

# 材料科学基础补充内容

## 原子键和

键型	特点	性质
金属键	无饱和性，无方向性	良好的导电性、导热性、延展性好
离子键	无饱和性，无方向性	熔点和硬度很好，良好的电绝缘体
共价键	有饱和性，有方向性	结构稳定，熔点高，质硬脆、绝缘性好
氢键	有饱和性，有方向性	
范德瓦尔斯力	无方向性，无饱和性	

## 贝氏体转变的特点

(1) 贝氏体转变发生于过冷奥氏体中的中温转变区域，转变前有一段孕育期，孕育期的长短与钢种及转变温度有关。贝氏体转变往往不能进行完全，转变温度越低则转变越不完全，未转变的奥氏体在随后冷却时形成马氏体或保留为残余奥氏体；

(2) 贝氏体转变是形核与长大方式，转变过程中可存在碳原子在奥氏体中的扩散、铁的自扩散及晶格切边，在不同转变温度起主导作用的因素不同，故形成不同类型的贝氏体；

(3) 钢种的贝氏体是铁素体和碳化物的两相组织，随转变温度改变和化学成分不同，贝氏体的形貌也有变化，贝氏体中铁素体与母相奥氏体之间有一定的取向关系，铁素体与碳化物之间一般也存在取向关系。

## 孪生的特点

(1) 孪生变形时在切应力作用下发生的，并通常出现于滑移受阻而引起的应力集中区。因此，孪生所需的临界切应力要比滑移时大得多；

(2) 孪生是一种均匀切变，即切变区内与孪晶面平行的每一层原子面，均相对于其毗邻晶面沿孪生方向位移了一定得距离，且每一层原子相对于孪生面的切变量，跟它与孪生面的距离成正比；

(3) 孪晶的两部分晶体形成镜面对称的位向关系。

## 形变织构

在塑性变形中，随着形变程度的增加，各个晶粒的滑移面和滑移方向都要向主形变方向转动，逐渐使多晶体中原来取向互不相同的各个晶粒在空间取向上呈现一定程度的规律性，这一现象称为择优取向，这种组织状态则成为形变织构。

由于织构造成了各向异性，故它的存在对材料的加工成型性和使用性能都有很大的影响，尤其因为织构不仅出现在冷加工变形的材料中，即使进行了退火处理也仍然存在，故在工业生产中应予以高度重视。

一般说来，不希望金属板材中存在织构，特别是用于深冲压成型的板材，织构会造成其沿各方向变形的不均匀性，使工件的边缘出现高低不平，产生了所谓“制耳”。

## 影响固溶强化的因素

- (1) 溶质原子的原子数分数越高，强化作用也越大，特别是当原子数分数很低时，强化效应更为显著。
- (2) 溶质原子与基体金属的原子尺寸相差越大，强化作用也越大。
- (3) 间隙型溶质原子比置换原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方晶体中的点阵畸变属非对称性的，故其作用大于面心立方的。
- (4) 溶质原子与基体金属的价电子数相差越大，固溶强化作用越显著。

## 非平衡凝固过程特点

- (1) 固相平均成分线和液相平均成分线与固相线和液相线不同，它们和冷却速度有关，冷却速度越快，它们偏离固、液相线越严重；反之，冷却速度越慢，它们越接近固、液相线，表明冷却速度越接近平衡冷却曲线；
- (2) 先结晶部分总是富高熔点组元 (Ni)，后结晶部分是富低熔点组元 (Cu)；
- (3) 非平衡凝固总是导致凝固终结速度低于平衡凝固时的终结温度。

## 位错的滑移机制

晶体的滑移必须在一定得外力作用下才能发生，这说明位错的运动需要克服阻力。

位错运动的阻力首先来自点阵阻力，即派-纳 (P-N) 力，位错宽度越大，P-N 力越小，这是因为位错宽度表示了位错所导致的点阵严重畸变区的范围。宽度大，则位错周围的原子就能

比较接近平衡位置，点阵的弹性畸变能低。故位错移动时其他原子所作相应移动的距离较小，产生的阻力也较小。

位错的阻力除点阵阻力外，还有位错与位错的交互作用产生的阻力，运动位错交截后形成的扭折和割阶，尤其是螺型位错的割阶将对位错起“钉扎”作用，致使位错运动的阻力增加；位错与其他晶体缺陷如点缺陷、其他位错、晶界和第二相质点等交互作用产生的阻力，对位错运动均会产生阻力，导致晶体强化。

