

镍基高温合金摩擦焊接研究现状*

Advances in Friction Welding of Nickel-Based Superalloy

西北工业大学凝固技术国家重点实验室
摩擦焊接技术陕西省重点实验室

李翔 肖遥 马铁军 李文亚 杨夏炜

[摘要] 镍基高温合金是航空发动机、燃气轮机等高温部件的重要制造材料,与之相关的摩擦焊工艺正因工程需求的增长而日渐受到重视。主要介绍了目前应用最为广泛的3种摩擦焊接方法(线性摩擦焊、惯性摩擦焊与搅拌摩擦焊)在高温合金焊接上的应用,涵盖了高温合金接头显微组织、力学性能、工艺探索、数值模拟等方面,较为全面地总结了镍基高温合金摩擦焊接的研究现状,并提出了今后在相关研究中应考虑的关键问题。

关键词: 镍基高温合金 线性摩擦焊 惯性摩擦焊 搅拌摩擦焊

[ABSTRACT] Nickel-based superalloys, as the most important material for manufacturing high temperature components in aeroengines and turbines, are becoming increasingly valuable due to stringent engineering requirements. Three commonly used friction welding methods, i.e. linear friction welding, inertia friction welding and friction stir welding, are reviewed in the present paper, involving joint microstructure, mechanical properties, welding parameters, and numerical simulations. The research development of friction welding of Ni-based superalloys is summarized and issues to be considered are also put forward.

Keywords: Ni-based superalloy Linear friction welding Inertia friction welding Friction stir welding

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.15.101

高温合金是制造航空发动机、燃气轮机的关键材料,其中尤以镍基高温合金发展最快,使用最广^[1]。镍基高温合金是发动机热端部件的主要制造材料,在先进发动机中的重量占50%以上^[2]。在熔焊过程中,由于镍基高温合金中含有固溶强化元素(如Cr、Mo、W、Al等)以及微量P、S、C、B等元素,因而有较大裂纹敏感性^[2-3],且焊后易产生组织偏析、析出脆性相及其他缺陷,导致接头力学性能及高温持久性能下降^[2]。

摩擦焊作为先进的固相连接技术,以其工艺时间短、可焊接异种材料、能避免熔焊因液相存在导致的诸多凝固相关缺陷等一系列优点受到国内外学者青睐。因而通过摩擦焊接技术连接高温合金部件,正越来越广泛地被应用于航空航天等制造领域。本文针对线性摩擦焊(LFW)、惯性摩擦焊(IFW)、搅拌摩擦焊(FSW)3个工艺,分别就镍基高温合金的摩擦焊研究现状做一总结。

1 线性摩擦焊

线性摩擦焊作为一种相对新颖的固相焊接方法,其发展主要是由高推重比航空发动机整体叶盘的制造需求来推动的^[4]。由于钛合金具有重量轻、比强度高等优点,在航空发动机部件,尤其是叶盘制造中得到大量使用。而随着线性摩擦焊技术的发展,它在制造航空发动机高温部件中的优点也逐渐突显,从而成为高温合金整体叶盘工程制造方法的有力竞争者。

加拿大的Chamanfar等^[5]就一种常用于制造发动机涡轮盘的镍基高温合金WASPALLOY的线性摩擦焊工艺做了系统研究。在初期研究中,笔者在不同工艺条件下进行试验,对不同试样的飞边形貌、热力影响区(TMAZ)宽度等作了对比分析,并对最优试样进行温度场、显微硬度、应力分布、晶粒尺寸及取向等分析研究,结果表明:焊缝区温度至少可达1400 K(1126℃);由于动态再结晶,焊缝两侧0.9 mm区域内 γ 晶粒尺寸减小量达50%;从母材到焊缝发生了 γ' 沉淀相的逐渐溶解,进而影响显微硬度;由于氧化作用,接头边缘(靠近飞边部分)的连接强度较小。此外,焊接过程中的动态再结晶有助于抑制微裂纹产生,而且冷却阶段没有 γ' 相的再析出是另一个没有微裂纹的原因。在进一步研究中,又探讨了LFW高温合金接头中液相和微裂纹存在的可能^[6],结果指出可能导致微裂纹的 γ' 液相并未出现,因为峰值温度和 γ' 尺寸均未达到临界值。在LFW过程中,动态再结晶的发生、低峰值温度、小焊接应力、大顶端压力均是抑制微裂纹的主要因素。此外,还发现在热影响区发生了 γ' 化学成分、形态、尺寸的变化,导致了显微硬度的下降,此缺陷可通过热处理改

