

# 再结晶退火对 Mg-1.5Y 板材组织、织构及性能的影响

王荫洋, 王 蓉, 房灿峰, 徐尊严

(大连理工大学 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室, 辽宁 大连 116024)

**摘 要:** 利用十字交叉轧制工艺制备了 Mg-1.5Y 合金板材, 研究了再结晶退火 (475 °C/15 min) 对其微观组织、宏观组织、力学性能及成形性能的影响。结果表明, 退火促使轧制板材发生强烈的静态再结晶, 形成均匀的等轴晶组织。轧制态板材呈现出近圆形-双峰织构分布特征, (0002) 面极点由法向 (ND) 向轧制方向 2 (RD2) 倾转大约  $\pm 20^\circ$ ; 再结晶退火后, 基面极点沿轧制交角方向发生劈裂, 形成蝴蝶状-多峰弱织构分布特征, 且晶粒取向更加随机化, 最大极密度由轧制态的 5.0 降低至 2.8。退火态板材的断后伸长率、杯突值分别达到 30.5%、4.4 mm, 相对于轧制态分别提高了 63%、42%。

**关键词:** Mg-1.5Y 合金板材; 再结晶退火; 宏观组织; 力学性能; 成形性能

**中图法分类号:** TG146.22

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)02-0607-07

镁合金具有密度低、比强度高、机械加工性好、阻尼能力强、可循环利用等优点, 是实现汽车、航空航天、高速列车等领域轻量化的理想材料<sup>[1]</sup>。与铸造镁合金相比, 变形镁合金可获得更高的强度、更好的延展性和更多样化的力学性能, 从而满足多样化工程结构件的应用需求<sup>[2-4]</sup>。然而, 镁合金变形加工后倾向于形成强烈的基面织构<sup>[5,6]</sup>, 而该基面织构的存在加之较少的滑移系是导致变形镁合金低的塑性变形能力 (尤其室温冲压成形性能) 和高的各向异性的主要原因。研究表明, 十字交叉轧制能够弱化基面织构, 并降低各向异性<sup>[7,8]</sup>。板材轧制后退火处理可获得完全再结晶组织<sup>[9-12]</sup>, 并促使再结晶晶粒取向分布更加随机化<sup>[13-15]</sup>, 从而弱化织构并消除残余应力, 利于镁板材塑性和成形性能的提升。

本实验基于十字交叉轧制及再结晶退火对组织的调控作用, 制备出一种高塑、低织构强度的 Mg-1.5Y 合金板材, 研究了再结晶退火对板材微观组织、宏观组织、力学性能及成形性能的影响。

## 1 实 验

Mg-1.5Y 合金的制备采用纯镁锭 (纯度 99.9%) 和 Mg-30Y (质量分数, %) 中间合金。合金熔炼过程在井式电阻炉中进行。当镁熔体温度升至 730 °C 时,

加入 Mg-Y 中间合金, 氩气气氛下机械搅拌均匀后静置 3 min, 随后氩气精炼 2 min, 待熔体温度降低至 720 °C 时, 浇铸到预热温度为 200 °C 的金属型模具中。Mg-1.5Y 合金铸锭经 450 °C/20 h 均匀化处理后, 加工成 100 mm×80 mm×18 mm 的长方体板坯。采用十字交叉轧制工艺对板坯进行热轧, 十字交叉轧制原理及轧制道次变形量工艺方案分别如图 1 和图 2 所示。板材轧制温度为 500 °C, 轧制前进行 500 °C/30 min 的预热处理, 相邻轧制道次间进行 500 °C/10 min 的保温退火, 终轧态板材冷却至室温后进行 475 °C/15 min 的短时再结晶退火。

