



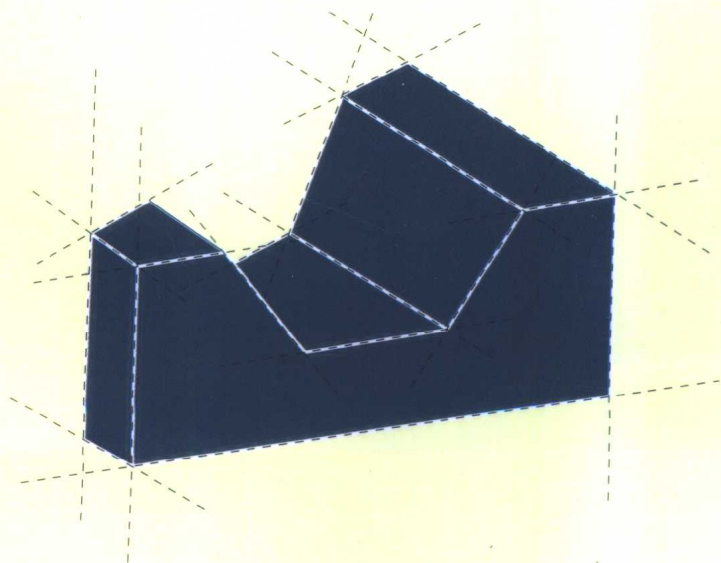
北京市高等教育精品教材立项项目

材料成形理论基础

主编 刘雅政

编写 任学平 王自东 黄继华

主审 谢建新 介万奇



国防工业出版社

<http://www.ndip.cn>

材料成形理论基础

主编 刘雅政
编写 任学平 王自东 黄继华
主审 谢建新 介万奇

国防工业出版社

· 北京 ·

图书在版编目(CIP)数据

材料成形理论基础/刘雅政主编. —北京:国防工业出版社, 2004. 7

ISBN 7-118-03495-9

I. 材... II. 刘... III. 工程材料-成型-理论
IV. TB3

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2004)第 042928 号

国防工业出版社 出版发行

(北京市海淀区紫竹院南路 23 号)

(邮政编码 100044)

北京奥隆印刷厂印刷

新华书店经售

*

开本 787×960 1/16 印张 25 517 千字

2004 年 7 月第 1 版 2004 年 7 月北京第 1 次印刷

印数:1—3000 册 定价:46.00 元

(本书如有印装错误,我社负责调换)

前 言

《材料成形理论基础》这本书,是根据教育部 1998 年颁布的专业目录,为“材料成形与控制工程”专业编写的核心专业理论课教材,并被北京市教委列为高等教育精品教材建设项目。这门课程在“材料成形与控制工程”专业的本科教学中起到技术基础课和专业课之间的纽带作用。

随着科学技术的飞速发展,学科之间的相互交叉、相互渗透融合正加速进行,许多高新技术也程度不同地同时渗透到各个专业的研究领域,而按以往专业划分过细、专业设置过窄培养出的学生已满足不了科技发展的需要,当前需要的是具有开拓创新能力和综合实际问题能力的人才,要求人才的知识结构和能力更具通用性、适应性和可发展性。本教材就是为了适应科学技术发展,本着加强基础,拓宽专业,培养综合素质高、知识结构合理、更具竞争力的高等工程技术人员而编写的。

材料的成形过程是一个系统工程问题,生产出最佳性能价格比的产品是系统的目的,而系统的过程体现在材料成形宏观流动规律的研究、控制和微观组织演变规律的研究控制。材料的成形包含了液态成形、固态塑性加工成形、焊接成形等诸多方面成形方法,本门课不局限于原来的铸造、焊接和压力加工的单一成形方法,而是为实现材料的形状改变和质量控制这一最终目的,将材料成形作为有机整体,讲述液态成形、连接成形和塑性成形时材料成形的物理本质、基本原理和质量控制的共性问题。在《材料成形理论基础》编写中,注意传统学科知识的交叉渗透以适合拓宽专业的需要;教材内容体现出对原各具特色的多门课程的知识提炼综合后,围绕材料成形系统工程问题,突出以大生产为专业背景的特点,紧密结合实际。通过本课程学习,使学生能够具备综合分析和处理各种材料成形问题的基本知识和能力。

