文章编号: 1004-0609(2014)08-1941-12

镁合金拉伸压缩不对称性的影响因素及控制方法

宋 波^{1,2},辛仁龙¹,孙立云¹,陈 刚¹,刘 庆¹

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院,重庆 400044;
 2. 西南大学 材料与能源学部,重庆 400715)

摘 要:阐述了镁合金拉伸压缩不对称性的形成机理;概括了镁合金拉伸压缩不对称性的影响因素及控制方式。 镁合金拉伸压缩不对称性的存在主要源于产生的织构和孪生的极性。通过调控织构、晶粒尺寸、合金元素、第二 相形貌可有效地改善镁合金的拉伸压缩不对称性。然而,目前还缺乏针对不同因素对镁合金拉伸压缩不对称性影 响的定量分析,有必要建立以上所述各微观组织与镁合金拉伸压缩不对称性的关系。最终,期望通过优化微观组 织的贡献最大幅度地降低材料的拉伸压缩不对称性。

关键词:镁合金;孪生;晶粒尺寸;屈服不对称性;合金化中图分类号:TG146.2文献标志码:A

Influencing factors and controlling methods of tension-compression asymmetry in magnesium alloys

SONG Bo^{1, 2}, XIN Ren-long¹, SUN Li-yun¹, CHEN Gang¹, LIU Qing¹

College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;
 Faculty of Materials and Energy, Southwest University, Chongqing 400715, China)

Abstract: The formation mechanism of the tension-compression yield asymmetry of magnesium alloys was summarized. The influencing factors and controlling methods of the yield asymmetry were reviewed. The yield asymmetry is mainly attributed to the strong deformation texture of wrought magnesium alloys and the polar nature of twining. The yield asymmetry can be improved by controlling texture, grain size, alloying elements and precipitate shape. However, comparatively little attention has been paid to quantitative evaluation on the contribution of each factor to yield asymmetry. Therefore, it is desirable to build the correlation between the above mentioned microstructural aspects and yield asymmetry. Then, it is expected that yield asymmetry can be greatly reduced by optimizing each parameter. **Key words:** magnesium alloy; twinning; grain size; yield asymmetry; alloying

为了应对全球能源与环境问题,开发比强度高且 易回收的绿色结构材料是未来发展的方向之一。因 此,具有低密度、高比强度和比刚度且易于回收等优 点的镁合金受到国内外研究学者的广泛关注^[1]。近十 多年来,关于密排六方结构(HCP)镁合金塑性变形机 制及加工工艺的研究取得了极大的进展,并形成了具 有镁合金特色的塑性变形理论^[2-4]。与立方结构金属相 比,镁合金的各向异性行为是镁合金独特的变形特征, 从而也获得了广泛的研究兴趣。特别地,大多数镁合 金在拉伸和压缩时会表现出明显不同的屈服强度,即 拉伸压缩屈服不对称性(Tension-compression yield asymmetry, TCYA)^[5]。由于一些结构件材料(如支撑横 梁)的使用会同时承受拉伸和压缩应力,因此,TCYA 的存在限制了这些镁合金结构件的应用。此外,用于

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613703); 国家自然科学基金重大项目(50890172); 中央高校基本科研业务费资助项目 (CDJZR10130015, XDJK2014C113)

收稿日期: 2013-09-20; 修订日期: 2014-03-20

通信作者:辛仁龙,教授,博士;电话: 023-65111547; E-mail: rlxin@cqu.edu.cn

交通工具及日常用品等行业的镁合金材料,通常在服役期间会受到反复的应力加载。TCYA的存在也会影响反复加载的疲劳寿命且增加了性能评估的难度^[6-7]。因此,研究镁合金中 TCYA 的微观机理、影响因素及控制方法,对于镁合金的设计以及进一步广泛的应用具有重要的意义。本文作者基于此背景及近期国内外研究成果,综述了镁合金 TCYA 的影响因素及控制方法,并提出此领域研究的展望。

1 拉伸压缩不对称性的形成机理

大多数镁合金为 HCP 结构,这样的低对称性导致 了各个滑移系启动的临界剪切应力(σ_{cr})相差很大。室 温下,单晶镁的基面滑移最易开动,其σ_{er}仅为0.5~0.7 MPa, 而非基面滑移的 $\sigma_{\rm er}$ 约为基面滑移的 100 倍^[8-9]。 因此,单晶镁有强的塑性各向异性。此外,和其他 HCP 合金一样,孪生是镁合金重要的塑性变形机制^[5]。特 别地, $\{10\overline{1}2\}$ 拉伸孪晶的 $\sigma_{\rm er}$ 远小于非基面滑移,因 此在常温下很容易开动^[5]。 拉伸孪晶的激活会极大地 降低镁合金材料的屈服强度。然而,孪生能否发生与 晶体的 c/a 值及外加载荷的方式有很大的关系^[10]。对 于轴比约为 $1.624(<\sqrt{3})$ 的镁合金而言, $\{10\overline{1}2\}$ 拉伸 孪晶只有在平行于晶粒 c 轴受拉伸应力或者垂直于 c 轴受压缩应力时才能发生[10]。因此,孪生的产生具有 极性。这也是导致拉伸压缩不对称性的主要因素。对 于单晶镁而言,沿 c 轴拉伸时,拉伸孪晶的发生致使 屈服应力和塑性变形初始阶段的加工硬化率都很低, 从而表现出明显的 TCYA,如图 1 所示^[11]。





Fig. 1 Stress-strain curves of magnesium single crystal at different stress states^[11]

