

TC11 与 TC17 异质钛合金线性摩擦焊连接机理研究<sup>\*</sup>

## Microstructure in Linear Friction Welded Dissimilar Titanium Alloy TC11 and TC17 Joint

中航工业北京航空制造工程研究所 郎波 张田仓 陶军 郭德伦

**[摘要]** 为了探明 TC11 与 TC17 异质钛合金线性摩擦焊接头连接机理,采用扫描电镜来研究接头不同位置的微观形貌。结果表明,在振幅为 3mm、频率为 40Hz、摩擦压力为 66.7MPa、摩擦时间为 2s 的条件下,在接头表面表现为“摩擦磨损”特征。在距接头表面 2.5mm 处,接头具有“粘着剪切”特征,且原始摩擦界面上有微孔存在,TC11 钛合金发生了动态再结晶,而 TC17 未发生动态再结晶。在距接头表面 5mm 处,界面上有微孔存在,且在 TC17 焊缝与热机械影响区(TMAZ)交界处产生裂纹。在距接头表面 7.5mm 处,原始摩擦界面无微孔存在,在 TC17 焊缝与 TMAZ 交界处有裂纹存在。在距接头表面 10mm 处,接头内无缺陷存在。接头内不同位置的形貌在一定程度上反映了接头的形成过程。

**关键词:** 钛合金 线性摩擦焊 微观组织

**[ABSTRACT]** Microstructures at the different position of linear friction welded TC11 and TC17 dissimilar titanium alloy joint are investigated to understand the mechanism of microstructural formation in the joints using scanning electron microscopy (SEM). The results show that sliding friction and wearing occur on the surface of joint under the conditions of 3mm amplitude of oscillation, 40Hz frequency of oscillation, 66.7MPa friction pressure and 2s welding time. Features of sticking and shearing friction are obtained at the position of 2.5mm distance from the surface of joint. There are porosities existing at the original rubbing interface. Dynamic recrystallization takes place in the region close to TC11 parent material. In contrast, no dynamic recrystallization is observed in the region close to TC17 parent material. There are porosities existing at the position of 5mm distance from the surface of joint. The cracking is observed at the interface of weld zone (WZ) and thermomechanically affected zone (TMAZ) of TC17. At the position of 7.5mm distance from the surface of joint, there no porosities exiting at the original rub-

bing interface and the cracking is observed at the interface of WZ and TMAZ of TC17. At the position of 10mm distance from the surface of joint, no defects are detected in the joint. At a certain extent, microstructures at the different position of joint reflect the process of microstructural formation in the joints.

**Keywords:** Titanium alloy Linear friction welding Microstructure

整体叶盘与传统带有叶片榫头和榫槽的叶盘相比,将大大减轻发动机风扇、压气机的重量,减少气流损失,进而提高发动机效率,已成为未来高性能航空发动机的关键部件。风扇和高压压气机整体叶盘结构已经大量应用于航空涡扇发动机上,如 GE 公司的 YF120、F110-132、F414 增推型、F136、GENx 等发动机, PW 公司的 F119、F100-229A、F135 发动机和 IHPTET 计划验证发动机, R·R 公司的 EJ200、BR715、TRENT1000 等发动机,俄罗斯留里卡设计局的 AL-31F、AL-37FU 等发动机<sup>[1]</sup>。由于叶片与轮盘的工作环境不同,叶片需采用高温、高周疲劳性能好的钛合金材料,而轮盘需采用低周疲劳性能好的钛合金材料,因此,制造异质钛合金整体叶盘只能采用焊接的方法,从而使异质钛合金高质量的焊接技术已成为整体叶盘制造与修复亟待解决的关键技术之一。

线性摩擦焊技术以其固态连接形成的高质量焊缝、无烟尘和飞溅、无需填充材料和气体保护、材料损耗少、焊缝缺陷少等优点,已成为航空发动机异质整体叶盘制造与修复的关键技术,在一些先进发动机上已经取代电子束焊来进行整体叶盘的制造。近几年,国内外已开展大量的关于同质钛合金线性摩擦焊研究,揭示了线性摩擦焊接头微观组织特点,以及其与接头力学性能之间的关系<sup>[2-7]</sup>。但是,国内针对异质钛合金线性摩擦焊的研究还很少见,这在很大程度上制约了国内高性能航空发动机整体叶盘研制的进程。

