

AZ31-0.4Nd 挤压管材变形织构及力学各向异性

丁汉林, 王天一, 李殿凯, 王宝明

(安徽工业大学 材料科学与工程学院, 马鞍山 243002)

摘要: 采用高温挤压的方法制备 AZ31-0.4Nd 合金管材, 分析添加少量稀土元素 Nd 对 AZ31 合金挤压管材织构特征及力学性能的影响。结果表明: 添加 Nd 有利于管材动态再结晶的发生, 再结晶晶粒细小且分布均匀; 添加 Nd 改变了合金的织构类型, 弱化了基面织构; 挤压管材纵向拉伸抗拉强度达 236 MPa, 伸长率达 10.5%; 管材力学性能呈各向异性, 其主要原因是沿 TD 方向拉伸时可开动的基面滑移少、且利于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形成, 从而使得沿 TD 方向拉伸时的抗拉强度较高而伸长率较低。

关键词: AZ31-0.4Nd 合金; 稀土; 织构; 力学性能; 各向异性

中图分类号: TG111.7; TG379

文献标志码: A

Texture and mechanical anisotropy of AZ31-0.4Nd extruded tube

DING Han-lin, WANG Tian-yi, LI Dian-kai, WANG Bao-ming

(School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

Abstract: The AZ31-0.4Nd extruded tube was manufactured at elevated temperature, and the effects of the dilute addition of rare earth element Nd on the texture characteristic and mechanical properties were studied. The results show that the Nd addition contributes to the occurrence of dynamic recrystallization, resulting in the formation of fine recrystallized grains. The modification of texture characteristic and the weakening of basal plane texture can be achieved due to the Nd addition. The ultimate tensile stress is 236MPa and the elongation is 10.5% for the extruded tube. The tension test along the transverse direction shows a relatively higher stress and lower elongation. The primary reasons are due to a few activated basal plane slip systems and the formation of $\{10\bar{1}2\}$ extension twinning in this tensile direction.

Key words: AZ31-0.4Nd alloy; rare element; texture; mechanical properties; anisotropy

AZ31 镁合金可挤压成棒/管/型材或轧制成板材, 具有极其重要的应用价值。然而, 由于其综合力学性能较低、二次成型困难等实际问题的存在, 大大限制了其应用范围^[1-2]。如何提高镁合金的力学性能并改善其变形织构特征, 一直以来都是研究者们关注的重点问题之一。

研究表明, 稀土元素 Nd 加入 AZ31 合金后可有效细化合金的铸态和挤压态组织, 进而提高合金的力学性能, 且 Nd 添加后形成的具有较高热稳定性的

Mg-Nd 和 Al-Nd 金属化合物亦可有效提高合金的高温性能^[3]。MA 等^[4]分析了挤压及热处理工艺对 Mg-Nd 合金性能和织构的影响, 发现少量添加 Nd 元素可改变镁合金的织构类型。可见, Nd 合金化的方法是提高 AZ31 镁合金力学性能、改善合金(0001)织构的切实可行的方法之一。然而, Nd 添加后, 织构特征改变和性能提高之间的关联性并不十分清楚, 系统的研究工作尚待进一步开展。

本文作者以提高 AZ31 变形镁合金性能作为目

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51204003); 安徽高校省级自然科学基金重点资助项目(KJ2011A051); 教育部留学回国人员科研启动基金资助项目; 人社部留学人员科技活动项目择优资助项目

收稿日期: 2012-11-07; **修订日期:** 2013-08-26

通信作者: 丁汉林, 副教授, 博士; 电话: 0555-2311570; E-mail: hanlinding@yahoo.com

的, 主要研究挤压态 AZ31-0.4Nd 合金的微观组织和拉伸性能, 并对挤压态 AZ31-0.4Nd 合金进行 EBSD(Electron backscatter diffraction)分析, 探讨稀土元素 Nd 弱化合金织构的根本原因, 从而进一步研究织构弱化对挤压态 AZ31-0.4Nd 的室温拉伸性能的影响。

