

Mg-Bi合金热变形行为研究

尤建伟¹, 要玉宏¹, 刘江南¹, 王欣雨², 任梦飞²

(1. 西安工业大学, 陕西 西安 710021)

(2. 榆林市榆阳区东镁科技有限公司, 陕西 榆林 719000)

摘要: 聚焦Mg-3Bi和Mg-6Bi 2种合金在400 °C、应变速率0.001 s⁻¹条件下的挤压变形行为, 并深入剖析挤压过程中合金的微观组织特征。研究发现, 当Bi含量由3wt%增加到6wt%, 合金塑性显著提升, 断后伸长率由2.1%增加到5.6%, 抗拉强度由188.2 MPa提高到209.2 MPa。高温挤压变形时, Mg-3Bi合金的软化机制主要是不连续动态再结晶, Mg-6Bi合金的是不连续动态再结晶和粒子诱导再结晶, 其中前者的晶粒尺寸要大于后者。对Mg-Bi合金采用模具挤压时, 模具边缘区域应变明显大于中心区域, 形成类似于等通道转角挤压变形织构, 当变形量累积到一定程度后, 粒子诱导再结晶机制启动。合金挤压变形后, 模具边缘区域和中心区域的晶粒均呈现高度再结晶状态, 晶粒c轴垂直于挤压方向, 形成典型挤压纤维织构。对Mg-Bi合金力学性能提升的贡献从高到低依次为晶粒细化、位错强化和纳米相强化机制。较Mg-3Bi合金, Mg-6Bi的韧窝密度更大, 分散了应力集中, 因此表现出更好的塑性。

关键词: Mg-Bi合金; 挤压热变形; 力学性能; 动态再结晶

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0241-09

1 引言

随着全球能源危机加剧和装备制造业的蓬勃发展, 研发制造轻量化高强度材料, 以减少能源消耗成为未来发展的主要趋势。镁合金以其低密度和优异的综合性能被认为是最符合这种趋势的材料之一。

近年来, 伴随着传统镁合金(如AZ、AM、AE和ZK等^[1-4]系列)在汽车、航空航天及电子设备等领域的大规模应用, Mg-RE、Mg-Bi等新型镁合金也引起了众多学者密切关注, 其中Mg-Bi合金因其优异的机械性能和低成本成为热门的研究对象。Joshi等^[5]发现Bi在Mg中具有有效的细化晶粒作用。Somekawa等^[6]通过低温挤压制备的Mg-2.5Bi合金, 在室温下伸长率表现出170%的超塑性。Yuan等^[7]在AZ91中添加少量的Bi, AZ91的屈服强度和抗蠕变性能显著提高。Zhai等^[8]在100 °C下挤压制备了一种新的Mg-3Bi-1Ca合金, 其屈服强度和最大抗拉强度分别达到397.1和416 MPa。Dai等^[9]制备的Mg-0.15Bi-0.37Ca合金的断后伸长率为32.9%。Zhou等^[10]基于密度泛函理论, 对Mg₁₇Al₁₂、Mg₃Bi₂相的结构稳定性、弹性性能和电子结构进行了第一性原理计算。结果表明, 两者的吉布斯自由能随温度的升高而变化, 当温度低于423 K时, Mg₃Bi₂比Mg₁₇Al₁₂相更稳定, 添加Bi可以提高Mg-Al基合金的耐热性、塑性和延展性。Yu等^[11]研究

了添加1wt%的Bi对双辊铸轧镁铝合金组织和力学性能的影响, 结果表明, Bi的加入不仅可以减少元素偏析, 还可在 α -Mg基体中引入均匀分布的Mg₃Bi₂相, 且尺寸较大的Mg₃Bi₂相会诱导形核, 而尺寸较小的Mg₃Bi₂相阻碍了位错运动, 抑制晶粒长大, 从而细化镁铝合金的晶粒。目前, 尽管众多学者揭示了Bi元素在Mg-Bi合金中的细化晶粒作用和强化作用, 但Mg-Bi合金在热变形过程中的微观组织和织构演变以及动态再结晶行为的研究鲜有报道, 仍需进一步研究。

课题组之前通过铸造和热挤压制备了Bi含量为1wt%~9wt%的Mg-Bi二元合金和Mg-9Bi-2.5Zn三元合金, 并分别对比了不同温度和不同挤压速率下Mg-Bi合金的宏观力学性能^[12]。研究表明, Mg-Bi合金宏观力学性能与挤压温度和挤压速率密切相关, 其中, 挤压态合金塑性随着挤压温度升高而降低, 抗拉强度随着挤压速率减小而增大, 且通过调整Mg₃Bi₂相在镁基体中的体积分数, 可以弱化织构和激活其他滑移系统以提高镁合金强度和可成形性。但是, Mg-Bi合金在热变形过程中的微观组织变化与材料宏观力学性能之间的关系, 仍需要进一步探索。本工作对Mg-Bi合金的热变形行为和动态再结晶机制进行系统探究, 以期为研究人员开发高强度、高塑性镁合金提供指导。

收稿日期: 2025-03-17

基金项目: 陕西省教育厅科学研究计划(20JK1021); 陕西省重点研发计划(2024CY2-GJHX-40)

作者简介: 尤建伟, 男, 1985年生, 博士生, 西安工业大学, 陕西 西安 710021, 电话: 029-86173324, E-mail: 85jianwei@163.com

2 实验

将纯 Mg(99.98%)和纯 Bi(99.99%)在混合气 Ar 和 SF₆ (体积比 Ar:SF₆=49:1)保护下,装入石墨坩埚并在电阻炉中加热熔炼。期间不断加入覆盖剂防止镁燃烧损耗,在 730 ℃时合金完全熔化后保温 20 min,然后除渣。随后迅速将熔液倒入不锈钢模具中,获得 Φ50 mm×130 mm 圆柱形铸锭。铸锭在 500 ℃下均匀化退火 5 h 后水淬。车削去除铸锭氧化表层,并加工成若干个 Φ29.5 mm×35 mm 试样。最后,在 400 ℃下,以 2.46 mm/s 的挤压速度并用 Φ9 mm 挤压模具挤压试样(挤压比 11:1),最终获得 Φ9 mm 棒材。利用电感耦合等离子体光谱仪(ICP)测得合金的实际化学成分如表 1 所示。

