

Работа выполнялась при поддержке БРФФИ и РФФИ договор № Т16Р-040.

1. Демирчян К.С., Чечурин В.Л. Машинные расчеты электромагнитных полей. – М.: Высш. шк., 1986. – 240 с.
2. Пеккер И.И. К расчету магнитных систем методом интегрирования по источникам поля // Изв. вузов. Электромеханика. – 1968. – № 9. – С. 940-943.
3. Курбатов П.А., Аринчик С.А. Численный расчет электромагнитных полей. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 168 с.
4. Матюк В.Ф., Чурило В.Р., Стрелюхин А.В. Численное моделирование магнитного состояния ферромагнетика в неоднородном постоянном поле методом пространственных интегральных уравнений. I. Описание методики расчета // Дефектоскопия. – 2003. – № 8. – С. 71-84.
5. Счастный А.С., Осипов А.А. Исследование возможности контроля анизотропии листового проката // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2014. – № 3. – С. 20-33.
6. Мельгуй М.А. Формулы для описания нелинейных и гистерезисных свойств ферромагнетиков // Дефектоскопия. – 1987. – № 11. – С. 3-10.
7. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Математическая модель намагничивания ферромагнетиков // Доклады НАН Беларуси. – 2004. – Т. 48. – № 5. – С. 43-45.

УДК 620.179.14

### ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ МЕТОДОМ Счастный А.С., Осипов А.А., Бурак В.А.

*Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси  
Минск, Республика Беларусь*

Анизотропия механических свойств плоских ферромагнетиков формируется при производстве и во многом обусловлена технологическими процессами изготовления. Учет анизотропии позволяет повысить качество как изготавливаемой продукции, так и повысить технологичность производства, поскольку анизотропия оказывает влияние на качество и экономичность механической обработки (резка, штамповка и т.д.), причем это влияние неоднозначно и зависит от ряда факторов, среди которых особое значение имеют вид выпускаемой продукции, технологический процесс используемой при изготовлении механической операции и дальнейшие эксплуатационные условия работы изделия.

Контроль величины механической анизотропии листового проката стали на предприятиях обычно осуществляется выборочно механическими (разрушающими) методами согласно ГОСТ 9045-93, а также неразрушающими методами контроля [1, 2]. Использование неразрушающих методов контроля анизотропии позволяет более экономно использовать листовой прокат, идущий в производство, повышают качество и надежность изделий, но требуют анализа и исследований, проводимых как на стадии внедрения, так и при дальнейшем использовании на производстве. Для контроля механической анизотропии стального проката широкое распространение получили магнитные методы контроля [3], основой для использования кото-

рых является связь магнитных параметров со структурным состоянием вещества.

В ряде работ [4-6], проведенных коллективом авторов, было показано, что импульсный магнитный метод имеет значимые коэффициенты корреляции с коэффициентом нормальной анизотропии  $R_n$ , а в ряде случаев коэффициенты корреляции составляли 0,8 и более. В этих работах связь между магнитными параметрами и механической анизотропией листового проката стали в зависимости от температуры термообработки металла не исследовалась, но данная задача представляет особый интерес для дальнейшего исследования возможностей магнитного метода при контроле механической анизотропии и для практического использования.

Измерения проводились на листах низкоуглеродистой стали толщиной 3 мм и размерами 1000x1000 мм<sup>2</sup>. Листы стали имели различную температуру отжига после прокатки. Как и ранее [4-6], в качестве областей для измерения градиента напряженности остаточного магнитного поля были выбраны четыре точки в диагоналях прямоугольного образца, одинаково отстоящие от краев.

Намагничивающая система состояла из двух согласно по полю (вдоль оси  $y$ ) включенных прямоугольных катушек с размерами 210x55 мм<sup>2</sup>. Расстояние между осями катушек составляло 114 мм. Для намагничивания использовался импульсный магнитный анализатор ИМА-5Б. Измерения выполнялись

поперечным градиентометром, изготовленным из двух полузондов, используемых в приборах типа ИМА, расположенных друг над другом вдоль поля  $H$  над образцом и включенных встречно. Расстояние между полузондами поперечного градиентометра составляло 11 мм. При измерениях поперечный градиентометр подключался к прибору ИМА-4М.

Усредненные результаты измерения проекций поперечного градиента остаточного магнитного поля при намагничивании и измерении вдоль направления прокатки в исследуемых областях представлены на рисунке 1. На рисунке 2 представлены результаты измерения проекций поперечного градиента остаточного магнитного поля при намагничивании и измерении поперек направления прокатки в тех же областях.

