



挤压铸造态AZ91D镁合金的 流变应力和动态再结晶行为

陈永生^{1,2}, 孙晓梅³, 吉泽升¹, 安洪亮³

(1. 哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150080;

2. 黑龙江科技大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150022;

3. 哈尔滨焊接研究院有限公司, 哈尔滨 150028)

摘要: 采用Gleeble-3800型热模拟试验机对挤压铸造态AZ91D镁合金进行了热压缩实验, 研究在温度250~400℃、应变速率0.001~1 s⁻¹条件下挤压铸造态AZ91D镁合金的流变应力行为, 同时利用金相分析(OM)、透射分析(TEM)和电子背散射分析(EBSD)对其变形微观组织进行了研究, 建立其本构方程和热加工图。结果表明: 应变速率和温度对挤压铸造态AZ91D镁合金的流变应力行为有显著的影响; 挤压铸造态AZ91D镁合金最合适的加工范围是360~400℃、0.001~1 s⁻¹与270~360℃、0.001~0.01 s⁻¹; 在应变速率0.1 s⁻¹的条件下, 随着温度升高, 动态再结晶起始的临界应变由0.11降至0.02, 形变孪晶与位错逐渐被动态再结晶取代, 挤压铸造态AZ91D镁合金的变形机制由滑移和孪生转向滑移与动态再结晶相协调。

关键词: AZ91D镁合金; 流变应力; 动态再结晶

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0721-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 陈永生, 孙晓梅, 吉泽升, 等. 挤压铸造态AZ91D镁合金的流变应力和动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 721-730. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41028

CHEN Yong-sheng, SUN Xiao-mei, JI Ze-sheng, et al. Flow stress and dynamic recrystallization behavior of squeeze-cast AZ91D alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 721-730. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41028

镁合金具有高比强度和低密度, 是常用结构材料中最轻的金属, 具有阻尼减震性好及易切削加工等优点, 被誉为绿色工程材料, 在汽车、飞机、船舶等领域有着巨大的应用前景^[1-4]。目前, 常用的变形AZ31和AZ61镁合金等由于强度不高, ZK60合金由于价格偏高等原因, 虽然得到了一些应用, 但难以实现与铝合金同等的产业应用范围。AZ91D属于商业镁合金, 具有中等强度, 综合性能较好, 可以制造座椅骨架、方向盘等零件, 是汽车工业中应用最广泛、最具潜力的镁合金之一^[5-7]。与铝合

金不同, 镁合金的密排六方晶体结构室温有限的滑移系导致塑性成形能力较差, 镁合金的塑性变形通常是在高温下进行, 从平衡相图来看, AZ91合金属于可变形镁合金^[8-10]。

挤压铸造是镁合金生产的新兴铸造技术, 能够生产形状复杂的零件, 有效减少缩孔缩松等内部缺陷, 挤压铸造工艺被认为具备替代传统锻造和铸造的潜力^[11-12]。由于未来技术要求的需要, 可能会对镁合金挤压铸造件实施整体或者局部的热机械加工, 热加工是改善镁合金内部微结构、进而晶粒细

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51574100); 黑龙江省普通本科高等学校青年创新人才培养计划(UNPYSCT-2020033)

收稿日期: 2021-01-20; **修订日期:** 2021-08-09

通信作者: 吉泽升, 教授, 博士; 电话: 0451-86392501; E-mail: jizesheng@hrbust.edu.cn

化或减少缺陷、实现提高镁合金性能的必要手段。目前,关于挤压铸造后AZ91D零件热变形行为的文献资料非常有限^[13-14],本文作者通过对挤压铸造态AZ91D镁合金零件进行热压缩实验,分析流变应力和动态再结晶行为,为挤压铸造态镁合金在热加工领域应用提供理论基础。

1 实验

实验材料选用AZ91D镁合金(Al 8.97, Zn 0.68, Si 0.03, Mn 0.22, Mg 余量,质量分数,%)。AZ91D金属液在740℃时浇入SCH550挤压铸造机中,制备挤压铸造态AZ91D镁合金零件。从零件中加工直径8 mm×12 mm的圆柱试样,在温度为250~400℃、应变速率为0.001~1 s⁻¹范围内用Gleeble-3800型热模拟试验机进行热压缩试验,压缩时试样两端放置石墨片,试样加热速度为10℃/s,压缩前保温时间3 min,最大变形量为50%,压

缩后快速气冷以保留热变形组织。

实验采用蔡司光学显微镜(Carl Zeiss A1 OM)和场发射透射电子显微镜(JEM-2010F TEM)观察合金的微观组织形貌,并对电解抛光后样品进行电子背散射衍射(JSM-7000F EBSD)分析样品的微结构特征。

2 结果与分析

2.1 流变应力行为

图1所示为挤压铸造态AZ91D镁合金热压缩真应力-真应变曲线。由图1可知,压缩变形前期流变应力表现出随着变形程度的增加而增大,当流变应力达到峰值后,随着压缩变形量的不断增加流变应力迅速降低。这是因为变形初期准静态载荷作用下位错密度增加,表现出明显的加工硬化现象,变形后期当位错密度达到一定值后,表现出明显的动态软化行为使流变应力降低。当应变速率一定时,

