



预制孪晶对 AZ31 镁合金板材 高速变形行为的影响

刘笑霖, 毛萍莉, 王瑞峰, 王志, 周乐, 刘正, 王峰

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁省镁合金及成形技术重点实验室, 沈阳 110870)

摘要: 采用分离式霍普金森压杆(SHPB)测试预制孪晶 AZ31 镁合金板材在应变速率分别约为 800、1200 和 1600 s^{-1} 时的动态真应力-真应变曲线。通过自编软件及电子背散射衍射(EBSD)技术分析预制孪晶试样在高应变速率前后微观组织和织构的演变。结果表明: 沿横向(TD)预压缩后再沿着轧制方向(RD)复合预压缩可以促进 AZ31 镁合金板材中多孪晶变体及二次拉伸孪晶的激活。对于沿 TD 方向一次预压缩的试样, 其法向(ND)高应变速率下的屈服强度急剧下降, 这主要是由于退孪生的启动。然而, 对于沿 TD+RD 复合预压缩试样, 由于 $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶和大量交叉孪晶变体的形成可以有效抑制退孪生行为, 一定程度上提高了 AZ31 镁合金 ND 方向的屈服强度, 并且拉伸孪晶的形成能够有利于启动更多的滑移系, 改善了镁合金板材 ND 方向的塑形变形行为。

关键词: AZ31 镁合金; 孪生; 织构; 高应变速率; 变形机制

文章编号: 1004-0609(2021)-03-0649-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 刘笑霖, 毛萍莉, 王瑞峰, 等. 预制孪晶对 AZ31 镁合金板材高速变形行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(3): 649-658. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36427

LIU Xiao-lin, MAO Ping-li, WANG Rui-feng, et al. Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg alloy rolling sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(3): 649-658. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36427

镁及其合金作为实现轻量化最理想的结构材料之一, 由于其具有较高的比强度和比刚度, 较好的电磁屏蔽和阻尼性能等诸多优点, 在汽车、航空航天和 3C 等多个行业中存在着巨大的潜在应用^[1]。但是, 镁合金零部件在载荷要求较为苛刻的条件下(如爆炸、冲击)不可避免地会承受高速冲击载荷的作用。而材料在高速冲击载荷作用下的力学行为往往与其承受准静态载荷的力学行为有较大的差别, 从准静态变形条件下获得的材料基础数据并不能将其用于高速冲击载荷下的设计。目前, 镁合金在准静态下的变形行为已经较为充分, 但对其高速变形行为的研究还不成熟。因此, 掌握镁合金的动态

力学性能和变形机制对于优化镁合金的力学性能具有重要的意义, 为镁合金零件的高应变速率加载条件的优化提供理论依据。DIXIT 等^[2]研究挤压态纯镁沿挤压(ED)方向动态压缩(约 $1 \times 10^3 s^{-1}$)微观组织的演变及其变形机制, 发现其在变形之后锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的密度显著增加。高应变速率下纯镁的塑性变形需要 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生和非基面滑移共同来协调。ULACIA 等^[3]和 DUDAMELL 等^[4]分析了 AZ31 镁合金板材的动态力学行为及微观组织演变, 结果发现, 动态变形应力应变曲线的形状包括上凸形(拉伸载荷下)和下凹形(压缩载荷下), 上凸形是由变形期间位错滑移所引起的; 下凹形是由变形

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51514153); 辽宁省博士科研基金资助项目(20170520033); 沈阳市中青年人才科技创新计划资助项目(RC180111); 辽宁省教育厅“兴辽英才计划”资助项目(XLYC1807021)

收稿日期: 2019-06-26; **修订日期:** 2020-12-24

通信作者: 毛萍莉, 教授, 博士; 电话: 13940396212; E-mail: maopl@sut.edu.cn

早期阶段拉伸孪晶的激活所导致。高应变速率下伴随着位错的产生和累积,拉伸孪晶的形成和长大显著增强。此外, MUKAI 等^[5]通过研究 AZ31B 镁合金在 $4.96 \times 10^2 \sim 2.12 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变速率范围内的压缩组织与加载应变率的相关性,发现该合金的显微组织对加载应变率较为敏感。较低加载速率下 AZ31B 镁合金的变形主要以孪生的方式进行,当在高加载速率下,除孪生外,较多的柱面滑移与锥面滑移也参与到变形中。室温下,镁合金中拉伸孪生很容易启动并且能够改变织构的取向,使晶体的 c 轴旋转大约 86° ,从而引起力学性能的显著差异^[6]。因此,通过预制孪晶改善镁合金力学性能的研究越来越受到科研者的关注^[7-9]。LI 等^[10]研究 GW92K 镁合金经多向预锻后的显微组织和拉伸延展性,结果表明高密度相交的孪晶晶界能够降低晶粒的有效尺寸并且削弱织构,从而导致合金的强度和伸长率的增加。CHEN 等^[11]通过数值模拟(有限元法)发现多向拉伸孪晶也能够有效地改善 AZ31 镁合金板材的塑形成形性。WANG 等^[12]研究了预制孪晶对高应变速率变形条件下 AZ31 镁合金板材轧制方向(RD)、横向(TD)力学行为的影响,结果发现,预制孪晶试样中大量孪晶界的出现阻碍了位错的滑移,增强了 RD 和 TD 方向的屈服强度。

目前,预制孪晶在变形镁合金中相关研究主要

集中在较低应变速率下的变形行为、变形机制、强化与失效机理^[13-15]。然而,在不同高应变速率条件下预制孪晶对镁合金板材 ND 方向的影响还没有被研究。本文采用 EBSD、分离式霍普金森压杆(SHPB)和扫描电镜(SEM)测试了高应变压缩变形前后的微观组织演变、动态塑形变形行为及端口失效分析,试图了解高应变速率下预制孪晶对热轧 AZ31 镁合金板材的影响。

1 实验

1.1 实验材料和预孪晶样品的制备

实验所用材料为商用热轧 AZ31(Mg-3%Al-1%Zn-0.2%Mn,质量分数)镁合金板材,板材厚度为 8 mm。板材在 300°C 下退火 2 h,获得无残留孪晶组织的均匀等轴晶粒。图 1 所示为退火板材的微观组织及相应的 $\{0001\}$, $\{10\bar{1}0\}$ 极图,结果表明板材存在强烈的基面(平行于轧制面)的织构,最大强度达到了 9.57 及 $\{10\bar{1}0\}$ 柱面随机取向,晶粒平均尺寸约为 $20.5 \mu\text{m}$ 。对于预孪晶样品的制备,首先采用线切割的方法从退火后的板材中沿 RD、TD 和 ND 方向切割尺寸为 $25 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的块状试样,通过 Shimadzu AG-X 压缩机沿 TD 方向准静态($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)压缩,预压缩量分别为 2.5%、4%、

