

VW53 镁合金室温压缩过程中的孪生行为研究

贺彦达^{1,2}, 吴迪^{1,3}, 张承宇^{1,3}, 潘文宇^{1,5}, 王俭秋^{1,4}, 周亦霄^{1,3},
孙晓峰^{1,3}, 李金国^{1,3}

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 纳米学院, 江苏 苏州 215127)

(3. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(4. 中国科学院金属研究所 核材料和安全评估重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

(5. 沈阳化工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110142)

摘要: 研究了 Mg-5.65Gd-3.15Y-0.48Zr (VW53) 镁合金室温压缩过程中的孪生行为及其对组织性能的影响, 通过将固溶态 VW53 镁合金在室温下进行不同应变的压缩试验, 然后利用 OM、SEM 和 EBSD 等技术对试样进行微观组织观察和分析, 并测试试样的维氏显微硬度。结果表明: VW53 镁合金在室温压缩过程中, 主要产生 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶, 随着应变增加 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶会形核、生长、合并、甚至吞并整个晶粒, 而 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶不会发生显著的扩展合并。孪晶界可以阻碍位错移动和分割细化晶粒, 随着应变的增加, 孪晶界相互交割和分割细化晶粒的程度提高, 可以有效提高 VW53 镁合金力学性能。

关键词: VW53 镁合金; 孪生行为; 室温压缩; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2604-10

近年来, 镁合金由于密度低, 比强度高, 优异的电磁屏蔽性能, 容易回收再利用等优点, 被认为是 21 世纪绿色环保材料, 受到航空航天、交通运输、能源和电子产品等领域的关注并且具有广泛的应用前景^[1-3]。目前镁合金的应用主要为压铸镁合金, 但是铸造镁合金存在气孔、疏松和夹杂等缺陷, 导致力学性能较差限制了镁合金的应用^[4]; 变形镁合金是通过轧制、挤压、锻造等加工方法加工的镁合金, 其变形过程可以消除铸造镁合金的缺陷, 明显提升镁合金的力学性能^[5-6]。

镁合金在塑性加工过程中的变形机制有滑移和孪生 2 种。镁合金滑移的临界分切应力 (CRSS) 受温度影响较大, 非基面滑移的 CRSS 随着温度的升高而降低, 在较高的温度下才有利于非基面滑移的激活, 因此在室温下可以激活的滑移系就十分有限, 加工过程中容易失效产生裂纹^[7]。然而, 采用高温加工镁合金时, 由于镁合金的热导率高, 需要严格控制加工的温度, 当低于加工温度时, 激活的滑移系不足而造成工件开裂, 因此每次加工都需要多次回炉加热, 造成镁合金高温加工时的高成本低效率。但是, 镁合金孪生行为受温度影响很小, 特别是 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶几乎不

受温度影响, 可以在低温变形下大量激活^[8]。孪晶是镁合金的重要变形机制, 孪晶在一定程度上可以改变晶粒取向, 使本来不利于滑移激活的晶粒能激活滑移, 孪晶界还可以阻碍位错移动和分割晶粒^[9], 从而提升镁合金的强度和塑性。因此, 利用室温下的孪生调控镁合金组织相比滑移更具优势。

稀土元素具有良好的室温力学性能, 被广泛应用于镁合金中^[10], 向镁中添加稀土元素可以显著提升其强度和耐热性能, 是镁合金领域的研究热点^[11-12]。Luo^[13]等人就 Y 元素的添加对 450 °C 挤压态镁合金强化机制进行了研究, 认为 Y 元素可以细化晶粒、增强第二相强化和弱化织构。Wang^[14]等人研究了 Mg-6Zn-Y-xNd-0.5Zr (x=0, 0.5, 1.0) (质量分数, %) 合金在 390 °C 下挤压及时效后的力学性能。Nd 的加入对合金的再结晶, 第二相以及织构都会产生一定影响, 从而影响合金的力学性能。但是, 目前对镁-稀土合金室温孪生行为以及随机取向镁合金孪生行为研究较少。因此, 本研究采用高强耐热镁-稀土合金 VW53, 研究其室温压缩变形行为, 结合电子背散射衍射 (EBSD) 等技术探究 Mg-5.65Gd-3.15Y-0.48Zr (VW53) 镁合金组织演变、

收稿日期: 2023-09-15

基金项目: 国家自然科学基金 (52171055, 52371037)

作者简介: 贺彦达, 男, 1996 年生, 硕士, 中国科学技术大学纳米学院, 江苏 苏州 215127, E-mail: ydhe22h@imr.ac.cn

孪生行为和孪晶变体的选择规律。探寻利用孪生调控镁合金组织的有效方法，从而改善 VW53 镁合金的力学性能。

1 实验

本实验以铸造 VW53 镁合金为实验材料，经过 525 °C/12 h 固溶处理，其化学成分通过等离子体发射光谱仪测定结果如表 1 所示。采用线切割的方式切割成 $\Phi 10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱压缩试样，如图 1 所示。压缩测试在岛津万能试验机 (AG-X 50 kN) 上进行，所有试验在室温下进行，应变速率为 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ ，其中 CD 为压缩方向，微观组织观察面平行与压缩方向，ND 为观察面法向，TD 为横向方向。对固溶态及变形后的样品分别采用 400 目、800 目、1200 目、2000 目、3000 目、5000 目的金刚石砂纸依次研磨，然后使用粒度为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的金刚石抛光膏在丝绒抛光布上机械抛光，使用 0.42 g 苦味酸+1 mL 乙酸+1 mL 去离子水+7 mL 乙醇溶液对样品进行化学刻蚀。EBSD 制样是将研磨后的试样依次使用 1~3.5 μm 不同粒度的抛光膏抛光，然后在 -33 °C 下的 30 mL 高氯酸+270 mL 乙醇溶液中电解抛光，采用恒定电压 15 V 电解抛光 45 s。然后通过光学金相显微镜 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样的微观组织、孪晶形貌、孪晶分布等情况。对试样进行化学成分测定、以及 X 射线衍射 (XRD) 测试，从而确定合金相的组成，使用电子背散射衍射仪对样品进行分析表征。采集的 EBSD 数据用 AZTecCrystal 软件和 OIM 软件进行分析。并使用维氏硬度计 (MHVD-1000AP) 采用 500 g 的载荷保压 15 s 对试样进行硬度测试。

2 结果与分析

2.1 初始微观组织

铸态镁-稀土合金存在一些组织缺陷，Wu 等人^[15]研究了 $\text{Mg}_{96.5}\text{Gd}_{2.5}\text{Zn}_1$ 合金的固溶处理的显微组织演变，认为在铸造过程中随着熔体温度的降低残余

表 1 固溶态 VW53 镁合金成分

Table 1 Composition of VW53 magnesium alloy in solid solution ($\omega/\%$)

Gd	Y	Zr	Mg
5.65	3.15	0.48	Bal.