* 西北工业大学基础研究基金(JC201233)资助。

善。最后研究者就提高焊合率做了试验研究^[7],结果表明:如果要避免弱连接或焊缝氧化物,则轴向缩短量至少应为 2mm;缩短量在 2mm 以上的试样屈服强度和最终拉伸应力接近母材,且随着缩短量增加,总延伸率也增加。同时,提出可以通过飞边是否四面“连续”来判断断接头的完整性,如图 1 所示^[7]。

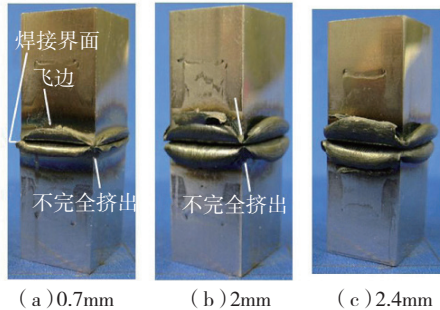


图1 不同缩短量WASPALLOY线性摩擦焊接头外观

Fig.1 Joint appearances of LFWed Waspaloy with different axial shortenings

GH4169 (即国外牌号 Inconel 718/ IN 718)是一种广泛应用的航空航天发动机制造材料,它在现代航空发动机制造中的应用量超过了总高温合金的 40%^[8]。Mary 等^[9]研究了 IN718 线性摩擦焊 TMAZ 和飞边的显微组织,指出飞边组织由 2 部分组成,内侧飞边主要为 Al 的氧化物层,外侧飞边则主要是 Nb 的氧化物;在焊缝两侧 1mm 的范围内发生了动态再结晶,晶粒尺寸较母材有显著减小,而在远离焊缝的 TMAZ 晶粒尺寸与母材相近,可能原因有 δ 相存在、低温及变形程度不够,同时观察到 TMAZ 硬度显著降低(从 334HV 降低至 250HV);在焊缝处发现颗粒物,并有异常大尺寸的 NbN 出现。Li 等人对异种高温合金摩擦焊的疲劳性能进行了研究^[10],试验采用高/低温镍基高温合金的组合进行了焊接(高温 720Li,低温 IN718),结果发现焊件的疲劳强度与较弱母材(IN718)相当;焊缝区的疲劳裂纹生长抗力低于母材,此现象在高温镍基合金(720Li)中更为明显。

而对于另一种镍基高温合金 IN738,加拿大的 Ola 等人试验证明这种通常认为比较难焊的金属可以通过线性摩擦焊获得良好接头^[11-12]。这与线性摩擦焊是一种固相连接工艺这一认知有所出入。笔者在研究中发现,由于非平衡液相反应,焊接过程中发生了晶间液化,然而接头中却并未发现热影响区裂纹,原因是顶锻阶段施加的压应力导致的快速凝固使得熔融金属倾向于愈合而不是导致热裂纹。

对于单晶高温合金, Ola 等人对单晶 CMSX-486 进行了线性摩擦焊研究^[13],发现在焊接过程中出现了大量液相,包括二次相的非平衡液相反应,然而在再凝固过程中由于压应力的存在,焊缝中并未出现共晶产物,此

外部分液相与环境接触,在焊缝形成了富 Hf 的氧化物薄膜。Wanjara 等人对一种单晶镍基高温合金的线性摩擦焊施加了不同顶锻压力^[14],发现当顶锻压力较小时,裂纹几乎贯穿焊缝横截面,而当采用较大顶锻压力可以消除焊缝裂纹,但向两边卷曲的飞边发生了较大变形并出现裂纹。同时,随着顶锻压力的增加,焊缝区和热力影响区的宽度减小,接头残余的再结晶晶粒也减少。此外还指出,焊接成功与否取决于振动方向与 $\langle 011 \rangle$ 晶体取向的接近度。Karadge 等人研究了单晶和多晶镍基高温合金线性摩擦焊中晶体取向的影响^[15],结果证明由于初始滑移系取向的变化,单晶取向对焊接性的影响非常显著,取向在 45° 左右的晶体有较好的可焊性,因为较低的焊接正压力会获得较高的分切应力;值得注意的是,在其他取向中,临界分切应力值会随着工艺参数的变化而变化。

