

第三章

金属的塑性变形

在工业生产中,许多金属零件都要经过压力加工,如锻造、轧制、拉丝、挤压、冲压等。压力加工的一个基本特点是金属在外力作用下,发生不能自行恢复其原形和尺寸的变形——塑性变形。

塑性变形不仅是为了得到零件的外形和尺寸,更重要的是为了改善金属的组织 and 性能。例如,用压力加工可以改善铸态组织中的粗大晶粒、组织不均匀及成分偏析等缺陷;通过锻造可击碎高速钢中的碳化物,并使其均匀分布;对于直径小的线材,由于拉丝成形而使强度显著提高。由此可见,了解金属塑性变形过程中组织变化的实质与规律,不仅对改进金属材料的加工工艺,而且对发挥材料的性能潜力,提高产品质量都具有实际的重要意义。

第一节 单晶体、多晶体的塑性变形

当外加应力大于金属的屈服强度 R_e 时,金属将发生塑性变形,塑性变形的基本形式主要有滑移、孪生等。

一、塑性变形的基本形式

(一) 滑移

图 3-1 为单晶体及其变形的形式。若对单晶体施加一个切应力 τ ,当切应力很小时,晶体只发生弹性变形,如图 3-1b 所示。将应力去除后,晶体由于原子间的引力作用,而恢复原状。若增大切应力,使晶体的变形程度超过弹性变形阶段,则晶体的一部分相对另一部分沿着一定的晶面(滑移面)发生一定距离的移动,应力去除后不能恢复原状,如图 3-1c 所示。这种变形形式称为“滑移”。

晶体滑移后,滑移面两侧的原子排列与滑移前一样,但是在显微镜下观察,可发现在晶体表面出现阶梯状“滑移带”,这种“滑移带”是由若干“滑移线”构成的,如图 3-2 所示。

(二) 孪生

在切应力作用下,晶体有时还以另一种形式发生塑性变形,即晶体的一部分相对另一部分,沿着一定的晶面(孪生面)产生一定角度的切变,这种变形形式称为“孪生变形”,如图 3-1d 所示。发生孪生部分(切变部分)称为“孪生带”,或简称为孪晶。经过孪生变形后,在孪生面两侧的晶体形

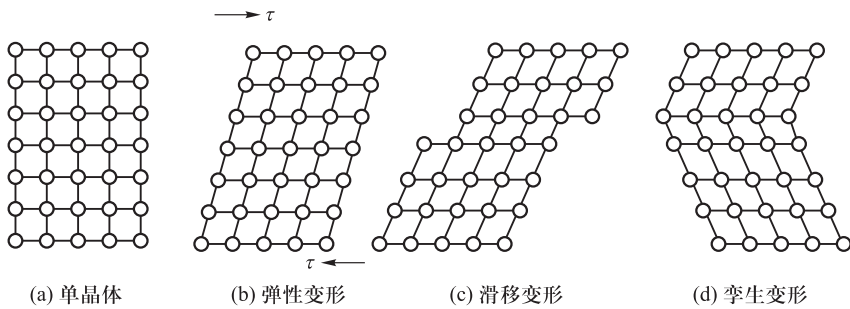


图 3-1 单晶体变形的形式

成镜面对称,如图 3-3 所示。发生孪生变形的晶体经抛光后,能在显微镜下观察到孪生带,即孪晶。

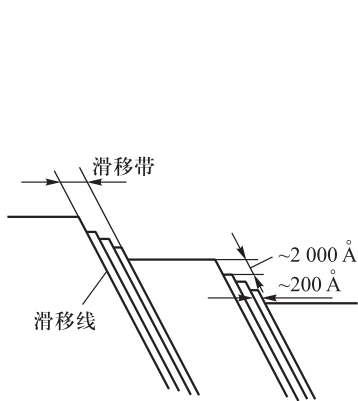


图 3-2 滑移带示意图

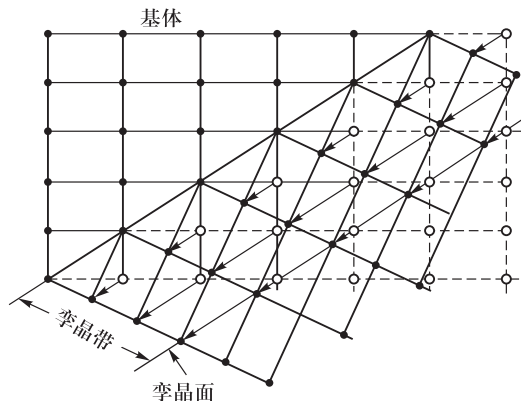


图 3-3 孪生示意图

孪生与滑移的最大区别之一是发生孪生之后,虽然晶体结构未改变,但孪晶的晶格位向已发生改变;而滑移前、后晶体结构和晶格位向均未改变。

二、单晶体的塑性变形

金属大多是由许多不同位向的晶粒组成的多晶体,但为了便于理解多晶体的塑性变形实质,首先研究单晶体的塑性变形过程。

(一) 塑性变形特点

将一个具有密排六方晶格的锌单晶体制成试样,对其进行拉伸,如图 3-4 所示。拉伸力 F 在晶体内一定的晶面上分解为两个应力:一为平行于该晶面的切应力 τ ,一为垂直于该晶面的正应力 σ 。两个分应力对晶体的作用不同。

