

电弧增材制造 Mg-4Y-3Nd-0.5Zr 合金微观组织与力学性能

常子金¹, 张睿泽², 曾才有¹, 俞楷¹, 李子琪¹, 从保强¹

(1. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

(2. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

摘要: 采用电弧增材制造技术制备了 WE43 (Mg-4Y-3Nd-0.5Zr, 质量分数, %) 镁稀土合金单壁墙构件, 并通过多尺度组织表征、显微硬度和拉伸测试等手段系统研究了沉积态 WE43 合金的微观组织及其力学性能。此外, 对比研究了直接时效处理 (T5) 和固溶+时效处理 (T6) 对微观组织演化行为和力学性能的影响。结果表明, 沉积态 WE43 合金为均匀全等轴晶组织, 平均晶粒尺寸为 25.3 μm , 晶界处存在网状共晶组织 ($\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5/\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$), 沉积态合金的抗拉强度可达到 190 MPa。经 T5 处理后, 峰值时效硬度由沉积态的 74 $\text{HV}_{0.2}$ 提升至 91 $\text{HV}_{0.2}$, 基体中存在大量残留共晶组织。T6 热处理可获得更高的峰值时效硬度 (108 $\text{HV}_{0.2}$), 共晶组织充分回溶, 基体中残留少量的 Mg_{24}Y_5 相。T6 处理使得合金抗拉强度提升至 283 MPa, 但也容易引发明显的晶粒异常长大现象, 且沿垂直方向的延伸率显著低于水平方向。

关键词: 电弧增材制造; 镁稀土合金; 微观组织; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0706-08

1 引言

镁合金作为最轻的结构金属材料, 具有比强度高、比刚度好、阻尼性能好等优点, 在航空航天、军事工业及交通运输等领域具有广阔的轻量化应用前景^[1]。WE43 (Mg-4Y-3Nd-0.5Zr, 质量分数, %) 合金是一种典型的耐热镁稀土合金, 可应用于制造航空器发动机齿轮箱、变速器壳体等^[2]。随着航空航天轻量化结构对大型化和一体化制造需求的越发迫切, 对高性能镁合金构件制造技术提出了更高要求。

增材制造技术可有效提高设计自由度、材料利用率以及制造效率, 是创新结构设计和制造方式的可靠途径^[3]。相比其他增材技术, 电弧增材制造技术 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 可实现高沉积速率下大尺寸复杂零部件的一体成形。尤其是针对镁合金, 相比以粉体为原材料的增材制造技术 (如激光粉末床选区熔化等), WAAM 以金属丝为原材料具有安全性高、成本低及制造效率高等优势^[4-6]。近年来, 电弧增材制造高性能镁合金构建受到了广泛关注。

现阶段, 针对镁合金的电弧增材制造研究主要关注不同 WAAM 工艺对镁合金的适用性和增材制造镁合金的微观组织演化及其对力学性能影响^[7-10]。研究发现, 得益于局部小熔池和金属液快速凝固而带来的高过冷

度, 电弧增材制造镁合金可获得相比铸造更加细小均匀的微观组织, 可避免宏观偏析等铸造难题, 获得更高的强度。此外, 已有研究主要针对 AZ 系列 Mg-Al 变形镁合金^[11], 针对镁稀土合金 WAAM 制造的研究尚处于起步阶段^[12]。

按照热源类型不同, WAAM 主要分为熔化极和非熔化极 2 类。基于熔滴短路过渡的冷金属过渡 (cold metal transfer, CMT) 电弧增材, 是目前采用最广泛的 WAAM 技术。作为熔化极的代表, CMT-WAAM 制造的 WE43 合金抗拉强度可达 233 MPa, 延伸率 10.4%。但 CMT-WAAM 制造镁合金过程稳定性差、飞溅严重、可调过程参量少、易出现气孔缺陷^[7]。钨极氩弧 (tungsten inert gas, TIG) 作为非熔化极的代表, 具有成形稳定、无飞溅、气孔缺陷少等优点。采用 TIG-WAAM 制造 WE43 合金可获得均匀细小微观组织、杂质含量低且致密度高 (>99.9%), 其抗拉强度可达 257 MPa, 延伸率 5.2%^[13]。

WE43 合金是可热处理强化合金, 增材过程和成形后热处理均会对增材构件最终服役性能产生重要影响。因此, 准确理解 WAAM 制造 WE43 合金在不同状态下的微观组织演化行为和力学响应特性, 有助于指导 WAAM 制造高性能镁合金的技术发展。本研究基于 TIG-WAAM 技术, 系统探究沉积态和不同工艺热处理态增材制造 WE43 合金显微组织及力学性能, 揭示非平衡组织演化

收稿日期: 2024-10-17

基金项目: 国家自然科学基金 (52475317, 52305331)

作者简介: 常子金, 男, 1998 年生, 博士生, 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191, E-mail: changzijin@buaa.edu.cn

行为及其对力学性能的影响,为增材制造高性能镁稀土合金提供理论基础和技术支撑。

2 实验

选用 $\Phi 1.6$ mm WE43 (Mg-4Y-3Nd-0.5Zr, 质量分数,%) 镁合金丝材(西安诺高美防务技术有限公司生产)作为原材料,热轧态 AZ31 Mg-Al 合金作为基板。采用热源单向移动、单层多道沉积策略进行单壁墙构件制备。单壁墙构建过程和微观组织表征、力学性能测试样品的取样位置如图1所示。电弧热源移动方向和增材沉积方向分别标记为TD和BD,宽度方向记为WD。增材制造电弧热源采用自主研发的超音频脉冲TIG电弧电源,采用变极性TIG电弧模式,平均电流为100 A,变极性频率为100 Hz,电弧运动速度为0.2 m/min,送丝速度为4.5 m/min。

