

Mg-Nd 合金室温和深冷变形行为的研究

陈 豪¹, 彭丽丽¹, 李建冬¹, 张 静^{1,2}

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

(2. 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘 要: 采用准原位电子背散射衍射 (EBSD)、滑移迹线法和晶内取向轴法 (IGMA), 研究了轧制退火态 Mg-Nd 合金板材在室温 (RT) 和 -150 °C 深冷 (CT) 条件下沿轧制方向压缩过程中的变形行为。结果表明: 变形温度不影响孪生模式, 但会显著影响孪生形核率以及滑移模式。相比于 RT 压缩, 经相同的压缩变形 (4%), CT 压缩显著增大了样品变形过程中的局部应力, 导致孪晶形核率提高了约 10%, 孪晶界总长度提高了约 8%, 并促进了非基面滑移, 其比例由 RT 压缩时的 45.5% 增加至 CT 压缩的 65.9%, 此外, 低温抑制了压缩变形过程中的基面 $\langle a \rangle$ 滑移, 其比例由 RT 压缩的 54.5% 降低至 CT 的 34.1%。

关键词: 变形温度; 变形行为; EBSD; 滑移迹线; IGMA

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)07-1944-09

镁是目前最轻的金属结构材料, 在国防军工、航空航天、汽车、电子 3C 等领域具有广泛的应用前景。作为典型的密排六方晶体, 镁中不同滑移系启动的临界分切应力 (CRSS) 差异明显^[1], 基面滑移和孪生是室温下镁的主要变形模式。然而, 孪生只能有限地协调沿 c 轴方向的变形。因此, 激活非基面滑移、有效协调沿 c 轴方向的变形是实现镁合金均匀塑性变形、改善各向异性的关键。

研究表明, Re、Li、Ca 等合金元素能够降低镁合金非基面滑移的 CRSS, 促进非基面滑移的开启^[2-5]。Nd 是镁合金中重要的稀土合金化元素, Liu 等人^[6]的模拟和实验工作表明, Nd 是其中最具有潜力通过激活非基面滑移、强化孪晶改善镁合金性能的稀土元素之一。Ha 等人^[7]对 ZK10 与 ZN10 轧制板材沿轧向 (RD) 进行拉伸, 研究表明 Nd 元素的添加弱化了织构, 激活了更多的非基面 $\langle a \rangle$ 位错与锥面 $\langle c+a \rangle$ 位错, 提高了合金的塑性。Maldar 等人^[8]通过粘塑性自洽模拟 (VPSC) 研究了 Mg-2Nd 合金沿挤压方向 (ED) 拉伸的变形机理, 发现变形过程中仍是基面滑移主导变形, Nd 元素的添加降低了柱面滑移与基面滑移的 CRSS 比值, 但基本没有产生一级锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移, 研究中没有涉及二级锥面滑移的情况。Xu 等人^[9]通过研究不同 Nd 含量的

Mg-xNd 合金的拉压屈服不对称性发现, Nd 元素的添加抑制了孪生, 显著降低了合金的拉压屈服不对称性。目前, 稀土元素对镁合金滑移、尤其是非基面滑移和孪生这 2 种变形模式的影响仍有待于定量的研究和统计表征。

变形温度是影响镁合金变形行为的重要参数。一般认为基面 $\langle a \rangle$ 滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶受温度影响很小, 而非基面滑移的 CRSS 与变形温度之间存在反比关系。因此, 随着变形温度的升高, 基面滑移和非基面滑移之间 CRSS 的差距逐渐减小, 非基面滑移的开启使镁的塑性得到改善^[10-11]。目前, 已有较多镁及其合金高温变形行为的研究, 却鲜有在深冷温度条件下变形行为的研究。仅有的报道主要集中在力学行为和断裂模式上^[12-16], 如 Tang 等人^[16]的研究发现, 随着变形温度的降低, 孪晶界对位错的滑移阻碍逐渐增强, 位错与孪晶交互处产生应力集中, 最终导致裂纹在交互处萌生。目前, 尚缺乏深冷条件下镁合金变形模式、尤其是滑移类型和孪生行为等方面的认识。探索镁合金的深冷变形行为无疑将有助于扩展镁合金在航空航天等领域的应用。

本工作以 Mg-Nd 合金为研究对象, 采用准原位电子背散射衍射 (EBSD) 分析、滑移迹线法和晶

收稿日期: 2023-07-02

基金项目: 重庆英才计划; 国家自然科学基金 (51471038)

作者简介: 陈 豪, 男, 1997 年生, 硕士, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, E-mail: 202009021070@cqu.edu.cn

内取向轴法 (IGMA) 等手段, 定量表征和统计了合金室温 (RT) 和深冷 (CT) 压缩变形过程中滑移、孪晶的类型及其开启比例/形核率等特征参数, 研究了变形温度影响滑移类型演变和孪晶形核变化的规律, 讨论了变形模式变化对力学性能的影响, 为深入理解 Nd 合金元素和变形温度对镁变形行为的影响提供基础数据和理论依据。

1 实 验

将 Mg-1Nd (at%) 合金轧制态板材在 550 °C 退火 30 min, 采用 X 射线衍射 (Rigaku D/Max 2000) 测定退火板材的织构。利用电火花线切割将退火板材沿 RD 方向加工成 $\Phi 4\text{ mm} \times 6\text{ mm}$ 的压缩试样, 在 RT 和 CT 下沿 RD 方向进行应变速率为 $1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 的压缩力学性能测试。其中, 先用镊子将深冷压缩样品浸泡在液氮中 3 min, 使 CT 压缩样品的温度下降到 -150 °C 左右, 随后再进行力学性能测试。

