

热处理对流变压铸 2024 变形铝合金组织及性能的影响

李元东^{1,2}, 索江龙¹, 毕广利¹, 陈体军^{1,2}, 马颖^{1,2}

(1. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 有色金属合金省部共建教育部重点实验室, 兰州 730050)

摘要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)等, 研究热处理对流变压铸 2024 变形铝合金组织及性能的影响。结果表明: 流变压铸成形的 2024 变形铝合金在 495 °C 固溶处理 12 h 后, 共晶相 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中充分固溶, 初生颗粒与二次凝固区颗粒也存在合并长大现象; 经 190 °C 时效处理 8 h 后, 合金强度较高; 时效处理 16 h 时, 合金硬度达到峰值, 合金析出相主要在晶界以不连续析出为主, 合金具有较好的固溶强化作用。

关键词: 2024 变形铝合金; 半固态; 流变压铸; 热处理

中图分类号: TG146.21; TG156

文献标志码: A

Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of rheo-diecasting 2024 wrought aluminum alloy

LI Yuan-dong^{1,2}, SUO Jiang-long¹, BI Guang-li¹, CHEN Ti-jun^{1,2}, MA Ying^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Alloys, Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 2024 wrought aluminum alloy produced by rheo-diecasting (RDC) were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffractometry (XRD), and so on. The results show that when the RDC 2024 wrought aluminum is solution-treated at 495 °C for 12 h, the eutectic $\theta(\text{CuAl}_2)$ phase and $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ phase are gradually solution-treated into the $\alpha(\text{Al})$ matrix, and the primary particles and the secondary solidification particles grow. The excellent mechanical properties of alloy are obtained as aging treated at 190 °C for 8 h, and the peak value of harness is obtained when the aging time is 16 h. The discontinuous precipitation mainly distributes at the grain boundaries, and the alloy has the excellent solution strengthening property.

Key words: 2024 wrought aluminum alloy; semi-solid; rheo-diecasting; heat treatment

在现代航空航天、电子电器、交通运输、印刷包装等领域中, 结构材料的轻量化以及较好的综合性能是人们长期追求的目标, 也是先进成形技术发展的必然趋势之一^[1]。变形铝合金以其较高的比强度、较小

的密度和抗腐蚀、较低的成本及易加工等优点而被广泛应用^[2-3]。变形铝合金普遍采用锻压、轧制、挤压及铸造等成形工艺, 虽采用锻压和挤压等工艺能保证生产高强度的零件, 但受加工方法的限制, 一般不易形

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50964010); 甘肃省高等学校基本科研业务费(1201ZTC056)

收稿日期: 2013-07-11; 修订日期: 2013-11-20

通信作者: 李元东, 教授, 博士; 电话: 0931-2976795; E-mail: liyd_lut@163.com

成形状较为复杂的零件, 并且生产成本也较高。采用传统铸造成形工艺, 将液态的变形合金直接成形为零件, 必将大幅度地降低生产成本。但变形合金的铸造性能差, 易产生缩松、缩孔及热裂等缺陷, 从而限制合金采用传统铸造成形工艺成形零件。然而, 自 20 世纪 70 年代, FLEMINGS 等^[4]和 KIVCHI 等^[5]提出半固态成形技术以来, 为传统铸造中所存在的问题开辟新的途径。该技术生产出近终形零件, 具有充型平稳、产品表面光洁、尺寸精度高、力学性能高及节约能源等一系列突出优点, 以及减少合金中缩松、缩孔等缺陷, 同时增加致密度, 并为半固态压铸件后续的热处理强化提供了条件。

目前国内外学者对于 2024 变形铝合金的热处理研究主要集中在挤压、轧制、电磁铸造等成形件的热处理研究^[6-8]。而对于半固态成形的变形铝合金, 主要集中在半固态坯料的制备、合金流变特性以及成形工艺参数等方面的研究, 然而对半固态流变压铸成形的 2024 变形铝合金热处理方面研究相对较少。鉴于此, 本文作者对半固态自孕育流变压铸成形的 2024 变形铝合金固溶及时效处理后的组织和力学性能进行研究, 并对合金产生的固溶和时效强化的作用机理进行了探讨, 为后续研究改善合金的性能提供依据。

1 实验

本研究中所使用的实验材料 2024 变形铝合金, 是通过纯铝锭、纯镁锭和 Al-50Cu(质量分数, %)中间合金按照成分 Al-4.3Cu-1.5Mg-0.6Mn(质量分数, %)进行配制熔炼。其合金成分如表 1 所列。配制时 Cu、Mg、Zn 按相应含量范围的中间值计算。

表 1 2024 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2024 wrought aluminum alloy (mass fraction, %)

Cu	Si	Fe	Mn	
3.8-4.9	0.50	0.50	0.3-0.9	
Mg	Zn	Cr	Ti	Al
1.2-1.8	0.25	0.10	0.15	Bal.

首先, 将配好的合金料放到石墨坩埚中, 使其在 7.5 kW 的井式坩埚电阻炉进行加热熔炼, 熔炼温度为 750 °C。待合金全部熔化后, 添加 1%~1.5%(质量分数)的 C₂Cl₆ 对合金熔体进行精炼和除气, 然后进行扒渣和静置处理。当熔体温度为 720 °C 时, 向合金熔体中

加入 5% 的孕育剂, 搅拌后将合金熔体浇到四流股斜流板(斜流板与水平地面角度为 45°)上端, 经过斜流板分流和汇流后在斜流板底部出口处放置预热的坩埚, 待合金浆料流入预热的坩埚后, 在通入氩气的环境下对半固态浆料保温, 保温温度为 625 °C, 保温时间为 3 min, 制得变形铝合金半固态浆料^[9-11], 随后将保温后的浆料在 DAK450-54 型冷室卧式压铸机上进行压铸成形, 压室温度为 625 °C, 压射速度为 2 m/s, 模具温度为(250±5) °C, 成形的压铸件如图 1 所示。

在压铸件上, 选取合理位置, 将试样制成 10 mm×10 mm×7 mm 试样进行试验和分析。为使合金的共晶组织经过固溶处理后充分固溶, 在保证不过烧的前提下, 尽可能使合金的固溶温度接近共晶温度, 根据变形铝合金的共晶反应温度确定其固溶处理温度。在 PE7 系列热分析仪上对合金坯料进行差热扫描量热分析(DSC), DSC 曲线如图 2 所示, 得到合金的液相线和固相线分别为 640.3 和 500.5 °C。在 HBRVU-187.5 型布洛维光学硬度计上对不同工艺合金硬度的测试, 采用金刚石压头, 载荷为 613 N, 保压 50 s。在合金表面随机取 5 个点进行硬度测试, 并



