

第九章-2 回复与再结晶

§ 9-6 概述

冷变形金属在被加热时会发生**回复**、**再结晶**和**晶粒长大**等过程。了解这些过程的发生和规律，对于控制和改善变形材料的晶粒组织（晶粒尺寸及其分布，晶粒形状，再结晶程度等）和性能具有重大意义。

金属经冷变形后组织和性能都发生了变化：

力学性能：强度、硬度增高，塑性、韧性下降；（**应变硬化**）

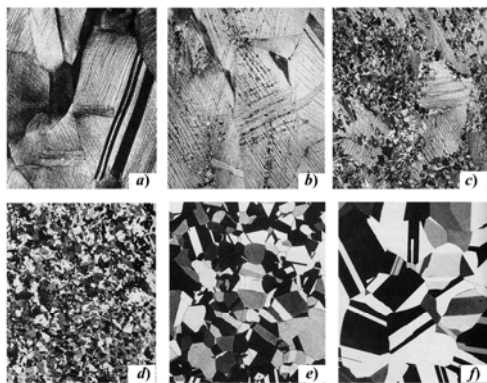
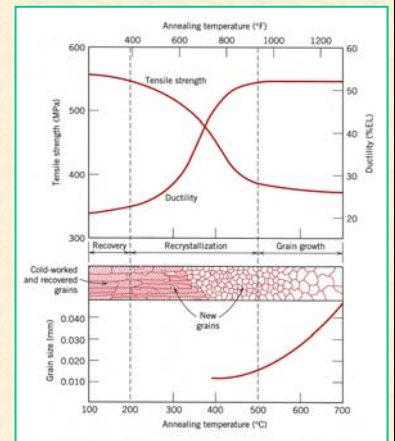
物理性能：电阻率、磁矫顽力等升高，导磁率下降；

化学性能：耐蚀性下降。

经常需要将冷变形金属加热退火，以使其性能恢复到变形前。

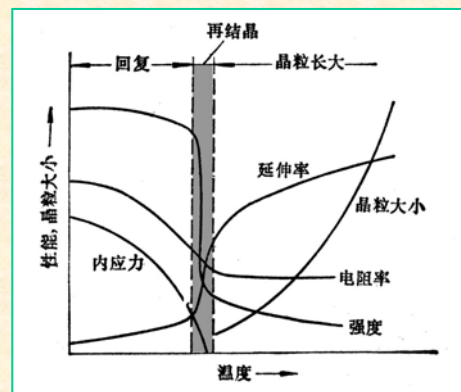
冷变形金属与合金随着被加热温度升高，依次发生**回复**、**再结晶**和**晶粒长大**。

右图为冷变形黄铜随温度升高组织与性能的变化情况。可以分为三个阶段：**回复**、**再结晶**和**晶粒长大**。其中，再结晶阶段性能变化最大：强度迅速下降，塑性迅速升高。



变形黄铜再结晶过程中组织变化 75X

a) 33%冷变形组织 b) 580CX3s c) 580CX4s d) 580CX8s
e) 580CX15min f) 700CX10min



冷变形金属在加热过程中性能随温度升高而变化，在再结晶阶段发生突变。

§ 9-7 回复

一、回复过程的特征

- 1、回复过程中组织不发生变化；
- 2、宏观一类应力全部消除，微观二类应力部分消除；
- 3、力学性能变化很小，电阻率显著降低，密度增加；
- 4、变形储存的能量部分释放。

