

变形镁合金室温应变硬化行为的研究进展

宋 波^{1,2}, 辛仁龙³, 郭 宁¹, 刘婷婷¹, 杨青山⁴

- (1. 西南大学 材料与能源学部, 重庆 400715;
2. 西南大学 洁净能源与先进材料研究院, 重庆 400715;
3. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044;
4. 重庆科学技术研究院 重庆新材料研究中心, 重庆 401123)

摘 要: 阐述了镁合金应变硬化行为的研究现状; 概括了组织参数对镁合金应变硬化行为的影响; 提出此研究领域尚需解决的科学问题。镁合金的应变硬化行为与激活变形模式的类型和数量有密切的关系。此外, 织构、固溶元素、析出相和晶粒尺寸等组织参数对滑移和孪生主导变形的应变硬化行为都有较大的影响。目前, 组织参数与应变硬化行为的关系还需要更加系统的研究。此外, 有必要研究和开发适用于镁合金的应变硬化理论模型。

关键词: 镁合金; 应变硬化行为; 位错滑移; 孪生

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Research progress of strain hardening behavior at room temperature in wrought magnesium alloys

SONG Bo^{1,2}, XIN Ren-long³, GUO Ning¹, LIU Ting-ting¹, YANG Qing-shan⁴

- (1. Faculty of Materials and Energy, Southwest University, Chongqing 400715, China;
2. Institute for Clean Energy & Advanced Materials, Southwest University, Chongqing 400715, China;
3. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;
4. Chongqing Center for Advanced Materials, Chongqing Academy of Science and Technology, Chongqing 401123, China)

Abstract: Some aspects of the present research on the strain hardening behavior at room temperature in wrought magnesium alloys were reviewed. The influence of the typical microstructure parameters on the strain hardening behavior of magnesium alloys was also discussed. Finally, a few critical scientific problems in this research field were pointed out. The strain hardening behavior of magnesium alloys exhibited a strong dependence on the type and amount of active deformation modes. Moreover, both the strain hardening behavior dominated by dislocation slip and twinning can be greatly influenced by texture, solid solution element, precipitate and grain size. Currently, the relationship between the microstructure and strain hardening behavior has not been symmetrically studied. Furthermore, further works are needed to study and develop the strain hardening model suitable for magnesium alloys.

Key words: magnesium alloy; strain hardening behavior; dislocation slip; twinning

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]。目前,

镁合金的使用多以铸态合金为主。与铸态合金相比, 变形镁合金具有均匀细小的组织结构和更好的强韧性。因此, 随着高性能镁合金的需求和发展, 变形镁合金的开发和应用已成为当前研究的热点^[2]。

基金项目: 中央高校基本科研业务费资助项目(XDJK2014C113; SWU113053); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2013CB632200)

收稿日期: 2014-02-10; **修订日期:** 2014-08-10

通信作者: 宋 波, 讲师, 博士; 电话: 023-68254376; E-mail: bosong@swu.edu.cn

近年来,国内外研究学者对变形镁合金塑性变形机理已进行了深入系统的研究,并基本形成了具有镁合金特色的塑性变形理论。大部分的研究主要集中在镁合金的组织特征及变形条件与屈服强度的关系^[3-5]。然而,金属材料除了作为承载的结构件外,也是一种重要的塑性成形材料。因此,金属材料的性能不仅要考虑屈服强度,而且也注重其塑性变形能力。材料的塑性变形能力与屈服后整个塑性变形阶段流变应力的变化密切相关。材料的塑性变形能力通常使用宏观应变硬化率($\theta = d\sigma/d\varepsilon$,其中, σ 和 ε 分别为宏观变形的真应力和真应变)曲线来进行定量分析^[6]。材料的强度、延展性、韧性以及成形性能都与应变硬化行为有关^[7]。因此,对于材料的强韧化控制,应变硬化行为的研究和理解非常重要。立方结构材料的应变硬化行为已得到较多的研究,并且发现位错林的堆积是主要的硬化机制^[8]。大多数镁合金都具有密排六方结构。这种结构具有较低的对称性,且在低温下可开动的滑移系非常有限。这些因素致使镁合金的应变硬化特征不同于立方系金属的^[3-5]。镁合金独特的应变硬化特征主要表现在如下两个方面^[2-5]: 1) 密排六方结构的镁合金在加工和变形过程中很容易产生织构,且镁合金中各变形模式的临界剪切应力相差很大。因此,镁合金的应变硬化行为表现出强烈的各向异性; 2) $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生是镁合金重要的塑性变形机制之一,且孪生的开动会极大地影响应变硬化行为。因此,有必要对镁合金应变硬化行为的微观机理及其影响因素进行系统的研究。了解镁合金中应变硬化的微观机理、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镁合金室温应变硬化行为的研究现状,并提出展望。

1 镁合金应变硬化行为的特征

在加工和变形过程中,密排六方结构的镁合金很容易产生织构^[9-10]。此外,镁合金中各变形模式的临界剪切应力相差很大,且在室温下仅有基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生是最易开动的变形模式。因此,变形镁合金在低温下通常具有强的塑性各向异性^[3, 11-12]。图1所示为轧制态 ZK60 板材沿不同方向加载时的真应力-应变曲线及其对应的应变硬化率曲线。由图1可见,轧制态 ZK60 板材具有非常大的塑性各向异性。沿45°(轧制方向与板材法向的夹角)和沿轧制方向(RD)

压缩的屈服强度远小于沿板材法向(ND)压缩和沿 RD 拉伸的屈服强度。此外,镁合金也表现出非常大的拉伸压缩屈服不对称性(如沿 RD 的拉伸和压缩)。对于镁合金而言,塑性各向异性表现为屈服强度的各向异性,整个塑性变形过程中应变硬化行为也显示了极大的各向异性(见图1(b)所示)。沿 ND 压缩和沿 RD 拉伸时,弹塑性转换后应变硬化率线性地降低。研究认为:弹塑性转化后,应变硬化率的线性降低主要与动态回复的软化作用有关^[13]。沿 RD 方向压缩时表现出凹形的流变应力形状。这是典型的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的特征^[14]。沿45°拉伸时,在塑性变形的初始阶段,材料的应变硬化率几乎维持恒定。当大多数晶粒的基面滑移择优开动时会表现出这一特征^[13]。因此,这些差异与变形中激活的变形模式的类型有密切的关系。主导变形机制的临界分切应力(τ_{cr})和 Schmid 因子(f)决定

