

**ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ И ПРЕДПЛАВЛЕНИЯ
НА ГРАНИЦЕ НАКЛОНА $38^\circ[100]$ В СПЛАВЕ Fe—12 ат. % Si—Zn
В ОКРЕСТНОСТИ УПОРЯДОЧЕНИЯ A_2-B_2
В ОБЪЕМЕ Fe—12 ат. % Si**

*О. И. Поскович, Е. И. Рабкин, В. Н. Семенов,
Б. Б. Страумал, Л. С. Швиндлерман*

Методом микрорентгеноспектрального анализа изучено проникновение цинка по границам зерен наклона $38^\circ[100]$ в бикристаллах сплава Fe—12 ат. % Si, в котором при $T=770^\circ\text{C}$ происходит фазовый переход упорядочения A_2-B_2 . Вся наблюдаемая совокупность данных, включая исчезновение смачивания и предплавления при температурах, меньших температуры упорядочения в объеме, может быть объяснена в рамках гипотезы о фазовом переходе на границах.

В предыдущей работе авторов было изучено проникновение олова и цинка по границам зерен наклона $[100]$ с углом разориентации 43° в бикристаллах ОЦК сплава Fe—5 ат. % Si [1]. Это минимальное количество кремния, которое изолирует на фазовой диаграмме Fe—Si область существования γ -фазы и позволяет вырастить моно- и бикристаллы с ОЦК структурой [2]. Было показано [1], что при проникновении олова по этим границам зерен наблюдается фазовый переход смачивания: выше 810°C контактный угол в месте выхода границы зерна на поверхность образца, на которую перед отжигом был нанесен слой олова, равен (или очень близок) нулю. Ниже 810°C этот угол становится равен 180° . Он возрастает от 0 до 180° в интервале температур всего около 10° . Подобный переход смачивания наблюдался ранее и в других системах, например Zn—Sn [3, 4], Al—Sn [5, 6], Al—Pb [5], Ag—Pb [7]. При проникновении цинка по таким же границам зерен смачивание границ расплавом наблюдалось во всем изученном интервале температур $652-908^\circ\text{C}$ [1].

В экспериментах [1] толщина слоя цинка или олова, нанесенного на поверхность образца, подбиралась таким образом, чтобы смачивающая прослойка проникла по границе зерен в глубину бикристалла на 50—200 мкм от поверхности. Изучая распределение олова или цинка в образце глубже этой прослойки, можно было определить диффузионные характеристики границ зерен. Оказалось, что при диффузии цинка на границе существует участок (непосредственно за смачивающей прослойкой), по которому диффузия цинка идет примерно на два порядка быстрее обычного. Интервал концентраций цинка, в котором наблюдается такая повышенная проницаемость границ, простирается от объемного предела растворимости цинка C_0 до некоторой концентрации C_{bl} . При концентрации C_{bl} произведение коэффициента зернограницной диффузии D_b на диффузионную толщину границы δ резко падает. Ниже C_{bl} произведения $D_b\delta$ близки к обычным значениям для границ зерен в железе и его сплавах [8].

Было экспериментально показано, что глубина проникновения цинка по границам в интервале концентраций между C_0 и C_{bl} пропорциональна $t^{1/2}$, где t — продолжительность отжига. Это означает, что хотя цинк и проникает по границам при концентрациях выше C_{bl} на два порядка быстрее обычного, но это такой же диффузионный процесс, как и при концентрациях, меньших C_{bl} . Было обнаружено также, что концентрация C_{bl} , при которой происходит резкое изменение $D_b\delta$, сильно зависит от температуры отжига (см. рис. 1в). Выше температуры Кюри в сплаве Fe—5 ат. % Si (740°C) концентрация C_{bl} тем меньше, чем выше предел растворимости C_0 цинка в сплаве, а ниже температуры Кюри концентрация C_{bl} стремится к пределу растворимости C_0 , но смачивание все равно на-

блюдается. В случае, если в двухкомпонентной системе существует купол распада (возможно «виртуальный»), то вблизи критической точки, согласно теории Кана [9], должен иметь место фазовый переход предсмачивания, одной из разновидностей которого является фазовый переход предплавления. Фазовый переход предплавления аналогичен переходу смачивания в том, что на границе зерна в точке перехода скачком образуется слой новой фазы, а отличие заключается в том, что возникшая фаза термодинамически неустойчива в объеме и представляет собой