二、回复过程机制

低温回复 $(0.1 \sim 0.3)T_m$

低温回复阶段主要是**空位浓度明显降低**。原因：

- 1、空位迁移到金属表面或晶界而消失；
- 2、空位与间隙原子结合而消失；
- 3、空位与位错交互作用而消失；
- 4、空位聚集成片，晶体崩塌而转变成位错环。

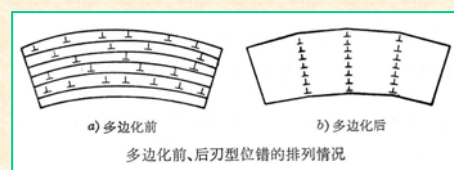
中温回复 $(0.3 \sim 0.5)T_m$

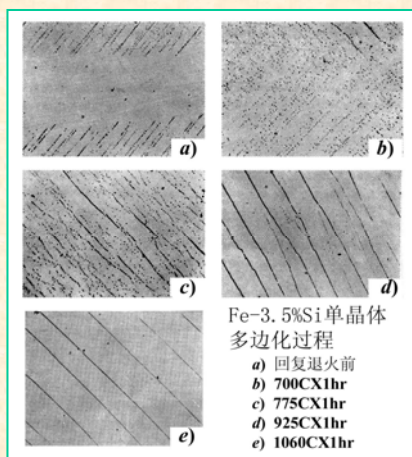
此阶段由于位错运动会导致异号位错合并而相互抵消，位错密度有所降低，但降幅不大。所以力学性能只有很少恢复。

高温回复 $(>0.5)T_m$

高温回复的主要机制为**多边化**。

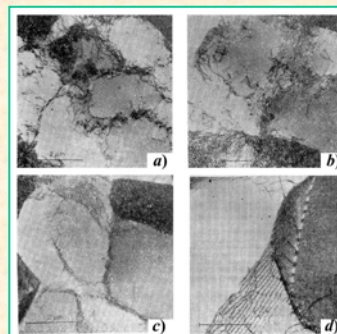
由于同号刃位错的塞积而导致晶体点阵弯曲，在退火过程中通过刃型位错的攀移和滑移，使同号刃型位错沿垂直于滑移面的方向排列成小角度的亚晶界。此过程称为**多边(形)化**。





多晶体金属塑性变形时，滑移通常是在许多互相交截的滑移面上进行，产生由缠结位错构成的胞状组织。因此，多边化后不仅所形成的亚晶粒小得多，而且许多亚晶界是由位错网组成的。

右图：
a) 缠结位错
b) 位错线伸直
c) 位错网络
d) 大的稳定网络



在室温经5%塑性变形的多晶纯铝200°C
回复退火不同时间后的透射电子显微组织
a) 回复退火前的冷变形状态
b), c), d) 分别为0.1, 50, 300小时回复退火后

三、回复退火的应用

回复退火主要用作去除残余应力，使冷变形的金属件在基本保持应变硬化状态的条件下，降低其内应力，以免变形或开裂，并改善工件的耐蚀性。

例如，冷拉钢丝卷制弹簧，在卷成弹簧后要在250~300进行退火，以降低内应力并使其定型。

对铸件、焊件的去应力退火，也是通过回复作用来实现的。

§ 9-8 再结晶

一、再结晶过程的特征

再结晶是一种形核和长大的过程。**靠原子的扩散进行**。

冷变形金属加热时组织与性能最显著的变化就是在再结晶阶段发生的。

特点：

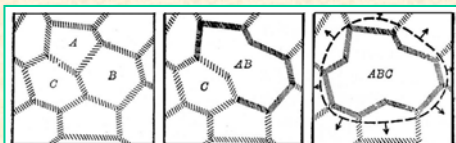
- 1、组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒；
- 2、力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧下降，塑性迅速升高，**应变硬化全部消除**，恢复到变形前的状态；
- 3、变形储能在再结晶过程中全部释放。三类应力（点阵畸变）消除，位错密度明显降低。

二、再结晶的形核

由于再结晶形核的区域不同，形核方式有：亚晶粒合并形核，亚晶粒长大形核，凸出形核。

1、亚晶粒合并形核

相邻两亚晶粒之间的晶界是由位错构成的。在再结晶温度，位错发生攀移和滑移并进入到邻近的晶界中。这样两个亚晶粒就合并成为一个晶粒了。驱动力来自晶界能，晶界减少，形核自发进行。



亚晶合并形核示意图

这种形核方式一般出现在冷变形量很大的金属中。通过再结晶前多边化形成较小的亚晶，**亚晶界曲率不大**，不易迁移，但某些亚晶界中的位错可通过攀移和滑移而迁移走，使亚晶界消失，亚晶合并。

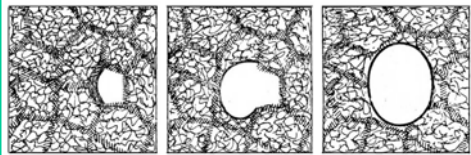


经98%冷轧的铝箔在透射电子显微镜中加热时所观察到的亚晶粒的合并
a) 多边化所形成的亚晶; b) 加热过程中亚晶C、D间的亚晶界部分消失;
c) 继续加热时亚晶C、D间的亚晶界完全消失

