

PACS: 66.20.+d, 61.25.Mv, 64.70.Ja, 75.50.Kj

В.В. Маслов¹, А.Г. Ильинский¹, В.К. Носенко¹, В.А. Машира¹,
А.Л. Бельтюков², В.И. Ладьянов², А.И. Шишмарин²

О СТРУКТУРЕ РАСПЛАВА, ЕЕ НАСЛЕДОВАНИИ ПРИ АМОРФИЗАЦИИ
И ВЛИЯНИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_{80}Si_6B_{14}$

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины
бульв. Акад. Вернадского, 36, ГСП, г. Киев-142, 03680, Украина

²Физико-технический институт УрО РАН
ул. Кирова, 132, г. Ижевск, 426000, Россия

Статья поступила в редакцию 20 августа 2004 года

Проведены рентгенодифракционные исследования структуры: расплава (до 1550°C) и температурной зависимости его кинематической вязкости (до 1650°C) в режимах нагрева и охлаждения, а также аморфных сплавов $Fe_{80}Si_6B_{14}$, полученных закалкой расплава от разных температур. Взаимодополняющие прямые и косвенные экспериментальные данные подтверждают существование «критических» температур T_{cr} (1420°C для $Fe_{80}Si_6B_{14}$), разделяющих низко- и высокотемпературное структурные состояния расплава. Высокотемпературное характеризуется большими временами релаксации при $T < T_{cr}$ и наследуется при аморфизации расплава, что подтверждено качественно сходным характером температурных зависимостей структурных параметров расплава и аморфных сплавов, полученных после разных перегревов расплавов перед закалкой. Перегрев расплава до температуры выше T_{cr} улучшает магнитные свойства исследованного аморфного сплава.

1. Введение

Аморфные и нанокристаллические сплавы на основе базовой системы Fe–Si–В сегодня успешно заменяют многие традиционные кристаллические магнитомягкие материалы (ферриты, пермаллои, трансформаторные стали) при изготовлении магнитопроводов, используемых в разнообразных изделиях и приборах электроники, электро- и радиотехники [1–3].

Дальнейший прогресс в этой перспективной области материаловедения прецизионных сплавов нового поколения связан с поиском дополнительных резервов повышения уровня и эксплуатационной стабильности их магнитных характеристик по пути как оптимизации химического состава, так и совершенствования технологии их получения. Одним из подобных резервов могло бы стать воздействие на структуру расплава.

О том, что в жидких сплавах на основе железа, алюминия и других металлов при нагреве могут происходить структурные перестройки, свидетельствуют результаты исследований температурных зависимостей структурно-чувствительных свойств расплавов, таких как вязкость, электропроводность, поверхностное натяжение, плотность и др. На структурные изменения в расплавах при нагреве указывают, пусть и косвенно, аномалии на соответствующих политемах в виде перегибов либо гистерезиса свойств в циклах нагрев–охлаждение, наблюдаемые в определенных температурных интервалах. Уже известно, что эти изменения могут оказать заметное влияние на служебные характеристики сплавов после их затвердевания (см., напр., [4–8]). Вместе с тем прямых экспериментальных данных (в частности, дифракционных), которые подтвердили бы непосредственно наличие структурных изменений при таких температурах, в литературе практически нет. Это же относится и к вопросам наследования структуры расплава при его аморфизации.

Перечисленные обстоятельства определили постановку задачи настоящей работы, первый этап которой заключался в изучении температурной зависимости кинематической вязкости ν с параллельным проведением рентгенодифракционных исследований структуры аморфизирующегося расплава состава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$. С учетом полученных данных на следующем этапе проведены рентгенодифракционные исследования структурного состояния аморфных лент этого же сплава, изготовленных закалкой из расплава, подвергнутого различной предварительной температурной обработке, а также измерения их начальной магнитной проницаемости.

2. Методика эксперимента

Исходные сплавы готовили в индукционной печи в инертной атмосфере He или Ar сплавлением чистых (не хуже 99.5 mass%) компонентов.

