

主编 杨卫国 项宏福 李德辉

J INSHU YETAI
CHENGXING
YUANLI YU GONGYI

金属液态成型

原理与工艺



江苏大学出版社
JIANGSU UNIVERSITY PRESS

高等学校教材

金属液态成型原理与工艺

图书在版编目(CIP)数据

金属液态成型原理与工艺 / 杨卫国, 项宏福, 李德辉主编. — 镇江: 江苏大学出版社, 2013. 2
ISBN 978-7-81130-413-8

I. ①金… II. ①杨… ②项… ③李… III. ①液态金属充型—高等学校—教材 IV. ①TG21

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2013)第 037522 号

金属液态成型原理与工艺

主 编/杨卫国 项宏福 李德辉
副 主 编/周鹏杰 陈洪美 张 晨
责任编辑/汪再非 宋慧娟
出版发行/江苏大学出版社
地 址/江苏省镇江市梦溪园巷 30 号(邮编: 212003)
电 话/0511-84446464(传真)
网 址/http://press. ujs. edu. cn
排 版/镇江文苑制版印刷有限责任公司
印 刷/丹阳市兴华印刷厂
经 销/江苏省新华书店
开 本/787 mm × 1 092 mm 1/16
印 张/14.25
字 数/360 千字
版 次/2013 年 2 月第 1 版 2013 年 2 月第 1 次印刷
书 号/ISBN 978-7-81130-413-8
定 价/32.00 元

如有印装质量问题请与本社发行部联系(电话:0511-84440882)

编写说明

本书是金属材料工程专业的专业课教材,着重运用相关基础理论及专业基础理论阐明金属液态成型过程中的基本规律,并结合实际生产介绍了砂型铸造、金属型铸造、熔模铸造等生产金属铸件的方式。通过本课程的学习,学生可以认识金属凝固的基本原理,掌握铸件质量控制的原理与方法,了解液态成型工艺方法的种类、原理与方法,从而能够按照材料性能及质量要求,自行选择和制定适当的液态成型工艺方法和技术参数。

参加本书编写的有江苏科技大学杨卫国、项宏福、周鹏杰、陈洪美、张晨,上海科学院应用物理研究所李德辉。编写分工如下:第1,8章由杨卫国编写,第2章由杨卫国、张晨编写,第3,4章由周鹏杰编写,第5,7章由项宏福编写,第6,13章由陈洪美编写,第9~12章由李德辉编写。全书由杨卫国统稿,中南大学曾凡浩主审。

在编写的过程中,编者参阅了大量的论文、专著与教材,在此对这些文献的作者表示衷心的感谢。同时,感谢编者所在教研室、学院的同事提供的帮助,感谢学院领导对本教材出版的关心与大力支持。

由于本书成书时间紧迫,再加上我们水平有限,书中难免存在不足之处,恳请读者批评指正。联系邮箱:ywgjskd@163.com。

编 者
2012年5月

目 录

第 1 章 液态金属的结构和性质

- 1.1 金属晶体中的原子排列 / 001
- 1.2 金属的膨胀与熔化 / 002
- 1.3 液态金属的结构 / 003
- 1.4 液态金属的性质 / 007
- 1.5 液态金属的充型能力 / 013

第 2 章 液态金属的凝固

- 2.1 铸件与铸型的热交换 / 019
- 2.2 铸件的温度场 / 020
- 2.3 铸件的凝固方式 / 023
- 2.4 铸件的凝固时间 / 026

第 3 章 金属凝固热力学与动力学

- 3.1 凝固热力学理论 / 030
- 3.2 晶体的形核 / 031
- 3.3 晶体的长大 / 038

第 4 章 单相及多相合金的结晶

- 4.1 凝固过程中的溶质再分配 / 047
- 4.2 合金凝固前沿的成分过冷 / 054
- 4.3 共晶合金的结晶 / 059

第 5 章 铸件的宏观组织及其控制

- 5.1 铸件的宏观组织 / 066
- 5.2 铸件晶粒组织的控制 / 071

第6章 特殊条件下的凝固与成型

- 6.1 凝固技术 / 077
- 6.2 定向凝固 / 078
- 6.3 快速凝固技术 / 083
- 6.4 微重力及高压下的凝固 / 090

第7章 凝固缺陷及控制

- 7.1 合金中的成分偏析 / 094
- 7.2 气孔与夹杂 / 105
- 7.3 铸件的收缩与收缩缺陷 / 111
- 7.4 铸件的应力与变形 / 116
- 7.5 铸件的热裂与冷裂 / 120

第8章 砂型铸造

- 8.1 造型材料 / 127
- 8.2 砂型铸造的型芯砂 / 133
- 8.3 造型方法 / 143
- 8.4 浇注系统 / 148
- 8.5 冒口、冷铁和铸筋 / 155

