

凝固科学技术与材料

傅恒志^{1,2}, 魏炳波¹, 郭景杰²

(1. 西北工业大学, 西安 710072; 2. 哈尔滨工业大学, 哈尔滨 150001)

[摘要] 从凝固科学与实践发展的角度介绍了当前凝固材料体系的基本框架和凝固科学主要发展阶段的基本理论。作为材料科学与工程的基本组成, 凝固科学技术正在现代科学理论的基础上针对传统材料的改性提高和新材料的发展需求, 以控形、控构、控性为目标开展优质铸件的定向、晶体生长、快凝、深过冷及各种新型和超常领域凝固过程的研究, 并介绍了其中某些方面和展望了可能的发展趋势。

[关键词] 材料科学; 凝固技术; 凝固过程

[中图分类号] TG111.4, 5 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1009-1742(2003)08-0001-15

凝固是一种极为普遍的物理现象。物质凡由液态到固态的转变一般都经历凝固过程, 它广泛存在于自然界和工程技术领域。从雪花凝结到火山熔岩固化, 从铸锭的制造到工农业用铸件及历史文物中各类艺术铸品的生产, 以及超细晶、非晶、微晶材料的快速凝固, 半导体及各种功能晶体从液相的生长, 均属凝固过程。可以说几乎一切金属制品在其生产流程中都要经历一次或多次的凝固过程^[1,2]。

1 凝固的历史发展

在人类历史上“凝固”曾起过划时代的作用, 这就是铸冶工艺的应用及发展, 它把人类推入“铜器时代”与“铁器时代”, 成为影响社会生产力发展的关键因素。而对凝固的实践及研究的长期积累则使凝固逐渐成为现代材料科学与工程中极为活跃的学科领域。

材料凝固加工的特点之一就是工业上采用的凝固过程有很宽的冷却范围, 其冷却速率涵盖约为15到18个数量级, 从大型铸锭及某些晶体生长的 10^{-6} K/s的极慢冷却到高能束表面快凝的 10^{10} ~ 10^{11} K/s的超高速冷却。表1为某些典型构件凝固

过程的冷却速率范围和晶粒尺度^[3]。

表1 快速凝固加工中冷却速度范围及其特征
Table 1 Ranges of cooling rate in rapid solidification processing and their characteristics

冷却速度范围 范围(K/s)	表示	表征生产 过程	表征限制 厚度*	表征枝晶 间距**/ μm
10^{-6} ~ 10^{-3}	很低	大型砂铸及铸锭一些 人工晶体	>6 m	5~0.5
10^{-3} ~ 10^0	低	标准铸料, 铸锭和纹线	6~0.2 m	500~50
10^0 ~ 10^3	近快	薄带和模铸件普通雾化	200~6 mm	50~5
10^3 ~ 10^6	快	细粉雾化熔融挤 压/抽拔	6~0.2 mm	5~0.5
10^6 ~ 10^9	超快 及以上	喷涂, 熔纺电子束 或激光抛光	200~6 μm	0.5~0.05

* 金属坯双侧模冷; ** Al-Cu合金(Cu的质量分数为4.5%)

凝固在历史上作为铸冶工艺的核心虽已经历了几千年, 但对它进行科学、系统的研究, 还只是始于近代。最早的关于凝固问题研究的文献记载可以追溯到289年前, 但一直到20世纪40年代以前, 可以认为国内外尚无公认的凝固理论, 而只有铸冶工艺。

[收稿日期] 2003-05-14

[基金项目] 国家自然科学基金重大项目(50291010, 50291012)

[作者简介] 傅恒志(1929-), 男, 河南开封市人, 中国工程院院士, 西北工业大学及哈尔滨工业大学教授

从20世纪40年代到现在的半个多世纪,随着工业及科学技术的发展,通过以科学研究为轴线的实践→理论→再实践的发展、积累与总结,逐渐形成了以现代科学理论为根基的凝固过程研究的科学框架,与之同时,凝固技术也在此基础上并随社会经济发展需求的推动,取得了长足的进步,形成了一个较为完整的凝固材料体系:

铸造工艺→常规可控凝固→定向凝固→快速凝固→空间凝固→超常凝固;

结构材料→功能材料→结构功能材料;

金属(合金)→金属间化合物→金属基复合材料→金属/非金属基复合材料;

多晶→单晶→微晶→非晶。

2 凝固科学的形成

在凝固理论体系的形成中某些研究成果起了奠基性的作用,推动了凝固理论的发展^[1,2,4,5]。

2.1 液固相变形核理论^[1,4,6]

20世纪40—50年代,Turnbull和Fisher在Volmer-Webber-Becker-Doring经典形核理论基础上建立了液-固相变中的形核理论,提出晶核形成速率是温度、临界晶核形成和原子液固相变激活能的函数:

$$I = k \cdot \exp(-\Delta G_b/kT) \cdot \exp(-\Delta G_c/kT),$$

而在熔体中晶核的生长速度还与二维晶核形成功有关:

$$V = k \cdot \exp(-\Delta G_b/kT) \cdot \exp(-A_c/kT)。$$

2.2 晶体界面生长动力学理论^[7~9]

1951年Burton和Cabrera在Frank非完整晶体生长理论的基础上建立了完整和非完整晶体光滑界面的结构模型与生长动力学理论(BCF理论),奠定了光滑界面生长动力学的理论基础。

2.3 成分过冷理论^[7,10]

1953年哈佛大学教授Chalmers和他的合作者通过对金属凝固中液固界面形态的研究,提出了界面稳定性概念和成分过冷理论,并导出了著名的成分过冷判据^[1,5,7,11]:

$$G/V \geq \frac{mC_0(k-1)}{kD},$$

首次从界面稳定性角度揭示单相凝固结构出现复杂形态的内在原因。此理论不足之处是以热力学平衡态为前提,同时忽略了界面曲率效应,也忽略了液固两相热物理参数差异。

2.4 界面稳定性线性动力学理论^[10,12]

1964年Mullins和Sekerka将流体动力学分析方法及干扰技术应用于凝固中界面稳定性问题,提出界面稳定性的线性动力学理论:

$$\epsilon/\epsilon = \left(\frac{V}{mG_c}\right)\left(b - \frac{V}{D}\right)(-\omega^2\Gamma - G + mG_c)$$

该理论表明,界面稳定性是由温度梯度、界面能和溶质边界层三方面因素决定。当 V 很小时,MS理论回到成分过冷理论;当 V 很大时,出现平界面绝对稳定条件为

$$V_{ab} = \frac{D_L\Delta T_0}{k\Gamma}$$

2.5 共晶生长理论^[4,13]

从液相同时结晶出两个或多个不同固相的共晶凝固明显区别于单相合金的凝固。1966年由Jackson和Hunt对正常共晶的耦合生长做了定量描述,所提出的模型常称为J-H模型,以后的许多模型都是在J-H模型基础上细化和发展的^[4,12,13]。该模型通过求解稳定扩散场方程,得到生长情况下耦合生长液固界面前沿液相中的溶质分布,从而得到界面过冷度和共晶间距的关系:

$$\Delta T = \Gamma/\lambda + \frac{m(c_\alpha - c_\beta)}{\pi^2 D} \cdot V\lambda$$

2.6 枝晶生长边缘稳定性理论^[12,14]

对结构材料,特别是合金,凝固中以枝/胞晶形态出现占有绝对的比重,枝晶生长的稳定性问题成为关注的焦点。1977年Langer和Muller-Krumbhaar在Ivantsov解的基础上,通过对枝晶尖端严格的稳定性分析,提出了边缘稳定性原理(LMK原理),即枝晶生长中其尖端处于分叉不稳定和侧枝不稳定之间存在无量纲系数:

$$\sigma^* = \frac{2Dd_0}{V \cdot \rho^2},$$

当 $\sigma = \sigma^* = 0.025$ 时,枝晶尖端稳定;当 ρ 减小, $\sigma > \sigma^*$,侧向分枝不稳定,分枝减弱;当 ρ 增大, $\sigma < \sigma^*$,尖端分叉不稳定,出现新的分枝。

利用该判据确定的工作点,可分别得到过冷度与枝端半径和生长速度的关系。

2.7 快速凝固晶体生长理论^[15~19]

快速凝固的主要特征有:界面局域平衡假设失效,液相线斜率、扩散系数、溶质分配系数均是生长速率的函数。瑞士和美国科学家Kurz和Trivedi综合MS平界面和Langer的枝晶尖端稳定性理论及

Aziz 快速凝固过程中溶质陷落的理论模型, 建立了一个描述从枝晶再到平界面绝对稳定区内的界面形态演化规律, 及快速定向凝固下尖端半径与生长速度关系的 KGT 模型^[15,19,20]。