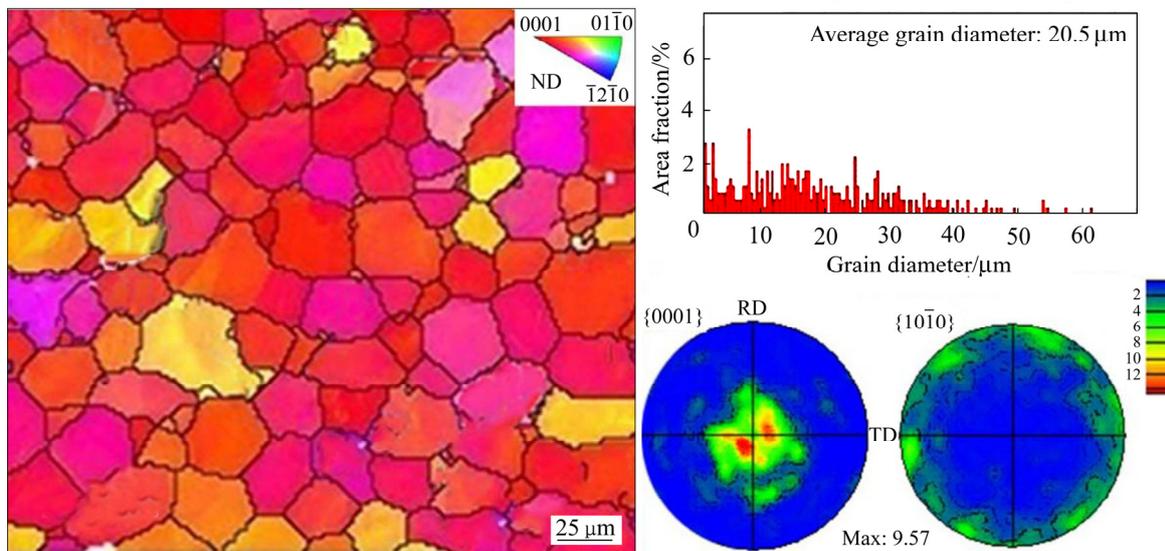


图 1 无预压缩热轧 AZ31 镁合金的取向图、晶粒尺寸分部图和相应的极图

Fig. 1 Orientation map and pole figures of non-deformed hot-rolled AZ31 alloys

5%, 组织观察发现, 在应变量为 2.5% 时, 出现大量孪晶界, 随着应变量的增加, 孪晶互相吞并长大, 孪晶界明显降低, 因此, TD 方向为 2.5% 时的试样 (称为 2.5%TD 试样)。对 2.5%TD 样品沿 RD 方向取应变量为 3%、5%、8% 进行微观组织的观察, 发现当应变量为 5% 时孪晶密度最大, 因此, 选取 5% 时的应变量为 2.5%TD+5%RD 试样, 2.5%TD 试样和 2.5%TD+5%RD 试样都称为预孪晶试样, 将其在 175 °C 退火 6 h 以消除位错并且不破坏孪晶结构。对预孪晶试样沿 ND 方向切割成尺寸为 $d 6 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 圆柱形高应变速率压缩试样, 如图 2 所示。

1.2 高应变速率压缩实验

AZ31 镁合金预孪晶样品在室温下采用分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 沿 ND 方向进行高应变速率压缩实验。高速压缩应变速率分别大约为 800、1200 和 1600 s^{-1} 。高速压缩应变速率为 1600 s^{-1} 左右时试样发生断裂。SHPB 实验信息参见文献[12]。

1.3 微观组织和结构的测试

在配有 EBSD 探头设备 (Oxford HKL) 的热场扫描电镜 (SEM) 下进行微观组织和结构的分析测试, 随后用 Channel 5 软件对 EBSD 数据进行后期分析处理。EBSD 试样制备: 将沿 ND 高速压缩后的样品沿压缩轴切开, 然后进行研磨、机械抛光, 最后在 10% 高氯酸+90% 酒精 (体积分数) 混合溶液中对试样进行电解抛光, 电解抛光时电解液的温度要控制在零下 30 °C 左右并且保持恒压 15 V, 电解 120 s 左右。

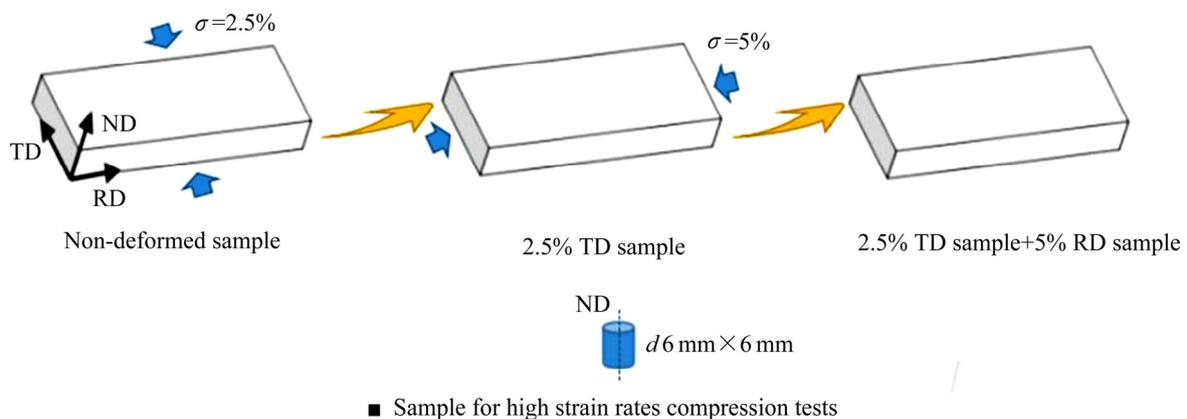


图 2 预压缩过程和高应变压缩取样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of pre-compression procedure and orientation of samples (subjected to high strain rates compression tests)

