

国家自然科学基金 (51504162)
山西省自然科学基金 (2015021073)
山西省高等学校科技创新项目 (2014118)
山西省留学人员科技活动择优资助项目 (2014年)

AZ31B

镁合金组织调控及成形性能

张 华 著



中国矿业大学出版社

China University of Mining and Technology Press

(51504162)

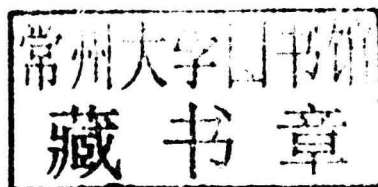
山西省自然科学基金(2015021073)

山西省高等学校科技创新项目(2014118)

山西省留学人员科技活动择优资助项目(2014 年)

AZ31B 镁合金组织调控及成形性能

张 华 著



中国矿业大学出版社

内 容 简 介

《AZ31B 镁合金组织调控及成形性能》以目前应用最为广泛的商业 AZ31B 镁合金为例,论述了镁合金组织调控的新技术,并探讨了其冲压成形性能,揭示了其拉深变形机理。《AZ31B 镁合金组织调控及成形性能》可供从事镁合金研究和生产的科技工作者阅读,也可供大学材料专业的本科生和研究生参考。

图书在版编目(CIP)数据

AZ31B 镁合金组织调控及成形性能/张华著. — 徐州:中国矿业大学出版社,2017. 1
ISBN 978 - 7 - 5646 - 3272 - 4

I. ①A… II. ①张… III. ①镁合金—研究 IV.
①TG146.2

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2016)第 237239 号

书 名 AZ31B 镁合金组织调控及成形性能
著 者 张 华
责任编辑 周 红
出版发行 中国矿业大学出版社有限责任公司
(江苏省徐州市解放南路 邮编 221008)
营销热线 (0516)83885307 83884995
出版服务 (0516)83885767 83884920
网 址 <http://www.cumtp.com> E-mail: cumtpvip@cumtp.com
印 刷 江苏徐州新华印刷厂
开 本 787×960 1/16 印张 9.5 彩插 14 字数 202 千字
版次印次 2017 年 1 月第 1 版 2017 年 1 月第 1 次印刷
定 价 38.00 元

(图书出现印装质量问题,本社负责调换)

前 言

作为工业应用中最轻的金属结构材料,镁合金以其优异的综合性能在众多领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景。然而,镁合金的密排六方结构决定了其可动滑移系少,室温塑性与成形性能差,塑性成形加工存在很大困难,所以镁合金在工业领域中仍难进行大规模应用。因此,研究开发调控镁合金组织从而改善其塑性成形性能的新技术、新工艺便具有重要意义。《AZ31B 镁合金组织调控及成形性能》是近年来著者在镁合金领域研究成果的集成,本书以目前应用最为广泛的商业 AZ31B 镁合金为例,论述了著者提出的镁合金组织调控新技术,并探讨了其冲压成形性能,揭示了其拉深变形机理。

《AZ31B 镁合金组织调控及成形性能》共分 7 章:第 1 章绪论部分主要论述了镁与镁合金的特点及其塑性变形机制,并综述了镁合金组织调控技术以及其冲压成形性能的最新研究进展。第 2 章至第 5 章分别论述了镁合金组织调控的四种新技术,即单向多道次弯曲技术、纯剪切变形技术、预拉伸变形技术与预置孪晶诱发再结晶技术,并分别讨论了组织与织构演变、力学性能以及成形性能等,揭示了四种新技术的组织调控机理。第 6 章探讨了不同温度下初始基面织构对镁合金薄板冲压成形性能(极限拉深比、成形极限图)的影响规律。第 7 章分析了镁合金薄板的拉深变形行为、组织与织构演变以及滑移系变化等,揭示了镁合金薄板的拉深变形机理。

感谢国家自然科学基金(51504162)、山西省自然科学基金(2015021073)、山西省高等学校科技创新项目(2014118)与山西省留学人员科技活动择优资助项目(2014 年)等科研项目的资助。