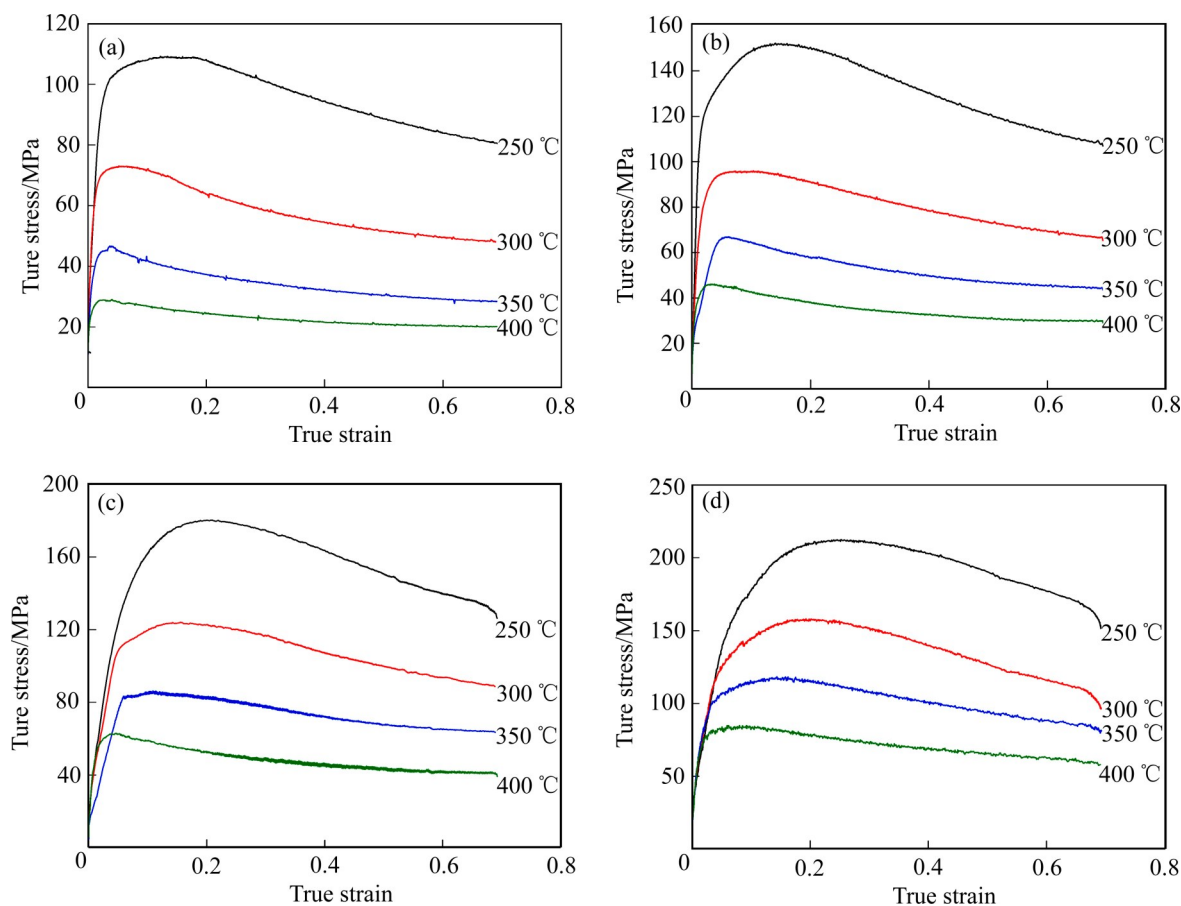


图1 不同变形条件下挤压铸造态AZ91D镁合金真应力-应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of squeeze-cast AZ91D magnesium alloy at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, (d) 1 s⁻¹

表现出流变应力随着温度的升高而降低的规律。这是因为随着温度增加,提供了更多的再结晶驱动力,故其再结晶程度增加,产生了明显的温升软化;另外,温度升高镁合金内部开启更多的滑移系,都会使变形容易^[15]。当温度一定时,流变应力随着应变速率的增加逐渐升高,表现出明显的正应变速率敏感性,这是因为应变速率较小时,变形时间长,位错增殖速度相对慢,进而加工硬化作用减弱,长时间的动态再结晶使得应力更容易释放。

2.2 本构方程与热加工图的建立

采用 Arrhenius 方程^[16-17]计算挤压铸造镁合金在热变形过程中的流变本构方程(1),即

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度; Q 为热变形激活能; A 、 n 、 α 是与温度无关的常数,按

照文献[16-17]中的计算方法:

低应力状态时,

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

高应力状态时,

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

对式(2)和式(3)取对数,做出 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 线性拟合曲线,对流变应力 σ 取峰值应力 σ_p , 分别得到斜率 $n_1=8.23$ 和参数 $\beta=0.092$, 根据 $\alpha = \beta/n_1$, 求得参数 $\alpha=0.011$, 由 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ 与 $\ln \sinh(\alpha\sigma) - (1000/T)$ 拟合线性关系求解出 b , 其中 $R=8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$, 再求出 $n=5.81$, 变形激活能 $Q=171.50 \text{ kJ/mol}$ 。将 Q 代入式(4):

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

计算出温度补偿的应变速率因子 Z , 结果如图3所示, 拟合出 $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ 的斜率和截距, 由此得到 $A=8.57 \times 10^{12}$, 获得挤压铸造态 AZ91D 镁

