

# 金相检验技术

（航空物理冶金培训教材）

航空物理冶金检测人员资格鉴定委员会  
教材编审组

# 金相检验技术

(航空物理冶金培训教材)

Zheng Yunrong

航空物理冶金检测人员资格鉴定委员会  
教材编审组

# 前 言

物理冶金检测是实现航空现代化、发展航空工业的重要基础技术，是确保产品质量、鉴定科研成果、评价产品性能的重要手段和科学依据。

据航空工业使用材料种类繁多，材料检验标准涉及面广，质量控制严，航空装备失效分析责任重大等特点，要求培训教材必须包括：基础理论、物理冶金各种仪器的原理及应用技术、航空常用材料的组织、缺陷检验与鉴定技术、航空装备失效分析技术等内容。

为了编写出适合航空工业特点需要的物理冶金检测人员培训教材，通过广泛征求意见，反复修改，并经过预审和试讲，最后修改定稿。在编写过程中得到了许多同志的热情帮助和支持，在此我们表示衷心的感谢！

为本教材提供资料的有：北航谢希文、南昌航院吴锁春、172厂别守信、122厂赵书文、132厂熊哲清、331厂易国斌、112厂胡江海、320厂岑万云、430厂刘桂英、511厂丁惠麟、120厂张国庆、621所张德堂、吴培远、张喜源、李永祚、张少卿、阮中慈、郑运荣、王顺才。

根据物理冶金人员资格鉴定委员会的意见，成立了教材编审组，成员有：（按姓氏笔划顺序）丁惠麟、李永祚、吴培远、张喜源、张德堂（组长）。编审组根据培训教材和培训大纲的需要，参考和选用了各单位提供的部分资料。由于时间仓促，水平有限，加之教材涉及面广，在教材中定会有不妥乃至错误之处，诚恳希望读者提出宝贵意见，给予批评指正。

航空物理冶金培训教材编审组

一九九一年七月

# 目 录

<b>第一章 金属学基础理论</b> .....	
第一节 金属的结晶.....	
第二节 金属的塑性变形、再结晶和热加工组织.....	
第三节 合金相及合金组织.....	
<b>第二章 钢的热处理与组织</b> .....	
第一节 钢的热处理基本原理.....	
第二节 钢的热处理组织.....	
第三节 钢的化学热处理.....	
<b>第三章 航空常用黑色金属材料的组织与检验</b> .....	
第一节 铸铁与铸钢.....	
第二节 结构钢.....	
第三节 工具钢.....	
第四节 不锈钢.....	
第五节 高温合金.....	
<b>第四章 原材料组织与缺陷检验</b> .....	
第一节 钢的低倍检验.....	
第二节 钢的晶粒度测定.....	
第三节 钢中非金属夹杂物的评定.....	
第四节 晶间腐蚀及其检查.....	
<b>第五章 航空常用有色金属材料的组织与检验</b> .....	
第一节 铝合金.....	
第二节 镁合金.....	
第三节 钛合金.....	
第四节 铜合金.....	
<b>第六章 焊接金相检验</b> .....	
第一节 焊接的物理本质及发展.....	
第二节 焊接接头区域的划分.....	
第三节 焊接缺陷.....	
第四节 焊接金相技术.....	
<b>第七章 光学金相技术</b> .....	
第一节 金相显微镜的原理及结构.....	
第二节 照相原理.....	
第三节 金相试样的制备.....	
第四节 浸蚀技术.....	
第五节 显微硬度的原理及应用.....	
第六节 彩色金相原理及应用.....	
第七节 高温金相技术.....	

第八节	定量金相分析技术	.....
<b>第八章</b>	<b>现代物理冶金分析技术简介</b>	.....
第一节	电子与物质的交互作用	.....
第二节	电子探针及其在金相分析中的应用	.....
第三节	扫描电镜及其在金相分析中的应用	.....
第四节	透射电镜及其在金相分析中的应用	.....
第五节	表面分析技术简介	.....
<b>第九章</b>	<b>钢中非金属夹杂物显微鉴别方法</b>	.....
第一节	金相鉴别方法的优缺点	.....
第二节	试样的制备	.....
第三节	明视场观察	.....
第四节	偏振光观察	.....
第五节	夹杂物的化学性质和力学性质测量	.....
第六节	非金属夹杂物分析实例	.....
<b>第十章</b>	<b>航空装备失效分析</b>	.....
第一节	失效分析概论	.....
第二节	金属材料的断裂机制	.....
第三节	韧性断裂	.....
第四节	脆断	.....
第五节	疲劳失效	.....
第六节	氢损伤失效	.....
第七节	应力腐蚀开裂	.....
第八节	液体金属脆	.....
第九节	断裂肇事件的判断分析	.....

# 第一章 金属学基础理论

金属学是研究金属材料的成分、组织结构和性能之间关系的一门科学，它对生产、使用和发展金属材料起着重要的指导作用。近三十年来，现代科学技术和工业生产得到了迅速发展，对金属材料提出了更新、更高的要求。为了改善金属材料质量，提高其性能和创制各种新材料，人们通过学科之间的互相渗透，特别是从热力学、固体物理学、弹性及塑性理论等领域中吸取必要的理论基础，同时应用各种近代实验研究手段和方法（最重要的 X 射线分析、透射及扫描电子显微镜分析、电子衍射和电子探针分析等），大大加深了对金属材料内部精细结构的认识，金属学有了很大发展。

物理冶金检测和研究人员不但要认识金属材料，了解金属材料各种性能的本质，并进而掌握其在加工和使用过程中所发生的种种现象和规律，更重要的是要学会运用这些规律，分析判断金属材料化学成分和内部晶体结构、宏观和微观金相组织以及性能变化的成因，以提高检测水平，做好质量控制和质量提高工作，为发展生产，厉行节约，提高本专业科学技术水平作出更大的贡献。

