

均匀化退火对 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金时效行为和微观结构影响

丁宇升, 高坤元, 郭姗姗, 黄 晖, 文胜平, 吴晓蓝, 聂祚仁

(北京工业大学 教育部先进功能材料重点实验室, 北京 100124)

摘 要: 采用显微硬度法, 光学显微镜, 扫描电镜和透射电镜探究了均匀化退火对 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 Al₃(Sc,Zr)相时效行为和 Mg 均匀性的影响。显微硬度结果显示, 合金直接在 Al-Mg 合金的均匀化温度 475 °C 单级退火时, 峰值硬度为 830 MPa, 远低于等时退火时的峰值硬度 920 MPa, 表明单级均匀化退火时 Al₃(Sc,Zr)时效强化效果没有充分发挥。因此设计双级均匀化退火, 第 1 级退火在 275~350 °C 进行, 使得 Al₃Sc 相弥散析出, 300 °C 具有最高的硬度峰值 870 MPa, 之后进行 475 °C 第 2 级退火, 使得 Zr 包裹在 Al₃Sc 相长大, 硬度进一步上升至 920 MPa。微观结构分析显示双级退火相比于单级退火球形 Al₃(Sc,Zr)相更为细小弥散, 因此具有更高的强化效果。合金经过 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h 双级退火后, 不仅枝晶处 Mg 的偏析完全消除, 而且 Al₃(Sc,Zr)相可以细小弥散析出, 从而获得了更高强度和再结晶温度。

关键词: Al-Mg 合金; Sc, Zr 微合金化; 时效; 均匀化

中图分类号: TG113.12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1803-07

Al-Mg-Mn 合金属于不可热处理强化合金^[1-3], 其主要强化方式是 Mg 的固溶强化和形变强化^[4,5], 强度为中等强度级别。提高 Mg 含量可以增加合金的强度, 但当 Mg 含量超过 6%(质量分数)时, 合金冷轧板在长期使用过程中会发生严重晶间腐蚀和应力腐蚀问题^[6], 被称作敏化。虽然通过稳定化退火, 合金的长期耐蚀性可以得到改善, 但是由于稳定化温度超过了再结晶温度^[2,7], 稳定化退火后, 合金的形变强化损失严重, 合金的强度和腐蚀性能难以兼顾。

提高合金的再结晶温度是解决这一问题的有效手段。近年来大量研究表明, 在 Al-Mg 合金中添加微合金化元素 Sc, Zr 元素可与基体形成 L1₂ 结构纳米级的 Al₃(Sc,Zr)相, 钉扎位错和亚晶, 从而显著提高合金再结晶温度^[8-16]。由于析出相对再结晶晶粒的钉扎作用, 正比于析出相的体积分数, 反比于粒子半径^[15], 为了使微合金化元素在 Al-Mg 合金中起到明显的作用, 在设计 Al-Mg 合金第一步均匀化退火制度时, 需要尽量保证微合金元素析出相细小弥散析出^[17]。但是通常 Mg 元素消除枝晶偏析的温度在 450 °C 以上^[17], 合金在该温度退火时 Al₃(Sc,Zr)由于析出驱动力较低, 难以弥散析出^[18]。在 Sc 含量高于 0.2% 的 Al-Mg-Sc-Zr 合金中, 提出了双级均匀化工艺^[8], 第 1 级在 350 °C 使

得 Al₃Sc 粒子弥散析出, 而第 2 级在 475 °C 使得主合金元素 Mg 的均匀化的同时, 使得 Al₃Zr 包裹 Al₃Sc 长大。但是, Sc 昂贵的价格严重限制了工业上的大量应用, 而对于更低 Sc 含量的合金, 由于 Al₃Sc 形核更为困难, 析出相难以弥散析出, 对应的均匀化工艺未见报道。

本研究针对 Sc 含量低至 0.04% 的 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金, 首先通过显微硬度法探究铸态合金的时效强化行为, 在传统 Al-Mg 合金的均匀化退火的基础上, 设计并优化双级均匀化退火工艺。对典型的单级和双级退火工艺的样品进行微观结构观察, 分析其析出相分布和 Mg 枝晶偏析程度。最终获得在保证合金 Mg 元素的均匀的同时, Al₃(Sc,Zr)相弥散析出的均匀化退火工艺, 为后续生产过程提供优化的前期工艺。

