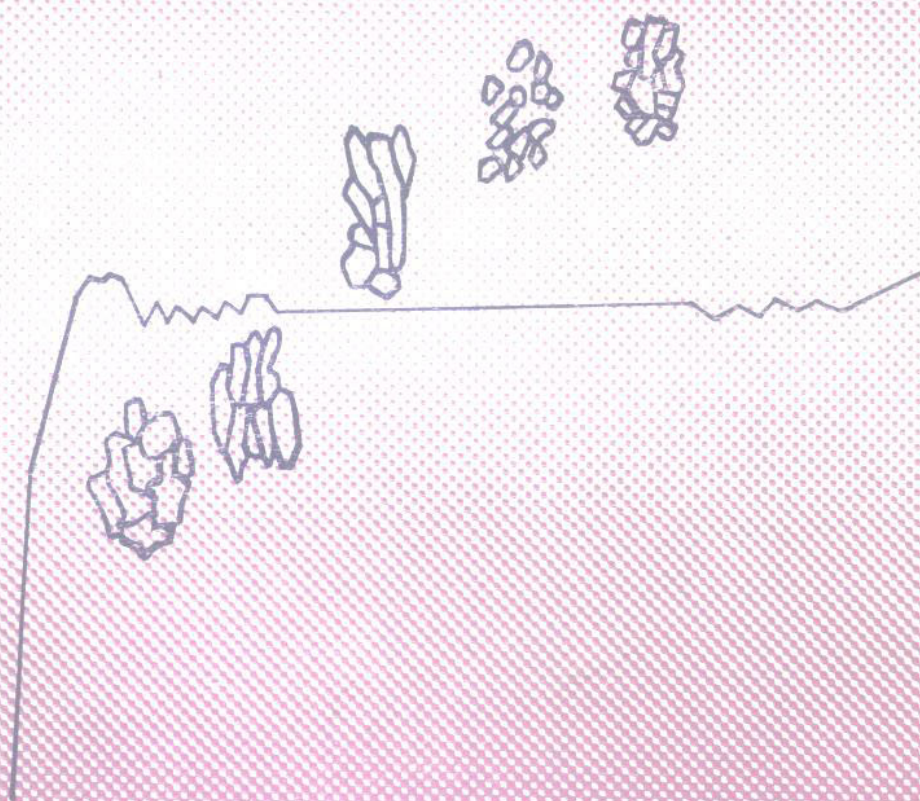


工艺金属学

钱剑晨 编著



国防工业出版社

工 艺 金 属 学

钱 剑 晨 编 著

國 防 工 業 出 版 社

内 容 简 介

本书从改善零件的热加工工艺性、提高劳动生产率、降低制造成本出发,综合地阐述了金属材料成分、组织与加工工艺性之间的内在联系和变化规律。把过去人们对加工工艺过程所持的一些片面的经验性认识,尽可能地发展成为比较完整的具有规律性的知识,将一些宏观的表面现象尽可能地深入到材料本质中加以探讨。

本书可供热加工类专业工程技术人员阅读参考,更适合作为金属材料、热处理专业选修课的参考书。

工 艺 金 属 学

钱 剑 晨 编 著

责任编辑 李永亨

*

国防工业出版社出版、发行

(北京市车公庄西路老虎庙七号)

新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印刷

*

787×1092 $\frac{1}{16}$ 印张9 $\frac{1}{2}$ 213千字

1990年5月第一版 1990年5月第一次印刷 印数: 0,001—3,265册

ISBN 7-118-00495-2/TG·44

定价: 4.95元

前 言

金属材料至今仍得到人类如此广泛地应用,是由于它具有种种优异的性能。这些性能既包括材料的使用性能,也包括材料的工艺性能。使用性能是选材、研制新材料和确定工艺方法的主要出发点,然而对工艺性能的重视也是十分重要的。在机械制造和金属材料学科内,各类机械设计及冷、热加工工艺专业的教学计划中,大都设有金属工艺学课。这是一门十分重要的启蒙课程。它给予学生以金属的熔炼,浇注、锻造(轧制)、焊接、热处理以及切削加工等等包括感性和理性两个方面的有用知识。这门课程的开设已有三十多年的历史,大家对它已有比较透彻的了解。然而,随着近年来机器零(部)件的使用条件向高温、高压、高速、精密方向转化,新工艺、新技术不断涌现,需要人们对这些工艺与技术的理论依据从金属学的角度加深理解。工艺金属学是一门崭新的课程。它研究金属材料在各个加工阶段中伴随着外形、尺寸变化的同时,内部组织、结构以及材料性能变化的规律。它还考虑各加工阶段性能变化的遗传性及相互作用,探讨影响材料工艺性能和成品的最终使用性能之间的各种因素。金属工艺学与工艺金属学相比较,前者着重工艺方法及零(部)件外观形状和尺寸的变化,后者则着重于内在的组织、结构和性能的变化;前者着重于各种工艺的特性,后者则着重于各工艺间的共性;前者以感性知识为主,是属于启蒙性质的课程,后者则是以理性知识为主,是属于深入研究性质的课程。