第9章 离心铸造

- 9.1 离心铸造的原理及分类 / 159
- 9.2 离心铸造工艺 / 161
- 9.3 离心铸造用铸型 / 163
- 9.4 离心铸造的特点与应用范围 / 168

第10章 消失模铸造

- 10.1 消失模铸造技术概述 / 171
- 10.2 消失模铸造工艺 / 173
- 10.3 消失模铸造的质量控制 / 177

第11章 低压铸造

- 11.1 低压铸造的原理和特点 / 180
- 11.2 低压铸造工艺 / 183
- 11.3 低压铸造缺陷与预防 / 184

第12章 其他铸造方法

- 12.1 连续铸造 / 190
- 12.2 金属型铸造 / 195

12.3 半固态金属铸造 / 197

第 13 章 金属液态成型技术的最新进展

13.1 消失模铸造工艺的最新进展 / 202

13.2 V 法铸造工艺及其进展 / 205

13.3 喷射铸造技术及其进展 / 207

13.4 双重挤压铸造技术及其进展 / 210

13.5 功率超声在液态金属成型中的应用 / 212

13.6 计算机数值模拟在金属液态成型中的应用 / 214

13.7 金属液态成型技术的展望 / 215

参考文献 / 217

液态金属的结构和性质

通常来讲,物质以固体、液体和气体 3 种状态存在。人类对于固体与气体的结构已经有了非常系统的认识,然而,目前仍没有成熟的理论模型能够较为完善地描述液体的结构。

液态金属的结构、物理性质及其填充过程(溶质的传输、结晶、晶体长大、气体溶解和析出、非金属夹杂物的形成、金属体积的变化、热量的传输等)对最终铸件的性能影响巨大。因此,了解液态金属的结构及其性质是控制铸件形成过程的基础。

1.1 金属晶体中的原子排列

固态的金属具有晶体结构,其原子在三维空间的周期性排列可以用晶体点阵结构描述。固态金属中原子最常见的排列方式有体心立方、面心立方与密排六方 3 种结构,如图 1-1 所示。

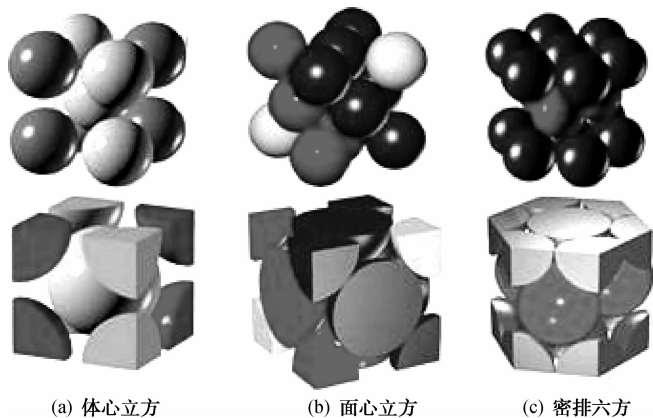


图 1-1 体心立方、面心立方与密排六方结构的原子排列

固态金属中的原子将它们全部或大部分的价电子贡献出来,为整个晶体的原子所共有,这类电子称为电子云或电子气。贡献出价电子的原子称为离子,沉浸在电子云中,它们依靠电子气的静电作用结合在一起,这种结合称为金属键。金属晶体中的原子通过金属键结合在一起,由于金属键没有饱和性与方向性,所以金属一般

具有优异的导电性和延展性。

不同的原子排列结构对金属晶体的性质影响很大。但是不同晶体中两个原子间的相互作用力、相互作用势能与它们之间距离的关系是类似的,如图1-2所示。当两个原子相距无穷远时,相互作用力为0;当两个原子靠近时,由于异种电荷间的库仑引力,原子间会产生吸引力($F < 0$),并且吸引力随着距离的缩短而增大。当距离缩短到 $r = r_1$ 时,吸引力最大;当距离再缩小时,吸引力逐渐减小。当 $r = r_0$ 时,两个原子之间的相互作用力为0,此时两个原子之间的距离称为平衡距离。对于晶体而言,平衡距离在数值上就是晶格常数。原子处于平衡位置时,相互作用势能 $W(r)$ 最低,系统处于平衡状态。当距离小于平衡距离 r_0 时,由于同种电荷之间的库仑斥力和泡利不相容原理引起的斥力作用,两个原子间开始出现排斥力($F > 0$),随着原子间距离的继续减小,排斥力迅速增大。

