

# Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金连接性问题综述

邹俭英<sup>1</sup>, 李洪宇<sup>2</sup>

(1. 中国石油大学(华东)理学院, 山东 青岛 266580)

(2. 山东科技大学机电学院, 山东 青岛 266590)

**摘 要:** Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金由于密度较低、室温塑性良好及高温性能优异, 被认为是镍基高温合金的理想替代材料。该合金起源于 Nb 改良的 Ti<sub>3</sub>Al 基合金, Nb 元素的大量添加势必影响其自身性能及连接性。当前已有很多研究集中在 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金自身组织及力学性能上, 为推进实用化进程, 其连接性也愈发受到关注。结合自有研究及大量文献资料, 归纳总结了 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的连接性问题, 主要包括同材及异材连接、常用连接方法及 Nb 元素对其连接性的影响, 评述侧重于接头组织、机械性能及焊缝形成机理。最后比较给出各种连接方法的优缺点, 并对后续工作进行了展望。

**关键词:** Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金; 连接性; 连接方法; 接头组织; Nb 元素

**中图分类号:** TG40 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)07-0710-07

## Review on Weldability of Ti<sub>2</sub>AlNb-Based Alloy

ZOU Jianying<sup>1</sup>, LI Hongyu<sup>2</sup>

(1. College of Science, China University of Petroleum, Qingdao 266580, China)

(2. College of Mechanical and Electronic Engineering, Shandong University of Science and Technology, Qingdao 266590, China)

**Abstract:** With low density, good room temperature plasticity and superior high temperature performance, Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy is considered as ideal material instead of Ni-based superalloy. Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy derives from Nb-modified Ti<sub>3</sub>Al-based alloy, and the large amount of Nb element will inevitably affect its own property and weldability. Now, many studies have focused on the microstructure and mechanical property of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy. In order to promote the industrial application, the weldability of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys has attracted more and more attention. Based on the authors' results and a large number of literatures, the weldability of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy is summarized, including welding to itself and to other materials, as well as the usual welding methods and the influence of Nb element on its weldability. The emphasis of the review is joint microstructure, mechanical properties and weld formation mechanism. Finally, the advantages and disadvantages of various welding methods are summarized, and the future work is prospected.

**Key words:** Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy; weldability; welding method; joint microstructure; Nb element

## 1 前 言

Ti-Al 系金属间化合物被认为是镍基高温合金的理想替代材料, 其中 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金(又称 O 相合金)具有更好的室温塑性和屈服强度组合, 也有很高的断裂韧性、氧化抗力以及蠕变抗力等, 尤其具有比镍基高温合金 IN718 更高的比强度, 因而成为近年来的研究热点。Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金起源于 Nb 改良的 Ti<sub>3</sub>Al 基合金, 该系合金性

能对成分和组织较为敏感, 因而 Nb 元素的添加在改善合金综合性能的同时也不可避免地影响其连接性。近 10 年来, 已有不少学者对 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的连接性进行了实验研究, 但尚未见到较为全面系统的总结性报道。本文在自有研究和阅读大量国内外文献基础上, 对 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的连接性问题进行综合评述, 内容包括同材及异材连接、常用各种连接方法等, 着重评述接头组织、机械性能及焊缝形成机理等, 以供后续研究人员参考和借鉴。

## 2 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金同材连接

Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金同材连接方法以熔焊和扩散焊居多, 也有研究采用钎焊和摩擦焊。

收稿日期: 2018-03-16 修回日期: 2018-05-17

第一作者: 邹俭英, 女, 1975 年生, 讲师

通讯作者: 李洪宇, 男, 1975 年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: 53713797@qq.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201803012

## 2.1 熔焊

电子束焊接和激光焊接均具有能量密度高、焊接得到的工件变形小、易于实现集成化和自动化等优点,属高精度、高效率的连接方法,在满足使用要求的前提下,往往成为优先选项。以往研究表明许多熔焊方法可以成功连接  $\text{Ti}_3\text{Al}$  基合金,因而电子束焊接和激光焊接被广泛用于  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金。

### 2.1.1 电子束焊接

对于  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金的电子束焊接,研究结果大致相似<sup>[1-5]</sup>(包括作者所述<sup>[1]</sup>):容易获得无缺陷接头,焊态焊缝组织基本由单一有序的 B2 相组成;而母材包括  $\alpha_2+\beta/\text{B2}+\text{O}$  三相,焊缝与母材组织严重不连续,组织不连续必然造成性能的不连续。此外,焊后高冷速常常带来较大的残余应力,这加剧了焊态接头的硬脆性。

由于 B2 相为亚稳相,在高温时会发生相变,因而对焊件的性能测试没有实际意义。为了改善和稳定接头组织和性能,焊后热处理(PWHT)是必需的,且可消除接头残余应力。焊后热处理大致温度范围根据图 1 所示相图确定,在不同相区 B2 相中会析出 O 和/或  $\alpha_2$  相,得到  $\beta/\text{B2}+\text{O}$  两相或  $\alpha_2+\beta/\text{B2}+\text{O}$  三相<sup>[6]</sup>;热处理温度升高会增大析出相尺寸(图 2),合理控制热处理温度和时间可以获得和母材接近的焊缝组织(图 2d 与 2a 的相组成接近),从而得到和母材接近的接头性能。