当然, 还有其他许多材料学、物理学和冶金学的学者做出的重要贡献, 奠定了现代的凝固理论基础。

3 凝固科学技术与材料的发展

凝固科学与工程体系的发展从学科上看是建立在现代科学基础上, 不断地以数学、物理学、化学及工程科学的新成就充实自己, 同时又不断从冶金、

晶体生长、材料科学、空间科学、化工、机械、电子、信息、计算科学等领域汲取营养, 迄今已初步构筑成一个凝固科学与材料凝固加工技术的应用与研究范围, 大体可如图 1 所示。其应用目标是以控制组织结构为核心, 进而控制形状并获得所需要的性能。

随着社会需求与科学技术进步的牵引, 特别是新材料与制备加工技术的需要, 推动了凝固科技向更深、更高、更精细和开发新的、先进的、综合性更强、超常规的方向发展, 也为新材料的发展提供制备基础, 并直接推动新材料的研究开发。以下分述正在蓬勃发展的典型材料凝固加工技术。

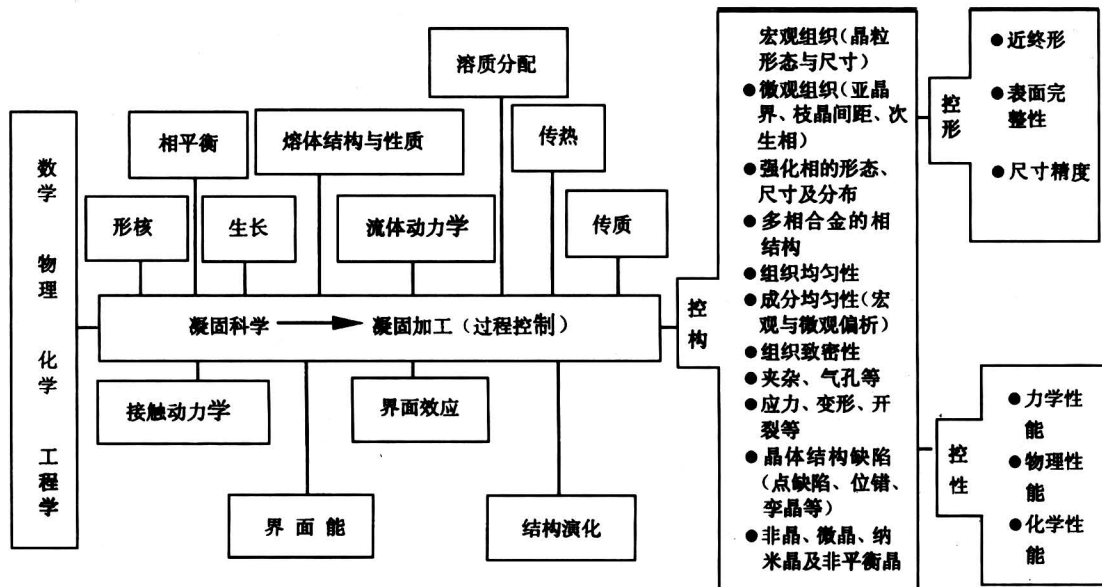


图 1 凝固科学与凝固加工的研究内容

Fig.1 Study contents of solidification science and solidification processing

3.1 优质铸件凝固

优质铸件凝固是材料成形加工的基础, 90% 以上金属结构材料经铸造、锻压、焊接加工成形, 所有铸件、锻坯、焊材均需经过凝固过程。中国铸件年产量 1200×10^4 t, 世界第二, 但质量不高, 优质铸件仅 20.7% (美国 40.7%), 航空航天熔模精密铸件, 世界销售额 52.3 亿美元, 美国占 47.4% (24.8 亿美元), 中国仅占 3.4% (1.8 亿美元)。我国铸件平均比国外重 10%~20%^[21,22]。

因此优质铸件凝固加工的发展目标是净/近净成形—精确控形和组织结构的可测与可控—精确控构。其发展趋势一是采用新的凝固加工工艺——挤压铸造、调压铸造、半固态铸造、连续铸轧、精密铸造, 自蔓延高温合成熔铸等; 二是精确控制凝固过程, 即净化、均质化、细晶化、净成形; 三是凝固加

工过程的模拟仿真。

自 1962 年丹麦学者首次用有限差分法计算凝固过程温度场数值以来, 模拟与仿真已相当成熟并广泛应用, 不断发展。据美科学研究院工程技术委员会测算, 通过对铸件的模拟仿真可以提高产品质量 5~15 倍, 提高材料利用率 25%, 降低技术成本 13%~30%, 降低人工成本 5%~20%, 提高设备利用率 30%~60%, 缩短产品周期 30%~60%, 提高分析深度及广度能力 3~3.5 倍^[22]。

3.2 定向凝固

对定向凝固的研究奠定了现代凝固理论基础^[12,23], 如成分过冷, M-S 理论, J-H 理论等。

在结构与功能材料的定向凝固加工中, 其典型和突出的贡献有: 高梯度定向及单晶叶片^[24,25]; 晶向择优控制定向凝固—金属间化合物定向; 熔体织

构定向凝固—高温氧化物超导材料;超精细控制定向凝固—高温结构陶瓷定向;晶体连续生长定向凝固—单晶连铸等。

3.2.1 定向及单晶叶片定向凝固^[24,25] 定向及单晶叶片由于消除横向或完全消除晶界,晶体沿[001]特定方向生长,提高初熔温度及固溶处理窗口温度,增加 γ' 数量并细化,故大幅度提高性能,提高使用温度。为了进一步发掘高温合金材料的潜力,西北工业大学凝固实验室开发出高梯度与超细化定向凝固技术,使单晶镍基合金的凝固组织与析出强化相分别达到微米及亚微米级,从而使高温持久性能得到成倍的提高。图 2,图 3 分别是 CMSX-2 合金的凝固组织与 γ' 相随冷却速率演变的结果^[26,27]。

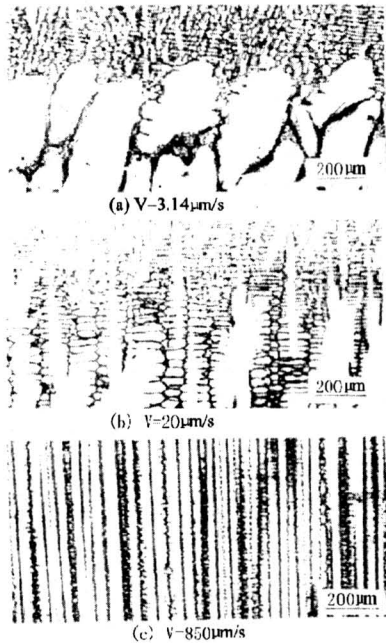


图 2 CMSX-2 合金的凝固 (界面形态 $G_L = 250 \text{ K/cm}$)

Fig.2 Solidification interfacial morphology of CMSX-2 alloy

3.2.2 晶向择优控制定向凝固^[28~30] 主要针对各向异性的金属间化合物,特别是其最佳性能方向与晶体择优生长方向不一致或伴随有复杂固态相变的材料。图 4 是高温 TiAl 金属间化合物 γ 片层组织取向与初生 β 相或 α 相晶体生长方向的关系。图 5 则是 NdFeB 永磁合金晶体择优生长方向与易磁化轴方向的关系。图 4 表明, TiAl 合金最终的 γ 片层与择优生长方向垂直或成 45° 角,而图 5 则展示 NdFeB 易磁化方向与晶体择优生长方向成 90° 角。

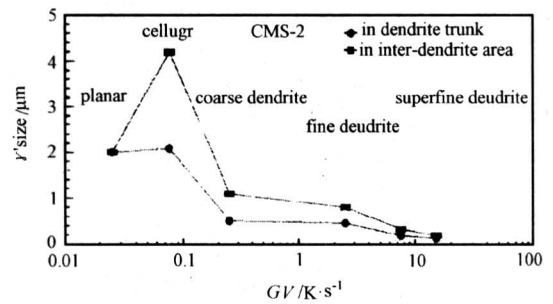
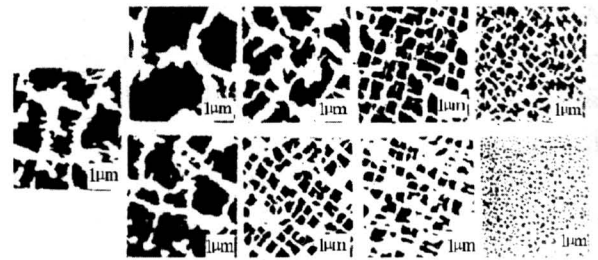