综上所述,线性摩擦焊可焊接大多数镍基高温合金,且在焊缝处形成细晶组织。但是由于镍基高温合金的特性,接头容易存在氧化物夹杂、微裂纹等缺陷,尤其是焊缝氧化物对接头性能产生较大影响。因此,减少或避免焊缝氧化物是高温合金线性摩擦焊亟待解决的问题。

2 惯性摩擦焊

相对于其他种类的摩擦焊而言,惯性摩擦焊工艺较为简单,接头质量高,因此研究也较为广泛^[16]。与连续驱动摩擦焊(CDFW)相比,惯性摩擦焊控制参数少、焊接性能再现性好,在异种材料和高强度材料焊接方面具有独特优势,在航空航天领域具有广泛应用前景^[17]。

对于工程应用广泛的 GH4169 高温合金,国内外针对其惯性摩擦焊的接头组织、力学性能、数值模拟等方面进行了大量研究。GH4169 惯性摩擦焊的接头中只发现了亚动态再结晶晶粒,而没有发现静态再结晶晶粒,这是由于惯性摩擦焊接时间短、焊合区和热影响区冷却速度快导致的;而接头得到细晶和超细晶组织的根本原因在于充分的动态再结晶和动态回复不足^[18-19]。在惯性摩擦焊过程中,IN718 临近焊缝区域的 γ' 完全溶解,且在冷却过程中没有再析出,导致出现“较软”的焊缝区^[20]。在 GH4169 惯性摩擦焊接头的高温持久性能方面,对于直接时效态和固溶态两种 GH4169 合金,焊接接头均出现软化现象,但焊后经时效处理后显微硬度显著提高;直接时效态的焊接接头高温持久性能最佳^[8],接头的高温持久强度大于母材^[8,21]。在高温蠕变性能方面,在 595°C 时,随着应力的增大,接头和母材达到相同稳态蠕变速率时,接头的蠕变应力小于母材;在断裂前,接头相对母材能承受更大的稳态蠕变速率^[21]。

焊接温度场是惯性摩擦焊中非常重要的物理参量,对于研究焊接热循环过程,粘塑性金属形成及流动规律,接头组织性能等都具有重要意义。有研究者通过埋设热电偶^[17]、有限元模拟^[22-24]等方法对GH4169惯性摩擦焊的温度场进行检测、求解。如Zhang等人建立了一个二维热力耦合有限元模型,模型考虑到了与温度相关的热性能、与时间相关的热输入、摩擦界面的接触条件、飞边的变形、界面通过辐射和对流损失的热量等因素,并且通过温度捕获系统可以测量界面附近区域的温度值^[22-23]。

此外,研究者对其他常见高温合金(如RR1000、720Li、FGH96等)的惯性摩擦焊也进行了各项研究。与IN718(γ' 和 γ'' 体积分数约为25%)相比,720Li和RR1000(γ' 体积分数均为约50%)含有较高的Ti和Al,因而与IN718不同。在冷却阶段,720Li和RR1000靠近焊缝的区域析出大量 γ' 相^[20],文献[25]也提到IN718没有再析出 γ'/γ'' 的原因是Ti、Al含量较低导致的驱动力不足。使用相近参数焊接IN718、720Li、RR1000 3种高温合金,得到的轴向和环向应力差别很大,焊后热处理可以减小残余环向应力^[20]。在RR1000同质惯性摩擦焊接头中,焊缝区出现大量球状 γ' 相,但其化学成分较母材 γ' 相相比,Al、Ti、Ni含量较少而Cr、Co、Mo较多, γ' 的存在使得焊缝区强度高^[26];有限元模拟结果显示,随着焊接压力增大,热影响区宽度减小,峰值温度和应变速率增加,而焊缝附近环向应变峰值不受影响^[25]。在720Li和IN718异质惯性摩擦焊接头中,接头未见微孔、微裂纹和明显化学成分迁移;720Li侧热影响区宽度略大于IN718侧,因为两者高温力学性能差异导致720Li侧的温度较高、高温持续时间较长;上文提到的两种合金中的 γ' 含量不同^[20]、焊接过程中强化相溶解析出行为不同,因此720Li侧热影响区的硬度高出IN718侧约30%;经过热处理,720Li侧硬度主要受3次 γ' 和再析出 γ' 分布的影响而有所提升,而IN718侧热处理前硬度低的区域由于 γ'' 的形成,其硬度值沿着朝向焊缝方向逐渐增大,相反热影响区和母材由于 γ'' 的粗化硬度有所降低^[27],如图2所示。