为探究不同热处理对微观组织和性能的影响,设置了3种不同状态的对照组,分别为沉积态(as-deposited, AD)、直接时效热处理工艺(T5)和固溶+时效热处理工艺(T6)。T5工艺时效温度225 $^{\circ}\text{C}$,时效时间范围4~80 h;T6工艺时效温度及时间设置与T5相同,区别在于时效前试样在525 $^{\circ}\text{C}$ 下固溶处理4 h。

WE43合金微观组织表征试样经机械磨抛和化学腐蚀(4%硝酸乙醇溶液,质量分数)后,采用光学显微镜(optical microscope, OM, Zeiss Scope A1)观察合金不同位置的金相组织。通过扫描电子显微镜(scanning electron microscopy, SEM, EOL JSM-7900 F)观察 WE43合金的第二相形貌并分析成分。采用电子背散射衍射成像(electron back scatter diffraction, EBSD, JEOL JSM-7900 F)分析合金的晶粒形态和取向分布特征。

采用显微硬度仪(Falcon 500)测试不同状态合金的硬度分布,加载载荷1.96 N,保载时间15 s。通过电子拉力试验机(Instron 5565)测试不同状态 WE43合金的室温单向拉伸性能。沿TD方向和BD方向制取室温拉伸试样,试样编号分别标记为H和V,如图1所示。拉伸试样的尺寸设计如图2所示。

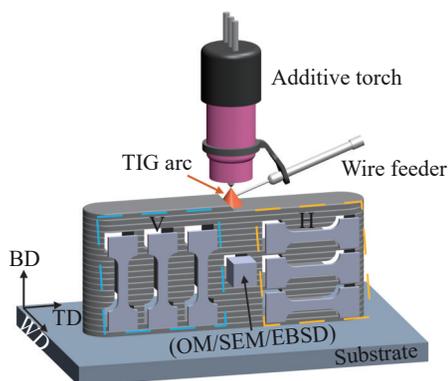


图1 电弧增材制造过程及取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of WAAM process and sampling

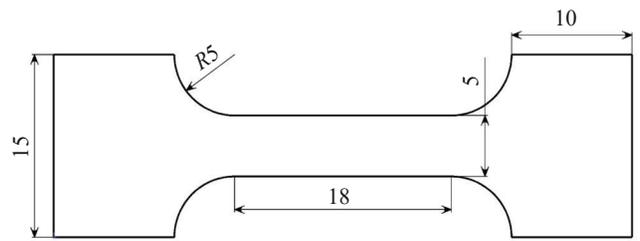


图2 拉伸试样的尺寸

Fig.2 Dimensions of tensile sample

3 结果与讨论

3.1 沉积态微观组织

WE43合金单壁墙的典型截面形貌如图3a所示,未发现明显的气孔、裂纹等缺陷。沿高度方向,单壁墙底部至顶部4个等距位置(白色矩形框标记)的OM照片如图3b~3e所示。可以发现,单壁墙的微观组织由镁基体(α -Mg)和晶间共晶组织(eutectic structure, ES)构成。采用截距法测量不同位置晶粒尺寸,从底部到顶部平均晶粒尺寸依次为23.5、26.2、26.9及24.8 μm ,单壁墙体全高度上晶粒的平均尺寸为(25.3 \pm 1.5) μm ,极差小于5 μm 。据文献[14]报道,半连续铸造 WE43合金的平均晶粒尺寸大于60 μm ,并且不同位置处晶粒尺寸的极差超过20 μm 。这表明采用WAAM制造的 WE43合金可获得均匀细小的晶粒形态。

靠近基板位置(图3b)合金的晶粒尺寸(23.5 μm)略细于其他位置,这是因为在沉积实验初期,试件整体温度较低,熔滴沉积后冷却速度较快,导致金属液凝固的过冷度高,凝固形核较多,晶粒尺寸自然较小。随着沉积层数的增加,试件的整体温度逐渐升高,金属液过冷度减小,凝固速度减慢,导致试件中部合金的晶粒尺寸略大于靠近基板位置。图3b~3e中,自单壁墙底部至顶部,晶界附近的共晶组织逐渐变得粗大,共晶组织形貌差异也受不同层高热累积差异的影响^[15-17]。

通过SEM观察 WE43合金的微观特征,AD态 WE43合金的微观组织如图4a所示,大量共晶组织存在于 α -Mg基体晶界附近,呈现出网状形貌。在富含共晶组织的视场内进行EDS元素面扫描(图4b~4f),显示视场内稀土元素Y、Nd的含量(6.5%、4.9%,质量分数)均明显高于 WE43合金中Y、Nd的名义含量(4%、3%,质量分数)。共晶组织微观下具有层片状特征(图4g),在共晶组织上进行EDS元素点扫描测试(图4g红点处),确定共晶组织是Y、Nd的富集区域,Nd(7.5%,质量分数)的富集尤为显著。黄色实线处的EDS元素线扫描(图4h)显示,在经过层片共晶组织时,基体元素Mg含量突然下降,而稀土元素Y、Nd明显上升,Zr元素则含量没有变化。