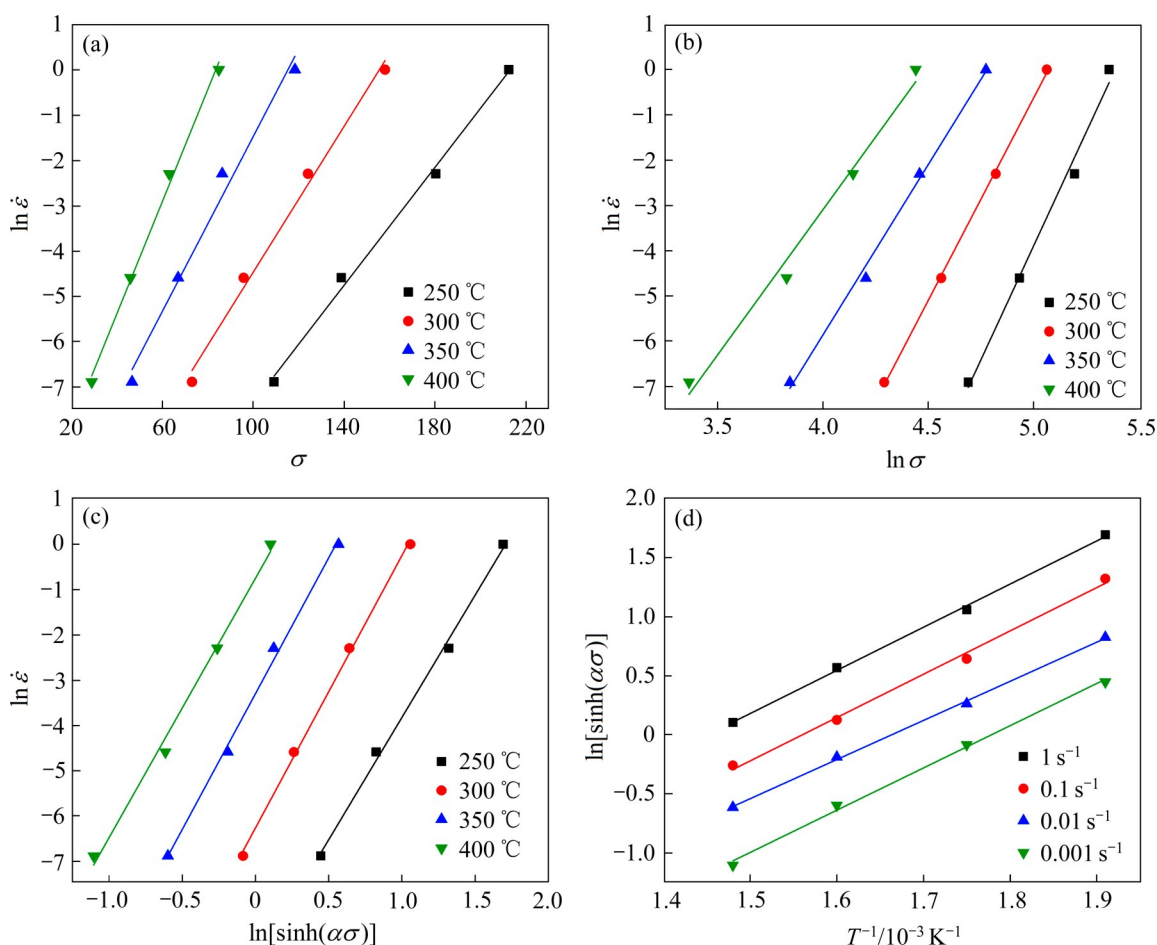


图2 挤压铸造态AZ91D镁合金Arrhenius方程的关系曲线

Fig. 2 Relationship curves of squeeze-cast AZ91D alloy arrhenius equation: (a) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$; (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$; (c) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$; (d) $\ln \sinh(\alpha\sigma) - T^{-1}$

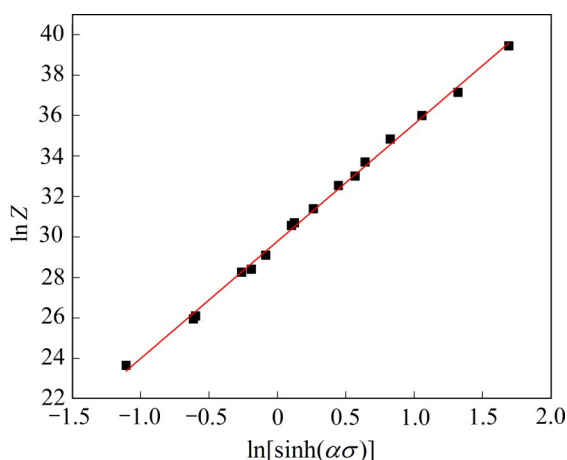


图3 挤压铸造态AZ91D镁合金 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系
Fig. 3 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ of squeeze-cast AZ91D alloy

合金的本构方程:

$$\dot{\varepsilon} = 8.57^{12} (\sinh 0.011\sigma)^{5.81} \exp\left(-\frac{171.50}{RT}\right)$$

彭建等^[18]、PRASAD等^[19]基于动态材料模型(DMM)理论构建加工图的方法广泛用于研究镁铝合金的热变形行为。一般加工图绘制过程中灰色区域表示非安全区,白色区域表示安全区,通过获取安全区的加工工艺参数,确定合金最佳热加工参数,为生产提供技术指导。通常灰色失稳区组织易出现孪晶与微裂纹,而白色安全区中易出现再结晶组织^[20]。图4所示为挤压铸造态AZ91D镁合金的热加工图。从图4可以看出,灰色区域失稳区域的功率耗散效率较低(0~0.17),表示容易失稳不利于材料加工;而白色区域是高功率耗散区域,材料的加工性能通常最好。失稳区主要集中在250℃、0.001~0.01 s⁻¹和250~340℃、0.1~1 s⁻¹,安全区的加工范围是360~400℃、0.001~1 s⁻¹与270~360℃、0.001~0.01 s⁻¹。

2.3 显微组织演变

图5所示为挤压铸造态AZ91D镁合金在250~400℃、0.1 s⁻¹的显微组织。失稳区中显微组织对应温度和应变速率为250℃、0.1 s⁻¹(见图5(a))。250℃时镁合金试样局部变形较大导致存在许多孪晶,此时镁合金的变形方式主要是位错滑移和孪生,材料变形后产生应力集中而失稳,应避免在失稳区域进行加工。随着温度升高,动态再结晶组织

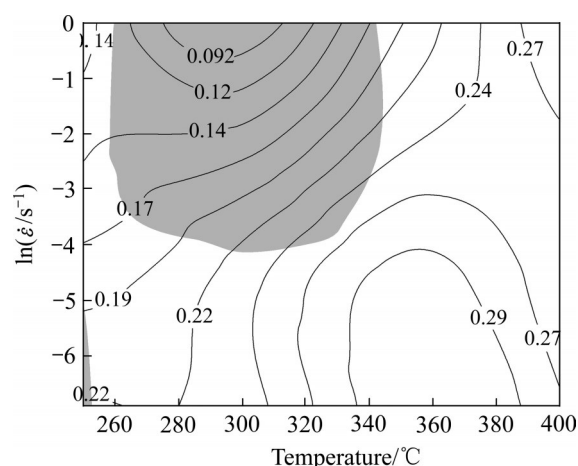


图4 真应变0.7时挤压铸造态AZ91D镁合金的热加工图
Fig. 4 Hot processing maps of squeeze-cast AZ91D alloy under strains of 0.7

逐渐增多。安全区中温度400℃应变速率0.1 s⁻¹的显微组织如图5(d)所示,图5中插图所示为红框内放大部分。在此变形区域内挤压铸造态镁合金具有较高的功率耗散系数值($\eta=0.27$),400℃时合金内位错的攀移和再结晶的软化作用同时进行,动态再结晶改善了合金的微观结构,保证合金在变形过程中应力的稳定,使其变形比较容易,故400℃区域在最佳变形区域内。由此可以推断,随着温度升高,微观变形机制由以滑移孪生发展为动态再结晶为主。