图 1 流变成形 2024 合金压铸件实物照片

Fig. 1 Photographs of 2024 alloy after rheofforming

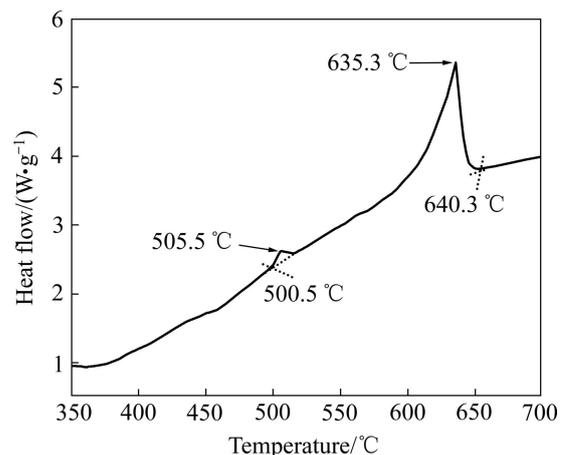


图 2 半固态 2024 合金坯料的 DSC 曲线

Fig. 2 DSC curve of semi-solid 2024 alloy ingot

取平均值, 则为合金宏观硬度测试值。

根据文献[12-13]报道, 2024 合金中的三元共晶组织为 $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{CuAl}_2)+S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$, 熔化温度为 507 °C。但是, 合金中的 Si 含量为 0.1%左右时, 会生成杂质相 Mg_2Si , 形成四元共晶组织 $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{CuAl}_2)+S(\text{CuAl}_2\text{Mg})+\text{Mg}_2\text{Si}$, 其熔化温度为 500 °C。根据 DSC 结果(见图 2), 本研究中采用的固溶处理温度为 495 °C, 固溶时间为 0~16 h。经过固溶处理后的合金, 在室温下水淬。合金在固溶 12 h 后, 对其在 190 °C 进行 0~24 h 时效处理。试样经磨制、抛光并用混合酸溶液 (1 mL HF+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO_3 +95 mL H_2O) 腐蚀后, 在 MeF-3 型金相显微镜(OM)、D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪(XRD)、JSM-6700F 型扫描电镜(SEM)、WDW-100D 型电子万能实验机及 HBRVU-187.5 型布洛维光学硬度计, 对流变压铸成形 2024 变形铝合金的热处理组织进行观察, 力学性能进行测试。

2 结果与分析

金属型铸造(PMC)和流变压铸成形(RDC)2024 变形铝合金的金相组织照片, 如图 3 所示。金属型铸造

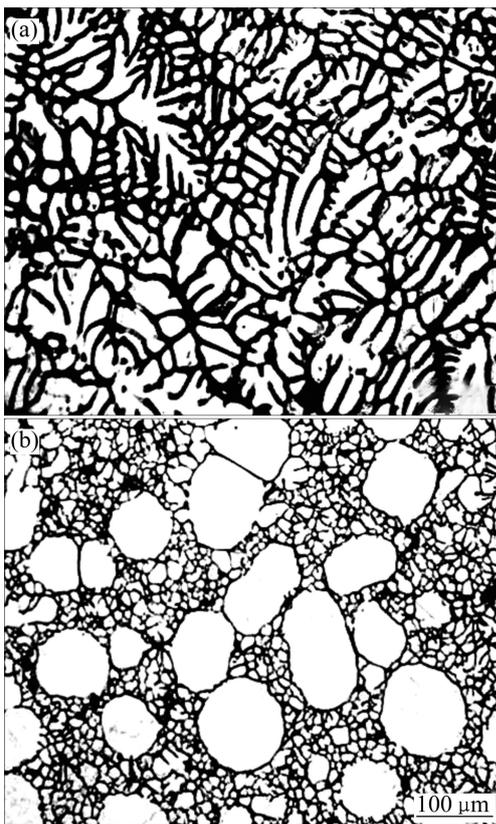


图 3 2024 合金的铸态金相组织

Fig. 3 Optical microstructure of as-cast 2024 alloy: (a) PMC; (b) RDC

2024 变形铝合金的组织主要由呈树枝状、柱状和等轴状的 $\alpha(\text{Al})$ 相以及分布在晶界处呈骨骼状分布的共晶 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相组成, 如图 3(a)所示。合金中粗大树枝晶的二次枝晶臂相互之间连接成网络骨架, 组织粗大, 并且在整个断面上, 晶粒尺寸呈不均匀分布。在靠近试样的表面部位, 由于激冷作用形成细小的初生 $\alpha(\text{Al})$ 相, 在靠近中心部位, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 相较为粗大, 同时, 合金中也存在呈弥散分布的微气孔和缩松、缩孔。流变压铸成形 2024 变形铝合金组织^[14-15]主要由球状或近球状的初生 $\alpha(\text{Al})$ 颗粒、二次凝固组织及共晶组织组成, 如图 3(b)所示, 初生的 $\alpha(\text{Al})(\alpha_1)$ 相呈球状和近球状, 二次凝固组织的初生 α_2 相呈“脚趾”状、“齿”状分布, 初生 α_3 相呈等轴状分布, 共晶相主要为 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相, 呈不规则的连续网状分布, 上述两种成形合金的 XRD 谱如图 4 所示。结果表明: 两种成形合金所含相的种类和衍射峰强度都没有明显变化, 其合金相主要包含 $\alpha(\text{Al})$ 、 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 及 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相。

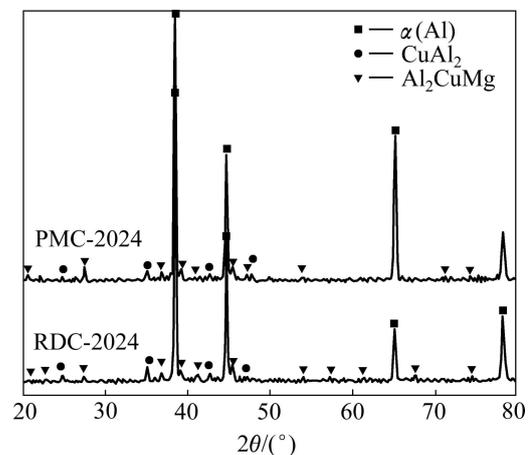


图 4 RDC-2024 和 PMC-2024 变形铝合金的 XRD 谱

Fig. 4 XRD patterns of RDC-2024 and PMC-2024 wrought aluminum alloys

2.1 热处理对金属型铸造 2024 变形铝合金显微组织的影响

图 5 所示为 PMC-2024 变形铝合金的扫描组织照片。该合金的显微组织由发达的树枝晶和在晶界处呈骨骼状分布的共晶组织组成(如图 5(a))。合金在固溶^[16]过程中, 粗大的树枝晶 $\alpha(\text{Al})$ 相逐渐转变为多边形颗粒, 枝晶间也出现明显的合并长大现象(见图 5(a)~(c))。随着固溶时间的延长, 合金组织中析出的 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相逐渐增多, 并出现明显的长大现象, 而且, 析出的 θ 相和 S 相在晶界处主要以不连续的形式析出为主, 则在晶粒内部也存在部分连

