

T6 热处理对粉末触变成形技术制备 $\text{Ti} @ (\text{Al}-\text{Si}-\text{Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料组织和性能的影响

张治国^{1,2}, 陈体军^{1,2}, 张学拯^{1,2}, 王延明^{1,2}

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 采用粉末触变成形技术制备了由“芯-壳”结构粒子增强的 A356Al 复合材料, 然后通过 T6 热处理进一步提高该复合材料的综合力学性能。结果表明, “芯-壳”结构增强体颗粒不仅能够提高复合材料的抗拉强度、屈服强度 (增加率分别为 18.0% 和 32.7%), 延伸率 10.8%, 具备与基体铝合金 (12.4%) 相当的塑性。在 T6 热处理过程中, 随时效时间的延长, 该复合材料的强度、硬度先增加 (1~7 h, 即欠时效) 后减小 (9~12 h, 即过时效), 在 8 h 时达到最大值 (即峰值时效), 此时复合材料的抗拉强度、屈服强度和硬度分别为 325.4 MPa、254.4 MPa 和 1019.2 MPa, 比热处理前分别提高了 33.7%、74.0% 和 48.5%; 峰值时效延伸率为 9.4%, 与热处理前相比几乎没有下降。即经过 T6 热处理后, “芯-壳”结构增强体粒子能在提高复合材料强度的同时, 最大程度地保留其良好的塑性。最后, 分析了时效 8 和 12 h 的复合材料基体中析出相的尺寸、密度和类型, 并对其强化机制进行了讨论。

关键词: 铝基复合材料; 粉末触变成形; “芯-壳”结构; T6 热处理; 组织与性能

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0520-09

由于密度低、易导热导电、耐腐蚀性强、加工性能良好、成本低等一系列优点, 铝合金在空天、汽车、电子、医疗等领域得到了广泛应用^[1-4]。但随着现代科技发展对材料性能要求的不断提高, 传统铝合金 (特别是其强度) 已经无法满足工业需求。通过向铝合金中加入增强体粒子形成颗粒增强铝基复合材料 (PRAMCs), 既能继承铝合金质轻、成本低等优点, 又可通过增强体颗粒传递载荷并引入额外位错强化, 大幅度提高铝合金的强、硬度等性能^[5-6]。综合而言, PRAMCs 具有比强度高、耐磨损耐疲劳性好、热膨胀系数低和尺寸稳定性优良等优点, 能在很大程度上克服传统铝合金性能上的不足^[7-9]。

因强、硬度高、耐磨损性好, 陶瓷颗粒如碳化硅 (SiC)、二氧化硅 (SiO₂)、二硼化钛 (TiB₂) 等, 是 PRAMCs 中最为广泛应用的增强体粒子^[10-13]。但由于陶瓷颗粒和铝合金基体界面结合强度低, 变形时易发生界面脱粘, 陶瓷颗粒增强铝基复合材料塑性较差, 通常情况下远低于铝合金基体材料。即陶瓷增强体颗粒的加入在提升铝合金的强、硬度的同时, 却以牺牲

材料的塑性为代价^[14]。为了提高增强体颗粒和铝合金基体间的界面结合强度, 以改善甚至提升复合材料的塑性, 材料研究者通过原位反应的方式制备出与铝基体具有更好的润湿性的金属间化合物 (如 Al_3Ti ^[15]、 Al_3Fe ^[16] 等) 作为增强体颗粒, 界面结合强度得到提高^[17-18], 复合材料的塑性得到一定程度的改善。然而, 金属间化合物颗粒容易破碎, 瞬时产生粒子尺寸大小的裂纹, 经失稳、扩展后使材料过早断裂^[19], 即金属间化合物颗粒增强铝基复合材料仍存在强度和塑性此长彼消的关系。金属材料的断裂理论认为在一定应力下, 只有当裂纹的尺寸达到一定长度时才会失稳、扩展。因此, 减小粒子尺寸可有效遏制裂纹的扩展, 保持材料的韧性^[20-22]。有研究发现, 当内层为较软纯金属 Fe、外层为金属间化合物 Al_3Fe ^[23] 构成的“芯-壳”状增强体颗粒时, 因外力作用下破碎形成的裂纹仅限于外层金属间化合物壳层内, 其尺寸大大减小; 另外, 裂纹的两端分别与软的 Al 基体和内层 Fe 芯相连, 使裂纹尖端钝化, 从而延缓、阻碍了裂纹的扩展。即“芯-壳”结构粒子增强的 Al 基复合材料具有比传统金属间化合物颗

收稿日期: 2023-04-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51564035)

作者简介: 张治国, 男, 1996 年生, 硕士生, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: ZZG9941029@163.com

粒增强铝基复合材料更加优异的力学性能, 尤其是更好的塑性。

受此启发, 本研究利用团队前期开发的粉末触变成形技术^[24-25], 该成形方法具有组织致密, 无需进行后续的二次变形, 且适合成形大尺寸复杂形状的零件的优点。以 A356 铝合金为模型合金, 成功制备出内层为纯 Ti、外层为 Al-Ti-Si 金属间化合物的“芯-壳”结构粒子(记作 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p$), 以克服 PRAMCs 强度和塑性间此消彼长的关系, 获得材料强韧化。同时, 为了消除 A356 铝合金基体中粗大的共晶 Si 对材料性能的不良影响, 对制备的 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p$ 增强 A356 铝基复合材料(记作 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356}$)进行 T6 热处理, 以改善共晶 Si 相尺寸、形貌和分布, 获得 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356}$ 铝基复合材料综合力学性能的进一步提升。