图6所示为挤压铸造态AZ91D镁合金在温度250℃、0.1 s⁻¹和400℃、0.1 s⁻¹条件下变形的Kernel取向图和晶界取向差角分布图。一般用Kernel取向图表示变形材料内部的累积应变,绿色区域表现出相对较大的局部取向差,意味着累积应变较大,蓝色区域显示较小的局部取向差意味着累积应变较小^[21]。由图6(a)观察到较多的应力集中区域,镁合金变形时易产生位错塞积,位错密度高导致较大的储存应变能,意味着其晶粒内部存在较多的变形孪晶和加工硬化区的聚集位错,由图6(c)观察到较少的应力集中区域,可能是镁合金动态再结晶时产生的软化效果消耗了位错,这与OM分析结果是一致的。图6(b)和(d)所示为镁合金的晶界取向差角分布图,大角度晶界比例用HAGBs表示。图6(b)和图6(d)中的小角度晶界(2°~15°小角度晶界)比例分别为33.2%和18.5%,小角度晶界的含量及分

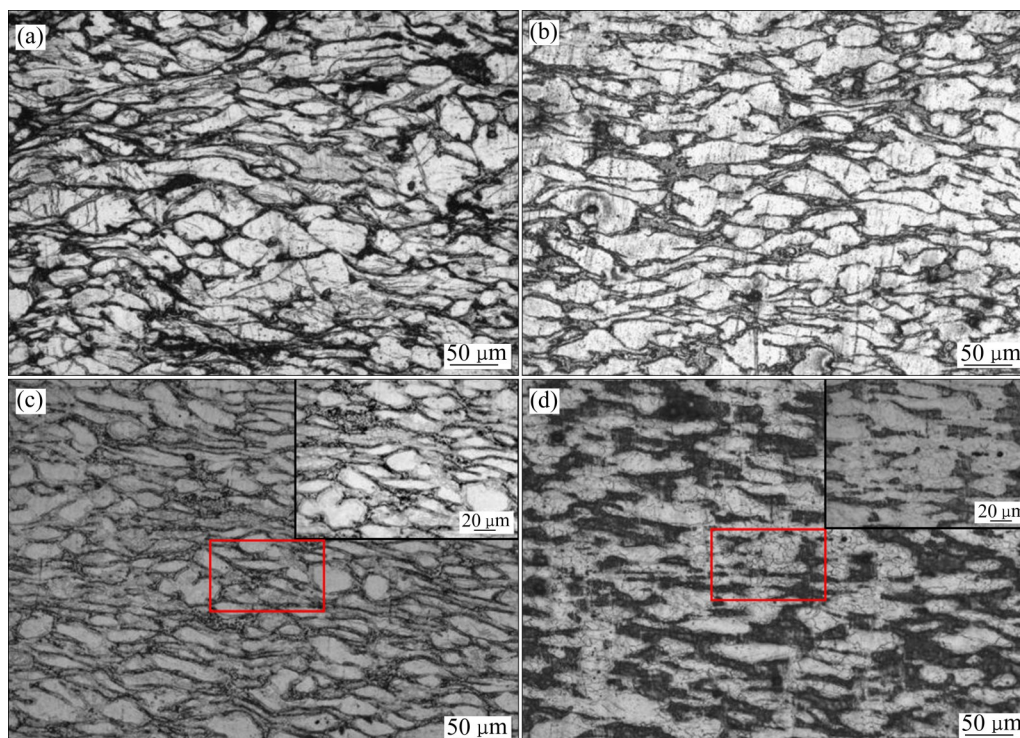


图5 应变速率 0.1 s^{-1} 时挤压铸造态AZ91D镁合金在不同温度下的微观变形组织

Fig. 5 Deformed microstructures of squeeze-cast AZ91D alloy at 0.1 s^{-1} and $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (a), $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (b), $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (c), $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (d) (Compression axis is vertical)

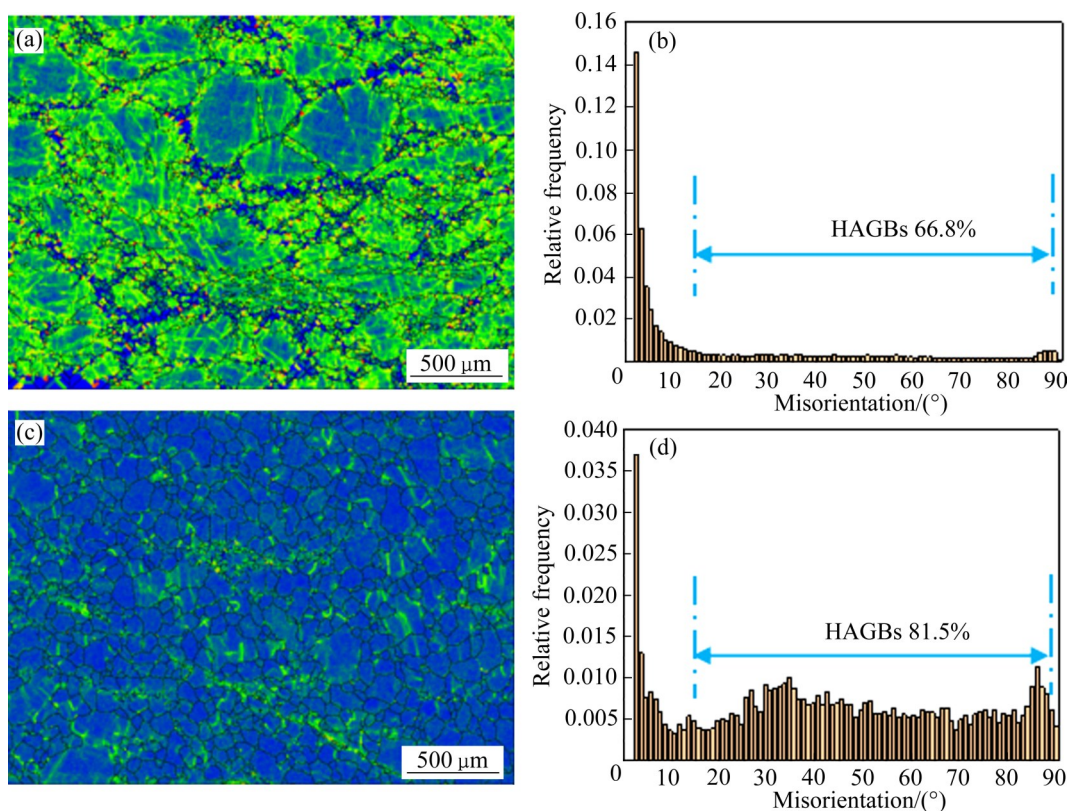


图6 挤压铸造态AZ91D镁合金的Kernel取向图和晶界取向差角分布图

Fig. 6 Kernel average misorientation (KAM) maps and misorientation angles distributions of squeeze-cast AZ91D alloy under different conditions: (a), (b) $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.1 s^{-1} ; (c), (d) $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.1 s^{-1}

