

热处理对 Mg-Gd-Y-Zr 合金微观组织的影响

王浩宇¹, 李海冉², 高永浩¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083; 2. 北京遥感设备研究所, 北京 100143)

摘要:对 Mg-Gd-Y-Zr 系合金在 350 °C 下进行高温退火, 并利用光学显微镜、扫描电镜和 X 射线衍射手段对退火过程中的表面氧化行为进行了系统表征。结果表明, 退火过程中合金发生了显著的变化, Gd 和 Y 元素沿初始晶界和合金表面聚集; 样品发生不均匀氧化, 即初始晶界的氧化速度高于晶粒内部; 氧化膜主要成分为 $(\text{Gd}_x\text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 。

关键词: Mg-Gd-Y-Zr 合金; 高温退火; $(\text{Gd}_x\text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 氧化膜

中图分类号: TG146 **文献标志码:** A **文章编号:** 0254-6051(2024)05-0094-06

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2024.05.015

Effect of heat treatment on microstructure of Mg-Gd-Y-Zr alloy

Wang Haoyu¹, Li Hairan², Gao Yonghao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha Hunan 410083, China;
2. Beijing Institute of Remote Sensing Equipment, Beijing 100143, China)

Abstract: Mg-Gd-Y-Zr alloy was annealed at 350 °C, and the surface oxidation behavior during the annealing process was systematically characterized using optical microscope, scanning electron microscope, and X-ray diffraction. The results show that significant changes occur in the alloy during the annealing process, with Gd and Y elements aggregating along the initial grain boundaries and alloy surface. The specimen undergoes uneven oxidation, where the oxidation rate at the initial grain boundary is higher than that inside the grain. The main component of the oxide film is $(\text{Gd}_x\text{Y}_{2-x})\text{O}_3$.

Keywords: Mg-Gd-Y-Zr alloy; high temperature annealing; $(\text{Gd}_x\text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ oxide film

收稿日期: 2023-10-15

修订日期: 2024-04-01

基金项目: 中南大学研究生创新项目(2022XQLH044)

作者简介: 王浩宇(1999—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为镁合金高温氧化, E-mail: wangncd@126.com。通信作者: 高永浩, 副教授, 博士, E-mail: yonghao.gao@outlook.com

引文格式: 王浩宇, 李海冉, 高永浩. 热处理对 Mg-Gd-Y-Zr 合金微观组织的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(5): 94-99.

Wang Haoyu, Li Hairan, Gao Yonghao. Effect of heat treatment on microstructure of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(5): 94-99.

参考文献:

- [1] 李道乾, 刘玉庭, 王雷, 等. 含氮奥氏体气阀钢的真空冶炼工艺[J]. 山东冶金, 2015, 37(4): 19-20.
Li Daoqian, Liu Yuting, Wang Lei, et al. Technology of smelting nitrogen alloyed austenitic valve steel[J]. Shandong Metallurgy, 2015, 37(4): 19-20.
- [2] 蔡远飞. 内燃机排气阀用镍基合金组织性能及抗氧化性能研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2018.
Cai Yuanfei. Microstructure properties and oxidation resistance research of a nickel-based superalloy for internal combustion engine exhaust valve[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2018.
- [3] 余式昌. 微合金化奥氏体气阀钢的组织性能研究[D]. 南京: 东南大学, 2006.
Yu Shichang. Study on the microstructure and performance of austenitic valve steel by micro-alloying[D]. Nanjing: Southeast University, 2006.
- [4] 冯超, 任翠英, 程世长. sGB/T 12773—2008《内燃机气阀用钢及合金棒材》标准综述[J]. 冶金标准化与质量, 2009, 47(6): 9-12.
Feng Chao, Ren Cuiying, Cheng Shichang. Summary of the standard GB/T 12773—2008 "Valve steel and superalloy bars for internal combustion engines"[J]. Metallurgical Standardization and Quality, 2009, 47(6): 9-12.
- [5] 潘佳. 镍基超合金气阀坯电锻成形细晶调控方法及工艺参数优化[D]. 重庆: 重庆大学, 2017.
Pan Jia. The adjusted method and optimization of process parameters for valve billet with Ni-based superalloy during the electric upsetting to achieve grain refinement and uniform distribution[D]. Chongqing: Chongqing University, 2017.
- [6] 王英虎, 郑淮北, 白青青, 等. Mn18Cr18N 高氮奥氏体不锈钢的高温力学性能[J]. 金属热处理, 2022, 47(1): 172-177.
Wang Yinghu, Zheng Huaibei, Bai Qingqing, et al. High temperature mechanical properties of Mn18Cr18N high nitrogen austenitic stainless steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(1): 172-177.
- [7] 王林敏, 徐 Chengcheng, 杨 Gang, 等. Laves phase in 22Cr-27Ni-2Ti-Al 奥氏体气阀钢[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2016, 23(12): 1303-1308.
- [8] Hosseinzadeh Ali, Hashemi Seyyed Hojjat, Rastegari Habibollah, et al. Investigation of the notch depth effect on Charpy fracture energy and fracture surface features of API X65 steel[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2023, 62(1): 36-48.