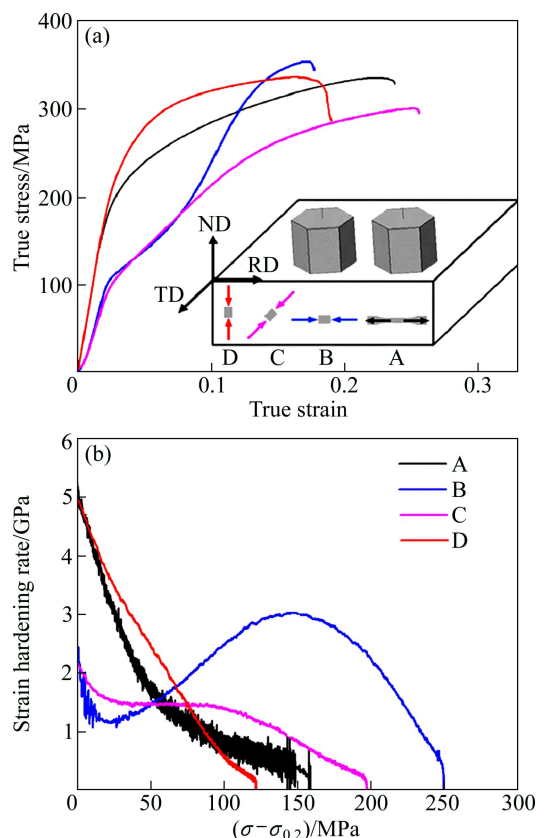


图1 轧制态 ZK60 板材不同加载状态下的真应力-应变曲线和对应的应变硬化率曲线(A、B、C和D分别代表沿 RD 拉伸、沿 RD 压缩、沿45°(ND和RD的夹角)压缩和沿 ND 压缩)

Fig. 1 True stress-strain curves (a) and corresponding strain hardening rate curves (b) of rolled ZK60 plate subjected to various load conditions (A, B, C and D represent tension along RD, compression along RD, compression along 45° (angle between ND and RD) and compression along ND)

屈服强度,而塑性变形过程中激活变形模式的交互作用将决定应变硬化行为。对于镁合金而言,主导的变形机制除了滑移还有 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生。在此,分别讨论镁合金中滑移和孪晶为主导变形机制时的应变硬化特征。

2 滑移主导变形的应变硬化行为及其影响因素

2.1 滑移主导应变硬化行为的特征

当位错滑移为材料主导变形机制时,通常使用 $\theta-(\sigma-\sigma_{0.2})$ 曲线来分析材料的应变硬化行为^[13]。其中 $\sigma_{0.2}$ 为材料的0.2%屈服强度,且 $\sigma-\sigma_{0.2}$ 与材料中的位错密度有关^[13]。对于滑移主导的变形而言,塑性变形过程中的硬化和软化主要与位错的堆积和湮灭有关。研究显示,对于镁合金而言,滑移主导变形的应变硬化行为主要分为3个阶段(见图2)^[13]。阶段I:弹塑性转化阶段;阶段II:恒定的应变硬化率阶段;阶段III:应变硬化率线性降低的阶段。事实上,在立方系金属中也观察到了应变硬化的这3个阶段。然而,与立方系金属相比,密排六方结构的镁合金具有更差的对称性和更为复杂的滑移系统。因此,镁合金的应变硬化微观机制不同于立方系金属的。

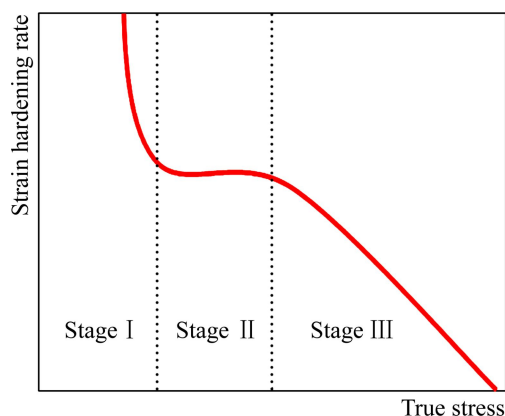


图2 位错滑移主导变形的应变硬化率曲线示意图

Fig. 2 Schematic diagram showing representative strain hardening curves for deformation dominated by dislocation slip

室温下,镁合金最易开动的滑移系为基面 $\langle a \rangle$ 滑移。此外,越来越多的研究发现柱面 $\langle a \rangle$ 滑移也对镁合金的室温变形有重要作用^[15-16]。且当基面 $\langle a \rangle$ 滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶都不易开动时,柱面 $\langle a \rangle$ 滑移可能成为主导的变形机制(例如垂直于晶粒 c 轴的拉伸)^[17]。锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移具有非常大的 τ_{cr} ,常常在变形的后期才能激活。因此,前期工作更多地集中在基面 $\langle a \rangle$ 滑移

和柱面 $\langle a \rangle$ 滑移主导变形的应变硬化行为的研究。VALLE等^[13]的研究发现,主导滑移系的类型会极大地影响镁合金材料的应变硬化行为(见图3)。当大多数晶粒具有基面 $\langle a \rangle$ 滑移开动的择优取向时,拉伸初始阶段具有恒定的应变硬化率(应变硬化第二阶段)。随着应变的增加,基面 $\langle a \rangle$ 滑移系的分切应力迅速降低。这种情况下,如果柱面 $\langle a \rangle$ 滑移具有较高的 f ,那么 $\langle a \rangle$ 螺旋位错就会通过交滑移进入柱面。这就会引起宏观硬化率的降低并进入应变硬化的第三阶段。而当主导变形机制为柱面 $\langle a \rangle$ 滑移时,弹塑性转化后直接进入了应变硬化第三阶段。可见,激活滑移系的类型将会

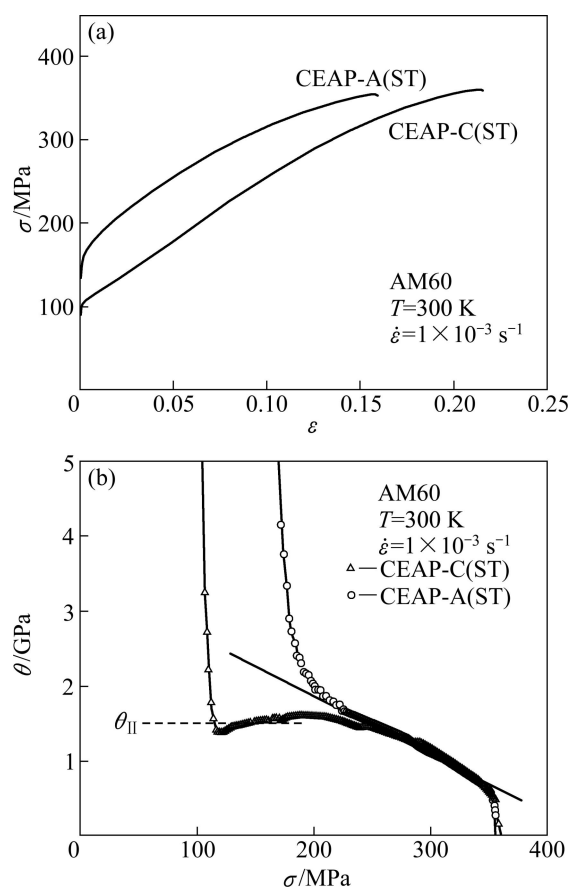


图3 CEAP-A(ST)和CEAP-C(ST)状态AM60合金沿挤压方向拉伸的应力-应变曲线和对应的宏观应变硬化率曲线(CEAP-A(ST)样品组织的 c 轴与拉伸轴成 90° (柱面滑移主导变形),而CEAP-C(ST)样品组织的 c 轴与拉伸轴成 45° (基面滑移主导变形))^[13]

Fig. 3 Stress-strain curves of tension along extrusion direction (a) and corresponding macroscopic strain hardening rate curves (b) of CEAP-A(ST) and CEAP-C(ST) AM60 samples (Angle between c -axis of texture in CEAP-A(ST) sample and tension axis of 90° (dominated by prismatic slip). Angle between c -axis of texture in CEAP-C(ST) sample and tension axis of 45° (dominated by basal slip))^[13]