1 实验

本实验采用长沙天久金属材料有限公司雾化法生产的 A356 铝合金粉末和 Ti 粉, 其中 A356 铝合金粉末成分为 Al-7.2Si-0.26Mg (% , 质量分数), Ti 粉纯度 98.82%。2 种粉末形貌如图 1a 和 1c 所示, 均为球状或类球状, 其粒度分布呈明显的正态分布(图 1b 和 1d)。统计结果显示, A356 粉末平均粒径为 19.44 μm , Ti 粉平均粒径为 19.85 μm 。另外, A356 粉末的差热分析结果显示^[26], 固、液相线温度分别为 572.2 $^{\circ}\text{C}$ 、611.0 $^{\circ}\text{C}$ 。

如图 2 所示, 本实验方法可分为以下 4 个步骤:

(1)球磨混粉。按 Ti 粉与 A356 粉完全反应生成 Al_3Ti 占铝合金基体总体积 10%计算, 称取 40 g A356 铝合金粉末和 2.05 g Ti 粉, 用型号为 ND7-21 行星式球磨机球磨混合。球磨参数: 球料比为 5:1, 转速为 100 r/min, 球磨时间为 40 min, 球磨机正反转时间间隔为 5 min; (2)热压烧结。称取 80 g 混合后的粉末, 倒入内腔为 $\Phi 45 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 的热压模具中, 将模具放入真空热压烧结炉(型号 GWL-VSF-1200RY)并抽真

空。然后开始加压, 当压力升到 100 kN 左右时开始加热, 加压到 440 kN 并保持, 温度升高到 200 $^{\circ}\text{C}$ 并保温 30 min, 随后脱模取出热压块; (3)触变成形。将粉末热压块置于预热温度为 595 $^{\circ}\text{C}$ 的管式真空炉(型号为 SK-G08123K-HD, 真空度小于 1.33 Pa)中, 部分重熔 50 min, 然后迅速移入预热温度为 200 $^{\circ}\text{C}$ 的模具中, 在 190 MPa 压力下进行触变成形, 保压 20 s。最后得到 $\Phi 50 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的复合材料锭料。重复以上步骤, 即可制得一批复合材料锭料用于热处理实验;

(4)热处理。将触变得到的复合材料在箱式热处理炉(型号为 SX2-4-10)中进行固溶和时效处理, 固溶处理参数为 545 $^{\circ}\text{C}$, 1 h^[27], 取出后在 60 $^{\circ}\text{C}$ 的水中进行快速淬火; 人工时效处理参数为 170 $^{\circ}\text{C}$, (0~12) h, 其中固溶处理和时效处理的时间间隔不超过 1 h。

对制备态和不同热处理状态下的复合材料取样, 进行组织观察和机械性能试验。将金相试样依次用 400#至 2000#的砂纸打磨, 然后抛光, 最后用质量分数为 4%的 NaOH 水溶液进行腐蚀。采用 LSM800 光学显微镜(OM)进行组织观察和 QUANTA FEG 450 型并配有 EDS 的扫描电镜(SEM)对试样进行组织观察以及成分分析。使用数控电火花线切割机切取如图 3 所示的拉伸试样, 在型号 AGS-X 300 kN 的电子万能试验机上进行拉伸试验, 拉伸速率 0.2 mm/min, 每个参数的复合材料至少切出 3 个拉伸试样, 取其平均值作为最终测量值。利用型号为 WILSON VH1202 的显微硬度计测试显微硬度, 加载荷 0.1 kg, 加载时间 15 s, 每个试样随机测试 5 个点, 取其平均值作为最终的显微硬度值(HV)。使用 FEI Talos F200X 型并配有高角环形暗场(HAADF-STEM)成像探头的透射电镜观察沉淀相的高分辨晶格形貌, 操作电压为 200 kV。

利用同样的方法制备 A356 合金, 然后进行 545 $^{\circ}\text{C}$, 1 h 的固溶处理, 并在 170 $^{\circ}\text{C}$ 下分别进行 0~10 h 不同时间时效。进行拉伸试验, 并对铸态和峰时效的 A356 合金使用 OM 和 SEM 进行组织观察, 方法同上。

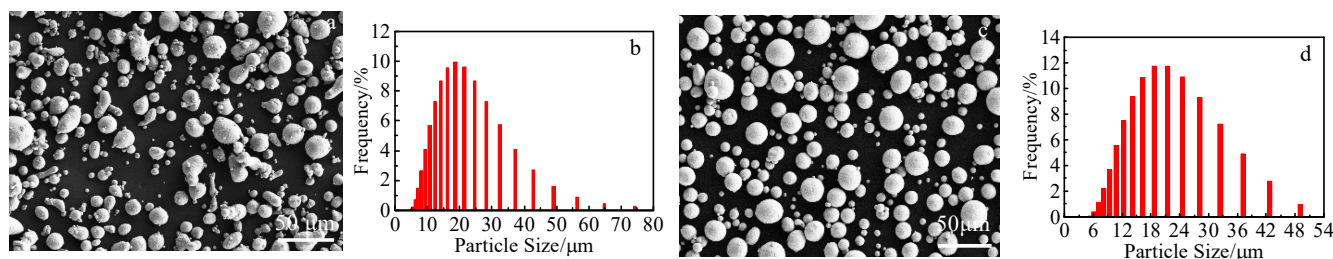


图1 原始粉末形貌及其粒度分布

Fig.1 SEM morphologies (a, c) and particle size distributions (b, d) of A356 alloy powder (a-b) and Ti powder (c-d)

