

Ti₃Al基合金及其与异种材料的连接研究现状

邹贵生¹ 白海林¹ 谢二虎¹ 宁立芹² 梁德彬²

(1 清华大学机械工程系和教育部先进成形制造重点实验室,北京 100084)

(2 航天材料及工艺研究所,北京 100076)

文 摘 综述了耐高温轻质结构材料 Ti₃Al基合金及其与异种材料的连接研究现状,阐述了熔焊、钎焊、扩散焊、ILP扩散连接等主要连接方法的优缺点,指出了实用化研究方向。

关键词 Ti₃Al基合金,连接,接头组织,力学性能

Research Developments of Ti₃Al-Based Alloys and Joining Them to Dissimilar Materials

Zou Guisheng¹ Bai Hailin¹ Xie Erhu¹ Ning Liqin² Liang Debin²

(1 Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University and Key Laboratory for Advanced Manufacturing
by Materials Processing Technology, Ministry of Education of P. R. China, Beijing 100084)

(2 Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076)

Abstract The developments of light structural Ti₃Al-based alloys and joining them to dissimilar materials are reviewed. Both advantages and disadvantages of the commonly used joining methods such as welding, brazing, diffusion bonding and ILP diffusion bonding are elucidated. The further practical research issues are also proposed.

Key words Ti₃Al-based alloys, Joining, Microstructures of joints, Mechanical properties

0 前言

轻质耐高温 Ti₃Al基合金具有熔点高、比强度和比模量高、高温力学和抗氧化性能良好等特点,与钛合金和镍合金相比性能优势明显(表1)。材料科学家在其强化机制、合金化、制备工艺、组织性能等方面进行了大量研究,已显著提高了其室温塑性,获得了综合性能良好的含 Nb、Mo、V、Ta等合金元素的多相[包括 α_2 、B2()、O相]组成的 Ti₃Al基合金(表2),并进入了实用化研究阶段^[1~5]。

Ti₃Al基合金将应用于航空航天、兵器、能源等高科技领域,特别适合作用在 600~750℃ 环境工作的结构材料,代替钛基合金可提高结构的使用温度,而代替镍基高温合金或耐热不锈钢可使构件减轻约 40%,从而对提高航空发动机的推重比和航天发动机的有效射程以及有效发射载荷具有重要意义。美国

已将 Ti₃Al基合金用于制造喷气涡轮发动机上的尾喷燃烧器、高压压气机闸和航空发动机后面级压气机转子等结构;日本已将 Ti₃Al基合金用于制造汽车关键零部件,我国也开始在相关领域将 Ti₃Al基合金用于制造关键结构件,如发动机涡轮壳体组件、压缩机外壳、支承环等^[1,6~7]。

作为结构材料,Ti₃Al基合金在工程应用中必然会涉及到自身及其与异种材料如高强度耐热结构钢、钛合金、镍基合金等的连接。目前连接研究采用的方法有:(1)熔焊,主要包括电子束焊、激光焊、氩弧焊、闪光对焊和电容放电加热熔化电阻焊等;(2)钎焊,(3)固态连接,包括摩擦焊、直接对接固态扩散连接、超塑成型与扩散连接(SPF/DB)组合工艺及电容放电加热固态扩散连接等^[8~10];(4)ILP扩散连接。

收稿日期:2006-04-21

基金项目:清华大学基础研究基金项目

作者简介:邹贵生,1966年出生,副教授,主要从事新材料和特种材料连接、精密连接技术、材料表面化学镀膜以及材料热加工物理模拟研究

表 1 钛合金、钛铝化合物及镍基高温合金的性能对比^[12]

Tab 1 Properties comparison among titanium-based alloys, titanium aluminides and nickel-based alloys