## 孪晶的形成

开始塑性变形阶段的光滑曲线是与滑移过程相对应的，但应力增高到一定程度后，发生突然下降，然后又反复地上升和下降，出现了锯齿形的变化，这是孪生变形造成的。

因为形核所需的应力远高于扩展所需的内力，故当孪晶出现时就伴随着载荷突然下降的现象，在变形过程中孪晶不断的形成，这就形成了锯齿形的拉伸曲线，后阶段又呈光滑曲线，表明变形又转为滑移方式进行，这是由于孪生造成了晶体方位的改变，使某些滑移系处于有利的位向，于是又开始了滑移变形。

## 低碳钢的屈服现象和位错增殖

屈服现象：

若有间隙原子 C、N 或比溶剂尺寸大的置换原子存在，就会与位错发生交互作用偏聚于刃型位错的下方，以抵消部分或全部的张应力，从而使位错的弹性应变能降低，当位错处于能量较低的状态时，位错趋向于稳定，不易运动，即对位错有着“钉扎”作用，位错要运动，必须在更大的应力作用下才能挣脱柯氏气团的钉扎而移动，这就形成了上屈服点；而一旦挣脱之后位错的运动就比较容易，因而应力减小，出现了下屈服点和水平台，这就是屈服现象的物理本质。

位错增殖：（无位错的铜晶须、低位错密度的共价键晶体 Si, Ge, 以及离子晶体 LiF 等也有不连续的屈服现象，如何解释？——位错增殖）

材料塑性变形的应变速率  $\dot{\epsilon}_p$  与晶体中可动位错的密度  $\rho_m$ ，位错的平均速度  $v$  及位错的  $\vec{b}$  成正比：

$$\dot{\epsilon}_p \propto \rho_m \cdot v \cdot \vec{b}$$

而位错的平均运动速度  $v$  又与应力密切相关：

$$v = \left( \frac{\tau}{\tau_0} \right)^m$$

$\tau_0$ —位错作单位速度运动所需的力， $\tau$ —位错受到的有效切应力， $m$ —应力敏感指数

在拉伸实验时， $\dot{\epsilon}_p$  由试验机夹头的运动速度决定，接近于恒值，在塑性变形开始前，晶体中的位错密度很低，或虽有大量位错被钉扎住，可动位错  $\rho_m$  较低，此时要维持一定的  $\dot{\epsilon}_p$  值势必使  $v$  增大，而要使  $v$  增大就需要提高  $\tau$ ，这就是上屈服点应力较高的原因，然而，一旦塑性变形开始后，位错迅速增殖， $\rho_m$  迅速增大，此时  $\dot{\epsilon}_p$  仍维持一定值，故  $\rho_m$  的突然增大必然导致  $v$  的突然下降，于是所需的应力  $\tau$  也突然下降，产生了屈服降落，这也就是下屈服点应力较低的原因。

这两种理论不是互相排斥而是互相补充的，两者结合起来可更好地解释低碳钢的屈服现象。单纯的位错增殖理论，其前提要求是原晶体材料中的可动位错密度很低，低碳钢中的原始位错密度  $\rho$  为  $10^8 / \text{cm}^2$ ，而  $\rho_m$  为  $10^3 / \text{cm}^2$ 。低碳钢之所以可动位错如此之低，正是因为碳原子的强烈钉扎作用，形成了柯氏气团之故。

## 低碳钢的应变时效

低碳钢的应变时效行为：

当退火状态的低碳钢试样拉伸到超过屈服点发生少量塑性变形后（曲线1）卸载，然后立即重新加载拉伸，则可见其拉伸曲线不再出现屈服点，此时试样不会发生屈服现象。

如果将预变形试样在常温下放置几天或经  $200^\circ\text{C}$  左右短时加热后再行拉伸，则屈服现象又复出现，且屈服应力进一步提高，此现象通常称为应变时效。