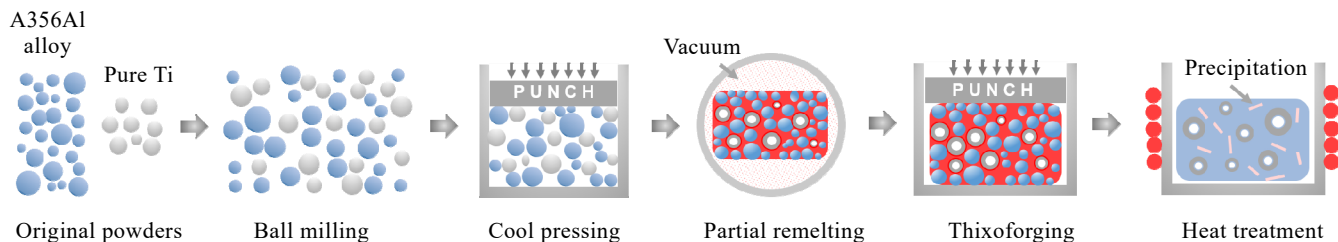
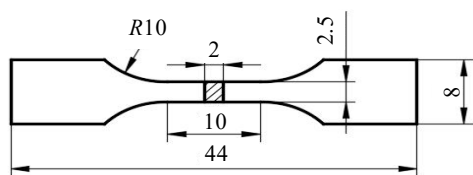
图 2 粉末触变成形技术制备 $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ 复合材料工艺示意图Fig.2 Process drawing of $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ composite prepared by powder-thixoforming

图 3 拉伸试样尺寸示意图

Fig.3 Dimensions of the tensile specimens

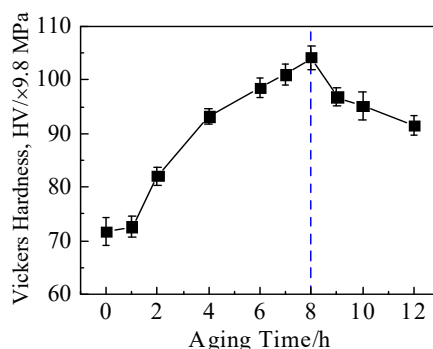


图 4 复合材料硬度随时效时间的变化

Fig.4 Variation of Vickers hardness with aging time of the composite

2 结果与讨论

2.1 复合材料基体硬度的变化

为了表征 $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ 复合材料在时效过程中的不同阶段,即欠时效、峰时效和过时效,首先研究时效过程中复合材料基体硬度的变化,结果如图 4 所示。为便于对比,同样研究了制备态和固溶态的硬度,分别为 690.9、703.64 MPa,由于固溶强化,固溶状态下材料的硬度较制备态略有增加。在时效处理过程中,随时效时间的延长,复合材料基体硬度 (HV) 先增加 (1~7 h) 后减小 (9~12 h),在 8 h 时达到最大值 (1019.2 MPa),比热处理前提高了 48.5%。据此,可将 $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ 复合材料的时效处理划分为以下 3 个阶段:欠时效 (1~7 h)、峰时效 (8 h) 和过时效 (9~12 h)。

2.2 复合材料组织的变化

粉末触变成形技术制备 $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ 复合材料 (即制备态) 的显微组织如图 5 所示。从图 5a 中可以看出,该复合材料由圆整的初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒、均匀分布于 Al 基体中的增强体颗粒和二次凝固组织 (secondary solidification structures, SSSs) 构成,其中 SSSs 由初生 $\alpha\text{-Al}$ 、($\alpha\text{-Al}+\text{Si}$) 共晶和 Mg_2Si 组成^[27]。部分 Si 呈针状 (图 5b 中箭头 A 所指),共晶 $\alpha\text{-Al}$ 与二次凝固初生 $\alpha\text{-Al}$ 混合在一起形成较大的片状 (图 5b 中箭头 B 所指)。从“芯-壳”结构增强体颗粒显微组

织放大图中不难发现,绝大多数增强体颗粒呈球形,每个颗粒由内层 Ti 芯、外层金属间化合物壳层以及最外层少量锯齿状组织构成 (图 5c)。根据壳层的 EDS 元素分布 (图 6),结合本团队之前的研究结果,该壳层是由物相为 τ_2 ($\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_2$) 的纳米颗粒组成^[28],最外层锯齿状组织为 τ_1 ($\text{Al}_5\text{Si}_7\text{Ti}_{12}$) 相^[29]。

经热处理后, $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356Al}$ 复合材料的显微组织如图 7 所示。从图 7a 可以看出,经过固溶处理后,复合材料中 SSSs 含量变少 (对比图 5a 和图 7a),部分初生相颗粒彼此接触并合并长大,形貌变得不规则。固溶处理过程中,晶间的共晶组织溶解到初生相颗粒中,共晶组织中 Si 相溶解到初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒中,共晶 $\alpha\text{-Al}$ 相与二次初生 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒 (为便于区分,从部分重熔产生的液相中凝固而来的 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒称之为二次初生 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒) 通过 Ostwald 熟化和/或合并长大连接在一起^[30]。与制备态复合材料组织相比,固溶处理后“芯-壳”壳层增厚, Ti 芯变小,说明固溶处理过程中 τ_2 相持续反应消耗 Ti 芯, τ_2 相增多,壳层增厚^[28]。分别经过 2、8 和 12 h 时效处理后 (图 7b~d),初生 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒和“芯-壳”结构增强体颗粒并未发生明显的变化,主要归因于较低的时效温度,金属间化合物比较稳定,没有进一步反应。

