

大型砂型差压铸造 EV31A 合金铸件组织及力学性能

王晓明¹ 杨光山¹ 蔡增辉¹ 李勇军¹ 成英苗² 黄永江² 宁志良²

(1. 中国航发哈尔滨东安发动机有限公司, 哈尔滨 150006; 2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150006)

摘要 研究了大型差压砂铸 EV31A 合金铸件的组织及力学性能。结果表明, 合金铸态组织由细小初生等轴 α -Mg 和共晶 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 相组成, α -Mg 平均晶粒尺寸为 $65.02\ \mu\text{m}$ 。固溶处理后大部分 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 相溶入基体中, 极少量转为颗粒状残留于晶界处, 平均晶粒尺寸增加到 $74.33\ \mu\text{m}$ 。时效强化相为 $\beta' + \beta_1$, 合金具有较高的综合力学性能。室温下, 抗拉强度为 $312.3\ \text{MPa}$, 屈服强度为 $174.2\ \text{MPa}$, 伸长率为 6.9% 。200 °C 以下抗拉强度缓慢下降, 250 °C 显著降低, 屈服强度在室温至 250 °C 范围内呈线性降低, 而伸长率呈线性增加。室温下断裂模式为解理断裂, 100~200 °C 下为准解理断裂, 250 °C 下为混合型断裂。

关键词 EV31A 合金; 差压铸造; 组织; 力学性能

中图分类号 TP311; TG146.22; TG249.2

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240422

Microstructure and Mechanical Properties of Large Sand Cast EV31A Alloy Castings by Differential Pressure Casting

WANG Xiaoming¹, YANG Guangshan¹, CAI Zenghui¹, LI Yongjun¹, CHENG Yingzhuo², HUANG Yongjiang², NING Zhiliang²

(1. AECC Harbin Dong'an Engine Co., Ltd., Harbin 150006; 2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150006)

Abstract: The microstructures and mechanical properties at room and elevated temperatures of a sand differential pressure casting EV31A parts were evaluated. The as-cast microstructure of alloy is composed of primary- α -Mg with fine grain size of $65.02\ \mu\text{m}$ and eutectic $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ phase. After solution treatment, $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ phase is dissolved into the matrix with few granular Mg-RE residues at grain boundaries with an increased mean grain size of $74.33\ \mu\text{m}$. The peak aged microstructure consists of $\beta' + \beta_1$, showing a satisfied tensile strength of $312.3\ \text{MPa}$, yield strength of $174.2\ \text{MPa}$ and elongation of 6.9% at room temperature, respectively. The tensile strengths is decreased gradually below 200 °C with an obvious drop at 250 °C. The yield strength is declined linearly in range of room temperature to 250 °C, while the elongation is increased linearly. The fracture mode is characterized by cleavage at room temperature. In the temperature range of 100~200 °C, the fracture mode presents quasi-cleavage fracture, which is converted to mixed fracture at 250 °C.

Key Words: EV31A Alloy, Differential Pressure Casting, Microstructure, Mechanical Properties

镁合金由于具有高的比强度和比刚度、减震性能好、良好的成形性和切削加工性能等, 得到广泛的应

收稿日期: 2024-10-19; 修订日期: 2024-12-18

第一作者简介: 王晓明, 男, 1990 年出生, 高级工程师, E-mail: wxm7256@163.com

引用格式: 王晓明, 杨光山, 蔡增辉, 等. 大型砂型差压铸造 EV31A 合金铸件组织及力学性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1 416-1 421.

WANG X M, YANG G S, CAI Z H, et al. Microstructure and mechanical properties of large sand cast EV31A alloy castings by differential pressure casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(9): 1 416-1 421.

[14] XIONG W T, ZHOU R F, LIU Z X, et al. Effects of for ming specific pressure and filling speed on microstructure and mechanical properties of thin-walled CuSn10P1 alloy parts by rheo- squeeze for ming[J]. International Journal of Metalcasting, 2024, 18: 1 438-1 454.

[15] LI Y K, YU X Y, ZHOU R F, et al. Microstructure evolution and coarsening kinetics of semisolid CuSn10P1 alloy under short-time isothermal treatment[J]. Materials Research Express, 2021, 8(4):

046 535.

[16] HÜSEYİN T. Adhesive wear resistance of Cu-Sn-Zn-Pb bronze with additions of Fe, Mn and P[J]. Materials Letters, 2005, 59 (12): 1 463-1 469.