本书的初稿是在哈工大热处理教研室(于1978年天津的金属材料及热处理专业教材会议上)提出建立本课程新体系以及教学大纲(讨论稿)的直接启发之下写成的。自1982年起,本人在华东工学院金属材料及热处理专业的高年级学生中讲授过多遍,并在原兵器工业部所属工厂技术讲座上作为教学参考书,反映均属良好。其间三易其稿。初稿完成之后,曾得到清华大学陈南平教授的热情鼓励与指导。哈尔滨工业大学雷廷权教授对本书全部稿件进行了审阅并写出了详尽的意见和指出今后努力方向,在此一并表示深切感谢。但是,由于本人水平有限,疏漏、不足之处在所难免,敬希广大读者批评指正。

钱剑晨

1988年元月于南京

目 录

第一章 工艺凝固	1
一、熔融金属的流动性与充型能力	2
1. 浇注温度对凝固及组织的影响	3
2. 浇注压力对凝固及组织的影响	3
3. 冷却速度对凝固及组织的影响	5
二、金属凝固过程中的传热	6
三、铸件凝固方式与铸件质量的关系	10
四、凝固机理与溶质元素的再分布	12
1. 纯金属的凝固	12
2. 固溶体的凝固	13
3. 合金凝固中的成分过冷	17
4. 多相合金的凝固	20
五、铸锭、铸件的宏观组织和焊缝的凝固组织	23
1. 铸锭、铸件的宏观组织	23
2. 焊缝的凝固组织	24
六、结晶过程的控制	25
1. 为获得等轴细晶粒组织而采取的工艺措施	25
2. 为获得柱状晶粒组织而采取的工艺措施	26
3. 定向凝固技术	26
七、挤压铸造	27
1. 概述	27
2. 工艺和应用	28
八、用喷射弥散粒子的方法浇注	31
1. 概述	32
2. 工艺及应用	33
九、超高速凝固技术、非晶态合金	34
1. 概述	34
2. 获得超高速凝固的装置与方法	35
3. 非晶态合金的性能及应用	36
第二章 工艺塑变	39
一、金属的成形性	39
二、固态金属在常温下的变形特征	41
三、金属变形的状态方程	43
四、工艺条件对金属塑性与塑变抗力的影响	46
1. 变形温度的影响	46
2. 应变速率的影响	48

3. 应力状态的影响	49
五、温加工的金属学特征	50
六、超塑性加工的金属学特征	52
1. 概述	52
2. 超塑性变形的状态方程	52
3. m 值与均匀变形的关系	53
4. 影响超塑性流动的因素	54
5. 超塑性的分类及工艺特点	55
6. 关于细晶超塑性机理的初步解释	56
7. 相变超塑性	57
七、热等静压技术及其应用	58
1. 概述	58
八、爆炸加工	62
1. 爆炸加工用能源	63
2. 爆炸加工的金属学特征	63
3. 爆炸成形件与液压成形件金相组织及其和材料性能的关系	64
九、复相合金的塑性变形特征	65
1. 混合定律	65
2. 双相合金的形变过程及新的强度表达式	67
3. 复合材料的塑变特征	69
十、粉末流体塑性变形特征	71
1. 粉末冶金在技术和经济上的特点	71
2. 粉末冶金工艺过程	71
3. 金属粉末压制时的位移与变形	72
第三章 工艺相变	73
一、冷变形后金属的组织、回复与再结晶	74
二、形变热处理工艺的金属学特征	76
1. 马氏体细化说	77
2. 缺陷继承说	77
3. 诱发碳化物析出说	77
三、热塑变金属的动态回复与动态再结晶	78
1. 高温条件下的 $\sigma - \epsilon$ 曲线	78
2. 高温变形中止引起的静态回复与静态再结晶	79
3. 变形条件 (T 、 ϵ 、 $\dot{\epsilon}$) 对动态再结晶的影响	79
4. 高温形变诱发碳化物析出	80
5. 高温形变对过冷奥氏体分解的影响	80
6. 高温形变对奥氏体向贝氏体转变的影响	81
四、普通轧制与控制轧制	81
1. 概述	81
2. 控制轧制	82
五、应力时效与应变时效	84
六、形变促进相变、相变诱发塑性	85

1. 应力、应变促进马氏体相变的热力学分析	86
2. 变塑钢及其工业应用	86
七、粉冶材料的烧结	88
1. 烧结的基本过程	88
2. 烧结机制	89
八、焊缝及热影响区的相变特征	90
1. 焊接热循环	90
2. 焊缝金属的凝固速率对组织与性能的影响	91
3. 焊接热影响区的相变及影响因素	91
第四章 工艺应力与工艺变形	94
一、工艺应力	94
1. 残余应力的分类	94
2. 残余应力和残余变形	95
3. 残余应力的测定方法	96
二、在各类加工工艺过程中产生的残余应力和残余变形	98
1. 铸造残余应力	98
2. 焊接残余应力	99
3. 热处理残余应力	100
4. 冷拔、冷挤压残余应力	102
5. 切削、磨削残余应力	103
6. 化学热处理后的残余应力	103
7. 表面淬火后的残余应力	104
8. 镀层残余应力	104
三、工艺应力和工艺变形的积极利用	104
1. 弹簧的喷丸处理	104
2. 火炮身管自紧技术	106
第五章 工艺断裂	108
一、金属的脆性断裂	108
1. 脆性断裂事故的危害性	108
2. 断裂与加工工艺的关系	109
3. 影响脆性断裂的因素	110
二、金属的疲劳	113
1. 概述——疲劳特征	113
2. 疲劳过程及其影响因素	114
3. 腐蚀疲劳	116
三、应力腐蚀与氢脆	118
1. 应力腐蚀(S. C. C)	118
2. 金属的氢脆	120
四、与低熔点金属紧密接触下的脆性断裂	122
第六章 工艺表面及表面强化技术	124
一、工艺过程中的表面现象	124
1. 吸附与脱附	124