采用 JOEL JSM7800F 场发射扫描电镜 (SEM) 对 RT 与 CT 压缩试样进行显微组织形貌观察和准原位 EBSD 分析, 实验所选取的观察面均为 RD-TD 面, EBSD 标定面积为 $400\text{ }\mu\text{m} \times 350\text{ }\mu\text{m}$ 。利用 Channel 5 和 OIM 软件分析处理 EBSD 数据。

采用 IGMA 方法对发生滑移的晶粒数量进行统计, 分析选取的小角度取向差为 $0.5^\circ \sim 2^\circ$; 用滑移迹线法确定各晶粒发生的滑移类型, 用 Python 代码计算出每个晶粒中的理论滑移迹线, 将计算得到的理论滑移迹线与 SEM 照片中实际观察到的滑移线进行对比从而确定晶粒中开动的滑移系。

2 结果与讨论

2.1 退火态 Mg-Nd 合金轧板的显微组织

图 1 为退火态 Mg-Nd 合金轧板的光学显微组织 (OM) 图、反极图 (IPF) 图、晶粒尺寸统计图以及 {0001} 极图。由图 1a 和 1b 的 OM 图和 IPF 图可知, 退火态合金板材发生了完全再结晶, 且晶粒尺寸较均匀。经统计, 平均晶粒尺寸约为 $30\text{ }\mu\text{m}$, 如图 1c 所示。根据图 1d 的极图可知, X 射线衍射 (XRD) 极图与 EBSD 微区极图匹配较好, 退火轧板织构均匀, 均呈现晶粒的 c 轴偏离轧板法向 (ND) 大约 $30^\circ \sim 40^\circ$ 的弱基面织构。

2.2 Mg-Nd 合金在 RT 与 CT 下压缩的力学性能

图 2 为 Mg-Nd 合金板材在 RT 与 CT 下沿 RD 方向压缩的力学性能曲线。由图 2a 可知, CT 压缩的屈服强度 (compressive yield strength, CYS) 较

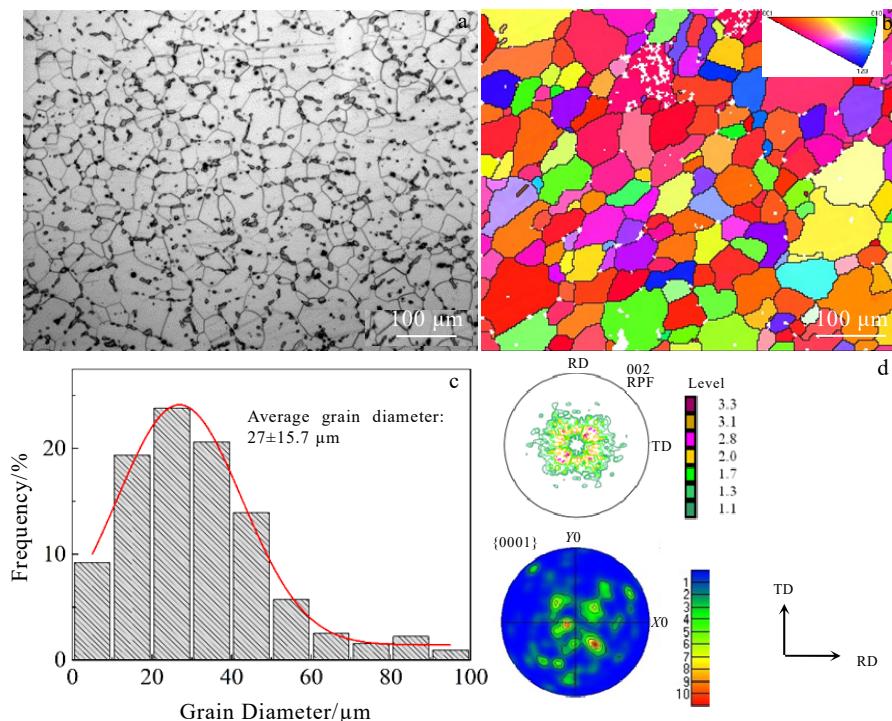


图 1 退火态 Mg-Nd 合金轧板的组织及晶粒尺寸统计图和极图

Fig.1 Microstructure and grain size analyses of as-annealed Mg-Nd alloy sheet: (a) OM image, (b) IPF map, (c) grain size distribution, and (d) XRD pole figure and EBSD microzone pole figure

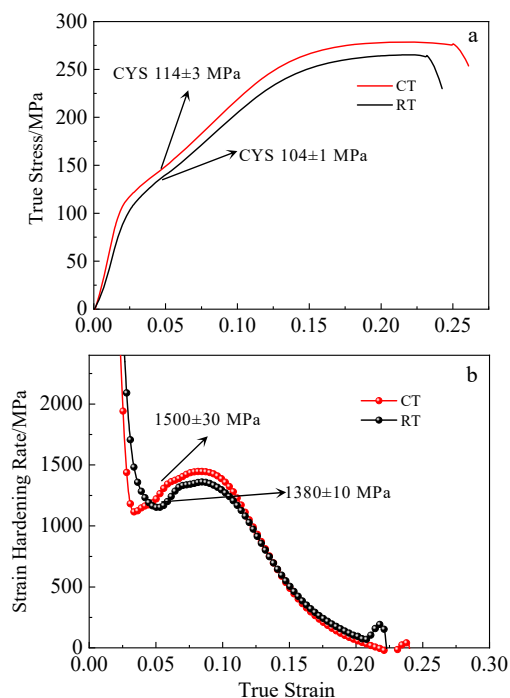


图 2 Mg-Nd 合金样品在 RT 和 CT 下沿 RD 压缩的真应力-应变曲线和应变硬化率曲线

Fig.2 True stress-true strain curves (a) and strain hardening rate curves (b) of samples compressed along RD at RT and CT

