

SiBCN 陶瓷和 Ti_2AlNb 合金瞬时液相扩散连接接头的微观组织和力学性能

林金城, 周佳峰, 于 迪, 林盼盼, 林铁松, 何 鹏

(哈尔滨工业大学, 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

摘 要: 采用 AgCu 钎料瞬时液相扩散连接 SiBCN 陶瓷和 Ti_2AlNb 合金, 研究连接温度和时间对接头微观组织和力学性能的影响。结果表明: 连接过程中, Ti_2AlNb 合金中的 Ti 元素向 AgCu 液相中溶解并与 SiBCN 陶瓷反应产生 TiC 界面反应层; 液相中的 Cu 元素则向 Ti_2AlNb 中扩散形成 Nb(s, s) 和 $TiCu_2Al$, 使得液相发生等温凝固。随着温度升高或保温时间的延长, TiC 层厚度增加, Cu(s, s) 消失而 $TiCu_2Al$ 化合物含量增加, 接头室温抗剪强度呈现先上升、后下降趋势。在 840 °C 保温 40 min 时所获接头在室温和 500 °C 时抗剪强度分别达到 (73 ± 10) MPa 和 (95 ± 16) MPa, 这得益于 Ag(s, s) 良好的耐热性和应力缓解效果。

关键词: 硅-硼-碳-氮陶瓷; 银铜钎料; 瞬时液相扩散连接; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG454 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2022)12-3243-08

网络出版时间: 2022-11-14



Microstructure and Mechanical Properties of SiBCN and Ti_2AlNb Joint Prepared by Transient Liquid Phase Diffusion Bonding

LIN Jincheng, ZHOU Jiafeng, YU Di, LIN Panpan, LIN Tiesong, HE Peng

(State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: A joint of SiBCN ceramic and Ti_2AlNb alloy was prepared via transient liquid phase diffusion bonding with AgCu fillers. The effects of joining temperature and holding time on the microstructure and mechanical properties of the joint were investigated. In joining, Ti dissolves from Ti_2AlNb alloy into Ag—Cu melt and reacts with SiBCN ceramic to form a continuous TiC interfacial layer, while Cu in the liquid phase diffuses towards Ti_2AlNb alloy to produce Nb(s, s) and $TiCu_2Al$, resulting in the isothermal solidification of melts. A thickened TiC layer appears, Cu(s, s) vanishes and the fraction of $TiCu_2Al$ compound increases as the joining temperature or holding time increases. The shear strength at room temperature firstly increases and then decreases as the joining temperature or holding time increases. The joint prepared at 840 °C for 40 min exhibits a maximum shear strength of (73 ± 10) MPa and (95 ± 16) MPa at room temperature and 500 °C, respectively, which is mainly attributed to the good stress-relief ability and thermal resistance of Ag(s, s).

Keywords: silicon-boron-carbon-nitrogen ceramic; silver-copper filler; transient liquid phase diffusion bonding; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2022-05-11。 修订日期: 2022-05-24。

基金项目: 国家自然科学基金项目(51974101, 51975150); 国家磁约束核聚变能发展研究专项资助(2019YFE03100100); 黑龙江省自然科学基金(JQ2020E003); 云南省重大科技专项“云南省稀贵金属材料基因工程(一期 2020)-贵金属专业数据库建设及应用示范(I 期)(202002AB080001-1); 中国-乌克兰材料连接与先进制造“一带一路”联合实验室建设与联合研究(2020YFE0205304)。

第一作者: 林金城(1994—), 男, 博士研究生。

通信作者: 林铁松(1978—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2022-05-11. Revised date: 2022-05-24.

First author: LIN Jincheng (1994—), male, Doctorial candidate.

E-mail: jinchenglin_hit@163.com

Correspondent author: LIN Tiesong (1978—), male, Ph.D., Professor.

E-mail: hitjoining@hit.edu.cn

SiBCN 系陶瓷具有密度低、热稳定性强、耐腐蚀、抗氧化、力学性能优异等优点,可作为航空发动机、火箭喷管和导弹整流罩等器件的高温结构材料,近年来在航天航空等高科技领域中备受关注^[1-4]。然而,陶瓷材料本身具有硬度高和脆性大等缺点,难以加工成大尺寸、结构复杂的构件,很大程度上限制了 SiBCN 陶瓷的实际应用。因此,实现 SiBCN 陶瓷和其他材料的可靠连接是实现其工程应用的重要前提。

Ti₂AlNb 合金是一种在 Ti₃Al 中引入 Nb 元素而形成的新型 Ti—Al 化合物。由于组织中含有 O 相, Ti₂AlNb 相比于其它 Ti—Al 系材料,具有更出色的比强度、断裂韧性、抗蠕变和抗氧化能力,并且突破了钛合金 600 °C 的使用温度瓶颈,可在 600~800 °C 范围内长期服役^[5]。作为新一代轻质高温结构材料, Ti₂AlNb 在某些高温构件中可代替镍基高温合金,从而实现减重 40%^[6]。因此,实现 Ti₂AlNb 和 SiBCN 陶瓷的连接对于航空航天领域的发展,尤其对飞行器减重和推重比提升具有重要意义。