全书共分两篇 12 章。第一篇液态成形理论基础,分 5 章讲述液态凝固学及材料成形热过程,主要介绍凝固过程的基本原理、焊接成形的冶金基础及液态成形件缺陷的形成机理及控制。第二篇分 7 章讲授固态成形理论基础,主要讲述材料固态成形过程中宏观流动的基本原理、塑性成形解析方法,塑性变形物理本质及不同变形条件下材料组织结构和性能变化的关系。课程内容讲授 90 学时。本书由北京科技大学的 4 位教授编写,其中:第 1 章、第 5 章由王自东教授编写;第 2 章由王自东教授、黄继华教授编写;第 3 章、第 4 章由黄继华教授编写;在第一篇的编写中张建纲和张鸿老师做了大量工作;第 6 章、第 7

IV

章、第8章、第9章由任学平教授编写；第10章、第11章、第12章由刘雅政教授编写。全书由刘雅政教授任主编。

全书由北京科技大学材料科学与工程学院院长、长江学者奖励计划特聘教授谢建新和西北工业大学长江学者奖励计划特聘教授介万奇主审，他们对书稿提出了许多宝贵的修改意见，谨此表示衷心的感谢。

本书可供大学本科和研究生作为教材和参考书，也可供相关专业的工程技术人员参考。

因为这是适应专业改革的新编教材，在体系与内容上有较大改变，编者水平有限，时间紧迫，书中难免有许多缺点和不妥之处，恳请读者批评指正。

编者

2004年3月

目 录

第一篇 液态成形理论基础

第 1 章 凝固过程的基本原理	1
1.1 合金的相图与凝固	1
1.2 晶体的形核	5
1.3 单相合金的凝固	10
1.4 共晶合金的凝固	14
1.5 液态金属的充型能力	15
练习与思考题	22
第 2 章 材料成形中的热过程	23
2.1 典型的凝固方式和传热特点	23
2.2 铸件凝固的温度场	27
2.3 铸件的凝固时间	36
2.4 焊接温度场	40
2.5 焊接热循环	48
练习与思考题	57
第 3 章 焊接成形冶金基础	59
3.1 气体与金属的作用	59
3.2 熔渣与金属的作用	74
3.3 熔池结晶与焊缝组织	82
3.4 焊接热影响区的组织与性能	94
练习与思考题	102
第 4 章 液态成形应力、变形与裂纹	103
4.1 液态成形过程中应力与变形的形成机理	103
4.2 液态成形过程中的应力与变形	106

4.3 液态成形应力与变形的控制	115
4.4 液态成形裂纹	121
练习与思考题	141
第5章 液态成形件缺陷的形成机理及控制	143
5.1 铸件缺陷的分类	143
5.2 化学成分的不均匀性	145
5.3 析出性气孔	150
5.4 夹杂	152
5.5 铸件的收缩	156
练习与思考题	161

第二篇 固态成形理论基础

第6章 塑性成形时的应力分析与应变分析	163
6.1 基本假设	163
6.2 点的应力状态	164
6.3 应力平衡微分方程	179
6.4 点的应变状态	183
6.5 应变增量和应变速率	196
6.6 应变的连续方程	199
6.7 有限变形	201
练习与思考题	202
第7章 塑性成形时的屈服准则与应力应变关系	204
7.1 屈服准则的一般概念	204
7.2 两个常用的屈服准则	208
7.3 塑性应力应变关系	216
练习与思考题	226
第8章 塑性成形解析方法	228
8.1 塑性成形问题解的概念	228
8.2 基本方程的简化	229
8.3 应力边界条件与速度边界条件	232

