

## 稀土镁合金高温形变孪生变体的选择规律

张新明<sup>1,2</sup>, 李理<sup>1,2</sup>, 邓运来<sup>1,2</sup>, 唐昌平<sup>1,2</sup>, 赵一生<sup>1,2</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;  
2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

**摘要:** 研究了高温条件下 Mg-Gd-Y-Zr 合金形变孪生变体的选择规律。在 350 °C 及真应变为 0.05 时通过单向压缩铸态 Mg-Gd-Y-Zr 合金试样, 获得形变孪生组织。利用背散射电子衍射(EBSD)技术与透射电子显微镜(TEM)确定孪生类型为{10-12} 孪生。通过对比 EBSD 测试结果与理论计算结果, 确定了孪生变体。采用 Schmid 因子准则与 Taylor 准则分析了{10-12} 孪生发生的规律。结果表明: Schmid 因子准则仅仅考虑孪生变体的 Schmid 因子, 其预测结果与实验结果不符; 而 Taylor 准则考虑了孪生、基面滑移与非基面滑移的相互协调作用, 可准确预测{10-12} 孪生的变体选择结果; 稀土镁合金的高温形变也需要孪生参与协调塑性变形。

**关键词:** 镁合金; 形变孪生; Schmid 因子; Taylor 准则

中图分类号: TG 146.2 文献标识码: A

## Selection law of deformation twinning variants at elevated temperature in Mg-RE alloy

ZHANG Xin-ming<sup>1,2</sup>, LI Li<sup>1,2</sup>, DENG Yun-lai<sup>1,2</sup>, TANG Chang-ping<sup>1,2</sup>, ZHAO Yi-sheng<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;  
2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The selection law of deformation twinning variants at elevated temperature in Mg-Gd-Y-Zr alloy was investigated. The microstructures containing deformation twins were prepared by compressing as-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy at 350 °C and low true strain of 0.05. The observed {10-12} twins were characterized by electron backscatter diffraction (EBSD) and transmission electron microscopy (TEM). Comparison between EBSD analysis and theoretical calculation was conducted to identify the twinning variants. Two methods, Schmid factor and Taylor criterion, were used to analyze the law for occurrence of twinning variants. The results reveal that Schmid factor fails to predict the activated twinning variants, while Taylor criterion allows the experimental observations to be readily predicted considering {10-12} twins, basal slip and non-basal slips. For Mg-Re alloy, deformation twinning at elevated temperature is still necessary to accommodate the plastic strain along with dislocation slip.

**Key words:** magnesium alloy; deformation twins; Schmid factor; Taylor criterion

镁具有较低的层错能, 孪生是一种协调晶粒变形的重要方式<sup>[1]</sup>。镁合金的塑性变形行为和材料的成形

性能与孪生的发生机制有关<sup>[2-4]</sup>; 晶体塑性有限元是研究多晶体塑性变形的有利工具, 但前提是各种变形

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(5133001E); 国家高技术研究发展计划资助项目(2005AA741062)

收稿日期: 2008-11-19; 修订日期: 2009-01-19

通讯作者: 张新明, 教授, 博士; 电话: 0731-8830265; E-mail: lileewin@163.com

方式的物理本质有较为清晰的认识。

在低温时(225 °C以下),对于密排六方结构的镁而言,可启动的滑移系有限<sup>[5]</sup>,容易导致应力集中,孪生容易发生<sup>[6]</sup>。在高温时(225 °C以上),非基面滑移可能启动的情况下,变形情况趋于复杂,应力集中程度减小,但是由于镁合金的塑性各向异性较强,孪生依然可以形核,因此,在镁合金的热加工(如热轧)中经常发生孪生。目前,关于镁合金形变孪生的研究集中在225 °C以下<sup>[2, 7-10]</sup>。在高温条件下,尚未系统地研究形变孪生发生规律及其对变形的贡献。

由于镁的轴比( $c/a$ )为1.623 6(低于 $\sqrt{3}$ ),通常出现沿c轴方向受拉或垂直c轴方向受压的{10̄12}孪生<sup>[7-8]</sup>。作为镁合金主要的孪生模式,{10̄12}孪生发生在{10̄12}晶面与<1̄011>晶向,{10̄12}孪生存在6个独立的孪生变体(Twinning variant, TV),而且6个TV之间存在3种取向差,分别为<10̄11>60°,<8̄7̄10>60.4°和<1̄210>7.4°,按照最小的取向差可将6个TV分成3个孪生变体对(见表1)。