与单晶不同的是,在多晶镁合金的研究中发现非 基面滑移与基面滑移的 $\sigma_{\rm er}$ 为 $3\sim 17^{[12-14]}$ 。越来越多的 研究发现柱面滑移在多晶镁合金塑性变形过程中起重 要作用^[15-16], 然而, 在多晶镁合金中, 拉伸孪晶的 $\sigma_{\rm er}$ 依然远小于非基面滑移的,并在塑性变形中起到重要 的作用^[5]。此外,HCP 结构的镁合金在加工和变形过 程中很容易产生织构[17-18]。如镁合金轧制过程中会形 成强的基面织构,即晶粒的 c 轴平行于板材法向 (ND)^[17]。因此,在平行于轧制方向(RD)的应力状态下, 基面滑移难以激活。在沿着 RD 压缩时, 拉伸孪晶极 易产生,而沿着 RD 拉伸时孪生被抑制。从而压缩时 的屈服强度要远低于拉伸的。图 2 所示为轧制态 ZK60板的拉伸和压缩曲线及变形 3%时的显微组织。 沿 RD 方向压缩 3%后产生了大量的拉伸孪晶,而拉伸 3%后基体中几乎没有孪晶。大量的拉伸孪晶的发生致 使压缩屈服强度远小于拉伸屈服强度,表现出明显的 拉伸压缩屈服不对称性。



图 2 固溶态 ZK60 热轧板拉伸-压缩工程应力-应变曲线及 应变 3%时的组织演变

Fig. 2 Engineering stress-strain curves of as-solution hot-rolled ZK60 sheet during tension and compression and microstructures of samples strained at 3% (Grey lines represent boundaries of $\{10\overline{1}2\}$ twins)

综上可知,织构化镁合金的 TCYA 主要源于孪生的极性。因此,减小或消除拉伸压缩不对称可从以下两个方面着手:其一,减小孪晶在镁合金塑性变形过程中的贡献;其二,降低拉伸和压缩过程中主导变形机制间 σ_{cr} 的差值。一般而言,TCYA 采用压缩屈服强度(σ_{cys})与拉伸屈服强度(σ_{tys})的比值($\sigma_{cys}/\sigma_{tys}$)来衡量。这个值越接近1代表拉伸压缩屈服不对称性越小。

2 拉压不对称性的影响因素及控制 方法

2.1 织构的影响

对于镁合金织构与性能的关系,国内外研究学者 已进行了大量的研究^[19-22]。在较低温度下(<150 ℃), 初始织构对镁合金单轴拉伸和压缩时的变形行为(屈 服强度、应变硬化行为)有极大的影响[2]。图 3 所示为 加载方向(LD)与挤压棒的挤压方向(ED)成不同角度样 品的拉伸和压缩应力-应变曲线^[22]。当加载方向与挤 压方向平行时(0°),材料表现出很高的 TCYA。而随着 这一角度的增加,材料的 TCYA 降低。可见,初始织 构对镁合金材料的 TCYA 和变形行为都有极大的影 响。织构对金属材料力学行为的影响主要归因于在不 同应力状态下启动的主导变形模式(包括滑移和孪生) 不同。滑移和孪生的开动一般都受取向因子(Schmid factor, $F_{\rm S}$)控制。对于镁合金而言, 一个变形模式决 定的屈服应力可通过计算 σ_{cr} 与 F_{s} 的比值(σ_{cr}/F_{s})来半 定量地评估,且具有较小的 $\sigma_{\rm cr}/F_{\rm s}$ 值的变形模式最容 易激活^[23-24]。通过调整镁合金的初始织构,可以有效 地调整各变形模式的 $\sigma_{\rm cr}/F_{\rm S}$ 值,从而改变各变形模式 对塑性变形的贡献。沿同一方向拉伸或压缩,对于同 一滑移系的 Fs 值是相同的。TCYA 的出现主要归因于 {1012} 孪生存在极性,致使在拉伸和压缩过程中 {1012} 孪生发生的难易程度有较大的差异。因此,通



图 3 沿不同取向加载时,挤压态 AZ61 合金的拉伸和压缩 应力-应变曲线^[22]

Fig. 3 Tensile and compressive stress-strain curves of extruded AZ61 at the onset of yielding for different tilt angles between ED and LD^[22]

过调整织构来弱化这种差异可以降低镁合金材料的TCYA^[22]。

首先,弱化织构可降低拉伸和压缩应力下拉伸挛 晶的 σ_{cr}/F_s 的差异,从而降低 {1012} 孪生对拉伸和压 缩屈服强度贡献的差异。因此,弱化织构可有效降低 TCYA。例如,弱织构的 AZ80 合金的拉压不对称性远 小于挤压态 AZ80 棒的^[25-26]。其次,改变织构取向, 可以调控决定屈服的变形机制。图 4^[24]所示为不同变 形模式的 σ_{cr}/F_s 作为 ψ 角的函数曲线图。其中 ψ 为 LD 与 ED 的夹角^[24]。由图 4 可知,应力轴与晶粒取向的 关系极大地影响各变形模式的 $\sigma_{\rm cr}/F_{\rm s}$ 值。在某一应力 状态下,通常具有最小 $\sigma_{\rm cr}/F_{\rm s}$ 值的变形模式将会是决 定屈服的主导变形机制。随着加载方向的改变,基面 滑移和柱面滑移 $\sigma_{\rm cr}/F_{\rm S}$ 值的变化趋势是相同的,而 {1012} 孪生的变化不同。当 LD 与 ED 成 0°时, 压缩 的主导变形机制为拉伸孪晶, 而拉伸时孪晶被抑制(孪 生的极性)。此时,材料表现出较大的 TCYA。当 LD 与 ED 成 45°时, 拉伸和压缩时 $\{10\overline{1}2\}$ 孪生的 σ_{er}/F_s 值几乎相等。



图 4 不同加载角度下各变形模式的 σ_{cr}/F_S 值的变化曲线^[24] Fig. 4 Variation of σ_{cr}/F_S of deformation modes under different load angles^[24]: (a) Tension; (b) Compression

此时, 拉伸和压缩时基面滑移的 σ_{ct}/F_s 值都远低于 {1012} 孪生和柱面滑移的,并成为其主导变形机制。 因此,材料表现出较低的 TCYA。这同样也说明了变 形镁合金的 TCYA 极大地依赖于 {1012} 孪生的激活。

织构控制是决定 TCYA 的关键因素。铸态合金虽 然没有 TCYA,然而性能较差且强度较低。而镁合金 在常规的轧制和挤压变形过程中很容易产生织构,从 而导致强的 TCYA。若在具有织构的材料中沿某一方 向切取具有特定晶粒取向的型材,这样零件尺寸会受 到极大的限制且加工费用较高。目前,通过异步轧 制^[27]、交叉轧制^[28]、单向多道次弯曲^[29]和等通道角挤 压^[30]等工艺可以调控织构,改善镁合金的加工性能、 强韧性及各向异性。

