

搅拌摩擦加工优化 Al-Si-Mg-Sc 合金的力学性能

谢金财 程伟 余灿梅 刘崇宇 江鸿杰 黄宏锋

(桂林理工大学材料科学与工程学院)

摘要 分别对亚共晶与共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金进行搅拌摩擦加工(FSP)及后续固溶时效(T6)热处理,研究了不同状态下 Al-Si-Mg-Sc 合金的微观结构及力学性能。结果表明,FSP 可消除铸态合金的孔洞缺陷并破坏 Si 相网状结构,同时 FSP 还可碎化 AlSi_2Sc_2 及 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 等金属间化合物相。后续 T6 处理可促使 FSP 态合金内析出高密度 β'' 相。FSP 可大幅优化 T6 态亚共晶与共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金的力学性能,FSP+T6 态合金的强化机制包括析出强化及细小过剩相强化,其断裂模式为典型的韧性断裂。

关键词 铝合金;搅拌摩擦加工;显微组织;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG453⁺.9

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.05.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Mechanical Properties of Al-Si-Mg-Sc Alloys by Friction Stir Processing Optimization

Xie Jincai, Cheng Wei, Yu Canmei, Liu Chongyu, Jiang Hongjie, Huang Hongfeng

(College of Material Science and Engineering, Guilin University of Technology)

Abstract: Friction stir processing(FSP) and subsequent solution and artificial aging (T6) treatment were conducted on hypoeutectic and eutectic Al-Si-Mg-Sc alloys, and the microstructure as well as mechanical properties of the alloy were investigated at different states. The results indicate that FSP can eliminate the hole defects and effectively destroy Si phase network structure, breaking intermetallic AlSi_2Sc_2 , $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ phases in the casting alloy. T6 treatment can promote the precipitation of high density β'' phase in the FSP alloys. FSP can greatly optimize the mechanical properties of hypoeutectic and eutectic Al-Si-Mg-Sc alloys in T6 state. The strengthening mechanisms of the alloys with FSP and T6 treatment include precipitation strengthening and excess phase strengthening effects, and fracture mode is typical plastic fracture.

Key Words: Al Alloy, Friction Stir Processing, Microstructure, Mechanical Properties

Al-Si-Mg 合金因其良好的耐磨性能、低热膨胀系数及密度、高弹性模量和比强度、优异的铸造流动性能,已被广泛应用于汽车制造、轨道交通及航空航天等领域^[1~3]。

铸造孔洞、粗大的 Al 基体晶粒及网状 Si 相通常导致铸态 Al-Si-Mg 合金的强度及塑性均较低。固溶-峰值人工时效(T6)处理可使 Al-Si-Mg 合金内形成高密度纳米 β'' 相,进而通过析出强化效应提高其强度^[4~6]。然而,热处理无法消除铸造孔洞及粗大的合金组织,因此,常规 T6 处理无法提高 Al-Si-Mg 合金的塑性。

塑性变形是一种消除铸造孔洞并细化合金晶粒的有效方法。轧制^[7]、挤压^[8]、锻造^[9]等变形技术均已被用于优化 Al-Si-Mg 合金的力学性能。然而,上述常规变形技术的变形量均较小,无法大幅优化 Al-Si-Mg 合

金的力学性能。

剧烈塑性变形可有效地破坏 Al-Si-Mg 合金中的 Al-Si 共晶结构,并使 Si 相均匀分布在铝基体中。搅拌摩擦加工(FSP)是一项由搅拌摩擦焊接发展而来的剧烈塑性变形技术^[10]。相比于其他大塑性变形工艺,FSP 可更高效地制备大尺寸细晶结构铝合金,已被用于提高 Al-Si-Mg 合金的室温拉伸及疲劳强度^[11,12]。此外,低位错密度及完全再结晶结构特征还使 FSP 后的铝合金具备优异的塑性。MA Z Y 等^[13,14]采用 FSP 制备的细晶结构 Al-Si-Mg 合金的室温及高温伸长率可分别达到 28% 和 650%。

Sc 是熔铸铝合金过程中的重要孕育剂,已被用于细化多种变形铝合金^[15~19]。近年来,陆续出现了关于 Sc 细化 Al-Si 基合金的报道,研究结果表明,Sc 可细化

收稿日期:2021-09-30;修改稿收到日期:2021-11-04

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51601045)

第一作者简介:谢金财,男,2000 年出生,本科生,广西桂林(541004),E-mail:3309835585@qq.com

通信作者:刘崇宇,男,1984 年出生,副教授,广西桂林(541004),E-mail:lcy261@glut.edu.cn

引用格式:谢金财,程伟,余灿梅,等. 搅拌摩擦加工优化 Al-Si-Mg-Sc 合金的力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(5):569-573.