在预制裂纹的RR1000和IN718异质惯性摩擦焊接头中,裂纹路径对裂纹生长速率有显著影响。在RR1000侧的近焊缝区域可能有较高的裂纹生长速率,这是由晶界氧化物引起的晶间破裂导致的^[28]。

FGH96惯性摩擦焊接头具有良好的常温力学性能,其拉伸断口位于热影响区粗细晶结合处^[29],但Crack-tip Opening Displacement(CTOD)测试表明其接头的韧性小于母材^[30]。数值模拟的结果显示,当焊接达到稳态时,摩擦界面形成飞边^[31],材料流动方向为边界附近材料向

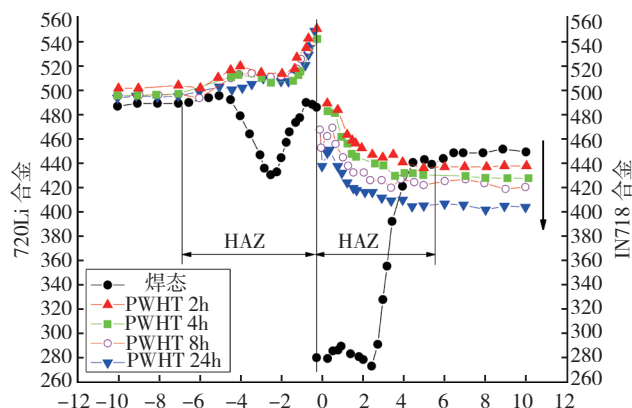


图2 焊态和760℃热处理态720Li和IN718合金的显微硬度曲线
Fig.2 Microhardness profiles of as-welded and 760°C PWHT'd alloy 720Li and IN718 welds as a function of axial distance from weld line

界面外流动,中心区域沿试件旋转方向流动^[32-33]。

综上所述,惯性摩擦焊可以完成大多数常用镍基高温合金同质及异质接头的焊接,选取合适的焊接参数及热处理工艺可获得力学性能优异的焊接接头。

3 搅拌摩擦焊

搅拌摩擦焊是一种主要应用于铝合金结构制造中的固相连接技术^[34-35],尤其在焊接熔焊困难的2XXX及7XXX系列的铝合金上具有极大优势^[36],被认为是近20年来在金属连接方面最具象征性的技术发展。考虑到焊具的磨损,搅拌摩擦焊主要用于低熔点合金^[37],而对于高温合金搅拌摩擦焊的研究则非常罕见,主要由日本大阪大学开展。高温合金的屈服强度是材料搅拌摩擦焊可焊性的一个评价标准^[37],大阪大学已成功完成了Inconel600、Inconel625和Inconel718的搅拌摩擦焊接。

多晶立方氮化硼被用作搅拌头材料获得了没有缺陷的Inconel600搅拌摩擦焊接头^[35],由于搅拌区形成细晶组织,与母材相比,接头力学性能较好,但搅拌区和热影响区部分区域抗腐蚀性能较差。又有研究者采用WC-Co搅拌头进行Inconel 600的焊接^[38-39],发现随着焊接速度增加,接头晶粒细化越来越明显,因而接头显微硬度和拉伸强度相较母材有显著提升;但当焊接速度达到250 mm/min时,出现槽状缺陷;不同焊接速度下均观察到动态再结晶,其中大角度晶界超过85%,并伴有退火孪晶。研究结果证明,具有较低堆垛层错能的面心立方金属在搅拌摩擦焊中更易发生动态再结晶,从而提高接头力学性能。在Inconel 600-SS 400搭接搅拌摩擦焊接头中,未发现孔洞、裂纹或中间金属层,前进侧SS400在Inconel600中形成的钩状结构直接提高了接头的剥离强度^[40]。在Inconel625、Inconel718同质搅拌摩擦焊接头中,搅拌区均发生伴随动态再结晶的明显晶粒

