



室温变形过程中纯 Zn 的孪生行为 对力学性能的影响

赵梦杰, 靳 丽, 董 杰, 王锋华, 董 帅

(上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240)

摘 要: 利用光学金相显微镜(OM)、电子背散射衍射(EBSD)技术, 并结合室温力学行为测试, 研究挤压、退火及室温拉伸过程中纯 Zn 的显微组织, 讨论孪生行为对纯 Zn 室温拉伸性能的影响。结果表明: 在纯 Zn 挤压及室温拉伸、压缩过程中, $\{10\bar{1}2\}$ 压缩孪生为主要的孪生类型; 在纯室温单向变形过程中, $\{10\bar{1}2\}$ 压缩孪生导致了纯 Zn 明显的拉压不对称性。另外, $\{10\bar{1}2\}$ 压缩孪生变形在晶间发生传递, 利用 m' 因子值可以评价孪生在晶间传递的可能性, 取向接近、 m' 值越大的晶粒间越容易发生孪生传递。

关键词: Zn; 孪生; 拉压不对称; 变形协调因子

文章编号: 1004-0609(2018)-09-1808-08

中图分类号: TG146.3

文献标志码: A

在有色金属中, 我国 Zn 合金的矿物储量、产量及用量仅次于铝和铜。而近年来由于铜价格的上涨及环保问题, Zn 合金作为 Cu 合金替代材料, 引起了学者的广泛关注。Zn 合金用途广泛, 在铸造 Zn 合金及变形 Zn 合金方面都有相关应用, 目前, Zn 及其合金在生物医用材料方面的应用潜力也受到极大的关注^[1-3]。相对于铸造 Zn 合金, 热变形可有效改善铸造组织、消除铸造缺陷^[4], 如 ZA27 合金退火后经热挤压, 可显著碎化枝晶, 有效消除疏松、缩孔等铸造缺陷, 改善材料不同部位的性能差异。而 Zn 由于其密排六方(HCP)的晶体结构, 变形时可开动的滑移系非常有限, Zn 及其合金的成形性差, 大大限制了 Zn 及其合金的工业化应用与发展。研究 Zn 及其合金的塑性变形行为具有重要的意义。

孪生是 HCP 结构金属重要的变形机制之一, 一直以来, 孪生变形机制及对变形行为的影响引发了的广泛讨论。大量的研究报道表明: 由于孪生具有强烈的晶粒取向依赖性, 强织构的材料沿特定方向单向拉伸或压缩时, 由于孪生变形的激活比例差异, 屈服强度相差较大, 合金呈现明显的变形各向异性^[5-7]; SALEM 等^[8]通过研究 α -Ti 中的变形行为, 认为由于孪生通过降低有效位错滑移距离并且将可动位错转变为孪晶内部的不动位错(Basinski 机制), 从而提高材料的应变强化率。BARNETT^[9-10]结合实验及本构模型, 认为在

AZ31 Mg 合金、Ti 合金、Zr 合金、Cu-Si 合金及 TWIP 钢中, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生有利于材料的均匀塑性变形。而微观尺度上, WANG 等^[11-12]利用统计的手段, 通过量化的变形协调因子来研究 Ti 合金中孪生/位错、孪生/孪生的晶间传递条件。但是有关 Zn 合金中孪生变形机制及对变形行为影响的讨论还比较缺乏。

本文作者研究了挤压过程中纯 Zn 的显微组织演变, 并研究了孪生变形对其宏观力学行为的影响。引入变形协调因子, 对纯 Zn 中孪生在晶间的传递现象进行了分析, 讨论了提高 Zn 及其合金韧性的显微组织调控方法, 深化对 Zn 及其合金塑性变形理论的理解, 推进变形 Zn 合金的工业化应用。

1 实验

在实验中初始态材料为纯 Zn 铸锭。为了得到具有一定择优取向的组织, 对铸态材料进行了挤压成形。挤压温度为 200~250 °C, 挤压比为 12~18.4。挤压温度越低, 挤压型材的热裂情况得到改善; 挤压比越大, 再结晶组织越均匀; 挤压后立即快速冷却可防止晶粒长大。最终选取 200 °C、挤压比为 18.4 的组织进行研究, 并在挤压变形后立即水冷。为了排除挤压态组织中的初始孪晶对分析后续变形过程中孪生行为的影

响, 对挤压态 Zn 棒进行了去孪晶退火。退火温度为 300 °C, 时间为 4 h。

对挤压后的 Zn 棒材进行了室温拉伸和压缩, 沿着挤压方向切取室温拉伸和压缩试样。室温拉伸在 Zwick/Roell 型拉伸试验机上进行; 室温压缩在室温压缩机上进行。室温拉伸试样为标距段长 10 mm, 总长 54.5 mm 的板状标准试样; 压缩试样尺寸为 d 10 mm × 15 mm 的圆柱试样。