2 实验结果

2.1 微观组织与结构

图 3 所示为 2.5%TD 试样和 2.5%TD+5%RD 试样的孪晶界取向差分布图、孪晶区域图以及微观极图。从图 3 中可以看出, 预孪晶试样的取向差图中存在大量的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。2.5%TD 试样中拉伸孪晶体积分数大约为 40%, 且可以看到少量的 $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ 孪晶变体交界面, 而 2.5%TD+5%RD 试样中 TD+RD 孪晶区域的孪晶体积分数达到 65% 左右, 并且 $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ 孪晶变体交界面明显增加。从 2.5%TD 试样的 $\{0001\}$ 极图中可以看出, 基面结构的 c 轴由平行于 ND 方向转向 TD 方向, 形成 TD 方向孪晶结构。当 2.5%TD 试样沿着 RD 方向进一步预压缩时, 载荷方向垂直于基面结构和 TD 方向孪晶结构的 c 轴, 仍然有利于拉伸孪晶的激活, 因此, c 轴平行于 TD 方向的剩余孪晶结构被削弱并且残留的 c 轴平行于 ND 方向的基面结构的部分继续减少, 产生 c 轴平行于 RD 方向的孪晶结构, 组织的最大强度也从 2.5%TD 试样的 12.16 降到 2.5%TD+5%RD 试样的 8.18, 如图 3(c) 和 4(f) 所示。

2.2 预孪生后的高应变速率变形行为

未预变形试样, 2.5%TD 试样和 2.5%TD+5%RD 试样在应变速率分别为约为 800、1200、 1600 s^{-1} 下沿 ND 方向的动态压缩真应力-真应变曲线分别如图 4(a)、(c) 和 (e) 所示, 相应的应变硬化率-真应

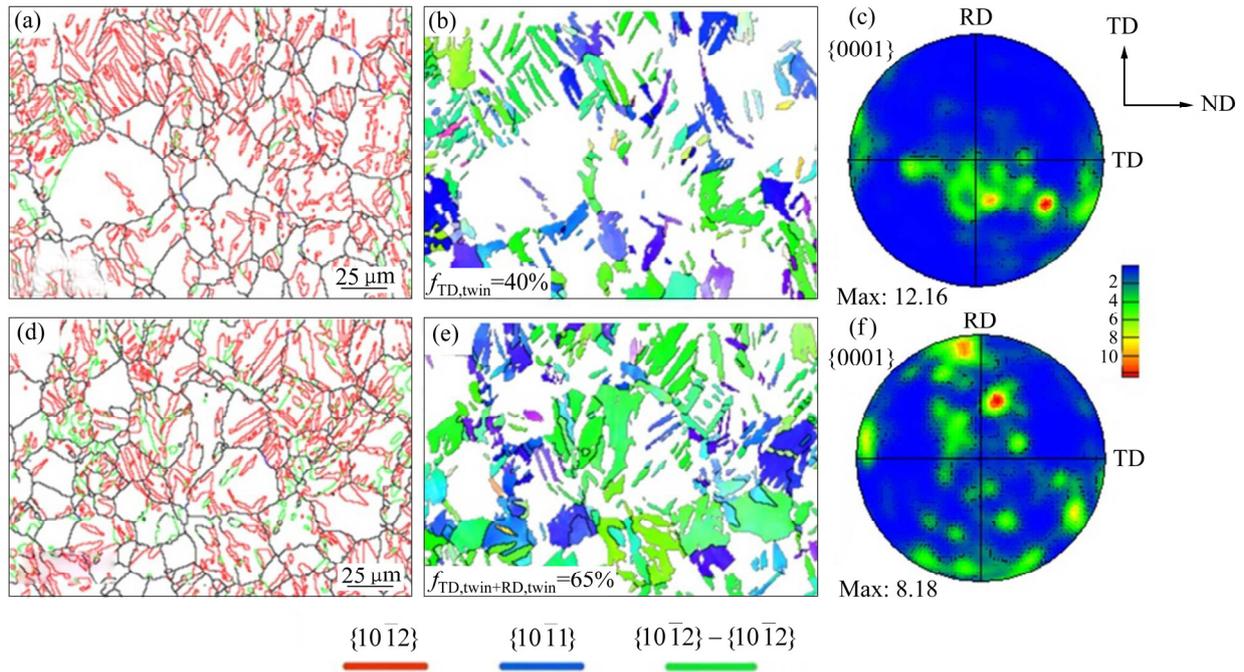


图3 2.5%TD和2.5%TD+5%RD试样的IPF图、孪晶区域和极图

Fig. 3 IPF map, twin region and corresponding $\{0001\}$ pole figure of 2.5%TD and 2.5%TD+5%RD samples: (a) IPF, 2.5%TD; (b) TD twin region, 2.5%RD; (c) Pole figure, 2.5%TD; (d) IPF, 2.5%TD+5%RD; (e) TD+RD twin region, 2.5%TD+5%RD; (f) Pole figure, 2.5%TD+5%RD ($f_{TD,twin}$ refers to volume fraction of TD twins; $f_{TD,twin+RD,twin}$ refers to volume fraction of TD twins+RD twins)

变曲线如图4(b)、(d)和(f)所示。从真应力-真应变曲线可以看出，未预变形试样和预孪晶试样的高应变速率变形行为表现出明显的差异性。未预变形试样沿ND方向的真应力-真应变曲线表现出应变率硬化现象，即最大流变应力随着应变率的增加而不断增大，当应变速率达到 1600 s^{-1} 时，试样发生断裂并且断裂强度为546 MPa，断裂应变为12.3%。应变硬化率随着应变的增加而逐渐减小，如图4(b)所示。

对于2.5%TD试样，由于大量拉伸孪晶的出现，导致沿ND方向的真应力-真应变曲线由原来的上凸形状转变为相对平直的曲线形状，最大流变应力随应变速率的增加而不断增大，仍然表现出正应变强化效应。相对于非预压试样，当应变速率增加到 1600 s^{-1} 时，2.5%TD试样的断裂强度和断裂应变分别增加到556 MPa和14%。2.5%TD试样的应变硬化率-真应变曲线在应变0.04时出现小峰，在0.01到0.04之间，不同应变速率下的应变硬化率曲线升高并在0.04之后发生下降。

图4(e)中2.5%TD+5%RD试样的真应力-真应变曲线同样表现出正应变速率强化效应，与2.5%TD样品相比曲线的形状由平直的曲线形转变为上凹形。当应变速率达到 1600 s^{-1} 时，试样发生断裂，断裂强度为576 MPa，断裂应变为16.3%。从应变硬化率-真应变曲线可以看出，在真应变为0.02时，不同应变速率的应变硬化率曲线出现升高并且峰的宽度随应变速率的增加变得宽而平缓。试验结果表明不同预压缩状态的试样在ND方向的变形机制是不同的。