2. 粘结与熔结.....	125
3. 活化与钝化.....	126
二、工件表面的连接与分离	126
1. 机械连接、焊接与胶接.....	126
2. 金属表面的切离.....	128
三、工件表面的磨损与抗磨性能	129
1. 摩擦与磨损.....	129
2. 对磨损现象的简单分析.....	130
四、以提高耐磨性为主要目的的表面技术	131
五、工件表面的腐蚀与保护	132
1. 高温化学腐蚀.....	133
2. 电化学腐蚀.....	135
六、以提高工件耐蚀性为主要目的的表面技术	136
七、热喷涂和等离子喷涂的金属学特征	137
八、物理气相沉积和化学气相沉积的金属学特征	139
1. 物理气相沉积.....	139
2. 化学气相沉积.....	140
九、高能离子注入技术的金属学特征	141
参考文献	143

第一章 工 艺 凝 固

对金属材料来说,凝固和结晶是指同一状态的变化过程,即由液态到固态的变化过程。但是,这两个技术术语的含义是不相同的。前者主要是从传热学的角度,研究铸件和铸型的传热过程、铸件断面上凝固区的大小、凝固方式与铸件质量的关系等;后者主要是从物理化学的角度,研究熔融金属形核、生长等规律。然而,对非金属材料(以及非晶态合金)来说,凝固意味着从液态转变为固态(过冷的液态),不存在结晶的问题。过去,人们为了改善金属的凝固质量,对凝固过程的研究多偏重于工艺过程等外部因素,对金属凝固的内部的微观过程了解甚少,而且研究晶体形核与生长规律的人,又对金属凝固理论不甚了解。其实,这本来属于同一目标下的研究内容,却在不同的专业学习中分成两个不同的学科:金属凝固学和金属的结晶学。为了获得等轴状的细晶粒组织,从结晶学的角度可以适当提高液态金属的冷却速度,即增加过冷度,从而提高形核速度,依据的乃是下列的关系式:

$$r^* = \frac{2\gamma_{LC}T_m}{L_m\Delta T} \quad (1-1)$$

式中 L_m ——结晶潜热,

T_m ——平衡温度;

γ_{LC} ——单位表面自由能。

由此可见, γ_{LC} 、 T_m 以及 L_m 不变时, $r^* \propto \frac{1}{\Delta T}$, 这说明过冷度 ΔT 越大, 临界的晶粒(核坯)半径 r^* 越小。

又据

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma_{LC}T_m^2}{3(L_m\Delta T)^2} \quad (1-2)$$

式中 ΔG^* ——临界晶核形成功。

由此可见, $\Delta G^* \propto \frac{1}{\Delta T^2}$, 这就是说, 随过冷度的增加, 临界形核功显著降低。

从传热学角度, 在其它条件固定不变的前提下, 增加熔融金属和铸型的温度差, 意味着增加了温度梯度 ($\text{Grad } T$), 即结晶速度 R 与温度差成正比:

$$R \propto (T_m - T_0) \quad (1-3)$$

可见, 当液态金属的结晶潜热 L_m 、铸型的比热 C 、密度 ρ 以及导热系数 λ 一定时, 只和 $T_m - T_0$ 有关, 这正好说明一个问题的两个方面。当然, 为了获得细的晶粒, 还可以往液态金属中加形核剂, 或变质剂。根据结晶的规律, 对此工艺措施是不难理解的: 如果加入的形核剂的点阵结构和基体金属相似, 点阵常数又相当, 就能起到稳定晶核的作用。例如, 镁具有密集六方点阵结构, 点阵常数 $a = 3.202 \text{ \AA}$, $c = 5.199 \text{ \AA}$; 锆也具有密集六方点阵结构, $a = 3.223 \text{ \AA}$, $c = 5.123 \text{ \AA}$; 锆的熔点 (1852°C) 远高于镁 (650

°C)，因此在熔融态镁中加入微量的锆（0.03%），就能显著细化铸态下镁的晶粒。这是因为非均质（非自发过程）形核从能量上来讲，比均质形核（自发过程）有利。当然，解释变质作用的理论还没有成熟，还有待于今后继续研究。但是，上述简略说明已足以说明“变质”作用与“非自发晶核”的一致性。