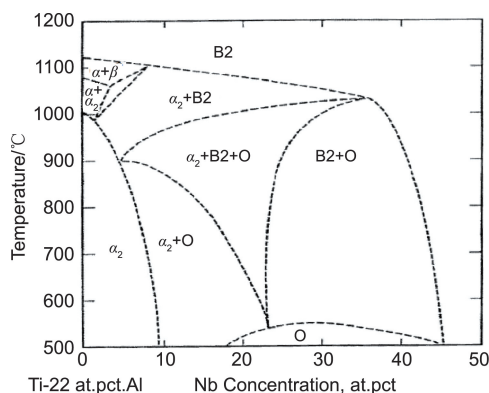


图 1  $\text{Ti}-22\text{Al}-\text{Nb}$  合金相图<sup>[6]</sup>

Fig. 1 Phase diagram of  $\text{Ti}-22\text{Al}-\text{Nb}$ <sup>[6]</sup>

特别地,Chen 等<sup>[5]</sup>同时研究了焊件在室温及 650 °C 下的拉伸性能。结果表明:合适的焊后热处理可得到接近甚至高于母材的室温和高温抗拉强度,且接头延伸率均达到母材的 50%。室温时断裂发生在熔合区/热影响区/母材之间,为穿晶断裂,因热处理时 O 相仅从 B2 晶内析出,原 B2 晶界仍在;而高温时断裂发生在熔合区内部,为沿晶断裂,因 B2 晶界会有第二相粒子析出,造成晶界弱化。

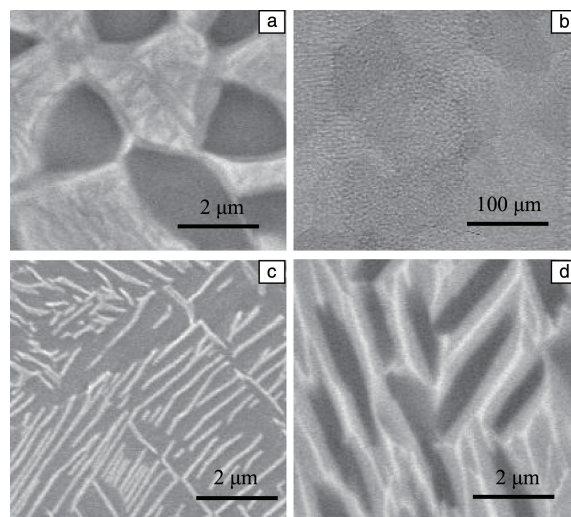


图 2  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  合金电子束焊接接头焊后热处理前后的 SEM-BSE 照片<sup>[1]</sup>: (a) 基材(黑色等轴相为  $\alpha_2$ , 亮的部分为基体  $\beta/\text{B2}$ , 灰色部分为 O 相); (b) 焊态熔合区(由单一 B2 相组成); 经 900 °C/2 h (c) 和 1000 °C/2 h (d) 焊后热处理的熔合区

Fig. 2 SEM-BSE images of electron beam welding  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  joint before and after PWHT<sup>[1]</sup>: (a) base metal (the dark equiaxed phase is  $\alpha_2$ , the light part is  $\beta/\text{B2}$  matrix and the gray part in matrix is O); (b) fusion zone (composed of single B2); fusion zone PWHTed at 900 °C/2 h (c) and 1000 °C/2 h (d)

### 2.1.2 激光焊接

激光焊接得到的焊缝组织与电子束焊接类似<sup>[7,8]</sup>,焊态焊缝由单一 B2 相构成,也需进行焊后热处理, O 相的析出可显著提高接头抗拉强度及塑性。焊件的室温抗拉强度接近母材的 90%,在 650 °C 下的抗拉强度达母材的 87.5%,且室温及高温均有约 5.2% 的延伸率,接近母材的 50%。室温时为穿晶断裂,而高温时为沿晶断裂,分析机理如文献<sup>[5]</sup>。采用连续激光焊接比脉冲激光焊接效果好,前者容易获得无缺陷、成型好的焊缝,后者易出现气孔。

Chen 等<sup>[9]</sup>也得到接近母材室温抗拉强度和约为母材延伸率 50% 的焊件,这与文献<sup>[8]</sup>相同;但 650 °C 下的抗拉强度仅为母材的 50%,且几乎无塑性。室温断裂发生在母材区;高温断裂发生在熔合区内部。此处高温性能的严重恶化,同样被认为 O 相在 B2 晶界形核长大引起晶界粗化所致,但仍有待进一步探究。

Jiao 等<sup>[10]</sup>对经焊后热处理后的激光焊接接头进行了 970 °C 高温拉伸实验,采用电子背散射衍射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 技术分析了拉伸前后母材和熔合区组织变化,得出 1030 °C 退火后母材和熔合区之间的组织连续性较好,可得到变形均匀的接头,此时试件断裂发生在母材区。

