

镁合金在大变形和高应变率下塑性变形研究进展

Research and Progress of Plastic Deformation of Magnesium Alloys
at High Strain Rate and Large Deformation

宁俊生¹, 范亚夫², 彭秀峰¹

(1 烟台大学 物理系, 山东 烟台 264005;

2 中国兵器工业集团 第五二研究所 烟台分所, 山东 烟台 264000)

NING Jun sheng¹, FAN Ya fu², PENG Xiur feng¹

(1 Physics Department of Yantai University, Yantai 264005, Shandong, China;

2 Yantai Branch of No. 52 Institute of China Ordnance Industries Group,
Yantai 264000, Shandong, China)

摘要: 介绍了强应变塑性大变形下镁合金研究现状。重点综述了在较高应变率及冲击载荷作用下关于镁合金变形的研究情况,同时也比较详细地综述了在不同温度、不同载荷作用下镁合金塑性变形特征及其物理机制。最后简要介绍了几个描述材料在较高应变率和冲击载荷作用下变形行为的数学表示式,并就镁合金作为结构材料的研究说明了作者的一些看法。

关键词: 镁合金; 塑性大变形; 高应变率; 冲击载荷

中图分类号: TG 146. 22 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)09-0067-07

Abstract: Study about micro-structural changes of magnesium alloys under large strains and severe plastic deformation were introduced. Attention is concentrated on the research about the plastic deformation of magnesium alloys under impact loading and high strain rate. Meanwhile, the properties and physical mechanisms of plastic deformation of magnesium alloys under different loads and over a wide range of temperatures were reviewed. Finally, several formula for describing the behaviors of magnesium alloys under dynamic loading at high strain rate was summarized briefly, and some suggestions on the study of magnesium alloys used as structural materials were offered.

Key words: magnesium alloy; large plastic deformation; high strain rate; impact loading

随着对镁合金研究的不断深入, 镁合金优越的综合性能逐渐为人们所认识。一些镁合金已在汽车、通讯等领域得到广泛应用。但对结构镁合金在高应变率和塑性大变形方面的专门研究还很少, 因此在系统研究镁合金材料在拉、压、剪切、疲劳等载荷作用下的力学性能的同时, 深入开展镁合金在动态冲击载荷作用下高应变率塑性大变形机理的研究, 开发高性能新型镁合金材料可能成为新的探索方向。本文较系统地综述了镁合金在大变形和高应变率下塑性变形研究现状。

众所周知, 纯镁有很多优点, 可是其力学性能差。因此, 其应用范围尤其作为对强度、刚度要求较高的结构件使用, 受到很大限制。但是, 随着对镁合金研究的深入和工艺及技术开发的不断成熟, 镁的物理、化学和力学性能得到了显著提高。表 1 给出几种铸态镁合金室温下的力学性能。对于变形镁合金, 按不同系列其力学性能有较大差异: 例如 Mg-Mn 系合金 $\sigma_{0.2}$ 为 140~

200MPa, σ_b 为 240~ 280MPa, 耐蚀性能与焊接性能好; Mg-Al-Zn 系合金, 强度高, 可热处理强化, 有良好的加工性能, 但耐蚀耐热较差, 且 σ_b 与 $\sigma_{0.2}$ 相差约 100MPa; Mg-Zr 系合金, 强度高, 塑性及耐蚀性能良好, 如 ZK60 的 $\sigma_{0.2}$ 为 200~ 300MPa 与 σ_b 相差不大, 约 50MPa。总体上讲, 各类变形镁合金的力学性能要

表 1 几种铸态镁合金室温下的力学性能^[1]
Table 1 Mechanical properties of some cast
magnesium alloys at RT^[1]

Property	AZ91	AM60	AM50	AM20
$\sigma_{0.2}$ / MPa	160	130	125	90
σ_b / MPa	240	225	210	190
Elongation to failure/ %	3	8	10	12
Young' s modulus/ GPa	45	45	45	45
Density/ (g • cm ⁻³)	1. 81	1. 80	1. 77	1. 75

比铸态镁合金明显改善。表 2 给出两种镁合金室温热挤压变形态的拉伸性能。

表 2 AZ91 和 AM50 镁合金力学性能
Table 2 Mechanical properties of AZ91 and AM50 magnesium alloys

Alloy	Working condition	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %
AZ91	Hot extrusion	333. 6	292. 3	6. 63
AM50	Hot extrusion	307. 8	259. 9	14. 6