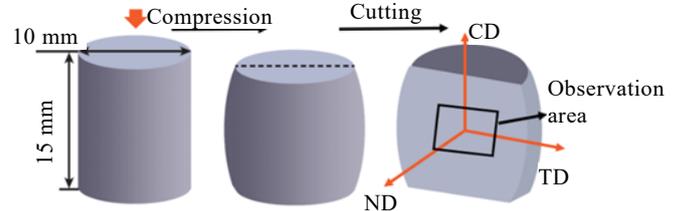


图 1 压缩样品示意图及观察区域示意图

Fig.1 Schematic diagrams of compressed sample and microscopic observation area

熔体中发生共晶反应，在共晶反应过程中， $\alpha\text{-Mg}$ 作为初始相，稀土元素扩散到固液界面，当同时满足热力学和动力学条件时，在晶界处形成作为共晶第二相的 β 相，如图 2a 所示。本研究对铸造镁合金进行固溶处理可以使第二相溶解并伴随晶粒长大。经过固溶处理的 VW53 镁合金组织清晰，如图 2b 所示。固溶态 VW53 镁合金晶内未溶解的第二相数量很少，晶界清楚，在晶界处仍残留有少许高温下难溶的化合物，有研究认为镁-稀土合金中难溶物质为熔炼时形成的氧化物夹杂和稀土氢化物^[16-17]。以固溶态 VW53 镁合金为初始材料，初始组织金相照片表现为等轴晶粒，平均晶粒尺寸约为 $72\text{ }\mu\text{m}$ 。图 2c 为固溶态 VW53 镁合金样品的 XRD 图谱。可以发现固溶态 VW53 镁合金为 $\alpha\text{-Mg}$ 相，XRD 图谱中无法识别到第二相，是因为未溶解的第二相含量非常低。

通常铸态镁合金组织都为随机取向，为了测试 VW53 镁合金初始材料的晶粒取向，对其进行 EBSD 测试并用分析软件计算织构强度及取向分布，图 3 为初始样品测试结果。如反极图 (IPF) 所示也能判断初

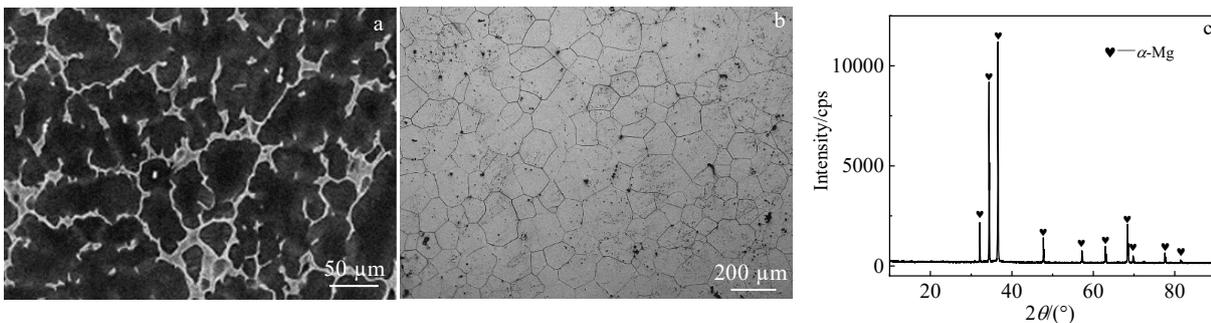


图 2 铸态镁-稀土合金的 SEM 照片、固溶态 VW53 镁合金 OM 照片及 XRD 图谱

Fig.2 SEM image of magnesium-RE alloy (a), OM image (b) and XRD pattern (c) of VW53 magnesium alloy in solid solution

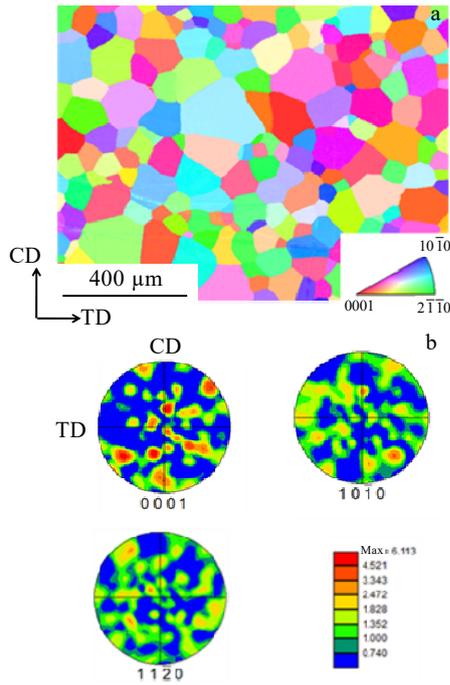


图 3 固溶态 VW53 镁合金 IPF 图和 PF 图

Fig.3 IPF map (a) and PF map (b) of VW53 magnesium alloy in solid solution

始组织为等轴晶粒，晶粒尺寸分布为 30~200 μm，平均晶粒尺寸为 111 μm。通过极图 (PF) 显示，初始合金具有低织构强度和多峰特征，表明晶粒取向为随机取向。Park^[18]等人通过在 3 个加载方向上室温拉伸和压缩得到每个样品的应力-应变曲线和应变硬化速率曲线基本相同，进一步证实了铸造镁合金材料为随机织构。

2.2 室温单向压缩力学行为

在室温下对初始 VW53 镁合金进行单向压缩试验，应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。图 4 为 VW53 镁合金真应力-真应变曲线和应变硬化速率-真应变曲线，初始 VW53 镁合金的屈服强度为 147 MPa，压缩失效强度为 383 MPa。本研究选取应变硬化速率曲线存在较大

差异的部分，根据变化特征将这部分分为 3 个阶段 (section 1~section 3)，第 1 阶段硬化率迅速下降，第 2 阶段硬化率变化平缓并有略微上升趋势，第 3 阶段硬化率缓慢降低。为了系统研究室温压缩过程中的孪生行为及组织性能演变，在应变硬化行为呈现显著差异的 3 个阶段选择了 4 个特征应变，应变值如表 2 所示，对应进行不同应变量的室温单向压缩试验，并进一步对组织进行表征和分析。