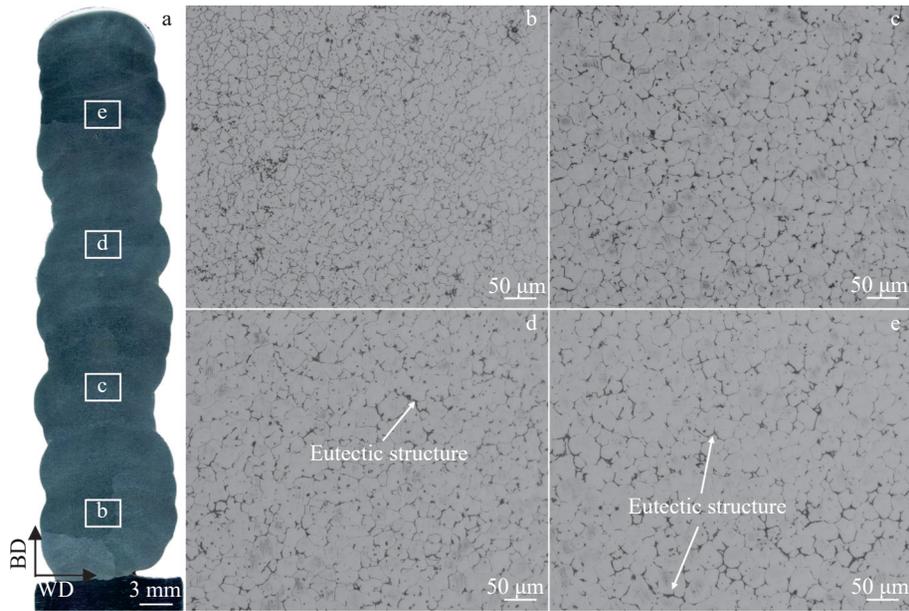


图3 沉积态 WE43 合金的宏观形貌和微观金相照片

Fig.3 Morphologies of WE43 alloy in as-deposited condition: (a) macro morphology and (b–e) OM images of marked zones of b, c, d, e in Fig.3a, respectively

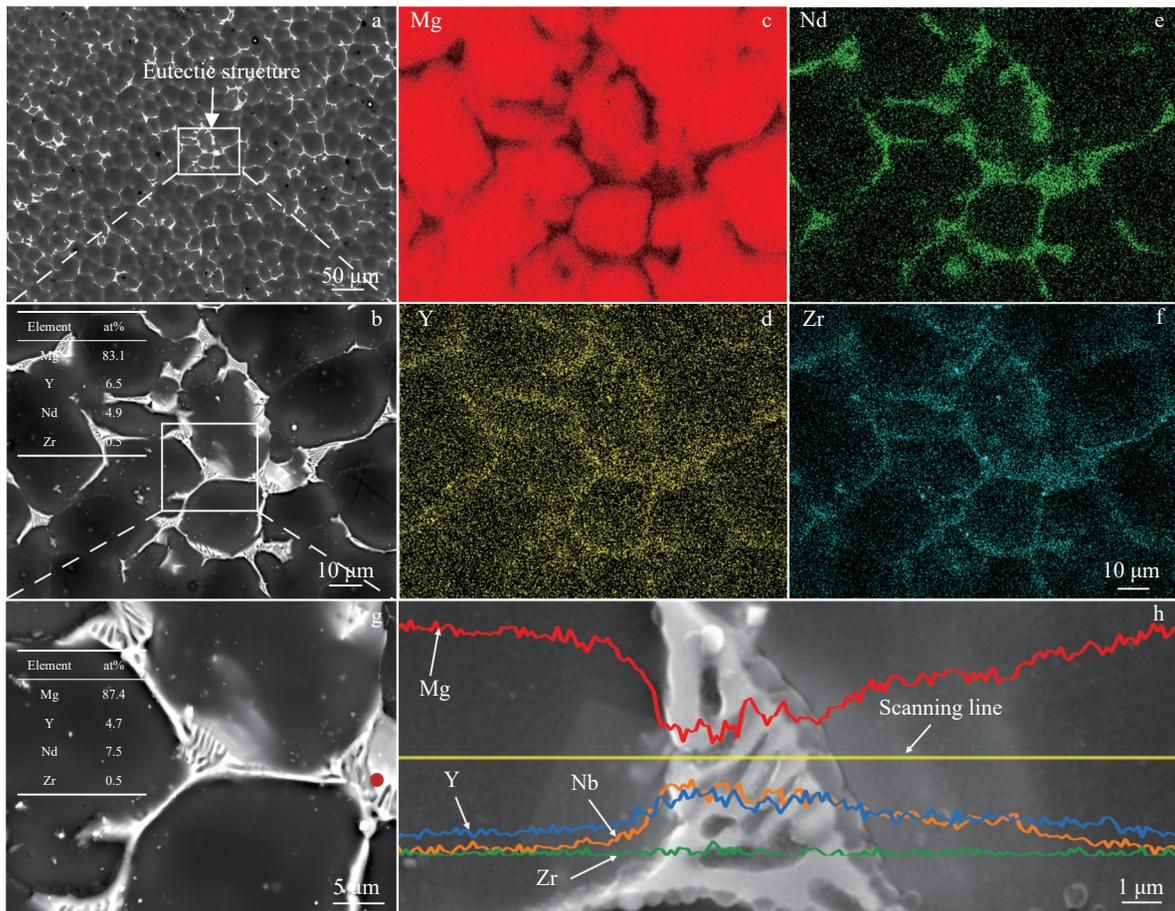


图4 沉积态 WE43 合金的 SEM 微观组织

Fig.4 SEM image of as-deposited WE43 alloy (a); SEM image (b) and EDS element mappings (c–f) of eutectic structure in Fig.4a; SEM morphology and EDS analysis result of marked eutectic structure in Fig.4b (g); EDS element scanning of eutectic structure (h)