8.4 主应力法	235
8.5 滑移线场理论	252
8.6 上限法	273
练习与思考题	294
第9章 粉体材料与复合材料的成形原理	296
9.1 粉体材料的成形原理	296
9.2 复合材料的成形原理	310
练习与思考题	318
第10章 金属塑性变形的物理本质	319
10.1 塑性变形机理	319
10.2 金属的屈服强度	326
练习与思考题	329
第11章 金属的塑性变形和强化	330
11.1 单晶体的塑性变形和加工硬化	330
11.2 金属多晶体的塑性变形和强化	334
11.3 合金的塑性变形和强化	339
11.4 金属和合金的塑性	347
11.5 金属的超塑性	356
练习与思考题	359
第12章 金属在塑性变形中的组织结构与性能变化	361
12.1 冷形变后金属组织结构和性能的变化	361
12.2 冷变形金属的回复阶段	365
12.3 再结晶和晶粒长大	367
12.4 热变形过程中金属组织结构和性能的变化	370
12.5 织构	379
练习与思考题	388

第一篇 液态成形理论基础

第 1 章 凝固过程的基本原理

1.1 合金的相图与凝固

1.1.1 二元合金的凝固方式

工程用金属材料通常都是多组元的,在凝固过程中各组元或以单质,或以固溶体,或以化合物的形式析出。二元合金的凝固是研究凝固过程基本原理的基础。多元系的凝固通常可用二元系的凝固特征加以分析,而单组元(纯物质)的凝固则可用二元系在溶质质量分数趋于零的情况下推论。因此,对凝固过程基本原理的研究常以二元系为对象。人们通过长期的实验和计算获得大量二元相图,为凝固过程的研究奠定了基础。以图 1-1 所示的 Co-Zr 二元相图为例,可以看出,实际遇到的二元相图可能非常复杂。然而,仔细分析可以发现,所有二元相图都是由图 1-2 所示的共晶、偏晶、包晶及连续固溶体四种基本相图构成的。图中的 A 和 B 可以是纯物质,也可以是化合物。由图 1-2 可以看出,除具有特殊成分的合金(如图 1-2(a)中的共晶成分点 L_E ,图 1-2(b)中的偏晶成分点 L_m 外),其他成分的合金在开始凝固时仅有一个固相自液相析出,具有单相合金的凝固特征,因而单相合金的凝固是最典型、普遍的凝固方式。尽管许多单相合金在凝固后期也可能发生多相凝固,但凝固初期的单相凝固方式是决定最终凝固组织的关键。

最常见的多相合金凝固是共晶凝固。具有共晶成分的液相 L_E 在凝固过程中同时有两个固相(α 相和 β 相)析出,如图 1-2(a)所示,即:



偏晶凝固与共晶凝固相似,但析出相中有一相为液相,由液相 L_1 析出 α 及 L_2 ,如图 1-2(b)所示,即:



