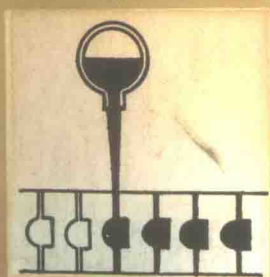
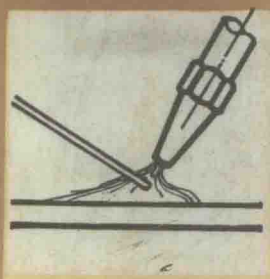
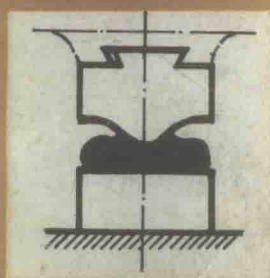
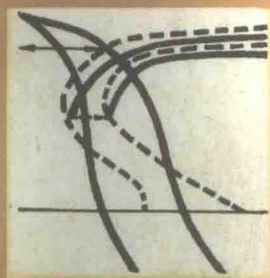


高等学校试用教材



铸件形成理论基础

哈尔滨工业大学李庆春 主编



机械工业出版社

高等学校试用教材

铸件形成理论基础

哈尔滨工业大学李庆春 主编



机械工业出版社

铸件形成理论基础

哈尔滨工业大学李庆春 主编

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南街一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第 117 号)

广西民族印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

*

开本 $787 \times 1092^{1/16}$ · 印张 $17^{3/4}$ · 字数 434 千字

1982 年 1 月广西第一版 · 1982 年 1 月广西第一次印刷

印数 00,001—11,500 · 定价 1.85 元

*

统一书号: 15033 · 5092

前 言

本书是根据 1978 年 4 月一机部在天津召开的高等学校对口专业座谈会精神和同年 6 月在长沙召开的铸造专业教材会议制订的《铸件形成理论基础》教材编写大纲编写的。

为了适应以铸造合金及工艺为主的专业培养目标要求,在编写过程中,力求对铸件形成过程的各个阶段及其内在联系进行较深入的论述,运用所学的基础课(数学、物理、化学)和技术基础课(水力学、传热学、物理化学、金属学原理)的理论知识对铸件形成的基本规律进行分析。学完本课程后,应对铸件形成的特点及实质有较深入的理解,并对防止铸造缺陷,改善铸件质量,提高铸件性能方面,能够提出解决的途径。

本书以“铸造过程原理”为基础,增设了新的章节,建立了新的体系,并尽可能反映国内外最新科研成果。

本书涉及基础理论的面较宽,在系统性和完整性方面有待在实践中进一步完善。全书除绪论外共有十一章。重点阐述液态金属的性质及充填铸型的基本规律;阐述液态金属结晶、铸造组织形成及铸件凝固的基本规律;阐述铸件成形过程各种铸造缺陷的形成机理及防止途径。

本书采用了国际单位制并在附录中列出了国际单位制的换算。

本书为高等学校铸造专业及金属热加工专业的试用教材,亦可供从事铸造、金属材料、冶金工作的科技人员参考。

各院校采用本教材时,可以根据院校的性质和特点,灵活运用,不要受教材的内容和时数的约束。

本书由哈尔滨工业大学李庆春教授主编,南京工学院舒光翼教授主审。参加编写的有哈工大安阁英副教授、朱培钺副教授,吉林工大何镇明副教授。参加审阅的有南京工学院刘友鹏同志。编写分工如下:绪论、第一章 § 1-2、第六、十、十一章由李庆春编写,第二、三、九章由安阁英编写,第一章 § 1-1、第四、五章由朱培钺编写,第七、八章由何镇明编写,全书由李庆春教授统稿。一机部教材编辑室周有德同志为责任编辑。

本教材编写后于一九八〇年八月在哈尔滨工业大学举办了新教材讲习讨论会,许多兄弟院校的代表对新教材提出了宝贵的建议,在此表示衷心的感谢。编者根据大家提出的意见,对教材又进行了修改,由于我们业务水平有限,书中难免有不当和错误之处,恳切希望读者提出批评和指正。

5-176667

本书采用符号表

b ——蓄热系数	r ——半径
C ——溶质浓度	S ——表面积, 溶解度, 焓
c ——比热	T ——温度
D ——扩散系数	t ——温度
d ——直径	V ——体积
E ——弹性模量, 能量	v ——速度
F ——力, 自由能, 断面积	W ——功, 势能
G ——温度梯度, 重量	x ——距离
g ——重力加速度	α ——线收缩(膨胀)系数, 导热系数, 换热系数
H ——高度, 压头, 焓	γ ——重度
K ——平衡常数, 传热准则	δ ——厚度
k ——平衡分配系数, Boltzmann 常数	ε ——收缩率
L ——熔化潜热, 结晶潜热	θ ——润湿角, 双边角
l ——长度	λ ——导热系数
m ——液相线斜率, 溶质量	μ ——流量消耗系数
N ——原子数量	ν ——运动粘度
P ——压力, 周长	η ——动力粘度, 气孔准则数
Q ——热量, 激活能	ξ ——凝固层厚度, 阻力系数
q ——比热流, 热流量	ρ ——密度
R ——凝固速度, 晶体生长速度, 气体常数, 折算厚度	σ ——表面张力, 界面张力, 应力
	τ ——时间