EDS 元素面扫描结果显示共晶组织中 Y 含量高于 Nd 含量,这符合 WE43 合金的实际化学成分组成。而在点扫描测试的位置,Nd 的含量(7.5%,质量分数)高于 Y (4.7%,质量分数),这说明在共晶组织的组成中,存在高 Nd 元素含量的相。

由 AD 态合金的 SEM-EDS 结果显示,基体相 α -Mg 晶间的共晶组织具有明显富 Nd、Y 元素特征。因此,为确定共晶组织的组成,采用热力学模拟计算软件 JmatPro 模拟 WE43 合金的非平衡凝固过程,确定凝固相变过程中会形成 $Mg_{41}Nd_5$ 、 $Mg_{24}Y_5$ 及 α -Zr 等第二相。合金凝固过程中,固相分数随时间的变化如图 5a 所示,基体 α -Mg 相的形成温度为 638 °C;第二相 $Mg_{41}Nd_5$ 、 α -Zr 以及 $Mg_{24}Y_5$ 的形成温度分别为 548、452 和 317 °C。热力学模拟结果与已报道的 WE43 合金物相研究一致^[18]。

不同合金元素在非平衡凝固过程中的液相偏析倾向如图 5b 所示。随着温度降低至凝固温度(638 °C),Nd 和 Y 倾向于在液相中偏聚,其中 Nd 的液相偏析倾向高于 Y。在凝固末期,残余液相中稀土元素富集,层片状共晶组织开始形成。

共晶反应的形成机制决定了合金中共晶组织的层片状形貌。根据研究报道^[19],残余液相中次生 α -Mg 相的形成促进了稀土元素在液相中的比重进一步升高,导致第二相 $Mg_{41}Nd_5$ 、 $Mg_{24}Y_5$ 的化学势升高而容易析出,消耗稀土元素。稀土元素减少后,Mg 元素在液相中相对比例重新升高, α -Mg 相的化学势升高由此重新析出。反应过程中,次生 α -Mg 相与第二相 $Mg_{41}Nd_5$ 、 $Mg_{24}Y_5$ 交替形核、共同生长,最终形成了层片状共晶组织(α -Mg+ $Mg_{41}Nd_5$ / $Mg_{24}Y_5$),如图 4h 所示。

3.2 热处理对组织性能的影响

3.2.1 显微硬度

T5 和 T6 工艺处理沉积 WE43 合金的显微硬度如图 6 所示,2 种工艺硬化合金的峰值时效时间均为保温时间 16 h。相比 AD 态 WE43 合金的显微硬度约为 (74 ± 3) HV_{0.2},T5 和 T6 这 2 种工艺处理均可使合金硬度明

显提升,T5 工艺峰值时效时,合金的显微硬度为 (91 ± 3) HV_{0.2},而 T6 峰值时效时,合金显微硬度为 (108 ± 5) HV_{0.2},T6 工艺处理合金的强化效果更显著。

时效强化的原理是合金中的溶质元素在一定温度下析出,形成细小而弥散分布的沉淀相,从而有效地阻碍位错运动,因此,形成沉淀相的数量是决定时效强化效果的关键因素^[18-19]。T6 工艺使富含 Y、Nd 元素的第二相溶解进基体,形成过饱和固溶体,在时效温度下可进一步析出更多沉淀强化相,从而时效强化效果更好。

3.2.2 热处理后合金微观组织

AD 态、T5 态和 T6 态 WE43 合金的 EBSD 分析如图 7 所示。AD 态(图 7a~7c)合金的晶粒细小而均匀,平均晶粒尺寸为 (30.4 ± 11.9) μm ,合金 {0001} 方向上的极图显示此时合金晶粒呈随机取向;T5 态(图 7d~7f)合金仍保持晶粒的均匀形貌,晶粒的平均尺寸为 (25.7 ± 7.2) μm ,{0001} 方向上极图显示合金结构强度仍然较低,微观组织与 AD 态相比差异较小。T6 态(图 7g~7i)结果显示,高温固溶处理使合金出现部分晶粒异常长大的现象,平均晶粒尺寸增长到 (235.6 ± 40.2) μm ,晶粒取向不再呈随机分布,{0001} 极图显示组织中的最大极密度由 AD 态的 1.8 上升至 16.2,晶粒取向差显著增大,合金表现出明显的组织特征。

通过 SEM 观察 WE43 合金热处理后的微观特征,进一步证明了上述显微硬度结果中,有关析出更多沉淀相可达到更好的时效强化效果的解释。T5 峰值时效时,如图 8 所示,大量网状的共晶组织仍然存在于 α -Mg 基体晶界附近,化学成分面扫描结果(图 8c~8f)显示,共晶组织位置附近仍然具有 Y、Nd 元素含量富集的特征。结合在图 7a~7c 中对 AD 态合金的 EBSD 分析,可认为与 AD 态合金相比,经 T5 处理的 WE43 合金的晶粒及其第二相特征未发生明显变化。