镁及其合金是目前可用的最轻的金属结构材料^[1-2],其密度仅为铝合金的2/3,具有比强度高、力学性能优异、阻尼性能好及易于加工等优点,在航空航天、交通运输和3C电子等领域应用广泛^[3-4]。然而,传统镁合金材料绝对强度较低且耐热性较差,严重限制了其规模化工程应用^[5-6]。在镁合金中添加稀土元素可有效解决上述问题^[7]。

Mg-Gd-Y-Zr系合金是目前最常用的高性能镁合金,具有室温及高温力学性能优异、热成形性能好的优点^[8]。在室温条件下,该合金的抗拉强度>400 MPa,断后伸长率>8%;在200℃高温条件下,该合金的抗拉强度仍>300 MPa^[9]。该合金良好的力学性能一般得益于Gd、Y元素所带来的固溶强化、时效强化效应^[10],以及Zr元素的加入所带来的细晶强化效应。

热处理是改善或调整镁合金力学性能和加工性能的重要手段^[11]。在铸造过程中,非平衡条件下产生的金属间化合物会导致铸坯成分和组织的均匀程度下降,减弱铸件的加工性能^[12]。高温退火对提升合金塑性成形能力,调控其力学性能等均具有重要意义,而当Mg-Gd-Y-Zr合金在350℃下进行长时间均匀化退火时,该合金极易与空气中的氧气发生反应,在其表面形成氧化膜,改变合金表层的元素分布、物相构成以及加工时的表面润滑状态等,对合金后续塑性加工工艺的制定带来复杂的不利影响。

然而,当前已有的研究往往忽略了样品在热处理时表面的氧化过程。因此,本文以Mg-Gd-Y-Zr合金为研究对象,研究其在350℃高温退火时的高温氧化行为,阐述稀土元素Gd、Y对镁合金高温氧化行为的影响规律,研究结果为Mg-Gd-Y-Zr合金热处理工艺的制定提供试验依据。

1 试验材料与方法

以工业纯镁(≥99.95wt%)、Mg-30Gd、Mg-30Y和Mg-30Zr(质量分数,%)中间合金为原材料,采用熔炼及半连续铸造的方法制备试验所需Mg-Gd-Y-Zr合金,其主要化学成分如表1所示。

表1 Mg-Gd-Y-Zr合金的化学成分(原子分数,%) Table 1 Chemical composition of the Mg-Gd-Y-Zr alloy (atom fraction, %)							
Y	Gd	Zr	Ag	Fe	Si	Mn	Mg
0.66	1.3	0.03	0.02	0.04	0.02	0.01	Bal.

熔炼过程在钢制坩锅中进行,首先加入纯镁,加热至完全熔化。当熔体温度升至740℃,加入Mg-30Gd

及Mg-30Y合金,待完全熔化后加入Mg-30Zr合金。当熔体温度达到750℃时进行精炼,熔炼过程在CO₂+SF₆混合气体保护下进行。熔体温度在690~700℃时进行半连续铸造,得到直径φ90 mm、长度1500 mm的镁合金铸锭。合金铸锭采用525℃×20 h均匀化处理,最后在450℃挤压得到直径为φ18 mm的挤压棒。

将样品进行线切割得到10 mm×10 mm×10 mm的立方体样品,依次采用400、800、1600和3500号砂纸进行逐级机械研磨,继续使用0.04 μm的二氧化硅悬浮液人工抛光,直至表面呈镜面后用酒精清洗,最后用压缩空气吹干。将预处理的样品置于电阻炉(TAISITE SX-4-10P)中,在空气气氛下(O₂含量为21%)下进行350℃高温退火,退火时间为0~200 h。

