

# СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРЕЦИЗИОННОГО СПЛАВА НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

**И. М. Крижевский**

<sup>1</sup>*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», Беларусь*

Научные руководители: М. Н. Верещагин<sup>1</sup>, В. П. Сергиенко<sup>2</sup>

<sup>2</sup>*Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого НАН Беларуси», г. Гомель*

Большинство используемых на практике металлических материалов обычно не находится в термодинамическом равновесии, отвечающем минимуму свободной энергии, и отличается множеством различных отклонений от идеально правильного кристаллического строения. Именно возможность получения металлов и сплавов в метастабильном состоянии является одним из эффективных средств направленного воздействия на их физико-химические, механические и другие свойства.

Предельным случаем термодинамической неустойчивости твердых металлов и сплавов является их некристаллическое, или аморфное (стеклообразное), структурное состояние, характеризующееся отсутствием дальнего порядка в относительном расположении атомов, т. е. отсутствием трансляционной симметрии, которая является основным и неотъемлемым свойством правильных кристаллических решеток.

Переход вещества из жидкой фазы в твердую стеклообразную фазу характеризуется рядом специфических особенностей, которые не наблюдаются при обычной кристаллизации. Функции состояния (энергия, энтропия, энтальпия, удельный объем) изменяются с уменьшением температуры непрерывно и почти линейно (рис. 1). Однако вблизи температуры стеклования на кривых появляются перегибы. Первые производные от функции состояния по температуре (теплоемкость, коэффициент термодинамического расширения) меняются вблизи температуры стеклования скачком, а вторые производные (теплопроводность, диэлектрические потери) характеризуются наличием максимума, что позволяет феноменологически рассматривать стеклообразование как термодинамический переход II рода [1].

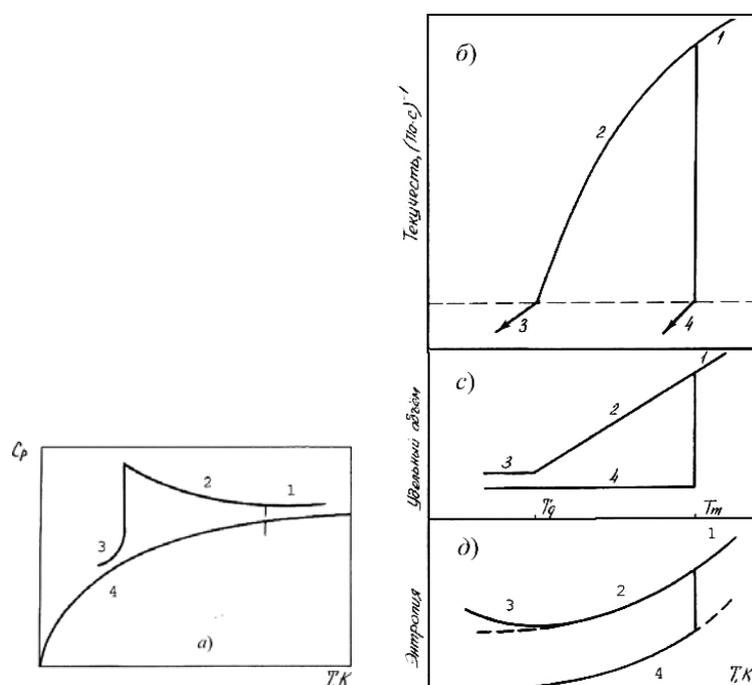


Рис. 1. Изменения свойств вещества в окрестности температур стеклования: а – теплоемкость; б – вязкость; в – объем; д – энтропия; 1 – жидкость; 2 – переохлажденная жидкость; 3 – аморфное состояние; 4 – кристалл

Минимальную скорость охлаждения, необходимую для подавления кристаллизации, называют критической, а температуру, которой соответствует величина динамической вязкости охлаждаемой жидкости  $10^{12}$ – $10^{13}$  П, называют температурой стеклования. Критическая скорость охлаждения и температура стеклования зависят от природы жидкости и являются одними из основных характеристик ее склонности к некристаллическому затвердеванию.

Нами было получено равенство (1), позволяющее построить зависимости температура–время–превращение (ТВП) и определить время, необходимое для образования заданного количества кристаллической фазы.

$$t = \frac{9,3\eta(T)}{kT} \sqrt[4]{\frac{a_0^9 X}{f^3 N} \frac{\exp\left(\frac{1,07}{T_{от}^3 \Delta T_{от}^2}\right)}{\left(1 - \exp\left(-\frac{\Delta T_{от} \Delta H_{пл}}{RT}\right)\right)^3}}, \quad (1)$$

где  $\eta(T)$  – температурная зависимость динамического коэффициента вязкости;  $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – температура;  $a_0$  – средний атомный диаметр компонентов сплава;  $X$  – относительное количество малой доли кристаллической фазы;  $f$  – относительное количество узлов на поверхности растущего кристалла, в которых может происходить присоединение атомов из жидкости ( $f = 1$  – для плотноупакованных кристаллов;  $f = 0,2\Delta T_{от}$  – для фасеточных кристаллов [2]);  $N$  – объемная концентрация атомов;  $T_{от} = \frac{T}{T_{пл}}$  – относительная температура;  $\Delta T_{от} = \frac{T_{пл} - T}{T_{пл}}$  – относительное переохлаждение;  $\Delta H_{пл}$  – молярная теплота плавления;  $R$  – универсальная газовая постоянная.

