

物理冶金进展评论

冶金工业出版社

物理冶金进展评论

中国金属学会编译组 译

冶金工业出版社

内 容 提 要

本书是1981年中美双边冶金学术会议美方论文集“Metallurgical Treatises”中物理冶金部分的中译本，共十八篇论文，就物理冶金、力学冶金等领域中的主要问题的最新进展作了综合评述，列出了较多的参考文献，中译本中还编入了会议上的讨论。该书可供工厂和研究单位金属物理和金属材料专业的工程技术人员以及有关大专院校的师生参考。

物理冶金进展评论

中国金属学会编译组 译

*

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

*

787×1092 1/16 印张 36 1/2 字数878千字

1985年7月第一版 1985年7月第一次印刷

印数00,001~1,900册

统一书号: 15062·4140 定价9.10元

前 言

为了促进中美两国冶金学术交流,中国金属学会与美国金属学会(American Society for Metals)和美国矿冶石油工程师协会的冶金学会(The Metallurgical Society of AIME),根据协议,于1981年11月13日到22日在北京召开了第一次“中美双边冶金学术会议”。中国金属学会作为东道主,负责筹备和组织了这次会议。

我国代表在这次会上提出的论文41篇,会前印发了英文预印本,其中主要的论文,会后已在《金属学报》1982年(第18卷)第1和第2期上先后刊载,和读者见面了。

参加这次会议的美国代表,大多是在国际上负有盛名的冶金学家,有许多是在有关学术领域内卓有成就的科学家和教授。他们提出的论文内容很广泛,几乎涉及当前化学冶金和物理冶金中十分活跃的各个主要问题,评述了直到1981年的最新进展,堪称为一组现代冶金学的阶段总结性文献。这些论文已由出席这次会议的美国代表团正、副团长,John K.Tien和John F.Elliott两教授主编,由美国矿冶石油工程师协会冶金学会,以“Metallurgical Treatises”为书名出版了。

当时参加这次会议的许多冶金科学工作者认为,美国代表的许多文章,从内容的广度和深度来看,无疑是我国从事冶金科学的研究工作者和高等院校的研究生和高年级学生有价值的参考文献,对于系统了解有关学科领域的沿革及最新发展,扩大知识面,深入开展研究工作,将会起到良好的作用。不少读者迫切要求得到美方的论文。因此,中国金属学会征得美国矿冶石油工程师协会冶金学会秘书长 Alexander R.Scott 先生同意,组织翻译了这本文集。为方便读者,分成《化学冶金进展评论》和《物理冶金进展评论》两册出版。在中译本中还选编了会上的讨论,分别附在有关文章的后面。译文中所有的参考资料、作者名字和单位名称均用原文,以便读者查阅和联系。有些使用不太广泛,目前还不统一的名词术语加注了英文原词。

《化学冶金进展评论》由朱元凯、王鉴总校阅,参加翻译和校对工作的有:朱元凯、王鉴、曹志荣、张家芸、刘庆国、邱竹贤、王延明、冯乃祥、陈永定、张荣生、李伟立、罗经源、白日明、乔芝郁、招光文、孙贵如、沈剑韵、刘瑶笙、韩其勇。

《物理冶金进展评论》由褚幼义、谢锡善总校阅,参加翻译和校对工作的有:褚幼义、谢锡善、杨顺华、余宗森、蔡其巩、姚衡、黄孝瑛、林实、张维静、李永坤和谢锡庆。

杨建新、李文超和孙才荣为本书的出版也做了不少工作。

对于上述同志的积极主动,热心于学会工作,利用业余时间从事这两册书的翻译工作,深致谢意。

这两册中译本的出版,是中美两国冶金学者共同努力的结果。希望中国金属学会与美国金属学会和美国矿冶石油工程师协会冶金学会进一步加强合作,为发展两国冶金工作者的友谊和促进冶金科学的发展而共同努力!

傅君诏

1983年6月

英文版前言

本书的问世应归功于中国。在第一次美国冶金代表团1978年11月访问中国期间,有关提取、金属生产,物理冶金和力学冶金方面的高度专业化的学者,在当时的情况下不能不相互听取许多冶金领域内的发展状况。我们感到这起到了相互促进的有益作用,它表明对于各行专家来说,需要获得相关冶金学分枝的广泛知识。可以肯定,把冶金学各主要领域的评论汇集成一本书,会起到促进美国冶金工作者扩大眼界的作用。同时研究工作者和工程师们也一定会从本书中很方便地找到参考文献。最后,这些论文可以分门别类地作为研究生和高年级大学生课程的现代教材。

本书的实际形成过程也与美中交流活动有关。1979年美国金属学会(American Society for Metals),美国矿冶石油工程师协会的冶金学会(The Metallurgical Society of AIME)和中国金属学会一致同意,为了加强两国的学术交流,在1981年举行双边冶金学术会议。美方代表准备冶金学主要专题的学术评论,包括提取和金属生产冶金,物理冶金、力学冶金和断裂冶金。中方的冶金工作者提出相同领域中的原始研究论文。中国金属学会很热忱地担任了11月13到22日在北京召开双边会议的东道主。