1 实 验

实验合金的名义成分为 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc (% , 质量分数), 采用铸锭冶金法制备, 原料为工业纯铝、纯镁、中间合金(Al-8Mn、Al-2Sc、Al-4Zr)。采用石墨粘土坩埚, 熔炼温度为 770~790 °C, 铝锭熔化后加入纯镁和中间合金, C₂Cl₆ 除气, 搅拌, 扒渣,

收稿日期: 2019-05-10

基金项目: 国家科技部重点研发项目(2016YFB0300801); 国家自然科学基金(51621003, 51671005); 北京市自然科学基金(2162006)

作者简介: 丁宇升, 男, 1990 年生, 博士, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67396439, E-mail: dingyusheng@emails.bjut.edu.cn

铁模浇注，铸锭尺寸为 300 mm×100 mm×30 mm。合金的成分采用荧光光谱分析(XRF),实际成分为 Al-6.0Mg-0.44Mn-0.15Zr-0.038Sc-0.11Fe-0.06Si。

测量显微硬度的样品经过 2000#砂纸磨光，采用 HXD-1000 型显微硬度计。载荷大小为 2 N，加载时间 5 s。每个试样测 10 个点，取其平均值作为最终实验值。光学显微镜(OM)样品采用机械抛光后，在 Keller 溶液(2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCL+1 mL HF+95 mL H₂O)中腐蚀 30 s。扫描电镜(SEM)样品经过机械抛光后在 Quanta 200 型扫描电镜下观察。透射电镜(TEM)样品通过机械磨光的方式减薄至 80~100 μm，冲孔为 3 mm 直径的圆片，采用电解双喷法制备透射电镜样品，直流电压 20 V，电解液为 30%HNO₃ 和 70% 甲醇。在 JEM2010 型透射电子显微镜上对样品进行观察，工作电压为 200 kV。

2 结果与讨论

2.1 合金的时效行为

将 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金在通常 Al-Mg 合金均匀化退火温度 475 °C 进行单级均匀化退火 3~24 h，显微硬度随退火时间的变化曲线如图 1 所示，铸态合金硬度为 760 MPa，合金在 475 °C 退火 3 h 时硬度明显上升，进一步增加退火时间，合金硬度基本不再改变，形成硬度平台，峰值硬度为 830 MPa。

为了确定单级均匀化合金 Al₃(Sc,Zr)相的弥散强化效果是否完全发挥，将合金进行 175~550 °C 每隔 25 °C 保温 3 h 的等时效，使得合金中析出相在低温退

火中充分弥散析出，并在升温过程中长大，粗化。对退火后的显微硬度随退火温度的变化曲线如图 2 所示，硬度曲线呈现双峰的形状。合金硬度值在 175~275 °C 之间缓慢升高，超过 275 °C 后，合金硬度快速升高，325 °C 到达第 1 个峰值，峰值硬度为 900 MPa。随着温度的进一步升高，硬度值略有降低，到 375 °C 时硬度降至 860 MPa。超过 375 °C 后，合金硬度再次上升，450 °C 到达第 2 个峰值，硬度可达 920 MPa，此后硬度值下降。这种硬度双峰的形状在不含 Mg 的 Al-Sc-Zr 合金中被观察到，通过 TEM 和 3DAP 分析^[8,19]，第 1 个峰是由 Al₃Sc 析出造成的，第 2 个峰是由 Al₃Zr 包裹 Al₃Sc 长大，形成核壳结构造成的。

和等时效的 920 MPa 的峰值硬度相比，单级均匀化退火的硬度仅能达到 830 MPa，表明合金在单级均匀化退火时没有充分的产生 Al₃(Sc,Zr)的时效强化效果。在 Al-0.12Sc-0.20Zr 的固溶态的合金中，C. Booth-Morrison 等人^[18,19]观察到了等时效和 325 °C 等温时效时可以产生明显的时效强化效果，但是温度升高到 400 °C 退火时，完全没有产生时效强化效果。对 400 °C 退火样品的 TEM 观察显示 Al₃Sc 相难以弥散析出，而这是由于 Al₃Sc 在 400 °C 的形核驱动力较低造成的。这一现象和本实验结果较为类似，和该合金相比，本实验合金含 Sc 量更低，475 °C 均匀化退火相比 400 °C 温度更高因此单级均匀化退火时形核驱动力更低，而 Mg 和 Mn 的添加不参与 Al₃(Sc,Zr)的成相，对 Al₃(Sc,Zr)的形核过程影响不大。基于上述讨论可以推测，本实验的合金在 475 °C 均匀化退火没有造成明显的时效效果是 Al₃Sc 相没有弥散析出造成的。

