

Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Казанцева В.В., Рахимова У.А.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ ПЕРЕГМАГНИЧИВАНИЯ СПЛАВА Fe₈₆Mn₁₃C

L.I. Kveglis, F.M. Noskov, V.V. Kazantseva, U.A. Rakhimova

INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION THE PROCESSES OF MAGNETIZATION REVERSAL ALLOY Fe₈₆Mn₁₃C

УДК: 614/78-84

В статье рассматривается влияние пластической деформации на процессы перемагничивания сплава Fe₈₆Mn₁₃C.

The article considers the peculiarities of the influence of plastic deformation on the processes of magnetization reversal of the alloy Fe₈₆Mn₁₃C.

Известно, что сплавы Fe₈₆Mn₁₃C обладают сложной магнитной структурой, состоящей из неоднородных областей аустенита и мартенсита [1]. Согласно [2] аустенит - антиферромагнетик, а мартенсит - ферромагнетик. Авторы [3] обнаружили, что под действием ударной механической нагрузки аустенит превращается в мартенсит деформации. В работе [4] методом рентгеноструктурного анализа показано, что мартенсит деформации может отличаться от известной структуры ε' - фазы. При расшифровке рентгенограммы обнаружено, что дополнительные рефлексы, полученные от широкой межзеренной межграницной прослойки, соответствуют рефлексам фазы, которая имеет скоординированную тетраэдрически плотноупакованную структуру Франка-Каспера (ФК12+ФК14) [5].

В настоящей работе исследуются процессы перемагничивания в образцах сплава Fe₈₆Mn₁₃C, подвергнутых ударной механической нагрузке. Образцы для исследования были предоставлены АО «ВОСТОКМАШЗАВОД» (г. Усть-Каменогорск). Перед закалкой образцы подвергались отжигу при температуре 800-850°C. Последующий нагрев под закалку на аустенит происходил до 1150°C в течение 6 часов. Закалка осуществлялась в воде. Состав сплава контролировался методами рентгеноспектрального флуоресцентного и химического анализов. Твердость образцов измеряли методами Бринелля и Виккерса. Исследование микроструктуры образца проводилось методами оптической и растровой электронной микроскопии. Рентгеноструктурным анализом определяли фазовый состав вещества. Расшифровки спектров рентгеновской дифракции проведены с помощью стандартных международных таблиц (JCPDS-International Centre for Diffraction Data). Магнитные свойства сплава Fe₈₆Mn₁₃C изучали методом торсионной магнитометрии в магнитном поле от 300 Э до 12 кЭ. Величина крутящего момента определялась по стандартной формуле:

$$L = M \cdot H \cdot \sin\theta \quad (1)$$

где M - намагниченность образца; H - приложенное поле; θ - угол вращения.

В полях Я от 2 до 14 кЭ происходило нелинейное уменьшение площади под кривой крутящих моментов (площади вращательного гистерезиса).

Вращательный гистерезис W пропорционален энергии, которая тратится на перемагничивание образца. Характеристикой поведения угловой дисперсии намагниченности могут быть полевые зависимости крутящего момента, а также вращательного гистерезиса:

$$(2)$$

Зависимости W от H были построены в теории Штрикмана и Тревеса [6] для модели закручивания вектора M. Однако эта теория не учитывала в явном виде флуктуации намагниченности и обменного взаимодействия, анизотропии. В наших образцах все эти флуктуации имеют место из-за различных, и прежде всего, структурных неоднородностей.

