

双向双通道变通径挤压 AZ31 镁合金的显微组织及变形行为

刘天模^{1,2}, 刘建忠¹, 卢立伟¹, 袁晗琦¹, 时秀玲¹, 潘复生^{1,2}

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400045; 2. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术中心, 重庆 400045)

摘 要: 在不同温度下, 采用双向双通道变通径挤压(DDE)对 AZ31 镁合金进行挤压, 研究该工艺对其组织、力学性能、拉压不对称性和断裂行为的影响。结果表明: 与均匀态 AZ31 镁合金相比, 挤压后所得试样的晶粒显著细化, 力学性能和拉压不对称性得到改善; 与采用等通道角挤压工艺多道次挤压试样的力学性能相比, 该工艺具有一定的优势。此外, 随着挤压温度的升高, 晶粒尺寸逐渐增大, 显微硬度、抗拉强度和压缩率逐渐降低。从 250 到 450 ℃, 晶粒尺寸从 6 μm 增大到 26 μm, 硬度值(HV)从 67 降低到 56, 抗压强度从 400 MPa 降低到 343 MPa, 压缩率从 14.8%降低到 9.7%。均匀态 AZ31 和挤压态 AZ31 的压缩断口均为穿晶断裂, 前者断裂机理为脆性解理断裂, 后者为韧脆结合型准解理断裂。

关键词: AZ31 镁合金; 双向双通道变通径挤压; 显微组织; 力学性能; 断裂行为

中图分类号: TG166.4

文献标志码: A

Microstructure and deformation behavior of dual-directional extruded AZ31 magnesium alloy

LIU Tian-mo^{1,2}, LIU Jian-zhong¹, LU Li-wei¹, YUAN Han-qi¹, SHI Xiu-ling¹, PAN Fu-sheng^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China;

2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400045, China)

Abstract: The AZ31 magnesium alloy was extruded by dual-directional extrusion (DDE) at different temperatures. Then, the microstructures, mechanical properties, tension and compression asymmetry and the rupture behaviors were studied. The results indicate that, compared with homogenized samples, the grain sizes of the extruded ones are all refined, thereby improving the mechanical properties and tension and compression asymmetry. The improved mechanical properties are comparable or even superior to those of the alloys subjected to the equal-channel angular extrusion several passes. Further more, with the increase of extrusion temperature from 250 to 450 ℃, the grain size increases from 6 to 26 μm, and the microhardness, ultimate compressive strength(UCS) and compressive ratio decrease from 67 to 56(HV), 400 to 343 MPa, 14.8% to 9.7%, respectively. The microstructures of fracture show that both homogenized and as-extruded AZ31 alloys cut through the grains, while the fracture mechanism of homogenized AZ31 and as-extruded AZ31 are brittle cleavage fracture and ductile-brittle quasi-cleavage fracture, respectively.

Key words: AZ31 magnesium alloy; dual-directional extrusion; microstructure; mechanical property; rupture behavior

目前, 镁合金作为最轻的金属结构材料在多种技术应用上都取得了引人注目的成就, 尤其是在汽车、航空和电子产品领域得到了广泛的应用^[1-3]。虽然镁合金有着许多的优点和广阔的发展前景, 但是目前镁合

金在工程中的应用远没有钢铁和铝合金多, 其规模只有铝业的 1/50, 钢铁工业的 1/160^[4]。其主要原因是: 镁的晶体结构为密排六方, 其塑性不及面心立方结构的铝的, 且其塑性成形能力较差, 因而镁合金的变形

基金项目: 国家重点基础研究计划资助项目(2007CB613700); 国家“十一五”科技支撑计划资助项目(2006BAE04B03); 重庆市自然科学基金重点基金资助项目(CSTC, 2005BA4015)

收稿日期: 2009-06-24; 修订日期: 2010-04-24

通信作者: 刘天模, 教授, 博士; 电话: 023-66650011, 13658397873; E-mail: tmliu@cqu.edu.cn

加工比较困难,且在工程应用中的成本也较高。另一方面,镁合金的强度也不能完全达到所要求的那么高。所以对镁合金来说,要想获得在商业方面的广泛应用,不仅要求其具有较高的强度,而且室温下良好的塑性变形能力也是十分重要的。

众所周知,对于缺乏滑移系的晶体来说,晶粒尺寸对强度有着十分显著的影响,细化晶粒是提高强度的最有效方法之一,同时,细化晶粒也能够提高材料室温下的展延性^[5-6]。对 AZ31 镁合金更是如此,因为 AZ31 镁合金既不能靠热处理强化,亦不能靠应变强化。细晶强化几乎是提高 AZ31 镁合金强度的唯一方法^[7]。细化镁合金晶粒常用的方法是再结晶,所以热变形加工工艺就成为细化镁合金晶粒首要的选择。因此,研究一种适合 AZ31 镁合金的热变形加工工艺有着十分重要的意义。

