

Магнітний неруйнівний контроль структурного стану сталей та чавунів

Ю. В. Моїсеєв, доктор технічних наук

О. І. Личак, кандидат технічних наук

В. О. Твердохвалов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Наведено результати досліджень напруженості H_r^N магнітного поля розсіювання над локально намагніченими зразками зі сплавів Fe-Fe₃C-C в залежності від їх структурного стану та показані можливості неруйнівного контролю сталей і чавунів шляхом вимірювання цієї магнітної характеристики.

Для металів і сплавів у литому стані характерною є фізична та хімічна неоднорідність матеріалу по перерізу литої заготовки, що приводить до неоднорідності механічних властивостей.

Методами термічної обробки можна суттєво змінити цю неоднорідність, якщо вибір режимів обробки проводити з періодичними випробуваннями механічних властивостей дослідних зразків та металографічним аналізом їх мікроструктур. Структурний стан матеріалу певною мірою є індивідуальним для будь-якого етапу термічної обробки, і його відмінності відтворює така, відносно легко контрольована механічна властивість, як твердість.

Прямі методи контролю структурного стану матеріалу є надійними і очевидними, але також трудомісткими і не завжди доступними. Тому все більшого значення набувають неруйнівні методи контролю на основі структурної чутливості фізичних властивостей матеріалів, зокрема – вимірювання магнітних параметрів феромагнітних сталей та чавунів.

Відомо [1], що при розробці сучасних магнітних матеріалів досить плідним стало використання теоретичних уявлень про зв'язок структури матеріалу з його коерцитивною силою H_c . Виявилось, що коерцитивна сила є зручною структурно-чутливою характеристикою для неруйнівної структуроскопії чавунів і сталей, оскільки її величина (на відміну від інших магнітних характеристик) залежить лише від матеріалу і не залежить від форми контрольованого виробу або зразка.

Феромагнітні метали та сплави мають полікристалічну зернисту структуру і, разом з цим, магнітну доменну структуру, певним чином впорядковану відносно зернистої. Домени магнітно насичені уздовж кристалографічних осей легкого намагнічування, а їх сумарна намагніченість дорівнює нулю. В нетекстурованих ізотропних структурах один домен займає тільки частину зерна, а границі доменів і зерен збігаються (рис. 1 а) [2]. Залежність розмірів доменів від розмірів зерен для таких структур є лінійною (рис. 1 б), хоча в зоні малих розмірів кореляція практично зникає. Коерцитиметрія передбачає попереднє намагнічування виробу до магнітного насичення і вибудову доменів уздовж вектора зовнішнього поля, що намагнічує виріб, а потім його розмагнічування до повного усунення намагніченості матеріалу. Оскільки

після зникнення зовнішнього поля у зразку зберігається залишкова намагніченість, для її усунення необхідна певна напруженість зовнішнього поля зворотного напрямку, яка і є мірою коерцитивної сили. Збільшення напруженості зворотного поля до цієї величини під час розмагнічування пов'язано з необхідністю зміщення доменних меж, а енергія, яка на це витрачається, залежить від структурних неоднорідностей, що постають на шляху зміщення. Ці енергетичні витрати складають фізичну основу структурної чутливості коерцитивної сили металу. Численні експериментальні дані, здобуті на цьому напрямі досліджень [3, 4], склали практичну основу широкого використання коерцитиметрії для неруйнівного контролю структури та властивостей сталевих продукції металургійного виробництва. Ця задача ускладнюється щодо машинобудівної ливарної продукції складного профілю, малих габаритів та мас. Коерцитиметричний контроль вимагає створеного замкнутого магнітного ланцюга та великих електричних струмів, що у багатьох випадках виключає можливість його застосування. В такому разі ефективним може біти використання іншого методу магнітного контролю, що виник в межах коерцитиметрії, але не потребує великогабаритної силової апаратури. Мова йде про метод, заснований на точковому намагнічуванні локальної зони виробу торцем постійного магніту з наступним вимірюванням нормальної складової H_r^N напруженості залишкового поля магнітного розсіяння в точці контакту магніту з виробом. Величина H_r^N є пропорційною локальній залишковій намагніченості I_r виробу, яка за цих умов намагнічування є пропорційною коерцитивній силі металу [5], що дозволяє вважати цей метод коерцитиметричним [6].