**表1** 6个{10̄12}TV与3对孪生变体

**Table 1** Six {10̄12} TVs and three TV pairs

	Twinning variant	Twin transformation matrix (Euler angle)	TV pair
TV1	(1̄102)[1̄101]	(240°, 86.4°, 120°)	I
TV2	(1̄102)[1̄101]	(60°, 86.4°, 300°)	
TV3	(1̄012)[10̄11]	(300°, 86.4°, 60°)	II
TV4	(10̄12)[1̄011]	(120°, 86.4°, 240°)	
TV5	(01̄12)[01̄11]	(180°, 86.4°, 180°)	III
TV6	(0̄112)[01̄11]	(0°, 86.4°, 0°)	

已有的一些研究提供了Schmid定律对孪生变形有效性的证据(其有效性类似滑移)<sup>[2, 11-12]</sup>。此后,另有研究对Schmid定律的有效性尚存异议<sup>[9, 13]</sup>,发现仅由Schmid因子无法完全准确预测孪生变体的规律,但又未提出准确预测孪生发生规律的方法。

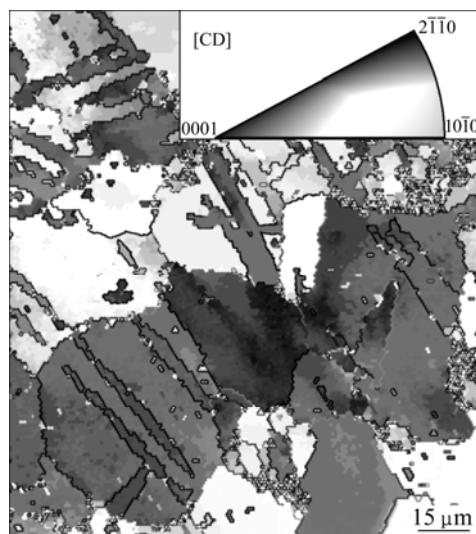
本文作者以Mg-Gd-Y-Zr稀土耐热镁合金为对象,研究在350 °C条件下该合金的压缩形变变体规律;结合高温孪生的EBSD技术微取向测试结果,提出了一种利用极射赤面投影图的计算方法,以精确地确定350 °C条件下压缩后的孪生变体;并采用Schmid因子与Taylor准则对稀土镁合金高温孪生变体发生的规律进行了研究,为晶体塑性模型的建立提供理论依据。

## 1 实验

热压缩试验的材料为自制铸态Mg-Gd-Y-Zr稀土镁合金。在热压缩前铸锭经过793 K,8 h的固溶处理。热压缩试样(高12 mm、直径10 mm)采用线切割机进行切取。热压缩试验在Gleeble1500热模拟机上进行:压缩温度为350 °C,应变速率为0.01/s,真应变量为0.05。试样两端涂聚四氟乙烯加以润滑。所有的试样在压缩完成后立即水淬,以保留350 °C下的形变组织。压缩后的样品沿平行于压缩轴的方向剖切。用EBSD技术进行了微区组织测量,取向成像图的信息由装有背散射电子衍射分析系统(TSL)的扫描电子显微镜(H-3400)采集。测量的平面由压缩方向(CD)和试样径向(RD)构成。采用Tecnai G<sup>2</sup>20透射电镜观测分析孪晶及位错组态。

## 2 结果

图1所示为合金在350 °C经应变速率0.01/s、真应变量为0.05压缩后的取向成像及其反极图。图中CD为竖直方向。从图1中可看出,晶界处为结构复杂的稀土化合物,显示为盲点,且未发现裂纹或孔洞。试样经压缩后存在大量的粗大孪晶(21个晶粒发生了孪生)。从图1的反极图中可见,发生孪生的晶粒在晶



**图1** 合金在350 °C经0.01/s压缩后的取向成像图及其反极图

**Fig.1** Orientation image maps of Mg alloy compressed at 350 °C and 0.01/s (Vertical is compressive direction)

体取向上的特征是: [0001]晶向大致平行于 CD 方向。为了分析孪生类型, 选取仅发生部分孪生的晶粒为分析对象, 原因是这些晶粒中的孪晶界不易与普通晶界混淆。

