

强塑性变形在镁合金中的应用研究进展*

Application and Development of Severe Plastic Deformation in Magnesium Alloys

陈吉华, 严红革

CHEN Ji-hua, YAN Hong-ge

(1. 湖南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410082; 2. 湖南省喷射沉积技术及应用重点实验室, 湖南长沙 410082)

(1. School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha, Hunan, 410082, China; 2. Hunan Provincial Key Laboratory of Spray Deposition Technology and Application, Hunan University, Changsha, Hunan, 410082, China)

摘要: 本文综述了等径角挤压技术(Equal Channel Angular Pressing, ECAP)、高压扭转变形技术(High Pressure Torsion, HPT)、多向锻造技术(Multiple Forging, MPF)和高应变速率轧制技术(High Strain Rate Rolling, HSRR) 4种典型强塑性变形技术在镁合金中的应用现状, 分析其应用局限性, 并指出了当前强塑性变形技术的发展方向。

关键词: 强塑性变形 镁合金 组织细化 织构调控

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-9164(2015)05-0473-08

Abstract: The application and development of 4 typical techniques of severe plastic deformation (equal channel angular pressing, high pressure torsion, multiple forging and high strain rate rolling) in magnesium alloys were critically reviewed, and their application limits were analyzed. Furthermore, suggestions were made for the future development of severe plastic deformation.

Key words: severe plastic deformation, magnesium alloys, microstructure refinement, texture modification

0 引言

晶粒细化是提高镁合金综合力学性能及改善其加工成形性能的重要手段。晶界在细晶强化时能有效阻碍滑移传递, 晶界前方的应力集中能激活很多滑移系, 使合金的整体变形更均匀, 从而提高合金的强度和塑性。晶粒细化提高镁合金加工成形性能的作用

主要有两个方面: 其一, 增加晶粒的协调变形能力, 减少晶界处应力集中, 从而减缓变形过程中晶界处裂纹的萌生和扩展; 其二, 为启动非基面滑移创造条件, 有利于多滑移。Kim 等^[1]研究表明, 细晶镁合金中的棱柱面滑移与基面滑移的临界切应力之比为 1.1~5.5, 而粗晶镁合金中两者之比高达 57.1~66.7, 这说明当镁合金细化到一定程度后, 就能激活合金的非基面滑移从而大大提高其塑性成形能力。也有研究表明, 当镁合金的晶粒小于一定尺寸时, 合金材料会呈现明显的延性转变, 甚至出现超塑性^[2]。

近年来, 强塑性变形技术(Severe Plastic Deformation, SPD)已成为细化合金晶粒的有效手段, 在高性能材料制备领域备受关注^[3~5]。20 世纪 90 年代, 俄罗斯科学家 R. Z. Valiev 教授及其同事基于

收稿日期: 2015-08-26

修回日期: 2015-09-29

作者简介: 陈吉华(1976-), 女, 副教授, 硕士生导师, 主要从事变形镁合金, 生物材料、复合材料方面研究。

* 国家自然科学基金项目(51471066, 50304008, 50844034)和教育部分子点基金项目(20120161110040)资助。

纯剪切大变形试验率先开发了强塑性变形技术。最具代表性的强塑性变形工艺有等径角挤压(Equal Channel Angular Pressing, ECAP)^[2]、累积叠轧(Accumulative Roll Bonding, ARB)^[6]、高压扭转变形(High Pressure and Torsion, HPT)^[7]、多向锻造(Multiple Forging, MPF)^[8]和大应变轧制等。此外,还包括大挤压比热挤压、反复挤压^[9]、连续剪切技术^[10]和连续约束板带剪切技术^[11]等。目前,强塑性变形技术已成功应用于纯金属、金属间化合物、合金、钢、金属基复合材料、陶瓷基复合材料和半导体等细晶材料的制备^[12]。近年来,强塑性变形技术逐渐开始应用于镁合金领域,主要集中在等径角挤压、多向锻造、高压扭转和大应变量轧制等。结合本课题组的科研成果,本文对几种具有代表性的强塑性变形技术在镁合金中的应用现状进行总结,分析其应用局限性,并指出强塑性变形技术的发展方向。

1 应用现状

1.1 等径角挤压技术

金属材料在大应变量的变形过程中,不仅晶粒会发生塑性变形并获得较大的畸变能,而且在其内部还会产生许多亚结构和孪晶,甚至部分晶粒被破碎;镁合金的再结晶温度在 300℃ 以上,因此部分甚至全部镁合金晶粒在形变的同时还会发生连续再结晶,在原始晶界和孪晶界上形成大量的细小等轴晶。有研究表明,镁合金在压应力作用下进行大塑性变形时,晶粒尺寸可以从 300 μm 细化至 25 μm ,甚至可能细化至 5 μm (文献[13,14]),但是其再结晶转变并不完全,且不均匀。通常,镁合金通过在大压应力作用下进行大应变变形带来的晶粒细化效果不如在纯剪切应力作用下大应变变形的显著。