XIE J C, CHENG W, YU C M, et al. Mechanical properties of Al-Si-Mg-Sc alloys by friction stir processing optimization[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(5):569-573.

Al-Si 合金晶粒并提高其热稳定性^[20~23]。因此,相比于 Al-Si-Mg 合金,Al-Si-Mg-Sc 合金具有更优异的力学及抗腐蚀性能^[24~26]。然而,目前关于采用 FSP 优化 Al-Si-Mg-Sc 合金性能的报道很少。

本课题拟分别对 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc(亚共晶)和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc(共晶)合金进行 FSP 加工及 T6 处理,并比较合金在 FSP 前后的微观结构及力学性能,最终获得具有优异力学性能的 Al-Si-Mg-Sc 合金,为其应用提供参考。

1 试验方法

以 99.7%(质量分数,下同)的纯铝锭、Al-30Si、Al-50Mg 和 Al-2Sc 中间合金为原材料,采用熔铸工艺制备尺寸为 200 mm×100 mm×35 mm 的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金铸锭。对铸锭进行 500 °C×16 h 的均匀化热处理,并切割成 5 mm 厚的板材。对切割后的板材分别进行常规 T6 处理、FSP 以及 FSP 后 T6 处理。T6 处理工艺为 535 °C×1 h 固溶+水淬,并进行 170 °C 人工时效。采用 Leco-LM 248AT 显微硬度仪对时效态合金硬度进行测试,发现 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的人工时效峰值硬度所对应时间分别为 7 和 4.5 h。因此两种合金的时效时间分别为 7 和 4.5 h。

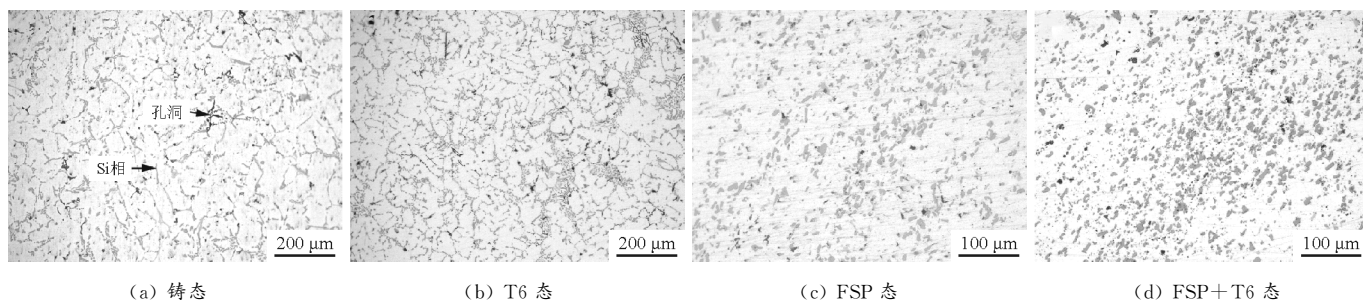


图 1 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 OM 照片

Fig.1 OM images of Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc alloys

图 2 为 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 OM 照片。可以看出,铸态 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的共晶 Si 相也以网状形态分布在铝合金基体中。与 Al-7Si-0.7Mg-