图 3-5 为正应力对晶体的作用,这种应力的作用只能使晶体发生弹性歪曲或弹性拉长(图 3-5b),当应力增大到一定值,即超过晶面间原子的吸引力时,晶体便发生断裂(图 3-5c),而不会产生塑性变形。

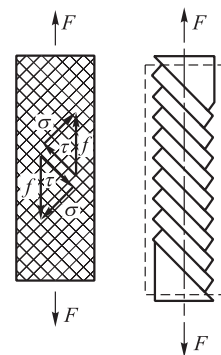


图 3-4 锌单晶体的滑移变形

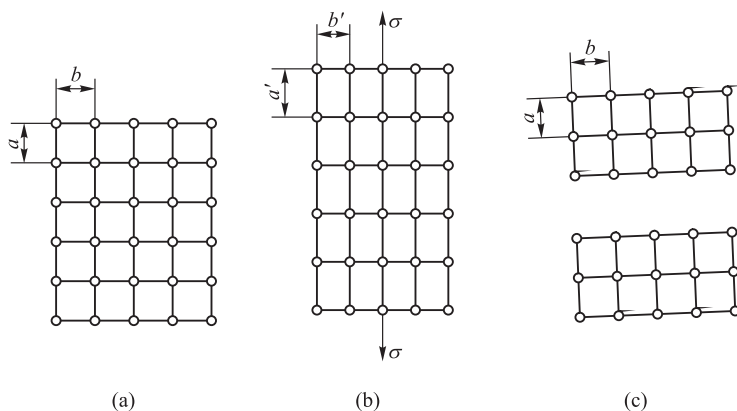


图 3-5 晶体在正应力作用下的变形情况

在切应力 τ 的作用下,当它达到某一个临界值时,金属晶体便开始滑移,这个临界值称为临界分切应力。实验证明,当外界条件确定时,一定的金属的临界分切应力 τ_k 为常数。

在切应力作用下,如前所述,使晶体发生滑移变形。晶体的滑移都发生在特定的晶面和晶向上,这些晶面和晶向称为滑移面和滑移方向。一般的滑移面是原子排列密度最大的晶面,而滑移方向是沿着原子密度最大的方向(即原子间距最小的方向)。这可结合图 3-6 说明,图中原子排列最密的晶面是 $I-I$ 面,其晶面上原子间距离最小,而两相邻晶面的距离最大,晶面之间的结合力也最弱。所以,在切应力作用下,沿此晶面发生滑移也最容易。反之,原子排列密度小的晶面,如 $II-II$ 或其他任一晶面,由于晶面之间距离小,晶面间的结合力强,难以实现滑移。同理也可说明滑移容易发生在原子排列最密的方向上。

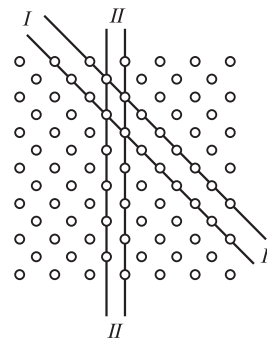
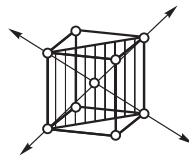
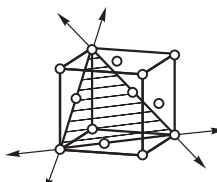
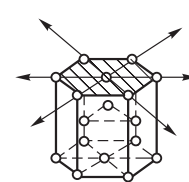


图 3-6 滑移面与滑移方向示意图

每一种晶格都可能几个滑移面,每个滑移面上又可能存在几个滑移方向。一个滑移面和其上的一个滑移方向构成一个“滑移系”。

表 3-1 列出三种常见的金属晶格的主要滑移系。

表 3-1 三种典型金属晶格的滑移系

晶 格	体 心 立 方	面 心 立 方	密 排 六 方
滑 移 面	包含两相交体对角线的晶面 $\times 6$	包含三邻面对角线的晶面 $\times 4$	六方底面 $\times 1$
滑 移 方 向	体对角线方向 $\times 2$	面对角线方向 $\times 3$	底面对角线 $\times 3$
简 图			
滑 移 系	$6 \times 2 = 12$	$4 \times 3 = 12$	$1 \times 3 = 3$