1 实验

本实验材料 AZ31-0.4Nd 是采用纯 Mg、纯 Al、纯 Zn 和 Mg-23%Nd(质量分数)中间合金按设计成分配制熔炼而成。熔炼和浇注过程在 CO₂(2 L/min)+ SF₆(11.25 mL/min)混合气氛保护下进行, 浇注前金属铸模预热到 250 °C 后保温备用。

将铸棒机加工为直径 67 mm 的圆柱形料棒后, 放入加热炉中升温至 420 °C 后均匀化处理 6 h。将均匀化处理后的料棒取出, 待表面温度降至 400 °C 时, 装填至 630 t 卧式挤压机, 挤压制备壁厚 1.5 mm 的正方形截面空心方管, 挤压比 $\lambda=21.7$, 挤压速率为 4m/min。为了便于分析比较, 研究中对 AZ31 合金进行了同条件对比实验。

采用 X 射线荧光光谱(X-ray fluorescence spectrometry, XRF)分析熔铸后合金的实际成分, 实测化学成分如表 1 所列。金相观察试样经粗磨、精磨、精抛至镜面, 经苦味酸溶液(苦味酸 5 g+醋酸 13 mL+酒精 70 mL+蒸馏水 12 mL)腐蚀、吹干后在 ZEISS Axiovert 40 MAT 型金相显微镜上进行组织观察。拉伸性能测试在三思(SANS)万能拉力试验机上进行。EBSD 观察用试样经自动研磨后, 先后经 0.3 μm Al₂O₃ 悬浊液研磨 10 min、0.04 μm 悬浊液精抛 40 min, 采用 FEI NanoSEM 430 高分辨场发射扫描电镜及 HKL Channel 5 进行 EBSD 分析。

表 1 AZ31-0.4Nd 合金实测化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31-0.4Nd alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Nd	Mg
3.7	1.0	0.4	Bal.

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 1 所示为 AZ31-0.4Nd 合金经 420 °C 均匀化处

理 6 h 后的显微组织。由图 1 可以看出, 经均匀化处理后的合金平均晶粒尺寸约 190 μm , 晶界处及晶粒内部仍有少量化合物存在。研究表明, 这些未固溶的化合物多为富 Nd 相^[3], 由于其熔点较高、难于在 420 °C 时完全固溶入基体中而有少量残存。

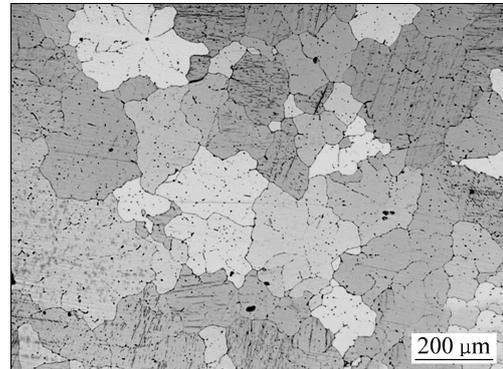


图 1 AZ31-0.4Nd 合金 420 °C 均匀化处理 6 h 后的显微组织

Fig. 1 Microstructure of AZ31-0.4Nd magnesium alloy homogenized at 420 °C for 6 h

图 2 所示为 AZ31-0.4Nd 合金挤压方管纵向截面的显微组织。与均匀化处理后的合金组织(见图 1)对比可以看出, 由于挤压过程中动态再结晶(Dynamic recrystallization, DRX)的发生, 挤压态 AZ31-0.4Nd 合金晶粒明显细化, 沿挤压方向存在明显的条带状流线特征(见图 2(a)), 且有部分未结晶晶粒沿挤压方向拉长成纤维状(见图 2(b)), 再结晶晶粒平均尺寸约 38 μm 。为了考察 Nd 添加对 AZ31 合金的组织影响。图 2 中同时示出了 AZ31 合金挤压方管的纵向截面组织。与 AZ31-0.4Nd 合金组织对比分析可以看出, 挤压态 AZ31 合金显微组织(见图 2(c)和(d))表现出明显的不均匀性, 大尺寸晶粒相对较多, 仅在流线特征比较明显的区域存在较多的细小晶粒。

