文章编号:1673-9981(2019)02-0096-07

# 铸造 WE43 镁合金低温至高温准静态拉伸 力学行为的研究\*

康跃华1,黄正华1,王顺成1,闫 闳2,陈荣石2,郑开宏1

1. 广东省材料与加工研究所,广东 广州 510650;2. 中国科学院金属研究所,辽宁 沈阳 110016



摘 要:采用光学显微镜、扫描和透射电子显微镜对铸造 WE43 镁合金在-196~300 ℃准静态拉伸 力学行为及断裂行为进行研究.结果表明:标准热处理态(T6)WE43 镁合金组织具有等轴晶粒,平 均晶粒尺寸约 104 μm,晶内主要由细小弥散分布的β′和β₁相组成,晶界具有较粗大的第二相,并且 在晶界附近形成约 300 nm 宽度的无析出相区域;变形温度降低至-196 ℃时,合金的断裂延伸率仍 具有 3.2%,表明合金不存在完全的低温脆性断裂,原因可能是晶界附近存在的无析出相区域可以 协调一定量的塑性变形;当变形温度从室温升高至 250 ℃时,合金的断裂延伸率从 2.4%显著增加

至 13.5%,表明合金发生韧脆转变现象,原因可能是合金在 250 ℃变形时非基面滑移的大量启动和晶界滑 动能力的大幅增加.

关键词:WE43 镁合金;力学行为;断裂行为;脆性断裂;韧脆转变 中图分类号:TG146.2 **文献标识码**: A

镁合金是目前可应用的最轻的金属结构材料, 比钢铁轻约 75%、比铝合金轻约 30%,具有比强度 高、导热导电性能良好、减震性能优异以及容易回收 等优点,能够有效地实现结构轻量化,在航空航天、 交通运输和 3C 电子产品等领域得到广泛应用,并 受到关注<sup>[1-3].</sup>特别是耐热镁合金作为低温(150~ 350 ℃)耐热材料,一直是航空航天和交通运输等领 域研究的热点.二十世纪 80 年代,英国 Magnesium Electron 公司成功开发出 Mg-Y-Nd 系的 WE43 (Mg-4Y-3.4RE-0.5Zr)合金,具有优异的综合力学 性能、抗蠕变性能和抗腐蚀性能,耐热温度最高可达 250~300 ℃,广泛用于民用飞机、战斗机、直升机、 高性能赛车和轿车等的动力及传动系统,是迄今为 止发展最成功并且商业化程度最高的高强耐热镁 合金<sup>[4]</sup>.

WE43 镁合金可能服役于低温和高温环境中,

但是文献中很少报道合金的低温力学行为(室温至 -196℃)<sup>[5]</sup>.对体心立方金属的低温脆性断裂特性 的研究表明,当温度降低至某个温度区间时断裂延 伸率突然大幅降低,甚至几乎不发生塑性变形.而对 纯镁和 Mg-Al-Zn 系镁合金的低温力学行为的研究 结果表明,随着温度降低,其断裂延伸率逐渐降低, 但是当温度降低至-196 ℃时仍然具有 1%~7%的 断裂延伸率<sup>[8+9]</sup>.铸造 WE43 镁合金主要是通过时 效热处理析出细小弥散分布的热稳定第二相来获得 优异的综合力学性能,具有与纯镁和 Mg-Al-Zn 系 镁合金的不同组织,因而会具有不同的低温力学行 为<sup>[10-11]</sup>.对 WE43 镁合金的高温力学行为的研究报 道,发现合金在 250 ℃变形时发生断裂延伸率大幅 提高的韧脆转变现象,但是对该现象的发生机制仍 有待深入探讨<sup>[12]</sup>.

本研究对 WE43 镁合金的低温(-196 ℃)至高

收稿日期:2019-02-28

<sup>\*</sup>基金 项月 数据 科学院实施创新驱动发展能力建设专项资金项目(2018GDASCX-0966);广州市科技计划项目(201904010309)

作者简介:康跃华(1987-),男,湖南娄底人,博士,研究方向为铝、镁轻合金设计与制备.

