

# Ti颗粒添加对AZW9100镁合金组织及力学性能的影响

郭光辉 郭文波 向渴望 吕书林 严兆祥 吴智敏 毛有武 吴树森

(华中科技大学材料科学与工程学院,材料成形与模具技术全国重点实验室,武汉 430074)

**摘 要** 研究了微量Ti颗粒含量对铸挤一体化成形Ti/AZXW9100合金的微观组织和力学性能的影响。结果表明,挤压铸造Ti/AZXW9100坯料的基体晶粒明显细化,部分分离共晶相消失;随着Ti颗粒含量的提高(0~1%,质量分数,下同), $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相由连续网状转变为半连续网状,最后转变为短棒状。热挤压后,第二相的面积分数减少,导致基体的再结晶晶粒尺寸变大;由部分分离共晶相发展而来的厚纤维带消失。因变形引起的晶粒细化导致晶界处产生大量具有随机组织的再结晶晶粒,使整体织构强度减小、基面滑移Schmid因子增大。厚纤维带消失和第二相面积分数减少,以及较低的织构强度和较高的基面滑移Schmid因子,使Ti/AZXW9100具有较高的伸长率;同时由于固溶强化的补偿,强度略有提升。这些因素的共同作用使得Ti/AZXW9100在强度不下降的情况下伸长率显著提高。1.0Ti/AZXW9100合金获得了优异的综合力学性能,抗拉强度为302 MPa,屈服强度为187 MPa,伸长率为18.5%。

**关键词** AZW9100镁合金;Ti颗粒;挤压铸造;织构;力学性能

**中图分类号** TG146.22

**文献标志码** A

**DOI**:10.15980/j.tzzz.T20250059

## Effects of Ti Particle Addition on Microstructures and Mechanical Properties of AZW9100 Alloy

GUO Guanghui, GUO Wenbo, XIANG Kewang, LÜ Shulin, YAN Zhaoxiang, WU Zhimin, MAO Youwu, WU Shusen

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

**Abstract:** The influence of trace Ti particle content on the microstructure and mechanical properties of Ti/AZXW9100 by continuous squeeze casting-extrusion process was investigated. The results indicate that the matrix grains of Ti/AZXW9100 billet by squeeze casting are significantly refined, and partially separated eutectic phase disappears. With the increase of Ti particle content (0~1%), the morphology of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase is transformed from continuous network to semi-continuous network, and finally to short rod. After hot extrusion, the area fraction of the second phase is decreased, resulting in a larger recrystallized grain size in the matrix. The thick fiber band derived from the partially separated eutectic phase disappears, and the grain refinement caused by deformation leads to the generation of a large number of recrystallized grains with random texture at the grain boundary, which reduces the overall texture strength and enhances the basal slip Schmid factor. Due to the disappearance of thick fiber bands and area fraction reduction of the second phase, as well as the lower texture strength and higher basal slip Schmid factor, Ti/AZXW9100 exhibits a higher elongation. Meanwhile, the strength of alloy is slightly improved owing to the compensation of solid solution strengthening. The combined effect of these factors significantly increase the elongation of Ti/AZXW9100 without a decrease in strength. Finally, excellent comprehensive mechanical properties are achieved in 1.0Ti/AZXW9100 alloy, where the tensile strength, yield strength and elongation are 302 MPa, 187 MPa, and 18.5%, respectively.

**Key Words:** AZW9100 Magnesium Alloy, Ti Particles, Squeeze Casting, Texture, Mechanical Properties

随着环保要求的提高,具有低密度、高比强度的镁合金逐渐受到重视。然而,镁合金的着火点低<sup>[1-2]</sup>、耐腐蚀性

收稿日期:2025-02-13;修订日期:2025-02-22

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52175321)

第一作者简介:郭光辉,男,2000年出生,硕士研究生,E-mail: justggh@hust.edu.cn

通信作者:毛有武,男,1965年出生,高级工程师,E-mail: maoyouwu\_hust@163.com

引用格式:郭光辉,郭文波,向渴望,等. Ti颗粒添加对AZW9100镁合金组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(6): 932-939.

GUO G H, GUO W B, XIANG K W, et al. Effects of Ti particle addition on microstructures and mechanical properties of AZW9100 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(6): 932-939.

差<sup>[3-4]</sup>、绝对强度偏低,极大地限制了其应用范围。与商用 AZ31 和 AZ91 镁合金相比,最近开发的 Mg-Al-Zn-Ca-Y (AZXW) 合金具有优异的耐火性、耐腐蚀性和力学性能,有望应用于汽车、火车和飞机等部件的制造。

在镁合金的众多加工工艺中,热挤压因工艺流程短且能制备形状复杂的零件,具有广阔的应用前景。热挤压过程中的动态再结晶能显著细化镁合金晶粒,改善合金的微观组织,从而提高合金的强度和塑性。但是常规热挤压前一般需要将铸坯进行均匀化热处理,将第二相完全固溶以提高材料的可挤压性,不仅导致工艺流程长,而且也削弱了第二相对基体晶粒再结晶的促进作用。LI Z F 等<sup>[5]</sup>研究了均匀化退火时间对 AZ91 合金的影响,发现经短时间退火后,合金中残留的细小球形  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 颗粒在热挤压过程中促进了基体的再结晶,合金力学性能明显提高。WANG C J 等<sup>[6]</sup>的研究表明,AZ91 合金中残存的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相能降低基面织构强度。PARK S H 等<sup>[7]</sup>的研究表明,随着固溶温度升高,第二相完全溶解,其 PSN 效应减弱,在挤压过程中析出的细小沉淀物增多,抗拉强度显著提升,但伸长率下降。CHEN B 等<sup>[8]</sup>的研究表明,热挤压过程中析出  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相能够显著提高强度,但是未溶解的粗大  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相则会成为微裂纹的形核位点,使材料过早断裂。此外,PU D M 等<sup>[9]</sup>研究了 Ti 颗粒对 AZ91 合金组织和力学性能的影响,发现 Ti 颗粒的添加降低了  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的含量,同时大幅提高了合金的伸长率。CHEN G 等<sup>[10]</sup>的研究也表明,Ti 颗粒能抑制 Mg-Al 合金中第二相析出,细化第二相尺寸。以上研究结果说明第二相在热变形过程中对镁合金的力学性能具有重要影响,因此控制第二相的尺寸、含量及分布,对提高镁合金的综合力学性能具有积极意义。