## 2.2 扩散焊

扩散焊(扩散连接)可分为直接扩散焊(非超塑性状态下)、加中间层的扩散焊和超塑成型/扩散焊 3 种,其特点均是主要在固态下进行,母材不涉及熔化过程,可以很大程度减少或避免热应力引起的开裂问题,是一种质量较为稳定可靠的连接方法。

对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金的扩散连接研究表明<sup>[11-16]</sup>: 连接温度、连接压力和保温时间 3 个工艺参数中,连接温度起主导作用,连接温度高可增强原子扩散能力,易于实现界面冶金结合,但温度过高会引起母材相变,从而改变原材料的性能,这是不希望发生的;连接压力可影响接头变形及界面再结晶,压力过小界面不能实现较好的物理接触,压力过大则整体焊件可能出现较大变形,这也不利于实际结构件的精度控制,应避免;保温时间影响相对较小,取决于连接温度和连接压力,能让原子充分扩散、初始界面消失即可。综上,连接温度宜选在  $\alpha_2 + \text{B2}$  相区且尽量远离 B2 单相区;连接压力取决于母材强度,一般在控制焊件变形量  $< 5\%$  的前提下取大值;保温时间需具体实验来优化,时间短可提高连接效率。只

要连接工艺适当,可获得与基材接近的焊缝组织和接头性能,拉伸断裂位置甚至可由焊缝转至基材。

直接扩散焊(非超塑性状态下)工艺简单,是扩散焊中的首选方法。作者<sup>[11]</sup>曾对  $\text{Ti-24Al-17Nb-0.5Mo}$  合金(原子数分数,%,下同)进行了扩散连接,在温度、压力和时间均不足时,原始连接线清晰可见(图 3a),接头性能较差;在  $1000\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ MPa}/1.5\text{ h}$  连接条件下,界面形成细小的再结晶等轴晶粒(图 3b),接头拉伸强度达到同条件下的母材值,且拉伸断裂发生在母材。邹贵生等<sup>[12]</sup>对  $\text{Ti-22Al-25Nb}$  合金进行了扩散连接,在  $1020\text{ }^\circ\text{C}$  连接条件下,接头强度在室温和  $650\text{ }^\circ\text{C}$  下分别为原始母材的 84% 和 81%;连接温度为  $1080\text{ }^\circ\text{C}$  时,接头强度更高,但母材中 B2 相明显粗化且 O 相显著减少。Chu 等<sup>[13]</sup>着重研究了表面粗糙度对界面组织演变和孔洞收缩过程的影响,并采用 EBSD 技术进行了分析,发现粗糙表面比抛光过的表面更有利于连接,因为粗糙表面可使界面发生动态再结晶,形成跨越连接线的细小等轴  $\alpha_2$  相,从而具有更高的接头强度,剪切断裂发生在远离界面的基材中。

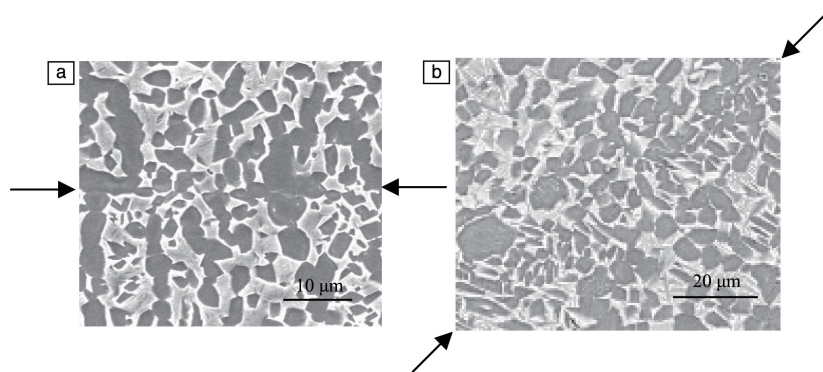


图 3  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  合金在不同工艺参数下连接后的接头界面组织<sup>[11]</sup>: (a)  $980\text{ }^\circ\text{C}/15\text{ MPa}/1\text{ h}$ ; (b)  $1000\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ MPa}/1.5\text{ h}$  (箭头所指方向为界面连接线)

Fig. 3 Microstructures of diffusion bonding  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  interface made at different parameters<sup>[11]</sup>: (a)  $980\text{ }^\circ\text{C}/15\text{ MPa}/1\text{ h}$ ; (b)  $1000\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ MPa}/1.5\text{ h}$  (the arrows point to the interface)

