

TC4/TA16 异种金属焊接接头的断裂机理研究

Study on Fracture Mechanism of TC4 /TA16 Alloy Welded Joint

北京航空航天大学材料科学与工程学院 彭文雅 邵玲 吴素君
中航工业北京航空制造工程研究所 刘颖 李冬杰

[摘要] 为了探明 TC4/TA16 异种钛合金氩弧焊接头的断裂机理,对焊接接头进行了力学测试,同时对不同部位进行了显微组织观察、硬度试验及断裂韧性测试,最后对断口形貌进行了显微观察。结果表明: TC4/TA16 异种焊接接头拉伸屈服强度接近 TA16 母材,抗拉强度和延伸率均低于两母材。断裂模式为塑性断裂,拉伸薄弱环节位于 TA16 侧热影响区,该区硬度低,晶粒尺寸大。由于热输入不均匀造成焊接接头不同区域不同的组织结构。TC4 热影响区为网篮组织。TA16 侧热影响区由于导热慢,长时间处于过热区,使晶粒长大,在外力作用下产生畸变。裂纹的扩展途径曲折,需要吸收较大的能力才能扩展,断裂韧性高,断裂韧性断口出现典型深而大的韧窝形貌,为塑性断裂。TC4 侧热影响区的断裂韧性差,为缺口断裂的薄弱环节。为了避免破坏,要求在焊接过程中应该合理控制焊接温度和冷却速率,减低缺陷。

关键词: TC4/TA16 钛合金 组织形态 断裂机理

[ABSTRACT] The microstructure characteristics, mechanical property and fracture toughness of the TC4/TA16 alloy TIG welded joint are analyzed. The results show that the yield strength of welded joint is close to TA16 base metal, but the tensile strength and elongation are lower than the two base metals. HAZ (heat affected zone) on TA16 alloy side with lower micro-hardness is the weakness part in tensile test. The different region of the welded joint has different microstructure caused by the uneven heat input. Equiaxial α gains growth under overheated zone will be deformed by the external force. The propagation pathway tortuosity makes crack absorb larger energy to extend. As the results, HAZ on TA16 alloy side has high fracture toughness with ductile fracture mode. However, HAZ on TC4 alloy side with a basket-weave structure is the weak link of the notch fracture. In order to avoid the damage and reduce defects, the welding temperature and the cooling rate should be reasonable in the welding process.

Keywords: TC4/TA16 titanium alloy Microstructure Fracture mechanism

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.11.066

钛及钛合金因其优越的耐热、耐腐蚀及比强度高特点,在航空、航天、核能、化学工业等领域应用广泛^[1]。其中,TC4 钛合金属于 Ti-Al-V 系典型的 $\alpha + \beta$ 型双相热强钛合金,目前是航空领域应用最广泛的材料之一^[2]。我国自行研制的 TA16 为 α 钛合金,具有优异的抗腐蚀性能和抗变形能力,主要用于联接管道^[3]。TC4/TA16 焊接件可用于飞机管道系统,比单一的 TC4 有着更好的加工成形性能,同时比单一的 TA16 管道有更高的强度,这种异种钛合金焊接件综合了各个母材的优点,具有重要的战略意义。目前,国内外对 TC4 氩弧焊接接头的研究已趋于成熟^[4-5],但对 TA16 的焊接接头研究仍较少,而对 TC4/TA16 异种钛合金氩弧焊接接头的研究也极少。这在很大程度上制约了这种异种钛合金管的生产和使用进程。本文针对 TC4 与 TA16 钛合金氩弧焊接头微观组织、力学性能、断裂的特点进行了研究,旨在分析 TC4/TA16 异种钛合金氩弧焊接头的断裂机理,为材料的寿命预测和完整性研究提供依据。

1 试验材料和方法

试验焊接接头的母材选用 TC4、TA16 的轧制板材,经过氩弧焊接成板材,后线切割成 $100\text{mm} \times 20\text{mm} \times 3\text{mm}$,同时使焊缝中心位于焊接件的中心位置(见图 1)。材料焊后的热处理制度为在 600°C 真空炉退火 2h,随炉冷至室温,去除内应力。母材 TC4、TA16 的化学成分如表 1、2 所示,力学性能如表 3 所示。