1980年美方两个学会的理事会任命了双边会议组织委员会,帮助选定专题,领导作者们写出美方论文。这个委员会的成员是:John B. Ballance (美国矿冶石油工程师协会冶金学会,洛克威尔鄂图白克国际公司,衣阿华州立大学), John F. Elliott (麻省理工学院)——主编, Allen G. Gray (美国金属学会), William D. Manly (钴公司), Harri L. Marcus (得克萨斯大学), John W. Pridgeon (特种金属公司), John K. Tien (哥伦比亚大学)——主编和主席, Milton E. Wadsworth (犹他大学)。

由于代表团人数有限,必须在大约30篇文章中包括各个专题。所以决定每篇文章是这个问题的综合性论文,文中系统地提出适当的实验事实,对原理和结论有条理地加以讨论。每个专题涉及的宽度由作者自作决定。它包括了美国许多领头的冶金学家的劳动成果。由于时间紧迫以及距离遥远,中方的文章不可能包括在本书中或者作为姐妹篇。中方论文(英文版)由中国金属学会单独出版。

显然,这个领域中的有些问题未涉及到。限于文章数目,必须权衡选择,优先考虑那些活跃的和处于前沿的领域。此外有少数几篇文章由于未及时提交而未能收入。然而我们期望这本书是有用的,并且不断地重编、更新和完善。

我们要特别地感谢中国金属学会,尤其是叶志强理事长和付秘书长傅君诏教授,感谢他们为会议作出的努力。

我们感谢Allan Ray Putnam先生和Alexander R. Scott先生对这项工作的支持。还要感谢我们的助手Abby Peyton女士和Jane Benson女士,她们承担了大量无酬的但对本书的完成是非常重要的工作。John Ballance先生和Barbare Pontello女士以及其它美国矿冶石油工程师协会冶金学会的出版工作人员的辛勤工作是值得赞赏的,他们高效率的组

织工作使本书在短期内得以出版。最后，我们感谢作者们，尽管他们自己的工作已经安排满了，但是仍然热情地承担了本书的任务。

John K.Tien

Columbia University

New York City, N.Y.

John F.Elliott

Massachusetts Institute of Technology

Cambridge, Massachusetts

1981年6月

目 录

前言

英文版前言

快速凝固铸态金属的偏析和组织	1
金属玻璃：形成、结构和性质	16
激光及电子束和离子束表面处理	52
粉末冶金	87
金属加工和热机械处理	112
回复、再结晶和晶粒长大	151
合金相稳定性的预测	189
相分离的热力学和动力学	211
马氏体转变原理	247
非弹性形变的状态变量理论	286
金属和合金的强化	312
金属和合金的循环变形、疲劳裂纹萌生和扩展	343
简单金属及高温合金的蠕变和高温形变	385
断裂力学和断裂机制	423
钢的晶界脆化	457
应力腐蚀开裂和氢脆	482
高温腐蚀及保护涂层的使用	507
金属的磨损与冲蚀	538

快速凝固铸态金属的偏析和组织

M. C. Flemings
Materials Processing Center
Massachusetts Institute of Technology
Cambridge, Massachusetts 02139

余宗森 译
谢锡善 校

1. 摘 要

本文讨论金属合金铸件和铸锭中的枝晶间距和偏析问题,其凝固速率范围可高达极快速凝固的粉末、薄膜或薄层所具有的速率。文中用Al-4.5%Cu合金作为一个例子。对于这种快速凝固的商品合金,我们很少注目于非平衡现象,而是注目于更接近于均匀和平衡的凝固组织。凝固速率的增加造成了较大的均匀性,包括减小枝晶间距、降低枝晶顶端的温度、降低共晶生长的温度、消除枝晶以及造成一次和(或)二次相形核前的过冷。

2. 引 言

工业上涉及枝晶凝固的凝固过程,其冷却速率范围差不多有15个数量级——从大锭子的 10^{-6} K/秒到表面处理时接近 10^9 K/秒。枝晶顶端速度或等温速度的范围,从最低 10^{-5} 厘米/秒到最高 10^4 厘米/秒。表1取自H.Jones的数据^[1],其中列举了各种凝固过程的例子及其相应的冷却速率范围。

表 1 快速凝固过程的冷却速率范围及其特征

冷却速率范围限度 (K/秒)定名		特 征 生 产 过 程	特征极限厚度 ^①	特征枝晶间距 ^② (微米)
$10^{-6} \sim 10^{-3}$	很 低	大的砂型铸件及铸锭	>6米	5至0.5 ^③
$10^{-3} \sim 1$	低	标准铸件、铸锭及连铸坯	6至0.2米	500至50
$1 \sim 10^3$	中等快速	薄带及模铸,通常的雾化	200至6毫米	50至5
$10^3 \sim 10^6$	快 速	细粉雾化,熔体挤压/脱模	6至0.2毫米	5至0.5
$10^6 \sim 10^9$ 及更高	超 速	喷射沉积、熔体快速离心凝固、电子束或激光处理	200至6微米	0.5至0.05

① 金属坯在冷型中从两边冷却。

② 例如对Al-4.5% (重量) Cu合金。

③ 原文似有误,应为毫米。——译者

在较低的冷却速率范围,我们相信我们对普通金属合金枝晶组织和偏析的形成有很好的理解,我们所说的冷却速率范围可一直扩展到大约 10^2 至 10^3 K/秒,对于枝晶顶端的速度来说一直到大约1厘米/秒。它基于两个假设,这两个假设至少在这样的速率范围内对非粗大晶粒的合金(nonfaceting alloys)都肯定是成立的;即界面动力学很快,而且除了枝晶尖部附近以外,枝晶间区域的液体成分基本是均匀的^[2]。