温(300 ℃)准静态拉伸力学行为进行系统研究,以 期探讨合金的低温脆性以及韧脆转变机制.

### 1 试验部分

#### 1.1 试样制备

试验用 WE43 镁合金的制备: 先将坩埚预热至 680~700 ℃时加入纯镁, 待其完全熔化后升温至 780 ℃,分批加入经过预热的纯钇(Y)、纯钕(Nd)和 纯钆(Gd),最后加入 Mg-30Zr 中间合金, 待其完全 熔化后搅拌 5 min,降温至 760 ℃. 用 RJ6 熔剂精炼 5~10 min,升温至 800 ℃保温静置 30 min 后,将坩 埚移出电阻炉,在空气中使熔体温度降至 780 ℃左 右时浇入树脂砂型模中,约 30 min 后取出铸锭,空 冷,获得合金铸锭.最后对合金铸锭进行标准 T6 热 处理,即在 525 ℃固溶 8 h,再在 250 ℃时效 16 h,得 到 WE43(T6)合金. 采用全谱直读等离子体发射光 谱仪(ICP-AES)测定合金的化学成分(表 1).

表 1 WE43 镁合金的化学成分

Table 1	The chemical	composition	of the	WE43	magnesium	alloy
---------	--------------	-------------	--------	------	-----------	-------

成分	Y	Nd	Gd	Zr	Mg
含量 w/%	4.08	2.09	1.04	0.58	余量

#### 1.2 测试方法

参照国家标准 GB/T 13239-2006,GB/T 4338-2006 和 GB/T 228.1-2010 进行拉伸测试.采用带 低温恒温箱的拉伸试验机进行低温拉伸试验,用液 氮将试样冷却至测试温度( $-50 \sim -196 \circ$ ),保温 15 min 后进行测试.高温拉伸测试前对试样进行电 解抛光,以观察试样表面的变形组织.采用带高温恒 温箱的拉伸试验机进行高温拉伸试验,将试样升温 至测试温度( $100 \sim 300 \circ$ ),保温 15 min 后进行测 试.拉伸应变速率为 $1.0 \times 10^{-4} s^{-1}$ ,采用划线法测量 断后延伸率.每个温度测试 3 个样品,力学性能为测 量值的平均值和标准偏差.

采用光学显微镜(OM, Leica DMI3000M)、扫描电子显微镜(SEM, Philips XL30)和透射电子显微镜(TEM, JEM-2100F)观察合金微观组织和断口形貌.OM和 SEM 试样经机械预磨和抛光,其中OM 试样需再经体积分数 4%的硝酸酒精溶液侵蚀.对于**不克教提**样采用电火花线切割机切取 0.8

mm 厚度的薄片,研磨至 50  $\mu$ m 厚度后冲成 $\Phi$ 3 mm 的圆片,再用凹坑仪(Gatan 656)减薄至 15  $\mu$ m,最 后用离子束减薄仪(Gatan 691)进一步减薄以获取 优质的薄区.

### 2 试验结果与分析讨论

#### 2.1 合金微观组织

图 1 为 WE43 镁合金的典型微观组织. 从图 1 (a,b)可观察到铸态合金组织具有等轴晶粒,平均晶 粒尺寸约为 58 μm,组成相主要为镁基体相和晶界 上不连续分布的网络状共晶相,以及少量方块状富 钇 (Y)和富锆(Zr)颗粒相.其中,富 Zr 颗粒在凝固 过程中作为镁基体的异质形核质点以细化晶 粒<sup>[13-14]</sup>.图1(c,d)为固溶热处理后的合金组织,显 示仍具有等轴晶粒,但晶粒尺寸增加至约 104 μm, 共晶相基本完全溶解扩散进入镁基体,但是富 Y 颗 粒相未溶解(图 1(d)箭头所指).