感谢许并社教授、黄光胜教授、Hans Jøgen Roven 教授、樊建锋教授、董洪标教授对本书撰写给予的悉心指导,感谢师兄弟姐妹:宋波、张雷、阮晓丽、竹怀君、王利飞、邓金凤、李金翰、赵炎春、王艳霞、韩廷状等,在科研工作中给予的帮助与鼓励。

《AZ31B 镁合金组织调控及成形性能》可供从事镁合金研究和生产的科技工作者阅读,也可供大学材料专业的本科生和研究生参考。由于镁合金的组织调控技术及冲压成形发展非常迅速,涉及的内容与应用新颖、宽广,加上作者学术、技术水平有限,本书难免有偏颇或不足之处,恳请相关领域专家及读者批评指正,作者将不胜感激。

著 者

2016 年 12 月

目 录

1	绪论	1
1.1	引言	1
1.2	镁及镁合金概述	1
1.3	镁合金塑性变形机制	2
1.3.1	滑移	2
1.3.2	孪生	4
1.4	镁合金组织调控	6
1.4.1	镁合金组织调控理论	6
1.4.2	镁合金组织调控技术	9
1.5	镁合金板材冲压成形性能的研究	17
1.5.1	镁合金板材基本性能参数对其冲压成形性能的影响	17
1.5.2	镁合金冲压成形性能的研究方法	19
	参考文献	26
2	单向多道次弯曲调控 AZ31B 镁合金薄板组织及其力学性能	37
2.1	单向多道次弯曲	37
2.1.1	单向多道次弯曲工艺	37
2.1.2	应变计算	38
2.2	显微组织演变	39
2.3	织构演变	40
2.4	力学性能	42
2.4.1	断裂延伸率与强度	42
2.4.2	塑性应变比 r 值	44
2.4.3	应变硬化指数 n 值	45

2.4.4 Ericksen 杯突值	46
参考文献	48
3 纯剪切变形调控 AZ31B 镁合金薄板组织及其性能	52
3.1 纯剪切变形及随后退火	52
3.1.1 纯剪切变形工艺	52
3.1.2 平面纯剪切的变形特征	53
3.2 显微组织演变	54
3.3 织构演变	56
3.4 力学性能	57
3.5 成形性能	59
参考文献	60
4 预拉伸变形调控 AZ31B 镁合金薄板组织及其性能	63
4.1 预拉伸变形	63
4.2 显微组织演变	64
4.3 织构演变	66
4.4 力学性能	66
4.5 成形性能	68
参考文献	74
5 预置拉伸孪晶诱发再结晶调控 AZ31B 镁合金组织及其性能	78
5.1 预置孪晶 AZ31B 镁合金经低温热变形的组织演变与性能	79
5.1.1 组织演变	79
5.1.2 力学性能	82
5.1.3 断口形貌	83
5.2 低温轧制预置孪晶 AZ31B 镁合金的组织演变与性能	84
5.2.1 组织演变	84
5.2.2 力学性能	87
5.3 低温热压缩预置孪晶 AZ31B 镁合金的组织演变与性能	88
5.3.1 组织演变	88
5.3.2 力学性能	92
参考文献	94

6	初始织构对 AZ31B 镁合金薄板冲压成形性能的影响	99
6.1	初始织构对 AZ31B 镁合金薄板极限拉深比的影响	100
6.1.1	极限拉深比测试方法	100
6.1.2	初始显微组织	101
6.1.3	初始织构对极限拉深比的影响	102
6.2	初始织构对 AZ31B 镁合金薄板成形极限图的影响	107
6.2.1	成形极限图测试方法	107
6.2.2	初始显微组织	110
6.2.3	初始织构对极限弧形高度的影响	111
6.2.4	初始织构对成形极限图的影响	112
6.2.5	成形极限测试破裂试样顶端组织	116
	参考文献	118
7	AZ31B 镁合金薄板拉深变形行为	122
7.1	200 °C 下 AZ31B 镁合金薄板的拉深变形行为	122
7.1.1	拉深变形行为	122
7.1.2	拉深变形过程中的组织与织构演变	123
7.1.3	拉深变形过程中滑移系的改变	129
7.2	具有不同初始织构 AZ31B 镁合金薄板的拉深变形行为	131
7.2.1	不同初始织构对拉深变形行为的影响	131
7.2.2	不同初始织构对拉深变形过程中的组织与织构演变的影响	133
7.2.3	不同初始织构对拉深变形过程中滑移系改变的影响	139
	参考文献	142
	附图	145