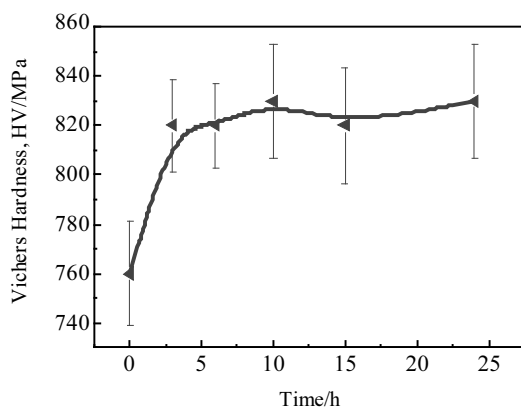


图 1 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 475 °C 单级时效显微硬度随退火时间变化曲线

Fig.1 Vickers hardness as a function of annealing time of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy during isothermal annealing at 475 °C

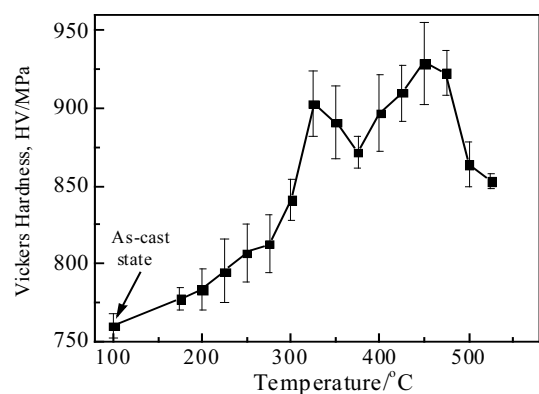


图 2 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 175~550 °C 等时效过程中显微硬度变化曲线

Fig.2 Vickers micro-hardness curve with the change of annealing temperature of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy during isochronal aging at 175~550 °C

为了使 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子弥散析出, 基于等时时效的双峰特点设计了双级均匀化退火, 第 1 级退火选择较低的温度使得 Al_3Sc 弥散析出, 再进行第 2 级 475 °C 退火, 使主合金元素 Mg 均匀。首先在等时时效第 1 个峰值温度附近的 275~350 °C 进行等温退火, 显微硬度随退火时间变化曲线如图 3 所示。在 275~350 °C 合金均出现了硬度的快速升高, 随后维持基本平稳的特点, 275, 300, 325, 350 °C 峰值硬度分别为 820, 870, 860, 840 MPa。其中 300 °C 峰值硬度值最高, 因此选作双级均匀化退火的第一级。

其次, 将 300 °C 退火 3~12 h 的样品, 再进行 475 °C 第 2 级退火, 显微硬度随 475 °C 退火时间变化曲线如图 4 所示, 作为对比, 合金直接进行 300 和 475 °C 退火的硬度曲线也插入图 4 中。合金经过第 2 级 475 °C 退火后, 硬度有了进一步提高, 在退火 3 h 后硬度基本保持不变, 直到最长时间 24 h, 硬度峰值可达 920 MPa。

2.2 单级和双级退火样品析出相的 TEM 观察

相比于单级均匀化退火, 双级均匀化的硬度提高 90 MPa, 因此分别对 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h 和 475 °C, 15 h 退火的样品进行 TEM 观察, 结果如图 5 所示。其中图 5a 是 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h 样品的低倍 TEM 明场相, 显示了析出相的不均匀分布。右上为相贫瘠区, 几乎没有析出相, 左下为相富集区, 具有大量的析出相。这种不均匀分布的析出相在 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.1Sc 合金中也被观察到^[17], 归因于凝固过程中 Zr 的枝晶偏析, 而均匀化退火时, 析出相遗传了枝晶偏析造成不均匀分布^[20, 21]。在图 5a 中的相富集区中包含两类析出相, 即细小的球形析出相和粗大的