采用 OLYMBUS BX51M 光学显微镜对母材、焊缝、热影响区进行显微组织形态观察。金相样品的腐蚀剂为 kroll 试剂,试剂体积比为 $\text{HF} : \text{HNO}_3 : \text{H}_2\text{O} = 1 : 2 : 5$ 。

硬度测试在 FM800 小负荷维氏硬度计上进行,沿着焊缝中心每隔 0.5mm 打一次点,再分别在母材、焊缝和热影响区部位每隔 0.5mm 打一次点,最后分别得到横向和纵向硬度分布曲线。测试时使用的载荷为 0.5kg,

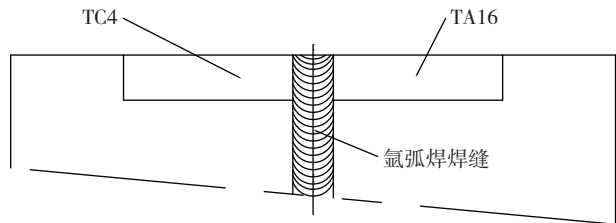


图1 焊接接头示意图

Fig.1 Diagram of welded joints

表1 TC4合金化学成分 (质量分数) %

Fe	C	N	H	O	V	Al	Ti
0.3	0.1	0.05	0.015	0.2	3.5~4.2	5.5	余

表2 TA16合金化学成分 (质量分数) %

Al	Zr	Pb	Si	C	N	H	O	Ti
2.3	2.5	0.05	0.04	0.01	0.01	0.01	0.07	余

表3 母材拉伸性能

材料	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%
TC4	1047	912.2	19.87
TA16	578	419	27

保压时间 15s。制备拉伸试样,焊缝位于中心,标距长度 30mm,采用 MTS 材料拉伸试验机进行试验,位移速率为 0.3mm/min。

加工 3 点弯试样,尺寸如图 2 所示。线切割位置分别位于 TC4 母材、TC4 侧热影响区、焊缝中心、TA16 侧热影响区、TA16 母材。采用 MTS 880 材料试验机,测试焊接接头不同位置处的断裂韧性,再使用 TSM-6010LA 型扫描电镜观察断口形貌,确定焊接接头的断裂机理。

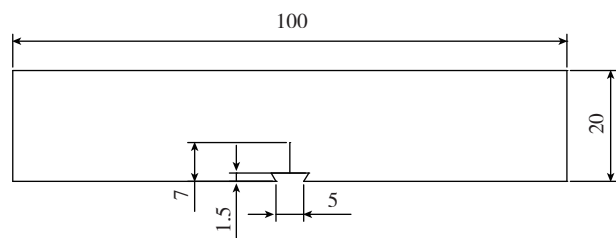


图2 三点弯试样 (mm)

Fig.2 Three points bending specimen (mm)

2 试验结果与分析

2.1 金相结果及分析

图 3 是焊接接头宏观表面照片。可以看出,钨极氩弧焊接接头分为焊缝区、TC4 侧热影响区、TA16 侧热影响区和母材区。TA16 母材的导热能力小于 TC4 母材的导热能力^[6]。在焊接过程中,TA16 一侧产生大量热累积,使较大范围受到热影响,使该范围内晶核沿着母材向焊缝区生长,且在热作用下越长越大,使得 TA16 侧