体心立方晶格 有六个滑移面,每个滑移面上有两个滑移方向,故其滑移系数为 $6 \times 2 = 12$ 。如铬和常温下的 α -Fe 等属于这类结构。

面心立方晶格 有四个滑移面,每个滑移面上有三个滑移方向,其滑移系数为 $4 \times 3 = 12$ 。如铜、铝及高温下的 γ -Fe 等属于这类结构。

密排六方晶格 有一个滑移面,该滑移面上有三个滑移方向,其滑移系数为 $1 \times 3 = 3$ 。这类结构的金属如镁、锌等。

滑移系数目愈多,金属的塑性愈好,特别是其中的滑移方向的作用更大,这也就是铝、铜比 α -Fe 的塑性更好的原因。

滑移时晶体的一部分相对另一部分沿着滑移方向移动的距离为原子间距的整数倍。

滑移的同时,由于正应力组成的力偶的作用,推动晶体转动,力图使滑移面转向与外力平行的方向(图 3-4)。

(二) 塑性变形的实质

人们曾设想晶体的滑移是晶体的一部分相对另一部分作整体刚性移动,这样所需的临界分切应力必须很大,如铜的理论计算值 $\tau_k = 6\ 400\ \text{MPa}$,但实际上使铜的晶体产生滑移的实测值却小得多,即 $\tau_k = 1.0\ \text{MPa}$ 。由此可见,滑移并不是晶体的整体刚性移动。如前所述,由于晶体内存在大量的空位、位错等缺陷,因而滑移实际上是在切应力作用下,由滑移面上的位错运动完成的。图 3-7 所示就是在切应力作用下,一个刃型位错在滑移面上的运动过程,其结果便造成一个原子间距的位移。可见,晶体的滑移过程只需位错中心周围的少数原子作微量的位移即可实现,如图 3-8 所示。因此,晶体的滑移只需很小的临界分切应力。

塑性变形的过程是位错运动的过程,也是位错增殖的过程。

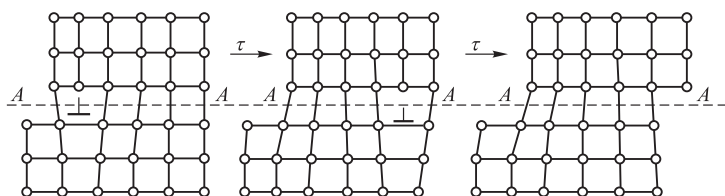


图 3-7 位错运动造成的滑移示意图

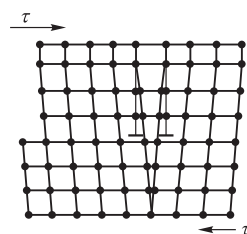


图 3-8 位错运动时原子的移动

三、多晶体的塑性变形

多晶体中,单就一个晶粒来说,其塑性变形的方式与单晶体相似,但由于晶界的存在和各个晶粒的位向不同,所以多晶体的塑性变形过程比单晶体复杂得多。

(一) 晶界和晶粒位向的影响

为了便于理解多晶体中晶界对于变形的影响,采用如图 3-9 所示的两个晶粒组成的试样进行拉伸试验。试样经拉伸变形后,出现明显的所谓“竹节”现象。即试样在远离夹头和晶界的晶粒中间部分出现明显的缩颈,而在晶界附近的截面几乎不变,这足以说明金属的晶界比晶粒本身具有更高的变形抗力。其原因是晶界附近是相邻晶粒位向的过渡区,原子排列紊乱,并存在较多的杂质,造成晶格畸变,因而在该处滑移时,位错运动受到较大的阻力,难以发生变形。

除晶界对滑移变形有影响外,由于多晶体中晶粒位向不同,当任一晶粒滑移时,都将受到周围不同位向的晶粒阻碍,从而也使变形抗力增大,因此多晶体的变形抗力总是高于单晶体,如图3-10所示。

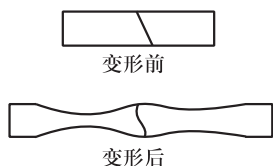


图 3-9 两个晶粒的试样拉伸时的变形

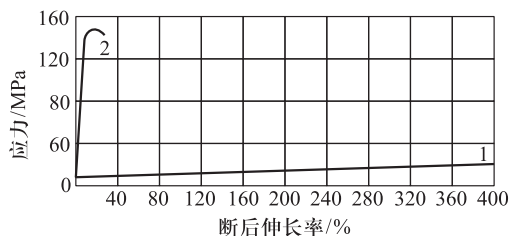


图 3-10 锌的拉伸曲线

1—单晶体;2—多晶体

由此可见,金属材料的晶粒大小对力学性能有很大的影响,晶粒愈细的金属强度就愈高。因为晶界的总面积大,每个晶粒周围的不同位向的晶粒数也多,因而对塑性变形抗力也就愈大。图3-11为纯铁的屈服强度与晶粒大小的关系曲线。

