

分级时效热处理对 7A85 铝合金结构壁板组织性能的影响

樊振中^{1,2} 李绍威³ 许晨玲³ 何建伟³ 董哲^{1,2} 陆政^{1,2}

(1.中国航发北京航空材料研究院; 2.北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心; 3.大连汇程铝业有限公司)

摘要 以 7A85 铝合金结构壁板为研究对象,结合力学性能测试与微观组织分析,研究了分级时效热处理温度与时间对 7A85 铝合金结构壁板组织性能的影响。结果表明,7A85 铝合金单级时效热处理析出相主要为 Al₂Cu 相、Mg₂Zn₁₁ 相与 G.P. II 区,与 α-Al 基体呈半共格关系,在保持较高强度的基础上兼具了良好的塑性。双级时效处理后合金析出相为 Mg₂Zn₁₁ 相、Mg_{3.5}Zn_{1.5} 相与 MgZn₂ 相,强化机制为 G.P. II 区和 Mg₂Zn₁₁ 析出相与 α-Al 基体的半共格晶格畸变强化,屈服强度与硬度有所上升,塑性随之下降。随着时效保温过程的持续进行,析出相转变为 Mg₂Zn₁₁ 相、MgZn₂ 相与 Al₂CuMg 相,且 MgZn₂ 为主析出相,与 α-Al 基体的晶格关系转变为完全非共格,强度随之下降,塑性受 α-Al 基体影响连续上升。

关键词 7A85 铝合金;时效热处理;力学性能;微观组织;结构壁板

中图分类号 TG166.3;TG146.21 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.02.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Hierarchical Aging Treatment on Microstructure and Properties of 7A85 Aluminum Alloy Panel

Fan Zhenzhong^{1,2}, Li Shaowei³, Xu Chenling³, He Jianwei³, Dong Zhe^{1,2}, Lu Zheng^{1,2}

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials; 2. Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials; 3. Dalian Huicheng Aluminum Co., Ltd.)

Abstract: The influence of hierarchical aging temperature and time on the microstructure and properties of 7A85 aluminum alloy panel was investigated by the mechanical property test and microstructure analysis. The results indicate that the precipitate phase in 7A85 aluminum alloy after single stage aging are mainly composed of Al₂Cu phase, Mg₂Zn₁₁ phase, and G.P. II region, which are semi-coherent with the α-Al matrix, showing excellent plasticity while maintaining high strength. The precipitates of two-stage aging are Mg₂Zn₁₁, Mg_{3.5}Zn_{1.5}, and MgZn₂, and the strengthening mechanism is characterized by the semi-coherent lattice distortion strengthening between the G.P. II region or Mg₂Zn₁₁ phase and the α-Al matrix, showing a rise of yield strength and hardness as well as descent of the plasticity. The precipitate phase is transformed into Mg₂Zn₁₁, MgZn₂, and Al₂CuMg phases as the aging process continues, where MgZn₂ is the major, and the lattice relationship between the MgZn₂ phase and the α-Al matrix is converted to incoherent completely, leading to a decline of strength, and continuous increase of plasticity under the influence of α-Al matrix.

Key Words: 7A85 Aluminum Alloy, Aging Heat Treatment, Mechanical Properties, Microstructure, Structure Panel

收稿日期:2022-08-20

基金项目:结构舱段用高强高韧 7A85 铝合金宽幅薄壁高筋整体成形壁板研制

第一作者简介:樊振中,男,1985 年出生,高级工程师,北京(100095),E-mail: fanzhenzhong2010@163.com

引用格式:樊振中,李绍威,许晨玲,等. 分级时效热处理对 7A85 铝合金结构壁板组织性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(2):152-157.

FAN Z Z, LI S W, XU C L, et al. Effects of hierarchical aging treatment on microstructure and properties of 7A85 aluminum alloy panel[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(2):152-157.

[71] PENG X, LIANG X L, LIU W C, et al. High-cycle fatigue behavior of Mg-8Li-3Al-2Zn-0.5Y alloy under different states[J]. Journal of Magnesium Alloys, 2021, 9(5): 1 625-1 635.

[72] ZHANG S, SUN B, WU R, et al. Nanocrystalline strengthened Mg-Li alloy with a bcc structure prepared via heat treatment and rolling[J]. Materials Letters, 2022, 312: 131 680.

[73] CHEN D X, KONG J, GUI Z Z, et al. High-temperature superplastic behavior and ECAP deformation mechanism of two-phase Mg-Li alloy[J]. Materials Letters, 2021, 301: 130 358.

[74] MATSUNOSHITA H, EDALATI K, FURUI M, et al. Ultrafine-grained magnesium-lithium alloy processed by high-pressure torsion: Low-temperature superplasticity and potential for hydroforming[J]. Materials Science and Engineering, 2015, A640: 443-448.

