

焊后热处理工艺和背部二次焊接对搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金性能的影响 *

任淑荣 马宗义

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

陈礼清

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110004)

张玉政

(东北大学理学院, 沈阳 110004)

摘要 对 8 mm 厚 7075-T651 铝合金轧制板进行了搅拌摩擦焊接, 重点研究了焊后热处理工艺和背部二次焊接对接头性能的影响。结果表明, 焊接态接头致密没有缺陷, 接头强度约为母材的 71%。T6 热处理后, 焊核区出现由锯齿形裂纹和微孔组成的“S”线。随着固溶温度升高, “S”线愈加明显, 并伴有晶粒异常长大现象。T6 热处理后, 接头硬度恢复到母材水平, 但强度和延伸率显著下降, 这是由于裂纹沿“S”线产生和扩展所致。在焊态样品背面进行二次焊接, 可明显改善接头的力学性能。

关键词 搅拌摩擦焊接, 铝合金, 固溶, 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2007)03-0225-06

EFFECTS OF POST-WELD HEAT-TREATMENT AND SECOND-WELDING ON TENSILE PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED 7075-T651 ALUMINUM ALLOY

REN Shurong, MA Zongyi

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

CHEN Liqing

The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004

ZHANG Yuzheng

College of Sciences, Northeastern University, Shenyang 110004

Correspondent: MA Zongyi, professor, Tel: (024)83978908, E-mail: zyma@imr.ac.cn

Supported by National Outstanding Young Scientist Foundation (No.50525103) and Hundred Talents

Program of Chinese Academy of Sciences

Manuscript received 2006-12-08

ABSTRACT 8 mm thick 7075-T651 aluminum alloy rolled plate was friction stir welded, and the effects of post-weld heat-treatment and second-welding of the weld back on the tensile property were investigated. The results show that the single-welded sample is defect-free and the transverse strength of the weld is 71% of the base materials. However, a lazy “S” line appeared in the nugget zone as zigzag crack and discontinuous cavities after post-weld T6-treatment. With increasing solution temperature, the “S” line and abnormal grain growth became evident. After post-weld T6-treatment, the Vickers hardness of the weld was restored to the level of parent material, but the strength and elongation were significantly reduced due to the crack initiation and propagation along the “S” line. The tensile properties were greatly improved after second-welding of the weld back.

KEY WORDS friction stir welding, aluminum alloy, solid solution, tensile property

* 国家杰出青年科学基金项目 50525103 和中国科学院百人计划项目资助

收稿日期: 2006-12-08

作者简介: 任淑荣, 女, 1981 年生, 硕士生

作为一种高效、优质、环保、低成本的新型焊接工艺, 搅拌摩擦焊 (friction stir welding, 简称 FSW) 自问世以来已引起世界范围的广泛关注, 尤其在航空航天领域, 以前所谓不可焊接的 2000 系列 (Al-Cu) 和 7000 系列 (Al-Zn-Mg) 等高强铝合金, 均可以利用这种先进的焊接方法

得到高质量的连接^[1,2]。FSW 进行时,热影响区没有受到搅拌头的机械搅拌,但经受较高温度的热暴露,对已热处理强化的铝合金,该区域的沉淀相在焊接过程中发生明显粗化并部分溶解,导致硬度和强度明显降低;热影响区是焊头最薄弱的区域,焊头的性能主要取决于该区的性能,拉伸时断裂优先发生于此^[3,4]。焊后 T6 热处理是恢复搅拌摩擦焊头性能的有效方法之一^[5,6]。

铝合金焊核区在金相腐蚀后常常会出现一条“S”形的线,被称之为“S”线。它一般出现在焊核区的根部,有时可能从上到下贯穿整个焊核区^[7-9]。Sato 等人^[7]用聚焦离子束的方法分析了 5052Al 搅拌摩擦焊头的“S”线,认为对接面的氧化皮是导致“S”线产生的直接原因。焊接过程中,搅拌针的剧烈搅拌使铝板对接面的氧化皮破碎并带入焊缝中,形成呈“S”形分布的氧化物条带;在焊态下,这种“S”线对焊头性能并不产生明显影响^[7,8]。然而, Zhou 等人^[9]在研究 5083Al 和 2024Al 搅拌摩擦焊头疲劳性能时发现,焊头底部的“S”线导致了接头疲劳性能的明显降低。需要指出的是,上述研究均在焊态下进行,对于热处理后“S”线对 FSW 接头组织结构和性能影响的研究还很少^[10];此外,到目前为止,尚未见 7000 系列高强铝合金搅拌摩擦焊头“S”线的公开研究报告。本文选择 7075-T651 铝合金进行了搅拌摩擦焊接实验,重点研究了焊后热处理温度对“S”线形成和细晶结构热稳定性的影响;此外,考虑“S”线易于出现在焊核区底部的事实^[7-9,11],还采用小尺寸搅拌头进行了背部二次焊接以消除这种根部缺陷的尝试。