RT 压缩有约 10 MPa 的小幅提升；图 2b 的加工硬化曲线表明，RT 和 CT 压缩的应变硬化率最大值都出现在真应变约为 0.08 的地方，但 CT 压缩下的最大应变硬化率约为 1500 MPa，RT 压缩约为 1380 MPa，CT 压缩下表现出了更大的应变硬化率，提高了约 120 MPa。这表明 RT 与 CT 压缩下合金具有不同的变形行为，这将在后续的分析中加以探讨。需要指出的是，该压缩实验选用的应变速率为 10^{-2} s^{-1} ，力学性能测试过程会持续约 20 s，在 CT 条件下进行力学性能测试的过程中会出现较大的温升，温度将从 -150°C 上升到约 -20°C ，这会导致实验结果出现一定偏差，即如果测试温度能持续保持在 -150°C ，RT 与 CT 的压缩力学性能差异将更加显著，这在相关研究中已得以证明^[12,17-18]。

2.3 CT 压缩对 Mg-Nd 合金孪生行为的影响

图 3a、3b 分别为 Mg-Nd 合金板材样品在 RT 和 CT 下沿 RD 方向压缩 4% 时的 IPF 图，从晶粒尺寸和 IPF 图晶粒的颜色来看，两样品的晶粒尺寸以及各晶粒的取向均无明显差异。图 3c、3d 分别为 RT 和 CT 压缩 4% 的孪晶界分布图，统计在内的孪晶有镁及其合金中常见的 $\{10\bar{1}2\}$ 、 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}1\}$ 、 $\{10\bar{1}3\}$ 压缩孪晶，由孪晶界图的结果可

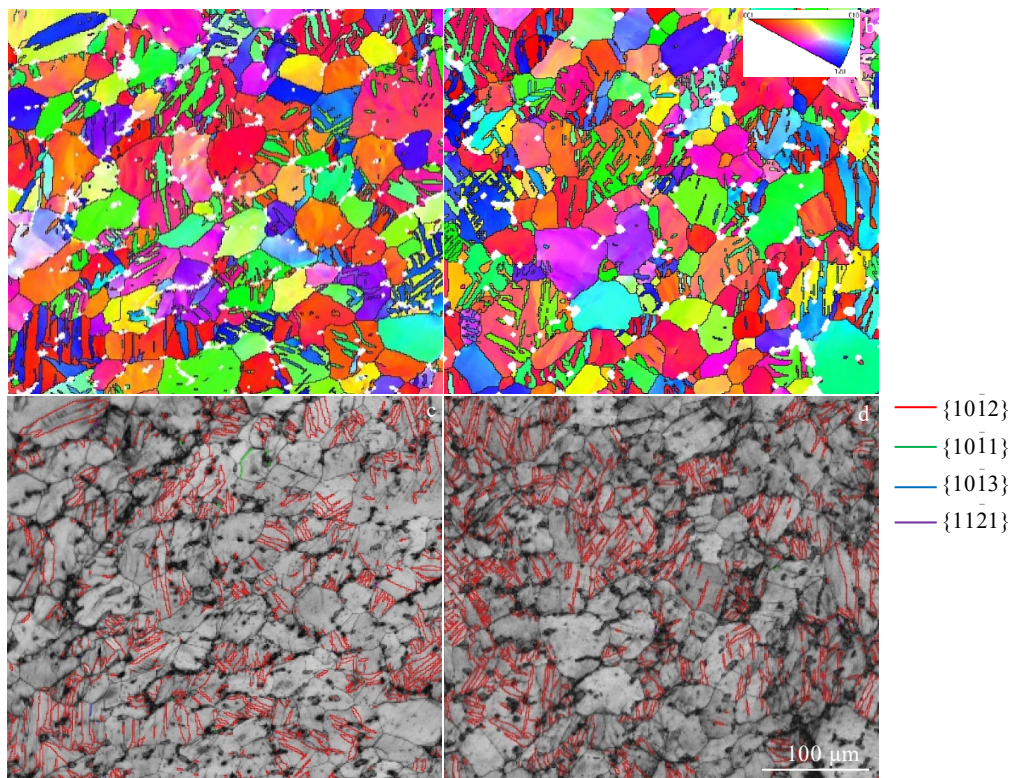


图 3 Mg-Nd 合金板材样品在 RT 和 CT 下沿 RD 压缩 4% 的 IPF 图和孪晶界图

Fig.3 IPFs (a-b) and twin grain boundary maps (c-d) of samples after 4% compression along RD at RT (a, c) and CT (b, d)

知, RT 和 CT 压缩条件下所有的孪晶界都为红色, 即 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶, 这表明在这 2 种变形条件下 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶均为唯一的孪生模式, CT 压缩并不会导致孪生模式的改变。