合金	结构	密度 /g·cm ⁻³	模量 /GPa	屈服强度 /MPa	拉伸强度 /MPa	蠕变极限温度 /	氧化极限温度 /	室温塑性 /%	高温塑性 /%	室温 K _{IC} /MPa·m ^{1/2}
Ti基合金	hcp/bcc	4.5	96~115	380~1150	480~1200	600	600	10~25	12~50	12~80
Ti ₃ Al基合金	D0 ₁₉	4.1~4.7	100~145	700~990	800~1140	750	650	2~10	10~20, 660(超塑性)	13~30
- TiAl	L1 ₀	3.7~3.9	160~180	350~600	440~700	750 ¹⁾ ~950 ²⁾	800 ³⁾ ~950 ⁴⁾	1~4	10~600, 870(超塑性)	12~35
Ni基高温合金	fcc/L1 ₂	7.9~9.5	206	800~1200	1250~1450	800~1090	870~1090	3~50	20~80 870(超塑性)	30~100

注: 1)双态组织; 2)全片状组织; 3)无涂层; 4)涂层 控制冷却。

表 2 一些典型 Ti₃Al基合金的室温力学性能和蠕变寿命^[1,5]

Tab 2 Room temperature mechanical properties and creep life of some typical Ti₃Al-based alloys

合金 (原子分数 %)	σ ₂ / MPa	σ _b / MPa	伸长率 / %	K _{IC} / MPa·m ^{1/2}	蠕变寿命 ¹⁾ / h
Ti - 25Al	538	538	0.3		
Ti - 24Al - 11Nb (α ₂ 合金)	787	824	0.7		44.7
	761	967	4.8		
Ti - 24Al - 14Nb (α ₂ 合金)	831	977	2.1		59.5
Ti - 24Al - 14Nb - 3V - 0.5Mo (超 α ₂ 合金)	797	1034	9.4 ²⁾ , 26.0 ³⁾		
Ti - 25Al - 10Nb - 3V - 1Mo (超 α ₂ 合金)	825	1042	2.2	13.5	360
Ti - 24.5Al - 17Nb (超 α ₂ 合金)	952	1010	5.8	28.3	62
	705	940	10.0		
Ti - 25Al - 17Nb - 1Mo (超 α ₂ 合金)	989	1133	3.4	20.1	476
Ti - 22Al - 23Nb (主相 α + B2相合金)	863	1077	5.6		
Ti - 22Al - 27Nb (主相 α + B2相合金)	1000	-	5.0	30.0	
Ti - 22Al - 20Nb - 5V (主相 α + B2相合金)	900	1161	18.8		
	1092	1308	8.8		
Ti - 22Al - 24Nb - 3Ta (主相 α + B2相合金)	1127	1190	8.0		
Ti - 22Al - 20Nb - 7Ta (主相 α + B2相合金)	1210	1340	10.0		

注: 1) 650 / 380MPa下的断裂时间; 2)带时效的特殊处理; 3)未时效的特殊处理。

1 Ti₃Al基合金与 Ti₃Al基合金之间连接的研究

1.1 熔焊

David等^[11]研究 Ti - 24Al - 11Nb(原子分数 %) 电子束焊和氩弧焊裂纹倾向性时表明,其抗热裂性能优于 Ni₃Al基合金,焊接时未见热裂纹。而在冷却中有固态裂纹倾向性,原因是高温冷却时, α相转变成了脆性针状 α₂ - Ti₃Al相。但是,固态裂纹只是当试样处于高应力时才会产生,通常电子束焊和氩弧焊未见冷裂纹。焊缝组织取决于热输入量和冷却速率。低焊速、慢冷时,以细针状有序 α₂相为主;高焊速时以保留的 α亚稳相为主。热影响区组织则由靠近熔合线的针状 α₂相到靠近母材的 α₂ + α变化。电子束焊焊缝和热影响区 (HAZ)的硬度高于母材,焊速较

