

Министерство образования и науки  
Российской Федерации  
Федеральное государственное  
бюджетное образовательное учреждение  
высшего профессионального образования  
«Тверской государственный университет»

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ  
ИЗУЧЕНИЯ КЛАСТЕРОВ,  
НАНОСТРУКТУР  
И НАНОМАТЕРИАЛОВ**

*МЕЖВУЗОВСКИЙ СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ*

**выпуск 3**

**ТВЕРЬ 2011**

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

Ф50

**Рецензенты:**

Доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки Российской Федерации, проректор по научной работе Тверского государственного технического университета

*В.А. Тихомиров*

Кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики пьезо- и сегнетоэлектриков Тверского государственного университета

*Н.Н. Большакова*

**Редакционная коллегия:**

Самсонов Владимир Михайлович – заведующий кафедрой теоретической физики ТвГУ, профессор, д.ф.-м.н. (ответственный редактор);

Созаев Виктор Адыгеевич – заведующий кафедрой физики факультета электронной техники Северо-Кавказского горно-металлургического института, профессор, д.ф.-м.н.;

Гафнер Юрий Яковлевич – заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики Хакасского государственного университета, профессор, д.ф.-м.н.;

Сдобняков Николай Юрьевич – доцент, к.ф.-м.н. (зам. ответственного редактора, ответственный секретарь);

Базулев Анатолий Николаевич – доцент, к.ф.-м.н.;

Комаров Павел Вячеславович – доцент, к.ф.-м.н.;

Скопич Виктор Леонидович – доцент, к.ф.-м.н.;

Соколов Денис Николаевич – технический редактор.

**Ф50** Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов [Текст]: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. – Тверь: Твер. гос. ун-т, 2011. – Вып. 3. – 284 с.

ISBN 978-5-7609-0560-4

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций, свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС 7747789 от 13.12.2011

Сборник составлен из оригинальных статей теоретического и экспериментального характера, отражающих результаты исследований в области изучения физико-химических процессов с участием кластеров, наноструктур и наноматериалов физики, включая межфазные явления и нанотермодинамику. Сборник предназначен для научных и инженерно-технических работников, преподавателей вузов, студентов и аспирантов. Издание подготовлено на кафедре теоретической физики Тверского государственного университета.

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

ISBN 978-5-7609-0560-4

© Коллектив авторов, 2011

© Тверской государственной  
университет, 2011

УДК 541.64:542.62:546.23

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВОВ ПО КРИВЫМ ОХЛАЖДЕНИЯ

В.Д. Александров, В.В. Дремов, В.А. Постников, Н.В. Щebetовская  
Донбасская национальная академия строительства и архитектуры  
86123, Украина, Донецкая обл., Макеевка, Державина, 2  
schebetovskaja.n@mail.ru

**Аннотация:** Разработана методика расчета параметров зародышеобразования и массовой кристаллизации расплавов (степень кристалличности, теплота коагуляции зародышей, критические размеры зародышей кристаллов и др.) по кривым охлаждения.

**Ключевые слова:** кристаллизация, зародышеобразование, кривые охлаждения, параметры зародышеобразования.

Движущей силой кристаллизации является разность свободных энергий Гиббса  $\Delta G = G_L - G_S$  между жидкой ( $L$ ) и твердой ( $S$ ) фазами [1], являющаяся функцией от переохлаждения  $\Delta T^- = T_L - T$  ( $T < T_L$ ), где  $T_L$  - температура плавления. Для использования энергии Гиббса при расчете параметров кристаллизации важно установить, на каком этапе она зависит от переохлаждения, учитывая, что массовая кристаллизация включает в себя стадии первичного и вторичного зародышеобразования, роста кристаллитов, коагуляционные процессы с участием молекул, кластеров, зародышей, слияния зёрен.

На рис. 1 приведены наиболее характерные схематические термограммы охлаждения индивидуальных веществ (химических элементов и соединений), отображающие различные экзотермические этапы кристаллизации [2].