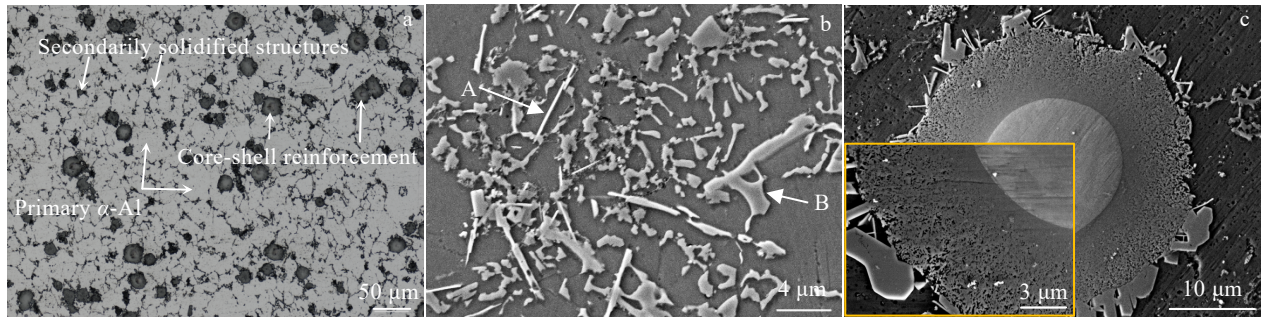


图5 铸态复合材料的显微组织

Fig.5 Microstructures of as-fabricated composite: (a) OM image, (b) SEM image of the eutectics, and (c) SEM image of a CS particle and inset is magnified image of the shell

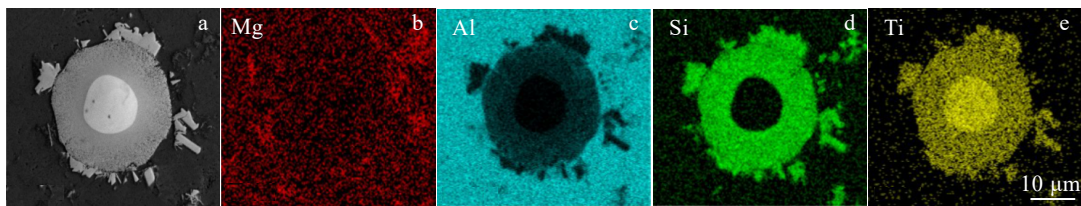


图6 “芯-壳”结构增强体颗粒 SEM 照片及 EDS 元素面分布

Fig.6 SEM image (a) and EDS mappings of Mg (b), Al (c), Si (d), Ti (e) elements of a core-shell structured (CS) particulate

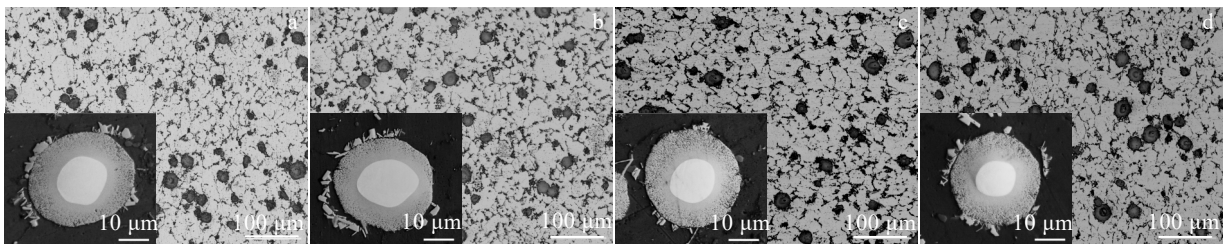


图7 复合材料经热处理后的 OM 和 SEM 照片

Fig.7 OM and SEM images of the composites aged for different time: (a) 0 h, (b) 2 h, (c) 8 h, and (d) 12 h

图8为SSSs经过不同阶段热处理后的SEM形貌,可以看出,经过固溶处理后,细小弥散呈针状的共晶Si相发生球化和一定程度的粗化(对比图8a和5b),并且由于固溶处理使共晶Si相溶解,导致共晶Si含量减少。经过不同时间(2、8、12 h)的时效处理后,无论晶界还是晶内,并未观察到有明显的析出相析出(图8b~8d),主要是因为析出相尺寸太小,在SEM下分辨不出。

为了能够更加直观地观察 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料经时效处理后基体中析出相的变化,采用TEM对时效处理8和12 h后的试样进行分析。图9为复合材料经过8 h时效处理,即峰时效状态下基体析出相形貌,从图中可以看出,有大量棒状析出相沿特定晶面 $[100]\text{Al}$ 和 $[010]\text{Al}$ 析出并长大,其平均尺寸

约为20.16 nm,面积分数为15.5%。由析出相的高分辨图像及对应的傅里叶变换可知,该析出相为 $\text{Pre-}\beta''$ 相和 β'' 相,其中 β'' 相为主要析出相,该现象与文献中的相关报道保持一致^[31]。Al-Si-Mg等系列的铝合金中, β'' 相的出现与材料的峰时效状态息息相关^[32-34]。图10为复合材料经过12 h时效处理,即过时效状态下基体析出相形貌,从图中可以看出,该状态下基体析出相除具有与峰时效相同的分布特征以及 $\text{Pre-}\beta''$ 相、 β'' 相之外,还出现了一些针状析出物。由高分辨图像及对应的傅里叶变换可知,该析出相为 β' 相,其中 β'' 相和 β' 相为主要析出相,该现象与文献中的相关报道保持一致^[35]。相比于峰时效状态,此时析出相平均尺寸有所增加(23.52 nm),面积分数稍有降低(14.7%)。