棒状析出相。棒状析出相是 Al-Mg-Mn 合金常见的析出相, 即 $Al_6(Mn,Fe)$ 相^[2, 22-24]。而球形析出相的局部放大图如图 5b 所示, 对应的衍射斑如图 5c 所示。这种球形的析出相是具有 $L1_2$ 结构的 $Al_3(Sc,Zr)$, 半径为 (8.5 ± 2.5) nm。在 475 °C, 15 h 样品的 TEM 观察中, 也发现了析出相的不均匀分布和棒状和球状的析出相的特点, 与双级均匀化退火的结果相同, 有所区别的是球状析出相的尺寸明显更大, 对应的 TEM 照片如图 5d 所示, 此时析出相的半径为 (15.8 ± 7.3) nm。

基于 TEM 观察, 合金在 2 种均匀化退火制度下均析出了 $Al_3(Sc,Zr)$ 和 $Al_6(Mn,Fe)$ 相。而对于 $Al_6(Mn,Fe)$ 相, 由于析出相尺寸 > 200 nm, 基于 Orowan 强化的计算, 采用最大的体积分数进行计算^[25], 对于硬度的贡献小于 30 MPa, 可以忽略。而对于 $Al_3(Sc,Zr)$ 相, 单级均匀化退火的析出相粒子比双级均匀化明显更为粗大。这主要是由于单级退火时, Al_3Sc 相在高温驱动力较低, 难以弥散形核, 仅可以靠铸态组织中的 Al_3Zr 自身形核。而对于 Al_3Zr 的形核, 在 Al-Zr 铸态合金中发现了 Al_3Zr 相可以在枝晶偏析的富集区析出^[26], 但是由于 Al_3Zr 相是亚稳结构, 临界形核半径较大, Al_3Zr 自身的形核核心较为粗大^[27]。而添加了 300 °C 的低温退火使得 Al_3Sc 相弥散析出, 再进行 475 °C 退火时 Zr 包裹在 Al_3Sc 长大, 形成 $Al_3(Sc,Zr)$ 相的析出相更加弥散。正是这种析出相尺寸的差异, 造成了双级退火比单级退火合金具有更高的硬度。

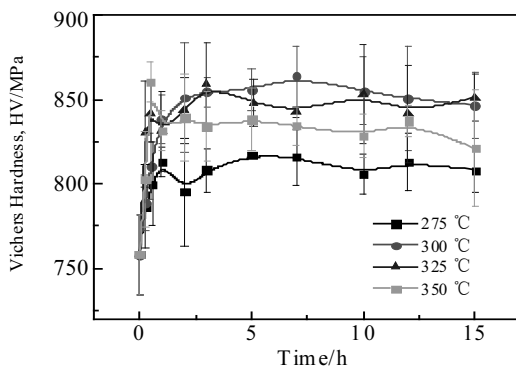


图 3 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 275~350 °C 等温时效显微硬度随退火时间变化曲线

Fig.3 Vickers micro-hardness as a function of annealing time of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy during isothermal annealing at 275~350 °C

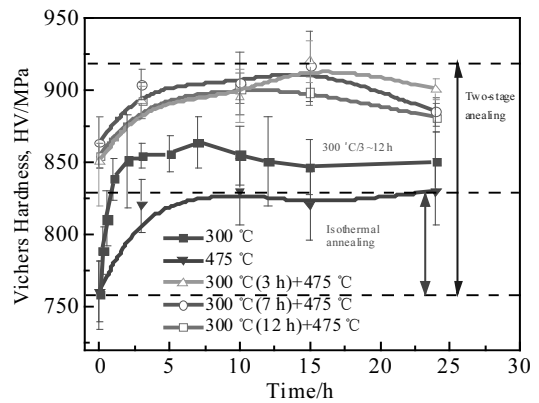


图 4 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 300, 475 °C 等温退火和 300 °C(3~12 h)+475 °C 双级退火显微硬度随退火时间变化曲线

Fig.4 Vickers micro-hardness as a function of annealing time of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy during isothermal annealing at 300, 475 °C and two stage annealing at 300 °C (3~12 h)+475 °C