本研究前期提出了一种将挤压铸造与热挤压相结合的新工艺(铸挤一体化),此工艺首先采用挤压铸造细化镁合金的晶粒和第二相,并促使第二相均匀分布,待铸锭冷却至 300 ℃ 左右直接开始热挤压,由于未进行均匀化热处理,合金中预先存在的第二相能够起到促进基体再结晶和抑制再结晶晶粒长大的作用<sup>[11-12]</sup>。因此,本研究采用添加微量 Ti 颗粒的方法来改善 AZXW9100 镁合金铸锭的基体组织,随后将合金进行铸挤一体化成形,探究 Ti 颗粒添加量对合金微观组织和力学性能的影响,旨在为相关研究和应用提供参考。

1 试验方法

铸挤一体化试验流程示意图见图 1。首先,在 N<sub>2</sub> 和 SF<sub>6</sub>(体积分数比 99:1)混合气体保护下将工业纯 Mg(99.9,质量分数,下同)、纯 Al(99.7%)和纯 Zn(99.8%)

以及 Al-10Mn、Mg-30Ca 和 Mg-30Y 中间合金置于电阻炉中低碳钢坩锅中熔化,制备 AZXW9100 镁合金熔体;调节熔体温度至半固态温度(590 ℃),将 Ti 颗粒加入到熔体中并用不锈钢搅拌桨以 300 r/min 的速度进行搅拌。Ti 颗粒完全加入后,升高温度至 630 ℃,将熔体转移至保温炉中并在气体保护下对 Ti 颗粒进一步超声分散 150 s。超声分散完成后,将熔体倒入预热至 150 ℃ 的模具中,在 100 MPa 压力下凝固,随后撤去下顶杆直接进行热挤压,采用的挤压比为 16:1,挤压速度(模具出口处棒料速度)为 7 mm/s。最后将挤压后的棒材放入 25 ℃ 的水中进行水淬。一部分熔体在进行挤压铸造后不进行后续的热挤压,直接从模具中取出空冷获得挤压铸造坯料。添加的 Ti 颗粒的质量分数为 0、0.5% 和 1%,编号为 1~3 号,其名义成分见表 1。图 2 为 Ti 颗粒的形貌和粒径(*d*)分布图,可见 Ti 颗粒为不规则形状,平均粒径为 15 μm。

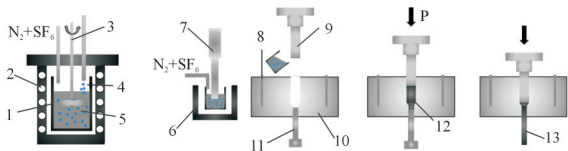


图 1 试验流程示意图

Fig.1 Flow chart of experiment

- 1.坩锅 2.电阻炉 3.搅拌杆 4.Ti颗粒 5.熔体 6.保温炉  
7.超声变幅杆 8.加热棒 9.上模 10.下模 11.顶杆 12.铸锭  
13.挤压棒材

表 1 制备合金的名义成分

Tab.1 Nominal composition of prepared alloys %

| 编号 | <i>w<sub>B</sub></i> |     |     |     |     |     |    |
|----|----------------------|-----|-----|-----|-----|-----|----|
|    | Al                   | Zn  | Mn  | Ca  | Y   | Ti  | Mg |
| 1  | 8.9                  | 0.8 | 0.2 | 0.3 | 0.1 | —   | 余量 |
| 2  | 8.9                  | 0.8 | 0.2 | 0.3 | 0.1 | 0.5 | 余量 |
| 3  | 8.9                  | 0.8 | 0.2 | 0.3 | 0.1 | 1.0 | 余量 |

在挤压铸造坯料和热挤压棒料上截取微观结构表征试样,用 SiC 砂纸(400、1 000、2 000 和 4 000 号)对试样进行湿磨,然后用粒径为 0.05 μm 的 SiO<sub>2</sub> 悬浮液进行抛光。采用 XRD-7000 X 射线衍射测定材料的相组成。使用配备能量色散光谱(EDS)的 Gemini SEM300 扫描电镜(SEM)观察微观形貌。使用电子背散射衍射仪(EBSD)并通过 AZtecCrystal 软件分析获得 EBSD 数据。沿挤压方向(ED)从挤压棒材上切取拉伸试样。采用 C45 万能材料力学性能试验机以 0.000 25 s<sup>-1</sup> 的拉伸速度进行室温力学性能测试,至少测试 3 个试样并取平均值。利用 ImageJ 软件在不少于 5 张 SEM 图像中计算合金中第二相的尺寸和数密度。

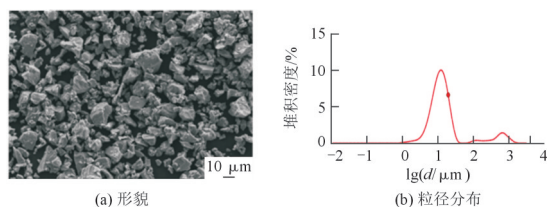


图2 Ti颗粒的形貌及粒径分布图

Fig.2 Morphology and size distribution of Ti particles

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 Ti/AZXW9100材料的相分析

图3为不同Ti颗粒的Ti/AZXW9100热挤压后的XRD图谱。可以看出,在基体合金中能够明显识别到 $\alpha$ -Mg相以及 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相,而在加入Ti颗粒后 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相衍射峰强度变得十分微弱,这与CHEN G等<sup>[10]</sup>,CHEN X D等<sup>[13]</sup>的研究一致,这表明Ti颗粒的加入使得 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相体积分数减少。在复合材料中并没有检测到明显的Ti的衍射峰,这可能是由于添加的Ti颗粒较少导致的。