2.2 晶粒尺寸的影响

孪生和滑移除了受到 SF 的影响以外,也会受到 晶粒尺寸的影响。首先,晶粒细化使晶界移动和非基 面滑移的启动更加容易^[31-32];其次,孪晶一般在晶界 处形核,而粗晶内的位错滑移程大,晶界附近应力集 中更严重。因此,孪晶易发生在粗晶内。随着晶粒尺 寸的减小, 塑性变形过程容易通过交滑移、非基面滑 移和晶界滑动以及动态回复等过程来释放应力集中, 从而也会降低孪生的贡献^[24, 32]。近来,PEI等^[33]做了 更为细致的工作。他们发现: 在较小晶粒中, 孪生的 发生将被延迟。此外,孪晶变体的发生也受到晶粒尺 寸效应的影响。图 5 所示为 AZ31 轧板以 150 ℃沿 TD 方向压缩10%后的显微组织及孪晶变体分布作为晶粒 面积的函数分布图^[33]。小晶粒中的孪晶多为符合 Schmid 理论的孪晶类型,而随着晶粒面积的增加,不 符合 Schmid 因子理论的孪晶类型也容易产生。综上 所述,细化晶粒会降低孪生产生的比率。这对改善镁 合金的 TCYA 是有利的。

考察细晶强化对滑移和孪生启动的硬化作用可以 更直观地理解晶粒尺寸对镁合金材料 TCYA 的影响。 一般而言,材料的强度与晶粒尺寸符合经典的 Hall-Petch 关系($\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$),即随着晶粒尺寸的 减小,材料的强度会提高。反之,强度下降。研究表 明^[34-36],对于镁合金而言,不管是由滑移决定的屈服 还是由孪生决定的屈服,均符合 Hall-Petch 关系。 BARNETT 等^[34]通过考察不同晶粒尺寸镁合金的压缩 变形行为发现,晶粒尺寸对滑移和孪生决定的应力都 有极大的影响。图 $6^{[34]}$ 所示为 AZ31 挤压棒在 150 °C 压缩变形时在应变0.002和0.2下的 Hall-Petch 关系图, 并揭示对于孪生决定应力的 K 值要高于滑移决定应力 的 K 值。BOHLEN 等^[35]也得到类似的结果。这就意



图 5 AZ31 轧板在 150 ℃下压缩变形 10%后的显微组织图 和{0001}极图以及具有压缩方向对应 *a*>0.6 的所有晶粒的 面积分布^[33]

Fig. 5 Microstructure and {0001} pole figure (compression axis at center) for samples after uniaxial compression at 150 °C to strain of 10%(a) and distribution of grain area for all grains with compression axis directions corresponding to $\alpha > 0.6$ (b) (where α is ratio of the fourth ranked $F_{\rm S}$ to the first ranked $F_{\rm S}$)^[33]

味着随着晶粒尺寸的降低以孪生为主导变形机制决定 的屈服强度增量要高于滑移决定的屈服强度增量。这 也进一步证实通过细化晶粒可有助于降低 TCYA。在 实际的研究中也证实:随着晶粒尺寸的减小,变形过 程中孪晶的产生率会明显地降低,而 TCYA 随之改 善 $^{[24,35,37]}$ 。陶俊^[38]得出了 $\sigma_{cys} / \sigma_{tys}$ 和晶粒尺寸d间的 数学公式,即 $\sigma_{cys} / \sigma_{tys} = 1.02-0.12\ln d$ 。他们推测 AZ31 镁 合 金 拉 压 不 对 称 消 失 的 临 界 晶 粒 尺 寸 为 $d=(1.18\pm0.6)$ µm。随后 YIN 等^[37]通过实验得出:当晶 粒尺寸细化到 0.8 µm 时,AZ31 镁合金的 TCYA 几乎 消除,且与织构存在与否无关。



图 6 AZ31 挤压棒在 150 ℃下晶粒尺寸对压缩变形时应变 为 0.002 和 0.2 时的 Hall-Petch 关系图^[34]

Fig. 6 Hall-Petch plots of AZ31 bar extruded at strains of 0.002 and 0.2 and 150 $^\circ\mathbb{C}^{[34]}$

2.3 预置孪晶片层的影响

采用快速凝固^[39]、粉末冶金^[40]和合金化^[41]等方式 可以获得细小的组织。此外,通过热加工过程中的动 态再结晶行为也可以达到细化晶粒的目的^[37,42]。细晶 强化就是通过这些特殊的工艺来增加晶界的量,进而 提高材料的强度。孪晶界是一种特殊的晶界。最近的 研究发现通过预变形引入大量孪晶界面也可以提高镁 合金板材的强度^[43-45]。图 7^[44]所示为 AZ31 热轧板通 过沿 TD 方向冷轧 3%且退火后(PRA 3%)材料的组织 演变和 RD 方向的力学性能。沿 TD 预轧后,组织中 出现了大量的 {1012} 孪晶界面。此外,孪晶片层的出 现致使沿 RD 方向拉伸和压缩的屈服强度分别提高 34 和 49 MPa, 且 $\sigma_{\rm cvs}$ / $\sigma_{\rm tvs}$ 的比值也从 0.43 提高到 0.61^[44]。图8所示为沿RD方向变形时变形方向与PRA 试样的织构 c 轴的取向关系^[45]。原始板材为典型的基 面织构,因此,织构的 c 轴平行于 ND 方向。沿 TD 侧轧后,由于 $\{10\overline{1}2\}$ 孪生的发生形成了c轴//ND和c轴//TD 两种织构组分(见图 7(b)和图 8)。然而,当沿 RD 变形时, c 轴//ND 和 c 轴//TD 两种织构的 c 轴都 与变形方向垂直。因此, PRA 并没有改变应力轴与织 构 c轴的取向关系,也就是说 PRA 处理没有改变沿 RD 拉伸和压缩的主导变形机制。因此,性能的改变 主要由于孪晶界的切割导致的。事实上,孪晶界切割 晶粒提高镁合金板材强度的机理类似于细晶强化的作 用^[44]。图 9 所示为 PRA 样品沿 RD 压缩 3%后的 EBSD 图^[44]。图中晶粒 A 为母晶, 晶粒 C 为 PRA 过程中产 生的孪晶片层, 而晶粒 B 和 D 为沿 RD 方向压缩过程 中产生的孪晶片层。可见,预置孪晶界的存在极大地 抑制了沿 RD 压缩过程中 {1012} 孪晶的长大,进而降 低了压缩过程中孪生产生的比率^[44]。从而, PRA 处理 也可以有效地改善镁合金的 TCYA。值得注意的是, 通过预变形引入的 {1012} 孪晶会引起织构的变化。由 于织构的影响, 故 PRA 处理仅可以改善镁合金材料特 定方向的力学性能。