镁合金多为密排六方(HCP)晶体结构,温度是影响其塑性变形能力的关键因素^[8]。大量研究证明,不同温度范围内镁合金的塑性变形机制也不相同^[9]。当温度高于 225℃ 时,镁呈现明显的延性转变,塑性也大大提高,同时由于发生回复、再结晶而造成的软化也会使镁合金具有较高的塑性。所以,在这个温度以上,镁合金可以顺利地被塑性加工成型,如轧制和挤压^[10-12]。目前,强化塑性变形法(SPD)是比较有潜力而且采用相对较多的用来细化组织、改善塑性的方法。其中 ECAE 或者 ECAP(等通道角挤压)^[13-14]和 CCAE(变通道角挤压)^[15]在细化晶粒方面表现得最为突出,但 ECAP 需要经过多道次才能够获得细小的晶粒。这样在多道次的加工过程中,很小的工艺偏差就可能引起材料组织上较大的变化,从而改变或改善其力学性能^[15]。另外,多道次的挤压会消耗大量的人力、物力和时间,从经济效益和工作效率等方面考虑都不利于实际生产应用。

本研究中,为了引进较大的变形量、减少挤压的道数和提高工作效率,采用双向双通道变通径挤压工艺(DDE)。一次挤压后,研究该工艺对镁合金 AZ31 的显微组织、力学性能、变形行为及断裂行为的影响。为了实现该工艺与实际生产应用的结合,采用不同的温度进行挤压,研究挤压温度对其组织和力学性能的影响;同时研究、比较该工艺与其它 SPD 工艺在改善镁合金的组织 and 性能上的优劣性。

1 实验

实验材料为铸态 AZ31 镁合金,具体成分如表 1

所列。从 $d 90 \text{ mm}$ 圆坯上的相同部位取样,再加工成尺寸为 $d 30 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。为了消除合金在铸造过程中出现的溶质偏析、不平衡共晶相及晶界上粗大的第二相,对合金铸锭进行 400℃, 15 h 的均匀化退火处理。

表 1 AZ31 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31 magnesium alloy(mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Mg
2.5-3.0	0.7-1.3	>0.20	Bal.

经过均匀化处理的试样在 100 t 单柱校正压装液压机上进行挤压,挤压模具的示意图如图 1 所示。挤压温度为 250、300、350、400、450℃,挤压速度为 1.5~2.5 m/s,挤压比为 4.5,挤出料尺寸为 $d 10 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 。对挤压后的试样进行组织观察、晶粒尺寸测定和显微硬度测定,并分别对均匀态和挤压态的棒材进行力学性能测试。

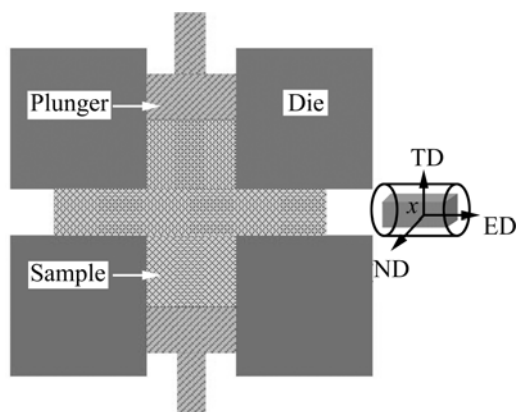


图 1 双向双通道变通径挤压模具示意图

Fig. 1 Schematic diagram of dual-directional extrusion(DDE)

2 结果与分析

2.1 双向双通道变通径挤压对合金显微组织的影响

图 2 所示为 AZ31 镁合金的铸态和均匀化退火态的显微组织。由图 2(a)可见,组织中存在少量的沿晶界分布的第二相,这些相的存在会对材料的变形过程及力学性能产生不良的影响。铸态组织以等轴晶为主,原始晶粒大小为 150~300 μm 。

从图 2 还可以看出,铸态和均匀态组织都是不均匀的,且晶粒比较粗大,有少量尺寸在 20~50 μm 的

晶粒,也有很多大于 $300\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒。这些不均匀的组织在经 DDE 以后得到了很大的改善,原始粗大的晶粒被细小的等轴晶粒所取代。这也说明与 ECAE 以及 CCAE 一样,DDE 也能很好地细化晶粒。

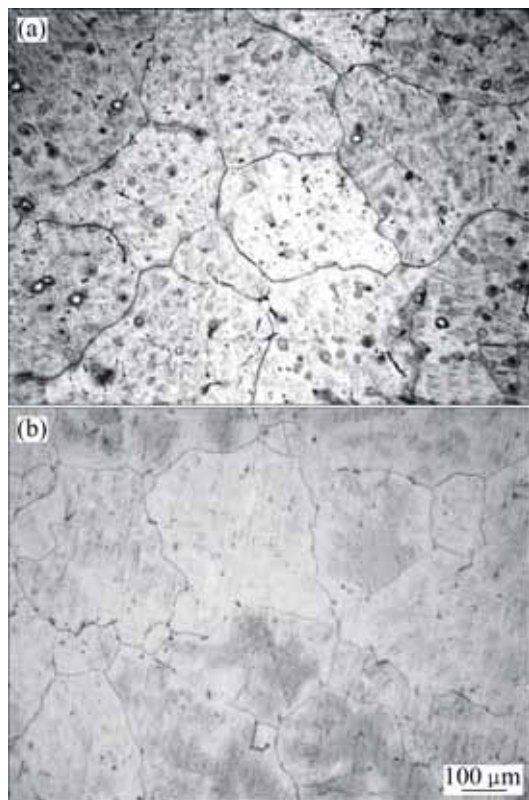


图 2 铸态和均匀化退火态 AZ31 镁合金的组织

Fig. 2 Microstructures of as-cast (a) and homogenized (b) AZ31 magnesium alloys

由图 2(b)可见,经均匀化处理的组织,在基体上和晶界处的第二相数量大大减少,但在晶粒内部仍弥散分布着少量的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相^[8, 16]。均匀化退火后,晶粒有所长大,尺寸在 $200\sim 350\text{ }\mu\text{m}$ 。

