

«разгрузки» положительно сказываются при внешнем силовом воздействии, т.е. способ обеспечивает повышение эксплуатационных характеристик материала.

Выводы

Анализируя полученные результаты можно сделать следующие выводы:

- разработанный способ азотирования в плазме тлеющего разряда с полым катодом позволяет создавать регулярную неоднородную структуру на поверхности стали 13X11H2B2MФ-Ш и титанового сплава ВТ6;
- установлено, что, помимо общего упрочнения поверхности, происходит более высокое зонное упрочнение вследствие неоднородности плазмы;
- эффект полого катода, формируемый с помощью специального экрана, является эффективным инструментом создания регулярной неоднородной структуры.

Литература

1. Малинов Л.С., Соколов Б.К. и др. Получение высоких прочностных и пластических свойств двухфазной стали дифференцированной обработкой // МиТОМ. 1980, № 3, с. 32-35.
2. Малинов Л.С. Применение дифференцированных обработок для создания в сталях и чугунах регулярных макроскопических градиентов структурно-фазового состояния – перспективное направление в повышении свойств // Металл и литье Украины. 2004, № 11, с. 14-18
3. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сталей и сплавов. М.: Высш. школа, 1988. 158с.
4. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. Минск: Высш. школа, 1988. 155с.
5. Электронно-лучевая технология: Пер. с нем./ З. Шиллер, У. Гайзиг, З. Панцер: Энергия, 1980. 528с.
6. Будилов, В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н. Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом // МиТОМ. 2007. № 7. с. 25 – 29.

Связь дендритной структуры сплава, затвердевающего в условиях двухфазной зоны с диффузионным переохлаждением в ней в модели ячеистой двухфазной зоны

к.ф.-м.н. доц. Сулимцев И.И.
МГТУ «МАМИ»
(495) 223-05-23, доб. 1338

Аннотация. Теоретически рассмотрены экспериментально полученные результаты по изучению связи диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне кристаллизующегося сплава с диффузионным переохлаждением в ней. Рассмотрение основано на использовании модели ячеистой двухфазной зоны и численном решении полученных уравнений. Получено удовлетворительное согласие хода изменения диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне в зависимости от ее температуры (отсчитанной от температуры ликвидуса сплава). Подтверждена теоретически полученная связь параметра дендритной структуры с максимальным диффузионным переохлаждением в сплаве при заданной скорости охлаждения.

Ключевые слова: кристаллизация сплава с диффузионным переохлаждением, параметр дендритной структуры, модель ячеистой двухфазной зоны

Ранее [1] в связи с проблемой управления кристаллизацией поковки был рассмотрен метод изучения структурообразования в однородном (физически малом, элементарном) объеме двухфазной зоны бинарных сплавов. Полученные экспериментальные результаты пока-

зали тесную связь кинетики и морфологии развития дендритной структуры изученных сплавов с величиной диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне. Экспериментально был установлен принцип подобия для изменения диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне при кристаллизации изученных сплавов, позволяющий переносить результаты исследования на другие кристаллизующиеся в условиях двухфазной зоны сплавы. Было также отмечено, что ширина двухфазной зоны в типичных условиях затвердевания может составлять $10^{-2} - 10^2$ см.

В настоящем сообщении экспериментальные результаты, представленные в [1], обсуждаются с привлечением и развитием теоретического рассмотрения процесса кристаллизации в условиях двухфазной зоны, предложенного в работе [2]. Оно основано на представлении двухфазной зоны как совокупности независимо кристаллизующихся ячеек, одна из которых изображена на рисунке 1.