热影响范围和晶粒尺寸均大于 TC4 侧。

为确定组织形貌,对焊接接头进行了微观组织观察,结果如图 4 所示。图 4 (a) 为 TC4 母材区组织,TC4 为典型的等轴组织,图中黑色为初生 α 相,白色为片状次生 α 相和残余 β 相构成的 β 转变组织。其中 α 相含量超过总含量的 50%^[7]。图 4 (b) 为 TA16 母材的微观组织,TA16 是细小的等轴 α 晶粒,且大部分为完全再结晶晶粒和亚结构,尺寸均匀。微观组织中能看到滑移和孪晶现象,TA16 由于是近 α 型钛合金,成分中中性稳定元素含量极少,所以在热处理过程中,当温度冷却到室温后, β 相很难保留下来,导致 TA16 微观组织中几乎没有 β 相。图 4 (c) 为焊缝区组织形貌,由针状马氏体 $\alpha' + \beta$ 和原始 β 晶界组成,图中的针状 α 和 β 晶界清晰可见。钛合金 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相转变温度在 880℃ 左右,原始相在焊接过程中转变成 β 相,焊缝中心表面由于冷却速度快,使得 β 再转变时形成针状 α' 相,同时晶界 β 保留下来。在相转变过程中, α' 沿着 β 相晶界慢慢形成晶核生长,最后原始的 β 晶粒相变为 $\alpha' + \beta$ 组织。在焊接过程中,热量导致发生相转变,原始的 $\alpha + \beta$ 相转变为 β 相。 β 区受热致使 β 晶界不同程度的破碎,片状 α 相沿不同方向分布形成网篮状结构。TC4 侧热影响区组织如图 4 (d) 所示, β 转变基体上分布着交错编织成网篮状的片状 α 组织,与焊缝区相比,该区的晶粒尺寸更细。TA16 侧热影响区组织形貌如图 4 (e) 所示,该区组织由于热量扩散慢,导致 α 晶粒长大,组织不均匀。同时受到温度差产生应力驱动,晶粒发生了较大的塑性变形,出现畸变。

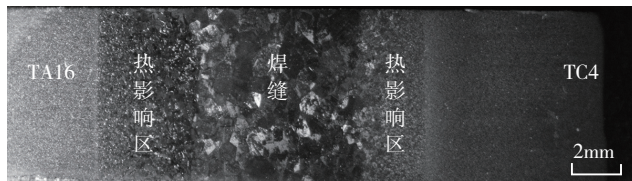


图3 焊接接头宏观照

Fig.3 Macro photo of welding joint

2.2 拉伸测试结果及分析

为了测定焊接接头的强度极限,对 5 组焊接接头进行了拉伸测试,并用扫描电镜观察了断口形貌。测试结果为,焊接接头屈服强度平均值为 414MPa,接近 TA16 母材,低于 TC4 母材。抗拉强度平均值为 518.5MPa,断裂伸长率为 13%,两者均分别低于两种母材。这是因为焊接接头的焊缝中心组织细小,强度和塑性较好。在焊接过程中,TA16 一侧由于散热能力较差,使 TA16 一侧热影响区长时间处于高热点,晶粒尺寸长大,组织不均匀,使抗拉强度均低于母材和焊缝区,最终导致拉伸断裂位置位于强度最低的 TA16 一侧的热影响区。拉伸

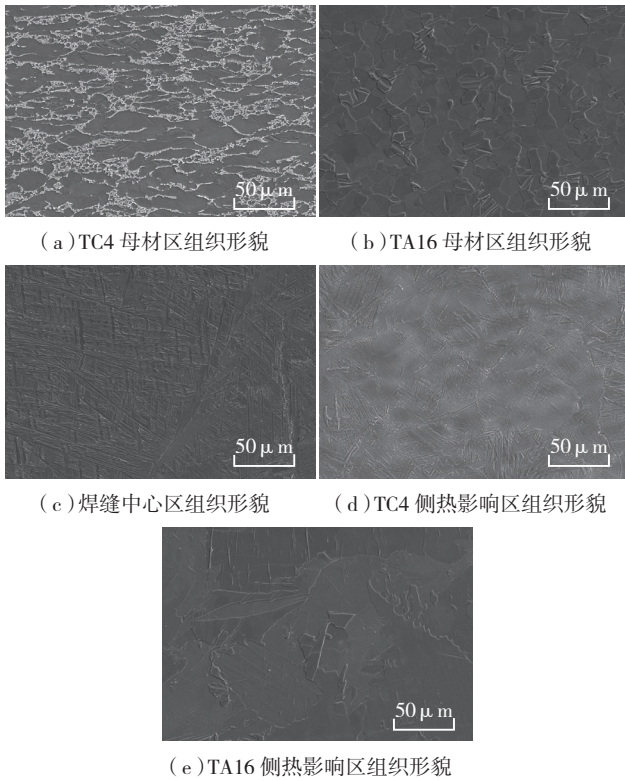


图4 焊接接头显微组织照片
Fig.4 Microstructure photographs of welding joint

过程中载荷不断增大, TA16热影响区首先进入屈服、硬化,接着颈缩断裂,而此时TC4母材和焊接接头均未达到屈服状态。试样的断裂伸长率大部分由该区域提供,但TA16侧热影响区的伸长非常有限,所以出现了断裂伸长率显著降低的现象。由图5可知,断口出现大小近似相等的等轴韧窝,密且均匀,焊接接头的拉伸断裂模式为塑性断裂。