图 3 γ' 相大小随冷却速率的变化

Fig.3 The Change of γ' Size with GV

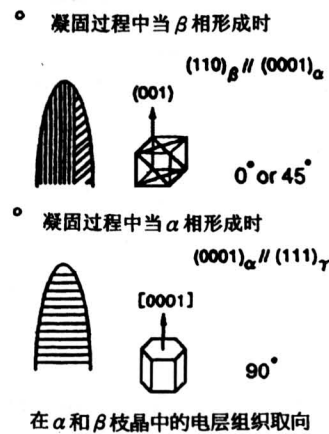


图 4 TiAl 金属间化合物 γ 片层组织取向与初生 β 相或 α 相晶体生长方向的关系

Fig.4 Relationship between the γ lamellar orientation and the crystal growth direction of the primary β or α phase in the intermetallic compound TiAl

这些都要求在定向凝固过程中除了要控制相与组织的竞争选择外,还必须精确调节和控制晶体的生长方向,使具有最佳性能而非优先生长的晶向转变为择优生长。图 6 是两种调节晶体生长方向的方案,分别采用旋转籽晶法及双梯度法改变和调节晶体的择优生长方向。

3.2.3 熔体织构定向凝固^[31~33] YBCO 是一种

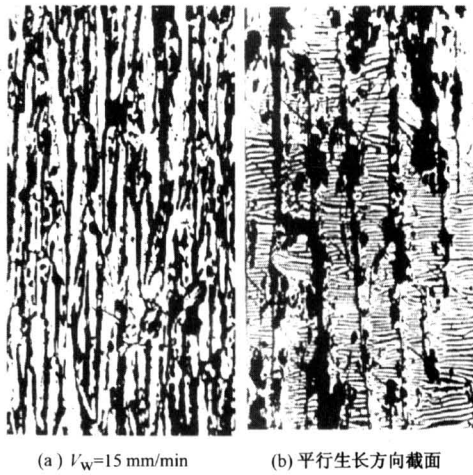


图 5 NdFeB 晶向与磁化方向

Fig.5 Crystal orientation and magnetization direction of NdFeB

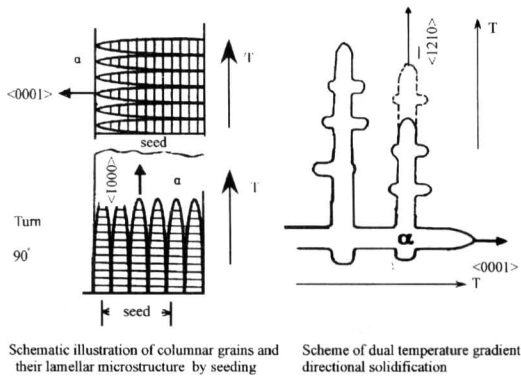


图 6 改变晶体择优生长方向的示意图

Fig.6 Schematic diagram of changing the crystal preferred growth direction

强各向异性的高温超导体,过去通用粉末烧结法制备。由于弱连接、夹杂和空洞,严重降低了 J_C ;后开发出熔体织构生长法(MTG)定向生长,可提高超导性能,促进大尺寸YBCO制备发展。图7是YBCO超导体定向凝固中临界电流密度与温度梯度和凝固速率比值的关系。图8则是不同凝固速率所得到的定向组织。这些均表明,通过调节和控制凝固参数,可以有效地改善YBCO的组织结构与性能。应该指出,YBCO超导体的定向凝固是一个集连续包晶反应,多相熔体相变和棱面晶体取向多变,晶向控制困难的液固转变过程,许多定向凝固中的现象尚有待研究,如图9所展示的定向凝固中 $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ 超导相形成与生长的几种机制都有可能单独或综合出现。

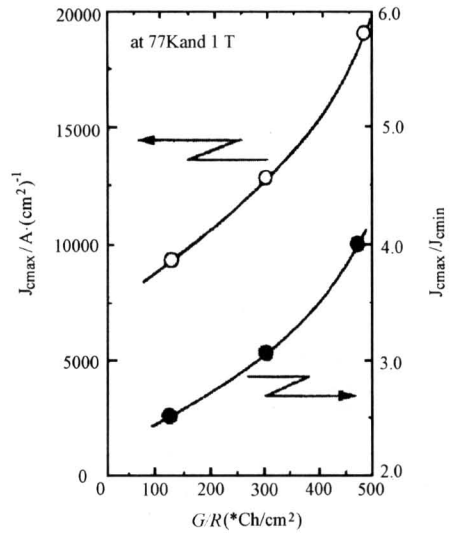


图 7 最大临界电流密度及 $J_{C最大}/J_{C最小}$ 比值与温度梯度和凝固 G/R 之间的关系曲线
 比值随 G/R 的最大而增大,表明 J_C 最大值随 123 晶体排列有序程度将增加

Fig.7 G/R dependence of the maximum critical current densities and the ratio of J_{cmax}/J_{cmin}

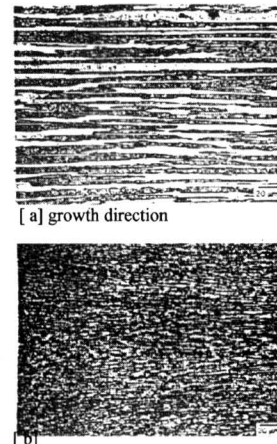


图 8 低氧分压凝固试样的典型微观组织

Fig.8 Typical microstructures of samples solidified in low oxygen partial pressures

- (a) $R = 2.78 \mu\text{m/s}$, $t_{\text{max}} = 1250^\circ\text{C}$, $p_{\text{O}_2} = 67 \text{ Pa}$ 条件下生长亚包晶试样的微观结构纵剖面
- (b) $R = 8.33 \mu\text{m/s}$, $t_{\text{max}} = 1250^\circ\text{C}$, $p_{\text{O}_2} = 67 \text{ Pa}$ 条件生长的包晶试样纵剖面

3.2.4 精确控制定向凝固^[34] 高温结构陶瓷是未来航空航天发动机的关键材料。此类超高温高强度材料的承载特点是有一个主应力方向,因而定向组织可显示极大的优势。制备这类具有棱面特征、各向异性、对晶体取向非常敏感的定向凝固材料,要求保

证超高温熔化,环境高纯净及凝固过程的高精确控制。据日本报道,定向凝固的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 共晶复合材料的相界尺度已控制在零点几纳米,在 1 873 K 的抗弯试验可得到 695 MPa 的屈服强度、断裂韧性 10 倍于现有的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 共晶复合材料。初步研究表明,此类定向凝固陶瓷共晶复合材料的最高

工作温度可达 1 973 K,远超过镍基单晶合金和现有高温氧化物陶瓷材料,有可能用作新型燃气涡轮的非冷却叶片材料。图 10 是定向凝固的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 定向共晶和烧结的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 复合材料性能和组织的对比。

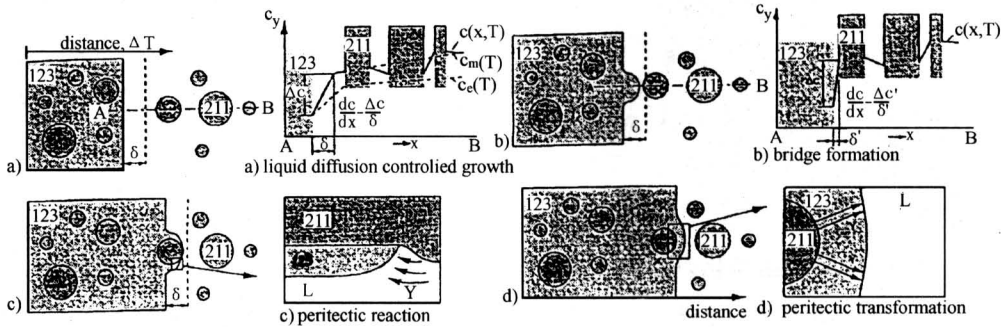
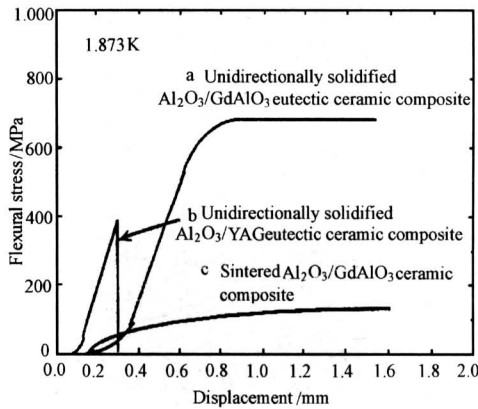
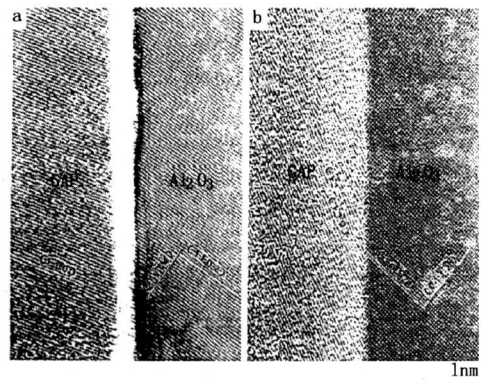