2、亚晶粒长大形核

当变形量很大时，较大的无应变亚晶（多边化时产生）为基础直接长大，吞食周围的亚晶，亚晶界向周围迁移。

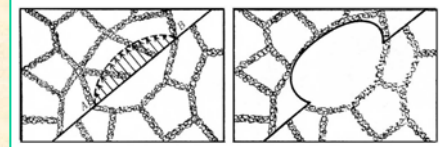
由于变形大，位错密度高，**亚晶界曲率大**，易于迁移。亚晶界迁移过程中清除并吸收其扫过亚晶的位错，使迁移亚晶界的位错增多，变成大角度晶界。当尺寸超过临界晶核时就成了再结晶的核心。



亚晶长大形核示意图

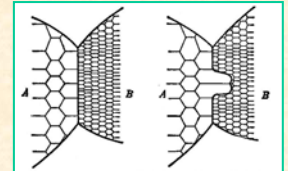
3、凸出形核

当冷变形量较小时，再结晶在原晶界处形核。

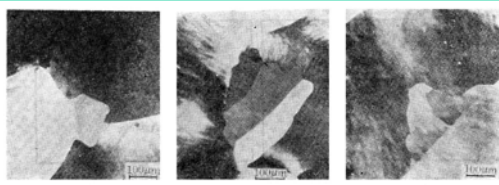


凸出形核示意图

对于多晶体，不同晶粒的变形程度不同，变形大的位错密度高，畸变能高；变形小的位错密度低，畸变能低。低畸变区向高畸变区伸展，以降低总的畸变能。



具有亚晶粒组织的晶粒间的凸出形核示意图



经21%压缩的铝在退火时的凸出形核
a) 395°C 退火 11 分钟; b) 同a), 但另一视野; c) 390°C 退火 42 小时

三、再结晶核心的长大

再结晶核心形成后，在变形基体中长大。实质是具有临界曲率半径的大角度晶界向变形基体迁移，直至再结晶晶粒相遇，变形基体全部消失。

温度越高，扩散越快，再结晶速度越快，时间越长，再结晶晶粒越粗大。

四、再结晶温度

冷变形金属开始进行再结晶的温度，称为**再结晶温度**。可以采用不同的方法来测定，**常用方法**有：

1、金相法

以显微镜观察到第一个新晶粒或晶界因凸出形核而出现锯齿状边缘的退火温度定为再结晶温度。适用于变形量<10~15%的金属与合金。

2、硬度法

以硬度开始显著降低的温度定为再结晶温度。有时也采用软化50%的退火温度定为再结晶温度。

3、完全再结晶法

工业生产中常采用经过大变形量(>70%)的冷变形金属，经过1小时完全再结晶退火的最低温度定为再结晶温度。

可见，再结晶温度是靠实验测出来的。

对于**纯金属**的再结晶温度，可用经验公式计算：

$$T_r = (0.35 \sim 0.4) T_m$$

公式使用条件：工业纯金属，大变形量，退火时间0.5~1小时。

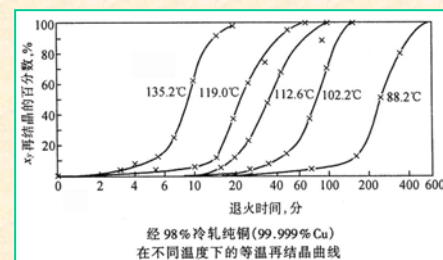
表 5-3 一些金属的再结晶温度(T_r)
(工业纯金属经强烈冷变形，在一小时退火后完全再结晶)

金属	再结晶温度(°C)	熔点(°C)	$\frac{T_r(K)}{T_m(K)}$	金属	再结晶温度(°C)	熔点(°C)	$\frac{T_r(K)}{T_m(K)}$
Sn	<15	232	—	Cu	200	1083	0.35
Pb	<15	327	—	Fe	450	1538	0.40
Zn	15	419	0.43	Ni	600	1455	0.51
Al	150	660	0.45	Mo	900	2625	0.41
Mg	150	650	0.46	W	1200	3410	0.40
Ag	200	960	0.39				

