

重熔时间对固溶态 Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356 复合材料组织和性能的影响

陈体军¹ 张治国¹ 张学拯¹ 张金玉²

(1.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;2.陕西柴油机重工有限公司)

摘 要 通过粉末触变法制备了一种“芯-壳”结构颗粒增强 A356 铝基复合材料[Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356],并对不同重熔时间下制备的复合材料进行 545 ℃×1 h 的固溶处理,研究了重熔时间对基体微观组织和“芯-壳”结构颗粒微观组织的演变和力学性能的影响。结果表明,随部分重熔时间延长,固溶态复合材料中初生 α-Al 颗粒不断粗化,共晶组织球化和粗化并且含量逐渐减少,“芯-壳”结构颗粒的壳层进一步反应增厚直至 Ti 芯被完全消耗。重熔时间为 40 min 的固溶态复合材料的力学性能最好,其屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 172.1 MPa、263.9 MPa 和 20.0%,与铸态复合材料相比分别提高了 7.3%、11.7% 和 12.4%。

关键词 粉末触变成形;铝基复合材料;“芯-壳”结构增强体;组织;力学性能

中图分类号 TB331;TG113.25;TG249.2⁺6

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.06.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Reheating Time on Microstructure and Properties of Solution-treated Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356 Composites

Chen Tijun¹, Zhang Zhiguo¹, Zhang Xuezheng¹, Zhang Jinyu²

(1.State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology; 2.Shaanxi Diesel Heavy Industry Co. Ltd.)

Abstract: A kind of particle-reinforced A356 aluminum matrix composite[Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356] with “core-shell” structure was fabricated by powder thixoforming technique, and the composites formed for different reheating time were solid solution treated at 545 ℃ for 1 h. The effects of reheating time on microstructure evolution of the matrix alloy and “core-shell” structured particles, as well as tensile properties were investigated. The results indicate that with the increase of the reheating time, the primary α-Al particles in the solution-treated composites are continuously coarsened, and the eutectic morphology is spheroidized and coarsened with content decrease. The “core-shell” structured particles further react to thickening until the Ti core is consumed. The mechanical properties of solution-treated composites are desirable when reheating time is 40 min, where the yield strength, tensile strength and elongation is 172.1 MPa, 263.9 MPa and 20.0%, which is 7.3%, 11.7% and 12.4% higher than that of as-cast ones, respectively.

Key Words: Powder Thixoforming, Aluminum Matrix Composites, “Core-shell” Structured Reinforcement, Microstructure, Mechanical Properties

A356 合金由于其良好的铸造性能,被广泛用于生产汽车铸件,如轮毂、汽缸、活塞等^[1-2]。但 A356 合金的强度较低,T5 热处理后抗拉强度仅为 252 MPa^[3]。为了进一步提高合金强度,在 A356 合金中加入陶瓷颗粒(如 TiB₂、SiC 和 Al₂O₃ 等)形成颗粒增强 A356 铝基复合材料^[4-6],利用颗粒传递载荷和引入额外的位错进

行强化,使合金强度大幅提高。颗粒增强铝基复合材料(Particle reinforced aluminum matrix composites, PRAMCs)具有比强度和比模量高、耐磨性好、热膨胀系数低和尺寸稳定性好等特点^[7-8]。然而,由于陶瓷颗粒与 Al 基体的界面结合强度较弱,PRAMCs 的延展性较差,限制了其应用^[9]。相比于陶瓷颗粒,原位形成的

收稿日期:2023-02-17;修改稿收到日期:2023-03-14
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51564035)
第一作者简介:陈体军,男,1971 年出生,教授,兰州(730050),E-mail:chentj1971@126.com
引用格式:陈体军,张治国,张学拯,等. 重熔时间对固溶态 Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356 复合材料组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(6): 729-736.
CHEN T J, ZHANG Z G, ZHANG X Z, et al. Effects of reheating time on microstructure and properties of solution-treated Ti@ (Al-Si-Ti)_p/A356 composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(6):729-736.

金属间化合物粒子(如 Al_3Ti 、 Al_3Fe 和 Al_3Ni [10-12])与 Al 基体润湿性良好且热膨胀系数相近,界面结合更加牢固,能够更有效地传递载荷,从而强化基体材料[13]。

原位形成的金属间化合物颗粒增强铝基复合材料的塑性相对较好,但脆性的金属间化合物在拉伸过程中容易瞬间完全断裂,使复合材料失效。为此,开发出了一种原位形成的“芯-壳”结构颗粒增强体, WANG Y C 等[14]利用粉末冶金法成功制备出 $\text{Fe-Al}_5\text{Fe}_2$ “芯-壳”结构粒子增强铝基复合材料,表明“芯-壳”结构颗粒由塑性的 Fe 芯和硬的 Al_5Fe_2 金属间化合物壳层组成,该复合材料较传统的原位自生复合材料具有更高的塑性。ZHANG X Z 等[15]通过粉末触变成形技术制备的原位成形芯-壳结构颗粒增强 A356 基体复合材料不仅强度高,而且解决了 PRAMCs 延展性差的问题。由于“芯-壳”结构颗粒的特殊结构,硬而脆的金属间化合物的两边是较软的芯和 Al 基体,在外力作用下,金属间化合物壳中产生的裂纹尺寸很小,而且裂纹尖端被钝化,有效地延缓或阻碍了裂纹的萌生和扩展,能在不降低强度的情况下提高延展性。传统的制备方法(即烧结)很难控制加入粒子与基体原位反应形成金属间化合物壳的厚度和基体中的孔隙率这二者间的平衡。因此,“芯-壳”结构颗粒的制备方法受到了限制。GUO B S 等[16]通过电火花等离子烧结法制备了 $\text{Ti-Al}_3\text{Ti}$ “芯-壳”结构颗粒增强 Al 基复合材料,通过轧制使组织致密化,最后通过控制退火时间来调控金属间壳层的厚度,获得了优异的屈服强度(198 MPa)和抗拉强度(241 MPa),同时伸长率高达19.8%。因此,通过热处理改变金属间化合物壳层的厚度,可有效地提高复合材料的强度和延展性。