图5所示为不同应变速率下三种试样的屈服应力。由图5可以看出，预孪晶后，试样的屈服应力显著降低，然而相对于2.5%TD试样，2.5%TD+5%RD试样的屈服强度明显提高。不同试样的屈服强度也随应变速率的增加而增加，表现出正应变强化效应，并且预孪晶后，正应变强化效应减弱。图6所示为不同应变速率下三种试样的最大真应变。由图6可以看出，预孪晶后，随着孪晶体积分数的增加，最大真应变增加，不同试样的最大真应变也随应变速率的增加而增加。

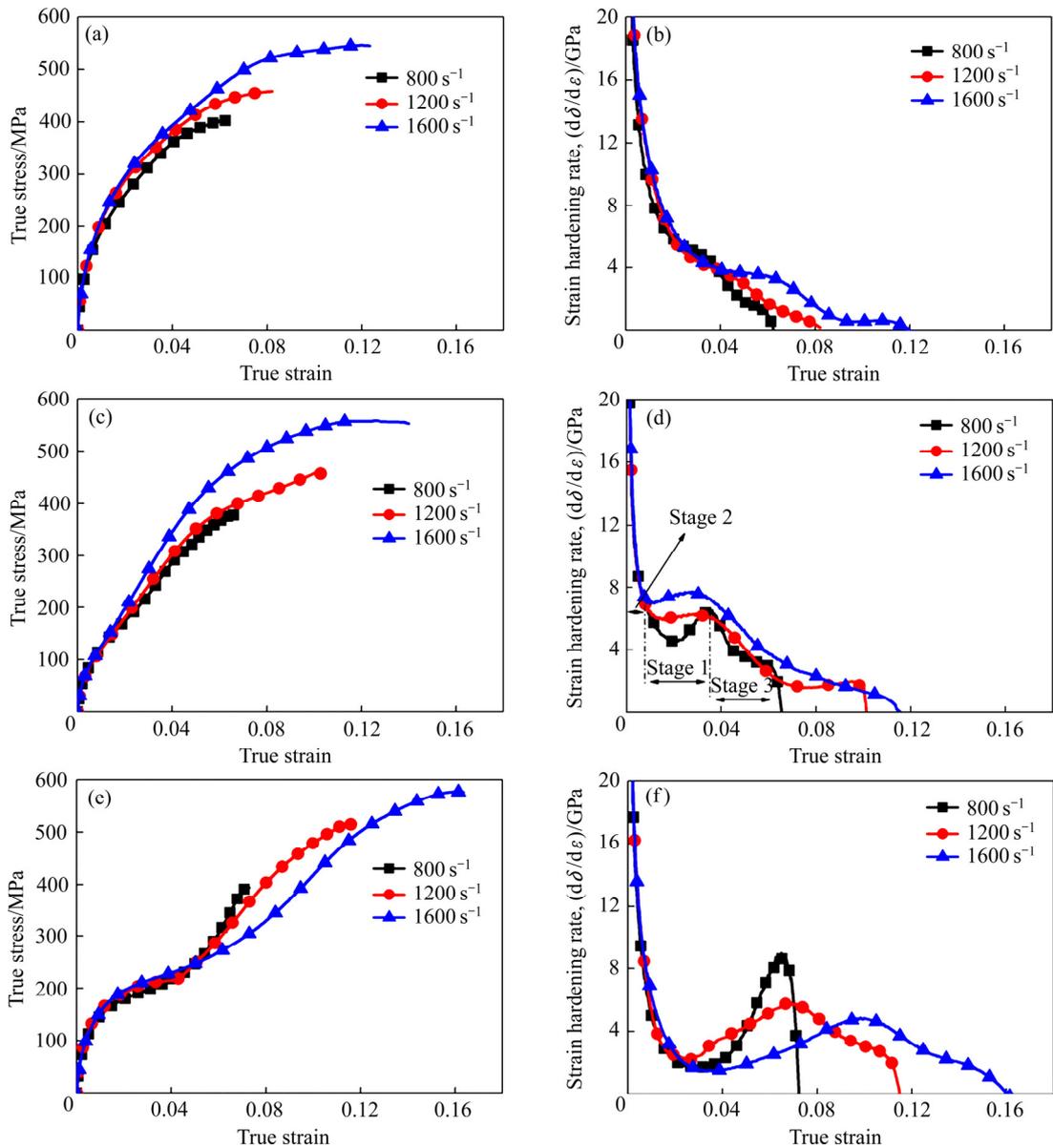


图 4 原始和预孪晶试样的真应力-真应变曲线及相应的应变硬化-真应变曲线

Fig. 4 True stress-strain curves and corresponding hardening rate curves of non-deformed and different pre-compressive samples: (a), (b) Non-deformed sample; (c), (d) 2.5% TD sample; (e), (f) 2.5% TD+5% RD sample

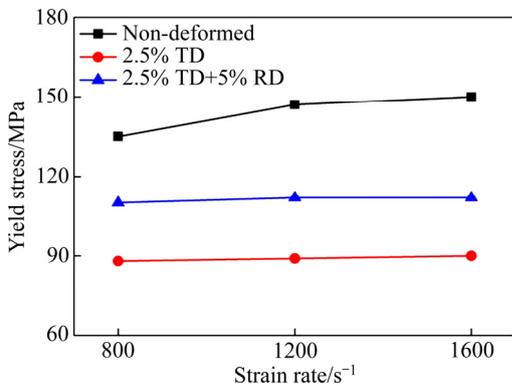


图 5 不同试样在 ND 载荷方向下的屈服强度与应变速率的关系

Fig. 5 Relationship between yield strength and strain rates of different samples under loading directions of ND

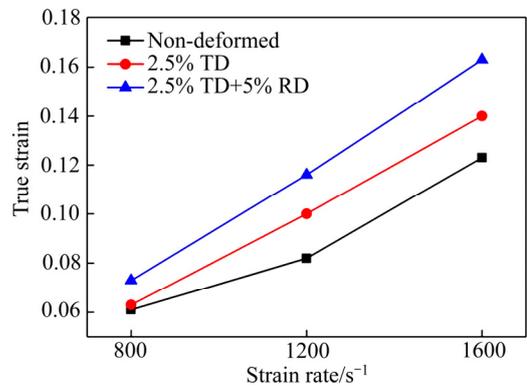


图 6 不同试样在 ND 载荷方向下的真应变与应变速率的关系

Fig. 6 Relationship between true strain and strain rate of different samples under loading directions of ND

