

板料冷压成形原理

胡世光 编

HK11/22



国防工业出版社

内 容 简 介

本书以数学塑性力学的工程应用作为线索编纂而成,但极少涉及金属物理及金相学方面。内容分四部分:

第一部分:金属塑性变形的基本原理;第二部分:典型冷压工序分析;第三部分:板金零件的工艺试验;第四部分:板料塑性变形的稳定性各向异性。

本书可作为航空院校飞机工艺专业的教材,也可供有关专业学生与工程技术人员参考。

板料冷压成形原理

胡世光 编

*

国防工业出版社出版

北京市书刊出版业营业登记证出字第 074 号

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

上海商务印刷厂排版 国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092 1/16 印张 10 1/2 245 千字

1979 年 7 月第一版 1979 年 7 月第一次印刷 印数: 0,001—9,000 册

统一书号: 15034·1861 定价: 1.10 元

序 言

板料冷压成形,作为压力加工的一个重要分支,在许多工业领域内都有着极为广泛的应用。

为了深入掌握各种板料零件的成形方法,正确理解成形过程中所出现的各种现象,确定各种有关工艺参数,提高零件的成形极限与成形质量,改进现有的工艺过程,寻求新的更为完善的工艺方法,都必须对金属板料在不同的变形条件和变形方式下塑性变形的性质取得规律性的了解。这就是“板料冷压成形原理”的基本任务。

本书以数学塑性力学的工程应用作为线索编纂而成,极少涉及塑性理论的金属物理及金相学方面。内容分为四部分。

第一部分:金属塑性变形的基本原理。包括一、二两章。

这部分内容的选取,主要着眼于为以后章节作必要的理论准备,而把塑性变形时材料的应力应变关系作为重点。至于塑性变形的静力学方面(应力状态理论)、几何学方面(应变状态理论)和屈服条件理论方面,编者认为对学习后续章节影响不大,而且在很多弹性及塑性力学的书籍中都可容易地找到,为节省篇幅,予以简略。读者学习本书,只要具备“材料力学”的知识就足够了。

第二部分:典型冷压工序分析。包括三、四、五三章。

学习这一部分内容时,除了要求读者掌握某些典型冷压工序(特别是弯曲、压延、翻边、局部成形四种基本成形工序)中材料的变形规律和主要结论外,还应注意学习板料冷压成形问题的分析方法。

第三部分:板金零件的工艺试验。包括六、七、八、九四章。

板料冷压成形原理的发展历史还浅,它对一些成形规律的论述还是极不完善的。认识的进一步深化有赖于实践。而系统的开展各种工艺试验则是发现问题、提出问题,进而分析问题、解决问题的一个重要途径。为此,第三部分介绍了一些工艺试验方法,以供读者参考。

第四部分:板料塑性变形的稳定性与各向异性。包括十、十一、十二三章。

关于板料在塑性变形过程中的特殊性,虽然已经在有关章节中提及,但并未展开。鉴于这一问题对于加深理解板料成形中出现的一些现象十分重要,故对这部分作了概括性的介绍。

为了帮助读者将书中介绍的一般性原理用于解决板料冷压成形中的具体问题,本书最后列举了若干例题与解答作为附录。

编者热忱欢迎对于本书的批评与指正。

目 录

第一部分 金属塑性变形的基本原理

第一章 金属塑性变形的物理概念	1
§ 1.1 金属的结晶构造	1
§ 1.2 金属的变形	2
§ 1.3 影响金属塑性变形的因素	5
第二章 金属塑性变形的基本规律	9
§ 2.1 拉伸试验的假象和实际应力曲线	9
§ 2.2 拉伸试验的卸载规律和反载软化现象	14
§ 2.3 单向拉伸实际应力曲线的普遍意义与复杂应力状态下的应力应变关系	15
§ 2.4 塑性方程式及其简化	18
§ 2.5 塑性方程式及应力应变关系的应用	20
§ 2.6 最小阻力定律	21
§ 2.7 几点归纳	22

第二部分 典型冷压工序分析

第三章 弯曲	23
§ 3.1 基本原理	23
§ 3.2 最小相对弯曲半径	31
§ 3.3 弯曲回弹	32
§ 3.4 拉弯	36
第四章 压延	40
§ 4.1 基本原理	40
§ 4.2 起皱与防皱措施	47
§ 4.3 拉断与极限压延系数	49
§ 4.4 多次压延	52
§ 4.5 改进压延过程的工艺措施	55
第五章 其它几种基本成形方法	63
§ 5.1 局部成形	63
§ 5.2 翻边	66
§ 5.3 拉形	69
§ 5.4 胀形	72
§ 5.5 旋压与旋薄	76