图 2 所示为发生部分孪生两个晶粒的取向成像图(图 1 的局部选区)。深灰色区域标识为未孪生的基体(M1 与 M2); 白色区域(M1 内的 T1 与 T2, M2 内的 T3 与 T4)标识为孪生区域; 黑色线表明与基体取向差为  $\langle 11\bar{2}0 \rangle > 86^\circ (\pm 3^\circ)$  的孪晶界。图 2(a)所示为由基体 M1 孪生形成的孪生区域 T1 与 T2。根据 T1 与 T2 与基体之间的特征取向差  $\langle 11\bar{2}0 \rangle > 86^\circ$ , 它们之间的取向差为  $\langle 11\bar{2}0 \rangle > 7^\circ$ (灰色线), 以及迹线分析的结果(见极图), 可以确定为  $\{10\bar{1}2\}$  孪生, 该孪晶的两个孪生变体被激活且来自相同孪生对。图 2(b)所示为由基体 M2 孪生形成的孪生区域 T3 与 T4。在图 2(b)中,

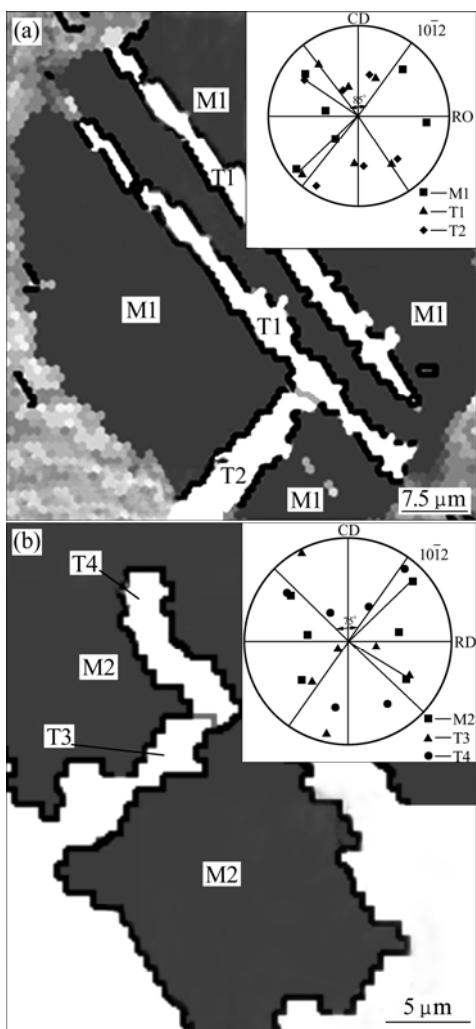


图 2 发生部分孪生的两个晶粒的取向成像图

**Fig.2** Orientation image maps of two grains partly twinned:  
(a) T1 and T2 twinned from matrix M1; (b) T3 and T4 twinned from matrix M2

除黑色线标明的  $\langle 11\bar{2}0 \rangle > 86^\circ$  孪晶界外, 还存在 T3 与 T4 之间的灰色线孪晶界。灰色线是由取向差  $\langle 10\bar{1}0 \rangle > 60^\circ (\pm 3^\circ)$  标定, 因此, 两个  $\{10\bar{1}2\}$  孪生变体 T3 与 T4 来自不同孪生对。

图 3 所示为热压缩后的 TEM 的明场像及选区电子衍射斑点。由图 3 可看出, 入射束为  $\langle 01\bar{1}0 \rangle$  方向的衍射斑点表明膜面为  $(01\bar{1}0)$  面;  $(01\bar{1}0)$  面上有大量的滑移位错线, 说明  $(01\bar{1}0)$  上的位错已经启动(见图 3(a)); 入射束为  $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$  方向的衍射斑点表明膜面为  $(2\bar{1}\bar{1}0)$  面(见图 3(b))。对平行孪晶的衍射花样分析的结果与 EBSD 分析结果一致: 孪生类型为  $\{10\bar{1}2\}$  孪生, 与基体的取向差为  $\langle 11\bar{2}0 \rangle > 86^\circ$ 。至此, 孪生类型已经确定, 但尚不清楚孪生的发生过程。