得益于高温固溶过程,经 T6 处理的 WE43 合金中,大量共晶组织几乎全部消失(图 9a)。共晶组织溶解进基体中,为后续时效析出沉淀强化相提供了充足的元素

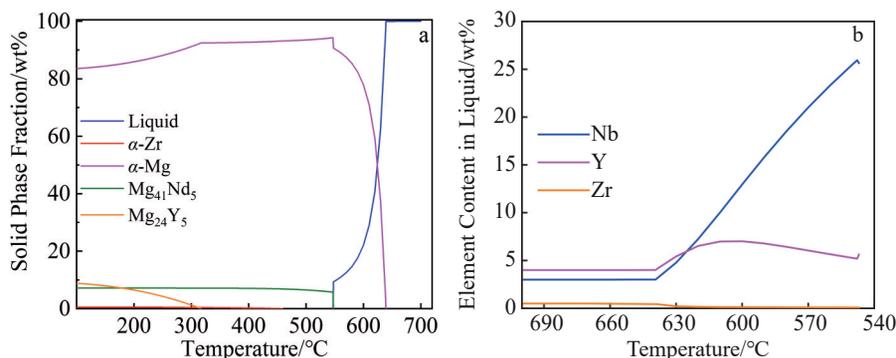


图5 WE43 合金非平衡凝固的热力学计算结果

Fig.5 Thermodynamic simulations of WE43 alloy non-equilibrium solidification: (a) solid phase fraction and (b) elements segregation in liquid

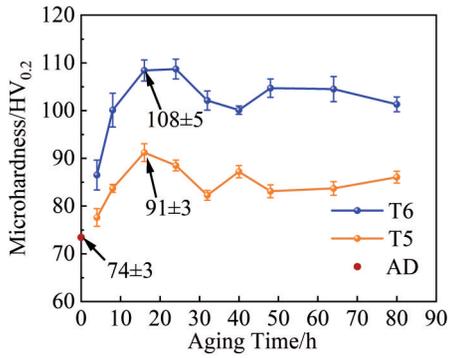


图6 WE43合金在225 °C下的时效硬化曲线
Fig.6 Aging hardening curves of WE43 alloy aged at 225 °C

储备。T6处理后,合金微观组织中残存少量絮状的第二相和方块相,如图9a所示。面扫描成分分析(图9c~9f)可以确定Y是絮状第二相的主要元素,Zr是方块相的主

要元素,因此可以确定絮状第二相为残留的 $Mg_{24}Y_5$,方块相为 $\alpha-Zr$ 。因此可以确定,共晶组织中 $Mg_{24}Y_5$ 相的热稳定性比 $Mg_{41}Nd_5$ 更高。 $Mg_{41}Nd_5$ 在T6处理中被溶解,使高原子序数的稀土元素Nd不再富集于第二相附近,而是呈均匀分布。

3.2.3 拉伸性能

AD及T6态WE43合金的应力-应变曲线如图10所示,AD态合金水平(AD-H)与竖直方向(AD-V)的抗拉强度分别为 (193 ± 3) MPa与 (191 ± 3) MPa,延伸率分别为 $(3.2\pm 1.0)\%$ 及 $(2.6\pm 0.7)\%$,呈各向同性。T6态合金水平(T6-H)与竖直方向(T6-V)的抗拉强度分别为 (283 ± 7) MPa与 (237 ± 5) MPa,延伸率分别为 $(2.3\pm 0.5)\%$ 及 $(1.2\pm 0.6)\%$,合金塑性降低且拉伸性能展现出各向异性。

