

построенной кривой строим аппроксимирующую зависимость (см. рис. 12, кривая 2), которая с хорошим приближением описывает исходную кривую:  $y = 14,4/x$ . Полученная зависимость практически совпадает с известной теоретической зависимостью  $\sigma = Gb/l$ .

### Заключение

Представлена математическая модель эволюции дислокационного источника ФР, с ее помощью проведены вычислительные эксперименты по исследованию некоторых характеристик источника. Показано, что для любого усилия, прикладываемого к источнику, существует длина основания, при которой количество генерируемых источником петель за единицу времени будет максимально. Установлено, что при работе любого источника ДС проходит некоторое критическое положение, форма которого и момент прохождения зависят от соотношения длины основания источника и приложенной нагрузки. Конечная форма источника в момент «отшнуровывания» также зависит от длины его основания и нагрузки. Количество генерируемых источником петель в единицу времени обусловлено соотношением длины его основания и приложенного напряжения, причем в полученной зависимости наблюдается инверсия. Установлено, что зависимость минимального напряжения продавливания от длины основания источника — гиперболическая. Все приведенные свойства источника могли быть получены только при использовании динамического уравнения развития

источника ФР, учитывающего дислокационную вязкость материала.

### Библиографический список

1. **Формен, А.** Актуальные вопросы теории дислокаций. Движение дислокаций сквозь хаотические сетки препятствий / А. Формен, М. Мейкин. – М.: Мир, 1968. – С. 200—215.
2. **Дубнова, Г. Н.** О прогибании дислокационного сегмента и источника Франка—Рида / Г. Н. Дубнова, В. Л. Инденбом, А. А. Штольберг // Физика твердого тела. – 1968. – Т. 10. – С. 1760—1768.
3. **Стратан, Н. В.** Моделирование процесса движения дислокаций в дислокационном ансамбле / Н. В. Стратан, А. А. Предводителев // Там же. – 1970. – Т. 12. – С. 1729—1733.
4. **Попов, Л. Е.** Пластическая деформация сплавов / Л. Е. Попов, Т. А. Кобычев, В. С. Ковалевская. – М.: Металлургия, 1984. – 182 с.
5. **Белан, В. И.** Безактивационное проникновение дислокаций в хаотическую сетку точечных препятствий / В. И. Белан, А. И. Ландау // Металлофизика. – 1986. – Т. 8, № 2. – С. 103—108.
6. **Слободской, М. И.** Исследование явления скольжения в кристаллах методами имитационного моделирования / М. И. Слободской, Л. Е. Попов. – Томск: Изд-во ТГАСУ, 2004. – 450 с.
7. **Нацик, В. Д.** Динамика и звуковое излучение дислокационного источника Франка—Рида / В. Д. Нацик, К. А. Чишко // Физика твердого тела. – 1975. – Т. 17, № 1. – С. 342—345.
8. **Благовещенский, В. В.** Увеличение скорости пластической деформации под действием ультразвука / В. В. Благовещенский, И. Г. Панин // Физика металлов и материаловедение. – 2007. – Т. 103, № 4. – С. 445—448.
9. **Благовещенский, В. В.** Построение и исследование динамической модели преодоления дислокацией дефектов в кристалле / В. В. Благовещенский, И. Г. Панин // Изв. вузов. Материалы электрон. техники. – 2007. – № 2. – С. 51—53.
10. **Благовещенский, В. В.** Эволюция дислокационной структуры под действием ультразвука и неупругость кристаллов: Дис. ... докт. физ.-мат. наук / В. В. Благовещенский – Кострома: Костромской гос. технолог. ун-т, 2001. – 237 с.
11. **Хемминг, Р. В.** Численные методы / Р. В. Хемминг. – М.: Наука, 1968. – 400 с.

УДК 544–971.62:544.353.3:53.091:53.043:53.044

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВИБРАЦИОННОЙ АКТИВАЦИИ РАСПЛАВОВ ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

© 2011 г. **И. Х. Аветисов, А. П. Садовский, А. В. Хомяков, С. Д. Белов**  
Российский химико-технологический университет им. Д. И. Менделеева

Экспериментально установлено, что теплота кристаллизации расплава сложного неорганического соединения увеличивается при активации расплава низкочастотными вибрациями. Анализ фазовых равновесий в приближении модели квазиидеальных растворов показал, что подобное увеличение при кристаллизации полупроводниковых соединений может быть связано с разрушением кластеров в расплаве.

**Ключевые слова:** кристаллизация неорганического расплава, активация расплава, ассоциаты в расплаве, кластеры в расплаве, низкочастотные вибрации.

### Введение

Эффективное управление тепломассопереносом при выращивании кристаллов из расплава посредством низкоэнергетических воздействий, в частности низкочастотными вибрациями, было продемонстрировано как для конфигурации метода Бриджмена [1—4], так и метода Чохральского [5, 6].