影响位错的演变。研究显示,对于密排六方的镁合金而言,位错的动态回复与从基面到柱面的 $\langle a \rangle$ 位错交滑移有关^[13]。当柱面 $\langle a \rangle$ 滑移择优开动时会增强交滑移的开动,并抑制应变硬化的第二阶段。相反地,基面 $\langle a \rangle$ 滑移的择优开动会维持恒定的应变硬率并延迟位错的动态回复。

2.2 滑移主导应变硬化行为的影响因素

滑移主导变形的应变硬化行为与塑性变形过程中位错的增殖和回复有关。对于镁合金而言,激活滑移系的类型会直接影响位错的增殖和回复。因此,影响塑性变形过程中激活滑移系类型的组织参数也将成为滑移主导变形应变硬化行为的影响因素。

1) 初始组织

初始组织会影响各变形模式激活的难易程度(Schmid因子, f)。因此,在较低温度下($<150\text{ }^{\circ}\text{C}$),初始组织对镁合金的变形行为(屈服强度、应变硬化行为)有极大的影响^[4]。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 τ_{cr} 与 f 值的比($\sigma_s = \tau_{\text{cr}}/f$)来半定量地评估,且具有较小的 τ_{cr}/f 值的变形模式最容易激活^[18-20]。图4所示为不同变形模式的 τ_{cr}/f 作为 ψ 角的函数曲线图^[20]。其中, ψ 为拉伸轴与晶粒 c 轴的夹角。可见,通过调整镁合金的初始组织,可以有效地调整各变形模式的CRSS/SF值,从而改变各变形模式对塑性变形的贡献。当拉伸轴与晶粒 c 轴成 0° 时,拉伸变形的主导变形机制为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生;当拉伸轴与晶粒 c 轴成 45° 时,基面滑移成为其主导变形机制;当拉伸轴与晶粒 c 轴成 90° 时,基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生都难以激活。此时,柱面滑移成为主导的变形机制。

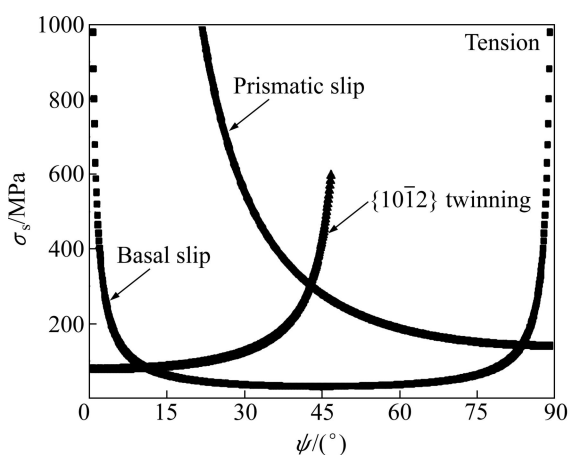


图4 不同拉伸角度下各变形模式的 σ_s 值的变化曲线^[20]

Fig. 4 Variation of σ_s of deformation modes under different tension angles^[20]

因此,织构会直接影响主导变形机制。2.1节中分析表明镁合金的应变硬化与主导变形机制的类型有密切的关系。因此,初始织构可以极大地影响镁合金的应变硬化行为。目前,报道的滑移主导变形的应变硬化行为主要有两种类型:1)大部分晶粒的取向有利于基面滑移的激活时(拉伸轴与晶粒 c 轴成 45°),塑性变形的初始阶段会表现为恒定的应变硬化率(应变硬化率第二阶段)^[13];2)柱面滑移的择优开动会抑制应变硬化第二阶段,且弹塑性转换后将直接进入线性降低的应变硬化率第三阶段^[13, 21-22]。此外,应变硬化率第三阶段的斜率也与初始织构有关。拉伸轴与晶粒 c 轴的夹角从 90° 减小到 45° 时,主导变形机制由柱面滑移逐渐转变为基面滑移。前期研究发现:当轧制板材的基面织构朝RD方向发生倾斜后,沿RD拉伸的应变硬化率第三阶段降低地更加缓慢(见图5)^[22]。即轧制板材的基面织构发生倾斜会减缓动态回复的发生。这是由于基面织构朝RD倾斜后,沿RD方向拉伸时基面滑移的SF增加,从而增强了基面滑移的开动^[22]。由2.1节中分析可知,基面滑移的增强会减缓位错的动态回复。

2) 晶粒尺寸

晶粒尺寸的大小决定组织中晶界界面的数量。界面作为阻碍位错运动的结构可达到提高材料强度的效果(Hall-Petch影响)^[23]。此外,VALLE等^[13]和GUO等^[24]的研究发现,晶粒尺寸也会影响滑移主导的应变硬化行为。图6(a)所示为不同晶粒尺寸AZ31镁合金轧制板材的拉伸应变硬化率曲线。由于AZ31轧制板材具有基面织构,因此,沿垂直于ND拉伸时柱面滑移为主导的变形机制。由2.1节的分析可知,当柱面滑移为主导变形机制时,弹塑性转化后将直接进入线性降低的应变硬化率第三阶段。随着晶粒尺寸的减小,应变硬化率第三阶段逐渐地降低。因此,晶粒细化会增强动态回复并降低应变硬化率^[13]。值得注意的是,晶粒细化并没有影响应变硬化率第三阶段的斜率,而是降低了应变硬化率第三阶段的外推值(θ_{III})。研究显示多个滑移系的激活可以增强动态回复,且晶粒细化可以增强多重滑移(非基面滑移和晶界滑动等)的激活^[2, 20, 25]。因此,晶粒细化降低宏观应变硬化率可能是由于增强了多重滑移的激活导致的。然而,对于晶粒细化为何没有影响应变硬化第三阶段斜率的微观机理还不清楚。此外,晶粒细化不仅降低了柱面滑移主导变形的应变硬化率第三阶段的外推值,而且还可以降低基面滑移主导变形的应变硬化第二阶段的外推值(见图6(b))。目前对于该现象的机理和系统的研究还未被报道。

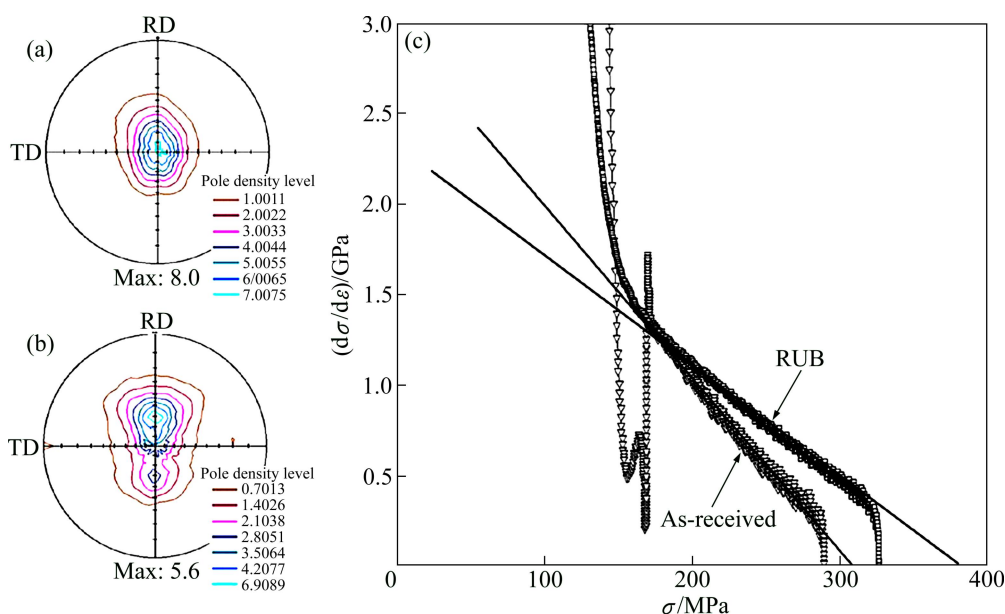


图 5 原始态轧制板材的基面极图、RUB 加工的轧制态板材的基面极图以及两种板材沿 RD 方向拉伸的应变硬化率曲线^[22]