六方密堆积的晶格使镁合金滑移系的数量少,这是镁稀土合金塑性差的主要原因。本研究中,AD态WE43合金的晶界附近存在大量的网状共晶组织等第二

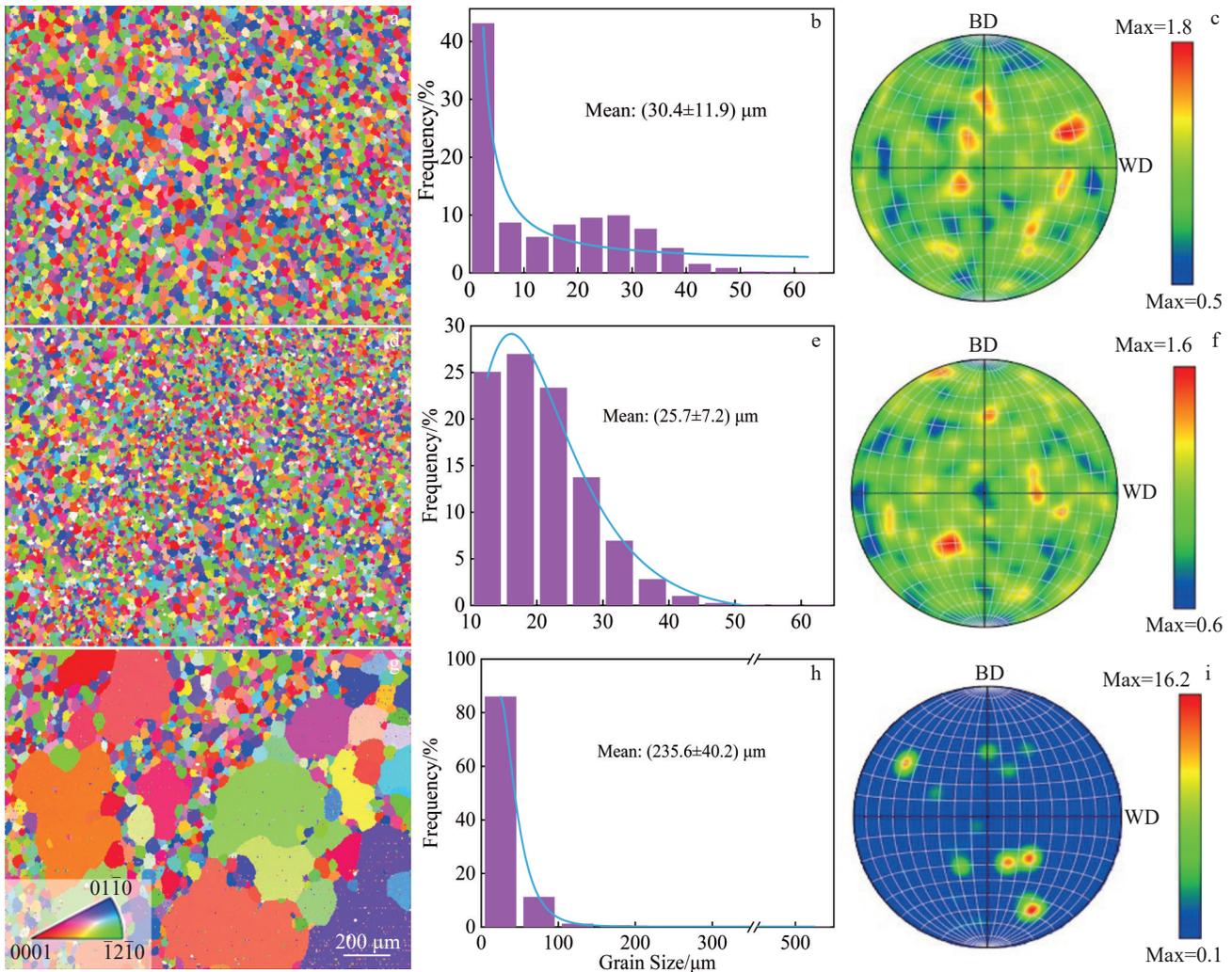


图7 不同状态WE43合金中 α -Mg基体晶粒形貌、晶粒尺寸和取向分布

Fig.7 Grain morphologies (a, d, g), grain size distributions (b, e, h) and pole figures (c, f, i) of the WE43 alloy in as-deposited (a-c), T5-treated (d-f) and T6-treated (g-i) conditions

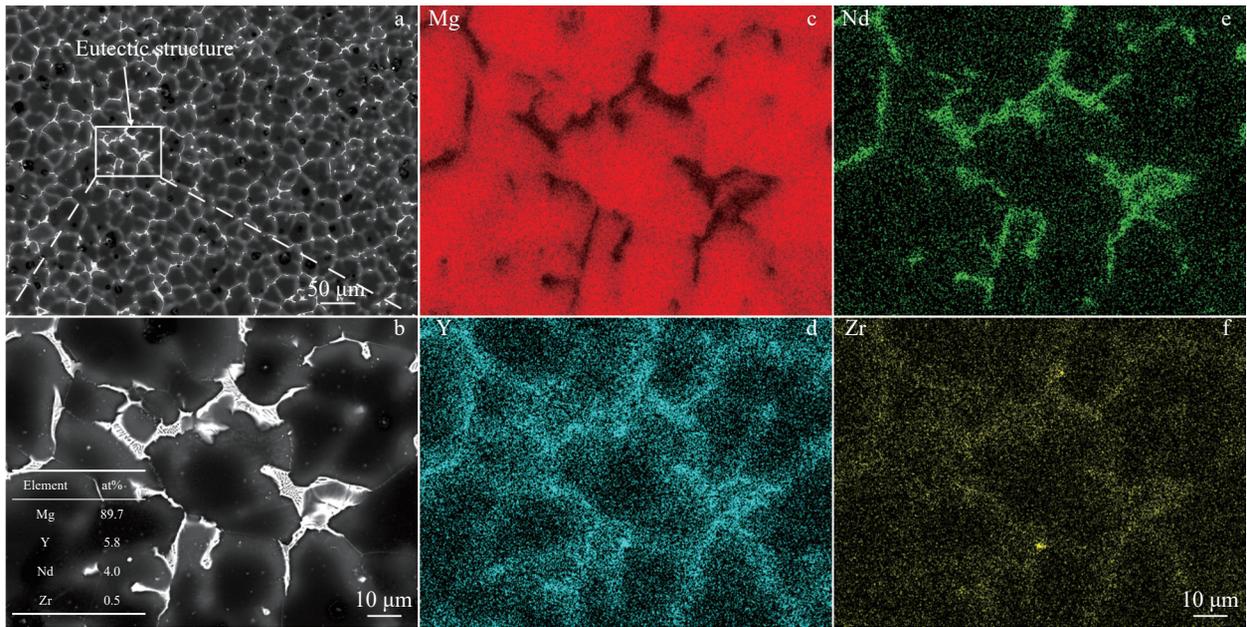


图8 T5处理WE43合金的微观组织(时效温度225 °C,保温时间20 h)