五、影响再结晶的因素

1、温度

加热温度越高，再结晶速度越快，产生一定体积分数的再结晶组织需要的时间越短。



经98%冷轧纯铜(99.999% Cu)在不同温度下的等温再结晶曲线

2、变形程度

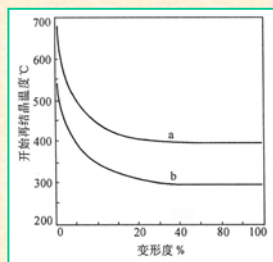
变形程度越大，储能越多，再结晶驱动力越大，因此变形程度越大，再结晶速度越快。

3、材料的纯度

微量的溶质原子对再结晶影响巨大。

溶质或杂质原子偏聚在位错和晶界处，对位错的运动和晶界的迁移起阻碍作用，因此不利于再结晶，使再结晶温度升高。

例如，纯铜50%再结晶的温度为140°C，加入0.01%Ag后升高到205°C，若加入0.01%Cd（镉）后升高到305°C。



4、原始晶粒尺寸

其他条件相同时，原始晶粒越细，冷变形抗力越大，变形后储存能越多，再结晶温度越低。

同样变形度，原始晶粒越细，晶界总面积越大，可供再结晶形核的地方越多，形核率高，再结晶速度快。

5、第二相粒子

根据粒子尺寸和间距的大小，可分为二种情况：

1) 粒子较粗大，间距较远——促进再结晶

原因：粒子对位错运动、亚晶界迁移的阻碍作用小；另一方面，加速再结晶形核。

2) 粒子细小，间距小——阻碍再结晶

原因：粒子阻碍位错运动和亚晶界迁移，使亚晶粒生长减慢或停止，就阻碍了再结晶的形核与长大。

例如，钢中加入少量的V, Ti, Nb, Zr, Al时，可生成弥散分布的化合物，其尺寸、间距都很小，都会提高钢的再结晶温度。所以，含有这些元素的钢一般都有较高的使用温度。

六、再结晶后晶粒大小

再结晶后的晶粒呈等轴状，其大小受多种因素的影响，主要有变形度、退火温度、退火时间、杂质及合金成分等。

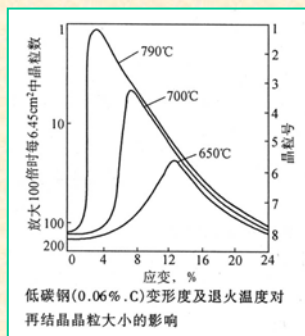
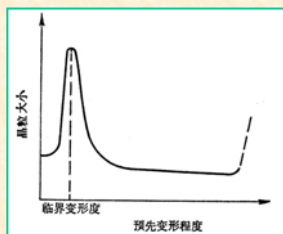
上面讨论的影响再结晶的因素，凡是促进再结晶的都会使再结晶晶粒尺寸变得更大。下面再对变形度的影响讨论一下。

变形度对再结晶后晶粒大小的影响见下图。变形量很小时，金属中储存变形能很少，不足以发生再结晶，故退火后晶粒尺寸不变。能够发生再结晶的最小变形度通常在2~8%范围内。但此时再结晶驱动力小，形核率低，由于再结晶后的晶粒数量少，所以晶粒特别粗大。此变形度称为**临界变形度**。

超过**临界变形度**后，随变形量增加，储存能增加，使再结晶驱动力增加，形核率和长大速率同时提高，但由于形核率增加更快，所以再结晶后晶粒细化。

对于有些金属或合金，当变形量相当大时，再结晶晶粒又会重新粗化。这就是二次再结晶（异常长大）造成的。

退火温度对临界变形度影响很大，温度越高，临界变形度越小。临界变形度越小，再结晶后的晶粒越粗大。



注意：图中纵坐标，向上表示晶粒数少，尺寸大。

§ 9-9 再结晶后的晶粒长大

冷变形金属完成再结晶后，继续加热时会发生晶粒长大。晶粒长大又可分为**正常长大**和**异常长大**（二次再结晶）。

一、晶粒的正常长大

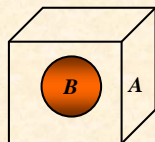
再结晶刚完成时得到的是细小的、无畸变和内应力的等轴晶粒。温度继续升高或延长保温时间，晶粒仍可以继续长大，若是**均匀地连续生长**，就称为**正常长大**。