Fig. 5 Basal plane pole figure of as-received rolled sheet (a), basal plane pole figure of sheet processed by RUB (b) and strain hardening rate curves of two sheets when tensioned along RD (c)^[22]

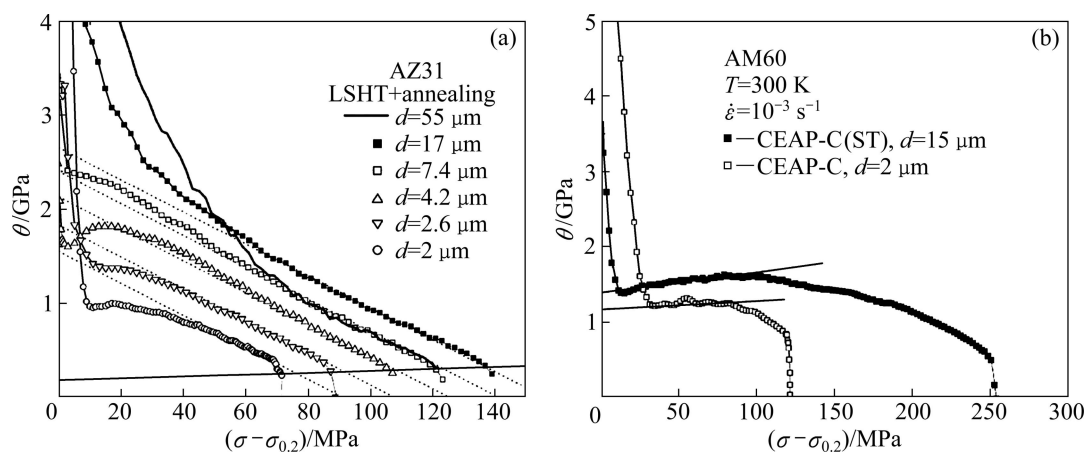


图 6 晶粒尺寸对应变硬化行为的影响^[13]

Fig. 6 Influence of grain size on strain hardening behavior dominated by prismatic slip (a) and basal slip (b)^[13]

3) 固溶原子与析出相

固溶原子和析出相除了在变形初期对屈服强度有贡献外, 在塑性变形过程中对应变硬化行为也有一定的影响。近年来, 本文作者研究了时效析出对 Mg-Y-Nd 合金应变硬化行为的影响(见图 7)^[26]。对于该 Mg-Y-Nd 合金, 沿挤压方向压缩(CD//ED)和垂直于挤压方向压缩(CD⊥ED)的主导变形机制都是滑移。研究发现, 时效样品表现出更高的初始硬化率, 然而随着应力的增加时效样品的应变硬化率更快地降低。这说明时效析出可以增强位错的动态回复。其他国内外研究学者也在镁合金中观察到类似的现象。如

YAKUBSTOV 等^[27]的研究认为 AZ80 合金中高的固溶量增强了应变硬化能力。CHEN 等^[28]发现时效后 ZK60 合金中大量 Mg-Zn 粒子的出现和固溶原子量的降低会增强动态回复。这些结果证明固溶原子和析出相都可能会影响镁合金在变形过程中位错的增殖和回复。析出相的出现会引入大量的相界面。相界对于位错的影响可能类似于普通的晶界, 即既可以阻碍位错运动产生强化作用又可能成为位错重组和湮灭的位置^[28-30]。析出的同时会降低固溶原子的数量。固溶原子含量的降低可能会增加堆垛层错能, 进而增强了位错交滑移和攀移的能力^[27, 31]。因此, 固溶原子含量的

降低也可能增强位错的回复。值得注意的是,目前析出相对位错增殖和湮灭影响的微观机制还未完全理解。此外,析出相的形貌、数量及其与基体共格关系的不同也可能影响位错运动,进而影响镁合金材料的应变硬化行为。

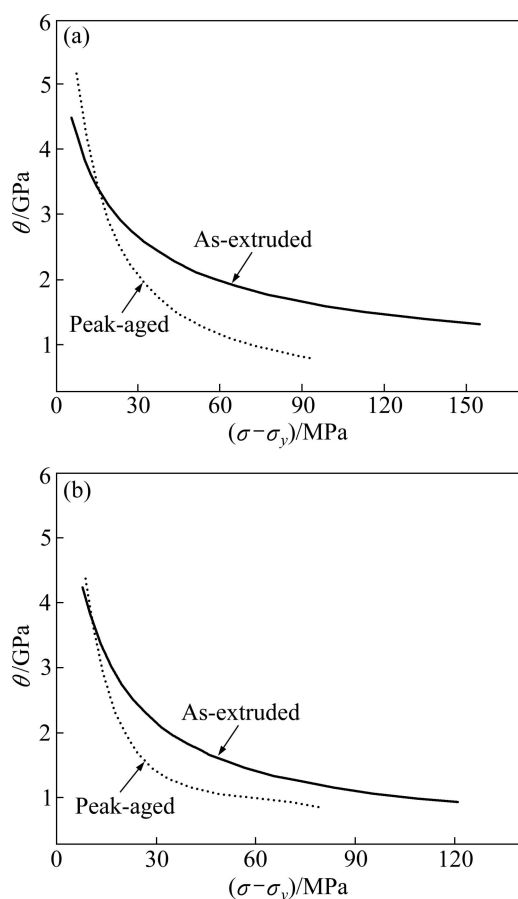


图7 210 °C时效对挤压态 Mg-Y-Nd 合金应变硬化行为的影响^[26]

Fig. 7 Changes of strain hardening behavior of as-extruded Mg-Y-Nd alloys induced by peak-aging treatment at 210 °C^[26]: (a) CD//ED sample; (b) CD ⊥ ED sample

3 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的应变硬化行为及其影响因素

3.1 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的应变硬化行为的特征

与滑移一样, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的激活也遵循 Schmid 因子法则^[32-33]。然而与之不同的是, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的产生具有极性,即对于轴比约为 1.624($< \sqrt{3}$)的镁合金而言, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶只有在平行于晶粒 c 轴受拉伸应力或者垂直于晶粒 c 轴受压缩应力时才会发生^[34]。因此, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的启动极大地依赖初始织构和加载方向。在室温下,当沿晶粒 c 轴拉伸或垂直于晶粒 c