由于两种合金挤压过程所采用的工艺相同, 因此可以推断, 挤压后合金显微组织的区别主要是由于 Nd 元素的添加所引起的, 且 Nd 添加促进了 AZ31 合金变形过程中 DRX 的发生, 并使再结晶晶粒明显细化。其可能原因是均匀化处理后未完全固溶的稀土化合物以及变形过程中动态析出的第二相粒子均可阻碍位错运动, 并为 DRX 形核提供大量外生晶核, 从而使合金组织得以明显细化。

2.2 室温力学性能

表 2 所列为 AZ31-0.4Nd 和 AZ31 合金挤压方管的室温拉伸力学性能, 从表 2 可以看出: AZ31-0.4Nd 合

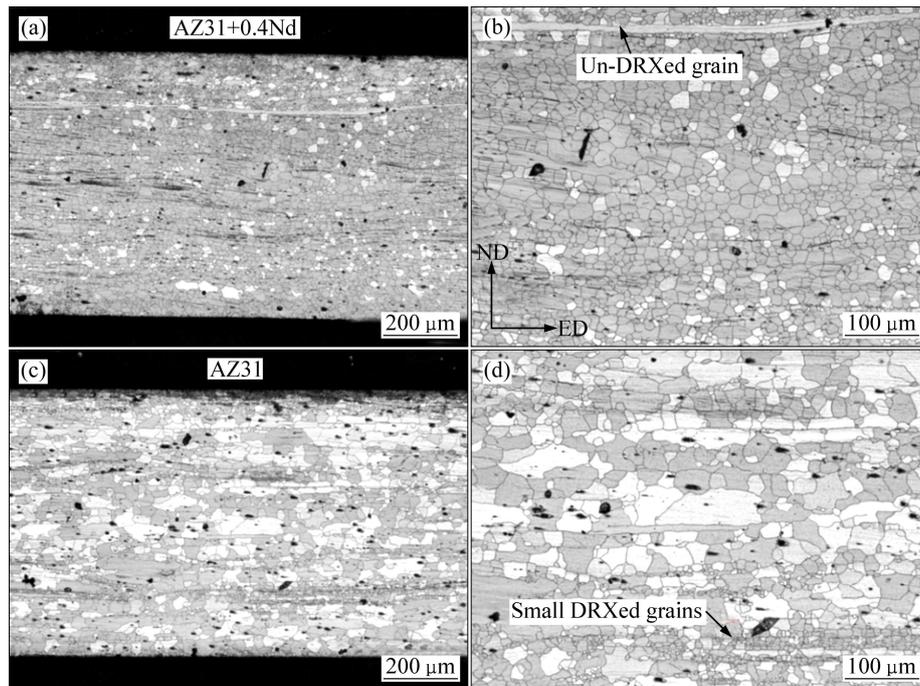


图2 AZ31-0.4Nd 和 AZ31 合金挤压方管纵向截面显微组织

Fig. 2 Cross-section microstructures of extruded AZ31-0.4Nd and AZ31 Mg alloys along longitudinal direction: (a), (b) AZ31-0.4Nd alloy; (c), (d) AZ31 alloy

表2 AZ31-0.4Nd 合金及 AZ31、606x 铝合金室温拉伸性能对比分析

Table 2 Comparison of tensile properties of AZ31-0.4Nd alloy with AZ31 and 606x Al alloys

Alloy	σ_b /MPa	δ /%
AZ31-0.4Nd	236	10.5
AZ31	208	14.4
AZ31 ^[6]	260	15
6063-T5 ^[7]	186	12
6061-T6 ^[7]	290	12

