

11. Кацнельсон А. А., Олемской А. И. Микроскопическая теория неоднородных структур. М.: МГУ, 1987. 336 с.
12. Левич В. Г., Вдовин Ю. А., Мямлин В. А. Курс теоретической физики. Т. 2. М.: Физматгиз, 1962. 819 с.
13. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Гидродинамика. М.: Наука, 1986. 736 с.
14. Предводителев А. С. Механика движений. Минск: БГУ, 1975. 143 с.
15. Бовенко В. Н. Закономерности автоакустической эмиссии при деформировании металлических кристаллов//Изв. АН СССР. Металлы. 1984. № 1. С. 129—137.
16. Бовенко В. Н. Синергетические эффекты при пластической деформации и разрушении кристаллов//Изв. АН СССР. Сер. физ. 1986. Т. 50. № 3. С. 509—512.
17. Курант Р. Уравнения с частными производными. М.: Мир, 1964. 830 с.
18. De Broglie L. Ondes et quanta//Comptes Rendus. 1923. Vd. 177. P. 507—510.
19. Джеммер М. Эволюция понятий квантовой механики. М.: Наука, 1985. 378 с.
20. Гельфанд И. М., Фомин С. В. Вариационное исчисление. М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1961. 228 с.
21. Ткалич В. С. Теоретические основы оптимальных взаимодействий. Ч. I. Аналитическая динамика. Киев: Наукова Думка, 1971. 114 с.
22. Sommerfeld A. Zur Theorie der Balmer'schen Serie//Münchener Berichte. 1915. S. 425—458; Die Feinstruktur der Wasserstoff und Wasserstoffähnlichen Linien. Ibid. S. 459—500; Zur Quantentheorie der Spektrallinien//Annalen der Physik. 1916. Bd. 51. S. 1—94, 125—167.
23. Займан Дж. Принципы теории твердого тела. М.: Мир, 1974. 472 с.
24. Архаров В. И., Крысов В. И. О механизме перемещения межкуристаллитных границ при собирательной рекристаллизации//Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 29. № 1. С. 131—137.
25. Кидин И. Н., Штремель М. А., Лезунов В. И. Структурные превращения безуглеродистого аустенита с 8% хрома//Физика металлов и металловедение. 1965. Т. 19. № 2. С. 241—250.
26. Осипов К. А. Новые идеи и факты в металловедении. М.: Наука, 1986. 70 с.
27. Заславский Г. М. Стохастичность динамических систем. М.: Наука, 1984. 270 с.
28. Медников С. И., Гуреев Д. М. К теории фазовых превращений в металлах//Журнал технической физики. 1991. Т. 61. № 12. С. 53—58.
29. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. Л.: Наука, 1975. 592 с.
30. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 127 с.
31. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
32. Григорович В. К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа. М.: Наука, 1970. 237 с.
33. Кидин И. Н., Андрюшечкин В. И., Волков В. А., Холин А. С. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 320 с.
34. Бокштейн Б. С., Бокштейн С. З., Клиггер Л. М., Разумовский И. М. Исследование нестабильности решетки металлических сплавов в предмартенситном состоянии// Диффузия, фазовые превращения, механические свойства металлов и сплавов. М.: Изд-во ВЗМИ, 1978. С. 52—60.

УДК 539.219.3

**А. Д. ВАСИЛЬЕВ**

### **ДИФФУЗИЯ ПО ДВИЖУЩИМСЯ ДЕФЕКТАМ РЕШЕТКИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ**

*Рассмотрены вопросы диффузии по движущимся дефектам кристаллической решетки: по границам зерен, по границам фаз, по дислокациям. Основное внимание уделено описанию диффузии по движущимся границам зерен и связанным с этим процессом твердотельным реакциям: прерывистому выделению, прерывистому огрублению, прерывистому растворению. Отдельно рассмотрен вопрос миграции границ зерен, вызванной диффузией.*