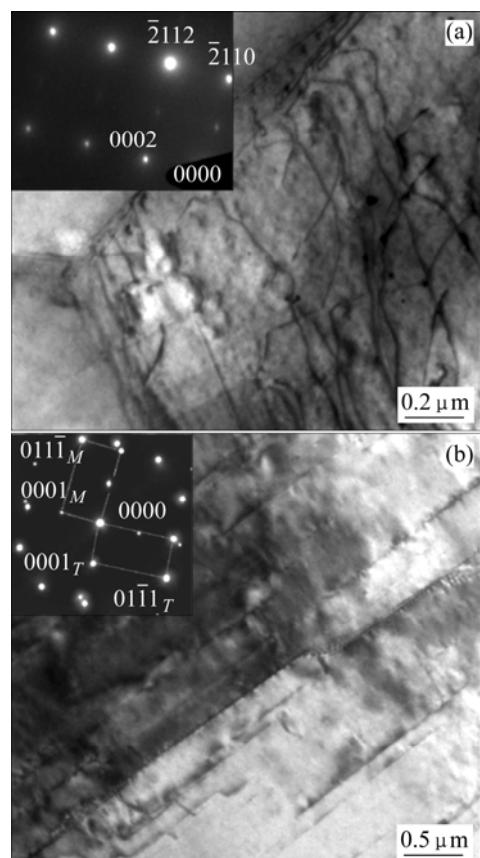


图 3 热压缩后的 TEM 明场像及选区的电子衍射斑点

**Fig.3** TEM bright-field morphologies and SAD patterns of dislocation slip on  $(01\bar{1}0)$  plane (a) and  $\{10\bar{1}2\}$  twin boundaries on  $(2\bar{1}\bar{1}0)$  plane (b)

### 3 分析与讨论

#### 3.1 高温形变孪生变体的判定

在各  $\{10\bar{1}2\}$  孪生变体发生的临界分切应力

(CRSS)相同的前提下,结晶学意义上,所有TV发生的几率是相同的,仅仅由于外加了一定的边界条件(如单向载荷),才使得其中仅有部分发生。

孪生变体发生时,所有可能的(结晶学意义上)晶体学矢量,可以按照下式清楚的表达为极图中的极点( $V_s$ )

$$V_s = V_c g_{tv} g_M$$

式中  $V_c$  代表待求的晶体学矢量;  $g_{tv}$  代表与某一特定 TV 相关的变换矩阵;  $g_M$  代表初始取向。

初始取向是未孪生的基本取向(如图 2(a)中的 M1 和图 2(b)中的 M2)。按照上述计算原则,可以计算 M1( $10^\circ, 78.8^\circ, 20.3^\circ$ )与 M2( $2.8^\circ, 85^\circ, 130^\circ$ )发生孪生后的所有可能极点及相应的 Schmid 因子(SF)(计算 SF 是为了讨论下文变体选择规律)。图 4 所示为计算极图与相应 EBSD 测试取向 M1 孪生后的计算极点与 T1(7)和 T2 的测试极点叠合。在图 4(b)中,基本取向 M2 孪生后的计算极点与 T3 和 T4 的测试极点叠合。每个极点标识的格式为“V No.[SF]”,即“变体号[SF value]”。将 EBSD 测试极图重合于相应的计算极图上,并进行比较。

理想情况下,所有 EBSD 测试极点应与计算极点重合。然而,图 4 显示在两种结果之间存在  $3^\circ$  左右的误差,该误差产生于样品制备以及孪生之外的其它变形方式导致的微小晶体转动。

尽管存在上述情况,图 4(a)的分析表明,孪晶 T1 和 T2 分别由孪生对 I 中变体 TV2 与 TV1 形成。综合分析图 2(b)与 4(b)表明,孪晶 T3 和 T4 分别由孪生变体对 III 中的 TV5 与孪生变体对 II 中的 TV4 形成。

### 3.2 高温形变孪生变体的选择规律

既然全部 TV 都已确定,则研究 TV 发生的规律成为可能。值得一提的是,研究 TV 发生规律的意义不仅仅在于预测微观组织(如织构),而且可以更清楚地认识镁合金的变形机制。作者使用两种方法来对孪生变体进行选择,即 Schmid 因子准则与 Taylor 准则。