本研究通过一种新的制备方法,即粉末触变成形,制备了原位形成“芯-壳”结构颗粒增强 A356 基复合材料。该方法具有复合材料组织致密、“芯-壳”结构颗粒分布均匀、金属间化合物壳层厚度可控等特点。由于热处理可以调控“芯-壳”颗粒尺寸并使得基体组织更加均匀,通过对不同重熔时间制备的复合材料进行 $545\text{ }^\circ\text{C} \times 1\text{ h}$ 固溶处理,研究了部分重熔时间对固溶态复合材料组织和力学性能的影响。

1 试验材料与方法

试验用 A356 粉末($\text{Al-7.2Si-0.26Mg-0.02Ti}$, 质量分数,%)的平均粒径为 $20.44\text{ }\mu\text{m}$, 纯 Ti 粉末(纯度 98.82%)平均粒径为 $20.51\text{ }\mu\text{m}$, 两种粉末均采用雾化法制备。首先,每个球磨罐中称量 40 g 的 A356 粉末和 2.05 g 的纯 Ti 粉末,在 DN7-21 行星式球磨机中混合,转速为 100 r/min,球料比为 5:1,球磨时间为 40 min,每球磨 10 min 换向一次,停机间隔为 5 min。其次,称

取 80 g 混合粉末倒入模具中并置于真空热压烧结炉(GWL-VSF-1200RY)中,抽真空小于 1.33 Pa ,在 440 kN 、 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 下热压 30 min 制成 $\phi 45\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ 的坯料。将热压坯料放入管式真空电阻炉(SK-G08123 K-HD)中并抽至真空度小于 1.33 Pa ,加热到 $590\text{ }^\circ\text{C}$ 分别保温 30~60 min。将加热后的坯料迅速放入预热 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\phi 50\text{ mm} \times 45\text{ mm}$ 的锻造模具中,在 190 MPa 下保压 20 s 进行触变成形,获得不同部分重熔时间的复合材料。最后,所有的复合材料在电阻炉(SX2-4-10)中加热到 $545\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 1 h 进行固溶处理,取出后迅速放入 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 的水中淬火。

从复合材料的中心区域切下金相试样,经过打磨抛光后,用质量分数为 4% 的 NaOH 水溶液进行腐蚀。用 LSM800 金相显微镜(OM)和 JSM6700F 扫描电镜(SEM)观察组织。使用 Image-Pro Plus 6.0 软件定量分析初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒尺寸和共晶颗粒的尺寸、长径比及含量。使用 D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪(XRD)对相成分进行分析。在电子万能试验机(AGS-X 300 KN)上进行拉伸试验,拉伸试样标距为 10 mm,横截面积为 $2\text{ mm} \times 2.5\text{ mm}$,加载速率为 0.5 mm/min ,每个参数测试 3 个拉伸试样,取平均值。通过 SEM 和 OM 分别观察断口形貌和断口侧剖形貌。

2 试验结果与分析

2.1 部分重熔时间对固溶态复合材料组织的影响

2.1.1 基体合金组织

图 1 为在不同重熔时间下铸态和固溶态 $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356}$ 复合材料的金相组织。可以看出,复合材料的组织由初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒、二次凝固组织和“芯-壳”结构增强体颗粒组成,二次凝固组织在初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒之间并且将其分隔开,“芯-壳”增强体颗粒存在于二次凝固组织中(见图 1a)。二次凝固组织是由部分重熔产生的液相在触变成形时凝固而来的组织,其主要由二次初生 $\alpha\text{-Al}$ 相和共晶组织($\alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si}$)组成。在 $595\text{ }^\circ\text{C}$ 下重熔 30 min 时,初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒尺寸小,一些颗粒相互连接形成尺寸较大、形貌不规则的晶粒(见图 1a)。随着重熔时间延长,初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒不断粗化,重熔 50 min 以后颗粒间的相互连接使形貌变得更加不规则(见图 1c 和图 1d)。这是因为重熔时间为 30 min 时加热时间较短,固液相分数还未达到平衡,液相分数低,触变成形时二次凝固组织相对较少,初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒不能被二次凝固组织完全分隔开。图 2 为初生晶粒尺寸随重熔时间的变化。可以看出,在重熔 40 min 前初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒生长速率较小,之后生长速率较大。当重熔

时间为 40 min 时,初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒的晶界依然清晰,其生长通过 Ostwald 熟化机制粗化长大,在此之后二次凝固组织较少,初生颗粒间相互连接,通过合并长大,所以生长速率较快。当晶粒通过 Ostwald 熟化机制长大,某一时刻的晶粒尺寸与初始晶粒尺寸之间的关系需要满足:

$$D_t^3 - D_0^3 = Kt \tag{1}$$

式中, D_t 为 t 时刻晶粒的尺寸; D_0 为初始晶粒的尺寸; K 为晶粒粗化系数^[17]。通过计算发现只有重熔 40 min 前初生颗粒长大符合式(1),而重熔 40 min 后颗粒长大偏离明显。固溶处理后二次凝固组织明显减少,而且初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒在固溶过程中通过 Ostwald 熟化机制

粗化^[18],当重熔时间为 30 min 时,固溶态复合材料中初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒大部分相互连接,二次凝固组织呈半连续分布(见图 1e);当重熔时间为 40 min 时,固溶态初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒粗化,并且由于相互连接形貌开始不规则(见图 1f),之后初生颗粒大片连接,颗粒尺寸变的异常大(见图 1g 和图 1h)。从图 2 中可以看出,不同重熔时间下复合材料中初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒经过 1h 固溶处理后其粗化程度基本一致,因此对于初生颗粒来说尺寸越小,固溶粗化速率越大,即固溶处理对重熔时间为 30 min 的初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒影响最大。重熔时间越长,固溶态复合材料中初生 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒尺寸越大,当重熔时间为 40 min 时,固溶态的初生颗粒形态较好。