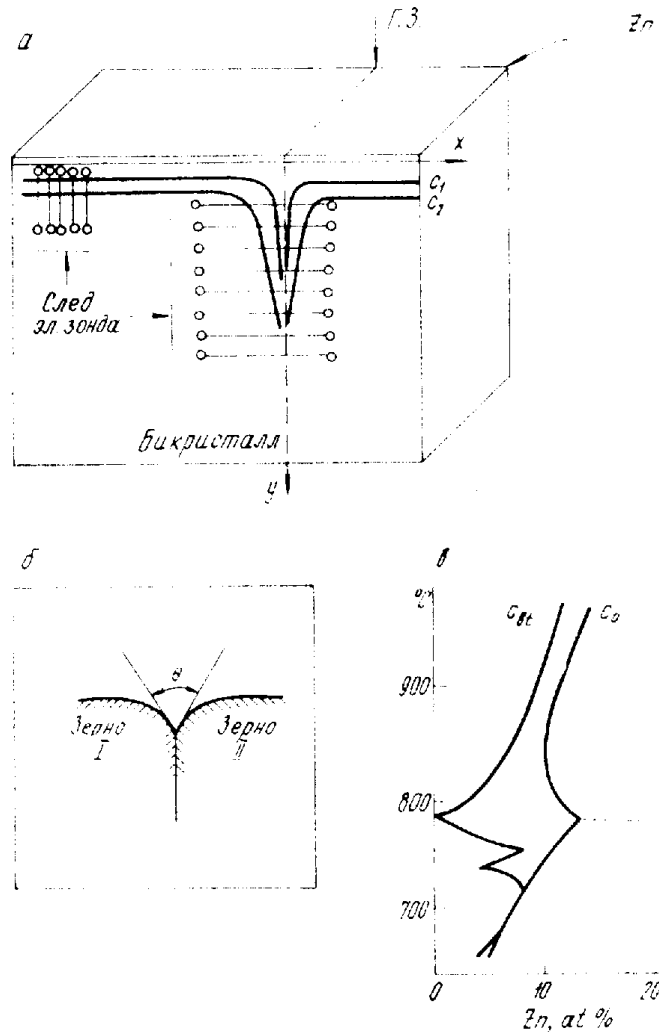


Рис. 1. Схема распределения концентрации в бикристалле после диффузионного отжига. Показаны изоконцентрационные линии и схема перемещения электронного зонда при измерениях методом локального рентгеноспектрального анализа (а). Измерение угла θ в месте выхода границы зерна на поверхность образца (б) и зернограничная и объемная фазовая диаграмма Fe—5 ат.% Si—Zn [1] (в).

микроскопически тонкий слой, а не макроскопический слой объемной фазы при переходе смачивания. Непосредственно возле температуры Кюри на зависимости $C_{st}(T)$ имеется выступ в сторону малых концентраций.

В ряде теоретических работ были предсказаны фазовые переходы на внутренних границах раздела, сопровождающие смачивание [10, 11]. К таким переходам относятся предплавление, предсмачивание, слоевание и т. д. Эти переходы связаны с образованием тонкой жидкой (или квазизидкой), термодинамически равновесной прослойки на границах. В системе Fe—5 ат.% Si на границах зерен при концентрации C_{st} на-

близкостя фазовый переход. Мы предполагаем, что это фазовый переход предплавления. В таком случае повышение $D_b\delta$ можно объяснить образованием квазижидкой прослойки на границе: диффузионная толщина границы δ увеличивается примерно в 100 раз. В изученной системе наблюдаются все необходимые условия для существования переходов предплавления: высокая положительная энтальпия смещения компонентов раствора, смачивание границ в двухфазной области «твердая фаза — расплав», а также тот факт, что указанные явления наблюдаются на границах зерен в более тугоплавком компоненте (железе). Таким образом, у нас есть все основания считать, что мы действительно наблюдаем фазовый переход предплавления на границах.

Задачей данной работы было установить, как влияет фазовый переход концентрационного упорядочения в объеме на прощипкование цинка по границам зерен в сплавах железо — кремний на смачивание границ и фазовый переход предплавления. Кроме того, мы хотели сравнить влияние атомного упорядочения с влиянием спинового упорядочения, изученным нами в предыдущей работе [1].