3 分析与讨论

3.1 预孪晶过程中微观组织的演变

2.5%TD 和 2.5%TD+5%RD 试样的 EBSD 组织分析如图 7 所示。从这两个试样的组织中(见图 7(a)和(e))提取晶粒及其中的孪晶, 结合本课题组自编写软件对一次拉伸孪晶变体和二次拉伸孪晶的产生和演变进一步分析。例如, 图 7(c)中晶粒的(0002)基面极图中心的序号 1 表明图 7(c)中的母晶粒的 c 轴与 ND 方向大致平行。序号 2 表示母晶粒 1 中产生的孪晶变体, 其在(0002)极图中靠近 TD 方向, 表明孪晶变体的 c 轴平行于 TD 方向。而且, 序号 1 和 2 晶粒之间的取向差图表明 1 和 2 之间的界面为孪晶界, 揭示了孪晶片层 2 是通过沿着 TD 方

向预压缩产生的, 并且它们属于同一种孪晶变体。孪晶片层 4 和 5 号在(d)晶粒中交叉排列, 它们的 c 轴仍然靠近 TD 方向。在(0002)极图中孪晶片层 4 和 5 之间的取向差约为 60° , 表明 4 和 5 号属于不同的孪晶变体。当 2.5%TD 样品沿着 RD 方向进一步预压缩时, 原始基体和之前通过沿 TD 方向预压缩产生的一次孪晶的(0002)基面都平行于载荷方向, 等效于 c 轴处于拉伸状态, 这有利于二次孪晶和 RD 方向拉伸孪晶的激活。例如, 在 2.5%TD+5%RD 试样中晶粒(见图 7(g))的(0002)极图可以看出, 7 号和 8 号孪晶片层的 c 轴取向分别靠近 RD 和 TD 方向, 表明 7 号和 8 号分别是沿 TD 和 RD 方向预压缩时产生的不同类型的孪晶变体。对于 2.5%TD+5%RD 样品, 除多孪晶变体的激活外, 在 TD 方向预压缩产生的孪晶中出现一些 $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ 二次孪

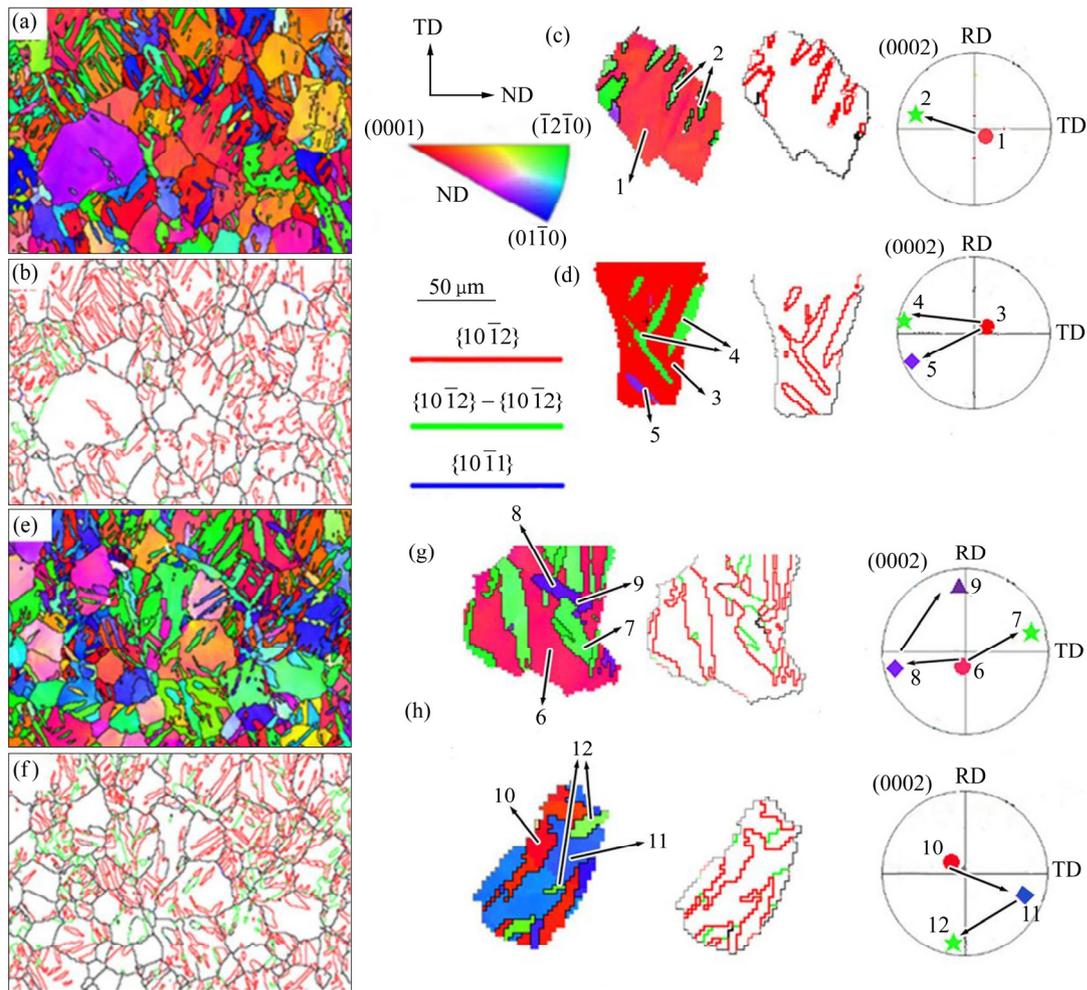


图 7 预孪晶试样的 EBSD 观测图

Fig. 7 EBSD observation of pre-twinned samples: (a) Inverse pole figure map, 2.5%TD sample; (b) Boundary misorientation map, 2.5%TD sample; (c) Enlarged subset from Fig. (a); (d) Corresponding pole figure from Fig. (a); (e) Inverse pole figure map, 2.5%TD+5%RD sample; (f) Boundary misorientation map, 2.5%TD+5%RD sample; (g) Enlarged subset from Fig. (e); (h) Corresponding pole figure from Fig. (e)

