

35040

2
1

中文资源

金相基础

上册

山东工学院

金 相 基 础

山东工学院金相热处理教研室编

DX60/28



一九七八年

A 847010

目 录

第一章 金属的结晶	1
一、金属结晶.....	1
二、金属结晶理论.....	2
三、铸锭组织.....	9
四、焊缝组织.....	10
五、细化晶粒的途径.....	11
第二章 二元合金相图及组织	13
一、概述.....	13
二、匀晶相图.....	20
三、共晶相图.....	27
四、包晶相图.....	38
第三章 铁碳合金相图及组织	41
一、铁碳合金相图.....	41
二、典型铁碳合金的结晶过程.....	42
三、碳及杂质对钢显微组织的影响.....	46
四、铸钢组织.....	50
第四章 固态相变的类型、形核及长大	53
一、固态相变类型.....	53
二、固态相变的形核.....	55
三、生成相的生长速度.....	67
第五章 钢在加热时的转变	72
奥氏体的形成过程.....	72
影响奥氏体形成速度的因素.....	73



767(A) 847007

三、奥氏体晶粒长大	81
四、影响奥氏体晶粒大小的因素	83
第六章 过冷奥氏体相变类型、先共析相的析出及其形态	94
一、过冷奥氏体相变类型	94
二、过冷奥氏体等温转变曲线—S曲线	97
三、铁的多形性转变	100
四、先共析相的析出及其形态	102
第七章 珠光体相变及其产物的组织形态	129
一、珠光体的组织形态及其形成过程	129
二、珠光体相变动力学	150
三、珠光体的性能及影响因素	159
第八章 钢中马氏体相变	165
一、马氏体的组织形态及精细结构	165
二、马氏体转变的主要特征	186
三、影响马氏体转变的因素	198
四、马氏体的性能	193

目 录

第九章 贝氏体相变及其产物的组织形态	205
一、贝氏体的组织形态和性能.....	205
二、贝氏体的形成.....	220
三、贝氏体转变规律的实际应用.....	234
第十章 奥氏体在连续冷却时转变	239
一、连续冷却转变的特点及影响因素.....	239
二、连续冷却转变时所产生的金相组织形态.....	249
三、冷却速度与转变产物和性能之间的关系.....	267
四、连续冷却转变图.....	268
五、连续冷却转变图的应用.....	276
第十一章 钢的回火转变	292
一、淬火钢回火时组织转变过程.....	292
二、淬火钢回火时性能的变化.....	309
三、回火脆性及防止措施.....	317
四、非马氏体组织的回火.....	320
第十二章 钢的化学热处理, 渗碳钢的金相组织形态	324
一、化学热处理的基本过程.....	324
二、渗碳钢的金相组织形态.....	329
第十三章 钢的氮化的金相组织形态	351
一、氮化层中的相和组织形态.....	351
二、氮化层的观测.....	357
三、实用氮化件金相组织形态.....	363

四、氮化质量的检验.....	366
第十四章 钢的软氮化和离子氮化的金相组织形态.....	371
一、尿素热分解气体软氮化的金相组织形态.....	371
二、甲酰胺滴注热分解气体软氮化.....	383
三、离子氮化.....	385
第十五章 钢铁渗硼和碳、氮、硼三元共渗的金相组织形态.....	393
一、钢铁渗硼的金相组织.....	393
二、碳、氮、硼三元共渗.....	399

第一章 金属的结晶

多数金属材料在生产制造过程中，都需要经历液态到固态的结晶过程，例如，各种金属材料的铸锭或铸件就是通过液态的凝固而得到的。金属材料的铸态组织不仅影响铸件的性能，而且还影响各种锻轧件的工艺性能和使用性能。因此，了解金属从液态凝固为固态的规律是十分必要的。

一 金属结晶

一、金属结晶的过冷现象

液态金属冷至熔点以下，转变为固态晶体的过程，叫做结晶。纯金属的结晶是在一个恒定的温度—凝固点下进行的。金属的凝固点可用热分析等实验方法来测定。

图1—1是热分析装置示意图。将金属熔化后保温适当时间，然后缓慢冷却（冷却速度不大于 $1\sim 1.5^{\circ}\text{C}/\text{分}$ ），测其温度随时间的变化，绘成冷却曲线。纯金属的冷却曲线出现平台的温度便是由液态转变为固态的凝固点即实际结晶温度。

