

ВЛИЯНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ НА МАГНИТНУЮ АНИЗОТРОПИЮ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

© Д.С.Рыбин, И.Ю.Шумилов, В.И.Ладьянов,
И.А.Новохатский, Д.Г.Шербаков

Металлические стекла (под которыми обычно понимают аморфные металлические сплавы, полученные сверхбыстрой закалкой из расплава) на основе 3d-металлов группы железа в ряде случаев являются хорошими магнитомягкими материалами [1]. В основном это обусловлено отсутствием в них магнокристаллической составляющей анизотропии и дефектов, присущих конденсированной среде, обладающей трансляционной инвариантностью. Тем не менее константы анизотропии K_0 и K_1 в металлических стеклах отличны от нуля [2]. Кроме того, в аморфных магнетиках существуют собственные источники флуктуации магнитной анизотропии, лимитирующие уровень их магнитных свойств (см., например, [3]). Величина наведенной магнитной анизотропии в значительной степени определяется параметрами процесса быстрой закалки. Одним из них является структурное состояние исходного металлического расплава, управлять которым можно варьируя, в частности, температуру его перегрева [4,5]. Однако релаксационные явления в жидкой фазе, происходящие при ее изотермической выдержке, до сих пор не принимались во внимание при изучении процессов формирования анизотропии в магнитомягких аморфных сплавах. В настоящей работе такие результаты представлены впервые.

Ранее нами было показано [6], что поведение структурных параметров и свойств аморфных сплавов системы Fe-Cr-P-C, полученных при разных временах изотермической выдержки исходного металлического расплава, имеет немонотонный осциллирующий характер. Изменение структурных параметров в застеклованном состоянии коррелирует с кинетикой структурно-чувствительных свойств исходного неравновесного металлического расплава. В качестве возможной причины осцилляций указывались химическая микрогетерогенность и изменение композиционного ближнего порядка в неравновесном расплаве после фазового перехода "кристалл-жидкая фаза".

Образцы для исследования представляли собой аморфные ленты, полученные спиннингованием металлического расплава после его изотермической выдержки с временами: для сплава $\text{Fe}_{78}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{12}$ $\tau = 0; 5; 10; 15$ мин и сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ в интервале τ от 0 до 60 мин. Все прочие технологические параметры быстрой закалки поддерживались на постоянном уровне. Рентгеноструктурный анализ проводился в $\text{MoK}\alpha$ -излучении с коллимацией по Брэггу-Брентано. Установлено, что все образцы в исходном состоянии были рентгеноаморфными. Величина эффективного поля одноосной магнитной анизотропии H_k определялась методом ферромагнитного резонанса в плоскости образца по методике, приведенной в [7].

На рис. 1 представлены зависимости эффективного поля магнитной анизотропии металлических стекол как функции времени изотермической выдержки исходного расплава. В отличие от кинетики изменения индукции насыщения и полуширины первого максимума рентгеноструктурного фактора [6] для обоих сплавов наблюдается монотонное уменьшение величины H_k . Существующий разброс экспериментальных точек для сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ находится в пределах погрешности измерения. Однако времена релаксации при одинаковом характере изменений H_k для двух рассматриваемых сплавов существенно отличаются.

Следует отметить, что аналогичный характер изменения H_k обычно наблюдается при увеличении температуры перегрева δT исходной жидкой фазы [8,9]. Уменьшение H_k с ростом δT объясняется в этом случае изменением морфологии поверхности образцов и увеличением степени структурной однородности металлического расплава. Поскольку морфология поверхности ленты с увеличением τ не претерпевает существенных изменений, как было установлено нами с помощью растровой электронной микроскопии, то наиболее вероятной причиной уменьшения H_k является второй из двух указанных факторов. Процесс затвердевания переохлажденной жидкой фазы имеет направленный характер. Под воздействием градиентов температуры и направленного потока жидкости формируется ориентационный порядок локальных структурных элементов и дефектов, обладающих анизотропией формы. Любое изменение мощности и концентрации таких преобразований, а также их конгломератов будет сказываться на величине H_k . На наш взгляд, ответственными за изменения H_k с ростом τ следует считать области с кристаллоподобным ближним порядком, которые, будучи "вмороженными" центрами кристаллизации, фиксируются в металлическом стекле при спиннинговании.