Использование различных вариантов вибрационных воздействий на расплав при выращивании

кристаллов позволяет улучшить структурное качество, снизить плотность дислокаций, увеличить скорость роста при сохранении качества кристаллов, выровнять концентрацию легирующих примесей, собственных точечных дефектов по длине и диаметру кристаллов [7, 9]. Математическое моделирование тепломассопереноса в методах вращения тигля с ускорением (ACRT) [7, 8] и аксиальных низкочастотных вибраций (AVC) [9] позволило описать наблюдаемое в ростовых экспери-

ментах изменение формы фронта кристаллизации, но резкое улучшение качества кристаллов в рамках предложенных моделей объяснить не удалось. Была высказана гипотеза о том, что улучшение качества выращиваемых кристаллов происходит за счет уменьшения размеров кластеров в расплаве, активированном низкочастотными вибрациями [10], что приводит к смене механизма роста кристаллов.

Цель работы — анализ состояния расплава неорганического химического соединения и экспериментальное исследование процесса его кристаллизации при организации в расплаве контролируемых конвективных потоков, формируемых за счет низкочастотных осцилляций погруженного в него химически инертного тела.

### Моделирование фазовых равновесий в системах Pb—Te и Cd—Te

В условиях термодинамического равновесия «твердое—жидкость» состояние жидкой фазы при отсутствии внешних полей определяется уравнением Гиббса—Дюгема [11]:

$$SdT - VdP + \sum_{i=1}^k n_i d\mu_i = 0, \quad (1)$$

где  $S$  — энтропия фазы;  $V$  — объем фазы;  $T$  — температура;  $P$  — статическое давление;  $n_i$  — число молей компонента  $i$ ;  $\mu_i$  — химический потенциал компонента  $i$ , при  $k$ -ом множестве компонентов.

Приложение какого-либо внешнего поля или энергетического воздействия к термодинамической системе приводит к нарушению равновесия (1) и формированию нового равновесия. Уравнение, описывающее состояние фазы в этом случае, принимает следующий вид:

$$S'dT - V'dP + \sum_{i=1}^m n'_i d\mu'_i + Qd\phi = 0, \quad (2)$$

где  $\phi$  — соответствующий интенсивный параметр;  $Q$  — экстенсивный параметр внешнего воздействия. При этом в самой фазе могут происходить как изменения экстенсивных параметров ( $S$ ,  $V$ ), так и качественное изменение компонентного состава — изменение множества компонентов с  $k$  на  $m$  при соответствующем изменении химических потенциалов.

При выращивании кристаллов в конфигурации Бриджмена или Чохральского [2—9] организация в расплаве контролируемых конвективных потоков за счет низкочастотных осцилляций погруженного инертного тела, помимо подавления термогравитационных потоков, является способом введения дополнительной энергии в расплав. То есть в уравнении (2) в качестве дополнительных параметров  $Q$  и  $\phi$  могут выступать, например, масса расплава и вибрационное ускорение. При неизменной температуре, объеме расплава и статическом давлении введение вибра-

ционной энергии может приводить к изменению энтропии и компонентного состава жидкой фазы, в том числе вследствие разрушения кластеров в расплаве. Подобное явление наблюдали в коллоидных системах [12] и процессах варки стекол [13].

При анализе поведения жидкости сложного химического состава в рамках теории жидких сред [14] возможен расчет многих параметров, в том числе функции плотности состояния на границе «жидкость—твердое». Однако из-за больших значений энтропий, характерных для жидкости, расчет сложноконфигурированных молекул различного состава, находящихся в динамическом равновесии друг с другом, требует больших вычислительных ресурсов и в настоящее время реализован только на модельных системах с одним—двумя компонентами.

Методы химической термодинамики для описания фазовых равновесий с участием конденсированных фаз используют модельные представления о компонентном составе фаз. Для описания систем с химическими соединениями хорошо зарекомендовала себя модель идеальных ассоциированных (квазиидеальных) растворов [15], которая является стандартом де-факто и используется консорциумом SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) при составлении базы данных по диаграммам фазовых равновесий систем с химическими соединениями [16]. В этой модели отклонения от идеальности учитывают за счет протекания между компонентами раствора простых химических реакций. Другие виды взаимодействий не рассматривают.

Подбор модели компонентного состава при расчете системы Pb—Te [17] показал, что при следующем наборе квазикомпонентов в расплаве: Pb, Te, PbTe, PbTe<sub>2</sub> удалось адекватно описать ликвидус на  $T$ — $x$ -проекции ( $x$  — состав в мольных долях) и линии моновариантных равновесий  $S_{PbTe}LV$  (твердое—жидкое—газ) на  $p_{Pb}$ — $T$ - и  $p_{Te2}$ — $T$ -проекциях ( $p$  — давление компонентов). Однако адекватное описание термодинамических характеристик расплава получено только при допущении о наличии в расплаве компонента (PbTe)<sub>2</sub> вместо PbTe. Зависимость расчетной энтальпии плавления ( $\Delta H_m$ ) теллурида свинца от степени ассоциации  $r$  молекул (PbTe)<sub>r</sub> в расплаве представлена ниже. Экспериментальное значение  $\Delta H_{ТВ \rightarrow Ж} = 40,8 \pm 1,4$  кДж/моль [18].