经过机械研磨、抛光及腐蚀后, 在 Zeiss Axio ObserverA1 型光学显微镜观察材料微观组织及形态。使用安装在 NOVA NanoSEM 230 扫描电子显微镜 (SEM) 上的 AZtec HKL Max 系统, 进行背散射电子衍射 (EBSD) 观察。样品采用 Struers 公司的 TegraSystem 磨样机制备, 制备过程包括: 1000、2400、4000 号砂纸上粗磨, 6、3 和 1 μm 金刚石悬浮液磨盘上细磨以及 OPS 溶液中抛光。将抛光完成的样品在溶液 (5% 醋酸、15% 乙酸、20% 蒸馏水和 60% 酒精, 体积分数) 中快速浸蚀, 浸蚀时间为 1~2 s。

利用 m' 因子对相邻晶粒中出现的孪生传递现象进行了分析。该因子由 LUSTER 等^[13]首次提出, 以解释 Ti-Al 合金中相邻晶粒的取向和晶间变形协调性的关系。 m' 可表示为

$$m' = \cos \psi \cdot \cos \kappa \quad (1)$$

式中: ψ 表示两孪生面法向的夹角; κ 表示两孪生伯氏矢量间夹角。

2 实验结果

2.1 挤压及退火态纯 Zn 的微观组织分析

图 1 所示为挤压成形后的金相组织。挤压工艺如下: 挤压温度 200 °C, 挤压比 18.4。从图 1 可以看出,

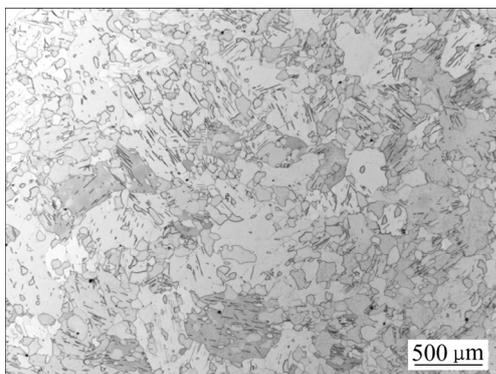


图 1 挤压态纯 Zn 的金相组织

Fig. 1 Optical microscope(OM) image of extruded pure zinc

样品中含有大量的孪晶。且该样品中晶粒度分布较为不均匀, 特别是在大晶粒中有大量相互平行的孪生组织出现。说明在纯 Zn 变形过程中的孪生变形对晶粒尺寸有依赖性, 大晶粒中更容易发生孪生变形。

图 2 所示为挤压态纯 Zn 的 IPF 图、Band Contrast 图、晶粒度分布图和极图。结合 OIM 软件对该挤压态试样的晶粒度进行了统计, 结果表明, 挤压态纯 Zn 的平均晶粒度约为 13.6 μm。最小尺寸的晶粒直径约为 1 μm, 最大尺寸的晶粒直径约为 90 μm, 晶粒度大小主要分布在 10~40 μm 的范围内。计算出以 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 为旋转轴的不同类型的孪生的转角并确定挤压态纯 Zn 中的孪生类型, 如图 2(b) 所示, 共观察到 42 处晶粒发生了孪生, 其中有 7 处为 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$ 压缩孪晶, 2 处为 $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$ 压缩孪晶, 1 处为 $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$ 拉伸孪晶, 其余均为 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ 压缩孪晶。其中 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ 压缩孪生是纯 Zn 挤压过程中最为常见的孪生类型。

为了研究室温变形过程中孪生行为对 Zn 力学性能的影响, 对材料进行了去孪晶退火, 以期消除挤压态组织中的孪晶组织。图 3 所示为挤压态纯 Zn 经过去孪晶退火后的金相组织。相比于初始挤压态组织, 晶粒明显长大, 且无孪晶组织存在, 表明去孪晶过程进行完全。

2.2 挤压态纯 Zn 的室温力学行为

图 4 所示为挤压态纯 Zn 沿挤压方向进行室温拉伸和压缩的应力-应变曲线。其中挤压态 AZ31 Mg 合金在相同应变速率下的应力应变曲线作为参考数据。与室温压缩相比, 纯 Zn 拉伸时塑性十分有限 (仅为 1.9%), 屈服强度也远低于室温压缩状态的, 表现出明显的拉压不对称性。与 AZ31 Mg 合金的应力应变关系相比, 拉压不对称性更加明显。

为了分析拉压过程中孪生行为对力学性能的影响, 对拉伸变形后的纯 Zn 试样进行了 EBSD 分析, 其结果如图 5 所示。图 5(a) 显示了试样中有较多孪生, 并观察到孪生在晶粒间的传递。通过对孪晶类型的标定, 结果显示拉伸样品中均为 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ 孪晶 (见图 5(c))。利用 Channel 5 软件, 对每一个发生孪生变形的母晶粒, 都标注了其晶粒位向示意图。将其中 c 轴受压产生孪生的母晶粒用白色的六方晶胞表示 (晶粒 1、晶粒 2、晶粒 3、晶粒 5、晶粒 6、晶粒 7); 将 c 轴受拉产生孪生的母晶取向用黑色的六方晶胞表示 (晶粒 4、晶粒 8)。绝大多数母晶粒符合经典理论^[15],