Для этих исследований нами был выращен бикристалл сплава Fe—12 ат. % Si. В этом сплаве происходит атомное упорядочение твердого раствора железо — кремний: при понижении температуры неупорядоченная ОЦК структура (типа A_2) переходит в упорядоченную структуру (типа B_2) [2]. Бикристаллы сплава Fe—12 ат. % Si выращивались методом электроно-лучевой зонной плавки. Концентрацию кремния в сплаве выбирали таким образом, чтобы переход $A_2 \rightarrow B_2$ происходил около 800°С: эта температура удобна для диффузионных экспериментов, так как продолжительность диффузионных отжигов на верхней границе изучаемого интервала температур (1000°С) не слишком мала (около часа), а на нижней границе (700°С) — не чрезмерно велика: около 500 ч. Был выращен бикристалл с границей наклона [100] 38° диаметром 12 мм. Его разрезали на электронесковом станке на образцы длиной 6–12 мм и поперечным сечением 1,5×1,5 мм. Граница проходила посередине, перпендикулярно длинной стороне образца. Слои цинка наносили на каждый такой образец путем погружения в расплав. Перед погружением образцы механически шлифовали и подвергали химической полировке в растворе 80% H_2O_2 —14% H_2O —6% HF. Затем нанесенный слой цинка полностью удаляли с двух боковых граней образца, а с двух других граней удаляли излишки цинка и оставляли слой толщиной 100–150 мкм.

Подготовленные таким образом образцы заглавливали в вакуумные кварцевые ампулы, после чего образцы отжигали в печи сопротивления в интервале температур 715–995°С. Температуру поддерживали с точностью $\pm 0,5^\circ\text{C}$. После отжига образцы фиксировали в держателе с помощью сплава Вуда, а затем механически шлифовали и полировали. Полированную поверхность образцов обрабатывали травителем в течение 10–15 с для выявления границы зерен и изучения образцов с помощью оптической микроскопии. Места выхода границы на поверхность образца отмечали отпечатками индентора ПМТ-3. Затем проводили повторную механическую полировку образцов: следы химического травления удаляли, а отпечатки индентора оставались видны. На полученных таким образом шлифах мы снимали распределение концентрации цинка с помощью микрорентгеноспектрального анализа (см. рис. 1а). Для вычисления концентрации по величинам интенсивностей характеристического рентгеновского излучения вводили необходимые поправки по обычным методам количественного рентгеноспектрального анализа [12]. Для определения коэффициентов объемной диффузии цинка измерялись диффузионные профили вдали от границы зерен, перпендикулярно поверхности образца, вдоль оси [100] (см. схему на рис. 1а). Значения D находили по 5–7 диффузионным профилям по процедуре, описанной в предыдущей работе [1], где мы использовали метод Любова, учитывая изменение коэффициента объемной диффузии D с объемной концентрацией.

Коэффициенты зернограничной диффузии цинка измеряли, снимая серии диффузионных профилей перпендикулярно границе, параллельно поверхности образца, на которую был нанесен диффузانت (см. схему на рис. 1). Произведение коэффициента зернограничной диффузии D_b на диффузионную толщину границы δ вычисляли по формуле Финнера [13]

$$D_b\delta = 2(D/\pi t)^{1/2} y^2 / (\ln C_b/C_0)^2, \quad (1)$$

где C_b — концентрация на границе зерен на глубине y .

Формулу Финнера можно использовать как асимптотическое представление решения Уиппла [14] для вычисления $D_b\delta$ лишь в том случае, если выполняется условие Ле Клера [15]

$$\eta\beta^{-1/2} \geq 10, \quad (2)$$

где $\eta = y/(Dt)^{1/2}$, а $\beta = \delta D_b / 2D^{3/2}t^{1/2}$. В нашем случае этот критерий выполняется так-

ко для пологих участков кривых проникновения цинка по границам зерен $C_b(y)$ (см. рис. 3), то есть участков выше точки излома C_{bl} там, где она есть (кривые 4--7). На рис. 4 для наглядности приведены, однако, и экспериментальные точки для крутых участков кривых $C_b(y)$ (участков кривых 4--7 на рис. 3 ниже точки излома C_{bl} и прямых с наклоном порядка 10^{-3} мкм $^{-1}$), где $\eta\beta^{-1/2}$ мало. Если $\eta\beta^{-1/2} \ll 10$, то выражение (1) дает заниженные значения $D_b\delta$ и энергии активации зернограничной диффузии E_b [16]. Поэтому, пользуясь формулой (1) при малых $\eta\beta^{-1/2}$, мы вычисляем, строго говоря, не $D_b\delta$, а некоторую диффузионную проницаемость границы, которую мы обозначим символом Π . Диффузионная проницаемость Π имеет такую же размерность, что и $D_b\delta$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

На рис. 2 показана температурная зависимость коэффициента объемной диффузии цинка в сплаве Fe—12 ат. % Si. Коэффициент объемной диффузии определяли на тех же бикристаллах, что и произведение $D_b\delta$ для зернограничной диффузии (см. схему на рис. 1а). Из рис. 2 видно, что температурная зависимость $D(T)$ состоит из двух участков с различным наклоном. Они пересекаются примерно при 770°C. Эта температура близка к температуре упорядочения A_2 — B_2 в сплаве Fe—12 ат. % Si [2]. Выше температуры упорядочения $T_{уп}$ энергия активации E объемной диффузии цинка составляет 170 кДж/моль, а ниже $T_{уп}$ $E = -324$ кДж/моль.