Аморфные ленты получены спиннингованием расплава по методу литья плоской струи на закалочной установке открытого типа. Эжектирование расплава осуществляли сквозь узкое (0.35–0.6 mm) сопло шириной 5–25 mm с расстояния 0.15–0.3 mm, которое поддерживали постоянным на протяжении каждого цикла разлива. Величину избыточного давления (10–35 kPa, гелий) определяли геометрией сопла, линейной скоростью вращения (10–40 m/s) диска-охладителя (\varnothing 620 mm) из хромистой бронзы, а также температурой перегрева расплава.

Измерение температуры в процессе разлива позволяла осуществлять созданная система цифровой компьютерной регистрации на базе скоростного пирометра «ИМРАС» (2–4 измерения в секунду). Температура ликвидуса сплава, установленная пирометрически, а также по данным ДТА, составляла 1172°C.

Химический состав сплавов, а также приготовленных аморфных лент контролировали методом флуоресцентного рентгеновского анализа.

Кинематическую вязкость измеряли с помощью метода затухающих крутильных колебаний в варианте Швидковского [9]. Измерения проводили в защитной атмосфере очищенного гелия после вакуумирования рабочего объема установки до $\sim 10^{-3}$ Па в режиме нагрева и дальнейшего охлаждения от температуры ликвидуса T_L до 1650°C с шагом 15–30°C после изотермических выдержек в течение 20 min. В качестве тиглей использовали цилиндрические стаканчики из Al_2O_3 с внутренним диаметром 16 mm и высотой 40 mm. Температуру определяли термопарой ВР-5/20 с точностью $\pm 10^\circ C$ и поддерживали на заданном уровне в пределах $\pm 0.5^\circ C$ при помощи высокоточного регулятора температуры ВРТ-3. Регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью лазера и прецизионного фотодатчика. Расчет вязкости проводили по методике, описанной в [10]. При ошибке единичного измерения не более 2% общая среднеквадратичная ошибка измерения ν не превышала 3%.

Дифрактограммы от жидких образцов получены на высокотемпературном Θ – Θ дифрактометре. Съемку дифрактограмм проводили в атмосфере гелия с использованием K_α -излучения молибдена. Диапазон значений вектора дифракции составил от 1 до 12.5 \AA^{-1} , что отвечает диапазону углов рассеяния по 2Θ от 5 до 90°. Шаг сканирования составлял: 0.2° – в области главного максимума, 0.5° – в диапазонах 5–16° и 23–45°, на других углах рассеяния – 1° . Время экспозиции одной точки подбирали таким образом, чтобы статистическая ошибка счета на больших углах рассеяния (область минимальной интенсивности) не превышала 1%. Монохроматизацию излучения осуществляли с помощью монокристалла графита, расположенного на дифрагированном пучке. Для приготовления образцов использовали чистые (99.95) Fe, Si и В. Образцы тщательно очищали от окислов и помещали в тигель из окиси алюминия, который устанавливали в камеру высокотемпературного дифрактометра. Камеру вакуумировали ($\sim 10^{-3}$ Па), промывали гелием, вторично вакуумировали и заполняли гелием до давления $\sim 10^5$ Па. Благодаря такой процедуре удалось практически полностью избавиться от видимых окислов на поверхности для всех составов.

Жидкие сплавы $Fe_{80}Si_6B_{14}$ исследовали при нагреве последовательно при температурах 1350, 1450, 1500 и 1550°C, а затем – при охлаждении при 1450, 1350 и 1300°C. Все дифрактограммы получены в процессе непрерывной съемки. При выходе на заданную температуру образец выдерживали 30 min, затем проводили съемку дифрактограммы. Время съемки одной дифрактограммы порядка 90 min.

При исследованиях аморфных лент (Мо K_α -излучение, монокристалл LiF на первичном пучке) шаг сканирования составлял 0.1° в области главного максимума и 0.5° – на других углах рассеяния.

Из данных рентгенодифракционных экспериментов с учетом необходимых поправок [11] по разработанным компьютерным программам рассчитывали структурные факторы (СФ) $i(s)$ и функции радиального распределения

атомов (ФРРА). Погрешности в определении структурных характеристик составляли: положения первого максимума интенсивности и СФ $s_1 - \pm 0.01 \text{ \AA}^{-1}$, высоты первого максимума СФ $i(s_1) - \pm 0.05$, площади под первым максимумом ФРРА (выделение по минимуму) $A_m - \pm 0.8$.