低时焊缝和 HAZ的硬度较焊速高时均匀,高焊速焊缝中心硬度低于低焊速焊缝。Baeslack III等^[12-13]研究 Ti - 13.5Al - 21.5Nb(质量分数 %)氩弧焊热影响区组织特性时得到类似文献 [11]结论。快速冷却时得到有序化组织 B2相,中等冷却速率时为细针马氏体组织或 α₂片。冷却速率为 10 /s时, α相完全转变;0.1 /s冷却速率下获得束状 α₂ + α组织。

Baeslack III^[14]和 Cieslak^[15]等研究 Ti - 24Al - 11Nb(原子分数 %)焊接性时发现,在 5~50 /s冷却速率范围内,冷却速率提高,焊缝硬度和拉伸强度增大,且均超过 α₂ / α双相处理的母材,但弯曲试验结果则是冷却速率增大焊缝塑性降低。激光焊时(冷却速率约为 2000 /s)焊缝为 B2相,中等冷却

速率下(约 60 /s) 相全部转变为针状 β_2 相。冷却速率再慢时(0.1 /s),焊缝为 $\beta_2 + \beta$ 魏氏组织。Martin等^[16]研究了 Ti-14.3Al-21Nb(质量分数%) 1.7 mm厚板连续及脉冲激光焊,接头无裂纹、气孔和其他不连续性。计算冷却速率在 195~10400 /s的接头显微硬度相差不大:热影响区为 373~432,焊缝为 364~416。冷却速率高于 3400 /s的接头弯曲塑性均达到了母材水平(2.15%~3.63%),而 195~1380 /s冷却速率的接头弯曲塑性均低于母材。冷却速率慢的断口解理平面大。

Gould等^[17]研究了 Ti-14Al-21Nb(质量分数%)闪光焊接头组织和性能。发现冷却速率提高, β_2 马氏体更细,焊缝硬度提高,残余偏析增大。细 β_2 马氏体的硬度较高,其拉伸性能也较高,最高拉伸强度可达 490 MPa,拉伸断裂发生在热影响区与母材之间的界面。

吴爱萍等^[18-19]研究了 1.5 mm厚 Ti-24Al-17Nb(原子分数%)激光焊。采用连续激光氦气双面保护可获得无缺陷、成形较好的接头。热输入增大,接头纵向弯曲塑性降低,横向拉伸强度与母材基本相同(室温时约为 1 GPa),塑性基本接近母材塑性(14%~17%),但工艺控制要求高。近期,又研究了 3 mm厚板的激光焊,与 1.5 mm厚的研究结果基本相似,但在采用刚性拘束裂纹试验法评定裂纹敏感性时,发现热裂纹。

崔约贤等^[20]研究了 Ti-22.3Al-21.4Nb-2.3V(原子分数%)电子束焊。获得了只有局部存在少许气孔但无其他宏观缺陷的接头并成功地焊接了直径为 80 mm的环形零件。熔化区(FZ)为胞状晶,有明显外延结晶特征且垂直于焊缝边界,宏观偏析不严重;HAZ最明显的特征是晶粒粗化。HAZ和 FZ的硬度明显高于母材,FZ的硬度又比 HAZ的低。分析认为,焊接速率较大,能量输入小,导致熔化区冷却较快, β_2 转变受到抑制,直接转变为 B2(β);HAZ冷却较熔化区慢一些,出现马氏体转变,高温 β 分解为针状 β_2 。与母材拉伸性能($\sigma_{0.2}$ 570 MPa, σ_b 810 MPa, $\delta_{19.5}$)相比,接头强度略低($\sigma_{0.2}$ 630 MPa, σ_b 730 MPa, $\delta_{9.2}$, δ_{max} 10.9%)。拉伸断裂发生在母材,主要以塑性方式断裂。弯曲试验时,发生在熔化区的断裂除少部分为塑性断裂外,大部分区域是以裂纹起源于晶界的脆性断裂。