На рис. 5б приведена температурная зависимость угла θ в месте выхода границы на поверхность образца (см. схему на рис. 1). При низких температурах угол θ близок к π . При температуре $T_w = 749 \pm 4^\circ\text{C}$ происходит фазовый переход смачивания:

выше этой температуры граница зерен смачивается расплавом на основе цинка, возникающем при плавлении слоя диффузанта при помещении образца в печь для отжига. Отметим, что температура фазового перехода смачивания T_w близка к температуре, при которой наблюдается максимум на температурной зависимости коэффициента зернограничной диффузии $D_b(T)$.

На рис. 3 приведены зависимости концентрации цинка на границе C_b от глубины y (кривые диффузионного проникновения цинка по границам), а на рис. 4 показаны температурные зависимости произведения $D_b\delta$ и проницаемости Π . (Значения $D_b\delta$ и Π определяются по одной и той же формуле (1), но при больших $\eta\beta^{-1/2}$ мы получаем $D_b\delta$, а при малых — Π .) Мы видим, что поведение грани зерен сильно меняется с температурой. Ниже T_w фазового перехода смачивания на зависимостях $C_b(y)$ есть только один участок с большим наклоном. Выше температуры T_w на кривых диффузионного проникновения цинка по границам появляется, наряду с крутым, пологий участок (с большим коэффициентом зернограничной диффузии). Крутой и пологий участки пересекаются при некоторой концентрации C_{bl} . На пологих участках выполняется условие (2) и формула (1) дает действительно $D_b\delta$. Для крутых участков таких зависимостей формула (1) дает диффузионную проницаемость Π . Поэтому каждой кривой диффузионного проникновения цинка по границам $C_b(y)$, содержащей крутой и пологий участки, на рис. 4 соответствуют две точки. С ростом температуры $D_b\delta$ и Π резко увеличиваются и одновременно достигают максимума при 774°C.

В интервале концентраций от C_0 до C_{bl} произведение $D_b\delta$ в 10–150 раз больше, чем диффузионная проницаемость грани Π при концент-

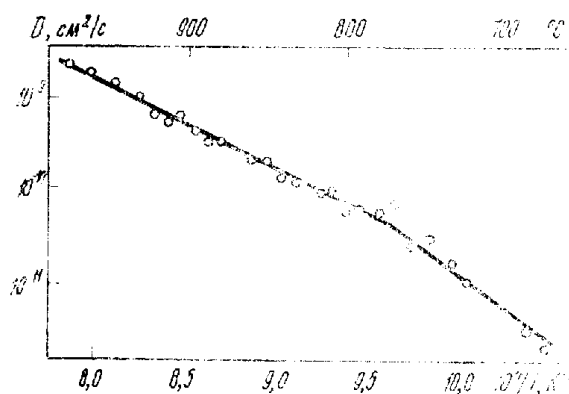


Рис. 2. Температурная зависимость коэффициента объемной диффузии D цинка в сплаве Fe—12 ат. % Si.

рациях ниже C_{bl} . Переход от «обычной» к ускоренной зерпограничной диффузии происходит скачком при некоторой концентрации C_{bl} . При этой концентрации на кривых диффузионного проникновения цинка по