包晶凝固则是液相 L_p 和另一固相 β 反应生成一个新的固相 α ,如图 1-2(c)所

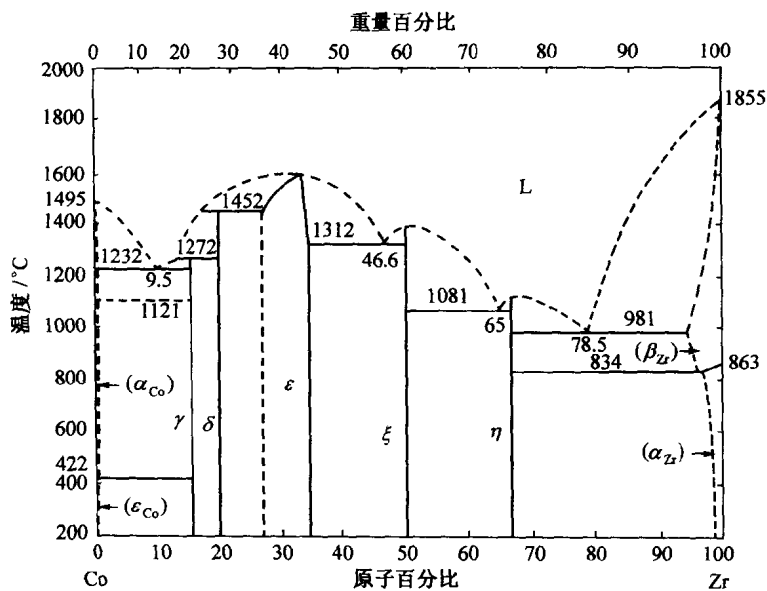


图 1-1 Co-Zr 二元相图

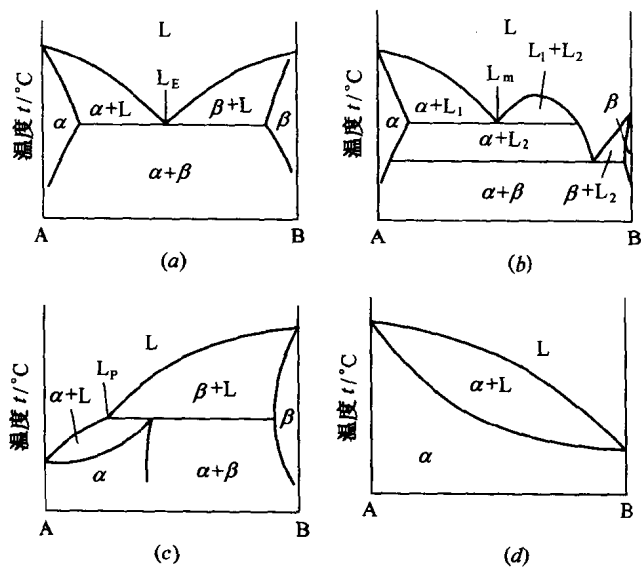


图 1-2 四种基本二元相图

(a) 共晶; (b) 偏晶; (c) 包晶; (d) 连续固溶体。

示,即:



共晶、偏晶及包晶转变是在恒定温度下进行的。单相合金凝固由于析出相的成分不同于原始液相,在凝固过程中固相和液相的成分分别沿相图的固相线和液相线变化,凝固温度也沿液相线由高温向低温变化。如果液相成分和温度达到多相反应点时凝固过程尚未结束,则剩余液相将发生多相凝固。其中多相凝固组织所占的比例取决于合金的初始成分和凝固条件。

1.1.2 合金凝固过程中的溶质再分配

在二元合金凝固过程中,由于各组元在液相和固相中化学位的变化,析出固相的溶质成分将不同于周围液相中溶质成分,因而固相的析出将导致周围液相溶质成分的变化,并在液相和固相内造成成分梯度,从而引起扩散现象,发生溶质的再分配。溶质再分配是凝固过程伴随的重要现象,对凝固组织与形态有着决定性的影响。正是 20 世纪 50 年代—60 年代以来对凝固过程溶质再分配现象的发现和研究的,推动了现代凝固理论的形成与发展。

描述凝固过程溶质再分配的关键参数是溶质分配因数 k 。 k 定义为凝固过程固相溶质质量分数 W_s 与液相溶质质量分数 W_L 之比,即:

$$k = \frac{W_s}{W_L} \quad (1-4)$$

在平衡凝固过程中,固相和液相中的溶质质量分数 W_s 和 W_L 是由相图的固相线和液相线确定的,利用相图能确定平衡凝固条件下的溶质分配因数,实际上这也是建立相图的物理基础。

凝固分为平衡凝固、近平衡凝固和非平衡凝固,其中平衡凝固的情况是极少见的。对于这三种不同形式的凝固,溶质分配因数的研究包含着三个层次,即平衡溶质分配因数 k_0 、有效溶质分配因数 k_e 和非平衡溶质分配因数(实际溶质分配因数) k_a 。凝固过程溶质分配的平衡条件包含着两个方面的内容,即凝固界面上溶质迁移的平衡及固相和液相内部扩散的平衡。随着凝固速率的变化可出现如图 1-3 所示的三种溶质分配情况。