图 4 为样品在 RT、CT 下压缩 0% 和 4% 的 $\{0001\}$ 极图, 由图 4a、4c 可知两样品在未压缩之前均呈现出弱基面织构, 其中 RT-0% 的织构强度为 10.66, CT-0% 的织构强度为 7.94, RT 样品织构强度略高。经 4% 应变后, 如图 4b、4d, $\{0001\}$ 极图的强度峰出现了约 90° 的偏转, 说明两样品均出现了较多孪晶, 使得晶粒的 c 轴平行于加载方向 (RD)。对极图进一步对比发现, 经 RT 压缩后, 晶粒 c 轴分布的最大强度仍是在偏离 ND 方向 30° 处, 相对强度值大约为 7, 平行于 RD 的方向相对强度值大约为 3; 而样品经过 CT 压缩后, c 轴在偏离 ND 方向 30° 以内的相对强度值减小到 5 左右, 同时平行于 RD 方向的强度增加到 8 左右。这说明 CT 压缩相对于 RT 压缩发生了更高比例的孪生。

进一步基于 Channel 5 和 OIM 软件对孪晶的特征参量 (孪晶的形核率、面积分数和孪晶界长度分数) 进行了统计。其中, 图 5 为 RT 和 CT 压缩 4% 的孪晶面积分数图, 由图可知, 基体在发生孪生之后出现了取向偏转, 所有孪晶的取向均呈现出 RD 压缩的“硬取向”, 即 c 轴方向平行于 $\langle uv\bar{t}0 \rangle$ 。表 1 为 RT 和 CT 下沿 RD 压缩 4% 样品的孪晶特征参量, RT 压

缩下样品的孪晶形核率为 56.6%, 孪晶面积分数为 17.9%, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界的长度分数为 22.2%, 而 CT 压缩下孪晶形核率为 66.4%, 孪晶面积分数为 19.6%, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界的长度分数为 29.8%。显然, 样品在沿 RD 方向进行压缩过程中, 相较 RT 压缩, CT 压缩显著提升了孪晶的形核率, 孪晶形核率提高了约 10%, 此外, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界的长度也提高了约 8%; 孪晶的面积分数则基本保持不变。

一般认为, 镁合金中 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶对变形温度是不敏感的, 受温度影响很小。然而本研究表明, CT 压缩显著提升了孪晶的形核率。由于孪生是属于应力激活的变形模式, 下面我们从应力角度分析不同温度下压缩导致的孪生形核率的差异。图 6 为样品在 RT 和 CT 下压缩 4% 的 KAM 图。由图可知, CT 压缩下样品的局部应力较 RT 压缩大, 且应力多集中于晶界附近; RT 压缩的样品, 局部应力值相对较小且分布基本比较均匀。这是因为位错运动为热激活过程, CT 下变形抑制了位错的运动, 因此, 在晶界附近不容易发生位错滑移去协调晶间变形, 由此在晶界附近引起了明显的应力集中。而该应力集中激发了相邻晶粒发生孪生去协调应变, 这是 CT 和 RT 压缩出现孪生形核率差异的主要因素。但需要指出的是, 在本工作中, CT 压缩仅对孪晶的形核率有较大影响, 对孪晶面积分数却几乎没有影响, 对于这一结果将在后续结合 CT 对滑移类型的影响给予讨论。

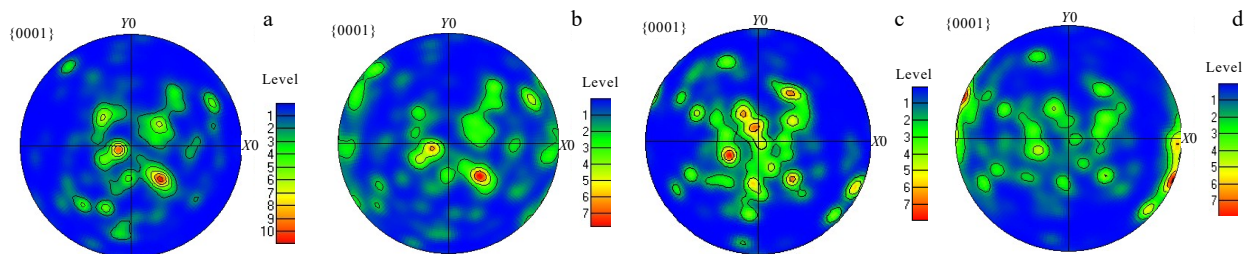


图 4 样品在 RT 和 CT 下沿 RD 压缩 0% 与 4% 的极图

Fig.4 Pole figures of samples after 0% (a, c) and 4% (b, d) compression along RD at RT (a-b) and CT (c-d)

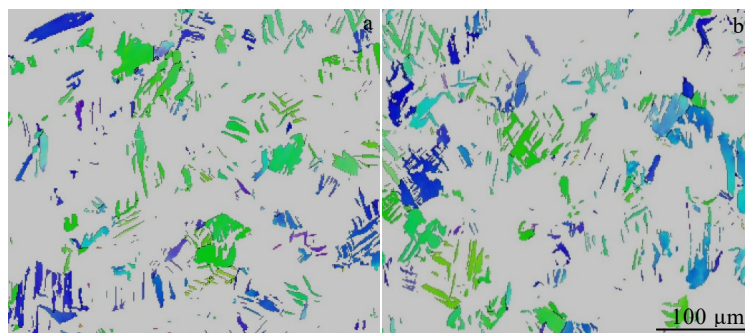


图 5 RT 和 CT 下样品沿 RD 压缩 4% 的孪晶面积图

Fig.5 Twinning area maps of samples after 4% compression along RD at RT (a) and CT (b)

表 1 RT 和 CT 下沿 RD 压缩 4% 样品的孪晶特征参量
Table 1 Characteristic parameters of twin in samples after 4% compression along RD at RT and CT

Sample	Twin nucleation rate/%	Twin fraction/%	Length fraction of twin boundary/%
RT	56.6	17.9	22.2
CT	66.4	19.6	29.8