图 1(e-g)为标准时效热处理后 T6 态合金组 织,显示晶粒尺寸基本不变,在晶内和晶界析出第二 相,晶内析出相呈细小弥散分布,晶界析出相尺寸较 粗大,并且晶界处存在宽度约 300 nm 的无析出相 区域(precipitate free zone, PFZ). 晶内析出相具有 椭圆状和片状两种形貌,分别沿镁基体的{1200}面 析出,并且片状析出相两端往往连接着椭圆状析出 相,如图1(g)中的箭头所指.从图1(h)选区电子衍 射图谱观察到位于镁基体{0110}面族斑点之间的 1/4,1/2和3/4位置处存在附加衍射斑点,其分布 特征与文献<sup>[15-16]</sup>报道的β'相的结构相同,如图 1(h) 箭头所示. 根据报道[15-16],除亚稳相β"和β'外,在形 成平衡相B之前还存在一种片状亚稳相B1,其两端往 往连接着椭圆状β′相.因此,本试验 WE43(T6)合 金中椭圆状和片状析出相分别确定为β'相和β<sub>1</sub>相. 其中,亚稳相 $\beta$ '具有正交结构,晶格常数为a = 0.640nm,b=2.223 nm,c=0.521 nm,与基体的位相关系 为 $(100)_{\mathfrak{g}'}$ // $(1\overline{2}10)_{\mathfrak{Mg}}$ , $[001]_{\mathfrak{g}'}$ // $[0001]_{\mathfrak{Mg}}$ <sup>[15-18]</sup>.亚稳 相β<sub>1</sub>具有面心立方结构(a=0.740 nm),与基体的位 向关系为( $\overline{1}12$ )<sub>β1</sub> //( $\overline{1}00$ )<sub>Mg</sub>,  $[110]_{β1}$  //[0001]<sub>Mg</sub><sup>[15]</sup>.

#### 2.2 合金拉伸力学性能

图 2 和图 3 分别为 WE43(T6)镁合金在-196 ~300 ℃之间的拉伸应力应变曲线和力学性能随温 度的变化情况.图 3 显示,在室温至-196 ℃之间,



图 1 WE43 镁合金微观组织

(a,b)铸态;(c,d)固溶态;(e,f)T6时效态;(g,h)T6时 效态及电子衍射图谱,电子束入射方向为[0001]<sub>铁基体</sub>

Fig. 1 Microstructures of the WE43 magnesium alloy (a, b) as-cast; (c, d) solid solution state; (e, f) T6 condition; (g,h) T6 condition and corresponding electron diffraction pattern under the electron direction of  $[0001]_{Mg}$ 

随着温度降低,合金的屈服强度和抗拉强度都逐渐 增加,但塑性变化较小.特别是温度降至-196 ℃ 时,合金屈服强度和抗拉强度都大幅增加,但是断裂 延伸率仍然具有 3.2%.这表明合金在-196 ℃变形 时,不存在完全的低温脆性断裂.

在室温至 200 ℃之间,合金仍具有较高的应变 硬化,如图 2(b)所示.当温度升至 250 ℃时,合金的 应变硬化和强度开始大幅降低,而断裂延伸率从室 温的 2.4%大幅增加至 13.5%.继续升高至 275 ℃ 时,合金<u>开始</u>数据软化;温度升至高温 300 ℃时,合 金迅速发生软化,其强度大幅降低,断裂延伸率大幅 增加.



- 图 2 WE43(T6)镁合金的拉伸应力应变曲线
  (a)低温-196 ℃至室温 24 ℃;
  (b)室温 24 ℃至高温 300 ℃
- Fig. 2 Engineering stress-strain curves of the WE43 magnesium alloy at different temperatures (a)−196 ~24 °C;(b) 24~300 °C

