

文章编号: 1004-0609(2006)01-0001-12

镁及镁合金动态再结晶研究进展^①

刘楚明¹, 刘子娟¹, 朱秀荣^{1, 2}, 周海涛¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中国兵器科学研究院 宁波分院轻质材料研究所, 宁波 315103)

摘 要: 综述了镁及镁合金动态再结晶方面的研究现状, 介绍了镁及镁合金室温或高温塑性变形行为, 包括应力—应变特征及其影响因素、应变速率方程和流变应力方程; 描述了该合金在不同变形条件下发生塑性变形时的位错、孪晶、亚结构等微观组织演变以及各种动态再结晶如孪生动态再结晶、低温动态再结晶、连续动态再结晶、不连续动态再结晶和旋转动态再结晶的机理及其特点; 最后讨论了动态再结晶与塑性变形之间的相互关系, 并提出了镁及镁合金动态再结晶研究的发展趋势。

关键词: 镁合金; 力学行为; 微观结构演变; 塑性变形; 动态再结晶

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Research and development progress of dynamic recrystallization in pure magnesium and its alloys

LIU Chu-ming¹, LIU Zi-juan¹, ZHU Xiu-rong^{1, 2}, ZHOU Hai-tao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University,
Changsha 410083, China;

2. Light Materials Institute, Ningbo Branch of Engineering Science Academy of China,
Ningbo 315103, China)

Abstract: Some aspects of present research on dynamic recrystallization in pure magnesium and its alloys were reviewed. The mechanical behaviors, including stress—strain characteristics, strain rate equation and flow stress equation, during plastic deformation at ambient or elevated temperatures were discussed in detail. The evolution of dislocation, twinning and substructure during plastic deformation under different conditions was also discussed. The mechanisms and characteristics of dynamic recrystallization(DRX) such as twinning DRX, low temperature DRX, continuous DRX, discontinuous DRX and rotation DRX, the correlation between plastic deformation and DRX as well as the research prospect on DRX in pure magnesium and its alloys were summarized or proposed.

Key words: magnesium alloy; mechanical behavior; microstructure evolution; plastic deformation; dynamic recrystallization

镁合金因具有低密度、高比强度、高比刚度以及优良的阻尼性能、尺寸稳定性、机械加工性及电磁屏蔽性好等特点, 已成为 21 世纪重要的商用轻质结构材料。然而, 这种合金相对其它合金具有较低的结构对称性, 因而表现出较差的成形性, 从而

限制了该合金尤其是变形镁合金在工业上的应用。目前, 大多数镁合金产品主要是通过铸造的生产方式获得(包括传统的铸造工艺和新型的半固态成形工艺), 而变形产品很少。与铸造镁合金产品相比, 变形镁合金产品(如挤压、轧制、锻造)组织细密,

① 收稿日期: 2005-05-10; 修订日期: 2005-08-29

作者简介: 刘楚明(1960-), 男, 教授, 博士

通讯作者: 刘楚明, 教授; 电话: 0731-8830257; E-mail: CMLiu@mail.csu.edu.cn

铸造缺陷消除, 综合机械性能大大提高^[1-4]。为了充分利用镁合金的优点, 有必要提高该合金的可加工性。

热机械加工 (thermomechanical processing, TMP) 是一种在热加工和温加工条件下提高其可加工性的有效加工方法。镁合金在热机械加工过程中发生多种物理和化学变化, 其中一个非常重要的过程就是动态再结晶^[5] (dynamic recrystallization, DRX)。动态再结晶是一个软化过程, 能使材料的塑性提高。利用动态再结晶细化晶粒的原理, 能够顺利地实现成形工艺如锻压、挤压、冲压等, 以达到控制镁合金的组织和性能的目的。研究镁合金 DRX 机制, 完善镁合金塑性变形理论体系, 不断改进和开发成形技术, 已成为亟待解决的问题。

对镁及镁合金在变形过程中力学行为及微观组织的观察和研究有助于理解具有低的晶体对称性的材料的动态再结晶过程。本文综述了目前在纯镁及镁合金(主要为 AZ 系列和 ZK 系列) 动态再结晶方面的研究现状, 介绍了镁及其合金高温变形的力学行为和微观组织的演变, 总结了镁及其合金的再结晶机制, 并简要叙述了微观组织演化与变形机制之间的相互关系。

1 力学行为

1.1 应力应变特征及其影响因素

纯镁^[6]、AZ61^[7]及 ZK60^[8]合金在恒定应变速率和一定温度及应变范围内的流变应力—应变曲线如图 1 所示。结合铝及其合金^[9-11]在相同变形条件下的真应力—真应变曲线, 可看出镁及其合金即使在较低的温度下变形, 其流动应力—应变曲线也呈现出动态再结晶的特征, 即明显的峰值或者稳态流变现象。最早研究镁合金 DRX 的 Ion 等^[5]指出, 镁合金易发生 DRX 主要是由于: 一是镁合金滑移系较少, 位错易塞积, 很快达到发生再结晶所需要的位错密度; 二是镁及镁合金层错能较低, 产生的扩展位错很难聚集, 因而滑移和攀移很困难, 动态回复速度慢, 有利于再结晶的发生; 三是镁合金的晶界扩散速度较高, 在亚晶界上堆积的位错能够被这些晶界吸收, 从而加速 DRX 的过程。

从图 1 中还可以发现两种真应力—真应变曲线。一种是当变形温度较低时, 有很明确的峰值应力; 另一种是当温度较高时, 达到很小的应变后就出现了稳态流变应力, 未出现明显的峰值应力。对于前者, 在塑性变形初始阶段, 应变硬化使试样应