轴压缩时,基面滑移受到抑制。此时, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生将成为塑性变形的主导变形机制。 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的激活导致了非常低的屈服强度和低的初始应变硬化率,并使应力应变曲线表现为凹形^[14]。一般而言,当 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生为主导变形机制时,镁合金的应变硬化行为可分为 3 个阶段,如图 8 所示。阶段 I: 弹塑性转化阶段(即 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生的起始导致了宏观的屈服);阶段 II: $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的形核和长大阶段(初始应变硬化率很低,然而随着应变的增加应变硬化率线性地增加);阶段 III: $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生已饱和且随着应变的增加应变硬化率逐渐地降低(类型于滑移主导变形的动态回复阶段)^[11]。可见,阶段 II 对应了从 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的产生到饱和的整个过程。因此,阶段 II 与变形过程中的孪生行为有密切的关系。

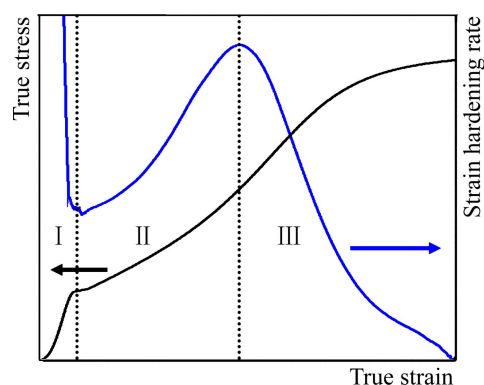


图8 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生主导变形的应力-应变曲线和应变硬化率曲线示意图

Fig. 8 Schematic diagram showing stress-strain curve and strain hardening rate curve dominated by $\{10\bar{1}2\}$ extension twinning

由图 8 可知, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的应变硬化行为与滑移主导变形的应变硬化行为截然不同。在塑性变形初期,大量 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的发生导致应变硬化率很低。然而随着应变量的增加,应变硬化率会迅速地增大。这一独特的应变硬化特征与孪生过程中的组织演变有密切的关系。 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生对应变硬化的影响主要表现为以下 3 个方面: 1) 孪晶界可阻碍位错运动并导致应变硬化率的增加(Hall-Petch 硬化)^[14, 35]; 2) 孪生引起的晶格旋转会使晶粒转到硬取向并增加了应变硬化率(取向硬化)^[36]; 3) 从滑动位错转化到不动位错导致了孪晶内部应变硬化率的增加^[37]。KNEZEVIC 等^[36]和 WANG 等^[38]的研究认为第二个因素(取向硬化)是 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导应变硬化率增加的主要原因。此外,在应变硬化第二阶段后期会出现一个非常高的峰值硬

化率。KNEZEVIC 等^[36]的研究发现, 在变形进入应变硬化第二阶段的后期会产生少量细小的压缩孪生。这些孪生的出现会切割晶粒并对滑移产生 Hall-Petch 硬化作用。因此, 他们认为, 压缩孪生的产生会极大地降低变形后期锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的滑移程长度。这可能是产生高峰值应变硬化率的原因之一。

3.2 孪生主导应变硬化行为的影响因素

$\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的应变硬化第二阶段与孪生行为密切相关。因此, 影响镁合金孪生行为的组织参数也将影响孪生主导变形应变硬化的第二阶段。

1) 初始织构影响可发生孪生晶粒的数量

WANG 等^[38]系统研究了挤压和轧制态 AZ31 镁合金沿不同方向压缩过程中的孪生行为及其对应的应变硬化行为。图 9 所示为 4 种具有不同初始织构的压缩样品的取样示意图^[38]。图 10 给出了这些样品压缩过程中的应变硬化率曲线。可见, 初始织构对孪生主导变形的第二阶段的长度具有较大的影响。为了更好地理解激活孪生的情况, 图 9 绘制了 4 种压缩样品的压缩轴与晶粒 c 轴的取向关系。即沿轧制板材法向压缩 ($C//ND$)、垂直于轧制板材法向压缩 ($C\perp ND$)、沿挤压棒材的挤压方向压缩 ($C//ED$) 和垂直于挤压棒材的挤压方向压缩 ($C\perp ED$)。对于 $C//ND$ 样品, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生和基面滑移都不能激活, 此时变形主要依赖非基面滑移来协调。因此, $C//ND$ 样品没有表现出应变硬化第二阶段。对于 $C//ED$ 和 $C\perp ND$ 样品而言, 几乎所

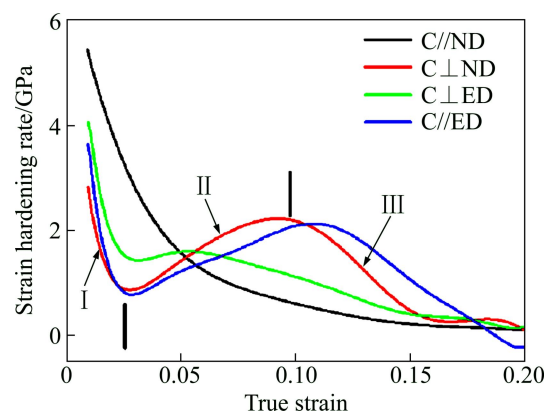


图 10 4 种状态压缩样品在室温压缩过程中的应变硬化率曲线^[38]

Fig. 10 Strain hardening rate curves for compression of four sample orientations at room temperature^[38]

有的晶粒都有利于发生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生, 因此表现出典型的孪生主导变形的应变硬化行为。当垂直于 ED 方向压缩时, 仅有部分晶粒可以发生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生, 并且孪生主导的应变硬化第二阶段的长度非常短。统计发现 $C//ED$ 、 $C\perp ND$ 、 $C\perp ED$ 样品中有利于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生发生的晶粒体积分数分别为 82%、65% 和 11%。因此, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导的应变硬化第二阶段的长度可能取决于可发生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的晶粒数量。随着可发生孪生晶粒数量的增加, 孪生主导应变硬化率第二阶段的长度增加。

2) 激活孪晶变体间的交互作用影响孪晶的长大

理论上, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生在 6 个等价的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶面上产生, 即有 6 个等价的孪晶变体。孪晶变体的选择极大地依赖加载方向和晶粒取向的关系 (SF 影响)^[32, 39-41]。虽然沿 c 轴拉伸与垂直于 c 轴压缩都有利于激活 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生, 然而两种变形方式激活的孪晶变体的数量和类型不同^[39, 41]。当沿 c 轴拉伸时, 6 个孪晶变体都具有最大的 SF。这种情况下有利于同时激活 6 个孪晶变体。而垂直于 c 轴压缩通常仅有利于激活一个或一对孪生变体。不同孪晶变体间具有约 60° 的高取向差, 因此, 多种孪晶变体的激活会增加孪晶片层的交互作用从而限制了孪晶的长大。在一个晶粒中仅有一种孪晶变体 (0° 取向差) 或一个孪晶变体对 (7.4° 取向差) 时, 一个晶粒中的孪晶片层是几乎平行的。这种平行的孪晶几何形貌避免了孪晶片层的交互作用从而有利于孪晶的长大。因此, 激活孪晶变体的类型和数量可能会影响孪生主导变形的应变硬化行为。HONG 等^[39]使用 AZ31 轧板系统研究了沿 ND (织构