$r$	$\Delta H_{ТВ \rightarrow Ж}$ , кДж/моль
1	58,84
2	41,83
3	34,43
4	29,52

Расчет фазовых равновесий в системе Cd—Te, выполненный ниже, показал, что при наборе компонентов в расплаве  $Cd_m, Te_n, (CdTe)_r, Cd_{k \neq m}$  изменение степени ассоциации компонентов слабо влияет на положение линии ликвидуса  $T$ — $x$ -проекции (рис. 1)

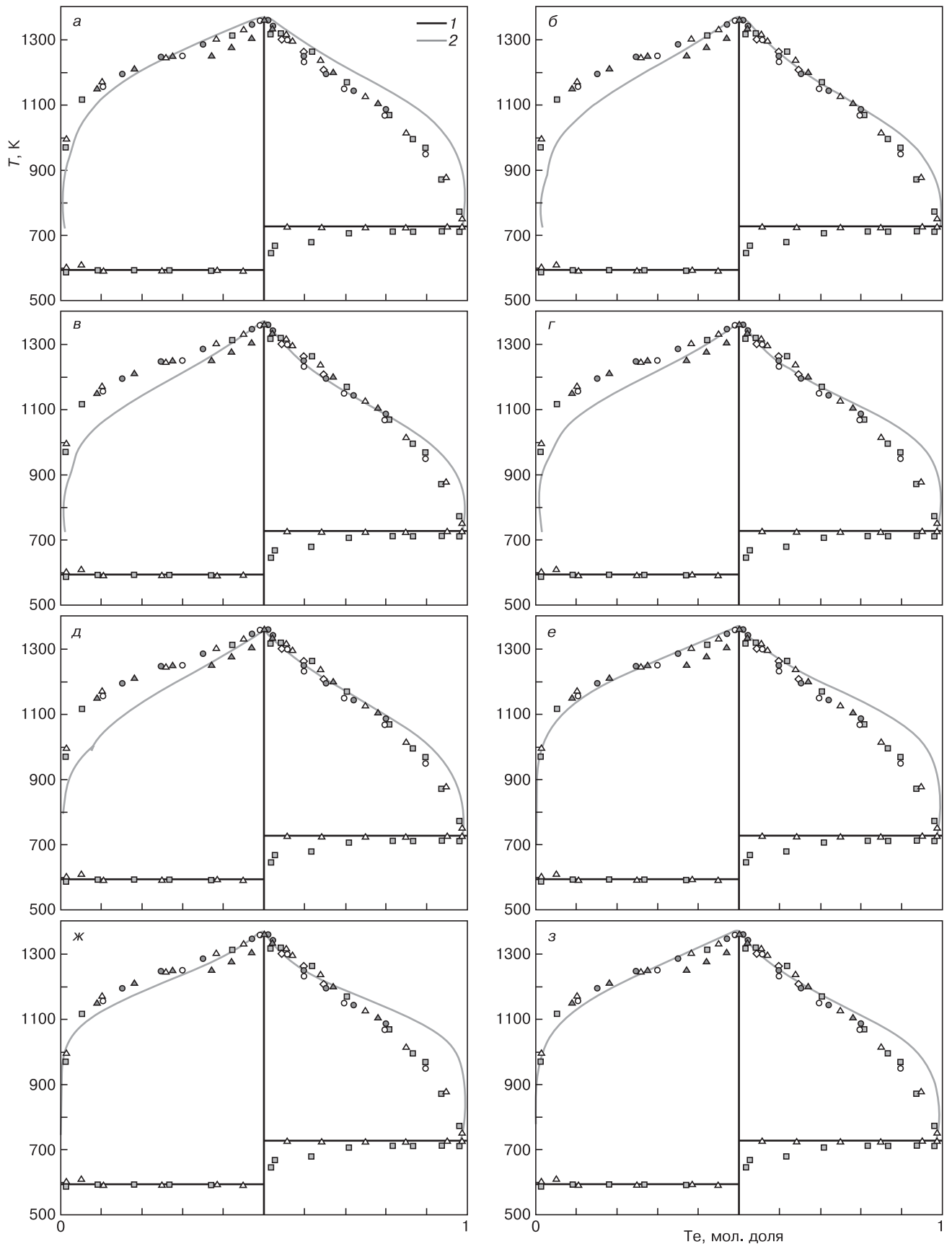


Рис. 1.  $T-x$ -проекция системы Cd—Te, рассчитанные в приближении квазиидеальных растворов при различных наборах компонентов в расплаве  $Cd_m, Te_n, (CdTe)_r, Cd_k$ :  
 а —  $m=2, n=1, r=2, k=1$ ; б —  $m=2, n=1, r=3, k=1$ ; в —  $m=2, n=1, r=4, k=1$ ; г —  $m=2, n=1, r=5, k=1$ ;  
 д —  $m=3, n=2, r=4, k=1$ ; е —  $m=5, n=2, r=6, k=1$ ; ж —  $m=2, n=1, r=7, k=1$ ; з —  $m=3, n=1, r=4, k=1$ .  
 Точки — экспериментальные данные, обобщенные в работе [31]; 1 — аппроксимация экспериментальных данных; 2 — расчет

Таблица 1

Расчетные значения энтальпии плавления ( $\Delta H_{\text{ТВ} \rightarrow \text{Ж}}$ ) теллурида кадмия при различном компонентом составе расплава  $\text{Cd}_m, \text{Te}_n, (\text{CdTe})_r, \text{Cd}_k$

$m$	$n$	$r$	$k$	$\Delta H_{\text{ТВ} \rightarrow \text{Ж}}$ , кДж/моль
2	1	2	1	75,23
2	1	3	1	64,68
2	1	4	1	60,87
2	1	5	1	60,26
2	1	7	1	59,01
3	1	4	1	62,97
3	2	4	1	58,38
5	2	6	1	56,03
2	2	10	1	51,89

Примечание. Экспериментальное значение  $\Delta H_{\text{ТВ} \rightarrow \text{Ж}} = 54,52$  [20] и 57 [21] кДж/моль.