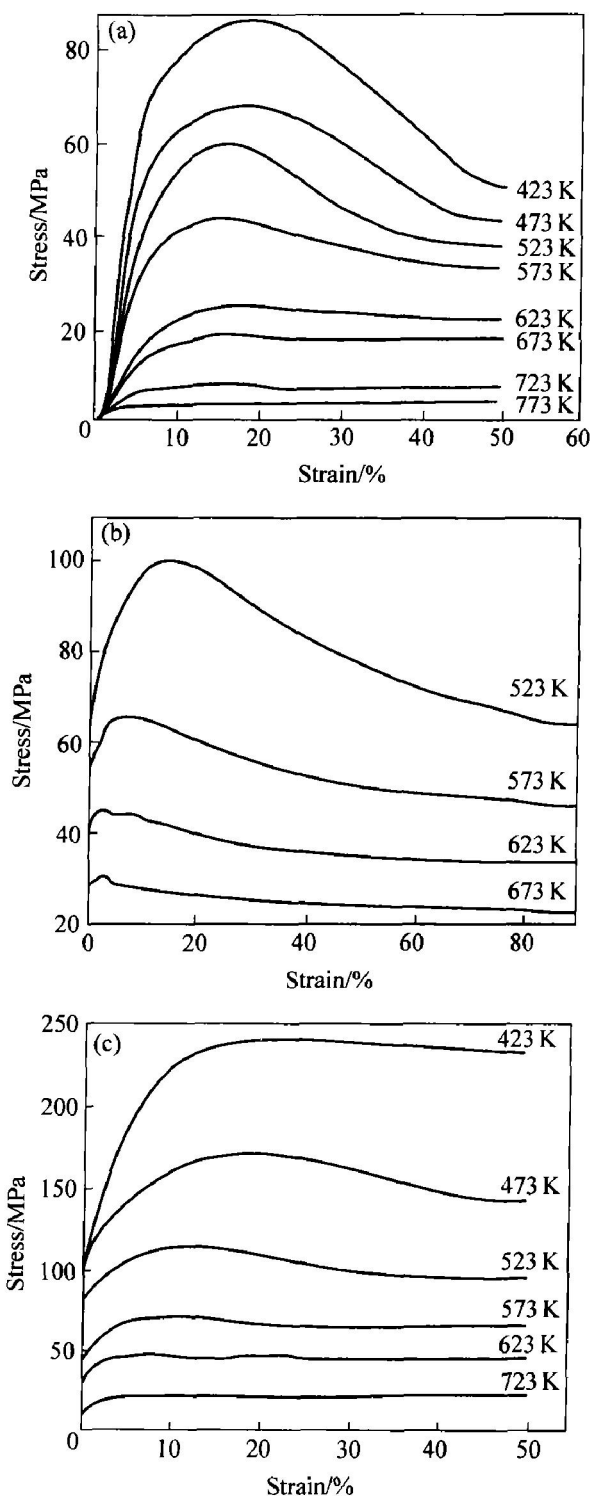


图 1 纯镁及镁合金的流变应力—应变曲线

Fig. 1 Stress—strain curves of pure magnesium and magnesium alloys

(a) —Pure magnesium, $\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

(b) —AZ61 magnesium alloy, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

(c) —ZK60 magnesium alloy, $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

力随应变的增加而急剧增加; 随着变形的进行, 动态回复的软化作用逐渐增强; 应力达到最大值后, 动态回复和动态再结晶所起的软化作用开始大于加

工硬化作用; 在一定的应变后可观察到稳态变形, 此时硬化与软化之间形成了动态平衡。峰值应力和出现稳态应力时的应变(分别对应 $\varepsilon_{\text{peak}}$ 和 ε_{ss}) 都随温度升高而降低。对于后者, 变形开始时也发生较强烈的加工硬化, 由于变形温度高, 材料易发生动态回复和动态再结晶, 因此达到较小的应变后, 软化作用等于或稍大于硬化作用, 使应力—应变曲线呈水平或接近水平状。此外, 当变形温度更低时, 材料的应力随变形量的增加不断升高, 一直到发生断裂^[12], 这时加工硬化是影响材料组织性能的主要因素, 这种低温下的加工不利于材料的塑性变形, 因此在这里不详细介绍。

镁及其合金的流变应力—应变曲线不仅与变形温度密切相关, 而且受应变速率、合金成分、初始织构、原始晶粒尺寸等因素的影响。实验表明^[12]: 在相同变形温度下, 应变速率越高, 加工硬化速率越快, 软化越来不及, 达到软化阶段或稳态变形阶段越晚, 因而平均应力水平越高, 这一特点与其它金属相同。余琨等^[12]对 Mg-5.6Zr-0.7Zr-0.8Nd 合金进行高温塑性变形研究发现: 在 423 K 温度下材料的流变应力的变化受应变速率的影响很大, 应变速率不同, 材料的流变方式也不同, 随应变速率的降低, 材料由非稳态流变转变成稳态流变。由图 1 可以发现, 在相同的变形条件下, 镁合金比纯镁的平均流变应力水平要高, 这主要归因于合金元素以溶质原子固溶在镁基体中或形成弥散细小的第二相粒子, 这些粒子阻碍位错运动, 位错的继续运动要求提高应力。Barnett^[13]在高温下对挤压态和轧制态的 AZ31 镁合金进行扭转、单轴拉伸和通道模压缩实验, 获得了不同形状的等效应力—应变曲线。结果表明: 该合金在高温下变形的等效应力—应变曲线对初始织构和变形方式很敏感, 但在较高应变速率下织构和变形方式的影响没有那么明显。作者认为, 是镁合金有限的滑移系统以及柱面滑移、孪生和动态再结晶等因素的综合影响造成了该合金流变应力—应变行为的不同。

1.2 镁合金力学行为的描述

1.2.1 应变速率方程

对镁合金力学行为的描述, 即建立应力、应变与变形条件之间的关系——本构方程, 对控制合金的再结晶行为进而控制微观组织极其重要。

描述金属流变速率方程的通式为^[13]

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, S_i, P_i) \quad (1)$$

式(1)描述了流变应力 σ 、变形温度 T 、状态系数 S_i

和材料特性参数 P_i 对应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的影响。实际变形过程中, 变形状态和材料一定时, S_i 和 P_i 保持恒定, 通常忽略其影响。

高温下, 金属和合金的热变形和高温蠕变过程一样, 存在热激活过程, 其特点之一是应变速率受热激活过程控制即遵从 Arrhenius 公式^[14]:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right] \quad (2)$$

式中 Q 为变形激活能; R 为摩尔气体常数。对不同热加工数据的研究表明, 低应力水平下稳态流变应力和应变速率之间的关系可用指数关系来描述^[14]:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^n \quad (3)$$

式中 A_1 与 n 均为常数。而在高应力水平下稳态流变应力和应变速率之间的关系可用幂指数关系来描述:

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (4)$$

式中 A_2 和 β 均为常数。

Frost 和 Ashby^[15]的研究表明纯镁在 573 K 以上, 应力在 2~80 MPa 内, 金属流动过程可用幂指数蠕变模型来表达:

$$\dot{\varepsilon} = A_3 \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

式中 A_3 为常数。Galiyev 等^[8]发现 ZK60 镁合金在 473~723 K 变形时, 变形行为可用上述模型来描述; 而在 423 K 变形时, 下述方程可更好地描述该合金的变形行为:

$$\dot{\varepsilon} = A_4 \exp(\beta \sigma) \exp(-Q/RT) \quad (6)$$

式中 A_4 为常数。

上面所述方程都只在一定的条件下适用, 不具有普遍性。Sellars 和 Tegart^[14]根据式(3), 提出可采用包括变形激活能 Q 和温度 T 的双曲正弦形式修正 Arrhenius 关系来描述这种稳态变形行为

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (7)$$

式中 A 为常数。常数 α 、 β 和 n 之间满足:

$$\alpha = \beta/n \quad (8)$$

式(7)在低应力条件下接近式(3), 而在高应力条件下接近式(4), 因而可应用于整个应力范围。许多实验结果^[16~20]也表明这个模型能够较准确地表达镁合金(包括 AZ 系列、ZK 系列和镁稀土合金等)热变形时的应变速率与其它参数之间的关系。

1.2.2 流变应力方程

应变速率方程描述了应变速率与其它变形参数之间的关系, 流变应力方程则表达了材料变形时流变应力与其它变形参数之间的关系。镁合金在实际塑性变形过程中的流变应力除了与变形温度 T 、变