布与位错滑移特征相对应。随着温度增加到400℃, HAGBs的占比从66.8%增加到81.5%,说明大量晶粒由小角度晶界向大角度晶界发生了转变, HAGBs比例的增加意味着储能位错密度的降低和动态再结晶的增强, 这说明随着温度的升高促进了动态再结晶晶粒数量的增加。

为了研究挤压铸造态AZ91D镁合金在热压缩过程中的组织演变, 图7所示为应变速率 0.1 s^{-1} 时挤压铸造态AZ91D镁合金的极图。镁合金中常见的织构类型有 $\{10\bar{1}2\} < 11\bar{2}0 >$ 、 $\{10\bar{1}3\} < 11\bar{2}0 >$ 和 $\{10\bar{1}1\} < 11\bar{2}0 >$ 。图7(a)和(b)所示, 在250℃、 0.1 s^{-1} 条件下极图中的织构为 $\{0001\} < 10\bar{1}0 >$ 强度为16.46, 在400℃、 0.1 s^{-1} 条件下极图中的织构为 $\{0001\} < 10\bar{1}0 >$, 强度为7.12。从织构强度的变化可以推断是否促进了动态再结晶^[22-23], 随着变形温度的升高, $\{0001\} < 11\bar{2}0 >$ 基面织构强度逐渐减弱, 显示产生了较多的非基面织构 $\{10\bar{1}2\} < 11\bar{2}0 >$, 基面织构强度降低原因是动态再结晶过程消除了部分变形晶粒的择优取向。这是由于温度的升高使孪晶数量发生变化, 也就是基面织构的强度发生变化, 同时再结晶晶粒形核也会抑制了基面取向组分晶粒的长大^[24]。

图8所示为挤压铸造态AZ91D镁合金的

EBSD孪晶界图, 250℃样品中图8(a)观察到较多的绿色为 $86^\circ \{10\bar{1}2\} < 11\bar{2}0 >$ 拉伸孪晶界, 深蓝色为 $64^\circ \{10\bar{1}3\} < 11\bar{2}0 >$ 压缩孪晶界, 红色为 $56^\circ \{10\bar{1}1\} < 11\bar{2}0 >$ 压缩孪晶界和 $38.6^\circ \{10\bar{1}1\} < 11\bar{2}0 >$ 双孪晶界为黄色, 浅蓝色为 $22^\circ \{10\bar{1}3\} < 11\bar{2}0 >$ 双孪晶界; 400℃样品中图8(b)主要的显微组织和孪晶类型发生了改变, 出现较高体积分数的动态再结晶晶粒, 孪晶类型是 $86^\circ \{10\bar{1}2\} < 11\bar{2}0 >$ 拉伸孪晶, 随着温度的升高, 形变孪晶的体积分数由29.88%急剧下降到2.62%, 表明孪晶密度显著降低。

图9所示为挤压铸造态AZ91D镁合金在250℃、 0.1 s^{-1} 和400℃、 0.1 s^{-1} 条件下透射显微组织。通常位错运动到晶界处可以形成位错墙, 位错攀移形成小角度晶界, 图9(a)、(b)所示为250℃时镁合金试样典型变形亚结构, 插图孪晶衍射花样, 合金组织中形成了高密度的孪晶和位错, 并且位错之间发生缠结, 出现了位错墙。相比之下, 图9(c)、(d)中400℃下的变形微观结构明显不同, 组织中已基本无位错缠结发生, 出现细小的再结晶晶粒, 孪晶完全被动态再结晶晶粒取代, 动态再结晶进行比较完全充分, 同时从图8(d)可以看到晶界阻

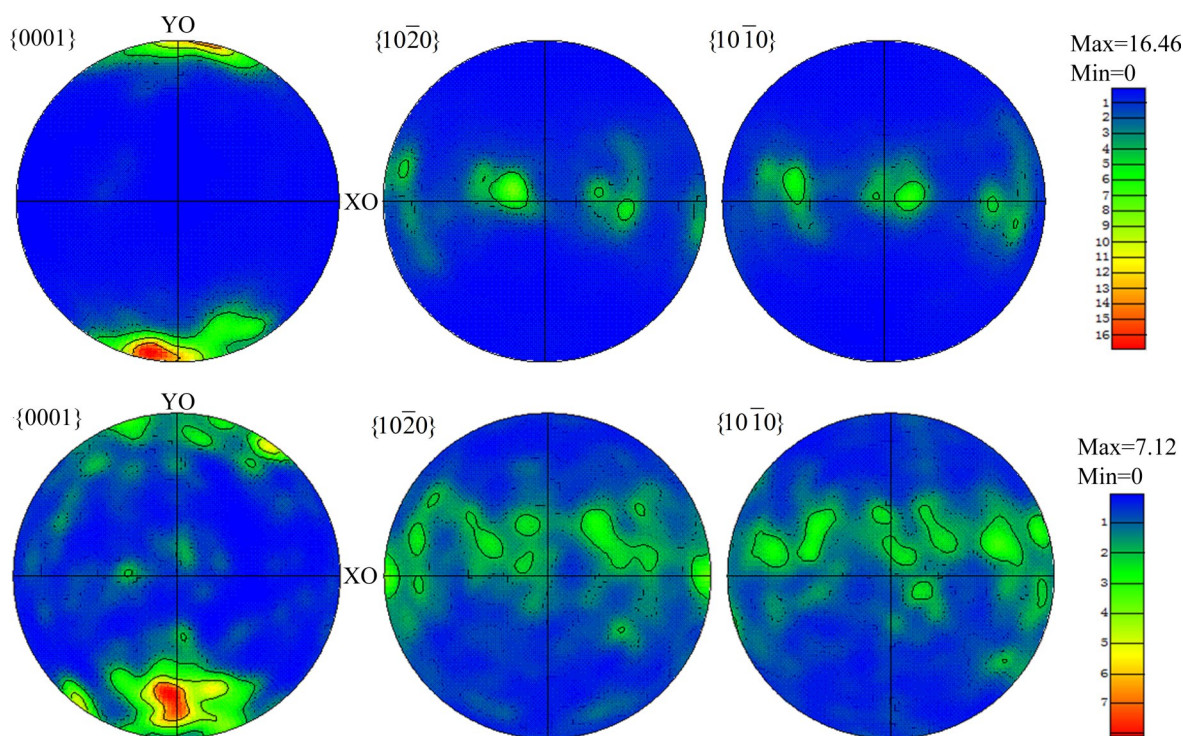


图7 应变速率 0.1 s^{-1} 时挤不同温度下压铸态AZ91D镁合金的极图

Fig. 7 Pole figures of squeeze-cast AZ91D alloy deformed at 0.1 s^{-1} and different temperatures: (a) 250 °C; (b) 400 °C

