第 27 卷第 9 期 Volume 27 Number 9 2017 年 9 月 September 2017

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2017.09.14

具有柱状晶组织的镁合金 高温力学性能及断裂机制



谢宏斌,林小娉,印 策,吴厚朴,杨惠雅, 商艳红,徐高鹏 (东北大学 秦皇岛分校资源与材料学院,秦皇岛 006004)

摘 要:利用定向凝固技术制备具有(11 2 0)(0001)择优取向的柱状晶 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金。对定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金进行室温及高温拉伸实验,并利用 SEM、XRD 和 EBSD 等分析方法研究合金的拉伸断口、 形变过程中组织演变及断裂机制。结果表明:定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金的室温 σ_{0.2} 和 σ_b分别为 124 和 196 MPa, δ 为 13%,表明定向凝固合金室温下具有一定的均匀塑性变形能力;随着拉伸温度的升高,合金的强度降 低,塑性升高,150℃拉伸时其 σ_b为 146 Ma,δ升至 27%;300℃拉伸时其 σ_b降至 73 MPa,δ高达 35%。150 ℃ 和 200 ℃拉伸时其主要形变机制为锥面、棱柱面滑移及{10 ī 2}孪生和{10 ī 1}孪生等共同作用,合金的断裂机制 为韧性断裂和准解理的复合断裂;300℃拉伸时,主要形变机制则为锥面滑移和动态再结晶,合金的断裂机制为 韧性断裂。

关键词: Mg-Zn-Y 合金; 定向凝固; 形变机制; 断裂机制 文章编号: 1004-0609(2017)-09-1862-10 中图分类号: TG146.2, TG21 文献标志码: A

镁合金作为最轻的金属结构材料,具有优良的导电性、导热性和高的比强度、比刚度、减震性等特点, 在军工、便携电子设备和航空航天部件等领域具有极 大的应用潜力。而现被广泛应用的商业镁合金如 AZ91D、AM50A 和 AM60B 在温度超过 120 ℃时,其 强度和抗蠕变性能往往大幅下降^[1-4],无法满足在较高 温下长时间使用的条件,从而限制了其应用领域。因 此,提高镁合金高温力学性能成为近几年研究的热点。

大量研究表明^[5-11],利用定向凝固技术可获得具 有特定晶粒取向的柱状晶组织,其纵向晶界的定向排 列和横向晶界的消除使合金的力学性能尤其是高温性 能得到明显的改善。定向凝固技术已被广泛运用于涡 轮发动机叶片的生产^[12]。目前,定向凝固技术逐渐推 广到半导体材料、磁性材料、内生复合材料等的研制 中,并成为凝固理论研究的重要手段之一。然而,将 定向凝固技术运用于镁合金方面的研究报道还较少。 MABUCHI等^[13]通过定向凝固技术制备出具有柱状晶 组织的 AZ91 合金,在室温和 200 ℃压缩时,其压断 抗力(σ_b)和断面膨胀率(δ)分别为 290 MPa、198 MPa 和 10%、27%,较非定向凝固合金性能有大幅提高。 陈孝先等^[14]利用定向凝固技术制备的具有柱状晶

AZ31 合金,其强度和塑性也都高于非定向凝固合金。 近期,张晓林等^[15]研究了 Mg-8Al-1Zn-0.5Zr-0.15Y 合 金定向凝固组织和性能,认为与非定向凝固合金相比, 定向凝固镁合金的室温抗拉强度(σ_b)和伸长率(δ)分别 提高了 32%和 101%, 中性盐雾腐蚀 240 h 后的质量损 失率减小 104%。张炎^[16]在研究定向凝固 Mg-4Sm-xCa 合金的组织和力学性能时也指出,该合金室温抗拉强 度(σ_b)为 165 MPa, 较常规铸造合金的提高 81%。肖 璐^[17]研究了定向凝固工艺参数及合金成分对 Mg-Al 系合金晶体生长方向的影响规律,并阐明晶粒生长方 向不同镁合金变形行为不同, 晶粒生长方向为 [1012]、[1013]时,由于 Schmid 因子高,该合金具 有更低的屈服强度和更大的伸长率。LUO 等^[18]和 WANG 等^[19]研究了定向凝固条件下凝固参数(生长速 率v和温度梯度G)及溶质Gd含量对Mg-Gd合金显微 组织及室温力学性能的影响,指出胞状柱状晶的枝晶 间距 (λ) 随 G 和 v 的升高而降低,随着 Gd 含量的升高 而降低; 定向凝固 Mg-Gd 合金的室温抗拉强度随 λ 减小而升高。由此可见, 镁合金的定向凝固研究较其 他合金系相比,还处于摸索阶段,所研究的合金种类 很少,且有关镁合金定向凝固组织及室温力学性能等