1、晶粒长大的驱动力

晶粒长大的驱动力从**整体上看**是晶粒长大前后总的界面能差。即晶粒长大后总界面面积减小，总界面能降低，因而晶粒长大是自发过程。

从微观上看，晶粒长大是靠晶界的迁移实现的。然而，此时晶界两边的晶体已没有能量差别，晶界会向哪边迁移？驱使晶界迁移的驱动力从何而来？

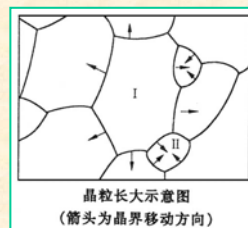
假设半径为 R 的球形 B 晶粒存在于 A 晶粒中：
界面面积为 $4\pi R^2$ ，
总界面能为： $E=4\pi R^2\sigma$ 。
半径 R 变化引起界面能的变化就是作用于晶界的力 F ，指向曲率中心；
单位面积上的驱动力为 p ：



$$F = \frac{dE}{dR}$$

$$p = \frac{F}{4\pi R^2} = \frac{d(4\pi R^2\sigma)}{dR} / 4\pi R^2 = \frac{2\sigma}{R}$$

可见，晶界迁移的驱动力 p 随 σ 增大而增大，随曲率半径 R 增大而减小。因此，弯曲的晶界将向曲率中心迁移。上图中晶粒 B 逐渐缩小，直至消失，晶粒 A 则在长大。



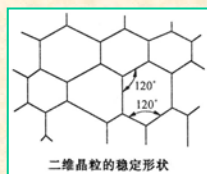
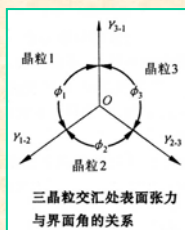
2、晶粒的稳定形貌

当3个晶粒相交于一点，两两相交于一直线时，其二维形状如图所示。由作用于 O 点的张力平衡可得到：

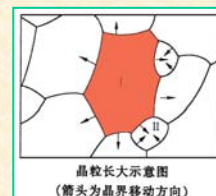
$$\sigma_{1,2} + \sigma_{2,3}\cos\phi_2 + \sigma_{3,1}\cos\phi_1 = 0$$

$$\text{或 } \sigma_{1,2}/\sin\phi_3 = \sigma_{2,3}/\sin\phi_1 = \sigma_{3,1}/\sin\phi_2$$

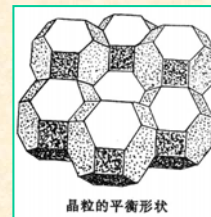
由于比界面能 σ 通常为常数，所以
 $\phi_1 = \phi_2 = \phi_3 = 120^\circ$ 。



实际二维晶粒：较大的晶粒往往是六边以上，如晶粒I；较小的晶粒往往小于六边。



三维晶粒的稳定（平衡）形貌为十四面体，夹角为 120° 。



3、影响晶粒长大的因素

晶粒长大是通过晶界迁移实现的，所以影响晶界迁移的因素都会影响晶粒长大。

❖ 温度

晶界迁移是热激活过程，温度越高，晶粒长大速度越快。一定温度下，晶粒长到极限尺寸就停止，若提高温度，晶粒将继续长大。对于一定的金属，一定的温度对应着一定的晶粒尺寸。因此，控制温度，就可以获得需要的晶粒度，从而获得需要的性能。