## 第一节 金属的结晶

### 一、金属结晶的基本规律

#### 1. 金属结晶的一般过程

物质从液态到固态转变过程称为“凝固”，凝固时如能形成晶体结构，即称为“结晶”。

结晶是晶体在液体中从无到有、由小到大的形成过程。结晶时，在液体中首先形成一些极微小的晶体（晶核），然后再以它们为核心，不断地向液体中长大。随结晶不断发展，各晶体相互接触直至液态金属全部消失，形成不规则外形的多晶粒组织。每个小晶体即成为一个晶粒。各晶粒之间的交界面即为“晶粒间界”，简称“晶界”。

单晶体可严格地分为生核和长大两个阶段，但对多晶体整体来说，生核和长大是交织在一起的。形核率 $N$ 表示单位时间内单位体积液体中晶核生成的数量，单位是形核数目/ $\text{cm}^3 \cdot \text{s}$ 。长大线速度 $G$ 代表单位时间内晶体生长的线长度，单位为 $\text{cm/s}$ 。

#### 2. 金属结晶的能量条件

一切自发转变都是从高能量状态变到低能量状态。从热力学角度讲，在等温等压条件下，一切自发过程都朝着使系统自由能降低的方向进行。物质中，能够自动向外释放出其多余的或能够对外作功的这一部分能量，叫做“自由能 ( $F$ )”。图 1-1-1 为液、固态金属自由能随温度而变化的示意图。

当温度较低 ( $T_1$ ) 时， $F_{\text{固}} < F_{\text{液}}$ ，金属趋于固态；当温度较高 ( $T_2$ ) 时， $F_{\text{液}} < F_{\text{固}}$ ，趋于液态；两曲线交点处，液、固态自由能相等，即  $F_{\text{固}} = F_{\text{液}}$ ，液、固态相互转变的可能性相同，处于平衡状态，这一温度即理论结晶温度（熔点），以  $T_s$  表示。只有使金属液体

过冷到熔点以下，才能具备结晶时所需的能量条件。因此，结晶必须过冷，即实际结晶温度 ( $T_n$ ) 总是低于其熔点 ( $T_s$ )。过冷度为  $\Delta T = T_s - T_n$ 。过冷度受金属液体冷却速度的影响，冷速愈大过冷度愈大，自由能差值也愈大。即结晶的推动力也愈大。

### 3. 金属结晶的结构条件

固态金属是原子规则排列的晶体，称为“远程有序”结构。加热熔化时“远程有序”结构受到破坏，原子排列不规则。但因原子不断运动，局部地方可能在某一瞬间呈现原子规则排列。特别在接近熔点时，液态金属中存在许多体积微小、大小不同、存在时间很短、时聚时散的原子集团。集团中原子排列规整，其结构与固态金属相似，称“近程有序”结构。液态金属中规则排列的原子时聚时散的现象称“结构起伏”。显然，在一定条件下，液态金属中近程有序原子集团有可能成为结晶的核心。

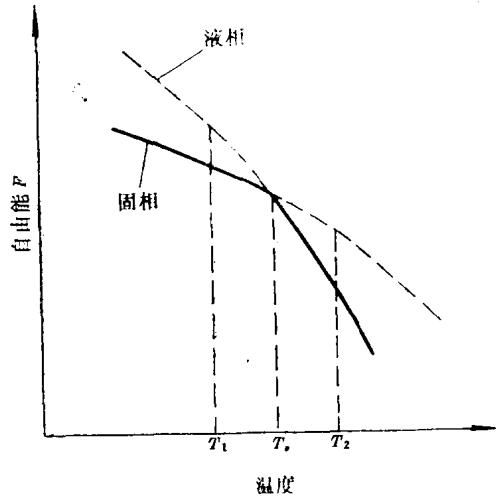


图1-1-1 液、固态金属自由能与温度的关系

### 4. 晶核的形成

#### (1) 均质形核

液态金属中近程有序的原子集团是形成晶核的胚芽，叫“晶胚”，晶胚能否成为晶核并进而长大，需具备一定条件。晶胚形成时，系统自由能变化  $\Delta F$  与晶胚半径  $r$  的关系见图 1-1-2。当晶胚半径  $r$  较小时，自由能变化  $\Delta F$  随  $r$  的增加而增加；当半径大到某一数值以后， $\Delta F$  将随  $r$  的增加而降低。 $\Delta F$  出现一个极大值 ( $\Delta F_k$ )， $r_k$  即为晶核的临界半径。当晶胚半径  $r < r_k$  时，晶胚长大将导致系统自由能增加，故不可能成为晶核；当  $r > r_k$  时，晶胚长大使系统自由能降低，可以成为晶核。过冷度愈大，临界半径  $r_k$  愈小，原来在过冷度较小时不能成为晶核的小晶胚，随过冷度增大也可能成为晶核。

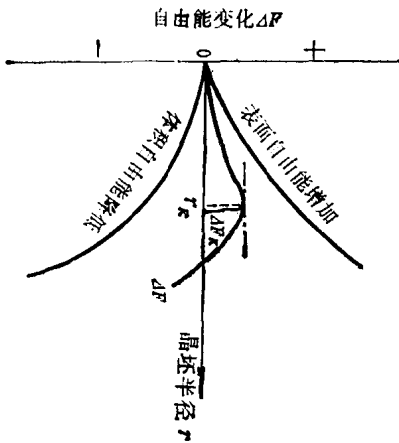


图1-1-2 晶胚形成时系统自由能的变化与半径的关系

临界晶核的形成需要一定能量，此能量叫形核功。系统自由能是各微小部分自由能总和的平均值，但系统中各微小体积所具有的能量时高时低，在平均值上下波动，此现象叫“能量起伏”。形成晶核所需的形核功就是靠能量起伏提供的。