2.3 室温单向压缩孪生行为

图 5 为 VW53 镁合金在不同应变下单向压缩过程中的金相照片。可以发现在小应变下产生的孪晶细小，激活孪晶的晶粒很少，当在较大应变下孪晶明显增多且相互交联程度更大，大应变变形下出现大量较宽的透镜状孪晶，且激活孪晶的晶粒增多。大部分孪晶最先在晶界处激活，开始纵向生长，部分孪晶甚至贯穿整个晶粒，然后横向扩展合并。通过统计不同应变下

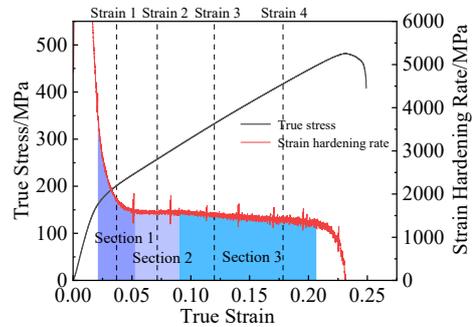


图 4 VW53 镁合金的真应力-真应变曲线和应变硬化速率-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curve and strain hardening rate vs true strain curves of VW53 magnesium alloy

表 2 VW53 镁合金室温压缩过程选取的应变值

Table 2 Selected strain value for VW53 magnesium alloy during compression at room temperature

Strain 1	Strain 2	Strain 3	Strain 4
0.037	0.071	0.120	0.180

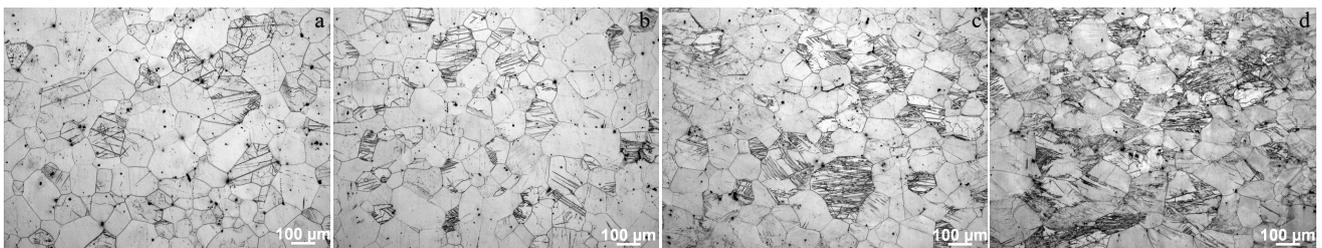


图 5 VW53 镁合金不同应变压缩 OM 照片

Fig.5 OM images of VW53 magnesium alloy at the strain 1 (a), strain 2 (b), strain 3 (c), and strain 4 (d)

的孪晶占比分别为 5.4%、11.6%、20.2%、33.5%，图 6 是孪晶面积占比统计图。在变形过程中激活孪晶晶粒数量也在不断增加，图 7 是不同应变下激活孪晶晶粒比例统计。可以发现随着应变的增加，孪晶的面积和激活孪晶晶粒占比也显著增加，并且孪晶复杂程度和交截程度也更大。

图 8 是压裂样品的金相照片。可以发现几乎所有的晶粒都激活了孪晶，即使晶粒取向不利于孪晶激活的晶粒也会激活孪晶，这是因为在室温下 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶 CRSS 值很低约为 2~2.8 MPa^[19]，大应变能使不利与孪晶激活取向的晶粒也激活 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶。结合 SEM 照片，可以发现在压缩后的样品中孪晶形貌大多为透镜状，孪晶位置关系有相互平行和相互交叉 2 种，并且有部分相互平行孪晶发生合并，与其他研究结果一致^[20]。

经过分析在 0.090 应变时应变硬化率缓慢升高达到峰值，可能激活孪晶界的数量最多，因此选择了应变为 0、0.037、0.090、0.180 的压缩样品进行 EBSD 测试，进一步分析峰值应变硬化速率前后的孪生行为。图 9 是不同应变压缩样品的 IPF 图和晶界 (GB) 图。

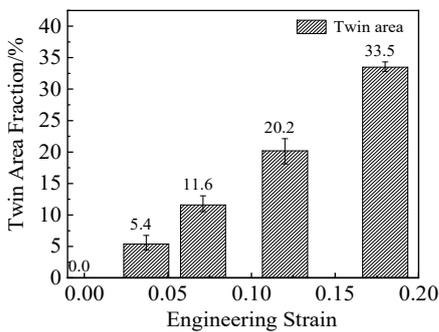


图 6 不同工程应变下 VW53 镁合金孪晶面积占比

Fig.6 Twin area fraction of VW53 magnesium with different engineering strains

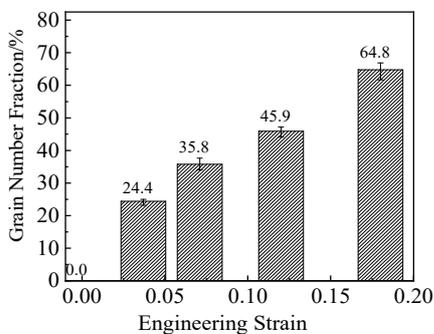


图 7 不同工程应变下 VW53 镁合金激活孪晶晶粒比例

Fig.7 Grain number fraction of activated twins of VW53 magnesium alloy with different engineering strains

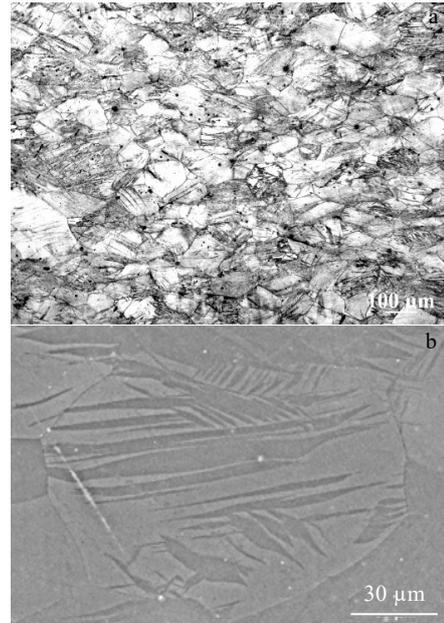


图 8 VW53 镁合金压缩样品的 OM 照片及 SEM 照片

Fig.8 OM image (a) and SEM image (b) of VW53 magnesium alloy compressed sample

可以发现在 0.037 小应变下就能激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶，VW53 镁合金在压缩时主要产生这 2 种拉伸孪晶，且 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶数量明显更多。可以发现 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶在大应变下会横向扩展合并，甚至占据整个晶粒，而 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶形貌则一直保持相互平行的细长条状， $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶的宽度扩展不明显。Li^[21]等人对 Mg-Gd-Y 镁合金孪晶的研究结果也证明了大应变下 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶的宽度保持不变。