[75] MINETA T, HASEGAWA K, SATO H. High strength and plastic deformability of Mg-Li-Al alloy with dual BCC phase produced by a combination of heat treatment and multi-directional forging in a channel die[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A773: 138 867.

(编辑:彭瑾)

铝合金具有比强度和比刚度高、密度低、成形性能好且耐蚀性佳等特点,是目前飞机和运载火箭轻量化设计制造加工的首选材料之一,可承受中等载荷与高强度载荷^[1]。当前,高强韧铝合金的典型代表主要为 2xxx 系与 7xxx 系变形铝合金,由高强度、高韧性向高强度、高韧性、低成本、高服役周期与高耐蚀方向发展^[2]。作为应用最为广泛的 7xxx 系(Al-Zn-Mg-Cu)合金,可以通过优化 Zn、Mg、Cu 含量与时效强化相的析出次序及分布密度来调控材料微观组织与析出强化相,获得较高的综合力学性能与耐蚀性能^[3-5]。作为第 4 代高强韧变形铝合金,7A85 铝合金近年来被广泛用于制造航天运载武器结构舱段,飞机上、下机翼壁板和机身隔框等高承载结构部件^[6-8]。

热处理作为调整、优化金属材料力学性能的有效手段之一,可通过调整热处理温度与时间来平衡匹配金属材料的强度与塑韧性。陈军洲等^[9]对 7A85 铝合金进行 10%压缩冷变形再进行 120℃时效热处理,发现压缩冷变形可在 7A85 合金内部引入大量的位错团,时效析出相数量及密度大幅上升,起到有效的预时效作用,提高材料的强度。柏瑶等^[10]研究发现,7A85 铝合金的晶间腐蚀敏感性和晶界析出相与无沉淀析出带(PFZ)有关,晶界析出相尺寸越大,分布越不连续,PFZ 越宽,则合金的腐蚀敏感性越小;回归再时效热处理态综合性能优于 T6 态热处理,且均高于 T73 热处理态。胡建良等^[11-12]研究指出,随着时效温度的升高与时间的延长,7A85 铝合金内部的位错密度显著下降,位错倾向于形成低能位位错胞,并逐渐向亚晶转变;时效热处理阶段的微观组织演变机制主要为动态回复,微观组织演变对温度的敏感性较高,且随着温度升高,平均取向差角显著增加。胡晓青等^[13]研究发现,与单级时效热处理工艺相比,7A85 铝合金经双级时效热处理后强度显著上升,电导率随时效温度上升而持续增加,随着二级时效温度升高与时间的延长,主强化相由 G.P.区转变为 η' 相和 η 相。

现有针对 7A85 铝合金开展的时效热处理工艺研究对象多是在实验室制备的金属型试棒或小直径半连续铸锭,难以有效指导工业生产。本课题以自制的 7A85 铝合金结构壁板为研究对象,在 150℃×12 h 单级时效的基础上,设计了 6 种不同的分级时效热处理工艺,研究了分级时效热处理温度与时间对 7A85 铝合金结构壁板组织性能的影响,旨在为 7A85 高强韧铝合金结构壁板在航空航天武器装备领域的推广应用提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 7A85 材料与试验参数

原材料为高纯铝锭(99.99%,质量分数,下同)、镁锭(99.9%,按 5.0% 的烧损比例进行配制)、锌锭(99.8%)、Al-5Zr、Al-5Ti-1B 与 Al-12Cu 中间合金,按照表 1 中 7A85 铝合金的化学成分进行配制,Zn 含量取中上限,Cu、Mg 含量取中限,Cu、Mg 按质量比为 0.8~1.2 进行配制。采用 ZLDL0162 型电阻式坩埚炉进行熔炼,过热温度为 820℃,采用 C₂Cl₆+Ar(体积比为 2:1)进行精炼除气处理,精炼温度为 730~745℃,精炼时间为 20~30 min,扒渣静置 10~15 min 后升温至(735±5)℃,添加锌锭、镁锭,待熔体温度控制在(715±5)℃时浇注 7A85 铝合金半连续铸锭,浇注速度为 33~35 mm/min,冷却水压为 0.03~0.10 MPa。浇注完成后进行均匀化热处理,随后在西马克 60MN 正向挤压机上完成“O”形挤压圆筒的制备,后续再进行剖展→淬火拉伸→单级时效热处理,完成 7A85 铝合金结构壁板的制备,见图 1。7A85 铝合金结构壁板固溶入炉温度≤300℃,固溶温度为 475℃,固溶保温时间为 80 min,固溶升温速率≤3℃/min,室温下水淬,淬火转移时间≤15 s,时效入炉温度≤100℃,单级时效温度为 150℃,单级时效时间为 12 h,空冷。7A85 结构壁板力学性能与组织分析测试在 HB-3000 型电子数显台式硬度仪、WDW-100 kN 万能试验机和 XRD-7000S/L 型 X 射线衍射仪上完成。TEM 试样采用双喷减薄制样,工作电流为 80~100 mA,工作电压为 12~15 V,工作环境温度为-20~20℃,电解液为 30%的 HNO₃+70%