形速率 $\dot{\varepsilon}$ 和变形程度 ε 有关外, 还与材料成分、晶粒尺寸、热处理制度以及变形历史等其它条件有关。即:

$$\sigma = f(T, \dot{\varepsilon}, S_i, r) \quad (9)$$

各向异性参数 r 、 S_i 代表除 ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 和 T 以外的其它条件。在实际变形过程中, r 、 S_i 一般保持不变, 通常忽略其影响。有文献指出^[21], 综合考虑 ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 、 T 、 Q 等的影响, 流变应力通常表达为

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^n \exp(Q/RT) \quad (10)$$

材料科学工作者们对具体的合金在特定的条件下应力应变行为提出了不同形式的分析模型。汪凌云等^[22]采用等温压缩模拟 AZ31B 合金的塑性变形行为, 证实了 σ 与 $\dot{\varepsilon}$ 、 T 之间满足下列关系:

$$\alpha = \alpha_0(T) \dot{\varepsilon}^{m(T)} \quad (11)$$

式中 α 为一定温度和应变下的流变应力; $\alpha_0(T)$ 为与温度有关的常数; $m(T)$ 为应变速率敏感系数。Takuda 等^[23]用各种温度和不同应变速率下的 AZ31 和 AZ91 合金应力应变数据, 导出流变应力表达式为

$$\sigma = B \ln(Z/Z_0) + C \quad (12)$$

式中 B 、 C 为与材料有关的常数; Z 为温度修正应变速率, $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$; Z_0 为 Z 的代表值, 在该实验中 $Z_0 = 10^9 \text{ s}^{-1}$ 。Zhou 等^[24]根据 Mg-6Al-1Zn 镁合金压缩实验数据, 针对具有明显软化的动态再结晶应力—应变曲线提出另一个新模型:

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^n \exp(s\varepsilon - Q/RT) \quad (13)$$

式中 K 、 n 、 m 为常数; s 为镁合金应变软化因子, 其值为负。 s 的绝对值越小, 表明高温变形时动态软化越强烈^[24]。

总之, 在金属塑性变形过程中的流变应力模型方面, 针对镁合金的相关研究还不及铝合金和钢铁的深入。材料学者们提出的各种分析模型都是基于一定的条件和假设, 存在局限性。因此提出更具有实用性和普遍性的流变应力模型还需要进一步研究。

2 微观结构演变

大量研究表明, 镁及镁合金在不同变形条件下变形后, 其微观组织特征随变形条件的不同而发生变化。微观结构在变形时的发展一般可分为低温区(473 K 以下)、中温区(473~573 K)和高温区(573 K 以上)3 个温度区间^[8, 25]。

2.1 低温区

Kaibyshev 等^[26, 27]的研究表明: 常温下塑性变形时, 在原始晶粒内部形成了密集位错堆积, 并伴随着大量孪晶的生成。层片孪晶在变形时发生了长大, 在层片孪晶内有微晶形成。作者分析认为有两种过程导致了微晶的形成: 一是初级孪晶的相互作用; 二是在粗大的初级孪晶层内发生了二级孪晶, 初级孪晶与二级孪晶相互交割, 形成微晶核心, 在孪生区域演变为再结晶晶粒链。这种显微结果的演变过程被称为“孪生动态再结晶(twin dynamic recrystallization, 简称 TDRX)”。进一步变形使孪晶界大规模地迁移, 造成再结晶晶粒尺寸和体积分数的增大。在 $\varepsilon = 4$ 以后没有发生孪生, 而是在这些孪生晶粒内部重复发生塑性变形和另一种低温 DRX (low temperature DRX, 简称 LTDRX), 形成的新晶粒的尺寸减小, 这些晶粒及其晶界含有高的位错密度, 结果在变形后期内部弹性应变极大地提高。这种 LTDRX 源于位错滑移而非孪生, 被称为“位错”LTDRX^[28]。“位错”LTDRX 纯镁在变形后期晶粒尺寸下降, 显微硬度提高。

此外, Kaibyshev 等^[28]还认为镁的合金化和初始结构的细化将抑制孪生, 因此 Mg-6%Zr-0.65%Zr 镁合金在整个应变范围内主要发生“位错”LTDRX。高密度位错在强烈的应力作用下堆积并迅速重组, 形成新晶粒。这种再结晶组织的特点是晶界处于非平衡状态, 且含有混乱的位错网, 造成长程内应力场的形成。因此该组织具有高显微硬度, 不会使材料软化。然而, Galiyev 等^[8]对 ZK60 镁合金进行表面观察, 发现该合金在 423 K 变形时不仅有孪生也有位错滑移现象。位错滑移主要是基面滑移, 在基滑移线周围还出现了短而细的非基面滑移线。Galiyev 等^[29]认为, 材料在低温下发生的 LTDRX 与孪生、基滑移和 $(a+c)$ 位错滑移有关。

综上所述, 镁及其合金在低温变形时, 主要发生基面滑移和协调变形的孪晶。在较低应变时发生“孪生”LTDRX, 即 TDRX, TDRX 晶粒结构较粗大, 使材料软化; 在高应变下发生“位错”LTDRX, 晶粒尺寸下降, 但显微硬度提高^[25]。

2.2 中温区

Kaibyshev^[26, 27]等对纯镁进行研究发现在 573 K 时, 小于 ε_s 的应变下同时发生了 TDRX 和连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, 简称 CDRX), 孪晶层的形核行为和低温下的相似。很小应变时在原始晶界附近观察到位错堆积, 亚晶

结构在晶粒周边区域(mantle)形成。随着应变的增加,再结晶晶粒链沿着原始晶界形成。应变为0.1~0.7区间内,再结晶晶粒的体积分数不断升高,这时CDRX和TDRX同时发生,CDRX晶粒的平均晶粒尺寸比孪生晶粒尺寸大。在更高应变下,再结晶体积分数也有微小的提高,此时只有CDRX发生。

Galiyev等^[8]在523 K时发现ZK60镁合金原始晶粒内表现出基面和非基面滑移特征。变形试样原始晶界附近出现短而弯曲的与交滑移有关的滑移线,还可看到新的晶粒边界在原始晶界附近的非基面滑移区域形成,亚晶界可以通过晶格位错的合并重组来提高其取向差,转变成大角度晶界,进而沿原始晶界形成了再结晶晶粒的“项链结构”。Barnett^[13]也发现AZ31镁合金在573 K进行通道模压缩时发生了典型的“项链”型动态再结晶。

Tan等^[30]对轧制态的AZ31镁合金在523 K、应变速率为 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下进行拉伸变形,发现随着应变的增加,显微结构相继发生了以下变化:原始晶粒发生静态长大($\varepsilon=5\%$);粗大晶粒边界出现锯齿形,少量再结晶晶粒开始在晶界和三叉节点形核($\varepsilon=20\%$);再结晶晶粒数量猛增到约68.9%($\varepsilon=40\%$),这些晶粒包围了原始粗大晶界,并随应变增加继续吞食更多的原始结构。利用透射电镜观察确认此DRX现象属于CDRX,具体过程为:当位错密度超过晶界对位错的吸收能力或者晶格位错的合并正处孕育期时,剩余位错将堆积,在晶界产生局部应力,导致形成锯齿状晶界;为了进一步降低局部应力,晶界附近的堆积位错发生重组形成小角度晶界和位错胞结构,这些结构进一步增大取向差发展成亚晶。

