

快速轧制 GE61K 合金板材的组织及力学性能

胡大龙¹ 刘 轲¹ 郭成龙² 娄 峰¹ 杜文博²

(1.北京工业大学材料与制造学部; 2.北京星航机电装备有限公司)

摘 要 设计了低稀土含量的 Mg-6Gd-1Er-0.5Zr(GE61K)合金,采用快速轧制的方法制备了合金板材,获得了屈服强度、抗拉强度及伸长率分别为 201 MPa、248 MPa 及 17.4% 的 GE61 合金板材。该板材经退火处理后,强度略微降低,而伸长率可提升至 20.7%。固溶强化、织构强化是影响合金板材力学性能的主要因素。

关键词 Mg-Gd-Er-Zr 合金;快速轧制;显微组织;动态再结晶;力学性能

中图分类号 TG146.22;TG335.5

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.05.004

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Mechanical Properties of GE61K Alloy Sheets Produced by Rapid Rolling Process

Hu Dalong¹, Liu Ke¹, Guo Chenglong², Lou Feng¹, Du Wenbo²

(1.Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology;

2.Beijing Xinghang Electro-mechanical Equipment Co., Ltd.)

Abstract: Mg-6Gd-1Er-0.5Zr(GE61K) alloy with low rare earth content was designed. The alloy sheet was prepared by rapid rolling. The yield strength, tensile strength and elongation of the alloy sheet reach up to 201 MPa, 248 MPa and 17.4%, respectively. After annealing treatment, the strength of the sheet is decreased slightly, however the elongation can be increased to 20.7%. Solution strengthening and texture strengthening are the main factors affecting the mechanical properties of the alloy sheet.

Key Words: Mg-Gd-Er-Zr Alloy, Rapid Rolling, Microstructure, Dynamic Recrystallization, Mechanical Properties

收稿日期:2021-11-13;修改稿收到日期:2021-12-16

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301101)

第一作者简介:胡大龙,男,1997 年出生,硕士研究生,北京(1001240),E-mail:1748004185@qq.com

通信作者:刘轲,男,1979 年出生,副教授,北京(1001240),E-mail:lk@bjut.edu.cn

引用格式:胡大龙,刘轲,郭成龙,等.快速轧制 GE61K 合金板材的组织及力学性能[J].特种铸造及有色合金,2022,42(5):545-550.

HU D L, LIU K, GUO C L, et al. Microstructure and mechanical properties of GE61K alloy sheets produced by rapid rolling process[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(5):545-550.

- [6] LÜ S L, WU S S, LIN C, et al. Preparation and rheocasting of semisolid slurry of 5083 Al alloy with indirect ultrasonic vibration process-Science direct [J]. Materials Science and Engineering, 2011, A528(29-30): 8 635-8 640.
- [7] XU C, ZHAO J, GUO A, et al. Effects of injection velocity on microstructure, porosity and mechanical properties of a rheo-diecast Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 167-171.
- [8] HONG C P, KIM J M. Development of an advanced rheocasting process and its applications[J]. Solid State Phenomena, 2006, 116-117: 44-53.
- [9] SJANUDO M, TRATTANOCHAIKU L, RBURA P A, et al. Feasibility of semi-solid die casting of ADC12 aluminum alloy[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(9): 1 756-1 762.
- [10] HU Z H, PENG X, WU G H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of rheo-processed ADC12 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(12): 3 070-3 080.
- [11] 丁晔. 铝合金盘类零件压铸工艺与力学性能的研究[D]. 石家庄: 河北农业大学, 2014.
- [12] 李明, 杨文龙, 张玉, 等. AZ91D 镁合金自孕育流变压铸组织及性能[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(7): 8-15.
- [13] 李明, 张玉, 杨文龙, 等. 6061 铝合金自孕育流变压铸薄壁件制备及组织性能[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(6): 15-22.
- [14] 邱谨, 李元东, 李明, 等. ZA27 合金自孕育流变压铸显微组织及凝固行为[J]. 中国有色金属学报, 2017(1): 72-81.
- [15] 兰天池. 铝合金压铸成型缺陷控制的研究[D]. 成都: 西华大学, 2020.
- [16] HITCHCOCK M, WANG Y, FAN Z. Secondary solidification behaviour of the Al-Si-Mg alloy prepared by the rheo-diecasting process[J]. Acta Materialia, 2007, 55(5): 1 589-1 598.
- [17] 管仁国, 李建平, 陈礼清, 等. 波浪型倾斜板振动过程中合金组织的形成机理[J]. 材料研究学报, 2008, 22(4): 363-368.
- [18] 陈正周, 毛卫民, 吴宗阔. 多弯道蛇形管浇注法制备半固态 A356 铝合金浆料[J]. 中国有色金属学报, 2011, 31(1): 95-101.
- [19] 李涛, 黄卫东, 林鑫. 半固态处理中球晶形成与演化的直接观察[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(5): 635-640.
- [20] SAMAT S, OMAR M Z, BAGHDADI A H, et al. Mechanical properties and microstructures of a modified Al-Si-Cu alloy prepared by thixoforming process for automotive connecting rods[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020(10): 1 086-1 102.
- [21] 朱旭中. 铝合金分段式倾斜板法半固态压铸工艺及性能研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2012.