[17] SAMUEL A, PRABHU K N. Residual stress and distortion during quench hardening of steels: A review[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31: 5 161-5 188.

(编辑: 刘晨辉)

用^[1-4]。由于铸造镁合金比变形镁合金更具有成本优势,因此镁合金铸件占镁合金零件的85%~90%^[5]。目前,稀土镁合金因其具有较高的强度、抗蠕变、抗氧化性和耐蚀性等特点而被广泛应用于航空航天及汽车领域,如飞机传动系统机匣类铸件、导弹舱体以及汽车发动机缸体等^[6-8]。高强镁合金 ZM6(Mg-2.6Nd-0.4Zn-0.5Zr)具有优良的室温性能、较高的抗蠕变性和持久性及良好的铸造工艺性,用于飞机传动系统中的多种关键零部件,但其抗拉强度(约260 MPa)和屈服强度(约125 MPa)较低,难以满足现代大型复杂结构件对更高力学性能的要求。为解决这一问题,研究者在 ZM6 合金的基础上加入少量 Zn 元素,提高了高温抗蠕变性和力学性能^[9-10]。

近年来,随着飞机传动系统铸件向大型化、复杂化、结构功能一体化发展,对铸件的冶金质量和力学性能要求不断提升。ZM6 合金已不能满足新型号传动系统机匣类铸件对力学性能不断提升的要求。WE43^[11](Mg-4Y-3Nd-0.5Zr)高强耐热合金虽然强度较高,但合金中 Y 元素含量高,铸件充型过程中极易氧化产生夹杂等缺陷,导致 WE43 合金大型复杂铸件冶金缺陷较多,成品率极低,同时铸件的疲劳寿命低,离散度大,难以达到高疲劳寿命设计要求。EV31A(Elektron 21)合金(Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr)^[12],可在200℃下长期使用,其抗拉强度和屈服强度明显高于 ZM6 合金,且抗拉强度与 WE43 合金相当,但屈服强度略低于 WE43,具有良好的铸造性能和耐蚀性能,铸件冶金质量明显高于 WE43 合金,因而在高性能大型复杂镁合金砂型铸件上具有广阔的应用前景。本研究以某型号大型砂型差压铸造 EV31A 合金铸件为对象,对其组织及力学性能进行评估,旨在为拓宽该合金在航空领域高性能复杂结构镁合金铸件应用提供参考。

1 试验方法

1.1 铸件浇注及热处理

500 kg 预熔 EV31A 合金在铸铁坩埚中于体积分数为2%的SF₆+98%的CO₂保护气氛下熔化。熔体温度达到760℃时通入氩气精炼处理,通气15 min。静止5 min后开始浇注,浇注温度为760℃。浇注合金液质量为280 kg,铸件净质量为86 kg,铸件外轮廓尺寸为1 100 mm×450 mm×500 mm。铸型和砂芯均为 PEP-SET 自硬树脂砂,浇注前在200℃下烘烤2 h以降低发气性。采用差压铸造成形工艺,原理示意图见文献[13]。主要差压工艺参数:升液速度为0.7 kPa/s,充型速度为0.6 kPa/s、结壳增压速度为1.5 kPa/s,结壳增压

压力为6 kPa,结壳时间为10 s,结晶增压速度为2 kPa/s,结晶增压压力为15 kPa,结晶时间为800 s。

铸件化学成分经 Thermo Scientific ICAP 7200 电感耦合等离子体原子发射光谱(Inductively Coupled Plasma-Atomic emission Spectroscopy, ICP-AES)测试,结果见表1。

表1 EV31A 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of EV31A alloy %

合金元素	w_B				
	Nd	Gd	Zn	Zr	Mg
标准	2.6~3.1	1.0~1.7	0.2~0.5	0.4~0.7	余量
实测	2.65	1.42	0.42	0.46	余量

浇注后的铸件清理浇冒口后,采用 ISOVOLT TITAN 320 高稳定工业 X 射线设备, YGST-1800 大型荧光检测设备、CD-2200 BX 高能 CT 检测仪进行 X 光、荧光及工业 CT 无损检测,冶金质量合格后进行热处理。热处理工艺为:520℃×10 h 固溶,60~80℃水淬;200℃×20 h 时效,空冷,炉温温差为±5℃。