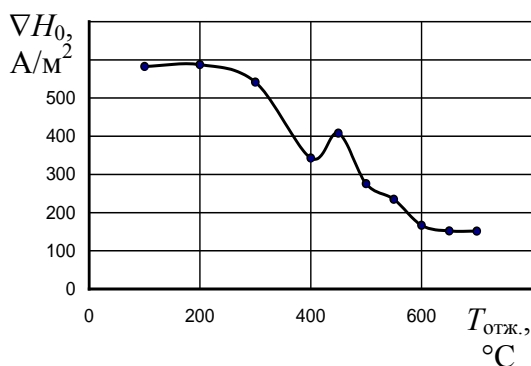


Рисунок 1 – Зависимость тангенциальных проекций поперечного градиента остаточного магнитного поля от температуры отжига  $T_{отж}$  вдоль направления прокатки

Из представленных на рисунках 1 и 2 зависимостей видно, что значения градиента остаточного магнитного поля, измеренные вдоль и поперек прокатки, различаются. В обоих случаях имеется участок, характеризующийся стабильностью измеряемого магнитного параметра при малых значениях температуры отжига, однако в случае измерений вдоль направления прокатки спад величин градиента поля начинается несколько раньше, что приводит к уменьшению и коэффициента магнитной анизотропии  $\nabla H_0/\nabla H_{90}$  (рисунок 3).

Дальнейшее повышение температуры отжига исследуемых стальных образцов приводит к неоднозначному снижению величины градиентов остаточного магнитного поля вдоль и поперек направления прокатки. Если для случая измерения градиента поперек направления прокатки такую зависимость можно считать близкой к линейной, то в случае измерения вдоль направления прокатки в области температуры, равной 450 °С наблюдается скачок значения.

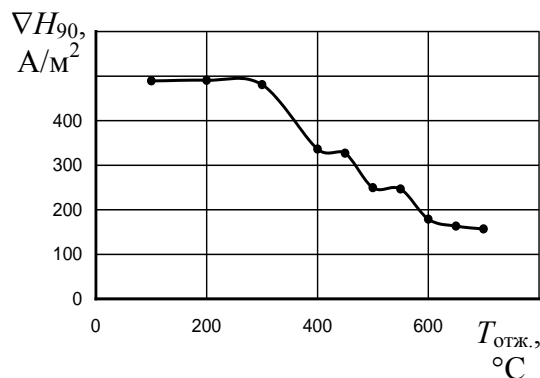


Рисунок 2 – Зависимость тангенциальных проекций поперечного градиента остаточного магнитного поля от температуры отжига  $T_{отж}$  поперек направления прокатки

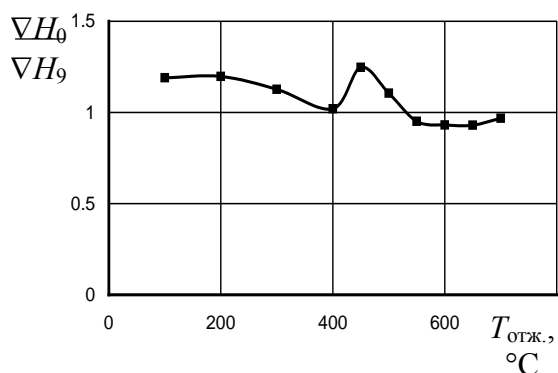


Рисунок 3 – Зависимость от температуры отжига  $T_{отж}$  коэффициента анизотропии  $\nabla H_0/\nabla H_{90}$  для поперечного градиента напряженности остаточного магнитного поля при согласном намагничивании

Из литературных источников известно, что при температуре отжига свыше 400 °С в стали начинаются структурные изменения, которые влияют на величины механических и магнитных свойств, в данном случае степень влияния температуры термообработки зависит от выдержки при данной температуре и ее величины. Это и обуславливает ход зависимостей.

В качестве параметра неразрушающего контроля анизотропии механических свойств может быть использован безразмерный коэффициент магнитной анизотропии  $\nabla H_0/\nabla H_{90}$ . Из рисунка 3 видно, что коэффициент магнитной анизотропии  $\nabla H_0/\nabla H_{90}$  в области структурных изменений может иметь значение больше единицы при малых величинах температуры отжига  $T_{отж}$ . Затем его величина становится меньше единицы после структурных превращений, происходящих в стали при повышении температуры отжига, проходит через минимальное значение и стремится к единице при высокой температуре отжига (700 °С и выше).

Работа выполнялась при поддержке БРФФИ и РФФИ договор № Т16Р-040.