收稿日期: 2016-07-15; 修订日期: 2016-11-28

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51675092, 51775099); 河北省自然科学基金资助项目(E2014501123)

通信作者:林小娉,教授,博士;电话: 0335-8056792; E-mail: lxping3588@163.com

方面的研究还处于表象阶段,对合金力学性能提高机 制尤其是高温力学性能等方面尚缺乏深入系统的研 究。此外,目前关于镁合金热变形过程中孪生和滑移 机制的研究多为 AZ31 等合金^[20-21],而有关定向凝固 镁合金热变形方面的研究还鲜于报道。故本文作者以 含有准晶的 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金为研究对象,利用 定向凝固技术制备出具有柱状晶组织的镁合金,研究 具有柱状晶组织镁合金在 150~300 ℃下的拉伸性能, 利用 EBSD 技术分析拉伸过程中微观组织的演变规 律,探索定向凝固镁合金断裂机制。

1 实验

熔炼 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金所用原材料为纯度为 99.9%的 Mg 锭和 Zn 锭以及 Mg-30Y(Y 30.9%, 质量 分数)。采用自制真空定向凝固设备。将配好的炉料装 入坩埚,熔化温度为 780℃,将熔化好的合金液体浇 注到结晶器上的石墨套中,同时启动伺服电机,以 10 mm/min 的提拉速度进行下拉。下拉过程中水冷系统 一直保持恒温 5℃,保温套温度为 780℃左右。利用 ICAP6300 等离子体光谱分析定向凝固合金的最终化 学成分为 6.87%Zn、1.13% Y、Mg 余量。

利用 UTM-5305 电子万能试验机进行高温拉伸 试验。拉伸温度为150、200、250 和 300 ℃,拉伸速 率 0.0001 s⁻¹。拉伸前用 2 min 加热到目标温度并保温 50 s,然后进行拉伸,拉伸过程中为防止试样氧化, 通氩气保护。拉伸试样如图 1 所示。

利用 SUPRA-55 型扫描电镜(SEM)及附带的能 谱仪(EDS)进行合金显微组织、断口形貌观察及成分 分析。利用 2500/PC 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相 及晶粒取向分析。利用 SUPRA-55 型扫描电镜附带 的 EDAX TSL (Mahwah, NJ) OIM EBSD 系统采集 EBSD 数据,并运用 Channel 5 进行数据分析和处理。 EBSD 试样制备:从拉伸试样断口处截取约 8 mm 试 样,经 800~4000 号砂纸打磨后,进行电解抛光(电解 液为 30%硝酸酒精,电压 1.5 V,电解时间为 3 s)。



图 1 拉伸试样 Fig. 1 Graph of the tensile sample (Unit: mm)

2 结果与分析

2.1 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金定向凝固组织

图 2 所示为从定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金试 棒上截取的纵向和横向显微组织的 SEM 像。由图 2(a) 可知, Mg-6.52Zn-0.67Y 合金经定向凝固后获得了一 次臂平行生长、纵向晶界近平直、且无横向晶界的具 有特定晶粒取向的柱状晶组织,一次臂平均间距约为 100 μm。柱状晶横截面晶粒组织近似为胞状结构,晶 内弥散分布着大量的粒状相,如图 2(b)所示。EDS 测 试结果显示,晶界相及晶内粒状相中 Mg、Zn 和 Y 所 占原子分数分别为 28.25%、60.70%、11.05%和 32.55%、57.30%和 10.15%, *n*(Mg):*n*(Zn):*n*(Y)≈3:6:1。 结合图 3 所示 XRD 谱可知,晶内粒状相和晶界相均 为准晶 I-Mg₃Zn₆Y 相,即定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金室温组织由 α-Mg 和准晶 *I*-Mg₃Zn₆Y 组成。