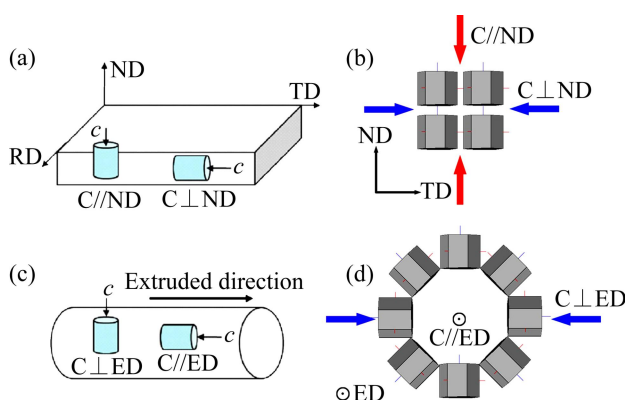


图 9 4 种压缩样品的取样示意图以及其压缩轴与组织 c 轴的取向关系^[38]

Fig. 9 Schematic illustration of compression direction with respect to c -axis of four sample orientations used for compression testing (C indicates compression testing direction)^[38]: (a) $C\perp ND$ sample; (b) $C//ND$ sample; (c) $C\perp ED$ sample; (d) $C//ED$ sample

c 轴方向)拉伸和沿 RD(垂直于织构 c 轴方向)压缩的孪生率(随应变的增加发生孪生的速率)和变形特征。与沿 RD 压缩相比, 随应变的增加沿 ND 拉伸时孪生的体积分数增加地较慢(见图 11(b))。这就是由于沿 ND 拉伸有利于激活多重孪晶变体, 从而导致孪晶长大的延迟^[39]。图 11(c)显示, 沿 ND 拉伸表现出更长的应变硬化第二阶段。图 11(b)说明两种变形方式下可发生孪生的晶粒数量几乎相等。因此, 应变硬化率第二阶段的长度也可能与孪生产生的速率有关。当可发生孪生晶粒的体积分数一定时, 孪生长大速率的减缓可能会

导致孪生主导应变硬化第二阶段的延长。

3) 晶粒细化降低孪生产生率

晶粒尺寸对孪生行为也有影响。首先, 晶粒细化使晶界移动和非基面滑移的启动更加容易^[2, 25]; 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^[2, 20]。近年来, LI 等^[42]的研究发现, 随晶粒尺寸的减小变形过程

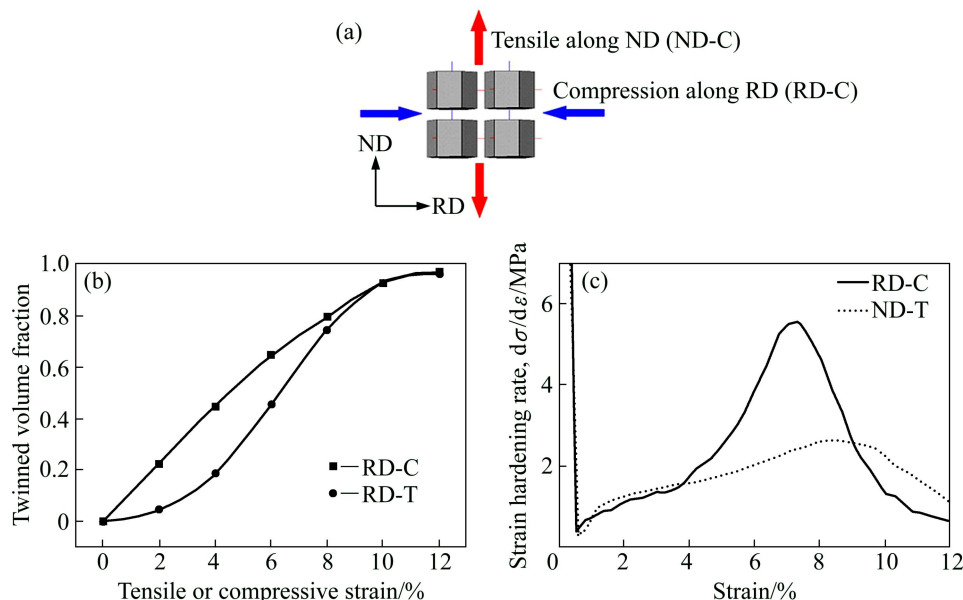


图 11 拉伸和压缩试验中加载方向与样品 c 轴的取向关系图(a), 孪晶的体积分数作为拉伸和压缩应变的函数曲线图(b)以及应变硬化率曲线(c)^[39]

Fig. 11 Orientation relationship of load direction with respect to c -axis of sample orientations used for tension and compression testing (a), twinned volume fraction with strain along RD and ND (b) and strain hardening rate curve (c)^[39]

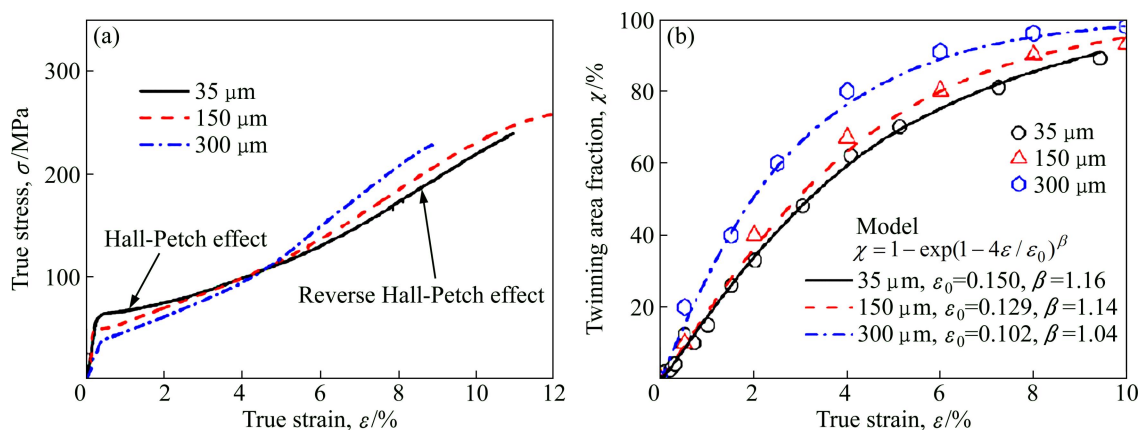


图 12 在应变速率为 $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时晶粒尺寸对沿挤压方向压缩过程中变形行为和产生孪生面积分数的影响^[42]

Fig. 12 Stress-strain curves (a) and strain dependence of twinning area fraction during compression along extrusion direction at different grain sizes and strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (b)^[42]

中孪生率降低。虽然没有直接分析晶粒尺寸对应变硬化行为的影响, 然而从图 12 可发现压缩过程中孪生率的降低减缓了压缩变形初期的应变硬化率的增加。这与图 11 的现象一致。