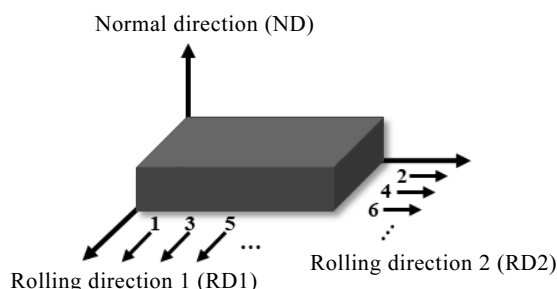


图 1 十字交叉轧制原理图

Fig.1 Schematic diagram of the hot cross-rolling

收稿日期: 2020-02-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51374047); 江苏省自然科学基金 (BK20181162); 中央高校基本科研业务费专项资金 (DUT18LAB03)

作者简介: 王荫洋, 男, 1994 年生, 硕士生, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84706114, E-mail: wangyinyang@mail.dlut.edu.cn

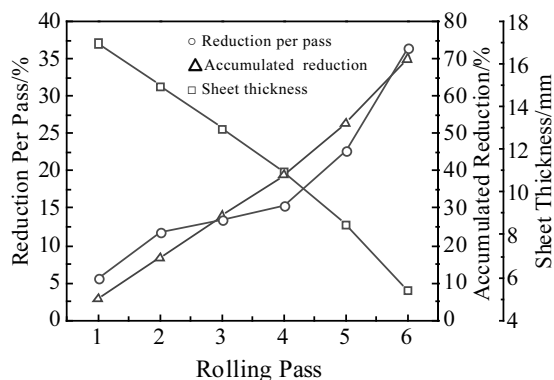


图2 板材轧制工艺参数与轧制道次关系图

Fig.2 Reduction per pass, accumulated reduction and sheet thickness as a function of rolling pass

利用 XRF-1800 型 X 射线荧光光谱仪 (XRF) 测定铸锭的化学成分, 采用 Leica-MEF3 型金相显微镜 (OM) 观察铸态、变形态 Mg-1.5Y 合金显微组织, 利用配有能谱仪 (EDS) 的 SUPRA55 型场发射扫描电镜 (SEM) 进行微观组织观察和拉伸断口形貌分析, 使用 Empyrean 型 X 射线衍射仪分析板材宏观织构。杯突试验在 GBW-60Z 型杯突试验机上进行 (每组试验重复 3 次, 结果取其平均值), 试样夹持力为 10 kN, 杯冲速率为 5 mm/min, 杯突试样尺寸为 60 mm×60

mm×1 mm。拉伸试验在 WD2 型电子万能试验机上进行 (每组试验重复 3 次, 结果取其平均值), 拉伸试样平行部分原始厚度为 3 mm, 原始宽度为 10 mm, 标距为 40 mm, 拉伸速率为 2 mm/min。

## 2 结果与分析

### 2.1 Mg-1.5Y 合金的铸态组织

图 3 为铸态 Mg-1.5Y 合金微观组织。由图 3a 和 3b 可以看出, Mg-1.5Y 合金的铸态组织主要由  $\alpha$ -Mg 相和沿晶界分布的第二相组成。由图 3c 和 3d 可以看出, 第二相主要呈现块状和条状。结合图 3d 中的 EDS 分析结果可以判定, 第二相为富 Y 相 (YSS) [16]。在本研究中, 2 种不同形态的富 Y 相分别命名为  $\beta_1$ -YSS 相 (块状相) 和  $\beta_2$ -YSS 相 (条状相)。

图 4 和图 5 分别为不同形貌的  $\beta_1$ -YSS 相和  $\beta_2$ -YSS 相的 SEM 照片。从几百纳米到几个微米不等的 YSS 相形成了一种微-纳尺寸共存的第二相形貌特征。这主要与 Y 元素易凝固偏析, 从而形成富 Y 区 (微米 YSS 相) 和贫 Y 区 (纳米 YSS 相) 有关 [17]。大量观察 YSS 相的形貌后可以认为, 列于图 4、图 5 中典型 YSS 相的特征形貌是其不同生长阶段的固化保留。由此,  $\beta_1$ -YSS 相形貌演变大致可以分为以下几个阶段: (I) 初始块状形核阶段→(II) 块状生长阶段→(III) 堆垛发育阶段→(IV) 阶梯状堆叠长大阶段。类似的,  $\beta_2$ -YSS