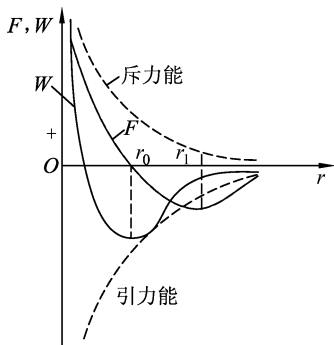


图1-2 原子间作用力 F 和势能 W 与原子间距 r 的关系

1.2 金属的膨胀与熔化

以双原子系统为模型(见图1-3),假设左边的原子在坐标原点被固定,右边的原子是自由的。在平衡状态,金属晶体中的原子总是在其平衡位置 r_0 附近做简谐振动。当温度升高时,原子的振动频率加快,振幅加大,能量增加,从 W_0 升至 W_1, W_2, W_3, W_4 。势能曲线向右是水平渐近线,向左是垂直渐近线,是极不对称的,所以此时原子振动的中心位置(也就是两个原子间的距离)将由 r_0 变为 r_1, r_2, r_3, r_4 ,即原子间的距离将随温度的升高而增大,在宏观上反映为热膨胀现象。热膨胀只改变原子间的距离,并不改变原子排列的相对位置,即只改变晶格常数,而不改变晶体结构。

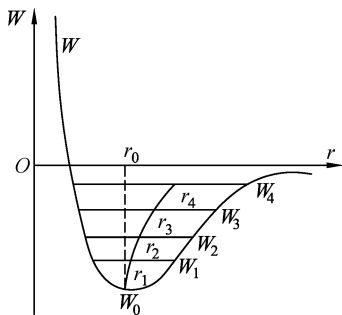


图1-3 金属晶体温度升高时原子间距的变化

除了原子间距的增大之外,空穴的产生也是金属晶体产生膨胀的原因。在晶粒内部,有一部分原子能够离开其平衡位置,跳跃到晶格间隙中,这样在原来的晶格位置便产生空穴(见图1-4)。温度越高,晶体中的空穴数量越多,从而使金属膨胀。晶界上的原子则可能脱离原晶粒表面,向邻近晶粒跳跃,使得晶粒逐渐失去固定的形状。金属的熔化是从晶界开始的,将金属加热至熔点时,金属中空穴的数目可达原子总数的10%,金属体积会突然膨胀3%~5%,该数值等于固态金属从热力学温度0 K加热到熔点前的总膨胀量。金属的其他性质如电阻、黏度都会发

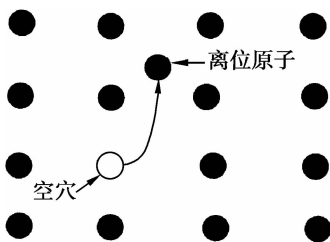


图1-4 空穴形成示意图

从热力学温度0 K加热到熔点前的总膨胀量。金属的其他性质如电阻、黏度都会发

生突变,同时吸收大量热能——熔化潜热,而金属的温度不升高,吸收的热能用来破坏金属晶体的键能。熔化就是金属从规则的原子排列变为紊乱的非晶体结构的过程。

1.3 液态金属的结构

目前,对于液态金属的确切结构仍不清楚。可以通过两种手段研究液态金属的结构,一种是采用计算机模拟,另一种是采用实验方法进行研究。

图 1-5 是计算机模拟的固态、液态、气态分子的运动轨迹。可以看到,固态分子只能在固定晶格位置附近做振动;液态、气态的分子则可以自由地移动,二者的区别是密度以及分子碰撞的频率不同。