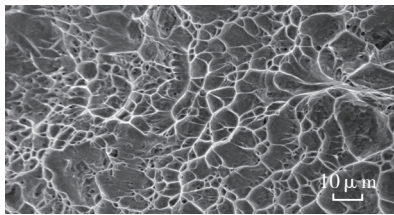


图5 拉伸断口显微照片
Fig.5 Micro photograph of tensile fracture

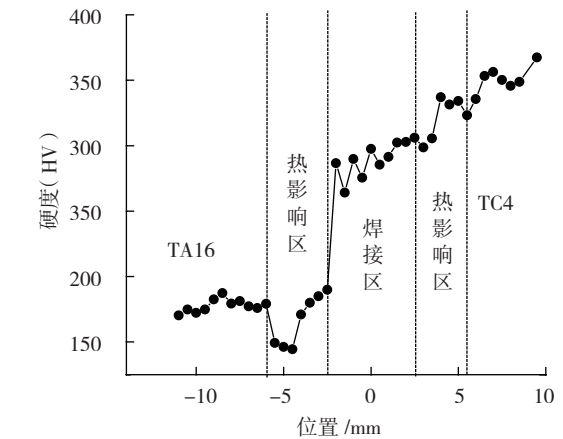
2.3 硬度测试结果及分析

材料硬度大小在一定程度上可以反映出材料的强度。为了进一步掌握TC4/TA16异种焊接接头不同区域的性能差异,对焊接接头进行横向和纵向硬度测试,得到的结果见图6。母材TC4和TA16的硬度大约为403.958HV和229.666HV。得到的各个区域硬度关系有:TC4母材 > TC4侧热影响区 > 焊缝中心 > TA16母材

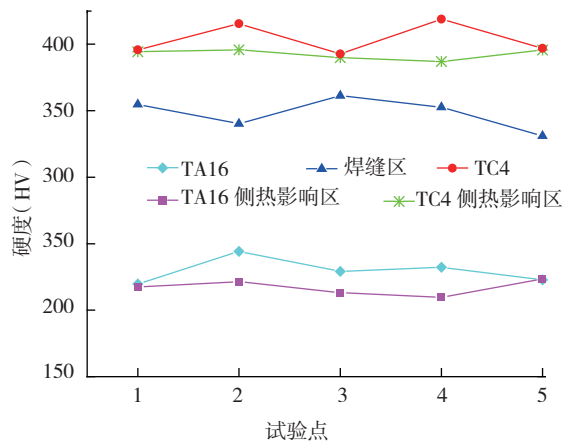
> TA16侧热影响区。主要原因有:TC4母材晶粒细小,组织强度高,所以硬度也大;位于TC4一侧的热影响区由于受到焊接热量输入的影响,使得晶粒长大,但因为形成细小交错的网篮结构,所以硬度很大,但低于TC4母材。焊缝区的高过冷度使得相变过程中形成针状的马氏体组织,且原始β晶界依然存在,所以焊缝区依然有较高的硬度,但与TC4一侧的热影响区相比,其晶粒更粗大,晶界能较低、强度小,所以TC4一侧的热影响区的硬度要较高。TA16母材的晶界能低、强度小,其硬度也更低。靠近TA16母材一侧热影响区由于热扩散小,长时间处于高温状态,晶粒尺寸长大,组织不均匀,所以该区域的硬度和强度均是最低的,这也与焊接接头拉伸断裂位置为TA16热影响区相对应。

2.4 断裂韧性分析

在一般情况(低温、厚截面或高应变速率除外)下,工程结构件常常表现为裂纹扩展前在缺陷或裂纹尖端区域存在较大的塑性变形甚至全面屈服,从而改变了这个区域应力场的性质,最终导致线弹性分析失效而需要借助弹塑性断裂力学分析,用CTOD值来衡量材料断裂