2.4 CT 压缩对 Mg-Nd 合金滑移行为的影响

位错的滑移会产生晶格的旋转，由此产生亚晶界，通过 Channel 5 软件能识别出这些亚晶界，从而对晶粒是否产生滑移进行判定。本实验用 IGMA 方法对发生滑移的晶粒数量进行统计，用滑移迹线法确定各晶粒发生的滑移类型，其中滑移迹线法中 1~3 号滑移系对应着基面滑移，4~6 号滑移系对应着柱面滑移的 6 个变体，7~11 号滑移系对应着锥面滑移的 6 个变体。图 7 为 CT 压缩试样中部分晶粒的滑移迹线与 IGMA 分析，其中图 7a 中晶粒滑移导致的泰勒轴偏转集中在<0001>，最大强度与最小强度分别为 3.30 和 0.22，对应的滑移为柱面<a>滑移，滑移迹线分析结果也表明该滑移系为 4 号滑移系柱面滑移；图 7b 中晶粒滑移导致的泰勒轴偏转集

中在<uv̄t0>处，最大强度与最小强度分别为 1.95 和 0.41，对应的滑移为二级锥面<c+a>滑移或基面<a>

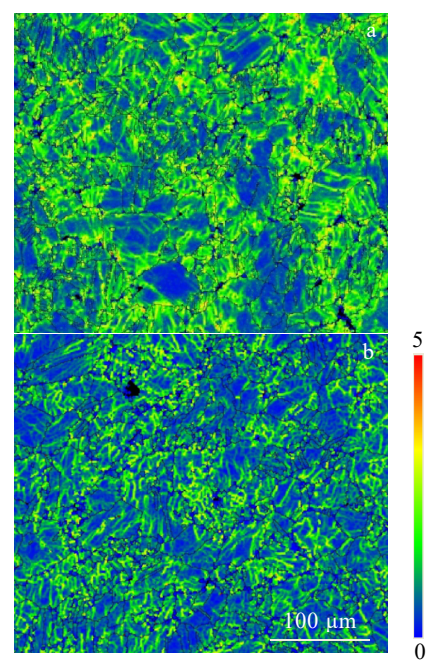


图 6 样品在 CT 和 RT 下压缩 4% 的 KAM 图
Fig.6 KAM maps of samples after 4% compression at CT (a) and RT (b)

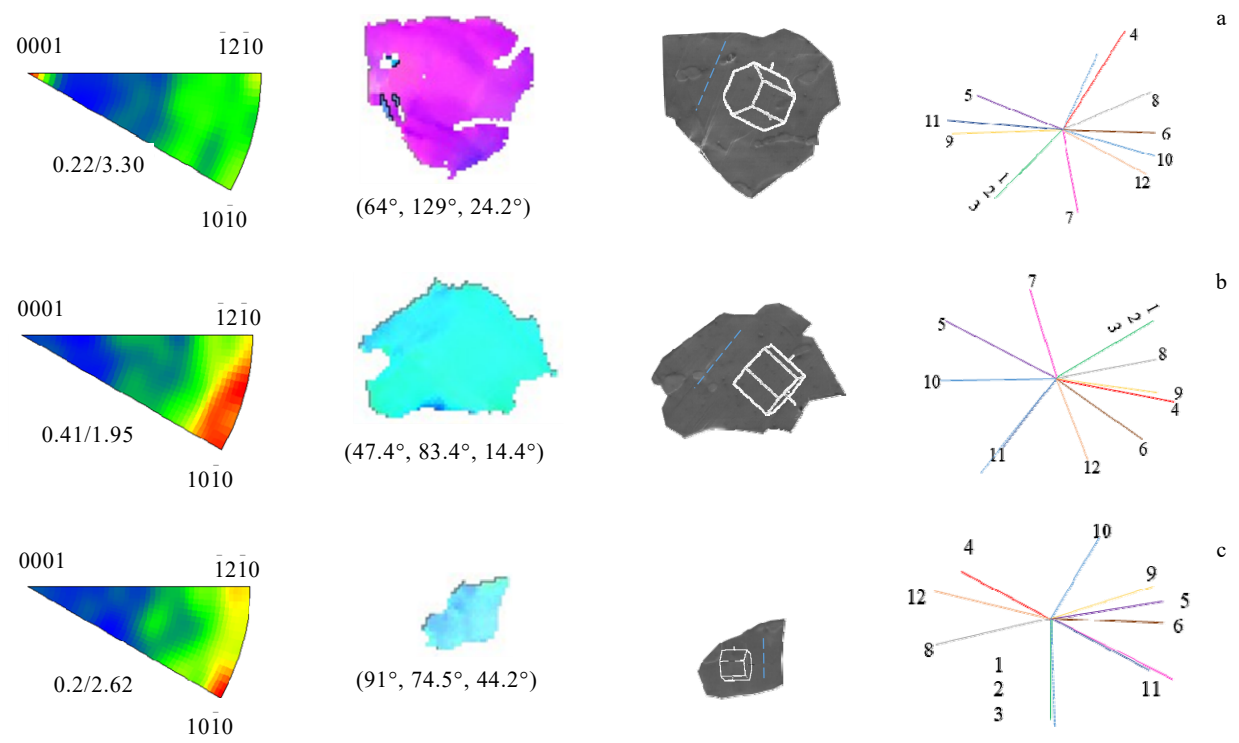


图 7 CT 压缩试样中部分晶粒的滑移迹线与 IGMA 分析
Fig.7 Slip traces and IGMA analysis of some grains in CT sample: (a) prismatic slip, (b) pyramidal slip, and (c) basal slip