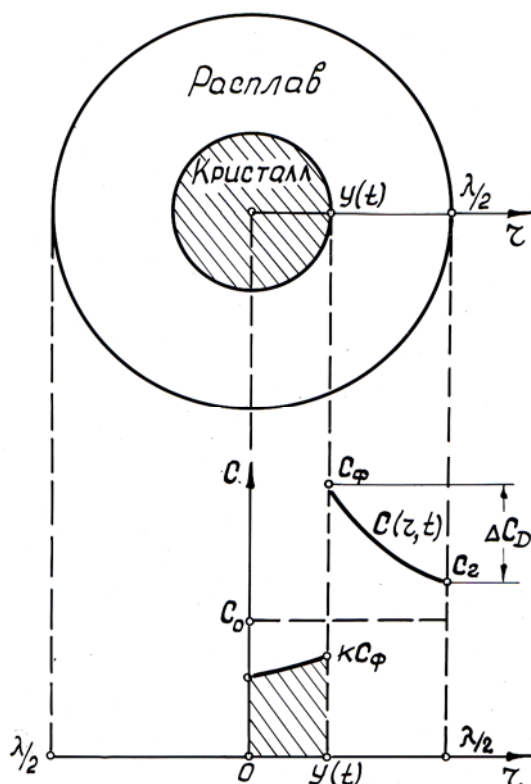


Рисунок 1 – Условия затвердевания цилиндрической ячейки в элементарном объеме двухфазной зоны: λ – среднее расстояние между характерными элементами структуры сплава, диаметр ячейки; $y(t)$ – закон роста кристалла в ячейке; r – координата; $C_{\text{ф}}$ – состав жидкой фазы на поверхности кристалла; C_2 – состав жидкой фазы на границе ячейки; $C(r,t)$ – состав жидкой фазы внутри ячейки; ΔC_D – пересыщение в ячейке; C_0 – исходный состав сплава

В отличие от работы [2], в которой закон роста ячейки двухфазной зоны задавался в виде $y(t) = \sqrt{t}$, будем считать закон роста неизвестным. В таком случае полная система уравнений, описывающих кристаллизацию ячейки должна содержать условие, информацию о котором можно получить независимым от решаемой задачи способом, например, на основе тепловых условий затвердевания (термических кривых). Это дополнительное условие можно получить следующим образом. Запишем состав примеси на фронте кристаллизации как функцию времени: $C(y(t), t) = C_\phi(t)$ (1).

Примем во внимание также, что в условиях опыта температура ячеек примерно одинакова. В предположении линейной диаграммы концентрацию сплава на фронте кристаллиза-

ции можно следующим образом выразить через известную функцию $T(t)$ - температуру двухфазной зоны:

$$C_{\phi}(t) = \frac{T_A - T(t)}{\alpha}, \quad (2)$$

или в общем случае: $C_{\phi}(t) = \phi(T(t))$, (3)

где функция $\phi(T)$ по существу представляет собой уравнение линии ликвидуса.

Заметим, что здесь температура $T(t)$ двухфазной зоны уже не отсчитывается от ликвудуса сплава, что, впрочем, не имеет существенного значения. Связь вида (2) и является дополнительным условием, замыкающим систему уравнений, описывающих кристаллизацию ячейки в условиях проводимого эксперимента. Эта система уравнений такова:

$$\begin{aligned} D\Delta C &= C_i(r, t), y(t) < r < \lambda/2, t > 0 \\ C_r(\lambda/2, t) &= 0, \\ C(r, 0) &= C_o, \\ DC_r(y(t), t) + (1-k)C(y(t), t)y_t &= 0, \\ C_{\phi}(t) &= (T_A - T(t))/\alpha. \end{aligned} \quad (4)$$

Здесь α – наклон линии ликвидус, T_A – температура плавления чистого компонента. Система (4) принадлежит к классу обратных задач, является замкнутой и может быть решена на ЭВМ, т.е. могут быть найдены распределение концентрации примеси $C(r, t)$ перед фронтом, закон движения фронта $y(t)$, сечение S (относительная доля) жидкой фазы и зависимость от времени величины диффузионного переохлаждения $\Delta T_D = \alpha \Delta C_D = \alpha(C_{\phi} - C_2)$, где C_2 – концентрация примеси на границе ячейки (рисунок 1).