均质形核必须同时满足以下条件：

① 必须过冷，以满足  $F_{固} < F_{液}$  的能量条件，结晶才有推动力。过冷度愈大，结晶趋势也愈大。

② 必须同时具备与一定过冷度相适应的结构起伏和能量起伏 ( $\Delta F_k$ )。

$\Delta T$  增大时， $r_k$  减小， $\Delta F_k$  也随之减小，液态金属中出现结构起伏和能量起伏的机率将大大增加，形核率  $N$  也愈大。 $N$  随  $\Delta T$  增加而增大。

#### (2) 异质形核

液态金属结晶时，晶核依附外来杂质表面而形成，即异质形核。实际生产中金属结晶主要依靠异质形核。异质形核与均质形核的规律一样：

- ①也需要过冷才能形核；
- ②一定的过冷度下也有一定的临界晶核尺寸；
- ③ $\Delta T$ 愈大， $r_k$ 愈小， $N$ 愈高。

但异质形核比均质形核所需表面能较小，所以形核功也较小。

晶粒大小对金属的力学性能有很大影响。一般情况下，晶粒愈细小，金属的强度就愈高，塑性和韧性也愈好。因此，经常通过细化晶粒的途径来改善金属的力学性能。

实际生产中，常在液态金属内有意加入一些能促进异质形核的固态物质，使晶核数目大大增加而得到细晶粒组织。这种方法叫变质处理或孕育处理，用以细化晶粒的物质叫变质（孕育）剂。由于变质处理对细化金属晶粒的效果比增加结晶时冷却速度的效果更好，因而在工业上得到广泛应用。例如，向铝中加入微量钛，铝硅合金中加入少量钠或钠盐，铸铁中加入硅、钙等都是典型的实例。

### 5. 晶体的长大

晶体长大的实质是原子由液体转移到固体。宏观看，晶体长大是晶体界面向液相中推移；微观看，晶体长大是依靠原子逐个地由液相中扩散到晶体表面上，并按晶体结构要求，逐个占据适当位置而与晶体稳定地结合起来。

所以长大的条件有二：一是要求液相能继续不断地向晶体扩散供应原子；二是要求晶体表面能够不断而牢靠地接纳原子。在晶核开始成长的初期，因其内部原子规则排列的特点，其外形大多比较规则。但随晶核成长，晶体棱角的形成，棱角处的散热条件优于其它部位而得到优先成长，如树枝一样先长出枝干，再长出分枝，最后再把晶间填满。即所谓以树枝状方式长大。

### 6. 结晶速度

图1-1-3为结晶量与时间的关系曲线。在某一过冷温度( $T_3$ )下,经一定时间( $\tau_0$ )才开始结晶。 $\tau_0$ 称孕育期。经孕育期后,随时间延长,晶核愈来愈多,结晶速度逐渐增大;当剩余液相数量减少到一定程度后,因晶体间互相接触,能生长的晶体逐渐减少,结晶速度逐渐下降,直至结晶结束。过冷度愈大,孕育期愈短,结晶速度愈快,完成结晶的时间也愈短。

由于结晶开始前要有一定的孕育期,因而当增大冷速时液体来不及结晶,而液温已经下降,只能在更低的温度下结晶,所以冷却速度愈大,过冷度就愈大。

形核率 $N$ 和长大线速度 $G$ 都随过冷度增大而增加,但形核率增加较快,故增大过冷度可使晶粒度变小。为获得细晶粒就需增大冷速。

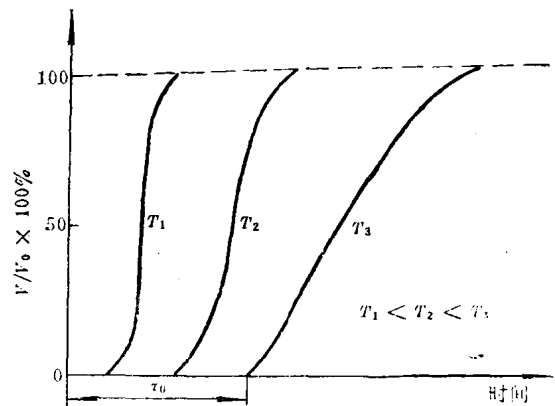


图1-1-3 结晶量与时间的关系

## 二、铸锭的组织及缺陷

### 1. 金属铸锭的宏观组织



铸锭的典型组织可分为三个晶区：

①细晶粒区：金属液体注入锭模后，与模壁接触的液体受到激冷，获得很大过冷度，模壁表面对形核又起了促进作用，产生大量晶核，形成了一层等轴的细晶粒区。

②柱状晶区：细晶粒区形成后，模温升高，液体冷速降低，细晶区前沿的液体难以生核，晶体则可继续长大。由于垂直于模壁的方向散热速度最快，晶轴垂直于模壁的晶体就会沿散热方向迅速向液体中生长，不垂直的晶体则会与相邻晶体接触而不再生长，形成柱状晶区。纯金属结晶区往往贯穿整个铸锭，叫做穿晶。

柱状晶区组织致密，是定向结晶的产物，表现出几何取向的一致性，大多还具有晶体学取向的一致性，即每个晶粒的长轴都与一个特定的晶向相平行，或者说，具有择优取向。具有择优取向的组织叫做织构。表现出各向异性。如果金属中含有杂质，它就会集中在柱状晶的交界处，形成明显的脆弱界面，在锻、轧加工或铸造快冷时，可能沿弱面开裂。因此对杂质多、塑性差的金属，不希望得到柱状晶，而对纯度高、塑性较好的金属（如铝、铜等），得到柱状晶并无害处。此外，对某些铸件，则采用定向凝固法而获得铸造织构，使整个铸件由同一方向、平行排列的柱状晶所构成。