4) 预制孪晶界的细晶作用影响孪生率

近来我们发现通过预制孪晶引入孪晶界也可以产生细晶强化的作用^[43-44]。图 13 显示了 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^[43]。TD 预轧引入了大量的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界面并出现了 c 轴//TD 的组织组分。图 13(c) 给出了沿 RD 方向变形时压缩方向与 PRA 试样中组织 c 轴的取向关系。原始板材为典型的基面组织, 因此, 组织的 c 轴平行于 ND 方向。沿 TD 侧轧后, 由于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的发生形成了 c 轴//ND 和 c 轴//TD 两种组织组分 (见图 13(b) 所示)。然而, 当沿 RD 压缩时, c 轴//ND 和 c 轴//TD 两种组织的 c 轴都与压缩方向垂直。因此, 沿 RD 压缩时, 原始态样品与孪晶化样品中可发生孪生的体积分数可能是相当的。类似于细晶强化, 预制孪晶界的存在极大地抑制了沿 RD 压缩过程中 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的长大, 进而降低了压缩过程中孪生产生的比率^[43]。图 13(d) 显示孪生率的降低也对应了孪生主导应变硬化第二阶段的延长。值得注意的是, 通过预变形引入的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶会引起组织的变化。由于组织的影响, PRA 处理对力学性能的影响具有各向异性。

5) 析出相对孪生行为的影响

早在 20 世纪 60 年代, CLARK^[45] 和 CHUN 等^[46] 就发现 Mg-Zn 合金中的析出相可以抑制机械孪生。近年来, 析出相对孪生行为影响的研究又成为了热点。目前, 析出相对孪生行为的影响可归结为以下几点: 1) AZ80 中高密度的 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出相限制了孪晶的长大, 并降低了孪生率^[47]; 2) ZK60 中的析出相仅提高了孪生激活的应力, 而没有影响孪生的形核和长大^[32, 44]; 3) Mg-5%Zn 合金中的 c 轴棒状析出相抑制了孪晶的长大并促进了孪晶的形核, 然而降低了孪生率^[48]; 4) AZ91 中大量片层状 $Mg_{17}Al_{12}$ 相的出现没有改变孪生率, 而是极大地抑制了孪晶的长大并促进了孪晶的形核^[49]。由此可见, 析出相对于孪生行为影响的研究目前存在很多争议。然而通过析出相来调控孪晶的形核和长大进而控制孪生主导变形的应变硬化行为也是可行的方法。

4 结论及展望

阐述了镁合金应变硬化行为的研究现状, 并总结了影响镁合金应变硬化行为的一些主要组织参数。

1) 镁合金变形过程中的应变硬化行为与激活变形模式的类型和数量有非常密切的关系。当基面滑移为主导变形机制时, 塑性变形初期会表现出恒定的应变硬化率第二阶段; 当柱面滑移为主导变形机制时, 恒定的应变硬化率第二阶段受到抑制, 弹塑性转换后

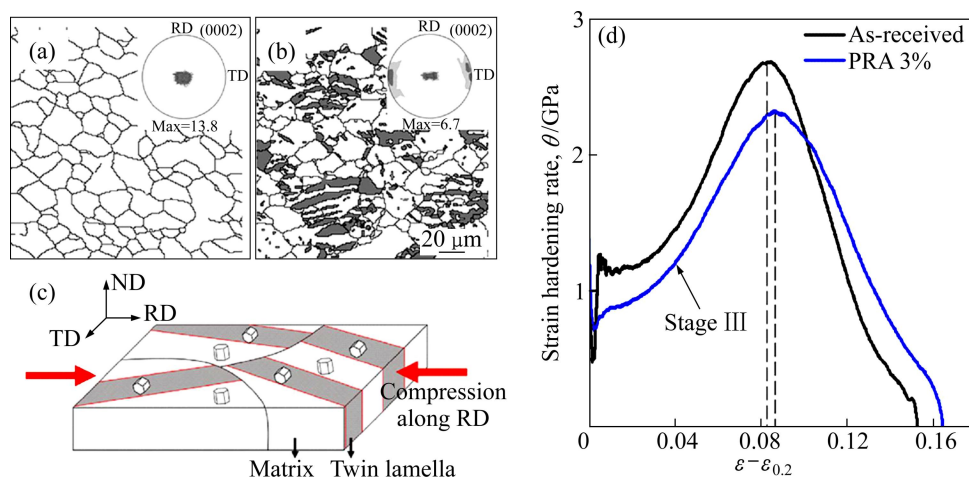


图 13 原始板 EBSD 图和 $\{0001\}$ 极图、PRA3% 板材的 EBSD 图和 $\{0001\}$ 极图、变形方向相对于晶粒 c 轴的取向关系示意图以及沿 RD 方向的压缩的应变硬化率曲线 (EBSD 图中的灰色区域为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶片层)^[43]

Fig. 13 EBSD map and $\{0001\}$ pole figure of as-received sample (a), EBSD map and $\{0001\}$ pole figure of PRA 3% sample (b); illustration of orientation of deformation directions with respect to c -axis (c) and compressive strain hardening rate curves along RD (d) (Gray zones in EBSD maps are $\{10\bar{1}2\}$ twin lamellae)^[43]

直接进入应变硬化率线性降低的第三阶段;当 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生为主导变形机制时塑性变形初期应变硬化率线性地增加。

2) 当位错滑移为主导变形机制时,交滑移的增强可以抑制应变硬化率第二阶段并使线性降低的应变硬化第三阶段降低得更快。呈线性降低的应变硬化第三阶段与位错的动态回复有关。研究显示,通过抑制基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生、降低固溶含量、析出沉淀相和细化晶粒等可以增强位错的动态回复。

3) 当 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生为主导变形机制时,塑性变形初期,应变硬化率线性增加的阶段与孪生行为密切相关。孪生引起的织构强化是应变硬化率逐渐增加的主要原因。此外,孪生主导应变硬化率第二阶段(应变硬化第二阶段)的长度与可发生孪生晶粒的体积分数以及孪生率有关。通过织构控制可改变发生孪生晶粒的数量。孪生率则受到晶粒尺寸、激活孪晶变体的交互作用以及析出相等因素的影响。

可见,不同变形模式的激活对应不同的应变硬化行为。此外,对于镁合金而言,沿特定方向拉伸或压缩时, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生会成为主导的变形模式,并表现出特殊的应变硬化行为。因此,塑性变形过程中激活变形模式的类型成为影响应变硬化行为的主要因素。初始织构直接影响不同变形模式的 Schmid 因子,从而影响各变形机制激活的难易程度^[20]。此外,析出相、固溶元素也会影响镁合金各变形模式的平衡^[17, 50-51]。晶粒细化对滑移和孪生的硬化效果也不一样^[23]。这些组织参数都可能会影响镁合金的屈服强度以及随后的应变硬化行为。目前,对组织参数与应变硬化行为的关系的研究较少且多为定性分析。组织参数对应变硬化各阶段的影响规律还需要更加系统的研究。

通过理论模型的定量分析是研究和理解微观组织与材料性能间关系的重要工具。在先前的工作中,对于初始取向(Schmid 因子法则),析出相(Orowan 硬化模型)和晶粒尺寸(Hall-Petch 效应)等对镁合金屈服强度的影响已有了较为系统的研究和定量的分析^[17, 20, 23]。然而,对于镁合金应变硬化模型的研究处于起步阶段。近年来也有一些学者尝试通过借用立方系金属中经典的应变硬化模型(Kocks-Mecking 模型)来分析镁合金的应变硬化行为^[13, 52-55]。在一定程度上, Kocks-Mecking 模型可以有助于理解镁合金的应变硬化行为。然而, Kocks-Mecking 模型还不能完全地解释镁合金中的应变硬化行为^[13]。此外, Kocks-Mecking 模型是基于变形过程中的位错演变提出的。对于镁合金而言, $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导变形的过程