Таким образом, как видим, при данном теоретическом рассмотрении элементарный объем кристаллизующегося в эксперименте сплава представляется в виде некоторого количества эквивалентных и одинаковым образом кристаллизующихся ячеек, связанных с характерными структурными составляющими сплава. Теоретически, следовательно, изучается процесс кристаллизации в одной, являющейся характерной для исследуемого сплава ячейке в том смысле, что наблюдаемое в опытах распределение диффузионного переохлаждения $\Delta T_D(\Delta T)$ описывается значениями разности $\alpha(C_{\phi} - C_2)$.

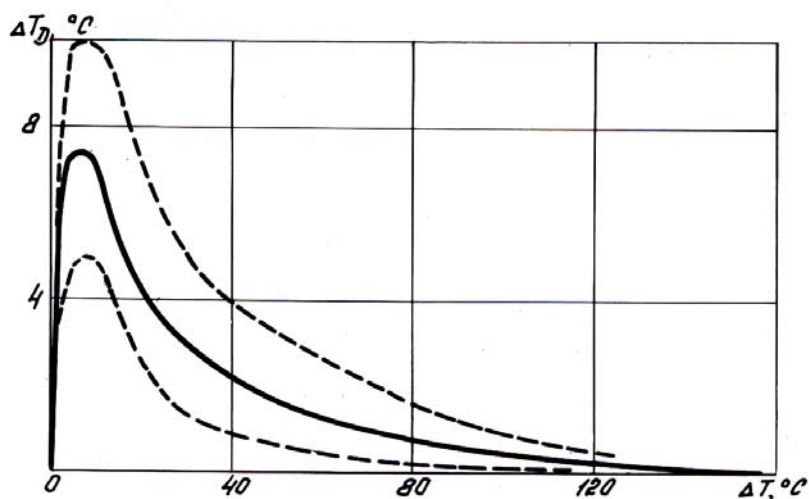


Рисунок 2 – Пример сравнения результатов теоретического расчета (пунктир) с данными эксперимента (сплошная линия). Сплав Sn + 45 вес.% Zn, скорость охлаждения $W = 0,2^{\circ}/с$. Верхняя кривая получена при коэффициенте диффузии примеси в жидкой фазе $D = 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/с$, нижняя – при $D = 2 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/с$.

На рисунке 2 показан результат применения описанной выше теоретической схемы к

расчету распределения диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне сплава Sn+45 вес. % Zn при скорости охлаждения 0,2 °/с. Необходимые для проведения расчета экспериментальные данные содержатся в таблице 1. Как видно из рисунка 2, теоретическое рассмотрение правильно отражает физическую сущность происходящих в условиях эксперимента процессов.

Таблица 1

Экспериментальные данные, использованные для расчета на ЭВМ, результаты которых приведены на рисунке 2 для сплава Sn + 45 вес.% Zn

Сплав	Sn+45%Zn	Cd+30%Zn	Pb+40%Sn
Параметр			
C ₀ , %	45	30	60
$\alpha, \frac{^{\circ}C}{\%}$	1,8	1,5	2,2
K	0	0	0,4
q, кал/г	17	16,3	9,2
	$2 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-6}$	10^{-6}
$2D, \frac{cm^2}{c}$	$(8 \cdot 10^{-5})$	(10^{-5})	$(1,4 \cdot 10^{-5})$
$\alpha, \frac{кал}{г \cdot град}$	0,1	0,07	0,05
$\lambda^2 W, \frac{cm^2 \cdot ^{\circ}C}{c}$	$1,11 \cdot 10^{-3}$	$8,52 \cdot 10^{-5}$	$1,40 \cdot 10^{-5}$
$\lambda^2/\tau, \frac{cm^2}{c}$	$5,05 \cdot 10^{-6}$	$1,64 \cdot 10^{-6}$	$2,93 \cdot 10^{-7}$
δ^*	$4,07 \cdot 10^{-2}$	$5 \cdot 10^{-2}$	$3,66 \cdot 10^{-2}$
$\varphi(\delta^*)$	0,10	0,125	$3,66 \cdot 10^{-2}$
$\Delta T_D^*, ^{\circ}C$			
теория	8,1	7	4,4
$\Delta T_D^*, ^{\circ}C$			
эксперимент	9,2	8,6	8

Поскольку в [2] выражение, устанавливающее связь между ΔT_D^* и λ (максимальное диффузионное переохлаждение в двухфазной зоне и среднее расстояние между элементами дендритной структуры сплава соответственно) содержит еще и градиент G температуры в двухфазной зоне, а в проводимом эксперименте выполнялось условие $G \approx 0$, то непосредственное использование полученного там соотношения невозможно. Однако, используя идеи работы [2], можно получить аналогичное соотношение, но не содержащее градиента температуры.