然而,作为一种新型材料, SiBCN 陶瓷的连接研究刚刚起步,仅少数学者报道了 SiBCN 和 Nb、TC4 等金属的钎焊和扩散连接^[7-9],而 SiBCN 和 Ti₂AlNb 的连接研究尚未开展。针对这一连接体系,连接中不仅需要解决陶瓷—金属连接中存在的界面不兼容、接头应力大等问题,还需要充分考虑接头耐热性以及连接工艺对母材性能的影响。在现有连接方法中,扩散连接需要在较高温度下长时间保温,这将使得 Ti₂AlNb 合金中 O 相相变,严重损害金属母材的性能,因此并不适用。AgCuTi 等活性钎料虽然能够很好地实现 SiBCN 陶瓷钎焊连接^[10],但 Ag—Cu 共晶在高温下易软化,严重限制了接头的服役温度;而采用 Pd 基、Ni 基和 Cu 基等高温钎料时,连接时的高温则会造成了母材性能退化、接头应力加剧和脆性相增多等问题^[11-12]。因此,迫切需要开发出制备 SiBCN 陶瓷和 Ti₂AlNb 接头的新方法。

本工作采用 AgCu 钎料瞬时液相扩散连接 SiBCN 陶瓷和 Ti₂AlNb 合金。在连接过程中:一方面通过 Ti₂AlNb 向钎料中溶解提供活性元素 Ti,促进陶瓷和钎料的冶金结合;另一方面通过 Cu 向 Ti₂AlNb 中的扩散和固溶实现 AgCu 共晶液相的等温凝固,从而提高接头熔点,最终在相对低温下制备出 SiBCN 和 Ti₂AlNb 的高温接头,并研究分析了连接接头的典型微观组织以及连接工艺对接头组织

和力学性能的影响。

1 实验

1.1 样品制备

SiBCN 陶瓷由哈尔滨工业大学特种陶瓷研究所提供。采用六方 BN、石墨和非晶 Si 粉为原料,添加 5%(质量分数)的 Ta₄HfC₅ 作为烧结助剂,通过机械合金化获得陶瓷粉体,而后在 1 900 °C、40 MPa 条件下通过热压烧结获得陶瓷块体。陶瓷成分为 2Si—B—3C—N(摩尔比),弯曲强度为 380 MPa,其微观组织形貌如图 1a 所示。根据 XRD 分析(图 1c),其主要物相为 β -SiC 和 BN,并含有少量 α -SiC 和非晶相。

Ti₂AlNb 合金是成分为 Ti—23Al—28Nb 的棒材。结合微观组织和 XRD 分析可知(图 1b 和图 1c),合金由 O 相和 B2 相组成。其中:板条状深灰色相的化学计量比接近 Ti:Al:Nb=2:1:1,为 O 相;浅灰色基体为 B2 相。

实验前采用金刚石线切割机将 SiBCN 陶瓷切割成 5 mm×5 mm×3 mm 的块体,采用电火花线切割机将 Ti₂AlNb 合金切割成直径 9 mm、厚度 3 mm 的圆片。采用 SiC 砂纸将待连接表面逐级打磨后,在丙酮中超声清洗 20 min,晾干备用。

连接用钎料为厚度 100 μ m 的 AgCu28 共晶箔片,箔片尺寸为 5 mm×5 mm。连接前将清洗过的钎料箔片放置于待连接表面中间,组装成如图 2a 所示的连接试样。通过石墨块施加 15 kPa 的载荷,确保焊接面接触良好。连接试验在真空钎焊炉中进行,工艺曲线如图 2b 所示,连接温度为 820~860 °C,保温时间为 20~60 min,真空度优于 2.5×10^{-3} Pa。

1.2 样品表征

连接后进行金相制样,采用扫描电子显微镜(SEM, SU5000)和能谱分析仪(EDS, Oxford)分析接头的微观组织形貌、物相成分和元素分布。采用 Philips X'pert 型 X 射线衍射仪(XRD)确定物相,测试从接头陶瓷侧向金属侧进行逐层打磨,分别对陶瓷表面、钎料区(图 3 的层 I)、扩散溶解区(图 3 的层 II)以及合金表面等 4 个平面进行分析,分别标记为样品 1~样品 4。采用 Instron-5569 型电子万能力学试验机进行剪切试验,分析接头力学性能。剪切试验时压头行进速率为 0.5 mm/min,测试温度分别为室温和 500 °C,剪切强度以最大载荷和连接面积的比值计算,强度值为至少 3 个样品的平均值。