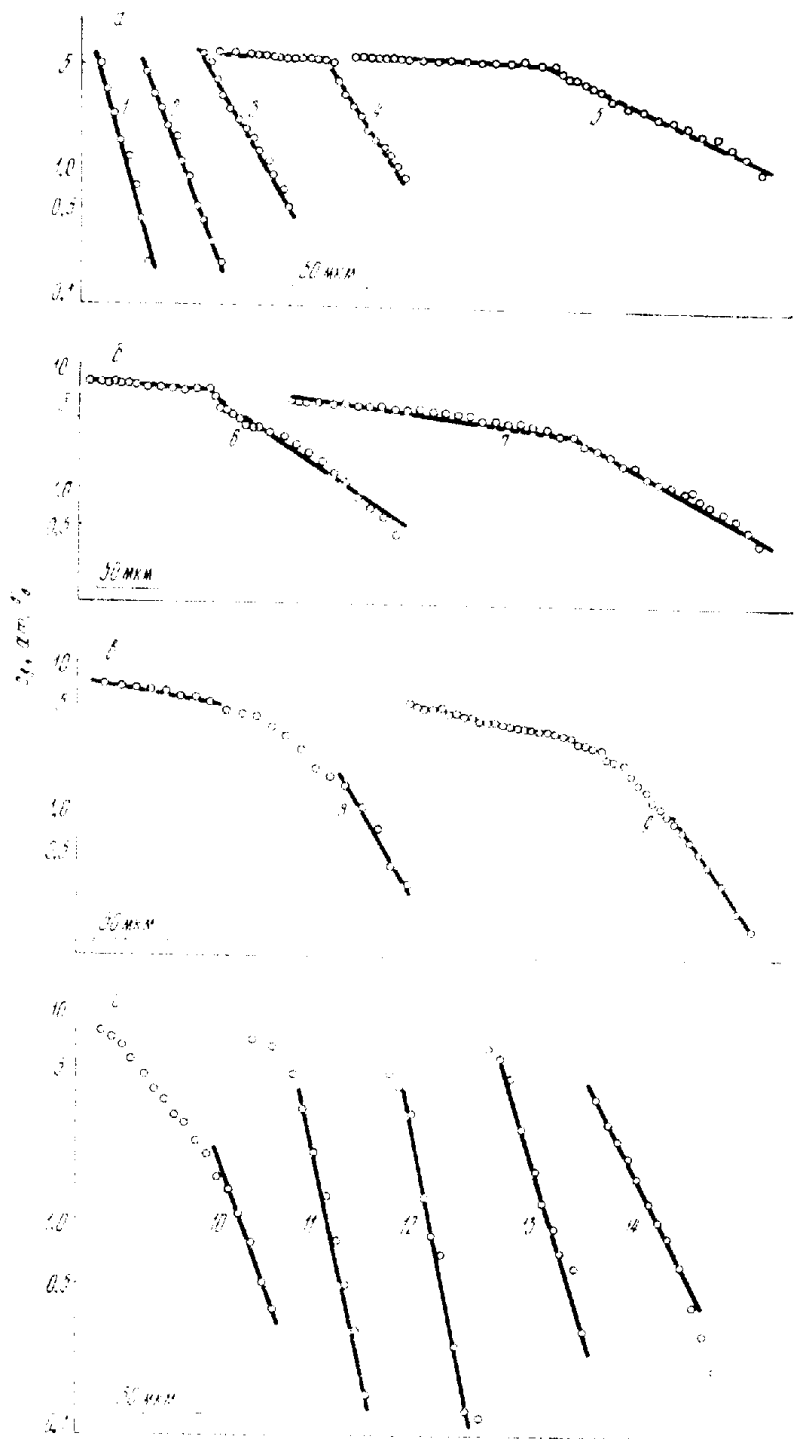


Рис. 3. Зависимости концентрации цинка на границе зерен C_b от глубины y (кривые диффузионного проникновения цинка по границам). Концентрация C_{bl} определяется по изломам на зависимостях $C_b(T)$:

1 — 724° С, 241 ч; 2 — 743° С, 184 ч; 3 — 754° С, 110,5 ч; 4 — 764° С, 65 ч;
5 — 774° С, 50 ч; 6 — 784° С, 50 ч; 7 — 804° С, 30 ч; 8 — 810° С, 18 ч;
9 — 830° С, 10 ч; 10 — 834° С, 14 ч; 11 — 844° С, 10,2 ч; 12 — 874° С, 6,5 ч;
13 — 934° С, 5 ч; 14 — 994° С, 5,4 ч.

границам $C_b(y)$ наблюдается излом. Ранее мы показали [1], что концентрация C_{bl} является равновесной характеристикой грани зерна. Она, в частности, не зависит от продолжительности обжига. При температурах выше $T_K = 807 \pm 2^\circ \text{C}$ изломы на зависимостях $C_b(y)$ исчезают. Выше

критической температуры T_K в интервале примерно 30–40°С кривые $C_b(y)$ существенно нелинейны. На них сохраняются следы полого уча-

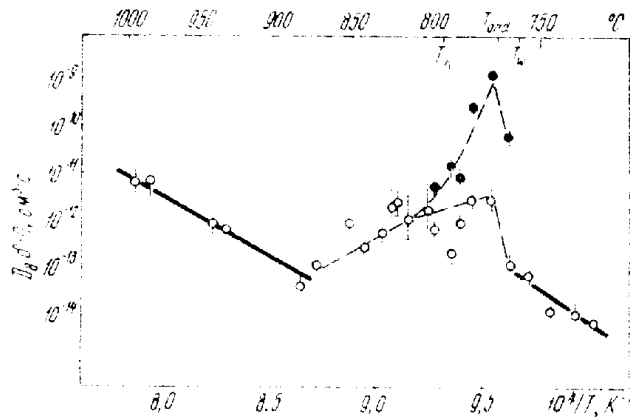


Рис. 4. Температурная зависимость произведения $D_b \delta$ (и/или диффузионная проницаемость границы Π). Темные точки — значения для концентраций $C_0 > C_b > C_{bt}$.