等径角挤压技术是指在加工过程中通过选用不同的模具转角,在不改变试样断面形状前提下,对试样施加一定量的累积剪切应变以细化合金的内部组织,该技术已用于超细晶甚至纳米晶金属材料的制备,特别是在 Al、Cu 等面心立方结构的金属及其合金材料中得到广泛应用^[2,15,16],其工艺原理如图 1 所示^[17]。研究发现,密排六方结构的金属材料由于对称性低,室温下滑移系少,可开动滑移系有限,ECAP 在密排六方结构材料加工中应用较为困难^[18]。

镁合金具有密排六方结构,塑性差,冷成形困难,因此通过常规的塑性变形手段很难实现晶粒细化而获得超细晶组织。然而,采用 ECAP 可以有效地实现镁合金晶粒的细化和组织的均匀化。已有的研究

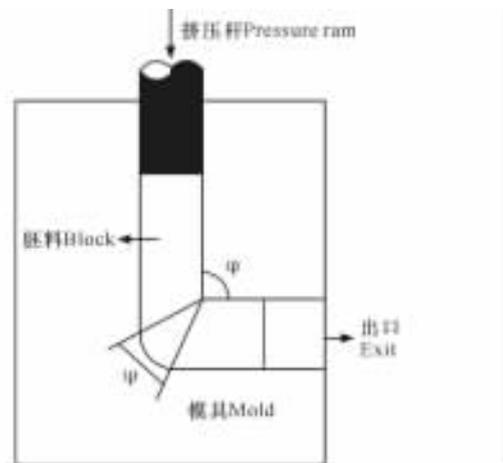


图 1 ECAP 工艺原理示意图

Fig. 1 Schematic diagram of ECAP process

表明^[19~21],采用 ECAP 工艺可以有效细化镁合金的晶粒并控制其织构,所制备的合金力学性能优异,室温塑性显著提高,屈服强度明显降低,且应变硬化能力显著加强;此外,镁合金中的一些高温变形机制如非基面滑移、晶界滑移、动态回复等,可以在室温下发生,甚至出现低温、高应变速率超塑性。Song 等^[22]研究发现,普通铸态纯镁经 ECAP 后晶粒尺寸可由 800~1500 μm 细化到 50~100 μm ,但晶粒细化的同时会引入较多的晶体缺陷。Valie 等^[23]研究发现,仅靠 ECAP 对镁合金进行晶粒细化的效果并不明显,且在低温下进行挤压时容易产生裂纹,不利于镁合金韧性和耐腐蚀性能的改善。吉田雄等^[24]研究表明,采用 ECAP 工艺在特定条件下制备的 AZ31 镁合金,不仅等轴晶组织细小,而且孪晶更细、分布更均匀;从而使其具有高的强度及良好的塑性。Mukai 等^[25]研究发现,与普通挤压的 AZ31 镁合金相比,虽然二者的晶粒组织相似,但是经过 ECAP 加工后的镁合金,其基面与挤压方向形成约 45° 的织构,断裂伸长率可达 50%,比普通挤压的镁合金高出约两倍。

目前,研究者们已经初步建立了 ECAP 力学模型-加工工艺参数-材料微观组织与性能之间的关系,有关强塑性变形下镁合金的晶粒细化机理在等径角挤压领域里的研究已比较成熟。研究表明^[26,27],动态再结晶是镁合金在 ECAP 过程中主要的晶粒细化机制,再结晶还可以导致等轴晶的均匀分布。该过程通常还伴随有孪生,这与镁合金在低温下滑移系少而使滑移受到限制有关。镁合金通过孪生变形可以形成新的具有确定取向关系的高错排晶界,有助于进一步细化晶粒。由于镁合金在 ECAP 过程中存在较大的应变,流变软化会在剪切区产生滑移中心,进而导致剪切材料的转动,产生额外的大角度晶界,对晶粒细化起到重要作用。

1.2 高压扭转技术

高压扭转工艺通过压杆向放置在固定不动模具中的盘状材料施加很高的压力,同时压杆作旋转运动,从而实现扭转剪切变形(图2)。试样一般为圆盘状,尺寸较小,直径一般为10~20 mm,厚度为0.2~1.5 mm。在高压扭转过程中,盘状试样可以在高达几个GPa的压力下发生扭转变形,而试样的尺寸不发生变化,因此在试样的外侧可以引入很大的剪切应变。由于材料的剪切应变是通过压杆的旋转来引入,因此剪切应变量的大小与材料所处位置的半径有关。通过高压扭转制备的材料存在从中心向外侧组织不均匀的现象。

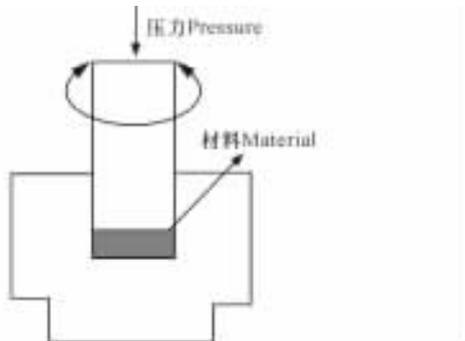


图2 高压扭转工艺原理示意图^[28]

Fig. 2 Schematic diagram of High Pressure Torsion (HPT) process

与其他大塑性变形加工工艺相比,高压扭转作为一种可连续的加工变形工艺,在理论上可以通过调节扭转圈数的变化在试样内部无限量地累积大量剪切应变,使材料晶粒尺寸均匀细化至亚微米级甚至纳米级,从而获得超细晶结构材料^[7,29]。目前,国内外针对高压扭转工艺的研究主要集中在结构材料的应用上,通过高压扭转加工以显著细化晶粒,从而达到提高结构材料强韧性的目的。