因此,对镁合金的研究主要是指对变形镁合金的研究,基本内容大都集中在镁合金热变形性能和微观组织演化规律以及本构模型的研究等方面。

1 强应变塑性大变形

强应变塑性大变形普遍用来改善镁合金的综合性能。研究表明,以剪切大变形为主的扭转变形和等径角挤压(ECAE)过程使得镁合金微观组织得到明显细化,强度和韧性及综合性能显著提高。目前这种变形处理方法受到人们的广泛关注,其技术也日趋成熟。此外以拉、压大变形为主的挤压和拉伸过程也明显细化了镁合金的微观组织,达到了提高镁合金性能的目的。根据文献[2- 4]介绍,经过多道次的这种大变形,晶粒尺寸可达到 1 μ m 甚至更小,其均匀性可达到比较理想的程度。大量资料和 S. R. Agnew 等人^[5]的研究结果表明,在等径角挤压过程中,不同镁合金呈现不同的织构演化,反映出不同镁合金具有不同的变形机理。在研究镁合金的织构演化差异时,常常是根据其非基平面辅助滑移模式(涉及 $\langle a \rangle$ 和 $\langle c+a \rangle$ 类位错)的相对活动性来判断。例如,AZ(AZ31, AZ80 等)合金展现出基平面滑移变形和较小的相对均衡的 $\langle a \rangle$ 和 $\langle c+a \rangle$ 辅助位错滑移变形;ZK60 和 WE43 似乎更倾向于 $\langle c+a \rangle$ 滑移变形;而 Mg-Li 合金呈现完全不同的织构演化,这种演化与非基 $\langle a \rangle$ 滑移导致的大规模应变调节机能有关。对镁合金在热变形过程中织构演化的进一步理解还有赖于更好地理解动态回复和再结晶过程对织构演化的影响。而宏观力学性能与细观层次的晶粒尺寸之间的关系基本都用 Hall-Petch 关系式表述,即 $\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$,其中 σ_y 为屈服强度; σ_0 为单晶屈服强度; d 为晶粒尺寸; k 为与材料有关的常数。可以看出, σ_y 与 $d^{-1/2}$ 成直线关系。 σ_0 是在流动应力轴上的截距应力。

Hall-Petch 公式给出屈服强度 σ_y 与晶粒尺寸 $d^{-1/2}$ 之间的关系。事实上,变形过程中晶粒的长大与

温度有密切的关系,在 473~ 773K 区间上,对 AZ31 镁合金的多道次等径角挤压研究^[2]表明,在 673K 以下,晶粒生长较慢,高于 673K(0. 74 T_m , T_m 是熔解温度)晶粒长大明显。这一结果可从两个方面理解:其一,挤压变形过程中的温度直接影响晶粒的长大;其二,目前的 ECAE 技术是有缺陷的,以致于在 0. 74 T_m 及以后晶粒加速长大,造成工艺的不稳定。而屈服强度 σ_y 随温度 T 呈线性递减。在对 AZ91 镁合金的研究中^[3],通过高温 603K 热挤压和扭转大变形获得 5 μ m 的细晶粒镁合金,高温时合金的力学行为常用应变率 $\dot{\epsilon}$ 和流动应力 σ 之间的幂律关系来表达: $\dot{\epsilon} = A \frac{DGb}{kT} (\frac{b}{a})^p (\frac{\sigma}{G})^n$,其中 A 为常数; G 为剪切模量; b 为 Burgers 矢量; d 为晶粒尺寸; p 为晶粒尺寸指数; n 为应力指数; k 为 Boltzmann 常数; D 为扩散系数。在扭转变形情况下,以双曲正弦型规律来表述: $A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(\frac{Q}{RT}) = Z$,其中 Z 为 Zener-Hollomon 参数; R 为气体常数; A 和 α 是与材料有关的常数,对 Mg-Al 合金, α 值为 0. 052MPa⁻¹; n 为应力指数,对 Mg-Al 合金,其值为 1. 7; Q 为塑性变形激活能。另外在 AM60B 镁合金球形微刻痕实验研究^[6]中发现,Hall-Petch 公式中的斜率 k 随变形过程中应变的增加而增加,同时发现来自铸件心部样品的实验结果与 Hall-Petch 公式有不一致的现象。文献[4]也报导了挤压大变形中材料的屈服强度偏离 Hall-Petch 关系。

轧压是镁合金塑性大变形方式之一。M. R. Barnett^[7]等人对纯镁、Mg-0. 2Ce 和 Mg-3Al-1Zn(AZ31)轧压变形后的微观结构和织构的研究表明,微结构的主要特征是孪生和剪切带,并随轧压变形量的增加孪生减少,剪切带增加,微结构中 C 轴趋于和轧压方向相垂直,大部分变形都集中在剪切带中。事实上,镁基变形合金的塑性大变形是一个很复杂的过程,因此需要更深入的研究和探讨。

2 对镁合金塑性变形的一般描述

在常温和低温情况下,金属的塑性变形主要以滑移方式进行,孪生、扭折、扩散变形及晶粒滑动和移动也是塑性变形的常见方式。其中晶粒的滑动和移动主要见于高温变形。在标准大气压下,纯镁的晶体结构为密排六方,容易产生滑移的是密排面(0001)和三个密排方向 $[\bar{1}\bar{1}20]$, $[\bar{2}110]$ 及 $[\bar{1}2\bar{1}0]$;三个 $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 棱柱面滑移系统;滑移也可以在六个棱锥面系统 $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 上进行。观察密排六方单晶发现,滑

移往往发生在基面或棱柱面系统。而对多晶体,由于相邻晶粒的不同取向导致晶粒边界产生较大应力,从而激活棱锥面滑移系统。由于易滑移方向为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$,垂直于 C 轴,因此,上述滑移系统上的滑移不会引起平行于 C 轴方向的伸缩。为协调沿 C 轴方向的应变,具有 $\langle \alpha\bar{c} + \beta\bar{a} \rangle$ 滑移/孪生方向的滑移或孪生系统必须激活。在低温情况下,引起 C 方向塑性变形主要是孪生机制。关于密排六方结构 $\{10\bar{1}2\}$ 平面的变形孪生,Hosford于1993年,Mahajan于1995年都曾给出过比较一般的描述^[8]: $k_1 = \{10\bar{1}2\}$, $k_2 = \{\bar{1}012\}$, $\eta_1 = \langle \bar{1}011 \rangle$, $\eta_2 = \langle \bar{1}01\bar{1} \rangle$, $S = \{1\bar{2}10\}$, $\gamma_0 = \frac{\sqrt{3}}{(c/a)} - \frac{(c/a)}{\sqrt{3}}$,其中, k_1, k_2, η_1, η_2 为孪生要素; S 为切变面; γ_0 为孪生切变的大小。与孪生相关的切变决定于 c/a 的比值, a 表示在(0001)基面上密排方向的原子间距, c 是晶胞高度。室温下镁晶格的 $c/a = 1.6236$,是较理想的紧密堆积。