综上所述,镁合金在中温区变形时基面滑移和非基面滑移同时发生,伴随有交滑移。纯镁在较低应变下同时发生TDRX和CDRX,在较高应变下只发生CDRX;镁合金则主要发生CDRX,通常在CDRX初期会产生“项链结构”。

2.3 高温区

Kaibyshev等^[26, 27]的研究表明:温度为723 K时,纯镁在变形初始阶段发生原始孪晶界的迁移,同时沿原始晶界和孪晶界发生CDRX,造成了再结晶晶粒链的形成。进一步变形将重复发生CDRX,形成新晶粒使平均晶粒尺寸下降。 $\varepsilon>0.7$ 时,在粗大孪生晶粒内发生了大角度晶界的局部迁移,产生了凸起部分,随应变的增大,凸起部分被小角度晶

界从晶粒基体切分掉。这些小角度晶界不断转变为大角度晶界,最后形成新的再结晶晶粒。这可能是不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, 简称DDR_X)。晶界这种DRX机制又被称为“凸出机制(bulging mechanism)”,可能是因为晶界产生了“凸起”现象。

Perez Prado等^[31]在648 K时对AM60镁合金进行大应变热轧,发现该合金在高温下发生了CDRX。作者认为,合金相邻晶粒的应变不一致,导致晶界附近产生了局部应力,从而使位错活动性加强,位错易重组和合并形成亚晶,于是沿晶界附近形成新的再结晶晶粒。Galiyev等^[8]发现ZK60镁合金在623 K变形时晶粒内部出现了大量的多滑移。结合表面观察和TEM伯氏矢量分析可以确认这些滑移线与基滑移、 a 位错非基面交滑移和($a+c$)非基面滑移有关。多滑移带发生原始晶界的局部迁移,形成凸起,凸起被其壁架之间新形成的小角度晶界切分,从而产生新晶粒。这种现象与上述的DDR_X相似。

ZHOU等^[32]对轧制态的AZ91合金进行热拉伸实验,发现在673 K时,该合金主要的变形机制是交滑移、位错攀移和交叉孪晶。孪晶的交互作用和强烈的位错滑移促使亚晶的形成。LI等^[33]对铸态AZ91合金进行温度为673 K的高温压缩,通过金相和TEM观察发现该DRX现象属于包括小角度晶界向大角度晶界转变的CDRX。而Ravi等^[20]则认为AZ91合金在高温(608~668 K)下被挤压和扭转时,动态再结晶是不连续地进行的。由此可见,学者们在AZ91镁合金高温变形过程中的动态再结晶机制上存在不同的观点。

除了发生CDRX和DDR_X外,学者们发现镁合金在高温变形时还呈现出另一种DRX现象。Valle等^[34, 35]在观察AZ61镁合金大应变多道次热轧时的组织演变时发现该合金发生了动态再结晶,其微观组织变化可用Ion等^[5]的提出的旋转动态再结晶(rotation dynamic recrystallization, 简称RRX)模型来解释。材料经过一道次轧制后,沿原始晶界形成了细小的晶粒,这些晶粒是从原始晶粒旋转而来,故这些晶粒具有不同于原始晶粒的取向。在二道次轧制中,产生的细小再结晶晶粒发生聚集,形成大的变形带或延性剪切带(ductile shear zone),这种变形带使基滑移变成主要的变形机制,因而可以容纳更大的应变。

上述比较分析说明,镁合金在高温变形时,同时发生基面滑移、非基面滑移、交滑移和攀移。动

态再结晶机制有 CDRX、DDRX(或“凸出”机制)和 RRX, 但对于某些镁合金发生 CDRX 还是 DDRX, 不同的学者持有不同的观点。

3 镁及镁合金的 DRX 机制

众所周知, 动态再结晶是指材料在变形过程中发生的再结晶, 因此, 造成 DRX 的物理机制在很多方面都与控制静态再结晶(static recrystallization, 简称 SRX)的机制相似。事实上, 计算机模拟 DRX 的过程通常包括在应变下 SRX 不断增加的连续变形过程^[36]。材料科学工作者们就是结合已发现的 SRX 的物理机制和镁及镁合金在变形过程中的微观组织演变以及动态再结晶行为来提出 DRX 机制模型的。到目前为止, 关于 SRX 的形核机制常见的有以下 5 种^[36, 37]:

- 1) 经典起伏形核理论(the classical fluctuation theory)。
- 2) 亚晶长大或亚晶合并模型, 又称 Cahn-Cottrell 模型(the growth of polygonized subgrain)。
- 3) 晶界形核或应变诱导晶界迁移(strain-induced boundary migration, 简称 SIBM)。
- 4) 位错塞积区形核机制(dislocation piles-up)。
- 5) 孪生形核模型(twinning)。

综合目前材料学者们对镁及镁合金热变形行为和动态再结晶机制的研究结果, 可以总结出镁及镁合金在不同的变形条件下可能发生以下几种动态再结晶机制。这些机制或多或少与 SRX 机制有联系。

3.1 TDRX 机制

TDRX 是镁及镁合金在较低温度下变形时易发生的 DRX。如图 2 所示, TDRX 包含了 3 个基本过程: 形核、孪晶界转变为随机晶界和晶粒长大。可能有 3 种形核方式:

- 1) 初级孪晶的相互作用导致被孪晶界围绕的微晶的形成, 如图 2(a) 中初级孪晶 1 和 2 相互作用形核。
- 2) 在初级孪晶层内部发生二级孪晶时可形成其它的核心, 如图 2(b) 中粗大的初级孪晶 1 被细小的二级孪晶 2 细分形核。
- 3) 小角度晶界的发展可将变形和退火孪晶细分成核心(见图 2(c))。

TDRX 机制的第二阶段是孪晶界转变成大角度随机晶界, 位错墙使共格孪晶界取向差角增大,

转变成自由边界。图 2(d) 是转换过程示意图。当晶格位错与孪晶界相交并从基体晶粒区滑到孪晶区域时, 在位错滑移方向会形成错配位错(图 2(d) 中的 b_3 和 b_4) 以弥补这种变化。随机边界具有很高的迁