VW53 镁合金进行室温压缩主要产生了 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶。 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶因为较小的 CRSS 值而大量产生， $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶为不常见的高阶拉伸孪晶，在镁-稀土合金中出现。VW53 镁合金中 Gd 元素的添加会增加 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶的形核，Gd 元素可能导致 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶界面能的降低，从而在 Mg-Gd 合金中形成 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶^[22-23]。

通过研究变形过程中的晶界取向差特征，可以进一步揭示 VW53 镁合金室温压缩过程中的孪生行为，图 10 是 VW53 镁合金取向差分布图。可以发现固溶态 VW53 镁合金晶界大多为高角度晶界 (HAGBs)，图 9b~9d 中都出现了明显的 34.2°取向差峰和 86°取向差峰，分别是 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶界和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶界的特征取向差峰，说明在这几个阶段都有较多 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶产生。但是在应变为 0.180 压缩后，

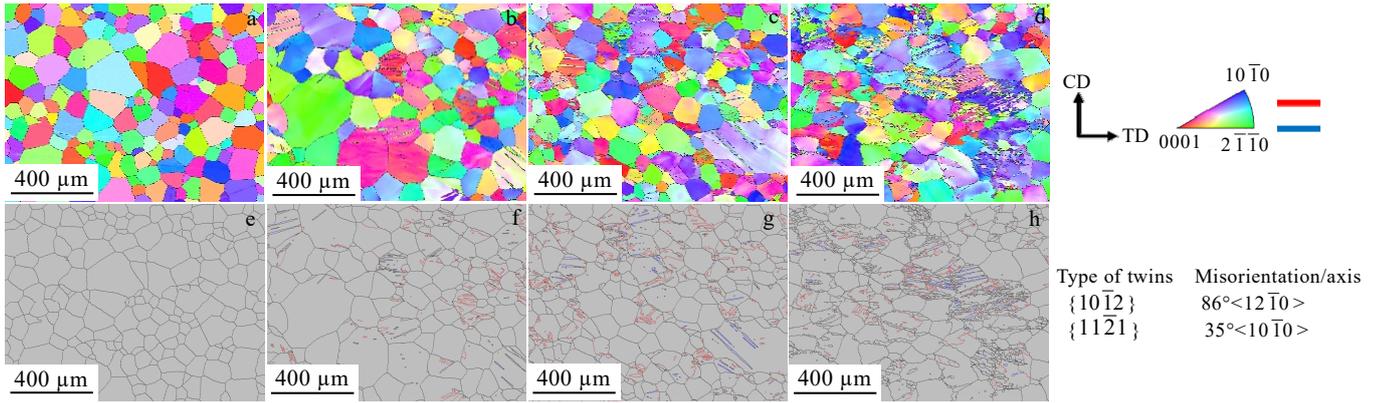


图 9 VW53 镁合金不同应变压缩样品 IPF 图和 GB 图

Fig.9 IPF (a-d) and GB (e-h) mappings of VW53 magnesium alloy with different strains: (a, e) 0, (b, f) 0.037, (c, g) 0.090, and (d, h) 0.180

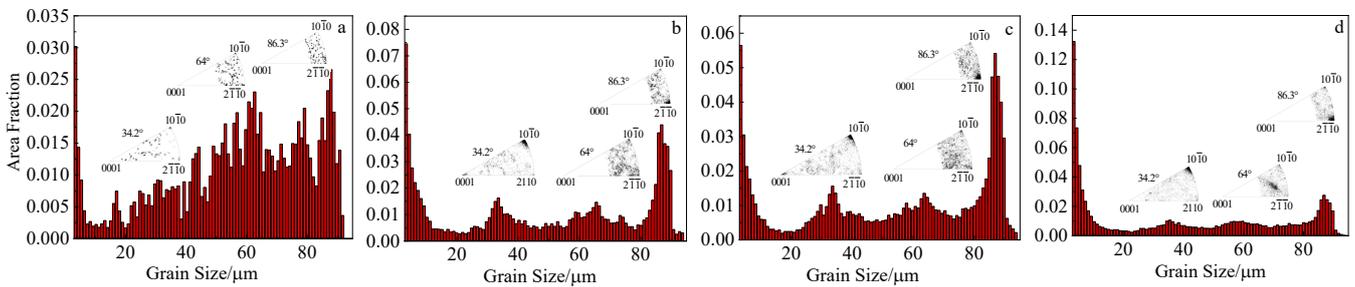


图 10 VW53 镁合金不同应变压缩样品取向差分布图

Fig.10 Misorientation angles of VW53 magnesium alloy with different strains: (a) 0, (b) 0.037, (c) 0.090, and (d) 0.180

VW53 镁合金样品 86.3° 的取向差峰明显降低, 说明 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶出现了大量扩展合并, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界减少; 而且 0.180 应变压缩后小角度晶界 ($3^\circ\sim 15^\circ$, LAGBs) 显著增加, 这是大应变下大量滑移系被激活所导致的^[24]。可以发现在压缩后的样品也出现了 64° 左右的取向差峰, 但是没有特定集中的取向轴, 因此对比初始取向差分布判断 64° 取向差峰可能为基体晶界所致。因此, 在压缩过程中, VW53 镁合金在变形前期 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶处于形核生长, 然后大量扩展合并, 造成 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶面积增大而 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界减少; 而 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶变化不明显。在压缩过程中, 位错密度随着应变的增加而增加, 从而形成大量 LAGBs。统计了压缩过程 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的孪晶界长度和比例, 统计结果如表 3 所示。从结果可以发现在压缩后期大应变时, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界的长度和比例都明显降低, 因此也能证明在较大应变压缩时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶出现了大量扩展合并。

镁合金的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶有 6 个等效变体, 其孪晶变体选择激活通常符合 Schmid 定律, 即在 6 个等效变体中 Schmid 因子大的变体优先被激活^[25]。当然, 也存在着许多反常显现, 即激活的变体并不总是具有高的 Schmid 值, 甚至表现出相当低的 Schmid 值, 例如

表 3 VW53 镁合金不同应变压缩样品 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界统计
Table 3 $\{10\bar{1}2\}$ twin boundary statistics of VW53 magnesium alloy with different strains

Parameter	Strain			
	0	0.037	0.090	0.180
Length/mm	0	11.1	23.9	13.7
Length fraction	0	0.136	0.161	0.077

