

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НЕОДНОРОДНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.
pudov@imp.uran.ru; drago@imp.uran.ru

Введение

Одна из причин снижения электромагнитных свойств анизотропных электротехнических сталей (АЭС) связана с формированием остаточных внутренних напряжений в материалах после их прокатки [1-3]. Такие напряжения могут возникать по различным причинам. Например, в результате нарушений химического состава, появления локальных инородных включений, изменения толщины ленты (волнистость, коробоватость) при её вытяжке и раскройке. Кроме этого в самой кристаллической структуре на межкристаллитных границах образуются локальные искажения решётки, приводящие к появлению локальных межзеренных напряжений. Все они приводят к существенным искажениям кристаллической структуры и, как следствие, снижают одноосную магнитную анизотропию и электромагнитные свойства. Поэтому их выявление на ранней стадии производства электротехнических материалов является технической проблемой производства и необходимым этапом для своевременного их устранения и повышения электромагнитных свойств.

Материалы и методика эксперимента

Для изучения использовали, стандартные полосовые образцы АЭС марки 3408 толщиной 0,23 мм, содержащие 3 мас.% кремния в железе и имеющие высокую степень совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001]. Для повышения точности определения остаточных неоднородных напряжений в АЭС путем получения рентгеновских дифракционных топограмм при сканировании образца материала в характеристическом рентгеновском излучении, исследовали применение оптимального спектра рентгеновского излучения и ряд информативных металлических стержней, закрепляемых на кристаллографической плоскости исследуемого образца.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Применение Со K_{α1} спектра рентгеновского излучения в методе рентгеновского топографического экспресс-анализа к образцу сплава Fe-3%Si с ребровой кристаллографической текстурой (110)[001] позволяет выявить границы значительно разориентированных участков образца [4], то есть зёрненную макроструктуру, а также отдельные границы крупных блоков, например, деление блочными границами на три части зерна, обозначенного цифрой 1 на рис. 1а. Большинство выявленных зёрен имеют размер 20–25 мм в плоскости ленты с некоторым количеством малых по размеру зерен 100–200 мкм на левом краю нижней части образца. Поверхность зёрен имеет приблизительно одинаковый контраст, обусловленный высокой степенью совершенства текстуры поликристаллического образца, при которой ориентации поверхностей зёрен взаимно близки к плоскости (110). Разделяющие их межзёренные границы имеют вид несколько размытых чередующихся тёмных и светлых закруглённых линий. В то же время более слабые или малые по площади структурные неоднородности и их количественные характеристики остаются не выявленными. Не удается различить, например, субструктуру зон локальной деформации, формируемых в кристалле для снижения его магнитных потерь. Дифракционное изображение субструктуры в этих зонах имело характер размытых пятен с неравномерным погружением и не позволяло определить механизм формирования этих зон, возможный как путём возникновения микродеформаций, так и за счёт формирования полигональной структуры из блоков с размерами, меньшими линейного разрешения метода.

Более информативные изображения приповерхностных слоёв изделия можно получить при рентгеновской топографии с угловым сканированием. В частности, при выделении из рентгеновского пучка дуплета K_{α1} и K_{α2} получают с его помощью

рефлексы от выбранных в данном кристалле плоскостей (220) и $(\bar{2}\bar{2}0)$, которые при угловом сканировании создают интерференционную картину широких чёрно-белых дифракционных полос на поверхности образца (рис. 1б). Как видно из рисунка, ширина и плотность этих чёрно-белых линий интерференционного контраста различна в разных участках образца и наибольшая в нижней его части, что указывает на разную степень искажения кристаллической решётки зёрен по длине образца. Отдельные нарушения гладкости полос интерференционного спектра указывают места расположения структурных неоднородностей. Однако большая ширина этих линий не позволяет анализировать занятую ими значительную часть площади образца и оказывается достаточно информативной лишь в участках зёрен крупного размера, порядка 300 мкм и более, не выявляет границ мелких зерен размером 100 мкм, например, в левом краю образца (рис. 1б). Не поддаются анализу и блочные границы, делящие на 3 части зерно 1. Кроме того, в деформированном состоянии сплава, характеризуемом наличием скольжения по базисным плоскостям кристаллической решётки в пределах зёрен, особенно вблизи межкристаллитных границ, метод интерференционных полос не обнаруживает этих изменений в структуре, не позволяет выявить механизм и степень пластической деформации в большинстве зёрен (см. рис. 1б).