第三部分 板金零件的工艺试验

第六章 金属板料的拉伸试验	84
§ 6.1 金属板料的单向拉伸试验与实际应力曲线的作法	84

§ 6.2	板料机械性能指标与压制成形性能间的关系	85
§ 6.3	常用航空材料的压制成形性能	90
§ 6.4	金属板料的双向拉伸(胀形)试验与实际应力曲线的作法	92
第七章	鉴定板料成形性能的工艺试验	94
§ 7.1	模拟试验	94
§ 7.2	相似试验	96
第八章	特定零件的工艺试验	101
§ 8.1	座标网的形式与作法	101
§ 8.2	板料的成形极限图	102
§ 8.3	座标网法与成形极限图的应用	104
第九章	板金工艺过程试验	107
§ 9.1	工艺过程试验的参考步骤	107
§ 9.2	工艺过程试验举例	108

第四部分 板料塑性变形的稳定性与各向异性

第十章	板料塑性变形的受压失稳	121
§ 10.1	板条受压的塑性失稳。折减模数与切线模数	121
§ 10.2	筒形件压延不用压边的界限	124
§ 10.3	筒形件用压边压延时压边力的确定	128
第十一章	板料塑性变形的拉伸失稳	131
§ 11.1	板料拉伸失稳的两种类型	131
§ 11.2	应力状态对于板料拉伸失稳的影响	131
§ 11.3	板料液压胀形失稳的分析	134
§ 11.4	理论成形极限图	136
第十二章	板料各向异性	139
§ 12.1	塑性各向异性的基本方程	139
§ 12.2	板料的厚向异性对于拉伸失稳的影响	141
§ 12.3	考虑厚向异性的理论成形极限图	143
§ 12.4	厚向异性对压延危险断面抗拉强度的影响	145
附录	例题	147

第一部分 金属塑性变形的基本原理

第一章 金属塑性变形的物理概念

§ 1.1 金属的结晶构造

通过金相显微镜可以看到: 通常一块光亮均匀的金属, 实际上是由许许多多形状极不规则的小颗粒杂乱地嵌合而成。这种小颗粒, 我们称之为晶粒或单晶体。显然, 为了深入剖析金属的微观世界, 还必须对每个单晶体的结晶构造加以研究。

X光研究表明: 单晶体是金属原子按照一定的规律在空间排列而成的。每个原子都在晶体中据有一定的位置, 排列成一条条的直线, 形成一个个的平面, 原子之间都保持着一定的距离。于是, 我们可以利用图 1.1 所示的空间格网来描述单晶体的结晶构造。在格网的每一个节点上, 都排列着一个原子。这种格网我们称为单晶体的空间晶格。

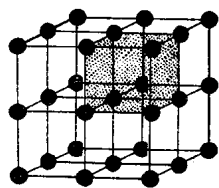


图 1.1

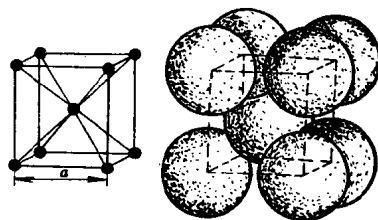


图 1.2

单晶体的空间晶格, 又可看作是许多相同的晶格单元(图 1.1 中影线所示)积累叠合而成。

一般金属的晶格单元, 多为以下三种形式:

- (1) 体心立方晶格(图 1.2)。具有这种晶格的金属如 α -铁、 β -铁、铬等。
- (2) 面心立方晶格(图 1.3)。具有这种晶格的金属如 γ -铁、铜、铝、镍、铅等。
- (3) 密排六方晶格(图 1.4)。具有这种晶格的金属如镁、钛、锌等。

不同金属的原子之所以各自按照一定的规律在空间集结, 是因为原子之间物理化学力的作用结果, 取决于金属本身的性质。

从晶格单元的构成不难看出: 单晶体中沿着不同的结晶面和结晶方向, 原子分布的密度是不相同的。各种类型的晶格, 原子分布最密的结晶面和结晶方向如图 1.5 所示。而互不平行的这种晶面在体心立方晶格中共有六个, 面心立方晶格共有四个, 密排六方晶格只有一个。而在每一个这种晶面上, 互不平行的原子分布最密的结晶方向在体心立方晶格中是两个, 面心立方晶格中是三个, 密排六方晶格中也是三个。