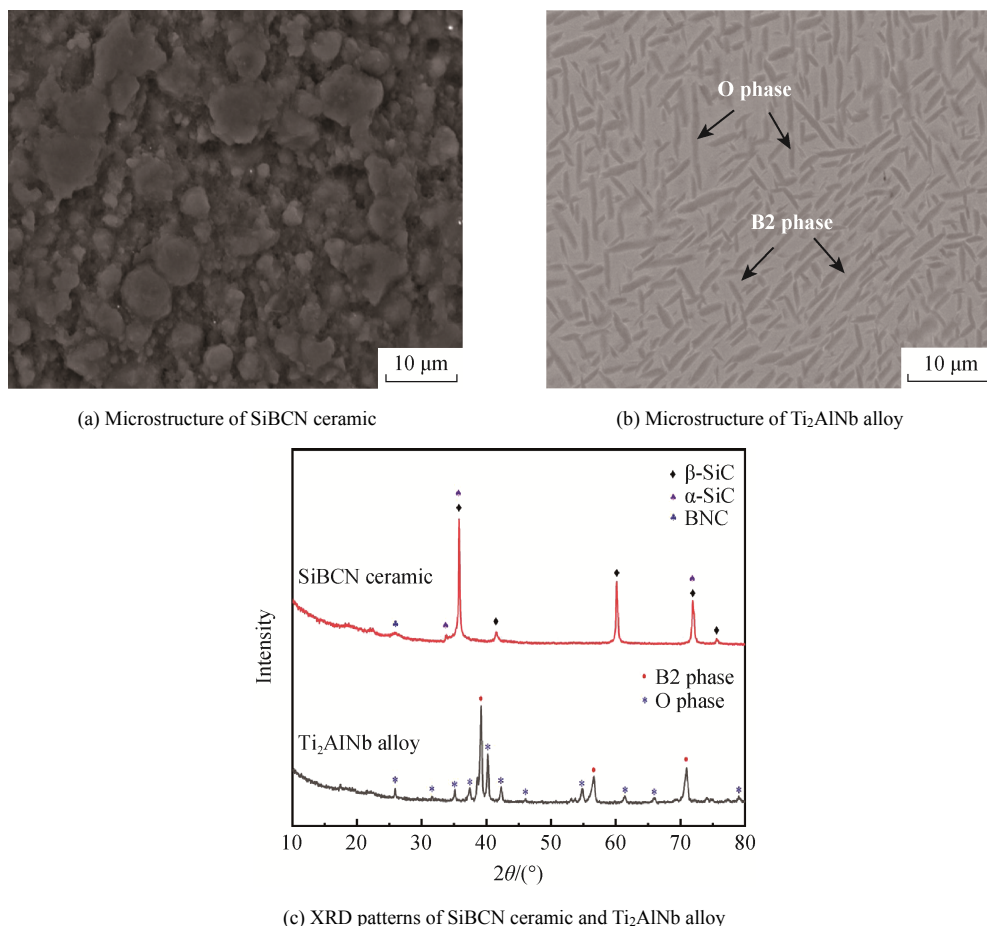


图 1 SBCN 陶瓷和 Ti_2AlNb 合金的微观组织及 XRD 谱

Fig. 1 Microstructure and XRD patterns of SBCN ceramic and Ti_2AlNb alloy

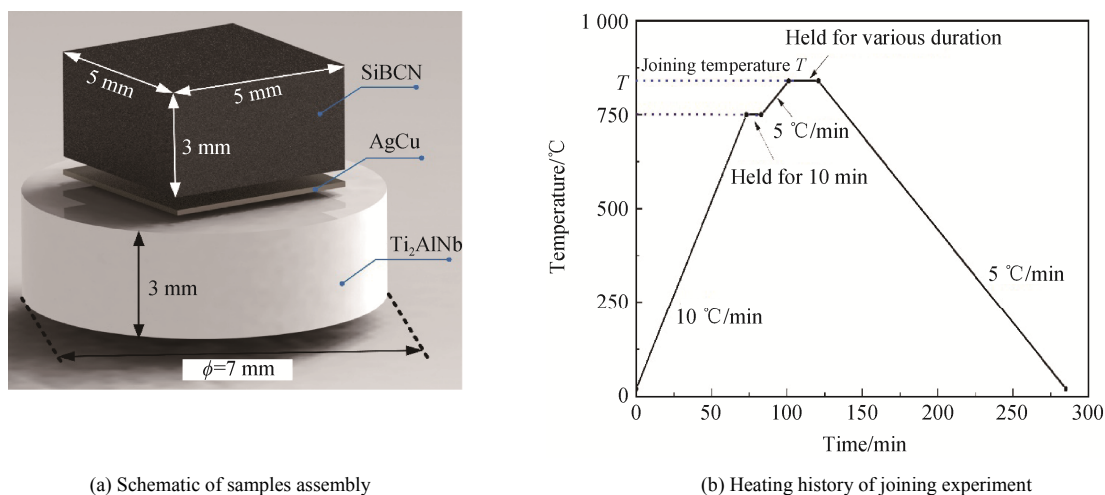


图 2 连接试样装配图和温度工艺曲线

Fig. 2 Sample assembly and heating history of joining experiment

2 结果与讨论

2.1 Ti_2AlNb /SiBCN 连接接头的典型微观组织

图 3 为 Ti_2AlNb 和 SiBCN 连接接头的典型微观组织 SEM 照片。由图 3a 可见, Ti_2AlNb 合金和 SiBCN 陶瓷连接良好, 观察区域中未发现裂纹和未焊合等

缺陷。

为确定接头产物, 对焊缝区域进行了放大观察。表 1 为不同区域的 EDS 分析结果。由图 3b 可见, 焊缝具有双层结构, 靠近 SiBCN 陶瓷的层 I 主要由白色的 Ag 基固溶体 Ag(s,s) (点 A) 和少量的 Cu 基固溶体 Cu(s,s) (点 B) 组成, 并存在

一些深灰色块状相(点 C)。深灰色相的化学计量比接近 $\text{Ti}_2\text{Cu}_5\text{Al}$ ，主要分布在层 II 的附近，在 Ti—Cu—Al 三元体系中鲜见报道，而后续 XRD