3 不同形式载荷下一些镁合金的塑性变形特征及机制

3.1 一些镁合金在拉压载荷作用下的变形

对镁晶体来说,根据其晶体结构及轴比 c/a 特点,

滑移发生在基面与拉力方向斜交的那些晶体内,孪生变形只能由平行于基面的压应力和垂直于基面的拉应力所引起,但晶体最终都转向与拉力方向平行,因此滑移受到限制,这种取向下孪生很难发生,所以不可能有明显的塑性变形,可以计算^[9]密排六方晶系孪生引起的伸长量不足10%。但在适当条件下,镁合金表现出超塑变形。镁合金的超塑变形依据合金的成分、晶粒尺寸、变形条件的不同,表现出不同的特征,其中晶粒尺寸对超塑性变形的影响尤为明显。

对铸态镁1*压缩实验结果表明,随着应变率的增高,材料出现软化,在应变率大于 $5s^{-1}$,温度在773K以上,材料中出现绝热剪切带,在773K以下主要为局部流变与孪生;对挤压态镁1,应变速率较低时为稳态流变,应变速率较高时出现流变软化。在应变率大于 $10s^{-1}$,温度在700K左右,材料中出现绝热剪切带;铸态镁合金2,在应变速率大于 $10s^{-1}$,温度573~748K,出现流变失稳,发生局部流变。均匀化处理后的镁合金2,在应变速率大于 $1s^{-1}$,温度573~773K,出现流变失稳,发生局部流变。铸态镁合金3,在应变速率大于 $10s^{-1}$,温度473~723K,出现流变失稳,发生局部流变。热轧态镁合金3,在应变速率大于 $10s^{-1}$,温度573~673K,出现流变失稳,发生局部流变。表3是部分镁合金压力变形的实验数据。

表3 部分镁合金实验数据

Table 3 Test results of some magnesium alloys

Material	Strain	Strain rate/ s^{-1}	Flow stress at different temperatures / MPa					
			573K	623K	673K	723K	773K	823K
Casting Mg alloy 1	0.5	100	65.5	53.5	42.9	33.9	27.3	21.9
Extrusion Mg alloy 1	0.5	100	73.6	65.1	43.3	33.3	28.4	22.9
Casting Mg alloy 2	0.4	100	115	105	84	65.5	58.5	
Homogenized Mg alloy 2	0.5	100	135.8	135.8	101.7	81.9	67.0	51.4
Casting Mg alloy 3	0.5	100	119.0	98.0	81.0	65.0	51.0	37.0
Hot-rolling Mg alloy 3	0.5	100	113.9	95.9	82.3	58.6	48.9	35.4

* Magnesium 1: 0.059% Fe, 0.026% Ni, 0.006% Pb, 0.003% Cu, Mg>99.98%, mass fraction; Magnesium 2: Mg2Zn1Mn(1.91% Zn, 0.89% Mn, 0.04% Al, 0.01% Fe, Mg bal); Magnesium 3: Mg11.5Li1.5Al(10.6% Li, 1.57% Al, 0.026% Fe, 0.014% Si, Mg bal)

对挤压态AZ91和AM50合金在室温下的拉伸变形研究表明,变形过程中存在应变硬化现象,但硬化程度不大。在温度较高时,断裂前发生软化现象。镁合金在单向拉伸载荷作用下发生断裂时,基本以穿晶方式进行。初始裂纹常常起源于粗大的析出相,尤其为晶界处的析出相,由于析出相的脆性和外加载荷在局部引起的应力集中从而产生裂纹,而且析出相越粗大,裂纹越容易产生和扩展。从断裂形式看,室温拉伸时热挤压及经过不同工艺处理的AZ91和AM50镁合

金,呈韧、脆混合断裂特征,而高温拉伸时基本为韧性断裂。大量的实验结果说明,滑移、孪生变形机制与温度有关。室温下,容易产生滑移的是密排面(0001)和三个密排方向 $[\bar{1}\bar{1}20]$, $[\bar{2}110]$ 及 $[\bar{1}2\bar{1}0]$ ^[10];低于498K时,三个 $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 棱柱面滑移系统激活;高于498K时,滑移还可以在六个棱锥面系统 $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 上进行。孪晶主要出现在 $\{10\bar{1}2\}$ 晶面簇上,二次孪晶出现在 $\{30\bar{3}4\}$ 晶面上;高温下,孪晶也出现在 $\{10\bar{1}3\}$ 晶面上^[11]。

H. Watanabe 等人^[12]的研究表明,在较低超塑性变形温度下,变形主要是受晶界扩散控制的位错滑移和晶界滑移;在较高温度下变形受晶格扩散控制。J. C. Tan^[13]研究细晶 AZ31 镁合金超塑性变形时认为,变形机理主要是晶界滑移。H. Watanabe 等人^[14]对粗晶 Mg-Al-Zn 合金高温变形的研究中发现,其超塑变形主要为位错蠕变。

A. Bussiba 等人^[15]对低温下镁合金的断裂和变形研究显示,ZK60 镁合金的变形模式受应变率控制,在 296K 时以滑移为主,而在 173K 的低温下以孪生为主。在 173~296K 的实验温度范围内,滑移情况下的屈服应力比孪生情况下的屈服应力更低,滑移/孪生的过渡对温度并不敏感。而且,虽然在低温区研究,但 ZK60 合金并没有表现出明显的脆性。