(编辑:张正贺)

随着科技和工业的快速发展,对低碳、低能耗、低排放的产业需求越来越强烈。轻质、高强且综合性能优良的金属材料受到广泛关注^[1]。作为最轻的金属结构材料之一,镁合金因其储量丰富、密度小、比强度和比刚度高等特点,在汽车、航空航天等工业领域得到广泛应用^[2~7]。

镁为密排六方结构(HCP),室温下可开启的滑移系较少(仅两个独立的基面滑移系),所以室温塑性较差^[8]。适量添加其他合金元素,可显著提升镁合金的力学性能,使开发的镁合金具有良好的综合性能,其强度和刚度明显优于塑料,减震性和抗冲击性优于铝合金^[9~12]。然而,过高的稀土含量(>10%,质量分数)会导致镁合金成形更加困难,如在板材轧制过程中容易产生边裂、卷曲、微裂纹等问题,降低了镁合金板材的品质、影响生产效率,不利于其在工业领域的广泛应用^[13]。因此,开发成本低廉、生产高效的稀土镁合金板材具有积极意义。

本课题设计了一种低稀土含量的 Mg-6Gd-1Er-0.5 Zr 合金(GE61K),在 400 ℃、10 m/min 条件下使用轧机快速轧制成 3 mm 厚的板材,累积变形量约为 40%,利用 OM、EBSD 及 TEM 等研究 GE61K 合金的微观组织,并利用万能材料试验机测试了其室温力学性能,讨论分析了强化机理,揭示了晶粒、加工硬化及织构等对 GE61K 合金力学性能的影响,为低成本稀土镁合金的开发和应用提供参考。

1 试验方法

以商用纯镁(99.99%,质量分数,下同)、Mg-30Gd、Mg-20Er 和 Mg-24Zr 中间合金为原料制备 GE61K 合金。在井式电阻炉内熔炼,采用铸铁坩埚,以 N₂+SF₆ 混合气体(体积化为 19:1)作为保护气,浇注温度为 720 ℃,静置后浇注成尺寸为 120 mm×33 mm×200 mm 的铸坯,采用 X 射线荧光光谱仪(Magix-PW2403)对合金进行成分测试,得到其实际成分为 Mg-6.1Gd-

0.9Er-0.58Zr。随后,将铸态合金固溶处理(450 ℃保温 10 h),随后在 75 ℃水中淬火。然后采用线切割截取尺寸为 70 mm×60 mm×5 mm 的板材进行轧制,温度为 400 ℃,轧辊转速为 10 m/min,单道次变形量为 10%,累计变形量为 40%。最后,将板材在 375 ℃下退火 20 min,并在 75 ℃水中淬火。

采用 Axio imager A2m 金相显微镜观察合金的显微组织,腐蚀液采用体积分数为 5% 的硝酸+95% 的无水乙醇,腐蚀 12 s。选用 FEI QUANTA FEG 650 热场发射扫描电镜及装配的 EBSD 系统对板材进行显微组织和微观织构分析,观察面定为该合金板材的侧面(RD-ND),EBSD 试样的制备中选择 Lectro Pol-5 电解抛光机进行电解抛光,电解液采用体积分数为 10% 的硝酸+30% 的丙三醇+60% 的无水乙醇,抛光电压为 20 V,时间为 6 s,腐蚀电压为 9 V,时间为 6 s。使用 UTM-4304 万能试验机对合金板材进行拉伸性能测试,拉伸速率为 0.5 mm/min,拉伸试样的尺寸见图 1。

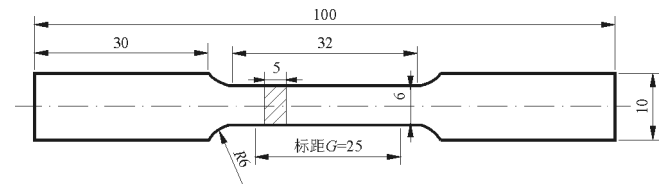


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimension of tensile specimens