滑移,结合滑移迹线分析结果,确定为11号滑移系锥面滑移;图7c中晶粒滑移导致的泰勒轴偏转集中在 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 处,最大强度与最小强度分别为2.62和0.2,对应的滑移为二级锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移或基面 $\langle a \rangle$ 滑移,结合滑移迹线分析结果为1号滑移系基面滑移。3个晶粒的IGMA分析与滑移迹线分析都匹配较好。需要指出的是,在分析过程中并不是所有的IGMA分析与滑移迹线分析都能相互匹配,仍有相当一部分存在偏差,这是因为在变形过程中存在着多系滑移或者是单系滑移多变体开启的情况,从而使泰勒轴偏转的强度出现偏差造成的^[19],当两方法出现偏差时,滑移系的确定均以滑移迹线法为准。

基于IGMA与滑移迹线分析,我们对RT与CT压缩变形下发生滑移的晶粒数量与滑移系类型进行了统计。图8为RT与CT下压缩4%时的EBSD图及SEM图,其中观察到滑移迹线的晶粒的欧拉角信息被分别标记在图8a、8c中,而8b、8d的SEM图中橙色的迹线代表基面滑移,红色的代表柱面滑移,蓝色的代表锥面滑移。结合表2的统计结果可以发现,与RT压缩相比,CT压缩样品中发生滑移的晶粒数量基本不变,而各滑移系类型的数量比例则发生明显变化,其中变化最明显的是基面 $\langle a \rangle$ 滑移与二级锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移。随着温度的降低基面滑移的比例显著降低,从RT压缩的54.5%下降到了34.1%,非基面滑移比例由45.5%增加至65.9%,其中二级锥面滑移从24.3%提高到了39.1%,柱面滑移略有提升,从21.2%提升到了26.8%。

一般认为,基面 $\langle a \rangle$ 滑移受变形温度影响很小,而非基面滑移的CRSS与变形温度之间存在反比关系,在高温下更易于开启。然而,本实验结果表明CT压缩下的滑移行为显然并不符合这样的规律。因此,下面从 $\langle c+a \rangle$ 位错的P-B转变和应力角度对CT压缩下发生的滑移类型的演变进行分析。

Wu等人^[20]的模拟工作发现,纯镁的 $\langle c+a \rangle$ 位错非常容易分解成基面不可动结构,即发生P-B转变,这种结构的出现会极大地影响位错的运动,从而导致纯镁的低塑性。如图9所示,Wu等对不同温度下P-B转变的能量和平均转变时间的计算表明,该转变是一个热激活的过程,温度的降低能显著提高P-B转变的能垒,抑制 $\langle c+a \rangle$ 位错的分解,尤其是在压应力的作用下;此外,低温还显著延长了P-B转变的时间,这也在一定程度上对 $\langle c+a \rangle$ 的分解有抑制作用。因此有理由相信,CT压缩条件下 $\langle c+a \rangle$ 位错的稳定性提高,不易发生P-B转变,从而使得

$\langle c+a \rangle$ 滑移显著增多。此外,CT压缩下更大的应力集中(如图6所示)也是非基面滑移比例提高的因素之一。这是因为通常情况下,由于基面滑移与非基面滑移开启的CRSS差距较大,使非基面滑移难以开启;但是在产生了较大应力集中的情况下,局部的应力集中使各滑移系都达到了位错开动的CRSS,因而增大了非基面滑移的开启几率,使得柱面滑移和锥面滑移的占比有所提高。图10所示的各滑移系施密特因子的分析结果进一步支撑了局部应力的这一作用。由图10可以看出,相比RT压缩,CT压缩下各滑移系出现了更高比例的反施密特因子定律的现象,这正是因为CT压缩下,试样出现了更大的局部应力集中,使某些晶粒处的应力达到了滑移系的CRSS,此时决定何种滑移系开启的是局部应力状态而不是施密特因子大小。此外,对于基面滑移比例的降低,有研究表明,在单晶中当温度由295 K降到4 K,基面滑移的CRSS提升了50%^[21],显然,CRSS的增大使基面滑移在CT压缩条件下受到抑制,因此基面滑移的占比降低。

此外,在上一节对CT压缩下孪生行为的研究中,结果表明CT压缩仅对孪晶的形核率有较大影响,对孪晶面积分数却几乎没有影响。这是因为滑移与孪生是相互竞争的2种变形模式,尤其是锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移与孪生,它们都能协调 c 轴方向的应变。而孪晶对 c 轴应变的协调主要是通过孪晶的长大实现的,即表现为孪晶面积分数的增大。由于在CT压缩下,较多的锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移得以开启,孪晶对 c 轴应变协调的必要性降低,从而使孪晶面积分数变化不显著。

2.5 变形模式对Mg-Nd合金力学性能的影响

由以上CT压缩对孪生和滑移行为的影响可知,温度影响着滑移类型和孪晶形核率等变形模式,因而Mg-Nd合金板材在RT与CT压缩过程中表现出了不同的力学性能(图2)。

镁合金轧板在沿RD压缩过程中产生的屈服现象源于 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的形核长大;而孪晶形核与其相邻晶粒发生的 $\langle a \rangle$ 位错在晶界处的塞积及其由此引起的应力集中密切相关^[22-25]。在本工作中,Mg-Nd合金CT压缩的屈服强度比RT压缩提升约10 MPa。其主要原因是:在CT压缩下基面位错滑移受到了抑制,需要在更高的应力下才能使大量位错运动进而在晶界附近产生位错塞积、引起应力集中,由此激发相邻晶粒孪晶的形核,表现在宏观力学性能上就对应着屈服强度的提高。