晶。如图 7(g)晶粒中孪晶片层 9 在(0002)极图中靠近 RD 方向, 8 号为 TD 方向孪晶片层, 并且 8 号与 9 号之间的边界仍然是 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界, 表明孪晶片层 9 为 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶。在 2.5%TD+5%RD 试样的晶粒(h)中也可以得出同样的结论。

3.2 高应变速率变形机制

当未预变形试样沿 ND 方向直接高应变速率压缩时, 由于基面织构的 c 轴平行于 ND 方向, 在这种条件下, 试样的 c 轴受到压缩, 拉伸孪晶非常难于启动, 因此主要的变形机制是锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移和压缩孪生, 曲线呈凸形, 这种形状被认为是典型的基面强化效应表现^[16-17]。当预孪晶试样沿轧制板材的 RD(TD)方向压缩, 随后在 ND 方向施加载荷时, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶发生退孪生^[17-18], 由于退孪生过程中孪晶界的迁移不需要形成新的孪晶晶核, 这使得退孪生过程比孪生过程所需的 CRSS 要低很多^[19]。在高应变速率下, 来不及散开的热量能够使局部区域的温度急剧升高, 此时绝热温度上升到锥面滑移启动所需的 CRSS^[20]。2.5%TD 试样在高速压缩后的屈服强度显著下降(大约 50 MPa), 主要因为退孪生以及预孪晶所提供的滑移系(柱面 $\langle a \rangle$ 滑移)的启动^[21-24]。2.5%TD 试样的应变硬化率曲线分为 3 个阶段: 第 1 阶段为硬化率快速下降阶段; 第 2 阶段为硬化率上升阶段; 第 3 阶段为硬化率再次下降的阶段。在第 1 阶段中应变硬化率急剧下降主要因为变形速率较大, 应力超过晶格中的摩擦阻力产生大量的位错, 聚集在晶格附近的原子得到快速释放, 因此导致硬化率快速下降。在第 2 阶段硬化率上升的原因因为预孪晶逐渐被消耗, 预制孪晶的 c 轴从平行于 TD 转回 ND, 即从有利于退孪生的软去向转变为硬取向, 同时一部分未发生退孪生的孪晶界对位错和滑移也有一定的阻碍作用, 变形机制也由退孪生转化为非基面滑移(锥面滑移)所主导的塑形变形。第 3 阶段硬化率的下降是因为随着应变量进一步增加, 预制孪晶基本上被消耗掉, 孪晶界的大量消失对位错的阻碍作用也大大减弱。图 8 所示为预孪晶之后沿 ND 方向高速变形之后的组织及极图。如图 8(a)所示, 在应变速率为 800 s^{-1} , 最大应变 6% 时, 预制的孪晶还没有被退孪生完全消耗掉, 仍然有大量残余孪晶, 从相应的散点极图中也可以看出大部分残余孪晶的 c 轴平行于 TD 方向, 与沿 TD 方向预压缩产生的一次预孪晶相对应。当应变速率

达到 1200 s^{-1} 、最大应变为 10% 时, 预制孪晶基本上被完全消耗掉, 预制孪晶的 c 轴基本上从平行于 TD 方向转向 ND 方向, 产生了强烈的 $\{0001\}$ 基面织构, 如图 8(b)所示。当应变速率达到 1600 s^{-1} 时, 试样积累较高应变能来不及释放, 导致试样断裂。

与未预变形试样相比, 2.5%TD+5%RD 试样在 ND 方向的高应变压缩的屈服强度也受退孪生的影响, 导致屈服强度降低, 但相对于 2.5%TD 样品, 屈服强度增加了大约 30 MPa。沿 ND 高应变速率压缩之前, 2.5%TD+5%RD 试样中部分晶粒 c 轴平行于 TD 方向, 并且大部分晶粒 c 轴平行于 RD 方向, 未孪生的基体带有 c 轴平行于 ND 方向的织构非常少。多孪晶变体的激活以及二次孪晶的产生增加了每个晶粒中的孪晶片层数量, 导致晶粒细化, 产生细晶强化作用, 而且多孪晶变体的激活和二次孪晶的出现一定程度上抑制了退孪生行为, 因此屈服强度在一定程度上得到提高^[18]。从图 4(f)可以看出, 2.5%TD+5%RD 试样的高速变形应变硬化率同样分为 3 个阶段, 这 3 个阶段形成的原因与 2.5%TD 试样一样, 然而峰的宽度和高度显著增加, 峰宽度增加的原因主要是因为 2.5%TD+5%RD 试样中孪晶体积分数的增加, 应变硬化率峰值的提高主要归因于晶粒中大量的多孪晶变体及二次拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 不能够完全退孪生, 导致对位错和滑移阻碍作用的增强。从图 8 可以看出, 在晶界和孪晶界形成了大量的位错塞积带, 应力集中增强。在不同的应变速率下, 峰的宽度和高度也发生相应的变化, 应变速率的增加能够激活更多的非基面滑移参与到高应变塑性变形中, 因此应变硬化率曲线的峰值逐渐趋于平缓。这是因为随应变的增大, 镁合金中的预制孪晶不断被消耗, 所产生的孪生硬化以及应变硬化已全被绝热温升软化所抵消, 绝热温升软化是该阶段的主要变形特征^[25-27]。从冲击之后的 2.5%TD+5%RD 样品的 IPF 图以及相应的散点极图可以看出, 在应变速率为 800 s^{-1} 、最大应变 7.3% 时, 有少量残余的预制孪晶, 从相应的散点极图中可以看出残留孪晶的既有 c 轴平行于 TD 方向的一次预压缩孪晶也有平行于 RD 方向的二次预压缩孪晶, 如图 8(c)所示。在应变速率达到 1200 s^{-1} 、最大应变为 11.6% 时, 预制孪晶也基本上被完全消耗掉, 产生了强烈的 $\{0001\}$ 基面织构, 如图 8(d)所示。图 9 所示为 2.5%TD+5%RD 试样沿 ND 方向高应变速率压缩后的菊池带对比图。从图 9 中可以看出,