目 录

绪论	1	一、窄结晶温度范围的合金	81
第一章 液态金属的结构与性质	6	二、宽结晶温度范围的合金	82
§ 1-1 液态金属的结构	6	三、中等结晶温度范围的合金	84
一、金属原子的热运动	6	四、灰铸铁和球墨铸铁	85
二、金属的熔化	8	§ 3-5 铸件的凝固时间	86
三、金属的液态结构	9	一、凝固时间的理论计算	86
四、实际金属的液态结构	12	二、经验算法	89
§ 1-2 液态金属的性质	14	第四章 液态金属结晶的基本原理	94
一、液态金属的基本物理性质	14	§ 4-1 液态金属的结晶过程	94
二、液态金属的粘滞性	15	一、液态金属结晶对铸件质量的影响	94
三、液态金属的表面现象	20	二、液态金属的结晶过程	94
第二章 液态金属在铸型中的流动	27	三、铸件的晶粒组织	95
§ 2-1 液态金属的水力学特点和充型过		§ 4-2 生核过程	98
程的水力学计算	27	一、结晶过程的热力学条件	98
一、水力学特点	27	二、自发生核 (均质生核)	98
二、充型过程的水力学计算	28	三、非自发生核 (异质生核)	102
§ 2-2 液态金属充型能力的基本概念	31	§ 4-3 晶体生长	107
§ 2-3 液态金属的停止流动机理及充型		一、晶体生长的原子过程	107
能力的计算	33	二、晶体的生长速度	108
一、液态金属的停止流动机理	33	三、晶体的生长表面	109
二、液态金属充型能力的计算	35	四、固-液界面的结构	109
§ 2-4 影响充型能力的因素及提高充型		五、界面的稳定性	112
能力的措施	38	六、晶体的生长方式	113
一、金属性质方面的因素	39	§ 4-4 单相合金的结晶	116
二、铸型性质方面的因素	45	一、固-液界面前沿的溶质再分配	116
三、浇注条件方面的因素	46	二、成分过冷	123
四、铸件结构方面的因素	48	§ 4-5 多相合金的结晶	137
第三章 铸件的凝固	50	一、共晶合金的结晶	137
§ 3-1 铸件与铸型的热交换特点	50	二、包晶合金的结晶	149
§ 3-2 铸件的温度场	54	三、偏晶合金的结晶	151
一、数学分析法	54	§ 4-6 液体流动对结晶过程的影响	152
二、数值算法	57	一、浇注和凝固过程中液体的流动	152
三、铸件温度场的测定	69	二、液体流动对铸件结晶过程的影响	153
四、影响铸件温度场的因素	72	第五章 铸件晶粒组织的形成和控制	157
§ 3-3 铸件的凝固方式	75	§ 5-1 铸件典型晶粒组织的形成及其影响	
一、凝固动态曲线	75	因素	157
二、凝固区域及其结构	76	一、表面细晶粒区的形成	157
三、铸件的凝固方式及其影响因素	77	二、内部柱状晶区的形成	158
§ 3-4 金属的凝固方式与铸件质量的关系	81	三、中心等轴晶区的形成	158

§ 5-2 铸件晶粒组织的控制.....160	§ 8-4 合金凝固时产生的非金属夹杂物.....217
一、等轴晶组织的获得及细化160	一、凝固时夹杂物的形成217
二、铸件晶粒的局部细化164	二、夹杂物的形状..... 219
三、单向结晶166	三、夹杂物的大小220
第六章 铸件的化学成分不均匀性172	四、夹杂物的分布221
§ 6-1 概述.....172	第九章 铸件的收缩.....222
§ 6-2 微观偏析.....173	§ 9-1 铸造合金的收缩.....222
一、晶内偏析 (枝晶偏析).....173	一、收缩的基本概念222
二、晶间偏析176	二、铸钢的收缩225
§ 6-3 宏观偏析.....178	三、铸铁的收缩227
一、正偏析178	四、铸件的收缩230
二、逆偏析182	§ 9-2 铸件中的缩孔和缩松.....232
三、V型偏析和逆V型偏析183	一、缩孔232
四、带状偏析184	二、缩松236
五、重力偏析186	三、灰铸铁和球铁铸件的缩孔和缩松239
第七章 铸件中的气体.....187	§ 9-3 防止铸件产生缩孔和缩松的途径.....241
§ 7-1 概述.....187	一、顺序凝固和同时凝固241
一、气体存在的形态187	二、浇注系统的引入位置及浇注工艺245
二、气体来源187	三、冒口、补贴和冷铁的应用246
三、气体对铸件质量的影响188	四、加压补缩248
§ 7-2 气体溶解与析出.....188	第十章 铸件的热裂.....250
一、金属吸收气体的过程188	§ 10-1 概述250
二、气体在金属中的溶解度189	§ 10-2 热裂形成的温度范围及形成机理251
§ 7-3 析出性气孔.....194	一、热裂形成的温度范围251
一、特征194	二、热裂形成机理253
二、析出性气孔的形成194	§ 10-3 影响热裂形成的因素256
三、防止析出性气孔的途径197	一、铸造合金性质的影响256
§ 7-4 反应性气孔.....198	二、铸型性质的影响259
一、特征198	三、浇注条件的影响261
二、金属与铸型间反应性气孔198	四、铸件结构的影响261
三、金属液内反应性气孔204	§ 10-4 防止铸件产生热裂的途径262
第八章 铸件中非金属夹杂物.....206	第十一章 铸造应力、变形及冷裂.....264
§ 8-1 概述.....206	§ 11-1 概述264
一、非金属夹杂物的来源和分类206	§ 11-2 铸件在冷却过程中产生的热应力264
二、非金属夹杂物对铸件质量的影响207	一、热应力产生过程264
§ 8-2 一次非金属夹杂物.....209	二、影响残余热应力的因素266
一、形成条件209	§ 11-3 铸件在冷却过程中产生的
二、夹杂物的偏晶结晶211	相变应力..... 269
三、一次夹杂物的长大与粗化212	§ 11-4 铸件在冷却过程中产生的机械阻碍
四、排除金属液中一次夹杂物的途径213	应力270
五、夹杂物的分布213	§ 11-5 减小及消除铸造应力的途径270
§ 8-3 二次氧化夹杂物.....214	§ 11-6 铸件的变形272
一、二次氧化夹杂物的形成机理214	§ 11-7 铸件的冷裂274
二、影响二次氧化夹杂物的因素215	§ 11-8 防止铸件产生变形和冷裂的途径275
三、防止和减少二次氧化夹杂物的途径216	附录: 国际单位制 (SI) 及其换算277

绪 论

一、本课程的性质和任务

铸造是金属成形的一种方法，作为区别于其他成形方法的基本特点，铸造是一种液态金属成形的方法，即将金属加热到液态，使其具有流动性，然后浇入到具有一定形状 of 型腔的铸型中，液态金属在重力场或外力场（压力、离心力、电磁力、振动惯性力等）的作用下充满型腔，冷却并凝固成具有型腔形状的铸件。随着少余量 and 无余量铸造方法的发展，有许多种铸件无需机械加工即可满足对零件精度和光洁度的要求。

铸造方法种类繁多，从一般砂型铸造到各种特种铸造，虽各具特点，但其本质是相同的，即为了获得铸件或铸锭，首先必须熔配出符合化学成分要求的液态金属，然后使其在铸型中凝固、冷却，形成铸件。因此，铸件形成过程对能否获得健全铸件以及铸件的使用性能关系极大。可以这样说，在金属制品中，除了粉末冶金法和电铸法制成的特殊金属制品外，几乎所有的金属制品都必须经过一次金属熔炼（或熔配）和金属的凝固过程。因此，铸件的性能以及铸锭经过塑性加工制成的棒材、板材、线材和各种型材的性能，无疑都受铸件或铸锭最初凝固组织的决定性的影响。

