



中温高速冲击下预孪晶AZ31镁合金的 变形机理及力学行为

刘 筱^{1,2}, 胡铭月^{1,2}, 谢 超³, 朱必武^{1,2}, 马 昊^{1,2}, 唐昌平^{1,2}, 刘文辉^{1,2}

1. 湖南科技大学 高功效轻合金构件成形技术及耐损伤性能评价湖南省工程研究中心, 湘潭 411201;
2. 湖南科技大学 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防技术重点实验室, 湘潭 411201;
3. 宁波大学 机械工程与力学学院, 宁波 315211)

摘 要: 本文以预孪晶AZ31镁合金为研究对象, 结合黏塑性自洽(VPSC)模型仿真, 研究中温高速冲击下预孪晶镁合金的变形机理和力学行为, 拓展了VPSC模型的应用领域, 为研究镁合金动态载荷下的变形机理和力学行为提供了新的手段。结果表明: 中温高速冲击过程中, 基面滑移和二阶锥面滑移是协调变形的的主要机制, 孪生也起到了重要的作用; 大量孪晶的出现引起流变应力在变形初期发生波动; 压缩孪晶的出现引起织构最大极密度位置向半径方向(Radial direction, RD)偏转, 二次孪晶的产生有利于形成双峰织构。

关键词: AZ31镁合金; 中温高速冲击; 黏塑性自洽模型; 力学行为; 预孪晶; 织构

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1641-14

中图分类号: TG146.2+2

文献标志码: A

引文格式: 刘 筱, 胡铭月, 谢 超, 等. 中温高速冲击下预孪晶AZ31镁合金的变形机理及力学行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1641-1654. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40169

LIU Xiao, HU Ming-yue, XIE Chao, et al. Deformation mechanism and mechanical behavior of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under medium temperature and high speed impact[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1641-1654. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40169

镁合金因密度低、比强度高优点, 在航空航天、交通运输和电子等领域有广泛的应用前景^[1-4]。然而镁合金在室温下延展性较差, 屈服强度较低, 限制了其应用。通过预变形引入孪晶, 在后续变形中预孪晶片层分割晶粒、细化晶粒组织和孪晶边界阻碍位错滑移, 可有效提高镁合金静态^[5-7]和动态^[8]的屈服强度和塑性。但是, 孪晶的引入会使镁合金塑性变形过程中滑移、孪生等变形机制的交互作用更加复杂, 从而对织构和力学性能产生影响^[9]。因此, 明确变形机制对织构演变以及织构对力学性能的影响规律, 是实现织构调控并获取目标力学性能

的关键。实验方法无法在线定量研究滑移和孪生等变形机制对织构演变及力学性能的影响^[10]。随着计算机在材料学中的应用逐渐增多^[11], 以晶体塑性理论为基础建立的晶体塑性模型可以从微观角度定量分析金属在塑性变形过程中滑移、孪生等变形机制对织构演化的影响, 俨然已经成为一种新的趋势。LEBENSohn等^[12]在1993年提出黏塑性自洽(VPSC)模型, 考虑了滑移、孪生以及材料的各向异性, 可实现多晶材料变形行为、变形机理以及织构演变的模拟与预测。在此基础上, 一些学者对VPSC的运用和扩展进行了探索。CHAPUIS等^[13]采

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52071139, 51905166); 湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ5198); 湖南省教育厅优秀青年资助项目(18B198)

收稿日期: 2021-04-23; 修订日期: 2021-09-11

通信作者: 刘 筱, 副教授, 博士; 电话: 18674355539; E-mail: liuxiao0105@163.com

用VPSC模拟AZ31-O回火板在20~450 °C、应变速率为 1 s^{-1} 的平面应变压缩,研究各变形机制在不同温度下的临界剪切应力(Critical resolved shear stress, CRSS),发现在150 °C以上时, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的CRSS增加,且没有 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶产生。ASGARI等^[14]采用VPSC研究了经过24 h回火后的AZ31B轧板在室温高应变速率($600\sim 1100\text{ s}^{-1}$)下的力学行为和织构演变,发现随应变速率的增加,孪晶对变形的贡献减小,二阶锥面滑移的贡献增加。XIE等^[15]利用VPSC耦合基于孪晶诱导动态再结晶(TDRX)和晶界弓出动态再结晶(GBBDRX)的再结晶机制转变模型,模拟了铸态AZ31镁合金在热压缩过程中动态再结晶转变机制及力学行为;结果表明,粗晶铸态镁合金在低应变阶段普遍存在TDRX,随着变形继续,能降低局部位错密度的GBBDRX将会取代TDRX;同时,TDRX会使应变硬化速率明显降低,且两种连续DRX机制之间的过渡将会使得硬化速率的降低转变为流变软化。KABIRIAN等^[16]运用VPSC研究了等通道挤压(Equal channel angular pressing, ECAP)下组织演变和晶粒细化对挤压AZ31镁合金力学性能的影响;结果表明,在高温条件下,应力应变曲线中未观察到孪晶引起的应变硬化特征,但不代表孪晶没有启动,可能是因为孪晶只在变形初期启动,随后非基面滑移活性相对较高,不需要大量的孪生协调塑性变形。CHO等^[17]利用微分速度比(VR)法结合VPSC研究了AZ31B镁合金在200 °C差速热轧(DSR)过程中,变形不对称和弯曲曲率对织构演变的影响;结果表明,基面织构强度随曲率值的增加而减小。由此可见,VPSC可用于研究静态载荷以及室温下高应变速率的力学行为和织构演变^[12-20]。

为此,本文以预孪晶AZ31镁合金为研究对象,采用实验和VPSC相结合的方法研究预孪晶AZ31镁合金中温高速冲击下的变形机制、织构演变和力学行为,拓展VPSC的应用领域,为镁合金动态载荷下的变形机理和力学行为研究提供新的手段。

1 实验

实验选用10 mm厚的商用铸态AZ31镁合金板

坯,成分见表1。采用到温入炉的方式,将镁合金板坯进行420 °C、12 h的固溶处理后,加工成123 mm×50 mm×10 mm的轧制坯料。将轧制坯料在轧辊尺寸为200 mm×200 mm的轧机上进行轧制,引入孪晶(变形工艺为:预变形温度300 °C、保温15 min、轧辊速度20 r/min、变形量为10%)。对预孪晶样品沿厚度方向取圆柱体试样,尺寸为8 mm×4 mm。采用霍普金森压杆对于预孪晶的圆柱体试样进行中温高速冲击试验,应变速率分别为 2150 s^{-1} 、 3430 s^{-1} 、 4160 s^{-1} ,变形温度分别为150 °C和200 °C,每种条件的冲击试验重复2~3次。

表1 AZ31镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31 magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Mn	Zn	Si	Cu	Fe	Mg	Impurities
3.19	0.33	0.81	0.02	0.05	0.005	95.4	Bal.

将冲击后的样品垂直于冲击轴取横截面,用水砂纸500#~2000#逐级打磨,之后用0.3 μm抛光膏抛光,然后采用D/MAX-RB型XRD衍射仪测量不同条件下的宏观织构,冲击前的初始织构如图1所示,图中RD(Radial direction)为冲击圆柱体试样的半径方向。将冲击后的样品沿冲击轴取纵截面,用水砂纸500#~2000#逐级打磨,之后用0.3 μm抛光膏抛光,然后将抛光好的样品采用4.2 g苦味酸+10 mL水+10 mL冰醋酸+70 mL酒精混合溶液腐蚀10~20 s,再采用4XC-MS金相显微镜对不同条件下的冲击样品进行金相观察,冲击前的初始组织如图2所示。