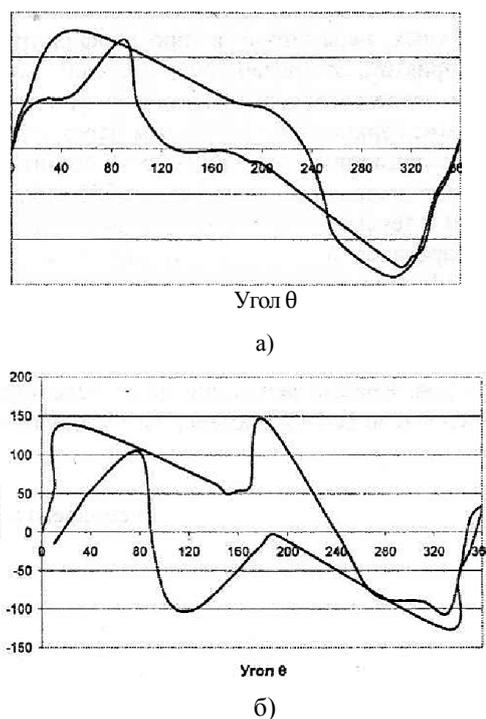


Рис. 1. Кривые вращательного гистерезиса L(θ), полученные для образца Fe₂₆Mn₁₃C в различных полях H: а) H = 300 Э; б) H = 1кЭ

Из кривых крутящих моментов (рис. 1.), видно, что при поле H=300Э (рис. 1, а) вращение образца соответствует почти однонаправленному характеру намагничивания образца. При поле 1 кЭ (рис. 1, б) появляется еще одна ось намагничивания. При этом происходит увеличение площади под кривыми крутящих моментов W, полученными при вращении поля Я в прямом и обратном направлении. Из графика зависимости W(H) (рис. 2.) видно, что при значении поля 300 Э, вращательный гистерезис достаточно велик. При увеличении поля H до 1 кЭ значения

W достигают максимума. С увеличением магнитного поля H до 5 кЭ вращательный гистерезис W уменьшается. При 8 кЭ наблюдается новый максимум, спадающий при дальнейшем росте поля (рис. 2.).

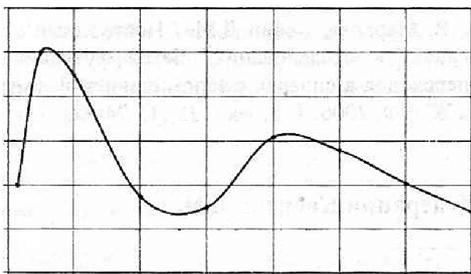


Рис. 2. Полевая зависимость энергии вращательного гистерезиса $W(H)$

С помощью световой оптической микроскопии установлена связь между структурой и магнитными свойствами образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$. На рис. 3 приведены изображения, характерные для образцов сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ с высокой ударной вязкостью. Мартенсит деформации сосредоточен в темных полосах, пересекающих друг друга. По-видимому, такое расположение полос деформации определяет характер распределения намагниченности в образце. Кривые крутящих моментов в различных полях показывают различный характер перемагничивания, хотя максимумы на кривых сдвигаются в зависи-

мости от величины поля. В полях выше 12 кЭ перемагничивание приобретает одноосный характер.

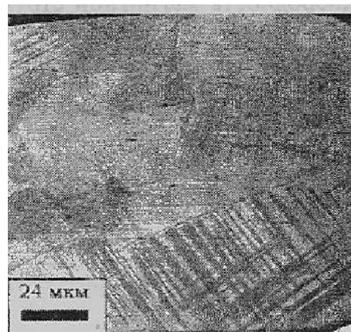


Рис. 3. Микроструктура образца $Fe_{86}Mn_{13}C$ с высокой ударной вязкостью, видны полосы сдвиговой деформации, в которых сосредоточен мартенсит деформации, имеющий структуру Франка-Каспера [4].

На рисунке 4 приведены спектры рентгеновской дифракции образца $Fe_{86}Mn_{13}C$ после пластической деформации. Из сравнения дифракционных спектров следует, что деформация осадкой увеличивает содержание мартенситной фазы, что приводит к увеличению намагниченности образца. При этом нетривиально изменяется энергия перемагничивания в зависимости от внешнего поля.