本文主要针对 TC11 与 TC17 钛合金线性摩擦焊接头连接机理进行了研究,旨在揭示异质钛合金线性摩擦焊接头的形成机制,并探索提高接头焊接质量的有效途径。

<sup>\*</sup> 武器装备预研基金项目(9140A18050110HK5520)资助。

## 1 试验材料与方法

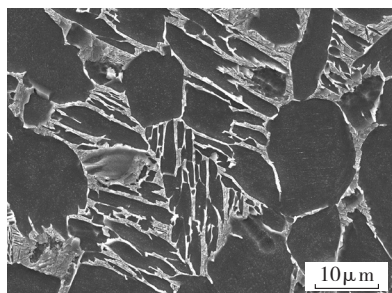
试验材料为  $130\text{mm} (L) \times 20\text{mm} (W) \times 75\text{mm} (H)$  的 TC11 和 TC17 钛合金。TC11 钛合金的化学成分如表 1 所示,其相变温度约为  $1009^\circ\text{C}$ ,微观组织由等轴状的初生  $\alpha$  相和晶间片层状  $\alpha$  与  $\beta$  相组成(图 1 (a))。TC17 钛合金的化学成分如表 2 所示,其相变温度约为  $890^\circ\text{C}$ ,微观组织由片层状  $\alpha$  和  $\beta$  相组成(图 1 (b))。将 TC11 与 TC17 钛合金试样装配成如图 2 所示的对接接头,线性摩擦焊试验采用  $200\text{kN}$  的线性摩擦焊设备完成。在振幅为  $3\text{mm}$ 、频率为  $40\text{Hz}$ 、摩擦压力为  $66.7\text{MPa}$  的条件下,通过摩擦时间的改变来研究 TC11 与 TC17 异质钛合金线性摩擦焊接头微观组织的形成机制。采用高速摄影设备对焊接过程进行拍摄。焊接之后,垂直于往复运动平面,并沿着试样高度方向切割焊缝。然后将试样研磨、抛光,用柯尔试剂( $100\text{mL H}_2\text{O}+2\text{mL HF}+5\text{mL HNO}_3$ )腐蚀以进行金相观察。利用扫描电镜(SEM)进行接头微观组织观察。

表1 TC11钛合金的化学成分(质量分数) %

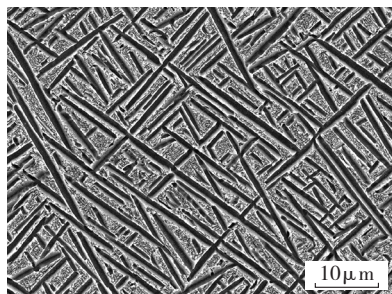
化学成分	Al	Mo	Zr	Si	Fe	O	C	Ti
质量分数	6.38	3.34	1.56	0.28	0.13	0.10	0.0092	余量

表2 TC17钛合金的化学成分(质量分数) %

化学成分	Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Fe	C	Ti
质量分数	5.2	2.1	2.0	3.81	4.0	0.05	0.01	余量



(a)TC11



(b)TC17

图1 钛合金母材微观组织

Fig.1 Microstructure of titanium alloy parent metal

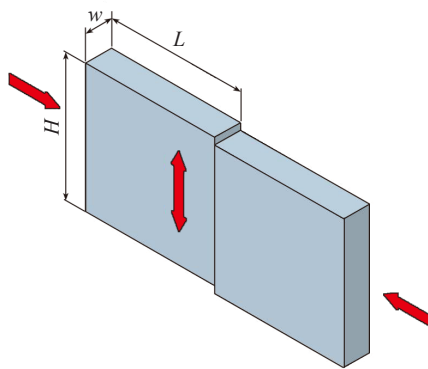


图2 线性摩擦焊过程示意图

Fig.2 Diagram of linear friction welding process

## 2 试验结果与分析

在振幅为  $3\text{mm}$ 、频率为  $40\text{Hz}$ 、摩擦压力为  $66.7\text{MPa}$ 、摩擦时间为  $4\text{s}$  的条件下,利用高速摄影设备对 TC11 与 TC17 线性摩擦焊过程进行拍摄,界面形貌的演变过程如图 3 所示。可以看出,在摩擦刚开始阶段,整个界面都处在摩擦磨损的影响下,但由于温度较低,摩擦表面未产生塑性金属层。随着摩擦的进行,由于界面中心温度上升较快而首先达到塑性状态,如图 3 (a) 所示。随着摩擦时间的延长,界面中心温度继续升高,产生的热量将向周围金属传导,而使高温区面积进一步增加,使界面中心金属的体积发生膨胀,塑性金属不能及时铺展到整个摩擦界面,摩擦界面边缘将发生分离,而使边缘金属未发生实际接触,如图 3 (b) 和 3 (c) 所示。当摩擦时间延长至  $2\text{s}$  时,界面上的塑性金属层达到一定厚,在摩擦压力的作用下挤出而形成飞边,如图 3 (d) 所示。随着摩擦时间的延长,界面产热增加,塑性金属层厚度也随之增加(图 3 (e)),当摩擦时间增加到  $4\text{s}$  时,塑性金属层几乎铺满整个界面,在摩擦压力的作用下塑性金属继续挤出,而使飞边的体积增加,如图 3 (f) 所示。摩擦停止后,在顶锻力的作用下,接头发生冷却。

在振幅为  $3\text{mm}$ 、频率为  $40\text{Hz}$ 、摩擦压力为  $66.7\text{MPa}$ 、摩擦时间为  $2\text{s}$  的条件下,接头的宏观形貌如图 4 所示。可以看出,接头有飞边挤出,且垂直于振动方向上的飞边呈分离状态。