再如枝晶偏析，对材质的影响是很大的。这种偏析是由于在枝晶凝固期间，溶质重分布引起的。从凝固的角度讲，采用振动、搅拌或加压的办法可以使枝晶破碎，或由于局部的温度起伏而产生枝晶熔断。如果加入的变质剂能促使在模壁上产生的晶体的根部和树枝状晶枝的根部形成颈缩，便易产生熔断脱离。总之，有种种办法可以减少树枝状晶以及由此引起的枝晶偏析。可是，从结晶学的角度，枝晶的形成是由于成分过冷减低引起的。偏析程度取决于合金的溶质平衡分配系数 K_0 的大小。 $K_0 > 1$ 的合金中， K_0 越大，凝固过程中造成的溶质偏析越严重；而在 $K_0 < 1$ 的合金中， K_0 越小，凝固过程中造成的溶质偏析越严重。为此，可以用 $|1 - K_0|$ 作为描述液固两相界面前沿溶质偏析程度，因此，合理地选择合金成分，并且注意到有害夹杂的含量是十分重要的。从有关资料介绍，硫在钢中的偏析系数最大，硫可以使枝晶游离。在含硫高的钢中易生成等轴晶，当加入锰以后，由于产生 MnS ，降低了硫的作用，从而使钢中得到粗大的柱状晶。

在凝固开始阶段，由于型壁的激冷作用产生大量游离晶体，起非自发晶核的作用，之后则和自由晶块的作用有关，偏析系数大的元素对自由晶的游离起促进作用，二者不可偏废。只有从树枝状结晶的形成条件（包括微观的和宏观的）出发，综合地进行研究，才能真正改善铸件质量，如细化晶粒，减少偏析等等。

这一章的目的便是想从凝固条件与结晶规律相结合的角度，初步的探讨凝固工艺中的金属学问题。

应当指出的是，液态金属（指工业上常用合金而言）的结晶，由于种种原因，形核不是主要矛盾，所以侧重于分析从晶体生长速率受凝固速率的控制，以及凝固速率取决于界面移动速度和温度梯度的问题。在这一章里，对新的工艺方法，如悬浮浇注、喷射弥散粒子的浇注、压力浇注、挤压铸造、流变挤压铸造、搅拌锻造、激冷下凝固、非晶态合金的特点等都作了一些介绍。其目的无非是为了对工艺本身加深金属学的理解。

一、熔融金属的流动性与充型能力

熔融金属充满铸型型腔，以获得形状完整、轮廓清晰的铸件，是衡量铸造性优劣的重要标志之一。熔融金属充满型腔的能力，主要取决于合金的流动性，并且和铸型性质（砂型、金属型）、浇注条件（注温、注速）以及铸件结构等因素有关。铸造工作者把流动性定义为，使金属顺利流过浇道并充满铸型的能力。流动性好的金属不仅容易获得完整而又表面轮廓清晰的铸件，而且还能防止热裂、减少分散缩孔。影响熔融金属流动性的因素，首先是合金成分。成分决定了该合金的许多物理性质，如合金的熔点、导热系数、比热、表面张力、粘度等。如果在非等温系统中，粘度并不是主要因素，则凭直观就能了解，随着过热度的升高，同一合金的粘性降低，亦即流动性升高。对正在结晶的熔融金属施加压力，会导致某些物理性质的变化。为此，外界条件的改变（正如上面所说，温度和压力的改变）都会影响金属的铸造性质。

1. 浇注温度对凝固及组织的影响

金属晶体在接近熔点以及在较低应力的共同作用下,表现出粘性流动的特点,即

$$\tau = \eta \frac{d\gamma}{dt} \quad (1-4)$$

式中 η 为粘度,它反映了流体的内摩擦力、粘度和温度的关系,符合下列规律

$$\eta = \eta_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1-5)$$

式中 η_0 ——粘度系数;

R ——气体常数;

T ——温度;

Q ——激活能。

由此可见,温度升高时,粘度下降 $\left(\lg \eta \propto \frac{1}{T}\right)$,因而提高浇注温度,可以改善金属的流动性质。然而在生产实践中,很少采用很高的过热温度以改善流动性质。这是因为过热不仅使金属迅速氧化,增加气体的吸收,加剧热裂的倾向性,而且还会加速炉衬的磨损与剥落,降低炉龄,增加合金元素的烧损。提高浇注温度,还会使凝固后的组织变得很粗大。浇注温度高了,等轴晶区减小,而柱状晶区相对地增大。当然,高的浇注温度可以使铸型温度也升高,使得柱状晶不容易形成。可是,前者的作用是主要的。只有在希望获得柱状晶的铸件浇注时,可以升高浇注温度。若希望获得等轴细晶组织的铸件,则应当尽量地降低浇注温度。对于形状复杂的铸件,浇注温度低了流动性不好,就有可能产生浇不足、冷隔或铸件外形不全等铸造缺陷。

改善金属(或合金)流动性的主要关键在于正确选择金属(或合金)的化学成分。化学成分一旦确定了,金属的熔点或合金的凝固温度范围也就跟着确定了,这个问题,将在下节内详细讨论。

2. 浇注压力对凝固及组织的影响

一般地说,金属浇注是在一个大气压下进行的。所以合金成分一定,合金的物理性质(如凝固温度范围、比热、导热系数、密度、表面张力等就确定了。如果金属在施加压力的条件下结晶,则有一系列的特点。

根据热力学推导,改变合金系的压力,会引起熔点的变化。这里先以“纯”金属为例,暂不涉及由于压力改变导致合金状态图改变的问题。据 Clausius-Clapeyron 方程

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta H}{T \cdot \Delta V} \quad (1-6)$$