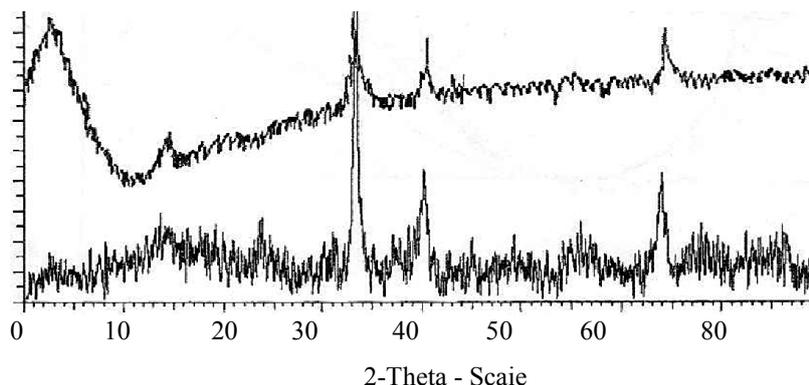


Рис. 4. Спектры рентгеновской дифракции образца $Fe_{86}Mn_{13}C$ после пластической деформации: внизу исходный образец после прокатки со степенью деформации 50%, сверху тот же образец после дополнительной осадки со степенью деформации 50%.

Из сравнения полевой зависимости вращательного гистерезиса рис. 2 с теоретическими работами [6], следует, что магнитная структура образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ является неоднородной. Неоднородность магнитного порядка связана со структурной неоднородностью. Взаимодействие областей с различным магнитным порядком, в которых атомы марганца и железа находятся в разных магнитных подрешетках и занимают неэквивалентные узлы с различным «окружением», приводит к формированию состояния с фрустрированным магнитным порядком. Это может приводить к рассеянию энергии за счет обратного магнитострикционного механизма. При этом величина рассеяния энергии зависит от напряженности внешнего магнитного поля [7].

Выводы:

1. Под действием пластической деформации в сплавах $Fe_{86}Mn_{13}C$ аустенит превращается в мартенсит деформации и может иметь тетраэдрически плотноупакованную структуру Франка-Каспера.

2. Исследование процессов перемагничивания после пластической деформации показало, что сплавы $Fe_{86}Mn_{13}C$ обладают сложной магнитной структурой.

3. Неоднородность магнитной структуры обусловлена неоднородностью фазового состава сплава, подвергнутого пластической деформации.

Литература:

1. Лысак Л.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали, Киев, 1975. 236 с.
2. В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, О.А. Баюков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко Фазовые превращения в $Mn/Fe(001)$

- пленках: структурные и магнитные исследования // Письма в ЖЭТФ, т. 89, вып. 12, 2009, с. 715-729.
3. V.V.Cherdyntsev et.al, Phase Transformations during Deformation of Fe-Ni and Fe-Mn Alloys Produced by Mechanical Alloying // The Physics of Metals and Metallography, 2007, Vol.104, No.4, p.408-414.
 4. L.I. Kveglis, R.B. Abykalykova, F.M. Noskov // Local electron structure and magnetization in p-Fe₆Mn_nC // Superlattices and Microstructures, V.46, 2009, p. 114-120.
 5. У. Пирсон Кристаллохимия и физика металлов и сплавов // Перевод с англ. к.ф.-м.н. С.Н. Горина, Москва: Мир, 1977, 456 с.
 6. Shtrikman S., Traves D., Micromagnetics. // Magnetism, Edited by Rado G.T. and Suhl H., New York and London, 1963, V. 3, P. 395-401.
 7. Г.В. Маркова, Левин Д.М. / Нейтронный структурный анализ в исследованиях бездиффузионных фазовых переходов в сплавах с запоминанием формы // Письма в ЖЭТФ, 2006. Т. 3, №6(135). С. 74-83.

Рецензент: профессор Российской Федерации Квеглис Л.И.