单晶体由于沿着不同的结晶面和结晶方向, 原子分布的密度不同, 所以单晶体各个方向

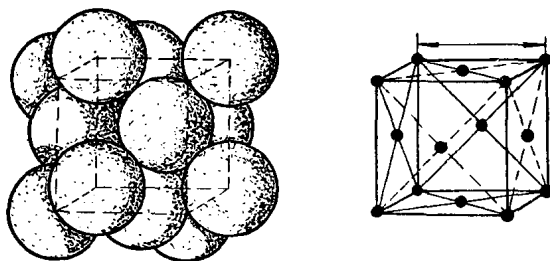


图 1.3

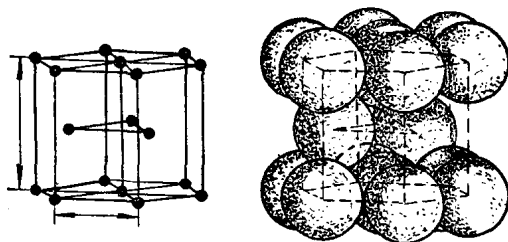


图 1.4

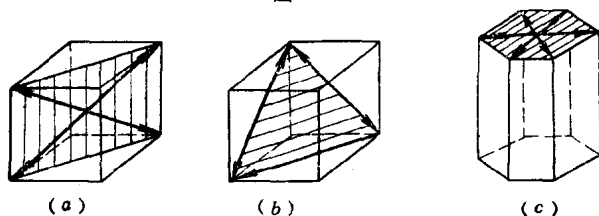


图 1.5

(a)体心立方晶格；(b)面心立方晶格；(c)密排六方晶格。

(影线表示晶面，箭头表示结晶方向)

的物理、化学及机械性质也不一致，表现出各向异性的现象，多晶体既然是由许许多多不同方位的晶粒机械嵌合而成，所以每一单晶体的各向异性就会互相抑制抵消，而一般金属就可以看作是各向同性的物体了。

以上我们简要地说明了金属的结晶构造，下面就在这个基础上，对金属受力变形的物理性质作一说明。

§ 1.2 金属的变形

金属在外力作用下产生的变形包括弹性变性和塑性变形两个发展阶段。两个发展阶段既相互区别又相互关联。

一、弹性变形

没有外力时，金属晶格中的原子处于稳定的平衡状态。外力的作用破坏了这种平衡，引起了原子间距离的改变，造成了晶格的畸变(参看图 1.6a、b，图 1.9a、b)，使晶格中的原子处于不稳定的状态。晶格的畸变必然表现为整个晶体的变形。外力除去以后，晶格中的原子即因为内力的作用，立即恢复到原来稳定平衡的位置，晶格的畸变和整个晶体的变形也就立即消失了。这就是金属弹性变形的实质。弹性变形，既然是原子间距离变化的结果，因此其变形量是微小的。

二、塑性变形

如果外力继续加大,金属晶格的弹性畸变程度也随之而加大,当外力和畸变到达一定程度时,晶格的一部分即相对于另一部分产生较大的错动(参看图 1.6c, 图 1.9c)。错动以后的晶格原子,就新的位置与其附近的原子组成新的平衡。这时如果卸去外力,原子间的距离虽然仍可恢复原状,但是错动了的晶格却不再回到其原始位置了(参看图 1.6d, 图 1.9d)。于是,晶体产生了一种不可恢复的永久变形——塑性变形。塑性变形既然是晶格错动造成的,因此可以产生比弹性变形大得多的变形量。

三、塑性变形的两种方式

晶格的错动实质上是因为剪应力引起的。错动通常采取滑移与孪动两种形式。

1. 滑移

当剪应力达到某一临界值时,晶体的某一部分即沿着一定的晶面,向着一定的方向,与另一部分之间作相对移动。这种现象称为滑移。而上述晶面称为滑移面,上述方向称为滑移方向。图 1.6 所示,即为晶格滑移的示意图。

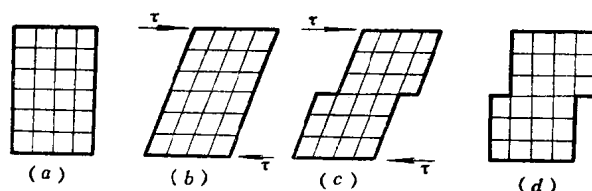


图 1.6

(a) 晶格在外力作用前的状态; (b) 晶格在外力 τ 的作用下发生了弹性畸变;
(c) 当 τ 增至某一临界值 τ_s 时, 晶格开始滑移; (d) 外力卸去以后原子间的距离恢复, 但是产生了永久变形。

金属的滑移面,一般都是晶格中原子分布最密的晶面,滑移方向则是原子分布最密的结晶方向。因为沿着原子分布最密的面和方向滑移的阻力最小。金属晶格中,原子分布最密的晶面和结晶方向愈多,产生滑移的可能性也愈大,金属的可塑性就愈好。各种晶格,其滑移面与滑移方向的数量如表 1.1(参看图 1.5)。

表 1.1

晶 格 种 类	不平行滑移面的数量	滑移面上不平行的滑移方向的数量	滑移系统(滑移可能性)、总数
体心立方晶格	6	2	$6 \times 2 = 12$
面心立方晶格	4	3	$4 \times 3 = 12$
密排六方晶格	1	3	$1 \times 3 = 3$

镁、钛及其合金具有密排六方晶格,滑移系统(滑移可能性)数量少,因此可塑性差,属于低塑性材料。

实际上现实金属的滑移过程要复杂得多。首先,滑移并非只是在一个单一的晶面上进行的,同时参加滑移的有若干个平行的晶面——滑移层。滑移层的厚度可达 $500\text{\AA}$ ($1\text{\AA} = 10^{-8}$ 厘米)左右。而在滑移层与滑移层之间形成一种阶梯状。当变形程度很大时,两个滑