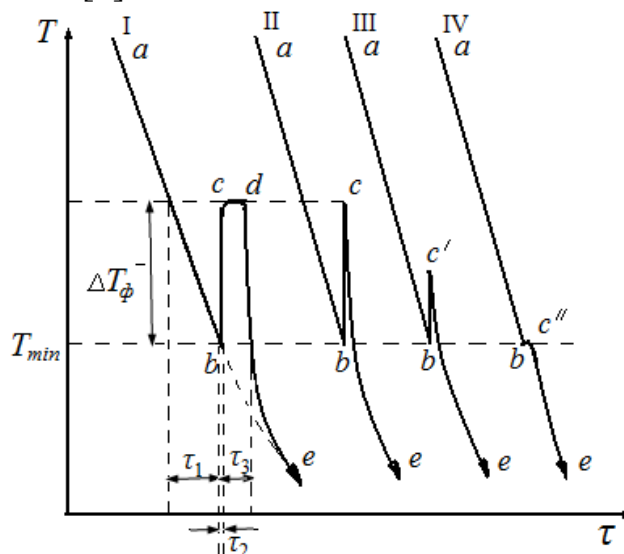


Рис. 1. Схематические термограммы охлаждения расплавов индивидуальных веществ с переохлаждением. С увеличением скорости охлаждения либо с уменьшением массы образцов вид термограмм изменяется по схеме  $I \rightarrow II \rightarrow III \rightarrow IV$

На термограмме I выделены три участка по времени  $\tau_1$ ,  $\tau_2$  и  $\tau_3$ , характеризующие различные этапы общей кристаллизации. Первый – это пребывание расплава в переохлажденном состоянии ниже температуры плавления  $T_L$  до некоторой температуры  $T_{\min} < T_L$  за инкубационный период  $\tau_1$ . Второй – это резкий подъём температуры от  $T_{\min}$  до  $T_L$  по пути  $bc$  за время  $\tau_2$ . Третий – наличие горизонтального плато  $cd$  затвердевания за время  $\tau_3$ . Таким образом, общее время кристаллизации  $\tau$  равно  $\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3$ . После завершения этого процесса в точке  $d$  затвердевший образец быстро охлаждается по линии  $de$ , догоняя температуру охлаждающей печи, о чем свидетельствует пересечение пунктирной линии  $ae$  с линией  $de$ .

Наиболее приемлемой моделью, объясняющей последовательные этапы кристаллизации расплава, является так называемая кластерно-коагуляционная теория [3]. Согласно этой модели при охлаждении ниже  $T_L$  в переохлажденном расплаве формируются кристаллоподобные кластеры и зародыши. За время  $\tau_1$  во всем объеме расплава  $V$  (массой  $m$ ) идет процесс накопления подобных частиц. В реальном метастабильном расплаве распределение этих частиц неоднородно. В наиболее «благоприятной» области образца объемом  $V_x$  (массой  $m_x$ ) концентрация кластеров – зародышей достигает критического значения  $\eta_k = V_x/V = m_x/m$ . Близость этих частиц способствует их коагуляции за время  $\tau_2$  с образованием первичной твердой массы  $m_x$ .

Судя по термограммам I, II, III на рис. 1 за время  $\tau_2$  кристаллизация на начальном этапе носит неравновесно-взрывной (адиабатный) характер. При объединении кристаллоподобных кластеров выделяется скрытая теплота  $Q_1 = \Delta H m_x$ , которая приводит к прогреву всего образца от температуры  $T_{\min}$  до  $T_L$ , на что затрачивается теплота  $Q_2 = c_p m \Delta T_{\phi}^-$ . Поскольку  $\tau_2 \gg \tau_1, \tau_3, \tau$ , таким образом теплотерями на втором этапе можно пренебречь. Тогда из уравнения теплового баланса  $Q_1 \approx Q_2$  можно рассчитать долю  $\eta_k$  первоначально закристаллизованной части образца

$$\eta_k = \frac{m_x}{m} = \frac{c_p \Delta T_{\phi}^-}{\Delta H}, \quad (1)$$

где  $c_p$  – удельная теплоемкость,  $\Delta H$  – удельная теплота плавления.

На последнем этапе за время  $\tau_3$  затвердевает оставшаяся часть  $m' = m - m_x$  (или  $1 - \eta_k$ ) расплава. При этом длина плато  $cd$  зависит от массы  $m'$ . Затвердевание за время  $\tau_3$  происходит как бы на собственных затравках, сформировавшихся за время  $\tau_1$  и  $\tau_2$ , и носит изотермический

характер при  $T_L$ . На данном этапе за время  $\tau_3$  выделяется теплота фазового перехода  $(m-m_x)\Delta H$  и одновременно отводится такое же количество теплоты в окружающую среду.