1.1.2.1 平衡溶质分配因数 k_0

在极其缓慢的凝固过程中,凝固界面附近的溶质迁移及固、液相内的溶质扩散均是充分的,如图 1-3(a)所示。这一过程称为平衡凝固。在平衡凝固条件下,固相的溶质质量分数 W_{s0}^* 和液相溶质质量分数 W_{L0}^* 之比定义为平衡溶质分配因数 k_0 ,即:

$$k_0 = \frac{W_{s0}^*}{W_{L0}^*} \quad (1-5)$$

1.1.2.2 有效溶质分配因数 k_e

溶质分配因数第二个层次的研究是近平衡凝固过程的有效溶质分配因数。当凝固速

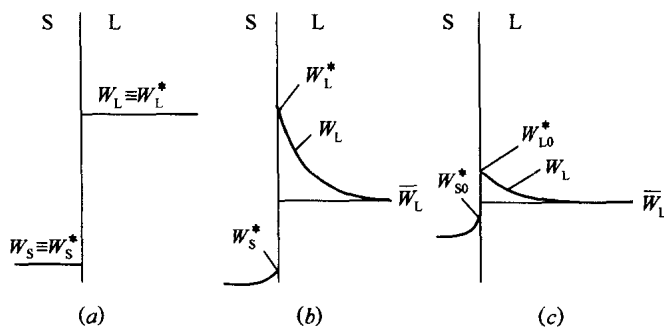


图 1-3 三种凝固条件下凝固界面附近的溶质分配情况

(a) 平衡凝固; (b) 近平衡凝固; (c) 非平衡凝固。

率稍快时,凝固界面上的溶质迁移仍能达到平衡,即 $W_{S0}^*/W_{L0}^* = k_0$,但固相和液相内部的扩散则不能充分进行。如不考虑液相充分混合的情况,则在固液界面附近形成图 1-3(b) 所示的溶质分布。这一凝固过程称为近平衡凝固。近平衡凝固过程的有效溶质分配因数 k_e 定义为界面处固相的溶质质量分数 W_S^* 与溶质富集层以外的液相溶质质量分数 $\bar{W}_L$ 之比,即:

$$k_e = \frac{W_S^*}{\bar{W}_L} \quad (1-6)$$

有效溶质分配因数研究的基础是平衡溶质分配因数 k_0 和固、液相内的扩散动力学。Burton 等在图 1-3(b) 基础上通过求解扩散场方程确定出的 k_e 计算式为:

$$k_e = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{R}{D_L} \delta\right)} \quad (1-7)$$

式中 D_L ——溶质在液相中的扩散系数;

R ——凝固速率(即凝固界面一面推进速率);

k_0 ——平衡溶质分配因数;

δ ——凝固界面前扩散边界层的厚度。

由式(1-7)可见,当扩散系数 $D_L \rightarrow \infty$,或凝固界面前扩散边界层的厚度 $\delta \rightarrow 0$,或凝固时界面一面推进速率 $R \rightarrow 0$ 时,有效溶质分配因数 k_e 趋近于平衡溶质分配因数 k_0 。

1.1.2.3 非平衡溶质分配因数 k_e

随着凝固速率的进一步加快,不仅固相和液相内部溶质来不及充分扩散,凝固界面上的溶质迁移也将偏离平衡,即凝固将完全在非平衡条件下进行。非平衡溶质分配因数 k_e 定义为界面处固相和液相的实际溶质质量分数之比,如图 1-3(c) 所示。它是一个偏离 k_0 向 1 趋近的值。