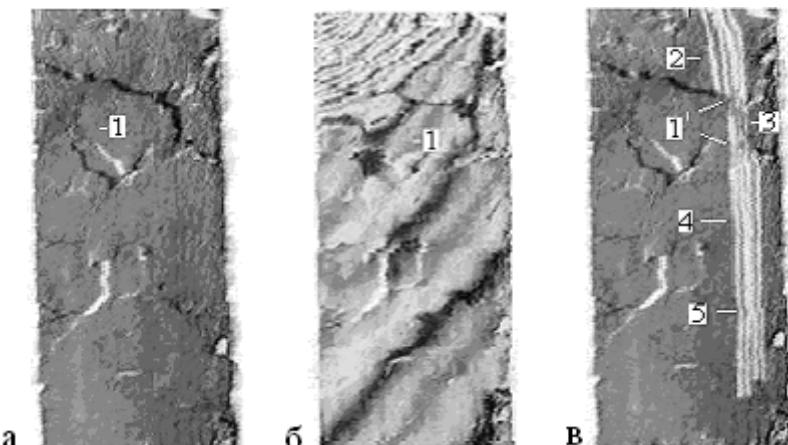


Рисунок 1 - Дифракционные топограммы образца анизотропной электротехнической стали при излучениях $K_{\alpha 1}$ (а), $K_{\alpha 2}$ (б), $K_{\alpha 1}$ (в) – со стержнями

Наиболее перспективное решение связано с выбором оптимального вида рентгеновского дифракционного воздействия и применением индикатора контроля напряжений [5]. Он выполнен в виде прозрачной пластины с закреплённым на ней рядом из 2–4 металлических стержней диаметром 0,1–0,07 мм, параллельных друг другу с шагом 1,0–0,8 мм (рис. 1в). Пластина накладывается на поверхность контролируемого образца, в частности на плоскость (110), параллельно выбранному направлению [001]. Далее воздействуют пучком характеристического $K_{\alpha 1}$ рентгеновского излучения и непрерывно сканируют образец при его вращении вокруг выбранной оси [001], лежащей в его плоскости. При этом, регистрирующую рентгеновскую пленку врашают относительно оси [001] вращения образца с удвоенной угловой скоростью. Одновременно её вращают и в противоположном направлении вокруг оси, лежащей в плоскости пленки, и параллельной оси вращения [001] образца с угловой скоростью, равной скорости вращения образца. В результате получают его дифракционную топограмму, из которой выявляют отсутствие или наличие различных искажений кристаллической структуры. Они могут быть в виде четко выявляемых поперечных растяжений, сжатий, плоскостных сдвигов, представленных в изменениях рентгеновских рефлексов от металлических стержней. Затем определяют величину локальных неоднородных напряжений – растяжения, сжатия, малоугловых разориентировок блоков и зеренных участков или их отсутствие в кристаллической решётке электротехнических материалов. При локальном определении в 5 и более градусов разориентированных участков, составляющих 10–20% площади поверхности

образца, применяют термическую обработку в режиме $T=800$ °C при $t=30$ мин. и охлаждении 200–50 °C в мин., а при более 20% – термомагнитную обработку в постоянном магнитном поле 500–800 A\m, приложенном в направлении продольной оси прокатки АЭС для повышения степени совершенства кристаллической и магнитной анизотропии материала. В качестве заданной кристаллографической плоскости образца используют ребровые (110), кубические (100) и тригональная (111) поверхности зерен электротехнической стали.

Заключение

Таким образом, за счет применения рентгеновского топографического экспресс-анализа неоднородностей кристаллической структуры АЭС повышается точность определения разориентировки блочных и зеренных участков поликристаллического материала и изделий, приводящих к снижению их магнитной одноосности и электромагнитных свойств (магнитных потерь, коэрцитивной силы, магнитной проницаемости и магнитострикции). На основе этого обеспечивается возможность повышения марочности АЭС, оптимизации функционирования электротехнических конструкций и длительной стабильности свойств материала при эксплуатационных воздействиях, экономии массы расходуемого металла и электроэнергии.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №AAAA-A18-118020290129-5, «Диагностика» №AAAA-A18-118020690196-3 и частично по проекту УрО РАН -2019.

Список литературы

1. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности. // Физика и химия обработки материалов. – 2013. – №3. – С. 48–52.
2. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Влияние структурных неоднородностей на динамику магнитных доменов и электромагнитные свойства Fe-3%Si сплава. Вестник Тамбовского универ. Серия Естеств. и технич. науки. - 2016.- Т.21. - №3. - С. 970-973.
3. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Влияние локальных деформаций на функциональные свойства Fe-Si материалов. Сб. материалов. 60-ой Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности». Витебск, 2018 . - С. 445-447.
4. Алексеев А.А., Тренников И.А. Способ определения остаточных напряжений в изделиях из монокристаллических материалов рентгеновским методом // Патент РФ 2427826. – Бюл. изобр. № 24. - 2011.
5. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ определения остаточных неоднородных напряжений в анизотропных электротехнических материалах рентгеновским методом // Патент РФ №2663415. – Бюл. изобр. № 22. - 2018.