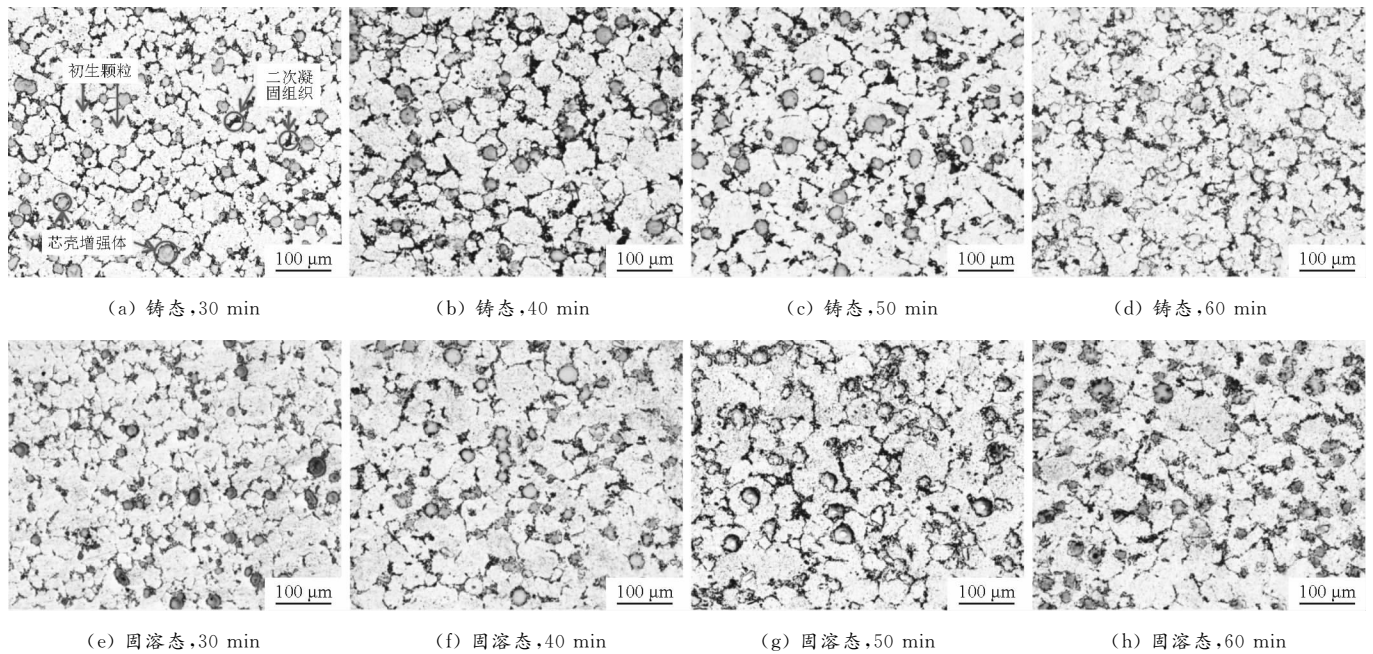


图 1 不同重熔时间下铸态和固溶态“芯-壳”结构复合材料的组织

Fig.1 Microstructure of as-cast and solution-treated composites with “core-shell” structure reheated for different time

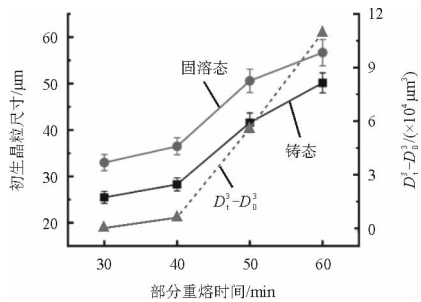


图 2 初生颗粒尺寸和 $D_t^3 - D_0^3$ 随重熔时间的变化

Fig.2 Variations of primary particle size and $D_t^3 - D_0^3$ with reheating time

图 3 为不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的共晶组织 SEM 形貌。图 4 为铸态和固溶态复合材料中共晶相尺寸、长径比和含量随重熔时间的变化。从图 3a 可以看出,共晶组织是由形貌不规则的颗粒和针棒状共晶 Si 组成。当重熔时间为 30 min 时,铸态复合材

料的共晶组织相对分散,当重熔时间增至 40 min 以后共晶组织偏聚严重(见图 3b~图 3d),且共晶颗粒随重熔时间增加而长大(见图 4a)。重熔时间为 30 min 时虽然共晶颗粒尺寸较小,但小颗粒之间相互连接,并且针状共晶 Si 较多,其长径比较大。随着重熔时间延长,更多的共晶颗粒长大成单个颗粒,共晶相的长径比有所降低(见图 4b)。此外,共晶组织的含量随重熔时间增加而减少(见图 4c),这主要是重熔的液相与加入的纯 Ti 颗粒反应生成 Al-Si-Ti 金属间化合物壳层有关^[19],壳层为 $\tau_2\text{-TiSi}_2$ 相^[20]。SCHUBERT K 等^[21]认为 Al 原子取代了部分 Si 原子,将其描述为 $\text{Ti}(\text{Al}_x\text{Si}_{1-x})_2$,其中 $0.15 \leq x \leq 0.3$,该相是富 Si 相,所以反应时主要消耗液相中的 Si 元素,导致液相中的 Si 含量减少,凝固后的共晶 Si 相也随之减少,即共晶组织含量减少,这与 XRD 图谱结果一致。固溶处理后,共晶组织发生粗