❖ 时间

正常晶粒长大时，一定温度下，平均晶粒直径 D_T 与保温时间的平方根成正比： $D_T = Ct^{1/2}$

❖ 第二相粒子

第二相粒子会阻碍晶界迁移、晶粒长大。第二相粒子的尺寸越小，体积分数越大，阻碍作用越强，晶粒尺寸就会越小。

❖ 杂质及合金元素

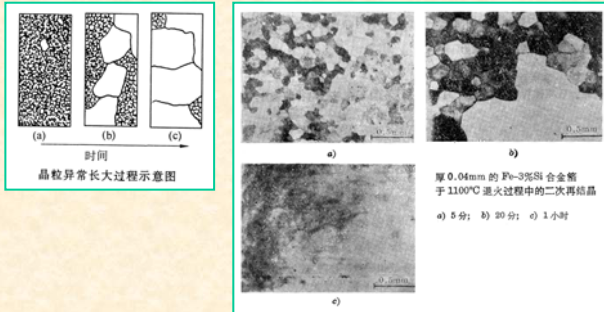
杂质及合金元素溶入基体能够阻碍晶界迁移，特别是在晶界的偏聚，阻碍作用更加显著。

❖ 相邻晶粒的位向差

相邻晶粒间的位向差与界面能有关，小角度晶界的界面能低，晶界迁移的驱动力小，晶界迁移速度低。界面能高低大角度晶界较容易移动。

二、晶粒的异常长大

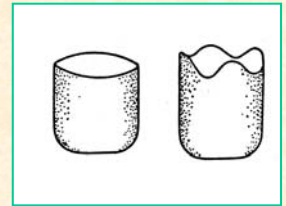
异常长大又称为不连续长大，或二次再结晶，是一种特殊的晶粒长大现象——少数晶粒迅速长大，大晶粒吞食小晶粒。



发生异常长大的条件：

1、存在再结晶组织

金属冷变形时出现变形组织，一次再结晶后往往存在具有组织的再结晶组织，即**再结晶组织**。再结晶组织与其周围的再结晶晶粒取向接近，基本不存在大角度晶界，故晶界迁移率低。如果仅有少量的迁移率高的大角度晶界存在，就会发生二次再结晶。

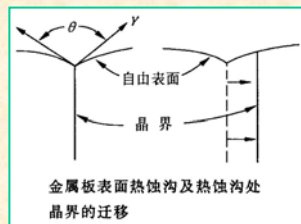


2、第二相粒子分布不均匀

若局部区域第二相粒子较少，或加热温度升高使粒子溶解，则此处的晶粒便会继续长大，发生二次再结晶。

3、热蚀沟数量多

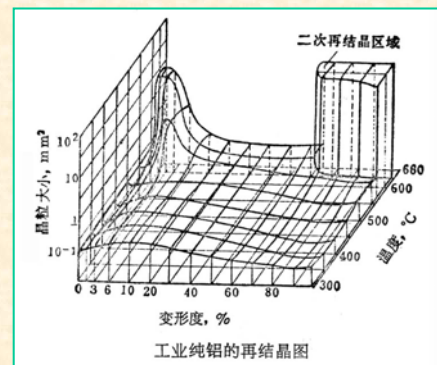
对于金属薄板加热条件下，在晶界与板表面相交处，由于表面张力的作用，会出现向板内凹陷的沟槽，称为**热蚀沟**。晶界若从热蚀沟中移出，势必会增加晶界面积，导致晶界迁移阻力增大，显然，板越薄，被热蚀沟钉扎的晶界越多。当仅有少数晶界可迁移时，便会发生二次再结晶。



