

钛/铜电子束偏置焊接模拟及力学性能研究

朱 军^{1,2}, 郭 顺², 彭 勇², 周 琦², 王克鸿²

(1. 南京工程学院材料科学与工程学院, 南京 211167;

2. 南京理工大学材料科学与工程学院, 南京 210094)

[摘要] 本文研究了TC4钛合金和T2紫铜的电子束焊接模拟及接头力学性能规律。通过采用组合偏置的焊接方式,即铜侧偏置焊接完成后在钛侧复合焊接,两道焊缝相近但不交接,该工艺方法能够大幅提升接头的拉伸强度。为了探索该过程的热力行为规律,采用有限元法对温度场云图、变形及应力分布进行了分析,并结合微观形态演变及力学性能对接头增强机制进行了阐述。复合钛侧焊接能够对原铜侧焊接的异种界面进行重熔改性,同时改善其应力集中状态。拉伸断口表明,接头为脆性解理断裂,断裂面的相组成由铜侧焊接的TiCu转化为Ti₂Cu,脆性减弱。

关键词: 电子束焊接; 钛合金; 铜合金; 数值模拟; 力学性能

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.18.036



朱 军

教授,研究领域为焊接、增材及仿生制造,发表学术论文 20 余篇。

科学技术的不断进步对各类工程机械结构的性能提出了更高的要求,金属材料在结构设计与制造上正面临着新的挑战,轻量化、功能一体

化和低成本设计与制造正在成为当下材料研究的热点。异种金属的复合结构通过整合不同材料之间的性能优势,将具有不同特性和功能的材料连接为一个完整单元,从而匹配工业生产应用,提升产品综合性能,所以异种金属结构将具有广阔的发展前景^[1-3]。

钛/铜异种金属的复合结构不仅满足高导热、耐磨性、耐腐蚀性等需求并且具有高的承载强度,因此具有较好的发展前景。由于钛/铜原子间的不相容性,接头脆性大。另外,在线膨胀系数、热导率等方面的显著差异作用下,焊接后接头中残余应力大,接头力学性能较差甚至会直接断裂,这极大地限制了其在工业生产中的应用^[4-9]。

控制接头连接质量的关键在于促进原子扩散并抑制钛/铜脆性金

属间化合物的形成。目前钛/铜连接的常用方法有爆炸焊、钎焊、扩散焊等,由于尽可能避免了金属间化合物的生成,接头质量表现良好。但以上连接方式具有一定的局限,相比熔化焊接,它的灵活性不足。高能束焊接如电子束^[10-11]、激光^[12-13]等由于其能量密度极高,在钛/铜异种金属焊接上受到广泛重视,但连接工艺及接头质量控制理论尚不完善,需进一步研究。

本文采用高能电子束进行了TC4钛合金和T2紫铜异种材料组合偏置焊接研究。通过采用多重偏置的焊接方式实现异种界面成分控制,在充分保证原子扩散的同时抑制金属间化合物的过度生长,进而获得高强的连接接头,该工艺方法能够大幅提升异质接头的力学性能。为了探究该过程的强化机制,采用有限元

模拟仿真对焊接过程温度场、变形及残余应力分布特征进行模拟仿真的研究方法。

试验方法

试验材料采用 100mm×50mm×4mm 的 TC4 钛合金和 T2 紫铜试板。其中 TC4 材料成分百分比为 Ti 89.12%, Al 6.42%, V 4.30%, Fe 0.05%, C 0.03%; T2 紫铜材料成分百分比为 Cu 99.9%, O 0.06%, Fe 0.005%, S 0.005%, Ni 0.005%。焊接设备采用中国航空制造技术研究院研制的 ZD60-6A 5001 型 60kV 真空电子束焊机,优化的参数设置为焊接速度 10mm/s、铜侧功率 3.0kW、钛侧功率 1.8kW。

试板在焊接前不开坡口,并经过钢丝刷打磨,去除了表面氧化层,之后采用 240#、400# 和 600# 砂纸依次进行表面光洁处理。试板采用对接形式,用紧固夹具完成固定,并使用无水乙醇进行表面油污清理。

电子束焊接钛/铜异种金属结构示意图如图 1 所示。由于钛/铜间易形成多种金属间化合物,如 Ti_2Cu (1005°C)、 $TiCu$ (984°C)、 $TiCu_4$ (870°C) 等,通过采用电子束组合偏置焊接的方式将有助于对熔池冶金行为实现控制,其工艺过程为电子束首先偏置铜侧完成接头连接,再偏置束流于钛侧进行接头改性,进而提升连接强度。

采用线切割方法在焊接接头处截取长×宽×高尺寸为 20mm×5mm×4mm 的试样用于微观测试。采用 FEI Quanta250F 场发射环境扫描电镜对接头微观组织进行观察,并用 EDS 进行区域元素组成测定。拉伸试样依据标准 GB/T 228—2002 制备并于室温下于 CSS-44300 万能试验机上测试。