Arul^[26]等人研究了 hcp 结构金属在软取向压缩时孪晶表现出较低的 Schmid 值; Chai^[27]等人研究了纯镁在硬取向拉伸时 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶变体的选择也表现出非 Schmid 行为。为了分析 VW53 镁合金中 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶变体激活的选择规律是否符合 Schmid 定律, 在 0.090 应变下的样品 EBSD 数据采集了 13 个孪晶的信息进行 Schmid 因子计算, 图 11 是计算的孪晶变体理论 Schmid 因子与实际激活孪晶变体 Schmid 因子, 其中粗体为实际激活孪晶变体 Schmid 因子值, 下划线为孪晶变体最大 Schmid 因子值, TV1~TV6 分别为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的 6 种孪晶变体。图 12 统计结果显示实际激活孪晶变体的 Schmid 因子值都是 6 个孪晶变体理论 Schmid 因子值排序的前三, 其中 7 个实际激活

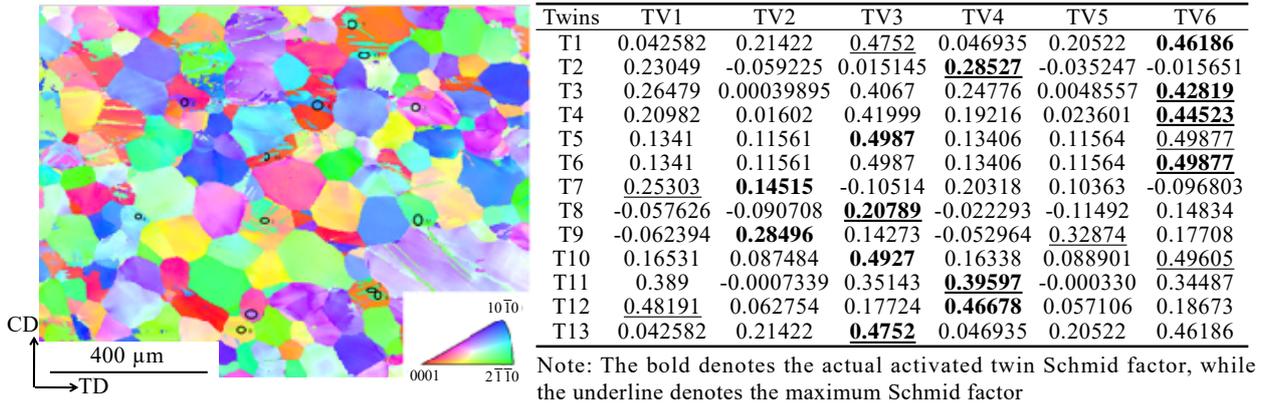


图 11 孪晶 Schmid 因子计算结果

Fig.11 Calculation results of twin Schmid factor

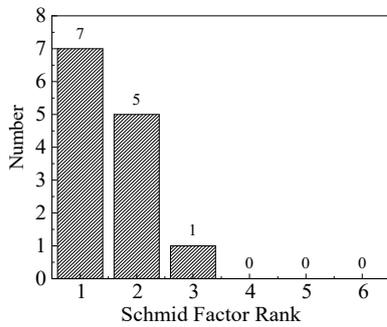


图 12 孪晶 Schmid 因子统计结果

Fig.12 Statistical results of twin Schmid factor

孪晶变体 Schmid 因子值为最大值。因此，VW53 镁合金变形过程中激活孪晶变体的选择规律符合 Schmid 定律。图 13 是选择部分晶粒内孪晶与基体在极图上对应关系和对应取向关系。有的晶粒只激活了一种孪晶变体，有的晶粒激活了多种孪晶变体。通过晶粒内孪晶与基体的极图可以推测，压缩变形后基面结构的形成与 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶有关。

2.4 孪生行为对组织及性能的影响

为了研究 VW53 镁合金在室温压缩过程中孪生行为对晶粒尺寸的影响，对不同应变压缩的 VW53 镁合金进行晶粒尺寸统计，其结果见图 14。通过不同应变下的整体晶粒尺寸分布也能发现随着应变增加晶粒尺寸明显降低，虽然在大应变压缩时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶出现了大量扩展合并导致孪晶界减少，但是大应变压缩时使 LAGBs 发展为 HAGBs，也能有效地分割细化晶粒。因此，VW53 镁合金在压缩过程中激活的孪晶界可以有效地分割细化晶粒，在压缩的过程中始终都是晶粒尺寸减小的趋势。

为了研究 VW53 镁合金在室温压缩过程中组织的

演变规律，图 15 是 VW53 镁合金室温不同应变压缩时 IPF 和 PF 演变图。可以发现在小应变下没有形成织构，随着应变的增大，VW53 镁合金逐渐形成基面织构（红色椭圆圈），表现为 $\{0001\}$ 基面旋转到垂直于 CD 方向。为了进一步探究室温压缩过程中孪晶对织构的演变是否有影响，选择 0.090 应变下压缩样品的 EBSD 结果进行分析，将 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶和基体分离，然后分别表征它们的极图，图 16 为各部分的结果。可以发现基体还是表现为随机取向多峰织构，而 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶导致强烈的基面织构（红色椭圆圈）， $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶导致 c 轴偏向 CD 方向的织构。因此 VW53 镁合金在压缩过程中形成基面织构主要是由于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶激活而造成的。

晶内错取向差转轴 (IGMA) 分布可以从宏观的范围研究晶粒中的位错滑移激活，并且通常用于识别大变形后晶粒中的滑移行为^[28-29]。IGMA 通过晶粒中晶格旋转的 Taylor 轴确定晶粒中激活的滑移系。IGMA 分布集中在 $\langle 0001 \rangle$ 轴上则变形以柱面 $\langle a \rangle$ 滑移为主；IGMA 分布集中在 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 轴上则变形以基面 $\langle a \rangle$ 滑移为主；IGMA 分布集中在 $\langle uv\bar{t}0 \rangle$ 轴上则变形以锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移为主^[30]。

为了进一步分析 VW53 镁合金在室温压缩过程中位错滑移的情况，基于 EBSD 测量的 IGMA 分析来确定 VW53 镁合金变形过程中的主要滑移变形机制，不同应变的 IGMA 分布如图 17 所示。在 0.037 较小应变变形时，可以发现 IGMA 主要集中在 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 轴并且也有 $\langle uv\bar{t}0 \rangle$ 轴集中的趋势，则这个阶段 VW53 镁合金的滑移以基面 $\langle a \rangle$ 滑移为主，并且开始有部分锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移激活。在应变为 0.090 变形时，可以发现 IGMA 集中在 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 轴和 $\langle uv\bar{t}0 \rangle$ 轴，因此这个阶段 VW53 镁合金的滑移主要是基面 $\langle a \rangle$ 滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移，并