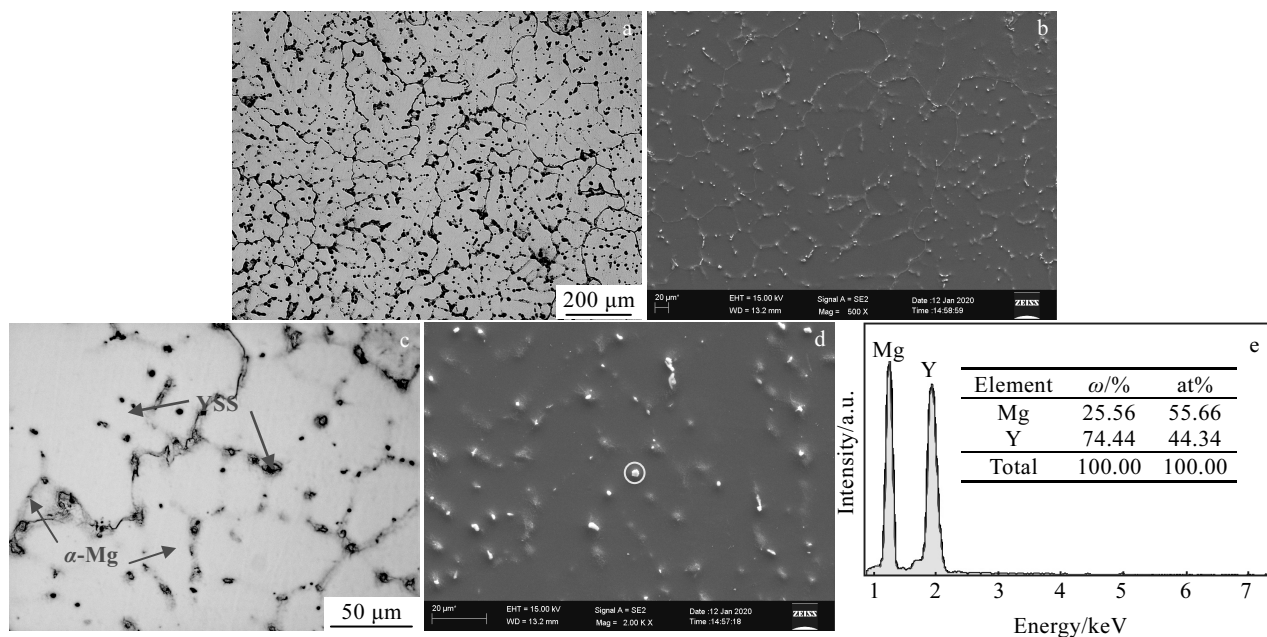


图3 铸态 Mg-1.5Y 合金微观组织的 OM 照片和 SEM 照片

Fig.3 OM (a, c), SEM (b, d) images of the as-cast Mg-1.5Y alloy, and EDS result of the yellow circle marked in Fig.3d (e)

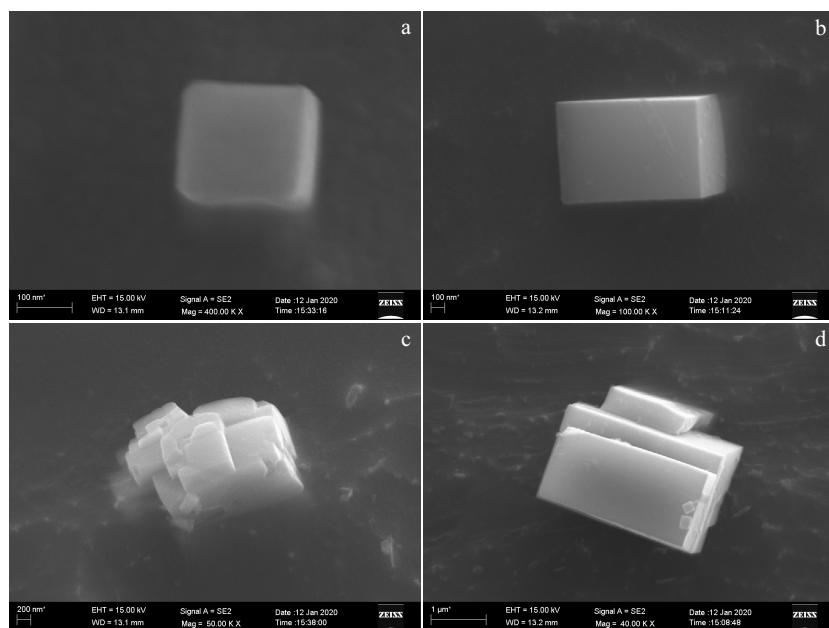
图 4 不同形貌  $\beta_1$ -YSS 相的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of  $\beta_1$ -YSS phases with different morphologies: (a) nano-sized bulk-shaped, (b) micro-sized bulk-shaped, (c) micro-sized bulk-stacking, and (d) micro-sized step-stacking