非基平面的滑移受轴比 c/a 的影响。研究表明,轴比 c/a 受合金元素的影响,例如,合金元素锂、铜、银、锌等可降低镁合金晶体 c/a 值,而铝的加入会使 c/a 有所增加,按照 Hardie 有关镁固溶体中空间点阵关系,减小轴比 c/a ,可能影响或减小分切应力,有利于激活非基平面内的滑移,而轴比 c/a 的增加会抑制非基平面滑移的出现^[15]。

总体看来,滑移和形变孪晶是镁合金晶体的两种主要变形机制,晶格的重新取向和晶粒边界的形变起着重要的协调效应,它们强烈影响着晶体的最终力学性能。进入超塑性状态,晶界滑移(GBS)成为主要变形机制。

3.2 较高应变率和冲击载荷下镁合金塑性变形特征及机制

由于应用环境的不同,作为类似铝合金的普通结构材料,镁合金可能在较低应变率和较小变形情况下工作。而作为兵器结构材料可能在大变形和高应变率下工作,目前研究镁合金在应变率为 10^4 s^{-1} 及其以上变形行为的文献还较少。

在研究平均晶粒尺寸为 16~20 μm 的纯镁时发现,其应变量随变形温度的增加而增加,随应变率的增加而减小。例如,在室温准静态压力载荷作用下,其对数应变为 $\varepsilon \approx 0.2$;在 423K, 10^{-3} s^{-1} 条件下, $\varepsilon \approx 0.7$;在室温, 500 s^{-1} 条件下, $\varepsilon \approx 0.12$ 。在更高的应变下,材料在小于 45° 角的方向切变,试样断裂时伴有剪切带形成。在同样温度和 10^3 s^{-1} 应变率条件下的压力实验中证明,开始时的变形以机械孪生为主要变形机制。而观察到的机械孪生层平均面积和体积百分比对温度和应变率的依赖性是很小的^[16]。

Beer 和 Barnett^[17]研究了在应变率为 1 s^{-1} 的情况下,镁合金 AZ31 的高温变形行为,分析指出,合金的

塑性变形行为仍用传统的蠕变来描述,并说明了扩散对变形的贡献。Koichi Ishikawa 等^[18]对镁合金 AZ91 在高温和 10^3 s^{-1} 的高应变率下的抗压性能作了研究。结果指出,塑性变形对温度的关系可通过剪切模量对温度的依赖性来描述。应力和微观组织结构都表明,在这种条件下,滑移和孪生仍是 AZ91 合金的主要变形方式。E. El-Magd 等^[19]在 293~723K 温度范围,正应变率 $0.001 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon} \leq 5000 \text{ s}^{-1}$ 情况下,对 AZ80 镁合金进行拉、压实验研究,并在室温,切变率为 $0.01 \sim 120000 \text{ s}^{-1}$ 情况下完成剪切实验研究,根据应力-应变曲线确定了应变效应(应变硬化)、应变率效应(应变率敏感性)和温度效应(热软化)对断裂时的应力(极限应力)和变形的影响,显示出高应变率下的动态塑性响应主要由应变率敏感性的增加和变形过程的绝热因素决定。在冲击压缩载荷下,AZ80 的韧性由于较高的应变率敏感性而随应变率明显增加。在动态压缩载荷下,变形的局部化和剪切带引起 AZ80 合金的损伤。在拉伸载荷作用下,应变率和温度对变形和流变应力有较大影响,通过拉伸实验确定的动态应力-应变曲线表明,最大应力值在较低应变处,而随着变形的增加应力的迅速减小不能只通过热软化解释,一种可能的解释是发生在变形过程中的连续机械损伤。而有关拉伸载荷下损伤实验结果说明,AZ80 合金的失效机理主要是载荷作用下合金中微裂纹的形成和长大。在高应变率加载下 AZ80 镁合金的塑性变形行为可用一本构关系描述,本构关系假定阻尼控制滑移过程,处于支配性地位,同时考虑了变形过程的绝热因素。结合数值模拟决定 AZ80 准静态和动态载荷下的失效判据。

Aune 等人^[19]对镁合金 AZ91D, AM60B, AM50A 在应变率为 $15 \sim 130 \text{ s}^{-1}$ 的范围作了研究,结果表明,变形速率不影响延伸率,而材料的流变应力等应力特性受应变率的影响。

文献[20]显示,对镁合金 WE43 分别进行人工时效、热挤压和细化处理,然后在 $1.1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率下进行拉压实验,结果表明,时效处理后 WE43 镁合金主要为晶间断裂,且延伸率低,这与 $1.1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率下纯镁的断裂机制是一致的。其延伸率低是由于密排六方结构中晶粒边界的应力集中。而热挤压处理后的 WE43,断裂表面有韧窝,韧窝底部有第二相粒子存在,延伸率较高,主要是由于断裂从晶间断裂过渡为穿晶断裂所致。在动态应变率下,WE43 合金的抗拉特性如表 4 所示。

对微秒级和亚微秒级脉冲载荷作用下,Mg95 及 Mg1 镁合金的研究表明,随着温度的变化,在温度升至熔点的 85%~90% 左右,层裂应力变化不大;对铝

而言在温度升至其熔点的 50% 之前, 其层裂应力有所下降; 在温度升至熔点的 85% ~ 90% , 层裂应力几乎是一常数, 最后至温度接近熔点, 其层裂应力迅速下