2 试验结果分析

2.1 铸态和固溶态 GE61K 合金的 OM 组织

图 2 为铸态和固溶态 GE61K 合金的光学显微组织。从图 2a 和图 2c 中可以看出,铸态合金晶粒内及晶界上存在大量点状的第二相以及少量的方块相,这些方块相被证实是一种富稀土相^[14]。该合金的平均晶粒尺寸约为 37.07 μm。经 450 ℃×10 h 的固溶处理后,该合金组织基本转变为等轴晶,点状的第二相基本消失,但仍有少量残留的方块相,主要分布在基体上。另外,

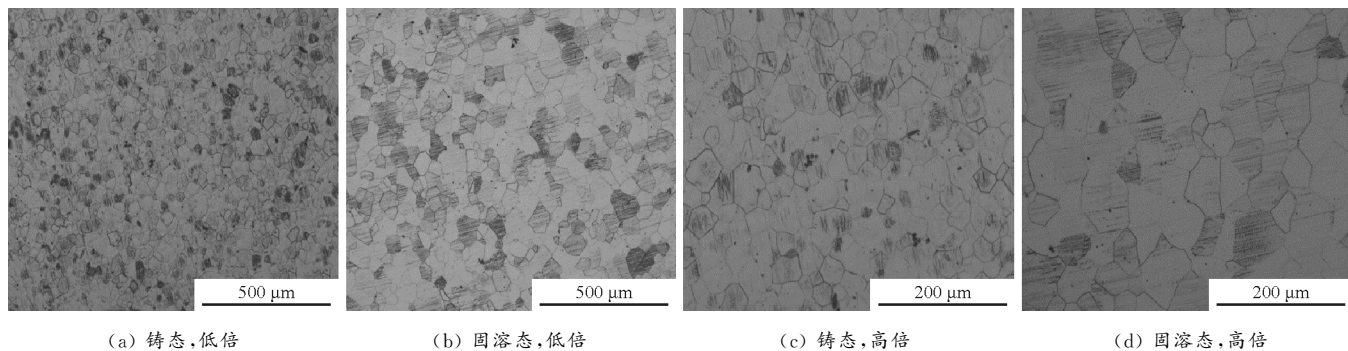


图 2 铸态和固溶态 GE61K 合金的显微组织

Fig.2 Microstructure of as-cast and solid-solution GE61K alloys

固溶态 GE61K 合金的晶粒略微粗化,其平均晶粒尺寸约为 $42.13\ \mu\text{m}$ 。

2.2 轧制态 GE61K 板材的显微组织

图 3 为轧制态 GE61K 合金的 OM 组织。可以看出,合金组织分布非常不均匀,主要由尺寸粗大的变形晶粒和细小的动态再结晶(DRX)晶粒组成,同时在部分变形晶粒内形成了大量的孪晶组织。DRX 能够细化晶粒,与固溶态合金相比,轧制态合金的晶粒显著细化。

图 4 为 GE61K 板材的 EBSD 分析结果。从图 4a 可以看出,板材的组织主要由 DRX 晶粒、变形晶粒和孪晶组织组成。从图 4b 可以发现,板材组织中包含多

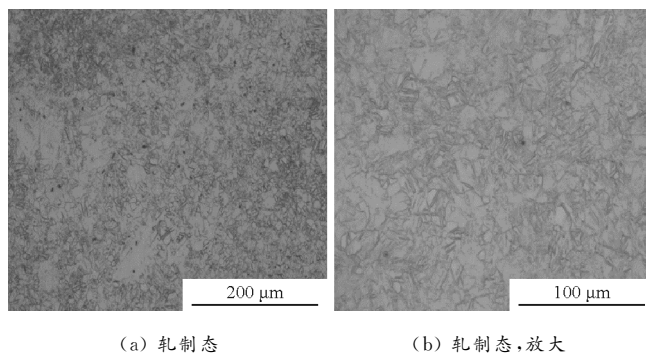


图 3 总变形量为 40% 的轧制态 GE61K 合金的显微组织

Fig.3 Microstructure of as-rolled GE61K alloy with a total deformation rate of 40%