#### 3.2.1 Schmid 因子准则

Schmid 因子被定义为

$$SF = \cos \lambda \cos \phi$$

式中  $\lambda$  和  $\phi$  分别为单向载荷轴线与孪生面的夹角和切变方向的夹角。按照图 4 的计算原则,可以方便地确定实际激活的 TV 的 Schmid 因子。

表 2 所列为发生了双  $\{10\bar{1}2\}$  孪生的 6 个晶粒(21 个孪生晶粒中 15 个为此种情况)的相关 SF,被激活变体 Schmid 因子已加粗。在本研究中,考虑了以下 5

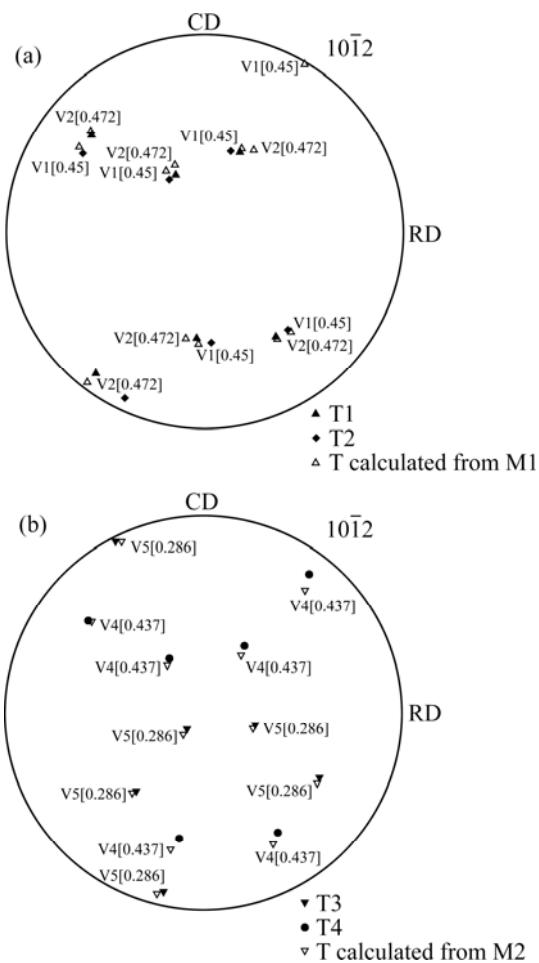


图 4 将计算极图叠合与相应 EBSD 测试极图的对比

Fig.4 Comparison of orientation calculated and orientation through EBSD analysis

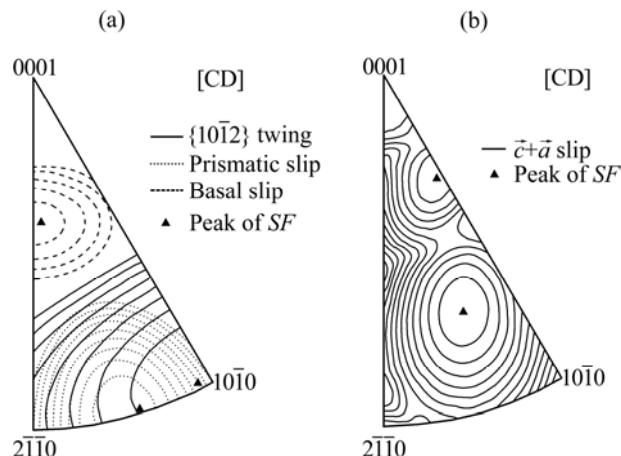
种变形方式:  $\{10\bar{1}2\}$  孪生系, 基面滑移系 ( $\{0001\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$ ), 柱面滑移系 ( $\{10\bar{1}0\} < 1\bar{1}\bar{2}0 >$ ),  $\bar{c} + \bar{a}$  位错滑移系 ( $\{10\bar{1}1\} < 11\bar{2}3 >$  与  $\{11\bar{2}1\} < 11\bar{2}3 >$  滑移系)。分析表 2 可以发现,在 M1、M3、M5 与 M6 的取向中,被激活的 2 个 TV(如 M1 取向激活的是变体对 I)在 6 个 TV 中具有最高和次高的 SF。然而,发生在 M2 和 M4 的情况不同,被激活的两个 TV,其中一个具有最高的 SF,而另一个不具有次高的 SF。与此同时,  $\{10\bar{1}0\}$  滑移具有所有变形方式中的最高 SF。因此,仅采用孪生系的 SF 排序来决定哪一个 TV 被激活, Schmid 因子判据失效。