图 9 Y_2BaCuO_5 颗粒局部影响 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 生长形态的模型
Fig.9 Model of local influence of Y_2BaCuO_5 particles on the growth morphology of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$

$c(x, T)$ 表示局部钇浓度, C_e 代表平衡溶解度, C_m 则对应于奥斯瓦尔德(ostwald)催熟理论的平均浓度, dc/dx 表示在 123 界面的成分梯度;(a)液相扩散控制生长;(b)搭桥的形成;(c)包晶反应;(d)包晶相变



(a) Typical stress-displacement curves in the three-point flexural test at 1873K of unidirectionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GAP}$ eutectic composites (trace a) compared with unidirectionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic composites (trace b) and sintered $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GAP}$ composites (trace c)



(b) High-resolution TEM image of the grain boundaries between Al_2O_3 and GAP phases of sintered composites(a) and the interface between Al_2O_3 and GAP phases of the unidirectionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GAP}$ eutectic composites(b); The beam directions are $[82 \overline{103}] \text{Al}_2\text{O}_3$ for a and $[\overline{220}1] \text{Al}_2\text{O}_3$ for b

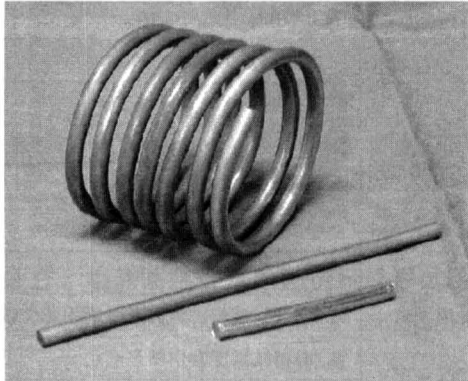
图 10 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 定向凝固与烧结组织及性能的比较

Fig.10 Comparisons of microstructure and properties of $\text{AlO}_3/\text{GdAlO}_3$ and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ prepared by unidirectional solidification and sintering methods

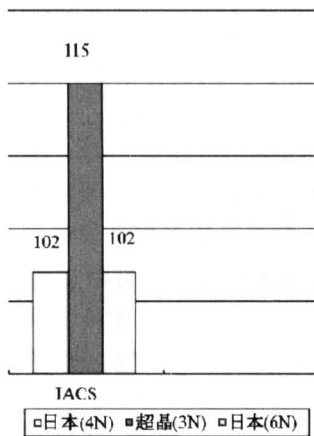
3.2.5 晶体连续生长定向凝固-单晶连铸 利用定向凝固过程中多晶粒竞争生长的特点,制备连续的单晶是定向凝固技术中的一个重要内容。西北工

业大学凝固技术实验室在 O.C.C 技术基础上将定向凝固、高梯度与连续铸造结合起来,制备出准无限长的铜单晶,为高频、超高频信号的高清晰、高保真

传输提供了关键技术。图 11 是连铸单晶的样件。与多晶相比,其塑性大幅度提高,电阻率降低 38%。特别要指出的是他们用纯度 99.9% 铜所获的单晶的相对导电率优于日本用纯度 99.9999% 的性能。



铜单晶与铸态多晶相比,抗拉强度降低了 24.71%,而延伸率增加了 2.39 倍,断面收缩率增加了 4.14 倍,电阻率降低了 38%



与日本的单晶铜的性能比较,相对电导率提高 11%

图 11 铜单晶样品及相对电导率比较

Fig.11 The sample of Cu single crystal and the comparing of relative conductivity

3.3 晶体生长^[8,12,28,35]

晶体生长指生长配比准确和极少缺陷的单晶体。晶体生长的方法很多,其中熔体生长与凝固科学和工程之间存在着相近、同根、相互参照甚至部分融合的关系。熔体晶体生长是一种液固相变过程,是无序结构熔体到有序结构晶体的转变,是熔体受控下有方向性的单向凝固过程,现已发展为独立的最活跃的学科之一。熔体生长法生长速度快,晶体纯度及完整性高,尺寸大,是晶体生长最重要的方法。许多重要的晶体材料如 Si, Ge, GaAs, LiNbO₃, Nd: YAG, Nd, Cr: GSGG, Al₂O₃, LaAlO₃, 碱及碱土

金属卤化物多采用这种方法。表 2 是某些重要人工晶体的分类和生长方法。

表 2 几类主要人工晶体^[36,37]

Table 2 Several types of main artificial crystals

分类	晶体实例	典型晶体生长方法
半导体晶体	Ge, Si, III - V 和 II - VI 化合物	提拉法, 布里奇曼法, 区熔法等
激光晶体	Nd: YAG, Nd: YAP, Nd, Cr: GSGG, Ti: Al ₂ O ₃ , etc	提拉法, 区熔法, 溶液法等
非线性光学晶体 (光频转换晶体)	BBO, KTP, LOB, MgO: LiNbO ₃	提拉法等
光折变晶体	BaTiO ₃ , Fe: KNbO ₃ , etc	提拉法等
压电晶体	水晶, LiNbO ₃ , LiTaO ₃ , etc	溶液法等
电光、声光、磁光 (调制) 晶体	LiNbO ₃ , PbMoO ₄ , TeO ₂	提拉法等
光学晶体	KRS-5, MgF ₂ , BaF ₂ , etc	布里奇曼法等
闪烁晶体	Nal (Tl), BGO, CsI, BaF ₂ , CaF ₂	溶液法, 布里奇曼法等
铁电晶体	Pb(Zr _x Ti _{1-x})O ₃ , Pb(Nb _x Mg _{1-x})O ₃	布里奇曼法等
超硬晶体宝石	金刚石, 宝石, 立方氧化锆, 等	区熔法, 熔液法等

图 12 是坩埚下降法 (Bridgeman 法) 利用籽晶生长的光学晶体 CaF₂^[35]。2002 年北京有色金属研究总院将熔炼一定向凝固—热处理一体化, 用一步法制备出 φ70、长 250 mm 的我国最大的稀土磁致伸缩材料, 同年还成功研制出 457 mm (18 吋) 直径的硅单晶, 进入世界领先行列。

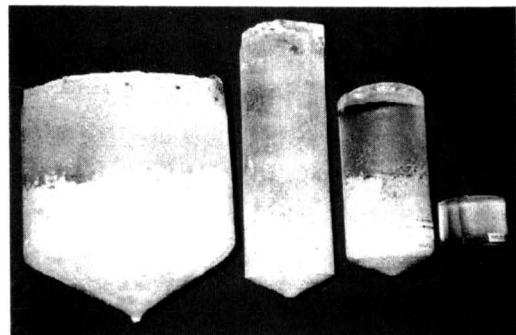


图 12 Bridgeman 法生长光学晶体

Fig.12 Directionally grown optical crystal by Bridgeman-method

左边为光学晶体 CaF₂, φ220×150 mm; 右 1 为 MgF₂, 右 2 为 BaF₂(该照片由北京东海仪表材料研究所提供)

供红外和激光等高技术使用的 II (Zn, Cd, Hg)—VI (S, Se, Te) 族化合物晶体是当前人工晶体发展的热点之一。由于该材料系统的高蒸气压、低导热系数、低的位错形成能和溶质分凝系数, 生长高质量的完整晶体非常困难。西北工业大学凝固实验室采用 ACRT—Bridgeman 法(坩埚加速旋转定向生长技术), 研制出 HgMnTe 晶体。图 13 是 HgMnTe 和 CdMnTe 晶体的样品。

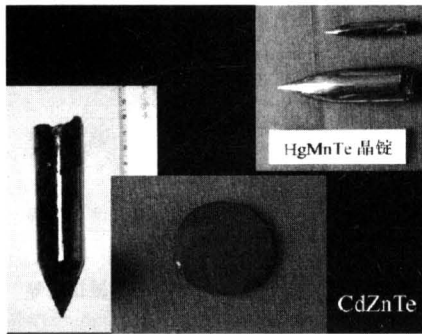


图 13 HgMnTe 和 CdZnTe 晶体

Fig. 13 HgMnTe and CdZnTe Crystals

与常规定向凝固比较, 人工晶体生长中有特殊的科学问题, 比如, 慢速下生长过程中温度场、溶质场、流场、界面速率、环境参量长时间高精度、高稳定性中的科学问题; 界面棱面结构与平面生长形态对环境扰动的响应规律; 温度梯度、浓度梯度引起的微区对流; 坩埚旋转引起的强迫对流及重力场下的自然对流与热量、质量、动量输运过程的耦合机制及影响; 界面微观结构及微观生长机制(台阶运动, 位错产生与传播); 晶体生长中微观缺陷形成机制与宏观控制中的科学问题等。为了进一步扩大人工晶体的应用范围, 以下生长技术的发展与完善值得关注: 大尺寸晶体生长, 异形晶体生长, 特殊环境下晶体生长(空间), 极端条件下晶体生长(高压, 强磁等), 杂质、缺陷的精确控制, 结构、组织的精确控制, 原材料净化与规范化, 生长过程控制的精确化与程序化等。