金的抗拉强度为 236 MPa, 比不含 Nd 元素的 AZ31 合金提高了 13.5%, 但其伸长率有所降低。结合组织分析可以确定, AZ31-0.4Nd 合金晶粒明显细化, 基体内晶界长度显著增多, 晶界对位错运动的阻碍作用加强, 从而达到提高强度的作用。此外, AZ31-0.4Nd 合金中细小第二相粒子的存在, 使其周围的基体必然产生不均匀变形, 为协调不均匀变形, 第二相粒子附近的基体中必然形成大量位错, 亦可提高合金强度^[3,5]。同时, 也正是由于第二相粒子的存在, 使得局部区域产生应力集中并形成裂纹源, 导致合金的伸长率下降。可见, 加入适量的 Nd 后所产生的细晶强化和第二相强化的共同作用是提高挤压态 AZ31 合金室温拉伸性

能的主要强化机制。

将本研究中的 AZ31 合金的力学性能指标与文献 [6] 中 AZ31 合金的力学性能指标进行对比分析可以发现, 在本研究中, 测得的 AZ31 合金的力学性能相对较差。这主要是由于多数文献中的 AZ31 挤压材多为型材或棒材。相对管材而言, 其挤压过程可在较低温度下进行(无需考虑合金在挤压模具中的分流和焊合性), 而较低挤压温度下大量第二相粒子的动态析出可有效促进变形过程中动态再结晶的发生, 并抑制再结晶后的晶粒长大, 晶粒细化效果尤为显著, 从而使合金获得较优的力学性能。但就应用而言, 目前镁合金管材的应用较为广泛和成熟, 但对管材组织性能方面的研究却较为缺乏, 这也是本研究以挤压管材作为研究对象的主要原因之一。

此外, 与常用的 6063 和 6061 铝合金相比, AZ31-0.4Nd 合金的抗拉强度高于 6063-T5 态铝合金的, 但低于 6061-T6 态铝合金的, 其伸长率基本相当。可以推测, AZ31-0.4Nd 合金可在塑性要求不高的情况下适当替代 6063 铝合金而进一步推广应用。

2.3 EBSD 分析

2.3.1 取向成像分析

图 3 所示为挤压态 AZ31-0.4Nd 合金 ED-ND 面的

EBSD 分析结果(ED: 挤压方向; ND: 法线方向; TD: 切线方向)。图 3(a)所示为取向成像图, 显示出了挤压管材的晶粒大小及其分布, 图中不同颜色分别表示晶粒的不同晶体学取向, 晶界则根据相邻晶粒间的取向差值分别采用黑色或白色线条表征, 其中白色线条表征小角度晶界, 而黑色线条为大角度晶界。图 3(b)所示为图 3(a)中所有晶粒的取向差统计分布图。由图 3(b)可以看出, 晶粒取向差在 $0^\circ\sim 5^\circ$ 、 30° 和 90° 附近的 3 个区域内具有相对较高的比例, 其中, 晶粒取向差在 $0^\circ\sim 5^\circ$ 之间的约占 12%, 在 30° 左右的约占 17%, 在 90° 附近的约占 12%。

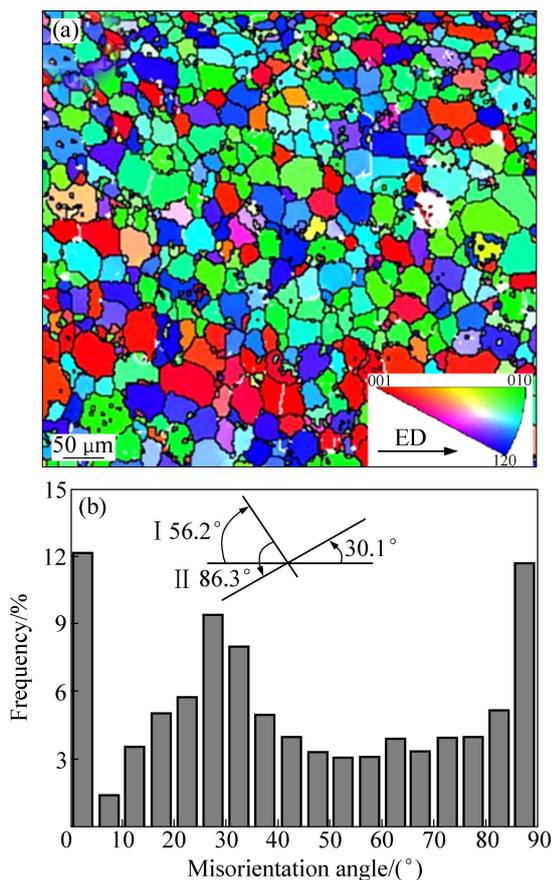


图 3 挤压态 AZ31-0.4Nd 合金的 EBSD 分析
Fig. 3 EBSD analysis of as-extruded AZ31-0.4Nd alloy: (a) Orientation image map; (b) Misorientation angle distribution