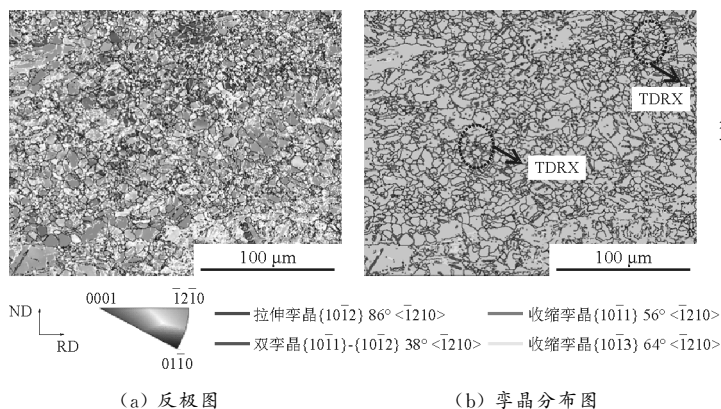


图 4 轧制变形态 GE61K 合金的 EBSD

Fig.4 EBSD of the as-rolled deformed GE61K alloy

种不同类型的孪晶组织,有 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶、 $\{10\bar{1}3\}$ 压缩孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶等,其中数量最多的是 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶。不同的孪晶相互交割,在孪晶交割处有大量细小的 DRX 晶粒产生,属于典型的 TDRX^[15]。此外,板材组织中存在少量的“晶界弓出”晶粒,说明该状态合金动态再结晶存在着 DDRX 形核机制^[16]。图 4c 是 GE61K 板材晶粒的取向差分布情况,发现板材的小角度晶粒占比可达 33%。图 3d 是 GE61K 板材的晶粒尺寸分布图。可见晶粒尺寸的主要分布在 $5\sim 20\ \mu\text{m}$ 之间,平均晶粒尺寸约为 $17.34\ \mu\text{m}$,这说明 DRX 在细化晶粒方面发挥着重要作用。

图 5 为 GE61K 合金板材的极图(IP)。可以看出,板材具有较强的基面织构,即(0002)面与轧面平行,但极心位置并没处于极图中心,而是发生了显著偏转,表明该板材合金的织构从 ND 向 RD 方向偏转,这与合金板材中大量的机械孪晶有关^[17]。另外,由于该合金的总变形量较小,并没有呈现非常强烈的基面织构,其织构强度最大值为 9.62。

图 6 为 GE61K 合金板材试样的 TEM 组织。借助

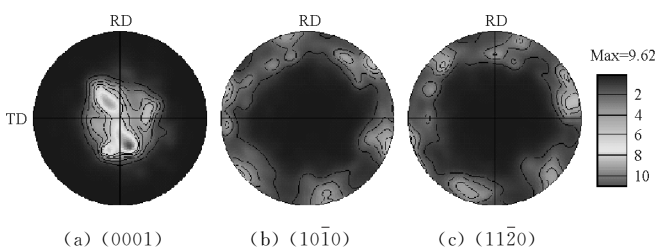
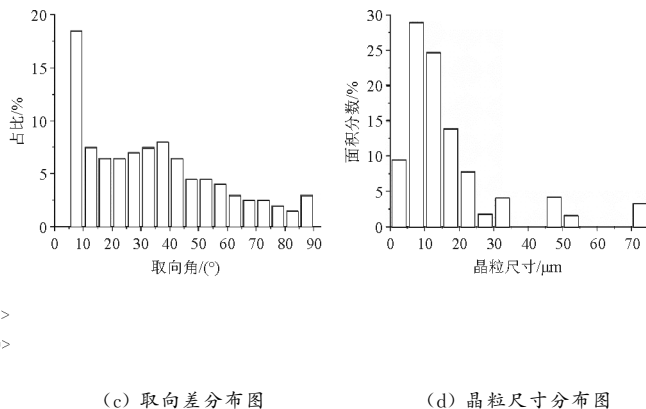


图 5 轧制变形态 GE61K 合金极图分析

Fig.5 Pole map analysis of the as-rolled deformed GE61K alloy

于 TEM 观察,从合金中发现了 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶组织。从图 6a 可以看出,其与周围基体存在显著的取向差,约为 37.5° 。该孪晶内部在变形过程中积累了大量的应变能,容易成为动态再结晶晶粒的形核位点^[18]。从图 6b 可以发现,在变形晶粒内有位错塞积发生,并有少量位错胞形成,它们往往会在持续变形过程中吸收位错,形成小角度晶界。这种亚晶界持续吸收位错,小角度晶界逐渐转变为大角度晶界,最终发展成为动态再结晶晶粒^[19]。从图 6c 中可以发现合金中产生了几十 nm 的细小析出相,其形状呈球形或椭球形,分布于基体或晶界上。这些相是在轧制过程中形成的 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Er})$ ^[20]。