3.4 快速凝固^[24, 38~40]

快速凝固是当前凝固科学与工程中最为活跃的领域之一。它区别于其他凝固过程的最基本特点是高的冷却速率及明显的非平衡效应(界面特征、溶质分凝、传热传质条件、材料热物性等)。

图 14 表示随凝固速度增大, 凝固体系变化中热力学与动力学的相应变化及显微组织的形成趋势。利用不同组织结构, 特别是超细组织、亚稳相、微晶、纳米晶、非晶等, 可以满足使用条件对材料各种性能

的要求, 诸如提高强度、塑性、耐磨性、耐蚀性, 等等。美国联信公司利用 Melt Spinning 快凝技术于 1994 年已生产达 4×10^4 t/a 的宽 10 mm 的非晶带材。

凝固速率	完全平衡 或准平衡	化学势梯度、温度梯度、浓度梯度趋于零
		应用平衡图及杠杆定律
		平衡溶质分凝系数
	近平衡	界面局域平衡
		液/固界面处温度/浓度可依相图处理
		考虑 Gibbs-Thompson 效应
	远平衡	亚稳局部界面平衡可用亚稳相图
		液/固界面局域平衡失效
		溶质分凝, 液相扩散需考虑凝固速度影响
		液/固相线温度发生明显变化
	极端不平衡	形成亚稳相及亚稳组织
		液/固相化学势相等, 在 T_0 发生液/固相变
无偏析无扩散凝固		
		耗散结构组织理论形成微晶、准晶、非晶

图 14 凝固体系变化趋势

Fig. 14 Changing trend of solidification system

快凝技术中特别应提及的是激光快速熔凝与雾化快凝沉积。激光高能束快速熔凝利用高能量密度 ($\sim 10^7$ W/cm²)、局部熔化、自激冷却 ($10^5 \sim 10^{10}$ K/s)、熔层/基体界面换热系数无限大及超高温度梯度 ($10^4 \sim 10^5$ /cm) 的特点, 使材料表面釉化、表面非晶化以改变组织结构, 或通过材料表面合金化, 表面喷涂(或离子注入)加激光快凝, 以改变组织结构与成分^[41]。提高快凝冷却速度的主要因素是提高吸收热流密度及减低束流与表面作用时间。如果热流密度增加 10 倍或作用时间缩短至原来的 1%, 就相当于使熔池深度只有原来的 1/10, 使凝固速度增加 10 倍, 温度梯度提高 10 倍, 冷却速度增大 100 倍。

20 世纪 80 年代后期出现了称做激光快速熔凝成形技术的激光高能束加 CAD。它是以合金粉末层层堆积, 并利用计算机辅助设计及控制外形进行快速熔凝成形为各种复杂构件或毛坯件。美国 Aeromet 公司利用它们 20 kW 激光器和五坐标操作控制系统, 已成形 $3 \times 3 \times 1.4$ m 的大型 Ti-6Al-4V 构件, 与原有工艺相比材料及工时均节约 90%, 平均冷速可达 $10^4 \sim 10^5$ K/s。图 15 是西工大凝固实验室激光快速熔凝成形的高温合金及不锈钢零件。



图 15 镍基高温合金激光快速成形试验件

Fig.15 Laser rapid forming components of Ni-base alloys

雾化快凝沉积是将熔体雾化为微滴再喷射成形的凝固技术^[40,42,43],它是利用离心或超声雾化使微滴骤冷,冷速达 10^5 K/s,从而减小偏析,细化晶粒,提高性能。图 16 为雾化喷射成形示意图。

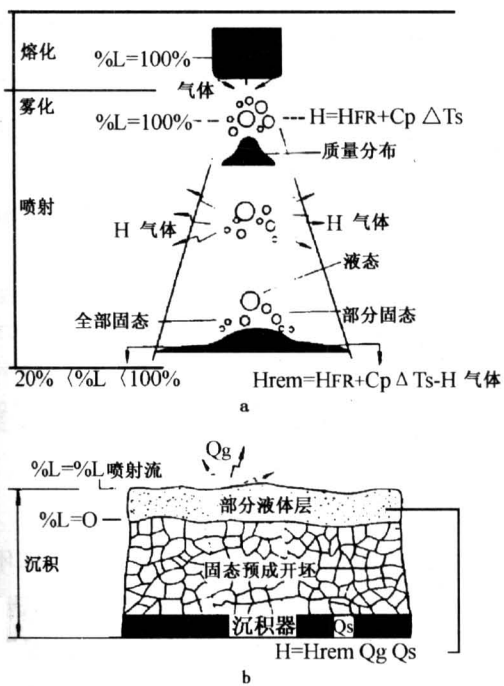


图 16 喷射沉积过程中雾化(a)和沉积(b)的物理与热状态示意图

Fig.16 Schematics of Physical and thermal states of atomization (a) and deposition (b) during spray deposition processing

雾化制粉快凝沉积技术典型的成果之一是用于航空及地面燃气轮机的涡轮盘,它是发动机热端最

重要的部件。1972 年 P&W 公司将雾化粉末冶金 In-100 高温合金用作 F100 发动机涡轮盘,使晶粒组织细化,显著降低偏析,改善合金热塑性,消除了原始枝晶组织和晶粒边界,大大改善了材料综合力学性能和可靠性^[24,44],继而发展出第二代快凝粉末冶金高温合金 MERK76(高强度型),AF115(高温蠕变型),René88DT(损伤容限型)及 18N(综合型),用于制作先进发动机的涡轮盘。GE 公司研制的 René88DT 合金显著改善了拉伸性能与损伤容限间的匹配,抗疲劳裂纹扩展能力和抗蠕变强度均得到提高,比 In-718 合金抗蠕变温度提高 100℃。

将快凝制粉(气体雾化、超声雾化、放置电极等)与喷射成形结合,可更好发挥材料性能潜力。如 René95(F404 发动机涡轮盘,用于 F18 飞机)采用快凝喷射成形+锻造,其性能远优于快凝粉末+锻造。

3.5 深过冷凝固^[12,24,45,46]

材料在大过冷度下的凝固是一种极端非平衡凝固。一般它是籍助于快速凝固及熔体净化的复合作用而得到的。快速凝固通过改变溶质分凝(溶质捕获),液、固相线温度及熔体扩散速度等使合金达到深过冷状态。熔体净化则通过消除异质核心,使熔体达到过冷状态。图 17 说明合金深过冷与快速凝固与熔体净化的关系,以及通过深过冷凝固可能获得的组织结构。为了获得大块非晶及准晶材料,还必须借助于合金系的正确选择和成分设计,使合金材料具有较高的玻璃化转变温度和强的非晶形成能力。

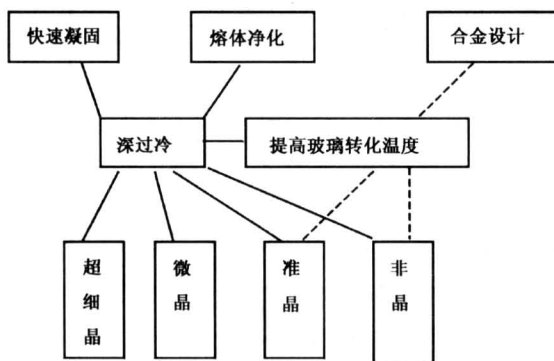


图 17 合金深过冷与亚稳相

Fig.17 Deep supercooling and the metastable phase of alloys

图 18 是将深过冷与定向凝固技术相结合,在很低的温度梯度下获得的 Ni-Cu 合金 [$w(\text{Ni}) = 5\%$] 的定向凝固组织。可以看出,其一次枝晶间距

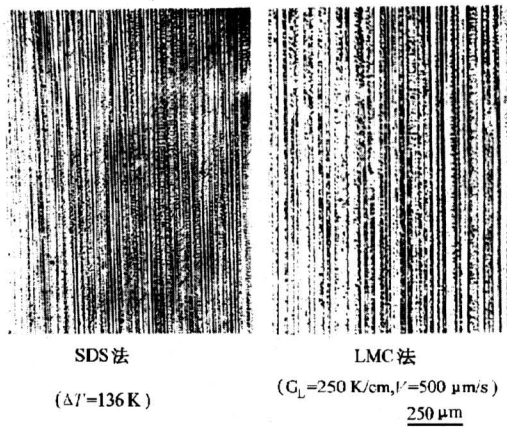


图 18 两种不同凝固工艺的 Ni - Cu 合金微观组织比较

Fig.18 Microstructure comparison of Cu - 5% Ni alloy fabricated by two different solidification processes