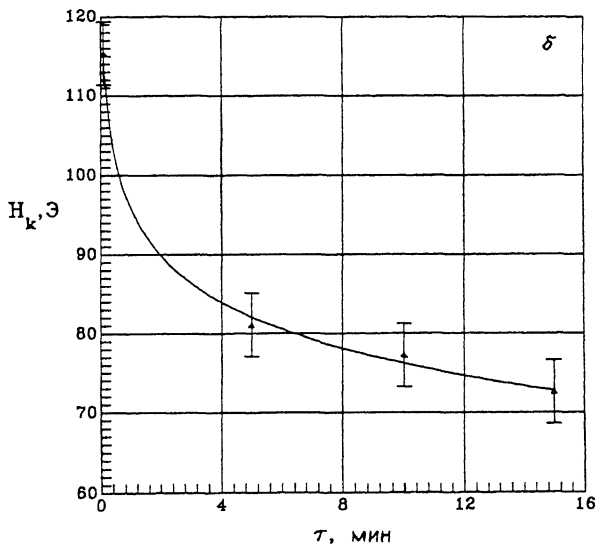
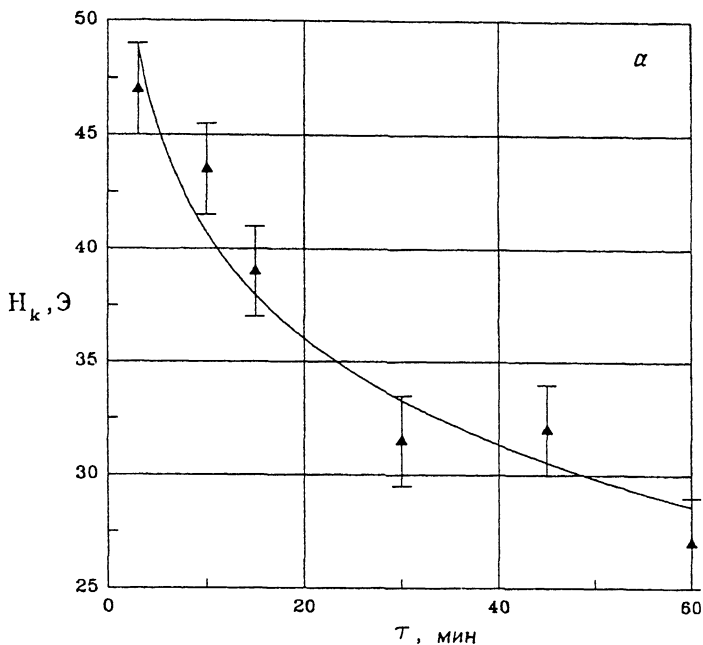


Рис. 1. Зависимость H_k от τ для сплава: а — $Fe_{70}Cr_{10}P_{13}C_7$, б — $Fe_{78}Ni_1Si_9B_{12}$.

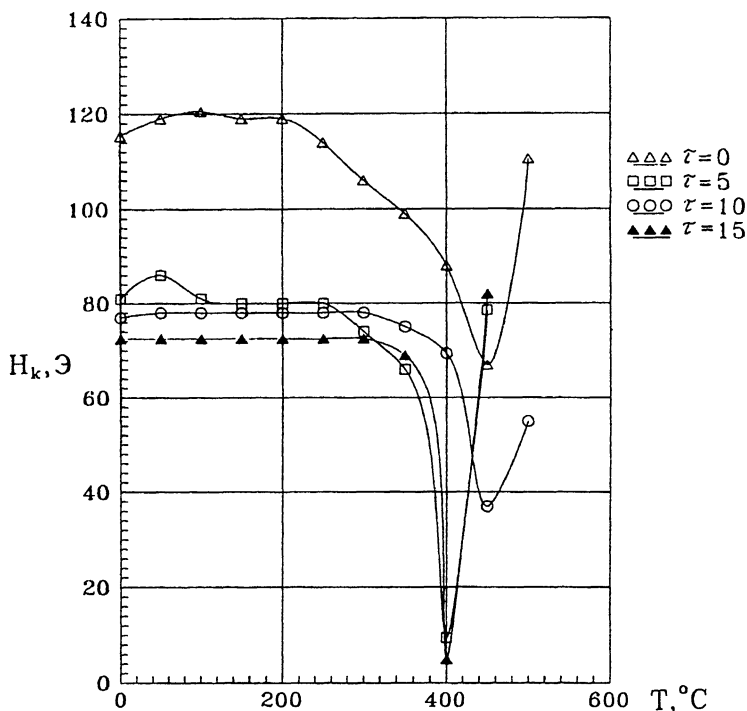


Рис. 2. Зависимость H_k от T_a для сплава $Fe_{78}Ni_1Si_9B_{12}$ при $\tau = \text{var}$.

Это подтверждается данными по влиянию температуры изотермического отжига T_a на величину поля анизотропии, приведенными на рис. 2.

Для всех τ зависимость $H_k = f(T_a)$ можно разделить на три этапа. На первом этапе величина H_k практически неизменна. При достижении температуры T_{xs} инициируются процессы поверхностной кристаллизации [11], приводящие к уменьшению величины H_k , а в пределе — к изменению ее знака. Это обусловлено тем, что поверхностная кристаллическая фаза, обладая большей плотностью по сравнению с аморфной матрицей, приводит к возникновению в объеме ленты сжимающих напряжений [12,13]. В результате магнитоупругого взаимодействия при положительной магнитострикции насыщения, которая достигает в нашем случае величины $\lambda_s \sim 10^{-5}$, легкая ось намагничивания становится перпендикулярной к плоскости ленты. Последующий на третьем этапе резкий рост H_k вызван началом объемной кристаллизации металлического стекла.