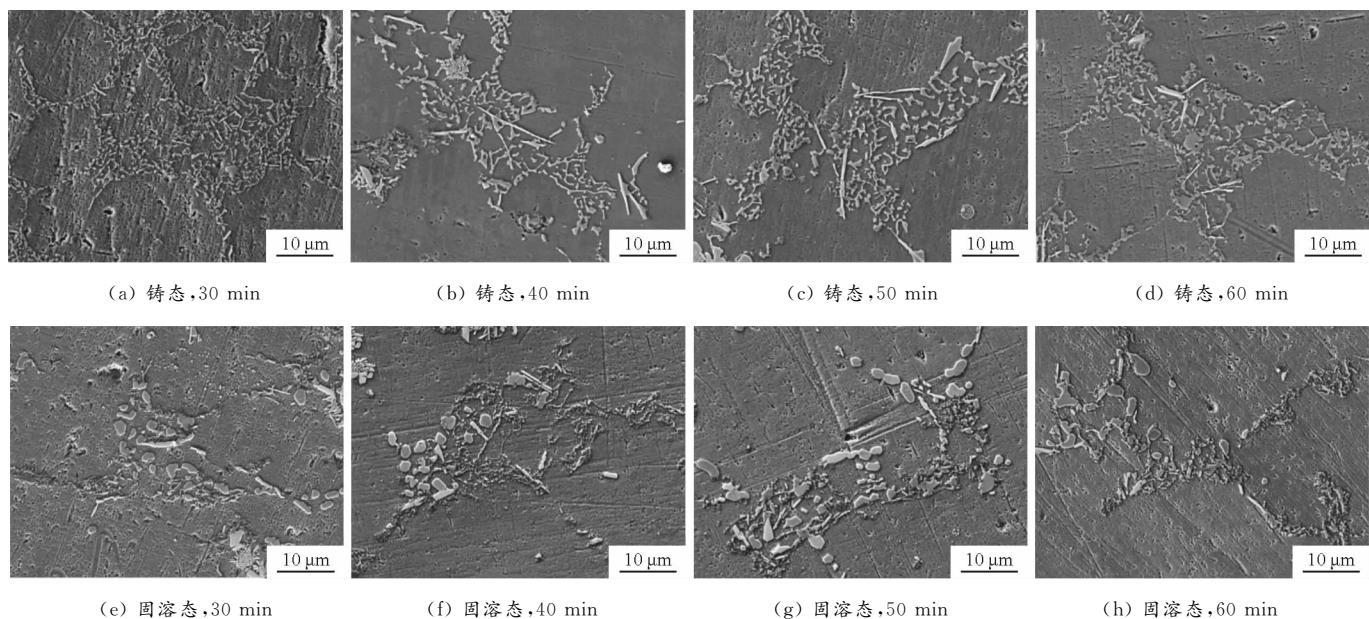


图 3 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的共晶组织

Fig.3 Eutectic structure of as-cast and solution-treated composites reheated for different time

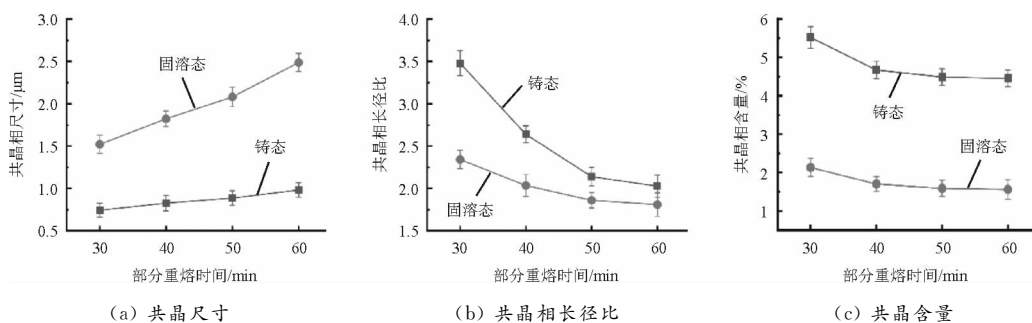


图 4 铸态和固溶态复合材料中共晶相尺寸、长径比和含量随重熔时间的变化

Fig.4 Variations of size, aspect ratio and content of eutectic phase in as-cast and solution-treated composites with reheating time

化和球化,粗化是固溶处理过程中共晶颗粒在 Ostwald 熟化机制下长大^[18],当重熔时间为 60 min 时,复合材料固溶处理后共晶相粗化严重(见图 4a)。共晶颗粒生长时在降低表面能的驱动下其形貌球化,导致长径比降低,重熔时间为 30 min 的固溶态复合材料球化最为明显(见图 4b)。从图 4c 可以看出,共晶组织的含量在固溶处理后减少,一方面,固溶处理使二次初生相和共晶相溶解到初生相颗粒中;另一方面,固溶处理过程中“芯-壳”结构增强体颗粒进一步反应^[18], τ_2 相生成主要消耗 Si 元素,且 Si 由共晶组织和初生颗粒提供。重熔时间越长,“芯-壳”颗粒尺寸越大,同时消耗的 Si 含量越多,因此重熔时间为 60 min 时共晶组织含量降低明显。

2.1.2 “芯-壳”结构增强体颗粒

图 5 为不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的“芯-壳”结构增强体颗粒形貌 SEM 图。“芯-壳”增强体颗粒由白色的 Ti 芯和灰色的金属间化合物壳以及外围不规则分布的锯齿状物组成,见图 5a。研究表明,灰色

的金属间化合物壳是 τ_2 相,外围的锯齿状物是 τ_1 -Ti₇Al₅Si₁₂ 相^[20]。对比图 5a~图 5d 可知,随着重熔时间延长,铸态复合材料中 Ti 芯被反应消耗不断变小,随之金属间化合物壳层不断增厚,锯齿状物相尺寸也增加(见图 5c 和图 5d)。另外,金属间化合物壳层并不是整体,是由细小的纳米颗粒组织,并由里到外从致密逐渐变得疏松^[22],当重熔时间为 60 min 时,壳层显著疏松,并出现一些裂纹(见图 5d)。 τ_2 相壳层的生成需要不断消耗液相中的 Si,一方面液相中的 Si 含量减少,固液相中 Si 含量平衡被打破,初生 α -Al 颗粒的 Si 向液相中扩散形成新的平衡^[23],但 Ti 与 Si 的亲合力较大^[24],反应中 Si 的消耗速度远大于液相中 Si 的形成速度;另一方面液相中 Al 含量增加,导致固液界面前沿形成成分过冷,液相中的 Al 结晶使得初生颗粒长大,这是共晶组织含量以及二次凝固组织减少的主要原因。固溶处理后“芯-壳”颗粒进一步反应,Ti 芯尺寸减少,壳层增厚,锯齿状的 τ_1 相变成尺寸较大的片状(见图 5e 和图 5f),且 τ_2 相壳层变得更加疏松(见图 5b 和图 5f,图 5c