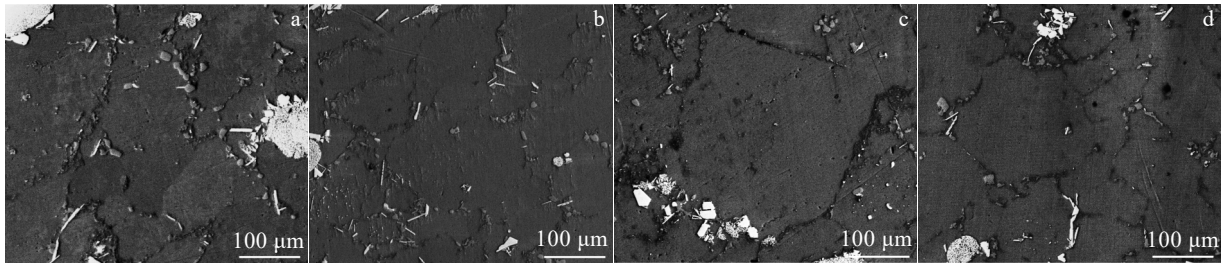


图 8 复合材料 SSSs SEM 照片

Fig.8 SEM images of SSSs composites aged for different time: (a) 0 h, (b) 2 h, (c) 8 h, and (d) 12 h

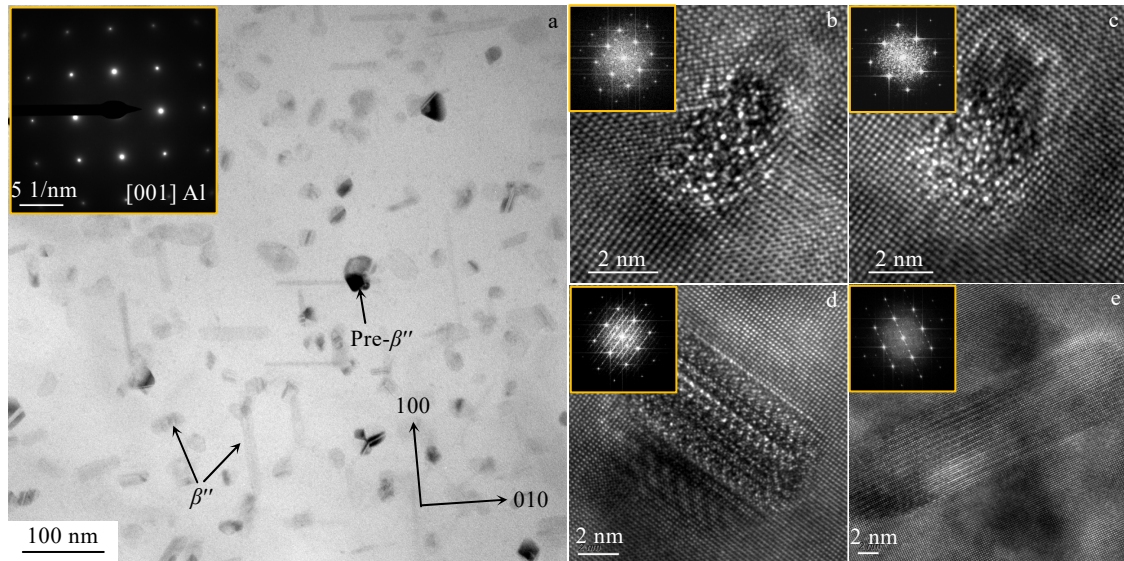


图 9 复合材料经过 8 h 时效处理后基体中的析出相 TEM 明场像、高分辨图像及其对应傅里叶变换

Fig.9 TEM images of the precipitates of the composite aged for 8 h: (a) bright field image and (b-e) HRTEM images (inset in Fig.9a is the SAED pattern and insets in Fig.9b-Fig.9e are corresponding fast Fourier transform (FFT) patterns of the precipitates)

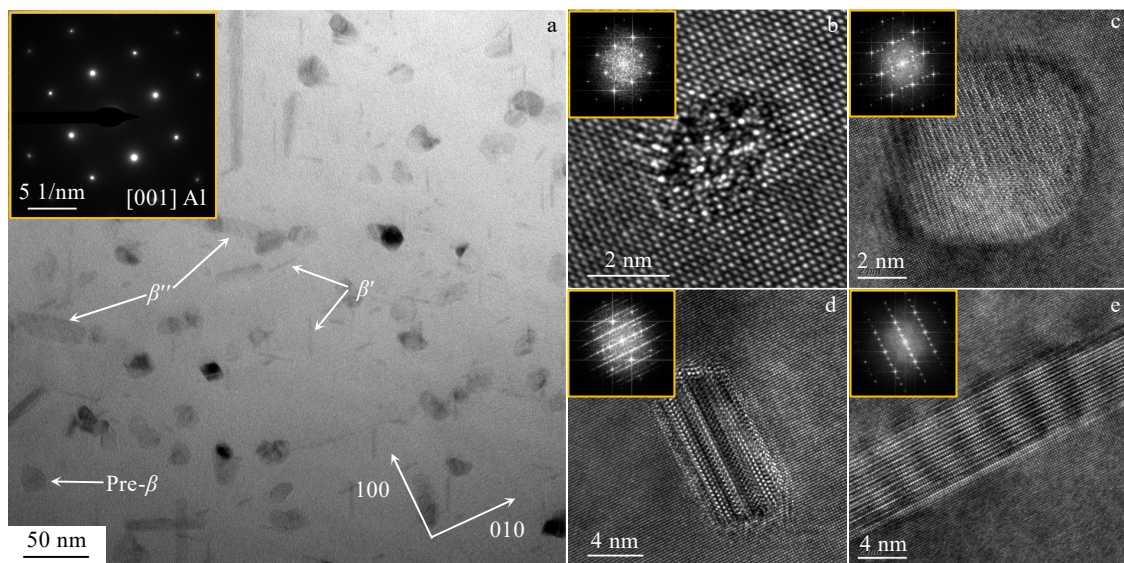


图 10 复合材料经过 12 h 时效处理后基体中的析出相 TEM 明场像、高分辨图像及其对应傅里叶变换

Fig.10 TEM images of the precipitates of the composite aged for 12 h: (a) bright field image and (b-e) HRTEM images (inset in Fig.10a is the SAED pattern and insets in Fig.10b-Fig.10e are corresponding FFT patterns of the precipitates)