采用 Bruker D2 PHASER X 射线衍射仪对挤压态 Mg-Bi 合金进行物相分析,扫描范围从 10°~90°,扫描速度为 6°/min。采用徕卡 DM18C 光学显微镜和 Zeiss Sigma 500 扫描电镜观察合金组织形貌,对所有挤压合金试样沿挤压方向的纵截面进行观察。腐蚀液为硝酸混合溶液(硝酸 1 mL+乙醇 12 mL+醋酸 3 mL+蒸馏水 4 mL),抛光刻蚀后的样品在扫描电镜上进行 EBSD 表征,使用 HKL Channel 5 软件处理数据,软件中采集所有晶粒的等效圆直径作为晶粒尺寸,取其平均值作为平均晶粒尺寸。采用 Thermo Talos F200X 透射电子显微镜观察分析合金的微观结构和相组成。

为进行拉伸试验,将挤压后的棒材加工成尺寸为 Φ3 mm×40 mm 的棒状试样。采用深圳三思纵横科技股份有限公司 UTM5105 微机控制电子万能试验机并加装引伸计进行拉伸试验,应变速率为 0.001 s⁻¹。至少进行 3 次拉伸试验,以获得准确的机械力学数据。

3 结果与分析

3.1 挤压态镁合金的显微组织

图 1 为挤压态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 合金的 XRD 图谱,图中可知,Mg-Bi 合金中主要由 α-Mg 和 Mg₃Bi₂ 相组成。图 2 为均匀化态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 合金的 OM 照片和挤压态 Mg-Bi 合金的 SEM 照片以及对应的 EDS 面分布图。从图 2a、2b 可以看出,Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 在均匀化退火后,晶界清晰,晶粒普遍较大,平均晶粒尺寸(average grain size, AGS)分别为 296.8 和 343.6 μm。图 2c、2d 显示,挤压态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 合金的晶粒明显细化。Mg-3Bi 仍可以观察到晶界,而 Mg-6Bi 合金的晶粒更小。说明 Mg-

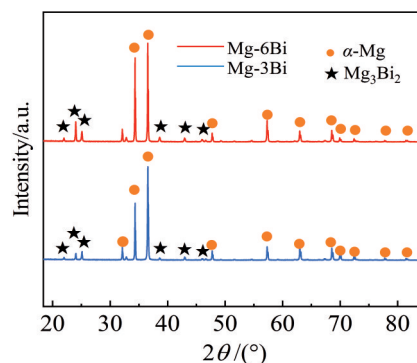


图 1 挤压态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of extruded Mg-3Bi and Mg-6Bi alloys

Bi 合金在挤压变形过程中,晶粒发生动态再结晶。随着 Bi 元素的加入,晶粒得到进一步细化。图 2e、2g 和 2f、2h 进一步验证了 Mg-Bi 合金中 Mg₃Bi₂ 相的存在,可以看到, Mg-6Bi 合金的第二相数量明显多于 Mg-3Bi,且第二相被拉长,主要有长条状、短棒状和颗粒状 3 种形态。图 3 为挤压态 Mg-Bi 合金晶粒尺寸的测量结果,挤压态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 合金的平均晶粒尺寸分别为 5.40 和 3.30 μm,约为其均匀态晶粒尺寸的 1/50 和 1/100。图 3 还显示 2 种合金 90% 的晶粒尺寸分别小于 9.57 和 5.72 μm,再次验证了添加 Bi 元素的晶粒细化效果。图 4 分别为挤压态 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 的 EBSD 图,图 4a、4b 的菊池带衬度图(band contrast, BC)中,白色箭头所指的是 Mg₃Bi₂ 相,可以看出 Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 均呈现出细小的动态再结晶晶粒结构。根据图 4c、4d 的反极图(inverse pole figure, IPF),图中白色晶界线表示取向差为 2°~5°,红色为 5°~10°,两者均为小角度晶界,黑色>10°即大角度晶界。红色的晶粒表示变形晶粒,蓝色和绿色的晶粒是动态再结晶晶粒,合金由粗晶粒和动态再结晶晶粒组成。在图 4c 中,Mg₃Bi₂ 以细小弥散的微粒分布在镁基体中,还可以观察到大量红色箭头所指的“弓出”的晶界。相关研究表明,镁合金因晶粒间不相容,使晶界处出现波动,阻碍了晶界滑移和剪切,使得位错在晶界处积聚,随着变形深入,局部应力不断集中,在不均匀应变的作用下,部分锯齿状晶界的凸出,形成不连续动态再结晶晶核^[13-14]。因此,Mg-3Bi 合金在 400 ℃挤压变形下,主要软化机制是不连续动态再结晶。图 4d 中,清楚地观察到长条状的 Mg₃Bi₂ 相颗粒,同样也发现晶界“弓出”现象,说明 Mg-6Bi 合金也存在不连续动态再结晶。此外,对比图 4e、4f 的核平均取向差(kernel average misorientation, KAM)图发现,绿色和蓝色分别表示高、低应变区,在 Mg-3Bi 合金中,局部应变主要分布在晶界和晶界内部,而在 Mg-6Bi 合金中,应变区域主要围绕在 Mg₃Bi₂ 相周围。在挤压过程中, Mg-6Bi 材料中的 Mg₃Bi₂ 相与镁基体不相匹配,导致 Mg₃Bi₂ 相周围产生了

表 1 Mg-xBi 实验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of prepared Mg-xBi alloys (wt%)

Material	Bi	Mg
Mg-3Bi	3.03	Bal.
Mg-6Bi	5.94	Bal.