Для изучения магнитных свойств тороидальных сердечников из аморфных лент, подвергнутых предварительной термообработке, использовали стандартный индукционно-непрерывный метод измерения. Измерительная система одновременно с осциллографированием динамической петли перемагничивания позволяла измерять показатели напряженности магнитного поля и магнитной индукции с точностью соответственно $\pm 0.002 \text{ A/m}$ и $\pm 0.01 \text{ T}$.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1,а приведены температурные зависимости вязкости расплавов $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$, полученные в режимах нагрева и охлаждения в интервале 1200–1600°C. Как видим, в режиме нагрева на политерме вязкости расплавов происходит anomальное уменьшение ν вблизи 1420°C. После нагрева расплава до 1600°C и последующего охлаждения ниже 1420°C наблюдается гистерезис вязкости (значения ν , полученные в режиме охлаждения, ниже, чем при нагреве), который сохраняется вплоть до затвердевания образца.

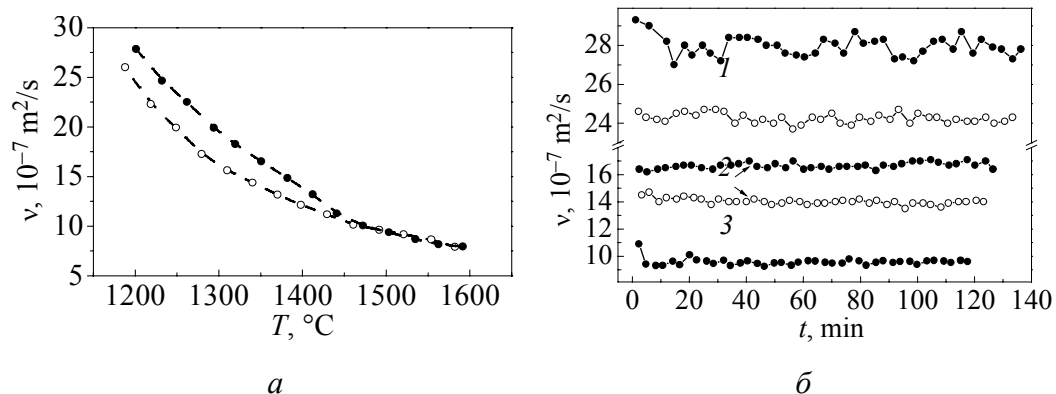


Рис. 1. Температурная (а) и температурно-временные (б) зависимости кинематической вязкости ν расплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ при нагреве (●) и охлаждении (○), °C: 1 – 1200, 2 – 1350, 3 – 1500

Отмеченная аномалия на температурной зависимости вязкости обусловлена, надо полагать, структурными превращениями в жидком состоянии при некоторой критической температуре T_{cr} , составляющей для сплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ 1420°C. При этом можно выделить низко- (от T_L до T_{cr}) и высокотемпературное (от T_{cr} до 1600°C) структурные состояния расплава. Как видно из рис. 1,а, в режиме охлаждения высокотемпературное состояние расплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ может сохраняться вплоть до его кристаллизации. Отсюда же следует, что для него можно выделить два характерных температурных интервала: 1200–1420°C (участок с гистерезисом вязкости, т.е. с низкотем-

пературным состоянием в режиме нагрева и высокотемпературным – при охлаждении) и 1420-1600°C (высокотемпературное состояние расплава при нагреве и охлаждении). С учетом данного обстоятельства дальнейшие исследования временной зависимости вязкости в изотермических условиях после нагрева и охлаждения со скоростью 100 К/мин для обоих сплавов проводили при температурах 1200, 1350 и 1500°C.

Эти исследования показали, что после нагрева до 1200 и 1350°C с течением времени значения вязкости расплава $Fe_{80}Si_6B_{14}$ не изменяются (рис. 1, б). После нагрева до 1500°C и дальнейшей изотермической выдержки низкотемпературное состояние расплава сохраняется в течение 5 min, после чего оно переходит в высокотемпературное. Это структурное состояние остается характерным для расплава $Fe_{80}Si_6B_{14}$ при охлаждении от 1500 до 1350°C, а затем и до 1200°C (на что указывают, в частности, относительно низкие значения ν), причем на протяжении весьма продолжительного (120 min) времени.