1 实验方法

实验材料为 8 mm 厚的 7075-T651 轧制板材,其主要化学成分(质量分数,%)及力学性能为: Zn 5.1—6.1, Mg 2.1—2.9, Cu 1.2—2.0, Fe 0.5, Si 0.5, Mn 0.3; $\sigma_b=574$ MPa, $\sigma_{0.2}=502$ MPa, $\delta=12.6\%$ 。实验在 FSW-5LM-020 型数控龙门搅拌摩擦焊机上进行,焊接前用丙酮去除表面油污。焊接参数为:转动速度 $\omega=600$ r/min,焊接速度 $v=100$ mm/min。焊接工具的轴肩直径为 20 mm,搅拌针为根部直径 8 mm 的锥台结构,根部约 2 mm 无螺纹,有别于以前使用的全螺纹搅拌针^[11]。焊接完成后取焊板的一半进行背面第二次焊接,二次焊接搅拌针也为具有螺纹的锥台结构,根部直径为 4 mm,长 3.2 mm,轴肩直径为 12 mm;焊接参数为: $\omega=400$ r/min, $v=75$ mm/min,焊接方向与第一道次相同。部分焊接样品进行标准 T6 固溶热处理(470 °C / 1 h);为了研究热处理温度对“S”线的影响,进而采用了更高的固溶温度 480 和 490 °C 处理 1 h,时效工艺均为 120 °C / 24 h。

垂直于焊接方向切取金相样品,砂纸研磨后用金刚石研磨膏进行机械抛光;抛光样品用 Keller 试剂腐蚀后在金相显微镜下观察。用 Leco-LM-247AT 硬度仪测量接头硬度分布,载荷为 4900 N,加载时间 15 s。垂直于焊缝

横向加工拉伸试样,其形状和尺寸参照 GB2652-89,如图 1 所示;在 AG-5000A 电子万能试验机上进行室温拉伸实验,应变速率为 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。在 HITACHI S-3400 N 扫描电镜上观察断口形貌。

2 实验结果与分析

2.1 焊缝组织

图 2 是焊接态样品横截面宏观形貌。从图 2a 可以看出,焊缝质量良好,致密、无气孔及裂纹等缺陷;焊缝区的宏观形貌与母材有明显区别,由以下三个区域组成:焊核区(weld nugget)、热机械影响区(thermomechanically affected zone,简称 TMAZ)和热影响区(heat affected zone,简称 HAZ)。焊核区金属在搅拌头的强烈搅拌摩擦作用下发生显著的塑性变形和完全的动态再结晶,形成细小、等轴晶粒的显微组织,且形成的“洋葱”圆环中心比较密,外围比较稀疏,这可能与搅拌头的几何形状和焊接工艺参数有关^[2]。图 2b 是双面焊接态的样品,可以看到背部二次焊缝质量良好,致密无缺陷,背部焊缝中没有“洋葱”环结构。

图 3 与图 4 分别为焊后 T6 热处理(post-weld T6,简称 PW-T6)样品的宏观与微观形貌,焊缝都有不同程度的缺陷。在标准的 T6 热处理后,肉眼基本看不到焊头

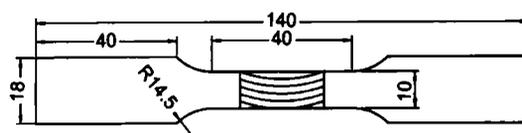


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimension (mm) of the tensile specimen