1 绪 论

1.1 引言

镁的蕴藏量丰富,在地壳中的含量达到 $2.1\% \sim 2.7\%$,在所有金属元素中排第六位,主要来自海水、天然盐湖水、白云岩、菱镁矿和橄榄石等。我国是世界上镁资源最为丰富的国家之一,总储量占世界的 22.5% ,居世界第一。随着航空航天、交通运输以及信息产业的发展,镁合金正在成为继传统钢铁和铝合金材料以后的第三大金属结构材料,并被称之为“21 世纪绿色工程材料”。我国在镁储量、生产、出口方面拥有三项“世界冠军”,因此,利用资源优势开展镁合金的研究具有极其诱人的前景,镁合金的研究开发与应用已成为材料研究的一大热门,其研究成果也在各个领域逐渐得到应用。目前,大多数镁合金产品主要通过铸造与压铸工艺进行生产,但这些产品容易产生晶粒粗大、微观空洞、组织不均匀以及力学性能较差等组织缺陷与性能缺陷,这在很大程度上影响其使用寿命与应用范围。与此相反,变形镁合金产品晶粒细小、组织均匀、无微观空洞且具有良好的力学性能等^[1],所以变形镁合金的发展潜力更大、应用前景更广阔。开发变形镁合金加工新技术、新工艺,生产高质量的变形镁合金产品,是当今国际镁工业的发展趋势。

1.2 镁及镁合金概述

镁的密度为 1.74 g/cm^3 ,是实用金属中最轻的金属,为铝密度(2.78 g/cm^3)的 $2/3$,钢密度(7.8 g/cm^3)的 $1/4$ 。它有很多优良的性能特点。

作为最轻的金属结构材料,镁合金具有比强度和比刚度高、减振性好、电磁屏蔽性能优异、抗阻尼性能好以及易于回收等优点,因此被广泛应用于航空航天、汽

车、计算机、电子、通讯与家电等行业^[2,3]。随着镁合金材料生产成本的降低,镁合金结构件成型工艺的进步与镁合金产品质量的提高,尤其是目前很多国家对汽车等交通工具在能源消耗、废气排放与噪音限制等方面的要求不断升级,镁合金以其先天性优势受到很大的青睐,在同其他金属材料竞争时优势明显。

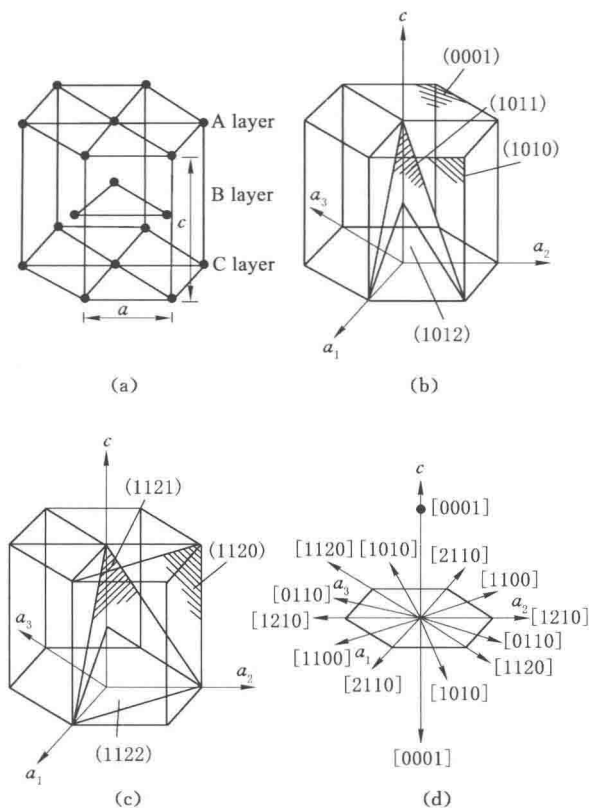
相对于欧美等发达国家,我国镁合金材料研究起步较晚,在镁合金加工技术研究与应用等方面存在着较大的差距。而且我国目前的镁合金深加工产品太少,80%以上都是作为初级原料低价出口。为了推动我国镁产业结构升级与可持续发展,在国家政府的关注与支持下,自“十五”以来科技部等有关政府部门与地方政府相继出台了一系列推动镁产业发展的政策。自2000年起,一批与镁合金材料研究开发、应用与产业化相关的项目相继得到国家“973”、“863”、“科技支撑”、“国际合作”等计划的大力支持,突破了一批前沿核心技术与产业化关键共性技术,使得镁合金材料有了长足的发展。在广大科技工作人员的共同努力下,我国在镁合金开发与应用方面取得了可喜成果,在原镁冶炼技术,镁合金型材、板材成形加工技术,表面处理技术,连接技术以及大型复杂件的开发与应用等方面均取得了重大突破,这为进一步拓展镁合金材料的应用范围奠定了坚实的基础。然而,相对于钢、铝合金等传统金属材料而言,镁合金材料的研究开发、应用与产业化还有很长的路要走。