细化现象,从而使接头力学性能优于母材,且通过焊后热处理,力学性能得到进一步提升^[41-43]。

综上所述,搅拌摩擦焊虽然能获得性能优异的高温合金接头,但受镍基合金强度高特性所限,其研究应用目前尚未展开。

4 结论

(1) 采用3种摩擦焊方法焊接高温合金可以使接头组织得到细化,甚至在焊缝处得到超细晶组织,从而提高接头力学性能。但热力影响区的力学性能通常较母材有所下降,对此可采用热处理工艺加以改善,对于镍基高温合金摩擦焊接的工程应用十分必要。

(2) 对于高温合金的线性摩擦焊工艺,焊缝出现氧化物是影响接头质量的重要因素,因此探究合适的途径减少或避免焊缝氧化物的形成是高温合金线性摩擦焊工程应用所必须攻克的难题,研究者可以从惰性气体保护、改善工艺参数(如提高频率)等方面加以研究。

(3) 搅拌摩擦焊能得到性能优良的高温合金焊接接头,但由于焊具磨损、焊接成本高等问题,目前还较难实现工程应用。

由于线性摩擦焊的应用是将惯性摩擦焊件的圆形截面扩展到非圆形截面,而惯性摩擦焊已在国内外较为成熟地应用于航空发动机转动部件制造中,相较之下,国内的线性摩擦焊发展,尤其是高温合金的线性摩擦焊方面还滞留在起步阶段,因此今后研究者可对高温合金的线性摩擦焊进行进一步深入研究。对于高温合金的搅拌摩擦焊,国际上未有广泛深入的研究应用。

参考文献

[1] 中国航空材料手册编辑委员会编. 中国航空材料手册(第2卷): 变形高温合金、铸造高温合金. 北京: 中国标准出版社, 2002.

[2] 李亚江, 夏春智, 石磊. 国内镍基高温合金的焊接研究现状. 现代焊接, 2010(7):1-4.

[3] 李晓红, 毛唯, 熊华平. 先进航空材料和复杂构件的焊接技术. 航空材料学报, 2006, 26(3):276-282.

[4] Karadge M, Preuss M, Lovell C, et al. Texture development in Ti-6Al-4V linear friction welds. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 459(1):182-191.

[5] Chamanfar A, Jahazi M, Gholipour J, et al. Mechanical property and microstructure of linear friction welded Waspaloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(3):729-744.

[6] Chamanfar A, Jahazi M, Gholipour J, et al. Suppressed liquation and microcracking in linear friction welded Waspaloy. *Materials & Design*, 2012, 36: 113-122.

[7] Chamanfar A, Jahazi M, Gholipour J, et al. Maximizing the integrity of linear friction welded Waspaloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 555:117-130.

[8] 杨军, 周昀, 楼松年, 等. GH4169 合金惯性摩擦焊接头的高温持久性能. 上海交通大学学报, 2003, 37(2):157-160.

[9] Mary C, Jahazi M. Multi-scale analysis of IN-718 microstructure evolution during linear friction welding. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(6): 573-578.

[10] Li H Y, Huang Z W, Bray S, et al. High temperature fatigue of friction welded joints in dissimilar nickel based superalloys. *Materials Science and Technology*, 2007, 23(12):1408-1418.

[11] Ola O T, Ojo O A, Wanjara P, et al. Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(12):3761-3777.

[12] Ola O T, Ojo O A, Wanjara P, et al. Crack-free welding of IN 738 by linear friction welding. *Advanced Materials Research*, 2011, 278: 446-453.

[13] Ola O T, Ojo O A, Wanjara P, et al. A study of linear friction weld microstructure in single crystal CMSX-486 superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(3):921-933.

[14] Wanjara P, Dalgaard E, Gholipour J, et al. Linear friction welding of a single crystal superalloy. *Materials Science Forum*, 2012, 706:3022-3027.

[15] Karadge M, Preuss M, Withers P J, et al. Importance of crystal orientation in linear friction joining of single crystal to polycrystalline nickel-based superalloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 491(1):446-453.

[16] Maalekian M. Friction welding-critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2007, 12(8):738-759.