Для получения прямых экспериментальных данных об особенностях структурного состояния расплавов при разных температурах далее проводили их рентгенографирование в режимах нагрева (1350, 1450, 1500 и 1550°C) и последующего охлаждения (соответственно 1450, 1350 и 1300°C).

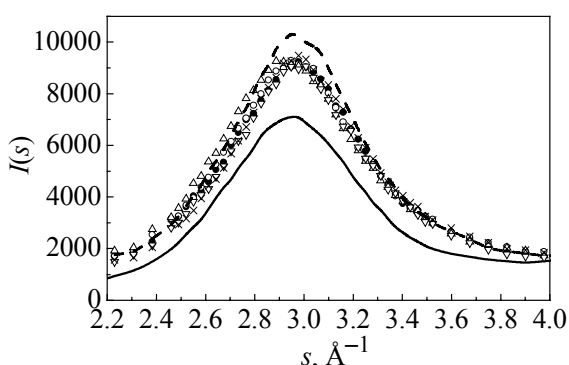


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм (главный максимум) расплавов $Fe_{80}Si_6B_{14}$, снятых в режимах нагрева при: — — 1350°C, ● — 1450, ○ — 1500, Δ — 1550 и последующего охлаждения: ▽ — 1450°C, × — 1350, --- — 1300

Исследования показали, что все рентгенограммы, за исключением снятой при первом нагреве до 1350°C, практически совпадают. Первая же дифрактограмма заметно отличается от остальных, снятых как в режиме нагрева, так и охлаждения, причем отличия намного превышают ошибку эксперимента. Из рис. 2, на котором для большей наглядности приведены фрагменты рентгенограмм в области главного максимума интенсивности, видно, что его высота при первой съемке заметно меньше по сравнению с высотой

аналогичных максимумов на остальных кривых, полученных как при повышении температуры до 1550°C, так и при последующем охлаждении.

Более наглядно характер структурных изменений, происходящих при нагреве и охлаждении расплава $Fe_{80}Si_6B_{14}$, представлен на рис. 3, а, на котором показана температурная зависимость высоты первого максимума интенсивности рассеяния. Как видим, при нагреве расплава от 1350 до 1550°C его структурное состояние существенно меняется, причем эти изменения происходят при температуре $T_{cr} \leq 1450^\circ C$ (согласно приведенным выше данным по измерению вязкости эта температура составляет 1420°C). Дальнейшее

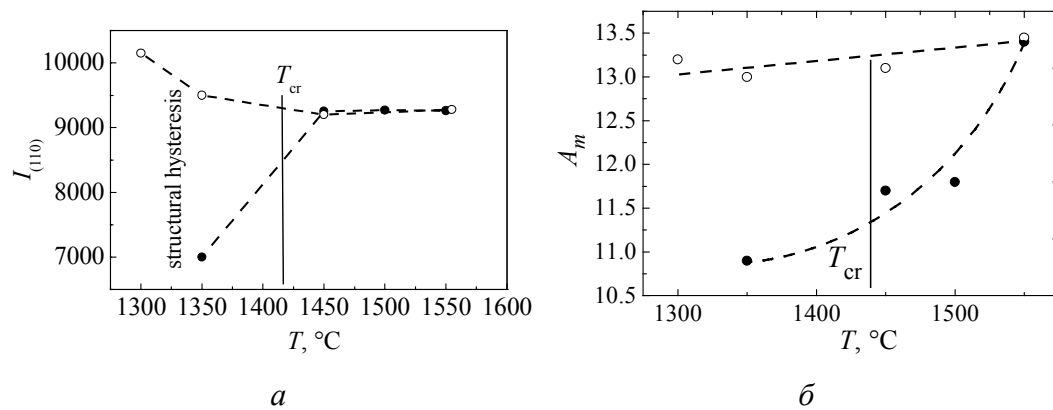


Рис. 3. Изменения структурных характеристик расплавов Fe₈₀Si₆B₁₄ в процессе нагрева (●) и охлаждения (○): а – высота главного (110) максимума кривых интенсивности; б – площадь A_m под первым максимумом ФРРА при его выделении по минимуму (координационное число)