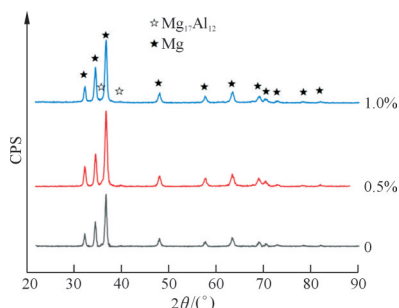


图3 不同Ti含量Ti/AZXW9100的XRD图谱

Fig.3 XRD patterns of Ti/AZXW9100 with different Ti contents

### 2.2 Ti颗粒对挤压铸造Ti/AZXW9100微观组织影响

图4为不同Ti颗粒含量下挤压铸造Ti/AZXW9100坯料的微观组织形貌。可以看出,加入Ti颗粒后, $\alpha$ -Mg基体晶粒明显细化。从图4b和图4c可见,Ti颗粒在 $\alpha$ -Mg基体晶粒内部及晶界随机分布,并且与 $\alpha$ -Mg基体结合良好,但在一定程度上发生了聚集。在AZXW9100和Ti/AZXW9100材料中, $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相均分布在晶界。从图4a放大的SEM图像可见3种不同衬度的第二相,表2为图4中箭头处第二相颗粒的EDS结果,其中,箭头1为Al<sub>2</sub>Y相,箭头2为Al<sub>2</sub>Ca相,箭头3为 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。添加0.5%的Ti颗粒后,连续网状的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相变为半连续网状;添加1.0%的Ti颗粒后, $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相变为更细小的短棒状。根据合金添加和凝固条件,镁合金中可以形成完全分离( $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相单独存在)、中间夹杂 $\alpha$ -Mg的部分分离或层状共晶形貌。在图4a放大图中,可观察到完全分离的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相和部分分离的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。添加Ti颗粒后,部分分离的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相消失,只剩下完全分离的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。Mg-Al系合金的共晶相形貌主要取决于冷却速度和溶质Al的含量<sup>[14]</sup>。EDS结果显示,Ti含量为0,0.5%,1%合金中的 $\alpha$ -Mg相中固溶的Al含量分别为3.1%、4.3%、3.4%。在本研究中3种合金均采用相同方法制备,因此,共晶相形貌的变化主要是由于添加Ti之后有效降低了Al在Mg基体中的扩散速度,使基体中固溶的Al元素增多,导致最后凝固时参与共晶反应的Al元素减少,使部分分离共晶相转变为完全分离共晶相<sup>[15]</sup>。

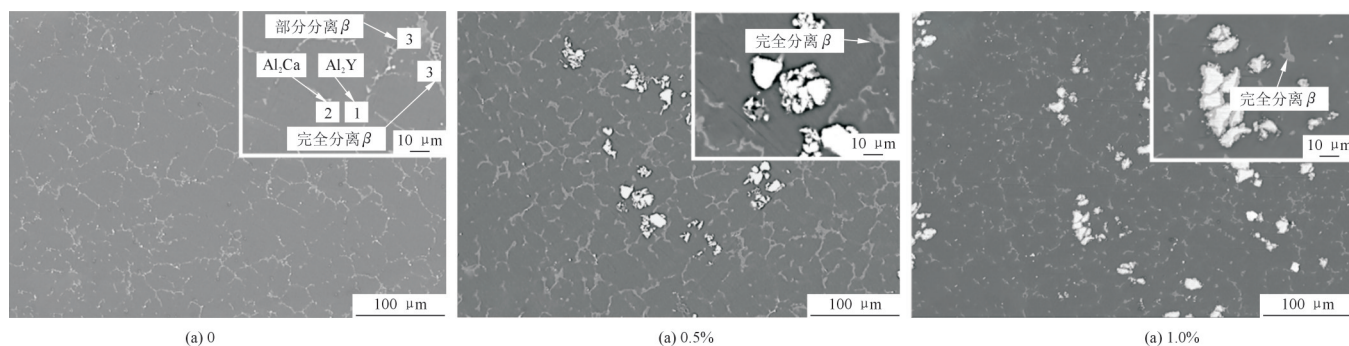


图4 不同Ti颗粒含量下挤压铸造Ti/AZXW9100坯料的微观组织

Fig.4 Microstructures of squeeze casting Ti/AZXW9100 billets with different Ti contents

图5为挤压铸造0.5Ti/AZXW9100坯料中Ti颗粒周围各种元素的EDS图谱。可见,Al、Mn元素偏聚在Ti颗粒与Mg基体界面处,偏聚层厚度为1~2 μm。Ti颗粒周围反应产物EDS点扫描结果见表3。Al、Ti摩尔比约为2:1,基本可以断定界面发生了化

学反应,反应产物为Al<sub>2</sub>Ti相。结合Ti颗粒周围反应产物EDS点扫描结果分析,两个Ti颗粒之间存在含Ti元素的相,这表明Ti颗粒中Ti元素扩散到了 $\alpha$ -Mg基体中。