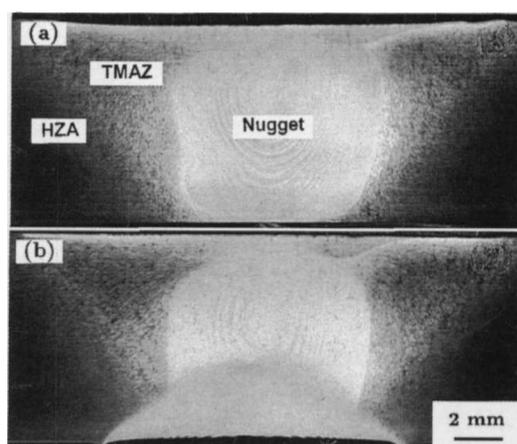


图 2 搅拌摩擦焊接 7075Al-T651 板材焊接态接头横截面宏观形貌

Fig.2 Cross-sectional macrographs of as-welded 7075-T651 aluminum alloy welds (The advancing side of the weld is on the right)
(a) single-welded sample
(b) double-welded sample

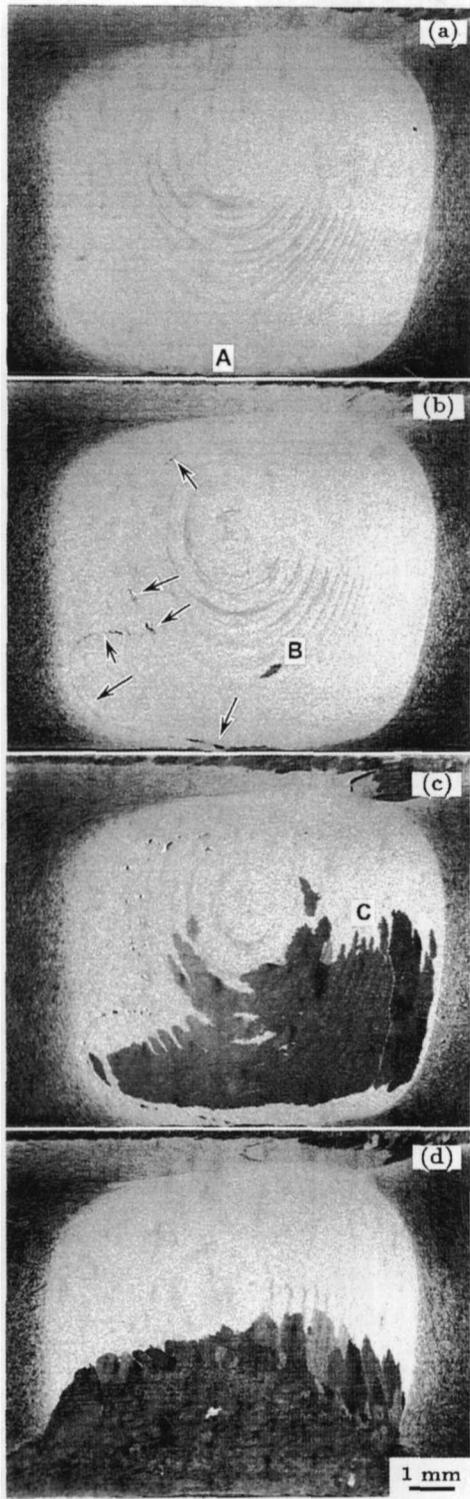


图 3 T6 处理搅拌摩擦焊接 7075-T651 焊头横截面宏观形貌
Fig.3 Cross-sectional macrographs of 7075-T651 welds by PW-T6 treatment at different temperatures
 (a) 470 °C /T6, small cracks existed in bottom A area (b) 480 °C /T6, "S" lines shown by arrows appeared, and grains anomaly grew shown by B (c) 490 °C /T6, micro-cracks on "S" line and grain grew shown by C (d) 470 °C /T6 (double-welded)

