

铝合金搅拌摩擦焊焊缝 微观组织

Microstructure of Friction Stir Welded Joints in Aluminum Alloy

北京航空航天大学机械工程学院 杨淑娟 曲文卿
中航工业北京航空制造工程研究所 董春林 栾国红 李 光



杨淑娟

北京航空航天大学机械工程学院
硕士研究生。研究方向为搅拌摩擦焊
微观组织。

搅拌摩擦焊(FSW)焊接技术是英国焊接研究所(TWI)于1991年发明并获得专利保护的一项新型固相连接技术^[1-2]。此方法的最大特点就是焊接温度低于材料熔点,可避免由熔焊所带来的裂纹、气孔等缺陷。通过此方法可获得优质的焊接接头,尤其适用于航天、航空工业及船舶制造业等。

搅拌摩擦焊的基本原理非常简

通过对近年来铝合金搅拌摩擦焊焊缝微观组织发展情况的研究,总结了焊核区的晶粒结构特征、再结晶机制、沉淀相的溶解和粗化等。一方面,得到热机影响区的晶粒尺寸和形态、沉淀相分布等;另一方面,详细介绍了热影响区的微观结构特征,得出热影响区沉淀相发生严重粗化,导致其机械性能下降,形成微观硬度软化区。通过深入了解热影响区的微观组织,可解释力学性能薄弱区的原因,从而采取措施改善其力学性能,促进搅拌摩擦焊的应用。

单,由轴肩(Shoulder)和搅拌针(Pin)组成的非消耗的搅拌头旋转着插入被焊板材连接处,沿着被焊板材的结合缝隙前进。通过搅拌头的摩擦加热和搅拌作用使得焊缝金属发生塑性流动,从而使两块板材焊合。FSW时旋转的搅拌头在焊缝方向的切线速度与焊接速度方向相同的一侧称为前进侧AS(Advancing Side),而相反的一侧称为后退侧RS(Retreating Side)。

在搅拌摩擦焊的过程中,材料在比较高的温度下经历剧烈的塑性变形,对金属的微观组织产生重要影

响,进一步决定了焊接接头的机械性能。FSW研究的一个很重要方面就是微观结构的形成情况。国外对其接头微观组织的研究更深入,已涉及晶粒取向、位错密度、强化相的溶解、新相的析出和长大等方面。本文主要介绍当前铝合金搅拌摩擦焊的焊缝形成和微观组织的研究和发展情况。

焊缝区域分类

在搅拌摩擦焊和搅拌摩擦加工中,剧烈的塑性变形和高温导致搅拌区中再结晶、晶体结构变化以及沉淀

相的溶解和粗化。基于以上晶粒和沉淀相的特征,可将焊缝分为3个区域,分别是焊核区(NZ)、热机影响区(TMAZ)和热影响区(HAZ)。微观组织的变化对焊后的力学性能具有重要影响。

焊核区

搅拌摩擦焊过程中剧烈的塑性变形和摩擦热,使得搅拌区形成细小的动态再结晶晶粒,通常这个区域被称为焊核区或动态再结晶区(DXZ)^[3]。焊核区的形状依赖于搅拌摩擦焊的工艺参数,Liu等^[4]发现,轴肩尺寸为16mm时焊核区的形状为矩形,随着轴肩尺寸的增加,焊核区由矩形变为椭圆形。当搅拌针直径从8mm降到6mm时,焊核区的尺寸显著降低。焊核区的宽度稍微大于搅拌针的直径^[5]。另外,焊核区与热机影响区的分界线在前进侧比后退侧明显。

1 晶粒尺寸

在搅拌摩擦焊过程中,焊核区发生动态再结晶,其内部晶粒为细小等轴晶晶粒。搅拌摩擦焊过程中的工艺参数,搅拌针形状,材料组成,焊件温度,下压力和冷却过程对焊核区再结晶晶粒尺寸都有显著影响^[2]。通