2.2 定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金组织晶粒取向

由图 3 所示定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金 XRD 谱可知, (11 2 0)_{α-Mg} 柱面衍射峰强度最高, 而(0002)



图 2 定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金显微组织的 SEM 像 Fig. 2 SEM images of directionally solidified Mg-6.52Zn-0.67Y alloy: (a) Longitudinal section; (b) Lateral section

基面衍射峰强度相对较低。这与通常具有等轴晶的 Mg 合金中(0002)基面衍射峰强度较高存在明显差异, 表明定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金具有明显的择优 取向,(11²0)_{a-Mg} 柱面为优先生长晶面。此外,本实 验还采用 EBSD 技术进一步测试分析了定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金的晶粒取向,如图 4 所示。由 图 4 所示的定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金(11²0)极 图及其相对应的反极图可知,柱面(11²0)极图(见图 4(a))具有最大极密度 *I*_{max} 为 22.32 的织构, (0001)晶向





Fig. 3 XRD pattern of directionally solidified Mg-6.52Zn-0.67Y alloy





Fig. 4 Pole figure (a) and inverse pole figure (b) of directionally solidified Mg-6.52Zn-0.67Y alloy

(见图 4(b))具有最大的极密度(*I*max 为 58.54),即晶粒择 优生长方向为与 C 轴平行的(0001)晶向。

2.3 定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金力学性能及断 口形貌

图 5 所示为不同拉伸温度下(拉伸方向与柱状晶 生长方向(0001)晶向平行)定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金的工程应力-应变曲线。由图 5 可知,室温下合 金的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 分别为124和196 MPa, $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ =0.58, δ 为13%,表明定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金在室温 拉伸变形条件下具有一定的均匀塑性变形能力。而相 同成分的常规铸造镁合金室温拉伸时的 $\sigma_{0.2}$ 与 σ_b 接 近,为136 MPa, δ 也仅为1.6%,为典型的脆性材料。 可见,定向凝固镁合金不但室温下的 σ_b 比常规铸造镁 合金的提高了44%,而且合金的塑性得到大幅提高, δ 提高了713%。150°C拉伸时,合金的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 分别 为86 MPa和146 MPa, δ 增至27%;随着拉伸温度的 升高,合金的强度不断降低、塑性持续升高,当拉伸 温度升至300°C时,合金的极限强度 σ_b 降至73 MPa, δ 达35%。



图 5 不同拉伸温度下常规铸造和定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金的应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves of conventional casting and directionally solidified Mg-6.52Zn-0.67Y alloy at different stretching temperatures

图 6 所示为不同拉伸温度下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金断口的 SEM 像。由图 6(a)可知, 室温下定向凝固合金的拉伸断口凸凹不平,主要由两 种形貌构成,一是"河流花样"(见图 6(a)),二是"凹 坑",凹坑的边缘或呈蛇形(见图 6(b))或呈小解理面, 这与非定向凝固铸造镁合金的断口多为尺寸较大且光 滑的解理面^[22]完全不同。150 ℃拉伸时,如图 6(c)所 示,室温下"河流花样"所占比例大幅下降,取而代



图 6 不同温度拉伸下定向凝固 Mg-6.25Zn-0.67Y 合金断口形貌的 SEM 像 Fig. 6 SEM images of tensile fracture of directionally solidified Mg-6.25Zn-0.67Y alloy at different stretching temperatures: (a), (b) 25 ℃; (c) 150 ℃; (d) 250 ℃; (e), (f) 300 ℃

之的是出现典型的尺寸较小的扇形解理平面;不但在 扇形的边界有小的韧窝带,而且在断口中也存在许多 典型的尺寸较小、且深度较浅的韧窝以及撕裂棱。随 着拉伸温度升高,断口中的解理面数量及尺寸明显减 少,撕裂棱数量增多,韧窝增深且数量增多。如图 6(d) 所示,250 ℃拉伸的断口中出现大量扁圆形的微孔聚 集型韧窝;300 ℃拉伸时,断口中的韧窝比250 ℃的 更圆,如图 6(e)和(f)所示,且韧窝壁由许许多多的"小 台阶"构成,这与在钢铁材料断口中所观察到的韧窝 壁通常为"涟波状"、"蛇形滑移"等滑移所留下的 痕迹有很大不同。