③等轴晶区：随柱状晶发展，液体通过柱状晶区和模壁向外散热的速度愈来愈慢，剩余液体温差愈来愈小，到处都可能形核，再加上浇注时液体金属流动，又可能在形成第一、二晶区时，将其晶核、晶枝飘移到中部剩余液体中作为结晶核心。这些晶核可以向不同方向生长，形成等轴晶区。

由于等轴晶粒成长中互相交叉，造成许多封闭的小区，凝固收缩时得不到液体的补充，形成许多微细缩孔，组织比较疏松。

改变铸造条件，可以控制三个晶区的相对大小和晶粒的粗细，甚至获得只有两个或单独一个晶区组成的铸锭。降低浇注温度，采用电磁搅拌，可以扩大等轴晶区并使等轴晶粒细化。

## 2. 铸锭缺陷

### (1) 缩孔

液体金属凝固时发生体积收缩，由于最后凝固的部位得不到液体的补充而形成缩孔，分为集中缩孔和分散缩孔两类。一般将集中缩孔控制在铸锭或铸件的冒口处，然后加以切除。分散缩孔在宏观上表现为一般疏松和中心疏松，也是因结晶过程中母液补充不足所致。

### (2) 偏析

#### ①宏观偏析（区域偏析）：

(a) 正常偏析：合金铸锭或铸件中先结晶的外层含溶质元素浓度较低，随后结晶部分的浓度逐步增高，最后结晶的部位含溶质元素浓度最高。其偏析程度与铸件大小、冷速快慢及结晶过程中液流搅拌均匀程度有关。一般情况下，大铸件中心部位偏析较大，最后结晶部分溶质浓度高，有时甚至会出现第二相，复杂合金中会出现金属化合物、碳化物、氧化物等。如GCr15的铸锭中心部分，因偏析甚至可能出现莱氏体，这便是轴承钢中碳化物液析的由来。

(b) 反偏析：和正常偏析相反，铸件中溶质元素浓度表层高而中心低，常见于铝、铜合金中。当合金结晶时体积收缩，柱状晶较为发达以及液体中溶解有气体时才发生反偏析。

(c) 比重偏析：在结晶早期，由于组成相之间比重相差悬殊，结晶时冷速较小，轻者上浮，重者下沉，从而导致上下成分不均匀，此为比重偏析。可增大冷速使组成相来不及沉浮；还可加入第三种合金元素，使之形成熔点高、比重与液相相近的固溶体或化合物，在结晶初期形成树枝状晶体骨架阻止偏析相沉浮，均能有效地防止比重偏析的产生。

②显微偏析：不平衡组织呈树枝状，成分很不均匀，晶粒之间、晶粒心部与外缘、枝晶的各级晶枝之间的成分都不相同，总称为显微偏析。显微偏析分为：晶间偏析——枝晶之间的偏析；枝晶偏析——晶内偏析。

(a) 影响显微偏析的因素：

a. 铸造时的冷却条件：冷速大偏析严重，枝晶也细。但如果冷速极大，各部分很快结晶，使偏析来不及发生，可能得到均匀的铸态组织。

b. 偏析原子的扩散能力愈小，形成显微偏析的程度愈严重。

c. 相图上固相线与液相线之间的间隔愈大，形成显微偏析的倾向愈大。

(b) 显微偏析对性能的影响：降低铸件和锻件的力学性能（尤其是韧性和塑性），还降低抗腐蚀性能。

(c) 消除显微偏析的方法：将铸件加热到低于固相线温度 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 长时间保温，充分扩散使成分均匀化，称为扩散退火；铸造过程中的有效办法是细化组织（减小晶粒度和晶枝间距）。加快冷速可增大结晶速度有利于细化组织，从而减轻偏析并有利于以后的扩散退火均匀化。

③晶界偏析：凝固时形成的晶界偏析有两种情况：

(a) 两个晶粒并排生长（晶界平行于生长方向），由于表面张力平衡条件的要求，在晶界与熔液交界的地方，就要出现一个凹槽，深达 $10^{-8}\text{cm}$ ，此处有利于溶质原子的富集，凝固后形成了晶界偏析。

(b) 两个晶粒彼此面对面生长，结果晶界彼此相遇，在它们之间富集大量溶质，从而造成晶界偏析。

### 三、结晶理论在实际生产中的应用

#### 1. 细化金属铸件晶粒的一些途径

金属结晶后，其晶粒大小（即单位体积中晶粒数目的多少）对金属材料的性能有重要影响，如强度、硬度、塑性和韧性等都随着晶粒细化而提高。因此，控制铸件的晶粒大小具有重要的实际意义。

细化晶粒的基本途径是形成足够数量的晶核，使它们在尚未显著长大时便相互干扰而结束结晶过程。常用方法是：

①增加结晶时的过冷度。可以通过改变各种铸造条件（例如降低熔液的浇注温度，提高铸型的吸热能力和导热性能等），来提高金属结晶时的冷却速度，从而增大其过冷度，使晶粒数增加，晶粒变细。

②变质处理。可以在熔液凝固之前加入一些促进形核、阻止晶体长大的变质剂（又称孕育剂），使之分散在熔液中，作为不均质形核所需的现成基底，使晶核数大大增加；或在结晶时富集于晶体相界面上的液相中，阻止晶体长大。

③振动作用。机械振动、电磁搅拌、加压浇注以及离心浇注等方法都是生产上行之有

效的细化组织的方法。这些方法都可以增强液体流动，使液体和已生成的枝晶之间产生剪切作用，加快晶枝的剥落，增加结晶核心，起到细化晶粒的作用。

上述三种方法如果综合利用，效果会更好。

## 2. 定向结晶的应用

①铸造织构：合理设计铸型，控制凝固条件，使铸件单方向地由一端向另一端逐步进行结晶，即所谓“定向凝固”，可以使整个铸件成为织构。这种铸件有强烈的各向异性。如涡轮叶片可用定向凝固法铸成单一方向的柱状晶，正适应叶片工作时承受较大负荷的方向性能最好，显著提高其使用寿命。制备方法有下降功率法和快速逐步凝固法。