1. Матюк, В.Ф. Состояние неразрушающего контроля штампуемости листового проката сталей / В.Ф. Матюк // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2012. – № 3. – С. 15-42.
2. Востриков, А.А. Использование комплексного показателя для оценки штампуемости холоднокатаного листового проката / А.А. Востриков [и др.] // Сталь. – 1993. – № 7. – С. 47-49.
3. Щербинин, В.Е. Магнитный контроль качества металлов / В.Е. Щербинин, Э.С. Горкунов. – Екатеринбург, 1996. – 266 с.
4. Счастный, А.С. Исследование возможности контроля анизотропии листового проката / А.С. Счастный, А.А.Осипов // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2014. – № 3. – С. 20-33.
5. Счастный, А.С. Механическая анизотропия и параметры петли магнитного гистерезиса листового проката низкоуглеродистых сталей / А.С. Счастный, А.А.Осипов // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2015. – № 3. – С. 15-27.
6. Счастный, А.С. Исследование возможности использования приборов магнитного контроля для оценки механической анизотропии листового проката / А.С. Счастный, А.А.Осипов // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2015. – № 3. – С. 54-66.

УДК 621.382.002

### ФОРМИРОВАНИЕ МЕЖУРОВНЕВОГО ДИЭЛЕКТРИКА ПРЯМЫМ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ИОННЫХ ПУЧКОВ

Телеш Е.В., Вашуров А.Ю., Святохо С.В.

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники  
Минск, Республика Беларусь*

Существующие вакуумные методы формирования межуровневого диэлектрика, основанные на термическом испарении, ионном распылении, связаны с использованием дорогостоящих мишеней и материалов для испарения. Энергия осаждаемых на подложку атомов составляет 0,01–5 эВ, что не позволяет получать тонкопленочные покрытия с высокой адгезией и требуемой микроструктурой при низких температурах подложки. Прямое осаждение из ионных пучков предполагает использования только рабочего газа, причем стоимость последнего намного ниже стоимости мишеней [1].

Формирование слоев межуровневого диэлектрика из SiO<sub>2</sub> осуществляли осаждением из ионных пучков смеси 5 % SiH<sub>4</sub> + 95 % Ag и кислорода. Остаточный вакуум в процессе нанесения не превышал значения (2–3)·10<sup>-3</sup> Па. Покрытия осаждались на неподвижные подложки из кремния. Режимы работы ионного источника на основе торцевого холловского ускорителя были следующими: анодное напряжение – 75 – 136 В, ток разряда – 1–4 А, ток солениода – 3–4 А, ток эмиттера электронов – 11–12 А. Температура подложек составляла 333–613 К.

Исследование электрофизических параметров (диэлектрическая проницаемость  $\epsilon$ , тангенс угла диэлектрических потерь tg $\delta$ , электрическая прочность E<sub>пр</sub>) межуровневого диэлектрика из SiO<sub>2</sub> осуществляли путем изменения характеристик структур металл–диэлектрик–полупроводник. Полученные тестовые образцы измерялись с помощью моста Е7-20 (емкость и tg $\delta$ ) и харак-

териографа TR-4805 (пробивное напряжение). Значение  $\epsilon$  определяли расчетным путем из величины емкости тестовой структуры.

Исследовалось влияние тока и напряжения разряда, состава рабочего газа и температуры подложки на  $\epsilon$ , tg $\delta$  и E<sub>пр</sub>. Было обнаружено, что для покрытий из SiO<sub>2</sub> увеличение парциального давления кислорода с 4,0·10<sup>-2</sup> до 2,0·10<sup>-3</sup> Па приводит к возрастанию  $\epsilon$  с 1,9 до 4,8. Тангенс угла потерь был минимален (0,04) при давлении 6,65·10<sup>-2</sup> Па, затем возрастал до 0,41 при 9,3·10<sup>-2</sup> Па. Значения E<sub>пр</sub> практически не изменялись. Увеличение парциального давления SiH<sub>4</sub> приводило к снижению  $\epsilon$  с 5,8 до 3,7, tg $\delta$  и E<sub>пр</sub> почти не изменялись. Повышение тока разряда с 1 до 4 А способствовало возрастанию  $\epsilon$  до 4,3, а E<sub>пр</sub> – уменьшению с 8,0·10<sup>6</sup> В/см до 3,2·10<sup>6</sup> В/см. Тангенс угла потерь находился в пределах 0,25 – 0,45 и не коррелировал однозначно с величиной I<sub>р</sub>. Установлено также, что величина напряжения разряда практически не влияет на электрофизические параметры пленок SiO<sub>2</sub>. Повышение температуры подложки с 413 до 613 К способствовало увеличению  $\epsilon$  с 1,2 до 5,61 а также повышению E<sub>пр</sub> с 3,4·10<sup>6</sup> до 5,2·10<sup>6</sup> В/см, т.е. улучшению диэлектрических параметров. На тангенс угла диэлектрических потерь температура подложки практически не влияла – tg $\delta$ =0,15–0,18.

Тонкопленочные покрытия для межуровневого диэлектрика должны обладать высокой адгезией к металлу нижнего уровня, иметь минимальную пористость, обеспечивать конформное