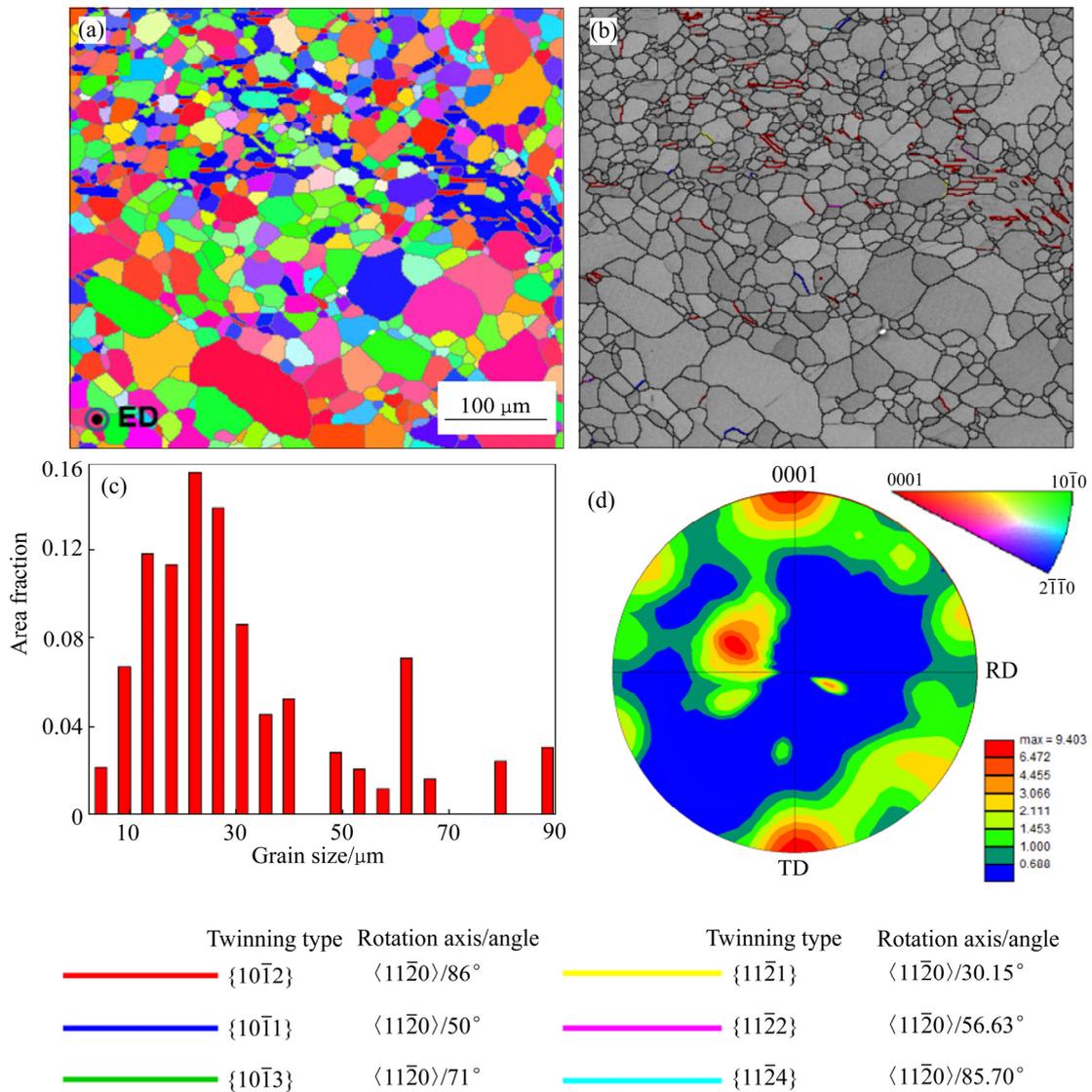


图2 挤压态纯 Zn 的 IPF 图、Band Contrast 图、扫描区域晶粒度分布图和极图

Fig. 2 IPF map(a), band contrast map(b), grain size distribution(c) and pole figure(d) of extruded pure zinc (Extrusion direction is perpendicular to scanning plane)