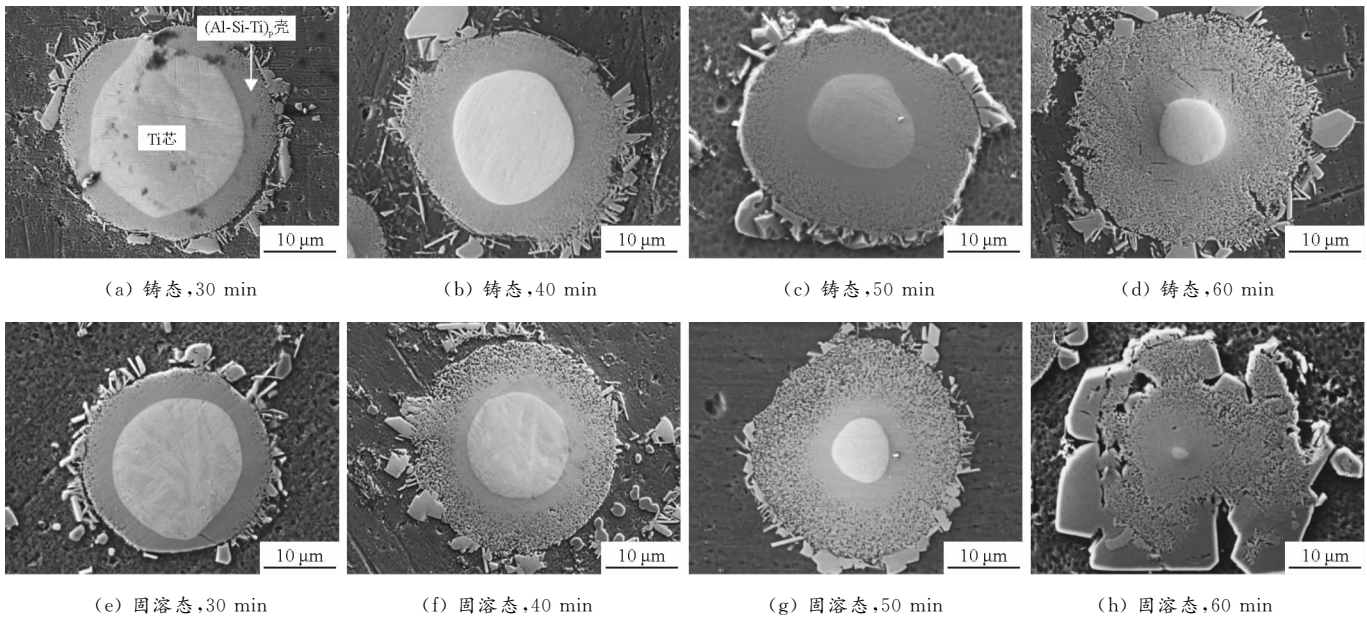


图5 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的“芯-壳”结构增强体颗粒

和图5g),当重熔时间为60 min时,“芯-壳”颗粒大部分完全反应,Ti芯消失而 τ_2 相颗粒呈弥散分布(见图5h)。在固溶处理过程中“芯-壳”颗粒反应消耗的Si元素由共晶组织和初生 α -Al颗粒提供,所以固溶后共晶组织含量降低。

图6为不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的XRD图谱。可以看出,所有复合材料中都有Al、Si、Ti、 τ_1 和 τ_2 相。另外在重熔50 min以后的铸态和固溶态复合材料中还检测到 Al_3Ti 相。有研究表明, τ_2 相的生成受到Si含量的影响,当Si含量低于10.3%时形成富Al的 $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ 相^[25]。重熔过程中共晶最先熔化形成液相,所以液相富Si、Ti颗粒与液相反应生成 τ_2 相,随着重熔时间延长,一方面液相中的Si由于被消耗含量降低,另一方面重熔温度升高,初生 α -Al颗粒熔化,液相中Al含量增加而Si含量降低,所以液相中的Si含量不断降低,当降低到一定程度后形成 $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ 相。通过对比图6a和图6b发现,固溶后 $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ 相几乎消

失,而 τ_2 相增多。 τ_2 相增多有两方面的原因,首先“芯-壳”颗粒在固溶过程中继续反应生成 τ_2 相;其次 $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ 相在固溶过程中发生相变生成 τ_2 相^[26],富Al的 $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ 相转变成富Si的 τ_2 相需要消耗Si元素,Si元素由初生颗粒和共晶组织提供。由于共晶组织中Si含量较高,因此主要由共晶组织提供,这是固溶处理后共晶含量降低的主要原因。

2.2 部分重熔时间对固溶态复合材料性能的影响

2.2.1 力学性能

图7为不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的强度和伸长率。可以看出,随着重熔时间延长,铸态复合材料的抗拉强度和屈服强度先增加后降低,当重熔时间为50 min时达到峰值,抗拉强度和屈服强度分别为259 MPa、157.6 MPa。固溶处理后不同重熔时间的复合材料强度都有所提升,重熔时间为50 min的固溶态复合材料强度达到峰值,抗拉强度和屈服强度分别为267 MPa和178.6 MPa,相对于铸态复合材料分别提升

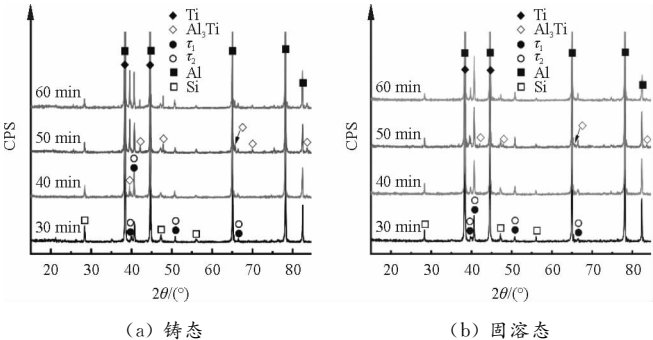


图6 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的XRD图谱
Fig.6 XRD patterns of as-cast and solution-treated composites reheated for different time