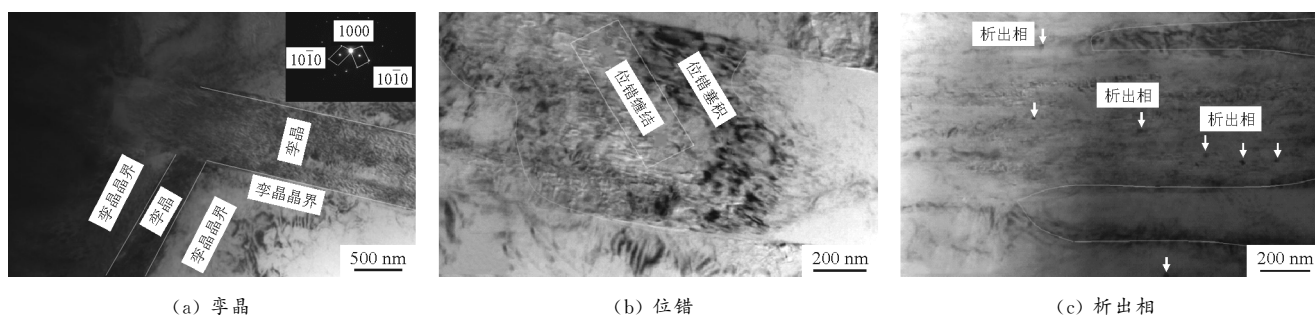


图 6 轧制变形形态 GE61K 合金 TEM 图

Fig.6 TEM images of as-rolled deformed GE61K alloy

2.3 退火态 GE61K 合金的显微组织

图 7 为退火态合金的光学显微组织照片(OM)。可以看出,在退火完成后轧制态 GE61K 合金中的孪晶全部消失,晶界由不清晰变得清晰干净,合金的晶粒基本转变为等轴晶粒,晶粒尺寸显著降低,其平均值约为 $13.78 \mu\text{m}$ 。这表明退火过程轧制态 GE61K 合金中发生了比较完全的静态再结晶(SRX),因为 SRX 发生区域往往位于高密度位错区(如晶界、剪切带、孪晶处等),这些区域具有很高的应变能,能为 SRX 晶粒提供形核位点,且由于新晶粒生成速率远远高于晶粒长大速率,造成平均晶粒尺寸减小,组织明显细化^[21]。

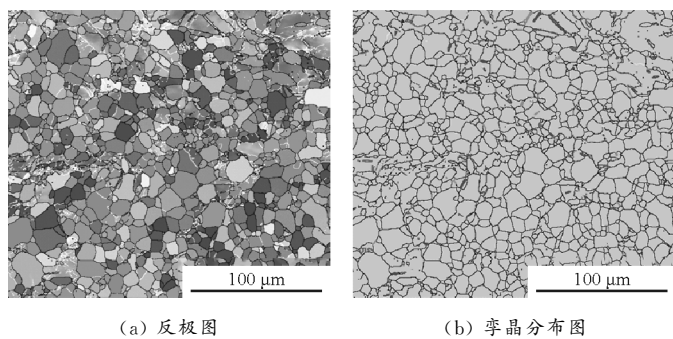
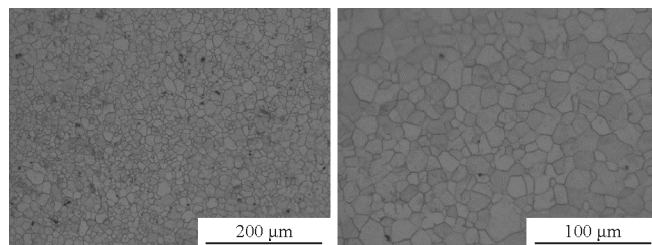


图 8 退火态 GE61K 合金 EBSD 分析

Fig.8 EBSD analysis of as-annealed GE61K alloy

等轴晶组织,同时还有少量的尺寸较小的 SRX 晶粒,总体而言,SRX 导致晶粒的取向更加分散。经过退火处理后,大部分孪晶消失,仅存留少量的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶等,表明这些机械孪晶已作为 SRX 发生的形核位点被消耗。从图 8c 和图 8d 可以发现,退火后小角度晶界($\leq 15^\circ$)的比例降至 18%,变形拉长的晶粒组织消失,获得了相对均匀的晶粒组织。

图 9 为退火态 GE61K 板材的极图(IP)。可以发现,板材中仍有明显基面织构特征,但织构分布比轧制态板材的更加分散,极心位置向 RD 方向偏转角度减小,织构的极值降低至 7.66。SRX 会消耗大量孪晶,并形成 SRX 晶粒。随着退火时间进一步延长,SRX 晶粒