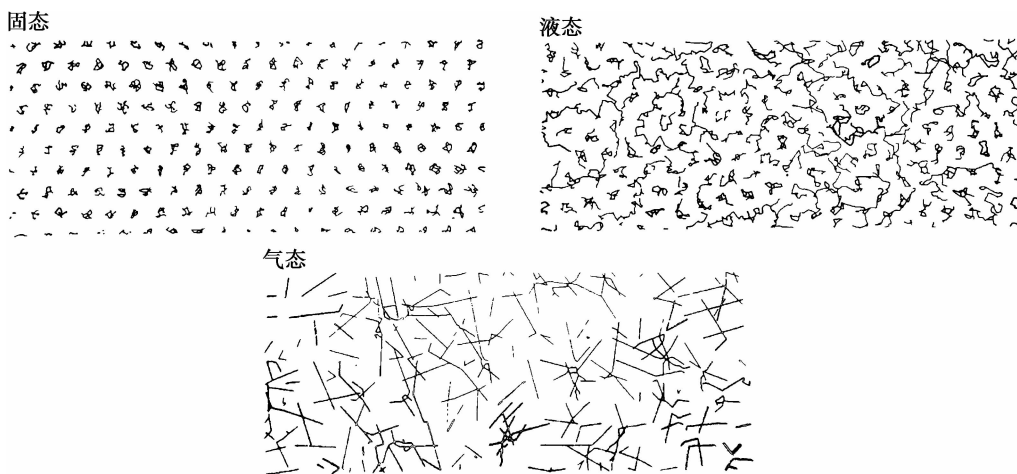


图 1-5 模拟的固态、液态、气态分子的运动轨迹

从实验的角度,又可以采用两种研究方法。一种是直接方法,即采用 X 射线衍射、中子衍射、电子衍射之类的手段直接分析液态金属的结构与原子的排列情况;另一种是间接方法,即通过固态-液态、固态-气态转变中一些物理性质(如密度、黏度、电阻率、热效应等)的变化判断液态的原子结合状况。

1. X 射线衍射分析

图 1-6 描述了不同状态的物质结构以及对应的衍射结构参数(偶分布函数)特征。对于粒子数为 N 、体积为 V 的任一体系,偶分布函数 $g(r)$ 的物理意义是距离某一参考粒子 r 处找到另一个粒子的概率,或者是表示离开参考粒子距离为 r 的位置的数密度 $\rho(r)$ 相对于平均密度 $\rho_0 = N/V$ 的相对偏差。对于气体, $g(r)$ 在任何位置均相等,说明从统计上而言,其他原子相对于参考原子是均匀分布的。在固态晶体中,由于原子排列的周期性, $g(r)$ 以相应的规律在对应位置出现尖锐的峰,表明在距离参考原子一定距离时,原子出现的概率最大。在液态中,当 r 较小时 $g(r)$ 出现峰位,但是随着 r 的增大, $g(r)$ 逐渐趋于平均原子密度。由此表明,在液体中原子有序排列的范围很小,只有几个原子间距的大小。非晶体的 $g(r)$ 与液体相似,但是第 2 个峰往往出现劈裂的特征。

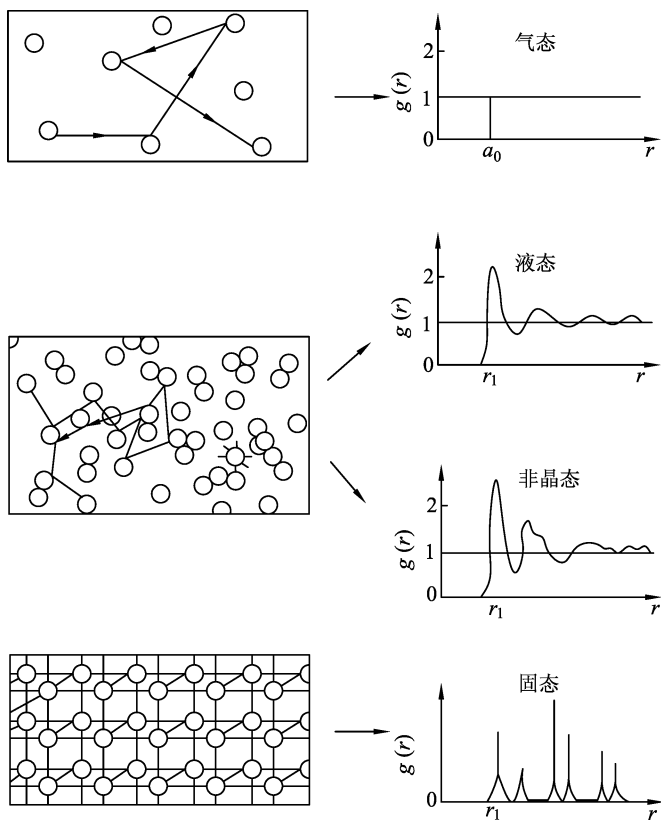


图 1-6 气态、液态、非晶态及固态的结构及衍射特征

图 1-7 是 700 °C 的液态铝与固态铝 X 射线衍射结果的对比图,纵坐标径向分布函数 $4\pi r^2 \rho_0 g(r)$ 表示与某一个选定的原子距离为 r 、厚度为 dr 的一层球壳中的原子数。与所选定的原子最邻近的球壳中的原子数就是配位数。图中竖直排列的实线段是固态铝的衍射结果,每条线都有明确的位置 (r) 和峰值 (原子数)。液态铝的径向分布函数的第 1 个峰的位置和固态的衍射线极为相近,且配位数也相近;第 2 峰位也大略可见,但是之后的曲线便逐渐与平均密度线 ($4\pi r^2 \rho_0$) 相重合,表示此处的原子排列已经无序。另外,固体中的衍射是清晰的峰位,而液体的衍射则呈条带状,这是由于液体中的原子没有固定的位置。这些结果也说明,在几个原子间距的范围内,液态金属中原子的排列与其固态的排列方式基本一致,但是超出几个原子间距的范围后便呈现出无