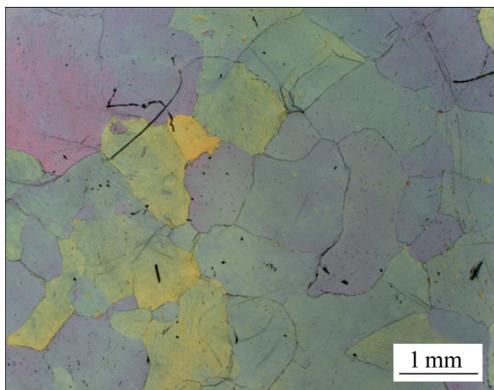


图3 挤压态纯 Zn 去孪晶退火后的金相组织

Fig. 3 Optical microscope image of extruded pure zinc after annealing

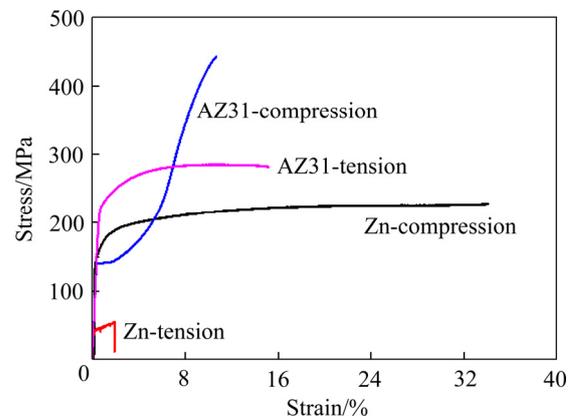


图4 在室温及同一应变速率下挤压态 AZ31 Mg 合金^[14]和纯 Zn 的拉伸和压缩应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of extruded AZ31^[14] and pure zinc specimens subjected to uniaxial tension and compression at room temperature

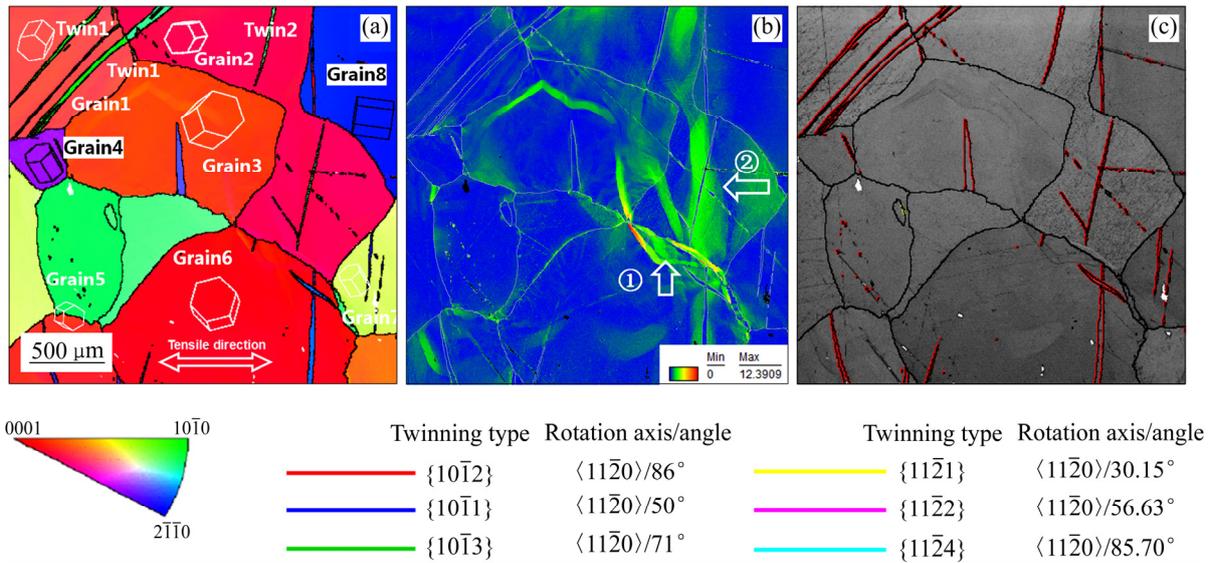


图 5 纯 Zn 去孪晶退火后拉伸组织的 IPF 图、GROD 图及带对比图

Fig. 5 IPF map(a), GROD map(b) and band contrast map(c) of annealing zinc after tensile test

即当 c 轴受压时发生 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$ 孪生。然而在晶粒 4、晶粒 8 中, 虽然 c 轴受拉, 依然发生了 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$ 孪生, 这一异常现象应该跟局部应力分布不均相关, 将在后续进行进一步的讨论。

图 5(b)所示为该样品的参考晶粒取向差图(Grain reference orientation deviation, GROD), GROD 分析可以通过表征数据点之间的位向差, 衍推出材料内的位错密度分布, 其中 GROD 值越高, 说明位错密度越高, 应力集中越明显。图 5(b)显示室温拉伸后, 各晶粒之间位错密度差别较大, 且同一个晶粒内部位错分布也不均匀。GROD 值较高的区域说明启动了较多滑移, 能消化更大的应变。而孪晶界及其内部位错密度很低(见图 5(b)中箭头②所示), 这可能与孪晶萌生及扩展阶段能有效消耗位错有关。晶界对滑移及孪生都有很大的阻碍作用: 图 5(b)中晶界处, 特别是箭头①处都显示了晶界附近的位错塞积。晶粒 2、晶粒 3、晶粒 4、晶粒 5、晶粒 6、晶粒 7、晶粒 8 中的孪晶及晶粒 1 中的孪生 1'的扩展也受到晶界的阻碍。