1.2 组织表征与力学性能测试

铸件结构复杂,内有多处油路,壁厚相差大,最小壁厚为6.8 mm,最大壁厚为65 mm。本研究所有组织表征及性能测试试样均取自65 mm厚中心处,该位置为I类铸件关键承载部位,冶金质量和力学性能要求高。利用 MagMn 软件对铸件凝固过程进行数值模拟,发现该处凝固过程冷却速率约为0.54℃/s。采用 DX-2700B 型 X 射线衍射仪分析 EV31A 合金铸态、固溶态及时效态的物相组成,扫描速度为2(°)/min,扫描范围为20°~90°。在分析试样组织前,使用240、600、1 000、1 200、1 500 和2000号砂纸依次对试样进行打磨。将打磨后的试样用抛光剂进行抛光处理,直至试样表面无划痕,冲洗干净吹干后用体积分数为3%的硝酸酒精溶液进行腐蚀。利用 AxioCam MRc5 光学显微镜进行组织观察;采用 Nano measurer 软件确定晶粒尺寸分布及平均晶粒尺寸;利用 Merlin CoMpack 扫描电镜(SEM)对试样中的析出相与微观组织进行分析;应用原位多功能 Talos-F200X 透射电镜(TEM)对峰时效组织进行分析。透射试样制备过程如下:从峰时效试样上线切割出厚度为0.4 mm 的小圆片状试样,先用砂纸对试样表面进行减薄至试样厚度为0.007~0.010 mm,再用离子减薄仪中的氩离子束对该试样进一步减薄,得到可在透射电镜下直接观察的透射试样。室温及高温力学性能测试在 ED25.305 型号微机控制电子万能试验机上进行,力学性能测试试样均采用 $\phi 6$ mm 标准试样,每个温度

下测试 5 个试样取其平均值,试样尺寸示意图见图 1。室温力学性能测试按 GB/T 228.1-2021 标准执行,高温力学性能按 GB/T 228.2-2015 标准执行。高温性能测试前试样保温时间为 300 s,以保证试样温度均匀。采用 Merlin CoMpack 蔡司扫描电镜对室温和高温断口形貌进行 SEM 分析,以确定断裂模式。

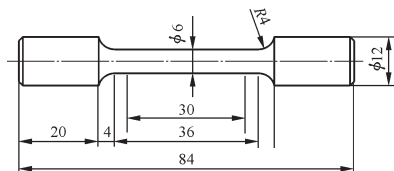


图 1 力学性能试样尺寸示意图

Fig.1 Sample dimension for mechanical property measurement

2 试验结果及分析

2.1 铸态组织

图 2 为 EV31A 合金铸态物相和组织分析。从图 2a 中可以看出,铸态组织主要由溶解了一定 RE 元素、Zn 和 Zr 的初生 α -Mg 和共晶的 Mg(RE,Zn)相组成,共晶镁-稀土相含量较低。有关 Mg-Nd-Gd 合金 TEM 研究表明,Mg-RE 共晶相为 FCC 结构(α 约为 2.2 nm)^[14]。从图 2b 可以看出,由于 Zr 强大的晶粒细化作用,即使铸件的

壁厚较大,冷却速度较慢,初生 α -Mg 仍为细小的等轴晶。晶粒内部边缘有晶须状富稀土相,平均晶粒尺寸为 65.02 μm ,晶界深色处为共晶的 Mg(RE,Zn)相。为确定晶界的 Mg(RE,Zn)形貌和成分进行了 SEM 分析,见图 2c。可以看出晶界的共晶 Mg(RE,Zn)相极不规则,在三角晶界处分布着鱼骨状或块状的尺寸较大的共晶相。此外,在两个晶粒的界面处有非连续的线状 Mg(RE,Zn)共晶相。为确定晶界 Mg(RE,Zn)相的成分,对晶粒内部及晶界析出相多点进行 EDS 能谱分析,成分见图 2d。可见晶界处的 Mg(RE,Zn)共晶相中主要富集 Nd 和 Zn,而 Gd 含量较低。合金中稀土 Gd 的含量低于 Nd,且 Gd 在基体中的溶解度较高,故在晶界的析出相中含量较低。EDS 的分析表明,Mg 元素的含量集中在 87%~91% (摩尔分数),由此可以确定该相为 $\text{Mg}_{41}(\text{RE},\text{Zn})_5$ 。采用 APPS P J 等^[14]的分析方法,对元素 Nd、Zn 及 Gd 含量进行线性回归,斜率比即为元素含量比,由此可以进一步确定 $\text{Mg}_{41}(\text{RE},\text{Zn})_5$ 为 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 。由于凝固末期在晶界处的富 RE 元素及 Zn 的合金液成分不同及凝固条件的差异,在晶界处形成的共晶相成分在一定范围内变化。进一步的 SEM 分析表明,砂铸 EV31A 合金中没有观察到 WE43 合金铸态组织中存在的高稀土含量的块状相 $(\text{Mg}_3\text{RE}_{17})^{[13]}$ 。

