

05;12

Центрифугирование жидких легкоплавких металлов

© В.Н. Гурин, Л.И. Деркаченко, И.Н. Зимкин,
М.М. Корсукова, С.П. Никаноров

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург
E-mail: Vladimir.Gurin@pop.ioffe.rssi.ru

Поступило в Редакцию 25 октября 2001 г.

Впервые проведено центрифугирование особо чистого металлического галлия в расплавленном состоянии при различных центробежных ускорениях в пределах 1000–12 000 g. Установлено небольшое изменение периодов решетки, а также значительное увеличение микротвердости с увеличением ускорения. Обнаруженное ранее воздействие центробежного ускорения на структуру, состав и свойства многокомпонентных систем впервые подтверждено на жидкометаллических однокомпонентных системах (здесь вместо второго компонента могут выступать точечные дефекты).

В литературе отсутствуют сведения об исследовании процессов центрифугирования расплавленных легкоплавких металлов. Существовало мнение, что такие процессы не приведут к каким-либо изменениям структуры и свойств таких металлов. В настоящей работе впервые показано, что ускорение, воздействуя на расплавленный галлий, приводит к его кристаллизации с измененными структурными характеристиками, что в свою очередь приводит к значительному изменению его свойств.

Центрифугирование проводили при условиях, аналогичных условиям исследования кристаллизации ионных соединений при центрифугировании [1]. Расплавленный галлий (чистота 99.99997%), нагретый до $\sim 80^\circ\text{C}$, подвергался центрифугированию в течение 30 min при 3 различных ускорениях $(1.3, 6.2 \text{ и } 11.8) \cdot 10^3 \text{ g}$. После центрифугирования часть расплава галлия оставалась в жидком состоянии и сливалась. Закристаллизованная часть извлекалась из пробирок и подвергалась исследованию. Были проведены измерения периода решетки (кристаллические образы, ДРОН 2, Fe K_α , $\lambda = 1.93597 \text{ \AA}$) и микротвердости (ПМТ 3, пирамида Кнупа, погрешность измерения составила 7%) по стандартным методикам. Периоды решетки образцов, исходных и полученных при 3 раз-

Результаты измерения периодов решетки (a, b, c) и микротвердости (H_K) исходного и центрифугированного галлия при 3 различных нагрузках P на индентор при $20-23^\circ\text{C}$

g , m/s^2	a , nm	b , nm	c , nm	H_K , МПа ($P = 19.6 \text{ mN}$)	H_K , МПа ($P = 49.0 \text{ mN}$)	H_K , МПа ($P = 98.1 \text{ mN}$)
Лит. дан.	0.4530	0.4500	0.7632	—	—	—
0	0.4535	0.4516	0.7645	111	135	59
$1.3 \cdot 10^3$	0.4524	0.4522	0.7649	250	236	176
$6.2 \cdot 10^3$	0.4520	0.4524	0.7652	272	240	131
$11.8 \cdot 10^3$	0.4528	0.4516	0.7653	384	292	202

личных ускорениях ($1.3, 6.2$ и 11.8) $\cdot 10^3 \text{ g}$, определялись по отражениям от плоскостей (420), (403) и (234), погрешность измерения составляла $(2-4) \cdot 10^{-4} \text{ nm}$. Результаты измерений приведены в таблице. Видно, что наблюдается небольшое искажение структуры по сравнению с исходными образцами — собственно исходным галлием и его образцом, подвергшимся примерно той же схеме термической обработки, что и центрифугированные образцы (в таблице $g = 0$). В общем можно заключить, что период a уменьшается у центрифугированных образцов (до $g = (11.8) \cdot 10^3 \text{ m/s}^2$), в то время как периоды b и c несколько увеличиваются (до указанного g в таблице). Такое искажение структуры приводит к весьма значительному увеличению микротвердости с увеличением ускорения. Это подтверждается измеренными H_K при трех различных нагрузках на индентор (исключение составляет значение при нагрузке 98.1 mN , полученное при ускорении $6.2 \cdot 10^3 \text{ g}$, где наблюдается излом на зависимости H_K от ускорения). Такое последовательное увеличение микротвердости при всех нагрузках на индентор не может быть случайным и обусловлено некоторой деформацией кристаллической структуры (как видно из таблицы — небольшим уменьшением периода a и увеличением периодов b и c).

В чем конкретно проявляется такая деформация (увеличение плотности дислокаций, напряженность химических связей и др.), в настоящее время без специальных исследований (нейтронная или рентгеновская дифракция, определение плотности дислокаций при различных ускорениях и др.) установить не представляется возможным. Одна из серьезных трудностей заключается в том, что на поверхности любого галлиевого

слитка не удастся получить определенную кристаллографическую плоскость, так как практически при любом сколе системы скольжения не проявляются, и образуется неровная поверхность, проходящая через несколько кристаллографических направлений. Этим и объясняется тот факт, что при измерении микротвердости с помощью пирамиды Кнупа (см. таблицу) не указывается кристаллографическая плоскость, на которой проводилось измерение.

Другой сложностью является низкая температура плавления галлия (28.79°C), что не позволяет приготовить шлифы с определенной кристаллографической ориентацией для измерения микротвердости и изучения других свойств и характеристик.

Предположение о том, что центрифугирование может приводить к образованию стеклообразного состояния, не подтверждается данными рентгеновского анализа (все образцы ведут себя как "монокристалл" или материал с несколькими крупными зернами), а также экспериментальным исследованием процесса плавления методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Исследование плотности образцов методом гидростатического взвешивания не показало сколько-нибудь заметного различия между образцами, полученными при $g = 0$ и $g = 11.8 \cdot 10^3 \text{ m/s}^2$.

В заключение авторы выражают искреннюю благодарность В.М. Егорову, Ю.А. Буренкову и Ю.Г. Носову за помощь в исследованиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-03-32822).

Список литературы

- [1] Гурин В.Н., Никаноров С.П., Нечитайлов А.П. и др. // ФТТ. 2001. Т. 43. В. 7. С. 1196–1201.