刘博和武英等^[21]研究了 Ti-23Al-14Nb-2V(原子分数%)氩弧焊。未经预热的焊件发现大量冷裂纹,焊缝中有明显的结晶层状线。预热对降低冷裂纹有一定效果,焊后热处理可适当改善焊缝和热影响区的硬脆组织。无论预热与否,焊缝强度都低于母材

宇航材料工艺 2007年 第1期

(母材拉伸强度为 820 MPa,未经预热和经过预热的焊件拉伸强度分别为 246 MPa和 638 MPa),拉伸都断于焊缝,断口呈脆性解理断裂,解理过程源于晶界。接头拉伸塑性接近母材,达到 3.89%,满足工程要求。

综上所述,Ti₃Al基合金熔化焊时产生热裂纹的倾向性较小,但有冷裂纹倾向。保护合理时无气孔和其他不连续性缺陷出现,接头的性能尤其是室温塑性与组织相关,而组织又很大程度上取决于冷却速率。

1.2 扩散焊

Threadgil等^[10,22]使用超塑性成型与扩散焊连接工艺成功连接了 β_2 和超 β_2 合金。结果表明,当连接温度处于 β_2 转变温度以上时,连接界面附近发生 β_2 的相转变,组织较粗大;而当连接温度处于 β_2 转变温度以下,组织比较细小,接近等轴晶。

Ridley等^[10,23]对 3 mm厚超 β_2 合金进行固态扩散连接表明:在 β_2 相转变温度(1085)以下连接,可得到满意接头,接头显微组织中约含 80%的 β_2 相,并且最低的扩散焊温度还可降低。

郭义和朱进满等^[24-25]用热-力学模拟机 Gleeble 1500研究了 Ti-14Al-21Nb-3Mo-V合金圆柱试样的扩散连接。结果表明,990、70 min、9 MPa连接工艺可获得剪切强度为 798 MPa的接头,接近母材强度;若连接时对试样施加 2.5%的变形量,990、15 min工艺可获得剪切强度为 801 MPa的高强接头;采用先扩散连接再超塑成型工艺(DB/SPF),成功地制备了多种圆盘与圆管之间的组合试验件。另外,文献[10]介绍,采用电容放电加热进行 β_2 合金的连接研究也获得成功,而且根据连接参数不同,既可获得固态连接接头,也可获得熔焊接头。采用固态连接时,随电极压力增加,接头的剪切强度增加,且其性能明显高于熔焊接头的性能。对于 1.7 mm厚的 β_2 合金板材,其固态连接接头剪切强度可达 355 MPa。

1.3 摩擦焊

Baeslack III等^[10,14]和 Threadgil等^[9-10]研究了 Ti₃Al合金线性摩擦焊。表明,对于 Ti-14Al-21Nb自身焊接,焊接频率在 12.5~50 Hz时,频率将影响焊瘤尺寸,当频率分别为 12.5和 25 Hz时,接头连接良好,为 50 Hz时有裂纹倾向,但频率不明显影响焊接接头显微组织。熔化区的韧性低于基体,三点弯曲试验断裂发生在脆性熔化区,其韧性低于 2%。

1.4 钎焊

Ti₃Al基合金钎焊研究起步晚。何鹏等^[26]研究了 Ni-8Cr-5Si-2B-2Fe钎焊 β_2 合金 Ti-14Al-21Nb(质量分数%)。真空钎焊工艺:钎焊温度 1000

~1 100、保温时间 60~1 800 s、真空压力 3×10^{-4} Pa。研究了钎焊温度和时间对接头组织、剪切强度及其断裂方式的影响。结果表明,当在钎焊温度和时间分别为 1 050~1 100 和 250~300 s 时,接头剪切强度为 220~230 MPa。接头显微组织结构为: $Ti_3Al / TiAl_3 (TB_2) / TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2) / Ni [s, s] / TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2) / TiAl_3 (TB_2) / Ti_3Al$, 且这种结构形式随钎焊时间的延长并不变化; $TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2)$ 为脆性组织,会降低接头的性能,必须通过工艺适当控制。接头剪切断裂发生在 $TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2)$ 脆性层。另外,作者还从热力学和动力学角度研究分析了接头组织的形成机理和演变过程,特别研究了钎焊温度和时间对 $TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2)$ 脆性层厚度的影响,结果表明, $TiAl_3 + ANi_2 Ti (TB_2)$ 脆性层的生长活性能与生长速度系数分别为 349 kJ/mol 和 $24.02 \text{ mm}^2 / \text{s}$ 。