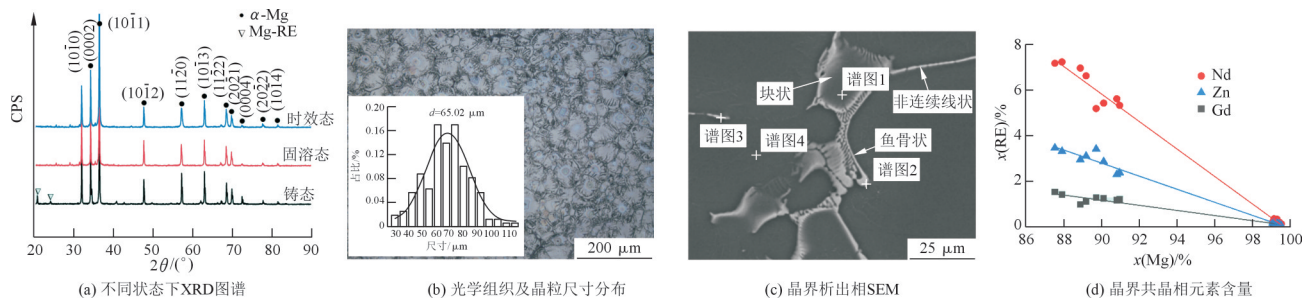


图 2 EV31A 合金 XRD 及铸态组织

Fig.2 XRD patterns and as-cast microstructure of EV31A alloy

2.2 固溶及时效组织

图 3 为 EV31A 合金固溶态及时效态的金相和 SEM 组织分析。经 520 $^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ h}$ 固溶及 60 $^{\circ}\text{C}$ 水淬处理后,晶粒形貌由不规则的等轴晶转为规则的六边形,平

均晶粒尺寸由铸态的 65.02 μm 增长到 74.33 μm ,平均晶粒尺寸增加了 12.5%。在长时间的高温固溶过程中出现晶粒合并长大,导致晶粒尺寸增加且相差较大,在三角晶界处有细小的晶粒,见图 3a。铸态组织中晶界析出的大块 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 共晶相几乎溶入