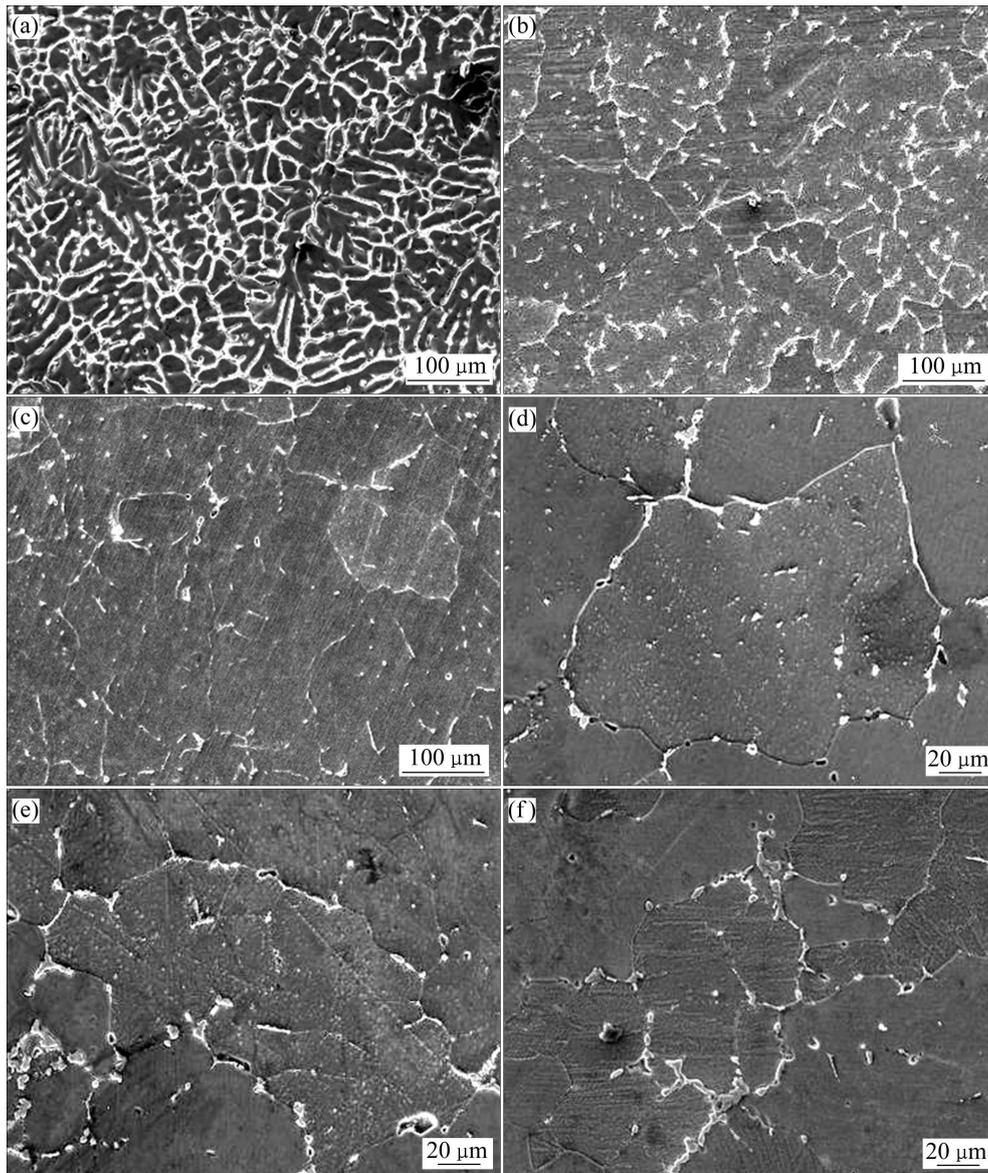


图 5 不同热处理状态下 PMC-2024 变形铝合金的 SEM 像

Fig. 5 SEM images of PMC-2024 wrought aluminum alloy under different heat treatments: (a) As-cast; (b) Solution treated at 495 °C for 1 h; (c) Solution treated at 495 °C for 16 h; (d) Aging treated at 190 °C for 4 h; (e) Aging treated at 190 °C for 8 h; (f) Aging treated at 190 °C for 16 h

续析出。在 495 °C 固溶 1 h (见图 5(b)), 铸态组织中的枝晶形态逐渐发生变化, 同时枝晶及枝晶壁间的 θ 相和 S 相也大部分发生溶解, 枝晶的多边形颗粒基本形成, 枝晶形态变得更加模糊。晶界处的共晶组织也发生了粗化现象。晶界处的局部共晶组织由连续粗大的骨状分布逐渐转变成成为不连续的短棒状分布, 也存在点状分布, 二次枝晶臂处的共晶组织, 固溶速度相对较快, 枝晶长大的现象更加明显。固溶时间达到 16 h (见图 5(c)), 一次枝晶和二次枝晶间的 θ 相和 S 相已大部分溶解, 枝晶与枝晶间的合并长大现象更加

明显, 它们之间的晶界基本消失。大部分共晶相已固溶进到晶粒内部, 只有很少的共晶相残留, 呈零星的点状分布, 表明共晶组织固溶进入基体, 已达到过饱和状态。190 °C 时效 4 h 后(见图 5(d)), 合金晶粒内部呈点状分布的连续析出相析出。在合金的晶界处也有较少的不连续析出相析出, 同时晶界上仍存在部分未完全固溶的共晶相。时效至 8 h 时(见图 5(e)), 晶粒内部的析出相增多得更为明显, 而且也逐渐长大, 在晶粒内部主要以连续析出为主, 而且, 析出相 θ 相和 S 相在晶粒内部主要以细小点状分布。合金基体中析出

相增多的更为明显,主要呈弥散的胞状分布。随着时效时间的进一步延长至16 h(见图5(f)),其合金基体中晶界上析出相也明显的增多,与晶粒内部的析出相比较,晶界上的析出相更为粗大。而且,随着时效时间的延长,析出相也逐渐变得更为圆整。

2.2 热处理对流变压铸成形 2024 变形铝合金显微组织的影响

图6所示为RDC-2024变形铝合金的SEM像。由图6可看出,合金经过固溶处理后,球状和类球状的初生 α 相、二次凝固组织中的“脚趾”状和“齿”状

的初生 α_2 相和等轴状的初生 α_3 相随着固溶时间的延长出现合并长大(见图6(a)~(c)),共晶组织 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相^[17]也逐渐固溶。同时,较大的初生相颗粒的形状也变得不规则。时效处理后,在合金晶界处大量的不连续析出相析出。随着时效时间的延长,合金组织中的析出相 θ 相、 S 相逐渐增多(见图6(d)~(f)),也出现明显的长大现象,析出相主要集中在二次凝固组织区域,而且析出相 θ 相和 S 相在晶界处主要以不连续的形式析出为主,则在晶粒内部也存在部分细小的连续析出相。如图6(a)所示的铸态组织(未进行固溶处理),合金经过压铸成形,在凝固的过