随着对以速率大于 10^3 K/秒的凝固过程生产的产品在技术上和商业上兴趣的增加,更

促使我们把对凝固机制的理解扩大到那些更快的速率范围。

本文首先对以通常冷却速率（约低于 10^2 K/秒）凝固的铸件和铸锭的组织、偏析和性质的某些方面作一总结，并以Al-4.5%Cu合金为例。然后，把这些看法外推到快速凝固，并且考虑了在这种速率表现得甚为重要的一些其它现象。近几年来，我们对快速凝固在试验和概念方面的理解有了显著的进展，但是要把我们对这种快速凝固问题理解的程度提高到像我们对通常那种慢速凝固铸件和铸锭的那种水平，则还有好多工作要做。

3. 在 $10^{-6} \sim 1$ K/秒（慢速）冷凝下的偏析

在铸件和铸锭凝固速率比较低时，形核一般在小的过冷度或无过冷的条件下发生。从试验上早已知道枝晶顶端（尖部）只以小的过冷长入熔体，故：

$$T_i \approx T_L \quad (1)$$

式中 T_i 是枝晶顶端温度， T_L 是液相线温度。如果采用快速无限界面动力学，枝晶间液体是均匀的，分配比 k 为常数，则由于枝晶长大所造成的微观偏析可以采用目前广泛应用的“局部溶质分布”方程，即通常称之为Scheil方程^[2]来表示：

$$C_s^* = kC_0(1-f_s)^{k-1} \quad (2)$$

式中 C_s^* 是围绕 f_s 的等浓度线成分， f_s 是凝固过程中和凝固后的固体分数， C_0 是液体的初始成分。图1是以图示说明的Al-4.5%Cu合金的凝固模型。图2表明由显微探针横扫枝晶臂所能得到的成分变化。其中所用的数据和随后的计算在附录A中给出。定量金相技术已经可以使人们把试验与方程（2）作定量的比较。

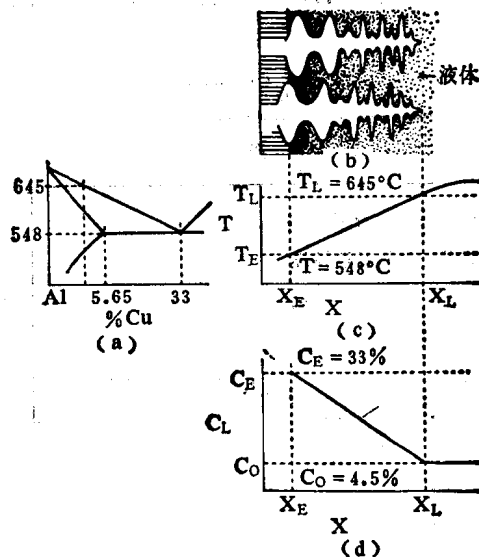


图1 通常的铸件和铸锭中枝晶长大的基本模型，以Al-4.5%Cu合金为例来说明。(a)相图；(b)长大的示意图；(c)温度分布；(d)液体成分

Scheil方程差不多总是预测出比试验观察到的多少高一些的显微偏析，这是由于三个因素造成的：一个是固体中的扩散；第二个，恐怕也是更重要的一个，是二次枝晶臂的“熟化”(ripening)——即凝固时小的枝晶臂溶解，结果较大的枝晶臂更快长大。这个现

象表明在图 1 中，即在接近共晶等温线时枝晶臂的粗大程度增加。这也表现于图 3 中的“体积单元”。降低显微偏析程度的第三个因素是枝晶臂的“温度梯度迁移”（由于增进了温度梯度的结果使固体溶解并重新析出）〔4〕。

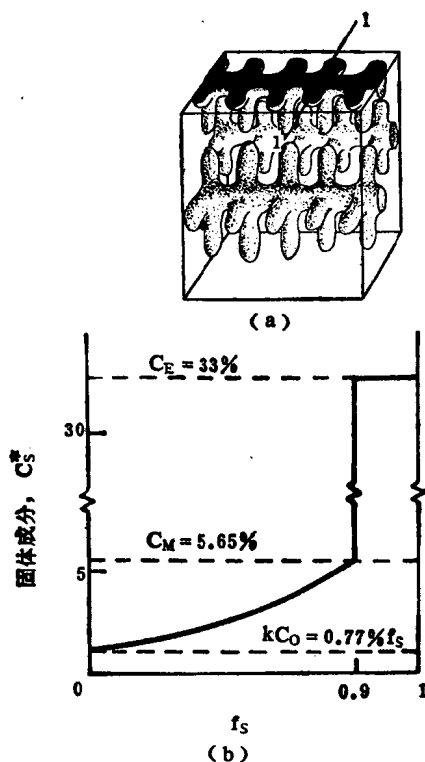


图 2 由基本凝固模型计算出来的显微偏析
(a) 为二次枝晶臂的图示；等浓度线的成分在定性上就是在图中沿 1—1 作显微探针扫描所测量的数据●；(b) 包围重量分数为 f_s 的合金等浓度线成分