金属材料的晶粒愈细,不仅强度高,而且塑性和韧性也愈好。因为晶粒愈细,在单位体积内的晶粒数愈多,金属的总变形量可分散到更多的晶粒中,使变形愈均匀。另外,晶粒愈细,晶界曲折愈多,可阻碍裂纹的扩展。所以,细晶粒的金属材料具有良好的韧性和塑性。

(二) 多晶体的塑性变形过程

多晶体中由于晶界的存在及各晶粒位向不同,则各晶粒都处于不同的应力状态。即使受到单向均匀拉伸力的作用,有的晶粒受到拉力或压力,有的受到弯曲力或扭转力,受力大小也不一样,有的变形大,有的变形小,有的已开始变形,有的还处于弹性变形阶段等。多晶体的塑性变形就是这样极不均匀、有先有后地进行着。最先产生滑移的将是那些滑移面和滑移方向与外力成 45° 角(也称为软位向)的一些晶粒。但它们的滑移会受到晶界及周围不同位向的晶粒阻碍,使其在变形达到一定程度时,在晶界附近造成足够大的应力集中,使滑移停止。同时,激发邻近处于次软位向的晶粒中的滑移系移动,产生塑性变形,使塑性变形过程不断继续下去。此外,由于晶粒滑移时发生位向的转动,使已变形晶粒中原来的“软位向”逐渐转到“硬位向”。所以,多晶体塑性变形实质上是晶粒一批批地进行塑性变形,直至所有晶粒都发生变形为止。晶粒愈细,变形的不均匀性就愈小。

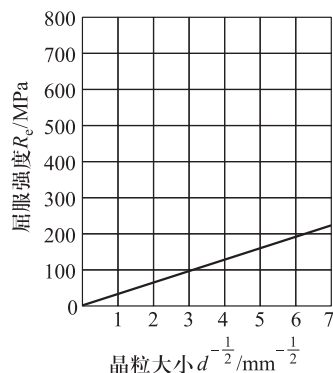


图 3-11 纯铁的屈服强度与晶粒大小的关系曲线

第二节 塑性变形对金属组织和性能的影响

塑性变形可使金属组织和性能发生一系列重大的变化。

首先,在外力作用下,晶粒的形状随着工件外形的变化而变化。当工件的外形被拉长或压扁时,其内部晶粒的形状也随之被拉长或压扁。当变形量较大时,甚至会形成所谓的“纤维组织”,

晶界变得模糊不清,不易分辨。

随着变形的不断进行,不仅晶粒外形发生变化,而且晶粒内部也发生变化。主要表现在位错密度增加,随着变形量的增大,晶粒破碎成亚晶粒,晶格产生严重畸变,使金属进一步滑移的阻力增大,因此金属的强度和硬度显著提高,塑性和韧性明显下降,产生所谓“变形强化”现象,如图 3-12 所示为纯铜的冷轧变形度与力学性能之间的关系。

金属的变形强化不仅使其力学性能发生明显的变化,还使金属的物理性能及化学性能也发生明显的改变,使电阻增加,耐蚀性减弱等。

塑性变形是金属的重要强化手段之一,例如经冷轧后的带钢或冷拉后的钢丝,其抗拉强度可达 1 800 ~ 2 000 MPa。这对纯金属和不能热处理强化的金属材料来说,具有十分重要的意义。但由于产生变形强化,会使金属进一步加工带来困难。为消除其硬化现象,以便继续进行变形加工,必须在加工过程中安排退火工序。

随着变形量的增加,各晶粒的位向也沿着变形的方向发生转变,当变形量达到足够大的程度(70%~90%)时,绝大部分晶粒的某一位向将与外力方向大体趋向一致,如图 3-13 所示,通常称为“织构”或“择优取向”。

织构的形成会使金属性能呈现出明显的各向异性,甚至退火也难消除,一般情况下对加工成形极为不利。如果用这种具有织构组织的退火坯料拉延杯形零件,会出现边缘不整齐的所谓“制耳”现象(图 3-14),且杯壁四周厚度亦不均匀。但是,在某些情况下却需要有织构组织,如制造变压器铁心的硅钢片,有意地使特定的晶面和晶向平行于磁感线方向,可提高变压器铁心的磁导率,减小磁滞损耗,从而提高变压器的效率。

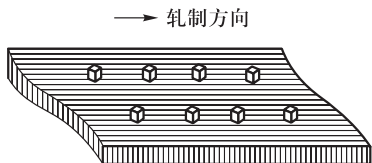


图 3-13 织构示意图

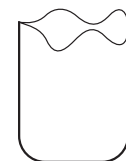


图 3-14 冷冲压的制耳现象

由于多晶体变形的不均匀性,使塑性变形后的金属存在残余内应力,这将导致零件在使用中发生变形。所以经塑性变形的金属,通常都要进行退火处理,以消除或降低金属内的残余内应力。