2.3 双级退火样品的 Mg 枝晶偏析的消除

在进行双级均匀化退火时,保证 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相弥散析出的同时,溶质元素 Mg 的枝晶偏析的消除同样需要被考虑。图 6 是铸态和经过 $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$ 退火不同时间的样品,同样在 Keller 溶液腐蚀 30 s 后的金相照片。图 6a 中铸态组织的样品呈现明显的枝晶组织,枝晶的间距为 $(56\pm 26)\text{ }\mu\text{m}$ 。枝晶间呈现非常明显的深坑,来源于腐蚀过程中明显的腐蚀性能差异,反映了枝晶内和枝晶间明显的成分差异。图 6b 和 6c 中经过 $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$ 退火不同时间后,枝晶间的腐蚀坑逐渐变浅,表明了偏析在逐渐减少。当 $475\text{ }^\circ\text{C}$ 退火时间超过 15 h 时,枝晶消失,如图 6d 所示。图 6d 中还出现了细小的棒状和块状的腐蚀坑可能来源于 $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ 相的腐蚀造成的,这些相在图 5a 的 TEM 观察中也被观察到。

为了验证枝晶偏析是否完全消除,铸态样品和 $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$, 15 h 样品的 SEM 观察和对应的能谱分析图如图 7 所示。图 7a 给出了铸态样品的 SEM 背散射电子 (BSE) 照片和对应的能谱面扫。照片中枝晶的形貌也被观察到反映出了成分的不均匀分布。对应的 EDS 显示 Mg 富集于枝晶间,Al 富集于枝晶内。枝晶内和枝晶间 Mg 元素的最高和最低成分分别为 3.0%和 8.8%。图 7b 给出了 $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$, 15 h 后的 SEM-BSE 照片和对应的能谱面扫,Mg 元素分布

已经均匀, Mg 元素的成分波动已经小于 0.5%, 这表明经过 $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$, 15 h 双级均匀化退火,枝晶偏析基本消除。

枝晶偏析的消除是由 Mg 原子从枝晶间扩散到枝晶内造成的,假设枝晶偏析值近似地呈现正弦波的形式,在一定温度下退火偏析幅度 A 和退火时间 t 的关系式^[28]:

$$A=A_0\exp(-\pi^2D_s t/\lambda^2) \quad (1)$$

其中, A_0 是初始的偏析幅度,根据图 7b 中能谱的分析,成分的最大偏差为 5.8%; D_s 是扩散系数; λ 是枝晶间距的一半,根据图 7a 中估算为 $28\text{ }\mu\text{m}$ 。由于 $475\text{ }^\circ\text{C}$ Mg 在铝中的扩散系数为 $5.74\times 10^{-15}\text{ m}^2/\text{s}$,比 $300\text{ }^\circ\text{C}$ Mg 在铝中的扩散系数高 3 个数量级,因此在 $300\text{ }^\circ\text{C}+475\text{ }^\circ\text{C}$ 双级退火时, $300\text{ }^\circ\text{C}$ Mg 元素的扩散可以忽略。

根据公式(1)估算的偏析程度, $475\text{ }^\circ\text{C}$ 退火不同时间的样品的枝晶内和枝晶间 Mg 元素浓度可以被推算,结果如图 8 所示。初始状态,即铸态组织枝晶偏析幅度达 5.8%,偏析明显,如图 6a。当退火时间达 3 h 时,枝晶偏析的程度减小一半,对应的金相照片也显示了枝晶偏析少了很多,如图 6b 所示。当退火时间达 12 h 时,偏析的程度降为约 0.6%,对应的金相照片枝晶组织更加不明显,如图 6c 所示。当退火时间达 15 h 时,枝晶偏析仅剩 0.1%,如此少的偏析,已经无法通过 Keller 试剂腐蚀出枝晶形貌,如图 6d 所示。总