(a) 焊缝横向硬度结果



(b) 焊缝纵向硬度结果

图6 焊接接头各区显微硬度

Fig.6 Each zone microhardness of welding joint

韧性的^[8-9]。本试验分别测试焊接接头 TC4 一侧热影响区、焊缝中心、TA16 一侧热影响区以及母材的断裂韧性。

TC4 钛合金的平均 CTOD 为 0.071mm, TA16 钛合金的平均 CTOD 值为 0.308mm, 母材 CTOD 值关系为: TC4 < TA16。TA16 钛合金中的裂纹在扩展过程中需要吸收更多的能量, 从而使断裂韧性高于 TC4 值。在裂纹尖端 CTOD 的弹性和塑性分量中, 塑性分量是构成 CTOD 的主要部分。焊接接头各个区域存在不同的 CTOD 值, 将各区域 CTOD 的平均值作图, 得到图 7。沿着焊接接头 TC4 母材、TC4 侧热影响区、焊缝区、TA16 侧热影响区和 TA16 母材的方向, 各区的 CTOD 大小关系依次为: TA16 侧热影响区 > TA16 母材 > 焊缝中心 > TC4 母材 > TC4 侧热影响区。TA16 侧热影响区内, 晶粒发生大塑性变形产生畸变, 使裂纹扩散途径曲折, 而消耗更多的能量, 所以该区的 CTOD 最高, 但由于晶粒尺寸较大, 塑性变形抗力小, 所以该区的硬度、强度低。焊缝组织为针状 α 片层 + β 和原始 β 晶界, 所以强度高于 TC4 母材, 同时裂纹扩展时, 因为晶界能大, 使得扩展需要吸收较多能量, 所以 CTOD 值也高^[10]。

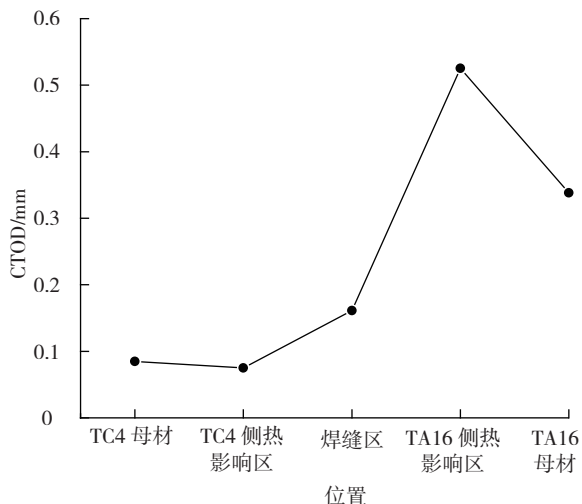


图7 焊接接头各位置CTOD值

Fig.7 CTOD of each position of welding joint

为了进一步了解各个区域的断裂模式, 对各区断口形貌进行观察, 结果如图 8 所示。图 8 (a) 为 TC4 母材裂纹扩展区的断口形貌, 该区断口中出现大量的浅韧窝。图 8 (b) 为裂口开在焊接接头 TC4 侧热影响区时的微观断口形貌, 断口表面出现一些等轴的小尺寸平面, 与等轴晶尺寸相当。图 8 (c) 为焊缝中心断口形貌, 可以看出, 裂纹扩展区存在二次裂纹, 同时还存在撕裂棱和小台阶。图 8 (d) 为 TA16 侧热影响区断口形貌, 断口表面出现少量的韧窝, 同时可以看到原变形的粗大 α 相的痕迹, 出现一些小平面。在静压过程中, 晶粒发