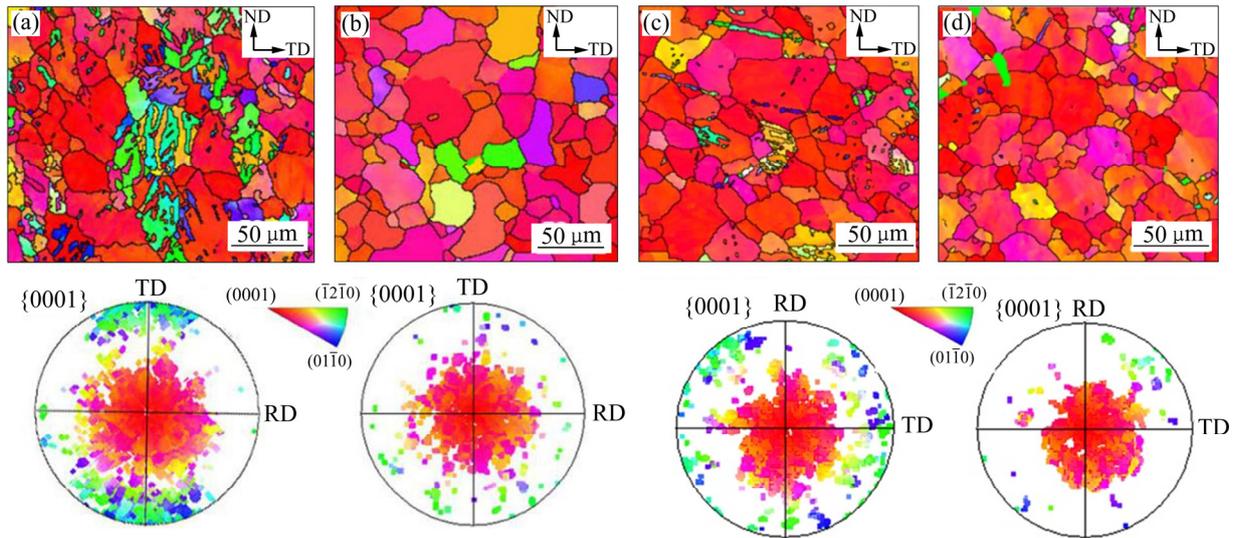


图 8 沿 ND 方向高应变速率变形之后的 IPF 图和散点极图

Fig. 8 Inverse pole figure map and scattered data after high strain rate compression along ND: (a) 2.5%TD sample, 800 s^{-1} ; (b) 2.5%TD sample, 1200 s^{-1} ; (c) 2.5%TD+5%RD sample, 800 s^{-1} ; (d) 2.5%TD+5%RD sample, 1200 s^{-1}

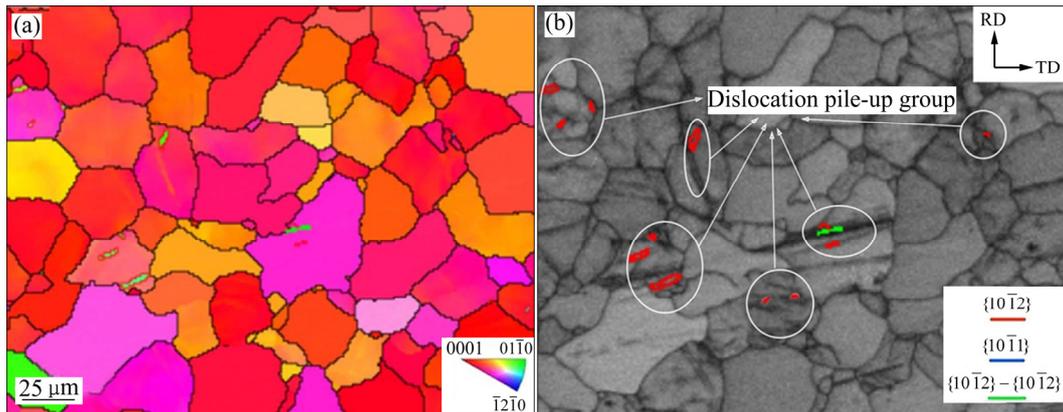


图 9 2.5%TD+5%RD 试样沿 ND 方向高应变速率之后的 IPF 图和 EBSD 菊花带对比图

Fig. 9 Inverse pole figure map (a) and EBSD Kikuchi band contrast map (b) of 2.5%TD+5%RD sample after high strain rate compression along ND

变形后在晶界和孪晶界形成了大量的位错塞积带，应力集中增强，这也说明了经过 2.5%TD+5%RD 预孪晶之后再沿 ND 方向变形时，滑移在变形中起到主要的作用。

4 结论

1) 未预变形和预孪晶 AZ31 镁合金试样沿 ND 方向的动态压缩真应力-真应变曲线的屈服强度和最大应力值都随应变速率的增大而升高，表现出正应变速率强化效应。预孪晶之后，试样的屈服强度明显降低，主要是由于退孪生的启动。然而，相对

于 2.5%TD 试样，2.5%TD+5%RD 试样的屈服强度得到一定程度上的提高，主要是由于多孪晶变体和二次拉伸孪晶的激活能够有效地抑制退孪生的发生。

2) 未预变形 2.5%TD 和 2.5%TD+5%RD 试样的真应力-真应变曲线随着预制孪晶体积分数的增加发生显著变化，由上凸形逐渐转变为下凹形。不同试样的真应力-真应变曲线宏观上的变化是由不同的微观变形机制引起的。对于未预变形试样，主要的变形机制为压缩孪生和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移。对于预孪晶试样，当应变速率较低时，变形主要以退孪生的方式进行；随着应变速率的增加非基面滑移也

参与到变形过程中。

3) 沿 ND 方向进行高应变速率压缩时, 预孪晶试样在应变速率为 800 s^{-1} , 最大应变约为 6.5%, 试样中仍然残留一部分未发生退孪生的孪晶组织。当应变速率达到 1200 s^{-1} 左右、最大应变约为 10.5%, 预制孪晶组织基本上消失, 产生了强烈的 $\{0001\}$ 基面织构。