Недостатком данного подхода является предположение об изотермическом характере ранних стадий кристаллизации в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава. Однако по мнению авторов [2], [3] влиянием нестационарных процессов на зародышеобразование можно пренебречь.

Определение тепловых условий структурообразования металлических волокон при закалке из жидкого состояния требует совместного решения соответствующих гидродинамической и теплофизической задач, что возможно только в отдельных случаях. Поэтому рассмотрение теплофизики охлаждения металлического волокна на поверхности теплоприемника производился в упрощенном виде. В итоге нам удалось получить равенства (2) и (4), которые позволяют определить температурное поле и скорость охлаждения металлического волокна, что в совокупности с равенством (1) дает возможность установить связь между тепловыми условиями охлаждения и процессами структурообразования в охлажденном материале.

$$T(x, t) = T_T + 2(T_p - T_T) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin(\delta_n)}{\delta_n + \cos(\delta_n) \sin(\delta_n)} \exp\left(-\frac{\delta_n^2 a t}{h^2}\right), \quad (2)$$

где  $T(x, t)$  – температурное поле охлаждаемого волокна в линейной системе координат;  $x, t$  – переменные пространства и времени соответственно;  $a$  – коэффициент температуропроводности при начальном условии;  $T_p$  – температура расплава;  $h$  – толщина волокна;  $\delta_n$  – положительные корни трансцендентного уравнения:

$$\operatorname{ctg}(\delta) = \frac{\delta \lambda}{kh}, \quad (3)$$

где  $k$  – коэффициент теплопередачи по закону Ньютона;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

$$V(x, t) = \frac{2a}{h^2} (T_T - T_p) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n^2 \sin(\delta_n)}{\delta_n + \sin(\delta_n) \cos(\delta_n)} \cos\left(\frac{x \delta_n}{h}\right) \exp\left(-\frac{\delta_n^2}{h^2}\right). \quad (4)$$

Решить систему уравнений (1) и (2) в явном виде не представляется возможным, поэтому объемное содержание кристаллической фазы в быстро охлаждаемом материале волокна можно определить графически – путем наложения ТВП-диаграмм и температурно-временных зависимостей охлаждения сплава. Для исследования процессов структурообразования в формируемом покрытии необходимо изучить тепловые условия его образования.

Кривые ТВП, построенные для изучаемой системы сплавов, представлены на рис. 2. При построении кривых ТВП температурную зависимость вязкости сплавов аппроксимировали по закону Фогеля–Фулгера, а относительное количество кристаллической фазы принимали  $X = 10^{-6}$ . ТВП-диаграммы строили для  $\gamma$ -Fe фазы, которая наиболее вероятно образуется по эвтектической реакции при сверхбыстрой закалке и кристаллизации аморфных сплавов на основе Fe.

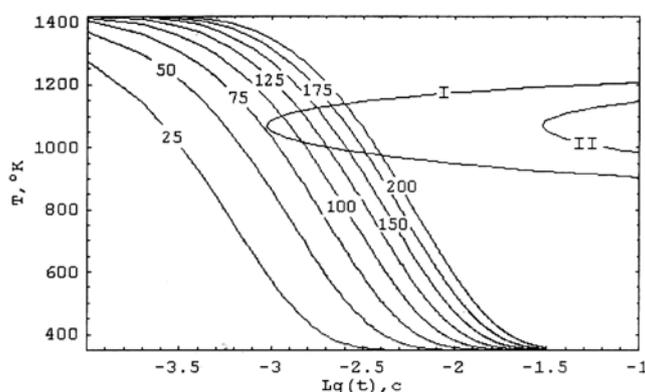


Рис. 2. ТВП-диаграмма (I-II) и кривые охлаждения сплавов системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–V при высокоэнергетической обработке: I – начало кристаллизации; II – окончание кристаллизации; цифры на кривых – толщина охлаждаемых волокон, мкм

Форма ТВП-диаграммы (рис. 2) определяется конкурированием двух процессов, действующих в противоположных направлениях: увеличением движущей силы процесса кристаллизации с ростом переохлаждения и снижением подвижности атомов. Сначала с ростом переохлаждения время, необходимое для кристаллизации заданного объема сплава, уменьшается, затем достигает минимального значения, а в дальнейшем увеличивается с понижением температуры. Для получения аморфной структуры кривые, характеризующие тепловые условия охлаждения сплава, должны находиться левее линии ТВП-диаграммы.

Из анализа кривой ТВП для сплавов системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–V видно, что получение полностью аморфной структуры в случае высокоэнергетической обработки возможно при толщине изделия не превышающей 75 мкм.

#### Литература

1. Сверхбыстрая закалка жидких сплавов : сб. науч. тр. / под ред. Г. Германа ; пер. с англ. – М. : Металлургия, 1986. – 375 с.
2. Коржик, В. Н. Теоретический анализ условий аморфизации металлических сплавов при газотермическом напылении. II. Фазообразование при затвердевании напыленного материала / В. Н. Коржик // Порошковая металлургия. – 1992. – № 10. – С. 11–15.
3. Дэвис, Г. А. Методы быстрой закалки и образование аморфных металлических сплавов / Г. А. Дэвис // Быстроокал. металлы : сб. науч. тр. / под ред. Б. Кантора ; пер. с англ. – М. : Металлургия, 1983. – С. 11–30.