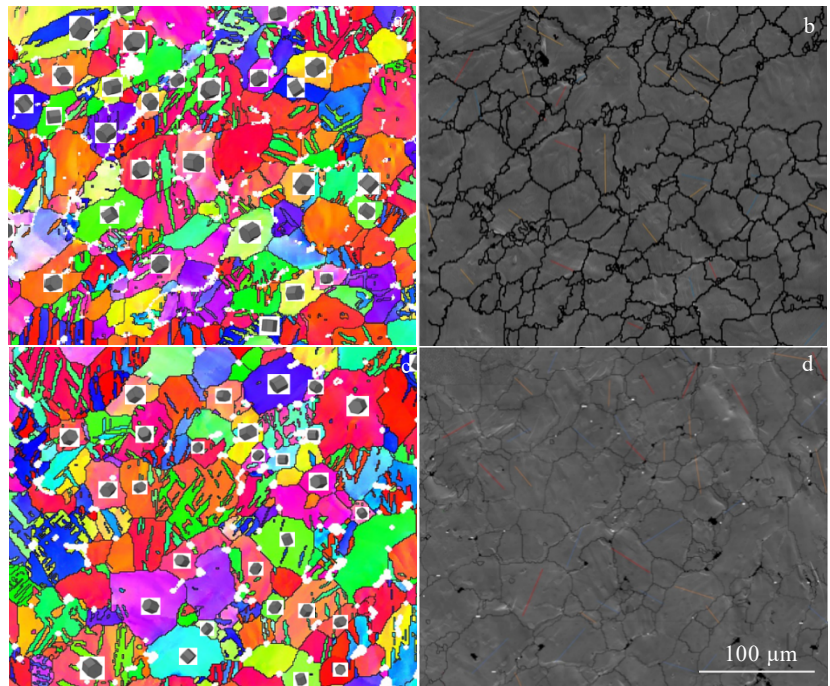


图 8 样品压缩 4% 的 EBSD 及 SEM 图

Fig.8 EBSD (a, c) and SEM (b, d) images of samples after 4% compression at RT (a-b) and CT (c-d)

此外，样品在 CT 压缩变形中表现出了比 RT 压缩更高的应变硬化率。分析认为，Mg-Nd 合金在 CT 压缩下孪晶形核率以及孪晶界长度明显增加，这是 CT 压缩下加工硬化率提高的主要原因。一方面，孪晶形核率的增加使得变形过程中会产生更多的孪晶之间的交互，尤其是在应力集中时容易出现多种孪晶变体的情况下，孪晶之间的交互能显著提高加工硬化率；另一方面，孪晶形核率的增加导致孪晶界增加，产生霍尔佩奇效应^[26]，尤其是在低温下，孪晶界强度急剧升高，孪晶界对位错滑移的阻碍效果亦随着温度的降低明显增强^[15-16]，导致材料加工硬化率的提高。

表 2 样品在 RT 和 CT 下沿 RD 压缩 4% 后各滑移系类型占比以及滑移晶粒占比

Table 2 Ratios of slip mode and slipped grains in samples after 4% compression along RD at RT and CT (%)				
Sample	Basal <a> slip	Prismatic <a> slip	Pyramidal <c+a> slip	Slipped grain
RT	54.5	21.2	24.3	71
CT	34.1	26.8	39.1	69

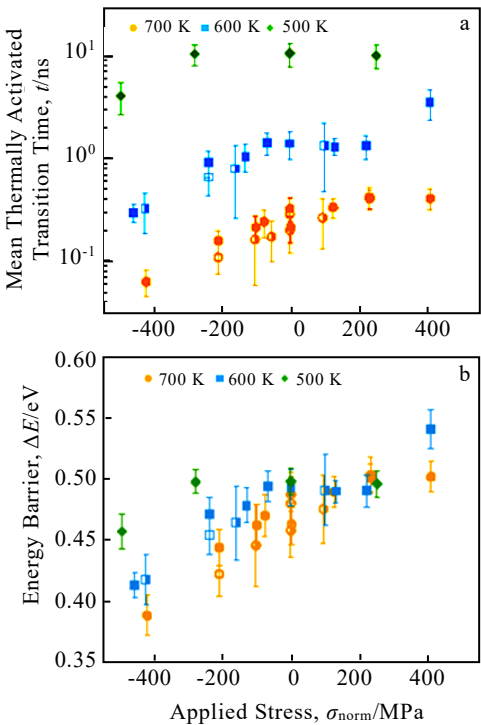


图 9 二级锥面到基面的转变的平均热激活时间和能量势垒

Fig.9 Mean thermally activated transition time (a) and energy barrier (b) for transformation from pyramidal II to basal plane^[20]

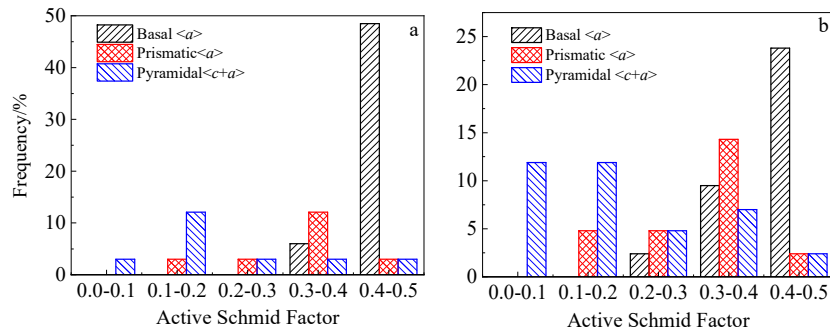


图 10 RT 与 CT 压缩 4% 样品中各滑移系的施密特因子

Fig.10 Schmid factors of different slip systems in samples after 4% compression at RT (a) and CT (b)