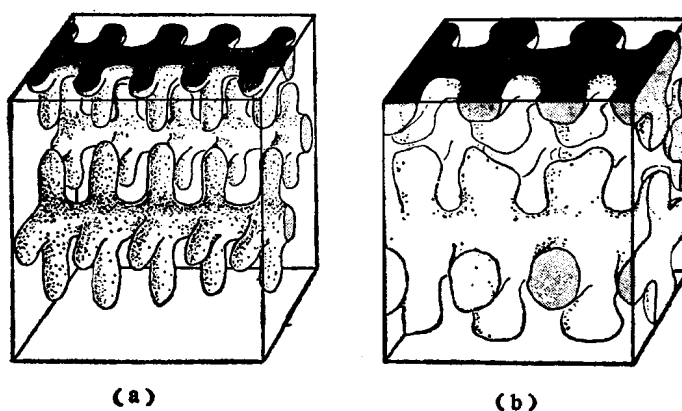


图 3 液—固区中的一个“体积单元”，(a) 大约有 20% 固体，
(b) 大约有 50% 固体。显示在凝固进行时组织的粗化

● 图中的 1—1 线为译者所加。——译者

如果枝晶生长像在晶体生长炉内那样，长大缓慢但有很陡的温度梯度，则枝晶顶端温度不复保持接近于液相线的温度，由于溶质从枝晶顶端后面沿着浓度梯度扩散的结果，造成枝晶顶端的温度降低。此时枝晶顶端温度可以由简单关系式颇为接近地给出^[2]：

$$\Delta T = \frac{DG}{R} \quad (3)$$

式中 ΔT 是顶端过冷度， G 是热梯度，而 R 是长大速率（枝晶顶端速度，等温线速度）。为了得到图12用了一个更为确切和一般化的方程，但在速率足够低、梯度足够高时方程(3)也给出同样的结果。方程(3)只有在顶端过冷 ΔT 处于液相线和固相线之间的温度范围以内时才成立。在过冷达到此温度范围时，它成了平面阵面长大的成分过冷的判据。

如图4中所表示的那样，溶质沿热梯度的扩散改变了Scheil方程，新的“局部溶质重新分布方程”现在成为^[2]：

$$C_0^* = k C_0 \left[\frac{a}{k-1} + \left(1 - \frac{ak}{k-1} \right) (1-f_s)^{k-1} \right] \quad (4)$$

式中 $a = -\frac{DG}{mRC_0}$ ，而 m = 液相线斜率。图4也表明了几个不同 a 值所得的显微偏析，其中 a 值也包括达到成分过冷判据的临界值，这时是平面阵面凝固，不形成显微偏析。

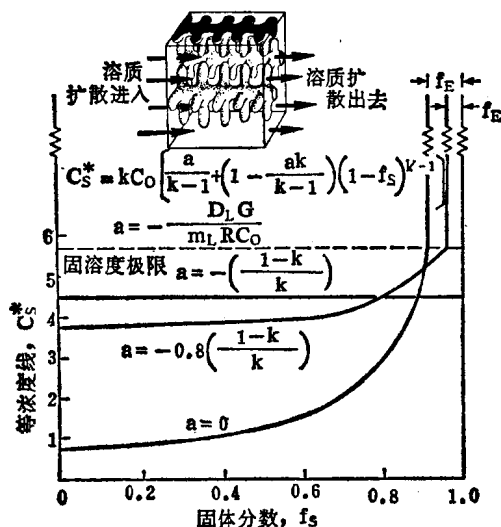


图4 在低长大速率和高梯度凝固时的显微偏析。上部为数学模型所用的体积单元。图中所绘出的显微偏析系根据方程(4)得出

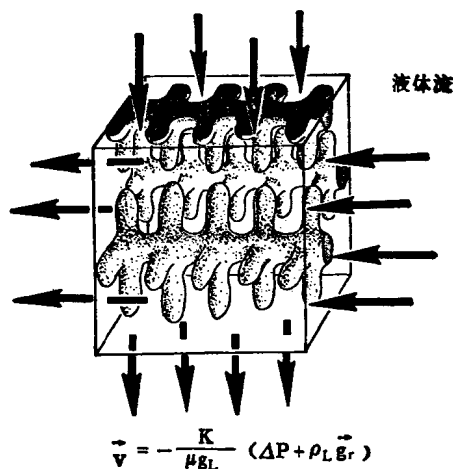


图5 液体流经过一个正在凝固的体积单元。与等温线垂直的流动分量造成局部的成分变化

除了显微偏析外，还有在慢速冷凝时需要避免的宏观偏析，这种偏析是由以下三个原因的一个或多个引起的：(1) 凝固时收缩造成的液体流动；(2) 重力驱动的对流造成的液体流动；(3) 由热或机械应力造成的固体运动。这些机制中的前两个已经详细地讨论过了。决定这一宏观偏析程度的无量纲参数为 $\nu_x G / e$ ，其中 ν_x 是与等温线垂直的流动速度分量， G 为热梯度，而 e 是冷却速率。对固体运动还研究得不够，但是这种运动已经充分表明它是宏观偏析的一个重要原因^[2]。图5为一个示意图，表示对于液体流动对凝固