降, 图 1 给出 Mg95 和铝 AD1 在亚微秒级, 峰值压力 5. 8GPa 和 3. 7GPa 的脉冲载荷作用下的温度应力关系, 表 5 给出屈服强度和剥落强度。

表 4 WE43 合金在动态应变率下的抗拉特性
Table 4 Tensile properties of WE43 at dynamic strain rate

Material	Density / (g • cm ⁻³)	Strain rate / s ⁻¹	Ultimate tensile strength / MPa	Elongation to failure / %	Absorption energy per mass/ (J • kg ⁻¹)	Remark
Aluminum						
7075T6*	2. 8	10 ³	628	11	23. 1	Annealed: 798K, 5h
IN905XL	2. 58	10 ³	534	9. 6	17. 6	Artificially aged:
Magnesium						at 473K for annealed alloy
Mg	1. 74	1. 1 × 10 ³	293	5. 5	9. 4	
WE43 AN	1. 84	1. 1 × 10 ³	265	19	24. 5	Extruded:
WE43 AG	1. 84	1. 1 × 10 ³	368	7. 5	15. 9	573K, 100: 1
WE43-EX	1. 84	1. 1 × 10 ³	336	27	47. 3	

* The data about absorption energy of aluminum alloys were listed in the table so that it can be compared with Mg alloys.

表 5 屈服强度和剥落强度
Table 5 Yield strength and spalling strength

Material	Elastic limit/ GPa	Dynamic yield strength/ GPa	Spalling strength / GPa
Mg95			0. 8 1. 0
Mg1	0. 2	0. 1	0. 8 0. 9

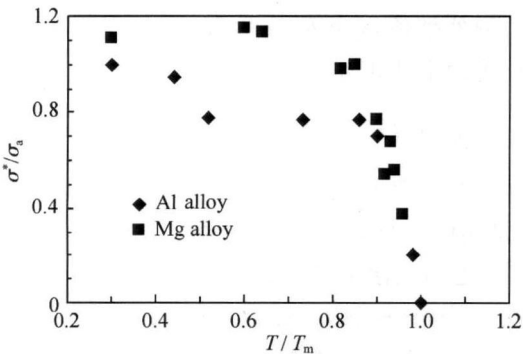


图 1 镁合金 Mg95 和铝合金 AD1 层裂应力与温度的关系

Fig. 1 The spalling strength/ fracture strength (σ^* / σ_a) of Al and Mg alloys as a function of the normalized temperature T/T_m (temperature/ melting temperature)

研究表明, 层裂应力对材料晶粒结构和织构比较敏感, 所以材料中损伤成核的位置与粗大的结构缺陷有关, 例如夹杂、晶界等。同时它也依赖于加载时间或应变率, 常常是随着加载时间的缩短而增高。

4 镁合金塑性变形的物理机制

众所周知, 滑移过程是位错运动的结果。许多学

者就纯镁作了位错研究^[21, 22], 发现在 393~ 453K 温度范围, 位错滑移是 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 0001 \}$ 基面系统。Milicka 等^[21] 研究纯镁在 400 ~ 800K 温度区间和 10 ~ 100MPa 应力范围的蠕变特性时发现, 在 40~ 100MPa 的应力载荷下, 位错滑移是 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 0001 \}$ 基面系统。在高温情况下出现非基面的位错交滑移。Vagarali 等^[21] 在 473~ 820K 温度区间上对纯镁的蠕变实验研究发现, 直至 600K (决定于所加应力), 蠕变都与基面位错滑移有关。Chadhuri 等^[22] 认为, 在 573K 以下, 主要是 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 0001 \}$ 位错滑移系统, 而棱锥面 $\{ 10\bar{1}1 \}$ 或 $\{ 10\bar{1}2 \}$ 上在 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向的滑移要求温度在 500K 以上。Raynor 和 Vagarali 等^[21] 指出了位错分解 $\frac{a}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle = \frac{a}{3} \langle 10\bar{1}0 \rangle + \frac{a}{3} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 的存在, 即认为在基平面应探测到部分位错, 而不是完整位错 $\frac{a}{3} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。

对纯镁多晶体变形机理的研究表明, 在 $\{ 10\bar{1}2 \}$ $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 的孪生和基面的位错滑移导致了多晶体织构的取向发生变化。在温度 $T \leq 423K$ 和应变 $\epsilon \leq 0. 2$ 情况下, 平均位错密度随应变和应变率的增加而增加, 位错密度增加量依赖于动态恢复的程度和织构演变, 而且微观结构中位错的特性是非常重要的^[16]。

镁合金中存在不同类型的缺陷。而其中线缺陷和面缺陷被认为是塑性变形的物理机制。对不同成分、不同生产和处理工艺的镁合金, 各类缺陷的密度及其分布是不同的, 不同缺陷运动的激活能也不尽相同并随温度的变化而变化。对 AZ91, AE42, AS21, QE22, ZE41, Mg4Li, Mg8Li 等合金在 293~ 573K 范

围内的研究表明,在镁基多晶合金变形期间不仅有 a (基面)位错运动,而且有 $c+a$ 位错的运动。在 a 位错和 $c+a$ 位错之间可能会发生各种位错反应,某种反应可能对运动位错产生阻力,这种阻力能够聚集并最终导致材料硬化。另外,第二相的沉淀析出成为阻碍位错运动的非位错型障碍,从而使材料硬化。相反,可能发生 $c+a$ 位错之间的相互作用,有一些位错反应导致材料的软化。同时, $c+a$ 位错的螺型分量可通过双交滑移并运动到平行的滑移面而消失,使位错阻力减小,也导致材料软化^[23]。在 473~523 K 范围内,材料的软化主要由位错的交滑移和攀移决定。在 523 K 以上,软化应由动态再结晶所支配^[24]。M. Regev 等^[25]对镁合金 AZ91D 铸件蠕变的位错分析指出,实验结果并未观察到基平面的部分位错 $\frac{a}{3}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 和 $\frac{a}{3}\langle 01\bar{1}0 \rangle$,但确有非基平面的部分位错存在。