比超高梯度快速定向凝固下获得的组织还要细密。

图 19 是 Al - Cu - V 合金凝固过程的 TTT 曲线。可见在较小冷速下合金的凝固组织为 Al₂Cu + Al₃V; 如冷速加大到 ε₂, 凝固组织为 Al₂Cu 和准晶的混合物; 当冷速超过 ε₀, 则得到完全的非晶合金。图 20 则是不同合金系及不同成分合金的约化玻璃转化温度 (T_g/T_m) 和形成非晶的临界冷却速度的关系。如 Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ 合金以 0.6 K/s 的冷速就可使 100 mm 尺度的块材料得到非晶, 比非晶镍基合金的临界冷速降低 6~7 个数量级。

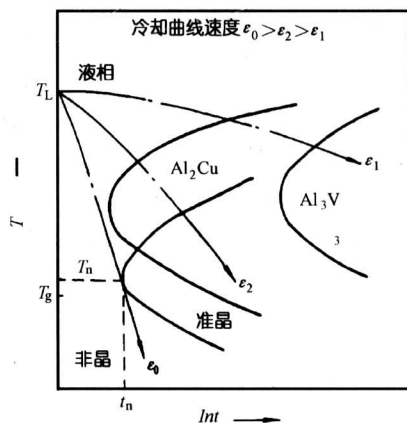


图 19 Al₇₅Cu₁₅V₁₀ 合金凝固过程的 TTT 曲线
Fig.19 The TTT curves of Al₇₅Cu₁₅V₁₀ alloy during Solidification process

迄今为止, 凝固理论和技术的进展主要涉及到近平衡低速、正温度梯度和小过冷下的凝固问题, 对

在负温度梯度, 尤其是在大过冷度下材料的凝固特性了解和掌握得很不够, 它更直接地涉及到熔体结构和材料本身的物性问题, 应是今后着重研究的一个领域。同时, 将深过冷技术与合金设计结合, 开拓了更为广阔的非晶材料领域。

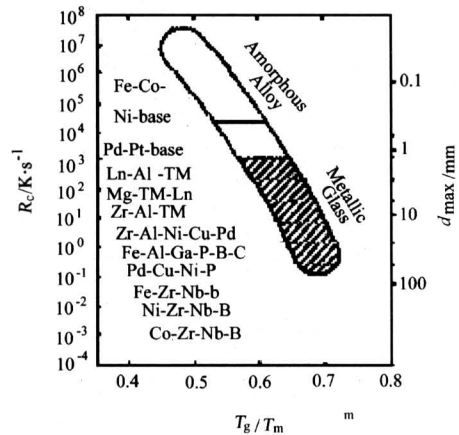


图 20 玻璃相生成的冷却速率 (R_c) 和玻璃相生成的最大样品厚度 (d_{max}) 与大型非晶的玻璃相变温度 (T_g/T_m) 之间的关系

Fig.20 Relationship between the critical cooling rate for glass formation (R_c). Maximum sample thickness for glass formation (d_{max}) and reduced glass transition temperature (T_g/T_m) for bulk amorphous alloys

为了对比, 给出了不同非晶合金的数据, 普通合金玻璃相生成需要很高的冷却速度; 阴影部分: 大块金属玻璃合金; Ln - Al - TM, Mg - TM - Ln, Zr - Al - TM, Zr - TM - Be; 冷速: 0.1 - 10³ K/s 尺度: 1 - 100 mm; Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀: 0.1 K/s, 100 mm; RS 下降 6~7 个数量级; T_g/T_m 大时 GFA 大

3.6 超常凝固^[47-50]

超常条件的凝固指在某些特殊条件或特殊环境下, 区别于一般公认常规条件下的凝固过程。诸如, 空间环境下的凝固过程, 强电脉冲作用下的凝固过程, 超重力场作用下的凝固过程, 高压环境下的凝固过程, 电磁场作用下的凝固过程以及其他特殊条件下的凝固过程。

重力是系统中引起自然对流的重要驱动力之一^[51,52], 常规重力场下熔体对流常常造成铸件及晶体缺陷: 成分不均匀性及结构不完整性, 诸如偏析、位错、空洞、杂晶、条带等。图 21 是不同对流传输条件下溶质浓度的分布。可以看出, 减小或基本消除对流影响, 使纯扩散占主导地位, 就必须减少重力加

速度,一般当重力加速度小于 $10^{-4} g$,才会产生明显效果。图 22 是分别在地面与空间条件进行的 Al-Cu 合金的定向凝固试验结果。与图 21 比较可看出,在微重力条件下,基本可以得到纯扩散的凝固条件,完全消除沿试样的纵向偏析。

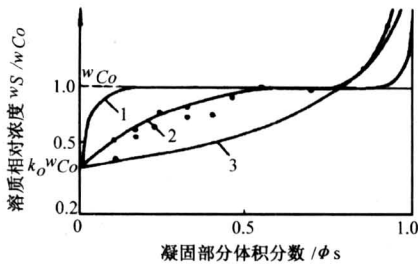


图 21 不同传输条件下,Te^[47]

在 GaSb 定向凝固试样中的分布曲线

Fig.21 Distribution curve of Te in the directionally solidified samples of GaSb at different transmission conditions

1—对纯扩散的计算结果;2—对于有底部籽晶的典型竖直 Bridgman 条件的测量结果;3—强对流混合

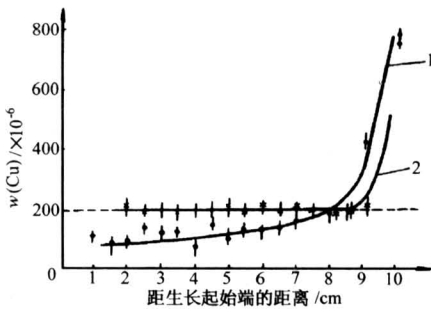


图 22 Al-Cu 合金中 Cu 的轴向偏析分布曲线

Fig.22 Axial segregation distribution curve of Cu in Al-Cu alloy

1—地面条件下凝固;2—空间条件下凝固

在 Ge 晶体中掺杂 Ga,由于重力引起的对流效应,使晶体内部往往有宏观的沿径向的区域偏析,而在微重力条件下,Ga 的径向分布就比较均匀。另外,重力场引起的对流影响液/固界面扰动临界波长,导致界面失稳,破坏平界面形态生长条件。而在空间环境中微重力却增大生长界面的稳定性,促使平界面生长,从而使保持平界面稳定生长的临界溶质浓度成倍增大,这就允许在增加掺杂元素含量的同时仍保持平界面生长。图 23 是一定温度梯度下,微重力与常规重力条件对 Pb 中 Sn 的临界溶质浓度(保持平界面生长)的比较,显示在微重力条件下,在所

试验的凝固速度范围,Sn 的临界浓度约 10 倍于常规重力^[51]。

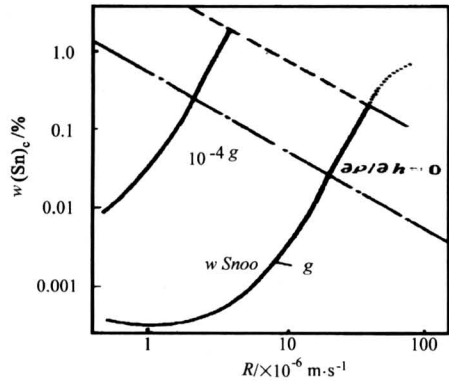


图 23 微重力条件和凝固速率 R 对 Pb 中 Sn 的临界质量分数 $w(Sn)_c$ 的影响

Fig.23 Effects of microgravity conditions and the solidification rate R on the critical $w(Sn)_c$ of Sn in Pb

(当溶质质量分数超过此值时,对于一定的液相温度梯度 G_{TL} ,不稳定性随生长速率 R 变化)

利用微重力制备难混溶偏晶合金是当前微重力技术应用于材料领域的一个重要方面,可能发展出一系列新的合金材料,而过去在地面由于相对密度差异导致合金严重分层。Co-Cu 系合金有重要潜在应用前景。该合金具有亚稳不混溶区,难以得到均匀的混溶组织。西北工业大学空间材料研究所利用电磁悬浮及落管技术,研究了在微重力条件下该合金的凝固和相分离规律,得到了富 Co 相在富 Cu 基体均匀弥散分布的样件。图 24 是三种状态下获得的凝固组织^[53]。