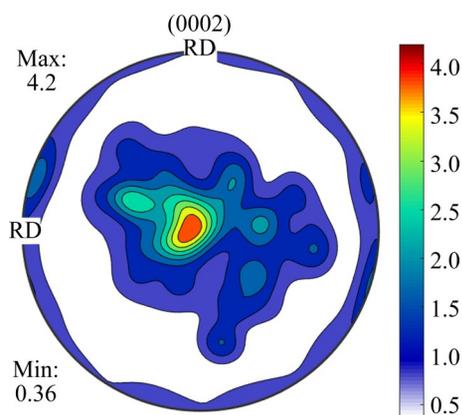


图1 预孪晶后AZ31镁合金的织构

Fig. 1 Texture of AZ31 magnesium alloy after pre-twinning

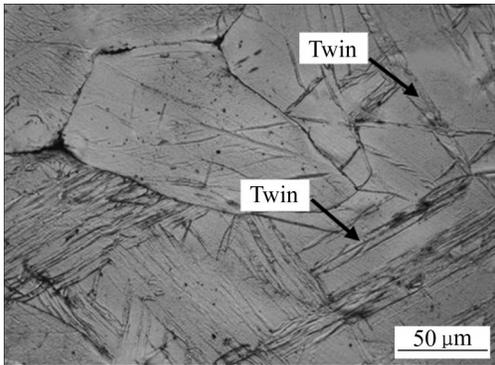


图2 预孪晶后 AZ31 镁合金的组织

Fig. 2 Microstructure of AZ31 magnesium alloy after pre-twinning

2 黏塑性自洽模型构建

黏塑性多晶体自洽(VPSC)模型是一种可定义多晶体塑性模型、可仿真晶体织构、可预测应力-应变曲线、可预测变形机理的仿真程序, 在分析多晶体材料变形织构演变过程和变形机理方面得到广泛应用^[12, 21-22]。在中温高速冲击变形下, 由于 AZ31 镁合金为密排六方结构, 需开启多种滑移系和孪生协调塑性变形, 而各种位错滑移和孪晶之间的相互作用又对变形过程的硬化效应产生影响。此外, 位错滑移和孪晶产生都会引起晶体的转动, 影响织构演变和动态力学响应。

2.1 VOCE 硬化模型

塑性变形需要多种变形机制的开启协调, 其中某一变形机制开启需要达到一个临界剪切应力。VOCE 硬化模型用 τ_c^s/τ_c^t 来表达某一变形机制(用 s 表示滑移机制, t 表示孪晶机制)的临界剪切应力, 用所启动变形机制的临界应力加权平均来表示材料在高速冲击变形过程中的应力响应。其中, 初始临界剪切应力值 τ_0 与材料的屈服强度相关; 随着塑性变形的继续, 变形机制的临界应力随着应变增加而变化, 其值与外推应力 τ_1 、初始硬化率 θ_0 和大变形下的硬化率 θ_1 有关。某一变形机制的阈值应力 τ_c^s/τ_c^t 与累积的应变之间的关系可以通过式(1)和(2)来表示。

1) 滑移机制

$$\tau_c^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s) \left[1 - \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right] \quad (1)$$

2) 孪生机制

$$\tau_c^t = \tau_0^t + (\tau_1^t + \theta_1^t) \left[1 - \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^t}{\tau_1^t} \right| \right) \right] \quad (2)$$

式中: Γ 是晶粒内累计的剪切量, 其物理意义见图3。

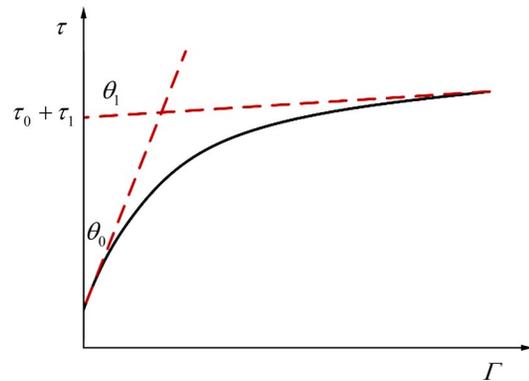


图3 硬化过程中各参数的意义

Fig. 3 Significance of parameters in hardening process

2.2 主导孪晶模型

通常情况下, 选用主导孪晶 (Predominant twinning reorientation, PTR) 模型模拟高速冲击下的孪生引起的晶粒转动行为^[23-24]。PTR 首先选择一个未孪生的晶粒或孪晶, 计算其中的孪晶体积分数。随着变形的进行, 每一个晶粒(n)中的每一个孪晶系 t 所对应的体积分数 $V^{n,t} = \gamma^{n,t}/S^t$ 不断累积。在多晶体中, 对于所有的孪晶系, 以及所有晶粒中, 其累积孪晶体积分数 (Accumulated twinned fraction) $V^{\text{acc,mode}}$ 为:

$$V^{\text{acc,mode}} = \sum_m \sum_{t_i} \gamma^{n,t} / S^t \quad (3)$$

式中: $\gamma^{n,t}$ 为晶粒中的累计孪晶剪切应变; S^t 为孪晶的特征剪切量; m 为孪晶个数; t_i 为独立的孪晶系数个数。

当一个晶粒完全被孪晶的取向所替换时, 我们对该晶粒的体积分数进行累积, 得到的数值即为多晶体的“有效孪晶分数” (Effective twinned fraction) $V^{\text{eff,mode}}$ 。

对于 VPSC 模型来讲, 追踪每一个晶粒中由孪晶引起的塑性变形是不实际的, 因此 PTR 模型采用统计近似法来表征不同孪晶模式的体积分数。每一个晶粒中的累积孪生分数 $V^{\text{acc,mode}}$, 都用来与式(4)所决定的上限值 $V^{\text{th,mode}}$ 进行比较:

$$V^{\text{th, mode}} = A^{\text{th1}} + A^{\text{th2}} \frac{V^{\text{eff, mode}}}{V^{\text{acc, mode}}} \quad (4)$$

式中： A^{th1} 和 A^{th2} 为临界体积分数。

这样每一步模拟计算时，随机选取晶粒比较孪晶的累计体积和变形体积上限，如果未达到上限则可以发生或继续发生孪晶变形并且更新比值 $V^{\text{eff, mode}}/V^{\text{acc, mode}}$ ，达到上限则晶粒转动，停止重置取向。

3 结果与分析

3.1 流变应力曲线

图4所示为预孪晶AZ31镁合金在不同冲击载荷下的流变应力-应变曲线。由图4可知，所有的流变应力-应变曲线随应变的增加，应力整体表现为上升趋势，发生了加工硬化。同时在变形过程中，所有的流变应力-应变曲线存在波动，变形初期的应力下降幅度随着应变速率的增加而增大。当应变速率为 2150 s^{-1} 时，变形温度由 $150 \text{ }^\circ\text{C}$ 增加到 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ ，流变应力-应变曲线下降；这是因为随温度增加，晶间黏性流动作用增加，变形过程中发生

了更多的位错滑移，降低了材料的变形抗力^[25]。当温度为 $150 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，随应变速率的增加，曲线略有上移，材料表现出了正应变速率效应，塑性和强度增加^[26]。

3.2 微观组织

图5所示为预孪晶AZ31镁合金在不同冲击载荷下的微观组织。由图5(a)可知，进行温度为

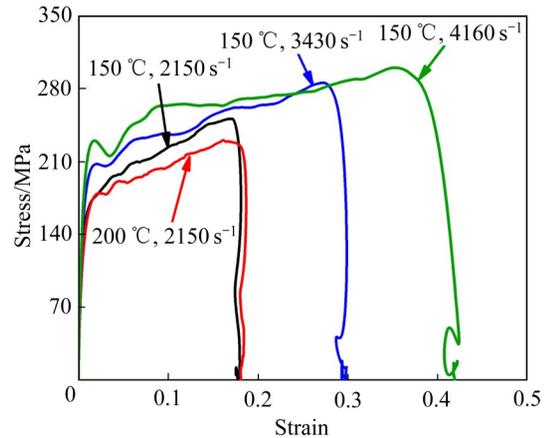


图4 预孪晶AZ31镁合金在不同冲击载荷下的流变应力-应变曲线

Fig. 4 Flow stress - strain curves of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under different impact loading