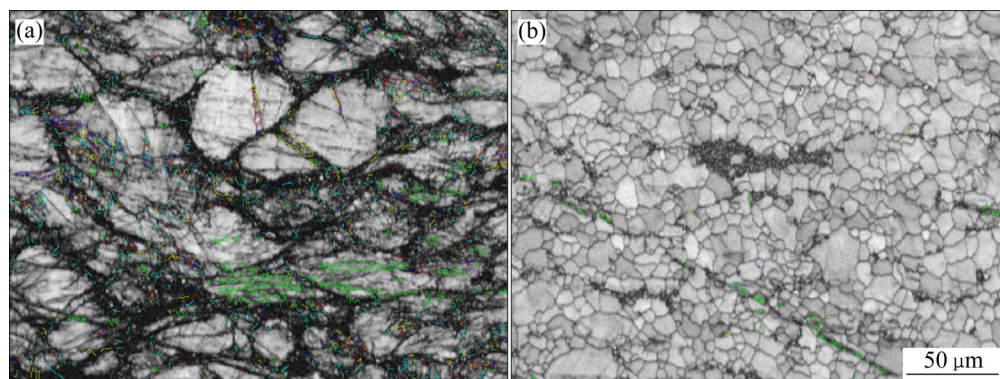


图8 应变速率 0.1 s^{-1} 时挤压铸造态AZ91D镁合金的EBSD晶界图

Fig. 8 EBSD micrographs of squeeze-cast AZ91D alloy deformed at 0.1 s^{-1} and different temperatures: (a) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

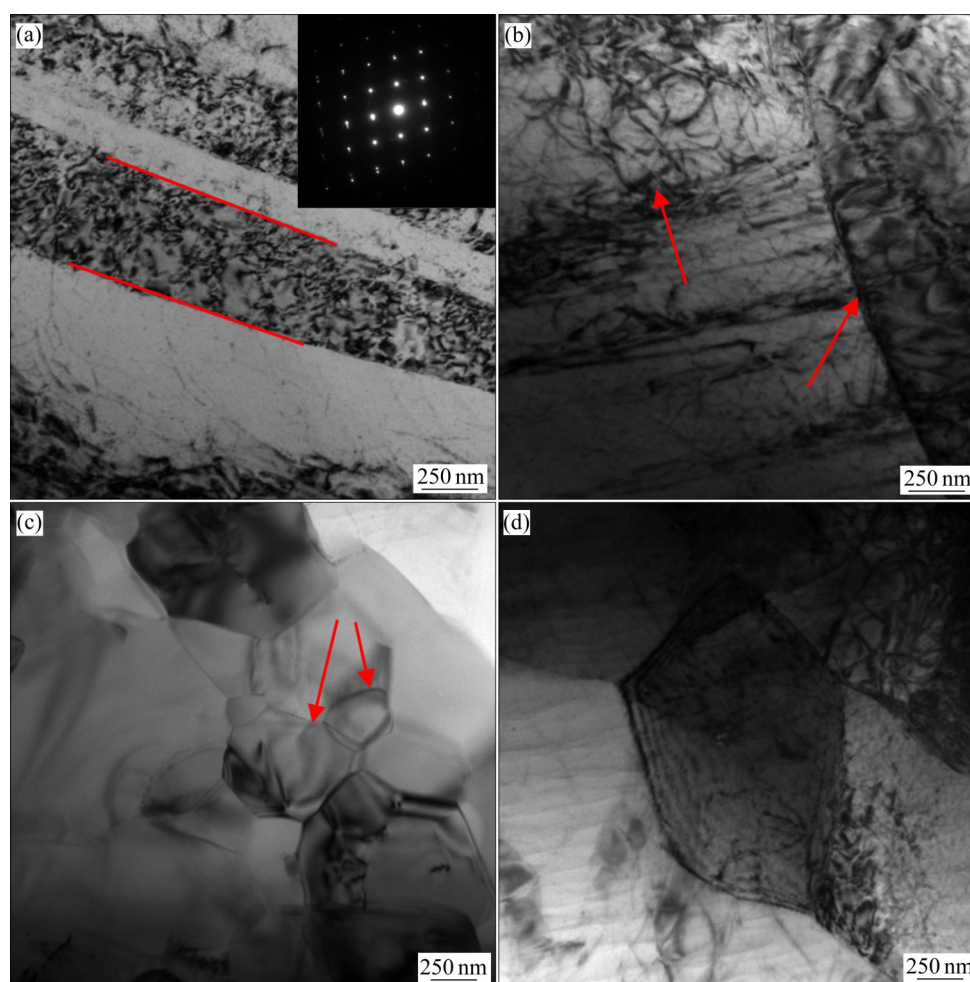


图9 挤压铸造态AZ91D镁合金在应变速率 0.1 s^{-1} 时不同温度下的透射显微组织

Fig. 9 TEM images of squeeze-cast AZ91D deformed at 0.1 s^{-1} and different temperatures: (a), (b) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c), (d) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

碍位错的运动。由于小角度晶界不断吸收位错使位错密度显著降低, 进而发生小角度晶界逐渐转化为大角度晶界。这与OM和EBSD中动态再结晶晶粒数量增加的结果一致。组织中较多的孪晶会产生应

力集中导致失稳断裂, 而出现再结晶组织保证安全区的应力稳定, 验证了加工图中安全区范围的判断。

临界应力应变点是动态再结晶开始时的应变,

为了判定挤压铸造态 AZ91D 镁合金的 DRX 软化临界应变点, 采用 POLIAK 等^[25]、欧阳德来等^[26]提出的计算应变硬化率-流变应力曲线拐点的方法进行求解, DRX 软化临界应变点为 $-\partial(\ln \theta)/\partial \varepsilon - \varepsilon$, 即 $\ln \theta - \varepsilon$ 曲线的拐点, θ 为加工硬化率 ($\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$)。图 10 所示为 0.1 s^{-1} 条件下挤压铸造态 AZ91D 合金的 $-\partial(\ln \theta)/\partial \varepsilon - \varepsilon$ 曲线。由图 10 可知, 在 250°C 时临界应变 ε_c 为 0.11、 400°C 时临界应变 ε_c 为 0.02。随着变形温度的提高, 临界应变减小, 动态再结晶更容易进行。