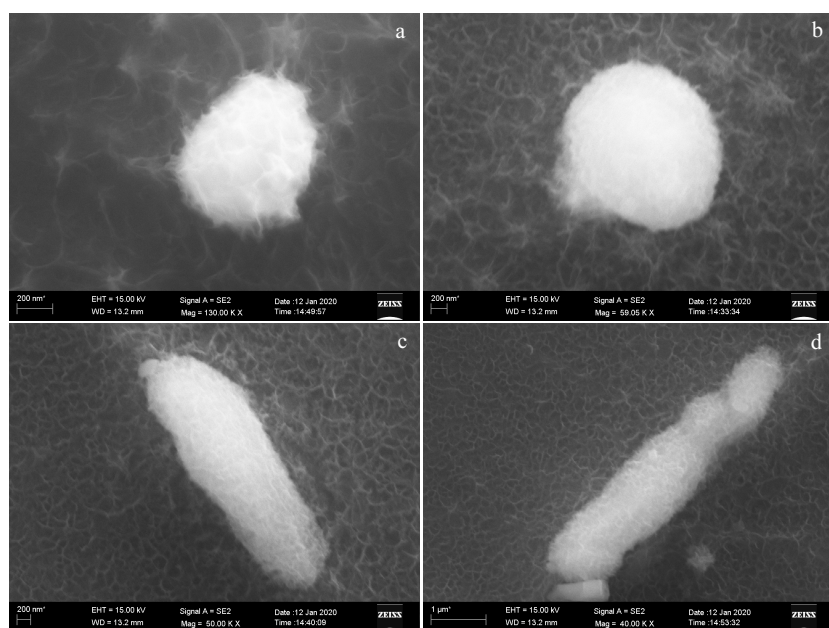
图 5 不同形貌  $\beta_2$ -YSS 相的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of  $\beta_2$ -YSS phases with different morphologies: (a) nano-sized spherical, (b) micro-sized spherical, (c) micro-sized rod-shaped, and (d) micro-sized strip-shaped

相的形貌演变过程为: (I) 初始球状形核阶段→(II) 球状生长阶段→(III) 条状择优生长阶段。

## 2.2 Mg-1.5Y 合金板材的变形态组织

图 6a 和 6b 为轧制态 Mg-1.5Y 板材的微观组织。变形晶粒内部含有大量的变形孪晶, 无明显的动态再结晶 (DRX) 发生。这再次说明 Y 元素对镁基体 DRX