REFERENCES

- [1] LU J W, YIN D G, REN L B, et al. Tensile and compressive deformation behavior of peak-aged cast Mg-11Y-5Gd-2Zn-0.5Zr (wt%) alloy at elevated temperatures[J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51(23): 10464–10477.
- [2] DIXIT N, XIE K Y, HEMKER K J, et al. Microstructural evolution of pure magnesium under high strain rate loading[J]. *Acta Materialia*, 2015, 87: 56–57.
- [3] ULACIA I, DUDAMELL N V, GÁLVEZ F, et al. Mechanical behavior and microstructural evolution of a Mg AZ31 sheet at dynamic strain rates[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(8): 2988–2998.
- [4] DUDAMELL N V, ULACIA I, GÁLVEZ F, et al. Twinning and grain subdivision during dynamic deformation of a Mg AZ31 sheet alloy at room temperature[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(18): 6949–6962.
- [5] MUKAI T, YAMANOI M, HIGASHI K. Processing of ductile magnesium alloy under dynamic tensile loading[J]. *Materials Transactions*, 2005, 42(12): 2652–2654.
- [6] WU P D, GUO X Q, QIAO H, et al. A constitutive model of twin nucleation, propagation and growth in magnesium crystals[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 625: 140–145.
- [7] SONG Bo, XIN Ren-long, SUN Li-yun, et al. Enhancing the strength of rolled ZK60 alloys via the combined use of twinning deformation and aging treatment[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 582(2): 68–75.
- [8] HYUK PARK S, LEE C S, HONG S G. In-plane anisotropic deformation behavior of rolled Mg-3Al-1Zn alloy by initial $\{10\bar{1}2\}$ twins[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 570(5): 149–163.
- [9] SONG Bo, XIN Ren-long, ZHENG Xuan, et al. Activation of multiple twins by pre-tension and compression to enhance the strength of Mg-3Al-1Zn alloy plates[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 621: 100–106.
- [10] LI S Q, TANG W N, CHEN R S, et al. Effect of pre-induced twinning on microstructure and tensile ductility in GW92K magnesium alloy during multi-direction forging at decreasing temperature[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2014, 2(4): 287–292.
- [11] CHEN Hui-cong, LIU Tian-mo, SHI Dong-feng, et al. Study of twinning behaviors of rolled AZ31 magnesium alloy by interrupted in situ compressive tests[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 653: 108.
- [12] WANG Rui-feng, MAO Ping-li, LIU Yan-yu, et al. Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg-alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 742(10): 309–317.
- [13] XIN Yun-chang, WANG Mao-yi, ZENG Zhen. Strengthening and toughening of magnesium alloy by $\{10\bar{1}2\}$ extension twins[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(1): 25–28.
- [14] KIM S H, HONG S G, LEE J H, et al. Anisotropic in-plane fatigue behavior of rolled magnesium alloy with $\{10\bar{1}2\}$ twins[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 6(4): 191–197.
- [15] ZHANG Hua, LIU Yang, FAN Jian-feng, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of twinned AZ31 alloy plates at lower elevated temperature[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615(9): 687–692.
- [16] LIU Yan-yu, MAO Ping-li, ZHANG Feng, et al. Effect of temperature on the anisotropy of AZ31 magnesium alloy rolling sheet under high strain rate deformation[J]. *Philosophical Magazine*, 2018, 98: 1068–1086.
- [17] LIU Yan-yu, MAO Ping-li, LIU Zheng, et al. Deformation mechanism of highly textured AZ31 sheet under high strain rates[J]. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2017, 48(11): 1093–1102.
- [18] AGNEW S R, PROUST G, TOMÉ C N, et al. Modeling the effect of twinning and detwinning during strain-path changes of magnesium alloy AZ31[J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25(5): 861–880.
- [19] WU L, AGNEW S R, BROWN D W, et al. Internal stress relaxation and load redistribution during the twinning-detwinning-dominated cyclic deformation of a wrought magnesium alloy, ZK60A[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(14): 3699–3707.
- [20] GEHRMANN R, FROMMERT M M, GOTTSTEIN G. Texture effects on plastic deformation of magnesium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 395: 338–349.
- [21] XIN Yun-chang, ZHOU Xiao-jun, LÜ Liang-chen, et al. The

- influence of a secondary twin on the detwinning deformation of a primary twin in Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 606(6): 81–89.
- [22] HAZELI K, CUADRA J, VANNIAMPARAMBIL P A, et al. In situ identification of twin-related bands near yielding in a magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68: 83–86.
- [23] KESHAVARZ Z, BARNETT M R. EBSD analysis of deformation modes in Mg-3Al-1Zn[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55: 915–918.
- [24] GUO Chang-fa, XIN Ren-long, XU Jia-bin, et al. Strain compatibility effect on the variant selection of connected twins in magnesium[J]. *Materials & Design*, 2015, 76: 71–76.
- [25] AHMAD I R, SHU D W. Compressive and constitutive analysis of AZ31B magnesium alloy over a wide range of strain rates[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 592(13): 40–49.
- [26] CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHENG Yong-qi, et al. Texture and anisotropy in magnesium alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2005, 15(1): 1–11.
- [27] JIANG L, MISHRA R K, GODET S, et al. Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 3899–3910.

Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg alloy rolling sheet

LIU Xiao-lin, MAO Ping-li, WANG Rui-feng, WANG Zhi, ZHOU Le, LIU Zheng, WANG Feng

(School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Magnesium Alloys and the Processing Technology of Liaoning Province, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: The high strain rates compressive behavior of AZ31 magnesium alloy sheet along ND was measured by split Hopkinson pressure bar (SHPB) at strain rates of 800, 1200 and 1600 s⁻¹. The microstructure and texture evolution of pre-twinning samples, including prior and after high strain rates compressive deformation, were analyzed by electron back-scatter diffraction (EBSD) and self-made software. The results show that the pre-twinning AZ31 magnesium alloy sheet along transverse direction (TD) and then rolling direction (RD) can promote the activation of multiple twin variants and double twins. For the samples of pre-twinning along TD, the compressive yield strength along ND of high strain rates decreases due to the occurrence of de-twinning. However, for the samples of pre-twinning along TD then RD, the formation of $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ double twinning and a large number of cross-twins lamellas inhibit the de-twinning behavior and enhance the yield strength of magnesium alloy along ND. Further more, the formation of extension twinning contributes to initiate more slip systems and improves the deformation behavior of AZ31 magnesium sheet along ND.

Key words: AZ31 magnesium alloys; pre-twinning; texture; high strain rate; deformation mechanism

Foundation item: Project(51514153) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (20170520033) supported by the Doctoral Scientific Research Foundation of Liaoning Province, China; Project(RC180111) supported by the Innovation Talent Program in Science and Technologies for Young and Middle aged Science of Shenyang, China; Project(XLYC1807021) supported by the ‘Xing Liao Ying Cai’ Program of Liaoning Education Department, China

Received date: 2019-06-26; **Accepted date:** 2020-12-24

Corresponding author: MAO Ping-li; Tel: +86-13940396212; E-mail: maopl@sut.edu.cn

(编辑 李艳红)