分析证实其为 TiCu_2Al 相。 TiCu_2Al 中可能含有细小的 Ti—Cu 金属间化合物，从而使得 Ti 和 Cu 含量偏高^[13]。

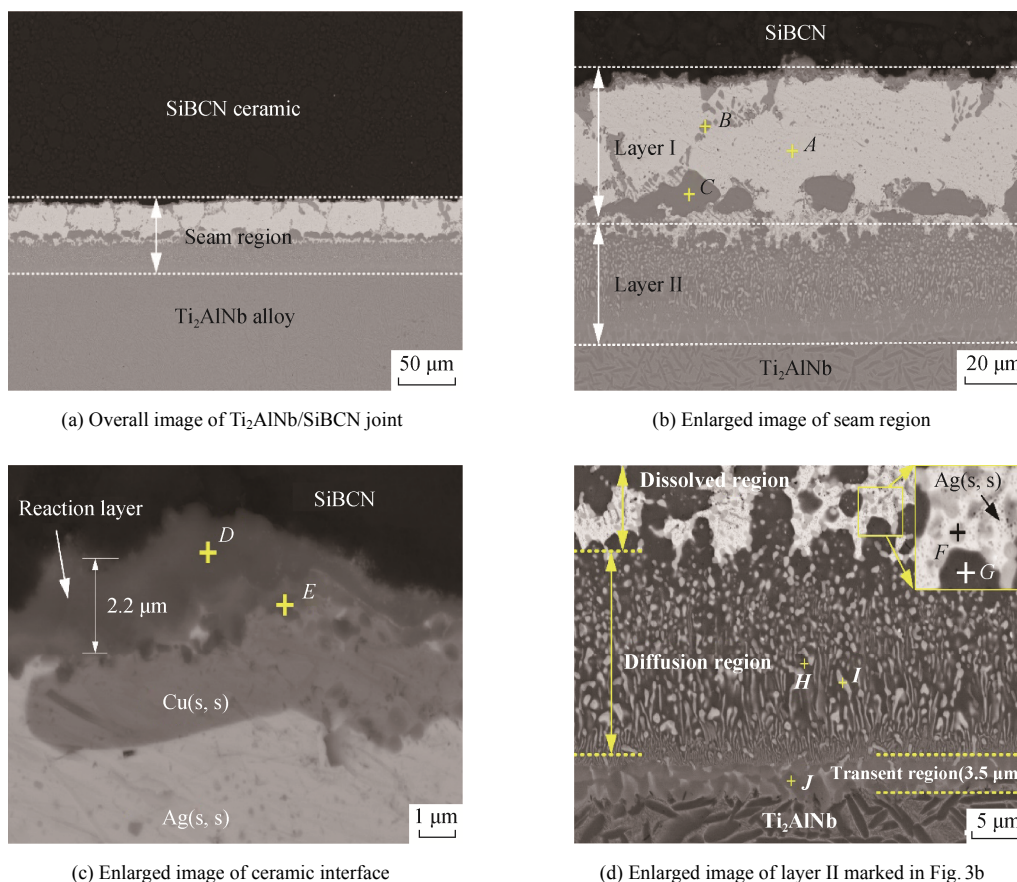


图 3 840 °C 保温 20 min 时所获 Ti_2AlNb 和 SiBCN 连接接头的典型微观组织

Fig. 3 Typical microstructure of Ti_2AlNb and SiBCN joint prepared at 840 °C for 20 min

由图 3c 可见，SiBCN 陶瓷和层 I 通过 2.2 μm 左右的界面反应层实现冶金结合。由于该反应层中 Ti 和 C 元素的含量较高(点 D)，初步推断该相为 TiC，而 B、N 等元素则来源于附近 SiBCN 陶瓷。此外，陶瓷界面处存在一些细小的化合物(点 E)，该相中 (Ti+Nb) 和 Si 的原子比接近 2:1。由于 Ti 和 Nb 化学性质相似，少量 Nb 原子固溶在 Ti_2Si 晶格中。潘瑞等人采用 AgCuTi 钎焊 SiBCN 陶瓷时，也发现了界面产物主要为 TiC 和 Ti—Si 化合物^[10]。由图 3d 可见，该层由溶解区、扩散区和过渡区组成。溶解区由 Ti_2AlNb 合金溶解和 Ag—Cu 液相向合金侵蚀形成，除 Ag(s, s) 外，该区还存在一些细小的 Nb 基固溶体 Nb(s, s)(点 F) 和块状的 TiCu_2Al 相(点 G)。扩散区中细小的 TiCu_2Al 相(点 H) 和灰白色的 Nb(s, s) (点 I) 交替分布，该区域由 Cu 向 Ti_2AlNb 合金以及 Ti、Al 等元素向钎料扩散而产生，因此产物垂直于焊缝

方向生长。此外，在 Ti_2AlNb 合金和扩散区中存在着 3.5 μm 的过渡区域，该区域由 Ti—Cu—Al 三元相和 Nb(s, s) 组成(点 J)。

为进一步确定物相，将接头从 SiBCN 侧逐层打磨后进行 XRD 分析，其结果如图 4 所示。由图 4 可见，样品 1 为陶瓷界面处的 XRD 谱，证实了界面处有 TiC 生成。然而，XRD 分析中并未发现 Ti—Si 等产物，这可能是其含量少造成的。样品 2 和样品 3 分别为层 I 和层 II 的分析结果，证实了焊缝区域存在 Ag、Cu、Nb 和 TiCu_2Al 等物相。样品 4 为 Ti_2AlNb 合金界面处的 XRD 谱，除 Nb、 TiCu_2Al 等物相外，还发现了 Ti_3Cu_4 的衍射峰，因此过渡区中的 Ti—Cu—Al 三元化合物应为 $\text{Ti}_3(\text{Cu}, \text{Al})_4$ 。

综上所述，采用 AgCu 钎料瞬时液相扩散连接 Ti_2AlNb 合金和 SiBCN 陶瓷时，典型接头微观组织 SiBCN/TiC/Ag(s, s)/ TiCu_2Al +Ag(s, s)+Nb(s, s)/Nb(s, s)