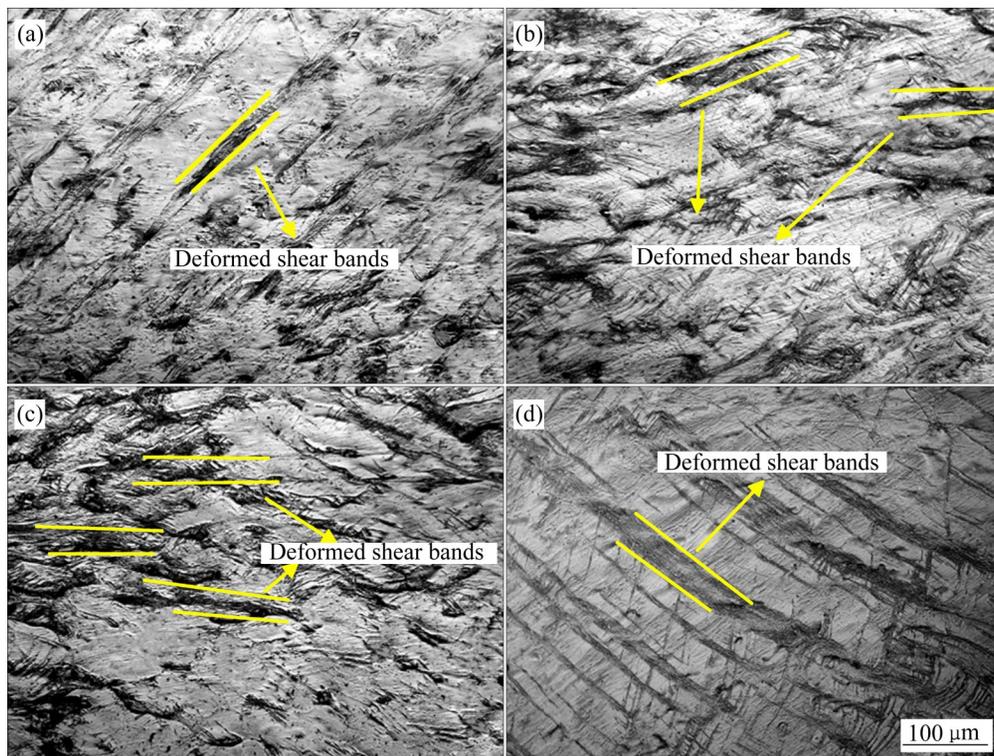


图5 预孪晶AZ31镁合金在不同冲击载荷下变形的微观组织

Fig. 5 Microstructures of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under different, impact loading: (a) $150 \text{ }^\circ\text{C}$, 2150 s^{-1} ; (b) $150 \text{ }^\circ\text{C}$, 3430 s^{-1} ; (c) $150 \text{ }^\circ\text{C}$, 4160 s^{-1} ; (d) $200 \text{ }^\circ\text{C}$, 2150 s^{-1}

150 °C、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击后, 出现交叉孪晶和大量孪晶聚集形成的变形剪切带^[27-28], 测量孪晶密度为28.9%; 温度保持150 °C不变, 应变速率增加到 3430 s^{-1} 时, 出现大量交叉孪晶, 相比于应变速率为 2150 s^{-1} 时, 变形剪切带数量和孪晶密度增加(见图5(b)); 继续增加应变速率到 4160 s^{-1} , 变形剪切带和孪晶密度相比于 3430 s^{-1} 时明显增加(见图5(c)); 当进行温度为200 °C、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击时, 可以观察到大量孪晶和变形剪切带(见图5(d))。由此可见, 在中温高速冲击载荷下, 孪晶和变形剪切带在变形过程中起到了重要作用, 且随着应变速率的增加, 孪晶密度也随之增加。

3.3 宏观织构

图6所示为预孪晶AZ31镁合金在不同高速冲击载荷下的宏观织构。由图1可知, 初始试样中大部分晶粒的 c 轴偏离法向方向(Normal direction, ND) 2° 左右。进行150 °C、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击后, 织构表现为明显的双峰织构, 最大极密度为4.1, 大部分晶粒的 c 轴与ND方向相差近 26° (见图6(a)); 进行200 °C、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击后, 织构表现为明显的基面织构, 最大极密度为4.4(见图6(b)); 进行150 °C、应变速率为 4160 s^{-1} 的高速冲击后, 织构表现为双峰织构, 最大极密度为5.3, 大部分晶粒的 c 轴与ND方向相差近 20° (见图6(c))。由此可见, 在中温高速冲击下, 大部分晶粒的 c 轴向着远离ND方向偏转, 温度的升高和应变速率的增加都使得偏转角度减小。由图5所知, 孪晶在塑性变形中起到了重要的作用, 同时孪生会导致晶体取向发生明显的偏转, 可见织构的形成与孪生有很大的关系; 而无论拉伸孪生还是压缩孪生, 都有六种孪生变体类型, 孪生变体的选择与局部应力分布以及晶体取向有关。因此, 在不同的变形条件下选择的孪生变体类型会随之有所区别^[29], 导致大部分晶粒取向偏转的方向有所区别, 形成不同的织构类型。

3.4 孪生临界条件

根据上述微观组织分析可知, 在中温高速冲击

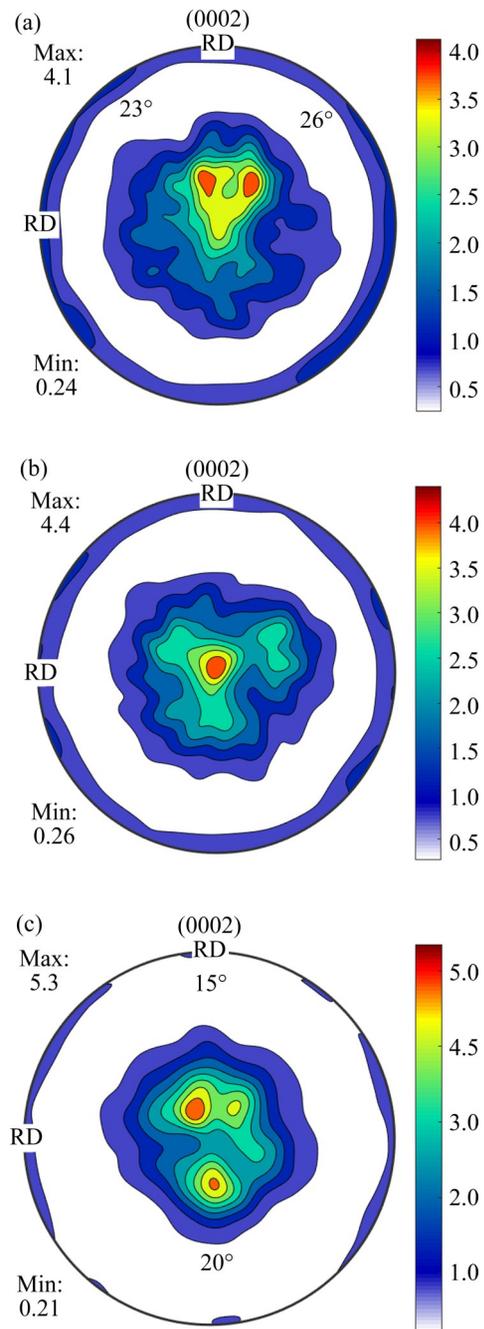


图6 预孪晶AZ31镁合金在不同冲击载荷下变形的宏观织构

Fig. 6 Texture of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under different impact loading: (a) 150 °C, 2150 s^{-1} ; (b) 200 °C, 2150 s^{-1} ; (c) 150 °C, 4160 s^{-1}

条件下, 组织中产生孪晶和大量孪晶聚集形成变形剪切带。为了获得孪生的临界条件, 对应力-应变曲线进行二次求导, 获得孪生的临界应变^[30-31], 分析结果如图7所示。在图7(a)中, 三条曲线都存在一个极小值点, 结合金相组织分析结果可知, 变形

过程中只有孪晶,未发现再结晶晶粒,因此极小值点为孪生的临界应力。通过分析,在相应的流变应力-应变曲线中找到孪生临界应变值,如图7(b)所示,误差为 ± 0.004 。在温度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 2150 s^{-1} 时,孪生的临界应变值约为 0.050 ;在温度为 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 2150 s^{-1} 时,孪生的临界应变值约为 0.037 ;在温度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 4160 s^{-1} 时,孪生的临界应变值约为 0.012 。