1.3 镁合金塑性变形机制

镁的晶体结构为密排六方晶体结构(hcp),如图1-1所示,其晶体点阵参数 $a=0.3209$, $c=0.5211$,轴比 $c/a=1.624$,其与密排六方晶体的理论轴比1.633十分接近。在镁晶胞中,(0001)面是原子排列最紧密的面, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 是原子排列最紧密的方向。晶体在塑性变形时,滑移总是在(0001)密排面上进行,滑移方向也是 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 密排方向。镁合金塑性变形能力取决于滑移系的多少,而滑移系的激活取决于其临界剪切应力(CRSS)。在低温下,镁合金塑性变形仅限于基面 $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移与锥面 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle \bar{1}011 \rangle$ 孪生。温度对镁合金的塑性变形机制存在重要影响,随温度的升高,柱面滑移、锥面滑移等非基面滑移被激活,镁合金塑性变形能力大大提高。

1.3.1 滑移

根据滑移面的不同,可将镁合金的滑移系分为基面滑移、柱面滑移与锥面滑移。基于滑移位错的不同,又可分为 a 位错滑移、 c 位错滑移和 $c+a$ 位

图 1-1 金属镁的晶体结构^[4]

错滑移。室温下,镁合金塑性差的原因是独立滑移系数目少^[5]。根据 Von-Mises 准则,一般需要 5 个独立的滑移系才能满足多晶体材料的协调变形。表 1-1 所示为镁合金中的独立滑移系, $\langle a \rangle$ 基面滑移与 $\langle a \rangle$ 柱面滑移均只能提供 2 个独立的滑移系,而 $\langle a \rangle$ 锥面滑移可提供 4 个独立的滑移系。在镁晶体中还存在着另外一个潜在的滑移方向,即 $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 滑移方向,包含该滑移方向的主要有 $\{10\bar{1}1\}$ 、 $\{11\bar{2}1\}$ 、 $\{10\bar{1}2\}$ 与 $\{11\bar{2}2\}$ 等锥面。这种锥面滑移的实质就是 $\langle c+a \rangle$ 位错沿 $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 方向的滑移。 $\langle c+a \rangle$ 位错可以提供 5 个独立的滑移系,且能提供沿晶粒 c 轴的滑移,所以可以较好地协调沿 c 轴方向的应变,但是由于其 CRSS 很高^[5,7],在室温下很难激活。而对于 $\langle a \rangle$ 位错滑移,其滑移方向均垂直于 c 轴,所以无法协调沿 c 轴方向的应变。

表 1-1 镁及镁合金中的独立滑移系^[6]

类 型		滑移性质	滑移面	滑移方向	独立滑移系
基面滑移		a 滑移	(0001)	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	2
非基面滑移	棱柱面滑移	a 滑移	$\{10\text{-}10\}$	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	2
		a 滑移	$\{10\text{-}20\}$		
	锥面滑移	a 滑移	$\{10\text{-}11\}$	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	4
		$c+a$ 滑移	$\{11\text{-}21\}$	$\langle 11\text{-}23 \rangle$	5
		$c+a$ 滑移	$\{11\text{-}22\}$		