快速凝固条件下的实际溶质分配因数已超出热力学研究范畴,而需要采用动力学

方法研究。Aziz 模型是比较成功的。该模型的基本思路是,假设凝固界面在推进过程中液相一侧的溶质和溶剂原子首先在瞬间内全部发生凝固而进入固相,形成过饱和层,然后在非平衡驱动力的作用下溶质原子向液相反向扩散,如果在下一层原子发生凝固之前扩散过程尚未完成,扩散过程将被中止,过量的溶质被保留下来,形成非平衡的溶质分配。因此, k_s 可通过对凝固界面层中扩散方程的求解来确定。台阶生长过程 Aziz 模型的表达式为:

$$k_s = k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{1}{\beta}\right) \quad (1-8)$$

连续生长过程 Aziz 模型的表达式为:

$$k_s = \frac{\beta + k_0}{\beta + 1} \quad (1-9)$$

其中

$$\beta = \frac{R\delta}{D_i}$$

式中 D_i ——界面扩散系数,通常可近似用液相扩散系数代替;

R ——凝固速率;

δ ——凝固方向上的原子层厚度。

式(1-8)和式(1-9)均满足如下极限条件:

当凝固速率 $R \rightarrow \infty$ 时,非平衡溶质分配因数 $k_s \rightarrow 1$;

当凝固速率 $R \rightarrow 0$ 时,非平衡溶质分配因数 k_s 趋近于平衡溶质分配因数 k_0 。

1.2 晶体的形核

凝固过程的第一步是在液相中形成固相的结晶核心,然后通过这些核心不断长大完成液相向固相的转变。因而,形核是凝固过程研究的主要问题之一。

1.2.1 均质形核的基本理论

形核研究的主要目标是,确定不同成分的合金在不同凝固条件下的形核温度及形核速率,为形核控制提供依据。迄今采用的形核研究的主要方法有:

- (1) 通过测定凝固过程的冷却曲线确定形核温度;
- (2) 通过分析凝固组织中的晶粒度定性确定形核速率;
- (3) 通过对凝固再辉过程的直接观察,如高速摄影等,进行形核过程研究;
- (4) 在热力学和动力学基础上进行形核理论模型研究;
- (5) 形核过程的 Monte Carlo 模拟。

热力学是凝固过程形核理论研究的基础,当合金液温度低于液相线温度 T_L 某一临界

值时,固相体积自由能 G_s 将小于液相体积自由能 G_L ,固相有析出倾向。然而固相的析出将产生液固界面,形成附加界面能 G_i 。因此,固相析出还需要一定的驱动力来克服界面能引起的阻力。在实际凝固过程中形核驱动力是通过合金液的过冷获得的,在过冷度为 ΔT 时析出体积为 V 的晶核引起的体积自由能变化 ΔG_v 及产生的界面能 G_i 分别为:

$$\Delta G_v = - \frac{V\Delta H}{T_m}\Delta T$$

$$G_i = A\sigma \quad (1-10)$$

式中 ΔH ——凝固过程焓的变化,近似等于结晶潜热;

ΔT ——液相凝固时的过冷度;

T_m ——合金的熔点;

σ ——固液界面能;

A ——固相的表面积。

因而总的自由能变化 ΔG 为:

$$\Delta G = \Delta G_v + G_i \quad (1-11)$$

这一过程自发进行的条件是 $\Delta G < 0$ 。令 $\Delta G = 0$,即可得到:

$$\frac{V\Delta T}{A} = \frac{\sigma T_m}{\Delta H} \quad (1-12)$$

如果析出的固相为球形,则 $V = \frac{4}{3}\pi r^3$, $A = 4\pi r^2$,代入式(1-22)得形核半径 r_c 为:

$$r_c = 3 \frac{\sigma T_m}{\Delta H \Delta T} \quad (1-13)$$

ΔG 、 ΔG_v 及 G_i 如图 1-4 所示。式(1-13)定义的条件位于图中的 a 点。然而,当液相中出现半径大于 r_c 的原子集团时,该集团的进一步长大将会自发进行,即形核的临界条件为 b 点,而不是 a 点。半径为 r_c 的原子集团定义为临界晶核。用下标“ c ”表示临界晶核的参数。