увеличение температуры уже не изменяет установившегося при T_{cr} «высокотемпературного» структурного состояния расплава – в интервале температур 1450–1550°C дифрактограммы остаются практически неизменными. Следует подчеркнуть, что как по результатам измерений $v(t)$, так и из рентгенодифракционных экспериментов следует, что это структурное состояние не только остается стабильным при нагреве до 1550°C, но и сохраняется при последующем охлаждении вплоть до температур 1350 и 1300°C, кривые интенсивности для которых очень близки к «высокотемпературным» (1450°C и выше) кривым.

Расчитанные по экспериментальным рентгенограммам для всех исследованных температур (нагрев–охлаждение) значения площадей A_m под первым максимумом ФРРА (координационные числа) приведены на рис. 3,б. Видно, что по мере повышения температуры нагрева значения A_m возрастают, тогда как в процессе охлаждения до 1300°C они практически остаются такими же, что и при максимальной температуре эксперимента (1550°C). Сам по себе этот результат сегодня не совсем понятен, однако он является непосредственным подтверждением структурных изменений в расплаве и наличия «структурного гистерезиса» при его нагреве выше T_{cr} и последующем охлаждении. Приведенные здесь аномальные, но закономерные изменения структурных характеристик расплава при нагреве подтверждают наличие высоко- и низкотемпературного состояний структуры жидкости, разделенных критической температурой перегрева, однако установление природы этих нетривиальных эффектов требует дополнительных исследований.

В принципе, повышение интенсивности максимумов $I(s_1)$ при увеличении температуры должно свидетельствовать о росте плотности упаковки атомов в расплаве. Авторы допускают, что наблюдаемые эффекты могут быть связаны с изменением либо типа упаковки атомов в кластерах вследствие изменения температуры, либо (если речь идет о борсодержащих кластерах) их компо-

нентного состава без изменения типа упаковки атомов. В первом случае изменяется тип структуры, а во втором – структура кластеров остается той же, а изменяется лишь рассеивающая способность кластеров, что возможно при понижении в них концентрации атомов с меньшим порядковым номером.

Что касается наблюдаемого на рис. 3,а увеличения $I(s_1)$ при 1300°C (охлаждение), то оно, по-видимому, связано с некоторым увеличением плотности упаковки атомов, обусловленным достаточно низкой температурой эксперимента.

Рентгенодифракционные исследования структуры аморфных лент $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ сопоставимой толщины, полученных при трех различных (ниже и выше T_{cr}) перегревах расплава перед закалкой (1350, 1450 и 1550°C), показали качественное сходство полученных рентгенограмм с рентгенограммами расплавов, исследовавшихся при разных температурах в процессе нагрева.

Как видно из рис. 4, на котором представлены структурные факторы аморфных лент $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$, для них также с увеличением температуры наблюдается рост высоты первого максимума СФ, которая при указанных перегревах расплава перед закалкой составляет соответственно 3.68, 3.91 и 4.0 arb. units. Более наглядно этот результат характеризуется данными рис. 5, на котором приведены изменения высоты первого максимума структурного фактора $i(s_1)$ аморфных лент, полученных из расплава, подвергнутого перед закалкой разным режимам температурно-временной обработки. Характерным для этих экспериментов является то, что при всех задававшихся временах выдержки расплава перед закалкой (от 2 до 20 min) повышение температуры от 1350 до 1650°C сопровождается возрастанием $i(s_1)$.

Таким образом, полученные результаты подтверждают, что структура расплава наследуется при аморфизации, причем с теми структурными особенностями, которые вызываются предварительными температурными воздействиями на расплав.