焊接是一个典型的多参数、强耦合、时变的过程,具有高复杂性及非线性。在模拟过程中,为了更精确拟合电子束焊接的热力行为,构

建了高斯面热源和柱体热源的组合热源形式,热源模型如图 2 所示,参数设置为: $r_u=1.2mm$, $r_0=0.5mm$, $z_d=4.2mm$, $R=1.5mm$,体热源分配系数 $\eta=0.8$,焊接效率为 0.9。模拟网格采用误差值较小的八节点六面体,网格单元长×宽×高的尺寸为 2.0mm×2.0mm×2.0mm,距离焊缝 3.0mm 内生成网格长×宽×高的尺寸为 0.5mm×0.5mm×0.5mm。

结果与讨论

1 微观结构及力学性能

1.1 微观形貌

图 3 所示为典型的电子束偏置铜侧焊接的接头微观形貌。电子束能量密度集中、热传递效率高,具有明显的深穿孔效应。在该钛/铜对接焊中,电子束形成了图 3 (a) 所示的窄而深的焊缝形貌。在试验过程中,电子束流设置偏向铜侧 1.4mm,实际的焊缝形貌表明,钛侧上部出现了明显的熔化现象,该结果的原因是电子束焊接时,熔池中形成了强烈、极高温度的金属蒸汽,金属蒸汽对钛侧壁的熔释形式使得钛端部熔化,并随着蒸汽向上喷发形成弧形侧壁形貌。

已有的研究表明,钛/铜焊接的难点主要体现在异种界面金属间化和物层的脆化问题^[4-9]。图 3 (b) 所示为偏置铜侧焊接的界面微观形态,

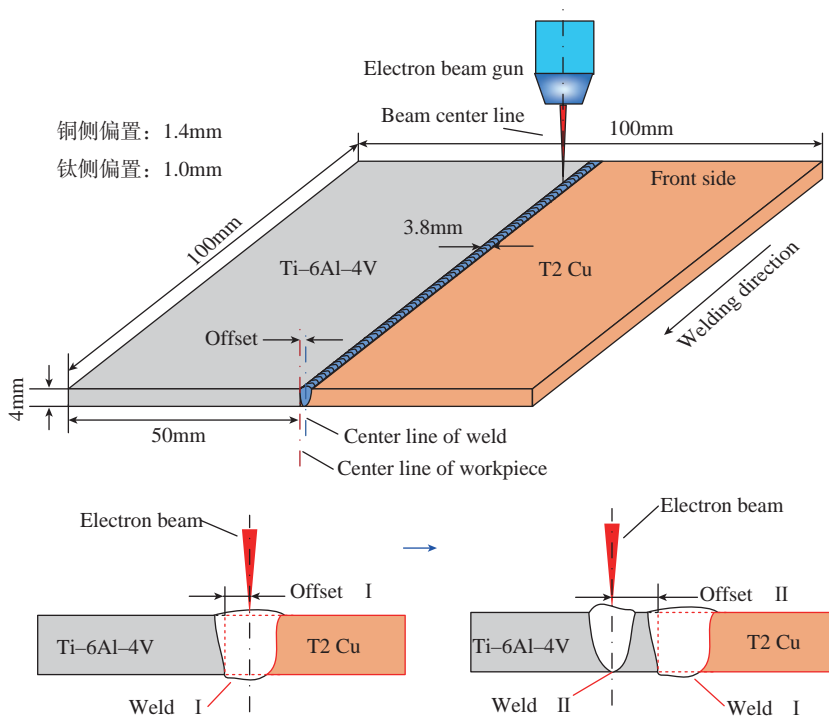


图1 焊接工艺示意图

Fig.1 Schematic diagram of welding process

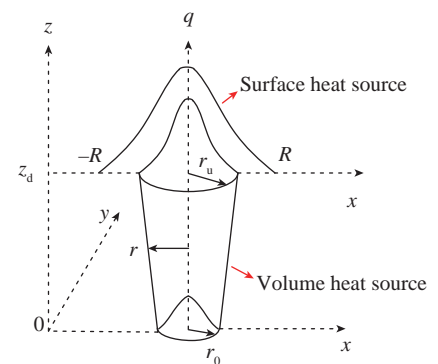


图2 模拟热源模型及参数标注

Fig.2 Heat source model and parameters annotation

其 SEM 扫描位置如图 3 (a) 中蓝色方框标识。图 3 (b) 表明,在铜侧偏置焊接时,会形成一个薄的金属间化合物层,其厚度约为 20 μm ,该层由钛侧向着熔池中心,并呈现连续性生长。该金属间化合物层是由于钛原子的少量熔入熔池,并在钛侧壁上形成高的浓度,在冷却过程中,随着铜原子的扩散,进而发生金属间反应从而生成。