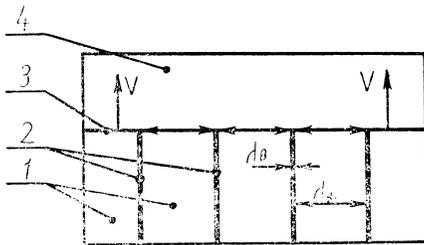
В процессе изучения диффузии по дефектам решетки (границам зерен, дислокациям) основное внимание уделялось исследованию диффузии по неподвижным дефектам. Однако во многих случаях в реальных условиях границы зерен могут на самом деле перемещаться во время диффузии. Это происходит, например, когда зернограничная диффузия сопровождается рекристаллизацией, прерывистым выделением или прерывистым растворением. Более того, в некоторых условиях диффундирующее вещество само по себе может вызвать миграцию границ зерен. Подобно границам зерен дислокации также могут перемещаться во время диффузионных процессов, что может привести к существенному изменению кинетики этих диффузионных процессов.

### Диффузия по движущимся границам зерен

Одним из частных случаев диффузии по движущимся границам зерен является реакция прерывистого выделения, которая представляет собой твердотельную реакцию распада однородного пересыщенного твердого раствора  $\alpha_0$  с образованием пластинчатой двухфазной области  $\alpha + \beta$ , которая образуется за перемещающимся фронтом реакции (см. рисунок). Эта реакция обычно начинается на большеугловых границах зерен, ее можно представить в виде



где  $\alpha_0$  — пересыщенный твердый раствор;  $\alpha$  — обедненный твердый раствор с тем же типом решетки, что и  $\alpha_0$ ;  $\beta$  — фаза, выделяющаяся из пересыщенного твердого раствора.



Схема, поясняющая процесс прерывистого выделения:

1 —  $\alpha$  — фаза; 2 —  $\beta$  — фаза; 3 — граница зерна; 4 — исходный пересыщенный твердый раствор

Рост фазы  $\beta$  происходит за счет диффузии по мигрирующему фронту реакции, разделяющему  $\alpha_0$  и  $\alpha$ . Поскольку этот фронт представляет собой границу зерна, то в данном случае имеется диффузия по движущейся границе зерна в исходном пересыщенном твердом растворе  $\alpha_0$ . Для количественной характеристики скорости диффузии в этом случае можно ввести произведение  $s\delta D_b$ , где  $s$  — множитель сегрегации;  $\delta$  — толщина границы зерна;  $D_b$  — коэффициент зернограничной химической диффузии.

В более ранних работах по изучению прерывистого выделения были получены коэффициенты диффузии, превосходящие коэффициенты диффузии по неподвижным границам зерен на 2—4 порядка величины [1]. Однако эти результаты были подвергнуты сомнению в более поздних работах [2—4] по изучению различных твердофазных реакций, которые контролируются зернограничной диффузией. В этих экспериментах было показано, что диффузия по движущимся границам происходит примерно с той же скоростью, что и по неподвижным границам зерен.

Прерывистое выделение изучалось на нескольких системах Ni—In [6], Pb—Sn [7], Al—Zn [8], Cu—Ag [2, 9]. Данные, относящиеся к системе Ni—In [6], представлены в таблице, где сохранены обозначения, принятые на рисунке.

**Зернограничная диффузия в системе Ni—In в процессе прерывистого выделения [6]**

Температура отжига $T, K$	Толщина основной фазы $\lambda_2, \mu\text{м}$	Толщина $\beta$ -фазы $\lambda_3, \mu\text{м}$	Скорость перемещения ГЗ $v, \text{м/с}$	Произведение $s\delta D_b, \text{м}^3/\text{с}$
877	1,057	0,013	$6,27 \cdot 10^{-11}$	$1,7 \cdot 10^{-20}$
833	0,581	0,009	$8,6 \cdot 10^{-11}$	$2,6 \cdot 10^{-21}$
794	0,392	0,008	$3,8 \cdot 10^{-11}$	$3,5 \cdot 10^{-22}$
758	0,348	0,007	$10^{-11}$	$1,7 \cdot 10^{-23}$
741	0,284	0,007	$4,9 \cdot 10^{-12}$	$1,9 \cdot 10^{-24}$
725	0,267	0,007	$2,3 \cdot 10^{-12}$	$7,8 \cdot 10^{-24}$
703	0,246	0,006	$8,1 \cdot 10^{-13}$	$2,2 \cdot 10^{-24}$