潘晖等^[27]为提高 Ti_3Al 合金钎焊接头性能,研究了添加成分为 Ti-22.4Al-21.5Nb-2.1Mo 合金粉末对 Ti-21.5Cu-21.5Ni 钎料组织的影响,但未测试钎料性能,也未用该钎料实际钎焊。

2 Ti_3Al 基合金与异种材料之间连接的研究

姚泽坤等^[28]研究了 Ti-23Al-17Nb (原子分数%) 与钛合金 TC11 的电子束焊及焊后热变形处理对接头组织和硬度的影响,并成功连接了两种合金。由于熔化后重新凝固变形和热处理,焊缝区组织与 β_2 共存。直接焊接时,界面无 Al 和 Nb 元素的扩散;焊后热变形会促使元素扩散,增加热处理会使扩散更均匀。经过 20% 热变形和 680、12 h 热处理的接头,其焊缝区显微硬度最高可达 4 351 MPa,平均值为 3 853 MPa。

S Tim 等^[10]采用扩散连接、线摩擦焊接以及电容放电电阻点焊等工艺,研究了 β_2 合金与 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si 钛合金的连接。表明,扩散连接接头界面处有元素扩散现象而出现组织梯度。线摩擦焊条件下有强烈、集中的机械混合,而互扩散较少,显微组织在强烈的机械作用下发生了 β_2 晶粒的完全动态再结晶。点焊中无上述现象。

Bird 等^[29]采用 TLP 连接方法研究了 Ti-14Al-21Nb (质量分数%) 本身及其与三种钛合金 Ti-3Al-2.5V、Ti-6Al-4V、Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 之间蜂窝式结构连接。用 LD 型 (钎料 Cu-Ni 合金) 和 Pro-4 型 (钎料为 Cu-Sn 合金) 两种工艺。结果为, (1) 连接件外观良好,夹芯无严重的钎料侵蚀迹象。 (2) 由于 β_2 相稳定元素 Cu 和 Ni 向 Ti-14Al-21Nb 合金侧扩散,原始 β_2 等轴晶变为粗大的 β_2 板条状晶,同时 β_2 板条晶界分布了少量的 β_1 晶粒。 (3) 面

板拉伸试验表明,用 LD 型工艺的 Ti-14Al-21Nb 面板,其室温拉伸强度 UTS、0.2% 变形拉伸强度 YS 有一定下降;弹性模量 E 和断裂塑性 ϵ_f 有一定增加。经 Pro-4 工艺的面板其 YS 有一定下降, E 有一定增加;但 UTS 和 ϵ_f 明显下降,且断口有 20% 为脆性断口,为减少脆断,可适当降低连接温度和缩短连接时间,或者减少填充钎料的填充量。 (4) 拉伸试验表明,在室温至 538,用 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 作夹芯的接头强度最大,当温度高于 538 时,用 Ti-14Al-21Nb 作夹芯的接头强度最高。 (5) 压缩试验表明,蜂窝式结构的抗压能力不低于面板的屈服强度;室温压缩时,面板先屈服然后在表面起皱;随测试温度升高,破坏模式过渡为剪切弯折,期间接头还保持完好,而夹芯发生剪切破坏。总之, TLP 连接方法将来用于类似的轻质耐高温结构件的连接制备具有很大的潜力。