对高温下细晶镁合金超塑性变形的研究认为,晶界滑移是变形的机制,而有人对粗晶 Mg-Al-Zn 合金在高温下变形机理的研究发现,在适当条件下也可实现一定超塑性,但其机理可能是位错蠕变。对于以晶界滑移为主要变形机制的镁合金,如果晶界滑移时所产生的局部应力集中无法迅速释放,则会引起孤立的空洞成核并经过空间取向形成微裂纹,发展为宏观裂纹,与此同时导致新的空洞成核、长大、连接直至整个结构的破坏。

在冲击载荷作用下,层裂应力对来自冲击压力波的应变并不敏感,由于高应变率变形所产生的位错和其他微观缺陷也并没有多大作用。层裂应力不是材料常数,产生层裂的应力明显高于材料的动态屈服强度。而另一方面,与冲击压力相伴而生的是热量的产生。在冲击压缩和卸载期间,当所产生的热量足以使材料熔化时,层裂应力显著下降。在通常条件下,材料的屈服强度和抗拉强度都对温度有很强的依赖性,对加载速率较慢的机械载荷,位错运动受热涨落的影响。在高应变率下,当外加应力大到足以克服位错障碍而无需借助热涨落时,可能出现绝热塑性变形,由于断裂过程涉及到空洞周围的塑性流动,所以,在类似的应变率下有可能发生绝热断裂。对于简单的平面碰撞产生拉伸应力波,从细观角度上看,拉伸应力波在材料中不是造成一条宏观裂纹失稳,而是形成大量的微空洞和垂直于应力波传播方向的平行微裂纹,这些微裂纹扩展、连接,最终导致宏观失效。这是一个微损伤累积演化的过程。许多研究者指出,对此问题的研究,应该考虑到累积损伤效应并采取宏细观相结合的统计力学方法^[26]。

5 关于镁合金变形行为和本构模型的研究

由于受外部因素(如应变率、温度等)和内部因素(如合金组分、晶粒度等)影响,镁合金塑性变形过程是很复杂的,同时研究的实验条件均不相同,其结果差异较大,所以尚未形成统一的塑性变形理论,也未建立起较理想的材料本构方程。目前,文献中常见的描述镁合金变形行为的表达式主要有幂率表达式、指数表达式、双曲正弦表达式,但主要是讨论超塑性变形及应变率较低的情况。

Koichi Ishikawa 等人对 ZK60 和 AZ91 镁合金的研究表明,在较高应变率 $1.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 下 Hall-Petch 关系依然成立,并用下面方程描述高温和高应变率情况下, ZK60 和 AZ91 镁合金的变形^[18]:

$$\dot{\epsilon} = A \left[\frac{\sigma}{G} \right]^n \left[\frac{D_0}{b^2} \right] \exp \left[- \frac{Q}{RT} \right] \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变率; σ 为流动应力; A 为常数; G 为与温度有关的动态剪切模量; n 为应力指数; b 是 Burgers 矢量; R 为气体常数; T 为绝对温度; D_0 为扩散系数; Q 为依赖于率控制过程的扩散激活能。

E. El-Magd 等在研究高应变率载荷下镁合金 AZ80 破坏行为时指出,在应变率大于 2000 s^{-1} 的动态载荷作用下,应变率的影响可用线性关系式 $\sigma = \sigma_0 + \eta \dot{\epsilon}$ 描述。参数 σ_0 表示从高应变率至应变率为零区间上应力的外推值, η 是阻尼参数;考虑到温度的影响,材料行为用下式描述^[19]:

$$\sigma = [K(B + \epsilon)^n + \eta \dot{\epsilon}] \exp \left[-\beta \frac{(T - T_0)}{T_m} \right] \quad (2)$$

式中: B, K, n 是材料常数; T_m 和 T_0 分别是熔点和室温; T 是实际温度; β 是材料常数,有些材料可取其为 3; ϵ 是应变; η 是阻尼参数; $\dot{\epsilon}$ 是应变率。

在 A. Staroselsky 和 L. Anand 的研究中^[9],仍然引用了他们较早时期描述单晶变形所提出的本构模型,模型考虑了滑移和孪生,进一步通过适当考虑晶粒边界的协调效应加以修正而用来描述高应变率情况下镁合金的行为,关系较复杂。

有关高应变率和动态冲击载荷作用下镁合金变形行为及其本构关系的研究相对较少,目前还未见到较理想又实用的结果报道。

6 结束语

目前对变形镁合金的研究主要集中在材料宏观力学性能的改善以及超塑性变形等方面的研究;对镁合金超塑性的研究侧重于变形机理、超塑性性能参数及

其与变形条件、晶粒尺寸等关系的研究;对镁合金普通热变形的研究主要是通过实验认识微观机理及演化规律。而关于以下几方面的研究还很不够:对镁合金损伤、失效分析的研究虽作了大量工作^[27-32],但目前对各种规律还无法做到定量的描述,特别在冲击载荷作用下镁合金的高应变率、大变形行为和相关规律的定量研究还基本上处于空白;对镁合金阻尼降振特性,吸能抗冲击特性,拉、压性能的不对称特性等都没有进行系统研究;对镁合金塑性变形机理及连续损伤模型及演化规律的研究、塑性失稳临界条件的建立、织构演化规律及材料本构关系的确定等还都处在起步阶段。因此,作者认为积极开展上述方面的研究工作是很有意义的。