过改变搅拌摩擦焊的工艺条件,可获得不同的晶粒尺寸,如表1所示。

通常搅拌摩擦焊的再结晶晶粒尺寸在微米级,通过调节搅拌摩擦焊的工艺参数和搅拌针的几何形状可以获得约为0.4~0.7 μm 的极细小微观晶粒结构^[6]。Su等^[7]等研究7075-T651铝合金板材搅拌摩擦焊时,通过在搅拌针后面用水、甲醇、干冰的混合冷却剂急速冷却,得到晶粒尺寸约为100 μm 的再结晶晶粒。

一般情况下焊核区的晶粒尺寸随着焊接速度的升高而减小;随着旋转速度的升高而增大。Feng等^[8]在研究7075-T651铝合金搅拌摩擦焊时,当保持旋转速度800r/min不变,焊接速度分别为100mm/min、400mm/min时,晶粒尺寸依次为6.7 μm 、4.6 μm ;当保持焊接速度400mm/min不变,旋转速度从800r/min升到100r/min时,平均晶粒尺寸从4.6 μm 增加到5.1 μm 。同样,Sakthivel等^[9]在低焊接速度下获得22.5 μm 的晶粒,在高焊接速度下获得较细小的20 μm 的晶粒。Karthikeyan等^[10]研究2285铝合金搅拌摩擦焊时,在较高的焊接速度下获得较小的晶粒尺寸。同样,Hirata等^[11]人在不同的焊接条件下

获得不同的晶粒尺寸,晶粒尺寸随着旋转速度的降低而降低,随着焊接速度的升高而降低。Sato^[12]指出焊接峰值温度随着搅拌头旋转速度的增加而升高。另外,峰值温度随着焊接速度的增加而减小。根据再结晶的原理,在FSW过程中变形程度的增加会导致再结晶晶粒尺寸的减小。另一方面,峰值温度的增加也会使得再结晶晶粒长大和粗化。而旋转速度升高时晶粒尺寸增大,说明变形程度对晶粒尺寸的影响弱于峰值温度的影响。

焊核区晶粒的尺寸分布是不均匀的,在焊接区域的上方会增大,在远离焊接区域中心的位置会减小,这和焊接区域温度的变化是一致的。Giles等^[13]对铝锂合金进行搅拌摩擦焊时,发现焊核区晶粒尺寸从上到下逐渐减小。Xu等^[14-15]研究2219-O铝合金焊核区从顶部到底部晶粒尺寸大小时发现,顶部的晶粒尺寸要大于底部晶粒尺寸。大量的晶体形核和细小动态再结晶晶粒是通过晶界运动产生的,焊核区的顶部经历的温度较高且热循环时间较长,因此晶粒长大。

2 晶粒结构

焊核区经历了动态再结晶,细小等轴晶晶粒被大量高角度晶界分开^[16-18]。Wanchuck Woo等^[19]人利用X射线和中子射线衍射测量方法研究了6061-T6铝合金搅拌摩擦焊横截面的显微组织并研究其位错密度和亚晶粒尺寸。他们指出相对于母材的位错密度,搅拌区在搅拌摩擦焊过程中位错密度急剧升高,而亚晶粒尺寸相对母材则没有较大变化。Jata等^[18]利用TEM观察得到焊核区某些晶粒内部具有较高的位错密度,有些位错被第二相粒子所固定。Su等^[16]在7075-T6铝合金搅拌摩擦焊焊核区再结晶晶粒中发现一些位错组织,有些晶粒中存在较低的位错密度;然而,在许多晶粒中发现网状结

表1 不同材料、不同工艺参数下获得的焊核区晶粒尺寸

材料	板厚/mm	搅拌头类型	旋转速度 / (r·min ⁻¹)	焊接速度 / (mm·min ⁻¹)	晶粒尺寸 / μm	文献
7075-T651	6.35	螺纹圆柱形	800~1200	100~400	4.6~6.7	8
2285	10	圆柱形	1400,1800	900	0.3~0.4	10
7075-T6	6	螺纹	350	120	1~4	16
7075-T651	6.35	—	350	15	1~4	17
7075-T7451	6.35	—	396	102	1~5	18
6013-T4/T6	4	—	1400	400,450	10~15	21
6061-T651	6	螺纹圆锥形	1400	400	12	27
AA5251	5	—	500	500	5.6~6.4	33
7A52	6	—	1400	140	2~5	34
6061	6.5	—	800	15	10	40