2.4 不同拉伸温度下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合 金形变组织演变

图 7 所示为 EBSD 测试分析的不同拉伸温度下定

向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金形变组织取向成像图及 相对应的取向差图(蓝色线为小角度晶界 $2^{\circ} \leq \theta < 15^{\circ}$, 红色线为 $\{10\overline{1}2\}$ 拉伸孪晶,绿色线和黄色线分别为 $\{10\overline{1}3\}$ 和 $\{10\overline{1}1\}$ 压缩孪晶),相应的取向差分布如图 8 所示。

由图 7(a)和(b)可知,150 ℃拉伸时,形变组织中 存在所占比例约为 23%、平均宽度约为 2 µm 的{10 1 2} 拉伸孪晶和约为 12%的{10 1 3}和{10 1}压缩孪晶以 及{10 1}-{10 12}双孪晶; {10 1 3}和{10 1}压缩孪 晶以及{10 1}-{10 12}双孪晶主要分布在孪晶交叉 的区域,该区域由于孪晶的交叉,将晶粒分割成几部 分,且由于压缩孪晶使晶粒取向发生 56°或 64°的旋 转,使得被分割的基体有着不同的晶粒取向;仅存在 平行排列的{10 1 2}拉伸孪晶区域的晶粒取向几乎一 致^[23]。此外,150 ℃拉伸时,小角度晶界所占比例为



图 7 不同温度拉伸时 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金形变组织 EBSD 成像图及取向差图 Fig. 7 EBSD imaging and misorientation map of Mg-6.52Zn-0.67Y alloy deformed microstructure at different stretching temperatures: (a), (b) 150 ℃; (c), (d) 200 ℃; (e), (f) 300 ℃

31%, 孪晶交叉区域内的小角度晶界密度(如图 7(b)中 箭头 *A* 所示)明显高于孪晶平行排列区域(如图 7(b)箭 头 *B* 所示)。200 ℃拉伸时,如图 7(c)和(d)所示,平行 排列的{1012}拉伸孪晶宽度增加至 17 µm,并将柱状 晶分割"层片状"组织, {1012}拉伸孪晶所占比例为 36%, {1013}和{1011}压缩孪晶数量减少, 孪晶交 叉现象减弱小角度晶界所占比例为 19%。

当拉伸温度升至 250 ℃时, {1012}拉伸孪晶的孪



图 8 不同拉伸温度时 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金晶界取向差分 布图

Fig. 8 Distribution diagram of grain boundary orientation difference of Mg-6.52Zn-0.67Y alloy at different stretching temperatures

晶界发生了明显的迁移并消失,孪晶破碎,孪晶所占 比例大幅减小(约为 13%),小角度晶界所占比例为 30%。在原孪晶界处及柱状晶晶界处可以观察到由新 的再结晶晶粒生成。由于再结晶晶粒的生成,使取向 分布在 20°~40°间的晶粒所占比例明显增高,达到 20%。当拉伸温度升至 300 ℃,如图 7(e)和(f)所示, {1012}拉伸孪晶数量已降至不到 1%,柱状晶内存在 晶粒取向差异较大的近乎平行排列的呈大角度晶界的 胞状组织,该晶界凸凹不平,成为再结晶晶核形成衬 底;胞状组织内部的小角度的亚晶排列成"位错墙", 即发生多边化,形成亚晶,亚晶内位错密度很低,动 态再结晶晶粒则是在多边化所产生的无应变亚晶的基 础上形成的。晶间第二相再结晶晶粒数量增多、尺寸 增大,由此导致分布在 20°~40°间的晶界取向差所占 比例升至 47%,小角度晶界所占比例降至到 20%。