и линии моновариантного равновесия  $\text{S}_{\text{CdTe}}\text{-LV}$  на  $p_{\text{Cd}}\text{-}T$ - и  $p_{\text{Te}_2}\text{-}T$ -проекциях. При этом термодинамические характеристики системы существенно менялись при изменении степени ассоциации компонентов расплава (табл. 1). Как и в случае с системой  $\text{Pb}\text{-Te}$ , уменьшение в расплаве степени ассоциации компонентов, состав которых отвечал валовому составу кристаллизующегося химического соединения ( $\text{PbTe}$  и  $\text{CdTe}$  соответственно), приводило к возрастанию расчетного значения энтальпии плавления.

Этот результат позволил высказать предположение, что в случае изменения степени ассоциации компонентов в расплаве химического соединения, при активации расплава НЧ-вибрациями, экспериментально будет наблюдаться изменение в энтальпии кристаллизации при переходе от неактивированного к активированному расплаву. В отсутствие вибраций энтальпии кристаллизации и плавления номинально равны  $\Delta H_{\text{Ж} \rightarrow \text{ТВ}} = -\Delta H_{\text{ТВ} \rightarrow \text{Ж}}$ .

### Экспериментальное исследование процесса кристаллизации расплава нитрата натрия

В качестве модельного вещества в экспериментах по выращиванию кристаллов с применением НЧ-вибраций использовали нитрат натрия из-за низкой температуры плавления (579,2 К [22]), прозрачности расплава и кристалла, что давало возможность проводить визуальные наблюдения при проведении ростовых экспериментов. Исследования по выращиванию кристаллов в конфигурациях Бриджмена [23] и Чохральского [9] показали значительное улучшение структурных характеристик кристаллов  $\text{NaNO}_3$  при использовании техники АВС. Поэтому в настоящей работе для проверки высказанного предположения об изменении термодинамических характеристик

расплава при приложении НЧ-вибраций исследовали кристаллизацию расплава  $\text{NaNO}_3$ .

Экспериментальные измерения теплоты процесса кристаллизации расплава  $\text{NaNO}_3$ , активированного НЧ-вибрациями, проводили в конфигурации дифференциального термического анализа (ДТА) на нескольких установках, которые отличались взаимным расположением тиглей с образцом и эталоном. Схемы двух таких установок приведены на рис. 2. Характеристические размеры вибрационной ячейки с образцом были выбраны на основании ранее проведенных исследований [6, 9].

Расплав в количестве 0,5 моля находился в изотермических условиях в алюминиевом тигле со стенкой толщиной 1 см при внутреннем диаметре 28 мм. В расплав был погружен алюминиевый диск диаметром 17 мм на штоке диаметром 4 мм. Чтобы снизить теплоотвод от поверхности расплава, тигель закрывали крышкой с отверстием 4,1 мм. В качестве эталона использовали прокаленный в вакууме  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , который в исследуемом интервале температур не претерпевал фазовых превращений. На поверхность крышки укладывали слой теплоизолирующего материала — кварцевой ваты толщиной 10 см. Кварцевая вата не мешала свободному перемещению штока в процессе его вертикальных осцилляций с помощью вибрационного механизма, в основе которого лежал акустический динамик мощностью 5 Вт с удаленным диффузором.

Тепловой эффект оценивали, измеряя площадь экзотермического эффекта кристаллизации на кривых охлаждения. Интегральную площадь пика на кривых ДТА (рис. 3) рассчитывали с помощью программного пакета OriginPro 8 (OriginLab Corporation). Кривые ДТА снимали при различных

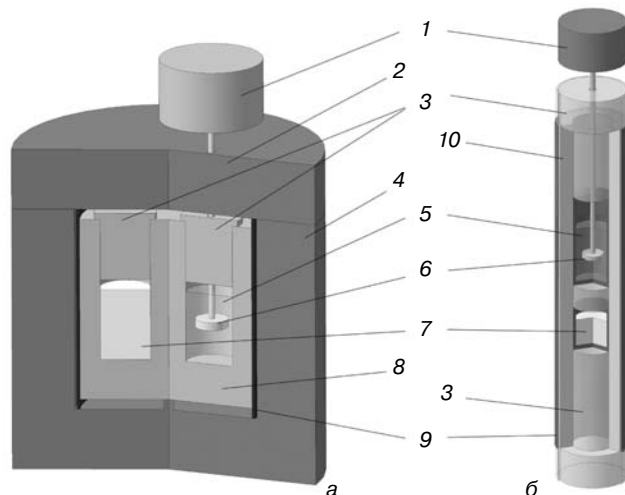


Рис. 2. Схемы установок для измерения теплоты кристаллизации нитрата натрия при активации расплава низкочастотными вибрациями:

1 — вибрационный механизм; 2 — крышка теплоизолирующего блока; 3 — крышка алюминиевой изотермической ячейки; 4 — теплоизолирующий блок; 5 — расплав  $\text{NaNO}_3$ ; 6 — вибрирующий диск на штоке; 7 — вещество-свидетель  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 8 — алюминиевая изотермическая ячейка; 9 — резистивный нагреватель; 10 — стальная толстостенная труба