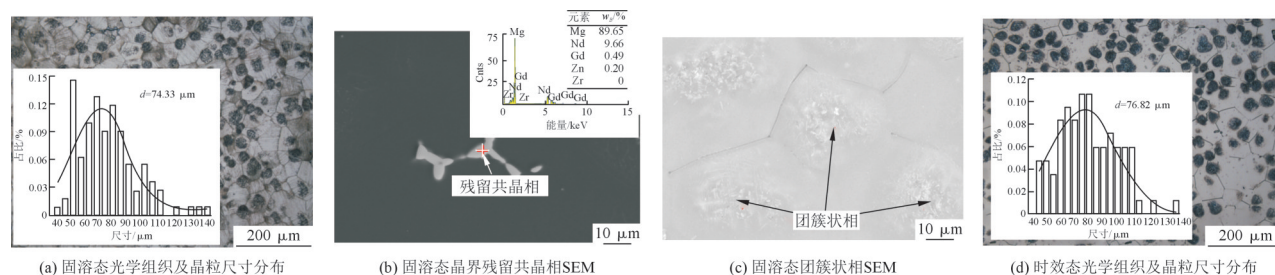


图 3 固溶及时效 EV31A 合金的显微组织

Fig.3 Microstructures of as-solubilized and as-aged EV31A alloy

基体中,但仍有少量残留在三角晶界,形状转变为小尺寸球状颗粒,见图 3b。EDS 分析表明残留的共晶相中 Mg 元素的质量分数约为 90%,其成分与铸态共晶相成分接近。固溶态 XRD 中 Mg-(RE,Zn) 相的峰已消失(见图 2a),表明其残留相的含量较低。Mg-RE 合金凝固过程中形成的共晶 Mg-(RE,Zn) 相熔点较高,热稳定较好,即使长时间固溶也难完全溶入基体中^[2,15]。在 520 °C 延长固溶时间至 60 h, Mg-(RE,Zn) 相依然有残留,但颗粒圆整度增加,尺寸略有减少。固溶处理后,在晶内和晶界处分布团簇状析出相,有些晶粒有不止一个团簇状相,见图 3c。元素面扫描分析表明这些团簇状相主要富集 Zn 和 Zr 元素,研究表明该团簇状相为 Zn_2Zr_3 相,具有四边晶系结构^[16-17] [γ_1 - Zn_2Zr_3 (空间群 P42/mnm, $a=b=0.761$ nm, $c=0.682$ nm)] 与镁基体有相同的取向关系为 $[110]\gamma_1/[000\bar{1}]_a$, $(\bar{1}10)\gamma_1/[\bar{1}100]_a$, 常在固溶态和时效态的含 Zn 和 Zr 镁合金中出现^[7-8,18]。图 3d 为时效态的光学组织,与固溶态相比,晶粒形貌没有改变,晶粒尺寸由 74.33 μm 增加到 76.82 μm ,尺寸变化不明显。

有关的 Mg-Nd 系合金时效析出行为的研究表明^[19], α -Mg 过饱和固溶体(SSSS) $\rightarrow$ G.P. 区 $\rightarrow \beta''$ (Mg_3Nd , hcp, $D019$, $a=0.64$ nm, $c=0.52$ nm) $\rightarrow \beta'$ (Mg_7Nd , CBCO, $a=0.64$ nm, $b=1.14$ nm, $c=0.52$ nm) $\rightarrow \beta_1$ (Mg_3Nd , FCC, $a=0.74$ nm) $\rightarrow \beta$ ($Mg_{12}Nd$, $a=1.03$ nm, $c=0.59$ nm)。图 4 为 EV31A 合金峰时效 TEM 分析。由图 4 明场像

及选区电子衍射(SAED)可以看出,合金组织中含有薄片状的析出相,其长度为 30~40 nm,板厚为 3~5 nm。从图 4b 可以看出,析出相由均匀细小分布的 β' 和 β_1 组成,见箭头处,存在的 β_1 相处于该相的成形初期,该相具有独特的棱形形状且其中两条棱边与 β' 相相连。晶界结构演变包含并行的两个过程:晶界析出相的长大和无析出带的宽化。从图 4c 可以观察到无析出带宽度约为 220 nm;晶界处析出相的形貌为椭球状,可以判断晶界析出相为 β 平衡相,与 α (Mg) 基体呈非共格关系。进一步通过扫描透射电镜(STEM)-EDS 对晶界进行能谱面扫[见图 4d~图 4h,其中图 4d 为高角环形暗场(HAADF)像],发现晶界处为 Nd-Zr-Gd 富集。这种现象通常可认为,晶界能量较高,通常是析出相优先形成的部位。在时效过程中,晶界成为析出相如 β' , β_1 的优先析出位置。在该合金中, Nd、Gd 等稀土元素倾向于在晶界处形成富集区域,尤其是当基体中的这些元素含量超过其溶解度时,会首先在晶界处析出。Zn 和 Zr 由于其在晶界处的晶粒细化作用, Zr 也往往与稀土元素共同析出,进一步导致这些元素在晶界处的富集。此外,在时效处理过程中,晶界附近通常会形成无析出带(见图 4c),因为晶界处的元素富集抑制了析出物在这一区域的形成。这一现象进一步强化了晶界处富集的形成,因为在晶界周围没有足够的溶质可以参与晶粒内部的析出过程,使得更多的 Nd、Gd、Zr 等元素留在晶界附近。