Будем рассматривать затвердевание элементарного объема как процесс кристаллизации некоторого количества цилиндрических ячеек (связанных с дендритами), среднее расстояние между которыми есть λ (рисунок 1). Ячейки будем считать одинаковыми в отношении их размеров и происходящих в них кристаллизационных процессов. Пусть l – высота ячейки. Как и в [2], полагаем, что затвердевание происходит путем радиального роста (утолщения) оси ячейки (заштриховано на рисунке 1). При этом заметим, что, как показали соответствующие расчеты, конкретная форма ячейки несущественно влияет на окончательные результаты вычислений. Обозначим через $y(t)$ радиус растущего в ячейке кристалла в момент времени t от начала кристаллизации. Найдем относительное увеличение объема твердой фазы за единицу времени для всех ячеек кристаллизующегося в эксперименте сплава.

Эта величина будет равна $S_\delta \cdot v_n / V$, где S_δ – боковая поверхность цилиндра радиуса $y(t)$ и высоты l ; v_n – нормальная скорость роста кристалла, равная $dy(t)/dt$; V – объем ячейки, равный $\pi(\lambda/2)^2 l$.

Следовательно, искомая величина есть $\frac{2\pi y l dy/dt}{\pi(\lambda/2)^2 l} = 4 \frac{dy^2}{dt} / \lambda^2$.

Если M – масса, а q – теплота кристаллизации сплава (принимается, что q – постоянная величина на интервале затвердевания), то за единицу времени выделяется количество тепла, равное $4Mq \frac{dy^2}{dt} / \lambda^2$.

С другой стороны, если W – скорость охлаждения сплава, то количество тепла, отбираемого за единицу времени, равно $WM\chi$ (χ – средняя теплоемкость сплава). Поэтому, приравнявая два последних выражения, получаем:

$$\lambda^2 = 4q \frac{dy^2(t)}{dt} \cdot \frac{1}{W\chi}. \quad (5)$$

Закон роста $y(t)$, фигурирующий в выражении (5), возьмем, согласно [2], в виде $y(t) = \sqrt{4D\delta t}$; здесь D – коэффициент диффузии примеси в жидкости; δ – постоянная величина. Если положить $\delta = \lambda^2 W / 16Dq$, что соответствует условию (5), то можно воспользоваться результатами расчета, проведенного в [2]. Согласно этой работе максимальное диффузионное переохлаждение ΔT_D^* в ячейке связано с параметром δ соотношением $\Delta T_D^* / \alpha \delta = \varphi(\delta)$, где φ – определенная функция δ и k (k – коэффициент распределения), полученная в табличной форме при решении задачи на ЭВМ. Обозначив через φ^{-1} функцию, обратную к φ , получим для λ выражение:

$$\lambda = \sqrt{16 D q \varphi^{-1}(\Delta T_D^* / \alpha C_0) / W}, \quad (6)$$

в котором α – наклон линии ликвидуса, C_0 – состав сплава.

Введя время τ затвердевания ячейки (или время пребывания в двухфазном состоянии рассматриваемого элементарного объема) для величины λ , можно получить иное выражение. Поскольку затвердевание в ячейке заканчивается в момент времени τ , то $\lambda/2 = \sqrt{4D\delta\tau}$, откуда $\lambda = \sqrt{16 D \tau \varphi^{-1}(\Delta T_D^* / \alpha C_0)}$. (7)

Таким образом, в отличие от квазиравновесной теории двухфазной зоны, в которой принимаются условия равновесия для всех точек жидкой фазы, неравновесная (ячеистая) модель учитывает процесс развития диффузионного переохлаждения в междендритной жидкости, определяющий формирование структуры в ней. Согласно принятой модели величина максимального диффузионного переохлаждения связана со структурой сплава равенствами (6) или (7).