构的高位错密度;另外,晶粒内还存在不同程度的回复,许多位错结合起来合并形成亚晶界;有些晶粒横穿过亚晶界。Su等^[17]研究7075-T651铝合金搅拌摩擦焊时发现,再结晶晶粒存在不同的位错结构,有螺旋状的位错环和高位错密度的网状结构等。在回复过程中,某些晶粒具有低位错密度,而其周围是含有高位错密度晶粒。同样,发现许多位错合并形成亚晶界。

3 再结晶机制

焊核区经历了动态再结晶和形成等轴晶晶粒。近来,人们对搅拌摩擦焊过程中的动态再结晶机制进行了许多研究。对于铝合金搅拌摩擦焊焊核区的动态再结晶过程,主要认为连续动态再结晶^[17,20,21]、不连续动态再结晶^[7,22]、几何动态再结晶^[23,24]等是可能的机制。

连续动态再结晶(CDRX)机制的特征是应力使得亚晶粒渐进式的转动,并伴有少量的晶界迁移,转动的亚晶粒逐渐转变为晶界,通过亚晶粒间的取向误差的逐渐增大形成新晶粒。Jata和Semiatin^[20]首先提出连续动态再结晶是搅拌摩擦焊中最合适的动态再结晶形核机制。他们认为在搅拌摩擦焊中,由于起初小角度晶界的连续转动,母材中的小角度晶界被焊核区的大角度晶界所取代。同样,Heinz和Skrotzki^[21]也提出了搅拌摩擦焊和搅拌摩擦加工中连续动态再结晶是最合适的。此外,Buffa等^[25]提出7075-T6铝合金的连续动态再结晶模型。

然而,焊核区的许多再结晶晶粒比起初的亚晶粒要细小。因此,认为焊核区的再结晶晶粒是由母材金属原始细长亚晶粒的转动造成的看法是不正确的。Rhodes等^[22]提出,7075铝合金的初始再结晶晶粒尺寸在25~100 μm 之间。然后,在350~450 $^{\circ}\text{C}$ 之间加热1~4min,这些晶粒长大到搅拌摩擦焊铝合金中发现

的晶粒尺寸约2~5 μm 。Su等^[7]利用较小搅拌头和快速冷却的方法,成功获得7075铝合金搅拌摩擦焊的纳米级晶粒,晶粒只有几纳米并伴有高角度晶界。

几何动态再结晶(GDRX)通常发生在经历高应力的铝合金中。晶粒经过大量的变形,变成扁平状,并在动态回复过程中晶界变成锯齿状。最后,扁平状的晶界相互接触最终消失,从而导致细小的等轴晶结构。但是,几何再结晶只能产生约是亚晶粒直径1~3倍的动态再结晶晶粒^[26]。因此,小于纳米晶的亚晶粒在搅拌摩擦焊高温过程中形成是不可能的。

Su等^[16]认为7075-T6铝合金搅拌摩擦焊焊核区,在不同阶段经历了不同的动态再结晶过程,包括非连续动态再结晶、位错产生、动态回复和连续动态再结晶。搅拌针附近形成的初始晶粒非常细小,其不是亚晶粒而是由高角度晶界分开的新晶粒。搅拌针附近产生的极细小晶粒在非连续动态再结晶过程中形成;随后经历了位错产生和动态回复,在动态回复过程中亚晶粒在晶间产生;最后经历连续动态再结晶,在连续动态再结晶过程中亚晶粒长大并且取向误差逐渐增大。在非连续动态再结晶过程中,新晶粒表现出大角度晶界的演变,如动态形核跟随在由大角度晶界迁移产生晶粒长大过程之后。在连续动态再结晶过程中,位错的重复合并形成亚晶界,从而使亚晶粒的长大和转动,最终形成具有高角度晶界的细小等轴再结晶晶粒。位错的重复合并形成亚晶界,其是连续动态再结晶过程中亚晶粒晶界取向误差增加的主要机制。另外,Etter等^[23]研究5251铝合金搅拌摩擦焊动态再结晶机制得到,不同的初始热处理状态会影响焊核区的动态再结晶机制。