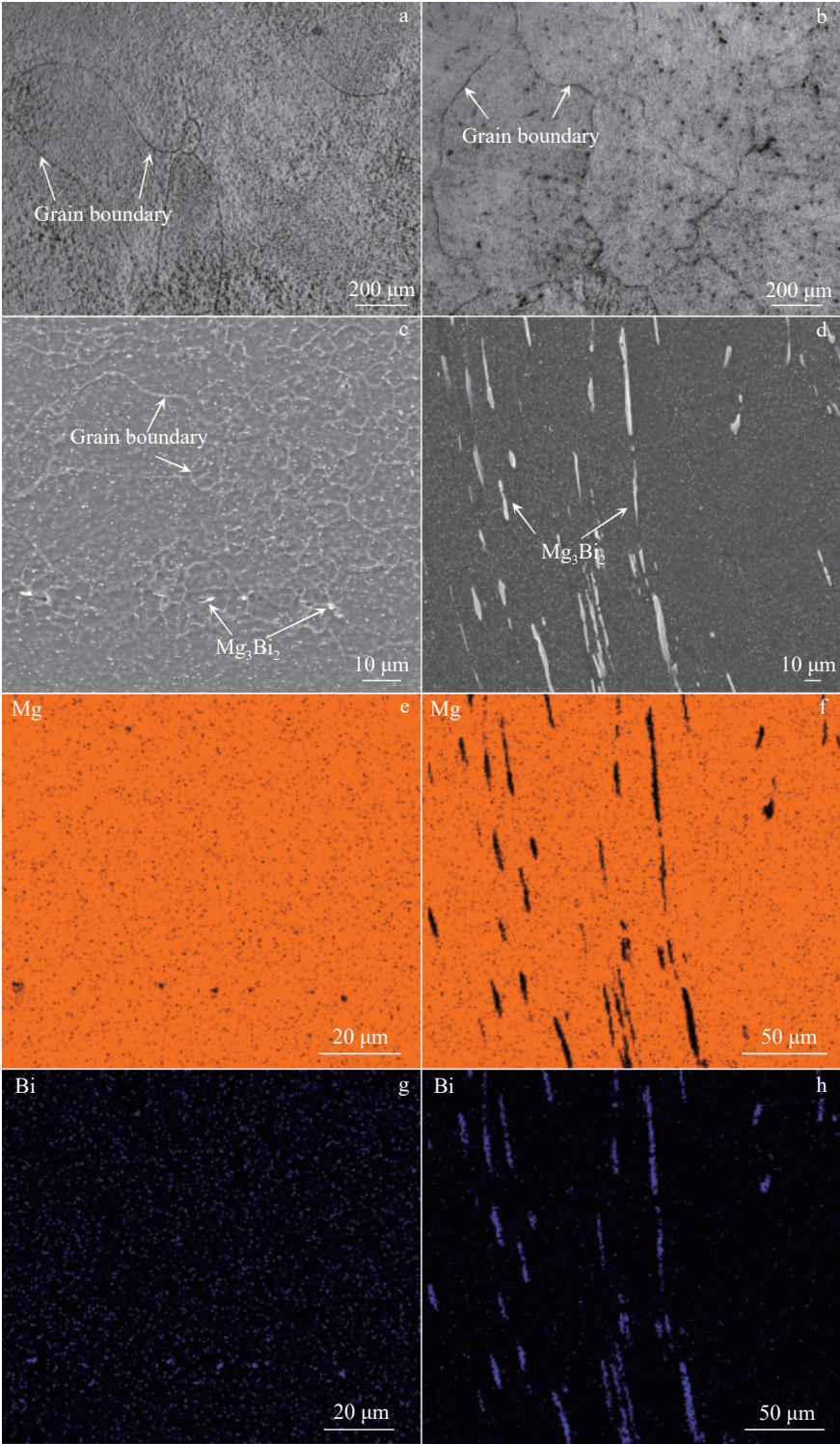


图2 退火态Mg-Bi合金的OM照片和挤压态Mg-Bi合金的SEM照片及对应的EDS面分布图

Fig.2 OM images of annealed Mg-Bi alloys (a–b), SEM images of extruded Mg-Bi alloys (c–d) and corresponding EDS element mappings (e–h): (a, c, e, g) Mg-3Bi; (b, d, f, h) Mg-6Bi

图 4c、4d 白色箭头所指的应变梯度区域(又称粒子变形区),该区域存在较大的取向差,这一区域促发了初始晶粒发生再结晶。Humphreys^[15-16]和 Ferry^[17]等研究表明,在塑性变形过程中,合金中大于 1 μm 的第二相粒子周围的位错密度升高,使得该区域具有较大的应变梯度,从而

有利于再结晶晶粒的形核。Schäfer 等^[18]研究表明,在铸铝合金中大的不可变形颗粒周围形成了一个特殊的区域,其特征是高局部应变和高取向梯度。Shi 等^[19]研究粒子变形区对 SiC_p/Mg-5Zn 材料的影响发现,随着粒子变形区尺寸增大,动态再结晶晶粒占比与析出相的体积分