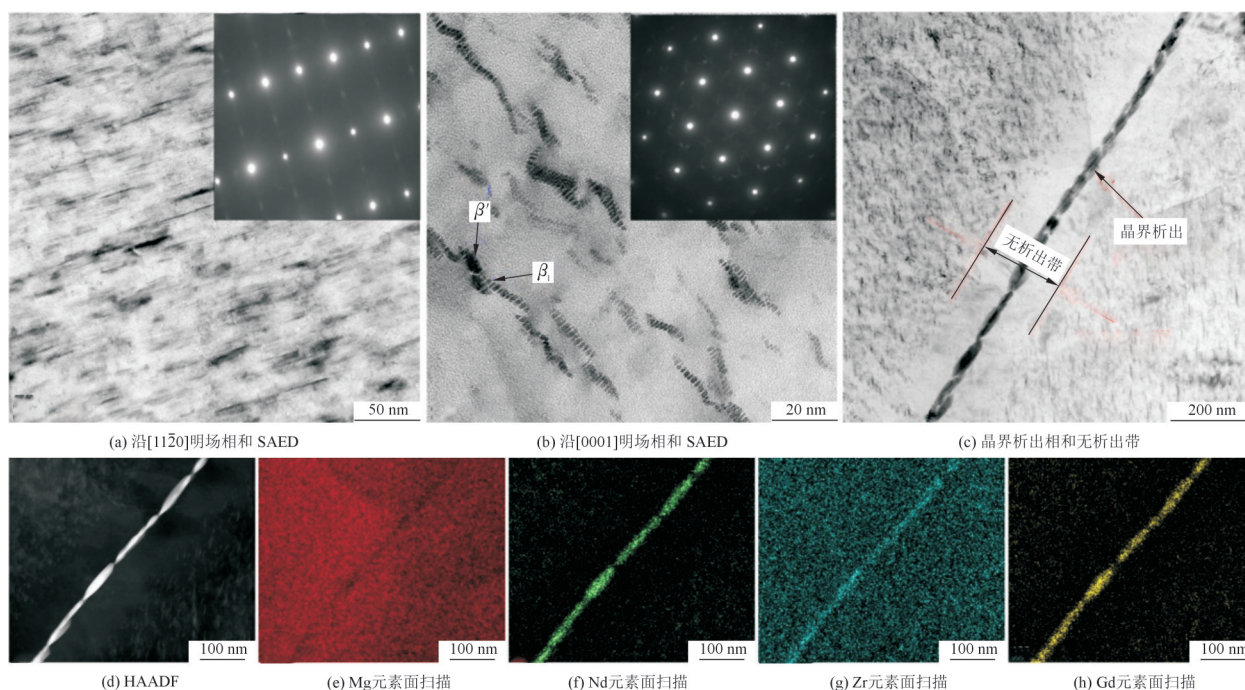


图 4 EV31A 合金峰时效 TEM 及 HAADF 分析

Fig.4 TEM images and HAADF analysis of peak-aged EV31A alloy

2.3 力学性能及断口观察

发动机系统机匣类铸件内有多处油路,使用温度低于 200 ℃。图 5 为 EV31A 合金室温到 250 ℃下工程应力-工程应变曲线。可以看出,在测试温度范围内,应力随应变迅速增加,屈服后缓慢增加,均未出现加工软化现象。图 6 为温度对 EV31A 合金力学性能的影响。可以看出,室温下,平均抗拉强度为 312.3 MPa,屈服强度为 174.2 MPa,伸长率为 6.9%;100 ℃下,平均抗拉强度为 285.9 MPa,屈服强度为 169.4 MPa,伸长率为 12.1%;150 ℃下,平均抗拉强度为 279.2 MPa,屈服强度为 166.3 MPa,伸长率为 13.1%;200 ℃下,平均抗拉强度为 269.1 MPa,屈服强度为 162.6 MPa,伸长率为 16.2%;250 ℃平均抗拉强度为 225.4 MPa,屈服强度为 154.9 MPa,伸长率为 19.3%。与室温相比,200 ℃下,抗拉强度降低了 13.8%,而 250 ℃下降了 27.8%,表明该合金温度高于 200 ℃下抗拉强度明显降低。而屈服强度下降的幅度较为缓慢,至 250 ℃仅下降了 11%,屈服强度与温度大体成线性关系。伸长率随温度的升高而增加,200~250 ℃显著增加,250 ℃下较室温提高了 180%。表明温度对抗拉强度和伸长率影响较大,而屈服强度变化较小。与目前常用的 ZM6 合金相比,在相同铸造条件下,EV31A 合金的抗拉强度提高了 20%,屈服强度提高了 40%,而伸长率略高于 ZM6。采用差压铸造的大型 EV31A 合金铸件具有较好的综合力学性能,且性能均匀性较高,各项误差均小于 5%。铸件经荧光、X 光及工业 CT 检测冶金质量好,热裂、偏析等缺陷倾向性小,适合于大型复杂砂铸机匣类铸件生产。