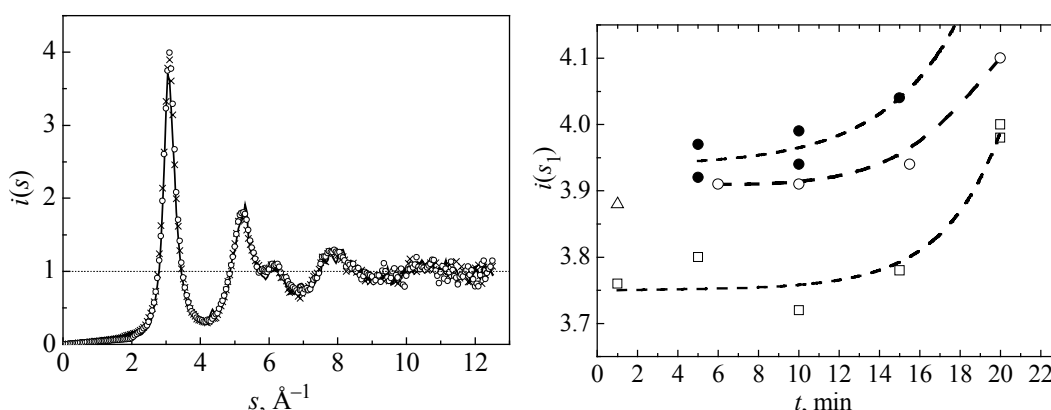


Рис. 4. Структурные факторы аморфных сплавов $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$, полученных закалкой расплава, нагретого до разных температур, °C: — — 1350, × — 1450, ○ — 1550

Рис. 5. Зависимость высоты первого максимума СФ аморфных сплавов $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ от времени выдержки расплава перед закалкой при температурах, °C: □ — 1350, ○ — 1450, ● — 1550, △ — 1650

Обычно для интерпретации экспериментальных данных по структуре жидкостей и стекол привлекаются различные модели нанонеоднородного строения жидкостей и аморфных сплавов (стекол), среди которых достаточно широкое распространение получили кластерные модели [12].

Так, согласно [12] поликластерная структура образована регулярными некристаллическими кластерами, разделенными межкластерными границами. Структурные изменения в расплаве при «критических» температурах связывают [13] с измельчением поликластерной структуры на более элементарные кластеры – такая «упрощенная» гомогенизированная структура сохраняется в течение времени, на порядки превышающего характерные времена диффузии; наследуясь при аморфизации, она и определяет свойства аморфных сплавов.

В работе [14] развивается теория длинноволновых флуктуаций плотности в стеклообразующих расплавах (кластер Фишера, [15]) со временем установления в сотни секунд. Согласно [15] размер таких длинноволновых корреляций достигает 300 нм, причем они включают в себя коротковолновые области размером ~ 2 нм (заметим, что именно такой величиной оценивается обычно размер областей ближнего топологического и композиционного порядка в расплавах и аморфных фазах). С этих позиций установленные в работе закономерности температурно-временных изменений вязкости можно объяснить тем, что при перегреве выше «критической» температуры длинноволновые корреляции разрушаются и в расплаве реализуется более однородная коротковолновая «субструктура». Из-за больших релаксационных времен длинноволновые корреляции при охлаждении сформироваться не успевают, что и приводит к гистерезису структурно-чувствительных свойств расплава (в нашем случае – вязкости). По этой же причине наблюдается и сходство высокотемпературных рентгенограмм расплавов с рентгенограммами, снятыми при температурах ниже T_{cr} .

Разумеется, при качественно подобном топологическом и химическом ближнем порядке структурных составляющих расплава и аморфного сплава следует ожидать, что в процессе аморфизации происходит все-таки некоторая трансформация структурного состояния, которое характерно для температуры эжектирования расплава. Такая трансформация вызвана стремлением расплава «подстроиться» к изменяющимся внешним условиям (температуре) в процессе охлаждения. Особенности такой «подстройки» должны определяться конкретными температурно-временными условиями процесса закалки, и происходит она, очевидно, лишь до момента достижения расплавом уровня вязкости, который достаточен для его замораживания. Характерное для этого температурного рубежа структурное состояние сильно переохлажденного расплава уже мало изменится при дальнейшем охлаждении до комнатной температуры, т.е. именно оно и будет представлять структуру АМС при комнатной температуре. Возможные изменения ближнего химического и топологического порядка в нанокластерной структуре расплава, ко-