参考文献

- [1] CATO DORUM. An experimental study on the energy absorption capacity of thin walled castings [J]. International Journal of Impact Engineering, 2006, 32(5): 702- 724.
- [2] KIM H K, KIM W J. Microstructural instability and strength of an AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation [J]. Materials Science and Engineering, 2004, A 385: 300- 308.
- [3] RAVI KUMAR N V, BLANDIN J J, DESRAYAUD C, et al. Grain refinement in AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processing [J]. Materials and Engineering, 2003, A 359: 150- 157.
- [4] 王习术, 靳丽. 大变形镁合金晶粒表面滑移机理 SEM 原位观测试验研究[A]. 中国力学学会学术大会 2005 (CCTAM2005) [C]. 北京: 中国力学学会, 2005.
- [5] AGNEW S R, MEHROTRA P, LILLO T M, et al. Texture evolution of five wrought magnesium alloys during route A equal channel angular extrusion: experiments and simulations [J]. Acta Materialia, 2005, 53: 3135- 3146.
- [6] WEILER J P, WOOD J T, KLASSEN R J, et al. The effect of grain size on the flow stress determined from spherical microindentation of die cast magnesium AM60B alloy [J]. Journal of Materials Science, 2005, 9: 1- 7.
- [7] BARNETT M R, NAVE M D, BETTLES C J. Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2004, A 386: 205- 211.
- [8] STAROSELSKY A, ANAND L. A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloy AZ31B [J]. International Journal of Plasticity, 2003, 19: 1843- 1864.
- [9] 汪复兴. 金属物理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1983. 126- 144.
- [10] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002. 18- 26.
- [11] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 等. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004. 15- 20.
- [12] WATANABE H, MUKAI T, KOHZU M. Effect of temperature and grain size on the dominant diffusion process for super plastic flow in an AZ61 magnesium alloy [J]. Acta Mater, 1999, 47(14): 3753- 3758.
- [13] TAN J C, TAN M J. Super plasticity and grain boundary sliding characteristic in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet [J]. Materials Science and Engineering, 2003, A339: 81- 89.
- [14] WATANABE H, TSUTSUI H, MUKAI T. Deformation mechanism in a coarse grained Mg-1Zn alloy at elevated temperatures [J]. International Journal of Plasticity, 2001, 17: 387 - 397.
- [15] BUSSIBA A, KUPIEC M, IFERGANE S, et al. Fracture and deformation potential of magnesium alloy at low temperatures [A]. Proceedings of the International Cryogenic Materials Conference ICMC [C]. New York: American Institute of Physics, 2002.
- [16] KLIMANEK P, POTZSCH A. Microstructure evolution under compressive plastic deformation of magnesium at different temperatures and strain rates [J]. Materials Science and Engineering, 2002, A324: 145- 150.
- [17] BEER A G, BARNETT M R, KAPLAN H I. Magnesium Technology 2002[C]. Warrendale, PA: TMS, 2002. 193.
- [18] KOICHI ISHIKAWA, HIROYUKI WATANABE, TOSHIJI MUKAI. High strain rate deformation behavior of an AZ91 magnesium alloy at elevated temperatures [J]. Materials Letters, 2005, 59: 1511- 1515.
- [19] ELMAGDE, ABOURIDOUANE M. Characterization, modeling and simulation of deformation and fracture behavior of the lightweight wrought alloys under high rate loading [J]. Impact Engineering, 2006, 32: 741- 758.
- [20] MUKAI T, MOHRIT, MABUCHI M, et al. Experimental study of a structural magnesium alloy with high absorption energy under dynamic loading [J]. Scripta Materialia, 1998, 39(9): 1249- 1253.
- [21] VAGARALIS S, LANGDON T G. Dislocation analysis on plastic deformation of pure magnesium [J]. Acta Metall, 1981, 29: 1969- 1981.
- [22] TROJANOV A Z, LUKAC P, MILICKA K, et al. Characterisation of dynamic ageing in two magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2004, A387- 389: 80- 83.
- [23] TROJANOVA Z, LUKAC P. Compressive deformation behavior of magnesium alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 162- 163: 416- 421.
- [24] MATHIS K, TROJANOVA Z, LUKAC P. Modeling of hardening and softening processes in Mg alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 378: 176- 179.
- [25] REGEV M, AGHION E, BERGER S, et al. Dislocation analysis of crept AZ91D ingot castings [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A257: 349- 352.
- [26] 黄克智, 王自强. 材料的宏微观力学与强韧化设计[M]. 北京: 清华大学出版社, 2004. 92- 113.
- [27] BAASER H, GROSS D. Analysis of void growth in a ductile material in front of a crack tip [J]. Computational Materials Science, 2003, 26: 28- 35.