退火后,使用Olympus/BX51M型金相显微镜(OM)对高温退火后的样品进行光学显微观察。使用TESCAN MAIA3型场发射扫描电镜(SEM)对退火样品表面进行背散射电子(BSE)成像观察,同时使用Oxford/Ultim Max 40 & C-Nano型能量色散X射线光谱仪(EDX)进行元素含量分析。使用D/max 2550VB型X射线衍射仪(XRD)对退火不同时间的样品进行物相构成测试,辐射源为Cu靶激发的Kα射线(λ=0.1554 nm),工作电压为40 kV,电流为450 mA,设定扫描速度为4°/min,扫描范围为10°~80°,步长为0.02°。

2 试验结果与分析

2.1 表面形貌

Mg-Gd-Y-Zr合金在350℃下退火不同时间后的表面形貌如图1所示。图1(a)为经抛光后未退火的样品表面形貌,可以清楚地发现,未退火样品已被抛光处理达到光滑镜面的程度,所以在OM下观察此时的样品表面时,会发生明显的镜面反射,样品表面具有金属光泽,仅有少量颗粒物附着在样品表面。

当样品在350℃退火12 h后(见图1(b)),样品原本的金属光泽消失,并呈现出一定的灰黑色。在样品表面出现了白色的网状结构,与之前其他学者研究的未反应晶界特征相比,退火后的白色网状结构与Mg-Gd-Y-Zr合金的原始晶界明显一致^[13],证明了该网状结构即为样品初始晶界。在退火12 h后,样品表面被氧化,由于原始晶界与相邻晶粒内部的氧化动力学具有显著差异,该氧化现象呈现出明显的不均匀性。随着退火时间进一步增加至24 h,如图1(c)所示,样品表面逐渐变黑,表面的白色网状结构