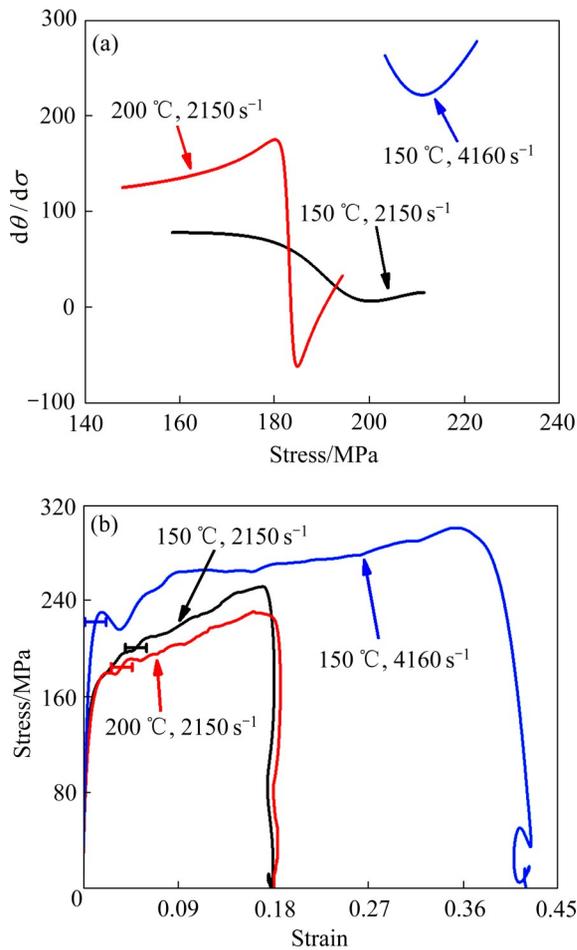


图7 不同冲击载荷下的应力-应变曲线二次求导

Fig. 7 Second derivation of stress-strain curves under different impact loading: (a) $d\theta/d\sigma$ curve and critical strain value of microstructure forming; (b) Critical strain of twin

3.5 模拟结果与分析

研究表明^[32-33], AZ31 镁合金在中温高速冲击下,其塑性变形过程主要通过 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 基面滑移、 $\{1010\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 棱柱面滑移、 $\{11\bar{2}2\}\langle \bar{1}\bar{1}23\rangle$ 二阶锥面滑移以及 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生、 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪生等变形机制来协调变形。因此,VOCE 硬化模型中需要考虑这些变形机制。VPSC 模型只能从塑性变形

阶段开始模拟,所以模拟的流变曲线是从屈服应力开始预测。由于材料在变形过程中无明显屈服阶段,故采用的初始屈服应力是 $R_{p0.2}$,各曲线的屈服应力见表2。图8所示为模拟的应力-应变曲线与实验曲线对比图,并通过模拟应力-应变曲线确定各变形机制的相关参数(见表3)。由图8可知,模拟的应力-应变曲线与实验曲线吻合较好,只是变形初期的流变应力波动无法捕捉,其原因将在下文进一步分析。

表2 不同冲击条件下的屈服应变和屈服应力

Table 2 Yield strain and yield stress under different impact conditions

Deformation condition	Yield strain, ϵ_y	Yield stress, $R_{p0.2}/\text{MPa}$
$150\text{ }^{\circ}\text{C}, 2150\text{ s}^{-1}$	0.005	138.29
$200\text{ }^{\circ}\text{C}, 2150\text{ s}^{-1}$	0.005	120.52
$150\text{ }^{\circ}\text{C}, 3430\text{ s}^{-1}$	0.006	166.94
$150\text{ }^{\circ}\text{C}, 4160\text{ s}^{-1}$	0.008	201.24

图9所示为预孪晶AZ31 镁合金在不同冲击载荷下变形织构的实验结果和模拟结果。模拟结果表明,在 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击后,织构表现为明显的双峰织构,最大极密度为 3.7 ,大部分晶粒的 c 轴与ND方向相差 24° (见图9(a));在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 2150 s^{-1} 的高速冲击后,织构表现为明显的基面织构,最大极密度为 4 (见图9(b));在 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 4160 s^{-1} 的高速冲击后,织构表现为双峰织构,最大极密度为 4.8 ,大部分晶粒的 c 轴与ND方向相差 18° (见图9(c))。与实验结果对比后可知,模拟结果与实验结果吻合较好,可以合理地反映不同冲击变形条件下的织构特征,最大极密度误差在 10% 以内。极值的差异是由于没有考虑变形过程中的不均匀性以及冲击过程中的温升效应^[34];最大极密度位置的差异,则是因为晶体转动在一定角度内存在随机性。

图10所示为温度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 2150 s^{-1} 下的不同变形机制相对活性、一次/二次孪晶的体积分数和压缩/拉伸孪晶的体积分数。图10(a)所示是不同变形机制相对活性的预测结果。由图10(a)可知,基面滑移和二阶锥面滑移是主要的协调变形方式,基面滑移相对活性在 60% 左右浮动,二阶

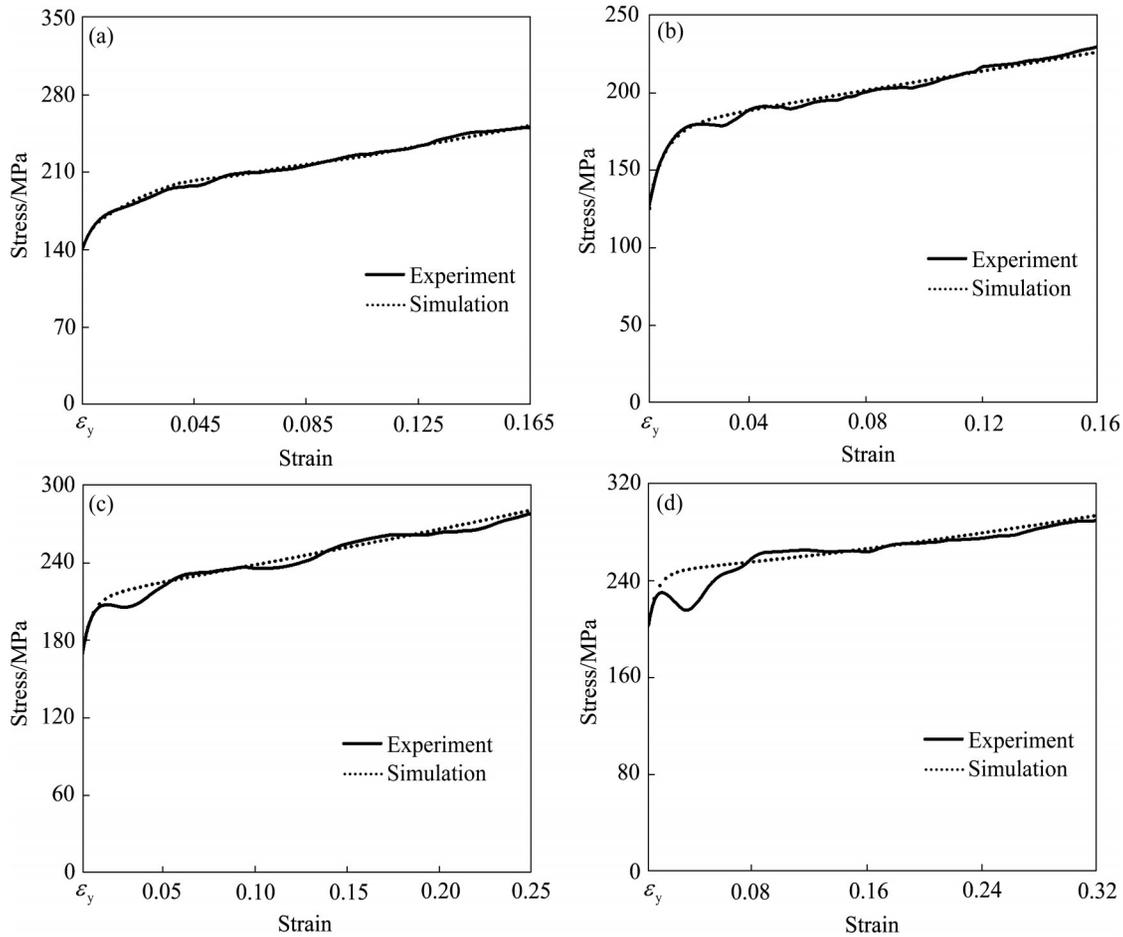


图8 模拟与实验的应力-应变曲线对比

Fig. 8 Comparison of simulation and experimental stress-strain curves: (a) 150 °C, 2150 s⁻¹; (b) 200 °C, 2150 s⁻¹; (c) 150 °C, 3430 s⁻¹; (d) 150 °C, 4160 s⁻¹