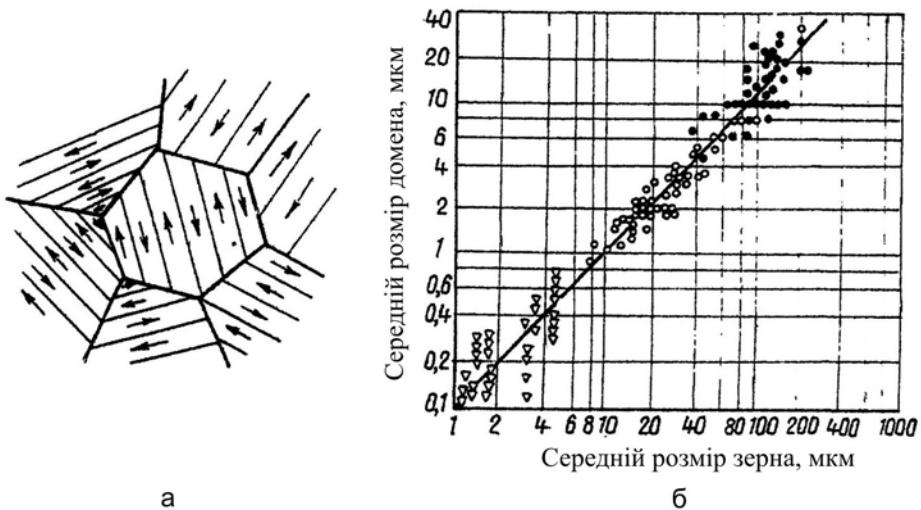


Рис. 1. Схематичне зображення кристалічної та доменної структур (а) та статистичний зв'язок розмірів зерна і доменів (б).

Для оцінки інформативності та структурної чутливості магнітної характеристики H_r^N досліджено її зв'язок з твердістю HV та структурним станом зразків з технічного заліза, сплавів Fe-Fe₃C та Fe-Fe₃C-C (при вмісті вуглецю від 0,05 % до 4,35 %) в стані металургійної поставки, в литому стані, а також після різних видів термічної обробки (відпал, нормалізація, гартування, гартування з відпуском). Дослідні зразки мали діаметр 42 мм і товщину 16 – 18 мм. Схеми вимірювання та розподілення нормальної H_r^N і тангенціальної H_r^T складових вектора поля розсіювання в зоні точкового намагнічування сталевих зразків заевтектоїдної сталі (твердістю 748 HV)

Методи дослідження та контролю якості металів

приведені на рис. 2. Графіки, що відтворюють залежності твердості HV і параметра H_r^T від вмісту вуглецю у сплавах $Fe-Fe_3C$ для зразків в стані металургійної поставки та в литому стані, подані на рис. 3. З них постає, що змінення HV та H_r^T , спричинені збільшенням вмісту вуглецю, схожі між собою, і в цих залежностях можна визначити дві характерні зони: 1 – доектектоїдну; 2 – заектектоїдну.