图 3 所示为 AZ31 镁合金在不同温度下双向热挤压后的显微组织。由图 3 可见,AZ31 镁合金在不同温度下热挤压时,晶粒均得到细化。相对于铸态和均匀态粗大而不均匀的组织,250 到 450 各温度下挤压后的晶粒尺寸分别为 6、13、15、18、 $26\text{ }\mu\text{m}$,这是由于在挤压过程中发生了动态再结晶和晶粒破碎^[15],使得镁合金的晶粒得到显著的细化。

在热挤压的过程中,镁合金易发生动态再结晶。这是由于镁合金为密排六方结构,滑移系非常有限,并且镁合金的层错能较低(纯镁的层错能只有 $60\sim 78\text{ mJ/m}^2$),晶界扩散速度较快,使得在亚晶界上堆积的位错能够被这些晶界吸收,从而加速动态再结晶的过

程。伴随着热挤压的进行,AZ31 镁合金中经过大变形形成的平行纤维组织在挤压应力和挤压热的作用下,发生动态再结晶。动态再结晶晶粒一般在晶界或晶界附近形核长大,由于再结晶晶粒在形核与长大的同时变形还在继续,所以动态再结晶晶粒不同于再结晶退火时得到的完全无畸变的等轴晶粒,在动态再结晶晶粒内有一定程度的应变(见图 3(c)、(d)和(e))^[17]。

在本研究的挤压温度和应变速率下,当试样在接近或穿过模具通道的拐角处时,引入了大量的塑性变形,在晶粒内部尤其是粗大的晶粒内部,产生并积累了大量的位错和孪生;这些高密度位错的缠结,形成了位错胞状和亚结构,使晶界能急剧增大。这种具有不平衡界面的晶粒为再结晶的发生储存了足够的能量,为再结晶的发生提供了充分条件。再结晶适宜在缺陷密度比较高的地方发生,在晶格严重畸变的高能区域产生大量的晶核,新的晶粒又在再结晶晶粒的边界形核、长大,这样通过再结晶和位错重排所形成的大角度晶粒使得镁合金晶粒得到了细化^[15, 18]。同时,在挤压过程中由严重的剪切和塑性变形所导致的晶粒破碎,也为大晶粒的消失和新晶粒的形核起到了非常重要的作用^[15]。

随着挤压温度的升高,晶粒尺寸变大,450 比 250 下挤压所获得的晶粒尺寸大 4 倍多(见图 3 和图 4)。其中,在 250 下挤压所得的组织(见图 3(a))明显比其它温度下挤压所得的组织更加细小,说明挤压温度是控制挤压态 AZ31 镁合金组织的一个重要因素,温度越低,晶粒越细;但在 250 时,组织中同时有尺寸小于 $6\text{ }\mu\text{m}$ 和尺寸在 $15\sim 25\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒存在,这说明再结晶过程还没有完全完成;在 300 时,由于温度的升高,完成再结晶所需的时间缩短,晶粒更容易完成再结晶,而且温度相对较低,晶粒长大的情况还不是很严重,因此获得的组织最均匀;随着温度的升高,350 和 400 下热挤压的组织(见图 3(c)和(d))不十分均匀,有部分较大的和变形的晶粒存在,处于混晶组织状态,先发生再结晶的晶粒已经开始长大;450 条件下,热挤压的组织以大小不均的等轴晶粒为主,部分晶粒异常粗大(见图 3(e))。这是由于 350~450 已经高于 $0.5T_m$,发生再结晶的同时,部分晶粒已经开始长大,且挤压过程只有一道次,组织的不均匀性就被遗留了下来。相对于 ECAE 在 220 下一道次挤压能使晶粒细化到 $10.5\text{ }\mu\text{m}$,DDE 在 250 下一道次挤压能使晶粒细化到约 $6\text{ }\mu\text{m}$ ^[14]。在相同的挤压温度下,DDE 细化晶粒的效果更加显著。