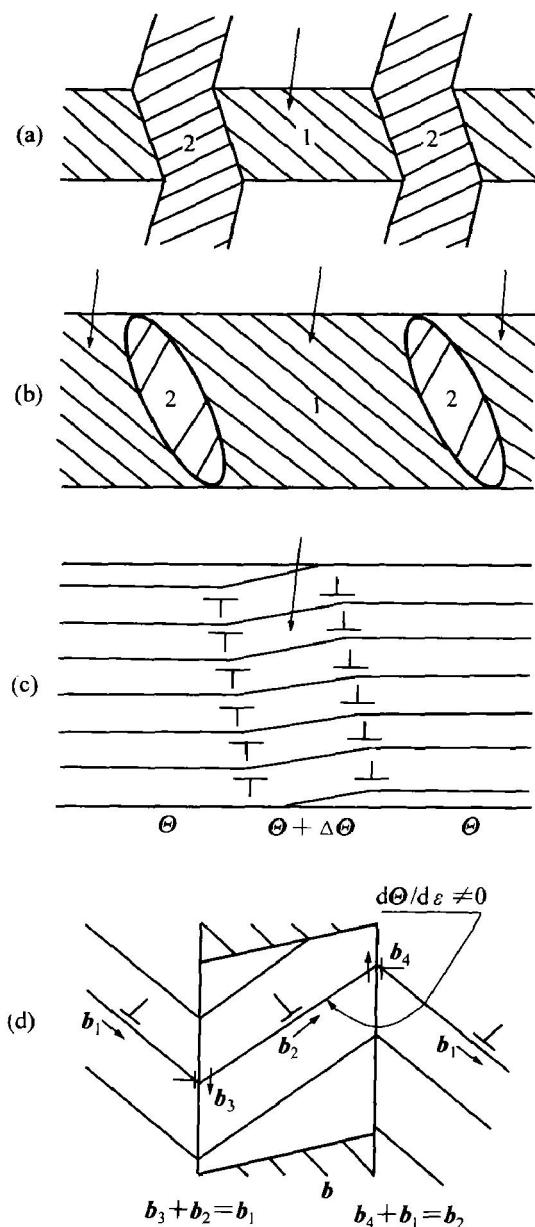


图 2 孪生动态再结晶(TDRX)示意图

Fig. 2 Schematic representation of TDRX mechanism

- (a) —Mutual intersection of primary twins 1 and 2;
- (b) —Subdivision of coarse primary twin lamellas 1 by fine secondary twins 2;
- (c) —Subdivision of primary twin lamellas by transverse low-angle boundaries;
- (d) —Scheme of formation of orientation misfit dislocations (with Burger's vectors b_3 and b_4) in twin boundaries providing a change in misorientation of twin boundaries

移能力, 对运动的晶格位错来说不可穿透, 这种边界的迁移引起大量晶格位错消失。因此, TDRX 对材料在低、中温变形时的软化起了重要的作用。

3.2 CDRX 机制

温度较高时, 镁及镁合金发生连续动态再结晶。CDRX 示意图见图 3。应变硬化使不同取向晶粒产生位错, 位错在应力的作用下沿基面或非基面滑移, 当滑移到初始晶界时产生位错塞积(图 3(a)), 位错塞积到一定程度时发生重排和合并(动态回复), 产生位错胞和亚晶界(图 3(b)), 亚晶界可以通过不断吸收晶格位错来增大其取向差, 转变

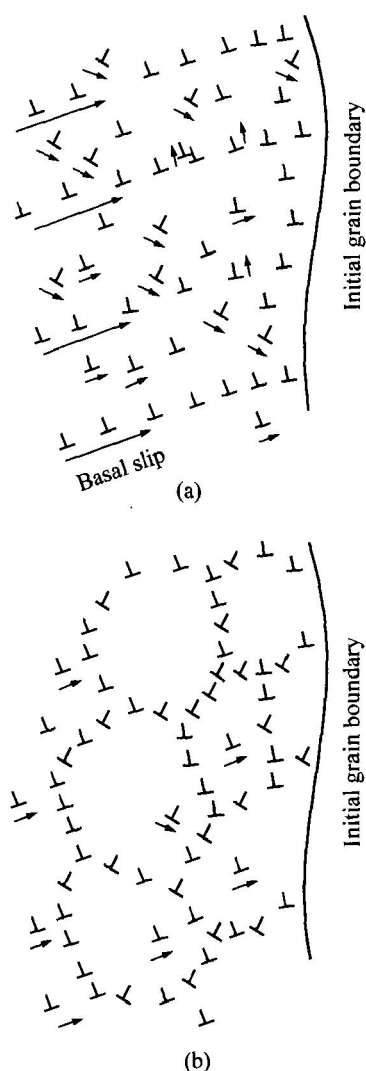


图 3 连续动态再结晶(CDRX)示意图

Fig. 3 Schematic representation of CDRX mechanism

- (a) —Dislocation pile ups in vicinity of initial grain boundary;
(b) —Nucleation and gradual increase of misorientation of subboundary due to trapping mobile dislocations

成大角度晶界。接着大角度晶界迁移, 消除部分亚晶界和晶界, 产生等轴的再结晶晶粒。因此, 有学者认为 CDRX 可用应变硬化、动态回复和大角度晶界迁移的联合作用来解释^[38]。

足够形成亚晶的高密度位错只在大角度边界积累, 故亚晶主要在原始晶粒的周边区形成。不同滑移系统的晶格位错的重组形成小角度晶界, 晶格位错的密度越大, 对亚晶的形成越有利^[39]。镁的一级锥面和柱面的层错能(stacking fault energy, SFE)比基面的高 4 倍^[40], 故非基面滑移系统的位错容易发生重组和交滑移, 即易发生 CDRX。具有低 SFE 的 ZK60 镁合金在 473~ 523 K 变形时, 由 Friedel-Escaig 机制控制的 a 位错的交滑移使得螺旋取向向刃型取向转变, 且刃型位错处于具有较高的 SFE 的非基滑移面上, 因此, 通常在高 SFE 金属中发生的 CDRX 也可以在镁合金中发生^[8]。

有的学者发现镁合金发生 CDRX 过程中, 在 ϵ_{peak} 附近晶界出现锯齿状^[30, 41], 这与 DDRX 机制中的晶界“凸出”相似。YANG 等^[41] 还发现 AZ31 镁合金 CDRX 过程中新晶粒演化以及相关流变行为的许多特征都与 DDRX 的有关特征相似, 在高纯铝中发生的 CDRX 和 DDRX 两种机制的形核过程被认为是相同的^[42], 其中的原因尚未见到解释, 因此, 在镁合金中 CDRX 与 DDRX 之间的关系有待进一步研究。

3.3 DDRX 机制

高温下位错滑移的局部化使原始晶界局部迁移, 易进行 DDRX 或“凸出”机制。如图 4 所示, “凸出”机制主要包括以下 3 个过程:

- 1) 高密度位错区应力不平衡使晶界发生局部迁移, 形成“凸起”(图 4(a))。
- 2) 非平面的晶界滑移能导致晶界附近的强烈的应变梯度^[5, 43, 44]。晶界位错源为了协调塑性变形向晶粒内部发射位错, 这些位错一般属于非基面系统(图 4(b))。
- 3) 这些位错与基面位错相互作用形成亚晶界, 亚晶界切断晶粒的“凸出”部分(图 4(c))。这些亚晶界随应变的进行不断吸收晶格位错从而提高其取向差, 最后发展成大角度晶界。

DDRX 要求晶界具有大的迁移活动能力。合金的纯度越高, 变形温度越高, 晶界的迁移能力就越强, 越容易发生 DDRX。DDRX 表现出所有的经典 DRX 特征^[45], 这可能是 DDRX 又被称为传统动态再结晶^[41, 46] (conventional DRX) 的原因。