②单晶体：当液体在一个具有相当体积的铸模中进行结晶时，如果要获得单晶体必须保证：整个结晶过程只能是一个晶核的产生和长大过程。首先要求在开始结晶时整个液体中只能产生一个核心；其次要保证这个晶核在液体中能顺利成长而不再出现新的晶核。只形成一个晶核是关键。这个晶核可以是外来的，也可以是液体自身形成的。制备方法有垂直提取法和尖端形核法等。

## 3. 非晶态金属

固态金属通常都是晶体，但在特殊的冷却条件下，金属也可能呈非晶态，称为金属玻璃或非晶态金属。当金属液结晶时，其比容发生突变，而转变为玻璃态时，比容无突变而是连续地变化。60年代以来，发展了液态急冷方法，使冷却速度大于 $10^7$ °C/s，从而能获得某些非晶态的合金。目前应用的方法有离心急冷法和轧制急冷法等，已能制成宽为若干毫米的薄带非晶态金属材料。

非晶态金属由于其结构的特殊性而使其性能不同于通常的晶态金属。它具有一系列突出的性能，例如：特别高的强度和韧性，优异的软磁性能，高的电阻率，良好的抗蚀性等，因而有着很大的发展前途。

## 四、金属的同素异构转变

有一些金属如铁、钴、钛、锡等在结晶形成固态后继续冷却时，还会发生结构的变化，从一种晶格转变为另一种晶格（即原子排列方式改变），即所谓同素异构转变。

金属同素异构转变实质上也是一个结晶过程，为了与液体结晶相区别，把它称为重结晶。

重结晶也遵循结晶的一般规律：

- ①有一定的转变温度；
- ②转变时需要过冷（或过热）；
- ③转变也通过形核和长大来完成。

但是，由于重结晶在固态下进行，与结晶相比又有许多不同，主要差别是：

- ①重结晶时，新相往往在旧相的晶界或某些特定部位形成结晶核心。
- ②重结晶的过冷倾向较大。由于固态原子扩散比液态困难得多，转变需时较长，快冷时转变过程易被推移到较低温度。

③重结晶时产生较大的内应力。固态下随着原子排列方式改变必然伴随着体积的变化。金属在低温下塑性较差，少量体积变化引起的内应力不能充分消除而被保留下来。

- ④重结晶后得到的新相晶粒不是树枝状，而是多面体状、大块状或片状等不同形状晶

粒。

## 五、实际金属的晶体结构

实际金属的晶体结构并不理想、不规整，在原子排列上有不规则不完整的地方，即存在所谓结构缺陷，或叫做晶体缺陷。

### 1. 空位和间隙原子——点缺陷

当温度一定时，原子在晶格结点上作热振动的能量平均值一定，但各个原子的能量不相等、不固定，即呈现能量起伏现象。当某个原子的能量大到足以克服周围原子对它的束缚作用时，有可能跳离原位置而形成“空位”。脱位原子可能跑到晶格的间隙中而成为“间隙原子”。由于空位和间隙原子使晶格发生畸变，导致能量升高，强度、硬度和电阻增加。

### 2. 位错——线缺陷

位错——晶格中一部分晶体相对于另一部分晶体，在一定范围内发生了错动。这两部分晶体的交界线即为位错线。由于晶体中局部错动的方式不同，可分为刃型位错和螺型位错。

位错的存在对金属的强度及相变过程都有重要的影响。如果用特殊办法制成金属晶须而不含位错时，它的强度很高，如 $1.6\mu\text{m}$ 的Fe晶须抗拉强度可达 $13100\text{MPa}$ ，而工业退火纯铁则低于 $300\text{MPa}$ 。如果金属经受极大的冷变形，晶体内出现大量位错，产生加工硬化，又可使抗拉强度提高很多。

### 3. 晶界——面缺陷

多晶体中不同晶粒之间的交界面即晶界上原子排列不规则不完整，使其有许多与晶粒内部不同的特性：

①晶界的不稳定性。晶界上晶格畸变大，晶界能高，不稳定，趋向于晶粒长大和使弯曲晶界变平直，以减小晶界总面积而降低总能量。

②常温下有较高的强度和硬度。晶粒愈细，晶界愈多，金属的强度和硬度愈高，力求获得细晶粒。

③有较低的熔点。金属熔化首先从晶界开始。“过烧”就是晶界发生了氧化或熔化。

④相变时领先形核。新相核心往往先在母相的晶界上形成。母相晶粒愈细，新相形核率愈高，新相晶粒也愈细。

⑤易于被腐蚀。金相试样磨面用浸蚀剂浸蚀时，晶界首先被腐蚀，可观察到黑色晶界。

⑥有较高的电阻。

⑦原子在晶界上的扩散速度较快。

⑧内吸附。某些能降低晶界能的微量元素（如B）、C、N等与Fe形成间隙固溶体的元素以及与Fe形成置换固溶体的元素，都将优先分布于晶界层。

### 4. 亚结构

每个晶粒由许多尺寸很小、位向差也很小的小晶块嵌镶而成。此小晶块即为亚结构（也叫亚晶、嵌镶块）。相邻亚结构间的边界即是亚晶界，属面型缺陷。在铸态金属中亚结构较大，其边长一般为 $10^{-2}\text{cm}$ ，经加工变形或热处理后，亚结构可细化至 $10^{-4}\sim 10^{-6}\text{cm}$ 。相同的晶粒大小，亚结构愈细，屈服强度愈高。