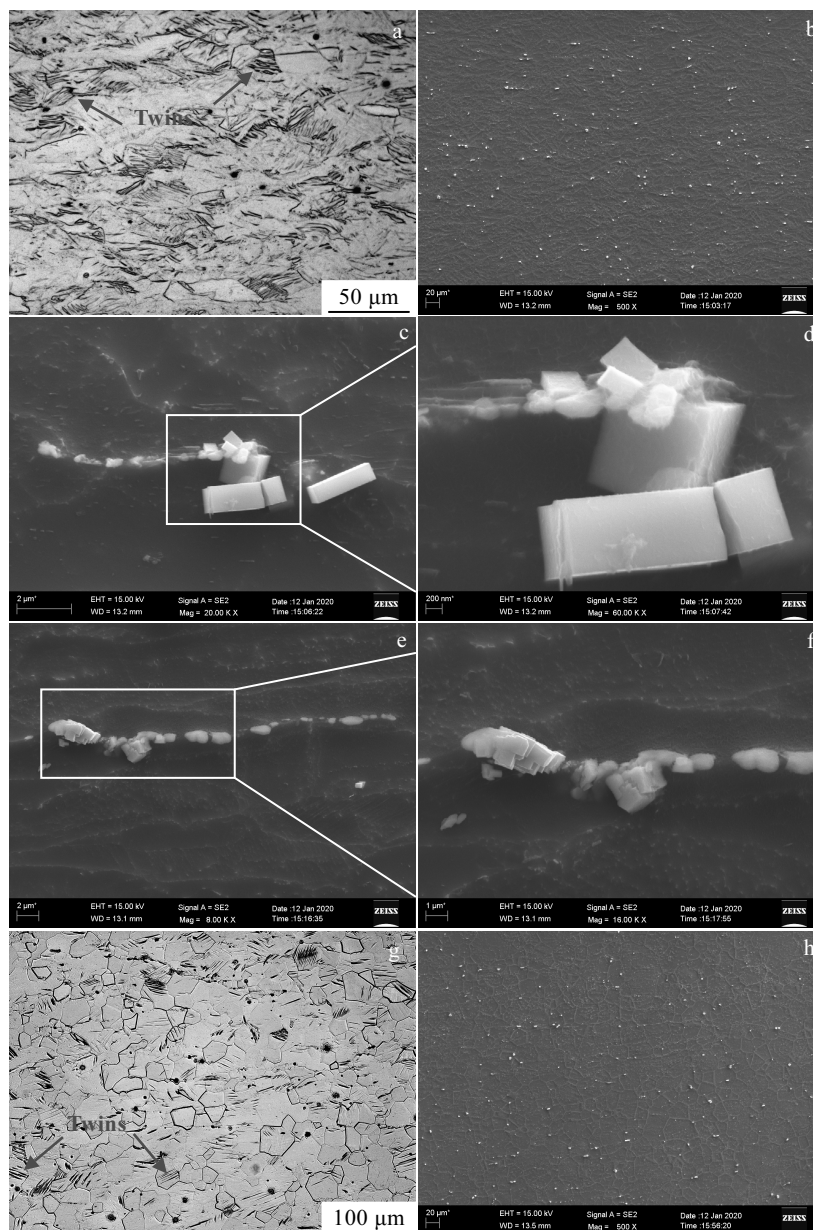


图 6 轧制态以及退火态板材微观组织

Fig.6 Optical micrographs (a, g), SEM micrographs (b, h) of as-rolled (a, b) and as-annealed (g, h) Mg-1.5Y alloy sheet; SEM micrographs (c, e) and high magnification (d, f) of YSS phase in as-rolled Mg-1.5Y alloy sheet

的强烈抑制作用<sup>[14]</sup>。 $\beta_1$ 、 $\beta_2$  轧制过程中都会发生不同程度的分离和破碎，呈现如图 6c~6f 所示的“慧尾”状分布。YSS 相轧碎现象表明堆叠生长的  $\beta_1$  层间结合力较弱，而择优生长的  $\beta_2$  则整体强度不足。但是，破碎后的 YSS 相在后续退火过程中对诱发再结晶和抑制其长大是有益的。

再结晶退火处理后，板材发生了显著的静态再结晶 (SRX)，变形晶粒完全转变为均匀的等轴晶，但变形孪晶未完全消除 (图 6g)。高温短时退火并不会带

来 Y 元素的显著迁移，因此 YSS 相的形貌特征没有发生明显变化 (图 6h)。

### 2.3 Mg-1.5Y 合金板材的宏观组织

图 7a 和 7c 是轧制态 Mg-1.5Y 板材的 (0002) 面计算极图和相应的三维模型。轧制态板材表现出典型的镁-稀土合金双峰织构特征，极点由 ND 向 RD2 发生大约  $\pm 20^\circ$  倾转，织构取向呈近圆形分布，(0002) 面的最大极密度为 5.0。再结晶退火后，织构特征发生了显著改变，近圆形-双峰织构消失，形成蝴蝶状-多