2.5 不同拉伸温度下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合 金形变机制

图 9 所示为不同拉伸温度下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金(0001)极图。通过与 YANG 等^[24] 利用 Schmid 因子计算的在各形变机制(0001)极图上的 取向区域对照,推断不同拉伸温度下合金的形变机制。 由图 9(a)可知,150 ℃拉伸时,(0001)极图中位于拉伸 孪晶 {10 1 2}区(如图 9(a)中箭头 *A* 所示)的极密度最 大,为 *I*_{max}=65.77,表明 {10 1 2}拉伸孪生在150 ℃下 的塑性变形过程中占重要地位,形变组织中存在大量 的 {10 1 2}拉伸孪晶,这与图 7(a)和(b)所示的定向凝固 Mg 合金晶粒取向成像图观察结果一致;此外,图 9(a) 中箭头 B 所示为基体取向(1120)/64°和 56°的压缩孪 晶{1013}和{1011}。值得注意的是,定向凝固 Mg 合金在 150 ℃形变时,基体取向多落在锥面滑移和柱 面滑移区(如图 9(a)中箭头 C 和 D 所示),意味着参与 塑性变形的主要是锥面滑移系和柱面滑移系,这与一 般镁合金在温度低于 225 ℃时,主要滑移系为(0001) 基面,锥面和柱面不启动有所不同。

晶体中某个滑移系是否启动,取决于此滑移系的 分切应力是否达到临界分切应力(CRSS)。如图 10 所 示,晶体受到轴向拉力 *F* 的作用,晶体的横截面积为 *A*,*F* 与滑移方向的夹角为 λ,与滑移面法线的夹角为 φ,外力 *F* 在滑移方向上的分切应力(τ)可表示为

$$\tau = \frac{F\cos\lambda}{A/\cos\phi} = \frac{F}{A}\cos\phi\cos\lambda \tag{1}$$

由前面的实验结果可知,本实验获得的定向凝固 合金的生长方向为⟨0001⟩,即拉伸载荷与*c*轴近平行。 在这样条件下进行拉伸形变时,(0001)基面滑移系 *φ*=0°,λ=90°,为硬取向,故基面滑移系很难启动;柱 面滑移系,虽然*φ*=90°,λ=0°,其分切应力也为0,但 在150 ℃下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金中存在大 量的{1012}拉伸孪晶,大量{1012}拉伸孪晶能够促 进棱柱面滑移系的启动,而对基面⟨a⟩滑移的开动并不 会造成有利的影响^[25];而对于锥面滑移系,其取向最 接近于软取向,因此锥面滑移系较容易启动。

200℃拉伸时,如图 9(b)所示,{1012}拉伸孪晶 仍在形变中占主导地位,柱面滑移作用增强,锥面滑 移作用减弱,最大极密度 *I*max=49.61。由图 7(c)和(d) 所示的 200℃下合金形变组织取向成像图可知,其拉 伸孪晶在一个柱状晶内平行排列更加均匀,并与柱状 晶竖直方向呈一定角度,将柱状晶分割成"层片状", 这使得合金中晶体取向发生偏转,导致原本处于硬取 向的柱面滑移向软取向转变,而锥面滑移向硬取向发 生转变,从而使得在 200℃下,柱面滑移更容易发生, 而锥面滑移启动变得困难。

当拉伸温度继续升高到 250 ℃时,如图 9(c)所示, 产生了明显的锥面织构,表明此温度下锥面滑移起主 导作用,由于锥面滑移可以协调 *c* 轴的应变,{10 1 2} 拉伸孪晶对变形的协调作用明显减弱;(0001)极图中 的取向分布呈弥散分布,说明在此温度下形变各滑移 机制均有参与塑性变形过程;在与 X0 轴向左大约偏 30°角的位置出现一种新的织构组分,结合图 7(e)和(f) 所示的定向凝固合金 250 ℃形变组织,可推测该织构 组分与再结晶晶粒有关。如图 9(d)所示,300 ℃拉伸 时,在(0001)极图的两极处的拉伸孪晶强度已经很弱, (0001)极图中的取向分布呈弥散分布,而锥面滑移和



图 9 不同拉伸温度下定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金(0001)极图



再结晶织构明显,表明 300 ℃拉伸时锥面滑移和再结晶占主导地位,柱面滑移减弱,这与合金在 250 ℃拉伸下有所不同。在 250 ℃和 300 ℃下,(0001)极图的