在室温条件下,单晶镁基面 $\langle a \rangle$ 滑移的 CRSS 仅为 0.5~0.7 MPa,约为柱面滑移、锥面滑移等非基面滑移的 1/100^[5,8],所以基面 $\langle a \rangle$ 滑移是最容易被激活的滑移系。而对于多晶镁合金,非基面滑移与基面滑移的 CRSS 比值为 3~17^[7,9,10],远低于单晶镁,所以在变形过程中非基面滑移有可能被激活。Koike 等人^[11,12]研究了细晶镁合金的塑性变形机制,结果发现,在室温变形条件下, $\langle a \rangle$ 位错可以实现从(0001)基面到 $\{10\text{-}10\}$ 柱面与 $\{10\text{-}11\}$ 锥面的交滑移。在镁合金中,当晶粒尺寸小于 100 μm 时,非基面滑移的范围约在距晶界 10 μm 处,所以当晶粒细化至 10 μm 以下时,棱柱面滑移可贯穿整个晶粒内部^[13]。另外,Agnew 等人^[14]研究指出,在镁中加入合金元素 Y 或 Li 后可改变其轴比(c/a),从而显著提高锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的激活能力,并且随着合金元素含量的增加锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移变得更加容易激活。

随变形温度的升高,基面滑移的 CRSS 变化不大,而柱面滑移与锥面滑移的 CRSS 急剧下降,且在整个温度范围内, $\langle c+a \rangle$ 锥面滑移的 CRSS 均高于其他滑移系统且随温度的升高而急剧减小^[5]。当变形温度升高至 300 $^{\circ}\text{C}$,柱面滑移与基面滑移的 CRSS 差别不大,锥面滑移也可以通过热激活启动,此时塑性变形能力大幅度提高。在 250 $^{\circ}\text{C}$ 以上的变形温度条件下,镁合金的塑性变形机制非常复杂,不能用统一观点来描述其塑性变形过程。在某一具体温度下,有关不同滑移系 CRSS 的大小以及不同滑移系对总应变贡献的研究还不充分,是今后的研究重点。

1.3.2 孪生

除滑移外,镁合金塑性变形的另外一种途径就是孪生^[15]。孪生对塑性变形量的贡献不大,通常不超过 10%,所以相对于滑移,其对镁合金塑性变形的

影响占次要地位。但是其可以改变晶粒取向,使滑移变得更有利,同时可以缓解应力集中,从而促进后续的塑性变形。因此,孪生对镁合金室温变形的作用也不容忽视。类似于滑移,孪生的切变也是沿着特定的晶面与晶向发生。当沿晶粒 c 轴方向受拉或沿垂直 c 轴方向受压时,在晶面 $\{10\bar{1}2\}$ 上沿晶向 $\langle 1011 \rangle$ 会产生 $\{10\bar{1}2\} \langle 1011 \rangle$ 拉伸孪生,其会导致孪晶基面绕着 $\langle 1\bar{2}10 \rangle$ 轴旋转约 86° ;当沿晶粒 c 轴方向受压或沿垂直于 c 轴方向受拉时,在晶面 $\{10\bar{1}1\}$ 上沿晶向 $\langle 1012 \rangle$ 会产生 $\{10\bar{1}1\} \langle 1012 \rangle$ 压缩孪生,其会导致孪晶基面绕着 $\langle 1\bar{2}10 \rangle$ 轴旋转约 56° [16]。

不同类型孪生的发生取决于其孪生切变量与临界剪切应力,切变量与临界剪切应力小的孪生优先发生。 $\{10\bar{1}2\} \langle 1011 \rangle$ 拉伸孪生与 $\{10\bar{1}1\} \langle 1012 \rangle$ 压缩孪生的切变量分别为 0.13 与 0.14 [17],其临界剪切应力分别约为 $2 \sim 3 \text{ MPa}$ [17,18] 与 114 MPa [19,20]。因此,在室温变形条件下, $\{10\bar{1}2\} \langle 1011 \rangle$ 拉伸孪生最容易产生。另外,在一次孪生内还会再次发生孪生,这样的孪晶称为双孪晶,典型类型有 $\{10\bar{1}1\} \text{--} \{10\bar{1}2\}$ 双孪晶与 $\{10\bar{1}3\} \text{--} \{10\bar{1}2\}$ 双孪晶 [21,22]。Barnett 等人 [22] 研究指出,二次孪晶内的基面 $\langle a \rangle$ 滑移更容易被激活,所以二次孪晶的出现会造成局部软化与断裂。