стка. При температуре выше примерно 840°С кривые $C_b(y)$ снова имеют только крутой участок.

В интервале температур 774—840°С (начиная от температуры упорядочения) диффузионная проницаемость границ резко падает. Начиная примерно с 870°С диффузионная проницаемость опять увеличивается с температурой по закону Аррениуса.

На рис. 5а приведена фазовая диаграмма. Светлыми точками на ней показаны значения объемного предела растворимости цинка в сплаве Fe—12 ат. % Si (линия сольвуса). Темными точками показаны концентрации C_{bt} , при которых наблюдаются изломы на кривых $C_b(y)$ и скачком меняется диффузионная проницаемость границ. При температуре T_w происходит фазовый переход смачивания. Хорошо видно, что линия $C_{bt}(T)$ сливается с линией сольвуса $C_0(T)$ как раз при температуре T_w . Действительно, при этой температуре одновременно исчезают смачивание границ зерен и пологие участки на кривых диффузионного пропитывания цинка по границам $C_b(y)$.

Выше T_w линия $C_{bt}(T)$ с ростом температуры постепенно отходит от линии сольвуса $C_0(T)$ и при 804°С < T_K < 810°С заканчивается критической точкой. При $T=804$ °С на кривой пропитывания $C_b(y)$ еще есть излом, а при $T=810$ °С такого излома уже нет, хотя на кривой пропитывания еще сохраняются признаки крутого и пологого участков (см. рис. 3). Вблизи температуры упорядочения в объеме на линии $C_{bt}(T)$ заметны выступы, направленные в сторону малых концентраций. Такие же выступы в пре-

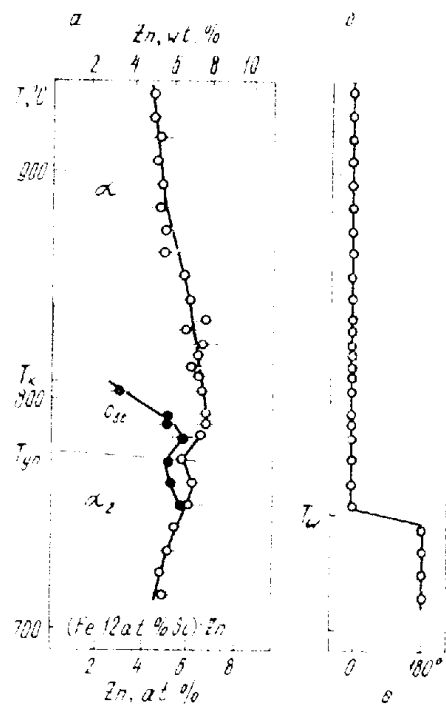


Рис. 5. Фазовая диаграмма Fe—12 ат. % Si—Zn:

$T_{уп}$ — температура превращения А, В в объеме; T_K — критическая точка на линии фазового превращения $C_{bt}(T)$ (а) и температурная зависимость угла θ в месте выхода границы на поверхность; T_w — температура зернограничного перехода смачивания (б).

делах экспериментальной погрешности мы отмечаем на фазовой диаграмме на линии сольвуса $C_0(T)$.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известно, что упорядочение (атомное, спиновое и др.) всегда приводит к повышенной энергии активации диффузии (см., напр., [17]), в том числе зернограничной [8]. Качественно это понятно: образование и миграция вакансий в упорядоченном сплаве связана с «обрывом» дополнительных связей. Этот вклад описывается дополнительным слагаемым в энергии активации диффузии, которое приближенно пропорционально квадрату параметра порядка [18]. Но параметр порядка сам сильно меняется вблизи температуры упорядочения. Это приводит к сильной температурной зависимости коэффициента диффузии и высоким «кажущимся» энергиям активации. Действительно, полученное нами значение энергии активации для диффузии в упорядоченном состоянии заметно превышает обычные значения для железа и его сплавов [19].

Интересно, что ниже температуры упорядочения, при которой скачком возрастает энергия активации объемной диффузии, исчезает и смачивание границ. В предыдущей работе [1] мы показали, что переход из неупорядоченного парамагнитного состояния в упорядоченное ферромагнитное должен подавлять как смачивание, так и образование различных равновесных тонких прослоек на границах (переходы предплавления, предсмачивания и др.).