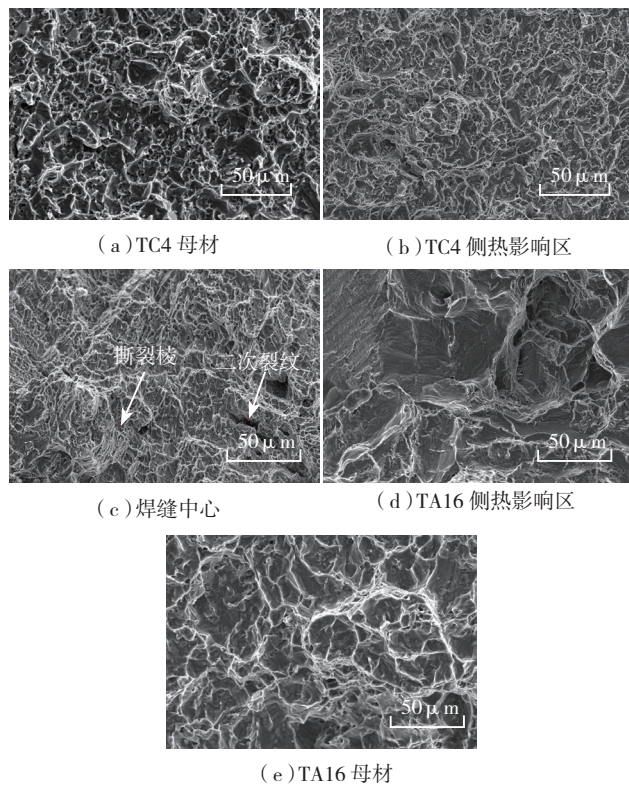


图8 焊接接头断裂韧性断口显微照片

Fig.8 Micro photographs of fracture toughness of welding joint

生塑性变形, 裂纹吸收大量能量在晶粒内部扩展, 使得 CTOD 值较高。图 8 (e) 为 TA16 母材裂纹扩张区的形貌图, 可见断口表面存在大量深且大的韧窝。

3 结论

通过分析 TC4/TA16 异种金属焊接接头的金相组织、力学性能和断裂韧性, 可以得出以下结论。

(1) 通过 TIG 氩弧焊后, 焊接接头各区受热不均匀, 从而形成不同的组织结构。由于焊接速度较慢, 使组织长时间处在高温区, 导致焊缝区和热影响区的晶粒偏大。与 TC4 相比, TA16 侧热影响区导热较慢, 使晶粒尺寸大于 TC4 侧热影响区的晶粒尺寸。

(2) 焊接接头的屈服强度接近于 TA16 母材的屈服强度, 而延伸率和抗拉强度均低于两母材。TA16 侧热影响区在焊接过程中过热时间较长, 致使晶粒较大, 故硬度降低, 力学性能下降。可以得出, TC4/TA16 异种焊接接头的拉伸薄弱环节位于 TA16 热影响区中。

(3) 焊接接头断裂韧性在不同区域变化较大。TA16 侧热影响区 CTOD 值最高, 这是由于裂纹尖端的塑性区较小, 裂纹尖端扩展需要吸收较大的能量。当 3 点弯缺口位于 TC4 区域时, 裂纹尖端扩展需要吸收的能量低故其 CTOD 值较低。

(下转第 73 页)

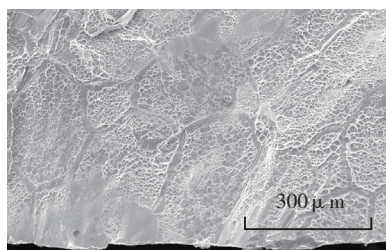
晶之间产生并扩展,最终形成沿晶断裂的形貌特征。

表5为热处理后的焊接接头高温拉伸和高温持久试验结果,表明焊接接头经热处理后,400℃抗拉强度达到母材的95%以上,并且持久强度满足设计要求。无论焊前是否涂覆活性剂,焊后热处理均可以显著强化焊接接头,使焊接接头满足使用要求。因此,TC17钛合金对TIG焊接方法具有良好的适应性,显示出这种合金具有良好的焊接性。

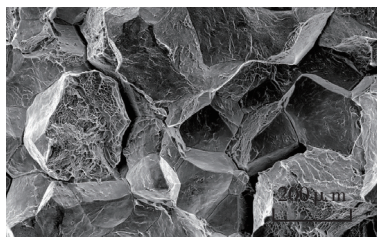
3 结论

(1) TC17钛合金TIG焊接接头存在明显的3个区域,即焊缝、熔合线和热影响区。焊缝区柱状晶特点明显并沿垂直于熔合线的方向生长,热影响区晶粒较大;焊接接头组织较母材有软化的倾向。