Edalati等^[30]开展了纯镁的高压扭转加工研究,结果表明:纯镁高压扭转后的平均晶粒尺寸可显著细化至1 μm,与ECAP加工相比晶粒细化效果更为显著;硬度值随等效应变量的累积呈现先增大、达到峰值后减小并趋于稳定的变化趋势。以上研究结果证实了高压扭转工艺在镁合金加工成形上应用的可能性。Figueiredo等^[31]研究发现,AZ31合金经高压扭转加工后可获得不含加工缺陷的致密合金组织,但其晶粒尺寸沿试样高度方向存在一定的组织不均匀性。纯镁和Mg-Zn-Ca合金的高压扭转研究表明,高压扭转可以得到细晶/超细晶组织,且随扭转圈数的增加晶粒细化效果和组织均匀性的提高更为显著;高压扭转后Mg-Zn-Ca合金的耐生体腐蚀性能提高,其中合金腐蚀电位随扭转圈数的增大而向正向偏移,腐蚀电

流逐渐降低,且扭转圈数为5时合金的生物耐腐蚀性能最好,合金的降解行为呈现典型的均匀腐蚀特征^[32]。然而,HPT工艺通常仅限于小薄片盘状试样的加工,因此工业应用价值不大。

1.3 多向锻造(压缩)技术

多向锻造技术是几种有代表性的强塑性变形方法之一,与其他方法(如等径角挤压和高压扭转)相比,多向锻造技术使用现有的工业装备即可实现大块致密材料的制备,可以大幅度提高材料性能,且工艺简单,成本低,因此有望直接应用于工业化生产^[8,33,34]。多向锻造技术是一种自由锻工艺,其工艺原理如图3所示。形变过程中材料随着外加载荷轴的变化而不断地被压缩和拉长,通过反复变形以达到细化合金晶粒、改善材料性能的效果。

多向压缩是在多向锻造技术的基础上去掉拔长工序,在操作上采用固定比例的方形试样,每道次压缩30%~45%,淬水,然后将变形试样机加工成原比例的试样(长轴转90°),再沿第二轴进行压缩,反复压缩变形以达到细化晶粒效果。多向压缩可以精确地计算变形量,但在本质上仍然属于多向锻造技术。

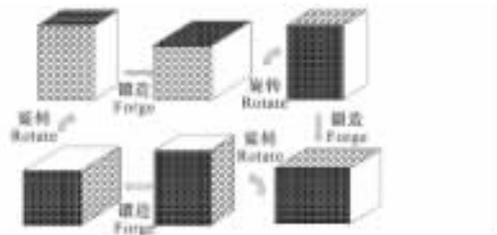


图3 多向锻造技术原理示意图

Fig. 3 Schematic diagram of Multiple Forging process

目前,国内外学者使用该技术对镁合金也开展了一些相关研究,主要包括组织性能演变规律、晶粒细化机理、裂纹产生机理以及后续成形能力等。Miura等^[35,36]在 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率条件下研究AZ61合金降温多向锻造过程中的组织与性能变化规律,结果表明:随着累积应变的增加,合金晶粒组织不断细化,强度不断提高,当累积应变为4.0时平均晶粒尺寸为0.8 μm,合金的强度为430 MPa,伸长率在20%以上;孪生和连续动态再结晶是合金晶粒细化的主要机制;AZ61合金多向锻造锭坯冷轧变形量可以达到20%以上,通过冷轧与时效相结合其强度可以达到550 MPa,伸长率有所下降(14%)。Yang等^[37,38]在 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率条件下研究AZ31合金的降温多向锻造并考察其组织演变规律和各向异性特征,发现当累积应变为4.8时,合金的平均晶粒尺寸达到0.36 μm;该细晶材料在150℃、应变速率 $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 下具有超塑性,其中与锻造方向呈45°