出现这种现象的主要原因分析如下: 1) 合金在热挤压过程中发生的连续动态再结晶 (Continuous dynamic recrystallization, CDRX) 是导致大量小角度晶界出现的主要原因^[8-10], 即在变形初期, 随着位错密度的不断增加, 原始晶粒内部形成大量亚结构, 并在应力集中较严重的区域附近形成小角度晶界, 而部分小角度晶界可通过不断吸收位错逐渐转化成具有大角度晶界的再结晶晶粒。同时, 随着变形量的增加, 再

结晶晶粒内部亦可再次发生再结晶^[11], 形成大量小角度晶界。2) 与基面滑移不同, $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$ 拉伸孪晶为镁合金塑性变形提供了平行于 c 轴方向上的应变, 而拉伸孪晶的形成使得切变部分相对于基体转动了 86.3° ^[12], 这些孪晶界在塑性变形过程中可与其它晶界一样阻碍位错运动、促进再结晶晶粒形核, 导致了变形组织中大量取向差近 90° 晶界的形成。3) 由于变形温度较高, 压缩孪晶和二重孪晶形成所需的临界分剪应力 (Critical resolved shear stress, CRSS) 较低^[13], AZ31-0.4Nd 合金变形过程中 (0001) 基面绕 $[11\bar{2}0]$ 轴旋转 56.2° 可形成 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ 压缩孪晶, 且可在压缩孪晶内再形成 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ 二重孪晶, 而当二次拉伸孪晶的基面沿着相反方向旋转 86.3° 时, 即可形成 30.1° 特征的二重孪晶界 (见图 3(b)), 从而导致了 AZ31-0.4Nd 合金变形组织中出现大量取向差在 30° 左右的晶界。

2.3.2 组织分析

根据图 3(a) 所示的取向成像图分析挤压态 AZ31-0.4Nd 合金的 $\{0001\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}$ 面极图, 结果如图 4 所示。由图 4 可以看出, 挤压管材表现出明显的组织特征, 再结晶晶粒的取向大致可分为两种类型: c 轴平行于 ND 方向或 c 轴平行于 TD 方向。与 AZ31 合金挤压材典型的基面组织 (c 轴//ND)^[14-15] 不同的是, AZ31-0.4Nd 合金挤压材中同时还出现了 c 轴//TD 的组织组分, 且对于 c 轴//ND 的组织组分, 其 c 轴并不严格平行于 ND 方向, 而是部分晶粒的 c 轴向 ED 方向发生了明显偏转。显然, Nd 元素添加后改变了镁合金的组织类型, 且使晶粒取向趋向随机化。

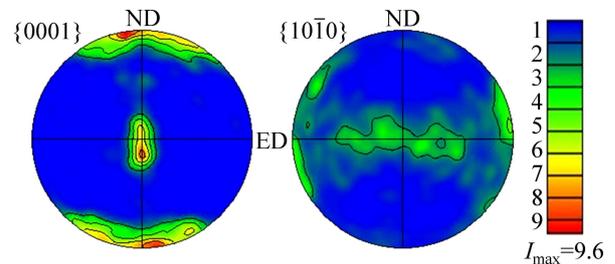


图 4 挤压态 AZ31-0.4Nd 合金 $\{0001\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}$ 面极图
Fig. 4 $\{0001\}$ and $\{10\bar{1}0\}$ plane pole figures of as-extruded AZ31-0.4Nd alloy: (a) $\{0001\}$; (b) $\{10\bar{1}0\}$