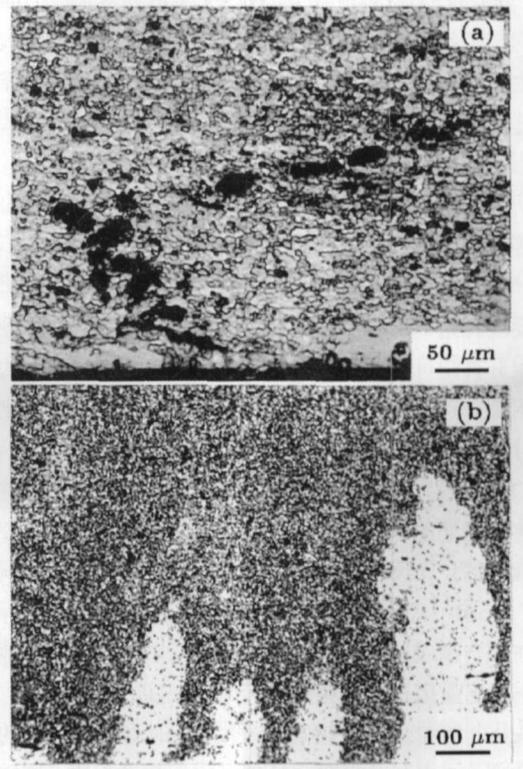


图 4 T6 处理搅拌摩擦焊接 7075-T651 焊核区显微组织
Fig.4 Microstructures of PW-T6 7075-T651 welds
 (a) magnified view of zone A in Fig.3a
 (b) magnified view of zone C in Fig.3c, showing grains abnormally grew

缺陷，也无晶粒异常长大现象 (图 3a)；然而，在高放大倍数下，可以看到焊核底部 (图 3a 中 A 区) 出现了锯齿形的小裂纹 (图 4a)，相关研究认为：这与对接面的氧化皮有关 [7-11]。在 480 °C /T6 热处理后，焊核底部的锯齿形裂纹明显增大，焊核区出现了许多微孔，连成一条“S”线，并开始出现晶粒的异常长大 (图 3b 中 B 点所示)，这一点与 Krishnan^[12] 和 Attallah 等^[13] 在研究 FSW 铝合金的焊后热处理时发现的晶粒异常长大现象类似。当温度升高在 490 °C /T6 热处理时，“S”线上的微孔变大变多，异常晶粒长大沿“洋葱”环明显扩展，近一半的焊核区域被异常长大的晶粒占据 (如图 3c 中 c 区所示)。图 4b 为异常晶粒长大前沿的放大照片，可以看到异常长大的晶粒向细晶区内生长，这是通过吞噬生长前沿的小晶粒来实现的。Hassan 等人^[14] 认为是由于超过了固溶极限温度，沉淀强化相完全溶解，对晶界的钉扎作用明显减弱，从而导致少数晶粒异常长大，大晶粒不断吞食周围的小晶粒，直到这些大晶粒完全相互靠拢在一起。双面焊接样品进行标准 T6 热处理后，焊核区底部没有发现缺陷 (图 3d)，表明背部第二次焊接消除了单面焊根部的锯齿形小裂纹。然而，在 T6 处理双面焊样品的焊核顶部 (即通常定义的焊核区的外部) 出现了肉眼可见的微裂

纹, 并且背部二次焊接的焊核区完全由异常长大的晶粒占据, 尤其是两次焊接结合处, 晶粒呈柱状向第一次焊核区生长 (图 3d). 这表明, 背部的第二次焊接明显降低了焊缝区细晶结构的热稳定性.

2.2 显微硬度

焊缝横截面中线的硬度分布如图 5 所示. 可以看出: 焊态接头的微观硬度在各个微观组织区域的分布是不均匀的, 焊核区的硬度可达到母材硬度的 70% 左右, 从 TMAZ 起硬度开始下降, 到达 HAZ 时硬度降到最低, 然后硬度逐渐上升直到母材. 这是由于焊核区虽然是细小等轴的再结晶组织, 但焊接过程中的热暴露使焊核区的沉淀强化相大部分溶解^[15], 因而其硬度低于母材. HAZ 没有受到搅拌头的机械搅拌, 因而并没有形成再结晶细晶结构, 然而在摩擦热循环的作用下沉淀相发生明显粗化并部分溶解, 形成软化区, 导致硬度显著降低, 从而成为接头最薄弱的环节. Sato 等人^[15] 在研究 6063-T5 搅拌摩擦焊头硬度曲线与微观组织的关系时也得出了类似的结论, 他们认为: 沉淀强化相比晶粒尺寸对焊缝硬度的影响更大. 在对焊头进行标准的 T6 热处理时, 固溶时焊头各区域的沉淀相全部溶入基体中, 时效处理时重新弥散析出, 这样各个区域的沉淀强化效应是类似的, 因而, T6 热处理后焊缝各区域的硬度大致相同并完全恢复到母材的水平. 这也进一步证实了 Sato 等人^[15] 的推断, 焊缝硬度主要取决于沉淀强化相.