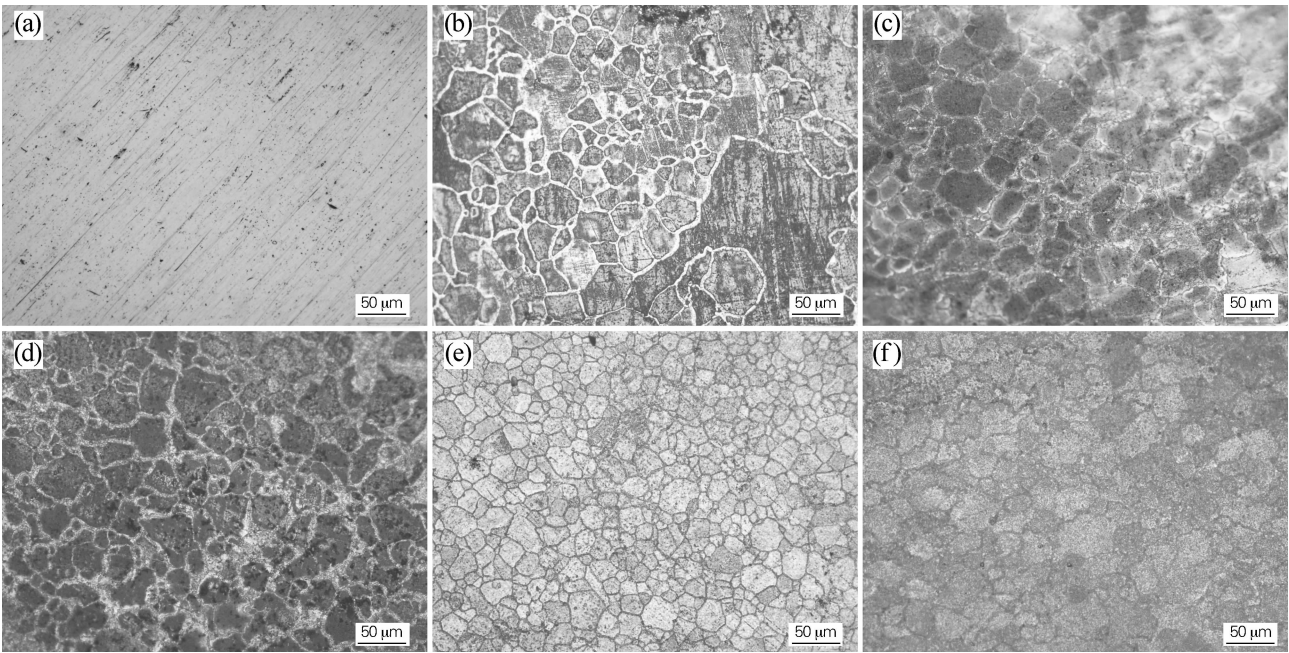


图 1 不同退火时间下 Mg-Gd-Y-Zr 合金的表面形貌
Fig. 1 Surface morphologies of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed for different time
(a) 0 h; (b) 12 h; (c) 24 h; (d) 60 h; (e) 100 h; (f) 200 h

变得粗大模糊。

当退火时间增加至 60 h (见图 1(d)), 样品表面的网状结构变得清晰, 晶界由 24 h 的灰白色转变为纯灰色, 基体与晶界处的颜色差异逐渐缩小。退火 100 ~ 200 h 后 (见图 1(e,f)), 晶界随着退火时间延长而增

厚的现象消失, 前期的不均匀氧化程度随着退火时间的延长而逐渐降低。

图 2 为利用扫描电镜对 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 下退火不同时间后的表面进行背散射电子成像观察的结果。由图 2 可知, 退火 0 ~ 24 h 时, 晶界宽度随着退

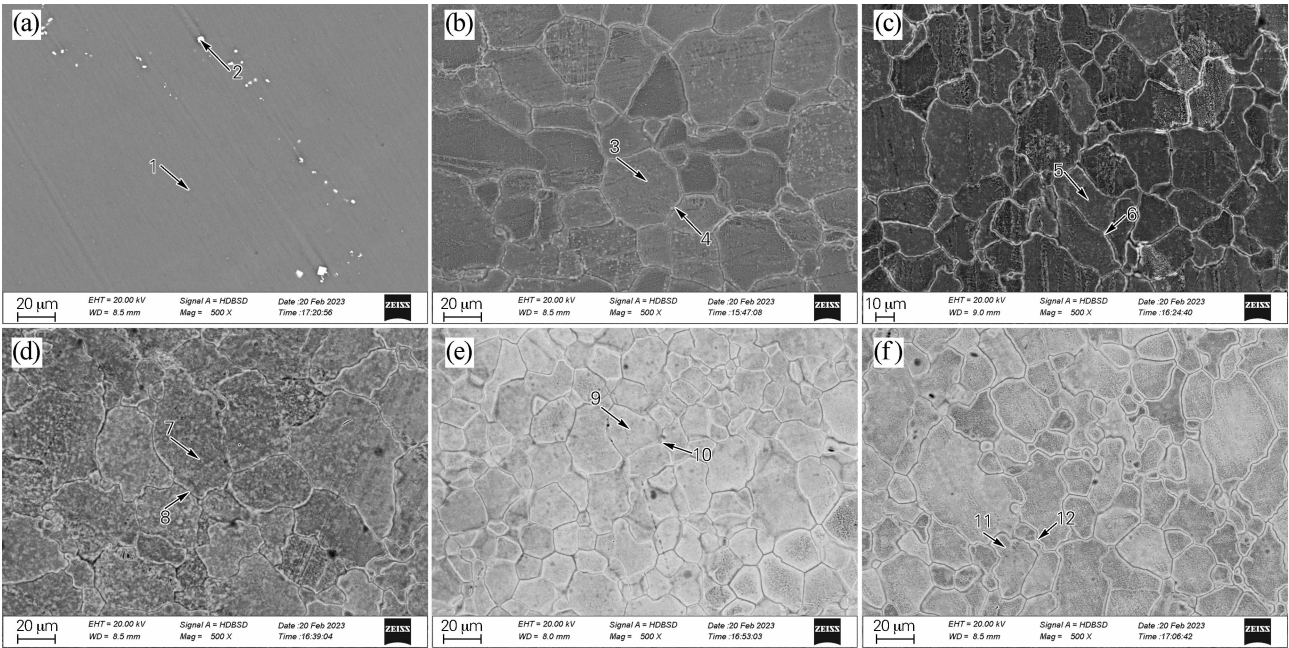


图 2 不同退火时间下 Mg-Gd-Y-Zr 合金的表面背散射电子形貌
Fig. 2 Surface BSE morphologies of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed for different time
(a) 0 h; (b) 12 h; (c) 24 h; (d) 60 h; (e) 100 h; (f) 200 h