另外,由图 3 (b),(c) 可以看出,焊缝中心主要是铜的枝晶,在铜枝晶与金属间化合物层之间还存在着铜的细晶区。铜的枝晶是由于熔池中主要成分是铜元素,因而冷却时沿着

散热的反方向,以枝晶形式生长。对于铜的细晶区,则是由于该部分靠近钛基板,冷却时温度梯度大,进而凝固形成细小等轴晶。

图 3 (c) 所示为在原偏置铜侧焊接的基础上,再次在钛侧偏置 1.0mm 焊接所得的钛 / 铜结合界面微观结构,由于钛侧焊道不与铜侧焊道相交,因此,结合界面保持着与图 3 (b) 相似的形态,但金属间化合物层的组织形貌发生了改变。产生该现象的原因是钛侧焊道靠近该界面,在其温度场的影响下,金属间化合物层发生了部分重熔。该组织结构的转变对于接头的性能起到了积极的作用。

1.2 力学性能

图 4 所示为接头的拉伸测试数据结果,其中强度系数为测试值与铜基材强度(236MPa)的比值。由图 4 可知,铜侧偏置焊接时,接头的强度普遍较低,3 组重复试验所得均值为 142MPa,约为铜基材强度的 60%,该结果表明钛 / 铜间的焊接性较差,不易连接。但通过改进工艺过程,在铜侧焊接后复合钛侧焊接,该组合偏置焊接方式大幅提高了接头的抗拉强度,其强度均值为 195MPa,最高可达 205MPa,约为铜基材强度的 87%。

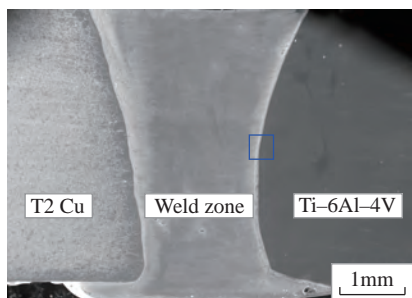
2 温度场云图及焊接热循环特征

2.1 温度场分布云图

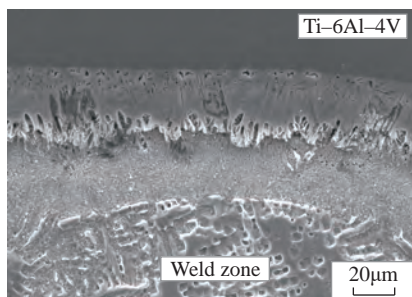
焊接温度场云图是焊接工件在热源负载作用过程中某一时刻的温度分布状态。焊接工件的每一区域温度受前一热过程影响并持续累积,因此工件上的各个位置点在不同的时间温度分布具有差异,其温度特征对材料的组织、应力应变及力学性能等有很大的影响。

图 5 所示为焊接过程的模拟温度场分布,模拟结果通过焊缝尺寸及熔合线边界匹配原则与实际相符。图 5 提取了铜侧偏置焊接熔池稳定阶段 $t=5\text{s}$ 和结束阶段 $t=10\text{s}$ 时,以及铜侧焊接后钛侧焊接熔池稳定阶段 $t=15\text{s}$ 和结束阶段 $t=20\text{s}$ 时的温度场形貌。由图 5 (a)~(d) 可知,热源负载偏置焊接时,温度场的整体分布表现出明显的不对称性,铜试板由于其导热速率高,传热速率快,待热源加载后,试板温度快速上升并向周边扩散,相邻等温线区域广。对于钛侧试板,则表现为升温速度慢,近缝区处存在较大的温度梯度,而远离焊缝区温度变化不明显。

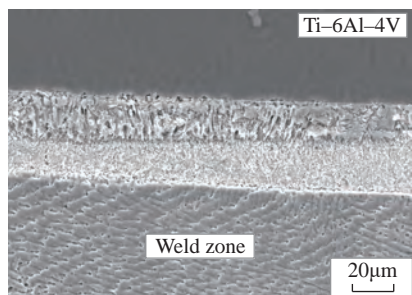
另外,热源负载作用时,钛 / 铜两侧试板均形成了拖尾熔池,热源前方温度梯度较大,等温线密集,后方温度梯度较小,等温线拉成长椭圆形状。