2.4 合金化的影响

合金化是改善金属材料性能的有效手段。通过以 上分析得知,晶格参数、织构取向、各变形模式的 σ_{er} 以及晶粒尺寸等都可以影响镁合金材料的 TCYA。因 此,若能通过合金化调整以上组织参数就可以调控材 料的 TCYA。



图 7 原始板 EBSD 图和{0001}极图和 PRA 3%板材的 EBSD 图和{0001}极图以及沿 RD 方向的拉伸压缩真应力-应变曲线 (EBSD 图中的灰色区域为 {1012} 孪晶片层)^[44]

Fig. 7 EBSD maps and {0001} pole figures of as-received(a) and PRA 3%(b) and tensile, compressive true stress–strain curves along RD(c) (Gray zones in EBSD maps are $\{10\overline{1}2\}$ twin lamellae)^[44]



图 8 沿 RD 方向拉伸压缩时 PRA 试样中晶粒的 c 轴与变形方向的取向关系示意图^[45]

Fig. 8 Schematic diagram illustrating orientation of deformation direction with respect to c-axis in PRA samples^[45]





Fig. 9 EBSD maps of PRA3% samples after 3% compression along RD and enlarged zone of grains A–D (Grain boundaries A-B, A-C and C-D indicated by white arrows are identified as $\{10\overline{1}2\}$ twin boundaries)^[44]

2.4.1 合金元素影响晶格参数与变形模式

研究显示合金元素的固溶可能会改变镁合金的晶格参数(*a*和 *c/a*)^[14,46-47]。AGNEW 等^[14]发现镁合金中随着 Li 或 Y 元素固溶含量的增加,镁合金的 *c/a* 值降低(见图 10)。*c/a* 值对材料的变形机制及性能都有较大的影响。首先,孪晶模式的激活与 *c/a* 的值有直接的关系^[10]。PEKGULERYUZ 等^[46]通过研究 *c/a* 值对轧制性能的影响发现轴比对镁合金轧制过程中的边裂有较大的影响。这一影响主要就是 *c/a*影响孪生模式的结果。其次,*c/a* 值和固溶元素会影响镁合金中不同变形模式的平衡。AGNEW 等^[14]的研究显示,随着 *c/a* 值的降低,由于晶格结构的对称性更强,因此<*c+a*>滑移更容易激活。BLAKE 等^[48]研究发现,当 Zn 的固溶量小于 0.6%(摩尔分数)时,柱面滑移被软化。



图 10 衍射试验获得的镁合金的极轴比与合金组分含量的 函数关系^[14]

Fig. 10 Axial ratio (c/a) as function of alloy composition obtained from diffraction experiments^[14]

通过 TCYA 的形成原因可以推测:降低晶格的不 对称性促进非基面滑移的激活以及通过合金化软化柱 面滑移等都有利于 TCYA 的降低。因此,通过合金化 改变镁合金的晶格参数也是改善材料 TCYA 的方法之 一。近年来,BOHLEN 等^[35]发现通过添加 Al 元素可 降低镁合金的 TCYA。并通过讨论推测 Al 的添加改变 了基面和非基面滑移的激活,从而降低了孪生的贡献。 目前,关于晶格参数与镁合金拉压不对称性的研究还 未见系统报道。

2.4.2 合金元素影响变形织构

镁及其合金在加工过程中极易产生织构。由 2.1 节可知, 通过弱化织构和改变织构组分是改善拉压不 对称性的有效途径。而合金化也可成为改善形变织构 的有效方法。首先,合金化通过影响变形机制而影响 形变织构。如 AGNEW 等^[14]发现含 Y 和 Li 的镁合金, 由于 c/a 值的降低使<c+a>滑移更容易开动,因此平面 应变压缩下的织构不是典型的基面织构,而是形成双 峰织构。LI 等^[49]通过对比 AZ31、AZ61 和 AZ91 合金 的热压缩变形发现,3种合金在压缩过程中表现出不 同的织构演变。这主要是由于高 Al 含量的 AZ 系合金 中析出相的存在阻碍孪生而增强动态再结晶发生的结 果。其次,合金化也可能影响镁合金在热变形过程中 的再结晶形核和长大,从而影响再结晶织构。例如: 稀土元素的加入会弱化或者改变再结晶的织构^[50-55]。 图 11 所示为 525 ℃下热轧态 Mg-Y-Nd 合金的显微组 织及沿 RD 方向的拉伸和压缩应力应变曲线。与传统

镁合金的轧制织构相比, 热轧后 Mg-Y-Nd 合金的织构

分布比较分散且极峰偏离 ND 方向 20°~30°。图 11(b)

显示具有弱基面织构的轧制态 Mg-Y-Nd 合金表现出 较小的 TCYA(CYS/TYS 约为 1±0.1)。前期的研究也显 示除了弱织构的影响外,该合金中孪生对塑性变形的 贡献非常有限^[56]。一些学者认为稀土元素对再结晶织 构的影响主要是由于稀土元素改变了镁合金的动态再 结晶的形核方式,从而弱化了织构^[53]。有些稀土元素 的加入不仅弱化了变形织构,而且会产生异常于传统 变形镁合金的织构组分。近年来,ROBSON 等^[54]考 察了不同挤压工艺下 Mg-6Y-7Gd-0.5%Zr(质量分数) 合金的显微组织。结果显示该合金在挤压过程中形成 了 *c* 轴//ED 的异常织构。这种异常的织构组分在一定 程度上影响 TCYA^[54]。