火时间的增加而增加,可以观察到晶界处与晶粒内部的相对亮度会随退火时间延长而增加,这表明 Y 和 Gd 元素开始向晶界处聚集,在退火过程中,样品表面发生不同元素的重新分布。

为得到样品表面完整的元素分布和指定区域的元素成分,在进行 SEM 形貌观察的同时,使用 EDX 技术对样品表面进行相应的元素含量分析,如图 3 和表 2 所示。从图 3 可以发现,样品表面的 Y 含量随着退火时间的延长而增加,退火后的表面 Y 含量远高于合金实测的 0.66%,这说明在退火过程中 Y 会向表面偏聚,这种偏聚程度随着退火时间的延长而加深。在退火 0~100 h 中,Gd 元素的含量变化趋势与 Y 相似,随着退火时间的延长而增加,都高于原始基体的 1.3%,说明在退火过程中 Gd 跟 Y 元素一样都发生了表面偏聚。

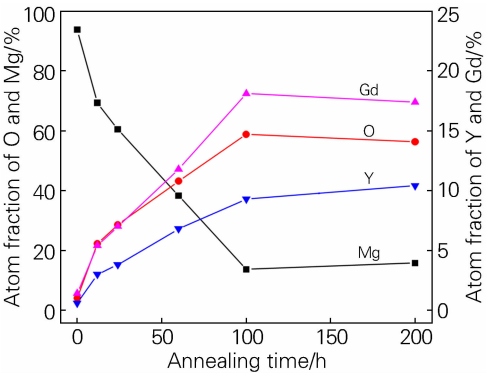


图 3 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 ℃退火不同时间后的表面元素平均含量

Fig. 3 Surface element average content of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed at 350 ℃ for different time

表 2 图 2 中不同点的元素分析(原子分数,%)

Table 2 Elemental analysis of different points in Fig. 2 (atom fraction, %)

点	退火时间/h	位置	Mg	O	Gd	Y
1	0	晶内	93.4	4.4	1.5	0.8
2		晶界	69.4	26.7	14.2	26.6
3	12	晶内	74.9	18.6	4.2	2.3
4		晶界	61.5	26.7	6.5	5.3
5	24	晶内	65.1	24.9	6.6	3.5
6		晶界	49.3	35.7	9.7	5.3
7	60	晶内	42.6	41.0	10.6	5.8
8		晶界	32.6	45.6	10.9	10.9
9	100	晶内	16.5	58.3	16.4	8.8
10		晶界	9.7	60.8	12.8	16.6
11	200	晶内	16.7	56.1	17.1	10.0
12		晶界	8.3	57.9	18.2	15.6

在 Mg-Gd-Y-Zr 合金退火过程中 Gd 和 Y 不仅会发生表面偏聚,还会在晶界处聚集。在对指定的区域元素成分分析中发现,在退火 12 h 后样品的晶界(点 4)中 Gd 和 Y 的含量分别为 6.5% 和 5.3%,高于此时样品表面 Gd 和 Y 的平均含量(5.4% 和 3.0%),但由于两者的扩散速度不同,Y 的成分偏聚比 Gd 更严重。当退火时间增加到 24、60 h 后,晶界处的 Gd 和 Y 的含量分别为 9.7%、5.3%(点 6)和 10.9%、10.9%(点 8),这表明 Gd 和 Y 在表面的成分偏聚会随退火时间的延长而加剧。

如图 2 所示,在退火 60 h 前清晰可见的晶界在退火 60 h 后明显变得模糊,在退火 100、200 h 的样品中还发现网状结构开始逐渐消失。为了研究退火 60 h 后晶界开始消失的现象,对晶界处和晶粒内部的元素进行分析,点 7、点 9 和点 11 为晶粒内部,点 8、点 10 和点 12 为晶界处。在退火 100 h 后,无论是在晶界和晶粒内部,样品表面各个元素含量呈一定相关性,O 含量与 $(\text{Gd} + \text{Y}) \times 1.5 + \text{Mg}$ 相当,这表明在此时样品表面被一层完全氧化的氧化膜覆盖,成分为 Gd_2O_3 、 Y_2O_3 和 MgO 。在晶界和晶粒内部之间的元素分布差异仅与 Y 和 Mg 相关,这表明晶界处与晶粒之间的差异是氧化物 Y_2O_3 和 MgO 分布不均匀导致的。在退火 0~60 h 时,晶界处与晶粒内部的氧化不均匀性体现在 O 含量的差异上,这与退火 100 h 后的完全不一致。