二次再结晶形成非常粗大的晶粒及非常不均匀的组织，将大幅度降低材料的强度和塑性。因此，应注意避免发生二次再结晶。

三、再结晶图

把再结晶退火后的晶粒大小、冷变形程度及退火温度间的关系绘制成三维图形，称为**再结晶图**。



四、退火孪晶

一些面心立方结构的金属或合金，如铜、铜合金、奥氏体不锈钢等，经再结晶退火后，其晶粒中出现孪晶组织，称为**退火孪晶**。

一般认为退火孪晶是在晶粒生长过程中形成的。当晶粒通过晶界移动而生长时，(111)晶面发生堆垛层错而产生孪晶。



冷变形 α 黄铜退火时形成的退火孪晶组织

§ 9-10 金属材料的热变形

金属与合金在**再结晶温度以上**进行的塑性变形，称为**热变形**或**热加工**。

热变形时，(动态)回复和(动态)再结晶过程同时进行，由塑性变形产生的应变硬化同时被消除。

一、动态回复与动态再结晶

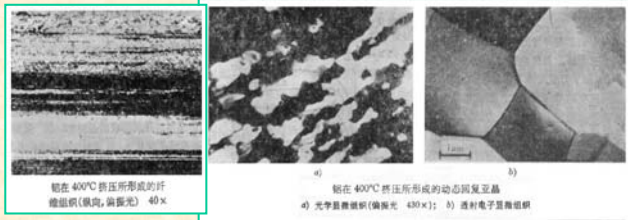
根据热变形过程中组织变化的不同，可将金属与合金分为二类。

第一类：铝、铝合金、工业纯铁，铁素体钢以及Zn、Mg、Sn等这类材料共同特点是位错的交滑移和位错攀移比较容易进行。因此，一般认为动态回复是这类材料热加工过程中的唯一软化机制。即使在远高于静态再结晶温度进行变形，通常也不会产生动态再结晶。

宏观组织：晶粒变成沿变形方向伸长，并形成纤维组织；
微观组织：晶内出现动态回复所形成的等轴亚晶粒。

这类材料在动态回复过程所形成的多边化亚结构比较稳定，热变形后迅速冷却使其保持下来。如果热变形后在高温下停留时间过长（如Al, 400°C, 0.5小时），则会发生静态再结晶。

动态回复组织的强度比再结晶组织的强度高得多。



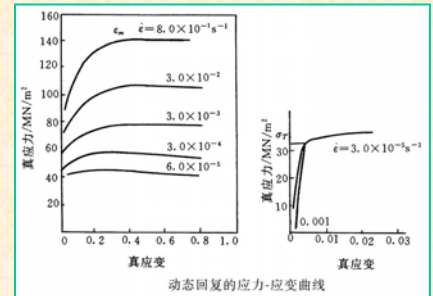
1、第一类合金在热变形中的应力应变曲线

曲线有三个阶段：

第一阶段：微应变阶段，应变率约0.1~0.2%，曲线急剧上升。

第二阶段：最小流变应力 σ_T 之后，有应变硬化，但硬化率逐渐降低。

第三阶段：稳态流变阶段，应力-应变曲线为水平线。此阶段，应变硬化与动态软化大到平衡，应力不再随应变增大，保持恒定应力下变形。

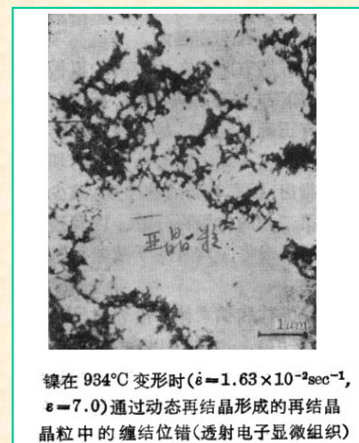


第二类：铜、铜合金，镍及镍合金，金、银及其合金，奥氏体钢，以及高纯度铁等。

这类材料中，大部分具有面心立方结构，低的层错能。共同特点是位错的交滑移和位错攀移困难得多。由于难以通过位错交滑移和位错攀移进行动态回复，在一定的应力和温度条件下，变形过程中就会积累到足够高的局部位错密度的差别，导致发生动态再结晶。

因此，这类金属与合金在热变形过程中发生的软化主要来自动态再结晶。

和冷变形金属的再结晶一样，动态再结晶也是通过形成新的大角度晶界及其随后移动的方式来进行的。但是，持续的变形却使动态再结晶所形成的晶粒中出现缠结位错的亚结构。静态再结晶晶粒中则没有缠结位错。



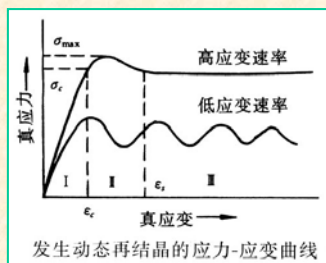
2、第二类合金在热变形中的应力应变曲线

热变形过程中发生再结晶的**应力-应变曲线**形状取决于应变速率。

❖在**高应变速率**下，曲线上有一个峰值，可分为三个阶段：

I为应变硬化加工阶段，此时变形低于临界变形度，所以不发生再结晶。

II为开始发生动态再结晶阶段，当应力大到 σ_{\max} 之前，硬化效应大于软化效应，应力大到 σ_{\max} 之后，再结晶加快，软化效应为主，曲线开始下降。