При этом мы видели [1], что во всем изученном интервале температур в сплаве Fe—5 ат. % Si на границах зерен одновременно наблюдается смачивание и участок быстрой диффузии. При воздействии высокого давления смачивание исчезает примерно при 0,5 ГПа [20]. Одновременно исчезает и участок быстрой зернограничной диффузии. Полученные нами в [20] экспериментальные данные, вместе с результатами работы [1] свидетельствуют в пользу того, что при C_{bl} на границе зерен происходит фазовый переход предплавления. Этот переход приводит к образованию тонкой, термодинамически равновесной прослойки квазижидкой фазы на границе зерен.

В сплаве Fe—12 ат. % Si мы тоже видим, что выше температуры фазового перехода смачивания T_m на границе зерен появляется участок ускоренной диффузии в интервале концентраций от C_0 до C_{bl} . По всей видимости, мы снова имеем дело с таким же зернограничным фазовым переходом предплавления, как и в сплаве с меньшим содержанием кремния. Однако теперь ситуация усложнилась: мы видим, во-первых, что упорядочение в объеме подавляет смачивание и предплавление на границах, а во-вторых, линия перехода предплавления на фазовой диаграмме не продолжается в область высоких температур, как в [1], а заканчивается критической точкой. В то же время возле температуры атомного упорядочения в объеме $T_{уп}$, так же как и возле температуры Кюри T_c в работе [1], на линии фазовых переходов предплавления наблюдается выступ в сторону малых концентраций цинка. Такой же выступ виден и на линии сольвуса $C_0(T)$. Подобные выступы всегда возникают при пересечении линии фазовых переходов II рода с линией фазовых переходов I рода [21, 22], и в системе Fe—Si—Zn представляют интерес с точки зрения влияния магнитного и концентрационного упорядочения в матрице на зернограничный переход предплавления.

Почему атомное упорядочение подавляет смачивание и предплавление на границах зерен? Необходимым (но не достаточным) условием полного смачивания является соотношение $\sigma_{gb} > 2\sigma_{sl}$, где σ_{sl} — поверхностное натяжение границы, а σ_{sl} — поверхностное натяжение поверх-

ности раздела «кристалл — смачивающая фаза». По мере перехода в упорядоченное состояние величина $2\sigma_{cf}$ растет быстрее, чем σ_{gb} , что может привести к нарушению условия смачивания. Качественно это можно объяснить следующим образом: процесс упорядочения можно условно представить как увеличение числа связей между атомами А и В. Смачивающая прослойка обрывает все такие связи, в то время как на границе совпадения они частично сохраняются. Поэтому упорядочение вносит больший вклад в $2\sigma_{cf}$, чем в σ_{gb} . Все это объясняет, почему смачивание исчезает несколько ниже температуры атомного упорядочения.

Как объяснить, почему выше критической точки диффузионная проницаемость в интервале температур 30—40°С падает с ростом температуры? Если бы в изучаемой системе не было критической точки, то зернограничная фазовая диаграмма должна была бы выглядеть так, как в системе Fe—5 ат. % Si (см. рис. 1в). Наличие критической точки приводит к тому, что переход границы в предрасплавленное состояние становится непрерывным и соответствующие изломы на кривых проникновения цинка по границам размываются. При этом измеряемый на этих зависимостях наклон определяется не только коэффициентом пограничной диффузии, но и концентрационным интервалом существования предрасплавленного состояния. Этот интервал уменьшается с ростом температуры (см. рис. 3 и 4) и соответствующий наклон увеличивается. Это приводит к уменьшению эффективного коэффициента зернограничной диффузии с ростом температуры.

ВЫВОДЫ

1. При проникновении цинка по границам зерен наклона 38° [100] происходит фазовый переход смачивания при $T_w = 749 \pm 4^\circ\text{C}$.

2. Выше T_w до $T_k = 807 \pm 2^\circ\text{C}$ на границах зерен имеется участок ускоренной диффузии в интервале концентраций от C_0 (предел растворимости цинка в объеме) до C_{bt} . При концентрации C_{bt} скорость диффузии цинка по границам зерен скачком уменьшается до типичных для железа значений. При C_{bt} на кривых проникновения цинка по границам зерен виден излом. Существование участка быстрой диффузии на границах зерен мы объясняем фазовым переходом предплавления и образованием равновесной тонкой прослойки жидкой или квазижидкой фазы.

3. При температуре $T_k = 807 \pm 2^\circ\text{C}$ этот излом исчезает, но признаки ускоренной диффузии наблюдаются еще до температуры на 30—40°С выше T_k .