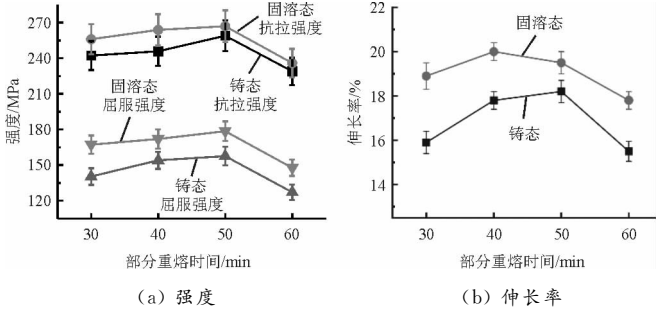


图7 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的力学性能
Fig.7 Variations of mechanical properties of as-cast and solution-treated composites with reheating time

了 3.1% 和 13.3%。铸态复合材料的伸长率变化的趋势和强度一致,在 50 min 时达到峰值 18.2%。固溶态复合材料伸长率相对于铸态复合材料大幅提升,重熔时间为 30 min 的复合材料提升幅度最大(为 18.9%),当重熔时间为 40 min 时达到峰值(20.0%),提升了 12.4%,重熔时间为 50 min 的固溶态复合材料伸长率提升最小,仅有 7.1%。综上,重熔时间为 40 min 的固溶态复合材料的综合力学性能最好,抗拉强度和屈服强度分别为 263.9 MPa 和 172.1 MPa,相较于铸态分别提高了 11.7% 和 7.3%。

二次凝固组织是复合材料最脆弱的地方,存在疏松、杂质等缺陷,裂纹优先在这些地方产生并沿着二次凝固组织扩展^[27],所以二次凝固组织会降低复合材料的性能。针状的共晶 Si 对材料强度和塑性不利,随着重熔时间延长,针状的共晶 Si 占比减少,晶界处的应力集中减少,复合材料的强度和塑性得到改善。“芯-壳”结构颗粒由于坚硬的金属间化合物壳层的两端是较软的 Ti 芯和 Al 基体,使在壳层中产生的裂纹尖端钝化,阻碍裂纹的扩展,产生的裂纹尺寸较小^[15],可有效地提高复合材料的强度和塑性。在重熔时间为 50 min 前壳层不断增厚,并且壳层致密,其强化效果也不断增加,当重熔时间为 60 min 时“芯-壳”颗粒壳层疏松,容易产生裂纹并扩散,其强化效果大大降低,这是重熔时间为 60 min 的复合材料强度和伸长率大幅降低的主要原因。固溶处理后初生 α -Al 颗粒尺寸增加,降低了固溶态复合材料的强度和塑性;二次凝固组织中的二次初生相溶

解到初生颗粒中,二次凝固组织减少,而共晶组织球化大大降低了晶界处的应力集中,使得一些初生颗粒相互连接,提高了初生颗粒间的结合强度,使得沿晶断裂的方式减少,提高了复合材料强度。当重熔时间为 30 min 时,固溶态的“芯-壳”结构颗粒壳层增厚且致密,其强化和韧化效果都有所提升,重熔时间为 40 min 后的“芯-壳”颗粒壳层增厚但变得疏松,其强化效果降低,当厚度增加到一定程度后,疏松的壳不仅容易产生裂纹而且裂纹尺寸较大,这样“芯-壳”颗粒会过早失效,复合材料强度和塑性大大降低。

2.2.2 断口分析

图 8 和图 9 分别为复合材料的断口形貌和断口侧剖。可以看出,当重熔时间为 30 min 时,由于重熔时间短,液相分数少,凝固补缩和充型能力不足,从在图 8a 可以明显观察到缩孔和孔洞(圆圈处)。由于共晶和缺陷的影响,二次凝固组织的应力集中较大,这些缺陷导致裂纹优先在二次凝固组织中产生和扩展,断裂方式以沿晶断裂为主(见图 9a)。在图 8a 中还可以看到较多断裂的“芯-壳”结构颗粒(箭头处),而且在“芯-壳”颗粒周围形成撕裂带,这表明“芯-壳”结构颗粒与 Al 基体的界面结合强度高,而且还发现较多的细小韧窝,说明复合材料是延性断裂。随着重熔时间延长,液相分数增多,凝固补缩和充型能力提高,当重熔时间为 40 min 时,孔洞缺陷明显减少(见图 8b),组织更致密,初生颗粒间的结合强度提高,并且二次凝固组织减少,初生颗粒间相互连接,裂纹不仅沿二次凝固组织扩展,也会在