同样，柯氏气团理论能很好地解释低碳钢的应变时效：

当卸载后立即重新加载，由于位错已经挣脱出气团的钉扎，故不出现屈服点；如果卸载后放置长时间或经时效，则溶质原子已经通过扩散而重新聚集到位错周围形成了气团，故屈服现象又复出现。

## 热弹性马氏体转变的特点

- ①相变驱动力小，热滞小；
- ②马氏体与母相的相界面能作正、逆向迁动；
- ③形状应变为弹性协作性质，弹性储备能提供相变的驱动力。

## 不同浓度 Al-Cu 合金时效特点

含 Cu 量在 4%或 4.5%的合金在短时效后即形成 GP 区，硬度不断升高，而在  $\theta''$  相充分析出时达到最高硬度，继续在 130°C 时效则因  $\theta'$  相大量形成而使硬度下降；对于含 Cu 量较低的合金 ( $\omega(\text{Cu})=3.0\%$ )，脱溶相数量减少，故硬度提高较缓慢，所能达到的峰值也较低，至于含 Cu 量降低到 2.0%时，析出量少且很快就转为  $\theta'$  相，时效硬化作用甚弱。

## 形状记忆效应

形状记忆效应机理：

将合金冷至  $M_f$  温度以下使其转变为马氏体，由于马氏体组织的自协调作用，物件并不会产生宏观的变形，但这时如果施加外力改变物件形状，然后加热至  $A_f$  温度以上使马氏体逆转变为母相时，由于晶体学条件的限制，逆转变只能按唯一的途径，则合金工件的外形会恢复到原来的形状。

## 含碳量对钢的力学性能的影响

含碳量对钢的力学性能的影响，主要是通过改变显微组织及其组织中各组成相的相对量来实现的：

铁碳合金的室温平衡组织均由铁素体 ( $\alpha$ ) 和渗碳体 ( $\text{Cm}$ ) 两相组成，铁素体是软韧相，而渗碳体是硬脆相。

珠光体由铁素体 ( $\alpha$ ) 和渗碳体 ( $\text{Cm}$ ) 组成，珠光体强度比铁素体高，比渗碳体低，而珠光体的塑性和韧性比铁素体低，而比渗碳体高。

在钢种，渗碳体是一个强化相，如果合金的基体是铁素体，则随含碳量的增加，渗碳体越多，则合金强度越高，但若渗碳体这种脆性相分布在晶界上，特别是形成连续的网状分布时，则合金的塑性和韧性显著下降。

## P-N 力与金属性能之间的关系

面心立方结构金属具有较大的位错宽度，故其 P-N 力甚小，屈服应力低；而体心立方金属结构的位错宽度较窄，故其 P-N 力较大，屈服应力提高；至于原子作用力具有强烈方向性的共价晶体和离子晶体，其位错宽度极窄，则表现出硬而脆的特性。

## 层错能高低与孪晶变形的关系

产生孪晶变形的应力和层错能高低有一定的关系，层错能越低，孪晶应力也越低，这就是说，对于面心立方固溶体合金来说，只要加入能降低层错能的溶质元素，就比纯（溶剂）金属更容易出现孪晶。

## 第二相粒子的强化作用

当第二相以细小弥散的微粒均匀分布在基体相中时，将会产生显著的强化作用，第二相粒子的强化作用是通过位错运动的障碍作用而表现出来的。一般来说，弥散强化型合金中，第二相粒子是属于不可变形的。

当运动位错与其相遇时，将受到粒子的阻挡，使位错线绕着它发生弯曲，随着外加应力的增大，位错线受阻部分的弯曲加剧，以致围绕着粒子的位错线在左右两边相遇，于是正负位错彼此抵消，形成包围着粒子的位错环留下，而位错线的其余部分则越过粒子继续移动，显然，位错按这种方式受到的阻力是很大的，而且每个留下的位错环要作用于位错源一反向应力，故继续变形时必须增大应力以克服此反向应力，使流变应力迅速提高。