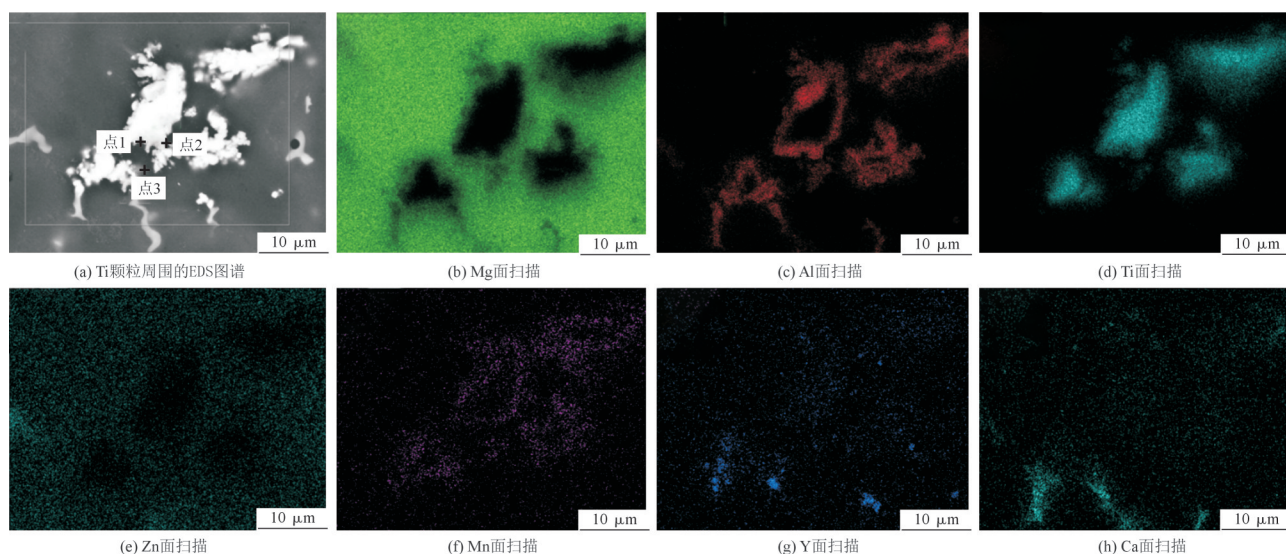


图5 挤压铸造0.5Ti/AZXW9100坯料的EDS图谱

Fig.5 EDS results of 0.5Ti/AZXW9100 billets by squeeze casting

表2 图4a箭头处第二相EDS结果

Tab.2 EDS results of the second phases in Fig.4a %

| 箭头<br>编号 | $x_B$ |       |      |      |       |      |
|----------|-------|-------|------|------|-------|------|
|          | Mg    | Al    | Ca   | Mn   | Y     | Zn   |
| 1        | 60.23 | 23.42 | 1.48 | 0.67 | 14.20 | —    |
| 2        | 57.94 | 33.30 | 7.21 | —    | —     | 1.55 |
| 3        | 48.37 | 36.80 | 8.89 | 0.27 | 4.84  | 0.83 |

表3 图5中各点EDS结果

Tab.3 EDS results of each point in Fig.5 %

| 扫描点 | $x_B$ |       |       |      |      |     |
|-----|-------|-------|-------|------|------|-----|
|     | Mg    | Al    | Ti    | Si   | Mn   | Zn  |
| 1   | 11.82 | 57.84 | 29.74 | 0.27 | 0.33 | —   |
| 2   | 6.17  | 61.30 | 32.01 | 0.17 | 0.36 | —   |
| 3   | 71.3  | 19.2  | 9.0   | 0.4  | —    | 0.1 |

### 2.3 Ti颗粒对热挤压Ti/AZXW9100微观组织的影响

图6为不同Ti含量的Ti/AZXW9100热挤压后的微观组织。可以看出,AZXW9100合金基体中有大量沿热挤压方向连续分布的第二相纤维带,而0.5Ti/AZXW9100和1Ti/AZXW9100材料中纤维带长度短且分布更加弥散。图6b中箭头1为Ti颗粒、箭头2为 $Al_2Y$ 颗粒以及箭头3为 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相,其均沿着热挤压方向分布。从图6b中的放大图可见,在Ti颗粒周围, $\alpha-Mg$ 基体和 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 发生扭曲,说明Ti颗粒周围经历了较大的塑性变形,积累了较大的应变。在随后的再结晶过程中,这些位置是再结晶晶粒形核的有利场所,会形成具有随机取向的再结晶晶粒,从而降低合金的组织强度<sup>[16]</sup>。从图6d~图6f可以看出,在AZXW9100合金中存在多排 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相粒子聚集形成的厚纤维带以及单排 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相粒子组成的窄纤维带,而在0.5Ti/AZXW9100和1Ti/AZXW9100材料

中均为窄纤维带,难以观察到厚纤维带。

厚纤维带的减少与部分分离共晶相在热挤压过程中的形态演变有关,图7为AZWX9100和1Ti/AZXW9100材料中的第二相在热挤压过程中的形态演变示意图。在AZXW9100合金中,部分分离的共晶相往往尺寸较大且呈连续网状,其中 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相中间夹杂有岛状 $\alpha-Mg$ 相。在热挤压过程中, $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相和岛状的 $\alpha-Mg$ 相均沿ED方向被拉长,最终发展为跨度较大的由拉长岛状 $\alpha-Mg$ 相所分隔的 $\beta$ 相组成的宽纤维带。完全分离共晶相在热挤压过程中仅仅被破碎和拉长,因此发展为窄纤维带。在Ti/AZXW9100材料中,几乎不含有部分分离的共晶相,且共晶相形貌为半连续网状或短棒状。因此,在热挤压后,材料中仅有沿ED方向跨度较小的窄纤维带。

图8为热挤压合金中第二相的面积分数和尺寸统计图。可以看出,添加Ti颗粒后,第二相的面积分数明显减少,但其平均尺寸变化较小。第二相面积分数的减少可能有两方面原因:①溶解在基体中的Ti元素提高了Al元素在 $\alpha-Mg$ 中的固溶度<sup>[15,17-18]</sup>;②Al和Ti的界面反应消耗了一部分Al元素。

图9为不同Ti含量Ti/AZXW9100材料热挤压后的EBSD结果。GOS值小于2可以认为是再结晶晶粒,再结晶面积分数大于80%即可定义为完全再结晶。可以看出,3种合金均发生了完全动态再结晶,组织由细小的等轴晶构成,晶粒尺寸在0~14  $\mu m$ 之间。添加微量Ti颗粒后,平均晶粒尺寸相对于基体合金有所增加,随着Ti颗粒含量增加,晶粒尺寸增幅逐渐减小。基体合金平均晶粒尺寸为4.49  $\mu m$ ,添加0.5%和1.0%的Ti后,平均晶粒尺寸分别为4.94  $\mu m$ 和4.57  $\mu m$ 。晶粒