3 分析与讨论

材料的宏观力学行为受到其微观尺度晶内的塑性变形机制(孪生、滑移)及介观尺度晶间的变形协调能力的共同影响。孪生作为一种重要的塑性变形机制, 极大影响着材料的力学行为: 微观尺度上, 由于孪生开动的方向依赖性, 强织构材料单向加载时表现出拉

压不对称。材料能否开动多类型孪生或继续开动二次孪生, 影响着材料的塑性。另外, 介观尺度上孪生在晶间的传递也能起到协调变形的作用。

3.1 孪生对纯 Zn 室温力学行为的影响

HCP 金属变形后易产生织构, 晶粒呈特定取向择优分布。而孪生变形对于晶粒取向十分敏感, 导致了强织构材料在单向加载时, 拉压明显不对称。如挤压态 AZ31 Mg 合金, 呈现典型的丝织构, 晶粒 c 轴垂直于 ED 方向分布^[16]。当沿着 ED 方向压缩时, 大部分晶粒 c 轴受拉, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生易开动; 沿着 ED 方向拉伸时, 主要依靠 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪生及 $\langle c+a \rangle$ 锥面滑移协调变形。而压缩孪生及锥面滑移在室温下开动的临界分切应力远大于拉伸孪生^[17], 导致沿 ED 方向压缩时的屈服强度远低于沿 ED 方向拉伸时的, 如图 4 所示。

挤压态 Zn 合金的织构分布如图 2(d)所示, 大部分晶粒 c 轴垂直于 ED 方向, 这是变形过程中基面滑移开动的结果^[18]; 而锥面滑移导致部分晶粒 c 轴与 ED 方向呈一定夹角分布^[19]。当沿挤压方向拉伸时, 大部分晶粒 c 轴受压而易产生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生。这与 OIM 软件统计出拉伸、压缩样品中孪晶分数的大小相一致, 样品的 IPF 图如图 6 所示: 拉伸样品孪晶分数(4.4%)为压缩样品(2%)的两倍, 故沿 ED 方向的拉伸样品屈服强度低于压缩样品屈服强度。

另外, 有别于 Mg 合金室温下可开动压缩孪生及

二次孪生协调变形, Zn 合金室温下除 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生很难开动别的孪生类型^[15], 会导致晶界、孪晶界应力集中。如图 5(b)中箭头①显示出晶界附近的位错塞积。当这些位错塞积不能有效通过滑移传递 (Slip transfer)、交滑移等方式穿过晶界, 则会导致局部应力集中, 加剧裂纹源的萌生与扩展。这可能是导致挤压态纯 Zn 室温拉伸后伸长率只有 1.9% 的原因。

值得注意的是: 图 5(a)中晶粒 4 和晶粒 8 在 c 轴受拉时也能产生压缩孪生这一异常现象。表 1 统计了晶粒 1~晶粒 8 各孪生变体的 Schmid 因子, 晶粒 4 和晶粒 8 所有孪生变体的 Schmid 因子均为负, 可能与局部应力分布不均匀有关: 晶粒 4 为硬取向晶粒, 不易变形。而晶粒 4 周围的晶粒 1 和晶粒 2 均为孪生软取向晶粒。在受到水平拉应力时, 两者产生水平方向的变形, 使得晶粒 4 可能受到来自晶粒 1 和晶粒 2 水

平方向的压应力。此时晶粒 4 的 c 轴受压, 当局部应力超过 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的 CRSS 值则可能引发孪生。这表明基于单晶体推导出的施密特准则 (Schmid law), 不能有效预测 HCP 晶体中各种变形模式开动的情况, 局部应力分布会受到周围环境的影响。可见, 密排六方材料局部应力状态分布十分复杂, 局部应力不仅取决于整体应力的方向, 也受到周围晶粒的变形协调性的影响。

因此, 由于 HCP 结构的材料滑移系有限, 往往不能有效协调变形。孪生相比于位错滑移, 在承担变形的同时, 能够消耗位错、松弛应力, 对于材料韧塑性的提高起到积极作用。另外, 晶界对滑移和孪生扩展都存在明显的阻碍作用, 易在局部造成应力集中。故研究晶界的应力松弛机制对提高 HCP 晶格结构材料的塑性有重要意义。