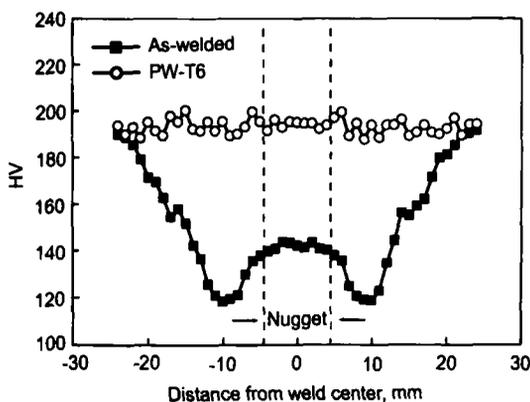


图 5 搅拌摩擦焊接 7075-T651 焊头硬度分布

Fig.5 Vickers hardness distribution of FSW 7075-T651 welds (The advancing side of the weld is on the right)

2.3 拉伸性能

表 1 为搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金的室温拉伸实验结果, 焊头的强度及延伸率各取 3 次实验的平均值. 焊接态接头的抗拉强度为 410 MPa, 相当于母材抗拉强度的 71%, 略低于先前不同工具结构焊接的 7075-T651 铝合金^[11]. 在标准 T6 热处理后, 焊头力学性能明显降低, 抗拉强度降至 362 MPa, 仅为焊态的 88%, 延伸率从焊态的 6.9% 降为 1.3%, 与前期研究结果^[11] 完全不同. 这表明焊接工具结构对 T6 热处理后的焊头性能产生了非常大的影响. 双面焊接后, 焊头抗拉强度和屈服强度均明显提高, 塑性也有所改善. 标准的 T6 热处理后, 双面焊头的抗拉强度比单面焊接有了很大的提高, 达到 515 MPa, 屈服强度基本恢复到母材的水平, 延伸率比单面焊接也有明显改善. 值得一提的是, 在 T6 处理条件下, 本研究的双面焊头的抗拉和屈服强度达到了前期报道的具有良好性能的 7075-T651 单面焊头^[11], 而延伸率则提高了一倍以上. 这表明, 在焊板背部进行二次浅层补焊有利于提高焊头的力学性能.

图 6 为拉伸实验中失效的拉伸试样. 单面焊接态样品断在后退侧的 HAZ, 断裂面与拉伸轴呈 45° 角 (图 6a), 这与图 5 中硬度最低点的位置相吻合, 也与前期研究中的最低硬度面分布^[4] 是一致的. Mahoney 等人^[3] 在研究搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金时也发现了 45° 斜断现象. 焊板背部第二次焊接并不影响焊头的断裂方式, 仍为 45° 剪切断裂 (图 6c). 在标准 T6 热处理后, 单面焊接的焊头断裂在焊核区, 根部缺陷明显是裂纹源, 并沿“S”线扩展 (图 6b), 导致了焊头热处理后强度和延伸率的显著下降; T6 处理双面焊头的断裂也出现在焊核区 (图 6c), 焊核区顶部的微裂纹貌似样品断裂的裂纹源.

从焊接态断口的扫描照片 (图 7a, b) 中可以发现, 剪切断裂的断口形貌非常均匀, 且组织都为大的韧窝和撕裂棱, 属于典型的韧性断裂. 相比之下, 标准 T6 热处理后的单面焊断口 (图 7c, d) 形貌很不均匀, 从底部锯齿形裂纹开裂, 沿“S”线向上扩展, 从而导致强度和延伸率的显著降低. 图 7d 所示的断口上含有许多夹杂物粒子, 塑性变形很小. 对图 7d 的 M 点进行的能谱分析表明, O 含量高达 11% (原子分数), 这进一步表明, “S”线的产生与氧化皮有关. 对 T6 处理双面焊头, 由于根部的缺陷

表 1 搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金接头的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of FSW 7075-T651 aluminum alloy joints

Condition	σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %	Fracture location
As-welded single-weld	410	274	6.9	HAZ
T6(470 °C) single-weld	362	-	1.3	Nugget
As-welded double-weld	462	331	7.4	HAZ
T6(470 °C) double-weld	515	501	3.4	Nugget