[17] 卜文德, 刘金合, 徐韦锋, 等. GH4169 高温合金惯性摩擦焊接头温度场分布及变化规律. 航空制造技术, 2010(7): 84-88.

[18] 杨军, 楼松年, 严隽民, 等. GH4169 高温合金惯性摩擦焊接头晶粒分布特征. 焊接学报, 2001, 22(3):33-35.

[19] 杨军, 楼松年, 周昀, 等. GH4169 高温合金惯性摩擦焊接头动态再结晶过程. 航空材料学报, 2002, 22(2):8-11.

[20] Preuss M, Withers P J, Baxter G J. A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 437(1):38-45.

[21] 王文超, 杨颂华, 姜坤, 等. GH4169 高温合金惯性摩擦焊接头的蠕变性能. 焊接技术, 2013(4):8-11.

[22] Zhang L W, Liu C D, Qi S A, et al. Numerical simulation of inertia friction welding process of GH4169 alloy. *Journal de Physique IV (Proceedings) EDP Sciences*, 2004, 120:681-687.

[23] Zhang L W, Pei J B, Zhang Q Z, et al. The coupled FEM analysis of the transient temperature field during inertia friction welding of GH4169 alloy. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2007, 20(4):301-306.

[24] 李文亚, 陈亮, 余敏. GH4169 合金惯性摩擦焊接头温度场显式有限元数值模拟. 焊接学报, 2011, 32(6):61-64.

[25] Grant B, Preuss M, Withers P J, et al. Finite element process modelling of inertia friction welding advanced nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 513:366-375.

[26] Huang Z W, Li H Y, Preuss M, et al. Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to IN718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(7):1608-1620.

[27] Huang Z W, Li H Y, Preuss M, et al. Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to IN718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(7):1608-1620.

[28] Daus F, Li H Y, Baxter G, et al. Mechanical and microstructural assessments of RR1000 to IN718 inertia welds-effects of welding parameters. *Materials Science and Technology*, 2007, 23(12):1424-1432.

(下转第 108 页)

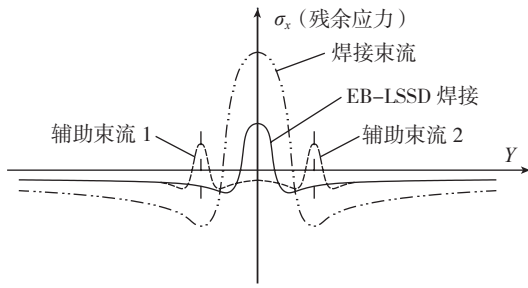


图4 辅助热源减小焊接变形的作用机理

Fig.4 Mechanism of reducing welding deformation by auxiliary heat source

应力峰值作用位置渐渐向焊接电子束拉应力峰值靠近, 应力抵消作用逐渐明显; 当 $D=5\text{mm}$, $H=10\text{mm}$ 时, 应力抵消效果最好, 焊接变形最小。

从表 5 的试验数据可以看出, 随着辅助热源能量分配的增加, 辅助加热区域的热输入增加, 温度升高, 对应产生的热应力也随之增加; 而此时焊接电子束的热输入保持不变, 即瞬态焊接应力大小及分布不变, 这样辅助热应力与瞬态焊接应力叠加后合成应力减小, 焊接变形减小。当焊接束流达到 9.0mA , 能量分配为 15% 时, 向下弯曲的焊接变形减小为 -4.5mm 。随着焊接束流继续增加到 9.3mA , 能量分配为 16.25% 时, 焊件开始向上弯曲, 焊接变形为 $+2.2\text{mm}$, 达到最小。这主要是因为: 在焊缝中心, 辅助热源产生的应力与瞬态焊接应力叠加后的合成应力由拉应力变为压应力, 使薄板开始反向变形。随着电子束束流和能量分配的进一步增大, 钛合金薄板向上弯曲的焊接变形也逐渐增大。

上述试验主要研究了辅助热源的位置和能量分配等工艺参数与焊接变形的关系, 还需要进一步深入研究辅助热源对焊接残余应力的影响, 以更深入地揭示 TC4 钛合金薄板多束流电子束焊接变形控制的机理。