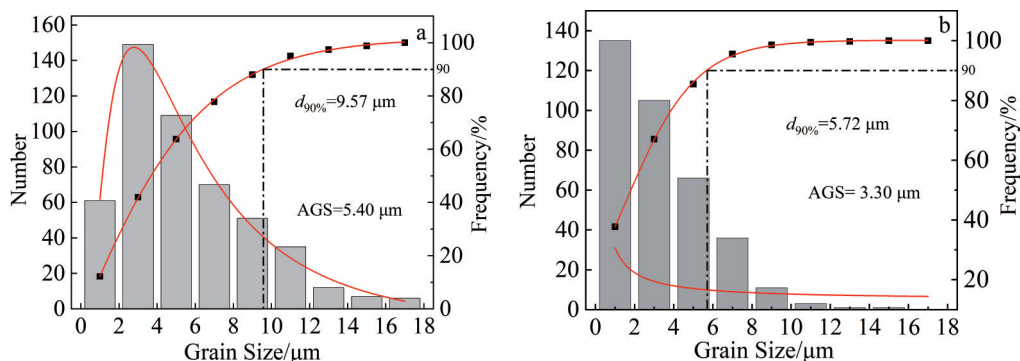


图3 挤压态Mg-Bi合金的晶粒尺寸

Fig.3 Grain size of extruded Mg-3Bi (a) and Mg-6Bi (b) alloys

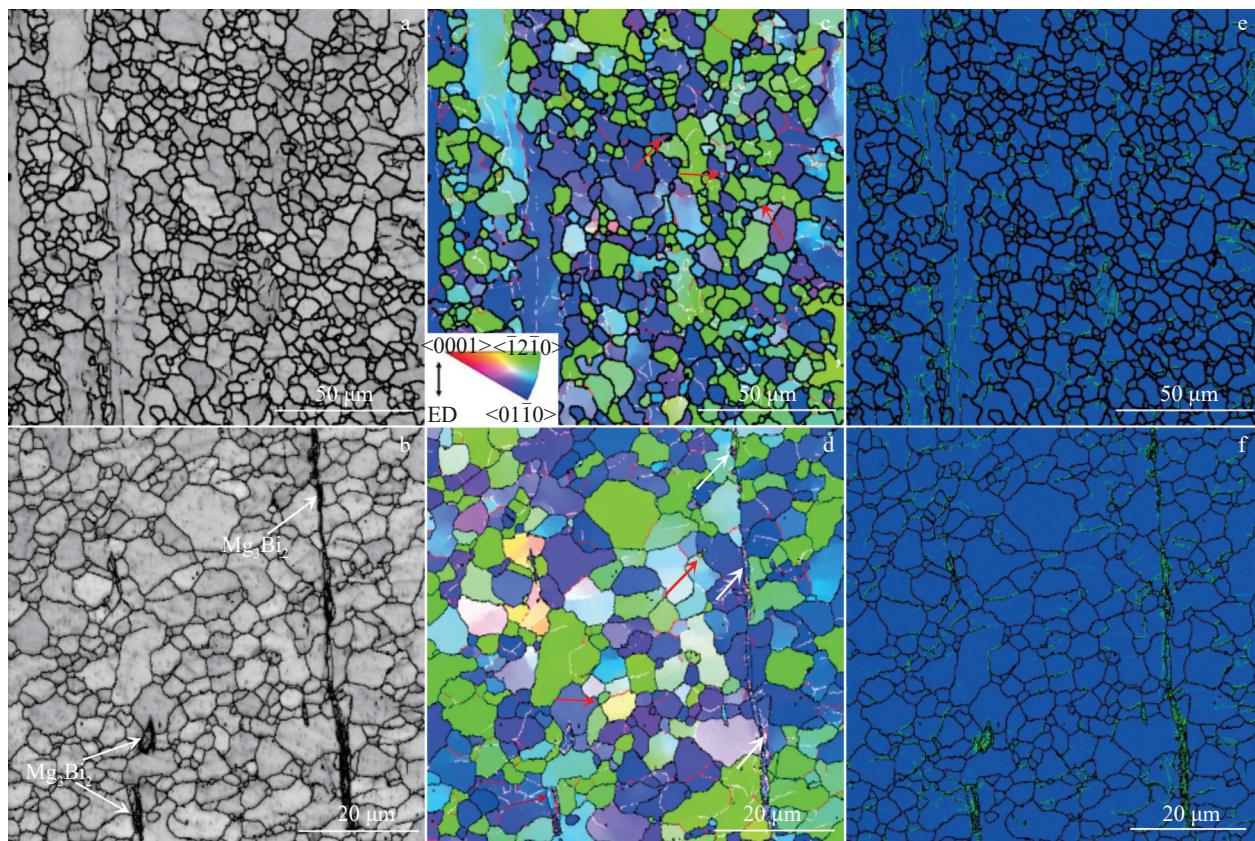


图4 挤压态Mg-3Bi和Mg-6Bi合金的EBSD图

Fig.4 EBSD maps of extruded Mg-3Bi (a, c, e) and Mg-6Bi (b, d, f) alloys: (a–b) BC maps; (c–d) IPFs (red arrows indicate the grain boundary bulges and white arrows indicate the particle deformation region); (e–f) KAM

数和尺寸均减小。可以推测, Mg_3Bi_2 相周围形成高应变梯度区域, 直接影响着晶粒再结晶程度, 但需要进一步研究影响程度。在挤压变形过程中, Mg-6Bi 合金除了发生不连续动态再结晶, 还发生了粒子诱导再结晶。

3.2 挤压过程中的显微组织演变

为研究 Mg-Bi 合金的热变形行为及其晶粒动态再结晶机理, 以 Mg-6Bi 合金作为典型研究对象, 主要分析合金从模具入口至出口的不同位置的微观组织变化。挤压期间被划分为阶段I~III, 即初始挤压阶段I、中期挤压阶

段II、挤压完成阶段III, 3个阶段的挤压比分别约为2、4、11, 并选定6个区域进行研究, 分别记为区域1、区域2、区域3、区域4、区域5以及区域6, 其中区域1、3和5为距离模具约2 mm处的合金边缘处, 区域2、4、6为合金的中间区域, 详细见图5挤压试样在模具中的位置分布图。图6分别为区域1、区域2、区域3、区域4、区域5及区域6的BC图、反极图和极图。图中白色箭头所指的为粒子变形区, AGS为动态再结晶晶粒的平均晶粒尺寸。采用晶粒取向分布 (grain orientation spread, GOS) 来测定再结晶晶

粒的比例,当GOS值 $\leq 1.2^\circ$ 时,认为晶粒发生了动态再结晶。GOS值 $\geq 1.2^\circ$ 时,则认为是变形组织,未发生动态再结晶^[20-21]。

在初始挤压阶段I,如图6a、6a₁所示,区域1沿最初的大角度晶界形成了1~10 μm 的项链状细小动态再结晶晶粒和倾斜的柱状晶。小角度晶界的比例约为42.1%,项链状晶粒结构说明晶粒发生了不连续动态再结晶。图6a₂中极图显示,柱状晶c轴与挤压方向(ED)偏离约45°,几乎与挤压模具方向平行,该组织类似于等通道转角挤压(equal-channel angular pressing, ECAP)变形组织,有文献报道在变形初期,随着ECAP通道的通过,原始粗晶粒在交叉通道的强烈剪切作用下,沿45°方向发生剪切伸长^[22]。图6b中有类似的项链状晶粒组织,但与图6a不同的是,未观察到柱状晶粒,充分表明沿模具边缘部位具有更大的应变。

在中期挤压阶段II,变形更加严重,如图6c、6c₁所示,边缘区域3中除观察到项链状晶粒结构和柱状晶粒外,还可以看到在第二相周围形成了更细小的晶粒,这与粒子诱导再结晶有关,也说明粒子诱导再结晶机制下的细化效果要优于不连续动态再结晶机制。图6c₂中极图显示,晶粒c轴垂直于挤压方向,且织构明显增强,晶粒的生长方向与区域1一致,无明显变化。在中心区域4中,晶粒c轴垂直于挤压方向,呈现出典型挤压纤维组织,存在少量变形组织,区域2和区域4除晶粒细化外,其他无明显差别。

在挤压完成阶段III,变形已结束,区域5和区域6合金几乎无明显变形组织,具有较高的再结晶程度,第二相

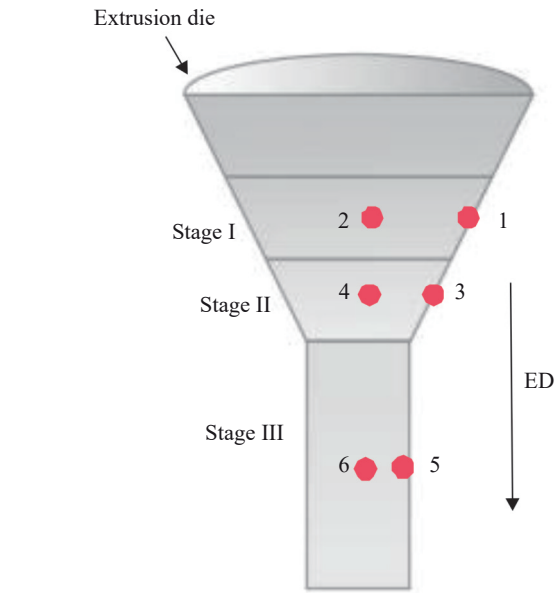


图5 挤压态试样在模具中的位置分布图
Fig.5 Location distribution map of the extruded specimen within the die