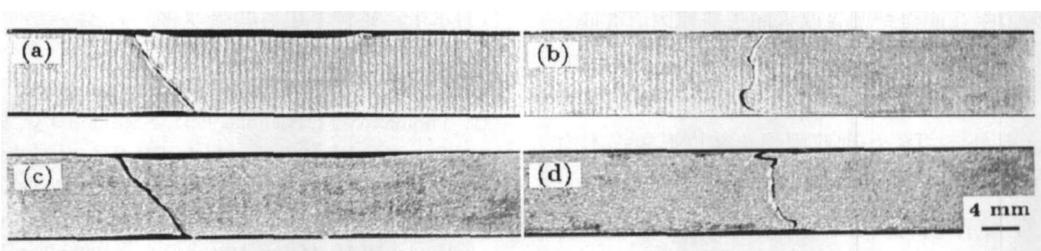


图 6 搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金焊头拉伸断裂试样形貌

Fig.6 Appearances of tension-failed FSW 7075-T651 welds

(a) as-welded sample (b) PW-T6 (470 °C) sample (c) double-welded sample
(d) PW-T6 (470 °C) double-welded sample (The advancing side of the weld is on the right)

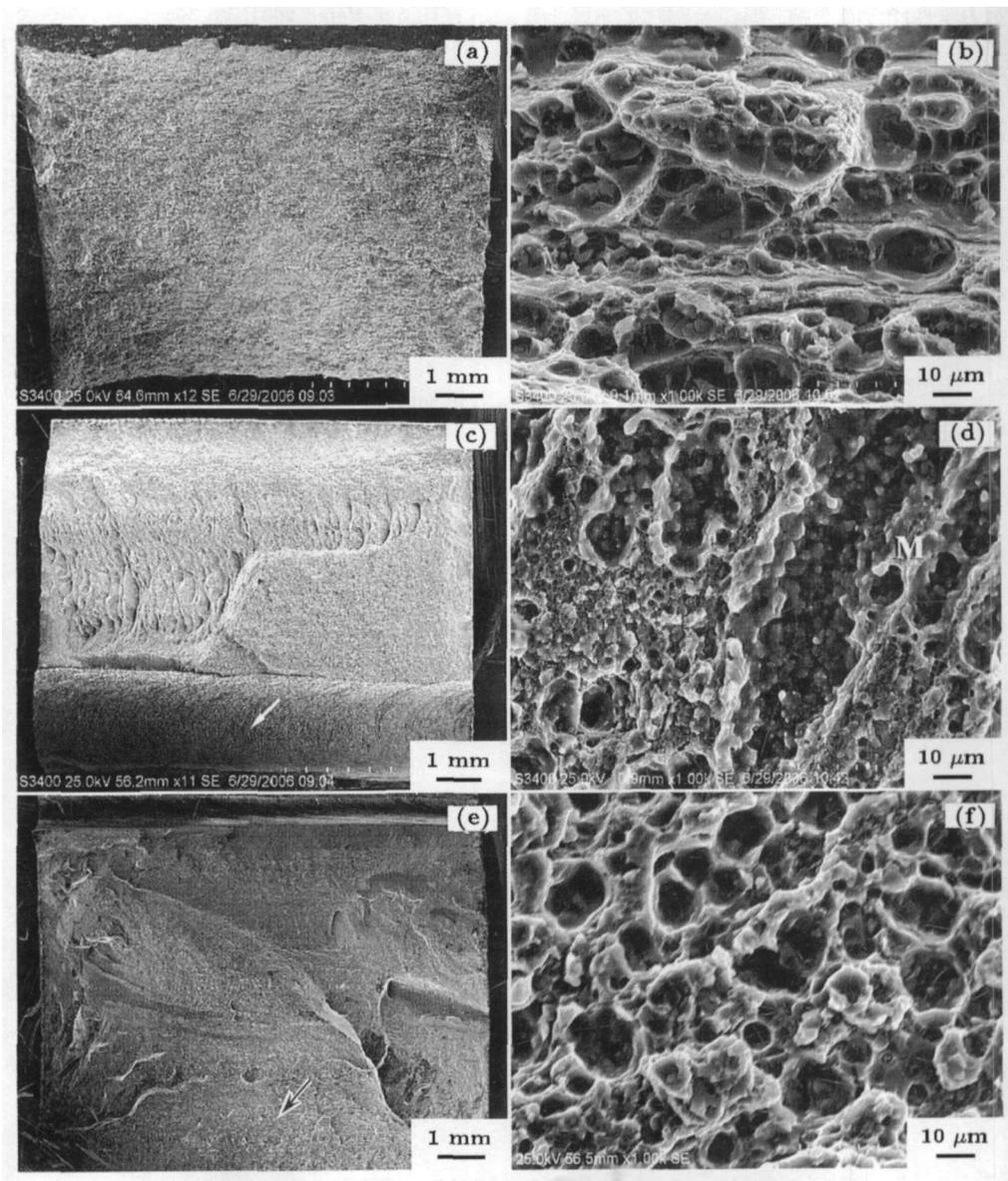


图 7 搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金焊头断口形貌

Fig.7 SEM macro and micrographs of fracture surfaces of FSW 7075-T651 welds for as-welded sample (a, b), PW-T6 sample (c), and magnified view of white arrow in Fig.7c, M showing inclusions (d), PW-T6 double-welded sample (e) and magnified view of black arrow in Fig.7e (f)

已被消除,因而焊头根部不再是裂纹源(图 7e),这是 T6 处理双面焊头力学性能得到明显改善的主要原因.然而,图 7e 表明裂纹似乎是从顶部微裂纹开裂向下扩展,这可能是双面焊头热处理后其力学性能没有完全恢复到母材的主要原因.此外, T6 处理双面焊头断口形貌很不均匀,这可能与焊头顶部含有缺陷和底部含有异常晶粒长大区有关.图 7f 所示为背部第二次焊核区的断口形貌,塑性变形特征非常明显,这与 T6 处理双面焊头塑性的改善(表 1)是一致的.

3 结论

(1) 搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金在焊接态“S”线并不显现,对力学性能没有影响,焊头断在热影响区、T6 热处理后,出现由锯齿形裂纹和微孔组成的“S”线;随着固溶温度的升高,“S”线显现越加明显.“S”线的出现导致了焊头强度和延伸率的显著降低.

(2) 在 470 ℃进行标准 T6 热处理时,焊核区无晶粒异常长大;当固溶温度升高到 480 ℃时,开始出现晶粒异常长大;当固溶温度达 490 ℃时,大晶粒不断吞食小晶粒,并沿“洋葱”环生长,近一半的焊核区被异常长大的晶粒占据.

(3) 背部第二次焊接消除根部缺陷,明显改善焊头的力学性能;特别是在 T6 热处理条件下,双面焊头的抗拉