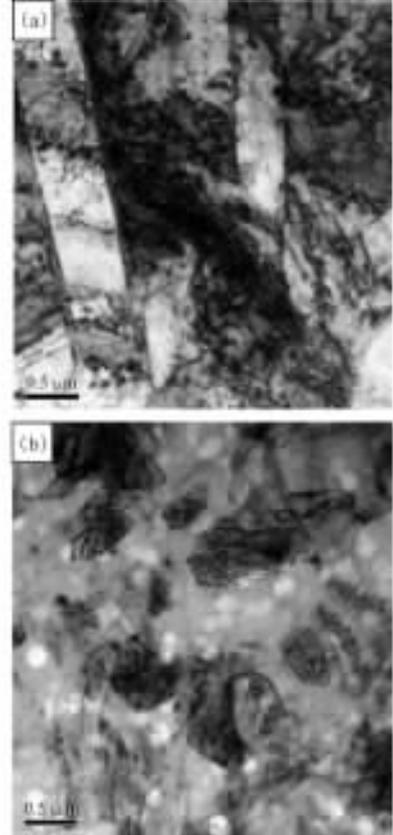
方向的伸长率高达 320%。

本课题组在压下速度为 12.5 mm/s 的液压机上开展 AZ80 合金多向锻造研究,结果表明:多向锻造可以制备组织均匀、平均晶粒尺寸为 1~2 μm 的细晶 AZ80 镁合金锻坯;在多向锻造过程中,晶粒细化存在一个临界应变值 ϵ_c ($2.0 \leq \epsilon_c \leq 2.4$),当累积应变小于 ϵ_c 时,合金晶粒不断细化;当累积应变大于 ϵ_c 时,合金晶粒难以通过变形进一步细化;当累积应变为 3.2 时,合金的力学性能达到最佳,其抗拉强度为 345 MPa、屈服强度为 259 MPa。晶粒的转动和取向的定向流动是多向锻造存在明显基面择优取向的主要原因,经过 10 道次变形后合金的晶粒取向呈现随机分布;多向锻造坯存在周向裂纹和芯部微裂纹,外加载荷的旋转变化的可以改变微裂纹尖端的应力场和扩展路径,可以阻碍微裂纹的发展^[39~42]。Nie 等^[43,44]在压下速度为 15 mm/s 的液压机上对 SiCp/AZ91 合金进行多向锻造研究,发现多向锻造可以改变复合材料中 SiC 颗粒的分布状态,使团聚的 SiC 颗粒分散得更加均匀;多向锻造 3 道次后,材料的平均晶粒尺寸达到最小值,且力学性能最佳,然而进一步的变形导致晶粒粗化。此外,赵祖德等^[45]在压下速度为 1 mm/s 的液压机上对 AZ91+Y 进行多向锻造研究,结果表明:合金晶粒随着累积应变的增大而细化,其强度、硬度和伸长率均相应提高。

多向锻造可以有效地细化晶粒,大幅度地提高镁合金的力学性能。然而,镁合金对应变速率非常敏感,有关镁合金多向锻造的研究大多在低应变速率下进行。低应变速率多向锻造变形存在耗时较长、在没有保温装置的情况下需要反复加热、生产效率较低、成本较高,且不适于工业化生产等缺点。显然,研究开发高应变速率锻造对推动镁合金锻件的工业化生产具有重要的意义。空气锤锻造称为高应变速率锻造,其平均应变速率可以达到 $10 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ 甚至更高。首先,高应变速率锻造时存在明显的变形温升,可以弥补因散热造成的坯料温度下降,进而保证坯料具有良好的塑性;其次,高应变速率锻造时镁合金中可以形成大量孪晶,孪生变形可以调整合金中晶粒的取向并释放储能,进而激发更多的新滑移系;此外,孪生可以促进动态再结晶,进而消耗变形储能并细化晶粒,从而提高镁合金的塑性。孪生及动态再结晶的大量产生可以释放应力,在一定程度上可以抑制裂纹萌生并阻碍裂纹扩展^[46]。

近年来,本课题组开展了 ZK10、ZK40 和 ZK60 合金的高应变速率多向锻造研究。结果表明,ZK 系列合金经高应变速率多向锻造后均可以获得由蜂窝

状的粗大再结晶组织和岛状的细小再结晶组织组成的混合组织(图 4);多向锻造坯的晶粒细化效果与合金的 Zn 含量密切相关,其中 Zn 含量的高低和 Zn 元素的分布特点对粗大再结晶组织和细小再结晶组织的晶粒尺寸和组分比例具有决定性作用;高应变速率多向锻造可以大幅度提高 ZK 系合金的综合力学性能,并且具有较好的力学性能均匀性,可以避免强烈的各向异性^[47]。该工艺是制备大尺寸高性能镁合金材料的理想工艺,具有重要的工业应用价值。



(a)累积应变为 1.32 的孪晶;(b)累积应变为 2.64 的岛状超细晶组织

(a)Twins at cumulative strain of 1.32;(b)Island of ultrafine grain microstructure at cumulative strain of 2.64

图 4 不同累积应变锻造 ZK40 合金坯的 TEM 照片

Fig. 4 TEM images of the as-forged ZK40 alloy stocks at different total strain

1.4 高应变速率轧制技术

常规轧制是生产镁合金板材的主要工艺。由于镁合金的塑性成形能力有限,必须进行小变形量多道次变形。在传统的小道次压下量多道次轧制过程中,滑移是镁合金整个变形过程中的主要变形机制,且大部分的塑性变形是通过滑移实现的。基面滑移是镁合金中最易启动的滑移系统,鉴于基面滑移只能提供 2 个独立的滑移系,从而不能满足均匀变形的要求。