(a) 铜侧偏置 1.4mm 焊接形貌



(b) 铜侧焊接异种界面组织形貌



(c) 重熔后异种界面组织形貌

图3 钛/铜电子束焊接接头微观形貌

Fig.3 Microstructure of Ti/Cu electron beam welded joint

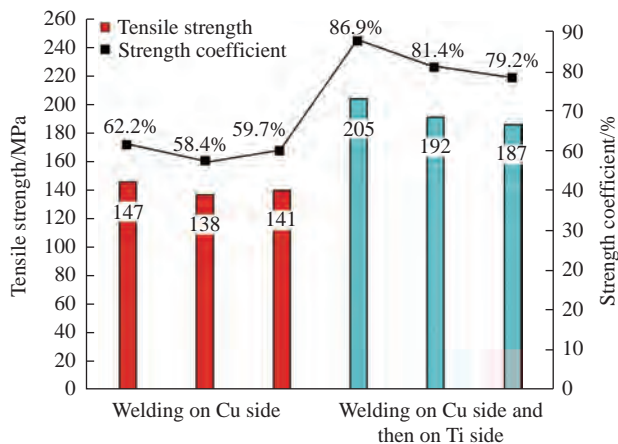


图4 钛/铜电子束焊接接头拉伸强度

Fig.4 Tensile strength of Ti/Cu electron beam welded joint

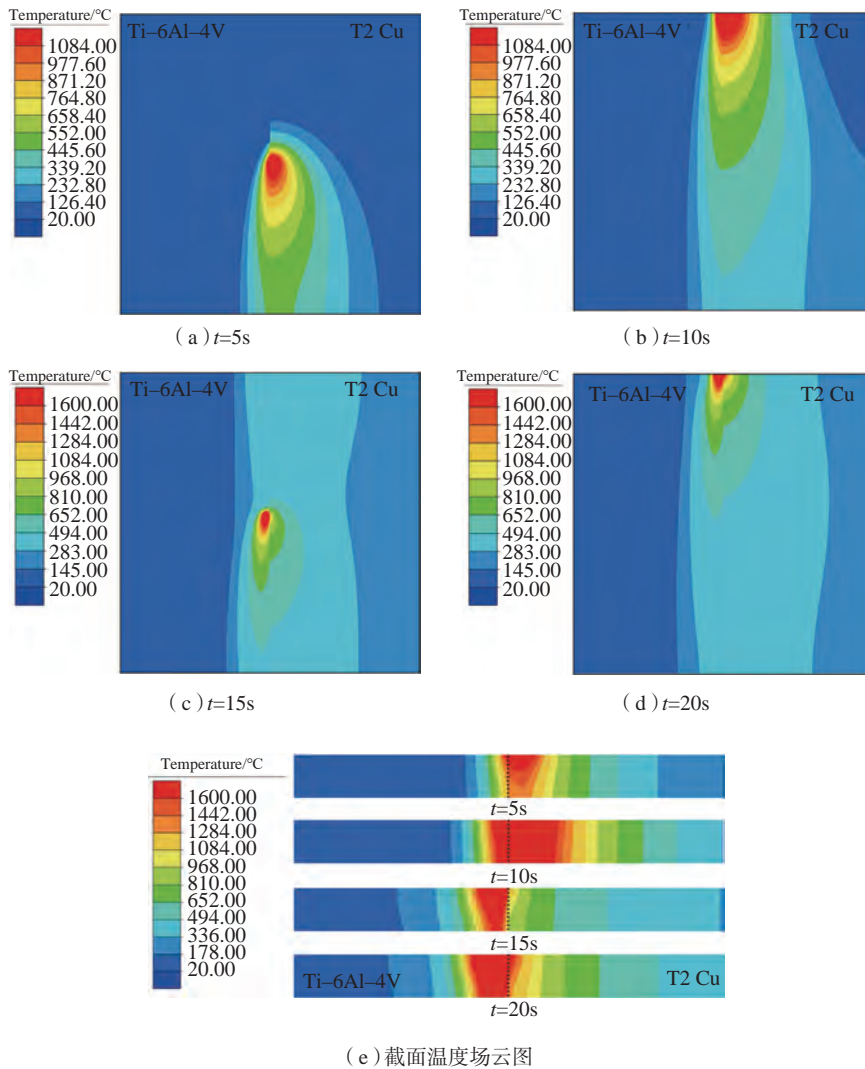


图5 模拟温度场分布特征

Fig.5 Distribution characteristics of simulated temperature field

对比图 5 (a) 和(c) 可知, 铜侧焊接对组合钛侧偏置焊接具有预热作用, 异质界面处预热温度可达 400°C 。

对试板纵向截面温度场云图 5 (e) 观察可得, 铜侧焊接 ($t=5\text{s}$) 时, 钛侧上端面温度将超过钛熔点并引起部分熔化, 该结果与图 3 (a) 钛端面弧形形貌形成原因相符。在铜侧焊接结束阶段 ($t=10\text{s}$) 时, 热源接近试板末端, 由于末端为真空绝热状态, 焊接的散热条件发生改变, 热量在试板末端累积进而使得熔池变宽, 钛侧焊接 ($t=20\text{s}$) 同样也表现一致(图 5 (e))。该现象在真实焊接时也会出现, 并可能引起严重的焊漏