大量实验表明，纯金属的实际结晶温度 T_n 总是低于其熔化温度 T_s ，这种现象叫做过冷。 T_n 与 T_s 之间的差值 ΔT ，叫做过冷度（ $\Delta T = T_n - T_s$ ）。同一金属从液态冷却时，冷却速度越大，结晶时的过冷度也越大。实际金属总是在过冷情况下进行结晶的，过冷是金属结晶的必要条件。

二、金属结晶的一般过程

液态金属凝固为固态是不可能在一瞬间完成的，它必须经过一个由小到大，由局部到整体的发展过程。通过大量的实验观察，证明结晶过程总是从形成一些极细小的晶体而开始的，随后，以它们为核心再向液体中不断长大。这种作为结晶核心的微小晶体叫做晶核。结晶过程就是不断形核和长大的质变过程。形核和长大交迭地充满整个过程，直至液相消耗完毕，结果便形成固相多晶体。实验表明，上述结晶过程中这种形核及长大的过程是一个普遍规律，但对于大体积的液体的结晶，例如金属铸锭的结晶，其形核及长大过程要比上述小体积液体的情况要复杂些，因为它还要考虑温度不均匀的问题等等。

取一块金属试样，把它的表面进行抛光，并用化学试剂在抛光的表面上进行浸蚀，然后放到金相显微镜下进行观察，所看到的组织，称为显微组织。图1—2是纯铁的显

微组织。每个多边形颗粒称为“晶粒”，晶粒与晶粒之间的交界面称为“晶界”。凡由两颗以上晶粒所组成的金属称为多晶体金属。一般金属都是由许许多多晶粒所组成的多晶体，每颗晶粒呈多面体形状，晶粒之间互相紧密结合，显微镜下所看到的显微组织是实际金属中晶粒的截面形状，见图1—3。

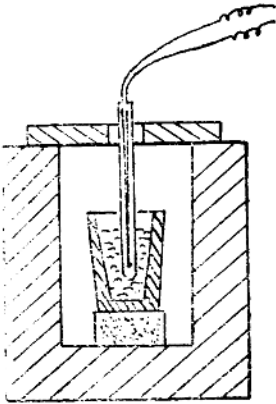


图1—1 热分析装置示意图



图1—2 纯铁显微组织

二 金属结晶理论

一、金属结晶的能量条件

液态金属是在一定温度下结晶，但需要有一定大小的过冷度。为了说明这个问题，这里可根据自然界存在的热力学第二定律来阐明。

生活实践告诉我们：热量的传递必定自发地从高温流向低温；电流的自发流向必然是从高电位向低电位方向流动，直至电位相等为止。

上述事实说明，在一定条件下，什么样的过程可以自发进行，进行到什么限度为止。例如，用温差来判断热量的自发流向，用电位差可判断电流的流向。然而，并非所

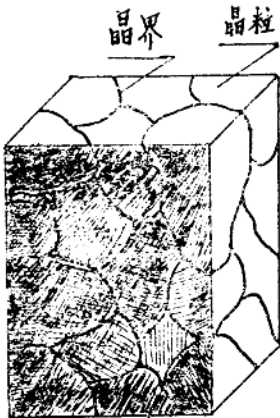


图1—3 金属内部的晶粒晶界组织

有过程都能用经验就可以判断出来的。例如，金属的结晶或相变及化学反应的方向和限度，就不能象上述举的例子那样单凭感觉就能判断出来。

热力学第二定律，就是作为解决那些不违背能量守恒定律的过程，究竟在什么样的条件下，才能自发进行的问题而提出来的。因此，为了判断出在不同条件下，某一过程的自发进行的方向的限度，引入“自由能”这个物理量作为判断的尺度。