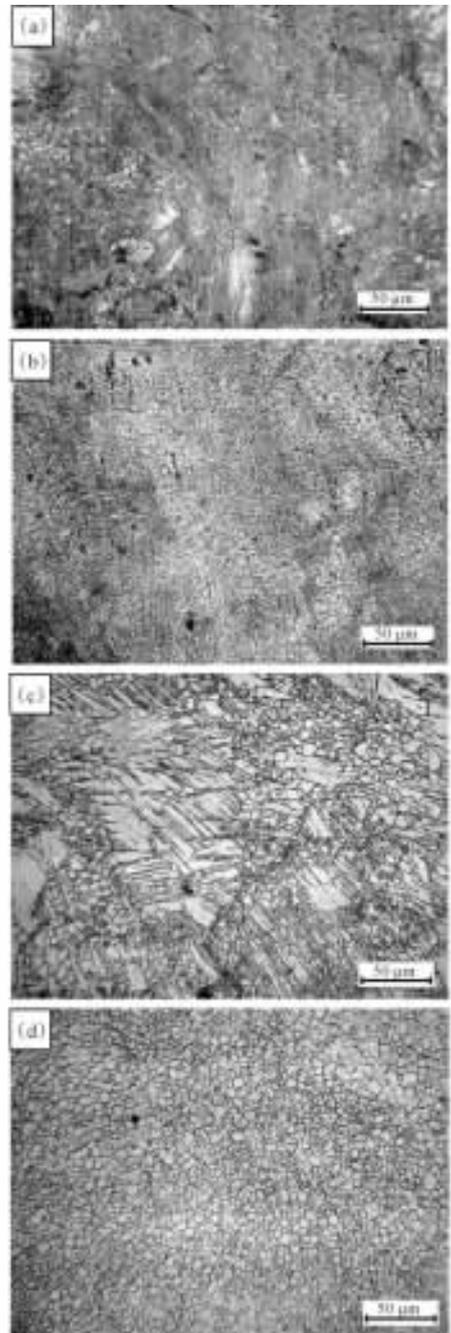
为了启动非基面滑移,镁合金的轧制一般需要在较高的温度下进行。虽然轧制温度较高,但由于整体滑移系数较少且镁的层错能较低(相对铝等金属而言),因此镁合金变形过程中极易诱发孪生以协调变形。晶界处和孪晶处的变形储能比较高,因而容易发生动态再结晶。粗晶、剪切带、孪晶和再结晶晶粒等可同时出现在镁合金板材组织中。这种组织不均匀性导致镁合金板材的后续成形性能较差。例如,AZ31合金热轧板材的晶粒尺寸在 $10\ \mu\text{m}$ 到 $40\ \mu\text{m}$ 之间^[48,49],通过传统轧制过程继续细化晶粒存在很大的难度。另外,镁合金在传统的多道次轧制过程中,随着道次压下量的增加,应力容易在粗大晶粒的晶界处集中,导致板材的开裂。此外,随着轧制道次的增加,镁合金的基面织构明显增强,进而增加后续道次变形的难度。

作者在研究铸造镁合金材料的塑性变形行为及机理问题时发现,由于镁合金的层错能很低,在轧制变形过程中很容易发生动态再结晶,在合适的轧制温度和道次轧制变形量等条件下,可以形成晶粒尺寸微细、大小均匀的合金组织。由于动态再结晶降低了材料中的位错密度,因而只有当晶粒细化至一定程度时,合金中晶粒细化的强化作用才能超过由位错密度降低而引起的软化作用^[50]。

所谓高应变速率轧制是指对镁合金板坯进行单道次大应变轧制,通过控制轧辊速度和板坯的厚度来获得高应变速率。高应变速率变形的应变速率范围与合金材质和变形工艺有关。应变速率过高(达到 $10^3\ \text{s}^{-1}$)时,镁合金变形时容易开裂。对于镁合金,轧制应变速率在接近和稍高于 $10\ \text{s}^{-1}$ 时可以纳入高应变速率变形的范畴。镁合金在较高的应变速率下进行轧制时,可以获得极高的孪晶和动态再结晶形核率,进而获得均匀的超细晶粒组织。

作者采用高应变速率 ($9\sim 16\ \text{s}^{-1}$) 轧制工艺,制备出晶粒尺寸均匀 ($2\sim 3\ \mu\text{m}$) 且具有高强度、高塑性特点的镁合金板材。图 5 为均匀化处理态的坯料经高应变速率轧制得到的板材的微观组织,由图 5 可见,在高应变速率条件下可以得到非常均匀细小的晶粒组织,且随应变速率的提高,板材内可发生完全动态再结晶,微观组织均匀化程度明显提高。此外,大部分晶粒中的位错密度很低,为典型的动态再结晶组织。图 6 为这种细晶板材的室温拉伸力学性能。在平均应变速率 $\bar{\dot{\epsilon}} = 9.1\ \text{s}^{-1}$ 时,ZK60 和 AZ31 板材的平均晶粒度分别为 $0.5\ \mu\text{m}$ 和 $3\ \mu\text{m}$,ZK60 合金板材的抗拉强度为 $371\ \text{MPa}$,屈服强度为 $307\ \text{MPa}$,断后

伸长率达到 26% ;当 $\bar{\dot{\epsilon}} = 8.8\ \text{s}^{-1}$ 时,AZ31 合金板材的抗拉强度为 $303\ \text{MPa}$,屈服强度为 $235\ \text{MPa}$,断后伸长率为 24% ;当道次变形量 $\lambda = 80\%$ 、 $\bar{\dot{\epsilon}} = 9.1\ \text{s}^{-1}$ 时,AZ31 合金板材的抗拉强度为 $317\ \text{MPa}$,屈服强度为 $238\ \text{MPa}$,断后伸长率为 26% 。