2.2 物相分析

通过 XRD 技术对 350 ℃等温退火不同时间后 Mg-Gd-Y-Zr 合金表面物相构成进行分析,如图 4 所示。在不同退火时间的衍射结果中均观察到位于 2θ 为 32.1° 、 34.4° 、 36.6° 、 47.8° 和 57.3° 处的特征峰,对照 PDF#04-0770 卡片后发现,这些峰分别与 α -Mg 相的 (100)、(002)、(101)、(102) 和 (110) 晶面相关。且随着退火时间的延长,代表 α -Mg 的 (100) 特征峰强逐渐降低,这说明所测到 α -Mg 相源于未退火的合金基体。

尽管在图 1、图 2 中未发现明显的中间相颗粒,但是由于样品在制备过程并不能完全满足平衡条件,因此在基体中可能存在一定数量的中间相。如图 4 所示,随着对 XRD 数据的进一步分析,在未退火和退火 12 h 后的样品数据中均发现,在 2θ 为 21.4° 和 26.6° 附近出现了与其他衍射峰不同的特征峰,通过与 PDF# 65-7133 卡片对照后,发现这些衍射峰源于中间相 Mg_5Gd 的 (333) 和 (622) 晶面。该 Mg-RE 相并非在退

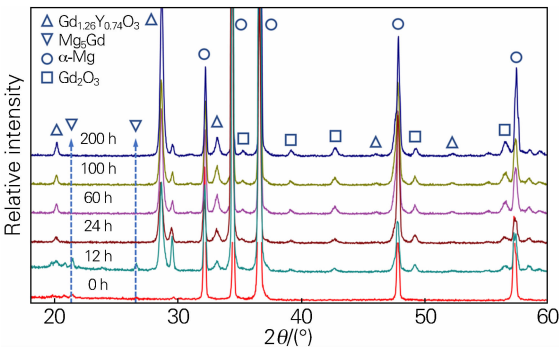


图 4 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 退火不同时间后的 XRD 图谱
Fig. 4 XRD patterns of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed at 350 °C for different time

火过程中形成,而是样品中既有的第二相。且该第二相在 350 °C 保温过程中会逐渐溶解于基体中,当退火时间超过 24 h 后,由于氧化膜厚度的增加,无法在 XRD 数据中观察到该相所对应的衍射峰。

除了上述的 α -Mg 和 Mg_5Gd 特征峰外,还可以在图 4 中观察到其他物相的衍射峰。当样品退火后,在 2θ 为 20.2°、28.7°、33.3°、47.8° 和 52.4° 处出现了明显的特征峰,通过与 PDF#81-2219 卡片对照后,发现这些特征峰分别代表着 $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ 相的 (211)、(222)、(400)、(531) 和 (611) 晶面。这表明在退火过程中,样品表面生成 Gd_2O_3 和 Y_2O_3 的混合物 $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$,随着退火时间的延长, $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ 相的特征峰强度会随之增加,这表明在退火过程中, $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ 作为氧化膜中的主要成分,会随着氧化膜厚度的增加而增加。

除此之外,在 2θ 为 35.3°、39.1°、42.7°、49.2° 和 56.5° 处发现另外不同的强峰,对照 PDF#88-2165 卡片后,发现这些强峰与 Gd_2O_3 的不同晶面取向的衍射峰契合。这些额外 Gd_2O_3 特征峰的出现是由于基体中存在的大量 Gd 元素, Gd_2O_3 是氧化膜中的主要成分,所以 Gd_2O_3 特征峰强度随退火时间的变化趋势与 $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ 特征峰一致。

为分析退火时间对样品表面物相成分的影响,将 $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ 的 (400) 峰和 α -Mg 的 (100) 峰进行对比,得到其峰强度比随退火时间的变化规律,结果如图 5 所示。整体上,样品表面氧化物的相对含量与退火时间呈正相关,退火时间的延长会增加氧化物含量,这进一步证明随着退火时间的延长,表面氧化物的含量会增加,表面氧化膜随之增厚。