3 结 论

1) 深冷变形抑制 Mg-Nd 合金压缩变形过程中的基面 $\langle a \rangle$ 滑移, 促进非基面滑移, CT 下发生基面 $\langle a \rangle$ 滑移的晶粒的比例显著降低, 二级锥面滑移的晶粒的比例则明显提高。经相同的压缩变形(4%), CT 下发生滑移的晶粒的比例与 RT 下相近, 但基面 $\langle a \rangle$ 滑移的比例由 RT 的 54.5% 降低至 CT 的 34.1%, 非基面滑移比例由 RT 的 45.5% 增加至 CT 的 65.9%, 其中二级锥面滑移比例由 RT 的 24.3% 提高到了 39.1%。

2) 变形温度不影响 Mg-Nd 合金的孪生模式, CT 与 RT 下均为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶, 而且孪晶的面积分数基本相同, 然而相比于 RT 压缩, CT 下孪晶形核率提高了约 10%, 孪晶界总长度提高了约 8%。

3) 退火态 Mg-Nd 合金轧板沿 RD 方向 CT 压缩后, 合金的屈服强度相比于 RT 压缩提高了约 10 MPa, 加工硬化率提高了约 120 MPa, 合金孪晶形核率与孪晶界长度显著提高, 增大了压缩变形过程中的加工硬化率。

参考文献 References

- [1] Barnett M R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(9): 1799
- [2] Miyano H, Takemoto K, Tsushida M *et al. Materials Transactions*[J], 2021, 62(8): 1097
- [3] Zhang Jing, Dou Yuchen, Liu Guobao *et al. Computational Materials Science*[J], 2013, 79: 564
- [4] Jung I H, Sanjari M, Kim J *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 102: 1
- [5] Feng Zhongxue(冯中学), Zhao Shan(赵 珊), Tan Jun(谭军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 134

- [6] Liu Guobao, Zhang Jing, Dou Yuchen. *Computational Materials Science*[J], 2015, 103: 97
- [7] Ha C, Bohlen J, Zhou X *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111044
- [8] Maldar Alireza, Wang Leyun, Zhu Gaoming *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 210
- [9] Xu Yuling, Gavras Sarkis, Gensch Felix *et al. JOM*[J], 2019, 72(1): 517
- [10] Malik Abdul, Wang Yangwei, Cheng Huanwu *et al. Results in Physics*[J], 2021, 20: 103731
- [11] Chaudry Umer Masood, Hamad Kotiba, Ko Young Gun. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 815: 140874
- [12] Somekawa Hidetoshi, Ogawa Yukiko, Ono Yoshinori *et al. Philosophical Magazine Letters*[J], 2022, 102(11-12): 396
- [13] Zhang Xuefeng, Wu Guohua, Liu Wencai *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(12): 2883
- [14] Chaudry U M, Noh Y, Hamad K *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 3406
- [15] Zhang K, Shao Z T, Daniel C S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 807: 140821
- [16] Tang Wei. *Advances in Cryogenic Engineering*[J], 2006, 824: 176
- [17] Kula A, Noble K, Mishra R K *et al. Philosophical Magazine*[J], 2016, 96(2): 134
- [18] Kabirian F, Khan A S, Gnäupel-Herlod T. *International Journal of Plasticity*[J], 2015, 68: 1
- [19] Chun Y B, Battaini M, Davies C H J *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(13): 3473
- [20] Wu Z, Curtin W A. *Nature*[J], 2015, 526(7571): 62

- [21] Bhattacharya B, Niewczas M. *Philosophical Magazine*[J], 2011, 91(17): 2227
- [22] Shi Zhangzhi, Zhang Yudong, Wagner Francis *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 83: 17
- [23] Shi Zhangzhi. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 696: 510
- [24] Guan Dikai, Wynne Bradley, Gao Junheng *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 170: 1
- [25] Li J L, Wu D, Chen R S *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 159: 31
- [26] Wu Yiping, Jia Yuzhen, Zhang Sha *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(10): 3574

Deformation Behavior of Mg-Nd Alloy at Room Temperature and Cryogenic Temperature

Chen Hao¹, Peng Lili¹, Li Jiandong¹, Zhang Jing^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing 400044, China)

Abstract: The compression deformation behavior of as-annealed Mg-Nd alloy sheet along rolling direction at room temperature (RT) and cryogenic temperature (CT) of $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ was investigated by in-situ electron backscattered diffraction (EBSD), slip trace method and in-grain misorientation axes (IGMA) method. The results show that the twinning mode is not affected by deformation temperature. In contrast, the twinning nucleation rate and slip type are dramatically affected. Compared with RT compression, the local stress is obviously increased in the sample under CT compression. As a result, the twinning nucleation rate and total length of twin boundary are increased by about 10% and 8%, respectively, at CT under the same compression deformation strain (4%). In the meantime, non-basal slips are promoted during CT compression deformation with the proportion increasing from 45.5% at RT to 65.9% at CT. In addition, the low temperature inhibits basal $\langle a \rangle$ slip during compression deformation, and the proportion of basal $\langle a \rangle$ slip is decreased from 54.5% at RT to 34.1% at CT.

Key words: deformation temperature; deformation behavior; EBSD; slip trace; IGMA

Corresponding author: Zhang Jing, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, E-mail: jingzhang@cqu.edu.cn