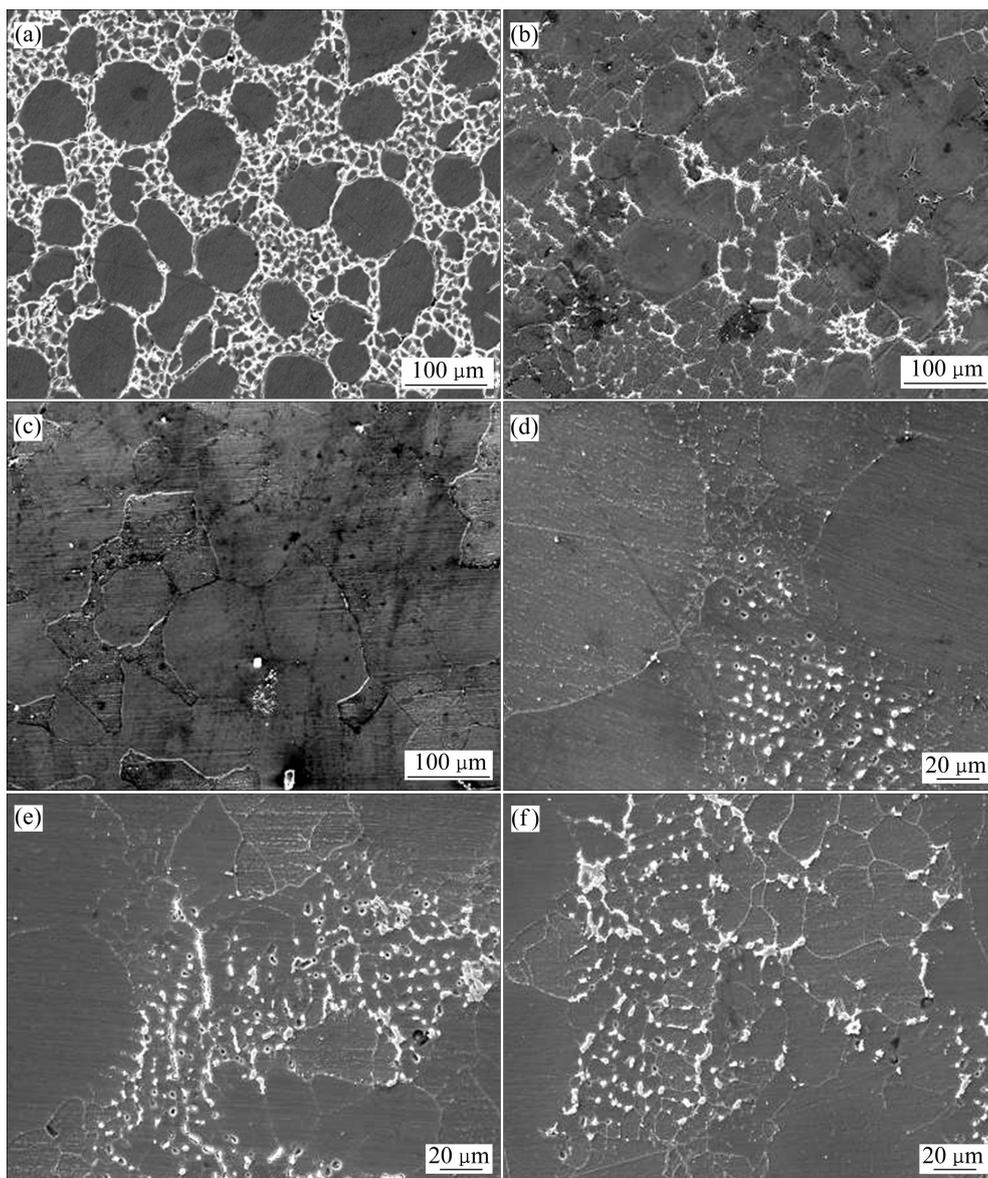


图6 不同热处理状态下RDC-2024变形铝合金的SEM像

Fig. 6 SEM images of RDC-2024 wrought aluminum alloy under different heat treatments: (a) As-cast; (b) Solution treated at 495 °C for 1 h; (c) Solution treated at 495 °C for 12 h; (d) Aging treated at 190 °C for 2 h; (e) Aging treated at 190 °C for 8 h; (f) Aging treatment at 190 °C for 16 h

程中, 合金组织内部产生浓度起伏, 使得 Cu、Mg 等合金元素在晶界产生偏析, 形成大量的网状共晶相, 共晶相主要为 θ 相和 S 相, 致使压铸的组织产生偏析现象。合金经过在 495 °C 固溶处理 1 h 后(见图 6(b)), 合金二次凝固区的共晶组织 θ 相和 S 相大部分已经固溶, 大部分呈连续网状分布的共晶组织逐渐转变为不连续网状分布, 二次凝固区颗粒分布表现出明显的非均匀性, 随着固溶的进行出现明显的合并长大现象, 晶界也逐渐变细。相反初生颗粒边缘出现“胞”状“凸起”(见图 6(b)), 造成初生颗粒二维边界逐渐变得粗糙。铸态流变合金组织中球状初生颗粒与二次凝固区二维边界光滑清晰(见图 6(a))。固溶时间至 12 h(见图 6(c)), 在合金晶界上看不到残存的共晶组织, 共晶相基本固溶进入基体内部。初生颗粒与二次凝固区颗粒出现明显的合并长大现象, 表明共晶组织充分固溶进入合金基体, 已达到过饱和状态。经过 190 °C 时效^[18]处理 2 h 后(见图 6(d)), 在合金的晶界处呈胞状分布的不连续析出相 θ 相和 S 相析出。同时, 部分晶界上未完全固溶的共晶相, 随着时效的进行, 也出现长大现象。时效至 8 h 时(见图 6(e)), 晶界处的不连续析出相明显增多, 主要呈弥散的胞状分布。随着时效时间的进一步延长至 16 h 时(见图 6(f)), 合金基体中的二次凝固组织区域析出相增多更为明显, 主要以不连续析出为主, 而且在晶粒内部的析出相 θ 相和 S 相主要呈点状分布。二次凝固区晶界上的析出相更为粗大。随着时效时间的延长, 合金中的析出相也存在明显的长大现象。

RDC-2024 和 PMC-2024 变形铝合金在固溶和时效变化过程中, PMC-2024 变形铝合金在时效峰值前, 合金的晶界处有大量胞状不连续析出相析出, 在合金的晶粒内部也存在部分的细小点状连续析出相(见图 5(d))。合金在时效峰值态时, 晶界处和晶粒内部的析出相都在增多(见图 5(e))。达到过时效态时, 合金的晶界处的不连续析出相出现长大现象, 逐渐变得不圆整(见图 5(f))。而对于 RDC-2024 变形铝合金在时效峰值前, 同样, 合金的晶界处有大量胞状不连续析出相析出, 而晶粒内部的连续析出相则更加细小均匀分布(见图 6(d))。合金达到时效峰值态时, 晶界处的不连续析出相逐渐增多(见图 6(e)), 同时在晶粒内部有大量的连续析出相析出, 与 PMC-2024 变形铝合金相比, 析出相分布更加均匀, 析出相也较多, RDC-2024 变形铝合金的时效硬度值也较高。合金在过时效态时, 晶界处的不连续析出相也出现长大现象, 而且也明显增多, 逐渐变得不圆整(见图 6(f))。

2.3 2024 变形铝合金能谱分析

图 7 所示为 RDC-2024 变形铝合金经过固溶、时效处理的 XRD 谱。从图 7 中可以看出, 合金在不同的热处理阶段, 其合金基体中相组成的峰值大小也不同。铸态 RDC-2024 变形铝合金(RDC-0 h)的组织, 主要由球状或近球状的初生 $\alpha(\text{Al})$ 相、“脚趾”状和“齿”状的初生 α_2 相和等轴状的初生 α_3 相, 以及共晶组织 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 组成。而且, 合金中的 $\alpha(\text{Al})$ 相、 θ 相和 S 相的强度峰值较高, 也表明合金中大量的共晶组织为 θ 相和 S 相。然而, 合金在 495 °C 经过固溶处理 12 h 以后(RDC-T4-12 h), θ 相及 S 相逐渐溶入基体, 而且 $\alpha(\text{Al})$ 相的强度峰也在减弱, 在合金基体中的 θ 相及 S 相均已大部分消失, 说明随着固溶处理的进行, 固溶 12 h 合金组织中的共晶 θ 相及 S 相, 已经充分固溶进入合金基体。合金在 495 °C 固溶处理 12 h 以后, 并在 190 °C 进行时效处理 16 h, 从图 7 中可以明显地看出, (RDC-T6-16 h)合金经过时效处理后, 大量的 θ 相和 S 相析出, 与进行固溶处理(RDC-T4-12h)的相比, 合金中的 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相析出较多, 同时也说明 2024 变形铝合金中, 其共晶组织主要是 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相, 也存在大量的 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相。