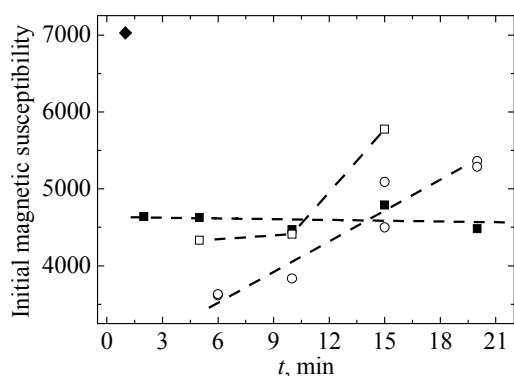


Рис. 6. Влияние времени выдержки расплава при температурах 1350 (■), 1450 (○), 1550 (□) и 1650°C (◆) на начальную магнитную восприимчивость (в поле 0.2 А/м) аморфных лент сплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$, отожженных в течение 1 h при 390°C

Как видно из приведенных на рис. 6 данных, наблюдается хорошо выраженная тенденция, согласно которой увеличение перегрева расплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_6\text{B}_{14}$ перед закалкой (как и времени выдержки при заданном перегреве) способствует улучшению магнитных свойств этого аморфного сплава. Отсюда следует также, что особенности структурного состояния расплава, обусловленные его температурно-временной обработкой и наследуемые при аморфизации, сохраняются и после термообработки аморфного сплава в докристаллизационной области.

4. Заключение

В результате проведенных исследований получены взаимодополняющие прямые рентгенодифракционные и косвенные (температурные зависимости вязкости) данные относительно существования «критических» температур, при которых в расплавах при нагреве происходят существенные качественные изменения в их атомном строении и которые разделяют низко- и высокотемпературные структурные состояния расплава.

Высокотемпературное состояние, устанавливающееся при $T > T_{\text{cr}}$, при обратном охлаждении расплава характеризуется значительным временем релаксации, в течение которого может возобновиться низкотемпературное структурное состояние, характерное для $T < T_{\text{cr}}$. Именно это обстоятельство обуславливает наличие наблюдаемых на политермах структурно-чувствительных свойств расплавов гистерезисных эффектов.

Показано, что температурные зависимости структурных параметров аморфных сплавов, полученных после разных перегревов расплавов перед закалкой, имеют качественно сходный характер, что свидетельствует о наследовании структуры расплава при его аморфизации.

личества и распределения по размерам нанокластеров различного типа, которые можно реализовать путем температурно-временных воздействий на расплав, определяют структурное состояние и, соответственно, свойства аморфного сплава.

Рассматриваемый подход подтверждается в целом проведенными в работе измерениями начальной магнитной проницаемости подвергнутых докристаллизационной термообработке аморфных тороидальных сердечников, которые были изготовлены из аморфных лент, полученных после различных температурно-временных обработок расплава перед закалкой.

Установлено, что увеличение температуры перегрева расплава до $T > T_{cr}$ улучшает магнитные свойства аморфного сплава $Fe_{80}Si_6B_{14}$.

В целом же полученные результаты обосновывают возможность направленно корректировать технологические режимы сверхбыстрой закалки расплавов и влиять тем самым на структурное состояние (соответственно и свойства) аморфных и нанокристаллических быстрозакаленных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Научно-технологического центра Украины (проект № 2047), ФЦП «Интеграция» (проект Б0086) и РФФИ (грант № 01-02-96455 p2001урал).