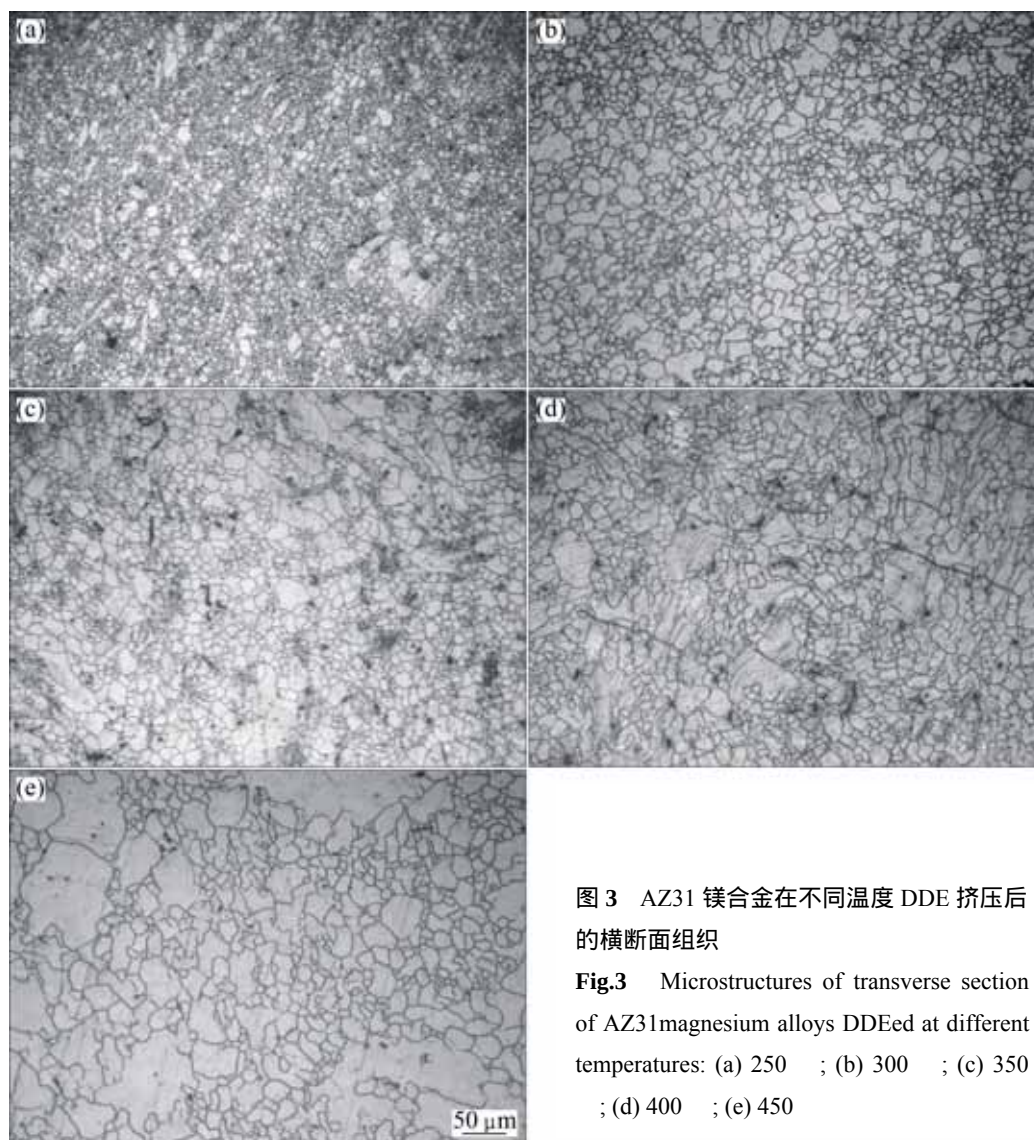


图3 AZ31 镁合金在不同温度 DDE 挤压后的横断面组织

Fig.3 Microstructures of transverse section of AZ31magnesium alloys DDEed at different temperatures: (a) 250 ; (b) 300 ; (c) 350 ; (d) 400 ; (e) 450

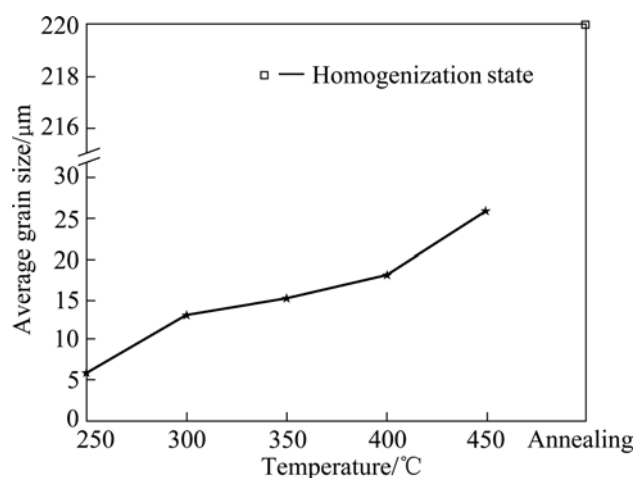


图4 不同处理态下 AZ31 镁合金的平均晶粒尺寸

Fig.4 Average grain sizes of AZ31 magnesium alloys at different processing states

2.2 双向双通道变通径挤压对合金力学性能的影响

图5所示为不同处理态下 AZ31 镁合金的力学性能。由图5可以看出,挤压后的 AZ31 镁合金的显微硬度和抗拉强度均有较大的改善,但是压缩率相对于均匀态的 18%下降较大。在不同的挤压温度(从 250 到 450),硬度值(HV)从 67 降低到 56;抗压强度从 400 MPa 降低到 343 MPa;压缩率从 14.8%降低到 9.7%。总体上,挤压态镁合金的力学性能随温度的升高而降低,这是因为随着挤压温度的升高,合金晶粒尺寸逐渐增大。当变形温度超过一定值后,大角度晶界将向小角度晶界转变,晶粒细化作用减弱,部分晶粒出现异常长大,在宏观上表现为屈服应力和伸长率随挤压温度的升高而降低。这种力学性能随温度的变化趋势与晶粒尺寸随温度的变化趋势一致。