情况发生。在图 5 (e) 中, $t=15\text{s}$ 的温度云图中, 钛侧焊接会引起异质界面处形成高温区, 该温度范围约为 $900\sim 1150^{\circ}\text{C}$, 超过大部分钛 / 铜金属间化合物熔点温度, 甚至是铜的熔点, 因此异质界面处将可能发生部分重熔, 这与真实的钛 / 铜结合界面图 3 (c) 结果相符。

2.2 焊接热循环

为了清晰观察试板的温度变化, 模拟时, 在试板中部 $x=50\text{mm}$ 处设置了温度监控点, 其分布位置为钛 / 铜异质界面两侧 0.5mm 、 2mm , 以及熔深方向 0 、 2mm 、 4mm 的 7 个节点, 如图 6 所示。图 6 (a) 各监控点热循环曲

线结果表明, 各点热过程趋势相近, 基本不受位置差异影响, 但随着与热源中心距离的增大, 最高温度具有明显不同。图 6 (b) 和(c) 给出了具体的温度标注, 其分别对应铜侧焊接 I 过程和复合钛侧焊接 II 过程。

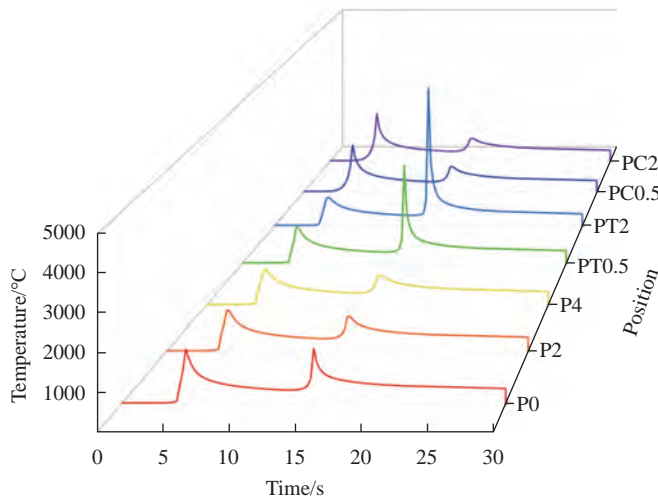
铜侧偏置焊接 I 过程中, 在试板的上表面, 靠近熔池的铜侧温度 (PC2、PC0.5) 温度最高, 钛侧温度随着距离增大, 逐渐减小, 并且由于其低的热导率, 温度降度较大。在熔深方向上, P0、P2、P4 的 3 个节点温度具有一定差异, 上表面温度在 1800°C 以上, 高于钛的熔点, 但中下表面则稍低于钛熔点温度, 在实际中(图 3 (a)) 钛的中下端微有熔化, 这主要是由于电子束对于熔池剧烈的搅拌作用, 因此端面在高温金属蒸汽发生了微熔释, 模拟并不考虑金属蒸汽的影响, 因此有些偏差。

铜侧偏置焊接后, 在钛侧复合偏置焊接 II 过程如图 6 (c) 所示。该图表明, 铜侧焊接完成后对试板具有明显的预热作用, 各监控点焊前基准温度约为 400°C 。热源作用钛板后, 试板急速升温, 熔池温度远高于铜熔池焊接温度。该现象的原因是, 钛的流动性较铜差, 并且导热慢, 熔点高, 热量易大量累积, 进而形成熔池极高温。由于钛侧熔池靠近钛 / 铜异质界面, 界面监控节点 P0、P2、P4 温度最高可达 1160°C , 最低约为 940°C , 该温度将使异种界面发生重熔。另外, 铜板在钛侧焊接过程中也再次升温, 升温幅度约为 $300\sim 600^{\circ}\text{C}$, 该温度将使得整个试板发生不均匀变形, 进而影响接头的性能。