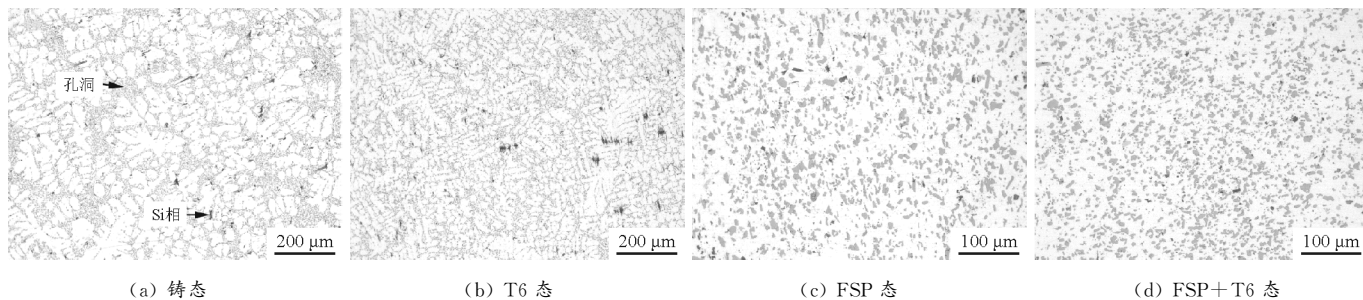


图 2 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 OM 照片

Fig.2 OM images of Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc alloys

根据前期对 Al-Si-Mg 合金进行 FSP 的研究^[27],本试验对 Al-Si-Mg-Sc 合金进行 FSP 的搅拌针行进速度和旋转速度分别设定为 100 mm/min 和 800 r/min。搅拌工具的凹型轴肩直径为 10 mm,搅拌针为锥形,针长、根部直径、头部直径分别为 2.7、5.0 及 2.5 mm。

通过 DMi8 光学显微镜(OM)、Gemini SEM300 扫描电镜(SEM)和 FEI Tecnai G² F20 S-TWI 透射电镜(TEM)观察各试样微观组织。沿加工方向,采用线切割制备出 21 mm×1 mm 片状拉伸试样,在 Instron-3369 型万能力学试验机上进行拉伸性能测试,应变速率为 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。采用 SEM 观察失效试样断口形貌。

2 试验结果与讨论

图 1 为 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 OM 照片。可以看出,铸态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的共晶 Si 相以网状形态分布在铝合金基体中,共晶 Si 相间距约为 60 μm,同时可见大量孔洞缺陷(见图 1a)。T6 态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金表现出与铸态合金相似的微观结构,可见 T6 处理无法完全消除铸造孔洞缺陷(见图 1b)。FSP 明显碎化了粗大 Si 相网状结构,并使等轴状 Si 相均匀分布在铝合金基体中,同时 FSP 也消除了铸造缺陷(见图 1c)。T6 处理同样未能改变 FSP 态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的 Si 相分布(见图 1d)。

0.5Sc 合金相比,Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的 Si 相体积分数更高,因此,Si 相间距更小,同样存在大量孔洞缺陷(见图 2a)。T6 处理后的 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc

合金表现出与铸态合金相似的微观结构(见图 2b)。FSP 也明显碎化了粗大 Si 相网状结构,并使等轴状 Si 相均匀分布在铝合金基体中(见图 2c)。T6 处理同样

未能改变 FSP 态 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的 Si 相分布(见图 2d)。

图 3 为 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 SEM 形貌。根

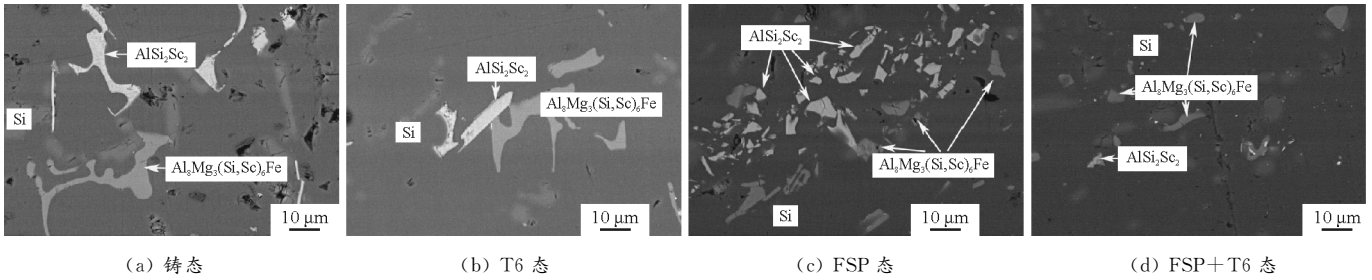


图 3 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 SEM 形貌
Fig.3 SEM morphologies of Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc alloys

据能谱数据可知,铸态合金内存在 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 两种金属间化合物,其形状不规则且尺寸较大(见图 3a)。T6 处理同样未能改变 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 相的尺寸、形貌与分布(见图 3b)。FSP 则可以显著细化 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 相,并使其较均匀地分布在铝合金基体中(见图 3c)。与 FSP 态相比,FSP+T6 态合金的粗大第二相形态未发生显著改变(见图 3d)。