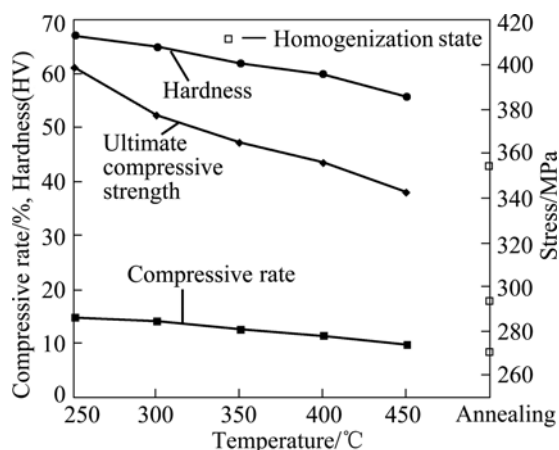


图5 不同处理态下 AZ31 镁合金的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of AZ31 magnesium alloys at different processing states

晶粒的细化可分为两方面,一方面是铸态晶粒的细化,另一方面是变形态晶粒的细化,在此文讨论后者。材料的屈服强度与晶粒大小存在着函数关系,也就是 Hall-Petch 关系:

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1)$$

式中: σ 为屈服强度; σ_0 为单晶体的屈服极限; K 为常数; d 为晶粒大小。

从式(1)可以看出,晶粒尺寸越小,屈服强度就越高。这首先是来自晶界的影响,晶界是同一种相的晶粒与晶粒的边界。晶界是一种面缺陷,晶界上的原子排列不规则,杂质和缺陷多,能量较高,能够阻碍位错的穿过。晶界越多,位错通过整个晶体的过程就越困难,即塑性变形越困难,这样获得的屈服强度就越高。

另外,当晶粒尺寸减小时,晶体的表面积与体积之比增大,从而使表面力(表面张力和周围晶粒的作用力)增大。表面张力使晶粒表面层附近的晶格发生畸变,周围晶粒的相互作用也引起晶粒表面层晶格的畸变。由于这些表面力的影响,使接近晶界处产生了阻碍晶体变形的难变形区。因此,多晶体晶粒越细,则相应的难变形区越多,要使其产生滑移,需加的力就较大,即变形抗力增加^[19]。变形抗力增加即意味着强度、硬度等力学性能的增加,其测量值与理论值相符。

再者, K 会随着泰勒系数的增大而增大,通常泰勒系数取决于滑移系的多少。由于镁是密排六方结构,与面心立方和体心立方金属相比,镁的泰勒系数大,因此其 K 也大^[6, 20]。这就是说镁合金晶粒的大小对屈服强度的影响比钢铁和铝合金的都大。因此,对于

AZ31 镁合金,热挤压过程中由动态再结晶和晶粒破碎所引起的晶粒细化将显著提高镁合金的室温强度。

最后,镁及其合金的性能对织构具有强烈的依赖作用。图6所示为经400 °C双向挤压后AZ31镁合金的XRD谱。由图6可以看出,镁合金经挤压后,在(0002)晶面处出现了最强衍射峰,晶面衍射峰的强弱反应了该晶面平行于表面分布的相对数量程度,所以最强衍射峰对应的晶面也就是该位置表面上择优分布最强的晶面。图6说明挤压成型试样的大部分(0002)晶面均平行于挤压方向,从而很明显地反映了该试样具有择优取向,即沿挤压方向形成了基面纤维织构{0002}。由于织构具有强化作用,这也使得镁合金沿挤压方向的拉伸强度提高,同时压缩屈服强度也高于其它弱织构情况下的^[2, 21-22]。

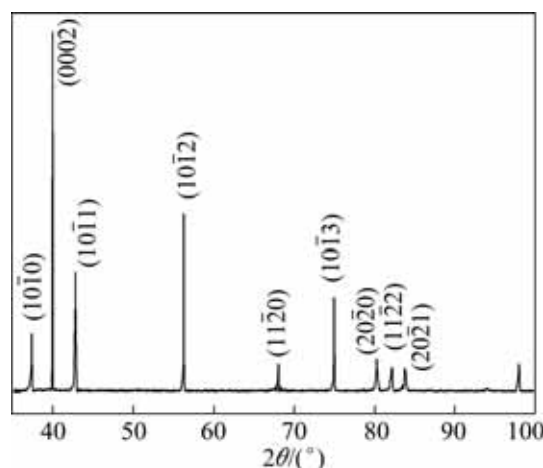


图6 经400 °C双向挤压后 AZ31 镁合金的XRD谱

Fig.6 XRD pattern of AZ31 magnesium alloys DDEd at 400 °C

压缩率随着挤压温度的升高、晶粒尺寸的增大逐渐降低。晶粒越细,在一定体积内的晶粒数目越多,则在同样塑性变形量下,变形会分散在更多的晶粒内进行,变形较均匀;且每个晶粒中塞积的位错少,因应力集中引起的开裂机会较少,有可能在断裂之前承受较大的变形量,即表现出较高的塑性。在细晶粒金属中,应力集中少,裂纹不易萌生,也不宜传播,因而在断裂过程中吸收了更多的能量,表现出较高的韧性,即晶粒越细小,伸长率(或压缩率)越高,塑性和韧性就越好。