1. *F.E. Luborsky*, J. Magn. Mater. **7**, 143 (1978).
2. *R. Hasegawa*, Mater. Sci. Eng. **A375–377**, 90 (2004).
3. *Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi*, J. Appl. Phys. **64**, 6044 (1988).
4. *Б.А. Баум*, Металлические жидкости, Наука, Москва (1979).
5. *E.D. Tabachnikova, V.Z. Bengus, D.V. Egorov et al.*, Mater. Sci. Eng. **A226–228**, 887 (1997).
6. *В.В. Молоканов, М.И. Петржик, Т.Н. Михайлова и др.*, Расплавы № 4, 40 (2000).
7. *Ю.П. Стародубцев, Л.Д. Сон, В.С. Цепелев, Г.В. Тягунов, А.П. Тишкин, О.Б. Коробка*, Расплавы № 4, 76 (1992).
8. *В.И. Ладьянов, И.А. Новохатский, С.В. Логунов*, Расплавы № 1, 93 (1996).
9. *Е.Г. Швидковский*, Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов, Гостехиздат, Москва (1955).
10. *П. Бескачко, Г.П. Вяткин, Е.А. Уткин, А.И. Щека*, Расплавы № 2, 57 (1990).
11. *А.В. Романова, А.Г. Ильинский*, в кн.: Аморфные металлические сплавы, Наукова думка, Киев (1987), с. 7.
12. *A.S. Bakai*, Glassy Metals III, H. Beck, H.-J. Huntherodt (eds.), **72**, 209 (1994).
13. *P.S. Popel, V.E. Sidorov*, Mater. Sci. Eng. **A226–228**, 237 (1997).
14. *A.S. Bakai*, J. Non-Cryst. Solids **307–310**, 623 (2002).
15. *E.W. Fischer, G. Meier, T. Rabenau, A. Patkowski, W. Steffen, W. Thonnes*, J. Non-Cryst. Solids **131–133**, 134 (1991).

V.V. Maslov, A.G. Illinsky, V.K. Nosenko, V.A. Mashira, A.L. Bel'tukov, V.I. Lad'yanov, A.I. Shishmarin

ON THE MELT STRUCTURE, ITS HERITANCE DURING AMORPHIZATION AND INFLUENCE ON MAGNETIC PROPERTIES OF $Fe_{80}Si_6B_{14}$ AMORPHOUS ALLOY

The X-ray diffraction investigations of the melt structure (up to 1550°C) and the temperature dependence of its kinematic viscosity (up to 1650°C) under heating and cooling mode as well as the X-ray diffraction investigations of the amorphous $Fe_{80}Si_6B_{14}$ alloy structure obtained by rapid quenching of the melt from various temperatures were carried out. The complementary direct and indirect data confirm existence of the «critical» tem-

peratures T_{cr} (1420°C for $Fe_{80}Si_6B_{14}$) separating the low- and high-temperature alloy structure state. The high-temperature state is characterized by large relaxation times at $T < T_{cr}$ and it is inherited during melt amorphization; this was confirmed by the qualitatively similar behaviour of the temperature dependences of structure parameters of the melt and the amorphous alloys obtained at various melt overheating prior to quenching. The melt overheating above T_{cr} improves magnetic properties of the investigated amorphous alloy.

Fig. 1. Temperature (a) and temperature-time (b) dependences of kinematic viscosity ν of $Fe_{80}Si_6B_{14}$ melt during heating (\bullet) and cooling (\circ), °C: 1 – 1200, 2 – 1350, 3 – 1500

Fig. 2. Fragments of X-ray patterns (the main maximum) of $Fe_{80}Si_6B_{14}$ melts exposed during heating at: — – 1350°C, \bullet – 1450, \circ – 1500, Δ – 1550 and subsequent cooling at: ∇ – 1450°C, \times – 1350, --- – 1300

Fig. 3. Changes of structure characteristics of $Fe_{80}Si_6B_{14}$ melts during heating (\bullet) and cooling (\circ): a – height of the main (110) intensity curve maximum; b – area A_m under the first RDF maximum at its separation by minimum (coordination number)

Fig. 4. Structure factors of $Fe_{80}Si_6B_{14}$ amorphous alloys obtained by quenching of the melt heated to various temperatures, °C: — – 1350, \times – 1450, \circ – 1550

Fig. 5. Dependence of the first SF maximum height of amorphous $Fe_{80}Si_6B_{14}$ alloys on heating temperature of the melt before quenching, °C: \square – 1350, \circ – 1450, \bullet – 1550, Δ – 1650

Fig. 6. Influence of temperature-time melt treatment at temperatures 1350 (\blacksquare), 1450 (\circ), 1550 (\square) and 1650°C (\blacklozenge) on the initial magnetic susceptibility (at applied field of 0.2 A/m) of the amorphous $Fe_{80}Si_6B_{14}$ ribbons annealed for 1 h at 390°C