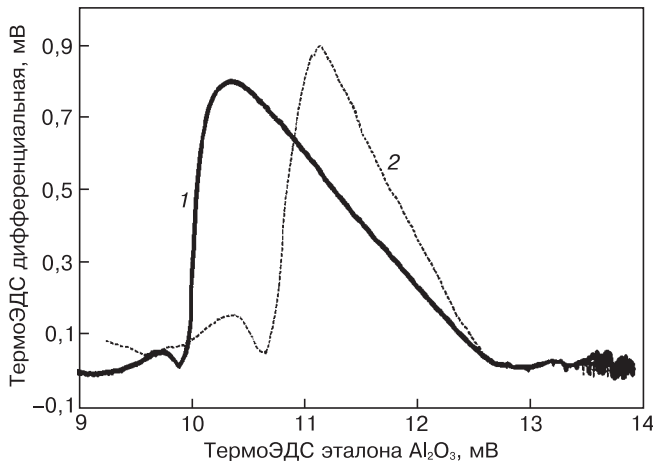


Рис. 3. Дифференциальная кривая процесса кристаллизации нитрата натрия из расплава, активированного осцилляциями погруженного инертного диска с частотой  $f = 25$  Гц и амплитудой  $A = 0,2$  мм, (1) и из нормального расплава (2)

Таблица 2

**Результаты обработки дифференциальных кривых кристаллизации расплава нитрата натрия**

Условия кристаллизации	Номер эксперимента	Площадь пика, мВ <sup>2</sup>	Средняя площадь, мВ <sup>2</sup>	Дисперсия
Без вибраций	1	0,443	0,421889	0,000255
	2	0,407		
	3	0,412		
	4	0,430		
	5	0,442		
	6	0,411		
	7	0,401		
	8	0,410		
	9	0,441		
С вибрациями: $A = 0,2$ мм, $f = 25$ Гц, $d_{\text{диска}} = 20$ мм, $D_{\text{тигла}} = 28$ мм	1	0,526	0,553111	0,000364
	2	0,561		
	3	0,549		
	4	0,533		
	5	0,572		
	6	0,576		
	7	0,564		
	8	0,526		
	9	0,571		

скоростях охлаждения (от 20 до 400 К/ч). Оптимальной с точки зрения погрешности измерения площади оказалась скорость охлаждения 80 К/ч. Эксперименты без осцилляций штока показали (табл. 2), что воспроизводимость определения теплового эффекта кристаллизации при этой скорости была не хуже 5 % (отн.).

Включение осцилляций штока с диском, погруженным в расплав, проводили при температуре на 10 К выше температуры кристаллизации. Эксперименты выполняли при фиксированной амплитуде

осцилляций диска  $A = 0,20 \pm 0,01$  мм и частоте  $f = 25,00 \pm 0,05$  Гц. После выдержки в течение 10 мин систему начинали охлаждать. Кристаллизация НЧ-активированного расплава начиналась при той же температуре ( $\pm 1$  К), что и в отсутствие вибраций. Это косвенно свидетельствовало о хорошей изотермичности расплава в тигле и об отсутствии теплоотвода вследствие увеличения эффективной поверхности из-за ее возмущений в результате НЧ-активации расплава.

По данным разных авторов [21, 24, 25], энтальпия плавления  $\text{NaNO}_3$  составляет  $\Delta H_{\text{ТВ} \rightarrow \text{Ж}} = 15,73$  [22], 15,09 [24], 15,4 [25] кДж/моль. В ДТА-экспериментах площадь под кривой охлаждения прямо пропорциональна тепловому эффекту кристаллизации. Пересчет измеренных площадей в энтальпию кристаллизации показал, что  $\Delta H_{\text{Ж} \rightarrow \text{ТВ}} = -15,73 \pm 0,78$  кДж/моль в случае неактивированного расплава и  $\Delta H_{\text{АНВ-Ж} \rightarrow \text{ТВ}} = -20,61 \pm 1,01$  кДж/моль в случае расплава, активированного НЧ-вибрациями.

Отметим, что наблюдаемое увеличение теплового эффекта процесса кристаллизации (уменьшение энтальпии) не связано с теплопереносом через вибрирующий шток, так как в процессе вибраций в изотермическом расплаве теплоотвод через шток, имеющий пониженную температуру в области крепления к вибрационному механизму, должен был бы возрасти, а фиксируемый тепловой эффект — уменьшиться.

**Обсуждение результатов**

Экспериментально зафиксированное увеличение теплового эффекта кристаллизации при активации расплава НЧ-вибрациями согласуется с теоретическими расчетами, согласно которым такое увеличение происходит за счет диссоциации компонентов в расплаве. Именно этим обстоятельством можно объяснить эффективность применения вибрационных методов при выращивании кристаллов, отмеченную рядом исследователей [1, 7, 23, 26].

В работе [27] с использованием методов молекулярной динамики было доказано, что структуры жидкостей имеют политетраэдрический характер, который можно описать дисклинационной сеткой (рис. 4). В политетраэдрической модели жидкость заполняет пространство тетраэдрами с атомами в вершинах тетраэдров. 13-атомный экосаэдрический кластер — пример конечной полиэдрической структуры, состоящей из 20 тетраэдров. Политетраэдрический характер жидкости не похож на плотнейшую упаковку твердых веществ. Его следует рассматривать как некое состояние, являющееся переходным при плавлении.