所以,通过热挤压变形所产生的动态再结晶细化了晶粒,使得AZ31镁合金的强度、塑性和韧性得到了大幅度的提高。挤压温度越低,镁合金的晶粒越细小,综合力学性能越好。与以往的热挤压研究结果相

比较,该挤压工艺在 250 MPa 下获得的抗压强度(400 MPa)比以往所报道的 375 MPa 高约 6%;而对于压缩率,14.8%和 15%相差不大^[17]。

2.3 双向双通道变通径挤压对合金拉伸、压缩变形行为的影响

图 7 所示为 250 MPa 挤压态和均匀态 AZ31 镁合金的室温轴向拉伸、压缩应力—应变曲线。从图 7(a)可以得到,挤压态 AZ31 的拉伸屈服强度约为 195 MPa,屈服后随着应变的增加硬化不明显,应变达到 13.8%时,发生断裂,抗拉强度约为 265 MPa;压缩时的屈服强度约为 106 MPa,当应变达到 14.8%时发生断裂,抗压强度约为 400 MPa。拉伸、压缩实验结果表明挤压态镁合金 AZ31 具有拉压不对称性, $\sigma_{yc}/\sigma_{yt}=0.54$ (σ_{yc} 和 σ_{yt} 分别表示压缩和拉伸屈服强度)。从图 7(b)可以看出,均匀态 AZ31 的拉伸屈服强度约为 95 MPa,屈服后,随着应变的增加发生硬化,应变达到 14.9%的时候断裂,抗拉强度约为 211 MPa;压缩时的屈服强度相对较低约为 42 MPa,在较低的应力下就开始屈服,当应变达到 18.5%的时候断裂,抗压强度约为 270

MPa。拉伸、压缩实验结果表明均匀态镁合金 AZ31 具有拉压不对称性且 $\sigma_{yc}/\sigma_{yt}=0.44$ 。

比较图 7(a)和(b)可以看出,挤压态和均匀态 AZ31 镁合金均具有拉压不对称性,但是相对于均匀态来说,挤压态的不对称性有所改善。BOHLEN 等^[23]研究发现,随着晶粒尺寸的增大镁合金的拉压不对称性增强。由图 4 可知,250 MPa 挤压的 AZ31 镁合金的晶粒尺寸比均匀态的晶粒尺寸小 20 多倍,因此,挤压态 AZ31 镁合金的拉压不对称性得到很大的改善。另外,织构的存在对镁合金的拉压不对称性也有很大的影响^[17]。在挤压过程中,沿挤压方向形成的基面纤维织构 {0002} 对镁合金的拉伸—压缩屈服不对称性有显著的影响。对于具有基面织构的挤压态 AZ31 镁合金,当沿着挤压方向进行拉伸和压缩时,镁合金的基面是平行于受力轴的;当基面平行于受力轴时,无论是拉伸还是压缩变形,发生滑移的位向因子都很小,几乎为零,因此变形过程很难通过滑移进行,只能通过孪生模式发生。然而,在此种情况下拉伸时,孪生应变也为零,因此孪生也很难发生。但是,基面滑移的临界分切应力(CRSS)实在太小(纯镁的约为 0.5 MPa),以至于基面一个较小的角度偏差(基面与挤压方向的夹角)就会导致滑移的开动,因此,拉伸时的塑性变形就会通过那些个别的基面与挤压方向不完全平行的晶粒的滑移来实现,也就是说对于这种具有基面织构的挤压态镁合金 AZ31 来说,拉伸时的屈服强度是由基面织构的密度来决定的,织构密度越大,变形越困难,屈服强度越高;压缩时,滑移的位向因子也为零,但此时的孪生应变最大,所以压缩时很容易通过孪生发生变形,而且压缩时沿 c 轴受拉力,很容易形成 {10 $\bar{1}$ 2} 拉伸孪生(该孪生的临界切应力很低),所以压缩时的屈服强度就比拉伸时的低。综合晶粒尺寸和织构对拉压不对称性的影响,DDE 工艺改善了镁合金 AZ31 的拉压不对称性。

2.4 断口分析

从宏观断口形貌上来看,压缩时均匀态和挤压态 AZ31 镁合金断口均为平滑的 45°斜面,断口上有闪闪发光的小亮面。图 8 所示为镁合金压缩后断口的金相及微观形貌。从图 8(a)和(b)可以看出,均匀态和挤压态 AZ31 的断裂均属穿晶断裂,有一系列相互平行的裂纹,且这些裂纹中有很多是人字形裂纹(图中箭头所指)。从图 8(c)和(d)看出,均匀态 AZ31 扫描断口呈台阶状且没有韧窝出现;挤压态 AZ31 扫描断口中有河流条纹、韧窝、二次裂纹和撕裂棱等形态特征。因此,综合断口的宏观和微观形貌得出:均匀化 AZ31 的断