为了便于对比, 同样分析了 A356 合金铸态和峰时效 (5 h) 状态下的显微组织。如图 11a 所示, 由于没有“芯-壳”结构增强体颗粒对生长的阻碍, A356 合金触变成形后初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒尺寸较大, 除此之外, 二次凝固组织比较多, 初生颗粒被二次凝固组织完全分隔开来, 形成单个的颗粒 (对比图 5a 和 11a), 其中一些尺寸异常的大初生相颗粒是合并生长所导致的。从图 11b 中可以看出二次凝固组织连续分布。而在时效 5 h 后, 初生相颗粒和二次凝固组织中都有析出相 (图 11c 中箭头所示)。更高倍的 SEM 照片表明在晶界和晶粒中的析出相为 Si 颗粒 (图 11d), 而对于 β 的析出相并未观察到, 主要是 β'' 等析出相是纳米尺寸, 在 SEM 下无法观察到, 根据复合材料基体中的析出相, 可以推测出其在峰时效下析出相主要为 $\text{Pre-}\beta''$ 和 β'' 相, 这是 Al-Si-Mg 系合金的主要强化相。

2.3 复合材料性能的变化

图 12 为 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料在热处理前、后力学性能的变化曲线, 为便于对比, 同样展示了用相同方法制备 A356 铝合金及 T6 热处理后的力学性能 (图 13)。通过对比图 12 和 13, 可以看出, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料在提高铝合金抗拉强度、屈服强度的同时 (增加率分别为 18.0% 和 32.7%), 能够维持与基体合金一样的塑性。表明相比于传统的 PRAMCs, 具有“芯-壳”结构增强体的

$\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料, 能够在很大程度上克服强度和塑性之间的反向关系。A356 铝合金在经过时效处理后, 抗拉强度和屈服强度先增加 (0~5 h) 后减小 (6~10 h), 在峰时效 (5 h) 时达到最大值, 抗拉强度和屈服强度分别为 285.5 和 204.3 MPa, 延伸率在固溶处理后达到最大值 (15.9%), 在随后的时效处理中, 持续降低, 在峰时效时, 延伸率只有 8.9% (图 13)。经过时效处理后 (图 12), 复合材料的抗拉强度和屈服强度同样先增加 (0~7 h) 后减小 (9~12 h), 在峰时效 (8 h) 时达到最大值, 相比于 A356 合金, 峰时效时间有所延后, 此时抗拉强度和屈服强度分别为 325.4 MPa 和 254.4 MPa, 相比于固溶态分别提升了 32.1% 和 69.3%, 与 A356 合金的峰时效相比, 分别提高了 14.0% 和 24.5%, 复合材料在时效过程中拉伸强度的变化趋势与硬度的变化趋势保持一致。延伸率经固溶处理后达到最大值 (15.5%), 而在随后的时效处理过程中持续降低, 即 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料经 T6 处理后表现出明显的时效硬化现象。值得注意的是, 在峰时效状态下, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料的抗拉强度和屈服强度分别比制备态提高了 33.7% 和 74.0%, 而延伸率几乎没有下降 (制备态延伸率为 10.8%, 峰时效延伸率为 9.4%)。即经过 T6 热处理后, “芯-壳”结构增强体粒子能在提高复合材料强度的同时, 最大程度保留基体铝合金良好的塑性。