4. Ниже T_w диффузионная проницаемость границ возрастает с температурой по закону Аррениуса. Начиная от T_k , кривые $D_{bd}(T)$ и $\Pi(T)$ резко отклоняются вверх от прямой Аррениуса и достигают максимума вблизи температуры упорядочения в объеме T_{up} (примерно на 30°С ниже T_k), после чего они снова падают. Начиная примерно с 870°С диффузионная проницаемость границ опять растет с температурой по закону Аррениуса.

5. Гипотеза о фазовом переходе предплавления на границах зерен позволяет непротиворечиво объяснить, почему на границах зерен появляется участок ускоренной диффузии, и почему ниже температуры упорядочения в объеме он исчезает вместе со смачиванием.

Институт физики твердого тела
АН СССР

Поступила в редакцию
3 октября 1990 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. Rabkin E. I., Straumal B. B. a. Shvindlerman L. S. Wetting and premelting phase transitions in $43^\circ \langle 100 \rangle$ tilt grain boundaries in Fe—5 at. % Si. — J. de Physique Colloque, 1990, 51, s. C599—C603.
2. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. — М., Металлургия, 1985. — 182 с.

3. Passerone A., Eustatopoulos N. a. Desre P. Interfacial tensions in Zn, Zn—Sn and Zn—Sn—Pb systems. — *J. Less-Common Metals*, 1977, **52**, p. 37—49.
4. Passerone A. a. Sangiorgi R. Solid-liquid interfacial tension by the dihedral angle method. A mathematical approach. — *Acta Met.*, 1985, **33**, p. 771—776.
5. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. — М.: Металлургиядат, 1960. — 332 с.
6. Eustatopoulos N., Condurier L., Joud J. C. a. Desre P. Tensions interfaciale solide-liquide des systems Al—Sn, Al—In et Al—Zn. In: *J. of Crystal Growth*, 1976, **33**, p. 105—115.
7. Passerone A., Sangiorgi R. a. Eustatopoulos N. Interfacial tensions and adsorption in the Ag—Pb system. — *Scripta Met.*, 1982, **16**, p. 547—550.
8. Кaur I., Gust W. a. Kozma L. Handbook of Grain and Interphase Boundary Diffusion Data. Ziegler Press, Stuttgart, 1989. — 468 p.
9. Роулинсон Дж., Уидом Б. Молекулярная теория капиллярности. — М.: Мир, 1986. — 375 с.
10. De Gennes P. G. Wetting: statics and dynamics. — *Rev. Mod. Phys.*, 1985, **57**, p. 827—863.
11. Dietrich S. Phase Transitions and Critical Phenomena, 1988, ed. by C. Domb and J. Lebowitz, p. 1—218, v. 12, Academic Press, Ldn.
12. Рид С. Электронно-зондовый микроанализ. — М.: Мир, 1979. — 424 с.
13. Fisher J. C. Calculation of diffusion penetration curves for surface and grain boundary diffusion. — *J. Appl. Phys.*, 1951, **22**, p. 74—77.
14. Whipple R. T. P. Concentration contours in grain boundary diffusion. — *Phil. Mag.*, 1954, **45**, p. 1225—1236.
15. Le Claire A. D. The analysis of grain boundary diffusion measurements. — *Brit. J. Appl. Phys.*, 1963, **14**, p. 351—357.
16. Кaur I. and Gust W. Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. Ziegler Press, Stuttgart, 1988. — 1421 p.
17. Ruch L., Sain D. R., Yen H. L. a. Girifalco L. A. Analysis of diffusion in ferromagnets. — *J. Phys. Chem. Solids*, 1976, **37**, p. 649—653.
18. Жирафалько Л. Статистическая физика твердого тела. — М.: Мир, 1975. — 382 с.
19. Смигиз К. Дж. Металлы. — М.: Металлургия, 1980. — 446 с.
20. Shvindlerman L. S., Lojkowski W., Rabkin E. I., Straumal B. B. Concentrational phase transition on the interphase boundaries Sn/Ge and on the grain boundaries in tin: indium diffusion. — *J. de Phys. Colloque*, 1990, **51**, s. C903—C908.
21. Nishizawa T., Hasede M. a. Ho M. Thermodynamics analysis of solubility and miscibility gap in ferromagnetic alpha iron alloys. — *Acta Met.*, 1979, **27**, p. 817—828.
22. Alloy Phase Diagrams, eds. Bennett L. H., Massalski T. B. a. Giessen B. C., North-Holland, N. Y. e. a., 1983. — 2173 p.