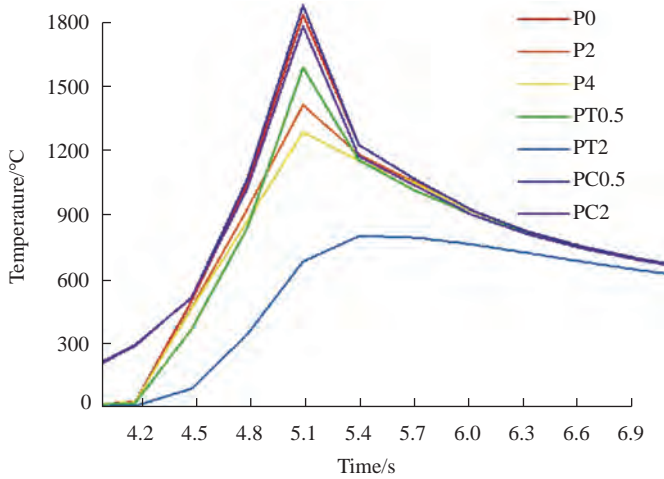
3 焊接变形及应力分布规律

3.1 焊接变形

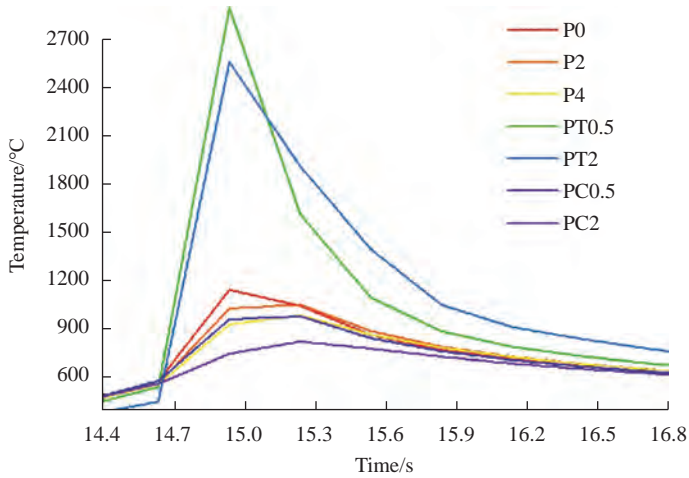
温度场云图结果表明, 焊接过程中钛 / 铜试板将受热不同, 并形成不均匀的温度场。因此, 钛 / 铜试板在非协同受热条件下将会发生一定的焊接变形。图 7 所示为模拟进程中钛 / 铜试板的总变形量, 由图 7 可



(a) 截面温度场云图



(b) I区放大

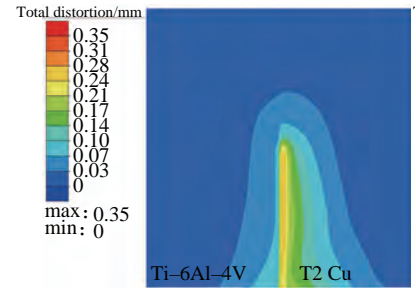


(c) II区放大

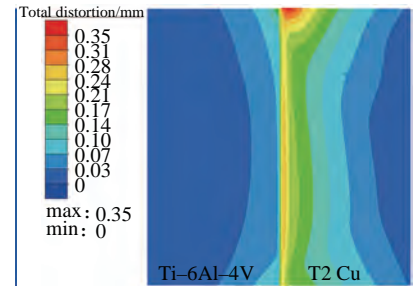
图6 监控点热循环曲线

Fig.6 Thermal cycling curve of monitoring point

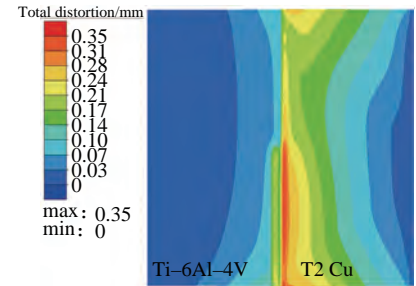
知,电子束载荷作用于铜侧焊接时 ($t=5s$),钛/铜侧均发生相应的变形,由于钛的强度大、硬度高,其抗变形能力强,钛侧变形量很小,但铜侧变形量大,变形范围广。在铜侧完成焊接后 ($t=10s$),钛侧依旧呈现小变形,



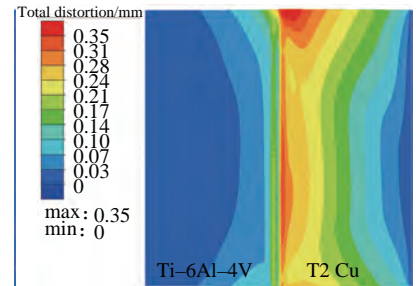
(a) $t=5s$



(b) $t=10s$



(c) $t=15s$



(d) $t=20s$

图7 钛/铜试板焊接变形

Fig.7 Welding deformation of Ti/Cu plates

铜侧变形量在异种界面处达到了最大值。在钛侧偏置复合焊接后,钛侧的变形量增加,但局限在焊缝区,远离焊缝区变形不明显,铜侧的焊接变形进一步增大。在钛侧焊接完成后($t=20s$),钛侧保持着在焊缝区存在较大变形,铜侧的焊接变形几乎扩展至整块试板,但变形量梯度减小,同时,异质界面左右变形量差值减小。以上结果表明,钛侧的复合焊接改变了铜侧焊接的宏观变形状态,这一变化将会对焊接应力产生相应改变。

3.2 焊接应力分布

图8所示为试板的应力分布状态,其中图8(a)和(b)分别表示铜侧偏置焊接结束($t=10s$)和冷却10min后的应力分布。可见,铜侧偏置焊接将在异质界面处产生应力集中,并在冷却后依旧保持着高的应力状态。该处由于在焊接时,铜发生了较大的变形,但钛的变形几乎很小,界面两侧不协同的变形促使该处应力集中并达到最大值。

