

тительной технике или высокоточной электронике [1-3]. При этом одним из важных условий применимости керамических материалов в области разработки микроэлектронных устройств является изучение материалов к различным видам излучений. Изучение изменения свойств керамических материалов в результате взаимодействия с тяжелыми ионами, образование неравновесных концентраций дефектов при упругих и неупругих столкновениях налетающих ионов с атомами мишени может дать представление о процессах дефектообразования в керамических материалах и их устойчивости к радиационному облучению.

Образцы керамик AlN были приобретены у CRYSTAL GmbH (Germany), плотность материала составляла 3.226 г/см^3 . Твердость – 1100 кг/мм^2 , Удельное сопротивление $>10^{14} \text{ Ом}\cdot\text{см}$. Облучение образцов проводилось на ускорителе тяжелых ионов «ДЦ-60» Астанинского филиала Института Ядерной Физики ионами C^{2+} с энергией 40 кэВ с флюенсом от 10^{14} до 10^{15} ион/см^2 при температуре облучения 300 К . Согласно расчетам максимальной длины пробега и энергетических потерь налетающих ионов выполненных с помощью программного кода SRIM Pro 2013, максимальная длина пробега ионов C^{2+} с энергией 20 кэВ/заряд составляет $136 \pm 10 \text{ нм}$, радиальное отклонение – $35 \pm 5 \text{ нм}$, количество вакансий создаваемых одним ионом составило 268 ± 20 вакансий/ион. Энергетические потери ионов на электронах $dE/dx_{\text{elec}} = 0,32 \text{ кэВ/нм}$, энергетические потери на ядрах $dE/dx_{\text{nuclear}} = 0,12 \text{ кэВ/нм}$, энергия первично-выбитого атома составляет 25 эВ , в то время как энергия связи атомов в кристаллической решетке составляет 3.36 эВ .

На основе полученных данных методами РСА, РЭМ, ЭДС установлены зависимости изменения кристаллографических характеристик и прочностных свойств от дозы облучения ионами C^{2+} с энергией 40 кэВ . Установлено, что в результате облучения в приповерхностном слое наблюдается формирование примесной фазы Al_4C_3 , приводящей к увеличению параметров кристаллической решетки, что свидетельствует об имплантации ионов C^{2+} и формировании фазы внедрения

в структуре. При этом увеличение вкладов примесных фаз приводит к снижению интенсивности дифракционных пиков, а также их асимметрии, которая обусловлена увеличением микронапряжений и деформаций в решетке. Изменение параметров кристаллической структуры приводит к снижению плотности керамик и увеличению пористости за счет образования областей разупорядоченности в структуре. Снижение плотности материала и изменение кристаллографических характеристик, обусловленное процессами дефектообразования и последующей их миграции приводит к разрушению ионных и химических связей в материале, которые влияют на прочностные характеристики материала. Методом АСМ установлено, что увеличение дозы облучения приводит к увеличению плотности хиллоков и трещин на поверхности, которые приводят к снижению твердости приповерхностного слоя. Установлено, что в результате облучения и образования каскадов дефектов основные изменения прочностных свойств керамик наблюдаются в приповерхностном слое толщиной $200\text{-}250 \text{ нм}$.

Полученные результаты хорошо согласуются с ранее проделанными исследованиями в этой области, а также могут внести существенный вклад в понимание процессов дефектообразования и радиационной устойчивости в керамических нитридных материалах, которые являются перспективными кандидатами для применения в современных ядерных реакторах.

Литература

1. Rosenberg Z., Brar N.S., Bless S.J. Dynamic high-pressure properties of AlN ceramic as determined by flyer plate impact // Journal of applied physics. – 1991. – V. 70. – № 1. – P. 167–171.
2. Wang K., Wang C. Aluminum vacancy related dielectric relaxations in AlN ceramics // Journal of the American Ceramic Society. – 2018. – V. 101. – № 5. – P. 2009–2016.
3. Szenes G. Ion-induced amorphization in ceramic materials // Journal of nuclear materials. – 2005. – V. 336. – № 1. – P. 81–89.

УДК 620.179.14

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МНОГОПАРАМЕТРОВОГО МАГНИТНОГО МЕТОДА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОВЕДЕННОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Короткевич З.М., Осипов А.А., Счастный А.С.

Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

Контроль качества термообработки изделий из различных марок сталей с использованием той или иной магнитной характеристики широко применяется в настоящее время. Но не всегда по одной или двум магнитным характеристикам можно судить о качестве проведенной термооб-

работки. Это связано с тем, что для некоторых марок стали нет однозначной зависимости между измеряемой магнитной характеристикой и температурой термообработки на всем диапазоне ее изменения. Поэтому прибегают к использованию сочетания нескольких магнитных параметров,

которые в той или иной степени чувствительны к фазово-структурным изменениям в материале при термообработке [1, 2].