周围晶粒尺寸明显细化,晶粒c轴垂直于挤压方向,呈现典型挤压纤维组织,较I和II阶段,阶段III的织构明显弱化。可以推测,在初始挤压阶段I的粒子诱导再结晶并不明显,主要发生在挤压中期阶段II和挤压完成阶段III,说明当变形量累积一定程度后,粒子诱导再结晶才被启动。从图6a₂~6f₂极图可以看出,随着变形的深入进行,合金(0001)面最大织构强度从41.1 MUD下降为17.4 MUD,

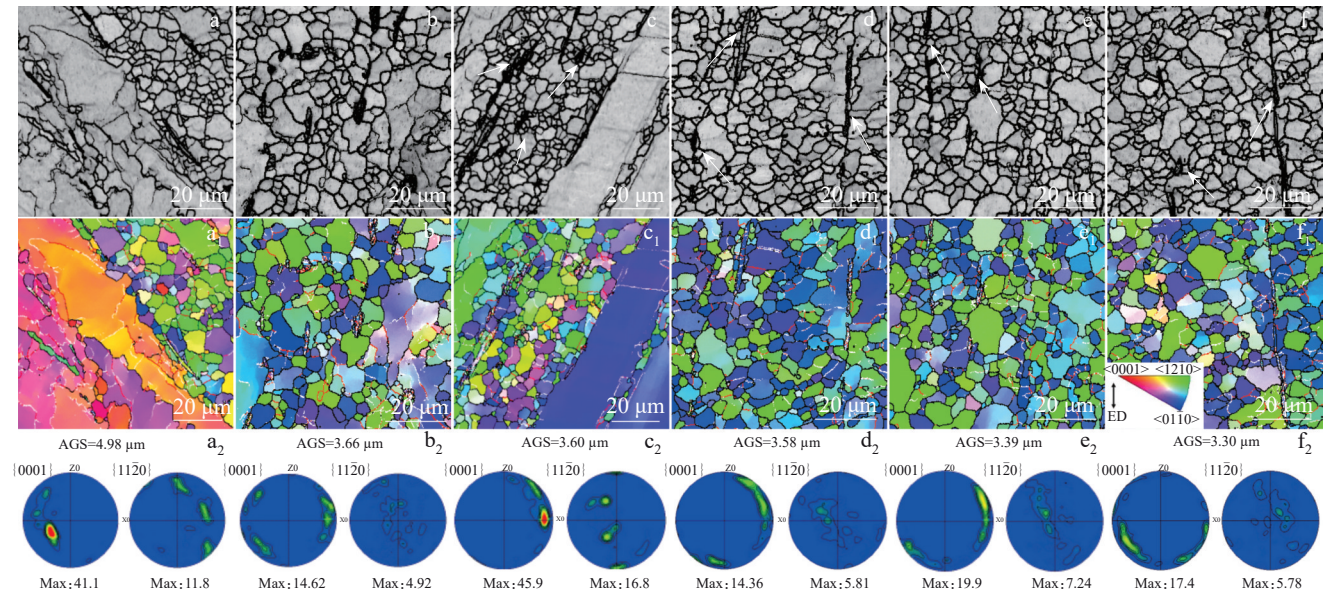


图6 挤压Mg-6Bi合金在不同挤压阶段不同区域的EBSD图
Fig.6 BC maps (a-f), IPFs (a₁-f₁) and PFs (a₂-f₂) of extruded Mg-6Bi alloy in different regions at different extrusion stages: (a, a₁, a₂) region 1, (b, b₁, b₂) region 2, (c, c₁, c₂) region 3, (d, d₁, d₂) region 4, (e, e₁, e₂) region 5, and (f, f₁, f₂) region 6

同样(11 $\bar{2}$ 0)面从11.8 MUD下降为5.78 MUD,说明随着变形量的增加,合金晶粒织构逐渐弱化。

图7为沿着挤压方向的合金处于模具边缘位置的GOS图,从图中可知,合金区域1、区域3和区域5的动态再结晶比例分别为14.8%、17%和42.6%,说明随着挤压的深入,金属与模具边缘之间的摩擦力增大,挤压剪切应力增加,动态再结晶程度增大。而沿着挤压方向处于模具中心位置的区域2、区域4和区域6的动态再结晶比例分别为26.8%、30.4%、29.3%,可知该区域合金从进入模具到出模具口的过程中,动态再结晶程度变化不明显,说明模具中心区域周围的剪切应力相对均匀。但在合金即将被挤出模具口时,沿边缘位置的合金要比中心位置的合金承受更多的应力应变。可以得出,Mg-Bi合金在模具挤压过程中的热变形并不均匀,其动态再结晶程度与合金处在模具的位置密切相关,较中心区域,合金通过边缘区域时,摩擦力大,剪切应力增加,易发生动态再结晶。

3.3 力学性能

图8为挤压态Mg-3Bi和Mg-6Bi的工程应力-工程应变曲线,可以看出,随着Bi含量由3wt%增加到6wt%,合金的塑性变形阶段逐渐增长,断后伸长率由2.1%增加到5.6%,抗拉强度由188.2 MPa提高到209.2 MPa。

图9为挤压态Mg-3Bi和Mg-6Bi合金的明场像和EDS面分布,图9a中显示了Mg-3Bi中Mg₃Bi₂相在晶界

和晶内的分散状况,清晰地看到大部分Mg₃Bi₂相为微米/亚微米尺寸的第二相,还有少量的纳米Mg₃Bi₂析出相,第二相沿晶界分布并钉扎在晶界上,可以有效地抑制晶界扩散和晶界运动。同时发现,单独分散的第二相周围存在位错线,但第二相较为集中的区域,晶界附近的位错密度较高。高位错密度区域应变梯度大,是发生再结晶形核点,促使母晶发生动态再结晶,进一步细化晶粒,这之前发现的粒子诱导再结晶机制密切相关。高密度位错还会阻碍孪晶界迁移而抑制孪生,迫使变形以滑移为主。图9b可以看到,较Mg-3Bi合金,Mg-6Bi合金第二相的体积分数增大,同样存在纳米级、亚微米级和微米级的Mg₃Bi₂颗粒。图9c中发现位错主要围绕长条状Mg₃Bi₂相的两侧分布,说明第二相两侧存在明显的应变梯度,可以推测,在这些区域内或附近容易再结晶形核,很好地解释了图4f中推测的粒子变形区,图9d、9e进一步证明了第二相为Mg₃Bi₂,与XRD检测数据一致。