Одной из наиболее изученных систем является система Pb—Sn. Данные по диффузии вдоль движущихся границ зерен получены для этой системы не только в опытах Ту и Тернбалла [7] по прерывистому выделению в сплаве Pb — 11,2 ат. % Sn, но и в результате изучения диффузии изотопов Pb и Sn в сплаве Pb — 8,3 ат. % Sn в работе [10]. В этой работе приведены также данные по диффузии изотопов по неподвижным границам зерен в том же сплаве, что позволяет непосредственно сравнить диффузионные свойства мигрирующих и неподвижных границ. Полученные значения произведения  $s\delta D_b$  различаются не существенно и при 350 К составляют примерно  $2 \cdot 10^{-21} \text{ м}^3/\text{с}$  для случая прерывистого выделения [7],  $3 \cdot 10^{-21} \text{ м}^3/\text{с}$  для диффузии изотопа Sn в сплаве Pb — 8,3 ат. % Sn по неподвижным границам зерен и примерно  $2 \cdot 10^{-21} \text{ м}^3/\text{с}$  для подвижных границ зерен в том же сплаве [10].

Прерывистое огрубление представляет собой реакцию, в ходе которой мелкопластинчатая структура, образовавшаяся в результате первичной реакции (прерывистого выделения, эвтектоидного распада или эвтектической кристаллизации), превращается в структуру с более крупными пластинами из тех же двух фаз:



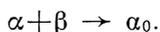
Морфологически эта реакция характеризуется узким мигрирующим фронтом реакции, отделяющим мелкопластинчатую исходную структуру от области продуктов реакции, в которой наблюдаются толстые пластины. На фронте реакции происходит резкое изменение как расстояния между пластинами, так и ориентации  $\alpha$ -фазы.

Вторичная реакция прерывистого огрубления, в принципе, похожа на первичную, если не считать, что прерывистое огрубление происходит с существенно более низкой скоростью. Скорость миграции фронта при прерывистом огрублении  $V_2$  составляет всего  $(10^{-1}—10^{-2})V_1$  — скорости миграции фронта первичной реакции, поэтому получающиеся расстояния между пластинами  $\lambda_2$  существенно больше по сравнению с расстояниями между пластинами после первичной реакции  $\lambda_1$ . Средний состав пластин при прерывистом огрублении ближе к равновесному по сравнению с составом пластин, получающихся при прерывистом выделении. При отсутствии каких-либо конкурирующих реакций скорость роста и расстояние между пластинами в ячейках прерыви-

стого огрубления остаются постоянными во время изотермического отжига.

Экспериментально прерывистое огрубление изучалось в системах Al—Zn [3], Ni—In [11]. Сравнение данных, полученных для произведения  $s\delta D_b$  в работе [11] для диффузии изотопа In в Ni и самодиффузии Ni по границам зерен [6], показывает, что во всех трех случаях произведение  $s\delta D_b$  в диапазоне температур от 650 К до 1000 К отличаются не более, чем на порядок величины.

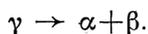
Прерывистое растворение — это процесс, обратный прерывистому выделению. Во время прерывистого растворения фронт реакции движется обратно в сторону двухфазной области, оставляя за собой твердый раствор. Реакция описывается формулой



Получающийся твердый раствор  $\alpha_0$  неоднороден, в нем наблюдаются остаточные концентрационные флуктуации, которые после очень сильного травления видны как «привидения» первоначальной двухфазной структуры. Таким образом, пластинчатая структура, образовавшаяся при прерывистом выделении, после нагрева до температуры предела растворимости начнет испытывать прерывистое растворение.