#### 2.3 合金变形断裂行为

在-196~24 ℃之间 WE43(T6)镁合金的拉伸 断口形貌和剖面组织如图 4 所示.图 4 (a,b)显示, 室温断口形貌主要由细小的解理面(Cleavage Face, CF)和撕裂棱(Tear Ridge, TR)组成,但 TR 较浅, 相应的断口剖面组织主要为穿晶解理裂纹,呈锯齿 状,并且晶粒内存在多个相互平行的细小解理面.随 着温度的降低,解理面的面积逐渐增加而台阶减少, 撕裂 棱 密 度 降 低,并 出 现 光 滑 的 晶 界 (Grain Boundary, GB).相应的断口剖面组织表现为沿晶 断裂(白色箭头所指)的比例增加而穿晶断裂(黑色





箭头所指)的比例降低,并且组织中还形成孪晶.当 温度降低至一196 ℃时,断口主要由解理面和晶界 组成,相应的断口剖面组织主要为沿晶断裂,但是解 理面上存在细小的撕裂棱,从而导致合金仍具有一 定的塑性.这可能与合金具有晶界无析出相区域 (Precipitate-free zone, PFZ)有关.由于 PFZ 中不存 在析出相强化,属于合金组织中较软的部分,可以协 调部分塑性变形,从而使合金具有一定的塑性,不至 于发生完全脆性断裂.

图 5 所示为 WE43(T6)镁合金在 24~300 ℃之 间拉伸断裂后的表面变形组织,可观察到一系列由 位错滑移产生的迹线(黑色箭头所指),通常称为滑 移线(slip trace)或滑移带(slip band)<sup>[19-23]</sup>.图 4(a) 显示,室温下晶粒内的滑移带只在某一方向呈长而 直的形态.据文献报道<sup>[24-25]</sup>,这是由基面滑移产生 的.但是滑移带衬度较浅,表明滑移带台阶高度较 低,并且还观察到晶界处萌生细小裂纹(图 4a, 白色 箭头所指).这与室温延伸率较低的结果相一致.当 温度升高至 200 ℃时,晶粒内还出现了另一个方向 上的波浪形滑移带,如图 4(b)所示.这可能表明非 基面滑移在变形过程中被激活<sup>[24-25]</sup>.图 4(c)显示, 温度继续升高至250℃时,波浪形滑移带增加,表明 非基面滑移大量启动.此外,还观察到晶界存在一定 程度的弯曲,表明晶界存在滑动,非基面滑移的大量 启动和晶界滑动可能是合金在 250 ℃拉伸断裂延伸 率大量增加的原因. 在高温 300 ℃时,波浪形滑移带 进一步增加,特别是晶界滑动显著增强.这与断裂延 伸率显著增加的结果相一致.

**图 4** 在不同温度下 WE43(T6)镁合金的拉伸断口形貌 和剖面组织

Fig. 4 Fracture surfaces and longitudinal sections near fracture surfaces of the WE43(T6) magnesium alloy at different temperatures

(a, b)24 ℃; (c, d) -50 ℃; (e, f) -100 ℃; (g, h) -196 ℃

WE43(T6)镁合金在 200~300 ℃的拉伸断口 形貌和剖面组织如图 6 所示. 从图 6 观察到,200 ℃ 时合金的断口形貌和剖面组织与室温时相似,而 250 ℃时合金的断口主要由细小的韧窝组成,剖面 断裂边缘表现为为细小的半圆弧,表明断裂可能主 要是通过连接细小的孔洞而导致的. 在 300 ℃高温 时,断口由较大的韧窝组成,晶粒沿拉伸变形方向延 长,且在与拉伸方向垂直的晶界处形成大孔洞. 因 此,在 300 ℃高温时,合金断裂方式主要为韧窝断 裂,并导致塑性显著增加. 正如上文所述,其原因主 要是非基面滑移和晶界滑动能力大幅增加.

万方数据



图 5 WE43(T6)镁合金在 24~300 ℃拉伸断裂后的表面变形组织 (a) 24℃;(b) 200 ℃;(c) 250 ℃;(d)300 ℃ Fig. 5 Microstructuresnear fracture surfaces of the WE43(T6) magnesium alloy at different temperatures

(a)  $24^{\circ}$ ; (b)  $200^{\circ}$ ; (c)  $250^{\circ}$ ; (d)  $300^{\circ}$ .