Fig.8 SEM images (a-b) of T5-treated WE43 alloy at 225 °C for 20 h; EDS element mappings of eutectic structure (c-f)

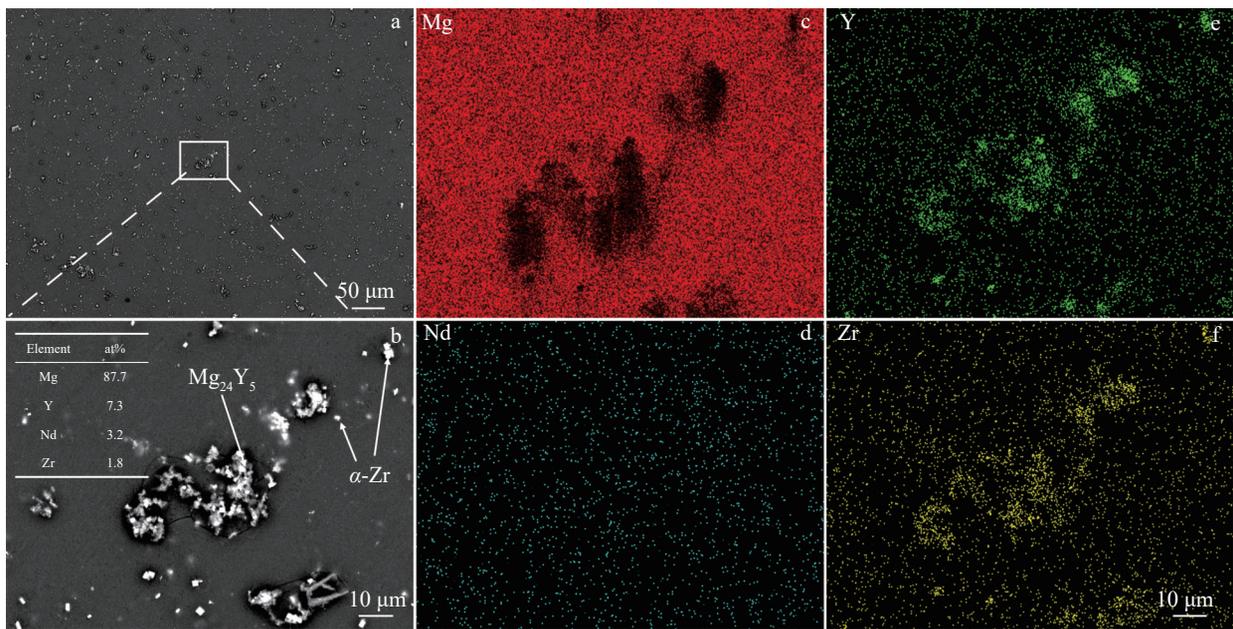


图9 T6处理WE43合金的微观组织(时效温度225 °C,保温时间20 h)

Fig.9 SEM images (a-b) of T6-treated WE43 alloy at 225 °C for 20 h; EDS element mappings of residual Mg₂₄Y₅ and α-Zr phase (c-f)

相,它们加强了对位错运动的阻碍,这是AD态合金塑性表现一般的另一原因。相比AD态,T6态合金强度显著升高,但延伸率略微降低。研究表明^[20-21],T6工艺使WE43合金中析出弥散分布纳米β''/β'相,合金中时效析出相的数量越多,对位错运动的阻碍作用越强,析出强化效果越显著。时效强化在有效提高WE43合金强度的同时,增加了合金内部晶格畸变程度,并且由于析出相对位

错运动的阻碍,析出相附近位错密度提高,位错运动时易于发生相互交割,引起位错缠结,给继续塑性变形造成困难^[22]。因此,T6处理后,WE43合金相比沉积态的力学性能表现为强度提高而塑性降低。

研究中T6工艺导致合金抗拉强度展现出一定各向异性,推测是由于固溶温度较高、保温时间较长,导致部分晶粒异常长大,微观组织存在择优取向所致,如图7i所

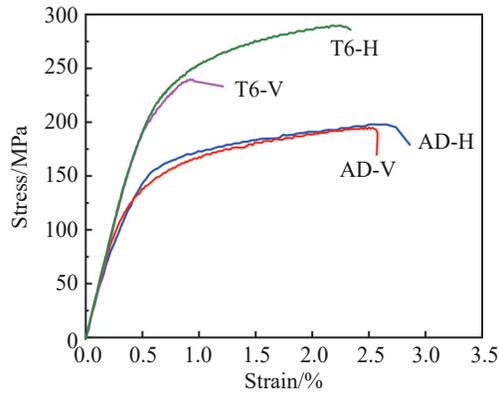


图10 AD态与T6态WE43合金典型工程应力-应变曲线

Fig.10 Engineering stress-strain curves of as-deposited and T6 heat-treated WE43 alloys

示。镁稀土合金热处理研究^[23-24]表明,在保证第二相溶解的前提下,降低固溶温度和保温时间的方法来防止晶粒长大,可有效协同提升合金强韧性。

4 结论

1) 电弧增材制造 WE43 合金 AD 态的微观组织为 α -Mg 基体+ $Mg_{24}Y_5$, $Mg_{41}Nd_5$ 及 α -Zr 等第二相。AD 态合金中 α -Mg 基体的晶粒尺寸为 $(25.3 \pm 1.5) \mu m$, 取向随机。AD 态合金中共晶组织 (α -Mg+ $Mg_{41}Nd_5$) 由 Nd 的液相偏析而导致的共晶反应产生, 而 $Mg_{24}Y_5$ 则由固态相变产生。