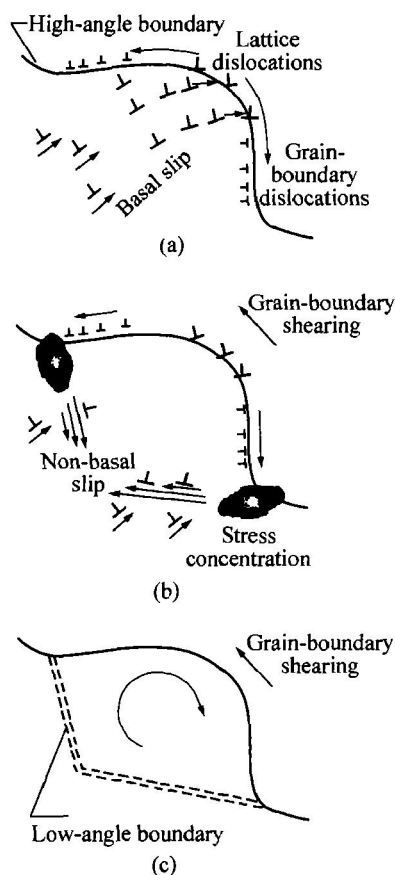


图 4 不连续动态再结晶 (DDRX) 示意图

Fig. 4 Schematic representation of DDRX mechanism

(a) —Local migration of boundary toward slip localization in magnesium;

(b) —Partial grain boundary shearing, leading to development of inhomogeneous strain gradients and cutting of protrusion by multiple slip band;

(c) —Formation of medium to high angle boundaries at place of bulging out

DDRX 流变应力—应变曲线通常具有多峰特点^[37, 47, 48], 但纯镁和一定纯度的高纯铝^[49]的应力—应变曲线并没有产生波动, 其原因可能在于^[50]: 只有当晶界迁移速率足够快, 使得再结晶晶粒快速形核并长大时, 材料的流变应力才会出现突然下降, 产生多峰值应力—应变曲线; 而纯镁的晶界迁移速率虽已快至诱发 DDRX, 但是还不足以使材料的流变应力出现突然下降。

3.4 RRX 机制

Ion 等^[5]根据 Mg-0.8% Al 合金在 150~330 °C 热压缩时的显微结构演变特征, 提出了旋转动态再结晶机制。如图 5 所示, 材料在应力作用下发生孪

生变形, 重新取向使得基面垂直于压缩轴, 这种取向不利于基滑移。同时在邻近晶界处的扭曲区域形成新晶粒, 在这些周边或表层区域 (mantle region), 非基面滑移系容易启动, 使晶粒表层发生旋转, 从而容纳外部变形。随着应变的增大, 周边区域发生动态回复引起亚晶形成 (图 5(a)), 并通过亚晶界迁移和合并最终形成大角度晶界。随温度的升高, 某些周边区域变厚 (图 5(b))。新晶粒一旦形成, 就会发生聚集, 形成大的变形带或延性剪切带 (图 5(c)), 此变形带的取向有利于基滑移, 因而紧接着的变形都集中于这些区域。

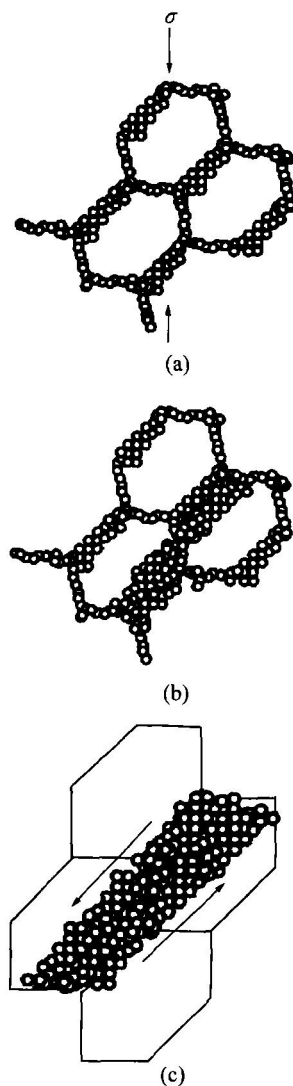


图 5 旋转动态再结晶 (RRX) 示意图

Fig. 5 Schematic representation of RRX mechanism

(a) —Subgrains form in mantle regions;

(b) —Mantle region becomes thicker;

(c) —New recrystallized grains tend to cluster and large banded areas (ductile shear zones)

3.5 LTDRX 机制

纯镁^[26]和 ZK60 镁合金^[51]在环境温度下承受大塑性应变(intense plastic straining, 简称 IPS)时会发生 LTDRX, 造成晶粒的显著细化和材料硬度的强烈升高。LTDRX 具有与中、高温下动态再结晶明显不同的特征: LTDRX 晶粒非常细小, 常常达到纳米级, 晶界位错密度很高且处于非平衡状态, 这导致了长程应力场, 使晶内晶格发生严重的弹性扭曲, 于是在 LTDRX 中出现了内部弹性应变和显微硬度的强烈升高。

Galiyev 等^[51]提出了一个 LTDRX 模型。具体过程如图 6 所示。首先, 位错在平行的基面上积累并重组(图 6(a)), 重组的位错形成具有大角度取向的位错边界(图 6(b)); 然后晶界滑移促使晶界位错扩展, 晶界位错密度的下降导致内部弹性应变的减小, 同时, 大应变下发生矩形晶粒向等轴状晶粒的转变(图 6(c)和(d))。此过程中显微硬度并没有随着下降, 这可能是因为位错密度低的晶界对滑动的晶格位错来说不可穿透造成的。作者还发现第二相体积分数和化学成分对材料的 LTDRX 有影响。

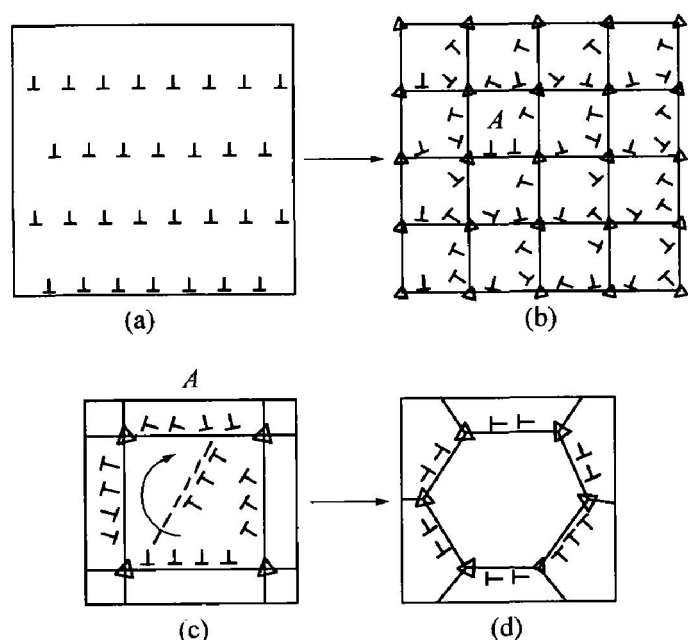


图 6 LTDRX 机制示意图

Fig. 6 Schematic representation of LTDRX mechanism

(a) —Dislocation pile-ups are formed in parallel basal planes;

(b) —Dislocations rearrange from pile-ups to

dislocation boundaries with high angle misorientation;

(c), (d) —Transition from rectangular grain shape to essentially equiaxed shape at very large strain