应该看到,在温度足够高的情况下,镁的各种变形模式(滑移和孪生)的 CRSS 趋于相近<sup>[14]</sup>,包括非基面滑移与孪生的各种变形方式都可以发生,本文作者将各种变形方式的 SF 作为晶体取向的函数标识在反极图中。图 5 所示为单向压缩时各种变形方式的 SF 最大值( $SF_{max}$ )等高线。图 5(a)描绘了 6 个  $\{10\bar{1}2\}$  TV

表2 发生双 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生晶粒所有变体及滑移的 Schmid 因子Table 2 Schmid factors of all TVs and slip in double $\{10\bar{1}2\}$ twinning grains

Matrix orientation	SF of six $\{10\bar{1}2\}$ TV						Basal slip	Prismatic slip	$\{10\bar{1}1\}$ slip	$\{11\bar{2}1\}$ slip
	TV pair I		TV pair II		TV pair III					
M1( $10^\circ, 78.8^\circ, 20^\circ$ )	0.450	0.472	0.160	0.174	0.051	0.059	0.155	0.470	0.227	0.433
M2( $2.8^\circ, 85^\circ, 130^\circ$ )	0.015	0.014	0.443	0.437	0.286	0.291	0.048	0.492	0.419	0.202
M3( $12.7^\circ, 79.3^\circ, 141^\circ$ )	0.060	0.043	0.442	0.405	0.099	0.120	0.193	0.433	0.320	0.187
M4( $179.5^\circ, 75^\circ, 220^\circ$ )	0.483	0.484	0.057	0.057	0.207	0.208	0.006	0.493	0.432	0.366
M5( $182^\circ, 69^\circ, 214.7^\circ$ )	0.495	0.490	0.085	0.083	0.170	0.167	0.034	0.473	0.433	0.392
M6( $344^\circ, 168^\circ, 354^\circ$ )	0.439	0.432	0.296	0.290	0.012	0.014	0.056	0.415	0.277	0.354

中的  $SF_{max}$ , 以及基面滑移与柱面滑移的  $SF_{max}$  的 3 组等高线。图 5(b)描绘了  $\vec{c} + \vec{a}$  位错滑移中的  $SF_{max}$  的等高线。首先, 在图 5(a)中,  $\{10\bar{1}2\}$  孪生的  $SF_{max}$  等高线中心与  $\{10\bar{1}0\}$  滑移的  $SF_{max}$  等高线中心很接近, 即  $\{10\bar{1}2\}$  孪生与  $\{10\bar{1}0\}$  滑移很可能同时启动(这与图 3 的实验观测现象一致), 而后者使应力集中得到释放, 可能干扰了前者的变体选择。其次, 对比图 5(a)与(b), 可见  $\{10\bar{1}2\}$  孪生系的  $SF_{max}$  等高线中心区域恰恰是  $\vec{c} + \vec{a}$  位错滑移系  $SF_{max}$  值较低的区域, 亦即  $\{10\bar{1}2\}$  孪生系可以帮助  $\vec{c} + \vec{a}$  位错滑移共同协调  $c$  轴方向的应变。

图5 单向压缩时各种变形方式的  $SF_{max}$  等高线Fig.5 Contours of  $SF_{max}$  for various deformation systems: (a)  $\{10\bar{1}2\}$  TVs, basal slip and prismatic slip; (b)  $\vec{c} + \vec{a}$  slip

因此, 在高温条件下稀土镁合金的孪生变体选择, 必须考虑各种变形方式的协调性, 全约束的 Taylor 准则较为适合这种情况<sup>[14]</sup>。

### 3.2.2 Taylor 准则

Taylor 准则基于内能最小原理, 来确定实现给定应变的(至少)5 个滑移系。它可以表示为

$$\sum \tau_k^* \delta \gamma_k^* \leq \tau_c \sum \delta \gamma_k$$

由于作用在启动的滑移(孪生)的分切应力为  $\tau_c$ , 即 CRSS, 而其它潜在滑移系的分切应力  $\tau_k^*$  不可能大于  $\tau_c$ , 即  $\tau_k^* \leq \tau_c$ , 故  $\sum \delta \gamma_k \leq \sum \delta \gamma_k^*$ 。