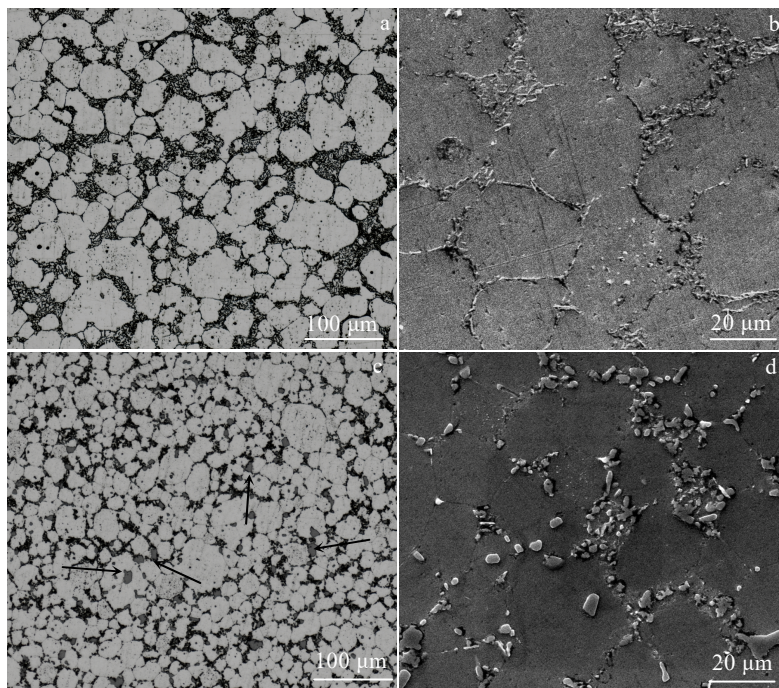


图 11 铸态和时效 5 h 的 A356 合金显微组织

Fig.11 Microstructures of A356 alloy: (a-b) as-cast and (c-d) aging for 5 h

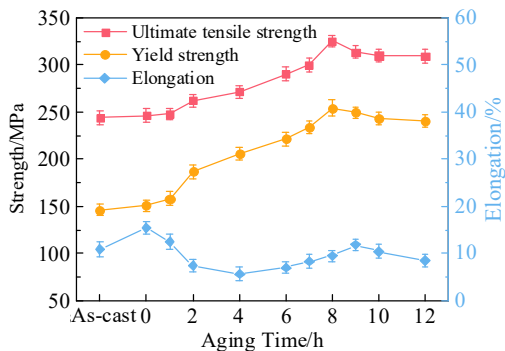


图 12 复合材料铸态及不同时效时间的拉伸性能

Fig.12 Tensile properties of as-cast and T6 treated composite

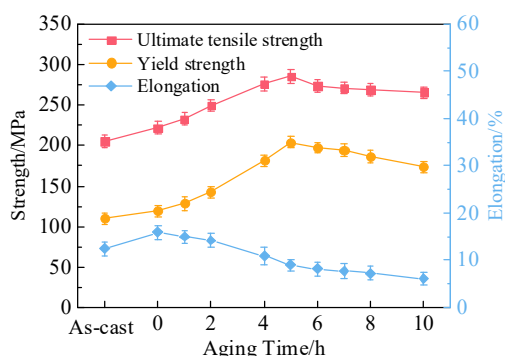


图 13 A356 合金铸态及不同时效时间的拉伸性能

Fig.13 Tensile properties of as-cast and T6 treated A356 alloy

在固溶处理过程中, 共晶组织不断向 α -Al 溶解, 造成溶质原子的固溶度增加, 晶格畸变加剧, 对位错的运动产生更多的阻碍, 固溶强化效果增加^[36-37], 因此该复合材料经过固溶处理后强、硬度增加 (1.2%, 1.3%); $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料中共晶组织的存在形式为 α -Al+Si, 硬度高且脆性大, 在拉伸过程中会严重割裂基体, 易成为裂纹源造成材料过早失效, 因此制备态复合材料延伸率较低。而经固溶处理后, 硬而脆的共晶组织消失, 此时裂纹源减少, 对基体的割裂作用减弱, 整个复合材料的变形协调性增加, 导致经过固溶处理后复合材料的延伸率得到极大提高 (增加率为 43.5%)。

A356 铝合金在时效处理过程中, 析出相的出现顺序为: GP 区 $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ 相^[38]。在欠时效阶段, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料基体中的析出相以 GP 区为主, 但由于 GP 区数量有限, 尺寸较小且与基体完全共格^[39-40], 抵抗位错切过或绕过的能力非常有限, 故欠时效阶段 GP 区的强化效果较弱, 导致强、硬度增加幅度有限; 在峰时效阶段, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料基体中的析出相以 β'' 相为主 (见图

9), 密度高、尺寸小且与基体呈半共格关系^[41], 位错切过或绕过 β'' 相需要更大的切应力, 致使强、硬度得到大幅度提升; 而在过时效阶段, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料基体中的析出相以 β'' 相和 β' 相为主 (见图 10), 密度低、尺寸大, 其中 β' 相与基体呈非共格关系^[42], 对复合材料基体的割裂作用加剧, 导致强、硬度增加幅度有所下降。由于时效过程中, 与固溶态相比, 任何类型析出相 (GP 区、 β'' 相、 β' 相) 的出现, 均会对基体组织造成一定程度的割裂, 因此延伸率持续降低。

3 结 论

1) 随时效时间的延长, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料基体硬度先增加 (1~7 h) 后减小 (9~12 h), 在 8 h 时达到最大值。

2) 经 8 h 峰时效处理后, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料基体中析出相主要为 β'' 相, 经 12 h 过时效处理后, 析出相主要为 β'' 相和 β' 相。

3) $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料在提高铝合金抗拉强度、屈服强度的同时 (增加率分别为 18.0% 和 32.7%), 能够维持与基体合金一样的塑性。

4) 随时效时间的增加, 抗拉强度和屈服强度先增加 (0~7 h) 后减小 (9~12 h), 在峰时效时达到最大值, 此时抗拉强度和屈服强度分别为 325.4 MPa 和 254.4 MPa, 比制备态分别提高了 33.7% 和 74.0%; 峰时效时延伸率为 9.4%, 与制备态相比几乎没有下降。经过 T6 热处理后, “芯-壳”结构增强体粒子能在提高复合材料强度的同时, 最大程度保留基体铝合金良好的塑性。

5) 从 GP 区到 β'' 相, 析出强化效果逐渐增强, $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356Al}$ 复合材料强、硬度逐渐升高; 而从 β'' 相到 β' 相, 析出强化效果逐渐减弱, 此时复合材料强度、硬度逐渐降低。由于各种析出相对基体的割裂作用, 时效处理过程中, 复合材料延伸率持续降低。

参考文献 References

- [1] Vasanthakumar P, Sekar K, Venkatesh K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 18: 5400
- [2] Hirsch J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(7): 1995
- [3] Olaoluwayinka O, Inegbenebor A O, Fayomi O S I et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 1107(1): 012214
- [4] Chen H S, Lee J N, Hsiung J C et al. *Life Science Journal*[J], 2012, 9(2): 202