根据热力学第二定律，在恒温恒压或恒温恒容条件下，只有引起系统自由能降低的过程才能自发进行。

图1—4表示液、固相的自由能随温度变化曲线。它们的变化趋势是一样的。但是，由于液、固相中原子排列规则程度不同，使得液相自由能随温度的变化趋势较之固相的为陡些。这样就必然有一交点温度 T_s 。由图可见，当温度高于 T_s 时，液相具有较低的自由能，这在热力学上来说，液相是稳定的。但当温度低于 T_s 时，由于固相具有较低的自由能，所以固相是稳定的。

曲线上的 T_s 点表示液、固两相的自由能相等的温度，也可以说是，液、固两相处于暂时的、相对的平衡和统一状态的温度。这一 T_s 温度，即前述的金属熔点，也叫理论结晶温度或称平衡结晶温度。正因如此，如将液相冷却到 T_s 温度时，是不会进行结晶的。

一切过程都有始有终，一切过程都转化为它们的对立物，但是这需要一定条件。对于结晶过程来说，欲使结晶完成，就必须冷却到低于 T_s 某一温度下才行，其所以能够进行，这是因为此时满足了固相自由能低于液相自由能的条件。过冷是结晶的必要条件的原因就在于此。

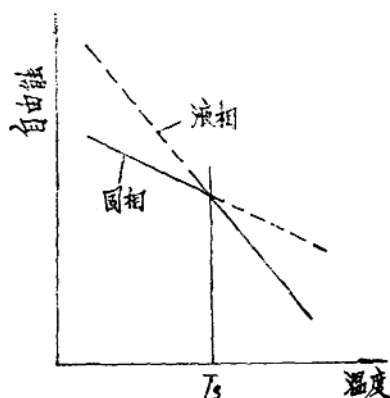


图1—4 液、固态金属自由能与温度关系

二、金属结晶的结构条件

过冷的液态金属可以结晶为固态晶体，说明在液态金属中存在着转化为固态晶体的结构条件。

研究指出，固态金属中，原子都呈有规则的排列，并在一定位置附近作热振动，原子在热振动过程中，呈现出正弦波的排列形式。固态金属的这种结构特征，称为“远程有序”结构。加热熔化时，由于原子动能增加，破坏了固态金属中的远程有序结构。但是在接近于结晶温度时，在液体金属的微小体积内仍然呈现出时聚时散的有规律排列的原子集团，它们的结构与固态金属相似，我们称其为“近程有序”结构。液态金属中出现这种时聚时散的有规律排列的原子集团的现象，叫做“结构起伏”。正因为如此，提

供了结晶的有利条件。

结晶的实质，就是使具有“近程有序”结构的液体成为具有“远程有序”结构的固体。

三、晶核形成

晶核形成的方式有两种，一种叫做均质形核，一种叫做异质形核。依附于液态金属中的杂质质点上形核，叫做异质形核；而由过冷液体本身的形核，叫做均质形核。绝对纯的金属是不存在的，因此实际金属的结晶绝大多数是异质形核。

(一) 均质形核

前述液态金属中存在着原子的“近程有序”的排列，可以认为是结晶时均质形核的来源。但是，它们能否成为均质形核，这还要看它符合不符合所应遵守的能量条件。

为了了解结晶时，均质形核所应遵守的能量条件，今举实例说明之。

从生活常识中得知，雨点是呈球形存在，这是因为对一定量物质来说，球形的表面积为最小，因此雨点会自动地变为球形，以减小本身的自由能。一块粗大的盐，将其破碎成细粒状放入水中溶解，其溶解速度远比粗块盐的快。这是由于增加了表面积，使自由能升高，故加快其在水中的溶解速度。

上述例子说明，物质的性质还与物质的表面积有关。结晶时的形核也有物质的表面积的变化，因此，在涉及到与表面积有关的问题时，还需要了解表面现象方面的知识。

粉碎物质时用于增大物质的表面积时所消耗的“功”，将转变为能量，并以物质的表面能而存在。表面能是物质系中，增大表面部分的所具有的能量。把新形成表面的每单位面积自由能增加，称为“比表面能”。“表面现象”是指凝聚物质与表面能有关的现象而言。