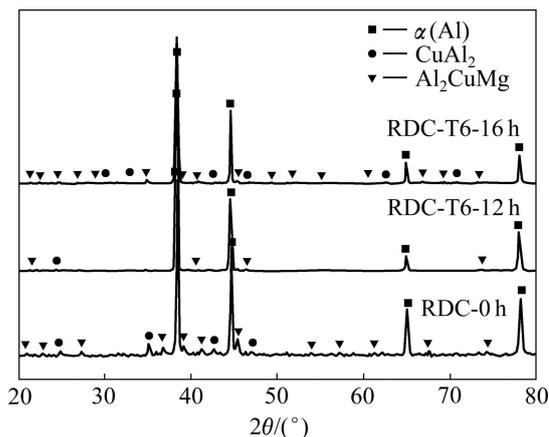


图 7 不同热处理态下 RDC-2024 变形铝合金的 XRD 谱
Fig. 7 XRD patterns of RDC-2024 wrought aluminum alloy under different heat treatments: (a) As-cast; (b) Solution treated at 495 °C for 12 h; (c) Aging treated at 190 °C for 16 h

流变压铸成形和金属型铸造 2024 变形铝合金, 在 495 °C 固溶处理以及 190 °C 时效处理后的扫描电镜(EDS)线扫描能谱分析图, 如图 8 所示。铸态流变压铸 2024 变形铝合金(RDC-0 h)(见图 8(a)), 在线扫描的曲线上, Al、Cu 与 Mg 3 种合金元素的含量都发生了一定的波动。在经过呈网状分布的共晶组织时, Al 元素含量有所下降, Cu 元素含量有所增加, Mg 元素的

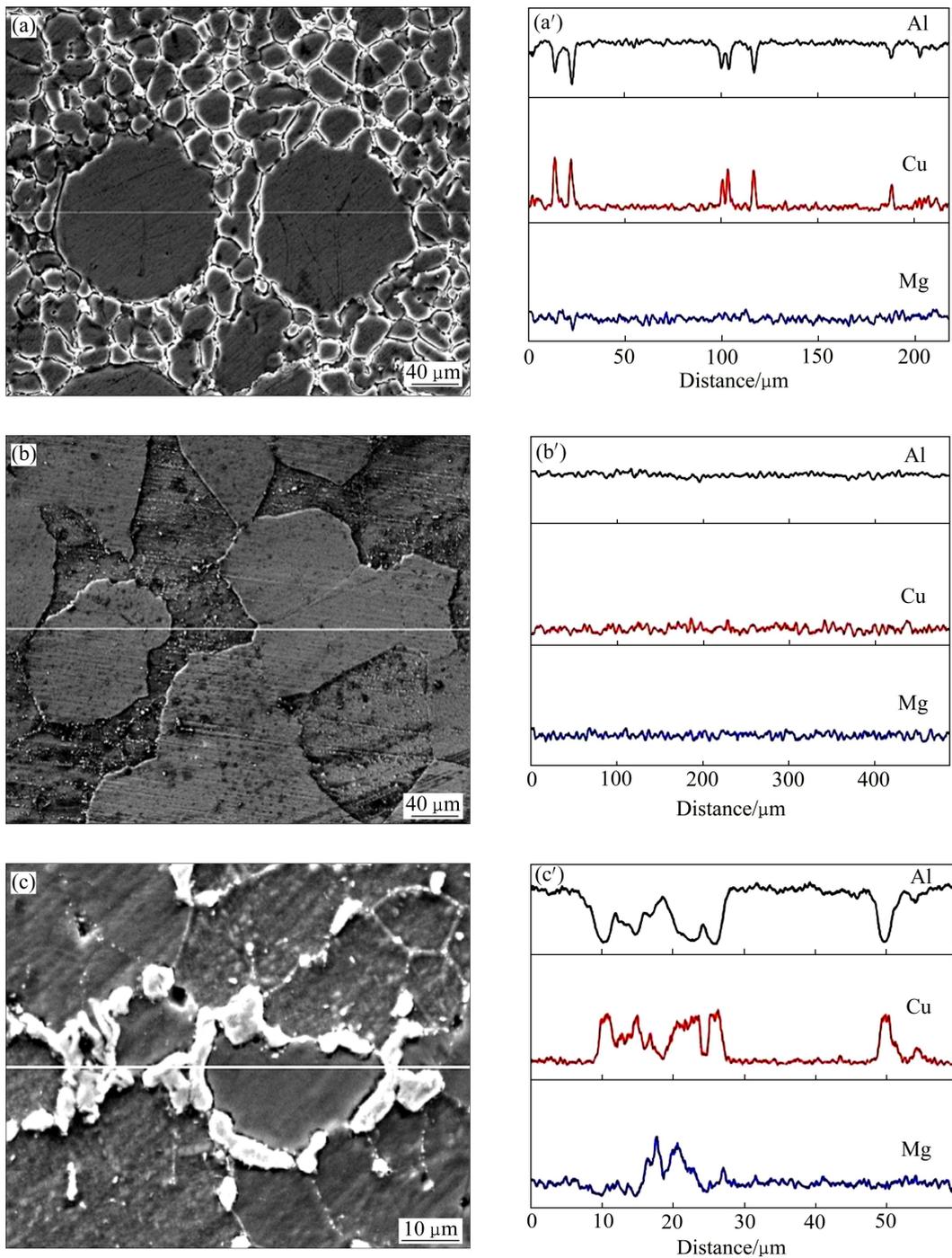


图 8 2024 变形铝合金的 SEM 像和元素线扫描能谱图

Fig. 8 SEM images and element line scanning maps of 2024 wrought aluminum alloy: (a), (a') Rheo-diecasting (RDC-0 h); (b), (b') Solution treated at 495 °C for 12 h (RDC-T4-12 h); (c), (c') Aging treated at 190 °C for 16 h (RDC-T6-16 h)

含量局部发生变化。而经过初生 $\alpha(\text{Al})$ 相颗粒和二次凝固颗粒时, 3 种合金元素的含量基本保持不变, 这也说明 Cu 元素在晶界处发生了偏析现象, 分布均匀。共晶相 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相主要集中在晶界上。在 495 °C 固溶处理 12 h 后 (RDC-T4-12 h) (见图 8(b)), Al、Cu 与 Mg 3 种合金元素的含量在扫描线上

基本呈均匀分布, Al、Cu 与 Mg 元素也不存在较大的波动。而且扫描曲线在经过晶界时, 3 种合金元素的含量波动很小, 这也说明共晶相已基本完全发生固溶, 固溶 12 h 后, 合金基体中过饱和 Cu 原子的数量增多, 对合金起到良好的固溶强化作用。2024 铝合金的主要合金元素为 Cu 和 Mg, 其溶入 $\alpha(\text{Al})$ 基体形成过饱和