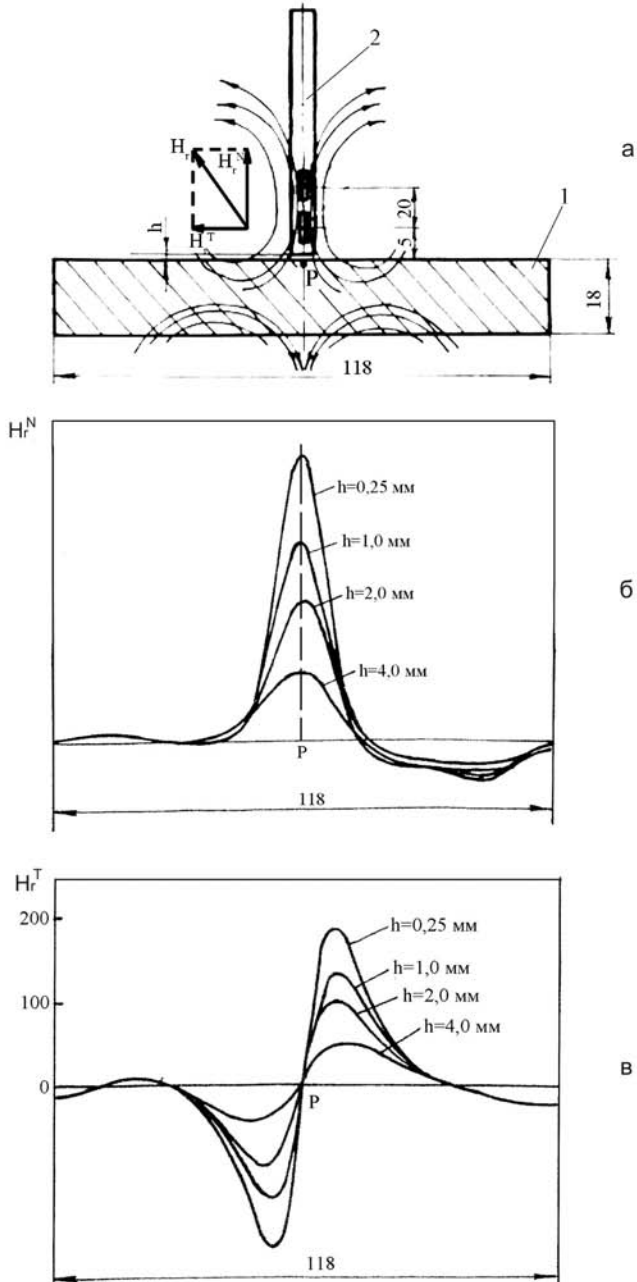


Рис. 2. Схема вимірювання напруженості магнітного поля розсіювання (а) та розподіл нормальної H_r^N (б) і тангенціальної H_r^T (в) складових поля розсіювання при різному зазорі між зразком та датчиком. 1 – зразок, 2 – датчик напруженості поля, P – полюс намагнічування.

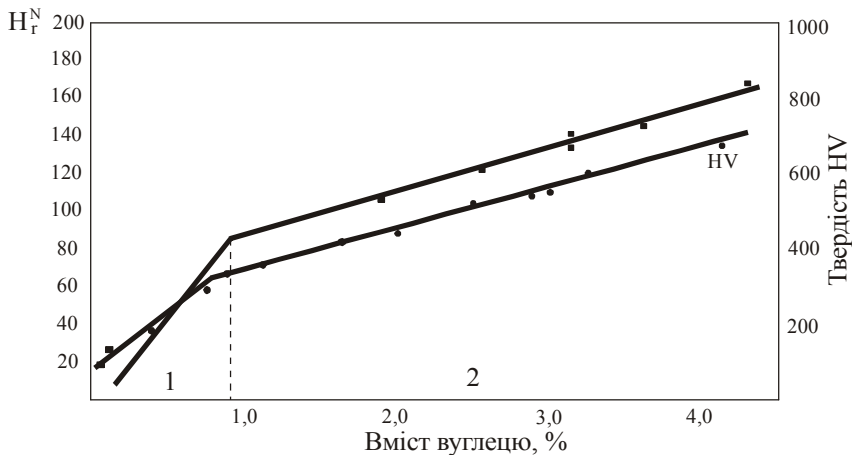


Рис. 3. Залежність напруженості магнітного поля H_r^N і твердості HV зразків зі сплавів Fe-Fe₃C від вмісту вуглецю в них.

Взаємозв'язок характеристик HV та H_r^N , а також їх залежність від вмісту вуглецю можна описати лінійними рівняннями:

Область 1:

$$HV = 2,6 \cdot H_r^N + 69,4, \quad (1)$$

$$HV = 254 [c] + 83, \quad (2)$$

$$H_r^N = 97,5 [c] + 5,1. \quad (3)$$

Область 2:

$$HV = 4,42 \cdot H_r^N - 60, \quad (4)$$

$$HV = 98,7[c] + 24,5, \quad (5)$$

$$H_r^N = 22,3 [c] + 69. \quad (6)$$

Зменшення інтенсивності росту твердості HV та напруженості H_r^N поля розсіювання в області евтектоїдної концентрації вуглецю пов'язано з перерозподілом фериту, перліту та цементиту вздовж границь зерен та полегшенням умов формування в заевтектоїдній зоні доменної структури магніто-твердої фази Fe₃C по мірі зростання її неперервності (рис. 4).