移层间的阶梯可达 $1200\text{\AA}$ 左右,如图 1.7 所示。于是,塑性变形时,我们可以在金属表面观察到滑移的痕迹——无数互相平行的线条。这种线条就是所谓滑移线。

其次,单晶体在滑移过程中,由于滑移层内晶格逐渐破碎,附近的晶格逐渐畸变,使滑移面出现起伏歪扭(图 1.8),于是晶体的滑移阻力(变形抵抗力)逐渐加大。变形愈发展,阻力也愈大,这种现象称为冷作硬化或应变刚。

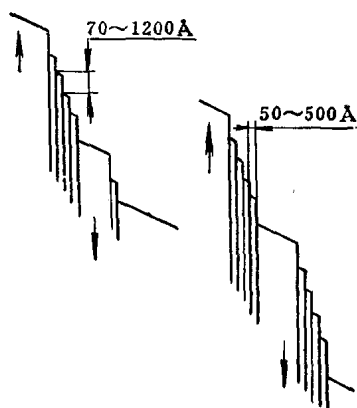


图 1.7



图 1.8

最后,晶体在外力的作用下,各个滑移系统或滑移面上的剪应力是不相同的。其中必然有一个滑移面上的剪应力最先达到临界值,最先开始滑移。但是在滑移过程中,阻力逐渐加大,因此外力也必须相应地增加。这时,其它方位的晶面上,剪应力也加大起来。当某个新的晶面上剪应力达到临界值时,这个新的晶面亦将参加滑移了。由此可见:在塑性变形过程中,滑移实际上是由许多滑移系统参次交替进行的,称为交错滑移。

2. 孪动

晶体另一种塑性变形方式称为孪动。

孪动也是在一定的剪应力作用下,晶体的一部分相对于另一部分,沿着一定的晶面和方向发生转动的结果,其过程如图 1.9 所示。

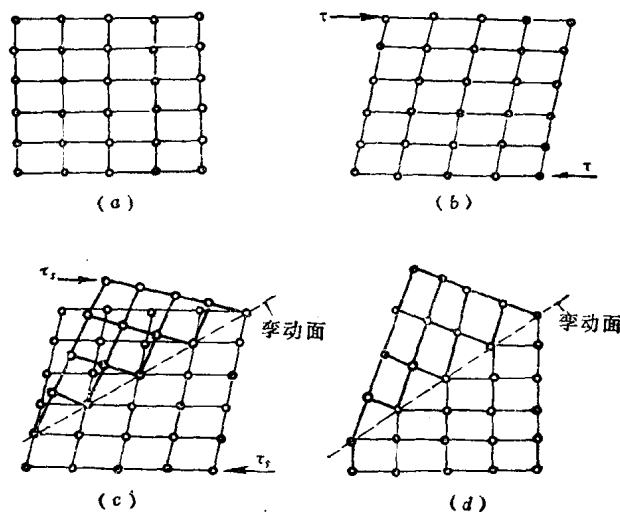


图 1.9

(a)晶格未受外力作用时;(b)晶格在剪应力 τ 的作用下发生了弹性畸变;
(c)当 τ 增至某一临界值 τ_s 时,晶格突然沿一定晶面发生转动;(d)外力卸去以后,原子间距离恢复,晶格产生了永久变形。

孪动与滑移的主要差别是：(1)滑移过程是渐近的，而孪动过程是突然发生的。例如金属锡孪动时，还可听到一种清脆的声音，称为“锡鸣”。其它的金属孪动时，也可听到类似的声音。由于孪动进行得非常骤然迅速，因此从试验中很难了解其详细过程。目前一般认为六方与体心立方晶格易于产生孪动，低温与冲击载荷下易于产生孪动。(2)孪动时原子位置不能产生较大的错动，因此晶体取得较大永久变形的方式主要是滑移作用。(3)孪动后，晶体内部出现空隙，易于导致金属的破坏。

四 晶间变形

以上我们讨论了晶体塑性变形的两种方式——滑移与孪动。这两种变形方式都是在每个晶体的内部进行的，称为晶内变形。现实金属的变形，情形就要复杂得多。

首先，金属是一个多晶体，多晶体中的每个单晶体(晶粒)，都要受到四周单晶体(晶粒)的嵌制，因此其变形不如自由单晶体单纯，可塑性也不易充分发挥。

其次，除了每个单晶体本身的变形以外，每个单晶体(晶粒)之间也会在外力的作用下相对移动而产生变形，这种变形称为晶间变形。但是，晶粒之间的相对移动，破坏了晶粒的界面，降低了晶粒之间的机械嵌合，从而易于导致金属的破坏。因而晶间变形的变形量是有限的。脆性材料由于其晶间结合力弱，易于产生晶间破坏，所以可塑性差。而韧性材料由于其晶间结合力强，不易产生晶间破坏，所以可塑性好。