强度比单面焊接有了很大的提高,屈服强度基本恢复到母材的水平,延伸率也有明显改善.

参考文献

- [1] Thomas W M, Nicholas E D, Needham J C, Murch M G, Templesmith P, Dawes C J. *GB Pat*, 9125978.8, 1991
- [2] Mishra R S, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2005; R50: 1
- [3] Mahoney M W, Rhodes C G, Flintoff J G, Spurling R A, Bingel W H. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1955
- [4] Ren S R, Ma Z Y, Chen L Q. *Scr Mater*, 2007; 56: 69
- [5] Cabibbo M, Meccia E, Evangelista E. *Mater Chem Phys*, 2003; 81: 289
- [6] Feng J C, Chen Y C, Liu H J. *Mater Sci Technol*, 2006; 22: 86
- [7] Sato Y S, Yamashita A, Sugiura Y, Park A H C, Kokawa H. *Scr Mater*, 2004; 50: 365
- [8] Okamura H, Aota K, Sakamoto M, Ezumi M, Ikeuchi K Q. *J Jpn Weld Soc*, 2001; 19: 446
- [9] Zhou C Z, Yang X Q, Luan G H. *Scr Mater*, 2006; 54: 1515
- [10] Liu H J, Chen Y C, Feng J C. *Scr Mater*, 2006; 55: 231
- [11] Ren S R, Ma Z Y, Chen L Q. Submitted to *Scr Mater*
- [12] Krishnan K N. *J Mater Sci*, 2002; 37: 473
- [13] Attallah M M, Salem H G. *Mater Sci Eng*, 2005; A391: 51
- [14] Hassan Kh A A, Norman A F, Price D A, Prangnell P B. *Acta Mater*, 2003; 51: 1923
- [15] Sato Y S, Kokawa H, Enmoto M, Jogan S. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 2429