加中间层(中间层熔化或不熔化)的扩散连接可以降低连接温度,改善界面接触和增强互扩散能力,提高接头性能。但中间层材料的选择很关键,需避免不利相的产生。邹贵生等<sup>[14]</sup>对  $\text{Ti-22Al-25Nb}$  合金进行了加中间层的液相过渡扩散连接,结果表明:用  $\text{Ti-15Cu-15Ni}$  作中间层时,在  $990\text{ }^\circ\text{C}/90\text{ min}$  ( $400\text{ }^\circ\text{C}$  前加压  $20\text{ MPa}$ ,后撤压)连接条件下,接头强度在室温和  $650\text{ }^\circ\text{C}$  下分别达原始母材的 95% 和 81%;与直接扩散连接<sup>[12]</sup>相比,在更低的连接温度下获得了更高的接头强度。Cai 等<sup>[15]</sup>对  $\text{Ti-21Al-23Nb-0.4Mo}$  合金用  $\text{Ti}/\text{Ni}$  作中间层进行了液相过渡扩散连接,在  $1180\text{ }^\circ\text{C}/3\text{ KPa}/20\text{ min}$  连接条件下得到

的室温剪切强度最高 ( $428\text{ MPa}$ ),且有很好的高温剪切强度 ( $500, 650, 800\text{ }^\circ\text{C}$  分别为  $423, 407, 338\text{ MPa}$ );新硬脆金属间化合物相的形成严重损害了接头性能。

超塑成型/扩散焊由于是在材料处于塑性好的状态下连接,故常用于制造形状复杂的薄板组件。Wang 等<sup>[16]</sup>和 Du 等<sup>[17]</sup>分别对  $\text{Ti-22Al-24Nb}$  合金和  $\text{Ti-22Al-27Nb}$  合金进行了超塑成型/扩散焊研究。首先获得优化的超塑成型工艺参数,即找出较大延展率对应的温度和应变速率,再在此温度下进行材料的扩散连接。Wang 等<sup>[16]</sup>在  $960\text{ }^\circ\text{C}/20.83\text{ MPa}/2\text{ h}$  连接条件下,获得的接头最高剪切强度为  $766.7\text{ MPa}$ 。Du 等<sup>[17]</sup>在  $970\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ MPa}/$



2 h 下, 获得的接头剪切强度为 308 MPa, 增大连接压力可得到更高的接头强度, 但同时会使母材严重变形; 他们还指出超塑成型/扩散焊过程会使材料拉伸性能明显下降(因经历热循环、塑性变形以及和环境的反应等)。

### 2.3 钎焊

钎焊的特点是母材不需要熔化, 仅钎料熔化润湿母材, 填充接头间隙, 无需两侧母材直接接触, 这样可减小接头界面残余应力; 一般不需加压或施加小的压力即可。钎料的选择是重点和难点。

Wang 等<sup>[18]</sup>对 Ti-22Al-25Nb 合金进行了钎焊连接研究, 采用 Ti-Ni-Nb 作钎料, 在 1180 °C/2.5 KPa/20 min 连接条件下得到的接头室温剪切强度最高, 为 318 MPa (650 °C 为 278 MPa), 形成的金属间化合物相与文献<sup>[15]</sup>大致相同。

### 2.4 其它焊接方法

摩擦焊作为一种固相连接方法, 靠摩擦生热及塑性变形使界面发生扩散和再结晶; 对基体状态要求严格, 这增加了复杂性和成本; 主要用于特殊形状如轴对称组件的焊接。Chen 等<sup>[19-21]</sup>对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  合金进行了线性摩擦焊的系列研究。焊态接头由 B2 相及少量  $O$  相和  $\alpha_2$  相组成; 接头室温拉伸强度为 1136 MPa, 接近母材。焊后热处理, 由于  $O$  相的析出强化作用, 接头拉伸强度进一步提高; 但焊后热处理温度高达 1000 °C 时, 焊缝组织粗化导致接头延展率降低。

电阻点焊是一种高效率、高度自动化的焊接方法, 广泛用于生产板材部件。Cai 等<sup>[22]</sup>对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  合金进行了电阻点焊研究, 发现焊件易出现再热裂纹, 分析表明  $O$  相(强化相)的析出和残余应力共同导致了开裂, 提高加热速率、热处理前减小机械应力是两种有效的解决办法。

## 3 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金异材连接

$\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金异材连接方法也以熔焊和扩散焊为主; 其次是钎焊、线性摩擦焊等。对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金异材连接研究较多的是其与其它 Ti/Ti-Al 系合金的连接。

### 3.1 熔焊

#### 3.1.1 电子束焊接

Tan 等<sup>[23]</sup>对 Ti-22Al-25Nb/TC11 钛合金进行了电子束焊接, 分析了其接头组织、显微硬度和机械性能。焊缝由 B2+大量  $O/\alpha_2$  组成(图 4a), 附近热影响区组织也因经历  $\beta$  以上转变温度而发生部分相变。TC11 侧热影响区主要由马氏体  $\alpha'$  相构成, 硬度比 Ti 合金基体高;  $O$  合金侧热影响区主要由较软的 B2 相构成, 硬度比  $O$  合金基体低。所得焊件拉伸强度达 1100 MPa (高于 Ti 合金基体),