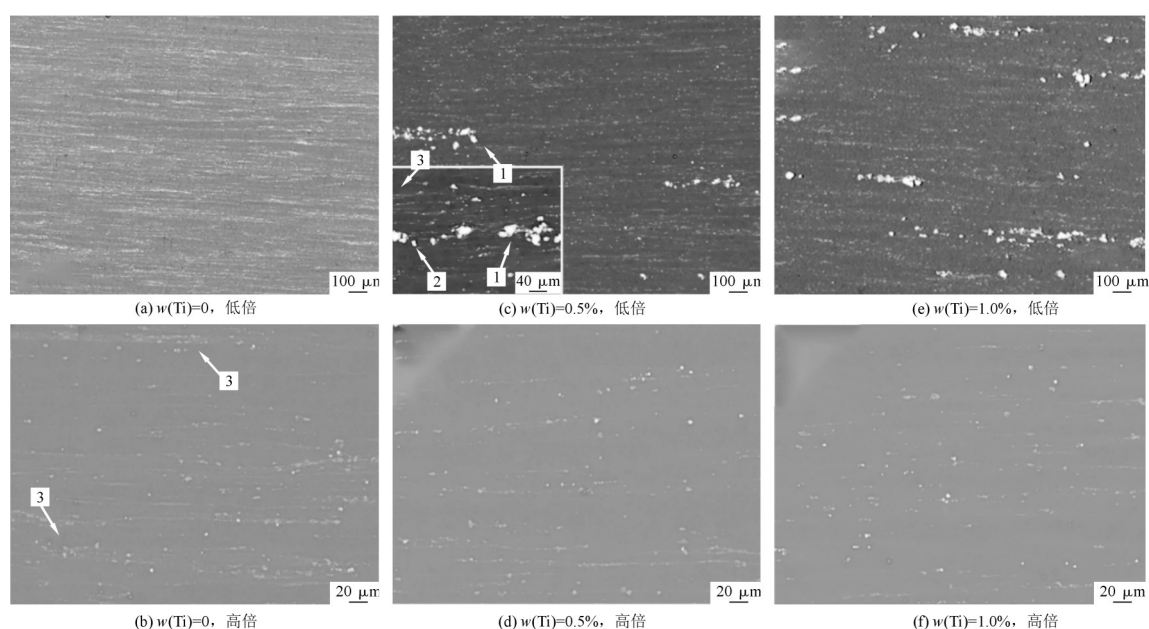


图 6 不同 Ti 颗粒含量的 Ti/AZXW9100 热挤压组织 BSE 图像

Fig.6 SEM images of as-extruded AZXW9100 alloy with different Ti contents

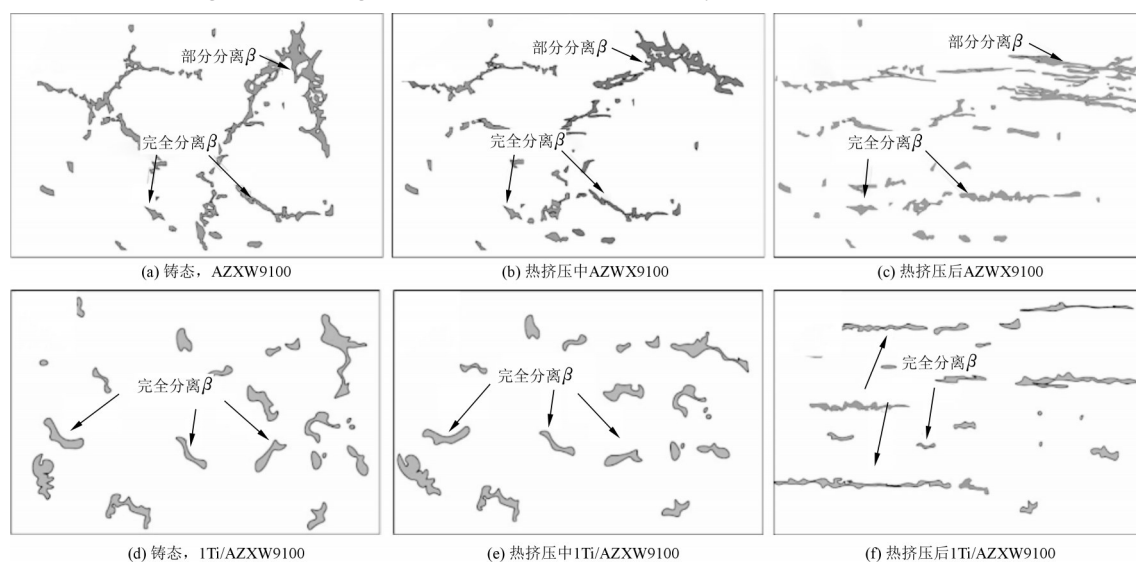


图 7 铸态到热挤压态第二相的发展示意图

Fig.7 Evolution of the second phase from as-cast to hot-extruded state

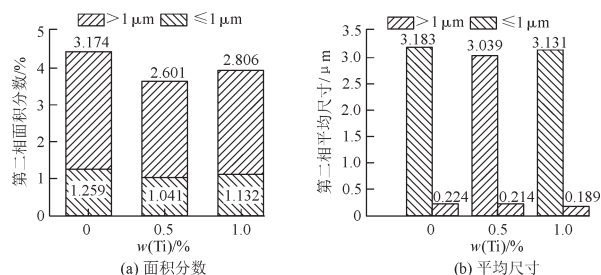


图 8 不同 Ti 含量 Ti/AZXW9100 热挤压合金中第二相的面积分数和颗粒大小统计图

Fig.8 Area fraction and average size of the second phase in hot-extruded Ti/AZXW9100 alloys with different Ti contents

尺寸的变化与第二相面积分数呈负相关,在热挤压过程中,第二相粒子通过钉扎晶界能够显著抑制再结晶

晶粒的长大,因此在本研究中由于添加 Ti 颗粒后第二相数量的减少使得钉扎作用减弱,导致再结晶晶粒尺寸增加。同时,研究表明,当颗粒平均尺寸相似时,较高的颗粒体积分数将产生平均晶粒尺寸较小的基体结构,这一结论与本研究结果一致<sup>[19]</sup>。

不同 Ti 含量 Ti/AZXW9100 材料的微观组织并不是典型的热挤压组织,所有材料中[0001]轴均偏离 RD 轴,最大偏离角度为 20°左右,这可能与 Ca, Y 元素添加导致的稀土结构有关<sup>[20-22]</sup>。尽管组织的偏移在镁合金中会导致延展性提高和屈服强度下降,但所有合金的组织偏移相似,因此由组织偏移引起的延展性和屈服强度变化在所有 3 种合金中类似。AZXW9100 合金具有最高