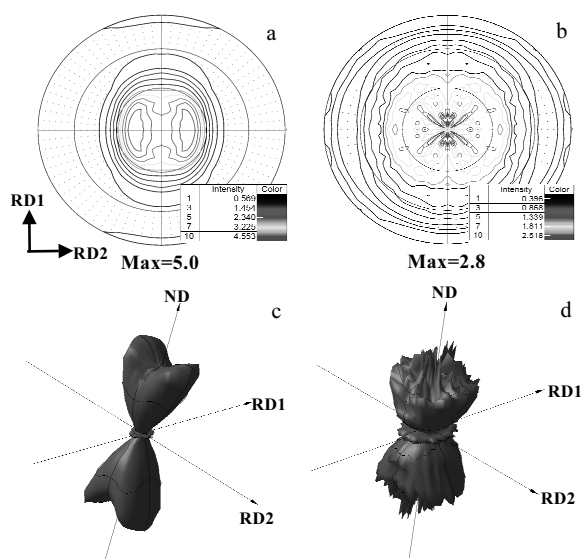


图7 Mg-1.5Y 合金板材(0002)面计算极图及其三维模型

Fig.7 X-ray recalculated (0002) pole figures (a, b) and corresponding 3D models (c, d) of Mg-1.5Y alloy sheets: (a, c) as-rolled and (b, d) as-annealed

峰弱织构, 如图 7b 和 7d 所示。退火态板材织构极点由 ND 向 RD1 和 RD2 交角方向发生劈裂, 取向分布更加宽化和随机化, (0002) 面的最大极密度减小至 2.8。相比于双峰织构而言, 多峰织构更有利于基面  $\langle a \rangle$  滑移的启动, 从而更加有利于提高板材的塑性和成形性<sup>[18,19]</sup>。

## 2.4 Mg-1.5Y 合金板材的力学性能

图 8 是 Mg-1.5Y 板材的典型室温拉伸应力-应变曲线。轧制态 Mg-1.5Y 板材的屈服强度(YS)为 206 MPa, 抗拉强度(UTS)为 224 MPa, 断后延伸率(FE)为 18.7%。晶粒等轴化使得退火态板材强度显现出明显的软化特征, YS 和 UTS 分别减小至 115 和 182 MPa。但在变形孪晶大幅减少和织构弱化共同作用下, 促使退火态板材的 FE 显著增加至 30.5%, 相对轧制态(18.7%)提高了 63%。与轧制态板材相比, 退火态板材的拉伸曲线表现出逐步的加工硬化行为, 塑性变形区间更大, 塑性变形能力更强。图 9 为 Mg-1.5Y 合

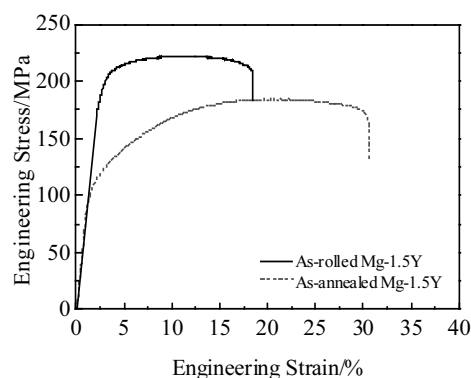


图8 Mg-1.5Y 合金板材的室温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.8 Engineering stress-strain curves of tensile test for Mg-1.5Y sheets at room temperature