极密度明显减小,最大极密度 *I*max 分别为 25.84 和 22.62,这可能与 250 ℃和 300 ℃形变时发生动态再结晶,新的细小的再结晶晶粒生成降低了 Mg 合金织构强



图 10 切应力分析图

Fig. 10 Shear stress analysis diagram

度有关。

综上所述, Mg-6.52Zn-0.67Y 合金经定向凝固后 获得具有特定晶粒取向(择优生长晶面为(1120),生长 方向为(0001))的柱状晶组织,拉伸时因拉伸方向与 c 轴平行, 基面处于硬取向, 而锥面则处于较有利于软 取向, 故在拉伸时锥面滑移系更易被启动; 而大量 {1012} 拉伸孪晶的存在,虽不会对基面滑移产生影 响,但确能促进棱柱面滑移系启动,而{1013}和 {1011}压缩孪晶在形变过程中转动角度分别为 64°和 56°, 改变晶粒取向, 使硬取向的晶粒逐渐转向软取向 开始滑移,故定向凝固 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金在150 ℃ 拉伸下其δ高达27%,拉伸断口存在尺寸较小的扇形 解理面,扇形解理边界出现韧窝带,其断裂机制为韧 性断裂和准解理断裂。当拉伸温度高于 250 ℃时,由 于锥面滑移系在形变过程中占主导地位,且棱柱面滑 移系及{1012}拉伸孪晶都在形变中发挥作用,以及新 动态再结晶晶粒的生成,使合金塑性进一步提高, δ 超过30%, 拉伸断口全部为韧窝, 断裂机制为韧性断 裂。

3 结论

 利用定向凝固技术制备了具有(1120)(0001)择 优取向的柱状晶 Mg-6.52Zn-0.67Y 合金。该合金室温 拉伸下 σ_b为 196 MPa, δ为 13%。随着拉伸温度升高, 合金的强度下降、塑性升高, 150 ℃拉伸时的 σ_b为 141 MPa, δ为 27%; 250 和 300 ℃拉伸时, 合金的δ超过 30%。

2) EBSD 分析表明, 150 ℃拉伸时的形变组织中

存在约 23%、宽度约为 2 µm、密集排列的{1012}拉 伸孪晶以及少量的压缩孪晶; 200 ℃拉伸时{1012}孪 晶尺寸增大(宽度 17 µm),平行排列的拉伸孪晶将柱状 晶分割成"片层状"组织; 250 ℃拉伸时{1012}孪晶 发生碎化,数量大幅减少; 300 ℃拉伸时{1012}孪晶 降至 1%以下。

3) 150 和 200 ℃拉伸时其主要形变机制为锥面、 棱柱面滑移及{1012}孪生和{1013}、{1011}孪生等 共同作用,合金的断裂机制为韧性断裂和准解理复合 断裂;250 ℃拉伸时对塑形变形有贡献作用的不但有 锥面、棱柱面滑移和{1012}孪生,还有再结晶;300℃ 拉伸时主要形变机制则为锥面的滑移和动态再结晶, 合金的断裂机制为韧性断裂。

REFERENCES

- PEKGULERYUZ M O, KAYA A A. Creep resistant magnesium alloys for powertrain applications[J]. Advanced Engineering Materials, 2003, 5(12): 866–878.
- [2] PEKGULERYUZ M, CELIKIN M. Creep resistance in magnesium alloys[J]. International Materials Reviews, 2010, 55(4): 197–217.
- [3] LUO A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications[J]. International Materials Reviews, 2004, 49(1): 13–30.
- [4] ITOI T, INAZAWA T, YAMASAKI M, KAWAMURA Y, HIROHASHI M. Microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloy sheet prepared by hot-rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560(9): 216–223.
- [5] 肖 旋,徐 乐,秦学智,侯介山,王常帅,郭建亭,周兰章.
 稀土元素 Y 和 Ce 对定向凝固镍基高温合金高温氧化行为的 影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(11): 2769-2776.
 XIAO Xuan, XU Le, QIN Xue-zhi, HOU Jie-shan, WANG Chang-shuai, GUO Jian-ting, ZHOU Lan-zhang. Effect of elements Y and Ce on high temperature oxidation behavior of directionally-solidified Ni-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(11): 2769-2776.
- [6] 巫 剑,王 志,胡晓军,郭占成,范占军,谢永龙. Si-Sn 合 金精炼-定向凝固过程硅的分离和提纯[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(7): 1871-1877.
 WU Jian, WANG Zhi, HU Xiao-jun, GUO Zhan-cheng, FAN Zhan-jun, XIE Yong-long. Separation and purification of silicon by combined Si-Sn alloy refining and directional solidification process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(7):1871-1877.
- [7] MA Rong, DONG Xuan-pu, CHEN Shu-qun, PAN Zhang, LING Hong-jiang, FAN Zi-tian. Effect of quasicrystal phase on mechanical properties and damping capacities of Mg-Zn-Y-Zr

alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 587(18): 328–335.

- [8] YASIN K, ÜMIT B, PINAR A, AKSÖZ S, KEŞLİOĞLU K, MARAŞLI N. Dependence of microstructural, mechanical and electrical properties on growth rates in directional solidified Zn-Al-Bi eutectic alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(9): 2320–2335.
- [9] 肖 路. 镁合金定向凝固技术的研究进展[J]. 热加工工艺, 2015, 44(13): 9-12.
 XIAO Lu. Research progress of directional solidification technology of magnesium alloy[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(13): 9-12.
- [10] 唐守秋,周吉学,田长文,李卫红,杨院生. 镁合金定向凝固 技术研究的意义与进展[J]. 山东科学, 2011, 24(4): 18-22.
 TANG Shou-qiu, ZHOU Ji-xue, TIAN Chang-wen, LI Wei-hong, YANG Yuan-sheng. The significance and development of directional solidification technology of magnesium alloys[J].
 Shandong Science, 24(4): 18-22.
- [11] 赵彦民,张家奇,向伟,郭该丽. 定向凝固 AZ91 镁合金工艺 方法研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(13): 75-78.
 ZHAO Yan-min, ZHANG Jia-qi, XIANG Wei, GUO Gai-li. Study on the technology of AZ91 magnesium alloy in directional solidification[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(13): 75-78.
- [12] 夏鹏成,于金江,孙晓峰,管恒荣,胡壮麒.高温时效时间对 定向凝固 DZ951 镍基高温合金组织和持久性能的影响[J].稀 有金属材料与工程,2010,39(1):69-71.

XIA Peng-cheng, YU Jin-jiang, SUN Xiao-feng, GUAN Heng-rong, HU Zhuang-qi. Effect of high temperature aging time on Microstructure and properties of DZ951 Ni based superalloy[J]. Rare metal materials and Engineering, 2010, 39(1): 69–71.

- [13] MABUCHI M, KOBATA M, CHINO Y, IWASAKI H. Tensile properties of directionally solidified AZ91 Mg alloy[J]. Materials Transactions, 2003, 44(4): 436–439.
- [14] 陈孝先,李秋书,范艳艳. 定向凝固对 AZ31 镁合金凝固组织 的影响[J]. 中国铸造装备与技术,2009(2):19-21.
 CHEN Xiao-xian, LI Qiu-shu, FAN Yan-yan. Effect of directional solidification on solidification structure of AZ31 magnesium alloy[J]. China Foundry Machinery & Technology, 2009(2): 19-21.
- [15] 张晓林,李 凛. 定向凝固制备的网球拍用新型镁合金的组织性能研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45(3): 77-79.
 ZHANG Xiao-lin, LI Lin. Study on Microstructure and properties of new magnesium alloy for tennis racket prepared by directional solidification[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(3): 77-79.
- [16] 张 炎. Mg-Sm-xCa 合金定向凝固行为研究[D]. 太原: 太原

科技大学, 2015: 53-56.

ZHAGN Yan. Study on directional solidification behavior of Mg-Sm-*x*Ca[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2015: 53–56.

[17] 肖 璐. 定向凝固镁合金工艺、组织与性能的研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2013: 33-62.

XIAO Lu. Process, microstructure and mechanical properties in directionally solidified magnesium alloys[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013: 33–62.