图8(c)和(d)分别表示组合偏置焊接结束($t=20s$)和冷却10min后的应力分布。可见,钛侧焊接有利于异质界面处应力集中状态的改善,高应力区向钛侧移动,并在稍远离钛/铜界面的钛侧焊缝区形成。由于钛抵抗变形能力强,在冷却过程中,钛的凝固焊缝便形成了高的应力状态,钛侧熔池温度场促进了钛/铜的协同变形并使得原异质界面处的高应力得到释放,从而应力状态改善。该应力状态的改变对接头的力学性能具有重要的提升作用。

4 拉伸断口特征

图9所示为两种不同焊接工艺下的断口形貌,其中图9(a)为铜侧偏置焊接典型断口,图9(b)为组合偏置焊接的典型断口,两者断裂均发生在异种界面处。对两个断口的形貌分析可知,经过工艺改进后,钛/铜接头的断裂模式同样呈现为脆性解理断裂,断裂面光滑平整,但断裂

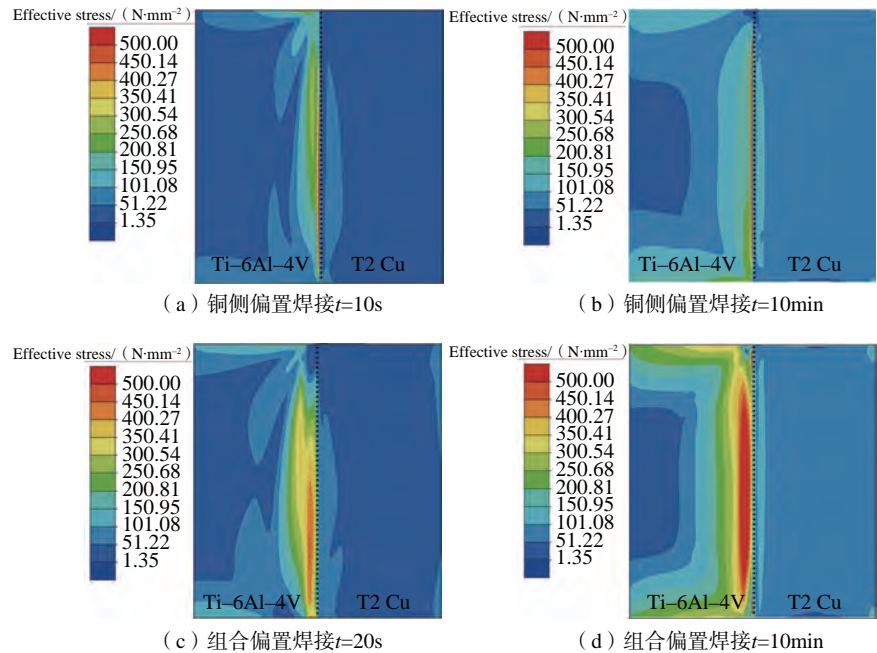


图8 钛/铜试板焊接应力分布

Fig.8 Welding stress distribution of Ti/Cu plates

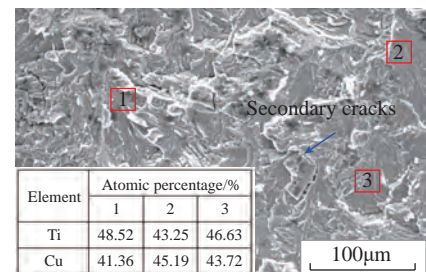
面没有明显的二次裂纹,在图9(a)中可观察到较多的二次裂纹,该结果表明,复合钛侧焊接对于接头脆性的改善具有积极作用。

采用能谱对断裂面进行扫描,扫描区域如图9中红色区。数据结果表明,铜侧偏置焊接断裂面的Ti与Cu元素的原子比趋于1:1,其潜在在相为TiCu,但对于复合钛侧焊接的断裂面能谱结果为:Ti与Cu原子比趋向于2:1,可能的潜在相为Ti₂Cu。该两相都具有很高的硬度,脆性大,但相对来说Ti₂Cu相(HV 442±14)比TiCu相(HV 553±25)硬度低,因此该相转变在接头中属于有益改善。该转变是异质界面在钛侧焊接过程中重熔再凝固形成的。