2) 相比 T5 热处理工艺, T6 工艺对 WAAM 制备 WE43 合金的硬度强化效果更明显, T5 与 T6 工艺处理合金的峰值时效均出现在时效时间 16 h, 显微硬度分别为 $(91 \pm 3) HV_{0.2}$ 和 $(108 \pm 5) HV_{0.2}$ 。T5 处理不改变合金的微观特征; T6 处理使部分晶粒异常长大。

3) AD 态 WE43 合金水平及垂直方向上的抗拉强度均在 190 MPa 以上, 呈各向同性; T6 处理能有效强化 WAAM 制备的 WE43 合金, 水平及垂直方向上的抗拉强度分别为 $(283 \pm 7) MPa$ 与 $(237 \pm 5) MPa$ 。

参考文献 References

[1] Sun Decong(孙德聪), Chen Shuaifeng(陈帅峰), Song Guangsheng(宋广胜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 882

[2] Ding Wenjiang(丁文江), Fu Penghuai(付彭怀), Peng Liming(彭立明) et al. *Spacecraft Environment Engineering*(航天器环境工程)[J], 2011, 28(2): 103

[3] Debroy T, Wei H L, Zuback J S et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112

[4] Li Kun(李坤), Ji Chen(吉辰), Bai Shengwen(白生文) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2024, 60(7): 290

[5] Li K, Ma R J, Qin Y et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 318: 118032

[6] Abdul H M Y, Ahmed A, Mohammed R A K et al. *Corrosion Engineering, Science and Technology*[J], 2021, 56(4): 310

[7] Ma D, Xu C, Qi Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 962: 171041

[8] Chen F, Cai X, Dong B Q et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 2089

[9] Wei J, He C, Qie M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 311: 117809

[10] Takagi H, Sasahara H, Abe T et al. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 24: 498

[11] He Bochang(贺铂昌), Zhang Ruize(张睿泽), Cao Qianhui(曹千卉) et al. *Welding Technology*(焊接技术)[J], 2022, 51(1): 1

[12] Wu Yujuan(吴玉娟), Ding Wenjiang(丁文江), Peng Liming(彭立明) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2011, 30(2): 1

[13] Tong X, Wu G, Easton M A et al. *Additive Manufacturing*[J], 2023, 67: 103487

[14] Jiang H S, Zheng M Y, Qiao X G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 158

[15] Cong Baoqiang(丛保强), Sun Hongye(孙红叶), Peng Peng(彭鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1359

[16] Zeng C Y, Cai X Y, Qi Z W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 964: 171331

[17] Zhang C, Li Y, Gao M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 711: 415

[18] Yang X, Liu J, Wang Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774, 138942

[19] Li Jiehua(李杰华), Jie Wanqi(介万奇), Yang Guangyu(杨光昱). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 101

[20] Feng Yicheng(冯义程), Wang Lei(王雷), Fu Yuanliao(付原料) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1826

[21] Cao Q H, Zeng C Y, Qi B J et al. *Additive Manufacturing*[J], 2023, 67: 103498

[22] Hu Gengxiang(胡庚祥), Cai Xun(蔡珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000: 87

[23] Wu G, Tong X, Wang C et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(10): 3463

[24] Yang W Z, Yang H O, Yang K T et al. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2024, 19(1): 2386592

Microstructure and Mechanical Properties of Mg-4Y-3Nd-0.5Zr Alloy Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing

Chang Zijin¹, Zhang Ruize², Zeng Caiyou¹, Yu Kai¹, Li Ziqi¹, Cong Baoqiang¹

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Capital Aerospace Machinery Co., Ltd, Beijing 100076, China)

Abstract: A WE43 (Mg-4Y-3Nd-0.5Zr, wt%) magnesium-rare earth alloy thin-wall component was fabricated by wire arc additive manufacturing, and its microstructure and mechanical properties were investigated by multiscale characterization, microhardness, and tensile tests. The influences of direct aging (T5) and solid solution+aging (T6) on the microstructure evolution and mechanical properties were studied. Results indicate that the as-deposited WE43 alloy has a uniform equiaxed crystal matrix, with an average grain size of 25.3 μm . Reticulated eutectic structure (α -Mg+Mg₄₁Nd₅/Mg₂₄Y₅) is formed due to Nd and Y element liquid segregation at grain boundaries. Tensile strength of as-deposited alloys is 190 MPa. Peak hardness increases from 74 HV_{0.2} to 91 HV_{0.2} after T5 aging with persistence of significant eutectic structures. Peak aging hardness is 108 HV_{0.2} after T6 treatment, and the eutectic structure is dissolved completely, while a small amount of Mg₂₄Y₅ remains in matrix. Tensile strength of alloys is enhanced to 283 MPa after T6 treatment, but it also induces significant grain growth and reduces the elongation in vertical direction more obviously than in horizontal direction.

Key words: wire arc additive manufacturing; magnesium-rare earth alloys; microstructure; heat treatment; mechanical properties

Corresponding author: Cong Baoqiang, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, E-mail: congbq@buaa.edu.cn