Как видно из рис. 2, между величинами H_k и T_{xs} наблюдается хорошая корреляция. Почти двукратное уменьше-

ние H_k при пятнадцатиминутной изотермической выдержке исходной жидкой фазы сопровождается увеличением температурного диапазона стабильности аморфной фазы на 120°C . Такое изменение T_{xs} с ростом τ говорит об уменьшении концентрации и мощности “вмороженных” центров кристаллизации, наследуемых из жидкой фазы, которые и обеспечивают, по-видимому, наибольший вклад в H_k . Обращает на себя внимание значительная величина H_k при малых временах выдержки расплава. В аморфных сплавах без кристаллических включений величина H_k обычно на порядок меньше [2]. Такие же значения анизотропии наблюдаются нами при больших временах τ . В работах Такахаси [10] было показано, что большая анизотропия (1 кДж/м^2) на близкой к исследуемой системе Fe-P-C обусловлена содержанием в металлическом стекле всего 1-го объемного % включений тетрагонального Fe_3P с размерами кристаллитов 10 нм, обладающего анизотропией 100 кДж/м^2 . При таком размере и концентрации включений фосфидов сплав остается рентгеноаморфным. В работе [14] приводятся данные рентгеноэлектронной спектроскопии поверхностных слоев сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$, подтверждающие присутствие в течение длительного времени в расплаве кристаллоподобных комплексов $(\text{FeCr})_3\text{P}$, время распада которых составляет 1.5 ч. Интересно также отметить, что время релаксации металлического расплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$, полученное в [14], хорошо согласуется с полученным в [15] по кинематической вязкости и работе [6] на металлическом стекле того же состава.

Сравнение данных по влиянию релаксационных явлений в исходной жидкой фазе на различные структурно-чувствительные свойства металлических стекол, приведенных нами в [6] и настоящей работе, позволяет констатировать, что одна и та же причина, а именно изменение ближнего порядка в системе “кристалл–металлический расплав”, может приводить к различной кинетике изменения свойств аморфных сплавов, характер которой зависит от конкретного физического механизма их формирования. Таким образом, впервые показано, что эффективное поле одноосной магнитной анизотропии аморфных сплавов системы Fe-Cr-P-C и Fe-Ni-B-Si уменьшается при увеличении времени изотермической выдержки исходного расплава. Отмеченное поведение обусловлено микрогетерогенностью и релаксационными процессами в неравновесной жидкой фазе после фазового перехода кристалл–жидкость.

Список литературы

- [1] *Amorphous metallic alloys* / Ed. by F.E. Luborsky. L.: Butterworth, 1983. P. 487.
- [2] *O'Handley R.C.* // *J. Appl. Phys.* 1987. V. 62. P. R15.
- [3] *Рыбин Д.С., Ладьянов В.И., Шудегов В.Е.* // *ЖТФ.* 1995. Т. 65. В. 9. С. 65.
- [4] *Walter J.P., Altounian Z., Ström-Olsen J.O.* // *J. Non-Cryst. Sol.* 1984. V. 61-62. P. 469.
- [5] *Мапов В.Р., Попел С.И., Бюлер П.И., Манухин А.В., Комлев Д.Г.* // *Mater. Sci. Eng.* 1991. V. A133. P. 535.
- [6] *Ладьянов В.И., Рыбин Д.С., Новооатский И.А., Усатюк И.И., Шумилов И.Ю.* // *Письма в ЖЭТФ.* 1995. Т. 61. В. 4. С. 270.
- [7] *Kaul S.N., Siruguri V.* // *J. Phys.: Condens. Matter.* 1992. V. 4. P. 505.
- [8] *Lu J., Wang J.T., Ding B.Z.* // *Mater. Sci. Eng.* 1988. V. B1. P. 251.
- [9] *Lim S.N., Pi W.K., Noh T.N., Kim H.J., Kang T.K.* // *J. Appl. Phys.* 1993. V. 73. N 2. P. 865.
- [10] *Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К.* // *Аморфные металлы.* М.: Металлургия, 1987. 328 с.
- [11] *Konygin G.N., Elsukov E.P., Makarov V.A., Lad'yanov V.I., Sirotnina G.A.* // *Phys. Met. Metallogr.* 1993. V. 75. N 75. N 2. P. 139.
- [12] *Ok H.N., Morrish A.H.* // *J. Appl. Phys.* 1981. V. 52. P. 1835.
- [13] *Herzer G., Hillzinger H.R.* // *J. Magn. Magn. Mater.* 1986. V. 62. P. 143.
- [14] *Варганов Д.В.* Взаимосвязь химического строения поверхностных слоев 3d-сплавов в аморфном, кристаллическом и жидком состояниях. Дис. на соис. учен. степ. канд. физ.-мат. наук. Ижевск, 1988. 134 с.
- [15] *Ладьянов В.И., Логунов С.В., Патомов С.В.* Расплавы (в печати).

Физико-технический
институт УрО РАН,
Ижевск

Поступило в Редакцию
23 апреля 1996 г.