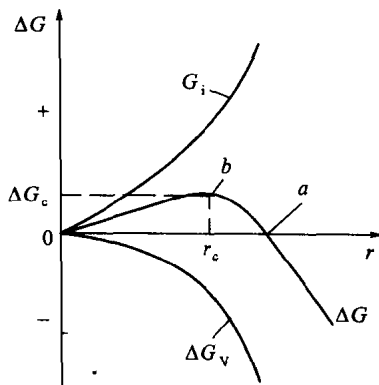


图 1-4 自由能的变化与晶核半径的关系

通过对式(1-11)求极值,得出的临界 ΔG 半径 r_c 、临界形核时自由能 ΔG_c 及形核时过冷度 ΔT_c 分别为:

$$r_c = \frac{2\sigma T_m}{\Delta H \Delta T_c} \quad (1-14)$$

$$\Delta G_c = \frac{4}{3}\pi r_c^2 \sigma \quad (1-15)$$

$$\Delta T_c = \frac{2\sigma T_m}{r_c \Delta H} \quad (1-16)$$

液相中半径为 r_c 的原子集团是通过过冷液相中的结构起伏产生的。根据结构起伏理论,液相中存在着大量的准固态原子集团(clusters),这些原子集团是时聚时散的,但当过冷液相中半径为 r_c 的原子集团获得一个新的原子后,将变成稳定的晶体。给定液相中原子集团的大小、数量及分布是液体过冷度或过饱和度的函数^[8]。

形核速率是表征形核规律并对凝固组织具有重要影响的量化指标,定义为单位时间在单位体积液相中形成的晶核数目。Turnbull^[3]在统计热力学的基础上导出的形核速率的计算式^[3]为:

$$\mu = \frac{NkT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{kT}\right) \exp\left(-\frac{a\sigma^3}{kT(\Delta G_v)^2}\right) \quad (1-17)$$

式中 N ——单位体积液相中的原子总数;

k ——玻尔兹曼常量;

h ——普朗克常量;

ΔG_A ——原子跃迁穿过液固界面的激活能;

a ——晶核形状因子,对于球形晶核, $d = 16\pi/3$;

ΔG_v ——体积自由能。

1.2.2 异质形核

在液态金属凝固过程中,均质形核的情况是很少见的。在许多情况下,形核依赖于液相中的固相质点表面及各种界面发生非均质形核(异质形核)。在异质形核过程中液相中的原子集团依赖于已有异质固相表面并在界面张力的作用下,形成图 1-5 所示的球冠。分析表明,图中球冠的半径与均质形核的情况一致,但由于形核的体积自由能和界面能不同,形核功随新生晶体对异质固相接触角 θ 的减小而减小,形核过冷度也因而减小。Turnbull^[3]等关于异质形核过程中的形核自由能 ΔG_s 及异质晶核单位面积上的形核速率 μ_s 的计算式^[3]分别为:

$$\Delta G_s = \frac{4}{3}\pi r_c^2 \sigma f(\theta) \quad (1-18)$$

$$\mu_s = \frac{N_s kT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{kT}\right) \exp\left(-\frac{a\sigma^3 f(\theta)}{kT(\Delta G_v)^2}\right) \quad (1-19)$$

式中 $f(\theta) = \frac{1}{4}(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2$;

θ ——新生晶体与异质晶核的接触角;

N_s ——单位面积上的原子总数;