С целью экспериментальной проверки полученных выше результатов на поперечных шлифах исследованных сплавов для различных скоростей охлаждения элементарного объема были найдены средние расстояния между характерными элементами структуры. Исследование строения дендритных каркасов, остающихся на опорной сетке после экстрагирования междендритной жидкости, показывает, что для сплавов Sn+45 вес.% Zn, Sn+20 вес.% Zn, Cd+30 вес.% Zn первичные оси дендритов вместе с тесно прилегающими друг к другу осями высших порядков образуют плотные листочки-пластины, которые можно считать характерными элементами дендритной структуры сплава. На шлифе наблюдаются следы пересечений этих листочков-пластин плоскостью шлифа. Среднее расстояние между следами принималось за среднее расстояние между ячейками в двухфазной зоне затвердевающего элементарного объема исследуемого сплава. В случае сплава Pb+40 вес.% Sn дендритная структура

представляла собой более сложное образование, однако и в этом случае значение величины λ находилось сходным образом.

Время τ затвердевания ячеек двухфазной зоны в объеме кристаллизующегося сплава определялось по термической кривой $T(t)$ непрерывно затвердевающего сплава.

Численные значения величины $\varphi(\delta)$ можно найти либо из таблицы 1, либо графически (рисунок 3).

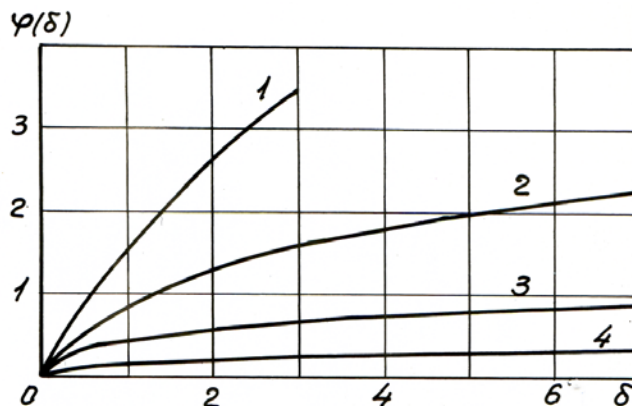


Рисунок 3 – Зависимость функции φ от параметра δ (43): 1. $k = 0$; 2. $k = 0,25$; 3. $k = 0,5$; 4. $k = 0,75$; k – равновесный коэффициент распределения

В проводимых в настоящей работе расчетах значения величины δ получались $\sim 10^{-2}$. Ввиду малости δ и согласно рисунку 3, а также таблице в работе [2], при $k = 0$ использовалось соотношение $\varphi(\delta) = 2,5\delta$, а при $k = 0,4$ $\varphi(\delta) = \delta$. Результаты проведенных по описанному выше плану расчетов величины ΔT_D^* , экспериментальные значения ΔT_D^* для изученных сплавов, а также необходимые вспомогательные данные приведены в таблице 1. В ней помещены максимальные для каждого сплава значения величины δ , обозначаемые через δ^* . Именно значениям δ^* соответствуют помещенные в таблице результаты вычислений функции $\varphi(\delta^*)$. Помещенные в скобках коэффициенты диффузии приводят к тем же значениям ΔT_D^* , что и выписанные без скобок, если значение λ принимать равным не величине $\lambda(\Delta T_D^*)$, соответствующей значению λ при максимальном диффузионном переохлаждении в двухфазной зоне, а равным начальной (наибольшей) величине параметра λ для соответствующего сплава при данной скорости охлаждения.

Физический смысл упомянутых выше условий нахождения ΔT_D^* состоит в следующем. В ячеистой теории двухфазной зоны величина λ есть неизменное в процессе затвердевания расстояние между центрами кристаллизующихся ячеек. Ранее, в соответствии с положением указанной теории о максимальной величине диффузионного переохлаждения в двухфазной зоне, в качестве λ принималось значение, равное $\lambda(\Delta T_D^*)$. Однако результаты описанных опытов указывают на то, что практически конечное число дендритов образуется в самом начале (при $\Delta T \sim 0,1^\circ\text{C}$) затвердевания элементарного объема двухфазной зоны. Другими словами, среднее расстояние между центрами кристаллов, которое отвечает величине λ в ячеистой теории, практически не меняется в процессе эволюции элементарного объема двухфазной зоны.