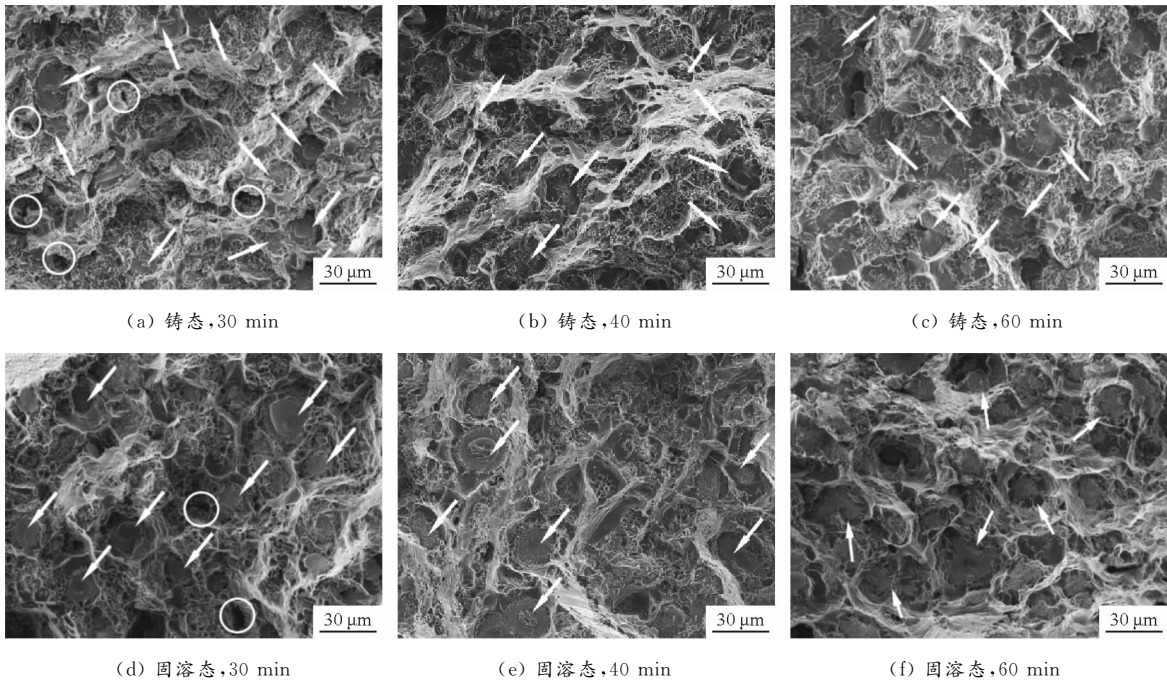


图 8 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of as-cast and solution-treated composites reheated for different time

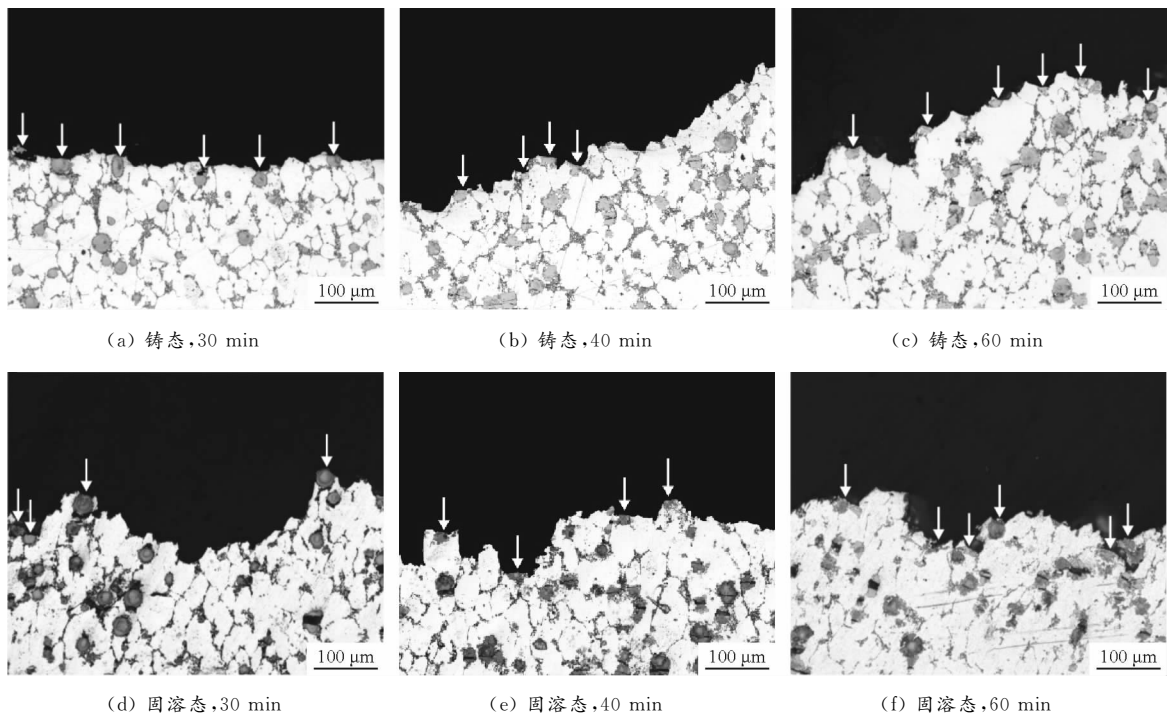


图9 不同重熔时间下铸态和固溶态复合材料的断口侧剖

Fig.9 Side-views of fracture of as-cast and solution-treated composites reheated for different time

初生颗粒上扩展,此时断裂方式为沿晶和穿晶的混合断裂模式(见图 9b)。在图 8b 中可以看到,断口处断裂的“芯-壳”颗粒数量有所减少,而撕裂带更多,具有良好的塑性变形,此时制备态复合材料的强度和塑性最好。当重熔时间为 60 min 时(见图 9c)，“芯-壳”结构颗粒虽然尺寸较大,但疏松的壳使裂纹更容易产生和扩展,“芯-壳”结构颗粒更容易破裂,断裂的“芯-壳”结构颗粒周围的撕裂带明显减少,由于二次凝固组织减少,断裂方式仍为穿晶和沿晶的混合断裂,此时复合材料的强度和塑性大幅降低。

重熔时间为 30 min 的固溶态复合材料中同样可以观察到较多的孔洞缺陷(图 8d 中圆圈处),由于二次凝固组织减少和共晶组织球化,初生颗粒间的结合强度提高,裂纹在初生颗粒上传播,穿晶断裂的比例提高,断裂方式为沿晶和穿晶的混合断裂方式(见图 9d)。与铸态相比,韧窝尺寸增加,其塑性更好(见图 8a 和图 8d)。当重熔时间为 40 min 时,撕裂带增多,“芯-壳”结构颗粒周围的撕裂带更加明显,韧窝尺寸增加(见图 8e),这表明增强体与基体结合良好,此时固溶态复合材料的塑性提升。重熔时间为 60 min 的固溶态复合材料中撕裂带更为明显,只有极少的大尺寸韧窝出现在二次凝固组织中,“芯-壳”结构颗粒由于 Ti 芯消失而发生脆断。

3 结 论

(1)固溶处理后 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356}$ 复合材料中初生相 $\alpha\text{-Al}$ 颗粒粗化,共晶组织球化粗化且含量减

少,随着重熔时间延长,固溶态复合材料的初生颗粒不断粗化,并且重熔时间为 40 min 后通过合并长大,形貌变得极其不规则。

(2)重熔时间为 50 min 的铸态 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356}$ 复合材料中形成壳层厚且致密的理想的“芯-壳”结构增强体颗粒,固溶处理后壳层增厚但变得疏松,其强化效果降低;重熔时间为 40 min 的固溶态复合材料中“芯-壳”结构增强体颗粒的形态和强化效果达到最佳。

(3)重熔时间为 40 min 的固溶态 $\text{Ti} @ (\text{Al-Si-Ti})_p / \text{A356}$ 复合材料中综合力学性能最好,屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 172.1 MPa、263.9 MPa 和 20%,相对于铸态复合材料分别提升了 7.3%、11.7% 和 12.4%。

参 考 文 献

[1] 毛建辉, 张玉贤, 姜路, 等. A356 铸造铝合金轮毂组织与性能分析[J]. 中国冶金, 2021, 31(5): 66-71.