图 7 为 EV31A 合金室温及高温断口 SEM 形貌。可以看出,室温下,断口由大的解理面和撕裂棱组成,同时断口上有微裂纹,室温下断裂模式为典型的解理

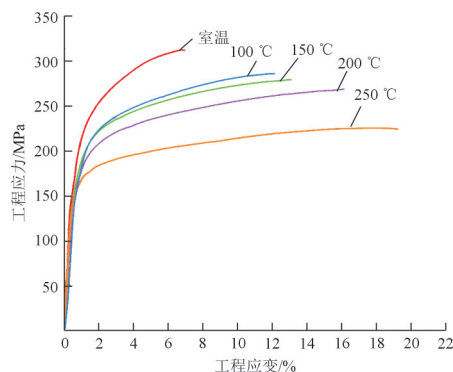


图 5 不同温度下 EV31A 合金的工程应力-应变曲线
Fig.5 Engineering stress-strain curves of EV31A alloy at various temperatures

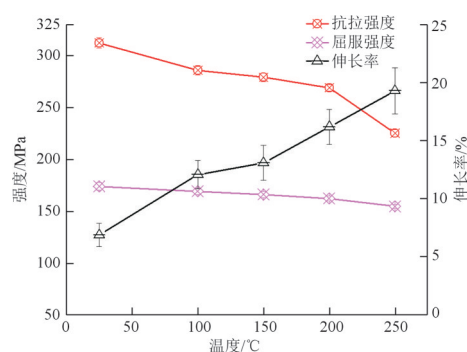


图 6 温度对 EV31A 合金力学性能的影响
Fig.6 Effects of temperature on mechanical properties of EV31A alloy

断裂。100 ℃下断口解理面明显减少,解理面不再连续,撕裂棱变多,同时局部出现浅的韧窝,见图 7b。200 ℃下断口中解理面上出现水流状解理台阶,解理面变得不再平整,见图 7c 中箭头。250 ℃下解理面上分布着网状解理台阶,解理台阶深度进一步增加,局部韧窝加深,见图 7d,表明塑性增加。上述分析表明,温度为 100~200 ℃时 EV31A 合金断裂模式为准解理断裂,250 ℃下为混合断裂模式。

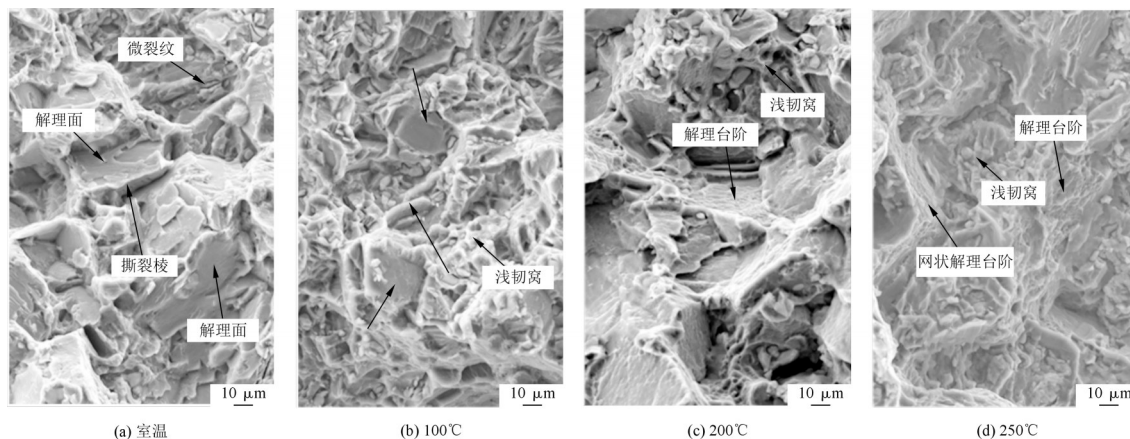


图 7 不同温度 EV31A 合金的断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of EV31A alloy at various temperatures

3 结 论

(1) EV31A 合金铸态组织由初生 α -Mg 和分布于晶界的共晶 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 相组成, 平均晶粒尺寸为 $65.02\ \mu\text{m}$; 固溶处理后, 大部分共晶 $\text{Mg}_{41}(\text{Nd}_{0.6}\text{Zn}_{0.29}\text{Gd}_{0.11})_5$ 溶入基体, 晶粒由不规则形貌转变为规则的六边形, 晶粒尺寸增加到 $74.33\ \mu\text{m}$ 。峰时效析出相为细小的 β' 和 β_1 相。