声悬浮^[53,54]技术是进行材料无容器凝固研究的一种特殊条件。西北工业大学空间材料科学实验室建立了单轴式声悬浮过程的优化设计理论,解决了单轴声悬浮过程中悬浮力小和悬浮稳定性差的难题,在国际上首次成功地悬浮起自然界中密度最大的固态物质铱(密度 $\rho = 22.6 \text{ g/cm}^3$)和液态物质汞($\rho = 13.6 \text{ g/cm}^3$),证明了声悬浮可以在地面条件下悬浮起任何固体和液体。图 25 为 Pb-Sn 共晶合金分别在常规条件和声悬浮条件下的凝固组织形态^[54]。

压力下凝固也是当前人们关注的热点之一^[12,49,50]。压力对液/固相变的影响可归结为:降低形核激活能($\Delta G_P'$),增大扩散激活能($\Delta G_P''$),而高压(超过某极值)下,可提高非晶形成能力 T_P/T_m (T_P 高压下非晶形成温度, T_m 熔点)。

利用压力对相变影响的特点(促使形核及抑制生长)可制备纳米晶体材料,并可通过调整压力实现对晶粒度的控制,使得在较低冷却速度下获得纳米

晶体块材。表 3 为由面心立方 Pd(Cu)和亚稳 Pd₄Si 相组织的平均晶粒度与压力的关系,压力越高,晶粒越小。

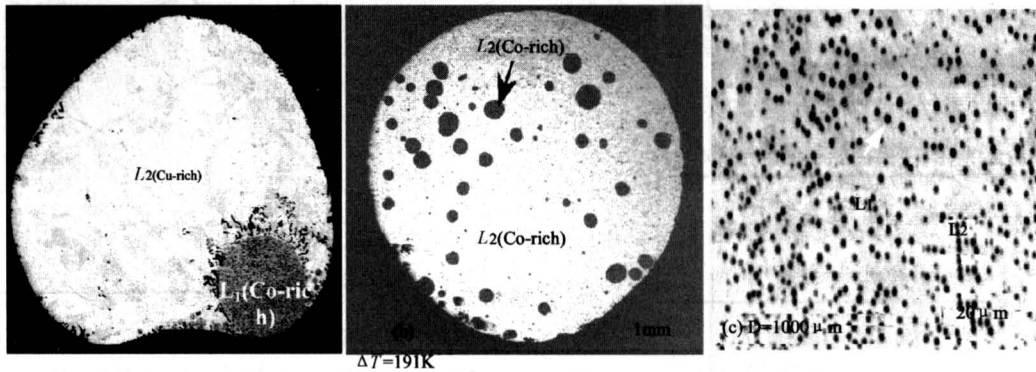


图 24 Cu₈₄Co₁₆ 合金在不同条件下获得的相分离凝固组织

Fig. 24 The phase separation microstructure of Cu₈₄Co₁₆ alloy attained at different conditions

(a)—DTA;(b)—电磁悬浮;(c)—落管

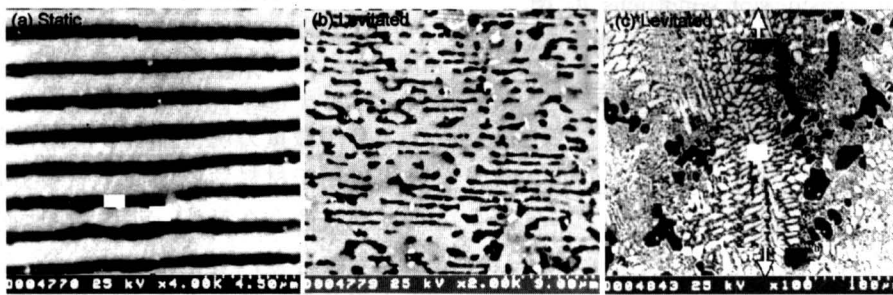


图 25 Pb-Sn 共晶合金在静态和声悬浮条件下的凝固组织

Fig. 25 Solidified microstructure of Pb-Sn eutectic alloy made in static and sound levitation conditions

(a)—静态;(b)—声悬浮(ΔT=17 K);(c)—声悬浮(ΔT=38 K)

表 3 Pd-Si-Cu 压淬样品平均晶粒度

Table 3 Average crystal size of Pd-Si-Cu pressure-quenching samples

p/GPa	Pd(Cu)固溶体 d/nm	Pd ₄ Si-II d/nm
2	11.6	36
4	9.0	25
5	8.4	17
6	8.0	13

利用高压下快速凝固制备非晶材料,也是人们所关注的。高压作用下,相当多材料更易于获得亚稳组织,亦即可以在比常压更小的冷却下获得非晶。非晶形成温度:

$$T_p = Y_p^* [E(T_p) + \Delta G + PVN_A] / [E(T_p^*) + \Delta G^*],$$

T_p 随压力升高而升高。

如材料液相体积大于固相 ($V_L - V_S > 0$), $dT_m/dp > 0$, 则随压力 p 的增大, T_p 及 T_m 均增大, T_p/T_m 基本保持不变;而对液相体积小于固相的材料, $dT_m/dp < 0$, 随压力增大, T_p 增高而 T_m 降低,从而非晶形成能力 T_p/T_m 增高,促使形成非晶。这种情况提示我们,探寻液/固相变体积增大的材料体系在高压快凝条件下非晶化的可能性与其机制,对获取有用的非晶材料是有重要意义的。

4 凝固科学技术发展展望^[55~58]

从上面讨论已展现出以下发展趋势和值得关注的问题:

1) 充分认识凝固科学与技术的综合性。凝固是

一个跨学科的工程与科学领域,涵盖了从铸件、晶体生长、粉末冶金、材料制备到焊接过程、电磁冶金、连续铸轧、半固态成形等诸方面的凝固过程,并且兼有基础科学与工程应用二者的特征,对机械电子、能源、交通等行业,提供先进产品或构件及有关前沿技术,而它本身又是凝聚态物理中的重要组成。

2)紧密结合材料发展需求。历史上从未有过现在涉及到这么多材料品种和类型的凝固加工。从传统合金、金属/非金属间化合物、各类复合材料到人工晶体、纳米、超导、非晶及多种功能与结构陶瓷的凝固制备加工,出现了许多伴随该材料特点的凝固技术及相应的物理化学过程。结合具体材料发展探索特定的凝固规律,将极大地丰富凝固科学与技术的内涵。

3)加强新兴与超常凝固过程的研究开发。随着对新材料需求的增长,新的制备加工技术不断涌现。新兴和超常条件下的凝固加工解决了许多材料制备与开发中的关键技术,但也同时出现了大量新的现象和相应的科学问题,吸引许多材料和基础科学学者的关注。对这些问题的研究可能导致凝固科学与技术的创新。

4)注意凝固过程的模拟仿真。开展对凝固过程建模与仿真的研究在今天已有了更为充实的条件,这是一个解决凝固理论与工程的多快好省途径,并为精确控制过程、组织及性能打下基础。

5)关注大凝固科学的诞生。凝固已不局限于铸造和焊接领域。从历史演进、材料发展、学科交融、基础理论以及凝固本身的内涵与客观需求考虑,凝固应作为大科学(big science)对待,强调它的综合性、基础性、实践性、工程性、前沿性与创新性,从更高、更广阔的角度来要求它,发展它。

凝固加工工程作为新材料发展及其加工制备领域的重要组成,其发展重点是:a.高性能、高纯净、复合化、精细化、环境友好的材料及其加工制备与过程的精确控制。b.高性能钢铁合金,先进铝、钛、高温合金,金属间化合物,金属与陶瓷基复合材料,特种人工晶体,超导及功能材料。c.更先进、更科学、更定量的凝固加工工艺,特别是新兴、特殊、极端条件的凝固技术。

凝固科学理论作为凝聚态物理及材料科学的重要组成部分,其重点是:熔体结构与相转变的热力学与动力学;非平衡凝固效应;界面动力学;相选择及组织选择;包晶生长规律、晶体生长取向规律及控制原

理;对流效应(宏区/微区);多元多相合金凝固规律;多物理场中的凝固及凝固缺陷形成机制;数值模拟仿真。

凝固科学与工程的内涵极为浩瀚,它的宏观与微观过程极其复杂,与材料的发展相结合更会出现许许多多新的现象和各种各样的组织结构,都有待人们去索本求源。本文只是就某些典型或大家关注的问题,做了一些概括介绍,希望能起到抛砖引玉的作用。