- [5] Nie J F, Liu Y F, Wang F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140414
- [6] Mohanavel V, Rajan K, Kumar S S *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(1): 2945
- [7] Li Qian(李倩), Wen Lingyou(文灵有), Tan Yaning(谭亚宁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4093
- [8] Madhusudan B M, Raju H P, Ghanaraja S *et al. Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*[J], 2021, 102(1): 167
- [9] Nie Jinfeng (聂金凤), Fan Yong (范勇), Zhao Lei (赵磊) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2021, 35(9): 9009
- [10] Wang Yunlei, Ren Liping, Yang Fangzhou *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(4): 1270
- [11] Kang P C, Zhao Q Q, Guo S Q *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(3): 3816
- [12] Wang K, Li W F, Du J *et al. Thermochimica Acta*[J], 2016, 641: 29
- [13] Oñoro J. *Rare Metals*[J], 2011, 30(2): 200
- [14] Kanta D D, Mishra P C, Singh S *et al. Journal of Composite Materials*[J], 2015, 49(24): 2949
- [15] Ma S M, Wang Y S, Wang X M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 365
- [16] Balakrishnan M, Dinaharan I, Palanivel R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 785: 531
- [17] Ma S M, Wang X M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 754: 46
- [18] Kumar S, Manani S, Nikunj P *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 28: 2572
- [19] Ahmadvand M S, Azarniya A, Hosseini H R M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 789: 493
- [20] Zuo J R, Hou L G, Shi J T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 702: 42
- [21] Chen X Y, Li Q A, Chen J *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2019, 37(12): 1351
- [22] Wei Shaohua (魏少华), Nie Junhui (聂俊辉), Liu Yanqiang (刘彦强) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2020, 44(2): 147
- [23] Wang Y C, Song M, Ni S *et al. Materials & Design* [J], 2014, 56: 405
- [24] Li P B, Chen T J, Qin H *et al. Journal of Materials Science*[J], 2016, 52(4): 1
- [25] Chen T J, Qin H, Zhang X Z. *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53(4): 2576
- [26] Fu Wei(付伟). *Study on Semi-Solid Microstructural Evolution of Powder-Mixed Thixoforming Formed SiCp/Al Matrix Composite*(粉末混合触变成形制备 SiCp/Al 基复合材料中半固态组织的研究)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013
- [27] Zhang Jinyu(张金玉). *Fabrication of Ti@(Al-Si-Ti)_p/A356 Composite by Powder Thixoforming and Effect of Process Parameters on Solid Solution Treatment* (Ti@(Al-Si-Ti)_p/A356 复合材料的粉末触变成形及成形工艺参数对其固溶处理的影响)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2020
- [28] Zhang J Y, Chen T J, Zhang X Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 842: 155 765
- [29] Gao M, Chen T J, Zhang X Z. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 94, 247
- [30] Geng Libo(耿丽博), Chen Tijun(陈体军), Li Bo(李博) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2018, 38(10): 1120
- [31] Yuan S P, Liu G, Wang R H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 499(1-2): 387
- [32] Yang W C, Wang M P, Zhang R R *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 62(9): 705
- [33] Ram S C, Chattopadhyay K, Chakrabarty I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 454
- [34] Long H C, Chen J H, Liu C H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 566: 112
- [35] Yuan S P, Wang R H, Liu G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(27-28): 7369
- [36] Ryen Ø, Holmedal B, Nijs O *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(6): 1999
- [37] Möller H, Govender G, Stumpf W E *et al. International Journal of Cast Metals Research*[J], 2009, 22(6): 417
- [38] Edwards G A, Stiller K, Dunlop G L. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(11): 3893
- [39] Zandbergen M W, Xu Q, Cerezo A *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 101: 136
- [40] Song M Y, Kim J H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 815: 141301
- [41] Marioara C D, Andersen S J, Jansen J *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 789
- [42] Medrano P H M, Garay R C G, Estrada G I *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 828: 154429

Effect of T6 Heat Treatment on Microstructure and Properties of Ti@ $(\text{Al-Si-Ti})_p$ /A356Al Composites Fabricated via Powder Thixoforming

Zhang Zhiguo^{1,2}, Chen Tijun^{1,2}, Zhang Xuezheng^{1,2}, Wang Yanming^{1,2}

(1. School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: An A356 Al alloy based composite reinforced by core-shell structured (CS) particulates was prepared by powder thixoforming, and then the comprehensive mechanical properties of the composite were further improved by T6 heat treatment. The results show that the CS particulates not only improve the ultimate tensile strength and yield strength of the composite (increased by 18.0% and 32.7%, respectively), but also render the composite an excellent elongation of 10.8% equivalent to that of the A356 alloy (12.4%). During the T6 heat treatment, the strength and hardness of the composite increase firstly (1-7 h, i.e., under-aging) and then decrease (9-12 h, i.e., over-aging) with the extension of the aging time, reaching the maximum value at 8 h (i.e., peak aging). The ultimate tensile strength, yield strength and hardness of the composite at peak aging are 325.4 MPa, 254.4 MPa and 1019.2 MPa, respectively, which are 33.7%, 74.0% and 48.5% higher than those without the heat treatment, and the elongation is 9.4%, which has almost no decrease compared with that without heat treatment. In other words, after the T6 heat treatment, the CS particulates can improve the strength of the composite while retaining its good plasticity. Finally, the strengthening mechanisms of the composite were discussed by analyzing the size, density and type of the precipitates in the matrix of the composites aged for 8 and 12 h.

Key words: Al matrix composite; powder-thixoforming; “core-shell” structure; T6 heat treatment; microstructure and properties

Corresponding author: Chen Tijun, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: chentj@lut.edu.cn