表 1 7A85 铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 7A85 aluminum alloy										%
w_B										
Cr	Si	Ti	Fe	Zr	Cu	Zn	Mn	Mg	其他微量元素	Al
≤0.04	≤0.06	≤0.06	≤0.08	≤0.15	1.4~1.8	7.0~8.0	≤0.04	1.3~1.6	≤0.15	余量

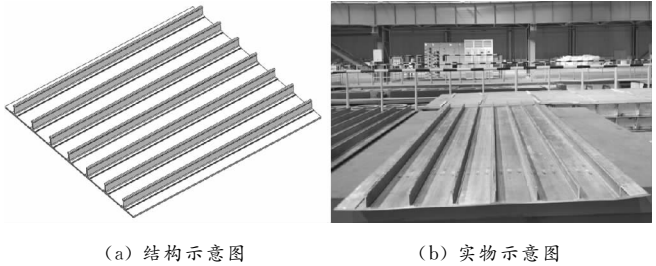


图 1 7A85 铝合金结构壁板示意图

Fig.1 Schematic diagram of 7A85 aluminum alloy panel

的 CH₃OH(体积分数)混合溶液,采用液氮降温,在 FEI Tecnai F20 型高分辨率透射电镜下完成组织观察分析。

1.2 7A85 铝合金分级时效热处理工艺

表 2 为 7A85 铝合金分级时效热处理工艺,其中工艺 2~4 为双级时效热处理工艺,工艺 5~7 为三级时效热处理工艺。力学性能室温拉伸试样按图 2 进行加工,厚度为 4.0 mm,拉伸测试按照 GB/T 228.1-2010 进行,每个时效热处理工艺各测试 3 个拉伸数据,取其平均值。

表 2 7A85 铝合金分级时效热处理工艺

Tab.2 Hierarchical aging heat treatment process of 7A85 aluminum alloy

热处理工艺	单级时效热处理工艺参数	双级时效热处理工艺参数	三级时效热处理工艺参数
1	150 ℃×12 h	—	—
2	150 ℃×12 h	160 ℃×15 h	—
3	150 ℃×12 h	160 ℃×24 h	—
4	150 ℃×12 h	170 ℃×8 h	—
5	150 ℃×12 h	170 ℃×8 h	200 ℃×8 h
6	150 ℃×12 h	160 ℃×15 h	200 ℃×15 h
7	150 ℃×12 h	160 ℃×24 h	200 ℃×24 h

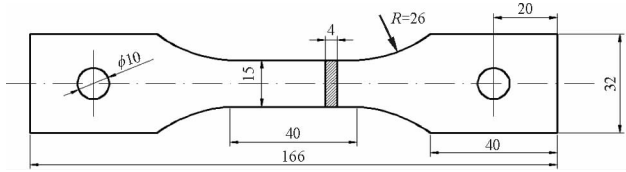


图 2 7A85 铝合金结构壁板室温力学性能测试试样尺寸

Fig.2 Dimension of 7A85 aluminum alloy panel specimen for mechanical property test at room temperature

2 力学性能测试与微观组织分析

2.1 力学性能测试

不同分级时效热处理工艺下 7A85 铝合金结构壁板力学性能测试结果见图 3。可以看出,随着分级时效温度升高与保温时间增加,7A85 铝合金结构壁板抗拉强度逐渐下降,由单级时效热处理的 556 MPa 降至 345

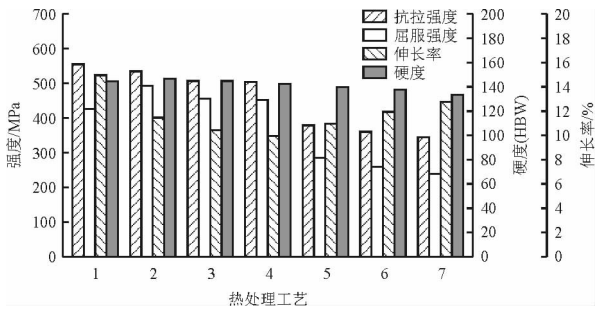


图 3 不同分级时效热处理工艺下 7A85 结构壁板力学性能

Fig.3 Mechanical properties of 7A85 structure panels under different hierarchical aging heat treatment processes