- using the supramolecular templating approach [J]. Catal Lett, 1996, 38: 219– 223.
- [18] HUANG Y Y, MCCARTHY T J, SACHTLER W M H. Preparation and catalytic testing of mesoporous sulfated zirconium dioxide with partially tetragonal wall structure [J]. Appl Catal, 1996, 148: 135– 154.
- [19] KNOWLES J A, HUDSON M J. Preparation and characterisation of mesoporous, high surface area zirconium (IV) oxides [J]. J Chem Soc Chem Commun, 1995, (20): 2083– 2084.
- [20] 马重芳, 孙继红, 王锋, 等. 二氧化钛介孔分子筛的制备方法 [P]. 中国专利: CN1686821 A, 2005-05-23.
- [21] OHKUBO T, MIYAWAKI J, KANEKO K, et al. Adsorption properties of templated mesoporous carbon (CMK-1) for nitrogen and supercritical methane experiment and GCMC simulation [J]. J Phys Chem B, 2002, 106(25): 6523– 6528.
- [22] DEVI G S, TAKEO H, UCHIDA H, et al. Synthesis of mesoporous TiO_2 -based powders and their gas sensing properties [J]. Sens Actuators B, 2002, 87(1): 122– 129.
- [23] LUO J, SUI B L. Formation and transformation of mesoporous and layered manganese oxides in the presence of long chain ammonium hydroxides [J]. Chem Commun, 1997, (11): 1031– 1032.
- [24] ANTONELLI D M, YING J Y. Synthesis of a stable hexagonally packed mesoporous niobium oxide molecular sieve through a novel ligand assisted templating mechanism [J]. Angew Chem Int Ed Engl, 1996, 35: 426– 430.
- [25] ANTONELLI D M, NAKAHIRA A, YING J Y. Ligand assisted liquid crystal templating in mesoporous niobium oxide molecular sieves [J]. Inorganic Chemistry, 1996, 35: 3126– 3136.
- [26] LIU P, LEE S H, EDWIN C TRACY N, et al. Electrochromic and chemochromic performance of mesoporous thin film vanadium oxide [J]. Solid State Ionics, 2003, 165: 223– 228.
- [27] NING G H, ZHAO X P, LI J, et al. Hugely enhanced electroluminescence from mesoporous ZnO particles [J]. Optical Materials, 2006, 28: 385– 390.
- [28] YUE B, TANG H L, KONG Z P, et al. Preparation and characterization of three dimensional mesoporous crystals of tungsten oxide [J]. Chemical Physics Letters, 2005, 407: 83– 86.
- [29] ZHAO D, GOLDFARB D. Synthesis of lamellar mesostructures with nonamphiphilic mesogens as templates [J]. Chem Mater, 1996, 8: 2571– 2578.
- [30] WEI X, LI F, YAN Z F, et al. Synthesis and electrochemical properties of mesoporous nickel oxide [J]. Power Sources, 2004, 134: 324– 330.
- [31] JIE Z, BEE Y T, JAN M. Synthesis of mesoporous tin oxide on neutral surfactant templates [J]. Materials Letters, 2006, 60: 1003– 1010.
- [32] WU N L, TUNG C Y. Evolution in microstructural properties of cetyltrimethylammonium bromide templated mesoporous tin oxide upon thermal crystallization [J]. J Am Ceram Soc, 2004, 87: 1741– 1746.
- [33] HYODO T, NISHIDA N, SHIMIZU Y, et al. Preparation and gas sensing properties of thermally stable mesoporous SnO_2 [J]. Sens Actuators, 2002, 83B: 209– 215.
- [34] YOSHIKO T, JUNKO N K, LU D L, et al. Synthesis and application for overall water splitting of transition metal mixed mesoporous Ta oxide [J]. Solid State Ionics, 2002, 151 (1– 4): 305– 311.
- [35] HUANG C C, TANG J T. Optical properties of tungsten and titanium oxide thin films prepared by plasma sputter deposition [J]. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2004, 83: 15– 28.
- [36] JINTING J, KENICHI K, MASATAKA T. Preparation of nanoporous ZnO using copolymer gel template [J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 81: 93– 98.
- [37] YING J Y, MEHNERT C P. Synthesis and applications of supramolecular templated mesoporous materials [J]. Angew Chem Int Ed Engl, 1999, 38: 56– 77.

基金项目: 广东省基金团队项目 (4205301); 广州市科技计划项目 (2007Z3-D0051); 广东省科技计划项目 (2005B10301008)

收稿日期: 2006-12-04; 修订日期: 2007-04-30

作者简介: 郭建维 (1968–), 男, 教授, 博士, 博士生导师, 从事专业: 多相催化, 精细石油化工, 联系地址: 广州市大学城广东工业大学化工系 (510006)。

(上接第 73 页)

- [28] WEILER J P, WOOD J T, KLASSEN R J, et al. Relationship between internal porosity and fracture strength of die cast magnesium AM60 alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2005, A 395: 315– 322.
- [29] KANAHASHI H, MUKAI T, YAMADA Y, et al. Experimental study for the improvement of crashworthiness in AZ91 magnesium foam controlling its microstructure [J]. Materials Science and Engineering, 2001, A 308: 283– 287.
- [30] 于彦东, 张凯峰, 曾小勤, 等. 细晶粒镁合金单向拉伸过程中空洞行为的数值模拟 [A]. 第九届全国塑性工程学术年会论文摘要集 [C]. 太原: 全国塑性工程学会, 2005. 74– 77.
- [31] 张凯峰, 尹德良, 王国峰, 等. 热轧 AZ31 镁合金超塑性变形中的微观组织演变及断裂行为 [J]. 航空材料学报, 2005, 25(1): 5– 10.
- [32] 宋美娟, 王智祥, 汪凌云, 等. AZ31B 镁合金板材超塑性变形与断裂机理研究 [J]. 轻合金加工技术, 2005, 33(8): 40– 43.

收稿日期: 2006-08-25; 修订日期: 2007-03-10

作者简介: 宁俊生 (1957–), 男, 副教授, 主要从事金属物理和穿破甲机理及数值分析方面的研究, 联系地址: 山东省烟台市烟台大学光电信息科学技术学院 (264005)。