延伸率为 13%, 断裂均发生在 Ti 合金基材中, 断口分析表明为典型韧性断裂。相比之下, 刘莹莹等<sup>[24]</sup>对  $\text{Ti}_3\text{Al}$  合金 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 进行电子束焊接, 得到的焊缝组织主要由粗大  $\beta$ /B2 晶粒组成(图 4b), 两侧热影响区组织与前相似; 在焊接工艺参数与前相近条件下, 得到焊件最高拉伸强度为 985 MPa, 延伸率为 3.2%, 断裂均发生在  $\text{Ti}_3\text{Al}$  合金基材中。可见, 母材  $\beta$  稳定元素 Nb 含量不同, 引起材料焊接性的明显变化。

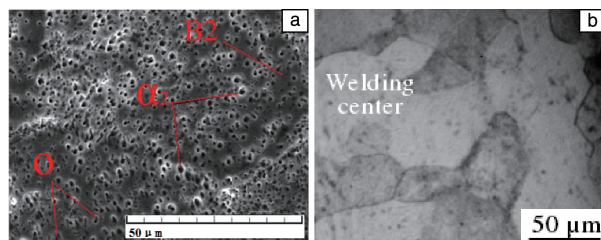


图4 Nb 含量不同的  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  母材与 TC11 经电子束焊接的焊缝组织的 SEM 照片: (a) Ti-22Al-25Nb/TC11 接头熔合区<sup>[23]</sup>; (b) Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 接头熔合区(单一 B2 相)<sup>[24]</sup>

Fig. 4 SEM images of fusion zones of electron beam welded TC11 and  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  with different Nb contents: (a) Ti-22Al-25Nb/TC11 fusion zone<sup>[23]</sup>; (b) Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 (single B2)<sup>[24]</sup>

姚泽坤等<sup>[25-28]</sup>还研究了焊后变形及焊后热处理对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TC11}$  合金接头组织和性能的影响。只进行 PWHT(950 °C/1 h+680 °C/4 h)时, 焊缝组织脆性增加, 室温冲击时发生穿晶解理断裂; 而先经 980 °C 等温热处理, 再进行 PWHT(950 °C/1 h+600 °C/4 h)时, 晶界及晶内位错增多, 组织得到细化, 获得了良好的综合力学性能。但变形温度应严格控制在两种合金的共同变形温度区间内。

#### 3.1.2 激光焊接

Shen 等<sup>[29]</sup>对 Ti-22Al-25Nb/TA15 钛合金进行了单束/双束激光焊接对比研究, 结果表明: 单束焊接冷速快, 熔合区由单一 B2 相组成; 双束焊接由于冷速下降, 熔合区出现了  $O$  相。双束焊接接头硬度高于单束焊(因 B2 相较软)。进行室温拉伸试验时, 两者都断在焊缝, 但单束的为准解理断裂; 双束的为韧性断裂, 拉伸强度和延展率也更高。

### 3.2 扩散焊

作者<sup>[30]</sup>曾对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{TiAl}$  合金(名义成分分别为 Ti-22Al-23Nb-2Ta 和 Ti-46.2Al-2Cr-2Nb-0.15B)进行了直接扩散连接研究, 通过 SEM/EDS、TEM、XRD 等技术对界面进行了物相鉴定, 分析了界面组织形成机制及其与接头性能之间的关系, 优化了连接工艺参数。结果表明: 界面易形成新的硬脆金属间化合物  $\text{Al}(\text{Nb}, \text{Ti})_2$  相(图 5a

界面发白相), 其与  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相呈伴生状态, 应该是 TiAl 合金中的 Al 原子大量扩散进入 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金中, 发生类共析反应  $\text{Ti}_2\text{AlNb}(\text{B2}) + \text{Al} \rightarrow \text{Al}(\text{Nb}, \text{Ti})_2 + \text{Ti}_3\text{Al}(\alpha_2)$ , 但其根本原因在于动力学上 Al 和 Nb 的扩散能力不同(前者扩散速度远大于后者)。在 1000 °C/20 MPa/60 min 连接

条件下, 获得接头最高剪切强度约 260 MPa, 达 TiAl 母材的 80%。需要说明的是, 接头强度对界面组织极为敏感, 只有严格控制 Al(Nb, Ti)<sub>2</sub> 相的量才能获得高强度接头。

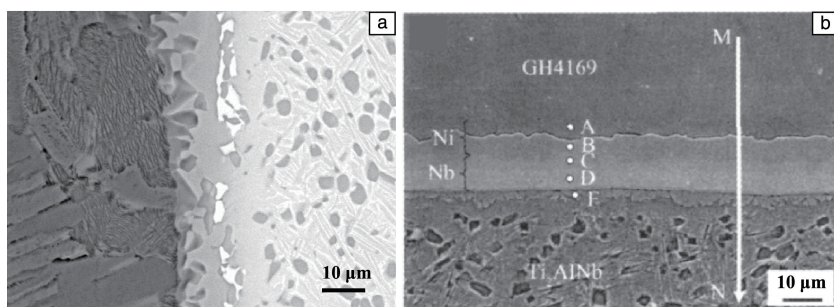


图 5 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金与异材连接接头形成的新金属间化合物(SEM 照片): (a) 界面形成不同于母材的 AlNb<sub>2</sub> (发白相)<sup>[30]</sup>; (b) 界面由 6 个复杂反应层组成(A→F)<sup>[32]</sup>