固溶体的溶质原子对合金产生固溶强化。压铸造成产品中的 Cu、Mg 等合金元素在晶界偏析, 形成网状共晶相, 造成合金成分不均。经过长时间固溶处理后, 合金基体中 Cu、Mg 含量增加, 晶界处的共晶相大部分固溶进入基体, 合金的强度和硬度随溶质原子过饱和度的增大而逐渐提高。在 190 °C 时效处理 16 h 后 (RDC-T6-16 h)(见图 8(c)), 在合金的基体中有大量的新的 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相产生。在线扫描的曲线上, Al、Cu 与 Mg 3 种合金元素的含量都发生了明显的波动。在经过合金中的析出相时, Al 元素含量出现明显的下降, Cu 元素的含量则相对应的上升, 而 Mg 元素的含量在局部也发生明显的上升。而经过 $\alpha(\text{Al})$ 相时, 3 种合金元素的含量基本保持不变, 呈均匀分布。这也说明合金在时效处理的过程中, 既有大量的 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相析出, 同时又有大量的 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相析出, 析出相呈不均匀分布。合金的时效过程就是将经过固溶处理的合金, 使其在合金基体中的过饱和固溶体产生一个明显的脱溶过程, 通过一系列的脱溶结构的出现、消失、形核及长大来实现脱溶, 也就是合金的脱溶结构包括: 偏聚区、有序区、过渡区和平衡区。2024 变形铝合金的脱溶相^[19]为 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$, 其产生的脱溶序列为 $\alpha(\text{Al})$ 过饱和 \rightarrow GP 区 $\rightarrow \alpha + \theta'' + S'' \rightarrow \alpha + \theta' + S' \rightarrow \alpha + \theta + S$ 。

GP 区与母相存在共格, 往往呈现出薄片状, 其中 2024 变形铝合金在自然时效过程中, 主要生成 GP 区和偏聚区为主, 而且形成的 GP 区和偏聚区中的质点, 相对不稳定, 合金在热处理时, 原子会发生扩散, 结果致使 GP 区和偏聚区消失, 使得合金力学性能^[19-20]接近于新的热处理状态下的力学性能。

2.4 2024 变形铝合金力学性能分析

RDC-2024 和 PMC-2024 变形铝合金在 495 °C 固溶处理不同时间的宏观硬度变化曲线。由图 9(a) 可看出, 两种方式成形 2024 变形铝合金的硬度都随固溶时间的延长而升高, 且在固溶初期硬度上升较快。并且流变压铸成形的 2024 铝合金的硬度上升速度显著大于金属型铸造。流变压铸成形的 2024 变形铝合金在固溶 20 min 后, 硬度上升到峰值, 但随固溶时间的延长, 硬度略有下降, 当固溶 4 h 后, 硬度基本趋于稳定。而金属型铸造的 2024 铝合金硬度上升缓慢, 固溶 4 h 后, 硬度也开始趋于稳定。两种合金经 190 °C 时效后的宏观硬度变化曲线如图 9(b) 所示, 随时效至 2 h 时, 硬度值出现略微下降, 继续延长时效时间, 硬度出现上升, 当时效时间为 16 h 时, 流变压铸成形和金属型铸造 2024 变形铝合金硬度都达到时效峰值, 而随

着时效时间的延长, 其各自的硬度均出现下降。且流变压铸成形的 2024 铝合金的硬度上升速度显著大于金属型铸造的, 其硬度的峰值也比金属型铸造的高。

RDC-2024 变形铝合金, 二次凝固区的共晶 θ 相和 S 相较为细小、分散, 初生相的相界面则较大, 其固溶处理的固溶速率也较大。与此同时, 二次凝固区的二次凝固颗粒, 随着固溶时间的延长其合并长大的效果也更为明显, 初生颗粒与二次凝固颗粒出现合并粗化, 造成流变压铸的合金硬度上升快于金属型铸造的。因此, 固溶 RDC-2024 变形铝合金首先达到硬度峰值(见图 9(a))。随后硬度值的降低可能与合金晶粒尺寸的增加和二次凝固颗粒的粗化有关(见图 6(b)和(c))。

合金时效组织是时效硬度的最主要影响因素。对于 PMC-2024 变形合金, 欠时效时不连续析出相的尺寸较粗大, 分布不均匀, 体积分数小, 且大部分分布在晶界。相反地, RDC-2024 变形合金在欠时效时, 不连续析出相较细小, 分布较弥散, 体积分数大, 且

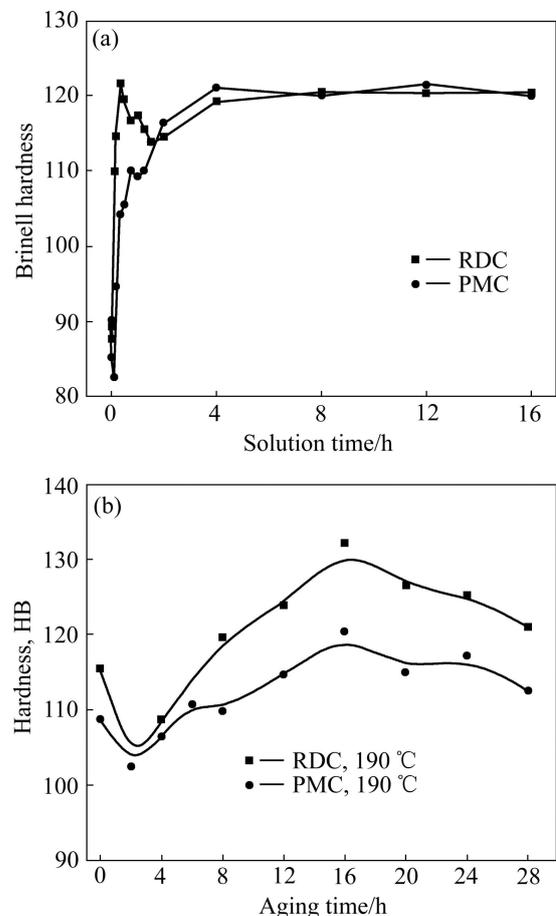


图9 流变压铸成形及金属型铸造 2024 变形铝合金硬度变化
Fig. 9 Variations of hardness of PMC-2024 and RDC-2024 wrought aluminum alloy: (a) Solution treated at 495 °C for different solution times; (b) Aging treated at 190 °C for different solution times

分布在晶界和晶内;在峰值时效时,两合金的析出相的体积分数增加,合金的硬度都达到最大值如图 9(b)所示。过时效时,析出相变得粗大,合金的硬度值降低。因此,在时效过程中,RDC-2024 变形合金的时效硬化行为比 PMC-2024 变形合金显著。

RDC-2024 变形铝合金在不同热处理状态下的力学性能如图 10 所示,铸态合金的最大抗拉强度较低,495 °C 固溶处理 1 h,合金的最大抗拉强度达到 248 MPa,而随着固溶时间的延长至 2 h,合金的最大抗拉强度达到 336 MPa,固溶时间为 12 h 时,合金的抗拉强度达到 348 MPa。随着固溶的进行,合金的抗拉强度出现上升,此时,合金的共晶组织充分溶解,合金元素对 Al 基体起到较好的固溶强化作用。190 °C 时效处理 8 h,合金的抗拉强度达到 339 MPa,时效时间延长至 12 h,合金的最大抗拉强度则下降为 295 MPa。经过自然时效处理的合金材料在室温下使用则相对稳定,在高温的状态下很不稳定。时效温度上升至 150 °C 以上时,GP 区域会急剧长大,且合金中的 Al、Cu、Mg 原子逐渐形成正方有序化的结构为 θ'' 和 S'' 相(简称 GP II 区)。其中基体与过渡相 θ'' 和 S'' 发生完全共格,且在过渡相的附近一个晶格畸变区,从而阻碍位错的运动,使得合金的强度、硬度增加。如果继续增加合金的时效时间或时效温度,则过渡相逐渐的转变为 θ' 和 S' 相。而且 θ' 和 S' 相是形成的一种独立的新相,而且 θ' 和 S' 相也是脱溶的中期产物,它要比 GP 区和 GP II 区的 θ'' 和 S'' 相稳定的多。由于 θ' 和 S' 相是在高温时效的时候形成的,因此,采用人工时效的合金材料耐热性能较好,使得材料在 150 °C 以下时可以长期使用。通过时效处理,使得合金产生很好的时效强化效果。