В докладе рассматривается возможность использования многопараметрового метода неразрушающего контроля на примере углеродистых инструментальных сталей У8А и У10А. Образцы в виде колец, изготовленные из этих марок сталей, подвергались закалке и последующему отпуску при различных температурах в диапазоне от 0 до 600 °С. На этих образцах проводились измерения различных магнитных характеристик по петле магнитного гистерезиса при квазистатическом режиме перемагничивания в замкнутой магнитной цепи. Структурные изменения, происходящие в образцах, и их магнитные характеристики подробно описаны в [3].

Для оценки температуры отпуска образцов из стали У8А была предложена следующая математическая модель:

$$T_{\text{отп расч}} = b_0 + b_1 \cdot H_r + b_2 \cdot H_c + b_3 \cdot H_{\mu m} + b_4 \cdot H_{\mu dm} + b_5 \cdot V_{Hr} + b_6 \cdot V_r + b_7 \cdot V_{Hc} + b_8 \cdot V_{\mu m}, \quad (1)$$

где $b_0 \dots b_8$ – коэффициенты уравнения, приведены в таблице.

b_0	b_1	b_2
1050	-2,81	1,73
b_3	b_4	b_5
0,88	-0,11	3970
b_6	b_7	b_8
1500	1320	-3960

Используемые магнитные характеристики: релаксационная коэрцитивная сила H_r ; коэрцитивная сила H_c ; напряженности намагничивающего поля $H_{\mu dm}$ и $H_{\mu m}$, соответствующие максимуму дифференциальной магнитной проницаемости и максимальной магнитной проницаемости; релаксационная магнитная индукция V_{Hr} , остаточная магнитная индукция V_r ; магнитные индукции $V_{\mu m}$ и V_{Hc} при магнитном поле, равном соответственно $H_{\mu m}$ и коэрцитивной силе H_c на начальной кривой намагничивания.

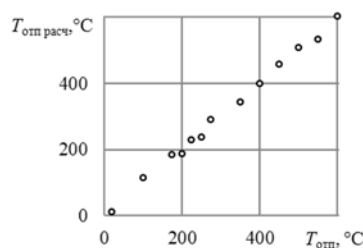


Рисунок 1 – Корреляционное поле между температурой отпуска при термообработке $T_{\text{отп}}$ и рассчитанной по (1) – $T_{\text{отп расч}}$ (сталь марки У8А)

Коэффициент множественной корреляции для данной математической модели составляет $R = 0,998$, а среднее квадратическое отклонение $S = 19$ °С. На рисунке 1 приведено корреляционное поле между температурой отпуска $T_{\text{отп расч}}$,

полученной по (1), и $T_{\text{отп}}$ при термообработке образцов из стали У8А.

Отпуск при температуре 100 °С заметных структурных изменений в материале не вызывает, поэтому магнитные характеристики V_{Hr} , V_r , $V_{\mu m}$ и V_{Hc} по сравнению с исходным состоянием не изменяются. При увеличении температуры отпуска от 100 до 350 °С величины V_r , $V_{\mu m}$ и V_{Hc} возрастают, затем наблюдается спад значений $V_{\mu m}$ и V_{Hc} до температуры 450 °С, а V_r до 400 °С, и последующий рост до 500 °С, затем опять уменьшение их величин до 600 °С. Магнитная индукция V_{Hr} в диапазоне температур отпуска 175–600 °С монотонно убывает. Величины параметров H_r , H_c , $H_{\mu dm}$ и $H_{\mu m}$ изменяются аналогично друг другу, убывая с разной степенью чувствительности к изменению температуры термообработки от 0 до 450 °С, возрастая от 450 до 500 °С и затем опять спадая аналогично характеристикам магнитной индукции V_r , $V_{\mu m}$ и V_{Hc} . Такая неоднозначность зависимостей магнитных характеристик этой марки стали от температуры термообработки приводит к необходимости внедрения многопараметрового подхода для решения задач неразрушающего контроля.

При температурах отпуска от 175 до 600 °С погрешность определения расчетной температуры составила около 5%, что позволяет говорить о возможности использования данной модели для определения температуры проведенного отпуска стали У8А по магнитным характеристикам.

Аналогично была построена математическая модель для образцов, изготовленных из стали У10А.

$$T_{\text{отп расч}} = b_0 + b_1 \cdot H_c + b_2 \cdot V_r + b_3 \cdot V_m + b_4 \cdot \mu_{dHc} + b_5 \cdot V_{Hc} + b_6 \cdot \mu_m + b_7 \cdot \mu_{dm} + b_8 \cdot H_{\mu dm} + b_9 \cdot V_{\mu dm}, \quad (2)$$

где $b_0 \dots b_9$ – коэффициенты уравнения, приведены в таблице

b_0	b_1	b_2	b_3	b_4
-299	0,78	2500	-2230	-0,75
b_5	b_6	b_7	b_8	b_9
2180	1,21	0,54	-0,76	-331

Используемые магнитные характеристики: H_c , V_r , максимальная магнитная индукция V_m , дифференциальная магнитная проницаемость μ_{dHc} и магнитная индукция V_{Hc} при поле равном H_c , максимальная магнитная проницаемость μ_m , поле $H_{\mu dm}$ и магнитная индукция $V_{\mu dm}$ при μ_{dm} .