Число способов организации дисклинаций в политетраэдрических упаковках или введения дисклинаций в многогранник {3,3,5} огромно [28]. Следовательно, большая конфигурационная энтропия

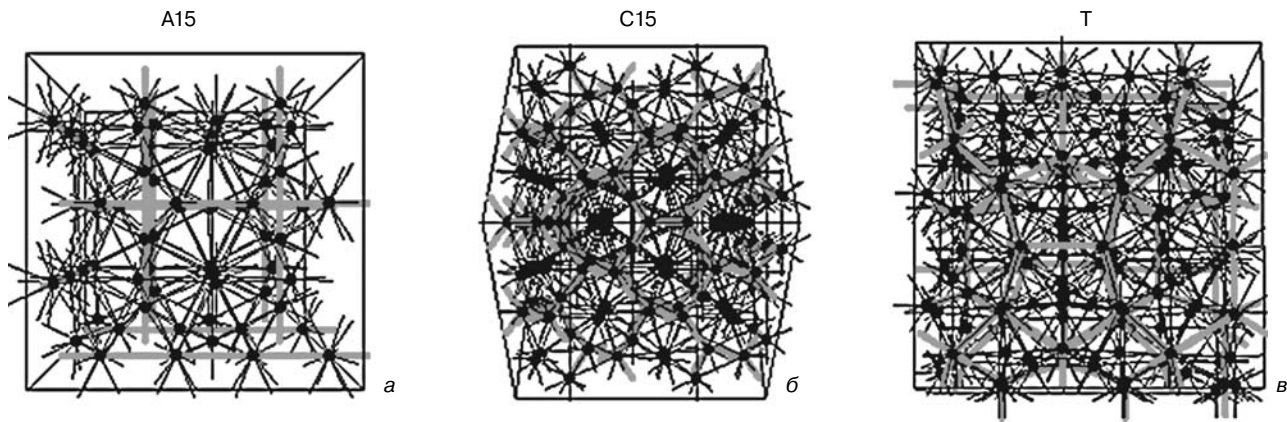


Рис. 4. Примеры упорядоченных массивов дисклинационных сеток в фазах Франка—Каспера: A15 —  $\beta$ -W (а); C15 — MgCu<sub>2</sub> (б) и T — Mg<sub>32</sub>(Zn,Al)<sub>49</sub> (в).

Дисклинации с углом поворота 72° обозначены серыми толстыми линиями. Химические связи без вращательной компоненты — тонкими черными линиями [28]

жидкости связана с множеством всех политетраэдрических состояний. Тем не менее рассматриваемые политетраэдры довольно плотные и могут находиться в низком энергетическом состоянии. Введение внешних возмущений (перемешивания, встряхивания, сдавливания и т. п.) приводит к частичному или полному разрушению полиэдров. При этом энергия, которая необходима для их трансформации, по оценке авторов работы [29], составляет порядка 200—600 Дж/моль, что заметно меньше теплоты плавления (рис. 5).

Оценка энергии, которую можно было ввести в 0,5 моля расплава NaNO<sub>3</sub> за 1 ч с помощью 5 Вт акустического динамика, составила 18 кДж. То есть за время охлаждения от 588 до температуры кристаллизации (579 ± 1 К), при скорости охлаждения 80 К/ч с учетом 10-минутной предварительной экспозиции в расплав, можно было ввести до  $E_{\text{вибр}} = 6$  кДж. Следовательно, вводимой энергии вполне было достаточно для осуществления процесса диссоциации расплава. При этом эффективность трансформации электрической энергии в химическую через НЧ-механические осцилляции составляет

$$\frac{|\Delta H_{\text{АНВ-ж} \rightarrow \text{ТВ}} - \Delta H_{\text{ж} \rightarrow \text{ТВ}}| m_{\text{NaNO}_3}}{E_{\text{вибр}}} \cdot 100\% \approx 40\%.$$

В более общем случае может оказаться, что эффект увеличения теплоты кристаллизации, кото-

рый, по-видимому, обусловлен изменением степени ассоциации компонентов в расплаве под воздействием вибрационных потоков, может проявляться при инициировании не только вибрационных, но и иных вынужденных потоков в расплаве. При этом изменяется энтропия расплава, что может приводить к смене механизмов роста кристаллов [30].

Следует особо подчеркнуть, что рассматриваемый эффект в полной мере будет проявляться только в том случае, когда расплав является ассоциированным. В случае неорганических химических соединений указанием на высокую степень ассоциации расплава служит ярко выраженный сингулярный характер ликвидуса в дистектической точке [31]. Такое поведение характерно для соединений  $A^{II}B^{VI}$ ,  $A^{IV}B^{VI}$  и твердых растворов на их основе, а также большинства оксидных соединений. И наоборот, наличие малого радиуса кривизны ликвидуса в точке максимального плавления химического соединения указывает на практически полную диссоциацию компонентов в расплаве, что наблюдается в случае систем типа  $A^{III}B^V$ . Для данных систем введение вибраций или иных низкоэнергетических воздействий в расплав не будет приводить к сколь-нибудь заметной его активации, путем аккумуляции энергии и повышения энтропии расплава. При этом организация вынужденных потоков в расплаве может улучшать гидродинамическую и теплофизиче-