的影响做数学描述所列方程式的模型。

4. 枝 晶 间 距

这二十多年来已经搞清楚了增加凝固速率会减少枝晶间距。图 6 显示了包括 Al-4.5% Cu 合金在内的一系列铝合金的结果。这里所表示的关系与在所有非粗大晶粒的金属合金枝晶中的情况相似，即：

$$d_2 = a \dot{\epsilon}^n \quad (5)$$

式中 d_2 为二次枝晶的间距而 a 和 n 是常数； n 像由前面讨论过的支配二次枝晶间距的“熟化”机制所预料的那样，通常大约为 $1/3$ [2,5]。

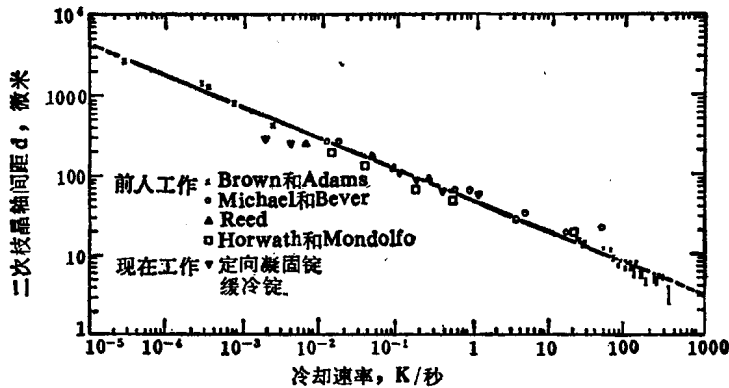


图 6 由 Bower 等 [22] 汇总的各个研究者所提供的有关 Al-4.5% Cu 的试验数据和取自 Spear 和 Gardner 做出的关于 [23] 商品铝合金的试验数据

当凝固是靠柱状晶时，“一次”枝晶间距也可以测量，并且在一般铸件和铸锭的试验中发现遵循与方程 (5) 相似的关系，但是指数略为高一点—— n 一般接近于 $1/2$ 。只是近年来我们才对这一间距的形成提出了一个合理的半定量模型。到目前为止所使用的方法是把根据表面张力所要求的枝晶顶端的曲率与对顶端背面的扩散要求合在一起，以满足方程 (2) 或 (4) 所要求的溶质守恒。Hunt [6] 曾用球形帽近似处理这一问题，而 Wasson [7] 则用 Trivedi 抛物线形的顶端进行了这一分析。这两位研究工作者都采用最小过冷度原理来选定顶端的曲率；当然我们还可以期望有更精确的处理。Wasson 所得出的方程为：

$$d_1 = 4.76 \left(\frac{T_M \gamma}{L_v} \right)^{0.26} G^{-0.50} \left[\frac{m(1-k)DC_0}{R} \right]^{0.24} \quad (6)$$

式中 d_1 = 一次枝晶间距； L_v 为体积熔化热； γ 是表面能；而

$$C_0' = C_0 + \frac{k}{1-k} \frac{DG}{mR} \quad (6a)$$

如图 7 中的铝—铜合金所示，方程 (6) 与试验结果大体符合。对于无外热加入的铸件或铸锭在凝固时液—固相区的平均热梯度取决于长大速率 R 。对于金属—铸型间具有高的热传输系数值时，如在本文第 6 节中所述，平均热梯度和长大速率 R 这二者是线性相关的。在这些情况下，只要把 $\epsilon = G \cdot R$ 代入方程 (6) 就可以得到下述关系式：

$$d_1 \approx a \epsilon^n \quad (7)$$

式中 $n \approx 3/8$ 。图8中所列的曲线代表 Al-4.5%Cu 合金现在可以得到的一次和二次枝晶间距的数据(图6及7)。实线代表现有数据的范围,而虚线部分代表外推值。像这样的曲线图常常被用来估计快速凝固合金的冷却速率,尽管现在我们还并没有方法来肯定这些参数之间的关系就像画在图上的那样是线性的。这些图所画的都是指在凝固时没有外热输入的铸件和铸锭。它表明了枝晶间距与冷却速率的关系和枝晶间距与枝晶顶端部速度间的关系,在本文后面有关热流的一节中(见第6节)对其结构还要作进一步的评述。

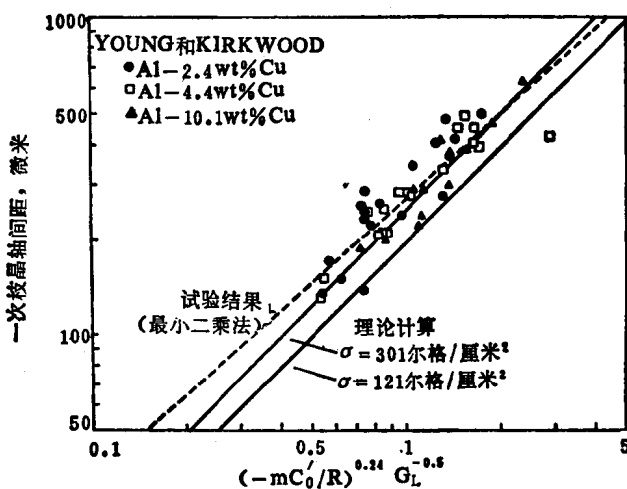


图7 Young和Kirkwood^[8]测量的一次枝晶间距与方程(5)的关系,取自Wasson^[7]