Cadden 等^[30]用三种成分制成两种形式的 Ti-Cu-Ni 合金钎料扩散钎焊 Ti-13.4Al-21.2Nb (质量分数%) 合金。母材室温组织为:大量板条状 β_2 魏氏体 + 与 β_2 相相间的细小片状 β_1 相即 B2 ()。钎料两种形式为: (1) 非晶态薄片,先熔炼再快速冷却甩带; (2) 叠层薄片,各薄片叠合顺序为 Ti/(Ni/Cu/Ni)/Ti。钎料成分和厚度见表 3。真空钎焊工艺:钎焊温度 982、保温时间 60 min,钎焊压力 0.4 MPa,真空环境 1.33×10^{-3} Pa,其中在 982~800 范围的冷却速率为 40 /min。

表 3 两种形式的钎料成分和厚度

Tab 3 Compositions and thickness of two types of brazing filler metals

钎料成分	钎料形式	厚度 / μm	$T_S /$	$T_L /$
Ti-15Cu-15Ni	非晶态钎料	40	902	932
	叠层钎料	39	912	1007
Ti-20Cu-20Ni	非晶态钎料	38	915	936
Ti-15Cu-25Ni	非晶态钎料	38	901	914
	叠层钎料	46	912	1007

结果表明: (1) 钎缝区组织为大量的灰色板条组织 (β_2 相) + 板条状亮色组织 [一定量的 B2 () 相 + 一定量的 B2 () 相 (β_1 相) + 少量的正交晶系相 (β_3 相)], 且各种接头的组织具有类似的特征; (2) 表 4 为强度测量结果,大部分接头室温强度能达到母材且试验时断于母材;高温拉伸强度都低于母材,且断于钎缝区,原因是钎缝区的 β_1 和 β_3 的增加; (3) 结合 Ti_3Al -Nb 伪二元相图和显微观测结果,分析了钎缝区组织的形成过程。溶质元素特别是 Ni 元素扩散是控制组织形成的主要因素,接头中心区域溶质元素的含量决定了最后的凝固组织。在 Ni 含量非常高的区域,凝固方

式是：密排六方结构的 α_2 相。商用叠层钎料 Ti-15Cu-25Ni 所得接头易形成 Ni 偏析，其接头中心区域高 Ni 含量导致大量的 α_2 相生成，促使接头室温强度下降。通过改变 Ni 在叠层中的分布，可减少接头

中心区 α_2 相的含量，提高接头强度。而非晶钎料原始成分均匀，接头成分偏析小，强度高。基于 2 min 和 60 min 钎焊保温时间对应接头组织的明显区别，说明钎焊时间和钎料成分是控制接头质量的关键。

表 4 接头拉伸强度测量结果和断裂位置

Tab 4 Strengths and fracture positions of joints after tensile testing

钎料	22				649				760			
	σ_2 /MPa	σ_b /MPa	伸长率 /%	断裂 位置	σ_2 /MPa	σ_b /MPa	伸长率 /%	断裂 位置	σ_2 /MPa	σ_b /MPa	伸长率 /%	断裂 位置
非晶 Ti-15Cu-15Ni	465	516	1	母材	253	464	17	接头	248	312	5	接头
叠层 Ti-15Cu-15Ni	433	518	1	母材	253	429	12	接头	221	281	2	接头
非晶 Ti-20Cu-20Ni	481	547	2	母材	243	485	22	接头	221	344	6	接头
非晶 Ti-15Cu-25Ni	482	548	2	母材	243	485	22	接头	221	344	6	接头
叠层 Ti-15Cu-25Ni		400	1	接头	243	480	15	接头	249	302	5	接头
叠层 Ti-15Cu-15Ni+ 两侧镀 Ni	471	523	1	母材	256	472	18	接头	237	317	5	接头
母材	455	526			305	540			278	472		