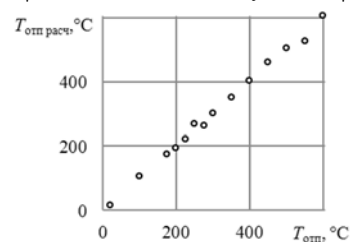


Рисунок 2 – Корреляционное поле между температурой отпуска при термообработке $T_{\text{отп}}$ и рассчитанной по (2) – $T_{\text{отп расч}}$ (сталь марки У10А)

Коэффициент множественной корреляции для данной математической модели составляет $R = 0,998$, а среднее квадратическое отклонение $S = 18$ °С. На рисунке 2 приведено корреляционное поле между температурой отпуска $T_{\text{отп расч}}$, полученной по (2), и $T_{\text{отп}}$ при термообработке образцов из стали У10А.

Для образцов из стали У10А характерны аналогичные структурные изменения, как и для образцов из стали У8А. Параметры B_r , B_{Hc} и B_m возрастают при увеличении температуры отпуска до 275 °С, в диапазоне температур от 275 до 400 °С наблюдается спад значений этих параметров с последующим их увеличением до 550 °С и спадом в конце диапазона отпуска. Величины магнитных проницаемостей возрастают в диапазонах температур 0-275 °С и 300-400 °С и убывают при температурах 275-300 °С и 400-500 °С. В диапазоне изменения температуры 500-600 °С все магнитные проницаемости, кроме μ_{dHc} возрастают, а μ_{dHc} продолжает убывать. Две полевые характеристики (H_c и H_{udm}) имеют аналогичную друг другу зависимость – в диапазонах от 0-350 °С убывают и от 350 до 450 °С возрастают, а затем снова убывают вплоть до 600 °С. Параметр B_{udm} изменяется многократно на всем диапазоне проведения отпуска.

При термообработке от 100 до 600 °С, погрешность расчетной температуры составила около 7 %, что позволяет говорить о возможности использования данной модели для определения температуры проведенного отпуска стали У10А по магнитным характеристикам в пределах погрешности.

Данную реализацию многопараметрового контроля с использованием математической модели и построением корреляционного поля можно применить для установления температуры проведенного отпуска, но необходимо для каждой марки стали строить отдельную модель. Кроме того, могут понадобиться другие магнитные характеристики, отличные от приведенных.

Данная методика может увеличить возможности использования магнитных характеристик для неразрушающего контроля, решить проблему отсутствия однозначно зависимых магнитных характеристик во всем диапазоне контроля качества термообработки.

Литература

1. Бида Г.В. Многопараметровые методы в магнитной структуроскопии и неразрушающем контроле механических свойств сталей / Г.В. Бида, А.П. Ничипурук // Дефектоскопия. – 2007. – № 8. – С. 3–24.
2. Матюк В.Ф. Приборы магнитной структуроскопии на основе локального циклического импульсного перемагничивания / В. Ф. Матюк // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2013. – № 1. – С. 3–27.
3. Матюк, В.Ф. Влияние температур закалки и отпуска на структуру и магнитные свойства инструментальных углеродистых сталей / В.Ф. Матюк, В.А. Бурак, З.М. Короткевич, А.А. Осипов // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2012. – № 1. – С. 25–49.

УДК 615.47

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ФИЗИОТЕРАПЕВТИЧЕСКОГО ИЗЛУЧАТЕЛЯ

Кравченко А.Ю., Терещенко Н.Ф.

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского», Киев, Украина

Аппараты ультразвуковой терапии занимают свое заслуженное место среди средств физиотерапевтического лечения. Данная группа аппаратов применяется как для лечения определенных заболеваний, так и для реабилитации. Суть ультразвуковой терапии состоит в контактном воздействии ультразвуком в диапазоне интенсивностей до 3,0 Вт/см², на проекцию к поверхности кожи целевого участка воздействия. Также данный метод широко применяют в комбинации с лекарственными веществами, которые наносят на поверхность кожи в области проведения процедуры. Это способствует передаче лекарственного средства через кожу вглубь тканей под воздействием ультразвука. Такая процедура ультрафонофореза позволяет достигать лечебного

эффекта, не только лишь за счет воздействия собственно ультразвука, а и за счет введенного лекарственного препарата.

Процесс преобразования электрической энергии в акустическую энергию ультразвука, в современных аппаратах ультразвуковой терапии, применяемых в области физиотерапии, происходит, в основном, посредством колебания кристаллов пьезокерамики в механические колебания определенной частоты. Соответственно, кристалл пьезоэлемента преобразует не всю электрическую энергию в акустическую, а существенная часть электрической энергии преобразуется в тепло нагрева самого пьезокерамического кристалла и окружающего пространства. Это, в свою очередь, может приводить к повышению