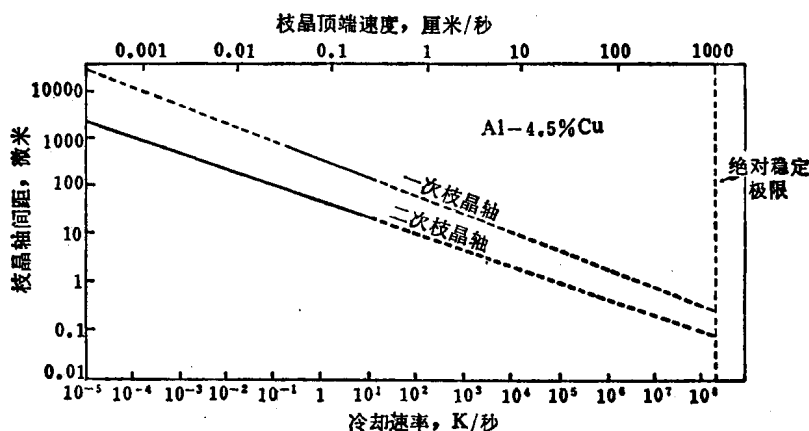


图8 在定向凝固, $h = \infty$, 凝固时没有外热输入的条件下, Al-4.5%Cu 合金的一次与二次枝晶间距与冷却速率的关系以及与枝晶顶端部速率的关系(线条的虚线部分是由试验数据外推的)

5. 中等冷速的快速凝固 ($1 \sim 10^3 \text{K/秒}$)

象在后面将要看到的那样,当凝固速率一直到大约 10^3K/秒 时,在我们所提出的模型中,枝晶顶端过冷仍然还是小的(小于总凝固范围的十分之一)。Scheil 方程仍然可以应

用，而且事实上在较快的速率下看来能更准确地预测显微偏析。这可能如Michaels和Bever的数据^[9]所示，是由于固体扩散减缓了的缘故。但是无论如何偏析的间距（枝晶间距）如图8所示，是急剧地降低了。

冷却速率对于获得细的铸造组织是非常重要的，从这一观点出发对铸锭和成形铸造研究出了一些增加凝固速率的过程，以期得到较细的、较均匀的组织。在铸造史上，这种增速曾经是由低的凝固速率范围增加到中等快速范围的下限（即由大约 $1 \sim 10^2$ K/秒）。在许多材料中，通过这样的凝固速率增加性能的改善确实很大。例如表2就表明了Al-4.5%Cu铸造合金的性能改善表现为强度增加了50%，延伸率增加了10倍，而这一增加只是靠把凝固速率增加了大约两个数量级即增加到大约10 K/秒所得到的。由快速凝固所造成的塑性大量增加使得有可能对合金在性能上再作一些调整，即靠牺牲富余的塑性来提高其屈服和抗拉强度。在一种商品合金中加入了少量的硅和锰后强度加倍，而塑性仍然比早先那种典型的铸态Al-4.5%Cu合金高5倍。

今天这种专门的铸造技术被广泛地应用于较好的铸铝车间，用以生产细枝晶间距的“优质”（premium quality）铸件，它们可以达到表2中所列的性能。这些技术包括在铸型中仔细布置金属“冷铁”以得到细的枝晶组织，同时通过定向凝固也可以作到没有缺陷。由较细的组织导致的性能改善归结于几个因素，包括杂质相分布较细和显微疏松较细，但是另一个肯定的重要因素是细的枝晶组织通过热处理能够得到较好的均匀性。根据Singh等人^[10]的工作所计算的结果，如图9所示，对于枝晶间距为300微米的一个中等尺寸的砂型铸件，给它一个商业上采用的标准固溶处理（在515℃、10小时）时，铸件中的共晶体积分数不会因热处理而急剧减少。根据图9，为消除第二相大约需要4天。这与实践中所观察到的一致，实践表明，经过通常的固溶处理后砂型铸件内仍留有相当多的第二相。另一方面，近代的优质铝铸造车间在它们的铸件中应用了大量的冷铁以保证它们的枝晶轴间距保持在大约50微米以下。此外，它们使用高纯材料和严格控制温度的设备，因而可以把要固溶处理的合金在接近熔点（共晶温度）温度的 $10 \sim 20^\circ\text{C}$ 范围内固溶。在此温度范围的10小时固溶处理为了溶解全部第二相是绰绰有余了。

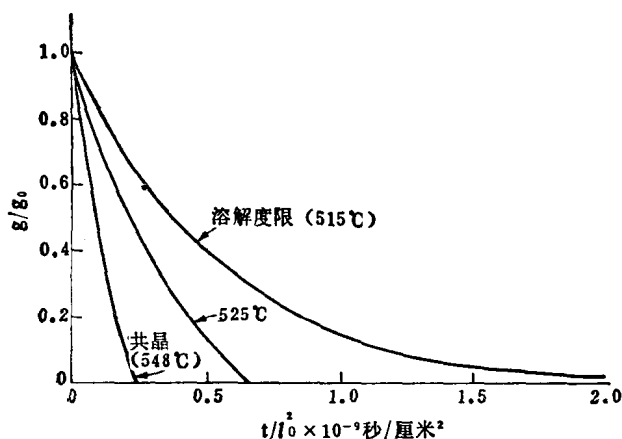


图9 Al-4.5%Cu合金的均匀化速率， g/g_0 是枝晶间距为 $2l_0$ 的铸态组织经过时间 t 的均匀化后的残余第二相

表 2 铸态Al-4.5%Cu合金的机械性质

	屈服强度 (磅/英寸 ²)	抗拉强度 (磅/英寸 ²)	延伸率 (%)
商品砂型铸件的典型性能	22000	26000	2
快速凝固的性能	35000	55000	20
合金调整成分后 ^① 快速凝固的性能	55000	65000	10
合金调整成分后 ^① 的优质铸件所保证的最低性能	50000	60000	5