По термограмме I можно вычислить не только относительную критическую концентрацию кристаллических зародышей в части образца объёмом  $V_x$ , но и относительную концентрацию зародышей  $\eta$  во всем объёме  $V$  по времени инкубационного периода  $\tau_1$  и общего времени затвердевания  $\tau$ :  $\eta'_k = \tau_1/\tau$  на момент начала кристаллизации. Как видно из термограммы I, роль переохлаждения сводится лишь к начальному этапу зарождения кристаллов, а последующая массовая кристаллизация от первичного переохлаждения фактически не зависит. В литературе [2] иногда принято считать, что кристаллизация начинается от одного первого зародыша. Расчеты показывают, что теплота, выделяющаяся при кристаллизации одного, пусть условно самого большого зародыша размером 1 мкм способна прогреть весь массив, например, 1 г вещества всего на  $\sim 10^{-10}$  градуса, но никак не на десятки для подъёма температуры от  $T_{\min}$  до  $T_L$ . Эксперименты [3] свидетельствуют, что массивные (до нескольких грамм) вещества, охлаждаемые с нормальными скоростями от 0,001 до 0,5 К/с на начальном этапе переохлаждаются на  $\sim 10$ -30 градусов. Расчеты по формуле (1) показывают, что доля первоначально закристаллизованного объёма расплава составляет несколько процентов от общего объёма вещества. Это видно из Таблицы, где даны значения  $\eta_k$  для индивидуальных веществ при одинаковом переохлаждении  $\Delta T^- = 20^\circ$ .

Очевидно, что изменение энергии Гиббса для кристаллизации, соответствующей термограмме I, должна состоять из трех частей, характеризующих последовательные этапы кристаллизации,  $\Delta G = \Delta G_1 + \Delta G_2 + \Delta G_3$  на участках от  $T_L$  до  $T_{\min}(\Delta G_1)$ , от  $T_{\min}$  до  $T_L(\Delta G_2)$  и при  $T_L(\Delta G_3)$  и лишь первая часть  $\Delta G_1$  зависит в явном виде от переохлаждения  $\Delta G_1 = f(\Delta T^-)$ . Она и используется для термодинамического анализа образования кристаллических зародышей критических размеров, устойчивых для дальнейшего роста.

С уменьшением массы вещества или увеличением скорости охлаждения длина плато плавления  $cd$  на термограмме сокращается и в предельном случае она становится равной нулю (термограмма II). Путь охлаждения здесь проходит через точки  $a \rightarrow b \rightarrow c \rightarrow e$ . Данный пример соответствует «мгновенному» затвердеванию всего объёма, а тепловыделение достаточно для прогрева всего образца от  $T_{\min}$  до  $T_L$ , т.е. на величину переохлаждения  $\Delta T^-$ .

Из выражения (1) можно рассчитать возможные прогревы  $\Delta T^+$  вещества относительно температуры плавления  $T_L$  за счет теплоты коагуляции в зависимости от величины  $\eta_k$  (без учета теплоотвода). Заменяя  $\Delta T^-$  на величину прогрева  $\Delta T_{\max}^+$  относительно температуры  $T_{\min}$  при данном значении  $\eta_k$ , получим  $\Delta T_{\max}^+ = \Delta H \cdot \eta_k / c_p$ . Если же прогрев будет выше температуры плавления  $T_L$ , то за вычетом физического переохлаждения  $\Delta T_{\phi}^-$  можно найти прогревы  $\Delta T^+$  относительно  $T_L$

$$\Delta T^+ = \frac{\Delta H \eta_k}{c_p} - \Delta T_{\phi}^- \quad (2)$$

Если при взрывной кристаллизации затвердевает весь образец, то  $\eta_k = 1$ . Тогда из выражения (2) получим

$$\Delta T^+ = \frac{\Delta H}{c_p} - \Delta T_{\phi}^- \quad (3)$$

Таблица 1. Справочные [3-4] и расчетные характеристики кристаллизации индивидуальных веществ