图 4 为 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 SEM 形貌。可以看出,铸态合金内也存在 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 两种金属间化合物。相比于 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金,高 Si 含量使 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 化合物尺寸更小,但密度更高(见图 4a)。FSP 同样可以显著地碎化 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的第二相,并使其较均匀地分布在铝合金基体中(见图 4b)。T6 处理未改变铸态合金和 FSP 态合金内 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 相的形貌、尺寸及分布,因此 T6 态及 FSP+T6 态 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 的 SEM 照片未呈现。

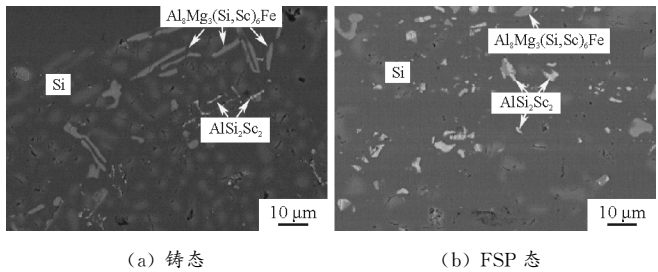


图 4 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 SEM 形貌
Fig.4 SEM morphologies of Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc alloys

图 5 为不同处理状态的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 TEM 照片。可以看出,T6 态和 FSP+T6 态合金内均含有高密度纳米析出相(见图 5a、图 5b、图 5e、图 5f)。FSP 态的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金内未发现纳米析出相(见图 5c),但同样状态的 Al-

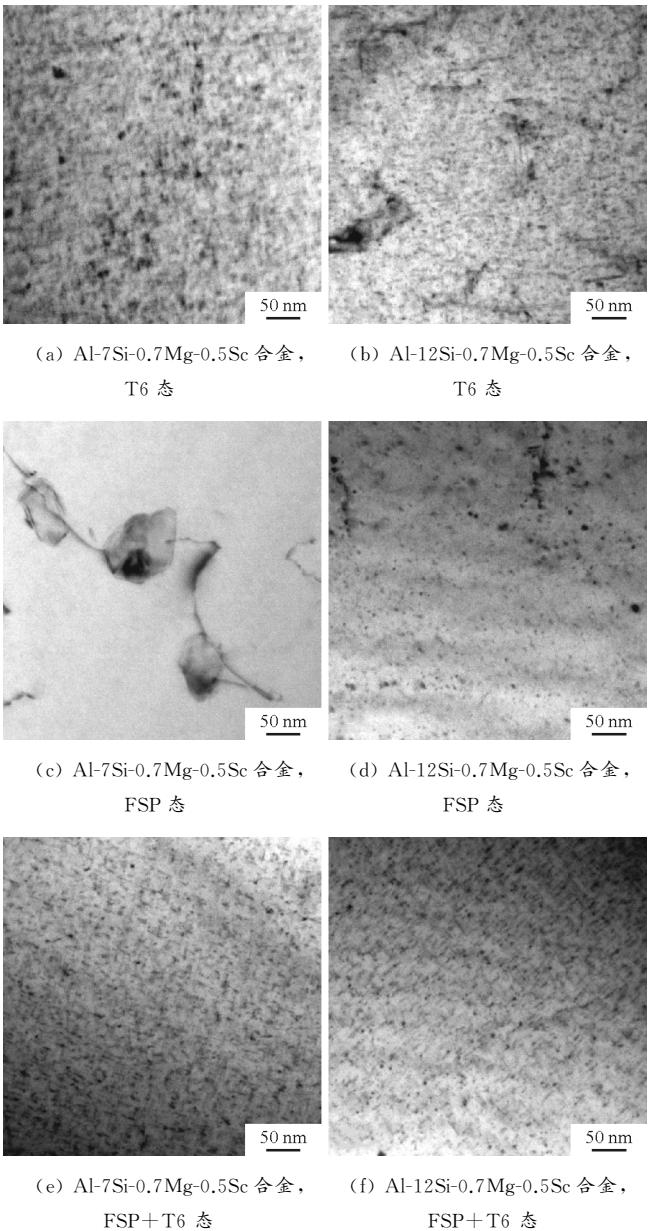


图 5 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc alloys and Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc alloys