MPa,三级时效热处理后抗拉强度数值最低。屈服强度先上升后下降,双级时效热处理的屈服强度数值最高,伸长率先下降后上升,单级时效热处理的伸长率高于三级和双级时效热处理。硬度的变化规律与屈服强度相似,呈现出先上升后下降的变化趋势,双级时效热处理的材料硬度最高。双级时效热处理工艺下 7A85 铝合金结构壁板的平均抗拉强度均大于 500 MPa,平均屈服强度与伸长率均高于 450 MPa 与 10.0%,平均硬度(HBW)不低于 140。

2.2 材料硬度测试

双级时效热处理工艺 2 和三级时效热处理工艺 7 下 7A85 铝合金结构壁板硬度随自然放置时间的变化结果见图 4。可以看出,工艺 2 下合金硬度(HBW)随自然放置时间的延长先上升后下降,自然放置 16 h 后取得最大值 161,40 h 后硬度稳定于 155。工艺 7 下合金硬度随自然放置时间增加连续下降,经自然放置 32 h 后由 140 降至 122,之后基本保持不变。

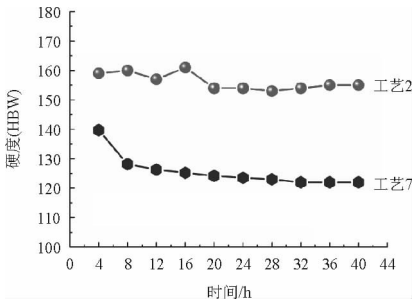


图 4 不同工艺热处理后 7A85 铝合金硬度随自然放置时间的变化

Fig.4 Hardness variation of 7A85 aluminum alloy panel with time under different heat treatments

2.3 XRD 物相分析

不同分级时效热处理工艺下 7A85 铝合金结构壁板 XRD 物相分析测试结果见图 5。由图 5a 可见,工艺 2 下 7A85 铝合金主相成分为 α -Al 基体,晶面为(111);主要析出相为 Al₂Cu、Mg₂Zn₁₁ 与 MgZn₂ 相,由波峰强

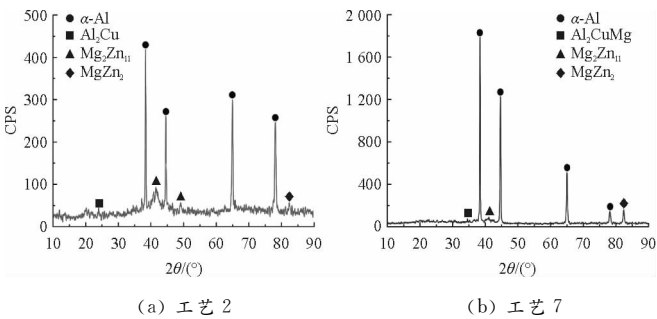


图 5 不同分级时效热处理工艺下 7A85 铝合金 XRD 物相分析结果

Fig.5 XRD patterns of 7A85 aluminum alloy panel under different hierarchical aging heat treatment processes

度可知 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相的含量高于 Al_2Cu 与 MgZn_2 析出相。由图 5b 可知,经热处理工艺 7 制备后,7A85 铝合金主相成分仍为 $\alpha\text{-Al}$ 基体,晶面为 (111);析出相成分主要为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 、 Al_2CuMg 与 MgZn_2 ,由波峰强度可知 MgZn_2 析出相含量明显高于 Al_2CuMg 与 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相。

2.4 TEM 微观组织分析

图 6 为不同分级时效热处理工艺下 7A85 铝合金结构壁板的 TEM 衍射斑分析结果。由图 6a 可知,经工艺 2 热处理后,合金内部可观察到沿 α -Al 基体弥散析出的 Al_2Cu 析出相, Al_2Cu 析出相为 $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$ 萤石晶格结构, $a=0.577\text{ nm}$, $b=0.577\text{ nm}$, $c=0.577\text{ nm}$, $\alpha=90^\circ$, $\beta=90^\circ$, $\gamma=90^\circ$ 。 α -Al 基体 $[010]$ 晶带轴平行于 Al_2Cu 析出相的 $[001]$ 晶带轴, η' 析出相在 α -Al 基体晶格间隙呈弥散析出,见图 6a 箭头处。经工艺 7 热处理后,合金内部可观察到 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 与 Mg_4Zn_7 析出相。 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相为 $\text{Pm}\bar{3}$ 立方晶格结构, $a=0.855\text{ nm}$, $b=0.855\text{ nm}$, $c=0.855\text{ nm}$, $\alpha=90^\circ$, $\beta=90^\circ$, $\gamma=90^\circ$; Mg_4Zn_7 析出相为 P1 六方拓扑密集结构, $a=0.529\text{ nm}$, $b=1.315\text{ nm}$, $c=1.414\text{ nm}$, $\alpha=102.31^\circ$, $\beta=90.03^\circ$, $\gamma=101.60^\circ$, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相的 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 晶带轴平行于 Mg_4Zn_7 析出相的 $[13\ \bar{1}\bar{1}\ \bar{2}\ 30]$ 晶带轴。与工艺 2 相比,工艺 7 热处理后合金中 η' 析出相的数量明显增多,且可观察到部分的 G.P. II 区域,见图 6b 箭头处。