由图 10 可以看到,时效后的拉伸强度比完全固溶时少量降低,这可能与半固态成形组织存在一定的液相偏聚^[21-22]有关。液相偏聚区为低熔点的共晶成分,其强化合金元素含量高于初生相内部(见图 8)。固溶热处理时固溶强化的同时也起到了成分均匀化的作用,试样组织成分较为均匀,拉伸变形应力集中点较少,其抗拉强度较高。时效处理时,过饱和固溶进初生相晶粒内部的强化相重新析出,受初生相晶粒形状和分布的影响,析出的强化相的分布并不均匀(见图 6(d)~(f)),导致试样微观强度不均匀。这就导致试样组织中存在薄弱位置,拉伸失效就是从这些薄弱位置产生微观裂纹开始的。尽管时效处理 2 h 到 16 h 之间,合金硬度不断上升(见图 9(b)),时效强化效果明显,但时效后组织中的强化相不均匀分布,其抗拉强度并没有明显提高。流变压铸 2024 铝合金试样中的液相偏析导致其合金元素偏析,固溶热处理时均匀化作用使得合

金性能均匀,微观裂纹萌生点较少,合金抗拉强度较高,时效热处理后,强化相的析出不均匀。尽管合金硬度上升明显,但抗拉强度并没有出现较大的提高。

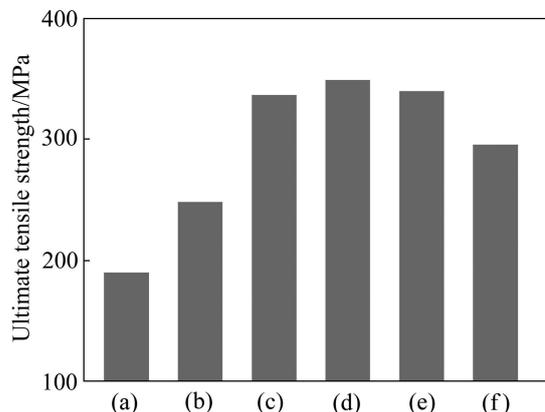


图 10 不同热处理状态下流变压铸成形 2024 变形铝合金力学性能

Fig. 10 Mechanical properties of RDC-2024 wrought aluminum alloy at different heat treatment states: (a) As-cast; (b) Solution treated at 495 °C for 1 h; (c) Solution treated at 495 °C for 2 h; (d) Solution treated at 495 °C for 12 h; (e) Aging treated at 190 °C for 8 h; (f) Aging treated at 190 °C for 12 h

RDC-2024 变形铝合金进行热处理后拉伸断口形貌如图 11 所示。在固溶处理时间 1.5 h 时(见图 11(a)),合金中的缩松、缩孔现象较明显,片层状的断裂纹也较多。随着固溶时间增加至 12 h(见图 11(b)),合金中的 θ 相和 S 相也逐渐固溶,基本消除了粗大的裂纹源,断口处的共晶组织也明显减少,而且,层状撕裂痕也变得较为细小均匀,在撕裂痕的部位,有大量的韧窝产生。固溶处理后,使得合金的性能得到固溶强化,强化相在合金的基体中呈弥散的形式分布,合金性能也得到大幅提高。强化相在合金的晶界处逐渐固溶进入晶粒内部,在晶粒间起到强烈的钉扎作用,使得晶粒间的结合力大大增强,从而也提高了合金的强度。在 495 °C 固溶处理 12 h 后,在 190 °C 进行时效处理 8 h(见图 11(c)),层片状的断裂纹也逐渐增多,而且也变得相对细小均匀,其合金的性能也逐渐上升。而时效至 12 h(见图 11(d)),组织中有较粗大的解理台阶,而且断裂部位的韧窝现象也较少,合金的强度则出现下降。随着时效时间的增加,合金中的析出相 θ 相和 S 相也逐渐增多,在合金的晶界处析出相也明显增多,使得层状撕裂痕也变得较为细小均匀,在撕裂痕的部位局部也产生韧窝现象。时效时间过短或者过长,都不利于合金性能的提高,时效时间过短,合金中的析出相相对较少,强化效果不明显;而时效时间过长,

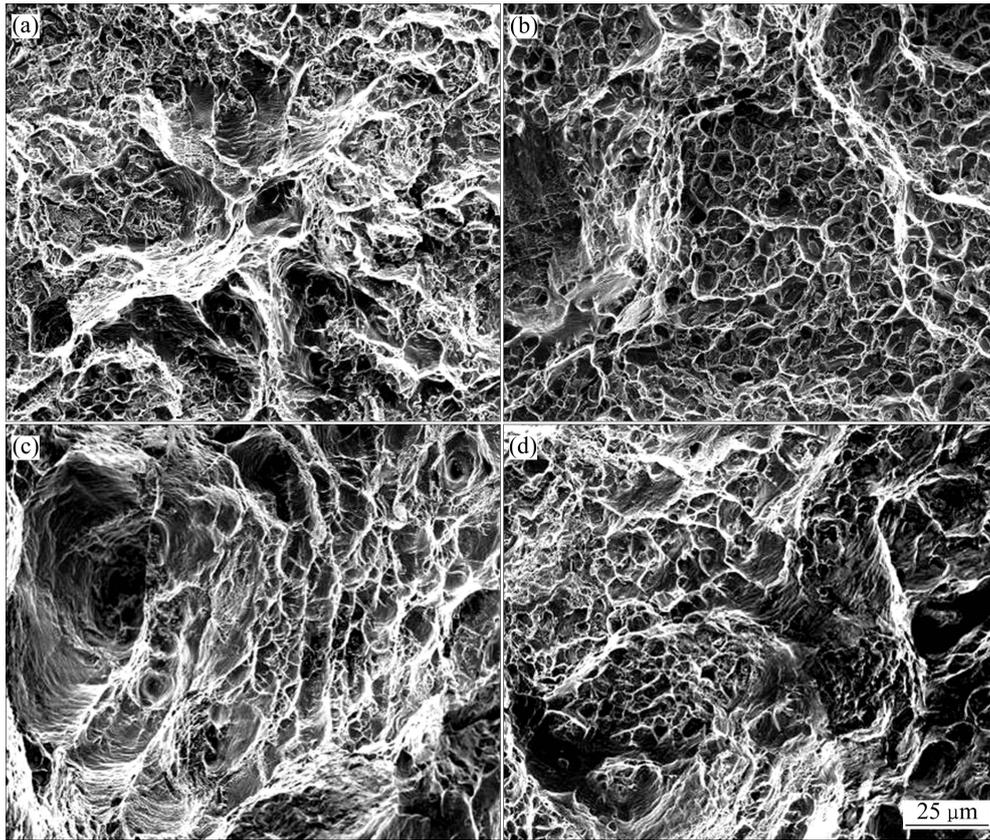


图 11 RDC-2024 变形铝合金断口形貌

Fig. 11 Fractographies of RDC-2024 wrought aluminum alloy: (a) Solution treated at 495 °C for 1.5 h; (b) Solution treated at 495 °C for 12 h; (c) Aging treated at 190 °C for 8 h; (d) Aging treated at 190 °C for 12 h