其余符号与以前各式相同。

式(1-19)仅仅给出了异质晶核单位面积的形核速率,除了该式反映的影响因素之外,异质形核的形核速率还取决于异质晶核的数量及表面形状。

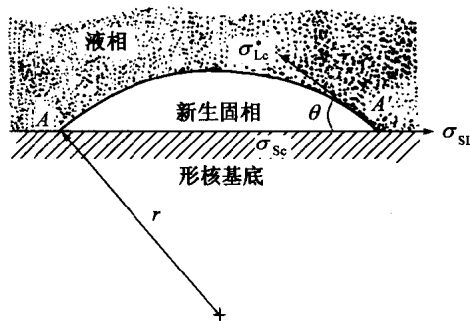


图 1-5 异质形核过程中界面张力与接触角的关系

1.2.3 影响形核的因素

在工程技术领域最常见的形核方式是异质形核,其影响因素覆盖了均质形核的情况。异质形核的影响因素是如下。

1) 形核温度

形核温度对形核速率的影响反映在式(1-19)及图 1-6 中。在一定的过冷度下形核过程才能发生。对于给定的合金,当过冷度大于某一值时,形核速率随温度的降低而迅速增大。由于异质形核的形核速率还受下述其他因素的影响,因此图 1-6 所反映的规律只是定性的。

2) 形核时间

单位体积液相中形成晶核的数量是形核速率对时间的积分。

3) 形核基底的数目

在异质形核过程中,形核是在外来的基底上进行的,形核基底的数目决定着形核的数量。由于形核基底的数目受各种随机因素影响,因此很难定量描述,在式(1-19)所示的经典模型中没有能够反映这一因素的影响。因此异质形核的理论模型仍不完善。

4) 接触角 θ

对于异质形核过程而言,析出固相与外来质点的接触角是决定形核速率的最关键因素。接触角越小,形核速率就越大。接触角这一表观指标是由析出相与外来质点的原子

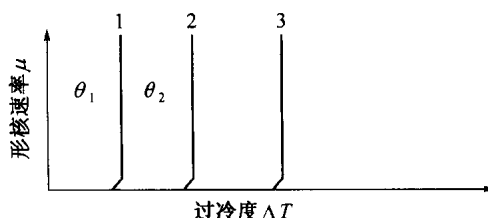


图 1-6 非粘性液相中的形核速率曲线示意图

1,2—异质形核;3—均质形核 $\theta_1 < \theta_2$ 。

结构匹配情况决定的。

当两者之间存在共格界面并具有较小的错配度时, θ 角将较小, 此外来质点将更有条件成为形核基底。

1.2.4 形核的控制

1) 形核基底的形状

由图 1-7 可见, 当接触角 θ 不变, 在凹面、平面和凸面三种表面形状的基底中, 界面为凹面时临界晶核的体积最小, 形核功也最小。

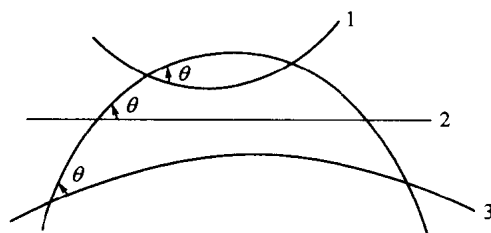


图 1-7 形核基底表面形状对新生固相形状与尺寸的影响

1—凹面;2—平面;3—凸面。

形核过程的控制包括促进形核、抑制形核和选择形核, 在普通铸件和铸锭的凝固过程中, 人们通常希望获得细小的等轴晶组织以提高力学性能。为此, 常常采用各种特殊措施促进形核, 提高形核速率。如增大冷却速率, 在大的过冷度下形核; 利用浇注过程的液流冲击造成型壁上形成的晶粒脱落; 添加晶粒细化剂, 促进异质形核; 采用机械振动、电磁搅拌、超声振动等措施使已经形成的树枝状晶粒破碎, 获得大量的结晶核心, 最终形成细小的等轴晶组织。

2) 抑制形核

为了获得单晶, 或实现大过冷度下的凝固, 或使形核过程完全被抑制而得到非晶态材料, 需要抑制晶核的形成。由于形核伴随着原子的迁移, 是在一定的时间内完成的, 因而快速冷却是抑制形核的途径之一。但冷却速率必须足够大, 否则液态合金反而获得较大