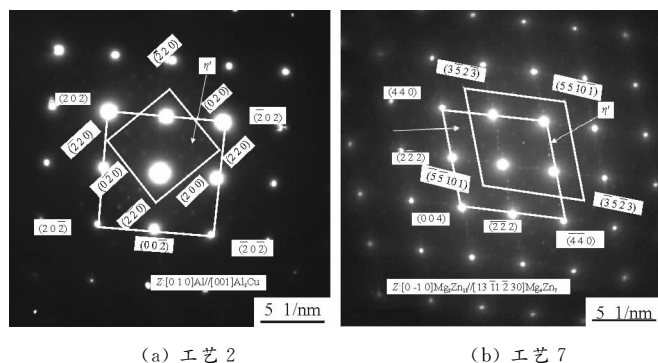
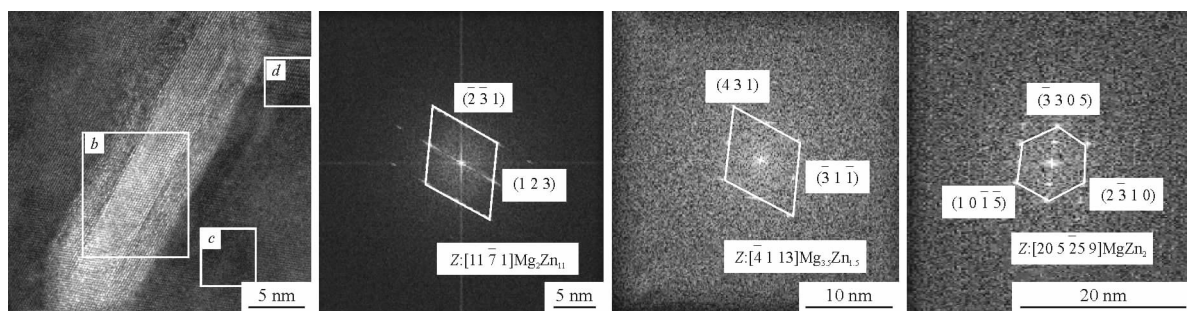


图6 不同分级时效热处理工艺下7A85铝合金结构壁板
TEM衍射斑分析结果

Fig.6 TEM diffraction spot analysis results of 7A85 aluminum
alloy panel under different hierarchical aging heat
treatment processes

图 7 为热处理工艺 2 下 7A85 铝合金结构壁板的 HRTEM 材料测试分析结果。从图 7a 中可观察到明亮的长棒状析出相(b 区)、短棒状析出相(c 区)与六边形状析出相(d 区), b 区长棒状析出相长度为 32.8 nm, 宽度为 9.8 nm, 长宽比为 3.3; c 区短棒状析出相长度为 5.4 nm, 宽度为 5.2 nm, 长宽比 ≈ 1 ; d 区六边形状析出相单边长度为 2.4 nm。图 7b~图 7d 为图 7a 不同选区区域的傅里叶 FFT 变换衍射斑分析结果, 由衍射斑分析得知 b 区长棒状析出相 A 向量矢量为 $(\bar{1}\bar{2}\bar{3})$, B 向量矢量为 $(\bar{3}\bar{5}\bar{2})$, C 向量矢量为 $(\bar{2}\bar{3}\bar{1})$, D 向量矢量为 $(\bar{1}\bar{1}\bar{4})$, 析出相为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$, 晶带轴为 $[\bar{1}1\bar{7}1]$, c 区短棒状析出相 A 向量矢量为 $(3\bar{1}\bar{1})$, B 向量矢量为 (431) ,



(a) $\langle 110 \rangle_{\text{Al}}$ HRTEM 明场相 (b) b 选区 FFT 傅里叶变换 (c) c 选区 FFT 傅里叶变换 (d) d 选区 FFT 傅里叶变换

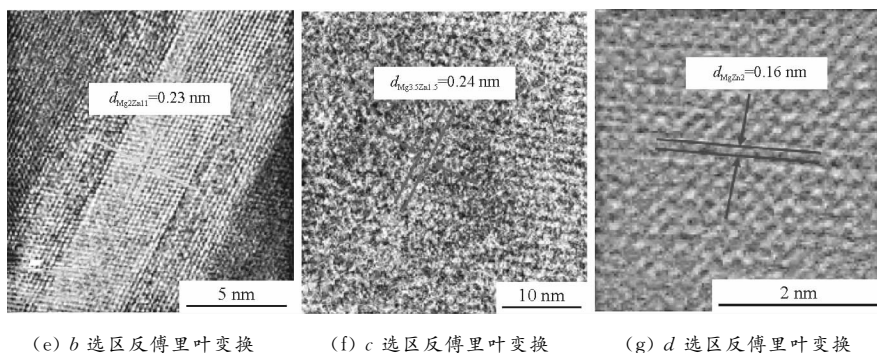


图7 热处理工艺2下7A85铝合金结构壁板 HRTEM 材料测试分析结果

Fig.7 HRTEM test and analysis results of 7A85 aluminum alloy panel under heat treatment process 2