Вещество	$T_L, K$	$\Delta H$ , кДж/кг	$\rho_s$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_L$ , г/см <sup>3</sup>	$\Delta \rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\alpha$ , 10 <sup>-2</sup>
<i>Ni</i>	1728,0	302,0	8,1	7,9	0,25	3,09
<i>Cu</i>	1357,0	239,0	8,2	8,0	0,22	2,64
<i>Ag</i>	1235,0	104,6	9,9	9,9	0,36	3,80
<i>Hg</i>	234,3	11,7	14,2	13,9	0,34	2,37
<i>Ga</i>	302,9	80,2	5,9	6,1	0,20	3,30
<i>Ge</i>	1210,4	308,0	5,8	5,5	0,31	5,34
<i>Sn</i>	505,1	59,6	7,8	7,0	0,21	2,80
<i>Pb</i>	600,6	23,4	11,5	10,7	0,37	3,30
<i>Sb</i>	903,9	162,4	6,2	6,5	0,10	1,40
<i>Bi</i>	544,6	54,7	10,7	9,8	0,32	3,20
Вещество	$c_{p \text{ тв}}$ , Дж/кг·К	$c_{p \text{ ж}}$ , Дж/кг·К	$\Delta T_{\max}^+$ , К	$\eta_k$	$Q$ , кДж	$Q_3$ , кДж
<i>Ni</i>	625,0	735,0	483,0	0,05	1775	1702
<i>Cu</i>	525,2	513,9	455,0	0,04	1669	1118
<i>Ag</i>	297,0	310,2	352,0	0,06	546	515
<i>Hg</i>	142,0	141,1	82,0	0,24	58	44
<i>Ga</i>	411,3	409,9	195,0	0,1	400	359
<i>Ge</i>	481,7	509,6	667,0	0,03	1700	1650
<i>Sn</i>	262,5	247,8	228,0	0,08	283	258
<i>Pb</i>	142,4	146,4	164,0	0,125	120	105
<i>Sb</i>	240,1	274,7	677,0	0,03	930	902
<i>Bi</i>	146,0	146,2	382,0	0,05	279	265

В Таблице 1 приведены расчеты по формуле (3) возможных прогревов  $\Delta T^+$  относительно  $T_L$  и количество теплоты  $Q$  ( $Q = \Delta T_{\max}^+ mc_p$ ), выделяющееся при коагуляции за время  $\tau_2$  при взрывной кристаллизации всего объёма расплава ( $\eta_k = 1$ ) без учета теплопотерь в окружающую среду для индивидуальных веществ. В расчетах использованы средние переохлаждения  $\Delta T^- = 20^\circ$  для образцов массой 5 г. Полученные данные говорят о достаточно больших величинах  $\Delta T^+$ , далёких от экспериментально наблюдаемых и свидетельствующих о значительных количествах теплоты, отводимых от образца за счет теплопроводности и теплоизлучения.

Уравнение теплового баланса при  $\eta_k = 1$  с учетом  $Q_3$  можно представить в виде  $\Delta Hm = c_p m \Delta T_\phi^- + Q_3$ , откуда следует, что

$$Q_3 = m(\Delta H - c_p \Delta T_\phi^-). \quad (4)$$

Величину  $Q_3$  можно вычислить из термограмм плавкости типа II при известных значениях  $\Delta T_\phi^-$ . Для термограммы типа III вместо  $\Delta T_\phi^-$  следует, очевидно, использовать видимое переохлаждение  $\Delta T_e^-$ , а для термограммы IV  $\Delta T_e^- = 0$ , следовательно  $Q_3 = \Delta Hm$ . Значения расчетных величин  $Q_3$  для разных веществ при  $\Delta T^- = 20^\circ$  также сведены в Таблице 1.

При дальнейшем уменьшении массы и увеличении скорости охлаждения фиксируется термограмма типа III, когда подъём температуры от  $T_{\min}$  происходит не до  $T_L$ , а до некоторой промежуточной между  $T_L$  и  $T_{\min}$  температуры  $T_x$ :  $T_{\min} < T_x < T_L$ . В данном случае имеют место несколько разновидностей переохлаждения: физическое  $\Delta T_\phi^- = T_L - T_{\min}$ , видимое  $\Delta T_e^- = T_x - T_{\min}$  и фиктивное  $\Delta T_x^- = T_L - T_x$ . Очевидно, что  $\Delta T_\phi^- = \Delta T_e^- + \Delta T_x^-$ .

Одним из самых значимых параметров при кристаллизации является удельный объём, который претерпевает быстрое изменение на величину  $\Delta V = |V_L - V_S|$ . Если фазовый переход происходит равновесно при температуре  $T_L$ , то и объём меняется при этой температуре. Но мы видели, что если кристаллизация взрывная, то она может происходить и на линии подъёма температуры от точки  $b$  до точки  $c$  частично, как показано на термограмме 2, или полностью в соответствии с термограммами 3-4. В данном случае мгновенная перестройка из одной упаковки (в жидкости) к другой (в кристаллическом состоянии) при  $T_L$  вряд ли возможна. В динамике такой процесс должен начинаться раньше, т.е. при определённом переохлаждении  $\Delta T^-$ . Это подтверждается многочисленными предпереходными явлениями [5] при переходе от одной фазы к другой. В данном случае можно увязать изменение, например, химического потенциала  $\Delta\mu = \Delta H_{SL} \Delta T_\phi^- / T_L$  через переохлаждение с изменением объёма