基于上述，我们可以导出均质形核时，所遵守的能量条件。

在一定过冷度下，均质形核时，系统中自由能的变化，应该包括如下两个部分，即变为固态的那部分体积所引起的自由能下降和由表面积引起的自由能增加部分。

设单位体积引起的自由能差为 Δf_v ；晶核体积为 V ；单位面积的表面能(比表面能)为 σ ；晶核表面积为 S ，则系统自由能变化 ΔF 应为：

$$\Delta F = -\Delta f_v \cdot V + S \sigma \quad (1-1)$$

(结晶时，由于 $f_v \text{固} < f_v \text{液}$ ，故在 Δf_v 之前冠以负号，即以 $-\Delta f_v$ 表示之。)

为了便于分析，假定晶核为球形，半径为 r ，则 (1-1) 式可改写成：

$$\Delta F = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta f_v + 4\pi r^2 \sigma \quad (1-2)$$

在一定的过冷度下， σ 与 Δf_v 近似于一个定值。这样， ΔF 只随 r 而变化，即 ΔF 是 r 的函数，可写成 $\Delta F = f(r)$ 关系式。图 1-5 表示出 $\Delta F = f(r)$ 函数关系的图形。图中曲线 a 表示体积自由能的变化量 $\Delta F_{\text{体积}}$ 随晶核半径 r 变化的曲线，它是一个立方抛物线关系的曲线，即 $\Delta F_{\text{体积}} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \cdot \Delta f_v = K_1 \cdot r^3$ 。图中曲线 b 是表示表面能的变化

量 $\Delta F_{\text{表面}}$ 随 r 变化曲线，它是一个抛物线关系，即 $\Delta F_{\text{表面}} = 4\pi r^2 \cdot \sigma = K_2 r^2$ 。

“在矛盾发展的一定过程或一定阶段上，主要方面属于甲方，非主要方面属于乙方，到了另一发展阶段或另一发展过程时，就互易其位置，这是依靠事物发展中矛盾双方斗争的力量的增减程度来决定的”。正是由于这种矛盾的主要和非主要方面的转化，使得 ΔF 与 r 之间关系，在曲线上出现了极大点，见曲线 C。

分析图 1—5 中曲线 C，就会看出，均质形核的半径 r 未达到 r_k 之前，在其成长时，使 ΔF 继续增加，只有当 $r \geq r_k$ 时，晶核成长才会使 ΔF 向减低方向变化，也就是说，这时才能而使均质形核得以产生和成长。

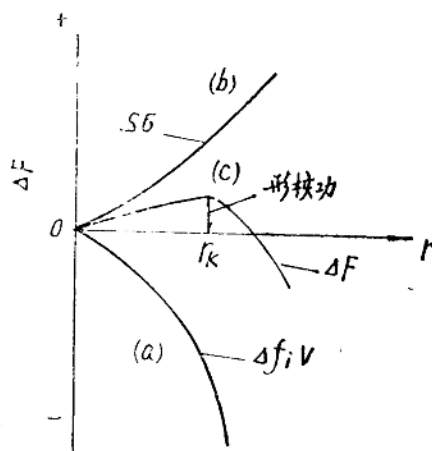


图 1—5 晶胚形成长大时系统自由能的变化与半径的关系

(a) 为体积自由能变化 ($\Delta F_{\text{体积}}$)

(b) 为表面能 ($\Delta F_{\text{表面}}$)

由此可知，并非任一尺寸大小的晶核都能在液态金属中稳定存在与成长，而只有 $r \geq r_k$ 的晶核才能得以存在和成长。半径等于 r_k 的，称为临界晶核，而小于 r_k 的称为晶胚。

实验表明， r_k 与过冷度 ΔT 成反比，即 $r_k \propto \frac{1}{\Delta T}$ 。过冷度越大， $r_k \propto \frac{1}{\Delta T}$ 越小。

由图 1—5 中还可以看出，半径超出 r_k 时，长大能使自由能降低，但在使半径达到 r_k 时仍需一定能量供给才能形成，这说明形成 r_k 是需要作功的，这部分的功，称为形核功，用 ΔF_k 表示。计算表明，形核功等于临界晶核表面能的三分之一，即

$$\Delta F_k = \frac{1}{3} \sigma S_k, \text{ 式中 } S_k \text{ 为临界晶核的表面积。}$$

因此，形成临界晶核不但需要“结构起伏”，而且需要有一定大小 (即 ΔF_k)