(a) ZK60, $\bar{\dot{\epsilon}} = 9.1\ \text{s}^{-1}$; (b) ZK60, $\bar{\dot{\epsilon}} = 9.6\ \text{s}^{-1}$; (c) AZ31, $\bar{\dot{\epsilon}} = 8.8\ \text{s}^{-1}$; (d) AZ31, $\bar{\dot{\epsilon}} = 9.1\ \text{s}^{-1}$

图 5 高应变速率轧制镁合金板材的典型微观组织

Fig. 5 Typical microstructures of the Mg alloy sheets by High Strain Rate Rolling (HSRR) process

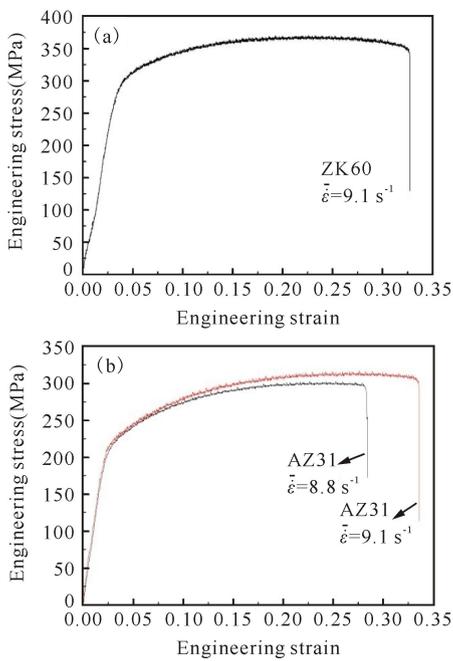


图6 高应变速率轧制镁合金板材沿轧制方向的室温拉伸流变曲线

Fig. 6 Tensile curves of the HSRM Mg alloy sheets a-long rolling direction

有关镁合金高应变速率轧制工艺的研究结果已在 *Acta Materialia* 等刊物上发表^[50~53],并得到了国内外同行的认可。此外,采用高应变速率轧制镁合金时板材中的基面织构强度明显减弱,织构密度呈现双峰分布特征,这也有利于合金塑性的提高。目前,作者已经成功轧制出了 AZ10、AZ31、AZ61、AZ91、ZK21、ZK40、ZK60 和 AM60 等合金的高强高塑性板材。高应变速率轧制过程适用于各类镁合金牌号,较容易实现高合金含量、塑性较差的合金如 ZK60 和 AZ91 等的轧制采用高应变速率轧制工艺成功地制备出了高强高塑性的镁合金板材^[54]。特别需要指出的是,镁合金在高应变速率轧制过程中并没有产生严重的加工硬化效应,所制备的板材具有再结晶组织特征,塑性良好。可见,高应变速率轧制技术是研制高强高塑变形镁合金板材的有效方法。

2 应用局限性

强塑性变形技术能获得具备优异力学性能和使用性能的细晶镁合金材料,但均存在一定的局限性。高压扭转、等径角挤压和多向锻造等可以高效细化合金的晶粒,在制备细晶合金棒材和块材等方面优势明显;累积叠轧技术可以制备大尺寸薄板,但难以实现对板材织构的有效控制;连续剪切技术和连续约束板带剪切技术可以实现板材的连续大塑性变形,但是存在明显的工艺缺陷如一套装置(包括轧辊和模具)只

能制备一种厚度的合金板材;等径角轧制技术可以明显地细化合金晶粒,减弱板材的基面织构,大幅度地提高板材的塑性,但导致板材强度下降且板材的尺寸有限,此外,还存在生产不连续以及材料浪费,导致其成本昂贵、效率较低等不足;高压扭转工艺通常只用于小薄片盘状试样的加工,不具备实际应用价值。

3 发展动向

强塑性变形技术是制备纳米/超细晶金属材料的重要方法,所制备的材料具有优异的性能。这些超细晶甚至纳米晶材料在交通、航空航天、储氢、电力和生物医疗等领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景。然而,借助强塑性变形技术制备纳米晶/超细晶镁合金材料的研究仍处于初始阶段。通常,强塑性变形工艺存在过程复杂、加工效率低、生产费用高和加工样品的尺寸受限等缺点,这些均严重地阻碍了其工业化应用。目前,国内外很多学者致力于大尺寸纳米/超细晶金属材料的强塑性加工技术的研发,但大多是以学术研究为主。因此,研究和开发能够满足工业生产需求、低成本和高效率的等径角挤压工艺是目前发展的重要方向之一,关键在于实现 ECAP 的连续加工和制备大直径的材料。对于高应变速率多向锻造技术而言,在提高镁合金锻件生产效率同时,变形温升可以弥补因温度下降而导致的塑性下降等不足,在推动镁合金锻件的工业化生产和锻件广泛应用方面具有非常重要的意义,但如何改善细化大尺寸锻坯的晶粒组织、提高微观组织均匀性和抑制锻造过程中的开裂问题仍是需要解决的技术关键。对于高应变速率轧制技术而言,它可能是研制高强高塑变形镁合金板材的重要途径,能够满足工业化应用需求,具有商业化应用前景。

参考文献:

- [1] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, et al. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(11): 3293-3307.
- [2] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K, et al. Low temperature superplasticity of a fine-grained ZK60 magnesium alloy processed by equal-channel-angular extrusion [J]. *Scripta Materialia*, 2002, 46(12): 851-856.
- [3] 王素梅, 孙康宁, 毕见强. 大塑性变形法制备块体纳米材料 [J]. *金属热处理*, 2003, 28(5): 5-7.
Wang S M, Sun K N, Bi J Q. Nanostructured materials prepared by severe plastic deformation [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2003, 28(5): 5-7.
- [4] 赵新, 高聿为, 南云, 等. 制备块体纳米/超细晶材料的大塑性变形技术 [J]. *材料导报*, 2003, 17(12): 5-8.