2.4.3 合金元素的细晶作用

由 2.2 节可知,细化晶粒即可提高强韧性又能改 善 TCYA。研究显示,某些合金元素对于镁合金晶粒 尺寸的控制是非常重要的。如 Mg-Zn 合金系中加入 Zr 元素^[57], Mg-Al 合金中加入含碳化合物都可有效细 化晶粒^[58]。稀土元素(Ce、Nd、Sr等)的加入也可有效 细化铸锭的组织^[59]。此外,固溶原子与晶界的交互作 用以及析出相的钉扎作用也可有效控制热变形和热处 理过程中的晶粒尺寸^[60]。与挤压态 AZ31 合金相比, 挤压态 Mg-8Sn-1Al-1Zn 合金具有较小的拉伸压缩不 对称性。其机制便是由于 Mg-8Sn-1Al-1Zn 合金中 Mg₂Sn 相的出现有效地抑制挤压过程中动态再结晶的 长大,并导致了晶粒细化^[61]。

目前,合金化及热处理对镁合金 TCYA 影响的研 究还很少。然而,合金化和随后的热处理作为调控变 形织构与再结晶行为的有效方法将会对镁合金 TCYA



图 11 轧制态 Mg-Y-Nd 合金的显微组织和 {0001} 极图以及沿 RD 方向变形的真应力-应变曲线

Fig. 11 Microstructure and {0001} pole figure of rolled Mg-Y-Nd alloy(a) and true stress-true strain curves of rolled Mg-Y-Nd alloy deformed along RD(b)

的控制和改善有重要的应用价值。

2.5 第二相粒子的影响

随着高强度镁合金的需求和发展,析出强化合金 成为镁合金研究的一个重要的方向。针对镁合金特有 的塑性变形特征, 析出强化合金的各向异性行为成为 研究的热点^[4]。近年来的研究已经显示析出相对镁合 金的滑移和孪生都有影响,进而影响变形镁合金的各 向异性^[25, 56, 62]。事实上, 早在 20 世纪 60 年代, CLARK^[63-64]和 CHUN 等^[65]就发现 Mg-Zn 合金中的析 出相可以抑制机械孪生。由于 {1012} 孪生极大地影响 镁合金的各向异性和拉压不对称性,因此,析出相对 {1012} 孪生行为的影响又再次成为近来研究的热 点[66-67]。近年来的研究发现,析出相可以有效地降低 AZ91 和 AZ80 镁合金的 TCYA^[25-26, 62, 68-69]。一些研究 认为析出相对 TCYA 的影响主要通过控制孪生比率来 实现的^[25-26]。例如 JAIN 等^[25]发现高密度的 Mg₁₇Al₁₂ 析出相的出现极大地降低了孪生产生的比率,从而消 除了具有较弱织构 AZ80 合金的 TCYA。最近, STANFORD 等^[69]的研究证实了时效处理也可以极大 地改善挤压态 AZ91 合金的拉压不对称性。他们的研 究发现,大量片层状的 Mg17Al12相的出现并没有改变 压缩过程中的孪生比率,而是极大地抑制了孪晶的长 大。与滑移不同,孪生涉及到两个过程,即孪生的形 核和长大。虽然已发现 Mg17Al12 相可以极大地硬化 {1012} 孪生并降低变形镁合金的 TCYA, 然而析出硬 化是增加了孪生形核的应力还是阻碍了孪生的长大, 目前尚存在一些争议。

对于镁合金而言,具有丰富的析出相形态。这些 析出相往往具有一定的惯习面,如 AZ 系合金中 Mg17Al12相为基面析出相^[68],稀土镁合金中析出相的 惯习面为柱面^[70], Mg-Zn-Zr 合金中析出相包括基面盘 状和 c 轴棒状两种相^[71]等等。那么不同形态的析出相 是否都可以改善镁合金的 TCYA 呢? 近年来, ROBSON 等^[62]系统研究了析出相形状对滑移和孪生 的影响,并揭示了析出相形状对变形镁合金拉伸压缩 不对称性的影响。他们通过采用 Orowan 模型的理论 计算以及实验研究发现 AZ91 挤压棒经时效后, Mg17Al12 基面板的析出降低了 TCYA; 然而 Z5 挤压 棒经时效后, c 轴棒状析出相的出现增加了 TCYA, 如图 12 所示[62]。由于拉伸和压缩过程中决定屈服强 度的主要变形机制分别为柱面滑移和孪生。因此,这 一现象主要归因于不同形貌的析出相对孪生和柱面 滑移 σ_{cr} 的硬化效果不同。ROBSON 等^[62]预测得出:



图 12 AZ91 和 Z5 合金的力学性能^[62]

Fig. 12 Mechanical properties of AZ91 and Z5 alloys^[62]: (a) AZ91 under peak-aged and as-extruded condition; (b) Z5 under peak-aged and as-extruded condition

当析出相使 $\Delta\sigma_{cr}$ (twin growth)/ $\Delta\sigma_{cr}$ (prismatic)的值高 于 1/3,则会导致 TCYA 的降低,否则会增加 TCYA。 图 13 所示为不同析出相对 $\Delta\sigma_{cr}$ (twin growth)/ $\Delta\sigma_{cr}$ (prismatic)值影响的理论计算曲线图。其中粒子参 数如下:粒子体积分数为 5%、板状析出相长宽比为 0.1 和棒状析出相长宽比为 10。基面板状析出相具有 最大的 $\Delta\sigma_{cr}$ (twin growth)/ $\Delta\sigma_{cr}$ (prismatic),说明基面板析 出相对于 TCYA 的改善是最有效的。而 *c* 轴棒状析出 相导致 $\Delta\sigma_{cr}$ (twin growth)/ $\Delta\sigma_{cr}$ (prismatic))低于临界值,从 而可能会增大拉压不对称性。虽然这一理论推测还没 有在更多的镁合金系列中得到应用和证实。然而,可 以确定的是,调控析出相形貌可成为改善析出强化镁 合金 TCYA 的有效方法。