一般来说,镁合金增强拉伸屈服强度的强化机制主要有4种,分别是细晶强化、析出强化、位错强化和固溶强化。Mg-Bi合金关键的组织特征包括细小的再结晶晶粒、不同大小及形态的第二相以及部分位错。因此,以Mg-6Bi合金为研究对象,其拉伸屈服强度包含以下几个方面:

$$\sigma_{\text{TYS}} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{GB}} + \Delta\sigma_{\text{Pre}} + \Delta\sigma_{\text{Dis}} + \Delta\sigma_{\text{Sol}} \quad (1)$$

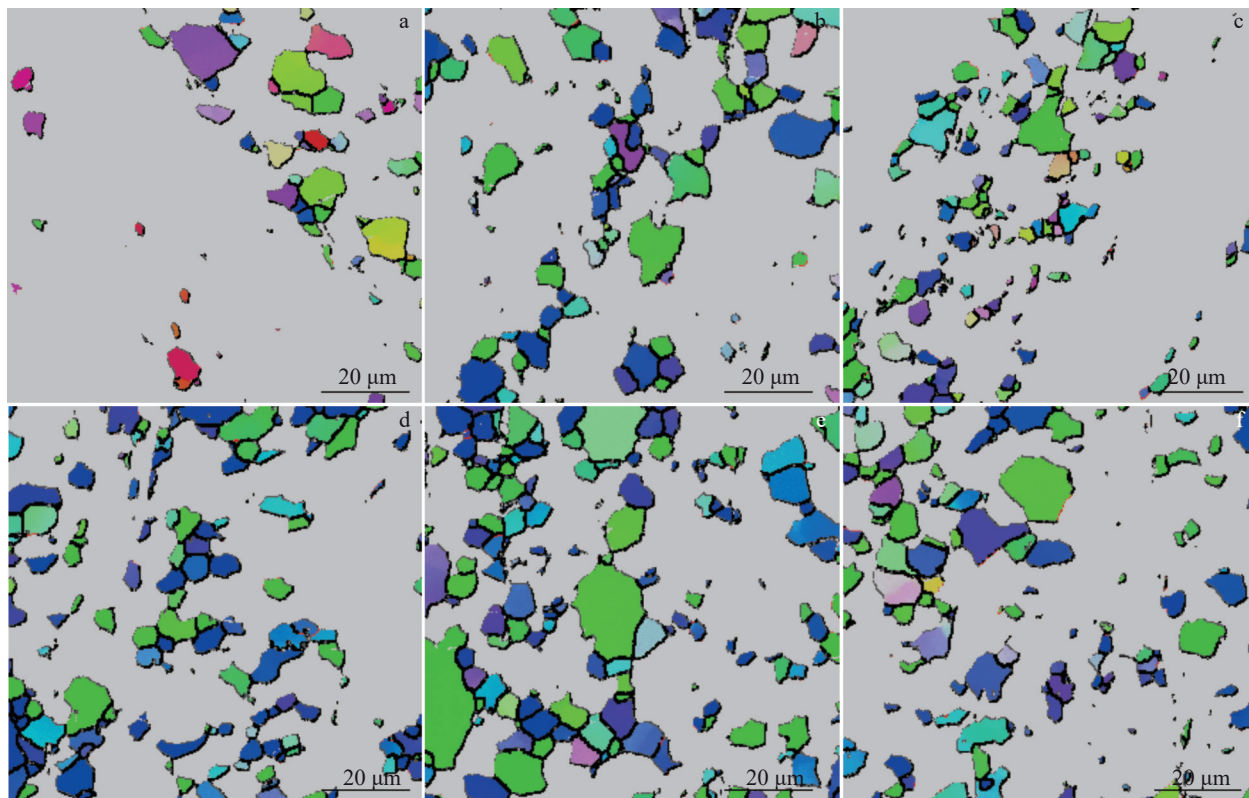


图7 挤压态Mg-6Bi合金的GOS图

Fig.7 GOS images of extruded Mg-6Bi alloys: (a) region 1, (b) region 3, (c) region 5, (d) region 2, (e) region 4, and (f) region 6

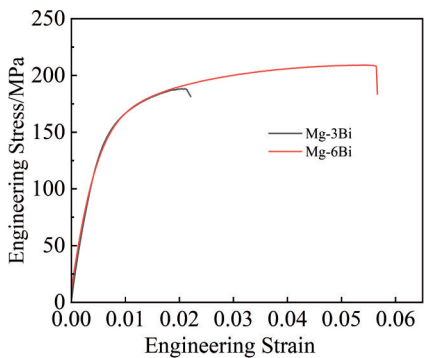


图8 挤压态Mg-3Bi和Mg-6Bi合金的工程应力-工程应变曲线
Fig.8 Engineering stress-engineering strain curves of extruded Mg-3Bi and Mg-6Bi alloys

式中, σ_{TYS} 为拉伸屈服强度(MPa), σ_0 为摩擦应力, $\Delta\sigma_{\text{GB}}$ 、 $\Delta\sigma_{\text{Pre}}$ 、 $\Delta\sigma_{\text{Dis}}$ 和 $\Delta\sigma_{\text{Sol}}$ 分别晶粒细化、第二相、位错以及固溶的强度贡献。首先, 根据 Hall-Petch 方程, 可以通过以下公式计算添加 6wt% Bi 晶粒细化后对强度的贡献:

$$\Delta\sigma_{\text{GB}} = k(d_2^{-0.5} - d_1^{-0.5}) \quad (2)$$

式中, d_1 、 d_2 分别为 Mg-Bi 合金挤压前后的平均粒径 (343.6 和 3.3 μm), k 为 Hall-Petch 斜率。对于纤维织构较强的 Mg-Bi 合金, 以 k 为 303 $\text{MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ 来估算晶粒细化对强化的贡献^[23]。因此, 细晶强化对拉伸屈服强度的贡

献为 150 MPa。其次, Mg_3Bi_2 相通过 Orowan 绕过机制贡献强度^[24]:

$$\Delta\sigma_{\text{Pre}} = \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \left(\frac{0.779}{\sqrt{f}} - 0.785 \right) d_p \cdot \ln \frac{0.785d_p}{b} \quad (3)$$

式中, G 为 Mg 基体相的剪切模量 (17 GPa), b 为滑移位错的 Burgers 矢量 (0.32 nm), ν 为泊松比 (0.3), d_p 为纳米级第二相的平均晶粒尺寸, 由图 9a 通过 Image J 测得约 70 nm。 f 为纳米级第二相体积分数, 根据以下公式进行估算:

$$f = \frac{mV_{\text{Mg}_3\text{Bi}_2}}{V_{\text{total}}} \times 100\% \quad (4)$$