第三节 变形金属在加热时的组织和性能的变化

金属经塑性变形后组织和性能发生很大变化,这不仅使金属进一步加工困难,而且由于内能升高,使组织处于不稳定状态。因此,变形金属具有自发地恢复其原来组织状态的倾向。

当对变形的金属进行加热时,其组织和性能将发生如图 3-15 所示的回复、再结晶和晶粒长大的变化过程。

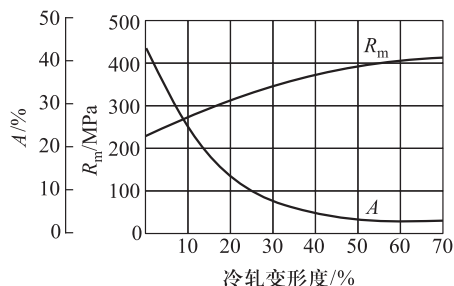


图 3-12 纯铜的冷轧变形度与力学性能之间的关系

一、回复

把变形金属在较低的温度加热时,虽然不会引起金属内的显微组织发生明显的变化,但点缺陷、位错将会运动并发生重新分布,从而使晶体内的某些空位和间隙原子合并,位错相消,缺陷数量减少,晶格畸变程度降低,残余内应力部分消失。这个阶段就称为“回复”。

由于回复阶段加热温度较低和原子活动能力较差,所以变形金属的晶粒大小和形态不会发生明显的变化。因此,变形金属的强度、硬度与塑性等性能亦变化不大,但其内应力、电阻等则明显降低,如图3-15所示。在工业上常利用这种回复现象将变形金属在低温下加热,进行“消除内应力退火”处理,以保留金属的变形强化性能,而降低内应力及改善理化性能。例如,用冷拉钢丝卷成弹簧,冷卷后进行一次 250~300℃退火,以消除冷变形时产生的内应力,进行定型,并避免应力腐蚀的发生。

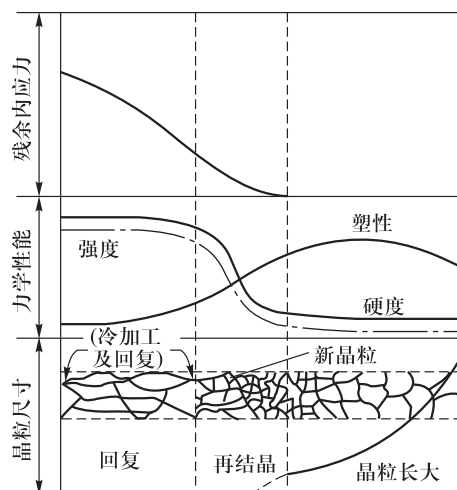


图 3-15 变形金属在不同加热温度时晶粒大小与性能的变化

二、再结晶

(一) 变形金属的再结晶

当变形金属加热至较高温度,原子具有较大扩散能力时,首先会在变形最激烈的区域自发地形成新的细小等轴晶粒,然后晶粒不断长大。这一过程,实质上也是一个新晶粒的生核和长大的过程,但晶格类型不发生变化,只改变晶粒的外形和大小,故称为再结晶。

变形金属经过再结晶后,其变形组织、性能完全消失,所以硬度、强度显著下降,塑性、韧性明显提高,内应力基本消除,金属恢复到变形前的状态,如图 3-15 所示。

(二) 再结晶温度

再结晶温度通常指经大变形度(70%~80%)的变形后,在规定的时间内能完成再结晶的最低温度,纯金属的最低再结晶温度与熔点的关系为

$$T_{\text{再}} \approx 0.4T_{\text{熔}}$$

式中, $T_{\text{再}}$ 与 $T_{\text{熔}}$ 为金属再结晶和熔点的热力学温度。由此可见,金属的熔点愈高,其再结晶温度也愈高。此外,金属中的微量杂质或合金元素也会使再结晶温度显著提高。但加热速度低与原始晶粒细小却会使再结晶温度降低。

表 3-2 列出几种金属的最低再结晶温度与结晶退火温度。

在工业生产中,常采用的再结晶退火温度要比计算的最低再结晶温度高出 100~200℃。

表 3-2 几种纯金属的再结晶温度与退火温度

金属	熔点/℃	最低再结晶温度/℃	再结晶退火温度/℃
Fe	1 535	450	600~700
Cu	1 083	269	400~450
Al	660	100	250~300