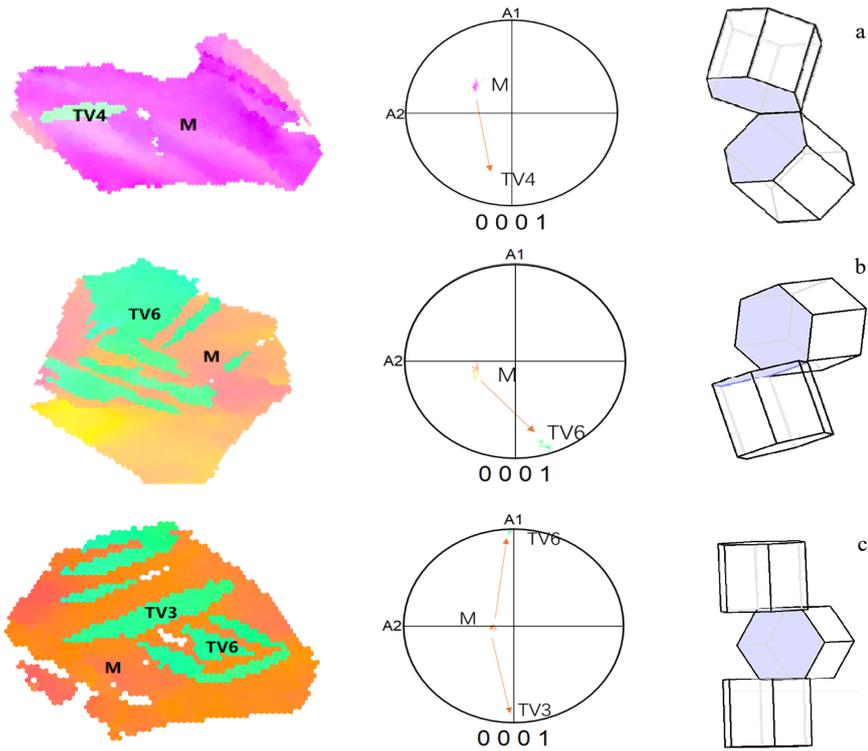


图 13 晶粒内孪晶与基体的极图和取向对应关系

Fig.13 PF maps and orientation correspondence between in-grain twins and matrix: (a) matrix with TV4, (b) matrix with TV6, and (c) matrix with TV3 and TV6

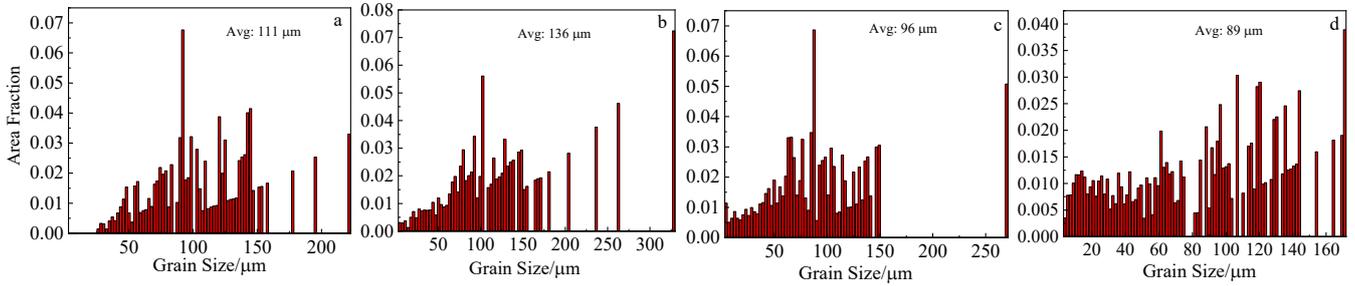


图 14 VW53 镁合金不同应变压缩样品晶粒尺寸

Fig.14 Grain size distributions of VW53 magnesium alloy with different strains: (a) 0, (b) 0.037, (c) 0.090, and (d) 0.180

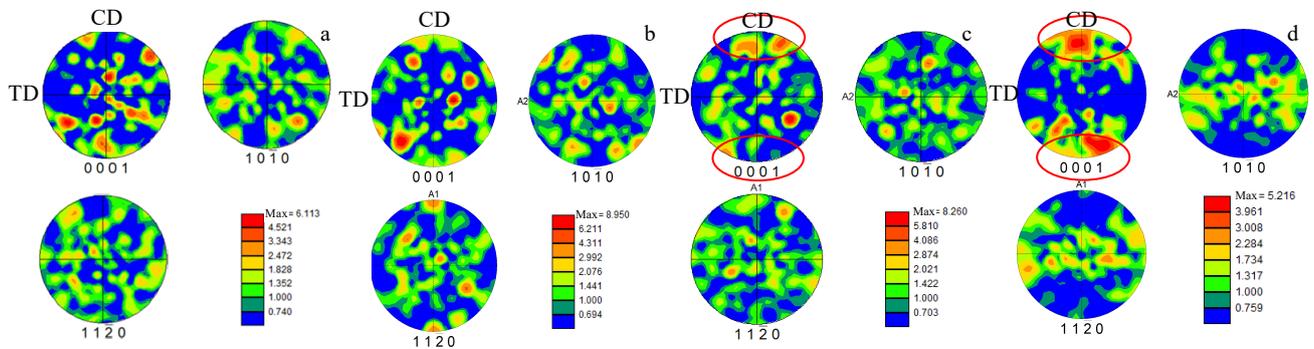


图 15 VW53 镁合金不同应变压缩样品 PF 图

Fig.15 PF mappings of VW53 magnesium alloy with the strain of 0 (a), 0.037 (b), 0.090 (c), and 0.180 (d)

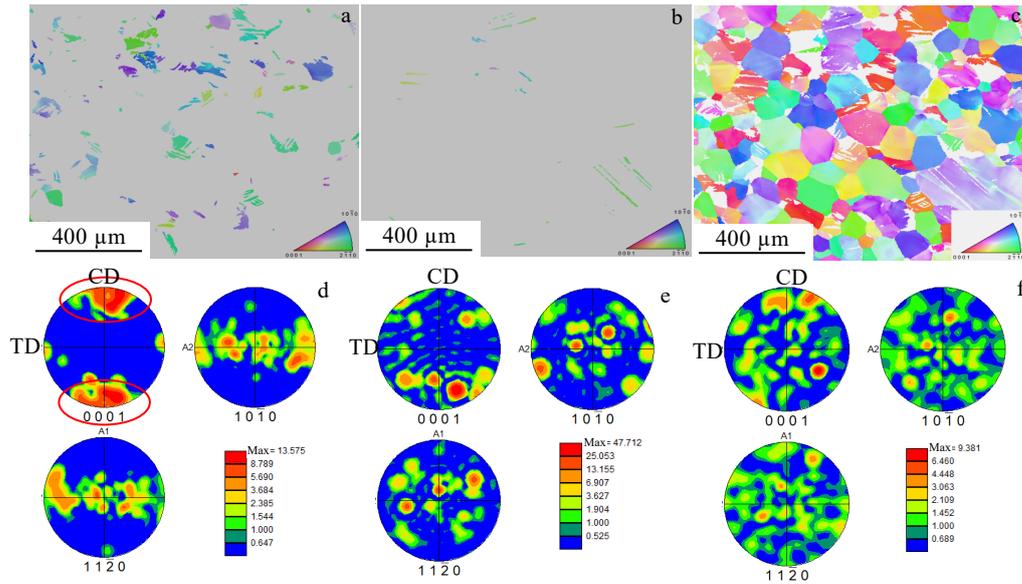


图 16 VW53 镁合金 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶及基体的 IPF 图和 PF 图