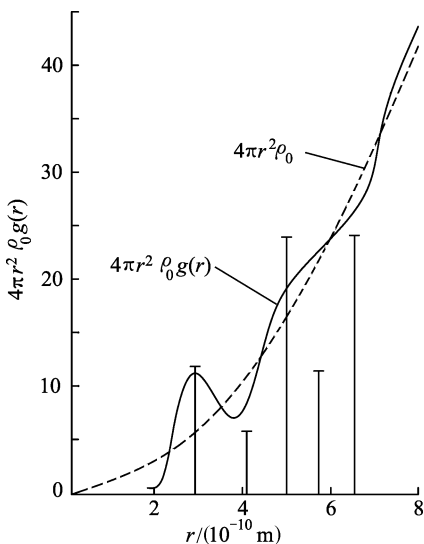


图 1-7 700 °C 的液态铝与固态铝 X 射线衍射结果的对比

序排列。一些典型金属固液态原子间距、配位数的对比见表 1-1。

表 1-1 一些典型金属固液态原子间距、配位数的对比

金 属	温度/℃	液 态		固 态	
		原子间距/nm	配位数	原子间距/nm	配位数
Li	400	0.324	10 ^①	0.303	8
Na	100	0.383	8	0.372	8
Al	700	0.296	10 ~ 11	0.286	12
K	70	0.464	8	0.450	8

注：其配位数虽然增大,但密度仍较小。

2. 物理性质的变化

(1) 体积和熵值的变化

当金属由固态转变成气态时,其体积可视为无限膨胀。然而,由实验测得:金属由固态转变成液态时,其体积仅增加 3% ~ 5%,原子平均间距仅增加 1% ~ 1.5%。一些金属的熵值变化如表 1-2 所示,可以看出:熔点时熵值的变化尚小于从 25℃到熔点熵值的变化。由于金属在熔化前呈现非常规则的点阵排列,因此可以判断液态金属的原子之间排列的混乱程度是有限度的,即液态原子的排列是有结构的。

表 1-2 一些金属的熵值的变化

金 属	从 25℃到熔点熵值的变化 $\Delta S/(J/K)$	熔点时熵值的变化 $\Delta S_{\text{熔}}/(J/K)$	$\Delta S_{\text{熔}}/\Delta S$
Cd	4.53	2.46	0.54
Zn	5.45	2.55	0.47
Al	7.51	2.75	0.37
Mg	7.54	2.32	0.31
Cu	9.79	2.30	0.24
Au	9.78	2.21	0.23
Fe	15.50	2.00	0.13

(2) 熔化潜热与汽化潜热

表 1-3 为一些金属的熔化潜热和汽化潜热,可以看出熔化潜热只有汽化潜热的 3% ~ 7%。由于汽化潜热(固态-气态转变)可以看做是使原子间的结合键全部被破坏所需要的能量,因此可以说明固态-液态转变(金属熔化)时,原子的结合键只破坏了百分之几,即液态金属的原子之间仍保留了绝大部分金属晶体原子之间的键能。

表 1-3 几种金属的熔化潜热与汽化潜热的比较

金 属	$Q_{\text{熔}}/(J/mol)$	$Q_{\text{汽}}/(J/mol)$	$Q_{\text{熔}}/Q_{\text{汽}}$	金 属	$Q_{\text{熔}}/(J/mol)$	$Q_{\text{汽}}/(J/mol)$	$Q_{\text{熔}}/Q_{\text{汽}}$
Zn	6 657	121 515	5.5%	Mn	14 445	309 838	4.7%
Fe	14 905	393 578	3.6%	Al	10 467	211 443	5.0%
Cr	16 995	368 456	4.5%	Cu	13 028	34 752	3.7%

因此,可以认为相对于气态与液态而言,固态和液态的结构更为相似,特别是当金属的过热度不太高时更是如此。

3. 金属的液态结构

人们曾经尝试使用钢球模型、晶体缺陷模型描述液态金属的结构,但是至今还没有一个公认的、系统的、科学的模型能够对液态金属的结构加以合理地描述。

从已有的实验结果出发,人们认识到在熔化后,以及在熔点以上不高的温度范围内,理想的液态金属(即无杂质的纯金属单质)的结构具有以下特点:

(1) 液态金属是由原子集团构成的。原子集团由十几个到几百个原子组成,在原子集团内部原子仍然保持着固态金属原子的排列特征,但是在原子集团之间这种排列特征会被破坏。固体是由许多晶粒组成的,而液体则是由许多原子集团所组成的。这种仅在原子集团内的有序排列称为“近程有序排列”。根据液态金属结构的“空穴理论”,接近熔点的液态金属是由与原晶体相似的“显微晶体”和“空穴”组成的。显微晶体也是凝固过程的晶胚。