目前, 学者们对稀土元素弱化镁合金组织作用机理的认识还不够清晰^[16]。一般认为, 稀土元素的添加改变了镁合金的晶体结构, 使镁合金 c/a 值降低, 开启 $(c+a)$ 锥面滑移所需的临界剪切应变减小, 改变了变形过程中的滑移系, 从而降低基面组织的强度^[17]。此

外, 稀土元素形成的第二相粒子在镁合金变形过程中可诱导再结晶形核, 极大地降低镁合金基面织构的强度, 使得晶粒取向分布更加随机化^[18]。

2.4 织构特征对合金力学性能的影响

虽然 AZ31+0.4Nd 合金挤压管材的织构特征与 AZ31 合金典型的基面织构类型有所不同, 但大部分晶粒依然呈现出明显的择优取向, 必将导致合金力学性能的各向异性。表 3 列出挤压材不同方向拉伸时的抗拉强度和伸长率。可以看出, 沿 ED 方向拉伸的抗拉强度略低于沿 TD 方向的强度, 但其伸长率较高, 力学性能各向异性明显。

表 3 AZ31-0.4Nd 挤压管材不同方向拉伸时的力学性能
Table 3 Mechanical properties of as-extruded AZ31-0.4Nd along different tensile directions

Tensile direction	σ_b /MPa	δ /%
//ED	236	10.5
//TD	243	6.3

当晶粒取向一定时, 拉伸力轴的方向就决定了其基面滑移 Schmid 因子的大小。对图 3(a)中取向成像区域进行分析, 沿 ED 或 TD 方向拉伸时观察区域内不同晶粒的 Schmid 因子如图 5(a)和(b)所示, 其中白色区域的 Schmid 因子为 0, 蓝色(深色)区域的 Schmid 因子为 0.5。图 5(c)对比分析了两种拉伸方式下 Schmid 因子的分布情况及平均值, 可以看出, 沿 ED 方向进行拉伸时, Schmid 因子较大的晶粒分数较多, 其平均值为 0.219; 而沿 TD 方向拉伸时, 大部分晶粒的 Schmid 因子较小, 其平均值仅为 0.167。Schmid 因子越大, 可开动的基面滑移越多, 合金的塑性变形能力越强, 伸长率较大而强度较低, 这从对表 3 所列力学性能的分析中也可得到证实。

为了便于分析管材织构对力学性能的影响, 将图 3(a)中各晶粒取向投影到 ED-TD 面内进行分析, 其结果如图 5(d)所示。若 c 轴严格平行于 ND 或 TD 方向, 无论是沿 ED 方向还是沿 TD 方向拉伸, 其基面滑移的 Schmid 因子均为 0, 基面滑移无法开动。然而, 由于 Nd 元素对织构随机化的作用, 部分再结晶晶粒的 c