在熔化时,近似地可以看作

$$\Delta T_m = \frac{T_m(V^L - V^S)}{Q_f} \Delta P \quad (1-7)$$

式中 T_m ——金属的熔点 ($^{\circ}\text{K}$);

V^L, V^S ——分别为液态和固态金属的比体积 (m^3/kg);

Q_f ——单位重量金属的熔化潜热 (J/kg)。

根据上式计算可知,在大约一千个大气压力下,纯铝的熔点可以升高 5.59°K 。

由式(1-7)可见,对凝固时体积收缩的金属 ($V^L - V^S > 0$),增加压力 ($\Delta P > 0$)

使熔点升高 ($\Delta T_m > 0$)；反之，对凝固时体积膨胀的金属 ($V^L - V^S < 0$)，增加压力使熔点降低 ($\Delta T_m < 0$)。部分纯金属和共晶合金的熔点随压力而变化的规律见图 1-1。

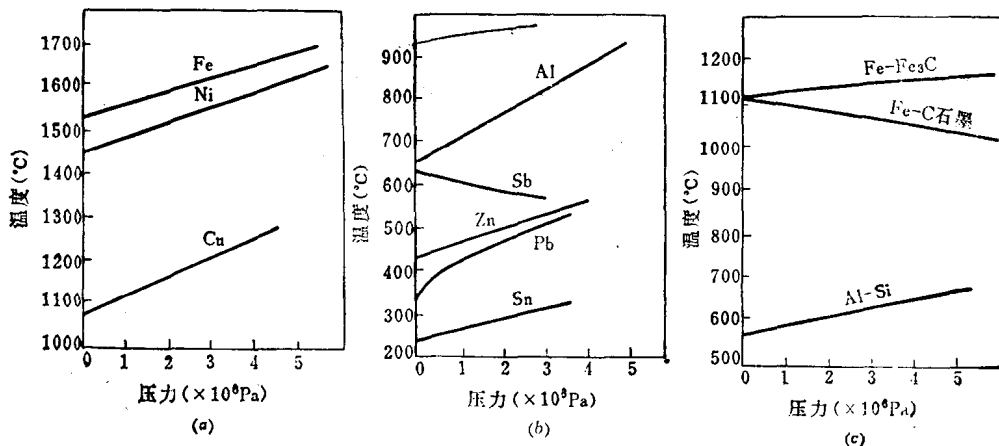


图1-1 部分纯金属及共晶合金的熔点随压力而变化的规律

(a)、(b) 纯金属；(c) 共晶合金。

压力改变对合金状态图的影响，见图 1-2 和图 1-3。

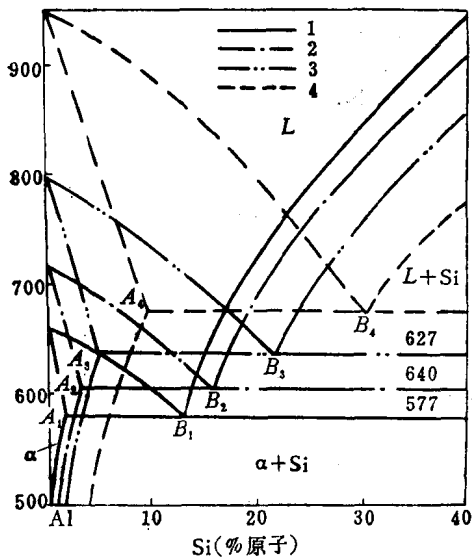


图1-2 高压下Al-Si合金系状态图

1—0.1MPa, 2—1000MPa, 3—2500 MPa, 4—5000MPa。

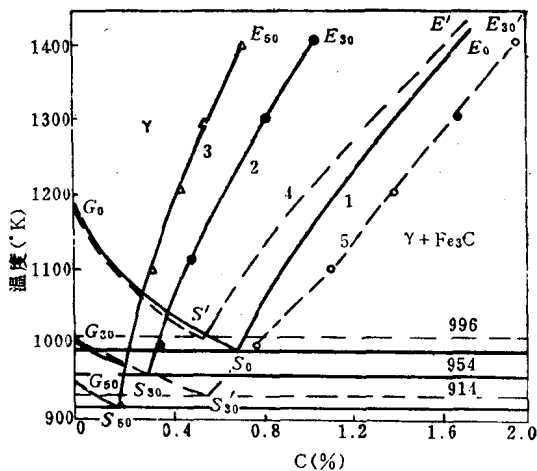


图1-3 压力对Fe-C合金状态图的影响

1—0.1MPa, 2—3000MPa, 3—5000MPa, 4—0.1MPa, 5—3000MPa。

由图 1-2 看出，随着压力的升高，纯铝的熔点升高，纯硅的熔点下降。

图 1-3 表示压力对 Fe-C 合金系状态图中共析点的影响。

图 1-3 说明，压力增加时共析点向左下方移动，即温度和含碳量均降低。例如，当压力为 3000MPa 和 5000MPa 时，共析温度从 723°C 降到 681°C 和 641°C，共析成分从 0.83% 降到 0.37% 和 0.20%。压力增加，使 γ 相区在更低的温度下趋于稳定。压力增加又使 α 相和 δ 相区缩小。