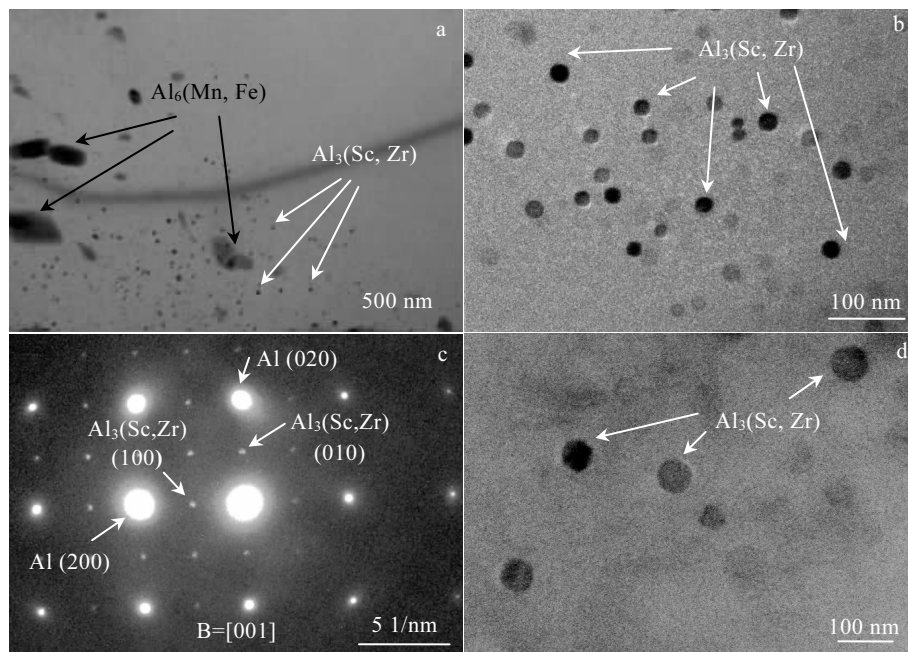


图 5 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 TEM 照片和选区电子衍射花样

Fig.5 Transmission electron microscope images and corresponding selected area electron diffraction pattern of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc: (a~c) two step annealing at $300\text{ }^\circ\text{C}$, $7\text{ h}+475\text{ }^\circ\text{C}$, 15 h , (d) direct annealing at $475\text{ }^\circ\text{C}$, 15 h

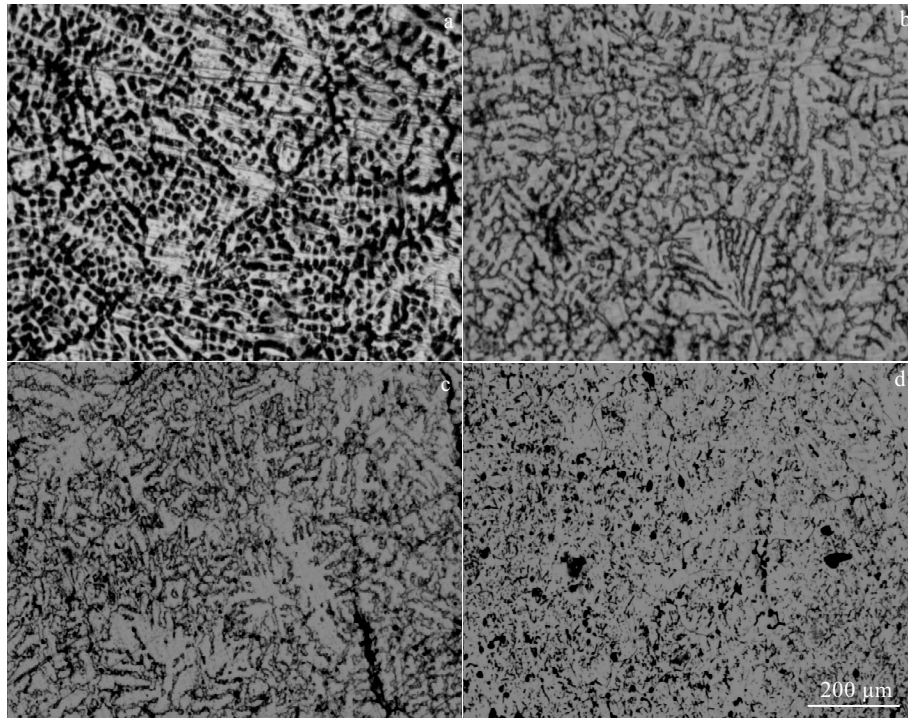


图 6 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 OM 照片

Fig.6 Optical micrographs of Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy: (a) as cast, (b) 300 °C, 7 h+475 °C, 3 h, (c) 300 °C, 7 h+475 °C, 12 h, and (d) 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h