C 向量矢量为 (140) , D 向量矢量为 $(\bar{2}5\bar{1})$,析出相为 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$,晶带轴为 $[\bar{4}113]$,d 区六边形状析出相 A 向量矢量为 $(\bar{1}015)$,B 向量矢量为 $(\bar{3}305)$,C 向量矢量为 $(\bar{2}3\bar{1}0)$,D 向量矢量为 $(\bar{1}3\bar{2}5)$,析出相为 MgZn_2 ,晶带轴为 $[20\bar{5}25\bar{9}]$ 。图 7e~图 7g 分别为图 7b~图 7d 的反傅里叶 FFT 变换分析结果,长棒状 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相的晶格间距为 0.23 nm,见图 7e;短棒状 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 析出相的晶格间距为 0.24 nm,见图 7f;六边形状 MgZn_2 析出相的晶格间距为 0.16 nm,见图 7g。结合图 7 测试结果可知,在工艺 2 热处理后,合金内部的 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相尺寸及分布密度明显大于 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 与 MgZn_2 析出相, MgZn_2 析出相的尺寸较小且分布较少,此时材料的强化机制主要为 G.P. II 区和 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相与 $\alpha\text{-Al}$ 基体的半共格晶格畸变强化。

图 8 为热处理工艺 7 下 7A85 铝合金结构壁板的 HRTEM 材料测试分析结果。在图 8a 中可观察到长棒状析出相(见 b 区)、长棒状析出相(c 区)与短棒状析出相(d 区),b 区长棒状析出相长度为 14.1 nm,宽度为 2.8 nm,长宽比为 5.1;c 区长棒状析出相长度为 12.0 nm,宽度为 3.0 nm,长宽比为 4;d 区短棒状析出相长度为 5.2 nm,宽度为 1.6 nm,长宽比为 3.3。图 8b~图 8d 为图 8a 不同选区的傅里叶 FFT 变换衍射斑分析结果,由衍射斑分析得知 b 区长棒状析出相 A 向量矢量为 $(2\bar{1}2\bar{2})$,B 向量矢量为 $(2\bar{2}0\bar{1})$,C 向量矢量为 $(0\bar{1}10)$,D 向量矢量为 $(\bar{2}021)$,析出相为 MgZn_2 ,晶带轴为 $[2\bar{1}16]$,c 区长棒状析出相 A 向量矢量为 $(1\bar{2}3)$,B 向量矢量为 $(\bar{2}35)$,C 向量矢量为 $(3\bar{1}2)$,D 向量矢量为 $(4\bar{1}1)$,析出相为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$,晶带轴为 $[1\bar{1}17]$,d 区短棒