12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中却可见析出相(见图 5d)。

无论铸态亚共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金还是共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金,均为典型的 Al-Si 共晶结构,且含有大量粗大的金属间化合物。常规 T6 处理未能改变该结构特征,但可以使合金内获得高密度纳米析出相,且由合金成分和尺寸可判断该相为 β'' 相。

FSP 是一种典型的剧烈塑性变形工艺,该工艺可以消除铸造孔洞缺陷,并有效地破碎亚共晶和共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金中的 Si 相以及金属间化合物相,使其均匀分布在铝基体中。不同于 FSP Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金, FSP Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金内含有一定量的析出相,这是由于 FSP 过程中的温升导致含有更多溶质原子的 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金发生了动态析出。由于 FSP 过程中产生的温度远高于人工时效温度,因此, FSP Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金中的纳米相比 T6 态合金内的纳米相粗。

T6 处理并未粗化 FSP 态亚共晶和共晶 Al-Si-Mg-Sc 合金内的 Si 相及金属间化合物相,但可使 FSP 态合金内再次形成高密度纳米 β'' 相。因此, FSP+T6 态合金具有高密度细小第二相、高密度亚稳析出相及无孔洞缺陷等结构特征。

图 6 为不同状态的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的应力-应变曲线。可以看出,铸态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 及 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金均强度低、塑性差。T6 处理虽然可以提高合金强度,

但 T6 态合金塑性较低。FSP 在优化合金强度的同时,也大幅提高各合金的塑性。T6 处理进一步提高 FSP 合金的强度, FSP+T6 态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金最大抗拉强度分别为 310 MPa 和 342 MPa。与 FSP 合金相比, FSP+T6 态合金的伸长率更低,但两种 FSP+T6 态合金的塑性均远优于其 T6 态的。

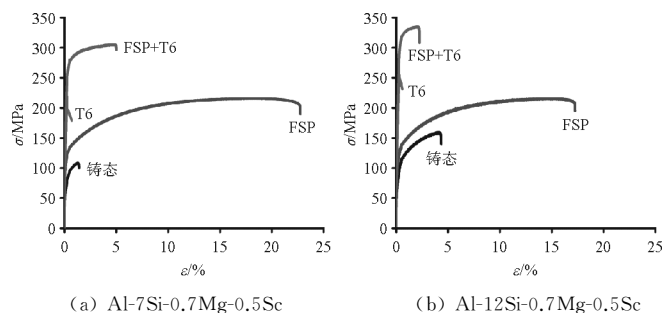


图 6 合金各状态的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of alloys in different states

图 7 为各状态的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金断口形貌。铸态合金与 T6 态合金断口可见大量撕裂棱(见图 7a 和图 7b),为典型的脆性断裂方式。而 FSP 态与 FSP+T6 态合金断口均可见大量细小韧窝(见图 7c 和图 7d),为典型塑性断裂方式。图 8 为铸态和 FSP 态 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的断口形貌,铸态和 FSP 态也分别为脆性与韧性断裂方式。T6 态及 FSP+T6 态 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金断口照片分别与其 T6 处理前试样的断口照片类似。

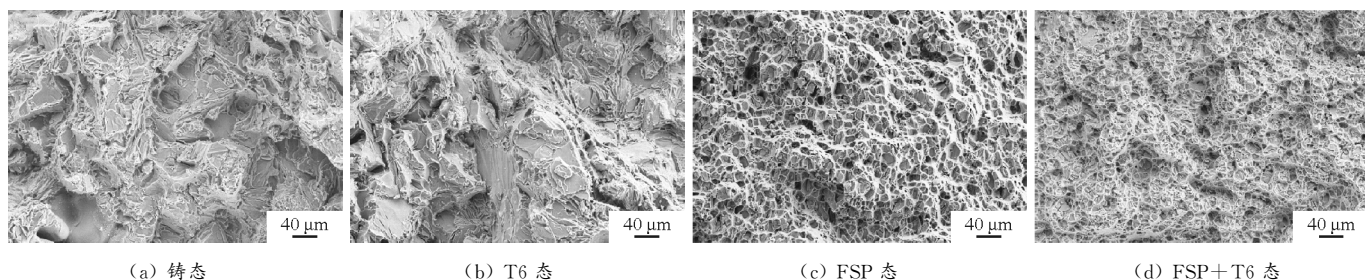


图 7 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 合金断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc alloy