(2) 焊前涂覆活性剂可以减少焊接接头气孔的产



(a) 试样 2



(b) 试样 4

图5 拉伸断面局部形貌

Fig.5 Local morphology of fracture

表4 热处理前后焊缝元素含量分析 %

元素	晶界		晶粒内部	
	热处理	未热处理	热处理	未热处理
Al	4.46	4.55	4.62	4.48
Cr	3.87	3.47	3.57	3.44
Mo	4.25	4.34	4.40	4.33
Sn	2.00	2.16	2.20	2.07
Zr	1.50	2.24	2.42	2.11

表5 400℃拉伸和持久试验结果

试样编号	抗拉强度 R_m /MPa	延伸率 δ /%	持久强度 t_h
3	875	8.33	>100
4	867	14.4	>100

生,活性剂TIG焊接和传统TIG焊接均可以获得符合HB5376-1987标准的I级焊缝。焊后热处理能够改善焊缝区和热影响区的晶体组织,使焊接接头硬度大幅提高。

(3) 焊后焊接接头强度达到母材强度的85%以上,热处理后接头强度可达母材的90%以上;热处理后的焊接接头高温拉伸强度达到母材95%以上,并且持久性能满足设计需求,显示出TC17钛合金具有良好的焊接性。

参考文献

- [1] 马金瑞,黄峰,赵龙,等. Z-Pin/RTM成型工艺影响因素分析及工艺研究. 航空制造技术,2014(15):118-121.
 - [2] 徐斌,王晓英,周建华,等. TC17钛合金在热变形过程中的组织演变规律. 中国有色金属学报,2010,27(1):167-172.
 - [3] 季亚娟,张田仓,李晓红. TC11/TC17钛合金线性摩擦焊接头组织与性能. 航空制造技术,2011(8):66-69.
 - [4] 魏晓棠. 钛合金的钨极氩弧焊. 钛工业进展,2008(6):38-41.
 - [5] 高飞. 钛及钛合金材料的焊接技术. 石油化工建设,2006,28(4):38-42.
 - [6] 李晓红,张连锋,杜欲晓. 活性焊剂对钛合金焊缝形貌的影响. 航空制造技术,2003,(11):26-28.
 - [7] 何宜柱,张文学,周红伟,等. TC21两相钛合金中斜方马氏体的失效分解. 稀有金属材料与工程,2012,41(5):800-804.
 - [8] 杜欲晓,王大鹏,郭德伦,等. 活性剂对TA15钛合金对接及T形穿透焊接头的影响. 焊接学报,2010,31(7):98-100.
 - [9] 于振涛,周廉,牛金龙,等. 合金元素、加工与热处理对医用β型钛合金力学性能的影响及微观分析. 稀有金属,2007,31(4):416-419.
- (责编 亿霖)

(上接第69页)

参考文献

- [1] 杨健. 钛合金在飞机上的应用. 航空制造技术,2006(11):41-43.
 - [2] Boyer R R. Overview on the use of titanium in the aerospace industry. Materials Science and Engineering,1996,213(1-2):103-114.
 - [3] 江志强,杨合,詹梅,等. 钛合金管材研制及其在航空领域应用的现状与前景. 塑料工程学报,2009,16(4):44-51.
 - [4] 邓志刚,盛长城,赵勇. 异种钛合金TIG焊接接头的组织和性能. 中国特种设备安全,2010,26(9):41-43.
 - [5] 徐龙勇,殷志明. TC4钛合金TIG焊接接头的断裂性能. 科技创业家,2013(11):57-60.
 - [6] 吴玮璐,于振涛,邓炬. TA16的焊接性能. 金属学报,2002(38):305-307.
 - [7] 韩继军,余军,董俊辉. TC4钛合金TIG焊接头组织及力学性能. 实验与研究,2011,40(4):15-17.
 - [8] 孙凯,刘忆. 断裂力学理论及其研究方法在材料学中的应用. 辽宁工程技术大学学报,2005(S1):230-234.
 - [9] 李庆芬. 断裂力学及其工程应用. 哈尔滨:哈尔滨工程大学出版社,1998.
 - [10] Zhou W,Chew K G. Effect of welding on impact toughness of butt-joints in a titanium alloy. Materials Science and Engineering,2003,347(1-2):180-185.
- (责编 叶枫)