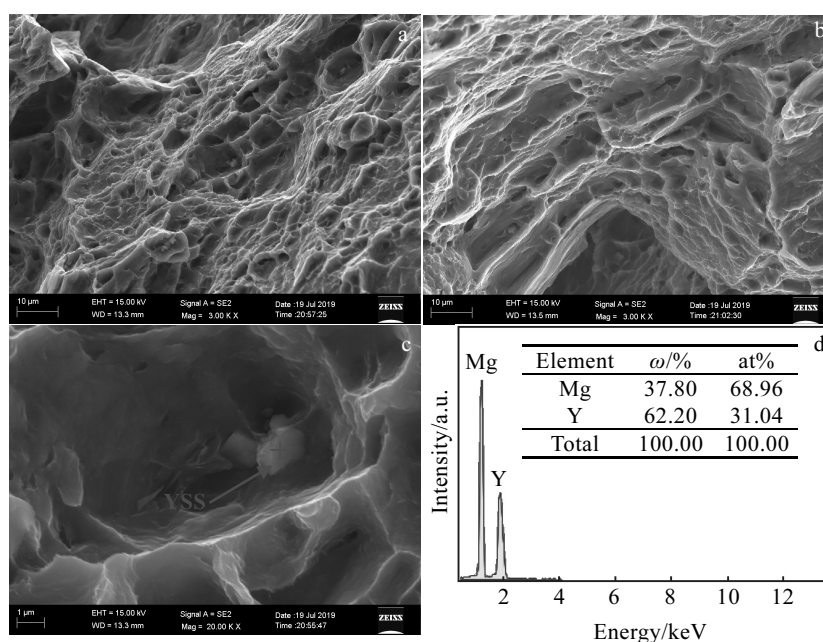


图9 Mg-1.5Y 合金板材的拉伸断口形貌

Fig.9 SEM micrographs of the fracture surface of as-rolled (a) and as-annealed (b) Mg-1.5Y sheets; local magnification of YSS phase (c) and corresponding EDS result of the red cursor marked in Fig.9c (d)

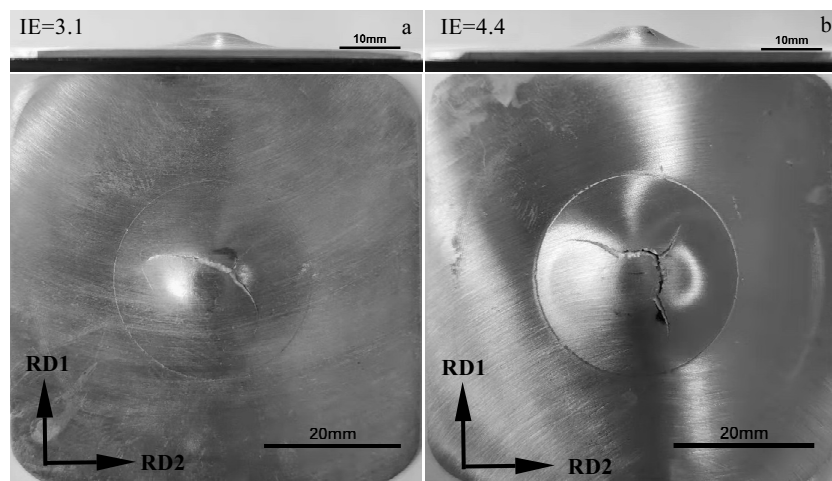


图 10 Mg-1.5Y 合金板材室温杯突试验后的宏观形貌

Fig.10 Macro-morphologies of as-rolled (a) and as-annealed (b) Mg-1.5Y sheets after the Erichsen test at room temperature

金板材的拉伸断口形貌。轧制态和退火态板材的拉伸断口都含有大量的韧窝，均表现出明显的韧性断裂的特征。韧窝底部常可观察到 YSS 相，说明是以沿晶断裂为主的断裂方式。

## 2.5 Mg-1.5Y 合金板材的成形性能

图 10 是 Mg-1.5Y 合金板材室温杯突试验后的宏观形貌。轧制态 Mg-1.5Y 板材的杯突值(IE)为 3.1 mm，再结晶退火后板材的 IE 值增加至 4.4 mm，相对轧制态提高了 42%。表明退火明显利于板材成形性能的提升。轧制态板材的杯突裂纹主要沿着 RD2 方向扩展，这与双峰织构中极点沿着 RD2 方向劈裂相一致。退火态板材形成了蝴蝶状-多峰织构，而其杯突裂纹则是按多方向劈裂。由此可见，织构特征与杯突宏观裂纹存在着一定的内在关系。