图 6 在不同温度下 WE43(T6)镁合金的拉伸断口形貌 和剖面组织

(a, b) 200℃;(c, d) 250 ℃;(e, f)300 ℃

Fig. 6 Fracture surfaces and longitudinal sections near fracture surfaces of the WE43(T6) magnesium alloy at different temperatures

```
(a万方数据; (c, d) 250 ℃; (e, f) 300 ℃
```

## 3 结 论

(1)WE43(T6)镁合金组织具有等轴晶粒,平均 晶粒尺寸约 104 μm,晶内主要由细小弥散分布的β' 和β<sub>1</sub>相组成,而晶界具有较粗大的第二相,并且在晶 界附近形成约 300 nm 宽度的无析出相区域。

(2)当变形温度降低至一196 ℃时,合金仍具有 3.2%的断裂延伸率,表明合金不存在完全的低温脆 性断裂,原因可能是晶界附近存在的无析出相区域 可以协调一定量的塑性变形。

(3)非基面滑移和晶界滑动的大量启动导致 WE43(T6)镁合金在 250 ℃及以上温度时发生韧脆 转变.

#### 参考文献:

- [1] 陈振华,陈吉华,全亚杰,等. 镁合金[M]. 北京:化学工 业出版社,2004:1-2.
- [2] 陈振华. 耐热镁合金[M].北京:北京工业出版社,2007: 1-4.
- [3] LUO A A. Magnesium casting technology for structural applications [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013,1(1): 2-22.
- [4] KING J F. Development of practical high temperature

magnesium casting alloys, in: KAINER K U. Magnes Alloy Their Appl. Wiley-VCH, 2000: 14-22.

- [5] MABCHI M, CHINO Y, IWASAKI H. Tensile properties at room temperature to 823 K of Mg-4Y-3RE alloy[J]. Materials Transactions-JIM, 2002, 43 (8): 2063-2068.
- [6] WESSEL E. Abrupt yielding and the ductile-to-brittle transition in body-centered-cubic metals[J]. JOM, 1957, 9(7): 930-935.
- [7] TANAKA M, TARLETON E, ROBERTS S. The brittle-ductile transition in single-crystal iron[J]. Acta Materialia, 2008, 56(18): 5123-5129.
- [8] WILSON D. Ductility of polycrystalline magnesium below 300 K[J]. J Inst Metals, 1970, 98:133-143.
- [9] KULA A, NOBLE K, MISHRA R, et al. Plasticity of Mg-Gd alloys between 4K and 298K[J]. Philosophical Magazine, 2016, 96(2):134-165.
- [10] KANG Y H, YAN H, CHEN R S. Effects of heat treatment on the precipitates and mechanical properties of sand-cast Mg-4Y-2. 3Nd-1Gd-0. 6Zr magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 645: 361-368.
- [11] SOLOMON E. Precipitation behavior of magnesium alloys containing neodymium and yttrium [D]. Ann Arbor: University of Michigan, 2017.
- [12] MABUCHI M, CHINO Y, IWASAKI H. Tensile properties at room temperature to 823 K of Mg-4Y-3RE alloy [J]. Materials Transactions, 2002, 43 (8): 2063-2068.
- [13] SAUNDERS W.STRIETER F. Alloying zirconium to magnesium [ J ]. Transactions of the American foundrymen's society,1952,60:581-594.
- [14] LI J, CHEN R S, MA Y Q, et al. Effect of Zr modification on solidification behavior and mechanical properties of Mg-Y-RE (WE54) alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys,2013,1(4):346-351.
- [15] NIE J, MUDDLE B. Precipitation in magnesium alloy WE54 during isothermal ageing at 250 C[J]. Scripta

Materialia, 1999, 40(10): 1089-1094.