(или плотности фаз). Для этого воспользуемся выражением для  $\Delta\mu$ , обычно используемом для кристаллизации из растворов. Применительно к нашему примеру, когда кристаллизация начинается при температуре  $T_{\min}$  и заканчивается при  $T_L$ :  $\Delta\mu = RT_L \ln n_S - RT_{\min} \ln n_L$ , где  $R = 8,31$  Дж/(моль·К),  $n_L$ ,  $n_S$  – концентрации молекул в жидкой и твердой фазах. Объединяя оба выражения для  $\Delta\mu$ , получим

$$\Delta\mu = \frac{\Delta H_{sl} \Delta T_{\phi}^{-}}{T_L} = R(T_L \ln n_S - T_{\min} \ln n_L). \quad (5)$$

Выразим концентрации молекул в жидком состоянии  $n_L$  и в твердом –  $n_S$  через соответствующие удельные объёмы  $V_L$ ,  $V_S$

$$n_L = \frac{N_1}{V_L}, \quad n_S = \frac{N_2}{V_S}$$

и плотности  $\rho_L$ ,  $\rho_S$  соответствующих фаз

$$n_L = \frac{N_1 \cdot \rho_L}{m}, \quad n_S = \frac{N_2 \cdot \rho_S}{m}.$$

Считая число молекул  $N_1$ , перешедших из жидкой фазы в твердую, равным числу молекул  $N_2$ , присоединившихся к твердому телу из расплава ( $N_1 = N_2$ ) при одной и той же массе, концентрации можно заменить на плотности фаз, а выражение (5) записать следующим образом

$$\Delta\mu = \frac{\Delta H_{sl} \Delta T_{\phi}^{-}}{T_L} = R(T_L \ln \rho_S - T_{\min} \ln \rho_L). \quad (6)$$

Уравнение (6) может быть использовано для определения интервала температур  $\Delta T_{\phi}^{-}$ , в пределах которого происходит изменение плотности при переходе от одной фазы к другой. Например, для вида кристаллизации, характерной для термограммы II, т.е. когда кристаллизация начинается при  $T_{\min}$  и заканчивается при температуре  $T_L$ , из (6) можно найти  $\Delta T_{\phi}^{-}$ :

$$\Delta T_{\phi}^{-} = \frac{RT_L^2 \alpha}{M \Delta H_{LS} \pm RT_L \ln \rho_L}, \quad (7)$$

где  $\alpha = \Delta\rho/\rho_L$ ,  $M$  – молярная масса, знаки «+» и «-» зависят от изменения плотностей фаз. Множитель  $M$  появляется в связи с тем, что при расчетах используются справочные данные [6-7] по  $\Delta H$  в Дж/кг.

В Таблице 2 даны расчетные значения  $\Delta T_{\phi}^{-}$  по формуле (7) для некоторых химических элементов, которые свидетельствуют о небольших интервалах  $\Delta T_{\phi}^{-}$ , в пределах которых может происходить изменение плотности. Учитывая, что в этих интервалах переохлаждений формируются кристаллические зародыши, значения  $\Delta T_{\phi}^{-}$  можно использовать для расчета их критических размеров  $l_k$ .



Для идеальных зародышей кристаллов, например, кубической формы на основании объёмной  $\Delta G_V$  и поверхностной  $\Delta G_F$  составляющих энергии Гиббса используют [1,3,5] выражение

$$l_k = \frac{4\sigma_{SL}}{\Delta\mu}, \quad (8)$$

где  $\sigma_{SL}$  – межфазное поверхностное натяжение.

В качестве  $\Delta\mu$  подставляют значение  $\Delta\mu = \Delta H_{SL} \Delta T^- / T_L$ . Тогда

$$l_k = \frac{4\sigma_{SL} T_L}{\Delta H_{SL} \Delta T^- \rho_S}, \quad (9)$$

где  $[\Delta H_{SL}]$  – Дж/кг.