采用内能最小原理解决选择活化滑移问题的前提为, 已知各种变形方式的 CRSS 比值。大量的研究表明, 变形温度对 CRSS 比值影响显著。本文作者基于前人的实验数据<sup>[14-19]</sup>, 确定了在 350 °C 条件下 CRSS 比值的大致范围(见图 6)。依然考虑上述 5 种变形方式:  $\{10\bar{1}2\}$  孪生系, 基面滑移系, 柱面滑移系,  $\vec{c} + \vec{a}$  位错滑移系( $\{10\bar{1}1\} < 11\bar{2}3 >$  与  $\{11\bar{2}1\} < 11\bar{2}3 >$  滑移系), 共有 32 个滑移(孪生)系, 从中可取出 60880 组 5 个相对独立的滑移(孪生)组合。由于本研究为小变形问题(加工硬化可以忽略), 可以认为是率无关的。

在 CRSS 比值范围内, 给定初始取向, 采用 Taylor 准则确定的 5 个独立滑移(孪生)系中, 具有非零滑移量的滑移系(孪生)即为活化的滑移系(孪生)。表 3 列

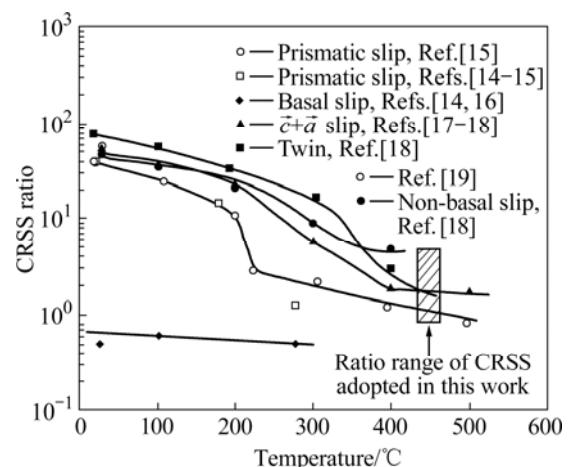
图6 形变温度对 CRSS 比值的影响<sup>[14-19]</sup>Fig.6 Influence of deformation temperature on CRSS ratio<sup>[14-19]</sup>

表3 单向压缩条件下内能最小原理确定的滑移量在各滑移系的分布

Table 3 Distribution of shears among different systems for initial orientations under uniaxial compression

Matrix orientation	{10̄12} twinning						Basal slip	Prismatic slip	$\bar{c} + \bar{a}$ slip
	TV pair I		TV pair II		TV pair III				
M1(10°, 78.8°, 20°)	0.034	0.050 7	0	0	0	0	0.026 0	0.009 0	0.003 6
M2(2.8°, 85°, 130°)	0	0	0	0.056	0.043 4	0	0.014 0 0.004 0	0.026 0	0
M3(16.1°, 76.6°, 142°)	0	0	0.067	0.014	0	0	0.052 0	0.003 0 0.004 0	0
M4(179.5°, 75°, 220°)	0.074	0	0	0	0	0.018 8	0.024 0 0.000 1	0.020 0	0
M5(182°, 69°, 214.7°)	0.051	0.036 0	0	0	0	0	0.030 0 0.005 0	0.019 0	0
M6(344°, 168°, 354°)	0.004	0.043 0	0	0	0	0	0.024 0	0.020 7	0.095 7

Shear calculates by full-constraint Taylor criterion according to  $\tau_{\text{twinning}} : \tau_{\text{basal}} : \tau_{\text{prismatic}} : \tau_{\bar{c}+\bar{a}} = 2:1:2:4$ .