孪生易产生于具有粗大晶粒组织的镁合金中,而对于细晶组织镁合金,只有当变形温度很低、变形速度极快时才会发生大量孪生。这主要是由于粗晶内位错滑移程大,晶界附近应力集中严重 [23],易于孪晶形核。但细晶内位错滑移程短,且细晶镁合金可以通过交滑移、非基面滑移、晶界滑动与动态回复等过程来释放局部应力集中,如此一来应力条件便无法满足孪晶形核要求 [24-26]。

总之,在室温变形条件下,镁合金的塑性变形依赖于滑移与孪生的相互协调,且由于材料组织与变形条件不同,所以滑移与孪生对塑性变形的贡献也不相同。滑移与孪生是镁合金塑性变形的两种主要方式,它们既相互竞争,同时又相互补充。通常孪生均会伴随着滑移,孪生会导致晶格发生转动从而使滑移变得更加有利,而滑移在晶界等处产生的应力集中又能诱发孪生。因此,在室温变形条件下,如何协调孪生与滑移变形也是今后的重点研究方向。

1.4 镁合金组织调控

1.4.1 镁合金组织调控理论

1.4.1.1 控制晶粒尺寸

细化晶粒是提高镁合金材料综合性能与室温塑性的有效途径,通过细化晶粒既可以提高镁合金材料的强度,同时又可以提高其塑性,晶粒细化是进行镁合金组织调控的重要理论依据之一。晶粒细化对镁合金室温塑性的作用主要是使晶粒转动与晶界滑移变得更容易;使位错滑移程缩短,变形更分散更均匀;另外还能激活棱柱面滑移与锥面滑移等非基面滑移系。图 1-2 所示为纯镁晶粒尺寸对延性转变温度的影响,可以发现,当晶粒尺寸小于 $8\ \mu\text{m}$ 时,其延性转变下降到室温,即室温延性较好^[27]。

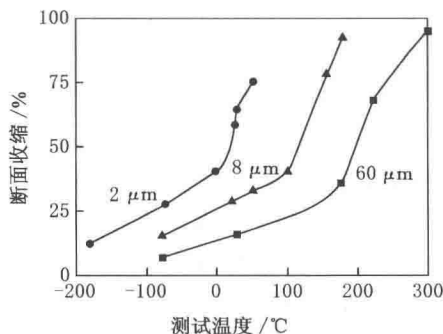


图 1-2 晶粒尺寸对延性转变温度的影响^[27]

细化晶粒的方法有粉末冶金、快速凝固、剧烈塑性变形 (SPD) 等,利用这些方法可使镁合金材料具有低温超塑性与高应变速率超塑性等^[28-31]。研究发现,通过适当的合金化与快速凝固工艺可把纯镁的晶粒尺寸细化至 $1\ \mu\text{m}$,经快速凝固工艺处理的 AZ91 镁合金的晶粒尺寸也可细化至 $1\ \mu\text{m}$,其甚至在室温下即可展现出超塑性^[32]。Kim 等人^[33]研究了降温等径角挤压对 AZ31 镁合金组织稳定性与力学性能的影响,结果发现,经四道次等径角挤压变形之后,晶粒尺寸可细化至 $2\ \mu\text{m}$,且室温延伸率有所提高。徐奔^[34]将 $\phi 2\ \text{mm}$ 的 AZ31 镁合金丝材拉拔至 $\phi 0.4\ \text{mm}$,总变形量达 96%,晶粒尺寸可细化至 $2\sim 3\ \mu\text{m}$,抗拉强度明显提高。Miura 等人^[35]通过降温多向锻造 (MDF) 技术,在

$3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率条件下,成功将 AZ61 镁合金晶粒组织细化至 $0.8 \mu\text{m}$,且组织均匀,其在室温下展现出较高的强度且塑性较好。