## 第二节 金属的塑性变形、再结晶和热加工组织

### 一、金属的塑性变形

#### 1. 单晶体的塑性变形

##### (1) 滑移——最基本的塑性变形方式

在对表面抛光后的单晶体试样进行拉伸试验中，发现试样发生塑性变形时表面光洁度下降，在金相显微镜下可以看见许多相互平行的线条。这些线条称为滑移带。在电子显微镜下发现，每条滑移带都是由许多相互平行的滑移线所组成的。铝、铜及奥氏体中的滑移带是平直的，而铁素体则是弯曲的。

可以推想，滑移过程是晶体在切应力的作用下，一部分相对于另一部分发生滑动，滑过的距离是原子间距的整数倍，称为滑移。滑移总是沿一定的晶面（滑移面）和该面上一定的方向（滑移方向）进行，即只有滑移面上滑移方向的分切应力才能引起滑移。晶体中一个可滑移的晶面和在这个晶面上的一个可滑移的晶向结合起来，组成一个滑移系。每一个滑移系表示金属晶体在产生滑移时滑移动作可能进行的一个空间位向。在其它条件相同时，金属晶体中的滑移系愈多，则滑移时可供采用的空间位向也愈多，故该金属的塑性就愈好。

晶体的滑移大多优先发生在原子密度最大的晶面上。而滑移方向也总是原子排列最密的方向。这是因为晶体中原子密度最大的晶面上，原子间的结合力最强；原子密度愈大的晶面，其面间距也愈大，原子密度最大的晶面之间的间距最大，其滑移阻力则最小，面与面之间的结合力最弱，也就最容易滑动。同理，沿原子密度最大的方向滑动时，阻力也最小。

一般来说，面心立方和体心立方晶格金属的滑移系较多，均为12个，因此比密排六方金属（3个滑移系）的塑性好。此外，同一种金属的滑移系可随温度等条件而发生改变。然而，金属塑性的好坏，不只取决于滑移系的多少，还与滑移面上原子密排程度和滑移方向的数目等因素有关，例如面心立方晶体的滑移面上，原子的密排程度比体心立方晶体的高，滑移方向的数目也较多，面间距较大，塑性就要好些。

滑移是以位错运动的方式进行的。滑移面内一定数量的位错移动时所需要的切应力，即为滑移所需的临界切应力。它取决于位错滑动时所要克服的阻力，主要由单晶体内位错的密度及其分布特征来决定。

晶体内位错密度较小时，会因位错的存在而显著降低金属的强度。当位错密度超过一定数值的时候，由于位错之间以及位错与其它缺陷之间的相互作用，使位错的运动受到阻碍，提高金属晶体的强、硬度。因此，可以通过加工或热处理来增加金属内部的位错密度或改变其分布，达到强化金属的目的。

##### (2) 孪生——塑性变形的另一形式

在切应力作用下，晶体的一部分相对于另一部分，沿着一定的晶面（孪生面）产生一定角度的切变（即转动）。在变形部分的晶体中，每个相邻晶面上原子移动的距离与其距孪晶面的距离成正比。相邻原子间的相对位移相等，只有一个原子间距的几分之一。经变形部分的晶体，以孪晶面为对称面（镜面）而与未变形部分相互对称。对称的两部分晶体称为孪晶或双晶。发生变形的这部分晶体称为孪晶带或双晶带，其位向与未变形部分不

同，因此在磨光、抛光和浸蚀以后在显微镜下极易看出。图1-2-1为 AuCuNiZnMn 中的孪晶带。

在金属晶体中，当外力所引起的沿着孪晶面和孪生方向的切应力达到某一临界数值（临界孪生切应力）时，便产生孪生过程。金属的临界孪生切应力比其临界滑移切应力大得多，因此，只有当滑移过程很难进行时，晶体才发生孪生过程。孪生变形速度极大，孪生变形同样也产生加工硬化效应。

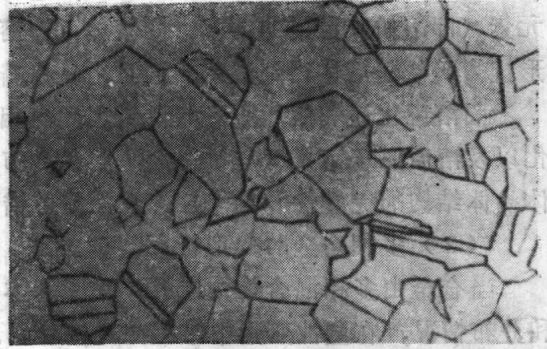


图1-2-1 AuCuNiZnMn经700°C退火后的孪晶带

密排六方金属（如锌、镁、镉等），由于它的滑移系少而不易产生滑移，常以孪生方式变形。体心立方金属（如 $\alpha$ -Fe）等，滑移系较多，只有在低温或受到冲击应力时才发生孪生变形。面心立方金属与合金（如铝、铜等），易于滑移，一般不发生孪生变形，但铜、奥氏体不锈钢等常可形成退火孪晶。

孪生对变形过程的直接贡献不大，但是孪生后由于晶体转至新位向，将有利于产生新的滑移变形，因而使金属的变形能力得到提高。这对滑移系较少的金属具有特殊意义，在这些金属的塑性变形过程中，滑移和孪生两种变形方式往往交替进行。

## 2. 多晶体的塑性变形

实际应用的金属材料均为多晶体。它的塑性变形主要也以滑移和孪生的方式进行。但多晶体是由许多形状、大小、取向均不同的晶粒所组成。晶粒之间以晶界相联，晶界处的原子排列较不规则，往往还有杂质原子处于其间，这种结构特点使多晶体的变形更为复杂。