总之，由于多晶体中，每个单晶体的晶内变形受到彼此之间的牵制和阻挠，而且存在着晶间变形破坏的可能性，所以多晶体的变形比起自由的单晶体来：性质复杂，可塑性差，变形抵抗力大。而凡是加强晶间结合力，减少晶间变形可能性，有利于晶内变形的发生与发展的因素，均有利于多晶体的塑性变形。例如：晶间有杂质存在时，由于降低了晶粒之间的结合力，使晶间变形容易发生，不利于晶内变形的充分发挥，因而对多晶体的塑性变形不利；当多晶体的晶粒为均匀球状时，由于晶粒界面对晶内变形的制约作用相对较小，所以具有较好的可塑性。又如，变形时由于压应力的存在和作用，增加了晶间变形的困难，使得脆性材料的晶内变形有可能发生、发展，结果增加了脆性材料的可塑性。

§ 1.3 影响金属塑性变形的因素

除了应该研究金属塑性变形的内在原因之外，对于影响它的外部条件也应进行分析和研究，以便主观能动地创造条件促成事物的转化，充分调动材料的变形潜力，达到改进板料成形工艺的目的。

金属的塑性变形性质，表现为屈服、应变刚和破坏三个方面。影响金属塑性变形的因素很多，大致可以归纳为以下两类：

第一类：机械因素。通常把这类因素称为变形方式，即金属塑性变形时的应力状态与应变状态；

第二类：物理因素。通常把这类因素称为变形条件，例如金属塑性变形时的变形温度与速度等。

以下分别加以讨论。

一、变形方式对于金属塑性变形的影响

成形时,金属的受力和变形情况是非常复杂的。但是归纳起来,不外乎是在拉、压的综合作用下,产生一定的拉应变与压应变,以达到预期的成形目的。

关于应力状态与应变状态的表示与确定方法,我们将在以后的章节里,结合具体的例子进行分析和讨论。这里仅就变形方式对于金属塑性变形的影响作一大概说明。

一般说来,变形方式对于金属的屈服与应变刚(即对于金属的变形抵抗力)影响不大,但是对于金属的破坏则有比较显著的影响。

因为金属的塑性变形主要是依靠晶内的滑移作用,滑移阻力主要取决于金属的性质与晶格构造,取决于金属原子间的物理化学力。而金属塑性变形时的破坏,则是由于晶内滑移面上裂纹的扩展以及晶间变位时结合面的破坏造成的。压应力有利于封闭裂纹,阻止其继续扩展,有利于增加晶间结合力,抑制晶间变位,减少晶间破坏的倾向。所以金属变形时,压应力的成分愈多,金属愈不易破坏,可塑性也就增加了。与压应力相反,拉应力的成分愈多,愈不利于金属可塑性的发挥。

不难设想,在金属的应变状态中,压应变的成分愈多,拉应变的成分愈少,愈有利于金属可塑性的发挥。反之,愈不利于金属可塑性的发挥。这是因为,材料的裂纹与缺陷,在拉应变的方向易于暴露和扩展,沿着压应变的方向不易暴露和扩展的缘故。

二、变形条件对于金属塑性变形的影响

1. 变形温度的影响

在板料压制中,有时也采用加热成形的方法,加热的目的不外是:增加板料在成形中所能达到的变形程度;降低板料的变形抵抗力;提高工件的成形准确度。都是利用金属的加热软化性质。温度增加,金属软化,是由于产生了以下现象的结果:

(1) 回复和再结晶

金属塑性变形时,由于滑移层内的晶格遭到破坏,它附近的晶格产生畸变,部分原子处于不稳定的状态。当变形金属加热至相当温度后,晶格中的原子动能增加,原子的热震荡加强。不稳定状态的原子就有可能迅速回复到稳定位置,使晶格的畸变消除,因此金属得到了一定的软化。这就是所谓的回复现象。

回复现象只能消除晶格的畸变,不能消除由于塑性变形而引起的晶内和晶间破坏以及晶粒状态的变化,因而只能产生较小的软化作用。

温度再高,原子动能急剧增加,大大增加了原子变更位置(震荡)的幅度,使原子有可能重新排列:在变形金属中开始出现新的结晶核心,形成新的球状晶粒,从而使晶内和晶间的破坏得到了彻底修补。这就是所谓再结晶现象。再结晶完全消除了冷作硬化效应,所以可以显著降低金属的变形抵抗力,提高金属的可塑性。

(2) 新滑移体系的出现

实验观察表明:变形温度增加时,由于原子间距离的改变和原子热震荡的作用,金属晶格会出现新的滑移体系。多晶体滑移体系的增加,大大提高了金属的塑性。镁、钛等合金加热成形性能的改善,滑移体系的增加是其中主要原因之一。