III为稳定流变阶段，应变硬化和再结晶软化达到平衡，出现稳态流变，应力-应变曲线呈水平状。

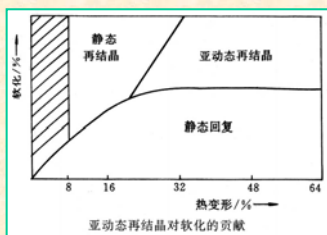
❖在**低应变速率**时，应力-应变曲线上出现较多的峰值。

I为应变硬化加工阶段，曲线斜率（即应变硬化率）随应变速率降低而减小。

II为开始发生动态再结晶阶段，但由于应变速率低，应变硬化与动态再结晶软化达不到平衡，因而不出现稳定流变阶段。在第一个峰值之后，重新出现以硬化为主的和以软化为主的第二个峰值。以至重复到热变形结束。

亚动态再结晶

在动态再结晶进行过程中，若中断热变形，材料仍处于高温，动态再结晶过程仍可以继续。称为亚动态再结晶。



中断热变形后，静态回复、静态再结晶和亚动态再结晶都会使材料软化。哪一项的贡献大，则取决于变形程度。

- ❖ 变形量小时，只有静态回复起作用；
- ❖ 变形量大时，静态回复和静态再结晶都起作用；
- ❖ 变形量非常大时，仅静态回复和亚动态再结晶起作用。

二、热变形金属与合金的组织 and 性能

1、改善铸造组织缺陷

- ❖ 铸造组织往往含有缩松、气孔等缺陷，热变形时被压合消除。
- ❖ 铸态组织(晶粒)粗大，通过变形和再结晶变成细小的等轴晶。
- ❖ 改善铸态组织中的成分偏析，提高成分均匀性。

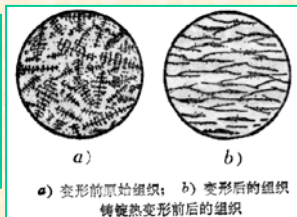
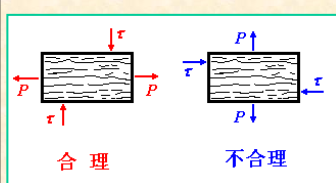
以上这些都对提高力学性能有利。因此，材料经热变形后，虽然没有应变硬化，但力学性能明显提高。

2、形成纤维组织，出现各向异性

由于铸态组织中的夹杂物多分布在晶界处，热变形时被拉长或打碎成为链状，都是沿变形方向呈纤维状分布。这些夹杂物很稳定，再结晶时仍能保留下来。

纤维组织使材料呈现各向异性。

纤维组织稳定性很高，一旦形成就不易消除。纤维组织使金属具有各向异性，结构设计或机械加工时要注意合理应用。

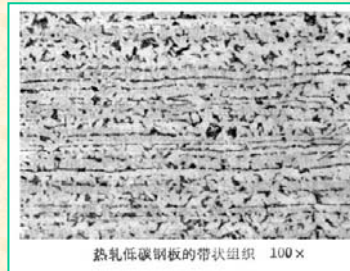


拉应力平行于纤维组织、剪应力垂直于纤维组织——合理

3、带状组织的形成

热变形后亚共析钢中的铁素体和珠光体成带状分布，称为带状组织。

带状组织也使材料具有各向异性，并且破坏材料的切削性能，应避免和消除。



产生的原因：

- 1) 在两相区温度变形。加热时铁素体沿奥氏体晶界析出，变形时伸长，动态再结晶后奥氏体与铁素体都变成等轴晶，但它们分布成条带状。

- 2) 铸锭中存在的夹杂，变形后夹杂物成流线(纤维状)，可以作为冷却时铁素体析出的结晶核心，使铁素体和珠光体成带状分布。
- 3) 铸锭中存在大量的偏析元素，常富集于晶界处，变形时沿变形方向伸展，也成带状分布。这些元素可提高 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度，因而冷却时铁素体首先沿这些地方析出，形成带状分布。

4、热变形后的晶粒变化

终止热变形时的温度、总变形量和热变形后的冷却速度，决定了热变形后晶粒的大小。合理控制这些因素，就可以得到细小的晶粒，从而获得高的力学性能。

采用低的终止变形温度，大的变形量，快的冷却速度，可以得到细小的晶粒。