出, 当 CRSS 的比值为  $\tau_{\text{twinning}} : \tau_{\text{basal}} : \tau_{\text{prismatic}} : \tau_{\bar{c}+\bar{a}} = 2:1:2:4$  时, 单向压缩条件下内能最小的滑移系分布。表中非零滑移量包含了孪生变体, 且与 EBSD 测试结果的激活变体完全吻合。由此可见, 采用 Taylor 准则确定活化孪生变体与实际出现的孪生变体(见表 2)是一致的。

两种准则对孪生变体预测的结果表明, 高温条件下的形变, 孪生的发生是多种变形方式相互协调的结果, 而不能仅仅考虑孪生变体或滑移的 Schmid 因子。从另一角度看, 稀土镁合金的高温形变与低温形变一样, 依然需要孪生参与协调塑性变形。

## 4 结论

1) Mg-Gd-Y-X 合金在 350 °C 应变速率为 0.01/s、变形量为 0.05 的条件下压缩产生 {10̄12} 孪生及 {10̄10} 滑移。

2) 采用基于极射赤面投影图的方法较为精确地确定了双 {10̄12} 孪生的孪生变体, 并发现孪生变体的出现不按照其 Schmid 因子的大小排序。采用 Taylor 准则能准确的预测孪生变体的出现。

3) 高温孪生的发生是多种变形方式相互协调的结果, 而不能仅仅考虑孪生变体的取向; 论证了稀土镁合金的高温形变依然需要孪生参与协调塑性变形。

## REFERENCES

- [1] YOO M H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal

close-packed metals[J]. Metall Mater Trans A, 1981, 12: 409–418.

- [2] WANG Y N, HUANG J C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg-Al-Zn alloy[J]. Acta Mater, 2007, 55(3): 897–905.
- [3] AGNEW S R, SENN J W, HORTON J A. Mg sheet metal forming: Lessons learned from deep drawing Li and Y solid-solution alloys[J]. Jom, 2006, 58(5): 62–69.
- [4] LOU X Y, LI M, BOGER R K, AGNEW S R. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(1): 44–86.
- [5] 王自强, 段祝平. 塑性细观力学[M]. 北京: 科学出版社, 1995.  
WANG Zi-qiang, DUAN Zhu-ping. Meso-scale mechanics of plasticity[M]. Beijing: Science Press, 1995.
- [6] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys Part I: “Tension” twins[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 464(1/2): 1–7.
- [7] 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.
- [8] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys Part II: “Contraction” twins[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 464(1/2): 8–16.
- [9] JIANG J, GODFREY A, LIU W, LIU Q. Identification and analysis of twinning variants during compression of a Mg-Al-Zn alloy[J]. Script Mater, 2008, 58(2): 122–125.
- [10] YANG P, CUI F E, BIAN J H, GOTTSSTEIN G. Relationships between deformation mechanisms and initial textures in polycrystalline magnesium alloys AZ31[J]. Trans Nonferrous Met Soc of China, 2003, 13(2): 280–284.

- [11] JIANG L, JONAS J J, MISHRA R K, LUO A A, SACHDEV A K, GODET S. Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths[J]. *Acta Mater.*, 2007, 55(11): 3899–3910.
- [12] YANG P, YU Y, CHEN L, MAO W. Experimental determination and theoretical prediction of twin orientations in magnesium alloy AZ31[J]. *Scrip Mater.*, 2004, 50(8): 1163–1168.
- [13] NAVF M D, BARNETT M R. Microstructures and textures of pure magnesium deformed in plane-strain compression[J]. *Scrip Mater.*, 2004, 51(9): 881–885.
- [14] AGNEW S R, YOO M H, TOME C N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. *Acta Mater.*, 2001, 49(20): 4277–4289.
- [15] WARD FLYNN P, MOTE J, DORN J E. On the thermally activated mechanism of prismatic slip in magnesium single crystals[J]. *Trans TMS-AIME*, 1961, 221: 1148–1154.
- [16] REED-HILL R E, ROBERTSON W D. The crystallographic characteristics of fracture in magnesium single crystals[J]. *Acta Metall.*, 1957, 5: 728–737.
- [17] OBARA T, YOSHINGA H, MOROZUMI S. {11 $\bar{2}$ 2} <1123> slip system in magnesium[J]. *Acta Metall.*, 1973, 21: 845–853.
- [18] YOSHINAGA B H, HORIUCHI R. Deformation mechanisms in magnesium single crystals compressed in the direction parallel to hexagonal axis[J]. *Trans JIM*, 1963, 4: 1–8
- [19] ANDO S, TONDA H. Non-basal slip in magnesium-lithium alloy single crystals[J]. *Mater Trans JIM*, 2000, 41(9): 1188–1191.

(编辑 李艳红)