Результаты, полученные в работе [10] для системы Pb—8.3 ат. % Sn, подтверждают, что диффузия по перемещающимся границам идет не быстрее, чем по неподвижным границам. Значения произведения  $s\delta D_b$  для движущихся и неподвижных границ близки, несмотря на то, что скорости перемещения границ во время прерывистого растворения, как правило, существенно больше (из-за более высоких температур этого процесса), чем скорости перемещения границ во время прерывистого выделения.

Эвтектондный распад представляет собой твердофазную реакцию, которая напоминает прерывистое выделение, однако обе фазы  $\alpha$  и  $\beta$  пластинчатой структуры получают при распаде третьей фазы  $\gamma$ , которая отличается по своей структуре от получающихся фаз:



В этом случае фронт реакции представляет собой межфазную границу  $\gamma/\alpha$  и  $\gamma/\beta$ . Рост пластин  $\beta$  происходит в результате химической диффузии по границе раздела на мигрирующем фронте реакции.

Результаты одной из экспериментальных работ [6] по эвтектоидному распаду сплава Al — 59.7 ат. % Zn показывают, что, как и в случае других твердофазных реакций, не наблюдается существенной разницы в коэффициентах диффузии по движущимся и неподвижным границам.

Диффузионно-индуцированная граничная миграция (DIGM) впервые наблюдалась и объяснялась в работе ден Бредера [12] в 1972 г. на системе хром—вольфрам. Отметив большое сходство этого процесса с реакцией прерывистого выделения, он назвал ее прерывистой диффузией. Термин DIGM появился существенно позже. Он более точно описывает явление и является общепринятым. Этот термин описывает миграцию границ зерен в чистом металле или твердом растворе под воздействием диффузии растворенного вещества, которое перемещается в материале или из материала по границе зерна. Соответственно область за мигрирующей границей обогащается или обедняется этим растворенным веществом, что приводит к образованию легированной

зоны в первом случае или обедненной зоны во втором. Миграция границ зерен может происходить в любом из двух направлений. Как и в других твердофазных реакциях, основной процесс DIGM представляет собой химическую диффузию вещества вдоль мигрирующей границы зерна. Роль объемной диффузии в DIGM пренебрежимо мала из-за того, что это явление, как правило, наблюдается при низких температурах. Таким образом, боковой перенос диффузанта (т. е. в направлении, перпендикулярном границе) происходит в результате миграции границы, а не объемной диффузии. Этим DIGM отличается от обычных экспериментов по диффузии по неподвижным границам.

Решение задачи корректного определения параметров зернограничной диффузии в общем виде представляет собой значительные трудности. Одна из попыток решения в рамках модели Фишера представлена в работе [13]. Относительно движения границы в этой работе сделаны два сильных упрощения: 1) граница перемещается с постоянной скоростью  $v$  в направлении нормали, причем скорость эта гораздо больше скорости диффузии; 2) диффундирующее вещество не взаимодействует с границей, т. е. граница легко отрывается от него. Последнее предположение справедливо только в случае самодиффузии и, по-видимому, может быть принято в случае очень слабого взаимодействия примеси с границей. Как и при решении задачи Фишера, рассматривается квазистационарная стадия процесса, т. е. реализующаяся в большинстве экспериментов

Для концентрации  $C_b$  в границе решение имеет вид

$$C_b = C_0 \exp\left\{-Y \left(\frac{v}{\delta D_b}\right)^{1/2}\right\},$$

где  $C_0$  — концентрация на поверхности;  $\delta$  — ширина границы;  $D_b$  — коэффициент диффузии по границе;  $v$  — скорость перемещения границы;  $Y$  — координата вдоль границы.