+TiCu₂Al/ Nb(s, s) +Ti₃(Cu, Al)₄/Ti₂AlNb。

根据上述微观组织分析,推断接头的形成过程如下:当温度达到钎料熔点时,AgCu28 钎料快速熔化产生液相并在 Ti₂AlNb 合金表面铺展,接触区域的合金溶解并向液相中释放 Ti、Nb、Al 等元素。在活性元素 Ti 的作用,SiBCN 陶瓷中的 SiC 和 Ti 反应生成 TiC 界面层和 Ti₂Si 相,从而促进了液相在陶瓷表面的润湿和铺展。在溶解区中,Ti—Cu—Al 反应产生的 TiCu₂Al 相在液相中聚集为块状,而 Nb 由于熔点较高,则以细小的颗粒状析出。同时,Ti 和 Cu 之间化学亲和性强,Cu 原子扩散向合金中扩散形成扩散区,由于扩散区中为原子扩散形式为固态扩散,TiCu₂Al 和 Nb(s, s)难以团聚,从而呈现出交替分布的细小形貌。随着 Cu 元素的扩散,液相逐渐偏离共晶成分而等温凝固为 Ag(s, s),最终形成连接接头。

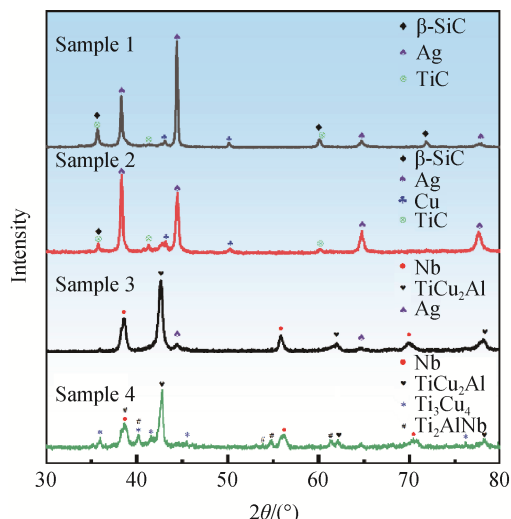


图 4 Ti₂AlNb 和 SiBCN 接头不同区域的 XRD 分析结果
Fig. 4 XRD analysis of different regions for the Ti₂AlNb/SiBCN joint

表 1 图 3 中不同区域的能谱分析结果
Table 1 EDS results of different regions marked in Fig. 3

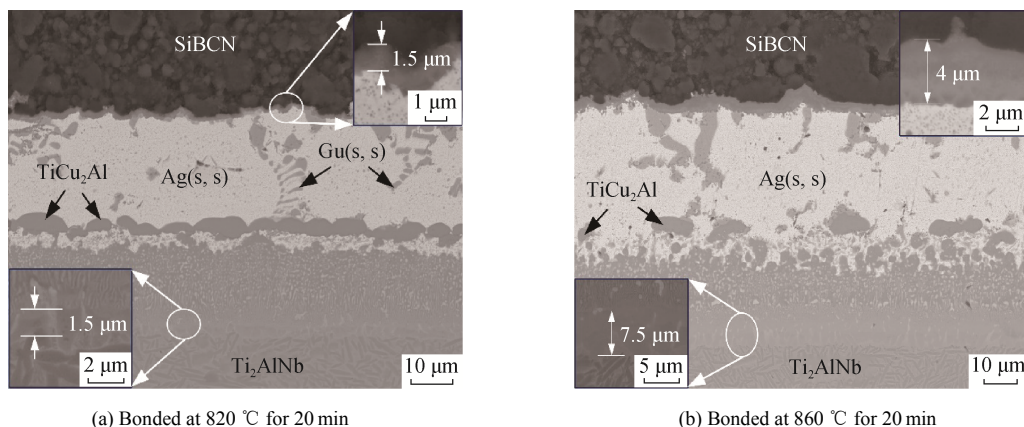
Points	B	C	N	Al	Si	Ti	Cu	Nb	Ag	Possible phase
A				0.02	0.40		6.34		93.24	Ag(s, s)
B				1.64	0.12	0.91	95.58		1.75	Cu(s, s)
C				12.55	0.11	25.80	59.62	0.16	1.76	TiCu ₂ Al
D	23.68	41.44	8.41	0.18	5.81	17.48	1.49	0.08	1.43	TiC+SiBCN
E				1.00	20.15	26.69	30.68	10.72	10.75	(Ti, Nb) ₂ Si+Cu(s, s)+ Ag(s, s)
F				1.03	0.29	8.96	18.42	47.19	24.11	Ag(s, s) + Nb(s, s)
G				12.89	0.19	23.90	54.53	6.82	1.67	TiCu ₂ Al
H				12.27	0.19	24.77	53.05	8.24	1.48	TiCu ₂ Al + Nb(s, s)
I				4.61	0.21	24.56	20.37	49.76	0.49	Nb(s, s) + TiCu ₂ Al
J				19.00	0.37	38.08	19.97	21.89	0.69	Ti—Cu—Al + Nb(s, s)