(3) 新的塑性变形方式——热塑性的产生。

当温度增高时,原子的热震荡加剧,晶格中的原子处于一种不稳定的状态。而当晶体受有外力作用时,原子就在内力的作用下,向着最有利的方向转移,使金属产生塑性变形,这种

变形方式称为热塑性。热塑性不同于滑移与孪动，它是金属在高温下塑性变形时新增加的一种变形方式，因而降低了金属的变形抵抗力，增加了可塑性。温度愈高，热塑性愈大。但温度低于回复温度时，热塑性的作用不显著。

一般说来，温度增加，金属软化。但在成形工艺中，温度因素的应用，必须根据材料的温度——机械性能曲线以及加温可能对于材料产生的不利影响(例如晶间腐蚀、氢脆、氧化、脱炭等)，合理选用，避免盲目性。

例如钛合金在 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内，塑性指标有所降低，直到温度增至 500°C 时，塑性指标才有显著的增加。但在 $800\sim 850^{\circ}\text{C}$ 的高温下，钛合金不仅易于氧化、吸氢，而且还会出现晶粒长大与合金组织变化等有害现象。因此钛合金的合理加热温度一般约在 $600\sim 700^{\circ}\text{C}$ 左右。

又如镁合金，加热温度超过 250°C 后，塑性指标有显著的增加。超过 $430\sim 450^{\circ}\text{C}$ 后又会出现热脆现象。所以成形的合理温度应该选为 $320\sim 350^{\circ}\text{C}$ 以下。

图 1.10 为钛合金的温度-塑性指标曲线；图 1.11 为镁合金的这种曲线。

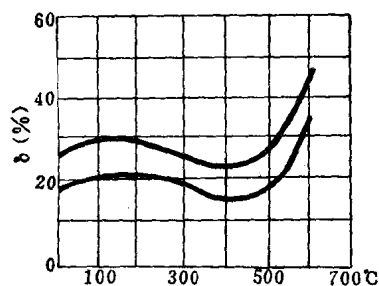


图 1.10

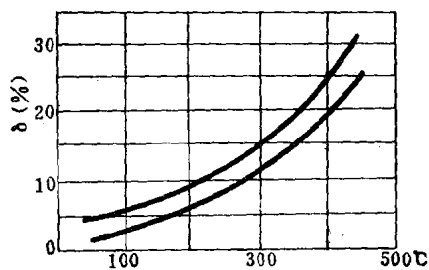


图 1.11

其次，温度因素的应用，不应单纯限于考虑加热一种方式。由于温度降低，虽然使塑性指标降低，但却能提高材料的强度指标。所以在某些情况下也可考虑加冷成形的方法。例如不锈钢零件的加冷压延。

2. 变形速度的影响

变形速度对于金属塑性变形的影响是多方面的。

一方面，在高速变形下，我们可以通过试验观察到：金属的孪动作用加强了，滑移层更细，滑移线分布更密集。所以变形速度本身必然会影响到塑性变形发生发展的整个进程，增加滑移和孪动的临界剪应力以及晶内和晶间破坏的极限应力，使金属的变形抵抗力增加，并有可能出现晶间脆裂。这些现象与金属晶格的类型，晶粒的成分和结构以及其它因素有关。

另一方面，变形速度还将通过温度因素，对于金属的塑性变形过程产生影响。原因如下：

在室温下冷压成形时，外力对于金属变形所作的功，绝大部分(75~90%)消耗于塑性变形并转化为热能。当变形速度很小时，变形体排出的热量完全来得及向周围介质中传播扩散，对于变形体本身的加热作用效果不大。变形速度愈大，热量散失的机会愈少，愈有利于变形体本身的加热作用，变形体的温度也将愈高，软化作用加强，从而可以减少金属的变形抵抗力，提高金属可能达到的变形程度。但是金属软化过程(回复、再结晶等)的实现需要一定的时间，因而也与变形速度的快慢密切相关。

由此可见,变形速度通过温度因素,影响金属的塑性变形性质具有两重性:一方面,速度的增加有助于金属变形温度的增加,因而有利于金属的软化。但是另一方面,速度又决定了一定变形程度所占用的时间,因而决定了金属软化的可能性与软化程度的大小。所以在一定的变形速度下,金属得到的实际软化效果,取决于以上两个因素的相互制约,很难得到一种适合于各种材料的统一结论。

从大量的试验资料分析,几乎所有的材料都存在一种所谓临界变形速度。超过这一速度后,由于塑性变形来不及传播,材料塑性急剧下降。不同材料具有不同的临界变形速度,大约在15~150米/秒的很大范围之内变化。而在临界变形速度以内,变形速度增加,材料的变形抵抗力增加,塑性都有不同程度的提高,至少是保持不变。不同材料对于变形速度反应很不一样,但是大体上可以分为以下三种类型:

第一种:低速变形时塑性好,高速变形时塑性更好,例如奥氏体不锈钢;