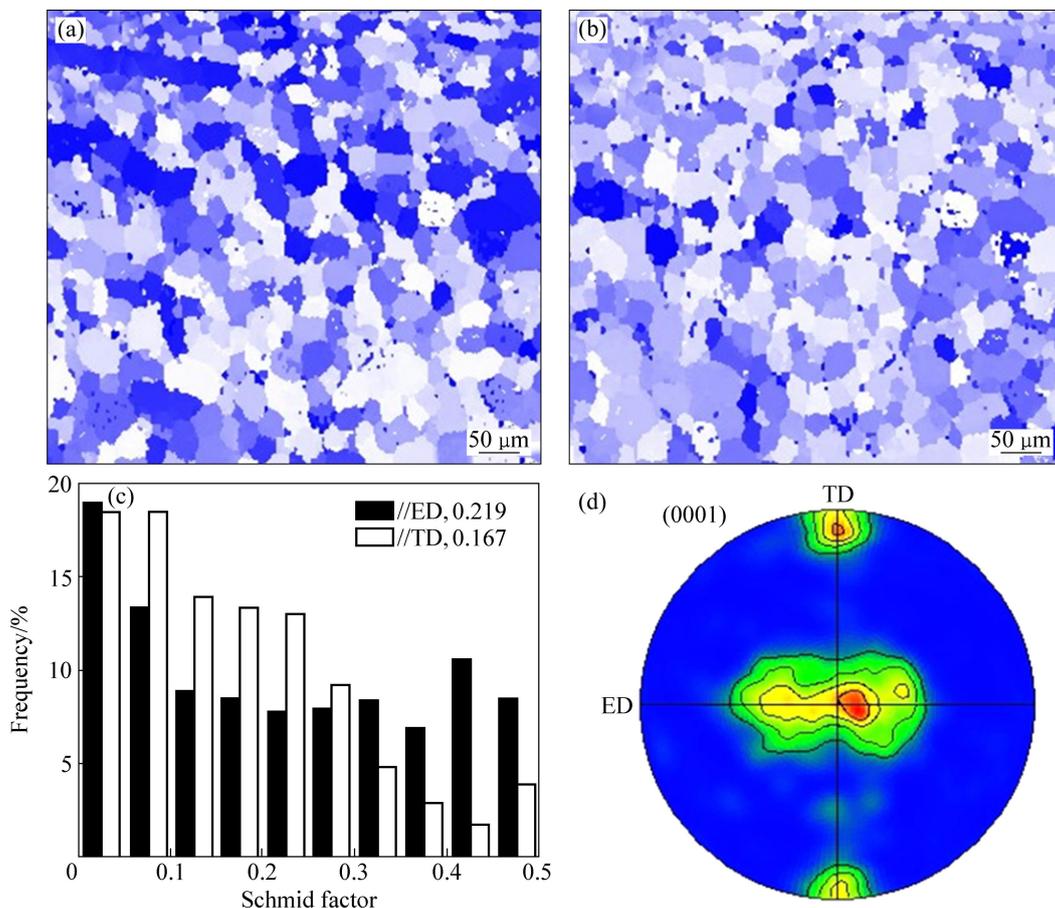


图 5 不同拉伸方向下挤压管材的 Schmid 因子分布及分析

Fig. 5 Analysis of schmid factor for as-extruded AZ31-0.4Nd alloy tensioned along different directions: (a) Tensile direction //ED; (b) Tensile direction //TD; (c) Distribution of Schmid factor; (d) (0001) pole figure in ED-TD projection plane

轴分别向 ED 或 TD 方向偏转(其 Schmid 因子不再为 0), 且向 ED 方向的偏转角度大于向 TD 方向的。当拉伸力轴平行于 ED 方向时, 晶粒之间变形的相互协调性相对较好, 其伸长率较高而强度较低。

此外, 值得注意的是, 沿 TD 方向拉伸时, TD 组部分晶粒的 c 轴与拉伸轴平行, 此种取向是有利于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生形成的。一般情况下, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生形成后会导致抗拉强度提高、伸长率降低的现象, 这是由于孪生形成后增加的孪晶界阻碍了位错运动^[19], 同时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶相对基体旋转了 86.3° , 晶体的孪生部分对基面滑移来说依然处于硬取向^[14], 而且与滑移相比, 孪生本身对晶体变形量的直接贡献也是较小的。从这一角度分析, 亦可得出沿 TD 方向拉伸时, 合金强度较高而塑性较差的结论。

3 结论

1) 少量添加 Nd 元素可促进 AZ31 合金变形过程中动态再结晶的发生, 其挤压管材晶粒明显细化且分布均匀, 抗拉强度达 236 MPa, 伸长率为 10.5%。

2) 由于挤压温度较高, AZ31-0.4Nd 合金变形过程中形成大量 30.1° 型 $\{10\bar{1}1\} - \{10\bar{1}2\}$ 二重孪晶; 与常见的(0001)基面织构(c 轴//ND 方向)相比, Nd 元素添加改变了合金织构类型, 同时还形成了 c 轴//TD 方向的织构组分。

3) AZ31-0.4Nd 合金挤压管材力学性能呈各向异性, 沿 TD 方向的抗拉强度略高于沿 ED 方向的抗拉强度, 但伸长率较低, 其主要原因是沿 TD 方向拉伸时再结晶晶粒的平均 Schmid 因子较小, 可开动的基面滑移较少, 且沿 TD 方向拉伸时有利于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形成, 孪晶界可提高合金强度、降低伸长率。