铸件或铸锭形成过程中产生的某些宏观缺陷，如宏观偏析、缩孔、气孔、非金属夹杂物、裂纹等都是十分有害的，即使经过锻造、压延等塑性加工，也不能完全消除它们对金属制品性能的影响，这些铸造缺陷将做为塑性加工后的痕迹，残留在金属制品中，对金属制品的使用性能具有潜在的危险性。因此，研究铸件形成过程及其理论基础，对获得高质量铸件具有十分重要的意义。

本课程是一门专业基础理论课，它的任务是运用所学过的基础课、技术基础课的理论知识来分析铸件形成过程的基本规律及内在联系；阐明液态金属的结构及其物理性质，液态金属充填铸型的能力及影响因素；分析金属与铸型在不同条件下的热交换特点，铸件温度场分布规律的数学分析及影响因素；阐述液态金属结晶的基本规律、铸件晶粒组织的形成及控制途径；分析金属凝固过程化学成分不均匀性、气体的溶解和析出、气孔和非金属夹杂物的形成机理、影响因素及防止途径；研究金属收缩的基本规律以及缩孔、热裂、应力变形、冷裂等缺陷形成机理、影响因素及防止途径。

本课程作为专业基础理论课，应着重阐述金属从液态到固态转变过程中的基本规律和内在联系，以及从液态到固态转变过程中影响金属性能和铸件质量的一些基本因素。

铸件形成过程中影响铸件质量的因素是多方面的，如罗列起来有几十种影响因素，但是对这些复杂的影响因素进行归纳分类，可以把它们分为四类因素：

第一类因素——金属性质方面的因素（其中包括金属的成分、结晶特点、金属的密度、比热、导热系数、结晶潜热、粘度、表面张力等）；

第二类因素——铸型性质方面的因素（其中包括铸型的蓄热系数、密度、比热、导热系数、铸型的温度、强度、透气性等）；

第三类因素——浇注条件方面的因素（包括液态金属的浇注温度、浇注速度、静压头、

外力场的影响等)；

第四类因素——铸件结构方面的因素（包括铸件的折算厚度，铸件的复杂程度等）。

本课程在阐述影响铸件质量的因素时，以四类因素作为一条主线。根据编者的教学实践，按照这样的教学体系阐述，有利于学生理解和掌握教学内容。

学生学完本课程后，应对铸件形成过程的实质有深入的理解，并能从理论的高度认识和分析铸件形成过程所产生的一系列实际问题，提出解决的途径。

本课程与其他课程的分工如下：

与《造型材料》的关系。关于造型材料和铸型的性质，本课程只作为影响铸件形成过程的因素进行分析。关于造型材料和铸型本身性能的获得以及金属与铸型相互作用而引起的铸造缺陷，如夹砂、粘砂、侵入性气孔等的形成机理及其防止，则在《造型材料》中讲授。

与《铸造工艺设计基础》的关系。本课程应为《铸造工艺设计基础》在金属充填铸型过程、冒口的补缩作用方面打下初步的理论基础，并从获得优质铸件的角度出发，对铸型提出有关要求。浇注系统和冒口的设计以及工艺措施等应在《铸造工艺设计基础》中讲授。

与《铸造合金及其熔炼》的关系。本课程主要讲授铸造合金结晶组织的形成及控制的一般规律，为使理论联系实际，可以用某种合金作例子。《铸造合金及其熔炼》则主要讲授各种具体合金的结晶过程，成分、组织和性能的关系，以及这些合金的突出的铸造性能、常见的铸造缺陷的形成机理及防止方法。

与《特种铸造》的关系。

关于压力、离心力、磁场、振动、真空等在铸件形成过程中的作用，本课程只作为影响因素分析，而《特种铸造》则应讲授各种特种铸造方法的原理及工艺。

与《金属学》的关系。本课程应在《金属学》讲授的自发结晶过程基本原理的基础上，着重讲授非自发结晶过程，晶体组织的形成以及铸件凝固组织的控制。

与《物理化学》、《流体力学》、《传热学》的关系。以上三门课程主要讲一般理论和基本规律，本课程则是应用上述课程的基本理论，阐述铸件形成过程中的基本规律。

二、我国铸造技术的发展

铸造是一门古老而年青的科学，根据文献记载和实物考察，证明我国铸造生产技术至少有四千年以上的悠久历史。这四千多年，大致可分为两个大的发展阶段：前两千年是以青铜铸造为主，发展冶铸技术，形成了灿烂的商周青铜文化，后两千年是以铸铁生产为主，推动了铸造技术的发展。

近期湖北随县出土的青铜器是青铜文化时期青铜铸件的杰出代表。从墓中出土的青铜器件总重达十吨左右。六十四件编钟铸造精巧，音律准确，音色优美。青铜尊，盘纹饰繁美，玲珑剔透，综合地使用了该期最先进的技术，是迄今为止传世和出土的青铜器中最复杂和最精致的，充分证明该时期铜合金冶炼和铸造达到了很高的水平。

由于战国时期青铜冶铸技术的高度发展，出现《考工记》关于“金有六齐：六分其金，而锡居一，谓之钟鼎之齐；五分其金，而锡居一，谓之斧斤之齐；四分其金，而锡居一，谓之戈戟之齐；三分其金，而锡居一，谓之大刀之齐；五分其金，而锡居二，谓之削杀矢之齐；金，锡半，谓之鉴燧之齐”的珍贵记述，是世界上最早的合金配比规律。这说明人们对不同成分的合金具有不同的机械性能和用途已有明确的认识。

由于我国青铜铸造技术的发达，在商代已能得到 1200°C 以上的炉温，因此在公元前六世

纪就发明了生铁和铸铁技术，比欧洲要早一千八百多年。据《左传》记载，公元前 513 年，晋国曾铸造铁的刑鼎，类似的实物已有湖南长沙发现。生铁、熟铁同时出现，并行发展，是我国古代铁冶炼技术的重要特点。