5 结论

(1) 采用电子束高频偏转扫描电子束技术实现了多束流电子束焊接, 在保证焊缝成形良好的条件下, 利用辅助电子束热源产生的热应力来改变薄板结构件焊缝区和近缝区的应力分布, 可以减小焊接变形。

(2) 辅助热源的位置和能量分配影响焊接变形的关键工艺参数, 当 $D=5\text{mm}$, $H=10\text{mm}$, 电子束束流为 9.3mA , 能量分配为 16.25% 时, 1mm 厚的 TC4 钛合金薄板焊接变形达到最小。

(3) 为了更深入地揭示 TC4 钛合金薄板多束流电子束焊接变形控制的机理, 还需要进一步研究辅助热源对焊接残余应力的影响。

参考文献

[1] 钱九红. 航空航天用新型钛合金的研究发展及应用. 稀有

金属, 2000, 24(3):218-222.

[2] 瞿群. 钛合金研究新进展及应用现状. 钛工业进展, 2008, 25(2):23-27.

[3] 朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展. 航空材料学报, 2014, 34(4):44-50.

[4] 赵丹丹. 钛合金在航空领域的发展与应用. 铸造, 2014, 63(11):1114-1117.

[5] 关桥, 李菊. 热拉伸效应控制飞行器板壳结构焊接变形. 航空制造技术, 2007(9):30-34.

[6] 曲伸. 电子束焊接 TC4 整体叶盘结构的控制变形. 航空制造技术, 2009(23):91-97.

[7] 方总涛, 孙勃, 李春润, 等. 薄板焊接变形控制措施的研究进展. 现代焊接, 2011(7):20-22.

[8] 李军, 杨建国, 刘雪松, 等. 随焊旋转挤压控制薄板焊件应力变形新方法. 机械工程学报, 2010, 46(12):81-85. (责编 谷雨)

(上接第 104 页)

[29] 何胜春, 张田仓, 郭德伦. 粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头常温力学性能分析. 航空材料学报, 2006, 26(3):122-125.

[30] 何胜春, 廖云建, 杨美, 等. 粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头室温 CTOD 测试与分析. 航空制造技术, 2012(13):98-100.

[31] 张利国, 姬书得, 张田仓, 等. FGH96 合金惯性摩擦焊过程飞边形成的规律研究. 北京理工大学学报, 2013(1):17-21.

[32] 姬书得, 刘伟, 张利国, 等. FGH96 合金惯性摩擦焊过程材料流动行为的数值模拟. 材料科学与工艺, 2013(1):109-112.

[33] 姬书得, 刘建光, 张利国, 等. 焊接工艺参数对 FGH96 合金惯性摩擦焊过程材料塑性流动行为的影响. 机械工程学报, 2012, 48(12):69-74.

[34] 关桥, 栾国红. 搅拌摩擦焊的现状与发展. 第 11 次全国焊接会议. 上海: 2005.

[35] Sato Y S, Arkom P, Kokawa H, et al. Effect of microstructure on properties of friction stir welded Inconel Alloy 600. Materials Science and Engineering: A, 2008, 477(1):250-258.

[36] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2005, 50(1):1-78.

[37] Ye F, Fujii H, Tsumura T, et al. Friction stir welding of Inconel alloy 600. Journal of Materials Science, 2006, 41(16):5373-5379.

[38] Song K H, Fujii H, Nakata K. Evaluation of grain refinement and mechanical property on friction stir welded Inconel 600. Materials Transactions, 2009, 50(4):832-836.

[39] Song K H, Fujii H, Nakata K. Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of friction stir welded Inconel 600. Materials & Design, 2009, 30(10):3972-3978.

[40] Song K H, Kim W Y, Nakata K. Evaluation of microstructures and mechanical properties of friction stir welded lap joints of Inconel 600/SS 400. Materials & Design, 2012, 35:126-132.

[41] Song K H, Nakata K. Mechanical properties of friction-stir-welded inconel 625 alloy. Materials Transactions, 2009, 50(10):2498-2501.

[42] Song K H, Nakata K. Effect of precipitation on post-heat-treated Inconel 625 alloy after friction stir welding. Materials & Design, 2010, 31(6):2942-2947.

[43] Song K H, Nakata K. Microstructural and mechanical properties of friction-stir-welded and post-heat-treated Inconel 718 alloy. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 505(1):144-150.

(责编 谷雨)