Fig. 5 SEM images of Ti<sub>2</sub>AlNb and dissimilar alloy welded joint with new intermetallics: (a) precipitation of AlNb<sub>2</sub>(the bright particles) on the interface<sup>[30]</sup>; (b) interface containing six complex reaction layers<sup>[32]</sup>

钱锦文等<sup>[31-33]</sup>对 Ti<sub>2</sub>AlNb/GH4169 两种材料进行了直接扩散连接和加不同中间层的扩散连接研究。直接扩散连接时, 接头未焊合, 这是因为界面形成多种脆性金属间化合物且两种材料热膨胀系数相差大。采用 Mo 作中间层时, 接头很脆; 采用 Ta 或 Nb 作中间层时, Ti<sub>2</sub>AlNb 侧均连接良好, 高温合金侧均出现裂纹; 用 Nb+Ni 作中间层, 获得了良好的连接, 接头剪切强度达 460 MPa, 界面生成 6 层反应层(图 5b), 剪切测试时接头沿 Ni<sub>6</sub>Nb<sub>7</sub> 相层断裂, 故其为不利相, 又根据热力学理论分析预测 Ni<sub>6</sub>Nb<sub>7</sub> 为 Ni-Nb 固-固界面反应的初生相, 是不可避免的。

李万青等<sup>[34]</sup>对 Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti<sub>3</sub>Al 合金(名义成分分别为 Ti-17Al-25Nb 和 Ti-23Al-17Nb)进行了直接扩散连接, 研究了连接温度、连接压力、保温时间等对接头界面组织形貌及力学性能的影响。结果表明: 接头典型组织结构为 Ti<sub>3</sub>Al/ $\alpha_2$ 相过渡层/富 B2 层/Ti<sub>2</sub>AlNb, 认为富 B2 相区的形成是由于 Al 原子扩散较快、Nb 原子保留下来所致。在 1000 °C/5 MPa/60 min 连接条件下, 获得的接头室温抗剪强度为 635 MPa, 室温抗拉强度为 795 MPa, 均断裂于 Ti<sub>3</sub>Al 母材一侧(焊后 Ti<sub>3</sub>Al 母材的抗拉强度下降至原始母材的 76%)。连接温度低于 950 °C 或保温时间小于 60 min 会导致未焊合等缺陷; 温度高于 1050 °C 或保温时间超过 120 min 则导致 Ti<sub>3</sub>Al 发生相变。

魏红梅等<sup>[35]</sup>在前基础上<sup>[33]</sup>采用钛箔作中间层对 Ti<sub>2</sub>AlNb/Ti<sub>3</sub>Al 合金进行了扩散连接, 研究了中间层厚度、连接温度、保温时间等对接头界面组织形貌及力学性能的影响。结果表明: 接头组织结构为 Ti<sub>3</sub>Al/ $\alpha$ + $\beta$  双相

组织/富 B2 相/Ti<sub>2</sub>AlNb, 在钛箔厚度为 10  $\mu\text{m}$ 、900 °C/5 MPa/120 min 的连接条件下, 接头组织性能最佳; 钛箔厚度增加会导致 Ti, Al, Nb 等元素扩散不均; 加入钛中间层可降低连接温度, 减小高温热循环对母材性能的损伤, 接头抗拉强度增至 906 MPa。

### 3.3 钎焊

Cao 等<sup>[36]</sup>对 Ti<sub>2</sub>AlNb/TiAl 合金进行了钎焊连接, 用 Ti-27Co 作钎料, 研究了接头组织和性能关系。焊缝形成多层结构, 包括  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al、 $\beta$ -Ti、TiCo、Ti<sub>2</sub>Co 和 B2 相, 其中 Ti<sub>2</sub>Co 相硬度和弹性模量最高, 恶化了接头性能; 而  $\beta$ -Ti+TiCo 组合具有最好的变形能力。在 1100 °C/20 KPa/10 min 连接条件下, 得到的接头最高室温剪切强度为 223 MPa。

### 3.4 其它焊接方法

谭立军等<sup>[37, 38]</sup>对 Ti-22Al25Nb/TC11 合金进行了线性摩擦焊及焊后热变形研究, 结果表明: 通过适当工艺可获得结合完好的接头; Ti<sub>2</sub>AlNb 侧接头因发生 B2 转变而硬度较低, Ti 合金一侧因形成针状马氏体而硬度升高; 适当的变形温度可得到软硬相比比例适中的相组成(B2 相基体内生成一定强化相), 同时能细化焊件各部位的显微组织, 改善接头性能(经 980 °C 热变形后, 得到的焊件最高拉伸强度为 1210 MPa、延伸率为 12.5%)。

## 4 结 语

与其它 Ti-Al 系合金相比, Nb 元素的添加提高了材料的熔点和有序化温度。Nb 作为  $\beta$  稳定元素, 使材料在

高温连接中更易发生 $\beta$ 转变并以有序 B2 相保存下来, 这是熔焊中熔合区常由单一 B2 相构成的主要原因。另一方面, Nb 元素易与其它元素结合形成新的硬脆金属间化合物, 这是 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金与异材连接中常遇见的问题。