对正在结晶的熔融金属加压,还会影响到金属的其它物理性质,如:(a)加压时使金属致密化,缩短了原子间的平均距离,使导热系数有一些提高,但提高是有限的,并不能显著地加快金属的凝固速度;(b)压力增加,金属密度增加,但是它们之间的关系并不是线性的,还和许多因素有关;(c)结晶潜热在压力与密度增加时有一些提高,但比热不受压力的影响。

应当指出,对浇入铸型型腔内的金属施加压力,并不是企图通过改变金属的物理性质从而改变金属的铸造性质,加压是为了获得更加健全的铸件。近年来,国内外正在大力发展与推广应用的先进技术——挤压铸造(或液态模锻)便说明这个问题。

挤压铸造工艺具有如下特点:

(1) 这项新工艺可以消除铸件内部的气孔、缩孔和疏松等缺陷;产生局部的塑性变形;使铸件组织致密。此外,在压力下结晶,还有明显的细化晶粒、加快凝固和使组织均匀化的作用。因而,挤压铸件的机械性能一般高于普通铸件,甚至达到同成分合金锻件的水平;

(2) 由于在压力下凝固,使铸件与型腔壁贴合紧密,因而可以降低铸件的表面粗糙度和提高尺寸精度;

(3) 由于凝固时各部位处于压应力状态,有利于铸件的补缩和防止铸造裂纹的产生;

(4) 便于实现机械化、自动化,减轻工人的劳动强度,改善铸造车间的劳动条件。

3. 冷却速度对凝固及组织的影响

铸件的冷却速度主要取决于熔融金属与铸型的热交换。可以利用传热学的知识建立起能够表明铸件凝固过程、传热特征等各个物理量之间的联系,即铸件与铸型的温度场方程。凭直观便可知道,温度梯度是确定金属结晶速度的首要条件,如果和熔融金属直接接触的铸型具有无限大的导热能力,热传导速度非常之大,则熔融体很快地被过冷,晶核数目急剧增加,临界晶核尺寸迅速下降。可以设想在熔融体内几乎同时爆发式地形成许多细小晶粒,如下式所示:

$$\Delta G_v = \frac{L_m \Delta T}{T_m} \quad (1-8)$$

$$r^* = \frac{2\gamma_{lc}}{\Delta G_v} \quad (1-9)$$

若认为 γ_{lc} 不随温度而变,则将式(1-8)代入式(1-9)得

$$\gamma^* = \frac{2\gamma_{lc} \cdot T_m}{L_m \cdot \Delta T} \quad (1-10)$$

式中 ΔG_v ——单位体积自由能的改变量(erg/cm³);

γ_{lc} ——单位表面自由能(erg/cm²);

L_m ——结晶潜热;

ΔT ——过冷度, $\Delta T = T_m - T_0$;

r^* ——晶坯的临界直径。

在现代铸造生产中,强化热交换能力的手段仍然很少,这主要受到实际生产条件的限制。据说,生产上的实际冷却速度变化于 $10^{-2} \sim 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C/s}$ 之间,在浇注大钢锭时,冷

却速度可能降到 $10^{-6}^{\circ}\text{C/s}$ 。是否能使金属的冷却比现有的速度高出几个数量级,这是近年来各国科技工作者十分关注的问题。生产中加“冷铁”是为了提高铸件的凝固速度,压铸为的是加强铸件与型壁之间的紧密接触也可以提高冷却速度,采用中性气体和特制的喷嘴或者采用离心力喷射熔融金属可以获得颗粒状金属,采用各类激冷技术可以获得 10^9°C/s 的极高速冷却能力,得到非晶态合金。

除了非晶态合金之外,应当指出的是,高速结晶的金属和合金颗粒,没有空隙(微空洞),从微观角度看,枝间尺寸和枝晶间距都比较小,和传统的方法(即冷却速度非常慢的冷却)铸成的铸件比较,颗粒中枝晶间距比铸锭几乎小两个数量级。此外,颗粒金属的偏析现象显著减小也是一种非常重要的性质。可以设想,采用化学成分一致的颗粒用烧结的方法制成一个致密的整体后,整块金属将显示出非常优越的性能。

二、金属凝固过程中的传热

热量的传递是自然界和工程技术中普遍存在的一种转移过程。传热有三种基本方式:导热、对流、热辐射。金属凝固中铸型与锭模的导热影响了晶体生长速度以及熔融金属在凝固过程中的流动,从而决定着晶体形貌及杂质的偏聚情况,这些无疑对铸造金属材料的使用性能将产生很大影响。为此,在这一节中将介绍金属凝固中的传热问题。

物体间热量的传导决定于温度差,各处温度相等的物体不存在热传导问题。首先介绍温度场的概念:某一瞬间,三维空间各个点的温度分布状况称温度场。空间各点不仅具有不同的温度,而且还可以随时间而变化。一般情况下,物体的温度场是空间三度坐标 x 、 y 、 z 和时间 τ 的函数,即

$$T = f(x, y, z, \tau) \quad (1-11)$$

不随时间变化的温度场称为稳定温度场;即

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = 0 \quad T = f(x, y, z) \quad (1-12)$$

因为各处温度不随时间而变化,此时由温度差引起的热量传导也不随时间而变化,这种情况称为稳定导热。反之,称为不稳定导热。式(1-11)是不稳定的三维温度场,式(1-12)为稳定的三维温度场。