2.2 连接温度和时间对接头微观组织的影响

图 5 为不同连接温度下保温 20 min 时接头的微观组织形貌 SEM 照片。由图 5 可知,连接温度对 Ti₂AlNb 和 SiBCN 接头组织产生了重要影响,当连接温度为 820 °C 时(图 5a),陶瓷界面反应层和过渡区仅为 1.5 μm 左右,接头中存在较多的 Cu(s, s),而 TiCu₂Al 相则呈现层状,分布在层 II 附近。随着连接温度的升高(图 3),接头中 Cu(s, s)逐渐减少,TiC 反应层和过渡区的厚度有所增加,TiCu₂Al 相聚集为块状而变得不连续。当温度升高至 860 °C 时(图 5b),接头中的 Cu(s, s)基本消失,TiC 反应层和扩散区分别增加到了 4 μm 和 7.5 μm 左右,TiCu₂Al 相的尺寸增大并向 Ag(s, s)中延伸。上述变化的主要原因为:温度升高加快了原子扩散,促进 Cu 原子向 Ti₂AlNb 合金的扩散,从而加速了 Cu(s, s)的消失、

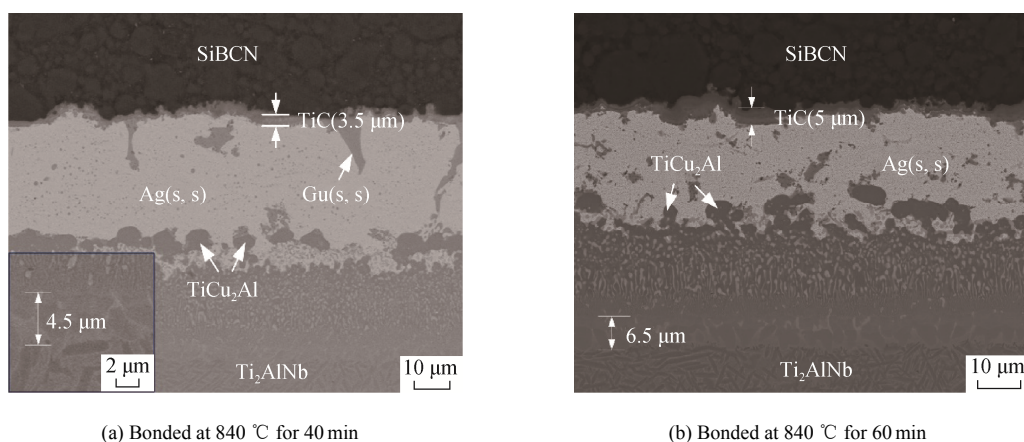
增加了过渡层的厚度;同时,高温促进了合金溶解,使得液相中 Ti 和 Al 的浓度增加,并且界面反应速率随温度升高而提升,因此 TiC 层厚度和 Ag(s, s)中的 TiCu₂Al 含量有所增加。

图 6 为 840 °C 保温不同时间时接头的微观组织形貌。由图 6 可见,保温时间延长和连接温度升高对接头组织的影响基本一致。随着保温时间的延长,Cu(s, s)逐渐消失,TiC 界面反应层和扩散区厚度增加,而 TiCu₂Al 相逐渐聚集为块状。然而,由于保温时间延长的主要作用是增加界面反应时间和促进元素扩散,对于反应动力学的影响较小,因此影响相对温和。如当保温时间为 40 min 时(图 6a),接头中 Cu(s, s)基本消失而 Ag(s, s)中并无 TiCu₂Al 脆性相生成;当保温时间进一步延长至 60 min 时(图 6b),TiCu₂Al 相才在 Ag(s, s)中生长。



(a) Bonded at 820 °C for 20 min

(b) Bonded at 860 °C for 20 min

图 5 连接温度对 Ti_2AlNb 和 SiBCN 接头微观组织的影响Fig. 5 Effect of joining temperature on the microstructure of $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{SiBCN}$ joint

(a) Bonded at 840 °C for 40 min

(b) Bonded at 840 °C for 60 min

图 6 保温时间对 Ti_2AlNb 和 SiBCN 接头微观组织的影响Fig. 6 Effect of holding time on the microstructure of $\text{Ti}_2\text{AlNb}/\text{SiBCN}$ joint

2.3 连接温度和时间对接头剪切强度的影响

图 7 为不同连接温度和保温时间时所获接头的室温抗剪强度。由图 7 可见,随着连接温度的升高或保温时间的延长,接头的抗剪强度先升高再降低。在 840 °C 保温 40 min 时,接头抗剪强度取得最

大值,为(73±10) MPa。上述变化趋势和接头微观组织、应力水平密切相关。首先,当连接温度较低时(820 °C),陶瓷界面反应微弱,TiC 层较薄使得界面结合强度较低,不利于剪切过程中的载荷传递,因此接头强度较低。随着温度的升高(840 °C),界面反