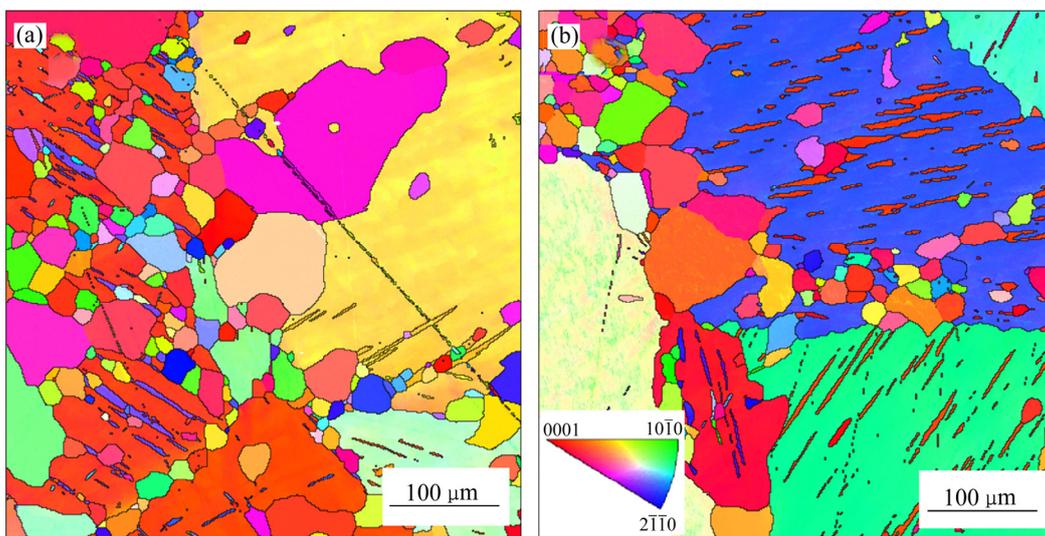


图 6 挤压态纯 Zn 室温压缩及室温拉伸 IPF 图

Fig. 6 IPF maps of compression(a) and tension specimen(b) of extruded pure zinc

表 1 去孪晶退火后纯 Zn 组织进行室温拉伸时各孪生变体开动的 Schmid 因子

Table 1 Schmid factors of different twinning variations for detwinning zinc after tensile test at room temperature

Grain No.	Schmid factor					
	$(10\bar{1}2)$	$(\bar{1}012)$	$(1\bar{1}02)$	$(\bar{1}\bar{1}02)$	$(01\bar{1}2)$	$(0\bar{1}12)$
1	0.0143	0.0014	0.4169	0.3787	0.1368	0.1620
2	-0.0596	-0.0611	0.3001	0.2602	0.2353	0.2737
3	0.2248	0.1937	-0.0367	-0.0291	0.3721	0.3333
4	-0.0727	-0.0039	-0.2383	-0.2079	-0.2157	-0.1774
5	-0.0314	-0.0278	0.3366	0.3687	0.2836	0.2551
6	0.4521	0.4619	0.2479	0.2552	0.0262	0.0287
7	0.2721	0.3256	-0.0356	-0.0343	0.0496	0.0839
8	-0.4889	-0.4698	-0.4913	-0.4806	-0.4914	-0.4831

3.2 孪生在晶间的应变传递

HCP 晶格结构的金属独立滑移系少、塑性变形能力差, 容易在晶界处产生位错塞积; 晶界的变形协调能力也极大地影响到材料的塑性。如图 5(a)所示, 不同于晶粒 8 中孪晶的扩展被晶界所阻碍, 晶粒 1 和晶粒 2 中的孪生 1 能够穿过晶界从一个晶粒传递到相邻晶粒。这种孪生变形在晶间的传递能够很好地松弛晶界处的应力, 起到传递变形的作用。图 5(b)也显示在晶粒 1 和晶粒 2 之间没有明显的应力集中现象, 说明孪生在晶间的传递有利于改善晶间变形协调性从而提高合金韧性。为了进一步研究影响这种晶间变形协调能力的因素, 通过 OIM 软件得到该组织中产生孪生晶粒(晶粒 1、晶粒 2、晶粒 3、晶粒 4、晶粒 6、晶粒 8)的欧拉角, 并引入变形协调因子 m' 及晶间取向差(见表 2)进行讨论。表 2 中, m'_{2-3} 表示 Grain1 及 Grain2 的实际变形协调因子, 其他未观察到孪生传递晶粒的 m'_{a-b} 为 Grain a 、Grain b 间最大变形协调因子。

表 2 去孪晶退火后室温拉伸组织孪生母晶粒间的变形协调因子 m'

Table 2 Deformation compatibility parameter m' between two twinned grains for detwinning zinc after tensile test at room temperature

Grain $a-b$	m'_{a-b}	Grain misorientation/(°)
1-2	0.9115	23
1-3	0.4670	64
1-4	0.4951	65.8
2-3	0.6688	48.2
2-6	0.8518	30
2-8	0.4054	74.4
3-4	0.4368	71