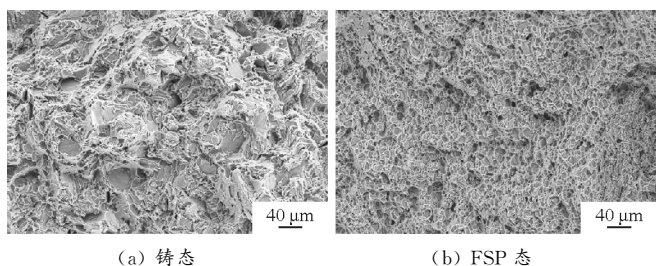


图 8 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc alloy

铸态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金内大片 Si 相、 AlSi_2Sc_2 相、 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 相与孔洞缺陷在拉伸过程中易触发裂纹萌生及扩展,引起材

料的过早失效。而 T6 处理使合金内产生高密度 β'' 相,进而提高合金的析出强化效应。因此, T6 处理可提高 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的强度。然而, T6 处理并未消除粗大第二相与孔洞缺陷,因此,未能优化合金塑性,而高强度使合金在拉伸过程中更容易产生应力集中,并进一步降低合金的伸长率。

FSP 通过破坏 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金 Si 相网状组织。碎化 AlSi_2Sc_2 和 $\text{Al}_8\text{Mg}_3(\text{SiSc})_6\text{Fe}$ 等粗大第二相。以及消除其孔洞缺陷,达到优化合金塑性的目的。细化的第二相不再成为两种合金拉伸过程中的裂纹源,同时第二相与铝基体的

界面也不再成为裂纹的优先扩展通道,因此,FSP 极大地提高了 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金的塑性。同时,细小的 Si 相、AlSi₂Sc₂ 相和 Al₈Mg₃(SiSc)₆Fe 相起到第二相强化的作用,因此,进一步提高了合金强度。后续 T6 处理也促进了 FSP 态的 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金内部形成高密度 β'' 相,进而提高合金强度。

3 结 论

(1) 铸态 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 与 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 合金内含有 Si 相网状组织以及粗大的 AlSi₂Sc₂ 相和 Al₈Mg₃(SiSc)₆Fe 相,T6 处理并未消除上述第二相,但可促使高密度 β'' 相析出。

(2) FSP 可消除 Al-Si-Mg-Sc 铸态合金的孔洞缺陷,同时可有效地破坏 Si 相网状组织,并碎化 AlSi₂Sc₂ 相和 Al₈Mg₃(SiSc)₆Fe 相。T6 处理同样促使 FSP 合金内析出高密度 β'' 相。

(3) T6 处理可强化 Al-7Si-0.7Mg-0.5Sc 和 Al-12Si-0.7Mg-0.5Sc 两种铝合金,但弱化其拉伸塑性。FSP 在提高两种合金强度的同时,大幅优化其伸长率,后续 T6 处理可进一步提高 FSP 合金强度。FSP+T6 合金的断裂模式为典型的塑性断裂,其强化机制包括析出强化及细小过剩相强化。

参 考 文 献

- [1] 胡中潮,于慧.合金成分及热处理工艺对 Al-Si-Mg 合金电导率的影响[J].特种铸造及有色合金,2018,38(9):1 031-1 033.
- [2] 樊振中,王胜强,陆政,等.高强度 Al-Si-Mg 合金成分设计与优化[J].特种铸造及有色合金,2015,35(3):232-236.
- [3] GUAN J R, JIANG Y H, ZHANG X W, et al. Microstructural evolution and EBSD analysis of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser remelting[J]. Mater. Charact., 2020, 161: 110 079.
- [4] CAI Q, MENDIS C L, CHANGI T H, et al. Effect of short T6 heat treatment on the microstructure and the mechanical properties of newly developed die-cast Al-Si-Mg-Mn alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2020, A788: 139 610.
- [5] CARNEIRO V H, PUGA H, MEIRELES J. Heat treatment as a route to tailor the yield damping properties in A356 alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2018, A729: 1-8.
- [6] ZHU L, QIU F, ZOU Q, et al. Multiscale design of α -Al, eutectic silicon and Mg₂Si phases in Al-Si-Mg alloy manipulated by in situ nanosized crystals[J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A802: 140 627.
- [7] WU Y N, LIAO H C, LÜ C L. Dynamic precipitation and recrystallization in Al-12.5Si-0.6Mg-0.1Ti alloy during hot-rolling and their impacts on mechanical properties[J]. J. Alloys Compd., 2019, 788: 125-135.
- [8] HAGHDADI N, ZAREI-HANZAKI A, ABEDI H R, et al. Evolution of microstructure and mechanical properties in a hypoeutectic Al-Si-Mg alloy processed by accumulative back extrusion[J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A651: 269-279.
- [9] WANG S C, ZHOU N, QI W J, et al. Microstructure and mechan-

ical properties of A356 aluminum alloy wheels prepared by thixo-forging combined with a low superheat casting process[J]. Trans. Nonferrous Metals Soc. China, 2014, 24: 2 214-2 219.