[2] 陈立奇, 陈云飞, 盛克拉. 铝合金固溶时效生产线及其应用[J]. 热处理, 2016, 31(6): 41-43.

[3] CAVALIERE P, CERRI E, LEO P. Effect of heat treatments on mechanical properties and fracture behavior of a thixocast A356 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(5): 1 653-1 658.

[4] WANG M L, CHEN D, CHEN Z, et al. Mechanical properties of in-situ $\text{TiB}_2 / \text{A356}$ composites[J]. Materials Science and Engineering, 2014, A590: 246-254.

[5] MAZAHERY A, SHABANI M O. Mechanical properties of A356 matrix composites reinforced with nano-SiC particles[J]. Strength of Materials, 2012, 44: 686-692.

- [6] SAJJADI S A, EZATPOUR H R, PARIZI M T. Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/ Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes[J]. Materials & Design, 2012, 34: 106-111.
- [7] 孔亚茹, 郭强, 张获. 颗粒增强铝基复合材料界面性能的研究[J]. 材料导报, 2015, 29(9): 34-43, 49.
- [8] SENTHIL S, RAGURAMAN M, MANALAN D T. Manufacturing processes & recent applications of aluminium metal matrix composite materials: A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 45(7): 5 934-5 938.
- [9] HAN G, ZHANG W Z, ZHANG G H, et al. High-temperature mechanical properties and fracture mechanisms of Al-Si piston alloy reinforced with in situ TiB_2 particles[J]. Materials Science and Engineering, 2015, A633: 161-168.
- [10] 孙建波, 曾广凯, 邹杰, 等. $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{A356}$ 铝基复合材料的显微组织及拉伸力学性能[J]. 复合材料学报, 2021, 38(9): 2 981-2 988.
- [11] BALAKRISHNAN M, DINAHARAN I, PALANIVEL R, et al. Effect of friction stir processing on microstructure and tensile behavior of AA6061/ Al_3Fe cast aluminum matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 785: 531-541.
- [12] 杨涛, 陈刚, 史经浩, 等. 原位 Al_3Ni 颗粒增强 A356 基复合材料的显微组织与耐磨性能研究[J]. 功能材料, 2016, 47(1): 1 131-1 135.
- [13] DINAHARAN I, MURUGAN N. Microstructure and some properties of aluminium alloy AA6061 reinforced in situ formed zirconium diboride particulate stir cast composite[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2014, 27(2): 115-121.
- [14] WANG Y C, SONG M, NI S, et al. In situ formed core-shell structured particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Materials and Design, 2014, 56: 405-408.
- [15] ZHANG X Z, CHEN T J, MA S M, et al. Overcoming the strength-ductility trade-off of an aluminum matrix composite by novel core-shell structured reinforcing particulates[J]. Composites, 2021, B206: 108 541.
- [16] GUO B S, SONG M, ZHANG X M, et al. Achieving high combination of strength and ductility of Al matrix composite via in-situ formed Ti- Al_3Ti core-shell particle[J]. Materials Characterization, 2020, 170: 110 666.
- [17] LIU G F, CHEN T J, WANG Z J. Effects of solid solution treatment on microstructure and mechanical properties of $\text{SiC}_p/2024\text{ Al}$ composite: A comparison with 2024 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A817: 141 413.
- [18] ZHANG J Y, CHEN T J, ZHANG X Z, et al. Simultaneously strengthening and toughening a core-shell structured particulate reinforced aluminum alloy-based composite by solid solution treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 842: 155 765.
- [19] 王英俊, 陈体军, 张素卿, 等. 重熔时间对原位自生壳-芯结构粒子形成的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(8): 848-851.
- [20] GAO M, CHEN T J, ZHANG Z X. Formation of TiAlSi intermetallics during heating Ti-A356 Al mixed powder compact at semi-solid temperature[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 94: 247-263.
- [21] SCHUBERT K, MEISSNER H G, RAMAN A, et al. Einige strukturdaten metallischer phasen (9)[J]. Naturwissenschaften, 1964, 51: 287.
- [22] 张金玉. $\text{Ti}@\text{(Al-Si-Ti)}_p/\text{A356}$ 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]. 兰州: 兰州理工大学, 2020.
- [23] RAPPAZ M, BOETTINGER W J. On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients[J]. Acta Materialia, 1999, 47(11): 3 205-3 219.
- [24] CHEN T J, GAO M, TONG Y Q. Effects of alloying elements on the formation of core-shell-structured reinforcing particles during heating of Al-Ti powder compacts[J]. Materials, 2018, 11(1): 138.
- [25] GAO M, CHEN T J, PU P P, et al. Effect of the Si Content on the reactions between Ti and Al-Si alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2022, A53(12): 4 449-4 470.
- [26] MA S M, LI N, ZHANG C, et al. Evolution of intermetallic phases in an Al-Si-Ti alloy during solution treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154 872.
- [27] CHEN T J, GENG L B, QIN H, et al. Core-shell-structured particle reinforced A356 matrix composite prepared by powder-thixo-forming; Effect of reheating temperature[J]. Materials, 2018, 11(9): 1 718.

(编辑:彭瑾)

《特种铸造及有色合金》征稿启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管,中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,SA、CA、MA、AJ、Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊面向国内外广大科技工作者征稿,征稿内容包括:各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料的成形理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,此外还包括各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、新能源材料、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术和技术研究成果等。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司



地址:武汉市江岸区九万方路 26 号

邮编:430019

电话:027-85358206,85486024

传真:027-85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