$= \frac{1}{3} \sigma_1 S_k$) 的能量。这就说明, 结晶时晶核的产生, 为什么要受一定能量条件所决定。

研究表明, 形核时缺少的 $\frac{1}{3} \sigma_1 S_k$ 的能量, 是靠“能量起伏”来供给。

其实, 上述的自由能是指“宏观的平均能量”而言。这就是说, 在形成临界晶核时, 从宏观来看, 整个体系中平均缺少 $\frac{1}{3} S_k \cdot \sigma$ 的能量。

实际上, 在一定温度下, 体系中微观体积内的自由能, 往往会出现短暂地高于或低于其宏观的平均能量。这就好象整个海面是一个大平面, 但每一个局部却是波浪起伏的, 不过这种起伏都在大的海平面上下摆动, 其平均水平仍是海平面。系统中所出现地能量短暂偏离其平均能量的现象, 叫做“能量起伏”。正是由于这个能量起伏才使液相的某些微观体积, 在某一瞬间获得了足够高的能量, 当这个能量足以补偿形核时所欠缺的 $\frac{1}{3} S_k \cdot \sigma$ 能量的话, 临界晶核就可能得以形成。

(二) 异质形核

纯金属中总免不了含有一些杂质, 这些杂质的存在必然会对形核发生影响。一些难溶杂质分布于液态金属中, 结晶时, 晶核往往优先依附于这些杂质的表面形成, 这种形核方式叫做异质形核。

用小液滴技术测定出某些纯金属的均质形核所需要的过冷度, 大致在 $0.15 \sim 0.2T$ 范围内, 但在实际生产中, 这样大的过冷度是不可能得到。铸造生产中形核所需要的过冷度一般都不超过 20°C 。这是由于生产中的大体积金属中含有杂质和一些其它物质的界面, 如悬浮在液体中的杂质颗粒、金属表面的氧化膜、锭模的表面等等对形核起了促进作用。因此, 生产中金属的结晶主要依靠的是异质形核。

异质形核也需要有一定的过冷度, 但比均质形核要小得多。

异质形核广泛应用于细化金属的结晶组织, 来改善其综合机械性能。这种方法称为变质处理或孕育处理, 加入的元素或合金叫做变质剂或孕育剂。

过去普遍认为变质剂应与金属的结构相似、尺寸相当, 近几年来实验证明, 这种观点并不完全对。例如 Au 结晶时, 加入与 Au 结构不同的 WC 反而比加入与 Au 结构相似的 WO_2 更能促进形核。因此, 目前生产中利用变质处理来细化晶粒, 还是靠生产实践来选用。表 1—1 列举了一些常用金属和合金的变质剂。

表 1—1 细化晶粒用的变质剂

金属或合金	变质剂	说明
低合金钢	Ti, 碳化物	TiC 或 $\text{TiAl}_3 + \text{L} \rightarrow \text{Al}$ $\text{Fe} + \text{L} \rightarrow \text{Cu}$
硅钢	TiB_2	
奥氏体钢	CaCN_2 , 氮化铬	
铸铁	硅铁, 稀土金属	
铝合金	Ti, Ti 的卤盐	
铜合金	Fe 或 Fe 合金	

四、晶核长大

晶核长大的实质就是原子由液态向固态转移。晶核长大的方式是与金属的固液界面处的结构有关。

根据对界面结构的研究,证明典型金属的固、液界面,用原子大小的尺度来衡量,表面结构是粗糙的,或者说是非光滑的,是高低低(一个原子的高度)坎坷不平的。在这种表面上,原子正常位置中约有一半是空的。因此,液相中的金属原子很容易连续而有序地添加到界面上,而使固液界面均匀向前推进。按照这种方式,晶核长大线速度很大,并与过冷度成比例。这是金属晶体长大的主要方式。