式中, $V_{\text{Mg}_3\text{Bi}_2}$ 为 Mg_3Bi_2 相的体积 (μm^3)。假设除溶解在 Mg 基体中的 Bi 以外, 其他 Bi 全部转变为 Mg_3Bi_2 相。 $V_{\text{Mg}_3\text{Bi}_2}$ 由 Mg-Bi 合金 ICP 测量的 Bi 质量减去 EDX 检测出镁基体中溶质的 Bi 质量后, 再除以 Mg_3Bi_2 密度即可得出。 V_{total} 为合金铸锭的体积 (μm^3), m 为纳米级 Mg_3Bi_2 析出相比比例系数, 由图 9a 估算得出约为 0.2, 计算 f 约为 0.26%。

根据公式 (3), 纳米级 Mg_3Bi_2 相对拉伸屈服强度的增量为 5.2 MPa。虽然微米尺度的 Mg_3Bi_2 相可以诱导再结晶成核以细化晶粒, 但准确量化粒子诱导再结晶对拉

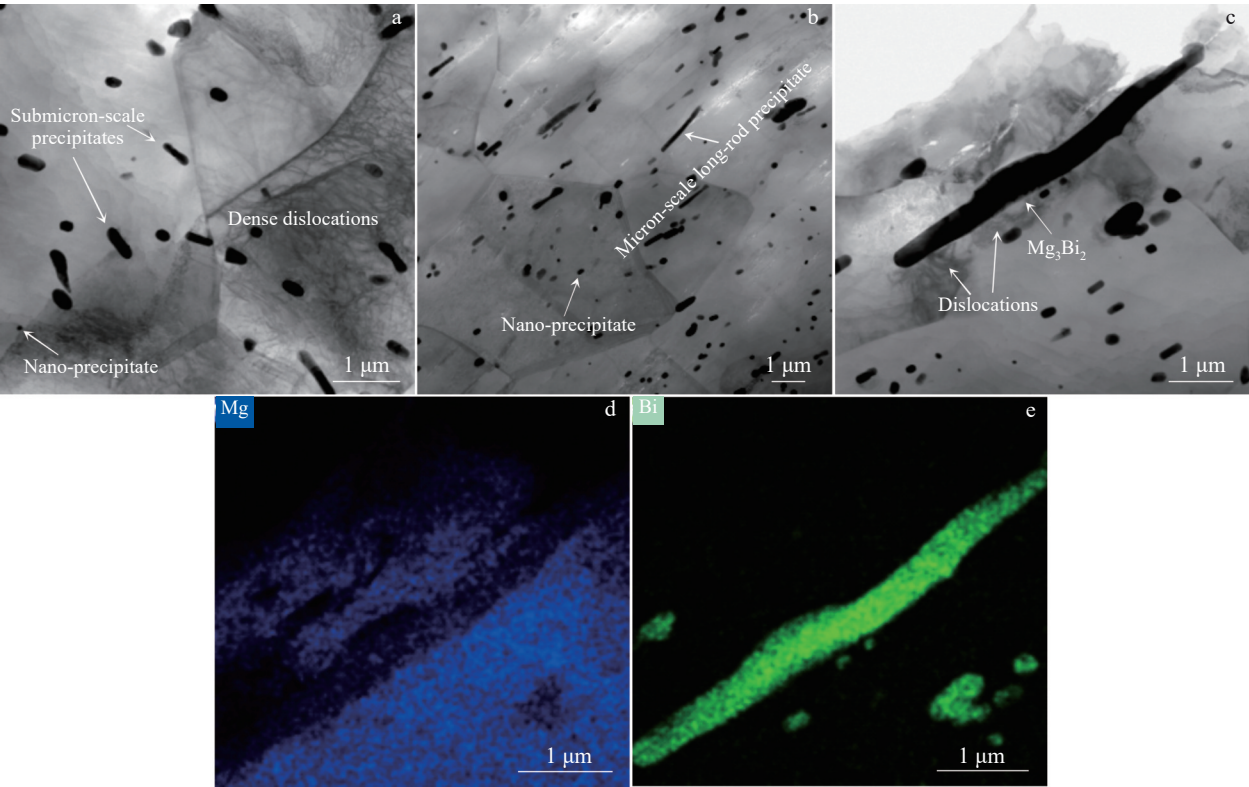


图9 挤压态Mg-Bi合金TEM图和EDS面分布图

Fig.9 TEM images of extruded Mg-Bi alloys: (a) Mg-3Bi; (b) Mg-6Bi; (c) long-rod precipitate in Mg-6Bi; (d-e) EDS element mappings corresponding to Fig.7c

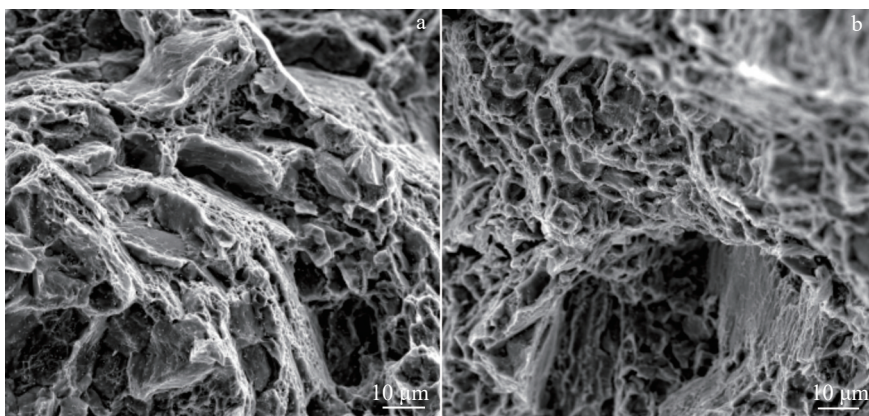


图10 挤压态 Mg-Bi 合金拉伸断口的 SEM 照片

Fig.10 SEM images of tensile fracture of extruded Mg-3Bi (a) and Mg-6Bi (b) alloys

伸屈服强度的贡献仍然是一个挑战。最后,通过 Taylor 公式可以计算出位错对拉伸屈服强度的贡献:

$$\Delta\sigma_{\text{Dis}} = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (5)$$