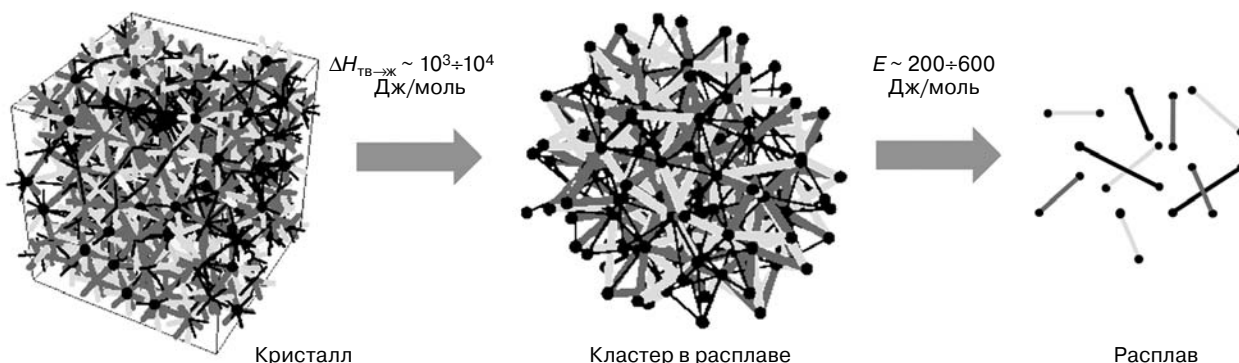


Рис. 5. Схема трансформации упорядоченных структур с дисклинационными сетками при плавлении и разрушении кластеров [29]

скую обстановку в ростовой системе и способствовать улучшению качества выращиваемых кристаллов.

### Заключение

Теоретически показано, что уменьшение степени ассоциации кластеров на основе химических неорганических соединений в расплаве приводит к увеличению энтальпии плавления. С помощью экспериментальных исследований процесса кристаллизации расплава нитрата натрия методом ДТА установлено, что при активации расплава путем организации в нем конвективных потоков за счет осцилляции погруженного в расплав химически инертного тела, теплота процесса кристаллизации увеличивается. При осцилляции инертного тела с амплитудой 0,2 мм и частотой 25 Гц увеличение теплоты процесса кристаллизации достигает 31 % (отн.). Полученные данные подтверждают гипотезу о том, что введение НЧ-вибраций в расплав на основе неорганического химического соединения может изменять структуру расплава. Это позволяет объяснить высокую энергоэффективность применения НЧ-вибраций при активации расплава в ходе выращивания кристаллов методами направленной кристаллизации.