## 3 结 论

1) 短时高温退火 (475 °C/15 min) 可将 Mg-1.5Y 板材的轧制态变形组织转变成完全再结晶组织。

2) 轧制态板材织构呈现出近圆形-双峰织构分布特征，(0002) 面极点由 ND 向 RD2 发生了大约  $\pm 20^\circ$  的倾转。再结晶退火促使板材织构取向更加分散和随机化，(0002) 面极点沿轧制交角方向发生劈裂，形成蝴蝶状-多峰弱织构分布特征，且最大极密度由 5.0 降低至 2.8。

3) Mg-1.5Y 轧制板表现出良好的塑性和成形性能，但短时高温退火可使轧制板材塑性 (断后伸长率) 和成形性能 (杯突值) 进一步提升了 63%、42%。

## 参考文献 References

- [1] Kulekci M K. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2008, 39(9-10): 851
- [2] Tong L B, Zheng M Y, Cheng L R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 569: 48
- [3] Borkar H, Pekguleryuz M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(1): 488
- [4] Yu Kun(余 琨), Li Wenxian(黎文献), Wang Richu(王日初). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(11): 1748
- [5] Farzadfar S A, Martin E, Sanjari M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2012, 47(14): 5488
- [6] Zeng Z R, Zhu Y M, Xu S W *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 105: 479
- [7] Chino Y, Sassa K, Kamiya A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 473(1-2): 195
- [8] Chen T, Chen Z Y, Yi L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 324
- [9] Bhattacharyya J J, Agnew S R, Muralidharan G. *Acta Materialia*[J], 2015, 86: 80
- [10] Li Ruihong(李瑞红), Chen Zhijun(陈志军), Jiang Bin(蒋 斌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3640
- [11] Li Li(李 理), Wu Jie(伍 杰), Wu Yuanzhi(吴远志) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2263
- [12] Dai Yan(代 言), Chen Xianhua(陈先华), Xu Xiaoyang(徐笑

- 阳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2099
- [13] Huang X S, Suzuki K, Chino Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 232
- [14] Farzadfar S A, Martin E, Sanjari M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 534: 209
- [15] Wu W X, Jin L, Wang F H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 194
- [16] Tan J, Sun Y H, Xie H B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 766: 716
- [17] Shi B Q, Chen R S, Ke W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 62
- [18] Suh B C, Shim M S, Shin K S *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 84-85:1
- [19] Bian M Z, Sasaki T T, Suh B C *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 138: 151

## Effect of Recrystallization Annealing on Microstructure, Texture and Properties of Mg-1.5Y Alloy Sheet

Wang Yinyang, Wang Rong, Fang Canfeng, Xu Zunyan

(Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province),  
Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

**Abstract:** Mg-1.5Y alloy sheet was prepared by cross-rolling technique. The effect of recrystallization annealing (475 °C/15 min) on microstructure, macro-texture, mechanical properties and stretch formability of Mg-1.5Y alloy sheet was primarily studied. The results show that the uniform equiaxed grains form through strong static recrystallization after recrystallization annealing. The texture of as-rolled alloy sheet exhibits a subrotund-bimodal orientation distribution, and the basal-pole intensity peak tilts about  $\pm 20^\circ$  from normal direction (ND) to rolling direction 2 (RD2). The texture orientation distribution is more dispersed and randomized after recrystallization annealing. The basal-pole intensity peak splits along the direction of intersection angle between rolling directions and a butterfly-shaped multi-peaks weak texture orientation distribution finally forms. Besides, the maximum intensity of basal plane decreases from 5.0 to 2.8. The fracture elongation and index of Erichsen test of as-annealed alloy sheet are 30.5% and 4.4 mm, respectively, which is improved by 63% and 42% compared with as-rolled alloy sheet.

**Key words:** Mg-1.5Y alloy sheet; recrystallization annealing; macro-texture; mechanical properties; stretch formability

---

Corresponding author: Fang Canfeng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84706114, E-mail: fcf@dlut.edu.cn