(2) 在原子集团内,原子的平均间距相对于固态原子间距增加不大,原子之间仍然保持着较强的结合能。

(3) 所有原子集团都处于瞬息万变的状态中,时而长大,时而变小,时而产生,时而消失,此起彼落,犹如处在不停顿的游动状态,即液态中存在着“能量起伏”。

(4) 由于液体中原子热运动的能量较大,其能量起伏也大,每个原子集团内具有较大动能的原子则能克服邻近原子的束缚(原子间结合所造成的势垒),除了在集团内产生很强的热运动(产生空位及扩散)外,还能成簇地脱离原有集团而加入到其他原子集团中,或组成新的原子集团。

(5) 原子集团之间距离较大、比较松散,就像存在着空穴。像原子集团的“游动”一样,空穴也在不停地“游动”。这种“游动”不是原有的原子集团或原有的空穴在液体中各处移动,而是此处的原子集团或空穴在消失的同时,在其他地方又形成新的原子集团或新的空穴。在原子集团内,原子间依靠金属键进行结合,因此仍具有金属导电的特征。在原子集团之间,自由电子不能穿越空穴,只能依靠集团间原子的交换才能传导电荷。因此,大部分金属在熔化时,电阻率能突然增加约1~2倍(半导体金属则减小)。

(6) 原子集团的平均尺寸、“游动”速度都与温度有关,温度越高,则原子集团的平均尺寸越小,“游动”速度越快。

4. 实际金属的液态结构

在理想的纯单质金属的液态结构中,只存在游动的原子集团和原子集团间的空穴。然而,在实际的金属结构中,即使非常纯的金属也存在大量的杂质原子。例如,在纯度为99.999 999%的纯铁中,1 cm³ 纯铁含有10¹⁵数量级的杂质,而且这些杂质的种类、存在方式也各不相同。

当金属是合金时,情况更为复杂。例如,当金属由两种元素A、B构成时,则有可能在局部区域出现偏聚的现象。这是因为同种元素及不同元素之间的原子间结合力是不同的,结合力较强的原子容易聚集在一起,从而把其他原子排挤到别处。因此,有的原子集团中A原子多,有的原子集团中B原子多,即游动集团之间存在成分不均匀性,称为浓度起伏。

有些液态金属合金中,当B-B原子间的结合力比A-A、A-B的原子结合力都小

时,则 A-A 原子易聚集在一起,而把 B 原子排挤在原子集团外围和液体的界面上,使这些被排挤的原子如同吸附在其表面一样。但当元素 B 的加入量较大时,则也可以被排挤在一起形成原子集团,甚至形成液体的分层(见图 1-8)。

如果 A-B 原子间的结合力较强,则可能在液体中形成新的化学键,从而形成新的化合物。这种化合物可能是稳定的,例如氧在铝中形成 Al_2O_3 ,氧与铁中的硅形成 SiO_2 等;新形成的化合物也可能是不稳定的,例如在高温时硫在铁液中可以完全溶解,而在较低温度下则可能析出 FeS 。

当然,实际金属的情况比上述现象还要复杂得多,这是因为:① 工业中应用的金属主要是合金,而且是多元合金;② 原材料中存在多种多样的杂质,有些杂质的含量虽然不高,甚至低于 10^{-4} 数量级,但其原子数仍是惊人的;③ 在熔化过程中,金属与炉气、溶剂、炉衬的相互作用还会吸收气体,引入杂质,甚至会带入许多固、液体质点。因此,实际金属的液态结构是非常复杂的,也存在着游动原子集团、空穴以及能量起伏;在原子集团和空穴中溶有各种各样的合金元素及杂质元素;由于化学键力和原子间结合力的不同,还存在着浓度起伏及成分和结构不同的游动原子集团;在一些化学亲和力较强的原子之间还可能形成不稳定的(临时的)或稳定的化合物。这些化合物可能以固态、气态或液态出现,有一部分在液态金属的保持过程中上浮或下沉,而有相当一部分则悬浮在液态金属中成为夹杂物(多数为非金属夹杂物)。所以,实际液态金属在微观上是由成分和结构不同的游动原子集团、空穴和许多固态、气态或液态的化合物组成的,它是一种“混浊”的液体。而从化学键上看,除了基体金属与其合金元素组成的金属键之外,还存在多种其他类型的化学键。总之,要结合具体对象进行分析。

液态金属中不同元素之间的相互作用和液态金属中化学键的形成和转化是很复杂的问题。但是,它们对于研究冶金过程是非常重要的,多年来这些问题一直是冶金物理化学领域的重要研究课题。