REFERENCES

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium: Properties-applications potential[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 302(1): 37-45.
- [2] 余 琨, 黎文献, 王日初, 马正青. 变形镁合金的研究、开发与应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277-288.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing. Research, development and application of wrought magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 277-288.
- [3] 李明照, 王 帅, 王跃琪, 李 琮, 许并社. Nd 在挤压态 AZ31 镁合金中的行为及作用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1039-1045.
LI Ming-zhao, WANG Shuai, WANG Yue-qi, LI Cong, XU Bing-she. Behavior and effect of Nd in as-extruded AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1039-1045.
- [4] LAN M A, MISHRA R K, PENG L M, LUO A A, DING Wen-jiang, SACHDEV A K. Texture and mechanical behavior evolution of age-hardenable Mg-Nd-Zn extrusions during aging treatment[J]. Mater Sci Eng A, 2011, 529: 151-155.
- [5] 胡赓祥, 蔡 珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010.
HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of materials science[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010.
- [6] AVEDESIAN M M, BAKER H. ASM specialty handbook-magnesium and magnesium alloys[M]. Metals Park, OH: ASM International, 1999.
- [7] DAVIS J R. ASM specialty handbook — Aluminum and aluminum alloys[M]. Metals Park, OH: ASM International, 1993.
- [8] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. Acta Mater, 2001, 49: 1199-1207.
- [9] YANG X, MIURA H, SAKAI T. Dynamic evolution of new grains in magnesium alloy AZ31 during hot deformation[J]. Mater Trans, 2003, 44: 197-203.
- [10] DING H L, LIU L F, KAMADO S, DING W J, KOJIMA Y. Evolution of microstructure and texture of AZ91 alloy during hot compression[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 452: 503-507.
- [11] DING H L, LIU L F, KAMADO S, DING W J, KOJIMA Y. Investigation of the hot compression behavior of the Mg-9Al-1Zn alloy using EBSD analysis and a cellular automata simulation[J]. Modelling Simul Mater Sci Eng, 2009, 17: 025009.
- [12] BARNETT M R, KESHAVARZ Z, BEER A G, MA X. Non-Schmid behaviour during secondary twinning in a polycrystalline magnesium alloy[J]. Acta Mater, 2008, 56: 5-15.
- [13] ANDO D, KOIKE J, SUTOU Y. Relationship between deformation twinning and surface step formation in AZ31 magnesium alloys[J]. Acta Mater, 2010, 58: 4316-4324.
- [14] 余 琨, 芮守泰, 王日初, 彭超群, 薛新颖. AZ31 镁合金挤压薄板织构及力学各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(12): 2127-2130.
YU Kun, RUI Shou-tai, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, XUE Xin-ying. Texture and mechanical anisotropy of AZ31 extruded sheets[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008,

- 18(12): 2127–2130.
- [15] HUANG C C, HUANG J C, LIN Y K, HWANG Y M. Basal-texture induced low formability during room temperature hydroforming of fine-grained AZ31 Mg tubes[J]. *Mater Trans*, 2004, 45: 3142–3149.
- [16] 刘 庆. 镁合金塑性变形机理研究进展[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1458–1472.
LIU Qing. Research progress on plastic deformation mechanism of Mg alloys[J]. *Acta Metall Sinica*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- [17] 丁文江, 靳 丽, 吴文祥, 董 杰. 变形镁合金中的织构及其优化设计[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(10): 2371–2379.
- DING Wen-jiang, JIN Li, WU Wen-xiang, DONG Jie. Texture and texture optimization of wrought Mg alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2371–2379.
- [18] BALL E A, PRANGNELL P B. Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys[J]. *Scripta Mater*, 1994, 31: 111–116.
- [19] MEYERS M A, VOHRINGER O, LUBARDA V A. The onset of twinning in metals: a constitutive description[J]. *Acta Mater*, 2001, 49: 4025–4039.

(编辑 何学锋)