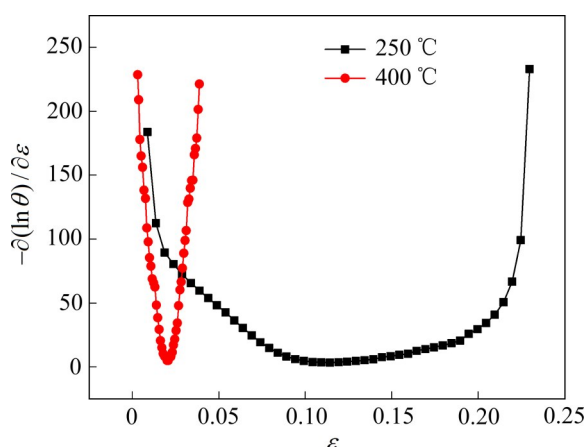


图 10 0.1 s^{-1} 条件下挤压铸造态 AZ91D 的 $-\partial(\ln \theta)/\partial \varepsilon - \varepsilon$ 曲线

Fig. 10 $-\partial(\ln \theta)/\partial \varepsilon - \varepsilon$ curves of squeeze-cast AZ91D deformed at 0.1 s^{-1}

Mg 合金塑性变形机制主要有位错滑移和形变孪生。由于镁合金密排六方的结构特点, 使得变形时滑移系对温度敏感, 基面滑移 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 在室温下容易启动, 随着温度升高, 柱面滑移 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、一次锥面滑移 $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和二次锥面滑移 $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ 的临界剪切应力急剧降低会不断被激活; 另外, 孪生方式有 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{10\bar{1}1\}$ 两种, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的临界剪切应力远低于 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶, 且临界孪生应力对温度不敏感^[24]。当变形温度 250°C 时, 柱面滑移启动所需要的临界应力急剧降低, 柱面滑移容易启动, 随着变形的增加, 位错逐渐获得能量, 塑性变形以位错滑移(基面和柱面滑移)的方式进行, 同时变形过程形成了一定数量的孪晶, 有效提高了材料变形的均匀性, 随着基体内位错和孪晶数量的增加, 位错相互缠结而逐渐演变成位错墙, 原始晶粒被大量

孪晶分割成细小晶粒, 会产生类似细晶强化的效果, 这也解释了变形温度较低时流变应力较高的主要原因, 此时形成较高比例的小角度晶界的亚晶粒, 塑性变形主要以滑移和孪生的方式进行。当变形温度 400°C 时, 柱面滑移和锥面滑移不断被激活, 宏观表现为合金变形阻力减少和流变应力降低, 同时非基面滑移的启动抑制了形变孪晶的产生, 使得在相同应变下 400°C 变形时的孪晶密度比 250°C 时的要低(见图 8)。随着温度的增加, 动态再结晶发生的临界应变也由 0.11 降低至 0.02, 动态再结晶变得更加容易, 动态再结晶降低了位错密度, 大角度晶界比例增加, 动态回复导致的温升软化作用明显增加, 晶界和孪晶界对位错滑移的阻碍作用进一步减弱, 导致应变硬化效应减弱, 此时滑移(基面和非基面滑移)与动态再结晶相协调是主要的塑性变形机制。

3 结论

1) 随着应变速率增加和温度降低, 峰值应力和流变应力明显升高, 得到适用于挤压铸造态 AZ91D 镁合金的本构方程为 $\dot{\varepsilon} = 8.57^{12} (\sinh 0.011\sigma)^{5.81} \exp(-\frac{171.50}{RT})$, 分析加工图得到适宜的加工区域为 $360\sim 400^\circ\text{C}$ 、 $0.001\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 与 $270\sim 360^\circ\text{C}$ 、 $0.001\sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 。

2) 随着变形温度的升高, 大角度晶界比例增加, 基面织构强度减弱, 形变孪晶和位错密度降低, 随着温度升高, 挤压铸造态 AZ91D 镁合金的变形机制由滑移和孪生转向滑移与动态再结晶相协调。

3) 0.1 s^{-1} 、 250°C 和 0.1 s^{-1} 、 400°C 的临界应变分别为 0.11 和 0.02, 表明提高温度可以降低临界应变, 使动态再结晶变得更加容易。

REFERENCES

- [1] 刘笑霖, 毛萍莉, 王瑞峰, 等. 预制孪晶对 AZ31 镁合金板材高速变形行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(3): 649–658.
LIU Xiao-lin, MAO Ping-li, WANG Rui-feng, et al. Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg alloy rolling sheet[J]. The Chinese

- Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31 (3): 649-658.
- [2] 汪建强, 郭丽丽, 王长峰. AZ31 镁合金位错密度模型及热压缩的微观组织预测[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(1): 48-59.
- WANG Jian-qiang, GUO Li-li, WANG Chang-feng. Dislocation density model of AZ31 magnesium alloy and microstructure prediction of thermal compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(1): 48-59.
- [3] ALI F, VAHID T, MOHAMMAD S M. Investigation of flow-formability of an AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2020, 73(10): 2601-2612.
- [4] CHENG W L, HAO M J, WANG L F, et al. Microstructure evolution and texture tailoring during hot compression at low temperatures of an extruded dilute Mg-0.5Sn-0.5Zn-0.5Al alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 789: 139606.
- [5] CHALASANI D, JAIN M K, SHANKAR S, et al. Workability characteristics and deformation mechanisms of die-cast AM60 and AZ91 magnesium alloys: Correlation with processing maps[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2019, 28(1): 123-139.
- [6] YI Y S, MENG Y, LI D Q, et al. Partial melting behavior and thixoforming properties of extruded magnesium alloy AZ91 with and without addition of SiC particles with a volume fraction of 15%[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(7): 1149-1161.
- [7] LUO A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications[J]. International Materials Reviews, 2004, 49(1): 13-30.
- [8] 宋广胜, 赵原野, 张士宏, 等. 织构对 AZ31 镁合金温热压缩变形机制影响[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(11): 2206-2216.
- SONG Guang-sheng, ZHAO Yuan-ye, ZHANG Shi-hong, et al. Effect of texture on deformation mechanism of AZ31 Magnesium alloy warm compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(11): 2206-2216.
- [9] 王智祥, 金炯, 陈文江, 等. AZ91 镁合金的热变形特征及组织演变[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(10): 17-22.
- WANG Zhi-xiang, JIN Shan, CHEN Wen-jiang, et al. Flow stress and microstructure of AZ91 magnesium alloy in hot compression deformation[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(10): 17-22.
- [10] 李晓燕, 李兴林, 郭非, 等. 镁合金再结晶结构及其调控研究进展[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(9): 17-29.
- LI Xiao-Yan, LI Xing-Lin, GUO Fei, et al. Research progress on recrystallization texture and its modification of magnesium alloys[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(9): 17-29.
- [11] HASSASI S A, ABBASI M, HOSSEINIPOUR S J. Parametric investigation of squeeze casting process on the microstructure characteristics and mechanical properties of A390 aluminum alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2020, 14(1): 69-83.
- [12] SOURAV G, SUREDDY T R, JICHIL M, et al. Enhancing mechanical properties of squeeze-cast AZ91 magnesium alloy by combined additions of Sb and SiC nanoparticles[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 799: 140341.
- [13] FU Y T, LI Y X, HU A, et al. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of squeeze-cast Mg alloy AZ91 with thick cross section[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(5): 4130-4141.
- [14] XU Y, HU L X, SUN Y. Dynamic recrystallization kinetics of as-cast AZ91D alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(6): 1683-1689.
- [15] DING S, KHAN S A, YANAGIMOTO J. Flow behavior and dynamic recrystallization mechanism of A5083 aluminum alloys with different initial microstructures during hot compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 787: 139522.
- [16] 高文理, 关宇飞. 5083 铝合金热压缩应力-应变曲线修正与热加工图[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(9): 1737-1745.
- GAO Wen-li, GUAN Yu-fei. Correction of flow stress-strain curve and processing maps of 5083 aluminum alloy during hot compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(9): 1737-1745.
- [17] 王颂博, 李全安, 陈晓亚, 等. Mg-11Gd-3Y-1.1Zn-0.5Zr 的高温热压缩行为及热加工图[J]. 材料导报, 2020, 34(18): 18104-18108.
- WANG Song-bo, LI Quan-an, CHEN Xiao-ya, et al. High temperature thermal compression behavior and processing map of Mg-11Gd-3Y-1.1Zn-0.5Zr[J]. Materials Reports, 2020, 34(18): 18104-18108.
- [18] 彭建, 童小山, 尚守亮, 等. Mg-6Zn-1Mn 镁合金的热压缩变形行为及加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(8): 1627-1631.
- PENG Jian, TONG Xiao-shan, SHANG Shou-liang, et al. Hot compression deformation behaviour and processing map of Mg-6Zn-1Mn magnesium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(8): 1627-1631.
- [19] PRASAD Y V R K. Processing maps: A status report[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(10): 2867-2874.
- [20] LIU Y, HU R, LI J S, et al. Characterization of hot deformation behavior of Haynes230 by using processing maps[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(8): 4020-4026.
- [21] GENG Y F, LI X, ZHANG Y, et al. Microstructure evolution

- of Cu-1.0Co-0.65Si-0.1Ti alloy during hot deformation[J]. Vacuum, 2020, 177: 109376.
- [22] LIU J X, LIU K, DU W B, et al. Effect of temperature on microstructure and texture evolution of Mg-Zn-Er alloy during hot compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(11): 2214–2225.
- [23] HAO M J, CHENG W L, WANG L F, et al. Texture evolution induced by twinning and dynamic recrystallization in dilute Mg-1Sn-1Zn-1Al alloy during hot compression[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8: 899–909.
- [24] JIANG M. G, XU C, YAN H. Unveiling the formation of basal texture variations based on twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy during extrusion [J]. Acta Materialia, 2018, 157: 53–71.
- [25] POLIAKT E I, JONASS J J. A one parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization[J]. Acta Mater, 1996, 44(1): 127–136.
- [26] 欧阳德来, 鲁世强, 崔霞, 等. TB6钛合金 β 区变形的动态再结晶动力学[J]. 材料研究学报, 2019, 33(12): 918–926.
- OUYANG De-qiang, LU Shi-qiang, CUI Xia, et al. Kinetics of dynamic recrystallization of TB6 Ti-Alloy during hot compressive deformation at temperatures of β -phase range[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2019, 33(12): 918–926.

Flow stress and dynamic recrystallization behavior of squeeze-cast AZ91D alloy

CHEN Yong-sheng^{1,2}, SUN Xiao-mei³, JI Ze-sheng¹, AN Hong-liang³

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150080, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Heilongjiang University of Science and Technology, Harbin 150022, China;

3. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

Abstract: The flow stress behavior of squeeze-cast AZ91D alloy was studied using thermal simulation tests on a Gleeble-3800 machine at the temperature range of 250–400 °C and strain rate of 0.001–1 s⁻¹. The microstructure was investigated by using optical microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM) and electron back scatter diffractometry (EBSD), and the constitutive equation and thermal processing map of the Squeeze-cast AZ91D alloy was established. The results show that the effect of strain rate and temperature on the flow stress behavior is significant. The thermal processing map exhibits that the suitable processing conditions as follows: 360–400 °C, 0.001–1 s⁻¹ and 270–360 °C, 0.001–0.01 s⁻¹. The critical strain for the initiation of dynamic recrystallization decreases from 0.11 to 0.02 with the increase of temperature at 0.1 s⁻¹. The deformation twins and dislocations are gradually replaced by dynamically recrystallized grains. The deformation mechanism of squeeze cast AZ91D magnesium alloy changes from slip and twinning to the coordination of slip and dynamic recrystallization.

Key words: AZ91D magnesium alloy; flow stress; dynamic recrystallization

Foundation item: Project(51574100) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (UNPYSCT-2020033) supported by University Nursing Program for Young Scholar with Creative Talents in Heilongjiang Province, China

Received date: 2021-01-20; **Accepted date:** 2021-08-09

Corresponding author: JI Ze-sheng; Tel: +86-451-86392501; E-mail: jizesheng@hrbust.edu.cn

(编辑 龙怀中)