非金属和金属性稍低的金属(Ga、Bi、Ge、Si),固液界面用原子大小的尺度来衡量时,表面结构是光滑的,即固体表面多半是一层光滑的原子面。在这种界面上,由于某种原因可能形成一些台阶或凸缘。晶体长大时,由液体来的原子不断填加到这些台阶的边缘上,结果得到螺旋线型晶体表面。这种晶体长大方式,晶体长大线速度和过冷度的平方成比例。这种长大方式只在少数金属中见到。

过去理论认为晶核长大是金属原子在液固界面上先形成一个平面的二度晶核,然后单个原子再粘接到晶核上去,长满一层以后,再形成二度晶核……。事实证明这种理论对于金属的结晶是不适用的。

随着固体和液体中温度分布情况的不同,晶体长大的形状也不同。

在锭模中进行金属的结晶,热量通过模壁向外散失,锭模中心部分液体的温度最高,固体结晶前沿的液体距固液界面越远的地方,其过冷度就越小,如图1—6a所示。在这种情况下,固体前沿的液体具有正的温度梯度。此时界面前的液体温度都在熔点以上,固体没有向前生长的条件,只有等热流从液体经过固体向外散失一些以后,在固液面前沿获得一定的过冷度,固体才能生长。如果散热不良,结晶潜热放出而没能充分散失,表面温度升高,固体向前生长又停顿下来,所以正在长大的固液界面是恒温的,同时向前移动的,因而相界面是平滑的没有任何突出部分。在这种情况下,界面向前推移的速度完全由散热条件所控制。

如果控制结晶条件,使得热量能同时通过固体和液体散失,在固液界面处由于结晶潜热的释放温度较高,就得到了如图1—6b所示的负温度梯度的温度分布情况。在这种情况下,结晶前沿的液体有很大的过冷区,固体表面上的偶然凸起就可以伸长到液体中过冷度大的地方,因而得到更有利的生长条件。这样固液界面就不再是光滑的,而是形成一些伸长的晶柱。同理,在这些晶柱的侧面由于结晶潜热的释放又会造负温度梯度的分布,于是又会生出新的晶柱。把原来生长的晶柱叫做一次轴,在一次轴侧面长出的晶柱叫做二次轴,依次还可以有三次轴,四次轴等。这些晶轴彼此交错,宛如枝叶茂密的树枝一样,故叫做树枝状晶或枝晶。总之,如果固体前沿有一个过冷区,并且固相表面又是非光滑的,就可以按树枝状晶长大。

图1—7是树枝状晶成长的示意图。图1—8是在金属锡锭表面观察到的树枝晶。

只有在负的温度梯度分布,即结晶前沿的液体中存在较大的过冷区时,才有可能得

到树枝晶。但是绝对纯的物质世界上是没有的，在纯金属中总或多或少地存在一些杂质。这些杂质元素会改变结晶前沿的过冷区，多数情况下促进了树枝晶发展，因此，实际生产中金属的结晶多是以树枝状方式长大的。

不论晶粒按那一种方式长大，如果液体供应充分，结晶后期晶枝间的空隙也结晶而填满了，所以，最后观察不出长大过程的形状。如果液体补充不足，例如在铸锭表面或者在缩孔中，金属凝固后就能看到明显的树枝晶。如果在液态金属中存在低熔点的杂质，往往最后凝固，将分布在枝晶间隙，由于晶轴和晶间的成分不同，经过浸蚀后亦会看到树枝晶。