锥面滑移相对活性在30%左右浮动。在变形初期($\epsilon_s < 0.07$), 棱柱面滑移有较高活性, 是次要的变形机制。随着变形的继续($\epsilon_s > 0.07$), 压缩孪晶相对活性上升, 棱柱面滑移相对活性下降, 压缩孪晶替代了棱柱面滑移成为新的次要变形机制。而拉伸孪晶在整个变形过程中相对活性保持稳定, 变形初期拉伸孪晶的相对活性高于压缩孪晶的相对活性, 变形后期压缩孪晶的相对活性更高。

图10(b)所示为一次孪晶、二次孪晶的体积分数。从图10(b)可以看出, 一次孪晶的临界应变值约为0.048, 随着应变的增加, 一次孪晶的体积分数持续增加; 当应变达到0.141时, 二次孪晶发生; 二次孪晶的体积分数随应变的增加而增加, 最终一次孪晶的体积分数为9.9%, 二次孪晶的体积分数为1.1%。将一次孪晶的临界应变值与实验计算的

结果(见图7, $\epsilon=0.050$)进行对比, 两者的差值在合理误差范围内。图10(c)所示为压缩孪晶和拉伸孪晶的体积分数。从图10(c)中可以看出, 当应变为0.05时, 拉伸孪晶产生, 随后当应变为0.073时, 压缩孪晶产生; 两种孪晶的含量都随变形的继续增加, 拉伸孪晶含量始终高于压缩孪晶, 最终拉伸孪晶含量为6%, 压缩孪晶含量为5%。

图11所示为在温度为150 °C、应变速率为4160 s⁻¹冲击载荷下的不同变形机制相对活性、一次/二次孪晶的体积分数和压缩/拉伸孪晶的体积分数。图11(a)所示为不同变形机制相对活性的预测结果。由图11(a)可知, 基面滑移和二阶锥面滑移为塑性变形的主要协调变形方式, 基面滑移相对活性在50%左右浮动, 二阶锥面滑移在40%左右浮动。在变形过程中, 棱柱面滑移是次要的协调变形

表3 VPSC模拟使用的各项参数

Table 3 Fitting parameters of VPSC model

Deformation condition	Deformation mode	τ_0	τ_1	θ_0	θ_1	A^{th1}	A^{th2}
150 °C, 2150 s ⁻¹	Prism	60	18	1500	200	-	-
	Basal	12	2	650	40	-	-
	2rd-pyramid	50	12	900	60	-	-
	Extension twin	61	15	1000	50	0.20	0.50
	Compression twin	68	11	500	30	0.10	0.90
200 °C, 2150 s ⁻¹	Prism	52	30	2500	100	-	-
	Basal	12	5	700	25	-	-
	2rd-pyramid	42	18	1500	40	-	-
	Extension twin	62	20	2000	20	0.30	0.50
	Compression twin	50	30	1000	45	0.10	0.90
150 °C, 3430 s ⁻¹	Prism	65	25	2500	100	-	-
	Basal	20	2	100	20	-	-
	2rd-pyramid	57	15	1500	40	-	-
	Extension twin	63	15	1600	20	0.30	0.50
	Compression twin	68	20	1000	30	0.10	0.90
150 °C, 4160 s ⁻¹	Prism	81	25	2500	50	-	-
	Basal	25	5	850	10	-	-
	2rd-pyramid	65	15	1000	20	-	-
	Extension twin	85	5	1200	20	0.01	0.50
	Compression twin	75	15	600	40	0.02	0.90

机制, 压缩孪晶在变形初期的相对活性增加而后持续下降; 当应变在0.012~0.028之间时, 压缩孪晶短暂地替代棱柱面滑移成为了次要协调变形机制。在应变约为0.163时, 拉伸孪晶的相对活性开始高于压缩孪晶, 这与应变速率为2150 s⁻¹时相反。变形初期, 压缩孪晶的相对活性更高, 但在变形后期, 压缩孪晶的相对活性下降, 低于拉伸孪晶。

图11(b)所示为一次孪晶、二次孪晶的体积分数。由图11(b)可知, 一次孪晶的临界应变值约为0.012, 到达临界应变值后一次孪晶的体积分数迅速增加。应变值约0.085时, 一次孪晶的体积分数增幅开始减缓, 同时二次孪晶启动, 二次孪晶的体积分数随应变增加而增加, 最终一次孪晶的体积分数为20%, 二次孪晶的体积分数为4.5%。将一次孪晶的临界应变值与实验计算的结果(见图7, $\varepsilon=0.012$)进行对比, 两者的差值在合理误差范围内。图11(c)所示为压缩孪晶和拉伸孪晶的体积分数。

由图11(c)可知, 当应变为0.02时, 压缩孪晶产生, 随后应变为0.024时, 拉伸孪晶产生; 变形初期, 压缩孪晶的含量高于拉伸孪晶; 随着变形的继续, 拉伸孪晶和压缩孪晶的含量趋于接近, 最终拉伸孪晶的含量为12.5%, 压缩孪晶的含量为12%。

由图10和11可知, 在中温高速冲击变形初期, 大量孪晶出现, 而孪晶的相对活性却较低。在高速冲击载荷下, 变形初期大量的应力在短时间内局部区域累积, 而位错滑移无法及时消耗大量的应力集中, 所以孪晶的协调变形非常重要。孪晶虽然能够产生快速的剪切变形, 但是孪晶引起的变形量不大^[35], 因此短时间内塑性大变形需要大量的孪晶来协调。研究表明^[36], 孪晶的出现可为位错运动提供更多的空间, 使位错运动相对容易发生, 应力相应下降, 从而引起流变应力曲线在变形初期出现明显波动; 对比图10和11可见, 在中温高速冲击变形初期, 应变速率为4160 s⁻¹的孪晶含量明显高于应