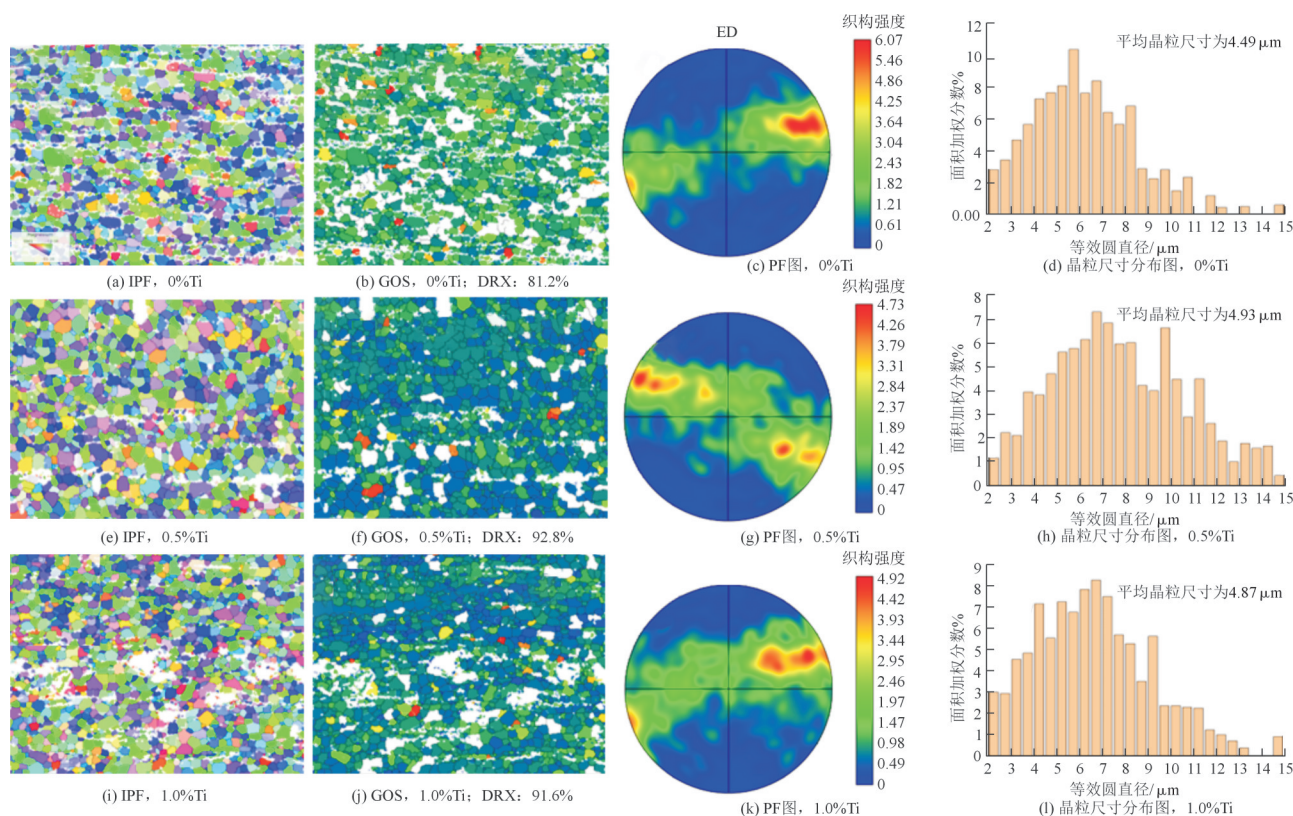


图9 不同 Ti 含量 Ti/AZW9100 材料热挤压后的 IPF、GOS 图、PF 图、晶粒尺寸分布图

Fig.9 IPF, GOS, PF plots and grain size distribution of Ti/AZW9100 composites with different Ti contents after hot extrusion

的组织强度(6.07),随着 Ti 颗粒含量的增加,组织强度先减小后增大,添加 0.5% 的 Ti 后组织强度减小了 22% (4.73)。晶界以及第二相附近均是再结晶优先形核位置,产生随机取向的再结晶晶粒,弱化组织,第二相引起的 PSN 效应效率往往较低,只有小部分粗颗粒周围会产生新的再结晶晶粒,从晶界处产生的再结晶晶粒数量远多于由 PSN 效应产生的再结晶晶粒。因此可以预期 0.5Ti/AZW9100 材料中更细小的铸态晶粒将引入更大面积的晶界,导致热变形后的弱组织<sup>[23-24]</sup>。

## 2.4 Ti 颗粒对热挤压态 Ti/AZW9100 力学性能影响

图 10 为热挤压 Ti/AZW9100 材料的拉伸应力-应变曲线和力学性能。可以看出, AZW9100 合金延展性最差,添加 Ti 颗粒后,强度略有提高,但塑性明显提高。从图 10b 可以看出,相较于 AZW9100 合金,添加 0.5% 的 Ti 后,其抗拉强度( $\sigma_b$ )、屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )和伸长率( $\delta$ )分别提高了 4.1%、2.7% 和 16.8%;添加 1.0% 的 Ti 后,抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高了 2.0%、0.5% 和 19.4%。材料的强度主要受到组织、固溶原子,以及晶粒尺寸的影响。在加入 Ti 颗粒后,组织强度下降,晶粒尺寸略有增加,会使强度下降<sup>[25]</sup>。但由于 Ti 导致 Al 元素固溶量增大,材料中固溶强化会提供补偿作用,这些因素的共同作用,最终导致各材料之间强度差异较小。

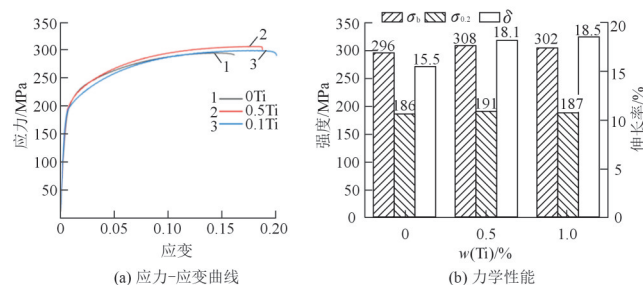


图 10 不同 Ti 含量 Ti/AZW9100 材料热挤压后的力学性能

Fig.10 Mechanical properties of Ti/AZW9100 with different Ti contents after hot extrusion

为了解释 Ti 添加导致伸长率显著提高的原因,进一步分析了不同 Ti 含量 Ti/AZW9100 材料基面  $\langle a \rangle$  滑移的 Schmid 因子以及断口。图 11 为基面滑移的 Schmid 因子直方图。 $\sigma = \tau_{CRSS} / m$ , 其中,  $\sigma$  为屈服应力;  $\tau_{CRSS}$  为临界分切应力;  $m$  为 Schmid 因子。同一变形模式 Schmid 因子越大,位错滑移启动的阻力就越小<sup>[26]</sup>,添加 Ti 颗粒后具有高基面滑移 Schmid 因子的晶粒数量增多,使总体平均 Schmid 因子变大。具体而言,未添加 Ti、添加 0.5% 和 1% 的 Ti 后,基面滑移平均 Schmid 因子分别为 0.25、0.30 和 0.28。在低应变速率时<sup>[27]</sup>,基底  $\langle a \rangle$  位错滑移占主导地位,因此更高的基面滑移平均施密特因子使基底  $\langle a \rangle$  位错更容易开动,有助于镁合金延展性的提高。