当温度只随 x 、 y 两个方向变化时,称为二维温度场,此时

$$\frac{\partial T}{\partial z} = 0 \quad T = f(x, y, \tau) \quad (1-13)$$

当温度只随 x 方向变化时,称为一维温度场,此时

$$\frac{\partial T}{\partial y} = \frac{\partial T}{\partial z} = 0 \quad T = f(x, \tau) \quad (1-14)$$

$$\text{当} \quad \frac{\partial T}{\partial y} = \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial T}{\partial \tau} = 0 \text{ 时, } T = f(x) \quad (1-15)$$

一维稳定温度场,引起的是一维稳定导热。

在温度场中,同一瞬时由所有温度相同的点连接所构成的面称等温面。等温面与某一平面的交线称等温线,两条不同温度的等温线永远不会相交。热量是沿等温面的法线方向传导的。在等温法线方向上,距离相同温度的差值大,传导的热量多。沿等温面法

线方向温度变化的大小可以用单位法线距离上的温度差表示。两个非常接近的等温面的温度变化率,称为温度梯度:

$$\lim_{\Delta n \rightarrow 0} \left(\frac{\Delta T}{\Delta n} \right) = \frac{\partial T}{\partial n} = \text{Grad } T (^{\circ}\text{C/m}) \quad (1-16)$$

根据上式,也可以将温度梯度(Grad T)定义为,沿等温面法线方向上单位长度温度的增加量。它是一个向量。沿温度增加的方向, $\text{Grad } T > 0$; 反之, $\text{Grad } T < 0$ 。

温度梯度也是时间和空间坐标的函数。傅立叶在研究固体导热现象时指出,在单位时间内,导热量 Q 、温度梯度 $1 \text{ Grad } T$ 和垂直于导热方向的截面积 F 成正比,而与温度梯度的方向相反,即

$$Q = -\lambda \cdot F \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = -\lambda \cdot F \cdot \text{Grad } T, \quad (1-17)$$

式中 λ ——导热系数 $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。

$$\text{假设} \quad q = \frac{Q}{F} = -\lambda \cdot \text{Grad } T \quad (1-18)$$

则称 q 为热流密度,改写后可得到导热系数的意义为

$$\lambda = -\frac{q}{\text{Grad } T} \quad (1-19)$$

λ 为单位温度所传导的热流密度值。不同物质 λ 值不同,金属的 λ 值较大,非金属材料的 λ 值较小。金属(固态)的 λ 值随温度升高而下降,非金属(固态)的 λ 值则随温度升高而增加。

固体导热的微分方程式是描述固体内部温度分布的微分关系式。它是根据傅立叶定律和能量守恒定量推导出来的,它的假设条件是,对某一种材料, λ 、 c 、 ρ 都是常数,且具有内热源 q_v

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{q_v}{c\rho} \quad (1-20)$$

式中 α ——导温系数, $\alpha = \frac{\lambda}{c\rho}$, 它反映物体被加热或冷却时,温度变化的速率。

式(1-20)表示了固体内某点温度随时间和空间的变化关系。

若无内热源, $q_v = 0$, 则

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \alpha \nabla^2 T \quad (1-21)$$

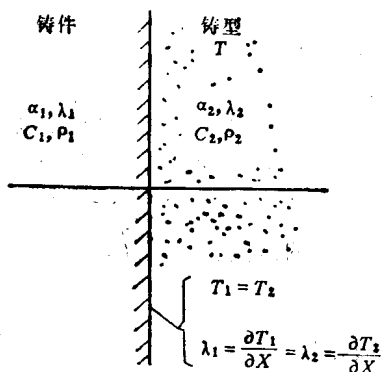
$$\nabla^2 T = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (1-22)$$

$$\text{对于二维温度场} \quad \frac{\partial T}{\partial \tau} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (1-23)$$

$$\text{对于一维温度场} \quad \frac{\partial T}{\partial \tau} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (1-24)$$

为了使问题简化,通常将铸件和铸型看作半无限大物体,即认为它们的界面为一大平面,铸型的温度只随一维 x 方向和时间 τ 变化,且近似地认为铸件和铸型的材料都是均质的,其导温系数不随时间而变。又设,铸型的初始温度为 $T(^{\circ}\text{C})$,熔融金属充满铸型后立即停止流动,各处温度均等于 T_m 。把坐标原点设在铸件和铸型接触点处,在

这种情况下, 温度和 x 、 y 无关, 是一维传热问题, 见图1-4。



$$\frac{\partial T_1}{\partial \tau} = \alpha_1 \frac{\partial^2 T_1}{\partial x^2}, \quad x < 0 \quad (1-25)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial \tau} = \alpha_2 \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad x > 0 \quad (1-26)$$

初始条件, $\tau = 0$

$$T_1 = T_m, \quad x < 0 \quad (1-27)$$

$$T_2 = 0, \quad x > 0 \quad (1-28)$$

边界条件, $t > 0, x = 0$

$$T_1 = T_2 \quad (1-29)$$

$$\lambda_1 = \frac{\partial T_1}{\partial x} = \lambda_2 = \frac{\partial T_2}{\partial x} \quad (1-30)$$