除了时效析出产生第二相粒子外,还可以通过粉 末冶金的方法将具有高强度的粒子复合在镁合金基体



图 13 板状、棒状和球状析出相对 {1012} 孪晶长大的 σ_{cr} 增量与柱面滑移的 σ_{cr} 增量比值的计算^[62]

Fig. 13 Calculation of the ratio of increase in σ_{cr} for $\{10\overline{1}2\}$ twin growth compared to increase in σ_{cr} for prismatic slip for plate, rod and spherical particles^[62]

中来改善镁合金的性能。如通过陶瓷或金属粒子^[72]、陶瓷纤维或碳纤维等^[73-74]的添加可改善镁合金的高 温蠕变性能,并且可增加材料的强度和弹性模量。此 外,由于镁合金具有各向异性特征,因此,复合粒子 对镁合金拉伸压缩性能也有明显的影响。GARCÉS 等^[75]发现与纯镁相比,Mg-SiC 复合材料的挤压织构 强度更弱并表现出低的 TCYA。随后 GARCÉS 等^[74] 也考察了粒子的尺寸和体积分数对Mg-Y₂O₃组织性能 的影响并得到了类似的结果。其微观机理被解释为粒 子影响再结晶织构、晶粒尺寸以及粒子与基体的错配 造成位错演变的不同^[74-75]。目前尚缺乏针对复合粒子 的尺寸、形貌、体积分数和分布等特征对孪生行为以 及位错滑移影响的研究。

3 结束语

镁合金的 TCYA 主要源于加工过程中织构的产生 以及机械孪生的极性。改善 TCYA 的主要方法有织构 控制、细化晶粒、合金化、引入析出相(并调控其形态) 等。通过弱化织构,可降低 TCYA,然而往往伴随着 材料强度的下降。晶粒细化、合金化和引入析出相都 可以提高材料的强度且有效地调控材料的拉压不对称 性。目前已有一些工作报道了镁合金拉压不对称性的 影响因素及其控制方法,然而仍有以下不足需要进一 步的研究:

1) 有待系统地研究合金化对于晶格参数、变形模式的影响,从而为通过合金化改善镁合金的 TCYA 提供理论指导。

 需要系统地研究析出相与复合粒子对于镁合 金各变形模式的影响,为开发低 TCYA 和高强度的镁 合金提供理论基础。

3) 需要定量地分析各因素对 TCYA 的影响。衡量 和对比不同因素对镁合金 TCYA 的影响,对于材料的 设计有重要的指导意义。通过合理地结合多种方式来 综合地调控镁合金的 TCYA 将成为未来材料设计的课 题之一。

4) TCYA 对于横梁、交通工具等使用的镁合金型 材的性能有较大影响,然而尚未引起足够的重视。目 前,TCYA 还不是用来评价镁合金材料的性能指标。

REFERENCES

- AVEDESIAN M M, BAKER H. ASM specialty handbook: Magnesium and magnesium alloys[M]. America: ASM International, 1999: 274.
- [2] 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 Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1458-1472.
- [3] 辛仁龙,刘 庆. 镁合金塑性变形力学行为与微观组织研究 进展[J]. 中国材料进展, 2011, 2: 16-28.
 XIN Ren-long, LIU Qing. Research progress on plastic deformation mechanisms and microstructure of Mg alloys[J].
 Materials China, 2011, 2: 16-28.
- [4] 宋 波,辛仁龙,刘 庆. 析出相对镁合金变形机理影响的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2019-2731.
 SONG Bo, XIN Ren-long, LIU Qing. Research progress on effect of precipitation on deformation behavior of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2019-2731.
- [5] CHINO Y, KIMURA K, HAKAMADA M, MABUCHI M. Mechanical anisotropy due to twinning in an extruded AZ31 Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485: 311–317.
- [6] HASEGAWA S, TSUCHIDA Y, YANO H, MATSUI M. Evaluation of low cycle fatigue life in AZ31 magnesium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29: 1839–1845.
- [7] WU Y, ZHU R, WANG J, JI W. Role of twinning and slip in cyclic deformation of extruded Mg-3%Al-1%Zn alloys[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(11): 1077–1080.
- [8] OBARA T, YOSHINAGA H, MOROZUMI S. $\{11\overline{2}2\}$ $\langle\overline{1}\overline{1}23\rangle$

- [9] STOHR J F, POIRIER J P. Electron microscope study of pyramidal slip {1122} (1123) in magnesium[J]. Philosophical Magazine, 1972, 25: 1313–1329.
- [10] YOO M. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1981, 12(3): 409–418.
- [11] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys Part I : "Tension" twins[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 464: 1–7.
- [12] STYCZYNSKI A, HARTIG C, BOHLEN J, LETZIG D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 943–947.
- [13] AGNEW S R, TOMÉ C N, BROWN D W, HOLDEN T M, VOGEL S C. Study of slip mechanisms in a magnesium alloy by neutron diffraction and modeling[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 1003–1008.
- [14] AGNEW S R, YOO M H, TOMÉ C N. Application of texture simulation to understand mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 4277–4289.
- [15] KOIKE J, KOBAYASHI T, MUKAI T, WATANABE H, SUZUKI M, MARUYAMA K, HIGASHI K. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2055–2065.
- [16] KOIKE J, OHYAMA R. Geometrical criterion for the activation of prismatic slip in AZ61 Mg alloy sheets deformed at room temperature[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 1963–1972.
- [17] 张 真, 汪明朴, 李树梅, 蒋 念, 胡海龙, 郝诗梦. 热轧过 程中 AZ31 镁合金的组织及织构演变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1447-1454.
 ZHANG Zhen, WANG Ming-pu, LI Shu-mei, JIANG Nian, HU Hai-long, HAO Shi-meng. Evolution of microstructure and texture of AZ31 magnesium alloy during hot-rolling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(8): 1447-1454.
- [18] 唐伟琴,张少睿,范晓慧,李大永,彭颖红. AZ31 镁合金的织构对其力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 371-377.
 TANG Wei-qin, ZHANG Shao-rui, FAN Xiao-hui, LI Da-yong,

PENG Ying-hong. Texture and its effect on mechanical properties of AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 371–377.