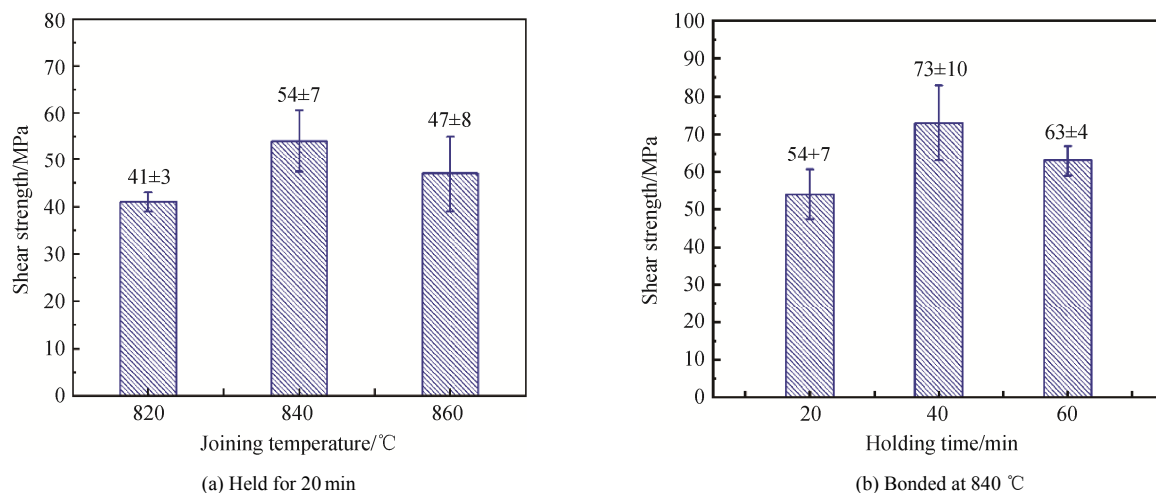


图 7 连接温度和保温时间对室温抗剪强度的影响

Fig. 7 Effect of holding time and joining temperature on the joint shear strength at room temperature

应增强, 界面反应层增厚, 因此强度有所增加。然而, 过高的连接温度($860\text{ }^{\circ}\text{C}$)将导致接头的残余应力增大, 并且使得 TiCu_2Al 脆性相向 $\text{Ag}(\text{s}, \text{s})$ 延伸, 弱化了 $\text{Ag}(\text{s}, \text{s})$ 通过塑性变形而缓解应力的能力, 最终导致了接头强度下降。

在 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温不同时间时, 由于连接温度适中, 接头界面反应层厚度合适, 接头整体应力水平相对较低, 因此接头强度相对不同温度时均有所提升。同时, 由于保温时间的延长对接头组织的影响和温度升高时基本一致, 因此抗剪切强度也呈现先升高后降低的趋势。

图 8 为 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min 的接头的断口形貌 SEM 照片。由图 8 可见, 接头断口形貌平整, 断裂发生在 SiBCN 陶瓷中, 这证实了 TiC 反应层实现了陶瓷和合金之间的牢固结合, 在剪切中可有效进行载荷传递。此时, 陶瓷由于自身的脆性大而成为了接头中的薄弱部位, 剪切过程中沿平行于界面反应层的方向发生脆断。

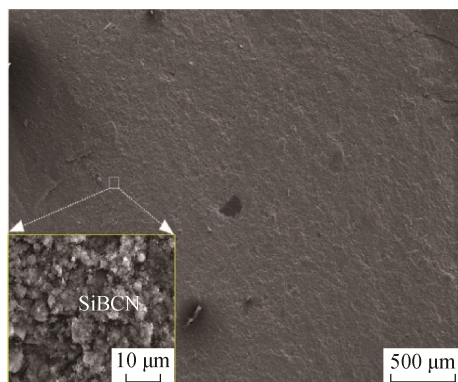


图 8 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min 时所获接头的断口形貌 SEM 照片
Fig. 8 SEM photograph of fracture morphology for the joint prepared at $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 40 min

高温剪切试验表明, 接头在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的抗剪强度为 $(95\pm 16)\text{ MPa}$, 与室温强度相比提升了 30% 左右, 高温力学性能优异。图 9 为室温和高温剪切时典型的位移-载荷曲线。由图 9 可知, 在室温和 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 剪切时载荷在达到峰值后快速下降, 接头均呈现脆性断裂, 这说明瞬时液相扩散连接确实有效地消除了接头中低熔点的 $\text{Ag}-\text{Cu}$ 共晶, 最终形成的 $\text{Ag}(\text{s}, \text{s})$ 在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时并未软化, 这是接头具备出色高温性能的重要前提。

图 10 为接头在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 剪切后的断口形貌以及部分区域的能谱分析结果。由图 10 可知: 高温剪切时接头主要断裂在 SiBCN 陶瓷中, 断口平整, 局部断裂在 TiC 层和 SiBCN 的界面处。由上述现象, 推

断接头高温抗剪强度高于室温的主要原因为: 高温剪切减少了样件温度和连接温度的差异, 从而降低了接头应力。虽然断裂仍发生在陶瓷中, 但由于陶瓷的载荷承受能力因应力降低而增强, 因此接头强度有所升高。在局部区域内, 陶瓷载荷承受能力甚至高于 TiC 和陶瓷的结合强度, 因此 TiC/SiBCN 界面处成为了最薄弱区域, 断裂在该区域发生, 从而断口中存在少量 TiC。

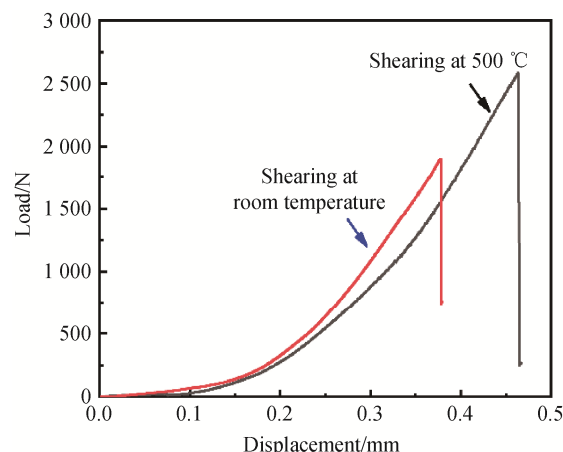


图 9 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min 所获接头在室温和高温剪切时的典型位移-载荷曲线

Fig. 9 Typical displacement-load curves during shearing at room and high temperature for the joint prepared at $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 40 min