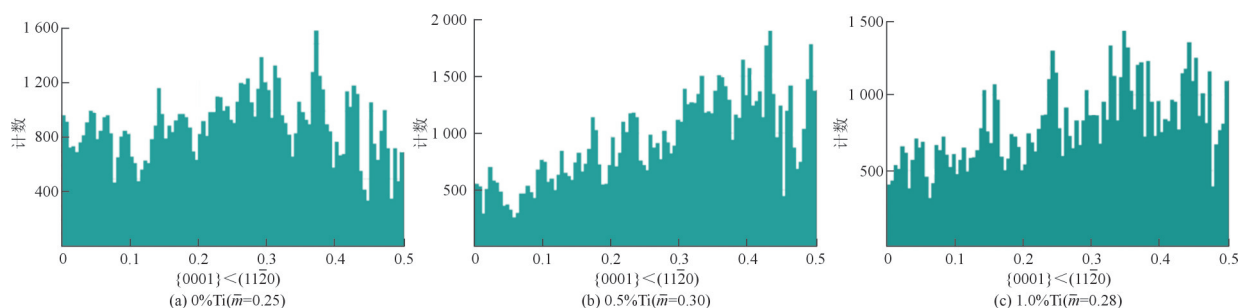


图 11 不同 Ti 含量 Ti/AZXW9100 材料热挤压后基面滑移施密特因子分布图

Fig.11 Basal slip Schmid factor distribution of Ti/AZXW9100 with different Ti contents after hot extrusion

图 12 为不同 Ti 含量 Ti/AZXW9100 材料的断口横截面形貌。断口与拉伸轴大致呈  $45^\circ$ , 说明材料断裂由剪切破坏导致<sup>[28]</sup>。孔隙优先从第二相粒子处形成, 然后扩展到基体中, 可以断定孔隙形成不是剪切带的结果, 但可以预期其会引发剪切带, 在剪切带产生的高应变区内孔隙融合非常迅速地发生, 这可以从拉伸曲线

中看出, 因为材料断裂之前几乎没有颈缩, 因此引起材料断裂的机制很有可能是“孔隙片化”<sup>[29]</sup>。研究表明, 孔隙一旦达到临界体积分数就会引发剪切不稳定性使材料发生剪切失效, 导致材料的过早断裂<sup>[30]</sup>。因此, 在本研究中, 影响各材料伸长率的主要因素是第二相粒子断裂产生的孔隙的大小及体积分数。

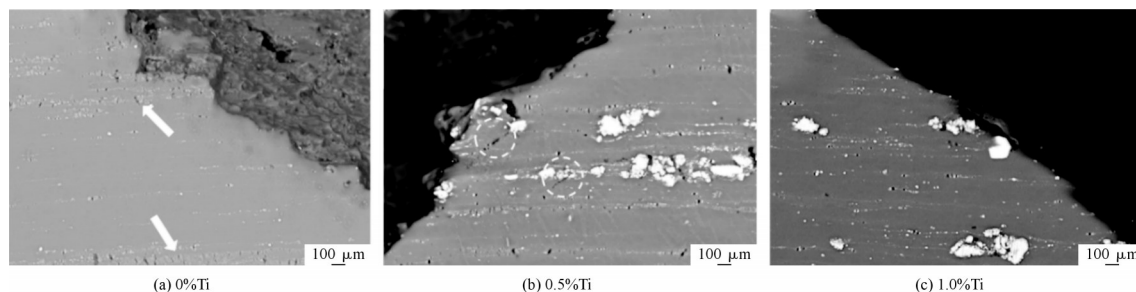


图 12 不同 Ti 含量 Ti/AZXW9100 材料的断口横截面形貌

Fig. 12 Cross-section morphologies of fracture of Ti/AZXW9100 alloy with different Ti contents

进一步分析各材料中孔隙分布位置发现, AZWX9100 合金中孔隙集中在厚纤维带处, 且尺寸较大; 添加 Ti 颗粒的材料由于不含有厚纤维带, 孔隙均匀分散在窄纤维带处。通常较大的粒子会形成较大的孔隙<sup>[31]</sup>, 同时导致其附近的小孔隙增长得更快<sup>[32-33]</sup>。在添加 Ti 颗粒的材料中, 厚纤维带消失, 使得形成大孔隙的概率减小, 同时从另一方面也降低了小孔隙的增长速率。第二相面积分数的下降, 也使得拉伸时由第二相解理断裂形成的孔隙体积分数较小。因此, 想要达到剪切失效的临界孔隙体积分数, 就需要更大的应变量。

另一方面, 在 0.5Ti/AZXW9100 材料中可以观察到由孔洞聚集形成的裂纹(见图 12b 虚线圆圈)与断口大致平行, 并被 Ti 颗粒阻挡。由于 Ti 颗粒具有更高的强度且韧性优良, 裂纹尖端引起的应力集中不会导致脆性断裂, 从而使 Ti 颗粒可以有效阻止裂纹扩展。因此, 添加 Ti 颗粒后合金具有更高的伸长率。

### 3 结 论

(1) 添加 Ti 颗粒细化了挤压铸造 AZXW9100 合金

铸坯的晶粒, 基体中部分分离共晶相消失; 随着 Ti 颗粒含量的提高(0~1%),  $\beta$  相形态由连续网状转变为半连续网状, 最后变为短棒状。

(2) 添加 Ti 颗粒使热挤压 AZXW9100 合金中的第二相面积分数减少, 导致再结晶晶粒尺寸增大; 由部分分离共晶相发展而来的厚纤维带消失。铸坯晶粒的细化导致变形过程中在晶界处产生更多具有随机织构的再结晶晶粒, 合金的整体织构强度减小、基面滑移 Schmid 因子增大。

(3) 添加 Ti 颗粒导致 AZXW9100 合金中厚纤维带消失、第二相面积分数减少的同时降低了合金的织构强度、提高了基面滑移 Schmid 因子, 同时, Ti 颗粒阻止了裂纹扩展, 因此合金具有较高的伸长率。