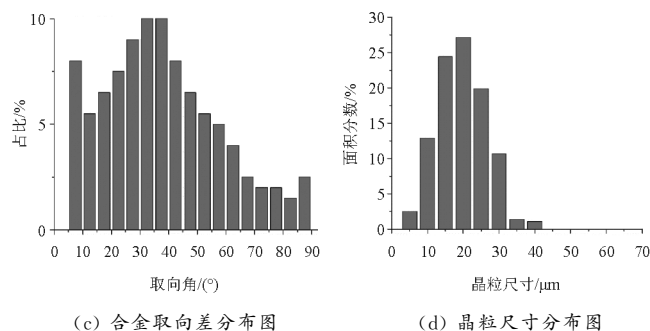


(a) 退火态,低倍 (b) 退火态,高倍

图 7 退火态 GE61K 合金的显微组织

Fig.7 Microstructure of as-annealed GE61K alloys

图 8 为退火态 GE61K 合金的 EBSD 分析结果。从图 8a 可以清晰发现在退火态 GE61K 合金中主要为



(c) 合金取向差分布图

(d) 晶粒尺寸分布图

持续产生,其尺寸也发生明显变化,SRX 晶粒的取向更加随机,基面织构降低。

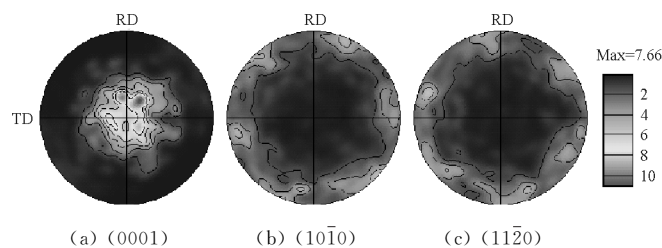


图 9 退火态 GE61K 合金的极图分析

Fig.9 Pole map analysis of as-annealed GE61K alloys

2.4 GE61K 合金的室温力学性能

表 1 为固溶态、轧制态、退火态 GE61K 合金的力学性能。结果表明,固溶态合金的强度较低,屈服强度

仅为 95 MPa;轧制加工后,合金的强度和塑性提升,尤其合金的屈服强度和抗拉强度,其值分别为 201 MPa 和 248 MPa,伸长率为 17.4%;退火处理后,合金的强度略有降低,但伸长率提高至 20.7%。结果表明,通过快速轧制变形,可显著提高合金的综合力学性能,不仅可降低生产成本,也可提高合金板材的生产效率。

表 1 不同状态 GE61K 合金的力学性能

状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
固溶态(S)	162	95	16.1
轧制态(R)	248	201	17.4
轧制退火态(A)	238	183	20.7

3 讨论与分析

通过分析铸态、固溶态、轧制态及轧制退火态 GE61K 合金的组织 and 性能,发现快速轧制可有效改变合金的组织,提高板材的综合力学性能,为进一步理解合金的强化机制,定量不同强化因素的强化效果,将讨论合金的主要强化因素及其贡献。

首先,可以近似认为 Gd、Er 元素完全固溶于基体中,且比较稳定,仅有很少量的第二相在合金中(铸态/轧制态)存在,近似认为第二相的强化效果微小或没有。因此,可认为经过轧制变形加工后,合金力学性能的提高主要是由形变(σ_{dR})、织构(σ_{tR})及细晶(σ_{gR})等作用引起,这三者作用后的屈服强度增量约为 106 MPa。

另外,根据 Hall-Petch 公式($\sigma_g = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$),式中 σ_g 为细晶强化对于屈服强度的贡献值,MPa; σ_0 为镁基体单晶屈服强度,MPa,约为 11 MPa; K 为晶界对强度影响的系数,通常取 135~188 MPa· $\mu m^{1/2}$ 之间^[22,23]; d 为晶粒的平均直径, μm)。可计算从固溶态(42.13

mm)至轧制态(17.34 mm)晶粒细化对屈服强度的贡献。经 Hall-Petch 公式计算,可得屈服强度近似增量 $\Delta\sigma_{gR}$ 为 11.65~16.22 MPa。因此,轧制态合金中形变(σ_{dR})、织构(σ_{tR})引起的强化增量为 89.78~94.35 MPa (即 106 MPa- $\Delta\sigma_{gR}$)。

为了进一步明晰形变(σ_d)、织构(σ_t)强化机制对合金的强化效果,将轧制态合金在 375 °C、保温 20 min 的条件下进行退火处理,以便消除形变强化对合金的影响。图 10 为轧制态合金退火前后的结晶组织的分布情况。从图 10a 可以发现,轧制态合金的组织几乎全由变形组织构成(灰色区域),包含有少量的亚结构(浅灰色区域);退火处理后(图 10b)合金的组织大部分由 SRX 晶粒(深色区域)组成。从图 10c 可知再结晶组织从退火前的 2.3% 剧增到 68.5%,大部分变形晶粒基本消失,仅有少量的亚结构和变形组织存在。结合图 6,可以近似认为该合金发生了比较完全的 SRX。由此可知,退火处理后,GE61K 板材强度的损失主要由变形组织含量降低、基面织构的弱化等承担,总的损失值约为 18 MPa。然而,退火后 GE61K 合金的晶粒尺寸(13.78 μm)有所降低,根据 Hall-Petch 公式,其 $\Delta\sigma_{gA}$ 为 3.96~5.51 MPa。表明在晶粒细化情况下,退火态 GE61K 合金的屈服强度仍然降低了 18 MPa。若考虑晶粒细化对合金强度贡献的积极作用,则形变和织构情况的改变引起的屈服强度的损失为 21.96~23.51 MPa(即 18 MPa+ $\Delta\sigma_{gA}$)。另外,从图 4 与图 8 比较可知,虽然退火前后 GE61K 合金的织构有所变化,但改变不大,可近似认为退火过程对织构的影响较小或可忽略。因此,可近似认为形变强化对轧制态 GE61K 合金的贡献值为 21.96~23.51 MPa。