由于 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金的相变特性, 不论是同材连接还是异材连接, 常用连接方法存在的问题相似, 现总结于表 1, 供相关研究人员参考。

表 1 各种连接方法的比较

Table 1 Comparison of different welding methods

Welding method	Advantages	Disadvantages
Electron beam /laser welding	High efficiency and automatic welding	Single B2 is easy to be formed in the weld and PWHT is necessary
Diffusion bonding	No fusion process and reliable quality; suitable to high quality requirement occasion	Welding parameters must be controlled carefully to get good phase composition; welding time is long
Brazing	Low pressure and short holding time make it more economic relative to diffusion bonding	Choosing of the braze alloy is difficult and new intermetallics often appear in the weld
Friction welding	High efficiency and low consumption	The weldment shape is restricted; soft B2 as main product is usually inevitable in the weld

由于 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金旨在替代 Ni 基高温合金用于航空发动机等场合, 故其连接件的高温性能研究尚少; 连接技术还不够成熟, 缺乏对工艺参数、界面组织、接头性能之间关系的系统而深入的研究。要想在大型结构件和复杂零部件中得到应用, 有必要加大投入 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金连接的研究工作, 以加速其实用化进程。

## 参考文献 References

- [1] ZOU J Y, CUI Y Y, YANG R. Materials Science Forum [J], 2005, 475-479: 821-824.
- [2] 尹建明, 卢斌, 李玉兰, 等. 中国有色金属学报[J], 2010, 20(1): s325-s330.  
YIN J M, LU B, LI Y L, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2010, 20(1): s325-s330.
- [3] 柯于斌, 段辉平, 梁晓波, 等. 宇航材料工艺[J], 2009, 6: 62-64.  
KE Y B, DUAN H P, LIANG X B, *et al.* Aerospace Materials & Technology [J], 2009, 6: 62-64.
- [4] 朱瑞灿, 王伟荣, 王国庆, 等. 航天制造技术[J], 2013, 3: 5-7+21.  
ZHU R C, WANG W R, WANG G Q, *et al.* Aerospace Manufacturing Technology [J], 2013, 3: 5-7+21.
- [5] CHEN W, CHEN Z Y, WU C C, *et al.* Intermetallics[J], 2016, 75: 8-14.
- [6] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, SEETHARAMAN V. Metallurgical and Materials Transactions A [J], 1999, 30(9): 2305-2323.
- [7] 董智军, 罗志强, 胡明华. 航天制造技术[J], 2013, 4: 13-17.  
DONG Z J, LUO Z Q, HU M H. Aerospace Manufacturing Technology [J], 2013, 4: 13-17.
- [8] 雷正龙, 董智军, 陈彦宾, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2014, 43(3): 579-584.  
LEI Z L, DONG Z J, CHEN Y B, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2014, 43(3): 579-584.
- [9] CHEN Y B, ZHANG K Z, HU X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 681: 175-185.
- [10] JIAO X Y, KONG B B, TAO W, *et al.* Materials & Design[J], 2017, 130: 166-174.
- [11] 邹俭英, 崔玉友, 杨锐. 稀有金属材料与工程[J], 2005, 34(s3): 54-56.  
ZOU J Y, Cui Y Y, Yang R. Rare Metal Materials and Engineering [J], 2005, 34(s3): 54-56.
- [12] 邹贵生, 白海林, 谢二虎, 等. 中国有色金属学报[J], 2008, 18(4): 577-582.  
ZOU G S, BAI H L, XIE E H, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2008, 18(4): 577-582.
- [13] CHU Y D, LI J S, ZHU L, *et al.* Intermetallics [J], 2017, 90: 119-127.
- [14] 邹贵生, 白海林, 谢二虎, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2008, 37(12): 2181-2185.  
ZOU G S, BAI H L, XIE E H, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2008, 37(12): 2181-2185.
- [15] CAI X Q, WANG Y, YANG Z W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 679: 9-17.
- [16] WANG C W, ZHAO T, WANG G F, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2015, 222: 122-127.
- [17] DU Z H, JIANG S S, ZHANG K F, *et al.* Materials and Design[J], 2016, 104: 242-250.
- [18] WANG Y, CAI X Q, YANG Z W, *et al.* Materials Chemistry and Physics[J], 2016, 182: 488-497.
- [19] CHEN X, XIE F Q, MA T J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2015, 646: 490-496.
- [20] CHEN X, XIE F Q, MA T J, *et al.* Materials Science & Engineering A [J], 2016, 668: 125-136.
- [21] CHEN X, XIE F Q, MA T J, *et al.* Materials and Design[J], 2016, 94: 45-53.
- [22] CAI D T, CHEN J C, MAO X F, *et al.* Intermetallics[J], 2013, 38: 63-69.
- [23] TAN L J, YAO Z K, ZHOU W, *et al.* Aerospace Science and Technology[J], 2010(14): 302-306.
- [24] 刘莹莹, 程晓峰, 张勇召. 稀有金属材料与工程[J], 2014, 43(1): 184-188.