Наведені залежності (1 – 6) можуть бути використані для вирішення деяких практичних завдань:

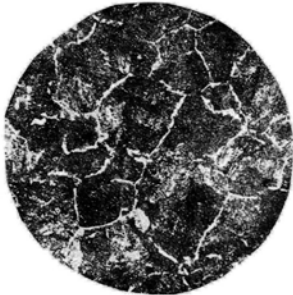
- неруйнівний контроль твердості сплавів Fe-Fe₃C {HV=f(H_r^N)},
- неруйнівний контроль вмісту вуглецю в сплавах (вирішення оберненої задачі у рівняннях 3, 6) {[c] = φ(H_r^N)},
- сортування компонентів металевої шихти за вмістом вуглецю.

Вплив термічної обробки на характеристики магнітного поля розсіювання пов'язаний із структурними змінами у сплаві.

Всі види термічної обробки при відносно невеликій (кілька десятків градусів у секунду) швидкості охолодження сплаву після нагріву вище критичної точки A₃ є різновидами фазової перекристалізації. При охолодженні аустеніту нижче критичної температури 727 °C відбувається перлітне перетворення, причому чим більше переохолодження, тим тонше пластини фериту і цементиту, тим менше відстань між пластинами і тим вище твердість та міцність сталі, які практично лінійно залежать від величини поверхні поділу фериту та цементиту. Різний ступінь переохолодження змінює



0,37 % C
а



0,64 % C
б



1,30 % C
в



1,89 % C
г

Рис. 4. Мікроструктура сталей з різним вмістом вуглецю. а, г – х 100, б, в – х 200.

характер перлітного перетворення і в результаті розпаду аустеніту утворюються проміжні структури – сорбіт, бейніт та троостит. Під час нормалізації прискорене охолодження на повітрі спричинює утворення дрібнозернистої структури, перехід евтектоїду у сорбітну форму та помірне дальше збільшення твердості і міцності. Проміжні структури, як і перліт, складаються з фериту та цементиту, але мають дещо іншу будову: цементит має форму ізольованих часток між голчастими кристалами фериту, а при більшому переохолодженні утворюється нижній бейніт у вигляді голчастої фази, в якій ферит та цементит оптично нерозмежовані. Подальше переохолодження спричинює мартенситне перетворення. Мартенсит, як і ферит, є феромагнетиком, має високу твердість (більше 6500 МПа) внаслідок не тільки тетрагональної кристалічної решітки, але й присутності оптично нерозмежованих дисперсних карбідів заліза. Слід відзначити, що при мартенситному перетворенні у сплаві зберігається певна кількість немагнітного залишкового аустеніту.

Гартування на мартенсит має на меті збільшити твердість виробу, або запобігти виділенню фериту, а при дальшому відпуску – зробити сталь сорбітною.

Оптимальне поєднання твердості, міцності та пластичності можна одержати гартуванням, подальшим нагрівом (відпуском) та витримкою заготовки при температурах, які перевищують температуру початку мартенситного перетворення. Характер взаємопов'язаних структур при підвищенні температури відпуску закономірно змінюється, зумовлюючи перерозподіл вуглецю між структурними складовими, релаксацію напружень та перехід до більш стійких морфологічних форм структурних складових.

Поведінка вимірюваної магнітної характеристики H_r^N буде визначатися змінами полікристалічної і, відповідно, доменної структур сплаву. Дисперсність перліту безпосередньо пов'язана з коерцитивною силою матеріалу, а в циклах неповного намагнічування – із залишковою намагніченістю. Мікронапруження, які виникають поблизу дисперсних часток та включень (до них можна віднести і включення немагнітного залишкового аустеніту), а також збільшення некогерентних міжчасткових границь сприяють закріпленню доменних стінок та перешкоджають їх зміщенню, тобто основному фізичному механізму намагнічування у слабких магнітних полях ($H < H_c$). Аналіз топограм розподілу параметра H_r^N для зразків зі сталей та чавунів показує, що при переході від стабільних структур (відпал) до нестійких метастабільних (гартування) збільшується діапазон зростання залишкової намагніченості H_r^N , і ця відмінність різко збільшується з

підвищенням вмісту вуглецю (рис. 5). Складність і суперечність кінетичних процесів розпаду різних метастабільних складових обмежують можливість спрощеного уявлення взаємозв'язку магнітних та структурних характеристик сплавів, але можна зазначити, що залишкова намагніченість інтегрально відбиває всю суму змін у сплаві.