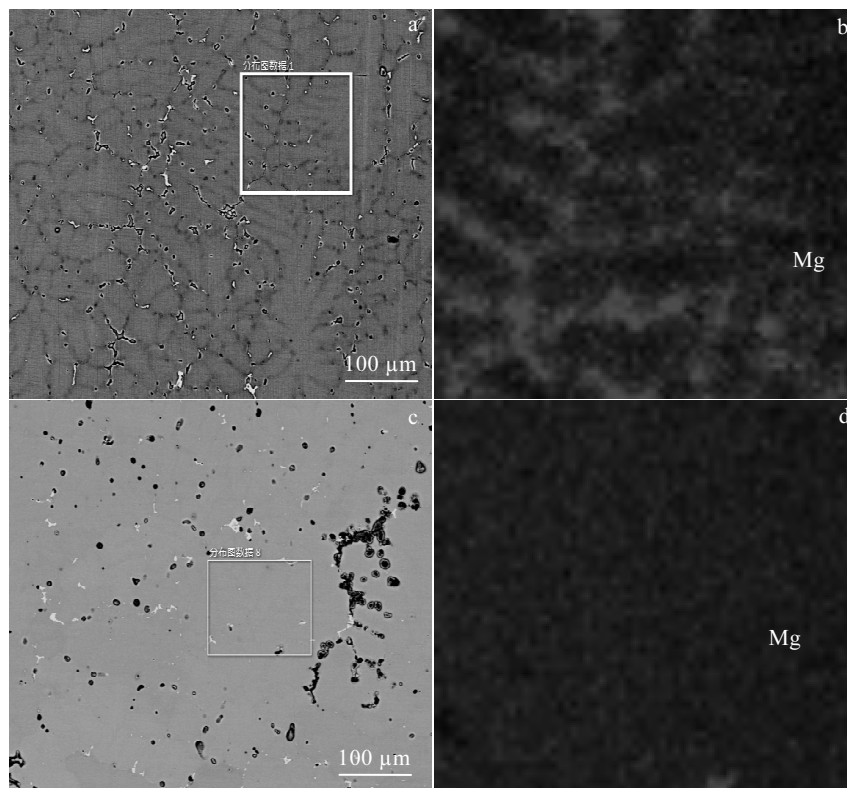


图 7 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 SEM 背散射电子照片和对应的能谱面扫

Fig.7 SEM-BSE images (a, c) and EDS mapping analysis of Mg (b, d) for Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy: (a, b) as cast, and (c, d) 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h

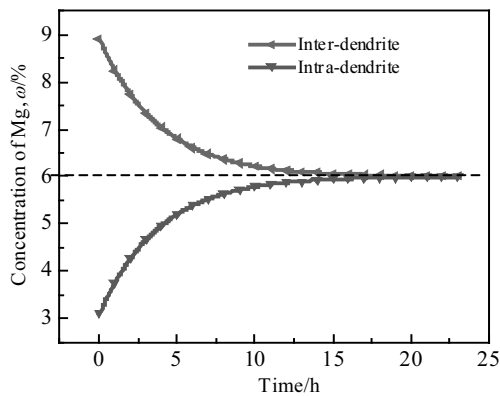


图 8 Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金 475 °C 退火中 Mg 在枝晶内和枝晶间的偏析程度随退火时间的变化曲线

Fig.8 Concentration of Mg at intra-dendrite and inter-dendrite with the change of annealing time at 475 °C in Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy

之，在均匀化退火中枝晶偏析消除的估算结果和图 6 中金相照片中显示的枝晶的消失过程具有较好的对应性。当合金在 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h 双级均匀化退火，枝晶偏析基本可以消除。

3 结 论

1) Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc 合金在 475 °C 单级均匀化退火时，峰值硬度为 830 MPa，远低于等时效的峰值硬度 920 MPa，表明合金在单级均匀化退火时没有充分的产生 $Al_3(Sc,Zr)$ 的时效强化效果。

2) 设计 300 °C+475 °C 双级均匀化退火，合金的硬度在 300 °C 第 1 级退火后可达 870 MPa，在 475 °C 第 2 级退火后进一步上升到 920 MPa，比合金直接在 475 °C 单级退火硬度高 50 MPa。

3) 单级和双级均匀化退火后，合金均出现不均匀分布的 $L1_2$ 结构的 $Al_3(Sc,Zr)$ 合金的相，双级退火析出相尺寸为 (8.5 ± 2.5) nm，相比于单级退火的析出相的 (15.8 ± 7.3) nm 更为细小。

4) 铸态合金呈现明显的枝晶组织，Mg 富集于枝晶间，经过 300 °C, 7 h+475 °C, 15 h 双级退火，枝晶偏析基本消除，和均匀化动力学分析的结果一致。