## 加工硬化

金属材料经过冷加工变形后，强度（硬度）显著提高，而塑性很快下降，即产生了加工硬化现象。

I 阶段——易滑移阶段。当  $\tau$  达到晶体的  $\tau_c$  后，应力增加不多，便能产生相当大的变形，此段接近于直线，加工硬化率低。

II 阶段——线性硬化阶段。随着应变量增加，应力线性增长，此段也呈直线，且斜率较大，加工硬化十分显著。

III 阶段——抛物线硬化阶段，随应变增加，应力上升缓慢。

塑性变形过程中位错密度的增加及其产生的钉扎作用是导致加工硬化的决定性因素。

## 成分过冷

凝固的产生不是由热的过冷所引起的，而是由于固溶体合金在凝固过程中界面前沿的液体成分有变化而产生了以个过冷区，称为成分过冷。

它表明即使在正的温度梯度下，固溶体合金在有成分过冷的情况下，晶体可能会以树枝状方式生长，而这种现象在纯金属中是不存在的，纯金属只有在负的温度梯度下，晶体才会以树枝状生长。

影响成分过冷最主要的有三个因素：（1）钢锭或铸件中的温度梯度（2）铸件的凝固速度（3）合金的凝固范围

## 动态回复及其机制

动态回复时应力应变曲线（高层错能金属如Al,  $\alpha$ -Fe, Zr, Mo 和 W 等）

- I——微应变阶段，应力增大很快，并开始出现加工硬化
- II——均匀应变阶段，材料开始均匀塑性变形，同时出现动态回复，“加工硬化”部分被动态回复所引起的“软化”所抵消
- III——稳态流变阶段，加工硬化与动态回复作用接近平衡，加工速率趋于零，出现应力不随应变增高的稳定状态

动态回复机制：

随着应变量的增加，位错通过增殖，其密度不断增加，开始形成位错缠结和胞状亚结构，但由于热变形温度较高，从而为回复过程提供了热激活条件，通过刃型位错的攀移，螺型位错的交滑移，位错结点的脱钉，以及随后在新滑移面上异号位错相遇而发生抵消等过程，从而使位错密度不断减小，而位错增殖速率和消亡速率达到平衡时，因而不发生硬化，应力-应变曲线转为水平时的稳态流变阶段。

## 位错为何是不平衡缺陷

位错能并不是以热量的形式耗散在晶体中，而是储存在位错内，对于位错而言，它的应变能远大于空位的形成能。但它所引起的熵增却远比空位的小，不可能抵消应变能的增加，所以位错的存在肯定使体系的自由能增加，是不平衡的缺陷。



## 奥氏体不锈钢断裂拉伸前仍有很大塑性的原因

低层错能材料如奥氏体不锈钢虽然交滑移困难了，但断裂拉伸前仍有很大的苏醒，这是因为这类材料当交滑移受到抑制时，它们以另一种方式孪晶继续变形，孪晶变形又促使了滑移的产生，由于这两种变形机制同时发生或交替动作，材料仍有很好的塑性。

## 影响置换固溶体溶解度的因素

### (1) 尺寸因素

$\Delta r$ 越大，一个溶质原子引起的点阵畸变能也就越大，溶质原子能溶入溶剂的数量便越少，固溶体的溶解度就越小。

### (2) 晶体结构因素

组元间晶体结构相同时，固溶度一般都很大，不同时只能形成有限固溶体。

### (3) 电负性差因素

电负性差越小，越容易形成固溶体，而且所形成的固溶体的溶解度也越大，电负性差增大时，固溶度减小。

### (4) 电子浓度因素：

超过极限电子浓度，固溶体就不稳定。

## 影响再结晶的因素

### (1) 变形程度的影响

随着冷变形程度的增加，储能也增多，再结晶的驱动力就越大，因此再结晶温度越低，同时等温退火时的再结晶温度也越快，但当变形量增大到一定程度后，再结晶温度就基本上稳定不变了。

### (2) 原始晶粒尺寸

在其他条件相同的情况下，金属的原始晶粒越细小，则变形的抗力越大，冷变形后储存的能量较高，再结晶温度则降低。

### (3) 微量溶质原子

微量溶质原子的存在能显著提高再结晶温度或推迟再结晶过程的进行。

### (4) 第二相粒子

当第二相粒子尺寸较大，间距较宽时，再结晶的核心能在其表面产生；  
当第二相粒子尺寸较小且又较密集时，则会阻碍再结晶的进行。

### (5) 再结晶退火工艺参数

加热速度、加热温度与保温时间等退火工艺指数，对变形金属的再结晶有着不同程度的影响。