### Библиографический список

1. Zhang, Y. Vertical Bridgman growth of  $\text{Bi}_{12}\text{SiO}_{20}$  crystal with axial vibration / Y. Zhang, Y. Liu, W. Jiang, X. H. Pan, W. Q. Jin, F. Ai // *J. Cryst. Growth*. – 2008. – V. 310, N 24. – P. 5432–5436.
2. Avetisov, I. Ch. Simulation and crystal growth of CdTe by axial vibration control technique in Bridgman configuration / I. Ch. Avetisov, E. A. Sukhanova, A. V. Khomyakov, A. Yu. Zinovjev, V. A. Kostikov, E. V. Zharikov // *Ibid.* – 2011. – V. 318, N 1. – P. 528–532.
3. Liu, W. S. Low frequency vibrational stirring: a new method for rapidly mixing solutions and melts during growth / W. S. Liu, M. F. Wolf, D. Elwell, R. S. Feigelson // *Ibid.* – 1987. – V. 82, N 1. – P. 589–597.
4. Scheel, H. J. Accelerated crucible rotation: A novel stirring technique in high-temperature solution growth / Scheel H. J. // *Ibid.* – 1972. – V. 13–14, N 1. – P. 560–565.
5. Zharikov, E. V. Fluid flow formation resulting from forced vibration of a growing crystal / E. V. Zharikov, L. V. Prihod'ko, N. R. Storozhev // *Ibid.* – 1990. – V. 99, N 1. – P. 910–914.
6. Avetisov, I. Ch. Czochralski crystal growth assisted by axial vibrational control technique / I. Ch. Avetisov, A. P. Sadovskii, E. A. Sukhanova, E. V. Zharikov, A. I. Belogorokhov, B. N. Levonovich // *Ibid.* – 2010. – V. 312, N 8. – P. 1104–1108.
7. Avetisov, I. Ch. Axial vibrational control: the novel method for crystal growth from liquid phase / I. Ch. Avetisov, A. Yu. Zinovjev, M. V. Romanenkov, L. V. Romanenkova, E. V. Zharikov // *II France–Russia Seminar «New achievements in materials science»: Book of Abstracts*. – M. (Russia), 2005. – P. 48–51.
8. Yeckel, A. Buoyancy and rotation in small-scale vertical Bridgman growth of cadmium zinc telluride using accelerated crucible rotation / A. Yeckel, J. J. Derby // *J. Cryst. Growth* – 2001. – V. 233, N 3. – P. 599–608.
9. Avetisov, I. Ch. Experimental and numerical modeling of Czochralski crystal growth under axial vibrational control of the melt / I. Ch. Avetisov, E. A. Sukhanova, A. P. Sadovskii, V. A. Kostikov, E. V. Zharikov // *Ibid.* – 2010. – V. 312, N 8. – P. 1429–1433.
10. Avetisov, I. Ch. Visualization of vibrational effects at Bridgman crystal growth / I. Ch. Avetisov, E. V. Zharikov, K. T. Zawilski, R. S. Feigelson // *XIII Internat. Conf. on Cryst. Growth. Abstr.* – Kyoto (Japan), 2001. – P. 31v–M11–07. – P. 122.
11. Пригожин, И. Химическая термодинамика / И. Пригожин, Р. Дэфей. – Новосибирск : Наука СО, 1966. – 502 с.
12. Shishido, M. Application of liquid crystal theory to the estimation of mesophase pitch phase-transition behavior / M. Shishido, H. Inomata, K. Arai, S. Saito // *Carbon*. – 1997. – V. 35. – Iss. 6. – P. 797–799.
13. Горшков, В. С. Физическая химия силикатов и других тугоплавких соединений / В. С. Горшков, В. Г. Савельев, Н. Ф. Федоров. – М. : Высшая школа, 1988. – 402 с.
14. Gray, C. G. Theory of molecular fluids / C. G. Gray. – N. Y. : Oxford University Press, 1986. – V. 1. – 637 p.
15. Хари́ф, Я. Л. Расчет диаграмм состояния с применением модели квазиидеальных растворов / Я. Л. Хари́ф, П. В. Ковтуненко, А. А. Майер. – М. : Металлургия, 1988. – 86 с.
16. <http://www.sgte.org/>
17. Хари́ф, Я. Л. Взаимно согласованные данные о термодинамических свойствах фаз и условиях их равновесий в системе Pb–Te / Я. Л. Хари́ф, И. Х. Аветисов // *ЖФХ*. – 1984. – Т. 46, № 9. – С. 2732–2735.
18. Blanchik, R. Die mischungsenthalpien in system Pb–Te / R. Blanchik, B. Gather // *J. Less-Common Metals* – 1983. – V. 92, N 2. – P. 207–213.
19. Yamaguchi, K. Measurement and assessment of the thermodynamic properties and the phase diagram of the Cd–Te system / K. Yamaguchi, K. Hongo, K. Hack, I. Hurtado, D. Neuschütz // *Mater. Trans. JIM* – 2000. – V. 41. – P. 790–798.
20. Springer handbook of electronic and photonic material / Ed. by Kasap, Safa; Capper, Peter – Springer, 2007. – Pt B. XXXII. – P. 325–342.
21. CRC Handbook of Chemistry and Physics; 71<sup>st</sup>ed. – Boca Raton (US) : CRC Press, 1990. – P. 4–104.
22. Barmin, I. V. Low-energy methods of mass transfer control at crystal growth / I. V. Barmin, A. S. Senchenkov, I. Ch. Avetisov, E. V. Zharikov // *J. Cryst. Growth*. – 2005. – V. 275, N. 1–2. – P. e1487–e1493. (Proc. 14th Internat. Conf. on cryst. growth and the 12th Internat. Conf. on vapor growth and epitaxy).
23. Позин, М. Е. Технология минеральных солей (удобрений, пестицидов, ... окислов и кислот) / М. Е. Позин. – Л. : Химия, 1974. – Ч. 2. – 792 с.
24. Ahtee, M. Correction for preferred orientation in rietveld refinement. / M. Ahtee, M. Nurmela, P. Suortti, M. Jaervien // *J. Appl. Cryst.* – 1989. – V. 22. – P. 261–268
25. Lan, C. W. Effects of axial vibration on vertical zone-melting processing / C. W. Lan // *Internat. J. Heat and Mass Transfer*. – 2000. – N 43. – P. 1987–1997.
26. Nelson, D. R. Polytetrahedral order in condensed matter / D. R. Nelson, F. Spaepen // *Solid state Phys.* – 1989. – V. 42. – P. 1–90.
27. Sadoc, J. F. Hierarchy and disorder in non-crystalline structures / J. F. Sadoc, N. Rivier // *Phil. Mag. B*. – 1987. – V. 55, N 5. – P. 537–573.
28. Doye, J. P. K. The structure, thermodynamics and dynamics of atomic clusters: diss. Ph. D. (chemistry) Univ. of Cambridge; Gonville & Caius College. – Cambridge, 1996. – 254 p.
29. Чернов, А. А. Современная кристаллография. Т. 3. Образование кристаллов / А. А. Чернов, Е. И. Гиваргизов, Х. С. Багдасаров, В. А. Кузнецов, Л. Н. Демьянец, А. Н. Лобачев – М. : Наука, 1980. – 408 с.
30. Хари́ф, Я. Л. О причине сингулярности ликвидуса в точке конгруэнтного плавления химического соединения / Я. Л. Хари́ф, П. В. Ковтуненко, А. А. Майер // *ЖФХ*. – 1984. – Т. 48. – С. 1282–1286.
31. Курбакова, Н. К. Взаимосвязь между условиями синтеза, нестехиометрией и свойствами полупроводникового теллурида кадмия: дисс. ... канд. хим. наук / Н. К. Курбакова. – М., 1992. – 145 с.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (контракт 02.740.11.0139).*