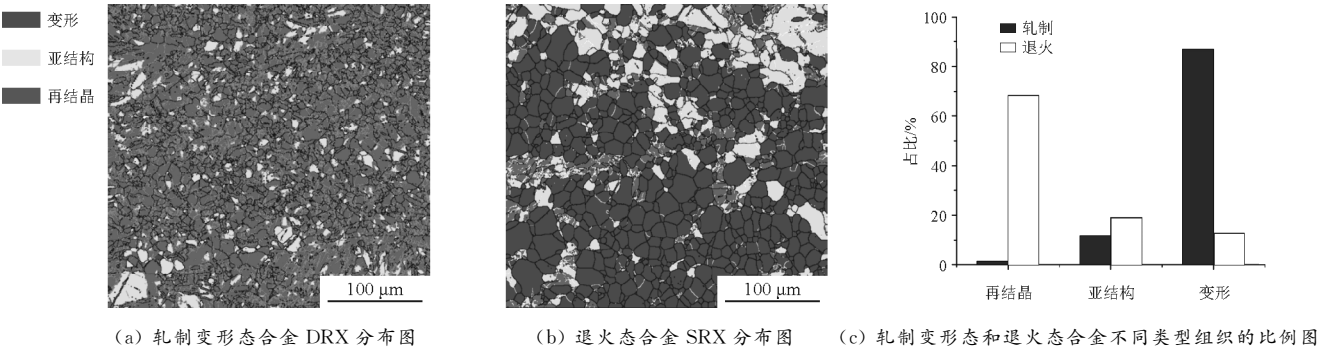


图 10 轧制变形态和退火态 GE61K 合金 EBSD 分析

Fig.10 EBSD of as-rolled and as-annealed GE61K alloys

固溶强化是由于溶质原子完全溶入基体中,溶质原子在溶剂晶格点阵处取代溶剂原子引起的晶格畸变产生的畸变能引起的,溶质原子不同引起的强化效果也不同^[24,25]。而在 GE61K 合金中 Gd 是主要的添加稀土元素,固溶强化与屈服强度的关系可以计算如下^[26]:

$$\sigma_s = \sigma_u + \frac{3.1\epsilon GC^{\frac{1}{2}}}{700} \tag{1}$$

式中, σ_u 为纯 Mg 的屈服强度,约为 21 MPa; ϵ 为试验常数; G 为基体的剪切模量,约为 1.66×10^4 MPa; C 为基体中溶质原子的浓度。

ROKHLIN L L 等^[27]曾对 Mg-Gd 二元合金的 Gd 含量和屈服强度之间的关系进行了系统的研究,徐超^[28]通过屈服强度与成分(摩尔分数)之间的关系,采用线性拟合方法计算出 Mg-Gd 二元合金的 ϵ 值约为 0.74。而在研究的 GE61K 合金中 Gd 的摩尔分数是 0.99%,经 450 °C × 10 h 固溶后,Gd 原子会全部固溶于基体当中,将这些值代入式(1)可得固溶强化的贡献值约为 75 MPa,且近似认为其强化效果对 3 种状态的 GE61K 合金相同,所以固溶强化对轧制态 GE61K 合金屈服强度的贡献值为 75 MPa。

因此,根据 σ_s 、 σ_g 、 σ_t 、 σ_d 等因素对轧制态 GE61K 合金的贡献,对轧制态 GE61K 合金而言,固溶强化和织构强化对合金屈服强度的贡献值较高。

4 结 论

(1)GE61K 合金在轧制温度为 400 °C、轧制速度为 10 m/min、累计变形量为 40% 的条件下,可获得抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 248 MPa、201 MPa 及 17.4% 的合金板材。

(2)轧制态 GE61K 合金的强化因素主要由固溶、细晶、织构及形变强化构成,其中固溶强化、织构强化占主导地位,对合金强度的影响较大;细晶强化和形变强化对合金屈服强度的影响较小。