3 结语

针对 Ti_3Al 基合金及其与异种材料的连接，目前采用熔焊、扩散焊、钎焊、ILP 连接方法已进行了不同深度的研究。熔焊焊缝和热影响区特别是熔合线附近区域容易出现脆性组织甚至出现裂纹。固态扩散焊可获得高强接头，但需要施加大的连接压力，对于结构复杂特别是具有曲面和大尺寸的构件，操作困难，同时对连接面的预处理要求高。相对而言，由于中间层材料的可设计性和不需要施加大的连接压力，钎焊和 ILP 连接具有良好的发展前景。目前缺乏高 Nb 含量 Ti_3Al 基合金及其与异种材料连接的技术。进一步研究的方向是：开发操作性更好的连接工艺及其连接材料，确保接头力学性能特别是高温强度能与母材相匹配，并提高接头塑性。促进 Ti_3Al 基合金在航空航天、汽车等领域中的应用，并为其他金属间化合物基高温合金如 Ni_3Al 、 $TiAl$ 和 Fe_3Al 基合金的连接研究提供依据。

参考文献

- 1 陈国良，林均品著. 有序金属间化合物结构材料物理金属学基础. 北京：冶金工业出版社，1999：50~150
- 2 张永刚，韩雅芳，陈国良等. 金属间化合物结构材料. 北京：国防工业出版社，2001：20~58
- 3 林栋梁. 高温有序金属间化合物研究的新进展. 上海交通大学学报，1998；32(2)：95
- 4 彭超群，黄白云，贺跃辉. Ni-Al 系，Fe-Al 系和 Ti_3Al 金属间化合物研究进展. 特种铸造及有色合金，2001；(6)：27
- 5 毛勇，李世琼，张建伟等. Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的显微组织和力学性能. 金属学报，2000；36(2)：135
- 6 李世琼. “航天运载火箭发动机用 Ti_3Al 基合金研究”. 宇航材料工艺 2007 年 第 1 期

项目成果简介. 材料导报，2001；15(2)：10

- 7 邹敦叙，李世琼，仲增墉. 航空航天理想新材料 Ti_3Al 和 $TiAl$ 金属间化合物合金研究开发新进展. 钢铁研究学报，1997；9(增刊)：45
- 8 任家烈，吴爱萍. 先进材料的连接. 北京：机械工业出版社，2000：288~298
- 9 Threadgill P L. The prospects for joining titanium aluminides. Materials Science and Engineering, 1995；A192/193：640
- 10 刘博，崔约贤，钱宗德等. Ti_3Al -Nb 基合金的焊接性研究进展. 宇航材料工艺，1997；27(5)：1
- 11 David SA, Horton JA, Goodwin GM et al. Weldability and microstructure of a titanium aluminide. Welding Journal, 1990；69(4)：133 - s
- 12 Baeslack III W A, Phillips D, Scarr G K. Characterization of the weld heat-affected zone in an alpha-two titanium aluminide. Materials Characterization, 1992；28：61
- 13 Baeslack III W A, Broderick T. Effect of cooling rate on the structure and hardness of a Ti-26Al-10Nb-3V-1Mo titanium aluminide. Scripta Metallurgica at Materialia, 1990；24：319
- 14 Baeslack III W A, Mascarella T J, Kelly T J. Weldability of a titanium aluminide. Welding Journal, 1989；68(12)：483 - s
- 15 Cieslak M J, Headley T J, Baeslack III W A. Effect of thermal processing on the microstructure of Ti-26Al-11Nb: applications to fusion welding. Metallurgical Transactions A, 1990；21A(5)：1 273
- 16 Martin G S, Albright C E, Jones T A. An evaluation of CO_2 laser beam welding on a Ti_3Al -Nb alloy. Welding Journal, 1995；74(2)：77 - s