① 成分调整是加入少量Si及Mn作为强化剂。

6. 热 流

Al-4.5%Cu合金的凝固曾由Adams^[11]进行了解析研究,最近又由我们实验室的Campagna^[12]进行了数值研究。Campagna的凝固模型基本上是图1的那种类型,其液一固相区内固体的分数按照Scheil方程变化。Campagna工作中的两个有关结果将在这里加以讨论。

第一个结果对于非过冷又无外来加热的金属的定向凝固所能得到的枝晶顶端凝固速度和热梯度给出一个上限值。这一点示于图10中,这是当合金在导热率为无穷大、金属与铸型之间无界面阻力的金属铸型中凝固时的理想情况。 X_t 与 X_E 分别为顶端和共晶等温线,它们随时间的平方根成线性变化,直到液相线的等温线到另一头(或中心线)为止:

$$X_t = m\sqrt{t} = 1.85\sqrt{t} \quad (8a)$$

$$X_E = m\sqrt{t} = 1.18\sqrt{t} \quad (8b)$$

在枝晶顶端后面的平均热梯度 $\bar{G}$ 不难由方程(8a)和(8b)算出,为:

$$\bar{G} = \frac{m\Delta T_s}{(m-n)X_L} = \frac{268}{X_L} \quad (9)$$

式中 ΔT_s 为液相线与共晶温度之差,顶端及共晶界面的速度 R_t 及 R_E 分别为:

$$R_t = \frac{m^2}{2X_L} = \frac{1.71}{X_L} \quad (10a)$$

$$R_E = \frac{n^2}{2X_L} = \frac{0.70}{X_L} \quad (10b)$$

在任一给定位置 X_t 处的冷却速率 ϵ 为 $\bar{G}R_t$ 或:

$$\epsilon = \frac{m^3\Delta T_s}{2(m-n)X_L^2} = \frac{458}{X_L^2} \quad (11)$$

顶端凝固速度及冷却速率亦在图10中表明。方程(10a)及(11)提供了冷却速率与顶端速度的关系,此关系被用于绘制图8以及以后使用冷却速率与顶端速度关系的地方。这种关系代表冷却速率与顶端速度之比的上限并且只适用于图10的条件。但是,它随热导出速率的降低(例如降低铸型—金属热传输系数)变化得比较慢。为了以后讨论枝晶顶端温度时应用,还应指出,这类凝固的 $\bar{G}/R_t$ 是一个不大的常数。由方程(9)和(10a)可以看出,它是:

$$\overline{G}/R_i = \frac{2\Delta T_i}{m(m-n)} = 157 \quad (12)$$

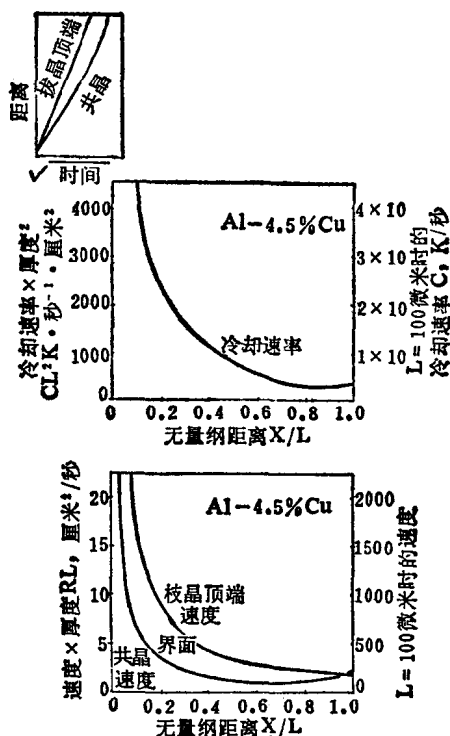


图 10 在定向凝固、无过热、 $h = \infty$ 时计算的冷却速率、枝晶顶端速度和共晶界面速度与距离的关系。左上插图表示液相线和共晶等温线的运动●

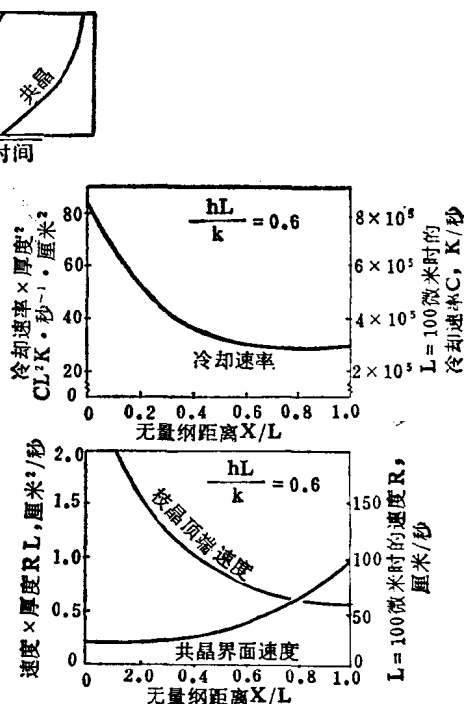


图 11 过热度为零时定向凝固 Al-4.5%Cu 合金计算的冷却速率、枝晶顶端速度和共晶界面速度与距离的关系。左上插图表示液相线和共晶等温线的运动

图11表示与图10相似的计算结果，只是金属—铸型的热传输系数 h 使 Biot 数 hL/k 等于 0.6。(如果凝固只从一边进行时， L 是铸件的厚度；如果从两边凝固，则是厚度的一半； k 是导热率，在这些计算中取为液—固区的平均导热率)。

我们可以利用图11对前述的激冷“优质”铸件的凝固作更深入的了解。考虑一个10厘米的铸件，从两边激冷： $L=5$ 厘米， $h=0.04$ 卡/厘米²·秒·K， $k=0.34$ 卡/厘米·秒·K。Biot数为0.6，因此图11可以应用。注意根据左上插图可知在凝固时的很长一个阶段，铸件的很大一部分都是处于液—固两相的“糊状”区。在中心线处，冷却速率近似为1.0 K/秒，而在表面处为3 K/秒。根据图 6，所形成的枝晶间距在中心处为50微米，在表面处为30微米，这个尺寸范围适合于获得良好的机械性能。

7. 中速和快速凝固时的宏观偏析

当冷却速率在 $1 \sim 10^3$ K/秒 (以及更高) 的范围内时，并不能保证没有宏观偏析。在

● 图10上图的纵坐标单位原为K/秒，应为 $K \cdot s^{-1} \cdot 厘米^2$ 。——译者

这样快的冷却速率下重力驱动的对流不再是重要的因素，但由凝固收缩和固体运动所引起的液体流动可能带来严重的偏析。在中等的凝固速率范围，这些宏观偏析现象以像“反偏析”（inverse segregation）和“充填热撕裂”（filled hot tears）这样的名称出现，在很高的速率像在急冷的薄片金属（splat）的条件下也有足够的策动力使类似的现象得以发生。例如，在我的实验室所作的试验表明，在“锤和砧”（hammer and anvil）型急冷薄片金属的高压下，富溶质的液体可能渗到样品的外缘。

8. 快速凝固 ($10^3 \sim 10^9 \text{K/秒}$)

对于快速率的枝晶长大，我们不再需要设想枝晶顶端在液相线温度或接近液相线温度长大。Burden及Hunt^[13]以及Jin和Purdy^[14,15]都对此问题进行过数学处理，它们根据枝晶处于最小过冷度时长大的假设来确定顶端的半径。Trivedi^[18]也对此进行过处理，他按照Langer和Muller-Krumbhaar^[17]的办法利用Mullins和Sekerka的稳定性分析^[16]来确定稳定的枝晶顶端半径。

在图12中给出了利用Trivedi分析对Al-4.5%Cu合金枝晶顶端温度所作的计算。注意根据这一计算，在 $G/R \lesssim 1000 \text{K秒/厘米}^2$ 而且凝固速率低时，铸件与铸锭中枝晶顶端的温度与液相线温度非常接近。只有当长大速度R在大约为1厘米/秒以上或冷却速率大约在“快速凝固”的范围开始的时候，枝晶顶端温度的下降才达到凝固范围的1/10。对于慢的长大速率，靠热输入来保持很陡的温度梯度时，会得到大的顶端过冷。图中给出的 $G = 10^2$ 和 10^4K/厘米 ●的曲线就是这种情况；这差不多恰恰就是由近似的方程式（3）计算出来的结果。

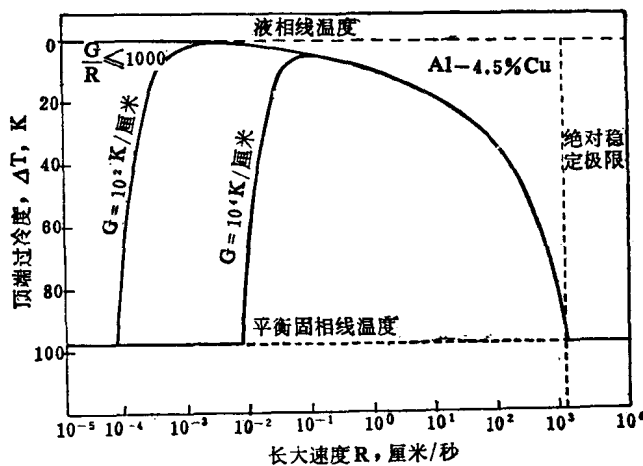


图 12 Al-4.5%Cu合金计算出来的枝晶顶端过冷与长大速率的关系●

再看令人感兴趣的当枝晶具有较高顶端速度和冷却速率时的情况，可以看到，随着顶端速度的增加，顶端温度急剧下降。当枝晶顶端长大速度足够高 ($R = 1200 \text{厘米/秒}$, $\varepsilon =$

● 原文单位误为K/秒，应为K/厘米。——译者

● 图中单位误为厘米/秒，应为K/厘米。——译者