[19] 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, 20(10): 2371-2381.
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, 20(10): 2371-2381.

- [20] WANG B, XIN R, HUANG G, LIU Q. Effect of crystal orientation on the mechanical properties and strain hardening behavior of magnesium alloy AZ31 during uniaxial compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 534: 588–593.
- [21] AGNEW S R, HORTON J A, LILLO T M, BROWN D W. Enhanced ductility in strongly textured magnesium produced by equal channel angular processing[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 377–381.
- [22] KLEINER S, UGGOWITZER P J. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6%Al-1%Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 379: 258–263.
- [23] LIU Pei, XIN Yun-chang, LIU Qing. Plastic anisotropy and fracture behavior of AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21: 880–884.
- [24] YIN D L, WANG J T, LIU J Q, ZHANG X. On tension-compression yield asymmetry in an extruded Mg-3Al-1Zn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 478: 789–795.
- [25] JAIN J, POOLE W J, SINCLAIR C W, GHARGHOURI M A. Reducing the tension-compression yield asymmetry in a Mg-8Al-0.5Zn alloy via precipitation[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(5): 301–304.
- [26] LÜ C, LIU T, LIU D, JIANG S, ZENG W. Effect of heat treatment on tension-compression yield asymmetry of AZ80 magnesium alloy[J]. Materials and Design, 2012, 33: 529–533.
- [27] HUANG X, SUZUKI K, WATAZU A, SHIGEMATSU I, SAITO N. Mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy with a tilted basal texture obtained by differential speed rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 488: 214–220.
- [28] 张青来,卢 晨,朱燕萍,丁文江,贺继泓. 轧制方式对 AZ31 镁合金薄板组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(3): 391-397.
 ZHANG Qing-lai, LU Chen, ZHU Yan-ping, DING Wen-jiang, HE Ji-hong. Effect of rolling method on microstructure and properties of AZ31 magnesium alloy thin sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(3): 391-397.
 [29] SONG B, HUANG G, LI H, ZHANG L, HUANG G, PAN F.
- Texture evolution and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy sheets processed by repeated unidirectional bending[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 489(2): 475–481.
- [30] 路 君, 靳 丽, 董 杰, 曾小勤, 丁文江, 姚真裔. 等通道 角挤压变形 AZ31 镁合金的变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(3): 424-432.
 LU Jun, JIN Li, DONG Jie, ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang, VAO Zhen vi Deferention behaviors of AZ21 measuring allow

YAO Zhen-yi. Deformation behaviors of AZ31 magnesium alloy by equal channel angular extrusion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(3): 424–432.

[31] KOBAYASHI T, KOIKE J, YOSHIDA Y, KAMADO S,

SUZUKI M, MARUYAMA K, KOJIMA Y. Grain size dependence of active slip systems in an AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 2003, 67: 149–152.

- [32] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [33] PEI Y, GODFREY A, JIANG J, ZHANG Y B, LIU W, LIU Q. Extension twin variant selection during uniaxial compression of a magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 550: 138–145.
- [34] BARNETT M R, KESHAVARZ Z, BEER A G, ATWELL D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn[J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5093-5103.
- [35] BOHLEN J, DOBROŇ P, SWIOSTEK J, LETZIG D, CHMELIK F, LUKAC P, KAINER K. On the influence of the grain size and solute content on the AE response of magnesium alloys tested in tension and compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 462(1/2): 302–306.
- [36] MANN G, GRIFFITHS J R, CÁCERES C H. Hall-Petch parameters in tension and compression in cast Mg-2Zn alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 378(1/2): 188–191.
- [37] YIN S M, WANG C H, DIAO Y D,WU S D, LI S X. Influence of grain size and texture on the yield asymmetry of Mg-3Al-1Zn alloy[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2011, 27(1): 29–34.
- [38] 陶 俊. 织构和晶粒尺寸对变形镁合金 AZ31 力学性能的影响[D]. 南京: 南京理工大学, 2007: 49-53.
 TAO Jun. Effect of texture and grain size on mechanical properties of wrought magneisum alloy AZ31[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Tenchnology, 2007: 49-53.
- [39] 徐锦锋, 翟秋亚, 袁 森. AZ91D 镁合金的快速凝固特征[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14: 939-944.
 XU Jing-feng, ZHAI Qiu-ya, YUAN Shen. Rapid solidification characteristics of melt-spun AZ91D magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14: 939-944.
- [40] WATANABE H, MUKAI T, MABUCHI M, HIGASHI K. Superplastic deformation mechanism in powder metallurgy magnesium alloys and composites[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 2027–2037.
- [41] LEE Y, DAHLE A, STJOHN D. The role of solute in grain refinement of magnesium[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000. 31(11): 2895–2906.
- WANG M, XIN R, WANG B, LIU Q. Effect of initial texture on dynamic recrystallization of AZ31 Mg alloy during hot rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(6): 2941–2951.
- [43] XIN Y, WANG M, ZENG Z, NIE M, LIU Q. Strengthening and toughening of magnesium alloy by {1012} extension twins[J]. Scripta Materialia, 2012, 66: 25–28.

- [44] SONG B, XIN R, CHEN G, ZHANG X, LIU Q. Improving tensile and compressive properties of magnesium alloy plates by pre- cold rolling[J]. Scripta Materialia, 2012, 66: 1061–1064.
- [45] SONG B, XIN R, CHEN G, ZHANG X, LIU Q. Mechanical properties and anisotropy of Mg alloys with twin lamellae[C]// 33rd Risoe International Symposium on Materials Science, 2012: 337–347.
- [46] BECERRA A, PEKGULERYUZ M. Effects of lithium, indium, and zinc on the lattice parameters of magnesium[J]. Journal of Materials Research, 2008, 23(12): 3379–3386.
- [47] PEKGULERYUZ M, CELIKIN M, HOSEINI M, BECERRA A, MACKENZIE L . Study on edge cracking and texture evolution during 150 °C rolling of magnesium alloys: The effects of axial ratio and grain size[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 510(1): 15–25.
- [48] BLAKE A H, CÁCERES C H. Solid-solution hardening and softening in Mg-Zn alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483/484: 161–163.
- [49] LI X, JIAO F, AL-SAMMAN T, CHOWDHURY S. Influence of second-phase precipitates on the texture evolution of Mg-Al-Zn alloys during hot deformation[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(3/4): 159–162.
- [50] 杨续跃,张 雷,姜育培,朱亚坤. Mg-Y及 AZ31 镁合金高温 变形过程中微观织构的演化[J]. 中国有色金属学报,2011,21: 269-275.