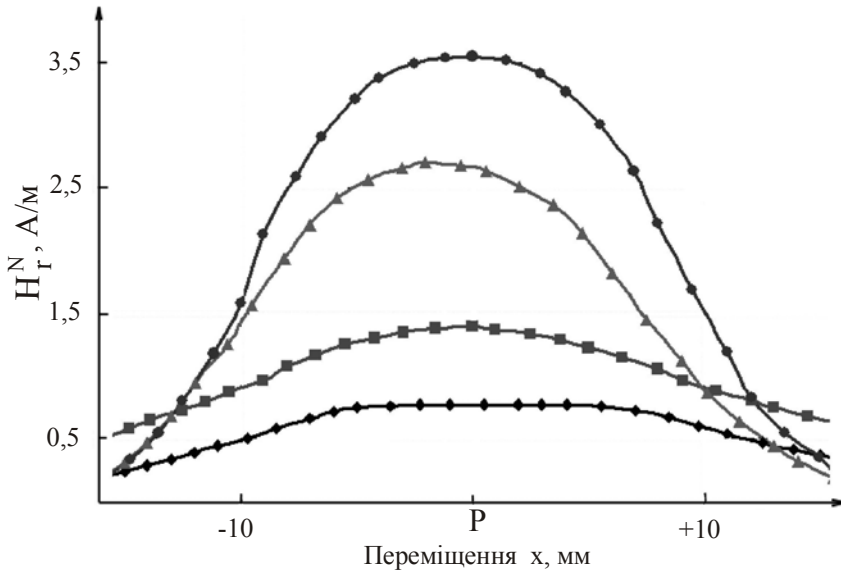


Рис. 5. Топограма розподілення нормальної складової H_r^N магнітного поля розсіювання в зоні контактного намагнічування зразків зі сталі в стані гартування. \blacklozenge – сталь 15пс, \blacksquare – сталь 40, \blacktriangle – сталь 40Х, \bullet – сталь У7.

На рис. 6 подано гістограми, які ілюструють взаємозв'язок залишкової намагніченості та твердості деяких сплавів Fe-Fe₃C для різних видів їх термічної обробки. Можна відзначити певну подібність змін цих характеристик при зміні виду термічної обробки. З ускладненням структурного стану, підвищенням ролі метастабільних структурних складових, їх дисперсності, а також з наявністю в структурі сплавів немагнітних складових (графіт, залишковий аустеніт) лінійна аналогія стає все більш обмеженою подібно до апроксимації кривих різного порядку лінійними відрізками. Для контролю магнітними методами таких термічно зумовлених структурних станів це означає необхідність обирати стандартний зразок з відомими оптимальними характеристиками твердості і структури та оцінювати магнітним методом ступінь відхилення характеристик виробу, що контролюють, від стандартного зразка.

Дослідженню магнітних властивостей чавунів і розробці магнітних методів контролю їх структури та фізико-механічних характеристик присвячено багато робіт [7]. Автори звертають увагу на збільшення магнітної проникненості і зменшення коерцитивної сили чавунів при зміні форми графіту від пластинчастої до кулястої, що свідчить про зменшення внутрішнього поля, яке розмагнічує виріб, і спричинено великою кількістю фаз немагнітної природи (графіту), а також суттєвим впливом на означене поле форми цих включень. Як і можна було очікувати, розмагніченість суттєво впливає на характеристики залишкового поля після полюсного намагнічування зразка.