- [16] NIE J, MUDDLE B. Characterisation of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy [J]. Acta materialia, 2000,48(8):1691-1703.
- [17] ANTION C, DONNSDIEU P, PERRARD F, DESCHAMPS A, TASSIN C, PISCH A. Hardening precipitation in a Mg-4Y-3RE alloy [J]. Acta materialia, 2003, 51(18): 5335-5348
- [18] ANTION C, DONNSDIEU P, PERRARD F, et al. Early stages of precipitation and microstructure control in Mg-rare earth alloys[J]. Philosophical Magazine, 2006, 86(19):2797-2810.
- [19] FISHER J C, HART EW, PRY R H. Theory of slipband formation[J]. Physical review, 1952, 87(6):958.
- [20] LOW J, TURKATO A. Slip band structure and dislocation multiplication in silicon-iron crystals [J]. Acta metallurgica, 1962, 10(3): 215-227.
- [21] HUNSCHE A, NEUMANN P. Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation[J]. Acta metallurgica, 1986, 34(2):207-217.
- [22] GUO Y,BRITTON T,WILKINSON A. Slip band-grain boundary interactions in commercial-purity titanium [J]. Acta Materialia,2014,76(1):1-12
- [23] SANDLÖBES S, FRIÁKM, NEUGEBAUER J, et al. Basal and non-basal dislocation slip in Mg-Y[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 576(1): 61-68.
- [24] WANG F,DONG J,FENG M,et al. A study of fatigue damage development in extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A,2014, 589(1):209-216.
- [25] LIUG, XIN R, SHU X, et al. The mechanism of twinning activation and variant selection in magnesium alloys dominated by slip deformation [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 687(5): 352-359.

(下转第118页)

# Research on improving high temperature bending property of polypropylene honeycomb core sandwich panel

MENG Shanshan, QIN Yongli, FAN Xinyu, XIAO Peng

Guangzhou King fa Carbon Fiber Materials Development Co., Ltd., Guangzhou 510530, China

**Abstract**: In order to improve the high temperature bending property of polypropylene (PP) honeycomb core sandwich panel, the effects of glass fiber length in PP/GF skin, the content of talc in PP honeycomb core and diameter of talc on high temperature bending property of PP honeycomb core sandwich panel were investigated. The results show that the high temperature bending property of polypropylene honeycomb sandwich panel can be improved by increasing the fiber length in the surface layer of polypropylene/glass fiber (PP/GF), increasing the amount of talc powder in honeycomb core and reducing the particle size of talc powder under the premise of satisfying processability.

Key words: PP honeycomb core sandwich panel; length of GF; talc; bending property

(上接第101页)

# Study on quasi-static tensile mechanical behavior of cast WE43 magnesium alloy at low temperature and high temperature

KNAG Yuehua<sup>1</sup>, HUANG Zhenghua<sup>1</sup>, WANG Shuncheng<sup>1</sup>, YAN Hong<sup>2</sup>, CHEN Rongshi<sup>2</sup>, ZHENG Kaihong<sup>1</sup> 1. Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

Abstract: The quasi-static tensile mechanical behavior including fracture behavior of cast WE43 magnesium alloy at  $-196 \sim 300$  °C was investigated by OM, SEM and TEM. The results indicate that the standard heat treated (T6) alloy has equiaxed grains with average grain size of 104 µm. The crystals are mianly composed of finely dispersed  $\beta'$  and  $\beta_1$  precipitates within the matrix and coarse particles at grain boundaries with precipitate free zones of width about 300 nm. When the deformation temperature is decreased to -196 °C, the alloy still achieves a certain fracture elongation of 3.2%, rather than a complete brittle fracture. The cause is partly attributed to that the precipitate free zone could undertake some plastic deformation. When the deformation temperature was increased from 24 °C to 250 °C, the fracture elongation of the alloy is significantly increased from 2.4% to 13.5%, which indicates a brittle-tough transition. This could be due to the increase of non-basal slip and grain boundary slide.

**Key word:** WE43 magnesium alloy; mechanical behavior; fracture behavior; brittle fracture; brittletough transition