第二种:低速变形时塑性中等,高速变形时塑性相同或略有提高,例如铝合金,镍基合金,钴基合金等;

第三种:低速变形时塑性低,高速变形时塑性相同或很少提高,例如钛合金。

因此,第一种材料最适于高速成形,第二种材料高速与常规成形方法均可,第三种材料,速度因素的作用不大,一般采用加热成形,利用温度因素以提高其塑性。

至于目前板料压制工作中所用的常规成形方法,机床运动速度较低,对金属塑性变形性质的影响不大,而速度因素的考虑,主要基于零件的尺寸与形状。对于大尺寸的复杂零件,由于毛料各部分的变形极不均匀,材料的流动情况复杂,易于发生局部拉裂与皱折的危险,所以宜用更低的速度成形,以便操作控制。

第二章 金属塑性变形的基本规律

§ 2.1 拉伸试验的假象和实际应力曲线

观察了解金属材料的塑性变形过程, 最简单、最基本的方法是作拉伸试验(参看第六章)。

在试件的拉伸过程中, 测量每个变形瞬间的拉力 P 和相应的延伸量 Δl , 经过简单的换算: 将拉力 P 除以试件的原始剖面积 F_0 , 将延伸量除以试件的原始长度 l_0 , 将取得的数据逐点描述, 即可画出假象应力曲线:

$$\sigma = f(\delta)$$

其中,
$$\sigma = \frac{P}{F_0} \quad \delta = \frac{\Delta l}{l_0}$$

图 2.1、2.2 为低碳钢和硬铝合金的假象应力曲线。

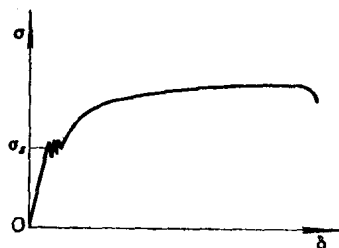


图 2.1

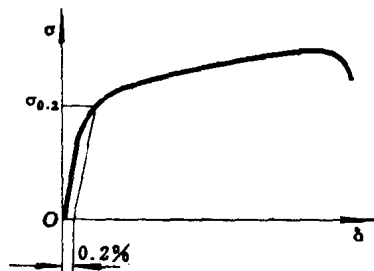


图 2.2

假象应力曲线上共有三个特征点, 将整个拉伸变形过程分为三个阶段。

第一个特征点是屈服点, 是弹性变形和均匀塑性变形的分界点。对于晶粒边界具有脆性相的合金(例如碳钢), 到达屈服点时, 由于脆性相网络的破裂, 引起拉伸应力曲线的跳跃式波动, 在曲线上出现齿状水平段——屈服平台, 开始出现这一现象时的应力, 称为物理屈服应力, 以 σ_s 表示。对于铝合金、镁合金、不锈钢等材料, 没有屈服平台现象, 拉伸曲线都呈光滑转折, 这时常用产生永久变形 0.2% 的应力作为材料的屈服应力, 称为条件屈服应力, 以 $\sigma_{0.2}$ 表示(图 2.2)。

第二个特征点是曲线的最高点。这时拉力达到最大值 $P_{\max}$, 与此对应的应力称为强度极限, 以 σ_b 表示。

$$\sigma_b = \frac{P_{\max}}{F_0}$$

在强度极限点以前, 试件是沿长度方向均匀拉长的。过了强度极限点后, 变形就集中在试件的某一局部发展, 使试件上出现细颈, 试件的承载能力急剧降低, 曲线迅速下降。因此, 强度极限点是均匀塑性变形和集中塑性变形阶段的分界点。

第三个特征点是破坏点。是单向拉伸塑性变形的终止点。

假象应力曲线可以明显地区分变形的三个阶段,但是它所反映的应力是不真实的。由于试件的剖面面积在拉伸过程中是不断缩减的,试件的拉应力,实际上应该是变形各瞬间的拉力 P 除以当时的实际最小剖面面积 F ,即

$$\sigma = \frac{P}{F}$$

这样得出的应力称为实际应力。其数值当然较之忽略试件剖面面积的缩减,仍以原始剖面面积 F_0 为计算依据而求得的假象应力为大。在弹性范围内,由于变形很小,两者间的差别可以忽略不计。但是塑性变形范围内,特别是当变形程度较大时,两者的差别就必须加以考虑了,所以在塑性变形范围内应该采用实际应力来代替假象应力。

以实际应力为数据作出的应力应变曲线,称为实际应力曲线(图 2.3)。实际应力曲线的纵坐标值处处高出假象应力曲线的对应点,而且变形程度愈大,两者间的差别也愈大。尤其值得注意的是,强度极限点后,假象应力曲线开始下降,而实际应力曲线则继续上升。所以实际应力曲线真实地反映了金属的结晶组织随着塑性变形的进展,由于应变刚(冷作硬化)的效应而不断强化、不断提高变形抵抗力的实质。