1.4 液态金属的性质

1.4.1 液态金属的黏滞性

液态金属的黏滞性对铸件的浇注过程、铸件的质量都有着重要的影响。铸型的充填、液态金属中的气体与非金属夹杂物的排除、金属的补缩、一次结晶的形态、偏析的形成等,都与液态金属的黏滞性有着密切的关系。

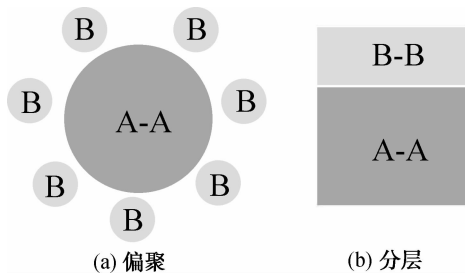


图 1-8 液态合金中的元素偏聚与分层

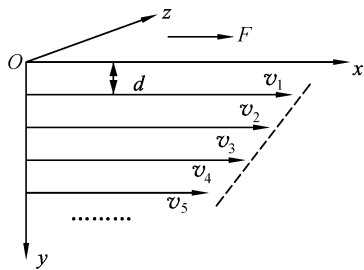


图 1-9 外力作用下液体各层的流速

1. 黏滞性的本质

如图 1-9 所示,当外力 $F(x)$ 作用于液体表面时,液体中原子间作用力引起的内摩擦力会使得表面之下的各层液体产生流动,不过流动速度越来越低。

设各层之间的速度梯度为 $\frac{dv_x}{dy}$,根据牛顿的液体黏滞流动定律

$$F(x) = \eta S \frac{dv_x}{dy} \quad (1-1)$$

可得

$$\eta = \frac{F(x)}{S \frac{dv_x}{dy}} \quad (1-2)$$

式中, η 为黏滞系数,或称动力黏度; S 为液层的接触面积。

根据弗伦克尔关于液态结构的理论,黏滞系数可用下式表示:

$$\eta = \frac{2t_0 kT}{r_0^2} e^{\frac{U}{kT}} \quad (1-3)$$

式中, t_0 为原子在平衡位置的振动时间; k 为波尔兹曼常数; T 为热力学温度; U 为原子离位的激活能; r_0 为相邻原子平衡位置的平均距离。

由式(1-3)可知,黏度与 r_0^2 成反比,与激活能 U 成正比。激活能反映了原子间结合力的强弱,而原子间的距离也与结合力有关。因此,黏滞性的本质是金属液体原子间结合力的大小。

黏滞性在流体力学中有两个概念,一是动力黏度,如式(1-2)所述;另一个是运动黏度:

$$\nu' = \frac{\eta}{\rho} \quad (1-4)$$

式中, ρ 为液体的密度。

测定黏度的方法有毛细管法、震荡容器法(扭摆法)、旋转法和震荡片法等。

2. 影响黏度的因素

(1) 温度

根据式(1-3),在温度不高时,若温度升高,则液体黏度下降;在温度很高时,若温度升高,则黏度增大。图 1-10 为 Zn 的黏度与温度的关系。

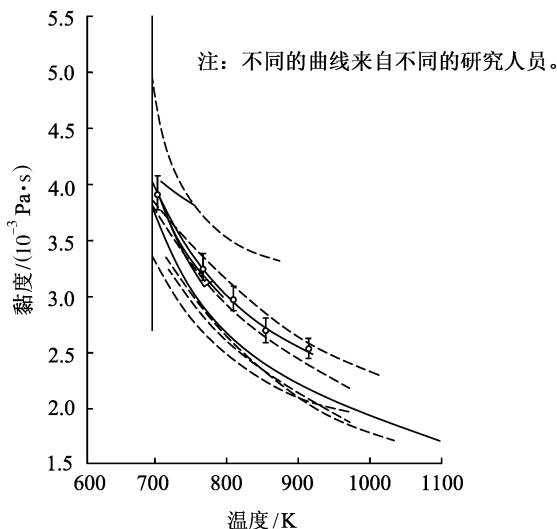


图 1-10 液态 Zn 的黏度随温度的变化

(2) 化学成分

如前所述,黏度反映原子间结合力的强弱,与熔点有共同性。因此,黏度与状态有一定的联系。

图 1-11a 是 Mg-Sn 二元合金状态图,由图可知在同一温度下熔点高的金属黏度也较高。这是因为黏度来源于原子间的结合力,难熔化合物的结合力强,因此黏度大;共晶成分处的合金熔点低,因此黏度低。