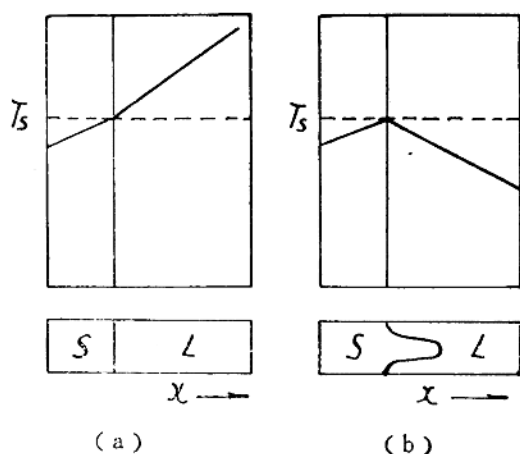


图 1—6 结晶时，固相前沿的两种不同温度分布

a—正的温度梯度 b—负的温度梯度

T_s 为熔点 X 为距离 S 为固相 L 为液相

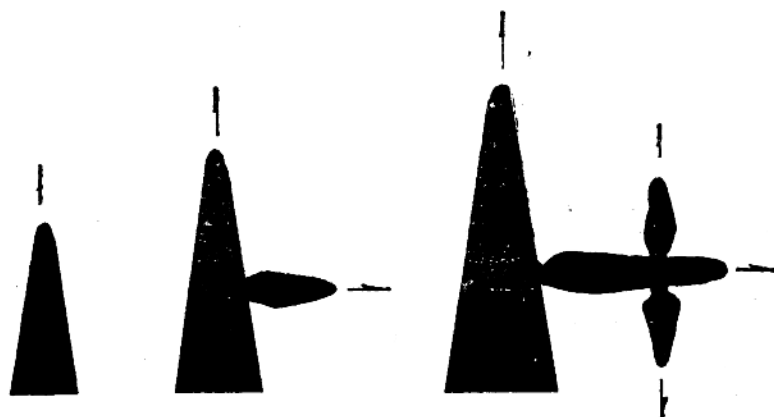


图 1—7 树枝晶成长示意图



图 1—8 锡金属锭表面的树枝晶

三 铸 锭 组 织

前述已知，液态金属凝固成晶体包括形核和长大两个基本过程。现在我们结合铸造条件，分析铸造组织

在冶金生产中，遇到的凝固过程大体分为三类：

- (1) 凝固后的晶体就在铸造状态使用，这一类产品称为铸件；
- (2) 晶体凝固后要经历形变的加工过程，这一类产品称为铸锭；
- (3) 凝固形成的晶体构成制件或产品的一个组成部分，例如象焊件的焊缝，热镀层等等。

通常讲的铸造组织，它包括晶体的形状、大小，取向，完整程度，化学元素的分布（宏观与微观偏析），内界面和外表面的形貌，气孔和夹杂物等等。

凝固物质的化学成分及温度是决定铸造组织的内因，而外因是凝固条件（如散热条件等）。

金属浇注于锭模中使其凝固，根据冷却速度的不同，金属的体积大小，化学成分及变质剂的催化效能等因素的不同，可以凝固成不同的组织。

当在铸锭体积极小和冷却速度快的情况下，铸锭的整体可能全部由等轴晶体组成，而在铸锭体积大，冷却速度慢的情况下，则铸锭的整体会全部由柱状晶体组成如图 1—9。介于上述两者之间的情况，它由两种不同形状，三种不同大小的晶体组成，如图 1—10所示。由图可见，紧靠锭模模壁的地区有一层很薄的细小等轴晶体区；向里是一层柱状晶体区；中心部又出现较粗大的等轴晶体区。这种组织分布多出现在铸锭中，而全部为等轴晶组织多出现在铸件中。

柱状晶的长度和等轴晶的大小是铸锭组织中的二个主要特征。三带晶区的形成的原因如下：

细晶区：当金属浇入锭模后，由于锭模温度远低于金属的熔点，与模壁接触的一层金属被激冷到熔点以下，模子表面对形核又起了促进作用，于是在这部分液体中产生了



图 1—9 纯铜铸锭的穿晶组织

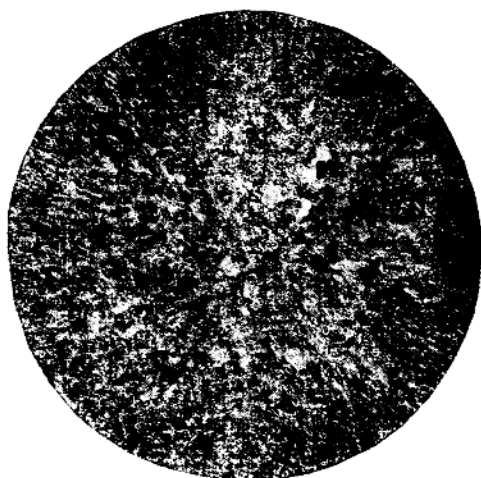


图 1—10 铸锭组织（三带晶区）

大量的晶核，结果形成了一层细晶区。变质剂的催化效能，散热速度和激冷金属的体积直接影响细晶区的晶核数目。较低的浇注温度会造成更多的晶核，而较高的浇注温度减少晶核的数目。