战国时期的著作《管子》说：“出铁之山三千六百九”。到了战国中期，生铁铸造的农具、手工工具已取代青铜成为主要的生产工具，使社会生产面貌发生了巨大变化。由于社会对生铁工具的大量需求，使铸铁金属型（古称铁范）很早在我国发明了。河北兴隆燕国冶铸作坊曾出土战国铁范八十七件，可以铸造铁锄、铁斧、铁镰、铁耨和车具，工艺水平很高。

铸铁生产工具的使用，促进了铸铁强韧化早期发明。过去，人们都只知道韧性铸铁（即可锻铸铁）是法国人莱翁缪尔在 1722 年发明的。1956 年英国冶金史家考格兰在《旧大陆史前和早期的铁》一书中写到：“铸铁在古代确实是有，可锻铸铁则只能在近代技术手段下才得以生产，在古代是不为人知的”。可是在 1957 年，我国有关部门通过检验古代铁器，发现早在战国时期，我们的先人已能通过石墨化热处理和脱碳热处理分别获得黑心韧性铸铁和白心可锻铸铁。例如河南南阳汉代冶作坊所出九件铁农具，有八件是黑心韧性铸铁，其质量与现代同类产品相当，可称技术史上的奇迹。

尤其是使人惊奇的是，早在西汉晚期，铸铁中还出现了球状石墨。例如 1978 年，对河南巩县铁生沟西汉铁铤进行检验，发现基体中石墨球化良好，经鉴定，球化率相当于一机部颁标准一类 A 级（图 0-1）。在偏光下有典型的放射状组织。现代球墨铸铁是英国人莫洛于 1947 年研制成功的，大概没有哪位铸造工作者会想到早在公元前一世纪，中国的

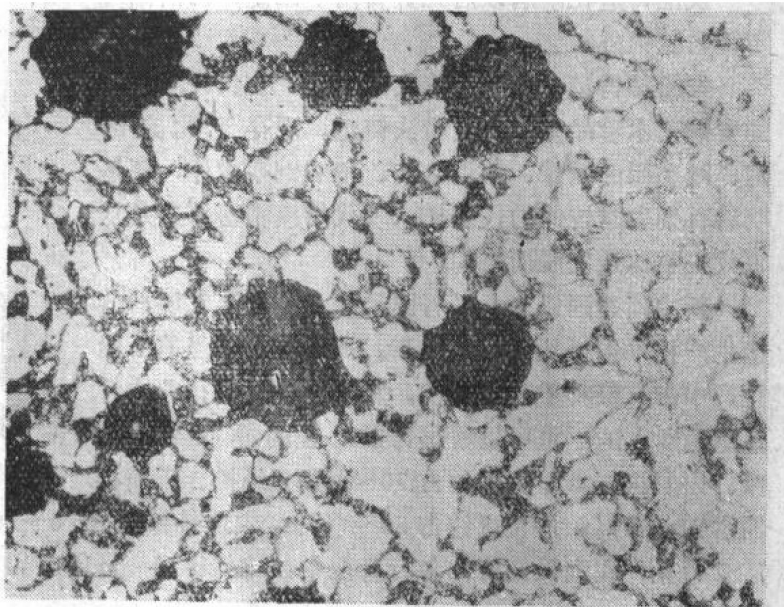


图0-1 古代铸铁中的球状石墨组织
（西汉铁铤金相组织，河南巩县出土）

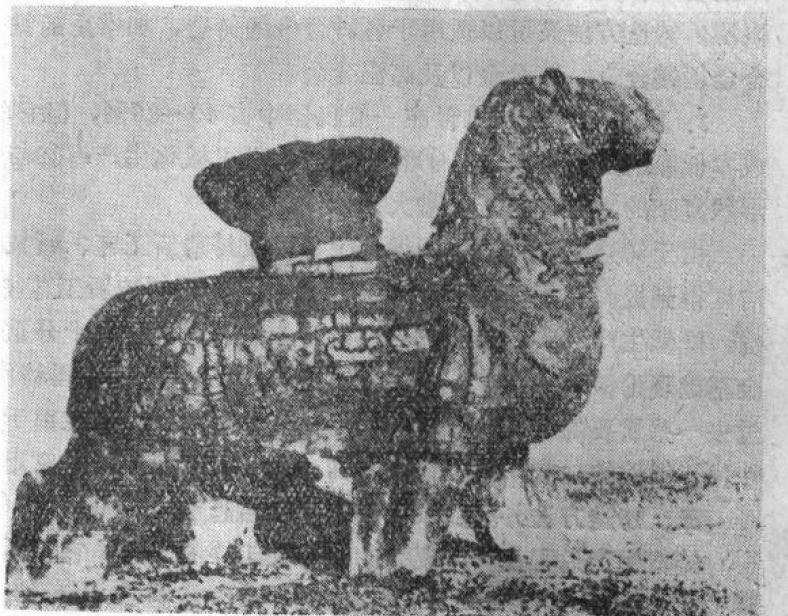


图0-2 沧县五代铁狮

铸造工匠已创造出了球状石墨的铸铁件。

隋唐以后,社会经济有了进一步发展,铸造技术向大型和特大型铸件发展。现在河北沧县的五代时期大铁狮(见图0-2),高五米多,长近六米,重十万多斤,是公元十世纪五代后周时铸造的。著名的当阳铁塔(见图0-3),分十三层叠成,重十余万斤,铸于北宋淳熙年间。此外,北京明永乐大钟重四十多吨,钟体内外遍铸经文十余万字。

铁范铸造在隋唐以后一直盛用于犁镜,山西阳城犁镜名驰中外。

失腊法铸造在我国有悠久的历史,古代许多精致的青铜艺术珍品多采用失腊法铸造。现存于北京故宫、颐和园的铜像、铜狮、鹤、龟和铜亭构件,便是明清时期失腊铸件的代表作。现代熔模精密铸造是从古代失腊铸造发展而来的。

新中国建国以来,随着国民经济的迅速发展,铸造生产技术也得到迅速的提高。铸造技术在当前工业生产中占有极其重要的地位。从以下各机械行业中铸件重量所占的比重可以看出铸造工艺的重要性:机床、内燃机、重型机器约占70~90%;风机、压缩机约占60~80%;拖拉机约占50~70%;农业机械约占40~70%;汽车约占20~30%。

可见,在国民经济的各行各业中,铸件得到广泛的应用,这是因为铸造工艺具有一系列的优点:

1. 适应性强:就能生产的铸件重量而言,小至几克,大至数百吨;壁厚从0.5毫米到1米左右;长度从几毫米到十几米,可以说,铸造方法不受零件大小、形状和结构复杂程度的限制。铸造方法又可以适用于各种合金的铸造,如常用的铁合金(铸铁、铸钢)、铝合金、铜合金、镁合金、锌合金以及高温合金。

2. 成本低:铸件重量在一般机器中占40~80%,但它的成本仅占总成本的25~30%。成本低廉的原因是由于:①容易实现大量机械化生产;②与锻造相比动力消耗少;③可铸出形状复杂的零件,加工余量大为减少。

由于铸造生产过程不断得到完善以及铸造新工艺、新技术不断被采用,铸件的精度和光洁度得到提高(见表0-1),使少余量和无余量铸造新工艺得到迅速发展,这对减少金属的浪费,降低生产成本,改变机器制造行业的面貌,具有十分重要的意义。同时,由于对铸造合金基础理论深入的研究,铸件质量检验方法的完善,使得铸件的质量和性能有了很大的提高。过去一些重要的承受交变载荷的零件多采用锻件,现在由于铸件性能得到提高,出现了以铸件代替锻件的趋势,球墨铸铁曲轴在内燃机方面广泛的应用就是一个很好的实例。

三、铸造方法分类以及铸造技术发展趋势

铸造生产过程是一个复杂的综合性工序的组合,它包括许多生产工序和环节,从金属材料及非金属材料的准备,到合金熔配、造型、制芯、合箱浇注、金属凝固冷却以至获得合格的铸件,图0-2表示砂型铸造生产工序的流水线,生产工序较多,周期较长,如采用特种铸

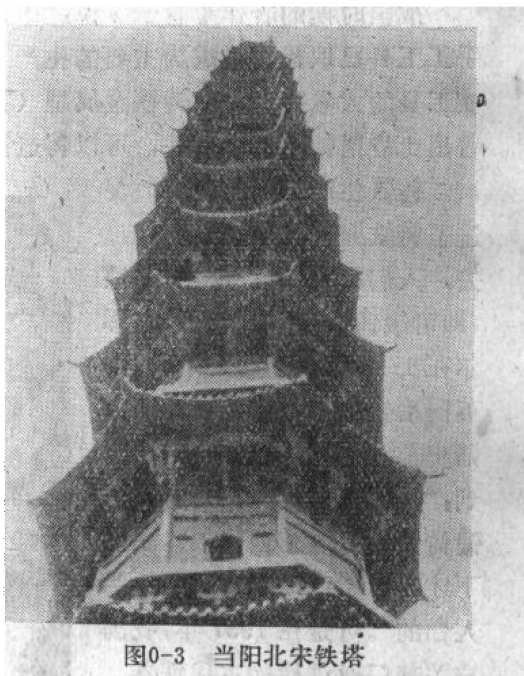


图0-3 当阳北宋铁塔

表0-1 各种铸造工艺达到的精度和光洁度

项 目 铸造工艺	尺 寸 精 度	表 面 光 洁 度
普通砂型铸造	7~8级	$\nabla 3$ 左右
高 压 造 型	5~7级	$\nabla 3 \sim \nabla 5$
压 铸	3~5, 一般为3级	$\nabla 5 \sim \nabla 7$, 一般为 $\nabla 6$
熔 模 铸 造	3~5, 一般为4级	$\nabla 4 \sim \nabla 6$, 一般为 $\nabla 5$ 以上
陶 瓷 型 铸 造	3~5级	$\nabla 4 \sim \nabla 7$, 一般为 $\nabla 6$ 以上
低 压 铸 造	3~5, 一般为4级	$\nabla 5 \sim \nabla 7$, 一般为 $\nabla 6$ 以上
壳 型 铸 造	5~7级	$\nabla 4 \sim \nabla 6$
金 属 型 铸 造	4~7, 一般为5级	$\nabla 4 \sim \nabla 6$

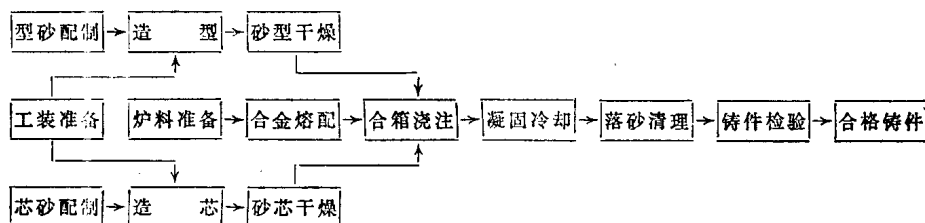


图0-4 砂型铸造生产工序的流程

造工艺，生产工艺将大大简化，周期也将大大缩短。

目前铸造方法的种类繁多。如按生产方法分类，可分为砂型铸造和特种铸造。砂型铸造按其造型方法又可分为手工造型、一般机器造型和高压造型。而在特种铸造方法中，又可分为金属型铸造、压力铸造、离心铸造、低压铸造、熔模铸造、陶瓷型铸造、连续铸造、真空吸铸、磁型铸造、挤压铸造等。按所用合金分类可分为铸铁、铸钢、铝合金、镁合金、铜合金、钛合金铸造等。还有其他分类方法，不再赘述。

各种铸造方法都有其特点和应用范围，究竟应该采用那一种铸造方法，这要根据铸件的大小、形状、生产批量、对铸件精度和光洁度的要求以及经济性加以综合考虑。

随着科学技术的发展以及我国实现四个现代化的需要，当前铸造技术发展的趋势是，在加强铸造基础理论研究的同时，发展和革新铸造新工艺及新设备，在稳定提高铸件质量、精度、光洁度的前提下发展专业化生产，积极实现铸造生产过程的机械化、自动化，减少公害，节约能源，降低成本，使铸造技术进一步成为可与其他成形工艺相竞争的少余量、无余量成形工艺。概括起来讲，铸造生产应该在优质、精化的前提下，实现高产、低耗、无害、价廉。

参 考 文 献

- 〔1〕 华觉明：球墨铸铁动态，第二期 佛山球墨铸铁研究所，1979。
- 〔2〕 中国冶金史编写组：化学通报，1978年第二期。
- 〔3〕 机械工程手册，第39篇，铸造，机械工业出版社，1979年。