- Zhao X, Gao Y W, Nan Y, et al. Severe plastic deformation methods for bulk nanostructured materials[J]. *Materials Review*, 2003, 17(12): 5-8.
- [5] 许晓嫦, 刘志义, 党朋, 等. 强塑性变形 (SPD) 制备超细晶粒材料的研究现状与发展趋势[J]. *材料导报*, 2005, 19(1): 1-5.
- Xu X C, Liu Z Y, Dang P, et al. Progression of studies on severe plastic deformation techniques[J]. *Materials Review*, 2005, 19(1): 1-5.
- [6] Pérez-Prado M T, Ruano O A. Grain refinement of Mg-Al-Zn alloys via accumulative roll bonding[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(11): 1093-1097.
- [7] Edalati K, Ito Y, Suehiro K, et al. Softening of high purity aluminum and copper processed by high pressure torsion[J]. *International Journal of Materials Research*, 2009, 100(12): 1668-1673.
- [8] Desrayaud C, Ringeval S, Girard S, et al. A novel high straining process for bulk materials—The development of a multipass forging system by compression along three axes[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 172(1): 152-158.
- [9] Zhernakov V S, Latysh V V, Zharikov A I, et al. The developing of nanostructured SPD Ti for structural use[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 44: 1771-1774.
- [10] Utsunomiya H, Hatsuda K, Sakai T, et al. Continuous grain refinement of aluminum strip by conshearing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 372(1-2): 199-206.
- [11] Kang H G, Lee J P, Huh M Y, et al. Stability against coarsening in ultra-fine grained aluminum alloy AA 3013 sheet fabricated by continuous confined strip shearing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 486(1-2): 470-480.
- [12] Cheng Y Q, Chen Z H, Xia W J, et al. Effect of channel clearance on crystal orientation development in AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling[J]. *Journal of materials processing technology*, 2007, 184(1): 97-101.
- [13] Ravi K N V, Blandin J J, Desrayaud C, et al. Grain refinement in AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processing[J]. *Materials and Engineering A*, 2003, A359: 150-157.
- [14] Wu X, Liu Y. Superplasticity of coarse-grained magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2002, 46: 269-274.
- [15] Kawasaki M, Horita Z, Langdon T G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 524(1): 143-150.
- [16] Blum W, Li Y J, Zhang Y, et al. Deformation resistance in the transition from coarse-grained to ultrafine-grained Cu by severe plastic deformation up to 24 passes of ECAP[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(29): 8621-8627.
- [17] Segal V M, Reznikov V I, Drobyshevski A E, et al. Plastic metal working by simple shear[J]. *Metally*, 1981, 1: 115-123.
- [18] Eliezer D, Aghion E, Froes F H S. Magnesium science, technology and applications[J]. *Advanced Performance Materials*, 1998, 5(3): 201-212.
- [19] del Valle J A, Carreflo F, Ruano O A. Influence of texture and grain size on work hardening and ductility in magnesium-based alloys processed by ECAP and rolling[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54: 4247-4259.
- [20] Lapovok R, Thomson P F, Cottam R, et al. The effect of grain refinement by warm equal channel angular extrusion on room temperature twinning in magnesium alloy ZK60[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40: 1699-1708.
- [21] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, et al. Effect of microstructural factors on tensile properties of an ECAE processed AZ31 magnesium alloy[J]. *Materials Transactions*, 2003, 44(4): 468-475.
- [22] Song D, Ma A B, Jiang J, et al. Corrosion behavior of equal-channel-angular pressed pure magnesium in NaCl aqueous solution[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(2): 481-490.
- [23] Valiev R Z, Langdon T G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement[J]. *Progress in Materials Science*, 2006, 51(7): 881-981.
- [24] 吉田雄, Cisar L, 鎌土重晴ら. ECAE 加工した AZ31 合金の引張特性及ばすミクロ組織因子の影響[J]. *轻金属*, 2002, 52(11): 559-565.
- Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, et al. Effect of microstructural factors on tensile properties of ECAE-processed AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 2002, 52(11): 559-565.
- [25] Mukai T, Yamanoi M, Watanabe H, et al. Ductility enhancement in AZ31 magnesium alloy by controlling its grain structure[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45: 89-94.
- [26] Akihiro Y, Zenji H, Langdon T G. Improving the mechanical properties of magnesium and a magnesium alloy through severe plastic deformation[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, A300: 142-147.
- [27] Yu Y, Cisar L, Shigeharu K, et al. Texture development of AZ31 magnesium alloy during ECAE processing[J]. *Materials Science Forum*, 2003, 419-422: 533-538.
- [28] Islamgaliev R K, Yunusova N F, Sabirov I N, et al. Deformation behavior of nanostructured aluminum alloy processed by severe plastic deformation[J]. *Materials Science and Engineering*, 2001, A319-321: 877-881.
- [29] Čížek J, Melikhova O, Janeček M, et al. Homogeneity of ultrafine-grained copper deformed by high-pressure torsion characterized by positron annihilation and microhardness[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 65(2): 171-174.
- [30] Edalati K, Yamamoto A, Horita Z, et al. High pressure torsion of pure magnesium: Evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64(9): 880-883.
- [31] Figueiredo R B, Langdon T G. Development of struc-