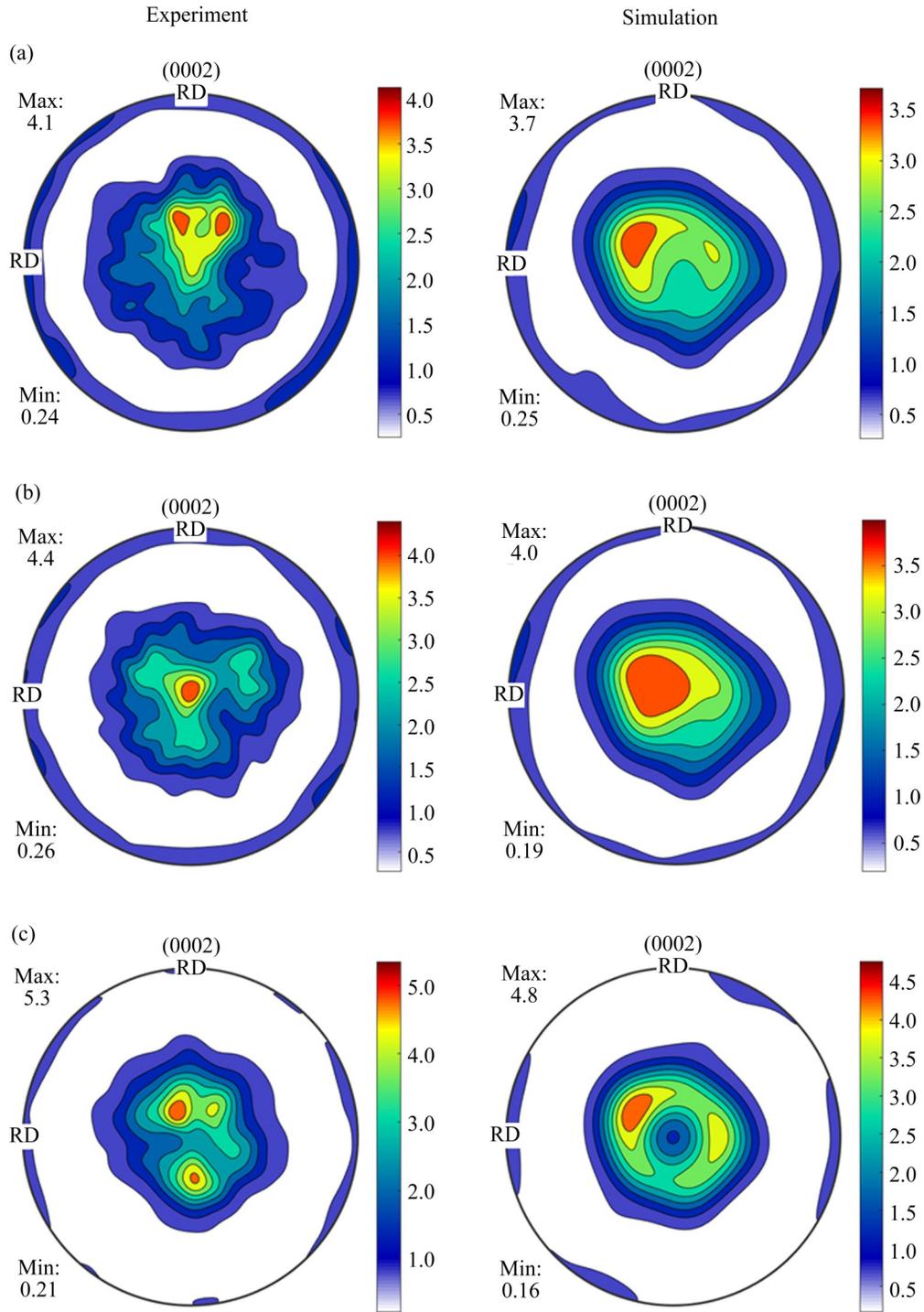


图9 不同冲击载荷下变形组织的实验和模拟结果

Fig. 9 Experiment and simulation results of deformed textures under different impact loading: (a) 150 °C, 2150 s⁻¹; (b) 200 °C, 2150 s⁻¹; (c) 150 °C, 4160 s⁻¹

变速率为 2150 s⁻¹ 的孪晶含量, 说明随应变速率的增加, 大量孪晶出现, 使得位错具有更多的运动空间, 从而应力波动幅度增加。然而, VPSC 只是通过对所启动变形机制临界应力加权平均来表示材料在高速冲击变形过程中的应力响应, 并不能体现位

错钉扎和松弛的过程, 因此不能模拟中温高应变速率下的应力波动。

图 12 所示为温度为 150 °C、应变速率为 2150 s⁻¹ 冲击载荷下的 (0002) 织构演变图。结合图 10 分析, 当应变小于等于 0.045 时, 一次孪晶还未开始

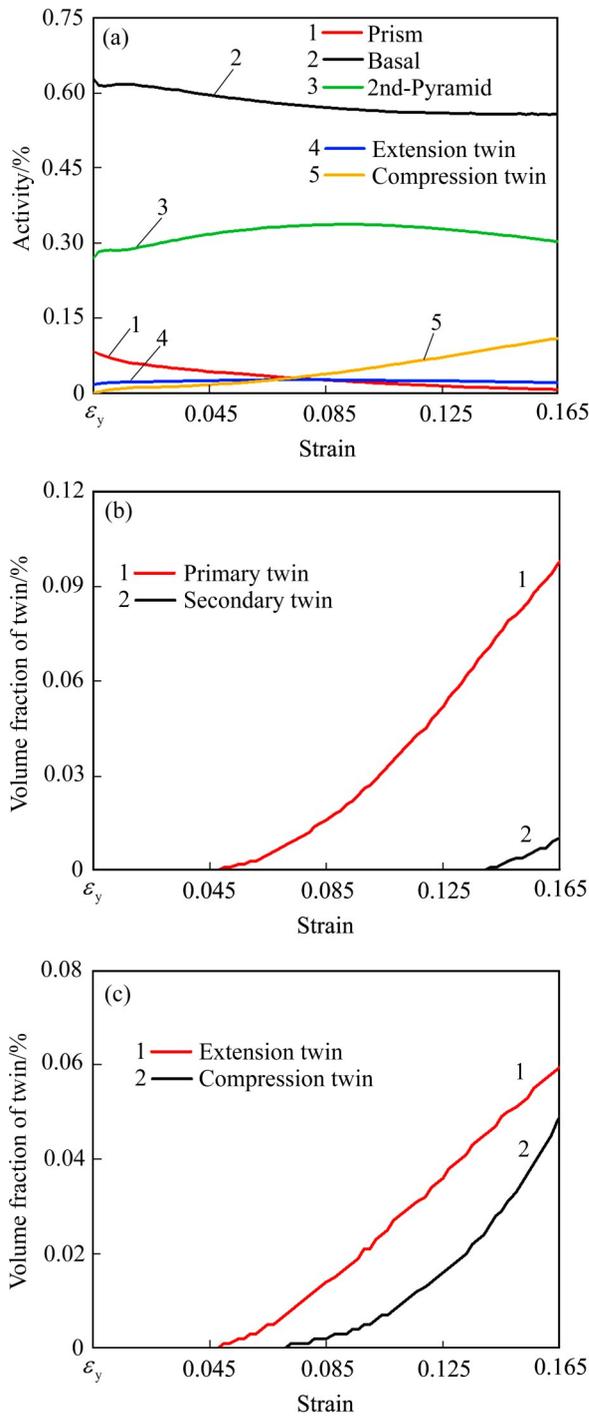


图10 在变形温度为150 °C、应变速率为2150 s⁻¹时的相关参数

Fig. 10 Relative parameters under deformation temperature of 150 °C and strain rate of 2150 s⁻¹: (a) Relative activity of different deformation mode; (b) Primary and secondary twin volume fraction; (c) Compression and extension twin volume fraction

(见图10(b)), 位错引起少量晶粒转动, 所以织构变化较小。当应变从0.045增加到0.125时(见图12(b)

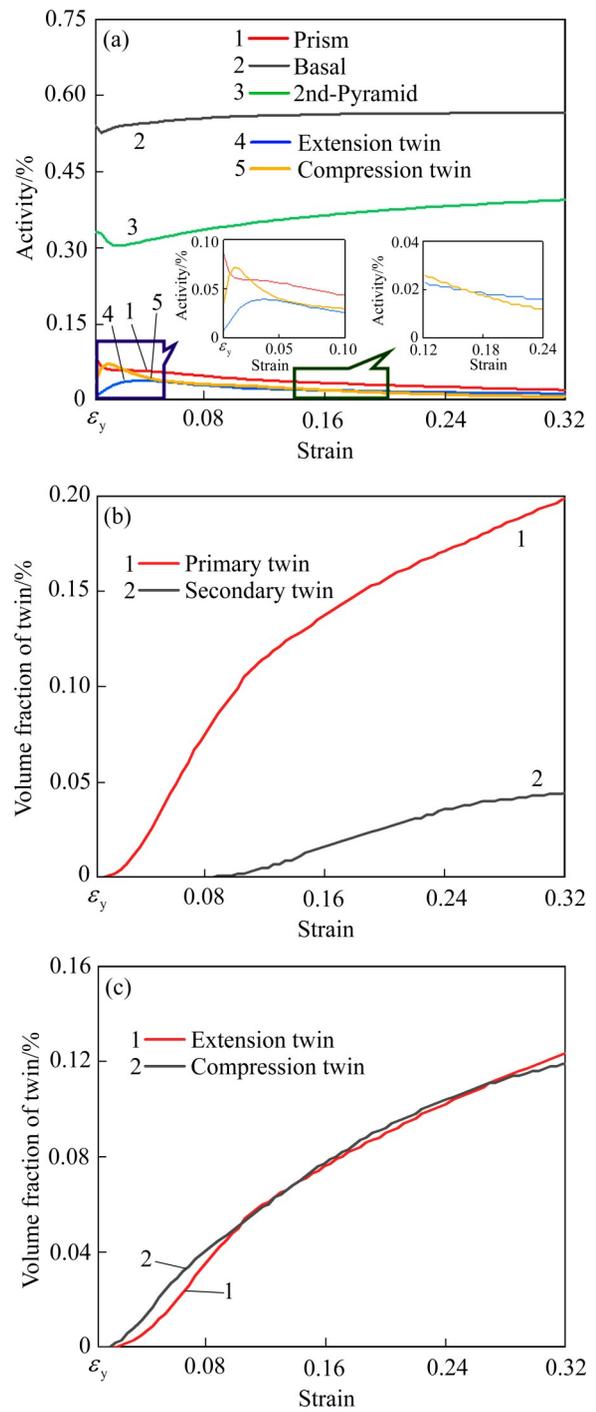


图11 在变形温度为150 °C、应变速率为4160 s⁻¹时的相关参数

Fig. 11 Relative parameters under deformation temperature of 150 °C and strain rate of 4160 s⁻¹: (a) Relative activity of different deformation mode; (b) Primary and secondary twin volume fraction; (c) Compression and extension twin volume fraction