- LIU Y Y, CHENG X F, ZHANG Y Z. *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2014, 43(1): 184-188.
- [25] 姚泽坤, 张梅琳, 梁新民, 等. 焊接学报[J], 2004, 25(2): 125-129.
- YAO Z K, ZHANG M L, LIANG X M, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution* [J], 2004, 25(2): 125-129.
- [26] 谭立军, 姚泽坤, 秦春, 等. 中国有色金属学报[J], 2010, 20(8): 1533-1538.
- TAN L J, YAO Z K, QIN C, *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* [J], 2010, 20(8): 1533-1538.
- [27] 周伟, 姚泽坤, 谭立军, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2011, 40(7): 1230-1233.
- ZHOU W, YAO Z K, TAN L J, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2011, 40(7): 1230-1233.
- [28] 秦春, 姚泽坤, 张东亚, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2013, 42(11): 2207-2211.
- QIN C, YAO Z K, ZHANG D Y, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2013, 42(11): 2207-2211.
- [29] SHEN J Q, LI B, HU S S, *et al.* *Optics and Laser Technology* [J], 2017, 93: 118-126.
- [30] ZOU J Y, CUI Y Y, YANG R. *Journal of Materials Science and Technology* [J], 2009, 25(6): 819-824.
- [31] 钱锦文, 侯金保, 李京龙, 等. 热加工工艺[J], 2008, 37(13): 90-92.
- QIAN J W, HOU J B, LI J L, *et al.* *Hot Working Technology* [J], 2008, 37(13): 90-92.
- [32] 钱锦文, 李京龙, 侯金保, 等. 航空材料学报[J], 2009, 29(1): 57-62.
- QIAN J W, LI J L, HOU J B, *et al.* *Journal of Aeronautical Materials* [J], 2009, 29(1): 57-62.
- [33] 钱锦文, 李京龙, 熊江涛, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2011, 40(12): 2106-2110.
- QIAN J W, LI J L, XIONG J T, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2011, 40(12): 2106-2110.
- [34] 李万青, 魏红梅, 何鹏, 等. 材料工程[J], 2015, 1: 37-43.
- LI W Q, WEI H M, HE P, *et al.* *Journal of Materials Engineering* [J], 2015, 1: 37-43.
- [35] 魏红梅, 李万青, 何鹏, 等. 焊接学报[J], 2015, 4: 5-8.
- WEI H M, LI W Q, HE P, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution* [J], 2015, 4: 5-8.
- [36] CAO J, DAI X Y, LIU J Q, *et al.* *Materials and Design* [J], 2017, 121: 176-184.
- [37] 谭立军, 姚泽坤, 周伟, 等. 塑性工程学报[J], 2009, 16(6): 135-138.
- TAN L J, YAO Z K, ZHOU W, *et al.* *Journal of Plasticity Engineering* [J], 2009, 16(6): 135-138.
- [38] 谭立军, 姚泽坤, 秦春, 等. 塑性工程学报[J], 2010, 17(3): 158-161.
- TAN L J, YAO Z K, QIN C, *et al.* *Journal of Plasticity Engineering* [J], 2010, 17(3): 158-161.

(编辑 吴 锐)

## 青年园地



特约撰稿人孙 彬

孙 彬: 女, 1982 年生, 沈阳大学机械工程学院副院长、副教授、硕士生导师。沈阳市拔尖人才, 辽宁省“百千万



特约撰稿人刘桂武

人才”, 辽宁省自然科学基金评审专家。2011 年毕业于东北大学, 读博期间参与的鞍钢集团科研项目“连铸连轧工艺氧

化铁皮控制技术”获得冶金科学技术一等奖, 太钢集团科研项目“汽车大梁用黑皮钢技术开发”获得山西省科技进步二等奖。2018 年进入东北大学和邯钢股份有限公司联合培养的博士后流动站工作。主持了国家自然科学基金青年基金、辽宁省自然科学基金、辽宁省教育厅一般项目 and 辽宁省自然科学基金(重点领域)联合基金等项目, 同时参与了多家企业横向课题。发表

论文 20 余篇, 获得发明专利 7 项、软件著作权 1 项。

刘桂武: 男, 1976 年生, 江苏大学材料学院教授、博士生导师。2008 年获西安交通大学博士学位, 2008 年至 2009 年在意大利 IENI-CNR 访问研究, 2011 年受聘西安交通大学副教授, 2011 年入选教育部新世纪优秀人才支持计划, 2014 年入选江苏省“六大人才高峰”高层次人才, 2015 年入选江苏

省双创团队核心成员。主要从事金属/陶瓷之间的高温润湿、连接与复合和无机材料与器件等方面的研究工作。负责 10 项省部级及以上科技及人才项目, 发表 SCI 论文 90 余篇, 授权发明专利 30 余项。获 2018 年中国硅酸盐学会特陶技术奖。兼任中国材料研究学会环境材料分会副秘书长、江苏省硅酸盐学会常务理事、《材料导报》编委等。