- [18] LUO Shi-feng, YANG Guang-yu, LIU Shao-jun, WANG Jia-he, LI Jie-hua, JIE Wan-qi. Microstructure evolution and mechanical properties of directionally solidified Mg-xGd(x=0.8, 1.5, and 2.5) alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 662: 241–250.
- [19] WANG Jia-he, YANG Guang-yu, LIU Shao-jun, JIE Wan-qi, JIE Wan-qi. Microstructure and room temperature mechanical properties of directionally solidified Mg-2.35Gd magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(5): 1294–1300.
- [20] 刘 筱,朱必武,李落星,唐昌平.挤压态 AZ31 镁合金热变 形过程中的孪生和织构演变[J].中国有色金属学报,2016, 26(2):288-295.

LIU Xiao, ZHU Bi-wu, LI Luo-xing, TANG Chang-ping. Twinning and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(2): 288–295.

- [21] 宋广胜,陈强强,徐 勇,张士宏. AZ31 镁合金变路径压缩的 力学性能和孪晶机制[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(9): 1870-1877.
 SONG Guang-sheng, CHEN Qiang-qiang, XU Yong, ZHANG Shi-hong. Twinning mechanism and mechanical property of AZ31 magnesium alloy during multi-paths compressions[J]. The
- Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(9): 1870-1877.
 [22] 南小龙. Mg-3Al-3Sn 镁合金微观组织、拉伸性能与变形机制
 [D]. 吉林: 吉林大学, 2015: 45-73.

NAN Xiao-long. Microstructure,tensile properties and deformation mechanism of Mg-3Al-3Sn magnesium alloy[D]. Jilin: Jilin University, 2015: 45–73.

- [23] YU Qian, QI Liang, CHEN Kai, MISHRA R K, LI Ju, MINOR A M. The nanostructured origin of deformation twinning[J]. Nano Letters, 2012, 12(2): 887–892.
- [24] YANG P, MENG L, XIE Q G, CUI F E. A preliminary analysis on compression twins in magnesium[J]. Materials Science Forum, 2007, 546/549: 297–300.
- [25] HONG S G, PARK S H, CHONG S L. Role of {10 1 2} twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline magnesium alloy[J]. Acta Materialia, 2010, 58(18): 5873–5885.

High temperature mechanical properties and fracture mechanism of magnesium alloy with columnar crystal structure

XIE Hong-bin, LIN Xiao-ping, YIN Ce, WU Hou-pu, YANG Hui-ya, SHANG Yan-hong, XU Gao-peng

(School of Resources and Materials, Northeastern University at Qinhuangdao, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: Columnar crystal Mg-6.52Zn-0.67Y alloy with $(11 \overline{2} 0)(0001)$ preferential orientation was prepared by directional solidification technique. The deformation and fracture mechanism were investigated in directionally solidified alloy through stretch test at room temperature and high temperature by using SEM, XRD and EBSD analysis methods. The results show that, directionally solidified Mg-6.52Zn-0.67Y alloy at room temperature has a certain uniform plastic deformation capacity because its yield strength and tensile strength are 124 MPa and 196 MPa, respectively, and its elongation is 13%. With the increase of the tensile temperature, the strength of the alloy decreases, the plasticity increases. At 150 °C, the tensile strength is 146 MPa and the elongation increases to 27%. At 300 °C, the tensile strength is down to 73 MPa and the elongation is up to 35%. The deformation mechanism is not only pyramidal, prismatic slip but also $\{10\overline{1}2\}$ and $\{10\overline{1}1\}$ twins twin jointly, and the fracture mechanism is a mixture cracking mechanism (ductile fracture and quasi cleavage fracture) at 150 °C or 200 °C. With the tensile temperature reaches to 300 °C, the deformation mechanism is pyramidal slip and dynamic recrystallization, and the fracture mechanism is ductile fracture. Key words: Mg-Zn-Y alloy; directional solidification; deformation mechanism; fracture mechanism

Received date: 2016-07-15; Accepted date: 2016-11-28

(编辑 何学锋)

Foundation item: Project (51675092, 51775099) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (E2014501123) supported by the Natural Science Fund of Hebei Province, China

Corresponding author: LIN Xiao-ping; Tel: +86-335-8056792; E-mail: lxping3588@163.com