(三) 影响再结晶晶粒度的因素

变形金属经再结晶退火后获得的晶粒度对其力学性能有极重要的影响,它直接关系产品质量。再结晶的晶粒度与加热温度、保温时间、退火前的变形程度以及合金元素的含量等有关。

1. 加热温度的影响

再结晶的温度愈高,金属的晶粒便愈大。此外,在加热温度不变时,保温时间过长,也会使晶粒长大,但其影响不如加热温度的影响大。

2. 变形度的影响

变形度的影响是指金属在退火前变形程度与晶粒度之间的关系,变形度愈大,变形愈均匀,经再结晶退火后的晶粒就愈细。图 3-16 为再结晶退火时预先变形程度与晶粒大小的关系曲线,当变形很小时,由于金属的晶格畸变很小,不足以引起再结晶,所以晶粒度保持原样。但当变形度稍有增加时,增加了 2%~10%,经再结晶退火后其晶粒便急剧长大,这种变形程度称为“临界变形度”。在临界变形度的范围内进行塑性变形时,金属中只有部分晶粒发生变形,变形极不均匀,再结晶时的生核数目很少,所以会长成大晶粒,在生产中应尽量避免在这个范围内进行塑性加工。当变形度大于临界变形度后,随着变形度的增加,引起金属组织的强烈破碎,加热时产生大量均匀分布的晶核,因而再结晶后便获得细晶粒。

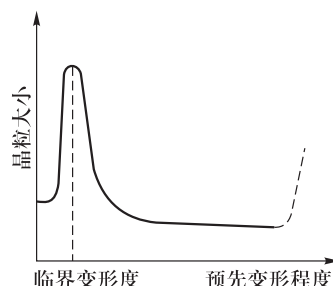


图 3-16 再结晶退火时预先变形程度与晶粒大小的关系曲线

如果预先变形量过大($\geq 90\%$),在某些金属中有时还会再次出现晶粒的异常长大现象。一般认为这与金属中织构的形成有关,因为这时金属中某些晶格位向趋于大致相近,从而给晶粒沿一定方向的长大造成了有利条件。

因此,只有选择合适的变形度,才能确保获得良好的组织和性能。在生产中进行冷辗压金属时,一般采用 30%~60%的变形度。

图 3-17 为纯铁的变形度和退火温度对再结晶后晶粒度的影响的立体坐标图,称为“再结晶全图”。各种金属的再结晶全图是制订金属塑性变形加工与退火工艺的依据。

此外,金属所含杂质和合金元素,以及变形前的原始晶粒度等,都会影响其再结晶后的晶粒度。

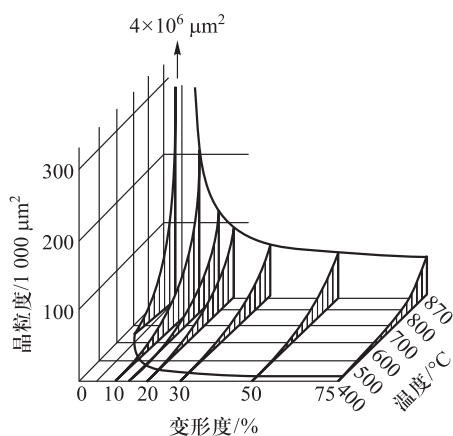


图 3-17 纯铁的再结晶全图

三、晶粒长大

再结晶阶段完成之后,如果继续升高温度或者延长保温时间,晶粒将会互相吞并而长大。

通常在再结晶后获得细而均匀的等轴晶粒的情况下,晶粒长大的速度并不很大。但如果原来变形不均匀,经再结晶后得到的是大小不均匀的晶粒,在这种情况下,由于晶粒之间的能量相差悬殊,因而很容易发生大晶粒吞并小晶粒而愈长愈大的现象,结果形成粗大的晶粒,使金属的

力学性能显著降低。

第四节 金属的热加工

一、热加工的概念

前面讨论的主要是金属的冷加工变形,在工业生产中很多产品或零件是经锻造、热轧等热加工成形的。随着温度的升高,金属的硬度降低,塑性提高,特别是金属在高温下的原子扩散能力很大,其再结晶会随之而发生,所以采用热加工成形,不仅金属的变形抗力小,塑性大,而且也不会产生变形强化现象,因而能够顺利地进行大变形量的塑性加工。

从金属学的观点来看,金属的冷加工和热加工的界限是以金属的再结晶温度来区分的,高于再结晶温度的塑性变形加工为热加工,而低于再结晶温度的塑性变形加工为冷加工,并不以具体的加工温度高低来划分。如铁的最低再结晶温度为 450 °C,所以即使在 400 °C 的温度下进行塑性变形加工仍属于冷加工。而铅的再结晶温度在 0 °C 以下,故它在室温下进行的塑性变形加工却属于热加工。