虽然 Galiyev 等^[51]提出了 LTDRX 物理模型, Kvam^[52]对纯铜的 LTDRX 现象作了再结晶动力学分析并把该合金 LTDRX 形核归因于空位的过饱和, 这些理论能够解释某些问题, 但是关于镁及镁合金 LTDRX 机制的研究很少, LTDRX 过程的很多细节还不清楚, 尚需作进一步的深入研究。

4 变形和 DRX 机制

综合分析纯镁^[6]及 ZK60 镁合金^[8]的动态再结晶机制和变形机制与温度及真应变的关系(见图 7), 可以发现镁及镁合金的 DRX 和变形机制之间有很密切的关系, 变形机制和动态再结晶机制在相近或相同的温度—应变区域内变化。这是因为具体的塑性变形机制可导致具体的 DRX 机制。因此, 镁及镁合金的再结晶行为特征, 即再结晶晶粒尺寸对应变的依赖和再结晶体积分数对温度的依赖, 是由温度和应变影响变形行为进而影响再结晶机制造成的。

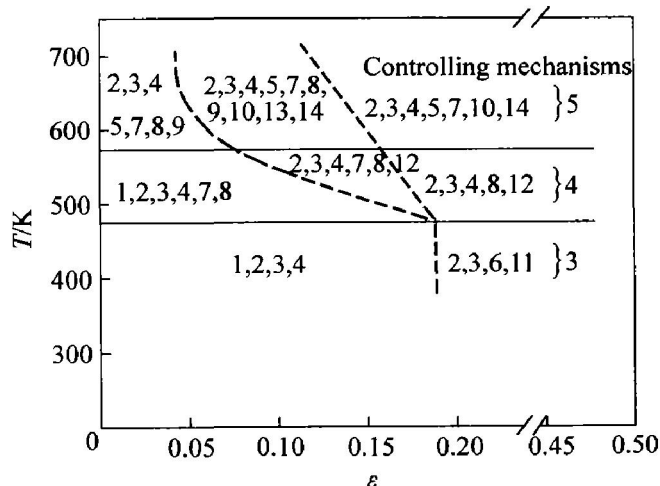


图 7 ZK60 镁合金 DRX 机制和变形机制

Fig. 7 Deformation and DRX mechanism map of ZK60 magnesium alloy

1—Twinning; 2—a dislocation basal slip;

3—(a+c) dislocation slip;

4—a dislocation cross slip on Friedel-Escaig mechanism;

5—Dislocation climb; 6—Rotations at twin boundaries;

7—Grain boundary serration; 8—Subgrain formation;

9—Grain boundary migration; 10—Subgrain growth;

11—LTDRX; 12—CDRX; 13—Bulging DRX;

14—Subgrain DRX

5 结论

变形镁合金作为新型的结构材料已经应用于汽车、航空、航天、电子产品以及其它民用产品领域。但是,合金品种和数量还远远满足不了这些领域的要求,对变形镁合金的基础研究和加工工艺研究还远远不够。在镁合金动态再结晶方面,还存在下列问题:

1) 目前仅在较小的温度、应变速率和变形程度范围内对镁合金的变形行为进行了研究,基于镁合金应力—应变曲线所建立的流变应力模型还存在局限性,因而要建立比较完整的理论体系还需要大量的实验研究。

2) 关于镁合金 DRX 过程的研究尚处于唯象水平,对控制 DRX 的物理过程的理解还存在很多矛盾和争议。

3) 对 DRX 机制随变形条件的变化而变化这一现象还没有很清楚的解释。

4) 镁合金各个 DRX 模型之间的关系尚不清楚。

5) 原始晶粒尺寸对 DRX 的影响以及 DRX 与织构之间的相互关系等都有待进一步研究。

对这些问题的研究和理解无疑将大大促进变形镁合金的发展。

致谢

本文作者衷心感谢中南大学材料科学与工程学院丁道云教授对论文的指导和建议。

REFERENCES

- [1] Mordike B L. Magnesium and magnesium alloys[J]. Light Metals, 2001, 51: 2-15.
- [2] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002.
LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiaolin. Theory and Application of Magnesium Based Light Alloys [M]. Beijing: China Machine Press, 2002.
- [3] Eliezer D, Aghion E, Froes F H. Recent magnesium developments[A]. Synthesis of Lightweight Metals III [C]. San Diego CA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1999. 139-153.
- [4] Cahn R. 非铁合金的结构与性能[M]. 丁道云, 干福熹, 叶恒强, 等译. 北京: 科学出版社, 1999. 105.
Cahn R. Structure and Properties of Nonferrous Al-
- loys[M]. DIND Daoyun, GAN Furxi, YE Hengqiang, et al transl. Beijing: Science Press, 1999. 105.
- [5] Ion S E, Humphreys F J, White S H. Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. Acta Metall, 1982, 30: 1909-1919.
- [6] Kaibyshev R, Sitdikov O. Structural changes during plastic deformation of pure magnesium[J]. Phys Met Metall, 1992, 73(6): 635-642.
- [7] LIU Lirfa, ZHOU Haitao, WANG Qirong, et al. Dynamic recrystallization behavior of AZ61 magnesium alloy[J]. Adv in Tech of Mat and Mat Proc J(ATM), 2004, 6(2): 158-165.
- [8] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. Acta Mater, 2001, 49: 1199-1207.
- [9] Yamagata H. Multipeak stress oscillations of five-nine-purity aluminum during a hot compression test[J]. Scripta Metall, 1992, 27: 201-203.
- [10] YANG Xuyue, Miura H, Sakai T. Continuous dynamic recrystallization in superplastic 7075 aluminum alloy[J]. Mater Trans, 2002, 43(10): 2400-2407.
- [11] Gourdet S, Montheillet F. An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminum[J]. Mater Sci Eng A, 2000, A283: 274-288.
- [12] 余琨, 黎文献, 王日初, 等. Mg-5.6Zr-0.7Zr-0.8Nd合金的高温塑性变形的热/力模拟研究[J]. 金属学报, 2003, 39(5): 492-498.
YU Kun, LI Wenxian, WANG Rirchu, et al. Hot compressive deformation simulation of Mg-5.6Zr-0.7Zr-0.8Nd alloy at elevated temperatures[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(5): 492-498.
- [13] Barnett M R. Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1: 167-177.
- [14] Poirier J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德村译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 33.
Poirier J P. Plastic Deformation of Crystal[M]. GUAN D C transl. Dalian: Dalian University of Science and Technology Press, 1989. 33.
- [15] Frost H J, Ashby M F. Deformation Mechanism Maps[M]. Oxford: Pergamon Press, 1982. 56.
- [16] YU Kun, LI Wenxian, ZHAO Jun, et al. Plastic deformation behaviors of a Mg-Ce-Zr alloy[J]. Scripta Mater, 2003, 48: 1319-1323.
- [17] 夏常清, 武文花, 吴安如, 等. Mg-Nd-Zr-Zr 稀土镁