(2) EV31A 合金室温抗拉强度为 $312.3\ \text{MPa}$, 屈服强度为 $174.2\ \text{MPa}$, 伸长率为 6.9% , 抗拉强度和屈服强度明显高于 ZM6 合金。室温到 $200\ ^\circ\text{C}$ 范围内, 合金抗拉强度随温度升高而缓慢降低, $250\ ^\circ\text{C}$ 时明显减低, 而屈服强度随温度升高呈线性降低; 室温下断裂模式为解离断裂, $100\sim 200\ ^\circ\text{C}$ 下为准解离断裂, $250\ ^\circ\text{C}$ 时为混合型断裂。

参 考 文 献

- [1] LI Y F, ZHANG A, LI C M, et al. Recent advances of high strength Mg-RE alloys: Alloy development, forming and application [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 2 919-2 940.
- [2] XIE J S, ZHANG J H, YOU Z H, 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] XU T C, YANG Y, PENG X D, et al. Overview of advancement and development trend on magnesium alloy [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(3): 536-544.
- [4] 师昌绪, 李恒德. 加速我国金属镁工业发展的建议[J]. 材料导报, 2001, 15(4): 5-6.
- [5] MO N, TAN Q Y, BIRMINGHAM M, et al. Current development of creep-resistant magnesium cast alloys [J]. Materials & Design, 2018, 155: 422-442.
- [6] ZHU Y M, LIU H, XU Z, et al. Linear-chain configuration of precipitates in Mg-Nd alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 83: 239-247.
- [7] CHEN X M, LU Y F, NING M T, et al. Tailoring microstructural evolution and fracture damage behavior of a Mg-Y-Zn alloy during hot tensile deformation [J]. Materials Science and Engineering, 2023, A 871: 144 857.
- [8] NING Z L, WANG H, LIU H H, et al. Effects of Nd on microstructures and properties at the elevated temperature of a Mg-3Zn-0.32Zr alloy[J]. Materials & Design, 2010, 31(9): 4 438-4 444.
- [9] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册, 第三卷[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001.
- [10] 周意富. ZM6 合金高强耐热铸造镁合金的研制及应用[J]. 南方航空科技, 1995(2): 11-14.
- [11] PAN F S, YANG M B, CHEN X H. A review on Casting magnesium alloy: modification of commercial alloys and development of new alloys[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2016, 32: 1 211-1 221.
- [12] GU K, EENG X Q, CHEN B, et al. Effect of double aging on mechanical properties and microstructure of EV31A alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31: 2 606-2 614.
- [13] NING Z L, YI J Y, QIAN M, et al. Microstructure and elevated temperature mechanical and creep properties of Mg-4Y-3Nd-0.5Zr alloy in the product form of a large structural casting[J]. Materials & Design, 2014, 60: 218-225.
- [14] APPS P J, KARIMZADEH H, KING J F, et al. Phase compositions in magnesium-rare earth alloys containing yttrium, gadolinium or dysprosium[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 475-481.
- [15] WANG D, FU P H, PENG L M, et al. Development of high strength sand cast Mg-Gd-Zn alloy by co-precipitation of the prismatic β' and β_1 phases[J]. Materials Characterization, 2019, 153: 157-168.
- [16] WANG W Z, WU D, CHEN R S, et al. Revisiting the role of Zr micro-alloying in a Mg-Nd-Zn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 832: 155 016.
- [17] XIE H, WU G H, ZHANG X L, et al. The role of Gd on the microstructural evolution and mechanical properties of Mg-3Nd-0.2Zn-0.5Zr alloy [J]. Materials Characterization, 2021, 175: 111 076.
- [18] LEI B, DONG Z H, YANG Y, et al. Influence of Zn on the microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A843: 143 136.
- [19] NIE J F. Precipitation and hardening in magnesium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2012, A43(11): 3 891-3 939.

(编辑: 张正贺)

欢迎关注《特种铸造及有色合金》微信公众号矩阵, 文章信息、行业研究动态与资讯信息早知道!



特种铸造
(关注铸造及有色合金
领域重要研究成果)



压铸界
(压铸领域最新动态
及研究)



青稞讲堂
(金属领域青年科学家
最新研究成果)



特种铸造及有色
合金杂志
(文章动态时刻关注)