金属在热加工时易发生表面氧化现象,产品不如冷加工的表面光洁和尺寸精确,所以热加工常用于截面尺寸、变形量较大的金属制品毛坯及半成品,以及那些在室温下硬度高、脆性大的金属材料的成形。而冷加工适合于塑性好、截面小、要求加工尺寸精确和表面比较光洁的金属制品。

二、热加工对金属组织和性能的影响

热加工也会使金属组织和性能发生很大的变化,这些变化可归纳为以下三方面:

1. 粗大的柱状晶和枝晶经热塑性变形被击碎并形成等轴细晶粒组织,改善了力学性能。
2. 铸态金属中的缩松、气孔、微裂纹等缺陷,经热塑性变形被压实或焊合,从而使组织致密,性能提高,见表 3-3。

表 3-3 碳的质量分数为 0.3% 的碳钢锻态与铸态的力学性能比较

状态	R_m /MPa	R_e /MPa	A /%	Z /%	a_K /(J/cm ²)
铸态	500	280	15	27	35
锻态	530	310	20	45	70

3. 经过热塑性变形后,金属中的非金属夹杂物沿着变形的流动方向破碎和拉长,并沿着被拉长的金属晶粒的界面分布,形成所谓热加工“纤维组织”(或称“流线”),从而使金属的性能具有明显的各向异性,如某些纵向的性能明显大于横向的。表 3-4 是 45 钢经热加工产生“流线”后不同取向的性能数据。

表 3-4 45 钢的力学性能与测定方向的关系

测定方向	R_m /MPa	R_e /MPa	A /%	Z /%	a_k /(J/cm ²)
纵向	715	470	17.5	62.8	62
横向	672	440	10.4	31.0	30

因此,在制订热加工工艺时,必须合理地控制流线的分布,尽量使工件的纤维方向与承受最大正应力方向一致。图 3-18a 为曲轴锻坯,其流线沿曲轴轮廓分布,它在工作时的最大拉应力将与其流线平行,其分布是合理的。而图 3-18b 是由切削加工而成的曲轴,其纤维大部分被切断,因而工作时极易沿轴肩处发生断裂。

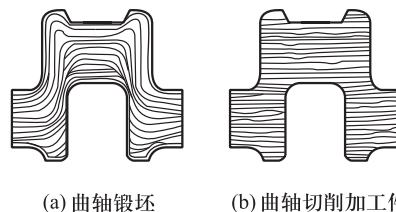


图 3-18 曲轴剖面上的流线分布示意图

如上述可见,通过热加工可使铸态金属的组织 and 性能得到重大的改善。但应指出,这些组织和性能的改善,必须在正确的加工工艺条件下才能达到。所以,热加工的温度选择必须恰当,特别是终锻温度的控制,如果过高,便可能形成粗大的晶粒;反之,温度过低,则可能使金属产生变形强化、残余内应力或者发生裂纹等。

第五节 超 塑 性

在前面已介绍了金属材料的塑性变形,金属的塑性受到金属的成分、晶体结构、显微组织以及加热温度等诸因素的影响,而无论单独改善其中的任一因素,也只能适当提高金属塑性变形时的断后伸长率 A ($<100\%$)。可是某些合金,在特定的条件下进行拉伸时,其断后伸长率可达到 $100\% \sim 1\,000\%$,而所需的变形应力却很小,这种现象称为“超塑性”。这一特定条件必须是使合金的显微组织和变形时的温度、变形速度得到恰当的配合,才能产生超塑性。

超塑性技术近十多年来已有较快的发展,其应用范围已由有色合金发展到钢、铸铁等黑色金属。目前应用较多的工艺是微细晶粒超塑性及相变超塑性。

1. 微细晶粒超塑性 将具有微细晶粒(直径小于 $10\ \mu\text{m}$)的金属材料,在一定的变形温度($0.5T_{\text{熔}}$ 左右)和一定的应变速率条件下进行变形时将获得超塑性。变形后的晶粒大小和形状却不改变,仍为细小等轴晶粒,无弹性残余内应力,因此保证了零件尺寸和形状的精度。

微细晶粒超塑性是在恒温下进行的,所以也称为恒温超塑性或者组织超塑性。

表 3-5 列出部分合金的超塑性温度与断后伸长率的关系。

表 3-5 部分微细晶粒超塑合金性能

合金成分	温度/℃	断后伸长率/%	$m^{\text{①}}$ 值	合金成分	温度/℃	断后伸长率/%	$m^{\text{①}}$ 值
Al-33%Cu	440~530	500	0.9	Ni-39%Cr-10% Fe-1.75%Ti-1%Al	810~980	1 000	0.5
Al-33%Cu-7%Mg	420~480	>600	0.72	Fe-25%Cr-6%Ni	870~980	600	—
Al-25%Cu-5%Si	500	1 310	0.43	Sn-38%Pb(共晶)	20	700	0.6
Al-6%Cu-0.5Zr	480	2 000	0.5	Sn-5%Bi	20	1 000	0.68
Al-6% Mg-0.4Zr	400~520	9 000	0.6	Zn-0.2%Al	30	45	0.8
Mg-32%Al(共晶)	350~400	2 100	0.8	Zn-4.9%Al(共晶)	200~360	300	0.5
Mg-6%Zn-0.5%Zr	270~310	1 000	0.60	Ti-6%Al-4%V	800~1 000	1 000	0.85
Cu-10%Al-3%Fe	800	720	0.6	Ti-5%Al-2.5%Sn	900~1 100	450	0.72
Cu-40%Zn	450~550	300	0.5	Co-10%Al	1 200	850	0.47