第一章 液态金属的结构与性质

既然铸造是一种液态金属成型的方法，铸件形成过程就是液态金属充填铸型，并在铸型中冷却，产生一系列结构与性质的变化过程。例如液态金属冷却时会产生体积的变化、固相的析出、固相生长过程中溶质的再分配、气体和非金属夹杂物的析出等。这些变化都与铸件的母体—液态金属的结构与性质密切相关。每个铸造工作者必须对液态金属的结构与性质有一个基本的了解，以便自觉地通过金属的提炼（或提纯）、合金化、净化、孕育和变质来控制液态金属的组成和结构，并充分利用液态金属的各种性能来达到工艺或检测的要求。控制液态金属的结构可以控制铸件的结晶过程、晶粒组织、铸件的偏析、气体及非金属夹杂物的数量、形态和分布情况，提高铸件的性能。利用液态金属的特有性质已形成了许多铸造方法及获得健全铸件的原理和工艺，而且发展了许多检测铸件凝固过程、组织形成和判断缺陷形成原因的技术。

本章从金属中原子热运动的一般规律出发，了解固体金属的熔化过程，并通过熔化前后金属某些物理性质的变化，对比固、液态之间结构的差异，以分析液态金属的结构特点，然后进一步分析液态金属某些主要性质的物理本质，以及这些性质与一些工艺因素的关系。

§ 1-1 液态金属的结构

一、金属原子的热运动

从金属键的基本概念可知，金属原子的结合主要靠带正电荷的离子（原子核及内层电子）和在正离子之间迅速运动着的公有电子（电子云）之间的库伦引力。由于同时存在着正离子之间和电子之间的库伦斥力，原子间存在着一定的作用力之间和能量之间的平衡关系。在一定的温度下，这些作用力的大小与原子之间的距离有关（图 1-1）。当两原子 A 、 B 间的距离为 R_0 时，引力和斥力相等， B 原子*所受合力为零，势能 W 最小， B 原子处于最稳定的状态。

由于随距离的缩短斥力比引力增长得快，当 $R < R_0$ 时， B 原子受到的合力是 A 原子的斥力，而且距离进一步缩短时，斥力增加很快，受斥力力场的作用，势能也随之增加。从力的作用看，斥力趋向把 B 原子推回 R_0 处；而从能量观点来看， B 原子要趋向降低势能。同样，由于随距离的增加，斥力比引力减小得快。当 $R > R_0$ 时， B 原子受的合力是引力，势能也升高，使两原子趋向接近。因此 R_0 是两原子之间的平衡距离。如假定 A 原子固定，则 B 原子以 R_0 处为平衡位置，任何偏离平衡位置都引起原子所受引力和斥力的不平衡，势能升高，最后仍趋向势能最低的平衡位置。

在平衡位置两边，势能升高，称为势垒。因此，金属中每个原子都处于能量最低的平衡位置，周围则是势垒，势垒的最大值为 Q （参见图 1-1）。势垒之间称为势阱。但并不是说这些原子都是固定在平衡位置上不动。物质世界的一切都处于永不停息的运动之中，同样，物质的任何一种形态都在运动之中，因此只要在高于绝对零度的温度下，这些原子都在以平衡

* 实际是去掉外层价电子的阳离子。

位置为中心作三维的热振动。振动的能量决定于温度。原子在作热振动时，一偏离平衡位置就引起势能的升高和动能的降低，因为作用力所产生的加速度都指向平衡位置。随着位置的偏离，当动能全部转化为势能时，原子已不能继续偏离，这就是原子偏离的最大距离。以后在引力或斥力的作用下，原子又返向平衡位置，势能又逐渐转化为动能。到达平衡位置时，势能降为零而动能达到最大值，在动能的作用下，原子继续向前作偏离平衡位置的运动，直到动能又全部转化为势能。如此往复进行着振动。如果原子的最大动能小于 Q 时，原子只能在势阱里的平衡位置附近振动，不断进行动能和势能的相互转换，但当原子的最大动能超过 Q 时，就能越过势垒，即克服邻近原子对它的引力而自由运动或进入另一势阱，后者即原子在点阵中的跳跃。因此 Q 亦称为结合能、键能或激活能，总之是原子能克服邻近原子的相互作用而自由运动的能量（动能和势能的代数和）。原子的热运动就是每一原子在平衡位置附近的振动和克服势垒后的跳跃。在金属点阵中，每个原子都处在不停息的振动和时而进行的跳跃之中。原子在一个位置上停留的时间称为原子停留时间，用 τ 表示

$$\tau = A \cdot e^{Q/kT} \quad (1-1)$$

其中 Q ——激活能， k ——Boltzmann 常数，等于 $1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ ， T ——温度 K， A ——系数。

τ 愈短说明原子运动愈激烈。据估算^[1]，在室温时 τ 为 10^5 秒数量级（约一昼夜），而加热到接近熔点时 τ 降到 10^{-4} 秒数量级，可见此时原子的热运动已非常剧烈，在进行着剧烈的跳跃。

原子热运动的能量就是每时每刻它所具有的动能与势能的代数和。

由于原子之间的联系是三维的，每个原子在三维方向都有相邻的原子，彼此的振动方向是杂乱无章，经常相互碰撞、相互传递能量，因此不仅每个原子的能量在经常变化，而且各原子的热运动能量不是均等的，而且是相差悬殊的。在碰撞时，有的原子把一部分能量传给别的原子，自己的能量降低了；有的原子得到能量后，能量增大了，造成每个原子和各个原子在每时每刻具有的能量都是不一样的。结果总是有一些原子的能量大于或大大超过原子的平均能量，而有的原子的能量则小于或远远小于平均能量。这种能量的不均匀性称为能量起伏。

尽管各原子的能量是不同的，但所有原子的平均能量 E_M 决定于温度：

$$E_M = \frac{3}{2} kT \quad (1-2)$$

式中 k 为 Boltzmann 常数。由于振动时，原子不断在势阱附近作动能 $\rightleftharpoons$ 势能的转换，在每个瞬间，此能量等于此时动能和势能之和，而在平衡位置时全部转化为动能。