Для концентрации  $C$  в объеме

$$C = C_b(Y) \exp\left(-X \frac{v}{D}\right) \quad \text{при } x > 0;$$

$$C = C_b(Y) \quad \text{при } X > 0;$$

где  $X$  — координата в направлении движения границы;  $D$  — коэффициент объемной диффузии.

Таким образом, на стационарной стадии движущаяся граница оставляет за собой шлейф, в котором диффундирующее вещество распределено так же, как и в границе, т. е. по стационарной экспоненте.

Концентрация в движущейся границе с глубиной падает быстрее, чем в неподвижной. При этом количество вещества, поглощенного движущейся границей, больше, чем неподвижной.

Экспериментально DIGM наиболее полно изучено для систем железо—цинк [14, 15] и медь—цинк [16, 17].

Для системы Fe—Zn в работах [14, 15] найдено, что значения произведения  $s\delta D_b$  для химической зернограничной диффузии по мигрирующим границам на 2—4 порядка величины выше коэффициентов изотопной диффузии цинка в железе и самодиффузии железа в чистой матрице. Однако эти результаты не означают, что диффузия по движущимся границам зерен происходит существенно быстрее, чем по неподвижным. Вполне возможно, что это просто результат недостатка необходимых экспериментальных данных, и коэффициент диффузии по

мигрирующим границам зерен нужно сравнивать не с коэффициентом диффузии по границам зерен в чистой матрице, а с коэффициентом диффузии по неподвижным границам зерен в сплаве с достаточным высоким содержанием второго компонента, так как граница движется только лишь при диффузии достаточно большого количества диффузанта. Это можно рассмотреть на примере системы медь—цинк. Данные, полученные для DIGM в этой системе [16], говорят о том, что коэффициент диффузии для мигрирующих границ зерен на 4 порядка величины выше, чем соответствующий коэффициент для неподвижных границ [18] при диффузии цинка в чистой меди. Однако, если в системе медь—цинк сравнивать величину произведения  $s\delta D_b$  с данными по изотопной диффузии цинка в сплаве Cu — 30 ат.% Zn [19, 6], то разница между мигрирующей и неподвижной границами в значительной степени исчезает.

### Диффузия по движущимся дислокациям

Диффузия по движущимся дислокациям изучена гораздо слабее, чем диффузия по движущимся границам зерен, несмотря на то, что это явление, по всей видимости, играет важную роль во многих процессах, представляющих теоретический и практический интерес. В первую очередь, нужно упомянуть дислокационную ползучесть.

В процессе дислокационной ползучести происходит пластическая деформация материала за счет скольжения дислокаций, а фактором, определяющим скорость ползучести, часто является скорость обхода препятствий дислокациями за счет переползания. При температурах более  $0,7 T_{пл}$  переползание дислокаций происходит за счет объемной диффузии, а при более низких температурах — за счет диффузии по трубкам дислокаций, т. е. в последнем случае скорость ползучести определяется скоростью диффузии по движущимся дислокациям. Исходя из экспериментальных результатов по дислокационной ползучести, можно было бы рассчитать коэффициент диффузии по движущимся дислокациям, но недостаточно полная разработка теоретических моделей ползучести [20] не позволяет этого сделать.

При анализе дислокационной ползучести [21] предполагается, что коэффициенты диффузии по движущимся и неподвижным дислокациям мало отличаются между собой, и при рассмотрении различных моделей ползучести просто используют значения коэффициентов диффузии по неподвижным дислокациям.

Обычная химическая диффузия по движущимся дислокациям практически не исследована. Связано это с большими экспериментальными трудностями: необходимо контролировать перемещение отдельных дислокаций, одновременно измеряя концентрацию диффузанта вблизи дислокационной трубки в различных областях по ее длине. Незнание диффузии по движущимся дислокациям не позволяет проанализировать роль этого явления в различных диффузионных процессах, а роль эта может быть значительной. В работе [22] сделан вывод, что в крупнокристаллических эпитаксиальных парах Ni/Cu и Pd/Ag диффузия по движущимся дислокациям играет решающую роль, что приводит к увеличению эффективного коэффициента диффузии на несколько порядков величины.