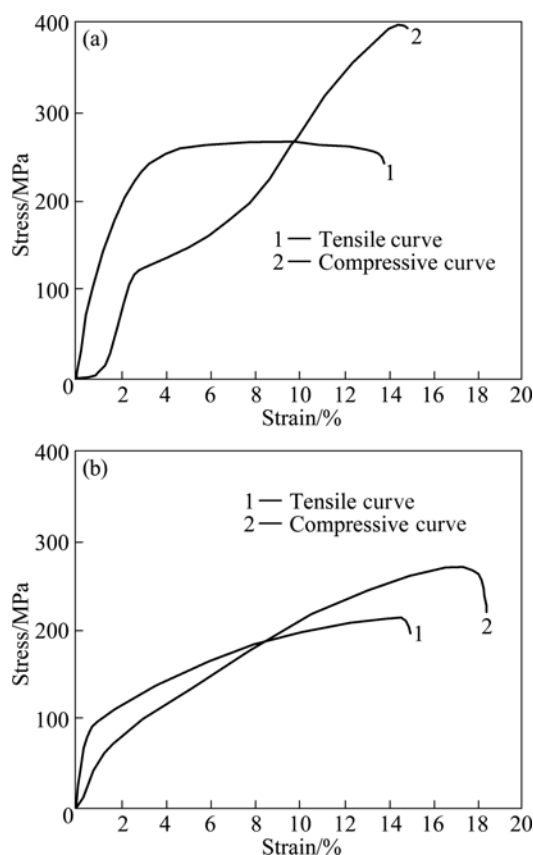


图 7 挤压态和均匀态 AZ31 镁合金拉伸以及压缩时应力—应变曲线

Fig.7 Tensile and compressive stress — strain curves of as-extruded (a) and homogenized (b) AZ31 alloys

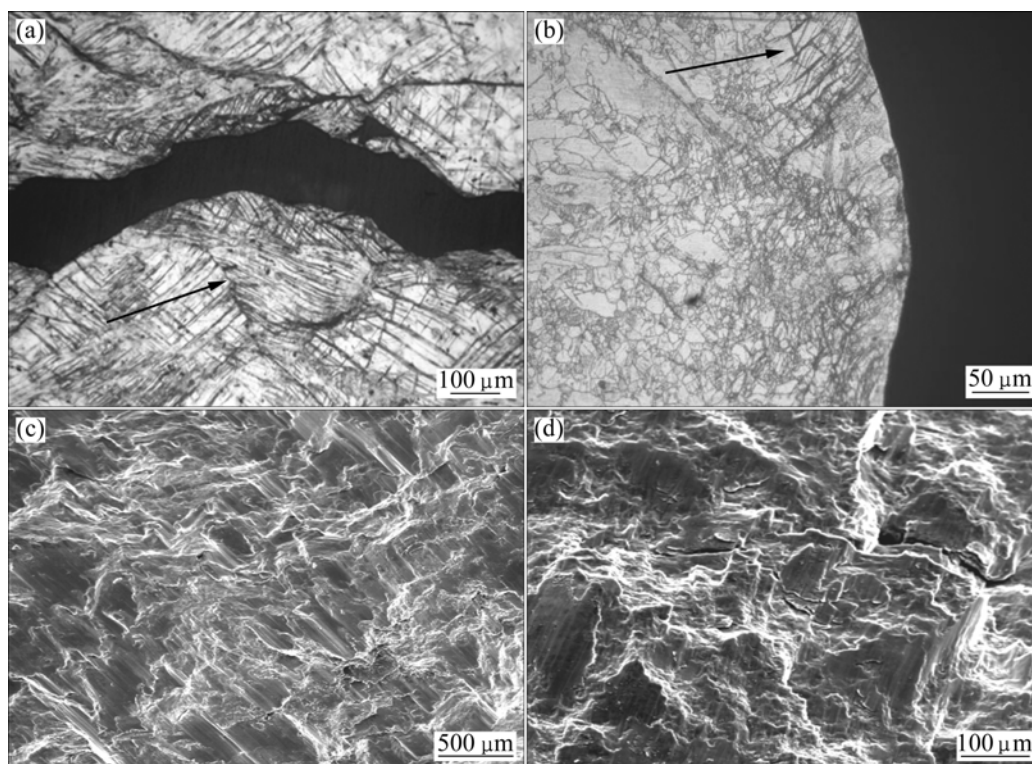


图 8 镁合金 AZ31 压缩断口金相及显微形貌

Fig.8 Micrographs and optical structures of compressive fractures of AZ31 magnesium alloys: (a) Optical structure, as-cast; (b) Optical structure, as-DDEed; (c) Micrograph, as-cast; (d) Micrograph, as-DDEed

裂属脆性解理断裂, 挤压态 AZ31 的断裂属于韧脆结合型准解理断裂。

3 结论

1) DDE 新型挤压工艺使得 AZ31 镁合金的晶粒显著细化, 力学性能大幅度提高, 拉压不对称性得到改善。

2) AZ31 镁合金挤压后的组织及力学性能受挤压温度的影响。随着挤压温度的升高, 其晶粒尺寸变大, 力学性能变差。AZ31 镁合金经 250 °C 挤压后, 综合性能最好, 抗拉强度为 400 MPa, HV 硬度为 67, 压缩率为 14.8%, 拉压不对称性为 0.54。

3) 均匀态和挤压态镁合金 AZ31 压缩断口均为平滑的 45° 斜面, 断面平整, 属于穿晶断裂; 均匀态 AZ31 属于脆性解理断裂, 挤压态 AZ31 属于韧脆结合型准解理断裂。