能量起伏可用 Boltzmann—Maxwell 能量分布规律来描述（图 1-2）。横座标为能量 E ，

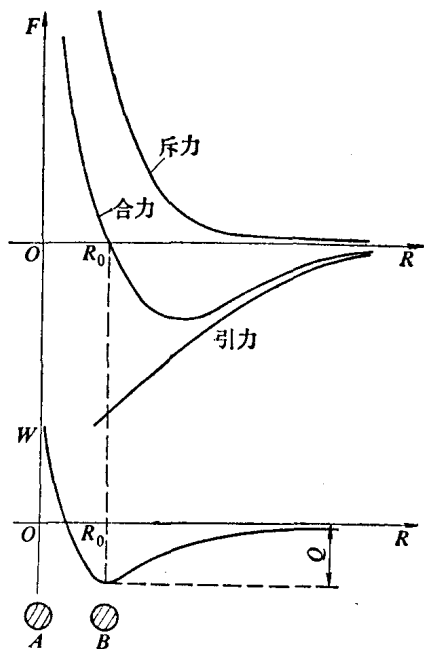


图1-1 B原子所受A原子的作用力 F 、作用力所引起的势能 W 与距离 R 的关系

纵坐标为具有某一能量的原子数 N_A ，准确地说，应为分布函数 $\frac{\Delta N}{N \cdot \Delta E}$ 曲线所包含的面积为总原子数 N ，则影线所示为能量等于及超过 Q 的原子数 n 。 n 可近似地由下式求得：

$$n = N e^{-Q/kT} \quad (1-3)$$

其中 $kT/2$ 为最大几率的动能。可见，在每一温度下，总有一些原子具有超过某一 Q 的能量。如 Q 是激活能（图 1-1 中的势垒），则总有一些原子能克服势垒，离开原来的平衡位置而跳跃，在原先的位置处留下空位。如果这些原子处在金属表面，其中一部分可脱离表面，造成金属的蒸发。这些原子称为活化原子。

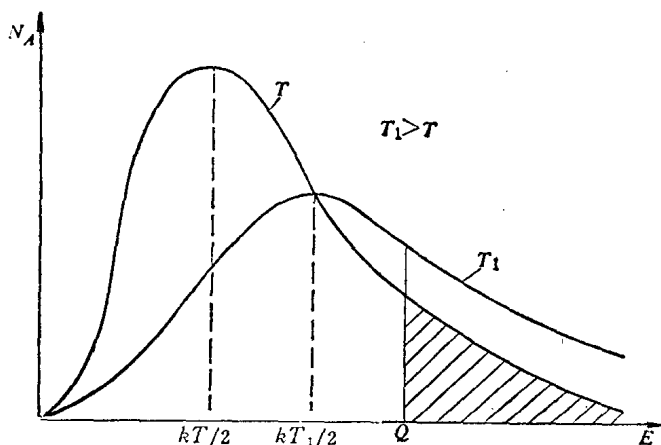


图1-2 原子能量的统计分布

激活能 Q 越大，则影线面积越小，即活化原子越少，这也可从式 (1-3) 得出。

温度升高到 T_1 时，原子的平均能量增大，其最大几率的能量也增大，即 $kT_1/2 > kT/2$ ，曲线右移，影线部分扩大，活化原子数增加，故热运动更甚，有更多原子能在点阵内跳跃或在表面蒸发，使金属中的空位数也大为增加。热运动增加，原子间的能量传递也更频繁，故能量分布更分散，曲线的峰值降低。

能量起伏的理论是了解物质微观运动的一个非常重要的概念。可以说，没有能量起伏，则没有扩散、没有蒸发、没有凝聚态相变以及一系列物理、化学过程。式 (1-3) 也适用于分析其它能量（动能、自由能等）的分布。

式 (1-3) 经变换还可以作另一用途。设具有及大于能量 Q 的原子数为 n_0 ，而能量等于及大于 $Q + \Delta E$ 的原子数为 $n_{Q+\Delta E}$ ，则不难导出，

$$n_{Q+\Delta E} = n_0 \cdot e^{-\Delta E/kT} \quad (1-4)$$

换言之， $n_{Q+\Delta E}$ 为达到和超过比 Q 大 ΔE 能量的原子数。

二、金属的熔化

由于铸造及冶金实践中接触的液体金属在熔点以上过热不高（高于熔点 $100 \sim 300 \text{ K}$ ），在整个固—液—气三态中，这种液态温度靠近于固态而远离气态。为了研究这种液态的结构，最好从固态金属的熔化来考查金属从固态转变为液态时，其结构的变化过程。

当金属被加热时，金属原子的能量大为增加，其结果是：①热振动加剧，振幅增大，由于图 1-1 的 $W = f(R)$ 线是不对称的， B 与 A 原子间的平均距离便增大（ B 原子振动的中心位置右移），产生金属尺寸的膨胀^[1, 5]；②能量达到及大于 Q 的活化原子增多，原子在点阵中频繁跳跃，增加了点阵内的空位数，还可能使晶界逐渐产生移动。

但金属熔化时不要求所有或绝大部分原子的能量都达到或大于 Q 值，因为此时原子间的结合已基本破坏，这些原子都能自由运动，金属便变为气体了。实验表明，金属的熔化是从晶界开始的，是原子间结合的局部破坏，因为晶界上的原子排列方式比较不规则，许多原子偏离平衡位置，原子势能较高，不需达到 Q 的热运动能量便可以克服势垒 Q 而脱离邻近原子的束缚。设原子因排列不规则而产生的势能为 W ，则原子克服势垒 Q 所需的热运动能量 E 为

$$E \geq Q - W$$

因此在高温下，能离开平衡位置进行跳跃的原子数大为增加。在一定应力的作用下，这些原子能作定向的运动，产生晶粒间的相对流动，称为晶界粘滞流动。

当温度达到熔点时，晶粒之间的结合受到极大破坏，晶粒之间更容易产生相对运动。晶粒内部绝大多数原子虽没有达到 Q 的能量，但已有相当多的原子处于活化状态，它们在原有晶粒内部频繁跳跃、转移，使点阵内的空位数大为增加；在晶界上的原子则可以脱离原有晶粒表面而向邻近晶粒跳跃，于是原有晶粒逐渐失去固定的形状和尺寸。

为了使金属转变为具有流动能力的液体，还需要继续提供能量使原子间的结合进一步破坏，使原有晶粒进一步瓦解为小的原子集团。这时，外部提供的能量并不使金属的温度进一步升高，而是使原子间的结合进一步破坏，这种能量称为熔化潜热。熔化潜热使液体原子比固态时具有更高的能量（图 1-3）。固态时原子跳离平衡位置所需激活能为 Q_s ，液态时原子跳离平衡位置所需的能量只要 Q_L 。因为 $Q_L = Q_s - L$ ，即 $Q_L < Q_s$ ，所以在液态时，原子之间的结合能大为减小，原子更容易跳跃、移动。