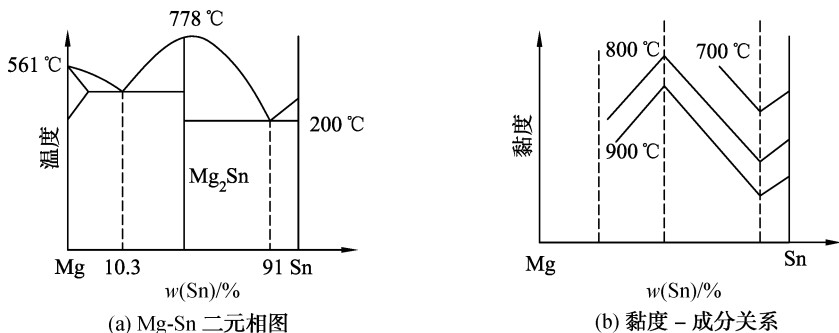


图 1-11 Mg-Sn 合金相图及黏度与成分的关系

(3) 杂质

液态合金中固态的非金属夹杂物使液态金属的黏度增加,如钢中的 MnS , Al_2O_3 , SiO_2 等。这是由于夹杂物的存在将液态金属变成了不均匀的多相系统,液体流动时内摩擦力增加。因此,杂质元素的存在也会影响液态金属的黏度。

3. 黏度对铸件形成过程的影响

(1) 对液态金属流态的影响

流体的流态决定于雷诺数 Re 。据流体力学,临界雷诺数为 2 300, $Re > 2\ 300$ 为紊流, $Re < 2\ 300$ 为层流。雷诺数的表达式为

$$Re = \frac{dv\rho}{\nu'} \quad (1-5)$$

式中, d 为管道的直径; v 为流动速度; ν' 为运动黏度。

无论是处于层流还是紊流, 液态金属的流动阻力都受到黏度的影响, 但是处于层流时受到的影响更大。液态金属的动力黏度一般都大于水的动力黏度, 但它们的运动黏度与水的接近。所以, 一般浇注情况下液态金属在浇注系统和型腔中的流动皆为紊流。在型腔的细薄部分, 或在充型的后期, 由于流速显著下降, 才呈层流流动。液态金属的流态将影响到金属的充型及缺陷的产生。

(2) 对液态金属对流的影响

液态金属在铸型中冷却和凝固的过程中, 各处温度不同、成分不均匀等原因会造成不同地方的密度不同, 从而产生浮力。当浮力大于液体的黏滞力时, 则产生对流。运动黏度愈大, 则对流强度愈小。对流对铸造过程中的溶质分配、偏析、夹杂物的聚合、铸件组织等都有影响。

(3) 对浇注过程中排渣的影响

由于在液态金属充型过程中, 不可避免存在夹杂物等杂质, 而液体的黏滞力会阻碍夹杂的上浮, 因此黏度大的金属液体不利于浇注过程中的排渣, 从而影响铸件的质量。

1.4.2 液态金属的表面张力

液体的表面总是有自动缩小的趋势, 如荷叶上的水珠、下雨时的雨滴等, 这是由于表面张力的作用。物体的表面是两种相的分界面, 该表面层总是具有某些不同于内部的特有性质, 由此产生一些表面特有的现象——表面现象。在铸件形成过程中存在着许多相与相的界面, 如液态金属与大气、熔剂、型壁之间, 以及与其内部的气体、夹杂物、晶体之间等都存在着界面。在这些界面所发生的现象对合金的精炼与孕育、铸型的充填、铸件的凝固结晶、气体的吸附和析出、夹杂物的形态、铸件的补缩等都有重要的影响。

图 1-12 描述了 Fe-S 熔体和 Fe-O 熔体中物质运输系数与表面张力的关系。可以看出, 在冶金过程中, 熔体的表面张力与质量运输系数之间存在着简单的关系。研究铸造过程的表面现象, 对于认识和掌握铸件形成过程的内在规律、提高铸件质量, 是非常必要的。

1. 表面张力的实质

对于液体和气体界面上的质点 (原子或分子), 由于液体的密度大于气体的密度, 气相对它的作用力远小于液体内部的作用力, 这使得表面层质点处于不平衡的力场中。结果是表面层

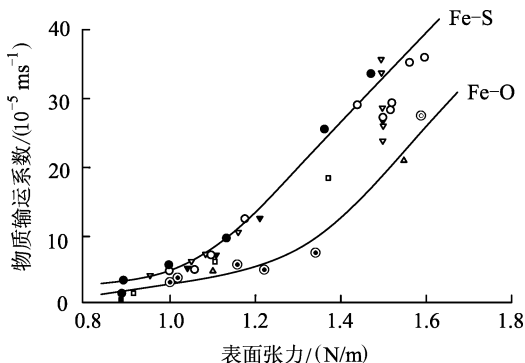


图 1-12 Fe-S 熔体和 Fe-O 熔体中物质运输系数与表面张力的关系