Fig.16 IPF (a-c) and PF (d-f) mappings of $\{10\bar{1}2\}$ twins (a, d), $\{11\bar{2}1\}$ twins (b, e) and matrix (c, f) in VW53 magnesium alloy

且在 $\langle 0001 \rangle$ 轴的峰值强度有所增强，说明柱面 $\langle a \rangle$ 滑移开始激活。在应变为 0.180 变形时，可以发现 IGMA 在 $\langle 0001 \rangle$ 轴明显增强，并且在 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 轴和 $\langle uv\bar{t}0 \rangle$ 轴依然存在峰值，说明这个阶段柱面 $\langle a \rangle$ 滑移大量激活并且还存在于基面 $\langle a \rangle$ 滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移，形成各种滑

移都在开动的现象。

为了研究 VW53 镁合金在室温压缩过程中孪晶对主要滑移系转变是否有影响，将 0.090 应变室温压缩样品的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶、有孪晶激活的基体和没有孪晶激活的晶粒进行分离，分别对其进行

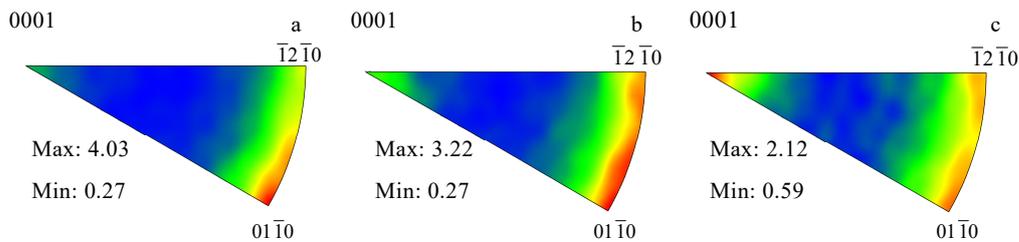


图 17 VW53 镁合金不同应变压缩后的 IGMA 分布

Fig.17 IGMA distributions of VW53 magnesium alloy with different strains: (a) 0.037, (b) 0.090, and (c) 0.180

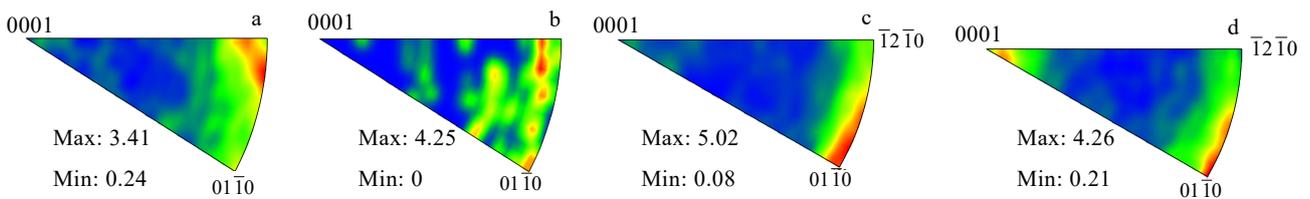


图 18 VW53 镁合金 0.090 应变压缩后不同区域的 IGMA 分布

Fig.18 IGMA distributions of VW53 magnesium alloy after compression with the strain of 0.090: (a) $\{10\bar{1}2\}$ twins, (b) $\{11\bar{2}1\}$ twins, (c) matrix with twinned grains, and (d) un-twinned grains

IGMA 分析, 结果如图 18 所示。通过 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶的 IGMA 分析可以发现在孪晶内部激活的滑移系主要是锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移和少量基面 $\langle a \rangle$ 滑移; 从有孪晶激活的基体和没有孪晶激活的晶粒 IGMA 分析可以发现基体主要激活的是基面 $\langle a \rangle$ 滑移和少量锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移; 但是在没有孪晶激活的晶粒 IGMA 分布中在 $\langle 0001 \rangle$ 轴上也有集中, 说明在没有孪晶激活的晶粒中存在大量的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移。因此, 孪晶因为使晶粒取向发生改变, 从而有利于 VW53 镁合金锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移激活, 而抑制了基体中柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的激活。

VW53 镁合金在室温压缩过程中, 滑移系的演变过程为优先激活大量基面 $\langle a \rangle$ 滑移, 随着应变的增加锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移开始激活, 应变继续增加导致柱面 $\langle a \rangle$ 滑移开始激活, 从而形成各种滑移系同时开动的现象。因为基面 $\langle a \rangle$ 滑移的 CRSS 值较低, 很容易大量激活, 在变形初期由于孪晶的影响大量锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移激活, 并且抑制了基体中柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的激活, 在压缩后期, 由于较大的应变柱面 $\langle a \rangle$ 滑移在没有孪晶的晶粒中开始激活。也有研究表明稀土元素的加入可以促进镁合金非基面滑移的激活^[22,31], 例如, Zha^[32] 等人研究发现 Y 元素的添加可以降低层错能并促进 $\langle c+a \rangle$ 位错的成核。因此 VW53 镁合金在室温压缩过程锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的大量开动是孪晶和稀土元素的共同作用。

对不同应变压缩后的样品、初始样品以及压裂样品进行硬度测试, 其硬度测试结果如图 19 所示。发现随着应变量的增加硬度逐渐增大, 只是在应变 1 到应变 2 时硬度增加不明显。硬度值增加趋势与孪晶界占比增加趋势相对应, 随着应变增加产生的孪晶界可以阻碍位错移动^[9]; 并且孪晶界可以分割晶粒, 使晶粒得到细化, 能带来硬化的效果; 不同种类的孪晶相遇不会发生合并, 交叉孪晶会阻碍孪晶扩展^[33], 从而也能带来应变硬化效果, 不同拉伸孪晶变体之间相互作用都会提高变形时的应变硬化率^[34]。VW53 镁合金孪生行为会随着