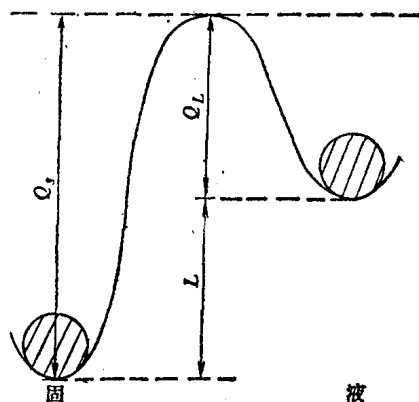


图1-3 固→液时能量的变化
 Q_s —固态激活能 Q_L —液态激活能
 L —熔化潜热

金属熔化过程及金属的液态结构可以通过两种方法进行研究。一种是间接的方法，即通过固 $\rightleftharpoons$ 液态转变时一些物理性质的变化去判断液态的原子结合状况；另一种较为直接的，即通过液体金属的X线结构分析以研究液态中原子的排列情况。

为了便于与固态进行比较，并更形象地判断液体金属中的原子结合情况，我们只分析以下两种属性：

（1）当固体变成气体时，其体积无限膨胀，而金属熔化，即变成液体时，其比容仅增加3~5%，即原子间的平均间距仅增加1~1.5%，这说明原子间仍有较大的结合能，原子的分布仍具有一定规律性。

（2）如果说升华热（固 $\rightarrow$ 气）是使原子间的结合全部破坏所需的能量，则熔化潜热一般只有升华热的3~7%（表1-1），即熔化时原子间的结合能仅减小了百分之几。

表1-1 几种金属的熔化热与升华热的比较

金 属	Zn	Fe	Cr	Mn	Al	Cu
熔化潜热 Q_m (cal/mol)	1959	3560	3930	3450	2500	3110
升华热 $Q_{\text{升}}$ (cal/mol)	29022	94000	88000	74000	50500	83900
$Q_m/Q_{\text{升}} \times 100\%$	5.5	3.8	4.5	4.7	5.0	3.7

由此可见，金属的熔化并不是原子间结合的全部破坏，液体金属内原子的分布仍具有一定规律性，这与气态大不相同。可以说，金属熔化后，甚至在并不太高的过热温度下，其结构类似固态，而不是类似气态，只是原子的热运动大为加剧。

三、金属的液态结构

上述分析已为对液态金属进行X线衍射分析结果所证实。

图 1-4 为按 X 线衍射数据经过整理而得的一个图^[3],表示某一个选定的原子周围的原子分布密度。 r 为距所选定原子的距离,从三维空间说,相当于以所选定原子为中心的一系列球体的半径。 $\rho(r)$ 为密度函数,则 $\rho(r)4\pi r^2 dr$ 表示围绕所选定原子的半径为 r 、厚度为 dr 的一层球壳中的原子数,其最邻近的球壳中的原子数就是配位数。固态金属中原子的停留时间长,在衍射过程中主要在平衡位置上作热振动,故衍射结果得一条条清晰线,每条线都有明确的位置 (r) 和峰值 (原子数)。液态金属中除热振动外尚有激烈的瞬息万变的跳跃,每个原子没有固定的位置,故衍射结果为一条条带,其峰值位置表示在衍射过程中相邻原子间最大几率的原子间距。由图可见,液态金属的原子分布曲线波动于平均密度曲线 ($4\pi r^2 \rho_0$) 的上下,其第一个峰值位置与固态衍射线极为相近,其配位数也相近^[3,4],第二峰值尚略可见,而在距选定原子不太远的距离 ($\sim 10 \text{ \AA}$) 时它与平均密度线相重,即此处的原子排列已无序了。这些结果说明:液态金属中原子的排列在几个原子间距的范围内与其固态的排列方式基本一致,但由于原子间距的增大和空位的增多,原子的配位数略有变化 (表 1-2),此外还可以看到原子的热运动大为增强。

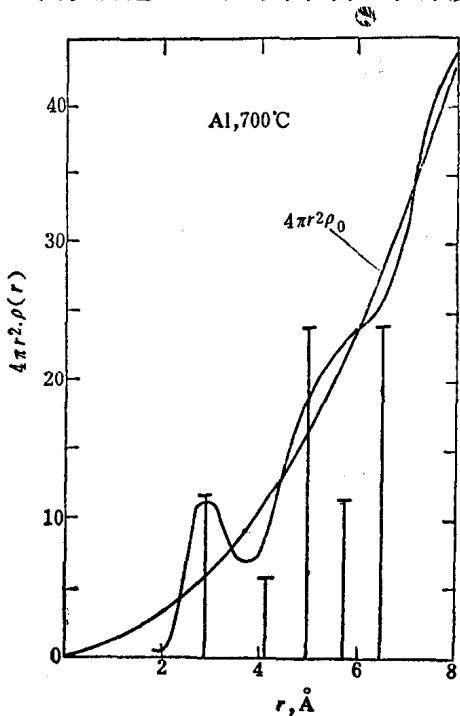


图1-4 700℃ 时液态 Al 中原子分布曲线^[3]
当 $r \rightarrow \infty$ 时, $\rho(r) \rightarrow \rho_0$, 表示在较大体积中的原子平均密度 (相当于非晶态材料)^[4]

由此可见,金属在熔化后,以及在靠近熔点不远的温度范围内 (铸造时的熔化和浇注温度都属于此),液体状态的结构有以下特点:

表1-2 X 线衍射所得液态和固态金属结构参数的比较^[4]

金 属	液 态			固 态	
	温度 K	原子间距 $\text{\AA}$	配 位 数	原子间距 $\text{\AA}$	配 位 数
Li	473	3.24	10**	3.03	8
Na	373	3.83	8	3.72	8
Al	973	2.96	10~11	2.86	12
K	343	4.64	8	4.50	8
Zn	733	2.94	11	2.65、2.94	6+6*
Cd	623	3.06	8	2.97、3.30	6+6*
Sn	553	3.20	11	3.02、3.15	4+2*
Au	1373	2.86	11	2.88	12
Bi	613	3.32	7~8***	3.09、3.46	3+3*

* 这些原子的第一、二层近邻原子非常相近,两层原子都算作配位数,但以“+”号表示区别,在液态金属中两层合一^[6]。

** 其配位数虽增大,但密度仍减小。

*** 固态结构较松散,熔化后密度增大^[3]。

① 原子间仍保持较强的结合能,因此原子的排列在较小距离内仍具有一定规律性,且其平均原子间距增加不大。