则使析出相产生长大, 使得合金的性能也出现下降^[23]。

3 结论

1) 流变压铸成形 2024 变形铝合金在 495 °C 固溶处理 12 h 后达到充分固溶, 共晶相 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 和 $S(\text{CuAl}_2\text{Mg})$ 相逐渐固溶入 $\alpha(\text{Al})$ 基体内部, 强度较好。在 190 °C 时效处理 16 h, 达到时效峰值。金属型铸造的 2024 变形铝合金充分固溶所需时间较长, 在 495 °C 固溶处理 16 h 后, 达到过饱和的状态, 在 190 °C 时效处理 16 h, 也达到时效峰值。

2) 固溶处理后, 合金的元素偏析现象明显减轻。在固溶的过程中, 2024 变形铝合金流变压铸组织中的初生颗粒与二次凝固区颗粒都存在合并长大的现象, 金属型铸造组织的树枝晶间也存在明显的合并长大现象。时效处理中, 前者的析出相主要以晶界处不连续析出为主, 而后者的析出相在晶界处不连续析出, 而

在晶内则连续析出。

3) 与金属型铸造相比, 流变压铸的 2024 变形铝合金固溶、时效处理时合金的硬度上升较快, 拉伸试样断口中的韧窝较多, 力学性能较好, 强化效果更明显。

REFERENCES

- [1] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 347-386.
PAN Fu-sheng, ZHANG Ding-fei. Aluminum alloy and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 347-386.
- [2] 王立娟, 张万金, 吴欣凤. 变形铝合金熔炼与铸造[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2010: 56-134.
WANG Li-juan, ZHANG Wan-jin, WU Xin-feng. Wrought aluminum alloy metallurgy and casting[M]. Changsha: Central South University Press, 2010: 56-134.
- [3] 陈婕尔, 王孟君, 杨刚, 周威, 李光耀. 汽车用 5182 铝合金板温冲压实验研究及数值模拟[J]. 中国有色金属学报,

- 2012, 22(12): 3342–3347.
- CHEN Jie-er, WANG Meng-jun, YANG Gang, ZHOU Wei, LI Guang-yao. Experimental study and numerical simulation of warm stamping of 5182 aluminum alloy for automotive body[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(12): 3342–3347.
- [4] FLEMINGS M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 2B(6): 269–293.
- [5] KIUCHI M, SUGIYAMA S. A new process to manufacture semi-solid alloys[J]. ISIJ International, 1995, 35(6): 790–797.
- [6] 李成侣, 潘清林, 刘晓艳, 何运斌, 李文斌. 2124 铝合金的均匀化热处理[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 209–216.
- LI Cheng-lü, PAN Qing-lin, LIU Xiao-yan, HE Yun-bin, LI Wen-bin. Homogenizing heat treatment of 2124 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 209–216.
- [7] 王昌臻, 潘清林, 何运斌. 2124 铝合金热轧厚板的热处理制度[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2007, 38(3): 386–393.
- WANG Chang-zhen, PAN Qing-lin, HE Yun-bin. Heat treatment of thick hot-rolled plate of 2124 alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2007, 38(3): 386–393.
- [8] 李刚, 朱德贵, 黄庆奕, 陈贵林. 热处理对粉末冶金铝铜合金组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(6): 63–67.
- LI Gang, ZHU De-gui, HUANG Qing-yi, CHEN Gui-lin. Influence of heat treatment on microstructure and properties of Al-Cu alloy prepared by powder metallurgy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(6): 63–67.
- [9] 李元东, 杨建, 马颖. 自孕育半固态制浆技术的研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(3): 227–230.
- LI Yuan-dong, YANG Jian, MA Ying. Self-inoculation method for preparation of semi-solid slurry[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2010, 30(3): 227–230.
- [10] 李元东, 杨建, 马颖, 曲俊峰, 张鹏. 自孕育剂参数对自孕育铸造法制备 AM60 镁合金半固态浆料的影响(II)[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2178–2186.
- LI Yuan-dong, YANG Jian, MA Ying, QU Jun-feng, ZHANG Peng. Effect of inoculant parameters on AM60 Mg alloy semisolid slurry prepared by self-inoculation method (II)[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2178–2186.
- [11] 李春, 李元东, 马颖, 陈体军, 武慧慧, 李艳磊. 自孕育工艺参数对 ZA96 镁合金半固态组织的影响及其交互本质[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 599–609.
- LI Chun, LI Yuan-dong, MA Ying, CHEN Ti-jun, WU Hui-hui, LI Yan-lei. Effects of self-inoculation technological parameters on semi-solid microstructure of ZA96 magnesium alloy and interactive nature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 599–609.
- [12] 金相图谱编写组. 变形铝合金金相图谱[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1975.
- Metallurgy Atlas Writing Group. Wrought aluminum alloys metallographic atlas[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1975.
- [13] 康煜平. 金属固态相变及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
- KANG Yu-ping. Metal solid-state phase transformation and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007.
- [14] 索江龙, 李元东, 李艳磊, 何明涛, 胡韶华, 马颖. 金属型铸造与流变压铸 2024 变形铝合金组织对比研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(4): 341–347.
- SUO Jiang-long, LI Yuan-dong, LI Yan-lei, HE Ming-tao, HU Shao-hua, MA Yin. Research on microstructure of rheo-diecasting and permanent mold casting 2024 wrought aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013, 33(4): 341–347.
- [15] 李艳磊. 自孕育法流变压铸变形铝、镁合金研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2012.
- LI Yan-lei. Research of rheo-diecasting process of wrought aluminum and magnesium alloy by Self-inoculation Method[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2012.
- [16] XU X J, KIM S S, ZHENG Y S. Improvement in strength of 2024 Al alloy by enhanced solution treatment[J]. Key Engineering Materials, 2005, 297(4): 2362–2367.
- [17] WANG S C, STARINK M J. Two types of S phase precipitates in Al-Cu-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 933–941.
- [18] EBRAHIMI G R, ZAREI-HANZAKI A, HAGHSHENAS M. The effect of heat treatment on hot deformation behaviour of Al 2024[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 206(1/3): 25–29.
- [19] LIU D, ATKINSON H V, KAPRANOS P. Effect of heat treatment on properties of thixoformed high performance 2014 and 201 aluminium alloys[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(1): 99–105.
- [20] WANG Y, LIU G, FAN Z. Microstructural evolution of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy during heat treatment[J]. Acta Materialia, 2006, 54(3): 689–699.
- [21] MÖLLER H, CURLE U A, MASUKU E P. Characterization of surface liquid segregation in SSM-HPDC aluminium alloys 7075, 2024, 6082 and A201[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(S3): s847–s851.
- [22] LU Shu-lin, WU Shu-shen, WAN Li, AN Ping. Microstructure and tensile properties of wrought Al alloy 5052 produced by rheo-squeeze casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(6): 2733–2745.
- [23] 徐春杰, 屠涛, 马涛, 余玲, 张忠明, 王锦权. 热处理对 Mg-3Sn-1Y 合金显微组织及显微硬度的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(1): 9–14.
- XU Chun-jie, TU Tao, MA Tao, YU ling, ZHANG Zhong-ming, WANG Jin-cheng. Effects of heat treatment on microstructure and microhardness of Mg-3Sn-1Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(1): 9–14.

(编辑 李艳红)