然而,尽管轧制态的镁合金具有细晶组织,但其在室温下仍展现出较差的延展成形性能^[36,37]。Chino 等人^[38]研究指出,轧制镁合金的(0001)基面分布主要平行于 RD-TD 面,在双轴拉伸应力状态下由孪生(如 $\{10\text{-}11\}$ 孪生)而引起的晶格转动在延展成形中发挥着关键作用,其可以诱发成形过程中的厚向应变,而粗化晶粒可促进孪生的形成。因此,粗化晶粒对镁合金板材室温成形性能的改善也具有重要意义。

1.4.1.2 控制织构

镁合金为密排六方结构,在室温下其塑性变形仅限于基面 $\{0001\}\langle 11\text{-}20 \rangle$ 滑移及锥面 $\{10\text{-}12\}\langle \text{-}1011 \rangle$ 孪生,塑性较差^[39]。在变形过程中,基面滑移与 $\{10\text{-}12\}$ 拉伸孪生最易发生,会导致镁合金形成较强的织构,不利于滑移的启动,大大增加了二次变形的困难^[40]。例如在轧制变形过程中,镁合金板材内会形成较强的(0001)基面织构,基面平行于轧制平面,在拉应力状态下, $\{0001\}\langle 11\text{-}20 \rangle$ 基面滑移的 Schmid 因子接近于零,基面滑移启动较为困难,不利于镁合金板材的后续成形。近年来,随着变形镁合金的广泛应用与研究的深入,织构对镁合金力学性能的影响逐渐受到研究者的重视^[41,42]。

研究表明,通过适当的加工工艺可有效控制镁合金的(0001)基面取向即织构控制,可产生织构软化,使基面滑移启动更加容易,从而改善其塑性,提高其成形性能^[43-45]。目前,控制基面织构是提高镁合金板材室温成形性能的主要研究方法之一,受到国内外研究者的广泛关注。Mukai 等人^[46]通过等通道角挤压技术来改善 AZ31 镁合金的织构,为了消除晶粒尺寸的影响,对处理后的板材进行晶粒粗化退火,相对于普通热挤压棒材,其延伸率提高了 2 倍以上。图 1-3 所示为分别在 663 K 与 723 K 温度下轧制 AZ31 镁合金板材的织构与成形性能,可以看出,较高的轧制温度可有效削弱板材的基面织构,其 Erichsen 杯突值由 3.4 mm 提高到 4.7 mm^[47]。

1.4.1.3 激活非基面滑移系

在镁合金中,基面滑移和棱柱面滑移都只能提供 2 个独立的滑移系,且在室温附近,棱柱面滑移的临界剪切应力远大于基面滑移,所以通常不易激活。基面滑移系和棱柱面滑移系一共只能提供 4 个独立的滑移系,无法满足 Von-Mises 准则,所以镁合金塑性较差。如果在室温附近激活棱柱面滑移与锥面滑移等非基面滑移系而使镁合金具有 Von-Mises 准则所要求的 5 个以上的独立滑移系,那么可从根本上解决镁合金室温塑性差的难题。

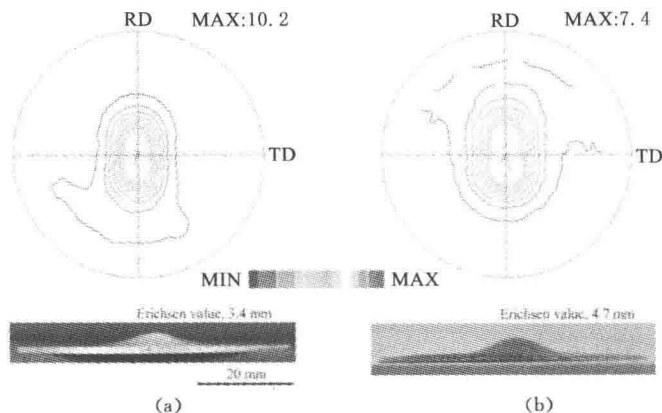


图 1-3 不同温度轧制 AZ31B 镁合金的(0002)极图与 Erichsen 杯突值
(a) 663 K; (b) 723 K^[47]