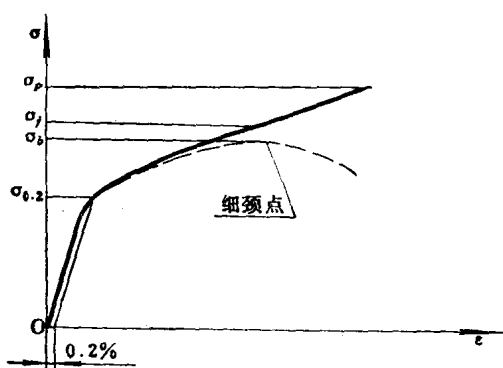


图 2.3

实际应力曲线上和假象应力 σ_b 相对应的应力称为细颈点应力,用符号 σ_n 表示;终止点的应力称为破坏应力,用 σ_p 表示(图 2.3)。

屈服点、细颈点和破坏点对于板料压制工作来说,具有重要的实际意义。屈服点是塑性变形的开始点,为了使金属材料成形,必须使它内部的应力超过屈服点。细颈点是控制材料成形极限的一个重要因素,过了细颈点后,变形集中在某一局部地区进行,产生局部的集中变薄,严重影响工件的质量。而且,一旦出现细颈后,材料继续变形的能力已经极为有限,离开破坏已经为期不远了。至于一般脆性材料,集中变形阶段极小,细颈点与破坏点几乎同时发生,这时破坏点就决定了材料的成形极限。

在塑性变形范围内,应力的确切表示方法是实际应力,已如前述。以下再对应变的确切表示方法作一分析。

在大变形中,如果仍然采用相对应变(即 $\delta = \frac{\Delta l}{l_0}$),不仅误差很大,而且使计算结果产生矛盾。举一个最简单的例子:将一试件由原长 l_0 拉长一倍,所得到的相对拉应变为

$$\delta_{\text{拉}} = \frac{2l_0 - l_0}{l_0} = 1 \quad \text{或} \quad 100\%$$

如果将拉长后的试件再次压回原长,其相对压应变为

$$\delta_{\text{压}} = \frac{l_0 - 2l_0}{2l_0} = -0.5 \quad \text{或} \quad -50\%$$

以上两种过程的变形程度完全相同,试件拉压完毕以后,总变形量本应为零。而按相对应变计算,绝对值却相差一倍。矛盾之所以产生,是由于相对应变的计算方法并不反映材料变形是逐渐积累的这一事实。事实上原长为 l_0 的试件在拉长至 l_n 时,经过了一系列的中间长度 $l_1, l_2, l_3, \dots$ 。由 l_0 至 l_n 的总应变可以看作是各个拉伸阶段相对应变之和:

$$\delta_z = \frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} + \dots + \frac{l_n - l_{n-1}}{l_{n-1}}$$

利用微积分的概念, 可以精确地反映变形的逐渐积累过程。设 dl 是每一变形阶段的长度增量, 则每一变形阶段应变的增量 $d\varepsilon = \frac{dl}{l}$, 而由 l_0 至 l_n 的总应变 ε 为:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^{l_n} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_n}{l_0}$$

ε 称为实际应变, 即变形前后尺寸比值的自然对数。

再回到前面的例子。如用实际应变计算可得:

$$\varepsilon_{\text{拉}} = \ln \frac{2l_0}{l_0} = 0.69$$

$$\varepsilon_{\text{压}} = \ln \frac{l_0}{2l_0} = -0.69$$

$$|\varepsilon_{\text{拉}}| = |\varepsilon_{\text{压}}|$$

实际应变与相对应应变之间有下列换算关系:

$$\varepsilon = \ln \frac{l_n}{l_0} = \ln \left(1 + \frac{l_n - l_0}{l_0} \right) = \ln(1 + \delta)$$

只有在小变形时, 例如当变形程度小于 10% 时, 可以近似认为:

$$\varepsilon = \delta$$

塑性变形范围内, 应变量一般均较大, 所以应变的确切表示方法是实际应变。

由于金属塑性变形时体积不变。设试件的原始长宽厚为 l_0, b_0, t_0 , 变形后成为 l, b, t , 根据体积不变条件:

$$\frac{lb t}{l_0 b_0 t_0} = 1$$

等式两端取对数可得:

$$\ln \frac{l}{l_0} + \ln \frac{b}{b_0} + \ln \frac{t}{t_0} = 0$$

以实际应变的形式表示, 即取

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l}{l_0}$$

$$\varepsilon_2 = \ln \frac{b}{b_0}$$

$$\varepsilon_3 = \ln \frac{t}{t_0}$$

因此塑性变形体积不变条件可以表为:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$$

这就是说试件长、宽、厚三个方向的实际应变之和等于零。

如以 F_0, F 分别表示试件变形前、后的剖面面积 ($F_0 = b_0 t_0, F = b t$), 根据体积不变条件:

$$F_0 l_0 = F l$$

$$\frac{l}{l_0} = \frac{F_0}{F}$$