5) 这种双级退火在使主合金元素的均匀化的同时，使得微合金化元素弥散析出，从而使合金在后续加工中获得更高的强度和再结晶温度。

参考文献 References

[1] Weidemann R, Jansch-Kaiser G, Sharp D H. *Aluminium and*

Aluminium Alloys [M]. USA: Wiley Press, 2011

- [2] Dix Jr E, Anderson W, Shumaker M B. *Corrosion*[J], 1959, 15: 19
- [3] Sukiman N, Zhou X, Birbilis N *et al. Durability and Corrosion of Aluminium and Its Alloys: Overview, Property Space, Techniques and Developments*[M]. UK: IntechOpen, 2012
- [4] Summers P T, Mouritz A P, S W Case *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 632: 14
- [5] Jobba M, Mishra R K, Niewczas M. *International Journal of Plasticity*[J], 2015, 65: 43
- [6] Seifi M, Ghamarian I, Samimi P *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 138: 219
- [7] Gupta R K, Zhang R, Davies C H J *et al. Corrosion*[J], 2013, 69: 1081
- [8] Wang Y, Pan Q L, Song Y F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23: 3235
- [9] Zhang Yonghong(张永红), Yin Zhimin(尹志民). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(3): 167
- [10] Vetrano J S, Bruemmer S M, Pawlowski L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 238: 101
- [11] Riddle Y, Sanders T. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35: 341
- [12] Dougherty L M, Robertson I M, Vetrano J S. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 4367
- [13] Buranova Y, Kulitskiy V, Peterlechner M *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 124: 210
- [14] Clouet E, Laé L, Épicier T *et al. Nature Materials*[J], 2006, 5: 482
- [15] Shen Y F, Guan R G, Zhao Z Y *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 100: 247
- [16] Ding Y, Gao K, Huang H *et al. Materials & Design*[J], 2019, 174: 107 778
- [17] Ding Y, Gao K, Guo S *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 147: 262
- [18] Booth-Morrison C, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 7029
- [19] Yin Z M, Zhu D P, Jiang F. *J Mater Eng*[J], 2004, 6: 3
- [20] Booth-Morrison C, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(8): 3643
- [21] Knipling K E, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(6): 1182
- [22] Goswami R, Holtz R L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44: 1279

- [23] Zhu Y, Cullen D A, Kar S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 4933
- [24] Goswami R, Spanos G, Pao P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 1089
- [25] Hirsch P B. *Physics of Strength and Plasticity*[M]. USA: MIT Press, 1969 :189
- [26] Murray J, Peruzzi A, Abriata J P. *Journal of Phase Equilibria* [J], 1992, 13(3): 277
- [27] Kurz W, Fisher D J. *Fundamental of Solidification*[M]. Switzerland: Trans Tech Publication, 1998
- [28] Du Y, Chang Y, Huang B *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 363: 140

Effect of Homogenization Treatment on Aging Behavior and Microstructure in Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc Alloy

Ding Yusheng, Gao Kunyuan, Guo Shanshan, Huang Hui, Wen Shengping, Wu Xiaolan, Nie Zuoren
(Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Ministry of Education, Beijing University of Technology,
Beijing 100124, China)

Abstract: The effect of homogenization treatment on aging behavior of $Al_3(Sc,Zr)$ and homogeneity of Mg were studied in Al-6Mg-0.4Mn-0.15Zr-0.04Sc alloy using Micro-hardness test, optical microscope, scanning electron microscope and transmission electron microscope. The peak hardness HV of the alloy annealed at the normal homogeneous temperature of 475 °C was 830 MPa, much lower than 920 °C of that isochronally annealed at 175~550 °C, demonstrating that the alloy does not obtain the sufficient aging strengthening from $Al_3(Sc,Zr)$ particle during one-stage annealing at 475 °C. Therefore, two-stage homogeneous treatment was designed. The first stage annealing was between 275~350 °C, where at 300 °C exhibits the highest peak hardness of 870 MPa, and the second-stage annealing was performed at 475 °C with the peak hardness of 920 MPa. The microstructure analyses indicate the $Al_3(Sc,Zr)$ particles in the two-stage annealing are much finer than those of one step annealing. After annealing at 300 °C/7 h+ 475 °C/15 h, the segregation of Mg disappears and the $Al_3(Sc, Zr)$ particles form dispersedly at the same time. Finally, a higher strength and a higher recrystallization temperature are obtained.

Key words: Al-Mg alloys; microalloying element of Sc and Zr; aging behavior; homogenization

Corresponding author: Gao Kunyuan, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Ministry of Education, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67396439, E-mail: gaokunyuan@bjut.edu.cn