На рис. 7 подано графіки залежності залишкової напруженості H_r^N від твердості чавунних зразків з різною формою графіту. Зразками є литі пластини різної товщини,

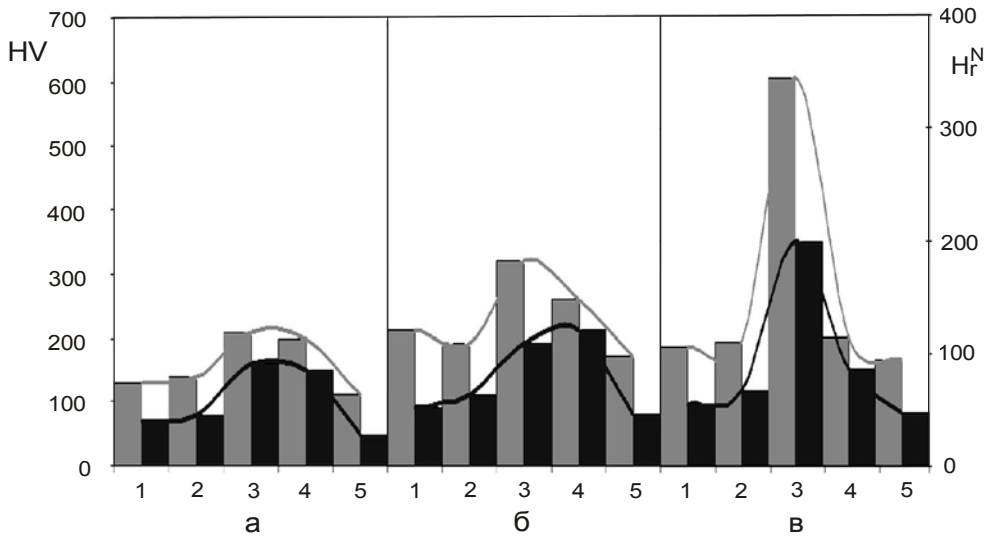


Рис. 6. Гістограми вимірювань твердості HV (■) та магнітної характеристики H_r^N (■) для сталей з різним вмістом вуглецю та в різному структурному стані. а – сталь 20, б – сталь 40, в – сталь У7. 1 – вихідний стан, 2 – нормалізація, 3 – гартування, 4 – гартування з відпуском, 5 – відпал.

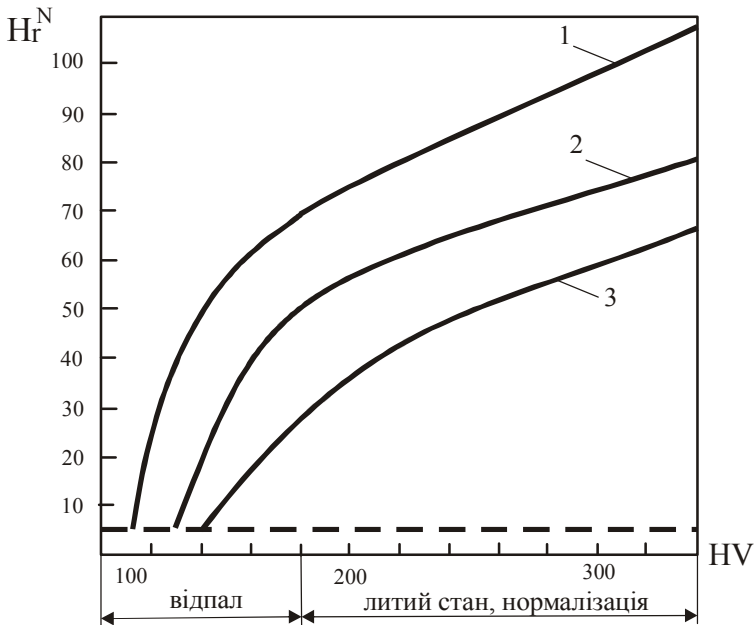


Рис. 7. Залежність напруженості поля розсіювання H_r^N від твердості HV зразків з чавуну з пластинчастою (1), вермикулярною (2) та кулястою (3) формою графіту (ССГ > 90 %).

одержані з чавуну однієї плавки заливанням у піщану форму перед модифікуванням, яке глобуляризує графіт, та після нього. Хімічний склад чавуну: 3,05 % С, 2,36 % Si, 0,37 % Mn, 0,23 % Cr по масі.

Як видно, трансформація пластинчастої форми графіту в чавуні у вермикулярну і глобулярну пов'язана зі зменшенням залишкової напруженості H_r^N в усьому діапазоні структурних станів, що зберігають графіт як структурну складову. Цей факт можна використати для неруйнівного експрес-контролю твердості та форми графіту в чавунах. Аналіз численних заводських проб та фрагментів виливків чавунів із різною формою графіту і в різному структурному стані металевої основи підтверджує спільність показаного взаємозв'язку твердості HV, напруженості H_r^N магнітного поля та форми графіту.