结合图 5(a)各晶粒的几何关系可看出: 可能发生孪生传递的晶粒对为晶粒 1-2、1-3、1-4、2-3、2-6、2-8、3-4, 其中只有晶粒对晶粒 1-2 发生了孪生传递。可以看出, 晶粒 1 和晶粒 2 间的晶间取向差很小, 只有 23°; 两晶粒间具有很大的 m' 因子, 达到 0.9115, 表明晶粒间具有很强的变形协调能力, 晶界附近未见明显应力集中, 如图 5(b)所示。而晶粒 1-3、1-4、2-8、3-4 的晶间取向差大, 均大于 60°; 两晶粒中不同孪生变体间最大变形协调因子 m' 均小于 0.5, 表明这些晶粒对的晶间变形协调能力差、孪生传递难以发生。这可能会导致晶界处产生明显的位错塞积, 如图 5(b)所示。故认为在取向接近的母晶粒间, 更容易找到变形

协调因子较大的两个孪生变体, 使变形通过孪生在晶间的传递得以协调。

当然, 晶粒间的取向差及变形协调因子 m' 并不能作为两晶粒间是否发生孪生传递的唯一判据。如: 晶粒 1 中只有孪生 1 穿过晶界继续扩展到晶粒 2 中产生了孪生传递, 而同一晶粒中的孪生 1'并未在晶粒 2 中继续扩展。晶粒对晶粒 2-6 与晶粒对晶粒 1-2 有着相当的晶间取向差及 m' 值, 但仍未在晶粒对晶粒 2-6 中观察到孪生传递。考虑到局部位错及应力分布的复杂性可能影响孪生的形核及扩展, 上述现象可能与晶界处的位错密度、位错/晶界反应、位错/孪晶界反应, 或晶界处的应力集中程度有关^[1]。

综合以上分析可知, HCP 晶体结构的纯 Zn 囿于其有限的滑移系, 室温变形过程极大地受到孪生的影响。挤压态纯 Zn 沿挤压方向变形时, 由于 $\{10\bar{1}2\}$ ($10\bar{1}\bar{1}$) 压缩孪晶激活比例的差异, 材料表现出明显的拉压不对称。Schmid 因子为负值的 $\{10\bar{1}2\}$ ($10\bar{1}\bar{1}$) 压缩孪生也能被激活, 这表明晶间的变形协调能力影响着材料的局部应力分布。去孪晶退火后纯 Zn 室温拉伸组织的 GROD 分析结果显示: 孪晶界及其内部位错密度很低, 这可能与孪生变形过程中位错的消耗有关; 这说明孪生变形能够在一定程度上缓解应力集中。晶界对孪生的扩展及位错滑移有明显的阻碍作用, 这会进一步引发晶界处的应力集中、诱发材料失效。可见, 晶间变形协调能力通过影响变形过程中材料局部应变/应力分布来影响材料宏观力学行为。这与近几年的研究成果相一致^[20-22]。研究纯 Zn 的晶间变形行为对掌握其微观组织调控方法、深理解纯 Zn 及其合金的塑性变形理论有重要意义。引入晶间取向差及变形协调因子 m' 评价孪生传递行为, 结果表明: 对于软取向晶粒, 取向接近、变形协调因子大的晶粒间更容易孪生传递, 晶间变形协调能力更强。然而, 晶间取向差及变形协调因子并非是评价孪生传递行为的唯一判据, 孪生传递过程还受到材料局部位错密度及应力状态的影响。

4 结论

- 1) 纯 Zn 在热挤压、室温拉伸及压缩变形条件下, $\{10\bar{1}2\}$ ($10\bar{1}\bar{1}$) 压缩孪生为最常见的孪生类型。
- 2) 挤压态纯 Zn 沿 ED 方向拉伸与沿 ED 方向压缩表现出明显的拉压不对称。ED 方向拉伸的屈服强度远低于 ED 方向压缩的屈服强度。另外, 局部应力

分布会受到材料晶间变形协调能力的影响。

3) 孪晶界及其内部位错密度很低, 纯 Zn 在通过 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 孪生承担变形时能有效消耗位错、松弛应力; 但晶界对孪生及位错滑移有很强的阻碍作用, 易造成应力集中, 影响材料力学行为。