- tural heterogeneities in a magnesium alloy processed by high-pressure torsion[J]. *Materials science and Engineering A*, 2011, 528(13): 4500-4506.
- [32] 岳高超. 高压扭转下生物 Mg-Zn-Ca 合金的组织演变及其在模拟体液中的腐蚀性能研究[D]. 郑州: 郑州大学, 2014.
Yue G C. Microstructure Evolution of Zn - Ca - Mg Alloy under High Pressure Torsion and Its Corrosion Behavior in Simulated Body Fluid[D]. Zhenzhou: Zhenzhou University, 2014.
- [33] Sitdikov O, Goloborodko A, Sakai T, et al. Grain refinement in as-cast 7475 Al alloy under hot multiaxial deformation[J]. *Materials Science Forum*, 2003, 426-432: 381-386.
- [34] Sitdikov O, Sakai T, Goloborodko A, et al. Effect of pass strain on grain refinement in 7475 Al alloy during hot multidirectional forging [J]. *Materials Transaction*, 2004, 45: 2232-2238.
- [35] Miura H, Yu G, Yang X. Multi-directional forging of AZ61Mg alloy under decreasing temperature conditions and improvement of its mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(22-23): 6981-6992.
- [36] Miura H, Yu G, Yang X, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ61 Mg alloy prepared by multidirectional forging [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(7): 1294-1298.
- [37] Yang X Y, Ji Z S, Miura H, et al. Dynamic recrystallization and texture development during hot deformation of magnesium alloy AZ31[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, 19(1): 55-60.
- [38] Yang X Y, Sun Z Y, Xing J, et al. Grain size and texture changes of magnesium alloy AZ31 during multi-directional forging [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18: S200-S204.
- [39] Guo Q, Yan H G, Chen Z H, et al. Grain refinement in as-cast AZ80 Mg alloy under large strain deformation [J]. *Materials Characterization*, 2007, 58(2): 162-167.
- [40] Guo Q, Yan H G, Chen Z H, et al. Effect of multiple forging process on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ80[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 42(7): 739-744.
- [41] Guo Q, Yan H G, Chen Z H, et al. Fracture behaviors of AZ80 magnesium alloy during multiple forging processes[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, 16(4): 922-926.
- [42] Guo Q, Yan H G, Chen Z H, et al. Evolution of the grain orientation of AZ80 magnesium alloy during multiple forging process[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(6): 619-624.
- [43] Nie K B, Wang X J, Hu X S, et al. Effect of multidirectional forging on microstructures and tensile properties of a particulate reinforced magnesium matrix composite [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(24): 7133-7139.
- [44] Nie K B, Wu K, Wang X J, et al. Multidirectional forging of magnesium matrix composites: Effect on microstructures and tensile properties[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527 (27-28): 7364-7368.
- [45] Zhao Z D, Chen Q, Hu C K, et al. Microstructure and mechanical properties of SPD-processed an as-cast AZ91D+Y magnesium alloy by equal channel angular extrusion and multi-axial forging[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(10): 4557-4561.
- [46] Ma Q, Li B, Marin E B, et al. Twinning-induced dynamic recrystallization in a magnesium alloy extruded at 450 degrees[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 65(9): 823-826.
- [47] 吴远志. ZK 系列镁合金高应变速率锻造工艺及机理的研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2012.
Wu Y Z. Research on the Technics and Mechanisms of ZK Series Magnesium Alloys during High Strain Rate Forging[D]. Changsha: Hunan University, 2012.
- [48] Friedrich H E, Mordike B L. *Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Applications*. [M]. 1st ed. Berlin: Springer-Verlag, 2006: 269-310.
- [49] Barnett M R, Keshavarz Z, Nave M D. Microstructural features of rolled Mg-3Al-1Zn[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36A(7): 1697-1704.
- [50] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H, et al. Effect of twinning and dynamic recrystallization on the high strain rate rolling process[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(10): 985-988.
- [51] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H, et al. Feasibility of high strain-rate rolling of a magnesium alloy across a wide temperature range[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67: 404-407.
- [52] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H, et al. Fabrication of Mg-Al-Zn-Mn alloy sheets with homogeneous fine-grained structures using high strain-rate rolling in a wide temperature range[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 559(1): 766-772.
- [53] Zhu S Q, Yan H G, Liao X Z, et al. Mechanisms for enhanced plasticity in magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 82: 344-355.
- [54] 朱素琴. 中高应变速率轧制制备超细晶镁合金板材原理探索及相关基础研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2012.
Zhu S Q. An Exploratory Study on the Principle of the Fabrication of Ultrafine Grained Magnesium Alloy Sheets Using Medium-High Strain Rolling Technique and the Related Fundamental Research[D]. Changsha: Hunan University, 2012.

(责任编辑: 陆 雁)