事实上,在铝合金搅拌摩擦焊焊缝的焊核区中再结晶晶粒明显小于母材中预先存在的亚晶粒,这强有力

地说明不连续动态再结晶机制存在的可能性。但是,对于搅拌摩擦焊过程中的确切动态再结晶机制,还有待进一步的研究。

4 沉淀相

在搅拌摩擦焊过程中,由于搅拌针的搅拌作用,焊核区经历了强烈的塑性变形和热循环,焊核区温度达到400~550 $^{\circ}\text{C}$ 之间,其足以使沉淀相发生完全或部分溶解并在冷却过程中再析出。但是,也存在一些熔点较高的弥散相,在搅拌摩擦焊过程中未被影响^[18,27]。因此,沉淀相的溶解和粗化取决于合金类型和搅拌摩擦焊过程中的最高温度。

Kim等^[28]研究铸造铝合金搅拌摩擦焊焊核区沉淀相的分布,得到焊核区上部的沉淀相尺寸比下部和中间的沉淀相要小,前进侧和后退侧沉淀相尺寸没有较大差异。Heniz等^[21]发现6013-T6和6013-T4铝合金在搅拌摩擦焊过程中,沉淀相发生了完全溶解。Jata等^[18]研究7075-T7451铝合金时,发现焊核区中强化沉淀相的溶解,而母材中存在的弥散体未被溶解。Wanchuck等^[29]在6061-T6铝合金焊核区发现针状沉淀相的溶解,并发现新的细小针的-点状沉淀相。Su等^[17]研究7075-T651铝合金时发现,焊核区的沉淀相在热循环过程中发生了溶解并再析出,沉淀相的再分布强烈依赖于位错结构,其首先在晶界、亚晶界或位错核心处再析出。Feng等^[8]利用TEM观察7075-T651铝合金搅拌摩擦焊焊核区的强化沉淀,发现细小沉淀相发生了溶解相。同样,Simar等^[30]在6005-T6铝合金搅拌摩擦焊焊核区发现沉淀相的溶解。以上这些说明,在搅拌摩擦焊过程中发生了沉淀相的溶解和再析出。

热机影响区

热机影响区(TMAZ)存在于热影响区和焊核区之间,其具有较高的变

形结构,在搅拌摩擦焊过程中,同时经历了塑性变形和热循环作用。Ali等^[31]在研究2024-T351铝合金搅拌摩擦焊时发现,热机影响区的形状和尺寸在前进侧和后退侧不对称。同样,Kang等^[32]在研究6061-T651铝合金搅拌摩擦焊时,得到热机影响区形状在前进侧和后退侧是非对称结构,且前进侧宽度大约是后退侧宽度的3倍。另外,Attallah等^[33]研究5251铝合金搅拌摩擦焊时,发现热机影响区前进侧晶粒尺寸小于后退侧晶粒尺寸,前进侧为 $3.7\mu\text{m}$,而后退侧为 $6.6\mu\text{m}$ 。

热机影响区的组织在搅拌作用下发生了弯曲变形,此外,在热循环作用下发生了晶粒的粗化和长大。傅等^[34]在研究7A52铝合金搅拌摩擦焊时,发现热机影响区的微观组织由母材的细纤维组织变为具有一定弧度的弯曲粗纤维组织。热机影响区虽然经历剧烈的塑性变形,但因为变形应力和热输入的不足,没有发生再结晶^[4]。Feng等^[8]发现热机影响区多数晶粒含有网状的亚晶粒结构并具有高的位错密度。Su等^[17]研究7075-T651铝合金搅拌摩擦焊热机影响区特征时得到,靠近焊核区的热机影响区中多数晶粒具有网状结构的高位错密度,某些晶粒内部存在位错墙。靠近热影响区的热机影响区内存在具有高密度亚晶界的回复晶粒,亚晶粒大约是 $1\sim 2\mu\text{m}$ 的等轴晶,并且具有较低的位错密度。在热机影响区,在晶粒内部,晶界处存在粗大的沉淀相,认为沉淀相在热循环过程中发生了溶解,并在冷却过程中优先在晶界、亚晶界和位错核心处再析出^[8,17]。Wadson等^[35]研究7108-T79铝合金搅拌摩擦焊时,得到热机影响区时效沉淀相发生溶解,而自然时效沉淀相未发生溶解。由此说明,在搅拌摩擦焊过程中,热机影响区的晶粒发生长大和粗化,同时沉淀相也存在一定程度的溶解和粗化。