参考文献

- [1] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of Solidification [M]. Switzerland: Trans Pub Ltd, 1998
- [2] Fleming M C, Solidification Processing [M]. New York: McGraw-Hill Book Co, 1974
- [3] Fleming M C, In Rapidly Solidified Metals [M]. ed. Mehrabian R, Kear BH, Cohen M, [s. l.], [s. n.] 1982, 291~300
- [4] 胡汉起主编. 金属凝固原理 [M]. 北京:机械工业出版社, 2000
- [5] Chalmers B. Principles of Solidification [M]. New York: Wiley, 1966
- [6] Turnbull D. Journal Physical Chemistry, 1962, 66: 609
- [7] 冯端等著. 金属物理学(第二卷) [M]. 北京:科学出版社, 1998
- [8] 姚连增. 晶体生长基础 [M]. 合肥:中国科学技术大学出版社, 1995
- [9] 师昌绪主编. 材料科学与技术百科全书 [M]. 北京:中国大百科全书出版社, 1995
- [10] Mullins WW, Sckerka R F, J Appl Phy, 1964, 35: 444
- [11] Baker J C, Cahn J W. In Solidification, ASM, Metals Park, Ohio, 1971, 23
- [12] 周尧和, 胡壮麒, 介万奇. 凝固技术 [M]. 北京:机械工业出版社, 1998
- [13] Jackson K A, Hunt J D. Trans Metall Soc. AIME 1966, 236: 1129
- [14] Langer J, Muller-Krumbhaar. Acta Metall, 1978, 26: 1681
- [15] Lipton J, Kurz W, Trivedi R. Acta Metall, 1987, 35: 957
- [16] Lipton J, Glicksman M, Kurz W. Metall Trans, 1987, 18A: 341
- [16] Hones H. Rapid Solidification of Metals and Alloys [M]. The Inst Metallurgist, London, 1982
- [17] Trivedi R, Kurz W. Acta Metall, 1986, 34: 1663

- [18] Trivedi R, Magnin P, Kurz W. *Acta Metall*, 1987, 35:971
- [19] Aziz M J *J Appl Phys*, 1982,53: 1158
- [20] Boettinger W J. In *Rapidly Solidified Amorphous Crystalline alloys*[M]. ed. Kear, New York: Elsevier North Holland, 1982
- [21] 朱高峰等. 全球化时代的中国制造[M]. 北京: 社会科学文献出版社, 2003
- [22] 柳百成, 沈厚发. 21 世纪的材料成形加工技术与科学[C]. 香山科学会议第 184 次学术讨论会交流材料, 1~9
- [23] Kurz W, Trivedi R. In *Solidification Processing, The Inst, Metals*, 1988, 1~12
- [24] 《高技术新材料要览》编委会编. 高技术新材料要览[M]. 北京: 中国科学技术出版社, 1993
- [25] Fu Hengzhi, Geng Xingguo, Li Jianguo, et al. *J Mater Sci Technol*, 1998, 14:9
- [26] Guo Xiping, Fu Hengzhi, Sun Jiahua. *Metall Mater Trans*, 1997,28A:997
- [27] 傅恒志, 张军. 中国科学技术前沿[M], 北京: 高等教育出版社, 1998, 187
- [28] Shanguan D K; Hunt J D, In *Solidification Processing, The Inst, Metals*, 1988, 206~209
- [29] 傅恒志, 等. *金属学报*, 2002, 38: 1127~1132
- [30] 傅恒志, 等. *中国有色金属学报*, 2003, 13
- [31] Izumi T, Shiohara Y. *J Mater Res*, 1992, 7: 16~23
- [32] Schmitz G. et al. *J Mater Res*. 1993, 8: 2774~2779
- [33] 陈绍楷, 周廉, 王克光, 等. *稀有金属材料与工程*, 2002, 31: 129~134
- [34] Waka Y, Nakaga N, et al. *Nature V*, 1997, 389: 49~52
- [35] 张克从, 张乐惠. *晶体生长科学与技术*[M]. 北京: 科学出版社, 1997
- [36] 李恒德. *材料科学与工程科技前沿*[M]. 济南: 山东科学技术出版社, 2002
- [37] 介万奇. *中国基础科学·科学前沿*[M]. 北京: 2001.
- [38] Aziz M J. *Metall Mater Trans* 1996, 27A: 671
- [39] Evans R W, Leatham, Brooks R G. *Power Metallurgy*, 1985, 28: 13~20
- [40] Mathur P, Apelian D, Lawley A. *Acta Metallurgy*, 1989, 37: 429~443
- [41] Schubert E, Bergmann H W. In *Rapid Solidification alloys*[M]. ed. Jones H. Marcel Dekker Inc. 1993, 196~230
- [42] German R M. *Powder Metallurgy Science*, Princeton: New Jersey, Metal Powder Inst Feder, 1984, 74~84
- [43] Lawley A. *Processing of Structure Metal by Rapid Solidification*[C]. ed. Froes F H, Savange S J. ASM International, 1987, 31~40
- [44] 李成功, 傅恒志, 于翹, 等. *航空航天材料*[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002
- [45] 陈国良. 大块金属玻璃和玻璃形成能力[C]. 南京理工大学, 非晶及超细晶学术讨论会报告, 2002
- [46] Boettinger, Coriell S R. In *science and technology of the under melt*
- [47] Fu HZ, Xie FQ, *Trans Nonferrous Met Soc China*, 1999, 9: 659~637
- [47] Walter H U 主编, *空间流体科学与空间材料科学*, 葛培文等译, 北京: 中国科学技术出版社
- [48] Carlbery T J *Cryst Growth*, 1986, 79: 71~76
- [49] Li DJ, Wang JT, Ding BZ, et al, *Script Metall Mater*, 1993, 28: 1083~1088
- [50] Yao B, Ding BZ, Sui GL, et al. *J Mater Res*. 1996, 11: 912~916
- [51] Correll S R, Cordes M R, Boettinger W J, et al. *J Cryst Growth*, 1980, 49: 13~28
- [52] Xion B, Hu WR *Microgravity Sci Technol*. V11/2, 1994, 148~152
- [53] Cao C D, Herlach D M, Kolbe M, et al. *Scripta Mater*, 2003, 48 : 5~9
- [54] Xie W J, Cao C D, Lü Y J, et al. *Phys Rev Lett*, 2002, 89: 1~4
- [55] Boettinger W J, Coriell SR, Greer AL, et al. *Acta Mater*, 2000, 48: 43~70
- [56] Kerr H W, Kurz W. *Intern Mater Rev*. 1996, 41: 129
- [57] 师昌绪主编, *材料大辞典*, 北京: 化学工业出版社, 1994
- [58] 黄卫东, 等. *材料工程*, 2002, 27: 40~43

Solidification Science and Technology and Materials

Fu Hengzhi^{1,2}, Wei Bingbo¹, Guo Jingjie²

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

[Abstract] In view of the development of the solidification science and practice, the present paper introduces the basic framework of the current solidified materials system and the basic principles in main developing stages of solidification science. On the basis of modern science and in connection with the modification and improvement of traditional materials, and the developing requirement of new materials, solidification science and technology, as part of the basic component of material science and engineering is carrying out in wide scale research and development in the fields of high-quality castings, directional solidification, crystal growth, rapid solidification, solidification of melt supercooling and other new type and extraordinary solidification processes aiming at precisely controlling structure, shape and properties of products. In this paper some of the above-mentioned work is also described and the developing trend is reviewed.

[Key words] material science; solidification technology; solidification process

《中国工程科学》2003 年第 5 卷第 9 期要目预告

- | | | | |
|---------------------------|------|---------------------------|------|
| 中国沙尘暴及其监测预警 | 矫梅燕等 | 探索新强韧化机制 开拓超高强度钢 | |
| 土地利用可持续发展的制约因素及 | | 新领域 | 赵振业等 |
| 对策 | 李伯衡 | 节能环保工程水压爆破研究与应用 | 何广沂等 |
| 齿轮测量技术 100 年——回顾与展望 | | GPS 车辆监控系统存在问题的探讨 | |
| | 石照耀等 | 及解决方案 | 朱庄生等 |
| 基于纤维弯曲伸长模式的 Z 向钢针 | | 液体调速离合器中摩擦副热效应分析 | |
| 针尖形态优化 | 朱建勋等 | | 洪 跃等 |
| 遗传算法的改进及其在水库优化调 | | 地下水碳酸平衡检查系统 | 刘建刚等 |
| 度中的应用研究 | 钟登华等 | 土地利用变化对生态系统碳汇功能 | |
| 一类连续模糊算子及其应用 | 张世强 | 影响的综合评价 | 吴建国等 |
| 基于灰色系统理论的时序数据挖掘 | | 多 Agent 系统中含糊性的处理方法 | 王自强等 |
| 技术 | 刘 斌等 | 一种控制规则自调整的模糊控制器 | 程 金等 |
| GTEM Cell 斧形过渡块侧边曲线方 | | 蓄光型自发光材料及制品发展概况 | 肖志国等 |
| 程的算法 | 周 旭 | 核磁共振在石油测井与地层油气评 | |
| 三峡工程三期 RCC 围堰工程 | 张曙光 | 价中的应用 | 肖立志等 |