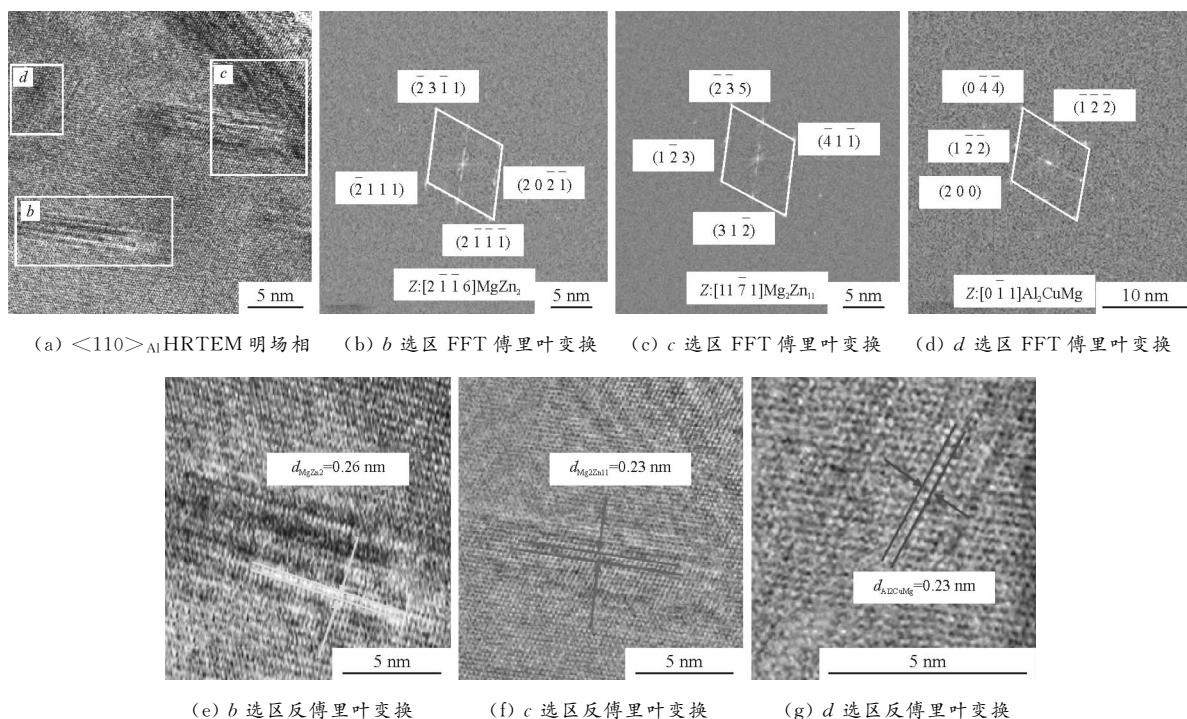


图 8 热处理工艺 7 下 7A85 铝合金结构壁板 HRTEM 材料测试分析结果

Fig.8 HRTEM test and analysis results of 7A85 aluminum alloy panel under heat treatment process 7

状析出相 A 向量矢量为 $(\bar{1}22)$,B 向量矢量为 $(\bar{2}00)$,C 向量矢量为 $(\bar{1}2\bar{2})$,D 向量矢量为 $(04\bar{4})$,析出相为 Al_2CuMg ,晶带轴为 $[0\bar{1}1]$ 。图 8e~图 8g 为图 8b~图 8d 的反傅里叶 FFT 变换分析结果,可见长棒状 MgZn_2 析出相的晶格间距为 0.26 nm,见图 8e;长棒状 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相的晶格间距为 0.23 nm,见图 8f;短棒状 Al_2CuMg 析出相的晶格间距为 0.23 nm,见图 8g。

7A85 铝合金材料时效热处理过程强化相析出顺序为过饱和固溶体→高浓度空位团簇→G.P. II 区→中间过渡结构相→ η' 相→ η 相(MgZn_2),其中 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 与 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 均为中间过渡结构相。时效热处理过程 Al_2CuMg 相的析出次序为高浓度富集团簇→G.P. B

区→过渡相 S'' →过渡相 S' →平衡相 S。高浓度富集团簇态为 Mg 原子富集区,呈椭球状,为部分有序的纳米结构,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体完全共格;之后 Cu 原子与 Mg 原子富集在一起,形貌呈盘状,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体完全共格。随着 Cu、Mg 原子不断富集与时效过程进行,转变为过渡相 S'' , $a = 0.320\text{ nm}$, $b = 0.404\text{ nm}$, $c = 0.254\text{ nm}$, $\beta = 91.7^\circ$,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体呈半共格关系;之后过渡相 S'' 转变为过渡相 S' ,为正交结构, $a = 0.404\text{ nm}$, $b = 0.925\text{ nm}$, $c = 0.718\text{ nm}$,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体仍呈半共格关系;当时效保温过程持续足够长时间时,过渡相 S' 转变为平衡相 S, $a = 0.320\text{ nm}$, $b = 0.404\text{ nm}$, $c = 0.254\text{ nm}$,形貌呈板条状,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体呈完全非共格关系。

结合图 6~图 8 中 7A85 铝合金 TEM 微观组织分析测试结果可知,经单级时效热处理后 7A85 铝合金内部的强化相主要为 Al_2Cu 析出相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相与 G.P. II 区域,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体呈半共格关系,保持高强度的同时兼具了良好的塑性。随着双级时效保温过程进行, Mg 原子与 Zn 原子不断富集且 Mg、Zn 摩尔比随之上升, $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 中间过渡结构相与 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 中间过渡结构相的尺寸不断减小,长宽比不断上升,析出密度随之增加;与单级时效相比,7A85 合金屈服强度与硬度有所上升,受制于中间过渡结构相和 $\alpha\text{-Al}$ 基体半共格错配度的增加,7A85 合金塑性有所下降。当 7A85 铝合金采用三级时效热处理工艺时, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 、 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 与 S'' 中间结构过渡相尺寸不断减小,析出数量不断减少, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 中间过渡段结构相长度由 32.8 nm 降至 12.0 nm,宽度由 9.8 nm 降至 3.0 nm, MgZn_2 析出相数量不断增多,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体的晶格关系由半共格转变为完全非共格关系,强度随之下下降。此时塑性主要由 $\alpha\text{-Al}$ 基体决定,随着时效温度升高与时间延长不断上升。