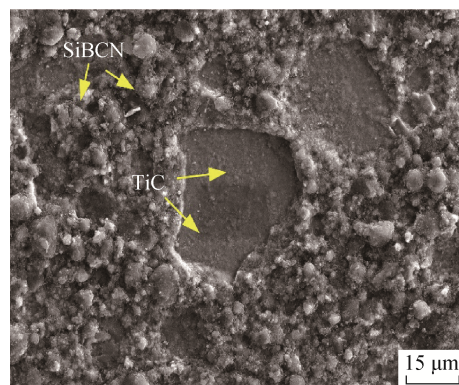


图 10 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min 所获接头在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时断口形貌 SEM 照片

Fig. 10 SEM photograph of fracture morphology at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ for the joint prepared at $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 40 min

3 结论

1) 采用 AgCu 共晶钎料瞬时液相扩散连接 SiBCN 陶瓷和 Ti_2AlNb 合金时, 所获接头组织良好。SiBCN 陶瓷和焊缝区域主要通过 TiC 界面反应层实现冶金结合, 而焊缝区域和 Ti_2AlNb 合金之间则通过 TiCu_2Al 和 $\text{Nb}(\text{s}, \text{s})$ 组成的扩散区实现连接。

2) 连接温度和保温时间对接头微观组织和力学性能均具有重要影响。随着温度升高或保温时间的延长, 接头中 TiC 界面反应层厚度增加, Cu(s, s) 含量减少而 TiCu₂Al 化合物含量增加。接头抗剪强度则随着温度升高或者保温时间增加而呈现先上升、后下降的趋势。

3) 连接温度为 840 °C、保温时间为 40 min 时, 接头微观组织良好, 低熔点 AgCu 共晶相全部消除, 焊缝主要由 Ag(s, s) 组成。接头具有良好的力学性能, 在室温和 500 °C 时抗剪强度分别达到(73±10) MPa 和 (95±16) MPa。

参考文献:

- [1] 杨治华, 段小明, 贾德昌, 等. 机械合金化与热压烧结法制备 2Si—B—3C—N 陶瓷[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(S2): 150–152.
YANG Zhihua, DUAN Xiaoming, JIA Dechang, et al. Rare Metal Mat Eng (in Chinese), 2009, 38(S2): 150–152.
- [2] 王梦, 陈君, 张涛, 等. 基于 SiBCN 陶瓷材料的无毒 ADN 基发动机点火实验研究[J]. 西北工业大学学报, 2020, 38(S1): 22–26.
WANG Meng, CHEN Jun, ZHANG Tao, et al. J Northwestern Polytech Univ (in Chinese), 2020, 38(S1): 22–26.
- [3] 孟凡星, 唐宁, 苏冬, 等. 硼氢化反应合成聚硼硅氮烷和热压成型—热解制备 SiBCN 陶瓷[J]. 硅酸盐学报, 2010, 38(8): 1233–537.
MENG Fanxing, TANG Ning, SU Dong, et al. J Chin Ceram Soc, 2010, 38(8): 1233–1537.
- [4] LIANG B, YANG Z, LI Y, et al. Ablation behavior and mechanism of SiC_p/C_f/SiBCN ceramic composites with improved thermal shock resistance under oxyacetylene combustion flow[J]. Ceram Int, 2015, 41(7): 8868–8877.
- [5] LI X, WANG G, GU Y, et al. Electrically assisted diffusion bonding of Ti₂AlNb alloy sheet using CP-Ti foil interlayer: Microstructural characterization and mechanical tests[J]. Mater Sci Eng A, 2019, 744: 733–745.
- [6] 刘石双, 曹京霞, 周毅, 等. Ti₂AlNb 合金研究与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106–3126.
LIU Shishuang, CAO Jingxia, ZHOU Yi, et al. Chin J Nonferrous Met (in Chinese), 2021, 31(11): 3106–3126.
- [7] SHI J, ZHANG L, LIU H, et al. Reliable brazing of SiBCN ceramic and TC4 alloy using AgCuTi filler with the assist of laser melting deposited FGM layers[J]. J Mater Sci, 2019, 54(4): 2766–2778.
- [8] PAN R, KOVACEVIC S, LIN T, et al. Control of residual stresses in 2Si—B—3C—N and Nb joints by the Ag—Cu—Ti plus Mo composite interlayer[J]. Mater Des, 2016, 99: 193–200.
- [9] LIN J, ZHANG X, WANG W, et al. Diffusion bonding of Ti-coated C_f-SiC_f/SiBCN composites to Nb using Ag—Pd interlayer[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2022, 19(2): 1009–1016.
- [10] 潘瑞, 林铁松, 何鹏, 等. AgCuTi 钎料钎焊 2Si—B—3C—N 陶瓷接头的微观结构及力学性能[J]. 硅酸盐学报, 2015, 43(12): 1719–1724.
PAN Rui, LIN Tiesong, HE Peng, et al. J Chin Ceram Soc, 2015, 43(12): 1719–1724.
- [11] LI W, CHEN B, XIONG H, et al. Joining of C_f/SiBCN composite with a Ni—Cr—Pd(Si, B) Filler Alloy[J]. J Mater Eng Perform, 2019, 28(11): 6746–6752.
- [12] LI W, CHEN B, CAO L, et al. Joining of C_f/SiBCN composite with CuPd—V filler alloy[J]. J Mater Sci Technol, 2018, 34(9): 1652–1659.
- [13] HE P, FENG J, XU W. Interfacial microstructure of induction brazed joints of TiAl-based intermetallics to steel 35CrMo with AgCuNiLi filler[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 408(1): 195–201.