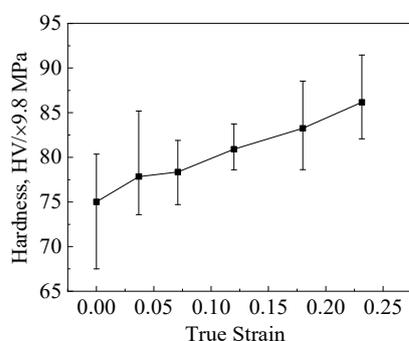


图 19 VW53 镁合金不同应变压缩样品的硬度

Fig.19 Hardness of VW53 magnesium alloy with different strains

应变增加变得复杂, 压缩样品的硬度也会随着应变不断增加直至失效。因此, 可以尝试利用 VW53 镁合金在室温下的孪生行为改善其力学性能。

3 结 论

1) VW53 镁合金在室温压缩过程中主要产生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶, 且 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶占比远高于 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶; $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶会随应变增加而扩展合并, $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶扩展行为不明显。压缩过程中 VW53 镁合金孪晶变体的选择规律符合 Schmid 定律。

2) VW53 镁合金在室温压缩过程中基面织构的形成主要是由于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶激活和扩展合并导致的。

3) VW53 镁合金在室温压缩过程中产生的孪晶使得晶粒取向改变, 从而对锥面滑移 $\langle c+a \rangle$ 滑移激活具有促进作用, 对柱面 $\langle a \rangle$ 滑移激活具有抑制作用。

4) VW53 镁合金在室温压缩过程中孪生行为随着应变的增加变得更加复杂, 大量孪晶界相互交截, 孪晶界阻碍位错移动和分割细化晶粒, 从而可以有效利用室温孪生行为提高 VW53 镁合金硬度。

参考文献 References

- [1] Czerwinski F, Trojanova Z, Szaraz Z *et al.* *Magnesium Alloys-Design, Processing and Properties*[M]. Rijeka, Croatia: In Tech, 2011: 1
- [2] Ando D, Koike J, Sutou Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 600: 145
- [3] Lv Huyuan(吕胡缘), Song Denghui(宋登辉), Zhou Tao(周涛) *et al.* *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2019, 11(3): 117
- [4] Gao M, He G H, Huang T *et al.* *Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 472: 1082
- [5] Jiang M G, Yan H, Gao L *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2015, 3(3): 180
- [6] Hong M, Wu D, Chen R S *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2014, 2(4): 317
- [7] Feng X Y, Pang X, He X *et al.* *Metals*[J], 2021, 11(11): 1696
- [8] Kada S R, Lynch P A, Kimpton J A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 119: 145
- [9] Arul K M, Clausen B, Capolungo L *et al.* *Nature Communications*[J], 2018, 9(1): 4761
- [10] Ma Y Z, Yang C L, Liu Y J *et al.* *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2019, 26(10): 1274
- [11] He S M, Zeng X Q, Peng L M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 421(1): 309
- [12] Xu C, Zheng M Y, Xu S W *et al.* *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2015, 643: 137
- [13] Luo Y L, Zhang D F, Hua J R *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(1): 54
- [14] Wang Z Y, Chen X H, Shu Y K *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(9): 3138
- [15] Wu Y J, Zeng X Q, Lin D L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 477(1-2): 193
- [16] Li Jingli(李景利). *Study on Microstructures and Mechanical Behaviors of High Strength and Heat Resistant Cast Mg-Gd-Y-Zr Alloys*(铸造高强度耐热 Mg-Gd-Y-Zr 合金显微组织和力学行为研究)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019
- [17] Vlček M, Čížek J, Lukáč F *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2017, 42(35): 22598
- [18] Park S H, Lee J H, Moon B G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 277
- [19] Koike J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(7): 1689
- [20] Yu Q, Wang J, Jiang Y Y *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 77: 28
- [21] Li J L, Dong Z, Yi X *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021
- [22] He C, Li Z, Kong D *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 191: 62
- [23] Wang B, Wang F, Wang Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 871: 159581
- [24] Zhang C Y, Wu D, He Y D *et al. Materials*[J], 2023, 16(3): 1163
- [25] Song G S, Zhang S H, Zheng L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(22): 6481
- [26] Arul K M, Wroński M, McCabe R J *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 148: 123
- [27] Chai Y Q, Boehlert C J, Wan Y F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52(2): 449
- [28] Li T J, Rao J S, Zheng J *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(6): 1581
- [29] Chun Y B, Battaini M, Davies C H J *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(13): 3473
- [30] Zhang L, Yuan S, Wang J H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 922: 166244
- [31] Zhang H, Li Y X, Liu Y X *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 81: 212
- [32] Zha M, Wang S Q, Wang T *et al. Materials Research Letters*[J], 2023, 11(9): 772
- [33] Mokdad F, Chen D L, Li D Y. *Materials & Design*[J], 2017, 119: 376
- [34] Song Bo(宋波), Xin Renlong(辛仁龙), Guo Ning(郭宁) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报), 2014, 24(11): 2699

Twinning Behavior of VW53 Magnesium Alloy During Compression at RT

He Yanda^{1,2}, Wu Di^{1,3}, Zhang Chengyu^{1,3}, Pan Wenyu^{1,5}, Wang Jianqiu^{1,4}, Zhou Yizhou^{1,3}, Sun Xiaofeng^{1,3}, Li Jinguo^{1,3}

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Nano Science and Technology, University of Science and Technology of China, Suzhou 215127, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(4. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(5. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China)

Abstract: The twinning behavior of Mg-5.65Gd-3.15Y-0.48Zr(VW53) magnesium alloy in solid solution was studied by compression experiments with different strains at room temperature, and the effects of twinning on microstructure and properties of the alloy were investigated. The microstructure of VW53 magnesium alloy was observed and analyzed by OM, SEM and EBSD. Vickers microhardness of samples was tested. The results show that $\{10\bar{1}2\}$ tensile twins and $\{1\bar{1}21\}$ tensile twins are mainly produced during the compression process of VW53 magnesium alloy at room temperature. With the increase in strain, $\{10\bar{1}2\}$ twins will nucleate, grow, merge, and even annex the entire grain, while $\{1\bar{1}21\}$ twins will not expand and merge significantly. With the increase in strain, the degree of cross-cutting of twin boundary and segmentation of refined grain increases, which can effectively improve the mechanical properties of VW53 magnesium alloy.

Key words: VW53 magnesium alloy; twinning behavior; compression at room temperature; mechanical properties

Corresponding author: Wu Di, Ph. D., Professor, Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: dwu@imr.ac.cn