В заключение можно сделать следующие выводы.

Из экспериментальных данных, описанных выше, известно, что диффузионные проницаемости мигрирующих и неподвижных границ,

как правило, близки по порядку величины. Следует отметить, что скорость миграции границ в разных твердофазных реакциях сильно изменяется от  $10^{-12}$  м/с до  $10^{-5}$  м/с. Однако даже в случае самых высоких скоростей миграции не наблюдается существенное увеличение скорости диффузии.

Более того, даже с теоретической точки зрения нет никаких причин ожидать ускорения диффузии по мигрирующим границам по сравнению с неподвижными границами. Действительно, в пользу этого свидетельствует длина атомного перескока при диффузии (как правило, около 0,3 нм). При длине перескока атома 0,3 нм при таких высоких скоростях миграции, как  $3 \cdot 10^{-6}$  м/с, для атомного перескока в направлении миграции «предоставляется» время 0,1 мс. Поскольку частота атомных колебаний (дебаева частота) составляет порядка  $10^{13}$  Гц, то за промежуток времени 0,1 мс происходит около  $10^9$  атомных колебаний. С макроскопической точки зрения это означает, что скорость движения границ значительно меньше, чем скорость звука, т. е. даже самая быстрая граница является квазиподвижной, поэтому диффузионное поведение движущихся границ не будет отличаться от поведения неподвижных. Иная ситуация может возникнуть при мартенситных превращениях и двойниковании, когда скорость движения границ может быть достаточно высокой, но диффузионная проницаемость границ в данном случае не изучена.

Скорость движения дислокаций может быть значительно больше, чем скорость движения границ зерен, и приближаться к скорости звука. Такая ситуация возникает при воздействии на материал ударных волн. Поэтому диффузионная проницаемость быстродвижущихся дислокаций должна отличаться от диффузионной проницаемости неподвижных дислокаций. Однако диффузия по движущимся дислокациям практически не изучена, и в этой области необходимы дальнейшие исследования.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Smidoda K., Gottschak W., Gleiter H. Diffusion in migrating interfaces//Acta met. 1978. V. 26. N 12. P. 1833—1836.
2. Gust W., Beuers J., Steffen J., Stiltz S., Predel B. Diffusion along migrating and stationary grain boundaries in the Cu—Ag system//Acta met. 1986. V. 34. N 8. P. 1671—1680.
3. Ju C. P., Fournelle R. A. Allular precipitation and discontinuous coarsening of allular precipitate in an Al—29 at% Zn alloy//Acta met. 1986. V. 34. N 1. P. 71—81.
4. Gust W., Lodding A., Odelius H., Predel B., Role U. Grain boundary diffusion in Cu along a symmetric  $45^\circ <100>$  tilt boundary//Scripta met. 1984. V. 18. N 10. P. 1149—1154.
5. Neuhaus P., Herzig C., Gust W. Grain boundary diffusion of indium in nickel//Acta met. 1989. V. 37. N 2. P. 587—595.
6. Каур И., Густ В. Диффузия по границам зерен и фаз. М.: Машиностроение. 1991. 446 с.
7. Tu K. N., Turnbull D. Analysis of kinetics of boundary diffusion limited cellular precipitation//Scripta met. 1967. V. 1. N 3. P. 173—180.
8. Gust W., Hintz M. B., Lucic R., Predel B. Diffusion along migrating and stationary grain boundaries: The Al—Zn system//Phase Transform. Solids Symp. Maleme-Chanin. 27. June-1 July. 1983. New York e. a. 1984. P. 513—518.
9. Wirth R., Gleiter H. Is discontinuous (cellular) precipitation an effect of a structural transformation in the migrating phase boundary//Acta met. 1981. V. 29. N 11. P. 1825—1830.
10. Oberchmidt J., Kim K. K., Gupta D. Grain-boundary diffusion in some Pb—Sn alloys//J. Appl. Phys. 1982. V. 53. N 8. P. 5672—5677.