和(c)), 区域A和区域B中的织构组分随着应变的增加先后消失, 极密度增加。结合图10可知, 拉

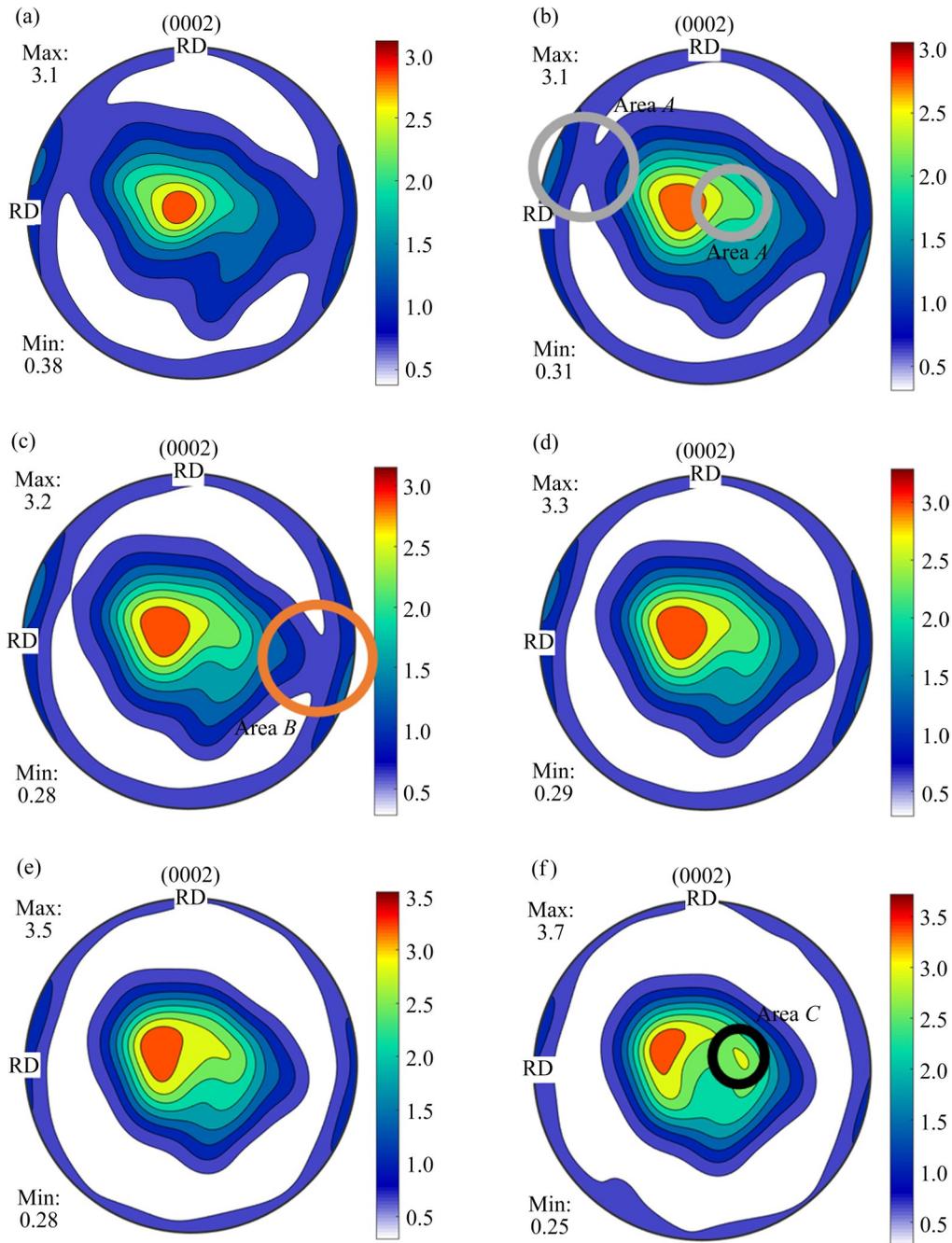


图 12 模拟织构演变图

Fig. 12 Simulated texture evolution: (a) $\varepsilon=0$; (b) $\varepsilon=0.045$; (c) $\varepsilon=0.065$; (d) $\varepsilon=0.085$; (e) $\varepsilon=0.125$; (f) $\varepsilon=0.165$

伸孪生的出现使区域 A 中的晶粒发生了 86° 偏转, 转动到了区域 A'; 随后发生了压缩孪生使区域 B 中的晶粒发生了 56° 偏转, 转动到最大极密度位置。当应变从 0.125 增加到 0.165 时, 由图 12(e) 和 (f) 可知, 逐渐呈现出双峰织构特征; 由图 10(b) 可知, 在应变达到 0.125 以后, 二次孪晶开始产生, 引起部分晶粒转动到区域 C 中, 形成双峰织构。

4 结论

1) 预孪晶 AZ31 镁合金在中温高速冲击时, 变形初期的流变应力下降是由于大量孪晶的出现为钉扎的位错提供运动空间。应变速率的增加致使孪晶数量增加, 引起应力下降更明显, 波动幅度增加。

2) 预孪晶 AZ31 镁合金在中温高速冲击变形

中,基面滑移和二阶锥面滑移是协调变形的主要机制,同时孪生也起到重要的作用。在温度为150℃、应变速率为2150 s⁻¹的冲击变形中,在变形初期,棱柱面滑移是次要的协调变形机制,随着变形继续,压缩孪晶替代棱柱面滑移成为新的次要变形机制。保持温度为150℃、应变速率升高到4160 s⁻¹时,棱柱面滑移为次要变形机制,仅在变形初期,压缩孪晶短暂地替代棱柱面滑移作为次要变形机制。

3) 预孪晶AZ31镁合金在温度为150℃、应变速率为2150 s⁻¹的冲击变形中,在变形初期,一次孪生还未发生,位错引起少量晶粒发生转动,织构变化较小;变形中期压缩孪晶参与变形,使得织构最大极密度位置向RD偏转且极密度最大值增加;变形后期二次孪晶的出现使得织构表现出双峰织构特征。