2.3 高温氧化膜结构

在上述研究 Mg-Gd-Y-Zr 合金高温退火后表面化

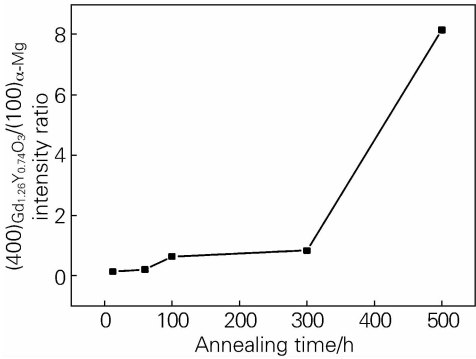


图 5 $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ (400) 峰与 α -Mg (100) 峰的强度比随退火时间的变化
Fig. 5 Change of intensity ratio of $Gd_{1.26}Y_{0.74}O_3$ (400) and α -Mg (100) peaks with annealing time

学成分的基础上,需要对退火后的氧化膜结构进行进一步研究。如图 6 所示,通过 SEM 手段获得 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 退火 200 h 的截面图。根据深度的不同,可以将截面分为 4 个部分,即氧化膜、贫 RE 区、扩散影响区和基体。氧化区为表面致密的氧化膜,均匀分布在样品表面;在基体/氧化膜界面下方形成 20 μm 的贫 RE 区,这是由于稀土元素向表面扩散所引起的;同时贫 RE 区的存在,导致其下方出现深度约 60 μm 的扩散影响区,RE 含量随样品深度的增加而上升。在基体中,均匀分布的网状结构,表明稀土元素会在晶界处聚集,这也说明稀土元素可能会沿晶界扩散到样品表面。

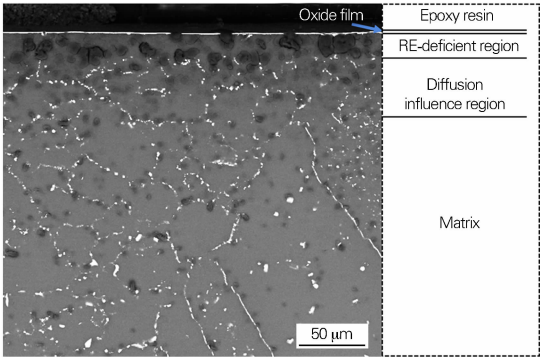


图 6 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 退火 200 h 的截面背散射图像
Fig. 6 Cross-sectional backscattered electron image of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed at 350 °C for 200 h

如图 7 所示,对 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 退火 200 h 后氧化膜的元素分布进行分析,发现 Gd 元素主要聚集在氧化膜内,而 Y 元素主要分布在氧化物/基体界面处,两者都向氧化表面偏聚,从而样品表面形成一层含有 $(Gd_x, Y_{2-x})O_3$ 和 MgO 的致密氧化膜,其中

$(\text{Gd}_x, \text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 是氧化膜中的主要成分。在退火前期, 由于 Gd 和 Y 具有优异的氧亲和性, 会在表面形成一层主要成分为 $(\text{Gd}_x, \text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 的氧化膜。此时 Mg 少量分布在氧化物/基体界面处, Mg 可能与 O 结合形成 MgO。而在退火后期, Y 凭借在晶界处的快速扩散, 对氧化膜的增厚起决定性作用。

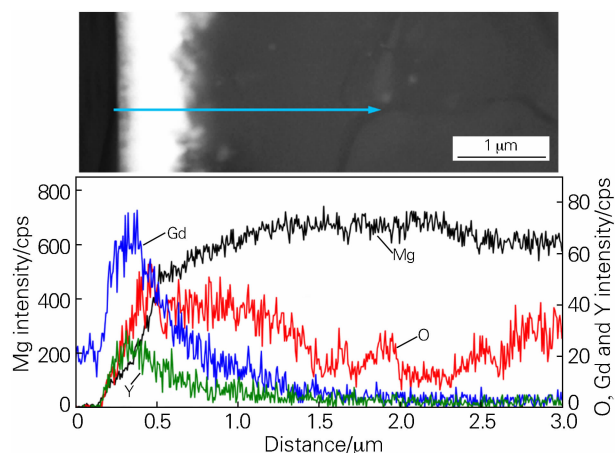


图7 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 350 °C 退火 200 h 后的线扫描结果
Fig. 7 Line scanning results of the Mg-Gd-Y-Zr alloy annealed at 350 °C for 200 h