柱晶区：柱晶或者起源于在模壁上形核的某些晶体，或者起源于细晶区前沿的某些晶体，随着热量向锭模传导柱晶向内部生长。

柱晶产生的外因是传热的方向性，内因是晶体生长速度的各向异性。

在纯金属中，结晶后柱状晶贯穿整个铸锭，这种组织叫做穿晶。

由两个相互垂直或平行方向生长的柱晶相遇后，在其交界上就有可能富集着杂质，气泡和收缩等，形成一个明显的脆弱结合面，在热锻或铸造快冷时，容易沿这种面产生裂纹。

等轴晶区：随着柱晶向中心推进，散热速度减慢，此时温度梯度逐渐平坦，柱晶生长速度减慢，待其前沿液体中又生成晶核并长大成等轴晶体时，柱晶便停止生长了。等轴晶区的形核可能是原来细晶区形成的晶核一部分残存在液体中并逐渐长大，最后相互连接起来阻碍柱晶生成；也可能是柱晶生长时，由于机械力的作用或局部温度升高超过熔点，使柱晶枝芽脱落而漂浮到中心，形成等轴晶晶核。对合金来说，在成分过冷区中形成了晶核并迅速长大，阻碍柱晶的进一步发展也是一个原因。

四 焊 缝 组 织

焊接是将焊条金属熔化成液滴并与基体金属熔合在一起的一种工艺，因此焊缝组织

也是一种铸造组织。由于焊缝处基体金属本身也被熔化，熔池周围的基体金属温度高，所以焊缝组织中没有激冷造成的细晶区；又由于熔池本身的温度高达2000℃以上，基体金属的冷却能力很强，所以有利于柱晶沿散热方向生长；又因过热的熔池会使其中含有的杂质被熔化，减少了异质形核的数目。因此，多数焊缝结晶组织都具有比较粗大的穿晶组织。柱晶生长方向基本上与熔池界面相垂直，见图1—11。

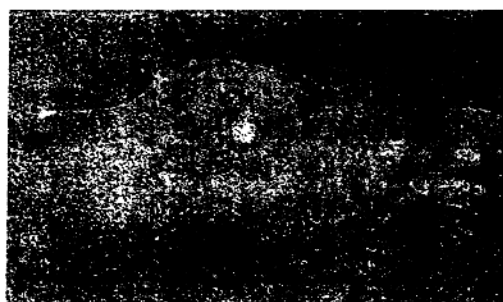


图1—11 焊缝的宏观组织

五 细化晶粒的途径

控制铸件的晶粒尺寸，是控制铸件质量的一项重要内容。一般来说，在常温下使用的金属材料，晶粒越细，强度、硬度越高，同时塑性、韧性也好；在高温范围里，晶粒细化反而会使金属材料的强度降低。

近年来，把铸造金属的晶粒尺寸控制到微米的数量级或微米以下，这样的晶粒尺寸范围称为超细晶粒度。

细化晶粒的基本途径是形成足够数量的晶核，使它们在还没有长大时便相互干涉而凝固结束。许多细化晶粒的技术措施都是根据这个原则进行的。

一、变质处理方法

表1—2列举了铸造铝合金中加入B、Zr、Ti等变质后细化晶粒的效果

表1—3列举了将金属粉涂在模壁上促使形核方法的一些例子。

二、增大冷却速度

激冷模壁是细化铸造组织又一有效方法。例如，采用水冷模壁，嵌镶导热垫板等来增强模壁的导热能力，使铸件整体差不多同时获得过冷度，形核过程几乎同时遍布铸件的全体，铸件整体形成细晶粒。必须指出，由于铸模材料的可变范围是有限的，所以冷却速度的变化也是有限的，特别是对于大型铸件，欲使内外获得比较一致的过冷度更是很困难的，尺寸较大和形状复杂的铸件快冷还容易造成较大的铸造应力，甚至引起开裂，因此在生产上应用这种快冷方法细化晶粒是有限度的。