中会产生非常复杂的组织演变。在这种情况下,目前 Kocks-Mecking 模型的形式便不再适用。因此,在未来的研究中有必要研究和开发适用于镁合金的应变硬化理论模型。

REFERENCES

- [1] AVEDESIAN M M, BAKER H. ASM specialty handbook: Magnesium and magnesium alloys[M]. Ohio: ASM International, 1999: 274.
- [2] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 5-26.
CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 5-26.
- [3] 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.
- [4] 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.
- [5] 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): 2719-2731.
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): 2719-2731.
- [6] CALLISTER W D Jr. Material science and engineering: An introduction[M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 2005: 171.
- [7] HOSFORD W F. Mechanical behavior of materials[M]. Cambridge University Press, 2005: 70-79.
- [8] CHENG L M, POOLE W J, EMBURY J D, LLOYD D J. The influence of precipitation on the work-hardening behavior of the aluminum alloys AA6111 and AA7030[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 2473-2481.
- [9] 唐伟琴, 张少睿, 范晓慧, 李大永, 彭颖红. AZ31 镁合金的组织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.
- [10] 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, 21(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, 21(10): 2371-2381.

- [11] SONG B, XIN R, LIANG Y, CHEN G, LIU Q. Twinning characteristic and variant selection in compression of a pre-side-rolled Mg alloy sheet[J]. *Materials Science and Engineering A*, DOI: 10.1016/j.msea.2014-07-26.
- [12] 李淑波, 吴昆, 郑明毅, 熊守美. 挤压对 AZ91 铸造镁合金力学性能的影响[J]. *材料工程*, 2006(12): 54-57.
LI Shu-bo, WU Kun, ZHENG Ming-yi, XIONG Shou-mei. Effect of extrusion on mechanical properties of AZ91 cast magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006(12): 54-57.
- [13] del VALLE J A, CARREÑO F, RUANO O A. Influence of texture and grain size on work hardening and ductility in magnesium-based alloys processed by ECAP and rolling[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(16): 4247-4259.
- [14] JIANG L, JONAS J J, LUO A A, SACHDEV A K, GODET S. Influence of $\{10\bar{1}2\}$ extension twinning on the flow behavior of AZ31 Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 445/446: 302-309.
- [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] 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.
- [18] 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.
- [19] LIU P, XIN Y, LIU Q. Plastic anisotropy and fracture behavior of AZ31 magnesium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(4): 880-884.
- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] 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.
- [23] 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: 5093-5103.
- [24] GUO L, CHEN Z, GAO L. Effects of grain size, texture and twinning on mechanical properties and work-hardening behaviors of AZ31 Magnesium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528: 8537-8545.
- [25] 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.
- [26] XIN R, SONG B, ZENG K, HUANG J, LIU Q. Effect of aging precipitation on mechanical anisotropy of an extruded Mg-Y-Nd alloy[J]. *Materials and Design*, 2012, 34: 384-388.
- [27] YAKUBSTOV I A, DIAK B J, SAGER C A, BHATTACHARVA B, MACDONALD W D, NIEWCZAS M. Effects of heat treatment on microstructure and tensile deformation of Mg AZ80 alloy at room temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 496(1/2): 247-255.
- [28] CHEN X, PAN F, MAO J, WANG J, ZHANG D, TANG A, PENG J. Effect of heat treatment on strain hardening of ZK60 Mg alloy[J]. *Materials and Design*, 2011, 32(3): 1526-1530.
- [29] MA E, WANG Y M, LU Q H, SUI M L, LU L, LU K. Strain hardening and large tensile elongation in ultrahigh-strength nano-twinned copper[J]. *Applied Physics Letters*, 2004, 85: 4932-4934.
- [30] LU T, PAN F, ZHANG X. Effect of Sc addition on the work-hardening behavior of ZK60 magnesium alloy[J]. *Materials and Design*, 2013, 43: 572-577.
- [31] MÁTHIS K, TROJANOVÁ Z, LUKÁČ P, CÁČERES C H, LENDVAI J. Modeling of hardening and softening processes in Mg alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 378: 176-179.
- [32] 宋波. 沉淀相与李晶强化镁合金塑性变形行为及各向异性研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2013.
SONG Bo. Study on the plastic deformation behavior and anisotropy of precipitation and twinning strengthening magnesium alloys[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013.
- [33] WANG B, XIN R, HUANG G, LIU Q. Strain rate and texture effects on microstructural characteristics of AZ31 Mg alloy during compression[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(5): 239-242.
- [34] YOO M. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1981, 12(3): 409-418.
- [35] 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 Materialia*, 2007, 55(11): 3899-3910.

- [36] KNEZEVIC M, LEVINSON A, HARRIS R, MISHRA R K, DOHERTY R D, KALIDINDI S R. Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 6230–6242.
- [37] KALIDINDI S R, BHATTACHARYA A, DOHERTY R D. How do polycrystalline materials deform plastically?[J]. *Advanced Materials*, 2003, 15 (16): 1345–1348.
- [38] 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.
- [39] HONG S G, PARK S H, LEE C S. Role of $\{10\bar{1}2\}$ twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline magnesium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(18): 5873–5885.
- [40] PARK S H, HONG S G, LEE C S. Activation mode dependent $\{10\bar{1}2\}$ twinning characteristics in a polycrystalline magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 62(4): 202–205.
- [41] HONG S G, PARK S H, LEE C S. Strain path dependence of $\{10\bar{1}2\}$ twinning activity in a polycrystalline magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64: 145–148.
- [42] LI Y, ENOKI M. Twinning behavior of pure magnesium quantitatively investigated by acoustic emission[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 536(28): 8–13.
- [43] 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.
- [44] SONG B, XIN R, SUN L, CHEN G, LIU Q. 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: 68–75.
- [45] CLARK J B. Transmission electron microscopy study of age hardening in a Mg-5 wt.% Zn alloy[J]. *Acta Metallurgica*, 1965, 13: 1281–1289.
- [46] 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.
- [47] 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.
- [48] 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(8): 823–826.
- [49] STANFORD N, TAYLOR A S, CIZEK P, SISK A F, RAMAJAYAM M, BARNETT M R. $\{10\bar{1}2\}$ Twinning in magnesium-based lamellar microstructures[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67: 704–707.
- [50] 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.
- [51] 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结构的演化[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(2): 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(2): 269–275.
- [52] WU H, LIN F. Mechanical properties and strain-hardening behavior of Mg alloy AZ31B-H24 thin sheet[J]. *Materials science and Engineering A*, 2010, 527(4/5): 1194–1199.
- [53] CAO X, JAHAZI M, AL-KAZZAZ H, MEDRAJ M. Modelling of work-hardening behaviour for laser welded magnesium alloy[J]. *Internal Journal of Materials Research*, 2008, 99: 216–221.
- [54] CÁ CERES C H, BLAKE A H. On the strain hardening behaviour of magnesium at room temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 462(1/2): 193–196.
- [55] QIAO Y, WANG X, LIU Z, WANG E. Effects of grain size, texture and twinning on mechanical properties and work-hardening behaviors of pure Mg[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 578(20): 240–246.

(编辑 龙怀中)