3 结论

1) Mg-Gd-Y-Zr 合金在高温退火过程中, 表面和初始晶界处的 Gd 和 Y 元素含量明显高于合金原始成分, 这表明在退火过程中存在 Gd 和 Y 元素的表面偏聚。退火 200 h 后, Mg-Gd-Y-Zr 合金表面 Y 和 Gd 平均含量分别为 10.4% 和 17.4%, 远高于原始合金中 Y 和 Gd 的含量。

2) 由于原始合金存在化学/组织的不均匀性, 在退火过程中发生不均匀氧化, 即初始晶界的氧化速度高于晶粒内部。

3) Mg-Gd-Y-Zr 合金在退火过程中, 表面形成一层致密的 $(\text{Gd}_x, \text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 和 MgO 的氧化膜, 其氧化物以 $(\text{Gd}_x, \text{Y}_{2-x})\text{O}_3$ 为主。

参考文献:

- [1] Song Jiangfeng, She Jia, Chen Daolun, et al. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 1-41.
- [2] Xie Jinshu, Zhang Jinghuai, You Zihao, et al. Towards developing Mg alloys with simultaneously improved strength and corrosion resistance via RE alloying [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(1): 41-56.
- [3] Wang Jun, Yuan Yuan, Cheng Xiongying, et al. The high-solution

design of magnesium alloys [C]//Magnesium Technology. 2021: 27-31.

- [4] 杨媛, 李加强, 宋宏宝, 等. 镁合金的应用及其成形技术研究现状[J]. 热加工工艺, 2013, 42(8): 24-27.
Yang Yuan, Li Jiaqiang, Song Hongbao, et al. Research situation on application of magnesium alloys and its forming technology [J]. Hot Working Technology, 2013, 42(8): 24-27.
- [5] Kim Youngmin, Yim Changdong, Kim Hasik, et al. Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(11): 958-961.
- [6] Aghion Eliyahu, Bronfin Boris. The correlation between the microstructure and properties of structural magnesium alloys in ingot form [C]//International Magnesium Conference. 3rd. UMIST, Manchester, United Kingdom. 1997: 313-325.
- [7] 席俊杰, 刘杰. 高性能稀土镁合金的研究及其应用[J]. 热加工工艺, 2014, 43(10): 6-10.
Xi Junjie, Liu Jie. Research and application of high performance rare earth magnesium alloy [J]. Hot Working Technology, 2014, 43(10): 6-10.
- [8] You Chao, Liu Chuming, Wan Yingchun, et al. Dislocations-induced precipitates and their effect on mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(3): 414-418.
- [9] 张家振, 马志新, 李德富. 热处理对 Mg-Gd-Y-Zr 合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2007, 36(18): 73-75.
Zhang Jiazhen, Ma Zhixin, Li Defu. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. Hot Working Technology, 2007, 36(18): 73-75.
- [10] 陈晓亚, 李全安, 陈君, 等. Gd 含量对 Mg-Gd-Y-Zr 合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(11): 21-27.
Chen Xiaoya, Li Quanan, Chen Jun, et al. Effect of Gd content on microstructure and properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2017, 38(11): 21-27.
- [11] 王慧敏, 陈振华, 严红革, 等. 镁合金的热处理[J]. 金属热处理, 2005, 30(11): 49-54.
Wang Huimin, Chen Zhenhua, Yan Hongge, et al. Heat treatment of magnesium alloys [J]. Heat Treatment of Metals, 2005, 30(11): 49-54.
- [12] 邹文兵, 侯正全, 李宝辉, 等. 砂铸 Mg-Gd-Y-Zr 合金热处理工艺优化[J]. 航天制造技术, 2011(6): 15-18, 22.
Zou Wenbing, Hou Zhengquan, Li Baohui, et al. Heat treatment optimization of sand cast Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2011(6): 15-18, 22.
- [13] Jiang Rui, Qian Shengnan, Dong Chuang, et al. Composition optimization of high-strength Mg-Gd-Y-Zr alloys based on the structural unit of Mg-Gd solid solution [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2021, 72: 104-113.