- 合金的热变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(11): 1810-1816.
- XIA Chang-qing, WU Wen-hua, WU An-ru, et al. Hot compression deformation behavior of Mg-Nd-Zr-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1810-1816.
- [18] Yang W G, Koo C H. Capacity for deformation and the evaluation of flow stress of hot extruded Mg-8Al-xRE alloys at elevated temperatures [J]. Mater Trans, 2003, 44(6): 1198-1203.
- [19] McQueen H J, Myshlaev M, Sauerborn M, et al. Flow stress microstructures and modeling in hot extrusion of magnesium alloys [A]. Proceedings of Magnesium Technology 2000 [C]. Nashville TN: TMS, 2000. 355-362.
- [20] Ravi Kumar N V, Blandin J J, Desrayaud C, et al. Grain refinement in AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processing [J]. Suery: Materials and Engineering, 2003, A359: 150-157.
- [21] 王祖唐. 金属塑性加工工步的力学分析[M]. 北京: 清华大学出版社, 1987. 81.
- WANG Zu-tang. Mechanical Analysis of Working Step in Metal Plastic Deformation [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1987. 81.
- [22] 汪凌云, 黄光胜, 范永革, 等. AZ31 镁合金流变应力研究[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13: 594-597.
- WANG Ling-yun, HUANG Guang-sheng, FAN Yong-ge, et al. Study of flow stress in AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13: 594-597.
- [23] Takuda H, Fujimoto H, Hatta N. Modelling on flow stress of Mg-Al-Zn alloys at elevated temperatures [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 80-81: 513-516.
- [24] Zhou H T, Zeng X Q, Wang Q D, et al. A flow stress model for AZ61 magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica(English Letters), 2004, 17(2): 155-160.
- [25] Sitdikov O, Kaibyshev R. Dynamic recrystallization in pure magnesium[J]. Mater Trans, 2001, 42(9): 1928-1937.
- [26] Kaibyshev R, Sitdikov O. Dynamic recrystallization of magnesium at ambient temperature[J]. Zeitschrift für Metallkunde, 1994, 85: 738-743.
- [27] Kaibyshev R, Sitdikov O. On the role of twinning in dynamic recrystallization[J]. Fizika Metallov i Metallovedenie, 2000, 89(4): 70-77.
- [28] Kaibyshev R, Galiev A, Sitdikov O. On the possibility of producing a nanocrystalline structure in magnesium and magnesium alloys[J]. Nanostructured Materials, 1995, 6: 621-624.
- [29] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. Grain refinement of ZK60 magnesium alloy during low temperature deformation[J]. TMS Annual Meeting, 2002. 181-185.
- [30] Tan J C, Tan M J. Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A339: 124-132.
- [31] Perez-Prado M T, Del Valle J A, Contreras J M, et al. Microstructural evolution during large strain hot rolling of an AM60 Mg alloy[J]. Scripta Mater, 2004, 50: 661-665.
- [32] ZHOU Hai-ao, WANG Qun-dong, WEI Yir-hong, et al. Flow stress and microstructural evolution in as rolled AZ 91 alloy during hot deformation[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2003, 13(6): 1265-1269.
- [33] LI Shu-bo, WANG Yan-qiu, ZHENG Ming-yi, et al. Dynamic recrystallization of AZ91 Mg alloy during compression deformation at elevated temperature[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2004, 14(2): 306-310.
- [34] Del Valle J A, Perez-Prado M T, Ruano O A. Texture evolution during large strain hot rolling of the Mg AZ61[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A355: 68-78.
- [35] Perez-Prado M T, Del Valle J A, Ruano O A. Effect of sheet thickness on the microstructural evolution of an Mg AZ61 alloy during large strain hot rolling[J]. Scripta Mater, 2004, 50: 667-671.
- [36] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J, et al. Current issues in recrystallization: a review[J]. Mater Sci Eng A, 1997, A238: 219-274.
- [37] 毛卫民, 赵新兵. 金属的再结晶与晶粒长大[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1994. 47.
- MAO Wei-min, ZHAO Xin-bing. Recrystallization and Grain Growth in Metals[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1994. 47.
- [38] Gourdet S, Montheillet F. A model of continuous dynamic recrystallization[J]. Acta Mater, 2003, 51: 2685-2699.
- [39] 周海涛. AZ61 镁合金高温塑性变形行为及管材热挤压研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2004.
- ZHOU Hai-ao. Study of Plastic Deformation Behavior at Elevated Temperature and Tube Hot Extrusion of AZ61 Magnesium Alloy[D]. Shanghai: Shanghai

- Jiaotong University, 2004.
- [40] Igarashi M, Khantha M, Vitek V. N-body interatomic potentials for hexagonal close-packed metals [J]. Philosophical Magazine B, 1991, 63(3): 603 - 627.
- [41] Yang X Y, Hiromi M, Taku S. Dynamic evolution of fine grain structure during hot deformation of an AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 2002, 52(7): 318 - 323.
- [42] Yamagata H, Ohuchida Y, Saito N, et al. Nucleation of new grains during discontinuous dynamic recrystallization of 99.998 mass% aluminum at 453 K [J]. Scripta Mater, 2001, 45(9): 1055 - 1061.
- [43] Belyakov A, Miura H, Sakai T. Dynamic recrystallization under warm deformation of a 304 type austenitic stainless steel [J]. Mater Sci Eng A, 1998, A255: 139 - 147.
- [44] Miura H, Aoyama H, Sakai T. Effect of grain boundary misorientation on dynamic recrystallization of Cu-Si bicrystals [J]. Jpn Inst Metals, 1994, 58(3): 267 - 275.
- [45] McQueen H J. Development of dynamic recrystallization theory [J]. Mater Sci Eng A, 2004, A387: 203 - 208.
- [46] Yang X Y, Hiromi M, Taku S. Dynamic evolution of new grains in magnesium alloy AZ31 during hot deformation [J]. Mater Trans, 2003, 44(1): 197 - 203.
- [47] Ponge, Bredehoft M, Gottstein G. Dynamic recrystallization in high purity Aluminium [J]. Scripta Mater, 1997, 37(1): 1769 - 1775.
- [48] McQueen H J. Varieties and limitations of dynamic recrystallization mechanisms in Al alloys [J]. Light Metals, 2000, 20 - 23: 419 - 430.
- [49] Yamagata H, Ohuchida Y, Saito N, et al. Dynamic recrystallization and dynamic recovery of 99.99 mass% aluminum single crystal having [112] orientation [J]. J Mater Sci Lett, 2001, 20: 1947 - 1951.
- [50] 蒋树农, 刘楚明, 李慧中, 等. 高纯多晶铝的动态再结晶 [J]. 中南大学学报(自然科学版), 2004, 35(6): 935 - 940.
- JIANG Shu nong, LIU Chu ming, LI Huizhong, et al. Dynamic recrystallization of high purity polycrystalline aluminum [J]. J Cent South Univ(Science and Technology), 2004, 35(6): 935 - 940.
- [51] Galiyev A, Kaibyshev R. Microstructural evolution in ZK60 magnesium alloy during severe plastic deformation [J]. Mater Trans, 2001, 42(7): 1190 - 1199.
- [52] Kvam E P. A model for low temperature dynamic recrystallization in highly strained pure Cu and Cu in situ composites [J]. Acta Metall, 1989, 23: 1341 - 1346.

(编辑 陈爱华)