实验证明，同一金属多晶体的塑性变形抗力（强度）高于单晶体。晶界阻碍作用的大小取决于它促使相邻晶粒滑移的难易程度。这与相邻晶粒取向差有关。其次，在金属多晶体中，一个晶粒的周围是取向不同的其它晶粒，某一个晶粒的变形必然受到周围晶粒的约束，彼此的变形要相互协调，要相互适应。即使在单向拉伸变形中要保持晶界处连续，相邻晶粒必须有更多的滑移系动作，包括某些取向不利的滑移系在内，后者需要较高的应力才会滑移，因而滑移抗力较高。

可见，由于晶界的存在和晶粒取向的不同，滑移必须克服较大的阻力，表现出材料的强度增高。金属晶粒愈细，晶界面积愈大，每个晶粒周围具有不同取向的晶粒数目也愈多，金属对塑性变形的抗力就愈高。

细晶粒金属不仅强度高，而且塑性、韧性也好。因为晶粒愈细，在一定体积内的晶粒数目愈多，在一定变形量下，变形分散在更多的晶粒内进行，同时晶界较多也不利于裂纹的发展，因此在断裂前可以承受较大的塑性变形，具有更高的冲击载荷抗力。所以，晶粒细小而均匀的金属，不但强度高，而且塑、韧性良好，这是很可贵的特性。生产上通过加工和热处理以细化晶粒是提高金属材料性能的有效途径之一。

## 3. 合金的塑性变形

各种合金的金相组织，基本上可分为单相固溶体和多相混合物两类。

### (1) 固溶体的变形特点

当合金由单相固溶体构成的时候，它的变形过程与纯金属大致相同。但是，随着合金元素（即溶质）原子的溶入，固溶体（即溶剂）的晶格发生畸变，大大增加了固溶体的变形抗力，使固溶体得到强化。而且，晶格畸变愈大，固溶强化的效果也就愈显著。

固溶强化还和溶质原子与位错之间的相互作用、溶质原子的偏聚、固溶体的短程有序化以及溶质原子富集区与贫化区呈层状分布等有关。它们都会造成附加应力场，破坏固溶体晶体结构的完整性和均一性，从而使位错难于移动，使塑性变形抗力增大。

## （2）多相合金的变形特点

当合金由多相混合物构成时，除了基体变形之外，第二相的性质、形状、大小、数量和分布情况，在塑性变形中常起决定性作用。

①如果两相的含量相差不大，而且两相的变形性能（变形阻力、加工硬化率等）相近，则合金的变形性能为两相的平均值。

②如果两相的变形性能相差很大，譬如其中一相硬而脆，难以变形，另一相的塑性较好，则变形先在塑性较好的相内进行，而第二相在室温下无显著变形，它主要是对基体的变形起阻碍作用。第二相的这种阻碍变形的作用，根据其形状、大小和分布不同而有很大差别。

脆性的第二相呈连续网状分布在塑性相的晶界上时，脆性相把塑性相晶粒包围分割，使塑性相的变形能力无从发挥，晶界区域的应力集中也难于松弛，合金的塑性将大大下降，经少量变形后即脆性相的网络处产生断裂。这时脆性相的数量愈多，网的连续性愈严重，合金的塑性也愈差，甚至强度也随之下降。例如当过共析钢中的二次渗碳体呈网状析出时，就会使钢的强度下降，呈现脆性。

如果脆性的第二相呈层片状或颗粒状均匀分布在基体中，则对塑性变形的危害作用就比较小，特别是呈颗粒状分布时，其危害性更小，例如共析钢及过共析钢经球化退火后，获得球状珠光体组织，其塑性、韧性均获得改善。

如果第二相以弥散质点均匀分布在基体上，使位错或其它缺陷的运动受到更大的阻碍，则可能显著提高合金的强度。如果这种质点是从基体本身析出来的，叫做沉淀强化；如果这种质点是从外面加入的，则叫弥散强化。

## 二、塑性变形对金属组织和性能的影响

### 1. 性能的变化

塑性变形对金属性能的主要影响是造成加工硬化。在塑性变形过程中，随着变形程度的增加，形变阻力增大，强度和硬度升高，塑性、韧性下降。

我们可以利用加工硬化来提高金属材料的强度、硬度和耐磨性，特别是对那些不能用热处理方法来强化的材料显得更为重要。加工硬化是工件能够成形的重要因素。它还可以提高构件在使用过程中的安全性，使过载部位的变形自行停止，应力集中自行减弱。但加工硬化会给金属的进一步加工带来困难，使材料在冷加工时的动力消耗增大，其加工量也受到限制，需要施以中间软化退火，以便继续进行冷变形加工，这样就会增加生产成本，延长生产周期。

塑性变形除了影响力学性能之外，也使钢的某些物理性能、化学性能发生变化，例如使电阻增加，抗蚀性降低等。

## 2. 显微组织的变化

金属经塑性变形后，晶内出现滑移带，晶粒外形发生了变化，这种变化大致与工件的宏观变形相似。工件外形、尺寸的改变是内部晶粒变形的总和。随变形的方法和程度不同，晶粒外形的变化也不一样。在轧制过程中，各个晶粒顺着变形方向伸长，其伸长的程度随变形度的增加而增大。变形量很大时，晶粒将变为纤维状，称为纤维组织，构成其组织纤维的是晶界和滑移带。

在冷塑性变形过程中，钢中渗碳体不易变形，容易被破碎。其破碎的程度，即依变形的程度而定，也与渗碳体本身的大小、形状和分布有关。

具有粗大片状珠光体或呈网状分布渗碳体的钢，很容易脆断。渗碳体片细化后，尤其是球化以后，渗碳体的这种有害影响就可以减轻。因此，要经冷塑性变形的钢，对原始组织有一定的要求。