图1-4 半无限大铸件在铸型中的冷却

铸件温度场为

$$T_1 = \frac{T_m}{1 + \omega} \left[1 - \omega \cdot \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2 \sqrt{\alpha_1 \tau}} \right) \right] \quad (1-31)$$

铸型温度场为

$$T_2 = \frac{T_m}{1 + \omega} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{ux}{2 \sqrt{\alpha_2 t}} \right) \right] \quad (1-32)$$

式中 $\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2 \sqrt{\alpha t}} \right)$ —— 误差函数

$$\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2 \sqrt{\alpha t}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2 \sqrt{\alpha t}}} e^{-u^2} du \quad (1-33)$$

$$u = \sqrt{\frac{\alpha_1}{\alpha_2}} \quad (1-34)$$

$$\omega = \sqrt{\frac{\lambda_2 c_2 \rho_2}{\lambda_1 c_1 \rho_1}} = \frac{b_2}{b_1} \quad (1-35)$$

α_1, α_2 —— 铸件和铸型的导温系数;

b_1, b_2 —— 铸件和铸型的蓄热系数;

c_1, c_2 —— 铸件和铸型的比热;

ρ_1, ρ_2 —— 铸件和铸型的密度。

在生产中, 重要的是要了解如何通过温度场随时间的变化, 从而求出凝固层厚度 (ξ)、凝固速度 (R) 和凝固时间 (τ)。

考虑到铸型导热能力的不同, 这里应当把铸型的传热区分为如下两种极端情况:

(1) 砂型铸造 (见图1-5 a): 界面上铸件温度与铸型温度相等 ($T_1 = T_2$), 铸型内的温度随离开界面的距离而变化。在这种情况下, 对热传导起决定作用的是铸型材料的热物理性质 ($c_2, \rho_2, b_2, \alpha_2$)。

(2) 金属型铸造 (见图1-5 b): 金属和铸型界面的热阻很大 (热阻 $R_\lambda = \frac{\xi}{\lambda F}$), 以致可以忽略不计金属和铸型内部的温度梯度。在这种情况下, 对热传导起决定作用的是界

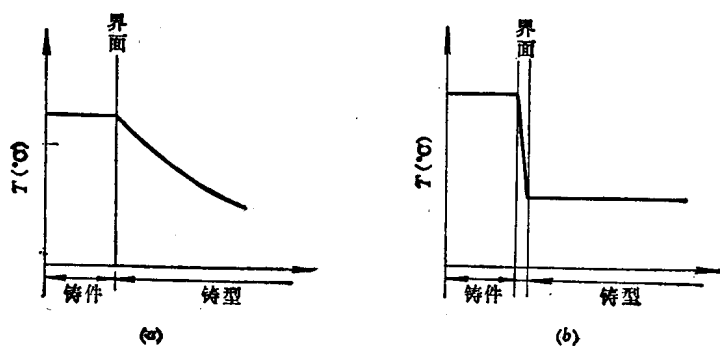


图1-5 两种极端的铸型传热情况
(a) 绝热铸型的传热; (b) 界面热阻很大的金属型传热。

面的热物理性质。

对第一种情况——绝热铸型中的凝固传热，设单位时间、单位体积金属凝固放出的潜热(q_1)和单位时间，进入单位体积铸型的热量(q_2)相等，即 $q_1 = q_2$ ，其中

$$q_1 = \rho_1 \cdot H \cdot R \quad (1-36)$$

式中 ρ_1 ——金属密度；

H ——结晶潜热；

R ——液—固界面推进速度。

$$q_2 = -\lambda_2 \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{X=0} \quad (1-37)$$

为求得铸型—金属界面上的温度梯度 $\frac{\partial T}{\partial x}$ ，必须将式(1-32)对 x 进行求导。结果得到

$$\frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{X=0} = \frac{T_0 - T_m}{\sqrt{\pi \alpha_2 \tau}} \quad (1-38)$$

式中 T_m ——浇注温度(或熔点)；

T_0 ——铸型外表面温度(平衡温度)。

将式(1-38)代入式(1-37)，得出

$$q_2 = -\lambda_2 \frac{T_0 - T_m}{\sqrt{\pi \alpha_2 \tau}} = \frac{\sqrt{\lambda_2 \rho_2 c_2}}{\sqrt{\pi \tau}} (T_m - T_0) \quad (1-39)$$

其中 $\alpha_2 = \frac{\lambda_2}{c_2 \rho_2}$

由于 $q_1 = q_2$ ，所以凝固速度为

$$R = \frac{1}{\rho_1 H} \sqrt{\frac{\lambda_2 c_2 \rho_2}{\pi \tau}} (T_m - T_0) \quad (1-40)$$

可见，高的浇注温度(T_m)和低的结晶潜热(H)有利于提高凝固速度。又，假如把 $\sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}$ 看作是铸型的热扩散率，则此值越高亦有利于增加凝固速度。

凝固层厚度 ξ ，可以按下式求得

$$\xi = \int R d\tau = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{T_m - T_0}{\rho_1 \cdot H} \right) (\sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}) \sqrt{\tau} \quad (1-41)$$

可见， $\xi \propto \sqrt{\tau}$ 呈抛物线关系，说明开始时凝固速度比较快，之后，随着铸型温度