3 结 论

(1)随着分级时效温度升高与保温时间延长,7A85 铝合金结构壁板的抗拉强度逐渐下降,屈服强度与硬度先上升后下降,伸长率先下降后上升;采用双级时效热处理工艺时 7A85 铝合金结构壁板平均抗拉强度大于 500 MPa,平均屈服强度与伸长率不低于 450 MPa 与 10.0%,平均硬度(HBW)高于 140。

(2)随着自然放置时间的延长,7A85 铝合金结构壁板双级时效热处理工艺下的硬度(HBW)先上升后下降,经自然放置 40 h 后趋于稳定值 155;三级时效热处理工艺下的硬度逐渐下降,经自然放置 32 h 稳定在 122。

(3)7A85 铝合金结构壁板经双级时效热处理后的主相成分为 $\alpha\text{-Al}$ 基体,晶面为 (111),析出相主要为 Al_2Cu 、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 与 MgZn_2 相,且 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 相为主析出相;经三级时效热处理后材料主相成分与晶面保持不变,析出相主要为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 、 Al_2CuMg 与 MgZn_2 相,其中 MgZn_2 相为主析出相。

(4)7A85 铝合金单级时效热处理析出相主要为 Al_2Cu 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 相与 G.P. II 区,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体呈半共格关系, Al_2Cu 析出相 [001] 晶带轴平行于 $\alpha\text{-Al}$ 基体 [010] 晶带轴,在保持较高强度的同时兼具了良好的塑性;双级时效热处理析出相主要为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 相、 $\text{Mg}_{3.5}\text{Zn}_{1.5}$ 相与 MgZn_2 相,晶格间距分别为 0.23、0.24 与 0.16 nm, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相长度为 32.8 nm,宽度为 9.8

nm,强化机制主要为 G.P. II 区和 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相与 $\alpha\text{-Al}$ 基体的半共格晶格畸变强化,屈服强度与硬度有所上升,而塑性下降;随着时效过程进行,析出相转变为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 、 MgZn_2 与 Al_2CuMg 相,晶格间距分别为 0.23、0.26 与 0.23 nm, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 析出相的 $[\bar{1}10]$ 晶带轴平行于 Mg_4Zn_7 析出相的 $[13\ \bar{1}1\ \bar{2}\ 30]$ 晶带轴, MgZn_2 相为主要析出相,与 $\alpha\text{-Al}$ 基体的晶格关系由半共格转变为完全非共格,强度随之下下降,塑性受 $\alpha\text{-Al}$ 基体影响持续上升。

参 考 文 献

- [1] 张丽娇.航空航天高强铝合金材料应用及发展趋势研究[J].新材料产业, 2021(3): 7-11.
- [2] 李贝贝,王元清,支新航,等.我国 7xxx 系高强铝合金及其研究进展[J].建筑结构进展, 2021, 23(7): 1-10.
- [3] 施娟娟.高耐蚀性 7 系铝合金制备工艺研究[D].合肥:合肥工业大学, 2020.
- [4] 黄忠利,樊丁,于晓全,等.高强铝合金先进增材制造方法研究现状[J].金属加工(热加工), 2022(4): 12-18.
- [5] 郭洪民,刘斌,杨湘杰.高强铝合金流变成形的研究现状与展望[J].特种铸造及有色合金, 2018, 38(6): 612-615.
- [6] CHEN Z W, YAN K, REN C C, et al. Precipitation sequence and hardening effect in 7A85 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 875: 1-10.
- [7] LUGOVY M, SLYUNYAYEV V, BRODNIKOVSKYY M. Solid solution strengthening in multiprincipal element fcc and bcc alloys: Analytical approach[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2021, 31(1): 95-104.
- [8] KHALFALLAH A, RAHO A A, AMZERT S, et al. Precipitation kinetics of GP zones, metastable η' phase and equilibrium η phase in Al-5.46Zn-1.67Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(2): 233-241.
- [9] 陈军洲,高文林,孙进宝,等.10%冷变形对 7A85 铝合金时效微观组织性能的影响[J].特种铸造及有色合金, 2021, 41(3): 332-336.
- [10] 柏瑶,高文理,何正林,等.时效工艺对 7A85 铝合金力学性能和晶间腐蚀性能的影响[J].中国有色金属学报, 2016, 26(5): 957-963.
- [11] 胡建良,赵子寒,薄宏,等.7A85 铝合金时效处理过程中位错密度演变的定量研究[J].稀有金属材料与工程, 2022, 51(4): 1 183-1 187.
- [12] 胡建良,吴秀江,薄宏,等.7A85 铝合金位错密度模型与热变形过程中的微观组织研究[J].中南大学学报, 2021, 28(10): 2 999-3 007.
- [13] 胡晓青,王艳娟,曲庆文,等.双级时效处理制度对 7A85 铝合金组织性能的影响[J].金属热处理, 2019, 44(10): 25-29.

(编辑:彭瑾)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com