## 3. 亚结构的细化

实际晶体的每一个晶粒是由许多尺寸很小，位向差也很小的亚晶粒（即嵌镶块）所组成的。在铸态组织中，亚晶粒的边长约为  $10^{-2}$  cm，经过冷塑性变形后，亚晶粒将细化至  $10^{-4} \sim 10^{-6}$  cm。

亚晶粒的边界是晶格畸变区，堆积有大量的位错，而亚晶粒内部的晶格则相对地比较完整。亚晶界的存在使晶体的变形抗力大为增加，因而是导致加工硬化的重要因素之一。有时，亚结构对金属晶体的强化作用，甚至比固溶体强化还要大。

## 4. 残余内应力

经过塑性变形，外力对金属所作的功，约90%以上在使金属变形的过程中变成了热，使金属温度升高，而小于10%转化为内应力而残留于金属中，使金属的内能增加。所谓内应力即平衡于金属内部的应力，它主要是由于金属在外力的作用下所产生的内部变形不均匀而引起的。如金属的表层与心部的变形量不同会形成平衡于表层与心部之间的宏观内应力（通常称为第一种内应力）；相邻晶粒之间或晶内亚晶粒之间的变形不均匀会形成微观内应力（第二种内应力）；而因位错等晶格缺陷的产生而引起其附近的晶格畸变则叫做晶格畸变应力（第三种内应力）。

第三种内应力是使金属强化的主要原因，也是变形金属中的主要内应力。第一和第二种内应力在变形金属中所占比例不大，但在大多数情况下不仅会降低金属的强度，而且还会因随后应力松弛或发生重新分布而引起金属变形。如冷轧钢板在轧制中常会因残余内应力而发生翘曲，零件在切削加工中发生变形。此外，残余内应力还会使金属的耐腐蚀性能降低。故金属在塑性变形后都要进行退火热处理，以降低或消除这些内应力。

## 5. 变形织构

当变形量很大时，各晶粒的取向会大致趋于一致，这种具有择优取向的组织叫做“变形织构”。织构的形成对金属材料的性能和加工工艺有很大的影响。

## 三、回复与再结晶

变形使金属性能发生变化，需要退火才能使其恢复。低温退火可消除部分内应力，但保留加工硬化；中间退火是为了消除加工硬化，提高塑性，以便继续进行加工；最终退火则要控制产品的组织和性能。



### 1. 回 复

将冷变形的金属材料在较低温度加热时，光学显微组织（如晶粒大小和形状等）看不出明显变化，但电阻率和内应力显著降低，而强度、硬度和塑性变化不大。电子显微镜下发现由形变亚结构中形成新的较清晰的亚晶界和较完整的亚晶。

### 2. 再结晶

将变形后的金属加热到高于回复的一定温度时，强度、硬度剧烈降低，塑性显著升高，恢复到变形前的数值。观察组织发现，首先在变形晶粒畸变大、能量高的地方（如滑移面、孪晶面及晶界处），形成与原金属结构相同的新晶粒，随后逐步长大，晶界不断迁移扩展，吞并变形时破碎的晶粒而成长，最终形成无畸变的等轴晶，即发生了再结晶。

再结晶也是形核和长大的过程，它要在再结晶温度以上才会发生。通常以经过大变形量（ $\approx 70\%$ 以上）的冷加工金属，经一小时的退火能完全再结晶的最低温度定义为再结晶温度。

### 3. 晶粒长大

再结晶完成后继续升高温度或延长加热时间，晶粒会继续长大。晶粒长大也是个自发过程，它使晶界减少，能量降低，使组织变得更为稳定。晶粒的长大主要靠晶界位移，小晶粒逐渐被吞并到相邻较大晶粒中。晶界本身趋于平直化，三晶界的交角趋于 $120^\circ$ 。

通常在再结晶后获得细小而均匀的等轴晶粒的情况下，晶粒逐步长大，称为正常长大。但当再结晶后得到大小不均的晶粒时，由于大小晶粒之间能量相差悬殊，在加热到较高温度或保温较长时间的情况下，少数晶粒会吞并周围很多晶粒而选择性地急剧长大，形成极粗大的晶粒，这种现象称为二次再结晶。

### 4. 影响再结晶后晶粒大小的因素

①变形量：变形程度对再结晶后晶粒大小的影响特别显著。当变形程度很小时，由于结构畸变很小，能量低，不足以引起再结晶，因而晶粒保持原状。当增大变形程度到约 $2\sim 10\%$ 范围内时，会使再结晶后的晶粒特别粗大。此时晶粒变形极不均匀，再结晶时生核数目少，再结晶后晶粒度很不均匀，晶粒极易相互吞并长大。此变形度称为“临界变形度”，生产中应尽量避免这一范围的加工变形，以免形成粗大晶粒而降低性能。当变形大于临界变形度之后，随着变形度的增加，变形便愈趋均匀，再结晶时的生核率便愈大，再结晶后的晶粒度便会愈细，愈均匀。当变形程度很大（达到 $95\%$ 左右）时，在某些金属材料中，又会出现再结晶后晶粒急剧长大的现象。一般认为，这是与织物的形成密切相关的。因为，这时金属中各晶粒的晶格位向已趋于大致相近，从而给晶粒沿一定方向的长大造成了优越条件。

②退火温度：加热温度愈高，时间愈长，晶粒便愈大。特别是加热温度影响更大。

③第二相粒子：细小第二相粒子的存在，可以阻碍晶界的迁移，使再结晶晶粒长大难以进行，再结晶后晶粒细小。

## 四、金属的热加工组织

由于热加工是在再结晶温度以上进行的压力加工，因而塑性变形所引起的加工硬化，立即被再结晶的作用所消除。这种边加工边发生的再结晶称为动态再结晶。

热加工时金属处在高温下，比冷加工时的金属强度低，塑性高，易于变形，功率消耗