### 参 考 文 献

- [1] KIM Y M, YIM C D, KIM H S, et al. Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(11): 958-961.
- [2] CZERWINSKI F. Controlling the ignition and flammability of magnesium for aerospace applications[J]. Corrosion Science, 2014, 86: 1-16.
- [3] SONG G L, BOWLES A L, STJOHN D H. Corrosion resistance

- of aged die cast magnesium alloy AZ91D[J]. *Materials Science & Engineering*, 2003, A366(1): 74-86.
- [4] PAWAR S, SLATER T J A, BURNETT T L, et al. Crystallographic effects on the corrosion of twin roll cast AZ31 Mg alloy sheet[J]. *Acta Materialia*, 2017, 133: 90-99.
- [5] LI Z F, DONG J, ZENG X Q, et al. Influence of  $Mg_{17}Al_{12}$  intermetallic compounds on the hot extruded microstructures and mechanical properties of Mg-9Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2007, A466(1): 134-139.
- [6] WANG C J, DENG K K, NIE K B, et al. Competition behavior of the strengthening effects in as-extruded AZ91 matrix: Influence of pre-existed  $Mg_{17}Al_{12}$  phase[J]. *Materials Science & Engineering*, 2016, A656: 102-110.
- [7] PARK S H, YOU B S. Effect of homogenization temperature on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg-7Sn-1Al-1Zn alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 637: 332-338.
- [8] CHEN B, LIN D L, JIN L, et al. Equal-channel angular pressing of magnesium alloy AZ91 and its effects on microstructure and mechanical properties[J]. *Materials Science & Engineering*, 2006, A483: 113-116.
- [9] PU D M, WU S F, YANG H, et al. Effect of Ti particles on microstructure and mechanical properties of  $Ti_p$ /AZ91 composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 22: 1 362-1 374.
- [10] CHEN G, SONG J F, YANG H, et al. The microstructures and mechanical properties of low-cost Ti particles reinforced AZ81 composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3 494-3 507.
- [11] ZHAO D J, LÜ S L, LI J Y, et al. A novel continuous squeeze casting-extrusion process for grain refinement and property improvement in AZ31 alloy[J]. *Materials Science & Engineering*, 2021, A808: 140 942.
- [12] ZHAO D J, LÜ S L, GUO W B, et al. Effects of  $Mg_{17}Al_{12}$  phase on microstructure evolution and ductility in the AZ91 magnesium alloy during the continuous rheo-squeeze casting-extrusion process[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 191: 63-79.
- [13] CHEN X D, XU J, ZHENG K H, et al. Effect of Ti particles on microstructure and mechanical properties of Mg-9Al-1Zn based composite sheets[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 1 242-1 257.
- [14] DAHLE A K, LEE, Y C, NAVE M D, et al. Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys[J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1(1): 61-72.
- [15] CANDAN S, UNAL M, KOC E, et al. Effects of titanium addition on mechanical and corrosion behaviours of AZ91 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 509(5): 1 958-1 963.
- [16] HUANG K, MARTHINSEN K, ZHAO Q L, et al. The double-edge effect of second-phase particles on the recrystallization behaviour and associated mechanical properties of metallic materials[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 284-359.
- [17] CHOI H Y, KIM W J. Development of the highly corrosion resistant AZ31 magnesium alloy by the addition of a trace amount of Ti[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 664: 25-37.
- [18] LEE T J, KIM W J. The significant effect of adding trace amounts of Ti on the high-temperature deformation behavior of fine-grained Mg-6Al-1Zn magnesium alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 617: 352-358.
- [19] CHENG G, HU X H, FRAZIER W E, et al. Effect of second phase particles and stringers on microstructures after rolling and recrystallization[J]. *Materials Science & Engineering*, 2018, A736: 41-52.
- [20] LI L C, SUH B C, SUH J S, et al. Static recrystallization behavior of the cold-rolled Mg-1Al-1Zn-0.1Ca-0.2Y magnesium alloy sheet[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 938: 168 508
- [21] ZENG Z R, ZHU Y M, XU S W, et al. Texture evolution during static recrystallization of cold-rolled magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2016, 105: 479-494.
- [22] DBARRETT C, AIDIN I, HAITHAM E K. The effect of rare earth element segregation on grain boundary energy and mobility in magnesium and ensuing texture weakening[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 146: 46-50.
- [23] PENG P, ZHANG K M, SHE JIA, et al. Role of second phases and grain boundaries on dynamic recrystallization behavior in ZK60 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 861: 157 958
- [24] ROBSON J D, HENRY D T, DAVIS B. Particle effects on recrystallization in magnesium - manganese alloys: Particle-stimulated nucleation[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(9): 2 739-2 747.
- [25] STANFORD N, BARNETT M R. The origin of “rare earth” texture development in extruded Mg-based alloys and its effect on tensile ductility[J]. *Materials Science & Engineering*, 2008, A496(1): 399-408.
- [26] WU J L, JIN L, DONG J, et al. The texture and its optimization in magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, C42: 175-189.
- [27] XU X Y, HUANG C P, WANG H Y, et al. Rate-dependent transition of dislocation mechanisms in a magnesium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2024, 263: 119 474
- [28] ANAND L, SPITZIG W A. Initiation of localized shear bands in plane strain[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1980, 28(2): 113-128.
- [29] NOELL P J, CARROLL J D, BOYCE B L. The mechanisms of ductile rupture[J]. *Acta Materialia*, 2018, 161: 83-98.
- [30] AZGHANDI S H M, WEISS M, ARHATARI B D, et al. A rationale for the influence of grain size on failure of magnesium alloy AZ31: An in situ X-ray microtomography study[J]. *Acta Materialia*, 2020, 200: 619-631.
- [31] HUBER G, BRECHET Y, PARDOEN T. Predictive model for void nucleation and void growth controlled ductility in quasi-eutectic cast aluminium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(9): 2 739-2 749.
- [32] TVERGAARD V. Interaction of very small voids with larger voids[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1998, 35(30): 3 989-4 000.
- [33] FABRÈGUE D, PARDOEN T. A constitutive model for elastoplastic solids containing primary and secondary voids[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2008, 56(3): 719-741.

(编辑:张正贤)