4) 孪生变形的晶间传递能协调变形、缓解局部应力集中。引入变形协调因子 m' 评价孪生传递的可能性, 取向接近、 m' 值越大的晶粒间越易发生孪生传递。

REFERENCES

- [1] BOWEN P K, DRELICH J, GOLDMAN J. Zinc exhibits ideal physiological corrosion behavior for bioabsorbable stents[J]. *Adv Mater*, 2013, 25(18): 2577–2582.
- [2] TANG Zi-bo, HUANG Hua, NIU Jia-lin, ZHANG Lei, ZHANG Hua, PEI Jia, TAN Jin-jin, YUAN Guang-yin. Design and characterizations of novel biodegradable Zn-Cu-Mg alloys for potential biodegradable implants[J]. *Materials & Design*, 2017, 117: 84–94.
- [3] WANG Chang, YU Zhen-tao, CUI Ya-jun, ZHANG Ya-feng, YU Sen, QU Gong-qi, GONG Hai-bo. Processing of a novel Zn alloy micro-tube for biodegradable vascular stent application[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(9): 925–929.
- [4] LI Run-xia, LI Rong-de, BAI Yan-hua. Effect of specific pressure on microstructure and mechanical properties of squeeze casting ZA27 alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(1): 59–63.
- [5] XIN Yun-chang, ZHOU Xiao-jun, LIU Qing. Suppressing the tension-compression yield asymmetry of Mg alloy by hybrid extension twins structure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 567: 9–13.
- [6] HE Jie-jun, LIU Tian-mo, XU Shun, ZHANG Yin. The effects of compressive pre-deformation on yield asymmetry in hot-extruded Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 579: 1–8.
- [7] CHANDOLA N, LEBENSOHN R A, CAZACU O, MISTRA R, BARLAT F. Combined effects of anisotropy and tension-compression asymmetry on the torsional response of AZ31 Mg[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2015, 58: 190–200.
- [8] SALEM A A, KALIDINDI S R, DOHERTY R D. Strain hardening due to deformation twinning in α -titanium: Mechanisms[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(1): 259–268.
- [9] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 464(1/2): 1–7.
- [10] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 464(1/2): 8–16.
- [11] WANG L, EISENLOHR P, YANG Y, BIELER T R, CRIMP M A. Nucleation of paired twins at grain boundaries in titanium[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(8): 827–830.
- [12] WANG L, YANG Y, EISENLOHR P, BIELER T R, CRIMP M A, MASON D E. Twin nucleation by slip transfer across grain boundaries in commercial purity titanium[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 41(2): 421–430.
- [13] LUSTER J, MORRIS M A. Compatibility of deformation in two-phase Ti-Al alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26: 1745–1756.
- [14] PAN Hong-chen, WANG Feng-hua, JIN Li, FENG Miao-lin, DONG Jie. Mechanical behavior and microstructure evolution of a rolled magnesium alloy AZ31B under low stress triaxiality[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(12): 1282–1288.
- [15] YOO M H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1981, 12(3): 409–418.
- [16] 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): 2371–2381.
- [17] DING Wen-jiang, JIN Li, WU Wen-xiang, DONG Jie. Texture and texture randomization of wrought Mg alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2371–2381.
- [18] BARNETT M R. A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(9): 1799–1806.
- [19] SOLAS D E, TOME C N, ENGLER O, WENK H R. Deformation and recrystallization of hexagonal metals: Modeling and experimental results for zinc[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(18): 3791–3801.
- [20] PHILIPPE M J, WANGNER F, MELLAB F E, ESLING C, WEGRIA J. Modelling of texture evolution for materials of hexagonal symmetry—I. Application to zinc alloys[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(1): 239–250.
- [21] JIN Li, DONG Jie, SUN Jie, LUO A A. In-situ investigation on the microstructure evolution and plasticity of two magnesium alloys during three-point bending[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 72: 218–232.
- [22] SUN Jie, JIN Li, DONG Jie, DING Wen-jiang, LUO A A. Microscopic deformation compatibility during monotonic loading in a Mg-Gd-Y alloy[J]. *Materials Characterization*, 2016, 119: 195–199.
- [23] XIN Ren-long, GUO Chang-fa, XU Ze-ren, LIU Guo-dong, HANG Xiao-xu, LIU Qing. Characteristics of long $\{10\bar{1}2\}$ twin bands in sheet rolling of a magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 74: 96–99.

Influence of twinning behavior on mechanical property of pure zinc deformed at room temperature

ZHAO Meng-jie, JIN Li, DONG Jie, WANG Feng-hua, DONG Shuai

(National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming,
Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: The microstructure evolution and mechanical properties were investigated by combined optical microscopy (OM), electron backscattered diffractometry (EBSD) and mechanical property testing at room temperature. The results suggest that $\{10\bar{1}2\}$ twinning activates in most samples during deformation in Zn and causes tension-compression yield asymmetry during uniaxial loading at room temperature. And the paired twins are observed, where twins can propagate throughout the grains and consequently transfer strain to neighboring grains (termed as twin-twin transfer behavior). A geometric compatibility factor m' was discussed to assess the possibility. It indicates that the more similar of grain orientation and the larger of m' value are, the more likely twin-twin transfer tends to happen.

Key words: zinc; twinning; tension-compression yield asymmetry; deformation compatibility factor

Received date: 2017-05-27; Accepted date: 2018-05-20

Corresponding author: JIN Li; Tel: +86-21-34203052; E-mail: j_jinli@sjtu.edu.cn

(编辑 龙怀中)