Таблица 2. Справочные [4-7] и расчетные характеристики кристаллизации некоторых химических элементов

Вещество	$\sigma_{SL}$ , кДж/м <sup>2</sup>	$M$ , кг/моль	$l_k$ , нм	$l'_k$ , нм	$\Delta T_{лит}^-$ , К	$\Delta T_{\phi}^-$ , К
<i>Ni</i>	255,0	58,71	16,68	2,60	319	43,0
<i>Cu</i>	177,0	65,55	18,90	2,10	236	26,0
<i>Ag</i>	126,0	107,87	15,14	2,66	227	40,0
<i>Hg</i>	28,1	200,59	23,00	2,10	77	6,9
<i>Ga</i>	56,0	69,72	31,80	1,90	76	4,5
<i>Ge</i>	181,0	72,59	18,20	1,05	227	19,0
<i>Sn</i>	59,0	118,69	32,80	2,40	118	8,5
<i>Pb</i>	33,3	207,19	14,86	3,90	80	22,0
<i>Sb</i>	101,0	121,75	68,90	2,55	135	5,0
<i>Bi</i>	54,4	208,98	31,40	2,40	90	7,0

Расчетные значения  $l_k$  с учетом (7) и (9) для некоторых химических элементов даны в Таблице 2. Для расчетов  $l_k$  по (9) и  $\Delta T_{\phi}^-$  по (7) использованы справочные данные [4-7]. В классической литературе [4-5] для расчетов величины  $l_k$  для индивидуальных веществ обычно пользуются значениями  $\Delta T^-$ , достигающими сотни градусов (табл. 2). Подобные переохлаждения имеют изолированные микронные капли, охлаждаемые с сверхвысокими скоростями  $10^{10} \div 10^{11}$  К/с. Эти объекты являются прерогативой физики малых частиц со своими размерными эффектами. Значительные изменения  $\sigma_{SL}$ ,  $T_L$  и  $\Delta H_L$  в зависимости от размеров не могут использоваться для объективной оценки  $l_k$  при образовании зародыша кристалла в матрице окружающего его массивного расплава. Для сравнения в Таблице 2 даются и значения  $l'_k$  для этих микрообъектов с их «справочными» переохлаждениями. В Таблице 3

приведены те же данные для ряда химических соединений с использованием формулы  $l_k'' = 4\sigma_{SL}M/RT_L\Delta\rho$ , где  $\Delta\rho = \rho_S - \rho_L$ .

Таблица 3. Справочные [6-7,9] и расчетные характеристики кристаллизации некоторых химических соединений

Вещество	$T_L$ , К	$\Delta H_L$ , кДж/кг	$\rho_S$ , г/см <sup>3</sup>	$\Delta\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\sigma_{SL}$ , мДж/м <sup>2</sup>	$M$ , г/моль	$\Delta T_{\bar{\phi}}$ , К	$l_k$ , нм
$H_2O$	273,0	335,0	0,9	0,10	32,1	18,0	11,5	10,2
$C_6H_6$	278,6	127,6	0,879	0,11	17,2	78,0	7,0	24,4
$C_{10}H_8$	353,5	146,9	1,168	0,19	12,4	128,0	10,0	10,2
$C_6H_5OH$	313,5	120,1	1,057	0,11	9,6	94,0	17,0	5,5

Подводя итог сказанному выше о взаимосвязи термодинамических и кинетических параметров зародышеобразования и массовой кристаллизации с разновидностями термограмм плавкости, следует отметить, что без использования термограмм невозможен качественный и количественный анализ процессов, происходящих на той или иной стадии кристаллизации.

#### Библиографический список:

1. **Фольмер, М.** Кинетика образования новой фазы / пер. с нем. под ред. К.М. Горбуновой и А.А. Чернова. – М.: Наука, 1986. – 208 с.
2. **Кидяров, Б.И.** Кинетика образования кристаллов из жидкой фазы / Б.И. Кидяров. – Новосибирск: Наука, 1979. – 134 с.
3. **Александров, В.Д.** Исследование кинетики реального зародышеобразования при кристаллизации переохлажденного расплава из аморфной среды: дис. ... д-ра химических наук: 02.00.04 / Александров Валерий Дмитриевич. – М.: МИЭТ, 1992. – 299 с.
4. **Холломон, Д.Н.** Успехи физики металлов / Д.Н. Холломон, Д. Торнбалл; под ред. Б. Чалмерса. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1956. Т. 1. – 456 с.
5. **Чалмерс, Б.** Теория затвердевания / Б. Чалмерс. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.
6. Свойства элементов. Справочник / под ред. М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1985. – 672 с.
7. Таблица физических величин. Справочник / под ред. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1006 с.
8. **Зиновьев, В.Е.** Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / В.Е. Зиновьев. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
9. **Уббелоде, А.Р.** Расплавленное состояние вещества / А.Р. Уббелоде. – М.: Металлургия, 1982. – 376 с.