4) 采用 DDE 只需一道次就可以达到 ECAE 多道次的效果, 且力学性能更好。

REFERENCES

- [1] TAKUDA H, ENAMI T, KUBOTA K, HATTA N. The formability of a thin sheet of Mg-8.5Li-1Zn alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 101(1/3): 281-286.
- [2] VALLE J A DE, PEREZ-PRADO M T, RUANO O A. Texture evolution during large-strain hot rolling of the Mg AZ61 alloy[J]. Materials Science Engineering A, 2003, 355(1/2): 68-78.
- [3] HAKAMADA M, FURUTA T, CHINO Y, CHEN Y, KUSUDA H, MABUCHI M. Life cycle inventory study on magnesium alloy substitution in vehicles[J]. Energy, 2007, 32(8): 1352-1360.
- [4] 黄光胜, 汪凌云, 范永革. AZ31B 镁合金挤压工艺研究[J]. 金属成型工艺, 2002, 20(5): 11-14.
HUANG Guang-sheng, WANG Ling-yun, FAN Yong-ge. Research on the extrusion process of AZ31B magnesium alloy[J]. Metal Forming Technology, 2002, 20(5): 11-14.
- [5] CHINO Y, KIMURA K, MABUCHI M. Deformation characteristics at room temperature under biaxial tensile stress in textured AZ31 Mg alloy sheets[J]. Acta Materialia, 2009, 57(5): 1476-1485.
- [6] KUBOTA K, MABUCHI M, HIGASHI K. Processing and mechanical properties of fine-grained magnesium alloys[J].

- Journal of Materials Science, 1999, 34(10): 2255–2262.
- [7] WILEY J. Magnesium and its alloys[M]. USA: Sons Inc, 1960: 177–180.
- [8] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [9] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. Acta Materialia, 2001, 49(7): 1199–1207.
- [10] 陈维平, 詹美燕, 陈宛德, 张大童, 李元元. 变形镁合金的塑性加工技术研究及展望[J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(1): 40–43.
CHEN Wei-ping, ZHAN Mei-yan, CHEN Wan-de, ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan. Present status of plastic working for wrought magnesium alloy and its future[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2007, 27(1): 40–43.
- [11] FATEMI-VARZANEH S M, ZAREI-HANZAKI A, HAGHSHEENAS M. The room temperature mechanical properties of hot-rolled AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2009, 475(1/2): 126–130.
- [12] CHANDRASEKARAN M, and JHON Y M S. Effect of materials and temperature on the forward extrusion of magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 381(1/2): 308–319.
- [13] JANECEK M, POPOV M, KRIEGER M G, HELLMINGAND R J, ESTRIN Y. Mechanical properties and microstructure of a Mg alloy AZ31 prepared by equal-channel angular pressing[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 462(1/2): 116–120.
- [14] SU C W, LU L, LAI M O. Mechanical behavior and texture of annealed AZ31 Mg alloy deformed by ECAP[J]. Materials Science and Technology, 2007, 23(3): 290–296.
- [15] LIU T M, LIU J Z, LU L W, LIU Y, WANG Z C. Change-Channel angular extrusion of magnesium alloy AZ31[J]. Materials Transactions, 2009, 50(4): 765–770.
- [16] 吴承建, 陈国良, 强文江. 金属材料学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005: 132.
WU Cheng-jian, CHEN Guo-liang, QIANG Wen-jiang. Metal materials science[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 132.
- [17] 陈振华, 许芳艳, 傅定发, 夏伟军. 镁合金的动态再结晶[J]. 化工进展, 2006, 25(2): 140–146.
CHEN Zhen-hua, XU Fang-yan, FU Ding-fa, XIA Wei-jun. Dynamic recrystallization of magnesium alloy[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2006, 25(2): 140–146.
- [18] 张 星, 李保成, 张治民. 温变形对 AZ31 镁合金组织的影响[J]. 塑性工程学报, 2004, 11(3): 52–54.
ZHANG Xing, LI Bao-cheng, ZHANG Zhi-min. Influence of warm deformation on structures of AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2004, 11(3): 52–54.
- [19] 张世军, 黎文献, 余 琨. 铸对镁合金 AZ31 晶粒大小及铸态力学性能的影响[J]. 铸造, 2002, 51(12): 767–771.
ZHANG Shi-jun, LI Wen-xian, YU Kun. The effect of Ce on the grain size and as-cast mechanical properties of magnesium alloy AZ31[J]. Foundry, 2002, 51(12): 767–771.
- [20] 陈振华, 夏伟军, 严红革, 傅定发, 陈吉华. 镁合金材料的塑性变形理论及其技术[J]. 化工进展, 2004, 23(2): 127–135.
CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, YAN Hong-ge, FU Ding-fa, CHEN Ji-hua. Principles and technologies of plastic deformation for magnesium alloys[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2004, 23(2): 127–135.
- [21] BALL E A, PRANGNELL P B. Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 31(2): 111–116.
- [22] MABUCHI M, CHINO Y, IWASAKI H, AIZAWA T, HIGASHI K. The grain size and texture dependence of tensile properties in extruded Mg-9Al-1Zn[J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1182–1189.
- [23] BOHLEN J, DOBRON P, SWIOSTEK J, LETZIG D, CHMELIK F, LUKAC P, KAINER K U. On the influence of the grain size and solute content on the AE response of magnesium alloys tested in tension and compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 462(1/2): 302–306.

(编辑 杨 华)