(3)在 375 °C、保温 20 min 的条件下,轧制态 GE61K 合金会发生比较完全的静态再结晶,该过程会消耗孪晶、位错等缺陷组织,形成静态再结晶晶粒,并发展成等轴晶,释放内应力,使得小角度晶界比例及孪晶数量明显降低,晶粒取向更加分散,基面织构的强度降低,提升 GE61K 合金的综合力学性能,其抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 238 MPa、183 MPa 及 20.7%。

参 考 文 献

- [1] 华林,魏鹏飞,胡志力.高强轻质材料绿色智能成形技术与应用[J]. 中国机械工程, 2020, 31(22): 2 753-2 762, 2 771.
- [2] 曾小勤.稀土镁合金研究与应用进展[J].稀土信息, 2016(2): 26-29.
- [3] 张念,张逸航.镁在汽车工业中的应用现状[J].中国有色金属, 2019(6): 40-41.
- [4] 陈振华.镁合金[M].北京:化学工业出版社, 2004.
- [5] 赵恽,董刚,赵博.镁合金在航空领域应用的研究进展[J].有色金属工程, 2015, 5(2): 23-27.
- [6] 左铁镭. 21 世纪的轻质结构材料——镁及镁合金发展[J]. 新材料产业, 2007(12): 22-26.
- [7] 樊振中,陈军洲,陆政,等. 镁合金的研究现状与发展趋势[J]. 铸造, 2020, 69(10): 1 016-1 029.
- [8] 范海冬. 镁合金塑性机制研究综述[J]. 固体力学学报, 2019, 40(4): 287-325.
- [9] 程仁山,潘虎成,谢东升,等. 新型高强度低合金化镁合金研究进展

- [J]. 中国材料进展, 2020, 39(1): 31-38.
- [10] 汪旭光,潘家柱. 21 世纪中国有色金属工业可持续发展战略[M]. 北京:冶金工业出版社, 2001.
- [11] 杜文博,贾林玥,王朝辉,等. 高强稀土镁合金研究进展[J]. 北京工业大学学报, 2020, 46(6): 710-718.
- [12] 王静. 有色金属材料手册[M]. 北京:中国标准出版社, 2007.
- [13] 聂慧慧,郑留伟,田静,等. 大压下量限宽轧制 AZ31 镁合金板材的边裂行为及强化机制[J]. 机械工程学报, 2021, 57(8): 146-153.
- [14] WANG Z H, DU W B, WANG X D, et al. Microstructure evolution of Mg-9Gd-2Er-0.4Zr alloy during solid solution treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 593-598.
- [15] KIM S H, LEE S W, MOON B G, et al. Influence of extrusion temperature on dynamic deformation behaviors and mechanical properties of Mg-8Al-0.5Zn-0.2Mn-0.3Ca-0.2Y alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(6): 5 254-5 270.
- [16] JIANG M G, XU C, YAN H, et al. Unveiling the formation of basal texture variations based on twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy during extrusion[J]. Acta Materialia, 2018, 157: 53-71.
- [17] ZENG Z R, BIAN M Z, XU S W, et al. Texture evolution during cold rolling of dilute Mg alloys[J]. Scripta Materialia, 2015, 108: 6-10.
- [18] XU S W, MATSUMOTO N, KAMADO S, et al. Dynamic microstructural changes in Mg-9Al-1Zn alloy during hot compression [J]. Scripta Materialia, 2009, 61(1): 249-252.
- [19] 刘楚明,刘子娟,朱秀荣,等. 镁及镁合金动态再结晶研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16: 1-12.
- [20] 郑晓兵. Mg-Gd-Er-Zr 合金第二相形成机制及热力耦合下结构演变规律研究[D]. 北京:北京工业大学, 2018.
- [21] 李奇. ZK60 镁合金板材轧制工艺研究[D]. 合肥:合肥工业大学, 2017.
- [22] HE S M, ZENG X Q, PENG L M. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, A427(1/2): 316-323.
- [23] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, A481(1/2): 379-384.
- [24] JAIN V, MISHRA R S, GUPTA A K, et al. Study of β -precipitates and their effect on the directional yield asymmetry of friction stir processed and aged AZ91C alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2013, A560: 500-509.
- [25] LI J Y, XIE J X, JIN J B, et al. Microstructural evolution of AZ91 magnesium alloy during extrusion and heat treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(5): 1 028-1 034.
- [26] HERTZBERG W R. Deformation and fracture mechanics of engineering materials[M]. 3rd edition. UK: Wiley Publisher, 1989.
- [27] ROKHLIN L L. Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals [M]. London: Taylor and Francis, 2003.
- [28] 徐超. 高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的轧制变形及时效强化行为[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2012.

(编辑:张正贺)