(下转第 67 页)

in air Tribology Letters, 1998; (4): 243 ~ 250

4 陈晓虎. 组元间化学相容性、物理匹配对 Al_2O_3 基自润滑复相陶瓷摩擦学性能的影响. 陶瓷工程, 2001; (2): 3 ~ 6

5 郭奇亮. 滑动摩擦下氮化硼与几种常用固体润滑剂添加效果的比较. 贵州工业大学学报, 1997; 26(6): 41 ~ 46

6 Ying Jin, Koji Kato, Norisugu Umehara. Effects of sintering aids and solid lubricants on tribological behaviors CMC/ Al_2O_3 pairs at 650 . Tribology Letters, 1999; 6(1): 15 ~ 21

7 赵志强, 王永兰, 金志浩. $Al_2O_3 + CaF_2 + Glass$ 自润滑复合材料摩擦磨损的研究. 硅酸盐通报, 1998; (2): 14 ~ 17

8 Takaokanai, Kei Tanemoto, Hiroshi Kubo. Reaction-Bonded boron nitride-aluminum nitride. Japanese Journal of Applied Physics, 1991; 30(6): 1 235

9 叶乃清, 曾照强, 胡晓清等. BN-YALON 复合陶瓷的烧结行为. 硅酸盐学报, 1998; 26(2): 265 ~ 269

10 Bowden E P, Tabor D. The Friction and Lubrication of Solids Oxford University Press, 1964

(编辑 吴坚)

(上接第 5 页)

17 Gould J E, Stotler T V. Application of flash welding to a titanium aluminate alloy-microstructural evaluations. Transactions of the ASME/ Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 1993; 115: 177

18 Wu A P, Zou G S, Ren J L et al. Microstructures and mechanical properties of Ti - 24Al - 17Nb (at %) laser beam welding joints. Intermetallics, 2002; (10): 467

19 吴爱萍, 邹贵生, 张红军等. Ti - 24Al - 17Nb 合金的激光焊接. 宇航材料工艺, 2001; 31(6): 58

20 崔约贤, 甄良, 杨德庄等. Ti223Al214Nb23V 合金电子束焊接头的显微组织及其力学性能. 焊接学报, 1998; 19(6): 130

21 杨博, 武英, 周朝霞等. Ti - 23Al - 14Nb - 3V 合金氩弧焊接头的显微组织及其力学性能. 材料科学与工艺, 1997; 5(1): 45

22 Threadgill P L. Metallurgical aspects of joining titanium aluminate-alloys. Proc Int Symp. On Intermetallic Compounds (JMIS - 6), 1991; JM: 1 021

23 Ridley N. Superplastic behavior and diffusion of a titanium aluminate alloy. In: Proc int conf high temperature intermetallics, London, Institute Metals, 1991: 198

24 Guo Y, Zhu J M, He Z J et al. Diffusion bonding of

Ti_3Al base alloy. Journal of Materials Science and Technology, 1996; 12(6): 467

25 朱进满, 廉丕芬, 吴庆等. Ti_3Al 基合金扩散连接工艺研究. 钢铁研究学报, 1997; 9(增刊): 140

26 He P, Cai J C, Zhou H. Microstructure and strength of brazed joints of Ti_3Al -based alloy with NiCrSiB. Materials Characterization, 2004; 52: 309

27 潘晖, 毛唯, 王英华. Ti_3Al 对 TiCu15Ni5 钎料组织的影响. 稀有金属, 2004; 28(1): 86

28 姚泽坤, 张海琳, 梁新民等. 热力耦合作用对 TiC - 1B 和 TiC11 合金焊接界面硬度和显微组织的影响. 焊接学报, 2004; 25(2): 125

29 Bird R K, Hoffman E K. Evaluation of the transient liquid phase (TLP) bonding process for Ti_3Al -based honeycomb core sandwich structure. NASA/TP - 1998 - 208421: 46

30 Cadden C H, Yang N Y C, Headley T H. Microstructural evolution and mechanical properties of brazed joints in Ti - 13. 4Al - 21. 2Nb. Welding Journal, Welding Research Supplement, 1997; (8): 316s

(编辑 任涛)