REFERENCES

- [1] SISK A F, STRATIL L, CIZEK J, et al. Numerical analysis of twin-precipitate interactions in magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2021, 202: 80–87.
- [2] ZHAO M, KANNAN V, RAMESH K T. The dynamic plasticity and dynamic failure of a magnesium alloy under multiaxial loading[J]. *Acta Materialia*, 2018, 154: 124–136.
- [3] ZHANG K, ZHENG J H, HOPPER C, et al. Enhanced plasticity at cryogenic temperature in a magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 811: 141001–141007.
- [4] WANG H X, CHEN W Z, ZHANG W C, et al. Microstructure and texture evolution during compression-extrusion process for tension/compression symmetrical ZK61 magnesium alloy rod[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 806: 140807.
- [5] ZHANG H, BAI X Q, HOU M J, et al. Enhancing compressive mechanical properties of rolled AZ31 Mg alloy plates by pre-compression[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 772: 138686.
- [6] JIA W T, LE Q C, TANG Y, et al. Role of pre-vertical compression in deformation behavior of Mg alloy AZ31B during super-high reduction hot rolling process[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(11): 2069–2083.
- [7] 朱必武, 杨伟成, 谢超, 等. 孪晶及晶粒尺寸分布对高应变速率轧制AZ31镁合金板材强韧化的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(12): 3520–3530.
- [8] ZHU Bi-wu, YANG Wei-cheng, XIE Chao, et al. Influences of twins and grain distribution on strengthening and toughening of high-strain rate rolled AZ31 magnesium alloy sheet[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(12): 3520–3530.
- [9] WANG R F, MAO P L, LIU Y Y, et al. Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg-alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 742: 309–317.
- [10] WU J L, JIN L, DONG J, et al. The texture and its optimization in magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 42: 175–189.
- [11] GASKEY B, HENDL L, WANG X G, et al. Optical characterization of grain orientation in crystalline materials[J]. *Acta Materialia*, 2020, 194: 558–564.
- [12] REN W J, LIN J B. Research progress of application of large plastic deformation technology in industry[J]. *Materials Review*, 2015, 29(7): 89–94.
- [13] LEBENSOHN R A, TOMÉ C N. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(9): 2611–2624.
- [14] CHANPUIS A, LIU Q. Investigating the temperature dependency of plastic deformation in a Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 725: 108–118.
- [15] ASGARI H, SZPUNAR J A, ODESHI A G, et al. Experimental and simulation analysis of texture formation and deformation mechanism of rolled AZ31B magnesium alloy under dynamic loading[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 618: 310–322.
- [16] XIE C, HE J M, ZHU B W, et al. Transition of dynamic recrystallization mechanisms of as-cast AZ31 Mg alloys during hot compression[J]. *International Journal of Plasticity*, 2018, 111: 211–233.
- [17] KABIRIAN F, KHAN A S, GNÄUPEL -HERLOD T. Plastic deformation behavior of a thermo-mechanically processed AZ31 magnesium alloy under a wide range of temperature and strain rate[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 673: 327–335.
- [18] CHO J H, KIM H W, KANG S B, et al. Bending behavior, and evolution of texture and microstructure during differential speed warm rolling of AZ31B magnesium

- alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(14): 5638–5651.
- [18] KANG J Y, BACROIX B, BRENNER R. Evolution of microstructure and texture during planar simple shear of magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(9): 654–657.
- [19] ZHAO L Y, CHAPUIS A, XIN Y C, et al. VPSC-TDT modeling and texture characterization of the deformation of a Mg-3Al-1Zn plate[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 710: 159–165.
- [20] MILLER V M, BERMAN T D, BEYERLEIN I J, et al. Prediction of the plastic anisotropy of magnesium alloys with synthetic textures and implications for the effect of texture on formability[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 675: 345–360.
- [21] ZHANG B, LI S, WANG H, et al. Investigation of the in-plane mechanical anisotropy of magnesium alloy AZ31B-O by VPSC-TDT crystal plasticity model[J]. *Materials*, 2019, 12(10): 1590.
- [22] BERTIN N, TOMÉ C N, BEYERLEIN I J, et al. On the strength of dislocation interactions and their effect on latent hardening in pure Magnesium[J]. *International Journal of Plasticity*, 2014, 62: 72–92.
- [23] WANG Z, CHAPUIS A, LIU Q. Simulation of mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy during twin-dominated large plastic deformation[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(11): 3595–3603.
- [24] DHINWAL S S, TOTH L S. Unlocking deformation path in asymmetric rolling by texture simulation[J]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2019, 13(1): 101.
- [25] 张 博. 高速撞击条件下镁合金损伤行为及变形机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020: 17–26.
- ZHANG Bo. Deformation and damage behaviors of magnesium alloy under high velocity impact[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020: 17–26.
- [26] 王冰洁, 郭鹏程, 李世康, 等. 应变速率对 AM80 镁合金压缩变形行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(3): 560–567.
- WANG Bing-jie, GUO Peng-cheng, LI Shi-kang, et al. Influence of strain rate on compression deformation behavior of AM80 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(3): 560–567.
- [27] KHAN M A, WANG Y, YASIN G, et al. Adiabatic shear band localization in an Al-Zn-Mg-Cu alloy under high strain rate compression[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(3): 3977–3983.
- [28] 刘 筱, 杨 辉, 朱必武, 等. 高速冲击载荷下预变形 AZ31 镁合金的流变行为及本构模型[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(3): 659–668.
- LIU Xiao, YANG Hui, ZHU Bi-wu, et al. Flow behavior and constitutive model for pre-deformed AZ31 magnesium alloy under high-speed impact loading[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(3): 659–668.
- [29] LIU H, LIN F X, LIU P, et al. Variant selection of primary-secondary extension twin pairs in magnesium: An analytical calculation study[J]. *Acta Materialia*, 2021, 219: 117221.
- [30] LIU X, ZHU B W, XIE C, et al. Twinning, dynamic recrystallization, and crack in AZ31 magnesium alloy during high strain rate plane strain compression across a wide temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 733: 98–107.
- [31] 陈 扬, 毛萍莉, 王 志, 等. 不同加载方向时轧制态 AZ31 镁合金高速变形行为的实验研究与数值模拟[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(5): 997–1009.
- CHEN Yang, MAO Ping-li, WANG Zhi, et al. High strain rate deformation behaviors experimental study and numerical simulation of rolled AZ31 magnesium alloy loaded along different directions[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(5): 997–1009.
- [32] 刘 正, 董 阳, 毛萍莉, 等. 轧制 AZ31 镁合金板材(4 mm)动态压缩性能与失效行为[J]. *材料工程*, 2015, 43(2): 61–66.
- LIU Zheng, DONG Yang, MAO Ping-li, et al. Dynamic compressive properties and failure behaviour of rolled AZ31 magnesium alloy sheet(4 mm) [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(2): 61–66.
- [33] 宋广胜, 陈强强, 徐 勇, 等. AZ31 镁合金变路径压缩的力学性能和孪晶机制[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(9): 1869–1877.
- SONG Guang-sheng, CHEN Qiang-qiang, XU Yong, et al. Twinning mechanism and mechanical property of AZ31 magnesium alloy during multi-paths compressions[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(9): 1869–1877.
- [34] 刘 筱, 朱必武, 吴远志, 等. 中高应变速率轧制 AZ31 镁合金的边裂、组织与性能[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(2): 232–240.
- LIU Xiao, ZHU Bi-wu, WU Yuan-zhi, et al. Edge crack, microstructure and mechanical property of AZ31 magnesium alloy sheets rolled by medium-high strain rate[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(2): 232–240.
- [35] 苏燕铃. 孪生在镁合金塑性变形中的作用[D]. 南京: 南京

理工大学, 2007: 3-5.

SU Yan-ling. Investigation of twinning on plastic deformation of magnesium alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2007: 3-5.

[36] TROJANOVÁ Z, PODRÁBSKÝ T, LUKÁČ P, et al. Influence of the strain rate on deformation mechanisms of an AZ31 magnesium alloy[J]. International Journal of Materials Research, 2013, 104(8): 762-768.

Deformation mechanism and mechanical behavior of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under medium temperature and high speed impact

LIU Xiao^{1,2}, HU Ming-yue^{1,2}, XIE Chao³, ZHU Bi-wu^{1,2}, MA Min^{1,2}, TANG Chang-ping^{1,2}, LIU Wen-hui^{1,2}

(1. Hunan Engineering Research Center of Forming Technology and Damage Resistance Evaluation for High Efficiency Light Alloy Components, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

3. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

Abstract: The deformation mechanism and mechanical behavior of pre-twinning AZ31 magnesium alloy under medium temperature with high speed impacting were investigated by combining the simulation of visco-plastic self-consistent (VPSC) model. This expanded the applications of VPSC model and provided a new approach to study the deformation mechanism and mechanical behavior of magnesium alloy under dynamic loading. The results show that during the medium temperature impacting, basal slip and second-order pyramidal slip are the dominant accommodation mode, and twinning also plays an important role. The flow stress fluctuates due to the occurrence of numerous twins. The maximum intensity position rotates toward RD for the onset of contraction twins. Double peak texture forms attributing to the activation of secondary twins.

Key words: AZ31 magnesium alloy; medium temperature impacting; visco-plastic self-consistent model; mechanical behavior; pre-twinning; texture

Foundation item: Projects(52071139, 51905166) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(2020JJ5198) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China; Project(18B198) supported by the Educational Commission of Hunan Province of China for Excellent Young Scholars, China

Received date: 2021-04-23; **Accepted date:** 2021-09-11

Corresponding author: LIU Xiao; Tel: +86-18674355539; E-mail: liuxiao0105@163.com

(编辑 何学锋)