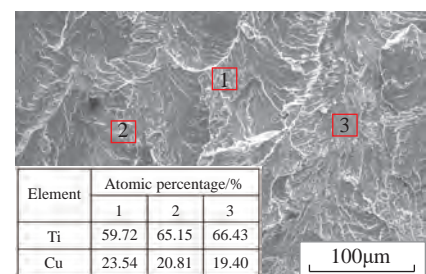
结论

(1) 钛/铜异种金属可通过电子束组合偏置焊接实现较好连接,接头的最大拉伸强度可达205MPa,相当于T2铜基材强度的86.9%。

(2) 铜侧偏置焊接后复合钛侧焊接的增强机制在于异质界面会发



(a) 铜侧偏置焊接断口



(b) 组合偏置焊接断口

图9 拉伸断口

Fig.9 Tensile fracture

生重熔,进而引起相的转变,接头脆性减弱,以及异质界面处应力集中状态的改善,高应力区向钛侧移动,并在钛侧焊缝处集中。

(3) 两种工艺下的钛/铜异质接头在拉伸断裂中,断口均呈现脆性解

理断裂,但组合偏置焊接断口无明显二次裂纹,表面相组成由 TiCu 转化为 Ti₂Cu,脆性改善。

参 考 文 献

- [1] CHEN S, LI L, CHEN Y, et al. Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2011, 509(3): 891-898.
- [2] GUO S, PENG Y, CUI C, et al. Microstructure and mechanical characterization of remelted Ti-6Al-4V and Al-Mg-Si alloys butt weld[J]. Vacuum, 2018, 154: 58-67.
- [3] ZHAO L, HAI Y, RAN W. Influence of holding time on microstructure and shear strength of Mg alloy/steel joint diffusion bonded with Zn-5Al interlayer[J]. China Welding, 2017, 26(1): 1-8.
- [4] GUO S, ZHOU Q, PENG Y, et al. Study on strengthening mechanism of Ti/Cu electron beam welding[J]. Materials & Design, 2017, 121: 51-60.
- [5] AYDIN K, KAYA Y, KAHRAMAN N. Experimental study of diffusion welding/bonding of titanium to copper[J]. Materials & Design, 2012, 37: 356-368.
- [6] ZU G Y, LI X B, ZHANG J H, et al. Interfacial characterization and mechanical property of Ti/Cu clad sheet produced by explosive welding and annealing[J]. Journal of Wuhan University of Technology: English Edition of Materials Science, 2015, 30(6): 1198-1203.
- [7] CAO R, FENG Z, LIN Q, et al. Study on cold metal transfer welding-brazing of titanium to copper[J]. Materials & Design, 2014, 56: 165-173.
- [8] ZHANG B G, ZHAO J, LI X P, et al. Electron beam welding of 304 stainless steel to QCr0.8 copper alloy with copper filler wire[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 4059-4066.
- [9] 张秉刚, 王廷, 陈国庆, 等. 钛合金与铬青铜电子束自熔钎焊接头组织与力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(1): 129-133.
- ZHANG Binggang, WANG Ting, CHEN Guoqing, et al. Microstructure and mechanical property of electron beam self-melting brazing joint of titanium alloy to chromium bronze[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(1): 129-133.
- [10] 张秉刚, 冯吉才, 吴林, 等. 铬青铜与双相不锈钢异种材料电子束熔钎焊[J]. 焊接学报, 2004, 25(4): 43-45.
- ZHANG Binggang, FENG Jicai, WU Lin, et al. Melt-brazing chromium-copper to double-phase stainless steel by electron beam[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(4): 43-45.
- [11] 刘伟, 陈国庆, 张秉刚, 等. 铜/钛合金电子束焊接工艺优化[J]. 焊接学报, 2008, 29(5): 92-95, 120.
- LIU Wei, CHEN Guoqing, ZHANG Binggang, et al. Investigation on process optimization of Cu/Ti electron beam welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(5): 92-95, 120.
- [12] 王红阳, 李权, 宋刚, 等. 基于铜合金中间层的钛合金与不锈钢激光-电弧复合热源焊接研究[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 38-44.
- WANG Hongyang, LI Quan, SONG Gang, et al. Laser-arc hybrid welding of titanium alloy and stainless steel with copper interlayer[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 38-44.
- [13] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. Nd/YAG pulsed laser welding of TC4 titanium alloy to 301L stainless steel via pure copper interlayer[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 90(1-4): 1-9.

通讯作者: 朱军, E-mail: zhujun52s@njit.edu.cn.

Study on Simulation and Mechanical Properties of Titanium/Copper Electron Beam Welding With Offset

ZHU Jun^{1,2}, GUO Shun², PENG Yong², ZHOU Qi², WANG Kehong²

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

[ABSTRACT] Electron beam welding simulation and joint properties of TC4 titanium alloy and T2 copper were studied. By adopting the welding method of multiple offsets which means welding is carried out on copper first and then on titanium side, and the two welds are close but not connected, the tensile strength of Ti/Cu joints can be greatly improved. In order to explore the thermodynamic behavior of the joints, the finite element method (FEM) was used to analyze the temperature field, deformation and stress distribution, then the strengthening mechanism is discussed in combination with microstructure evolution and mechanical properties. Welding on titanium side can remelt the heterogeneous interface formed by welding on copper side, and improve its stress concentration. The tensile fracture shows that it is brittle cleavage fracture, the phase composition on the fracture surface changes from TiCu to Ti₂Cu, and the brittleness decreases.

Keywords: Electron beam welding; Titanium alloy; Copper alloy; Numerical simulation; Mechanical property

(责编 知舟)