11. Chuang T. H., Fournelle R. A., Gust W., Predel B. Discontinuous coarsening of discontinuous precipitate in a Ni — 7,5 at% In alloy//Acta met. 1988. V.36. N.3. P. 775—785.
12. Broeder F. J. A. Interface reaction and a special form of grain boundary diffusion in the Cr—W system//Acta met. 1972. V.20. N3. P. 319—332.
13. Мишин Ю. М., Разумовский И. М. Модель диффузии в движущейся границе зерна//ФХМ. Поверхность. 1983. № 7. С. 5—17.
14. Hillert M., Purdy G. R. Chemical induced grain boundary migration//Acta met. 1978. V.26. N2. P. 333—340.
15. Chongmo C. L., Hillert M. A. A metallographic study of diffusion induced grain boundary migration in the Fe—Zn system//Acta met. 1981. V.29. N12. P.1949—1960.
16. Chongmo C. L., Hillert M. A. Diffusion induced grain boundary migration in Cu—Zn//Acta met. 1982. V.30. N6. P. 1133—1145.
17. Piccone T. J., Butymowicz D. B., Newbury D. E., Manning J. R., Chahn J. W. Diffusion induced grain boundary migration in the Cu—Zn system//Scripta met. 1982. V.16. N7. P. 839—843.
18. Клоцман Я. Ф., Рабовский В. К., Ташинский В. К., Тимофеев А. К. Диффузия примесей в поликристаллической меди. Диффузия цинка//ФММ. 1969. Т.28. № 6. С. 1026—1028.
19. Hassner A. Korgrenzendiffusion von Zn—65 in Kupfer und a-Messing//Wiss. Z. Tecn. Hochsch. Karl-Marx Städt. 1977. V.19. N5. P. 619—626.
20. Чадек И. Ползучесть металлических материалов. М.: Мир, 1987. 302 с.
21. Фрост Г. Дж., Эшби М. Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, 1989. 325 с.
22. Бекренев А. Н., Васильев А. Д. Низкотемпературная диффузия в крупнокристаллических пленках в эпитаксиальных системах Ni/Cu и Pd/Ag//Металлофизика. Т. 14. № 3. С. 91—93.

УДК 539.216.2

**Л. А. МИТЛИНА, В. В. МОЛЧАНОВ, В. Н. КОСТЫЛОВ**

### **КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ И СТРУКТУРА ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ ПРИ ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ**

*Приведены экспериментальные данные и теоретический анализ процесса формирования эпитаксиального слоя на (001) плоскости оксида магния в зависимости от состава и технологических условий. Показано, что особенности зарождения и роста пленок феррошпинелей определяются характером межфазного взаимодействия на границе пленка—подложка, несоответствием геометрических параметров решеток, термодинамическими параметрами синтеза. Процесс кристаллизации феррошпинелей удовлетворительно описывается в рамках вероятностно-феноменологической теории роста. При небольших термодинамических пересыщениях разориентация блоков определяется, в основном, несоответствием решеток феррита и оксида магния, составляет десятки угловых минут, слабо зависит от условий кристаллизации; размеры блоков в плоскости (001) определяются тангенциальной скоростью роста и временем синтеза.*

Структурные изменения, развивающиеся при формировании эпитаксиального слоя феррошпинелей, еще мало исследованы, что затрудняет разработку технологии получения образцов с оптимальными для техники СВЧ параметрами.

Данная работа является продолжением работ [1—4] по изучению начальной стадии роста феррошпинелей газофазным методом. Пленки синтезированы на (001) плоскости оксида магния методом химических транспортных реакций в атмосфере хлористого водорода с помощью сэндвич-метода.

Согласно [1—4] каждый зародыш при газофазной эпитаксии феррошпинелей растет в виде кристаллита определенной, единой для всех зародышей выпуклой формы и ориентации, сохраняющейся во време-