Вимір магнітного параметра H_r^N методом полюсного намагнічування відкриває широкі можливості практичного використання цього неруйнівного способу контролю структурного стану металів та сплавів. Вже згадано про можливість контролю вмісту вуглецю в нелегованих сталях і білих чавунах (з похибкою $\pm 0,1\%$), а також про неруйнівний контроль твердості чавунів та форми графіту в них. Метод може бути використаний для неруйнівного контролю твердості та глибини гартованого шару при індуктивному гартуванні чавунних гільз дизельних двигунів, а також для контролю глибини зміцнених хіміко-термічною обробкою поверхневих шарів різних сталевих та чавунних виробів. З урахуванням локальності контрольованого об'єму та можливості безперервного лінійного намагнічування поверхні виробу в різних напрямках цей метод можна використовувати також для оцінки як однорідності структури в різних зонах деталі так і ступеня її деградації в довгостроковій експлуатації.

Література

1. Дон. Ф. Либш, Конрад Г.П. Структура и коэрцитивность. // Структура металлов и свойства – М.: ГНТИЛЧМ, 1957. – С. 215 – 241.
2. Ломаев Г.В., Мамышев В.С., Дегтярев А.П. Обзор применения эффекта Баркгаузена в неразрушающем контроле. // Дефектоскопия. – 1984. – № 3. – С. 54 – 70.
3. Михеев Н.Н., Горкунов Э.С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М.: Наука, 1993. – 250 с.
4. Мельгуй М.А. Магнитный контроль механических свойств сталей. – Минск: Наука и техника, 1980. – 183 с.
5. Fürster F. Theoretische und experimentelle Grundlagen der elektromagnetischen Qualitätsortierung von stahlteilen. IV Restfeldverfahren. Zeitschrift für Metallkunde. – 1954. – Bd.45. – P. 223 – 238.
6. Моисеев Ю.В. Выбор рациональных методов и режимов магнитного контроля структуры и свойств изделий из чугуна и стали. // Процессы литья. – 2001. – № 2. – С. 64 – 69.
7. Горкунов Э.С., Сомова В.М., Ничипурук А.П. // Магнитные свойства и методы контроля структуры и прочностных характеристик чугуновых изделий (обзор). // Дефектоскопия. – 1994. – № 10. – С. 54 – 82.

Одержано 20.04.12

Ю. В. Моисеев, А. И. Личак, В. А. Твердохвалов

Магнитный неразрушающий контроль структурного состояния сталей и чугунов

Резюме

Приведены результаты исследования напряженности H_r^N магнитного поля рассеивания над локально намагниченными образцами из сплавов Fe-Fe₃C-C в зависимости от структурного

состояния образцов и показаны возможности неразрушающего контроля сталей и чугунов путем измерения этой магнитной характеристики.

Ju. V. Moiseyev, A. I. Lichak, V. A. Tverdokhvalov

Magnetic nondestructive testing of structure state of steels and cast irons

Summary

The article gives information about the possibility to carry out nondestructive testing of steels and cast irons structure state using “punctualpole” magnetization method and measuring the component of residual field intensity. The intensity of normal component H_r^N was measured on the plane surface of the samples made of Fe-Fe₃C-C alloys. Correlation between the magnetic parameter and metal structure components is ascertained. This relationship gives possibility to put into practice nondestructive testing of steels and cast iron by measuring their magnetic characteristics.

Шановні колеги!

**Триває передплата на науково-технічний журнал
«Металознавство та обробка металів» на 2012 р.**

Для регулярного одержання журналу потрібно перерахувати вартість заказаних номерів на розрахунковий рахунок Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. Вартість одного номера журналу – 30 грн., передплата на рік – 120 грн.

Розрахунковий рахунок для передплатників, спонсорів і рекламодавців:

банк УДКСУ в м. Києві, р/р 31252272210215, МФО 820019.

Отримувач – ФТІМС НАН України, ЗКПО 05417153,

з посиланням на журнал “МОМ”.

Копію документа передплати та відомості про передплатника
просимо надсилати до редакції,
вказавши номер і дату платіжного документа.