YANG Xu-yue, ZHANG Lei, JIANG Yu-pei, ZHU Ya-kun. Microtexture evolution in Mg-Y and AZ31 Mg alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21: 269–275.

- [51] MA L, MISHRA R K, PENG L M, LUO A A, DING W J SACHDEV A K. Texture and mechanical behavior evolution of age-hardenable Mg-Nd-Zn extrusions during aging treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 529: 151–155.
- [52] 李再久,金青林,蒋业华,周 荣. Ce 对热轧 AZ31 镁合金动态再结晶及织构的影响[J].金属学报,2009,45:924-929.
 LI Zai-jiu, JIN Qing-lin, JIANG Ye-hua, ZHOU Rong. Effect of Ce on the dynamic recrystallization and texture of AZ31 magnesium alloy during hot rolling[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45: 924-929.
- [53] BOHLEN J, NÜRNBERG M R, SENN J W, LETZIG D, AGNEW S. The texture and anisotropy of magnesium-zinc-rare earth alloy sheets[J]. Acta Materialia, 2007, 55(6): 2101–2112.
- [54] ROBSON J D, TWIER A M, LORIMER G W, ROGERS P. Effect of extrusion conditions on microstructure, texture, and yield asymmetry in Mg-6Y-7Gd-0.5%Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(24): 7247–7256.
- [55] YAN H, CHEN R S, HAN E H. Room-temperature ductility and anisotropy of two rolled Mg-Zn-Gd alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 3317–3322.
- [56] XIN R, SONG B, ZENG K, HUANG G, LIU Q. Effect of aging

precipitation on mechanical anisotropy of an extruded Mg-Y-Nd Alloy[J]. Materials and Design, 2012, 34: 384-388.

- [57] QIAN M, DAS A.Grain refinement of magnesium alloys by zirconium: Formation of equiaxed grains[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(5): 881–886.
- [58] JIN Q, EOM J P, LIM S G, PARK W, YOU B S. Grain refining mechanism of a carbon addition method in a Mg–Al magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2003. 49(11): 1129–1132.
- [59] 袁付庆,张 静,方 超. 稀土元素对镁合金晶粒细化的研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41: 30-37.
 YUAN Fu-qing, ZHANG Jing, FANG Chao. Effects of rare earth additon on grain refinement of magnesium alloy[J]. Hot Working Technology, 2012, 41: 30-37.
- [60] ROBSON J D, HENRY D T, DAVIS B. Particle effects on recrystallization in magnesium-manganese alloys: Particle pinning[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 4239–4247.
- [61] PARK S S, TANG W N, YOU B S. Microstructure and mechanical properties of an indirect-extruded Mg-8Sn-1Al-1Zn alloy[J]. Materials Letters, 2010, 64: 31–34.
- [62] ROBSON J D, STANFORD N, BARNETT M R. Effect of precipitate shape on slip and twinning in magnesium alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(5): 1945–1956.
- [63] CLARK J B. Transmission electron microscopy study of age hardening in a Mg-5wt.% Zn alloy[J]. Acta Metallurgica, 1965, 13: 1281–1289.
- [64] CLARK J B. Age hardening in a Mg-9wt.% Al alloy[J]. Acta Metallurgica, 1968, 16: 141–152.
- [65] CHUN J S, BYRNE J G, BORNEMANN A. The inhibition of deformation twinning by precipitates in a magnesium-zinc alloy[J]. Philosophical Magazine, 1969, 20: 291–300.
- [66] ROBSON J D, STANFORD N, BARNETT M R. Effect of particles in promoting twin nucleation in a Mg-5wt.% Zn alloy[J]. Scripta Materialia, 2010, 63: 823–826.

- [67] STANFORD N, BARNETT M R. Effect of particles on the formation of deformation twins in a magnesium-based alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 20095, 16: 226–234.
- [68] STANFORD N, GENG J, CHUN Y B, DAVIES C H J, NIE J F, BARNETT M R. Effect of plate-shaped particle distributions on the deformation behaviour of magnesium alloy AZ91 in tension and compression[J]. Acta Materialia, 2012, 60(1): 218–228.
- [69] STANFORD N, TAYLOR A S, CIZEK P, SISKA F, RAMAJAYAM M, BARNETT M R. {1012} twinning in magnesium-based lamellar microstructures[J]. Scripta Materialia, 2012, 67: 704-707.
- [70] XIN R, LI L, ZENG K, SONG B, LIU Q. Structural examination of aging precipitation in a Mg-Y-Nd alloy at different temperatures[J]. Materials Characterization, 2011, 62(5): 535–539.
- [71] CHEN H, KANG S, YU H, CHO J, KIM H W, MIN G. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of twin roll cast and sequential warm rolled ZK60 alloy sheets[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 476(1/2): 324–328.
- [72] HAN B Q, DUNAND D C. Microstructure and mechanical properties of magnesium containing high volume fractions of yttria dispersoids[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 277: 297–304.
- [73] GU J, ZHANG X, GU M. The Damping capacity of AZ91 magnesium matrix composites reinforced with the coated carbon fiber fabric[J]. Materials Transactions, 2004, 45: 1743–1747.
- [74] GARCÉS G, RODRÍGUEZ M, PÉREZ P, ADEVA P. Effect of volume fraction and particle size on the microstructure and plastic deformation of Mg-Y₂O₃ composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 419: 357–364.
- [75] GARCÉS G, PÉREZ P, ADEVA P. Effect of the extrusion texture on the mechanical behaviour of Mg-SiC_p composites[J]. Scripta Materialia, 2005, 52: 615–619.

(编辑 龙怀中)