热影响区

热影响区(HAZ)是存在于热机影响区外的较小区域,其受到焊接热循环作用但没有受到机械作用,晶粒结构与母材相似。

大量试验结果得到,铝合金搅拌摩擦焊焊缝的微观硬度最低区域存在于热影响区和热机影响区之间,其为硬度最低区^[29,33,36]。同时,热影响区因只经历了热循环作用,没有经历机械搅拌作用,性能有所下降,导致硬度较低,也是软化区^[37-38]。Fonda等^[36]研究2519-T87铝合金搅拌摩擦焊热影响区微观组织得到横截面微观硬度分布,发现热影响区硬度较低,硬度最低存在于热影响区与热机影响区之间。因此研究热影响区的微观组织能够更好的得到微观组织与力学性能的关系,通过对微观组织的深入学习,从而指导实际应用。

热影响区经历了热循环作用,其内部沉淀相发生了严重粗化^[14,17,21,39,40]。Ali等^[33]研究发现2024-T351铝合金搅拌摩擦焊热影响区内晶粒尺寸在 $150\sim 200\mu\text{m}$ 之间,并含有明显粗化和均匀分布的沉淀相。Fonda等^[36]研究2519-T87铝合金搅拌摩擦焊热影响区的微观特征,得到热影响区的沉淀相数量显著降低并且沉淀相晶粒明显长大,尺寸约为 $100\mu\text{m}$,其约是母材中发现的两倍。Jata等^[18]指出搅拌摩擦焊对热影响区内

亚晶粒尺寸没有较大影响,强化相存在于晶粒内部或沿着晶界分布。以上说明,热影响区的沉淀相在搅拌摩擦焊过程中发生了粗化。

Paglia等^[41]研究2219-T87铝合金搅拌摩擦焊焊缝微观组织时,在热影响区中发现含有非连续晶界沉淀相的晶界无析出带(PFZ)和盘状晶间沉淀相。同时,Su^[17]和Jata^[18]研究发现,与母材金属微观结构相比较,热影响区的强化相和沿晶界分布的

晶界无析出带(PFZ)发生了5倍的粗化。由此得到,热影响区沉淀相的粗化和PFZ的粗化是其力学性能较低、微观硬度软化的主要原因。

结论及展望

搅拌摩擦焊是一种固相连接技术,搅拌针的搅拌作用使得焊缝金属经历了剧烈的塑性变形和热循环过程。剧烈的塑性变形和温度升高使得焊缝微观组织发生的改变,最终形成三个不同区域。焊核区经历剧烈塑性变形和高温过程,发生动态再结晶,形成了细小的等轴晶晶粒;热机影响区经历不充分的机械变形和热输入,形成变形程度较大的非再结晶晶粒。热影响区只受到热循环作用,发生了晶粒和沉淀相的粗化。通过对近年来铝合金搅拌摩擦焊焊缝微观组织发展情况的研究,总结了焊核区的晶粒结构特征、再结晶机制、沉淀相的溶解和粗化等。一方面,得到热机影响区的晶粒尺寸和形态、沉淀相分布等;另一方面,详细介绍了热影响区的微观结构特征,得出热影响区沉淀相发生严重粗化,导致其机械性能下降,形成微观硬度软化区。

虽然人们对铝合金搅拌摩擦焊焊缝微观组织做了大量的研究,但是许多方面还有待进一步的研究,从而加强对搅拌摩擦焊微观组织的深入了解。因热影响区是焊缝力学性能薄弱区,随着搅拌摩擦焊在工程实践中的广泛应用,热影响区的微观组织演变是未来搅拌摩擦焊焊缝微观组织研究的发展方向。通过深入了解热影响区的微观组织,可解释力学性能薄弱区的原因,从而采取措施改善其力学性能,促进搅拌摩擦焊的应用。

本文共有参考文献41篇,因篇幅所限,未能一一列出,读者如有需要,请向本刊编辑部索取。(责编 三丰)