① 应力 σ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间的关系 $\sigma = \dot{\varepsilon}^m$, m 值为应变速率敏感指数。

2. 相变超塑性 指金属在同素异构转变或相变时,在该温度上下做多次循环(即在该温度范围反复加热、冷却)的同时,进行变形,能产生极大的断后伸长率。

相变超塑性是在动态下发生的,故又称为动态超塑性或环境超塑性。

复习与思考题

一、本章重点与难点

本章主要介绍塑性变形的概念和基本形式及单晶体与多晶体的变形行为、塑性变形对金属组织和性能的影响、变形金属在加热时的组织和性能的变化、金属热加工等内容。重点介绍单晶体与多晶体的变形规律,包括变形特点与过程、晶粒和晶界的影响等;金属发生塑性变形使其组织和性能的变化规律及变形强化的特点;变形金属在加热时发生回复与再结晶的条件、过程及组织与性能的变化规律;热加工对金属组织和性能的影响及应用。

本章的学习难点是准确理解本章中的一些基本概念,如塑性变形、滑移、孪生、滑移系、滑移方向、变形强化、回复、再结晶、再结晶温度、冷热加工等;掌握金属材料塑性变形行为与特性以及变形金属在发生回复与再结晶时组织与性能的变化规律;学会应用变形强化和再结晶软化来进行材料改性以满足工业生产的需求。

二、案例分析

1. 在室温(20℃)下,可以用力反复弯曲一根钢丝使它折断,而要折断一根家用熔断丝(熔点大约在400℃),用这种办法却不行,为什么?

解析:

用力使钢丝弯曲,会在弯曲处发生塑性变形而出现变形强化,使该处材料的强度、硬度升高,塑性、韧性下降。进一步增大用力使弯曲过程继续进行,该处材料的塑性不断下降,当进行到一定程度时,该处材料便会出现裂纹而最终断裂。

用力弯曲家用熔断丝,同样也会在弯曲处发生塑性变形,但不会出现变形强化。因为家用熔断丝的再结晶

温度为 $-3.8\text{ }^{\circ}\text{C}[(400+273)\times 0.4-273]$,此时的弯曲处既发生塑性变形,同时也发生再结晶,变形强化随时被消除,该处材料的力学性能基本不变。所以,反复弯曲是不能折断家用熔断丝的。

2. 为什么锻造(热加工)能够获得力学性能较好的成形毛坯?

解析:

① 粗大的柱状晶和枝晶经热塑性变形被击碎并形成等轴细晶粒组织,改善了力学性能。

② 铸态金属中的疏松、气孔、微裂纹等缺陷,经热塑性变形被压实或焊合,从而使组织致密,性能提高。

③ 通过制订正确的热加工工艺,合理地控制流线的分布,可以使工件的纤维方向与承受最大正应力方向一致。

三、思考题

3-1 塑性变形的的基本方式有几种? 塑性变形的物理本质是什么?

3-2 为什么金属的实际强度要比理论强度低得多? 详细说明之。

3-3 何谓冷变形强化? 分析形变强化现象的利与弊,如何利用或消除形变强化?

3-4 加热对冷变形金属的组织 and 性能有何影响?

3-5 如何确定纯金属的再结晶温度? 影响金属再结晶温度的因素有哪些? 再结晶退火温度该如何确定?

3-6 将三块碳钢进行冷变形,第一块变形度为 5%,第二块 15%,第三块 30%,然后再同时加热至 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

试指出哪块试样的晶粒最粗大? 对性能有何影响?

3-7 怎样区分冷加工和热加工? 为什么锻件比铸件的力学性能好? 热加工会造成哪些组织缺陷?

3-8 碳钢在锻造温度范围内变形时,是否会有形变强化现象? 为什么?

3-9 铅(熔点为 $327\text{ }^{\circ}\text{C}$)在 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、钨(熔点为 $3380\text{ }^{\circ}\text{C}$)在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时塑性变形各属于哪种变形? 为什么?

3-10 有一块纯铝板,晶粒十分粗大,强度与塑性均差。为了细化晶粒,应该采用什么方法?