Agnew 等人^[14]研究发现,在镁中加入锂、钢与银等元素可以改变其轴比(c/a),从而提高 $\langle c+a \rangle$ 锥面滑移系的激活能力,如此一来可以协调 c 轴方向上的应变,镁合金成形性能得到改善。Koike 等人^[11]通过等通道角挤压技术制备出了平均晶粒尺寸为 $6.5 \mu\text{m}$ 的 AZ31B 镁合金,其室温延伸率可达 47%,这可归结于晶界应力,激活了非基面滑移系,形成交滑移。Ono 等人^[48]对 Hall-Petch 公式中的 k_2 参数进行综合分析后指出,多晶体纯镁在室温下被激活的总滑移系中约 40% 为非基面滑移系,且非基面滑移系所占比例随温度的增加而提高,如图 1-4 所示。温度对非基面滑移系有很大的影响,当变形温度高于 498 K 时,非基面滑移系与基面滑移系间的 CRSS 差值降低, $\{10\cdot10\}$ 棱柱面、 $\{10\cdot11\}$ 锥面等非基面滑移系被激活,镁合金具有较好的塑性变形能

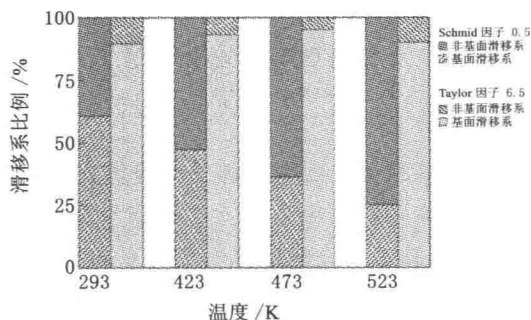


图 1-4 多晶体镁在不同温度下被激活的基面与非基面滑移系的百分比^[48]

力。Suzuki 等人^[49]通过研究 Mg-Y 合金的蠕变行为证实了 $\{10\text{-}11\}$ 锥面滑移的激活,变形温度为 550 K 时主要是基面滑移,当变形温度升高到 650 K 时,非基面滑移被激活,且通过 TEM 观察到了 α 螺旋位错交滑移。

1.4.2 镁合金组织调控技术

镁合金室温塑性差、成形性能差在很大程度上限制了其应用,加工困难一直成为其大规模应用的技术瓶颈,所以改善镁合金塑性与成形性能从而扩大其规模化应用越来越受到国内外研究学者的关注。经过广大科研工作者的努力,通过组织调控改善镁合金塑性与成形性能的技术有了很大的发展,塑性与成形性能改善的组织调控新技术不断涌现,目前常见的镁合金组织调控技术有等通道角挤压(ECAP)、高压扭转(HPT)、累积叠轧(ARB)、异步轧制(DSR)、模压形变法(GP)以及非对称挤压(ASE)等塑性变形技术。

1.4.2.1 等通道角挤压

目前,等通道角挤压(ECAP)是发展最为迅猛的组织调控技术之一,其属于大塑性变形技术(SPD)。该技术工艺并不复杂,且不改变工件形状尺寸,它能使镁合金产生多道次的累积剪切应变,从而将其晶粒组织细化至微米级、亚微米级甚至纳米级。图 1-5 所示为等通道角挤压的基本原理图^[50],利用两等截面通道交截面(剪切平面)处产生的简单切变来实现剪切变形。镁合金经

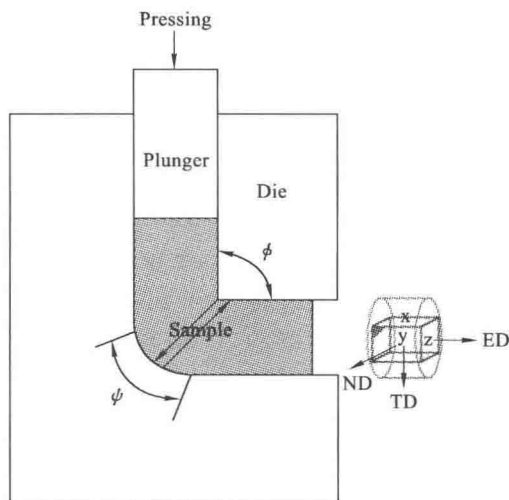


图 1-5 ECAP 模具示意图

ED、TD 与 ND 分别表示挤压方向、横向与 y 面法向^[50]