式中, α 为经验常数,与材料变形机制相关(0.2), ρ 为位错密度($2.9 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$),得出位错对强度的贡献为 18.5 MPa。因 Bi 元素在镁基体中的溶解度有限,导致挤压态 Mg-Bi 合金的固溶强化贡献不显著(<3%),已经被多项实验研究证明^[25]。

综上所述,提高 Mg-Bi 合金力学性能的贡献从高到低依次为晶粒细化、位错强化和纳米相强化机制。

图 10 显示了挤压态 Mg-Bi 合金拉伸试样断裂的 SEM 照片。从图 10a 和 10b 可以看到,Mg-3Bi 和 Mg-6Bi 均存在不同程度大而深的韧窝,表明 Mg-Bi 合金在断裂前经历了显著的塑性变形。较 Mg-3Bi, Mg-6Bi 的韧窝密度更大,表明 Mg-6Bi 合金在断裂过程中,更多的位置发生塑性变形,分散了应力集中,延缓断裂,表现出更好的塑性。

4 结论

1)当 Bi 含量由 3wt% 增加到 6wt%,合金塑性显著提升,断后伸长率由 2.1% 增加到 5.6%,抗拉强度由 188.2 MPa 提高到 209.2 MPa。

2)高温挤压变形时,Mg-3Bi 合金的软化机制主要是不连续动态再结晶,Mg-6Bi 合金的是不连续动态再结晶和粒子诱导再结晶,其中前者的晶粒尺寸要大于后者。

3)Mg-Bi 合金在沿模具挤压时,模具边缘区域应变明显大于中心区域,形成类似于等通道转角挤压变形结构,当变形量累积到一定程度后,粒子诱导再结晶机制启动。

4)Mg-Bi 合金挤压变形结束后,模具边缘区域和中心区域的晶粒均呈现高度再结晶状态,晶粒 c 轴垂直于挤压方向,形成典型挤压纤维组织,该结构是不连续动态

再结晶、粒子诱导再结晶及第二相钉扎效应共同作用的结果。

5)对 Mg-Bi 合金力学性能提升的贡献从高到低依次为晶粒细化、位错强化和纳米相强化机制。较 Mg-3Bi 合金,Mg-6Bi 的韧窝密度更大,分散了应力集中,表现出更好的塑性。

参考文献 References

- [1] Huang Yuanding, Zhang Yaping, Song Jiangfeng *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(11): 3926
- [2] Guo Enyu, Du Zelong, Chen Xiaobo *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 195: 93
- [3] Zheng Renhui(郑仁辉), Liu Jianglin(刘江林), Jia Rui(贾睿) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 1928
- [4] He Ronghui, Wang Han, Zhang Ze *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(11): 3697
- [5] Joshi U, Babu N H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 971
- [6] Somekawa Hidetoshi, Singh Alok. *Scripta Materialia*[J], 2018, 150: 26
- [7] Yuan Guangyin, Sun Yangshan, Ding Wenjiang. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 308(1-2): 38
- [8] Zhai Haowei, Wang Li, Wang Qinghang *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 3973
- [9] Dai Chaoneng, Peng Yinhong, Wang Jingfeng *et al.* *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2024, 185: 111658
- [10] Zhou D W, Liu J S, Xu S H *et al.* *Physica B: Condensed Matter*[J], 2010, 405(13): 2863
- [11] Yu Hui, Liu Ya, Liu Yu *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 940
- [12] Guo Tingting, Lu Xuerong, Varma Ramesh Kumar *et al.* *Frontiers in Materials*[J], 2021, 8: 633789
- [13] Zhang Jianyue, Peng Peng, Yang Qingshan *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(12): 4407

- [14] Wu Z L, Nakata T, Xu C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 922: 147624
- [15] Humphreys F J. *Scripta Materialia*[J], 2000, 43(7): 591
- [16] Humphreys F J *et al. Acta Metallurgica*[J], 1977, 25(11): 1323
- [17] Ferry M, Humphreys F J. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(8): 3089
- [18] Schäfer C, Song J, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(4): 1026
- [19] Shi Quanxin, Wang Cuiju, Deng Kunkun *et al. Materials Today*[J], 2024, 41: 110569
- [20] Barrett C D, Imadoust A, Oppedal A L *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 128: 270
- [21] Song Yanli, Wu Yuhang, Lu Jue *et al. Metals*[J], 2023, 13(5): 944
- [22] Zhang Ling, Li Yinglong. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2024, 34(2): 376
- [23] Wang Y N, Chang C I, Lee C J *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 55(7): 637
- [24] Nie J F. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(8): 1009
- [25] Wang Qinghang, Zhai Haowei, Liu Lintao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 924: 166337

Research on Thermal Deformation Behavior of Mg-Bi Alloys

You Jianwei¹, Yao Yuhong¹, Liu Jiangnan¹, Wang Xinyu², Ren Mengfei²

(1. Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

(2. Yulin Yuyang District Dongmei Technology Co., Ltd, Yulin 719000, China)

Abstract: The extrusion deformation behavior of Mg-3Bi and Mg-6Bi alloys at 400 °C and a strain rate of 0.001 s⁻¹ was investigated, and the microstructure characteristics during extrusion were analyzed. Results show that as the Bi content increases from 3wt% to 6wt%, the plasticity of the alloy significantly improves, with the elongation increasing from 2.1% to 5.6%, and the tensile strength increasing from 188.2 MPa to 209.2 MPa. During high temperature extrusion deformation, the dominant softening mechanism of the Mg-3Bi alloy is discontinuous dynamic recrystallization (DDRX), whereas that of the Mg-6Bi alloy involves both DDRX and particle-stimulated nucleation (PSN). In this process, the grain size resulting from DDRX is larger than that produced by PSN. When Mg-Bi alloys are extruded through the die, the strain in the edge region of the die is significantly greater than that in the central region, consequently forming a deformation texture similar to that produced by equal-channel angular pressing (ECAP). Once the accumulated strain reaches a critical value, PSN is initiated. After extrusion deformation, the grains in both edge and central regions of the die exhibit a high degree of recrystallization, with their *c*-axes perpendicular to the extrusion direction, forming a typical extrusion fiber texture. The ranked contributions to the improvement of mechanical properties of Mg-Bi alloys, in descending order, are grain refinement, dislocation strengthening and nano-phase strengthening mechanisms. Compared with the Mg-3Bi alloy, the dimple density of Mg-6Bi alloy is higher, which disperses stress concentration and consequently enhances plasticity.

Key words: Mg-Bi alloy; extrusion heat deformation; mechanical property; dynamic recrystallization

Corresponding author: Yao Yuhong, Professor, School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, P. R. China, Tel: 0086-29-86173324, E-mail: yaoyuhong@xatu.edu.cn