- [10] MA Z Y. Friction stir processing technology: A review[J]. Metall. Mater. Trans., 2008, A39: 642-658.
- [11] SAUMYADEEP J, MISHRA R S, BAUMANN J A, et al. Effect of friction stir processing on microstructure and tensile properties of an investment cast Al-7Si-0.6Mg alloy[J]. Metall. Mater. Trans., 2010, A41: 2 507-2 521.
- [12] JANA S, MISHRA R S, BAUMANN J B, et al. Effect of friction stir processing on fatigue behavior of an investment cast Al-7Si-0.6Mg alloy[J]. Acta Mater., 2010, 58: 989-1 003.
- [13] MA Z Y, SHARMA S R, MISHRA R S. Effect of multiple-pass friction stir processing on microstructure and tensile properties of a cast aluminum-silicon alloy[J]. Scr. Mater., 2006, 54: 1 623-1 626.
- [14] MA Z Y, MISHRA R S, MAHONEY M W. Superplasticity in cast A356 induced via friction stir processing[J]. Scr. Mater., 2004, 50: 931-935.
- [15] 任浩,李继东,刘智伟,等.直接电脱氧制备铝镁钎合金的反电势和电流效率研究[J].轻金属,2017(2):38-41.
- [16] 杨文,杜刚,闫德胜,等.挤压铸造对 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织及力学性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2014,34(1):1-6.
- [17] 徐国富,彭小燕,段雨露,等.新型 Al-Mg-Sc-Zr 和 Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的研究进展[J].中国有色金属学报,2016,26(8):1 577-1 587.
- [18] 曲晨驰,刘奎仁,韩庆,等.响应面法优化 Al-Cu-Sc 铝合金导体材料 Cu、Sc 元素的含量[J].稀有金属与硬质合金,2021,49(4):43-49.
- [19] 闫华,李亨,司媛,等.微量 Sc、Zr 及形变热处理对 Al-Mg-Si 合金组织与性能的影响[J].金属热处理,2017,42(11):7-13.
- [20] 刘超,文锋,陈继强,等.添加 Sc、Zr 和退火对 Al-Si 合金铸态力学性能的影响[J].材料研究学报,2021,35(2):93-100.
- [21] 何兵,覃铭,梁柳青,等. Sc 含量对 Al-Si 铸造合金组织与力学性能的影响[J].铸造技术,2017,38(10):2 360-2 364.
- [22] 魏作山,丁海民,孙晓,等. Sc、Zr 联合作用对 Al-Si 合金组织和性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2012,32(12):1 171-1 174.
- [23] ZHANG M S, LIU K L, WANG B, et al. Accelerating pore nucleation and eutectic Si growth kinetics by increasing Cu and Sc for Al-Si-Mg alloys: In-situ observation[J]. J. Alloys Compd., 2021, 869: 159 173.
- [24] MAO G L, TONG G Z, GAO W L, et al. The poisoning effect of Sc or Zr in grain refinement of Al-Si-Mg alloy with Al-Ti-B[J]. Mater. Lett., 2021, 302: 130 428.
- [25] MIKHAYLOVSKAYA A V, GHAYOUMABADI M E, MOCHUGOVSKIY A G. Superplasticity and mechanical properties of Al-Mg-Si alloy doped with eutectic-forming Ni and Fe, and dispersoid-forming Sc and Zr elements[J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A817: 141 319.
- [26] MA Y K, LIU Y N, WANG M X. Microstructures and corrosion resistances of hypoeutectic Al-6.5Si-0.45 Mg casting alloy with addition of Sc and Zr[J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 276: 125 321.
- [27] CHEN G W, LIU C Y, HUANG H F, et al. High strength and ductility of Al-Si-Mg alloys fabricated by deformation and heat treatment[J]. Mater. Charact., 2021, 178: 111 278.

(编辑:栗万仲)