Изложенные результаты позволяют сказать, что вытекающая из ячеистой модели двухфазной зоны связь между дисперсностью дендритной структуры λ и скоростью охлаждения W имеет место при затвердевании физически малого (элементарного) объема двухфазной зоны.

В то же время эти результаты показывают, что ячеистая модель двухфазной зоны в целом верно отражает характер диффузионных (ликвационных) процессов, определяющих эволюцию дендритной структуры в элементарном объеме двухфазной зоны.

Литература

1. Сулимцев И.И. Метод изучения структурообразования металла с целью получения информации для управления процессом затвердевания изделий, кристаллизующихся в условиях двухфазной зоны. Известия МГТУ «МАМИ», 2009, №2(8).
2. Тяжельникова И.Л., Борисов В.И., Борисов В.Т. Кристаллизация цилиндрической ячейки двухфазной зоны. Известия АН СССР, Металлы, 1970, № 5.

Метод измерения малых сегментов цилиндрических поверхностей

к.т.н. проф. Суслин В.П., к.т.н. доц. Джунковский А.В.

МГТУ «МАМИ»

(495) 223-05-23 доб. 1392, labsapr@narod.ru

Аннотация. Предложена новая математическая постановка задачи определения параметров цилиндрических поверхностей по результатам их измерений на координатно-измерительных машинах. Функция минимизации дополнена отклонениями получаемых параметров от их номинальных значений, благодаря чему задача становится хорошо обусловленной для измерений цилиндрических поверхностей на малых областях.

Ключевые слова: координатно-измерительная машина, плохо обусловленные задачи, метод регуляризации, измерения на малых областях.

Для измерений геометрических параметров деталей в машиностроении используются координатно-измерительные машины. С их помощью можно определять диаметры валов и отверстий, углы конусов, межосевые расстояния и т.п. При этом небольшие ошибки измерений получаются, если геометрические элементы представлены в конструкции своими значительными частями. Однако встречаются детали, в которых геометрические элементы, в том числе цилиндрические поверхности, присутствуют в виде небольших сегментов. При этом возникает необходимость измерения элемента на малой области, что является плохо обусловленной задачей, решение которой получается с большими ошибками.

В [3, 4] рассмотрены задачи измерения малых сегментов окружностей и сфер, показана их плохая обусловленность и на практических примерах получены результаты, демонстрирующие большие ошибки измерений в таких ситуациях. Предложенная в этих работах идея использования метода регуляризации академика А.Н. Тихонова [1, 2] позволяет улучшить обусловленность задач измерения на малых областях и существенно уменьшить ошибки измерений. В данной статье приведены результаты исследований по измерениям малых сегментов цилиндрических поверхностей.

Параметрами, требующими определения при измерении цилиндра, являются: радиус R , вектор оси $V=(V_x, V_y, V_z)$ и центральная точка $C=(x_0, y_0, z_0)$. Для решения задачи возможно применение разных методик. Мы используем метод наименьших квадратов, основанный на непосредственной минимизации суммы квадратов отклонений измеренных точек от цилиндрической поверхности:

$$F(R, V, a, b, c) = \sum_{i=1}^n \Delta_i^2 \rightarrow \min, \quad (1)$$

где: R, V, a, b, c – радиус, вектор оси и координаты центральной точки цилиндра;

$\Delta_i = |P_i' - P_i|$, $i=1, 2, \dots, n$ – отклонения измеренных точек от цилиндра;

$P_i = (X_i, Y_i, Z_i)$ – измеренная точка;

$P_i' = (X_i', Y_i', Z_i')$ – точка на цилиндре, соответствующая измеренной.

Реализуя метод регуляризации, дополняем функцию (1) отклонениями параметров от