图 5 (a) 给出了摩擦时间为  $2\text{s}$  时接头表面形貌。可以看出,在接头边缘未实现连接,界面上有脱落的基体材料颗粒存在,表现为明显的“摩擦磨损”特征。TC11、TC17 一侧金属均发生了明显的塑性变形与相变,如图 5 (b) 和 5 (c) 所示,且 TC11 一侧的塑性层厚度要大于 TC17 一侧。这主要是由于在摩擦过程中,界面金属温度上升,材料的屈服强度下降,在剪切力的作用下发生塑性变形。而相同温度下 TC17 钛合金的热导率

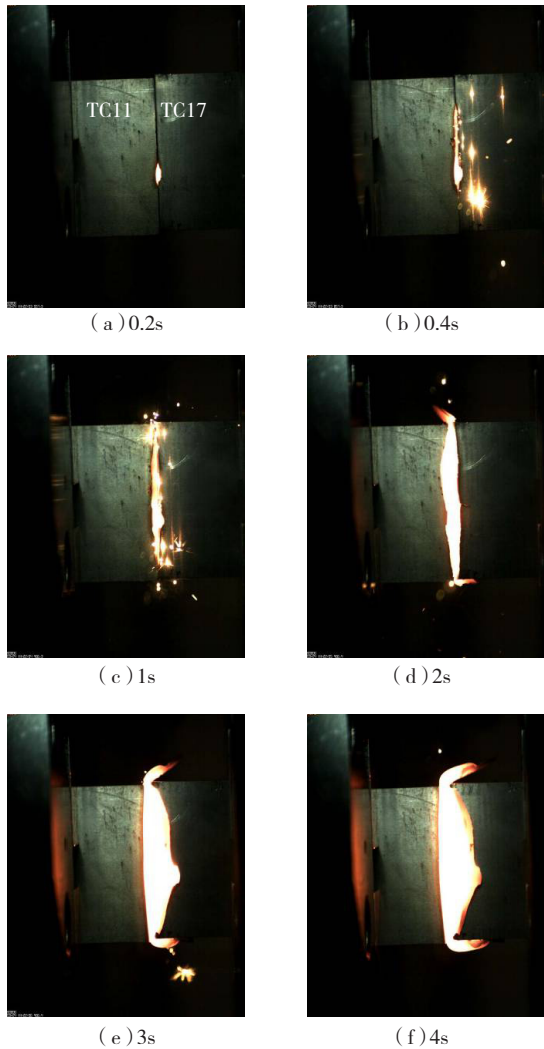


图3 线性摩擦焊不同时刻接头形貌  
Fig.3 Morphology of joint at different time during linear friction welding

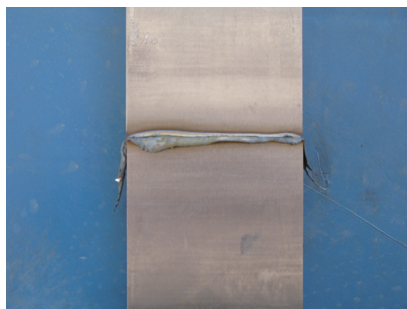
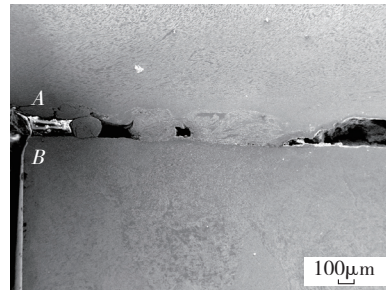


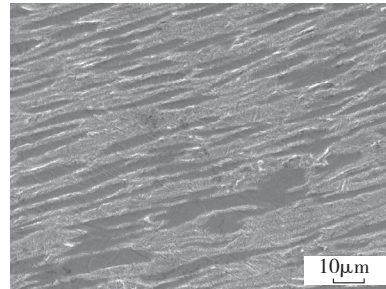
图4 接头宏观形貌  
Fig.4 Morphology of joint

大于 TC11, 屈服强度高于 TC11, 而使界面附近 TC11 一侧的塑性金属层厚度大于 TC17 一侧。

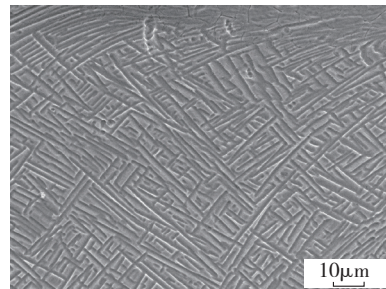
图 6 给出了摩擦时间为 2s 时距接头表面 2.5mm 处的形貌。根据高速摄影的结果可知, 此位置的温度要高于接头表面。可以看出, 界面具有“粘着剪切”特征, 且



(a) 低倍下



(b) TC11 一侧



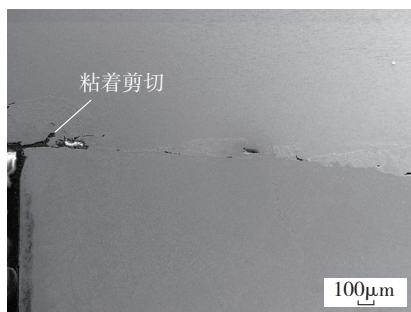
(c) TC17 一侧

图5 接头表面微观组织

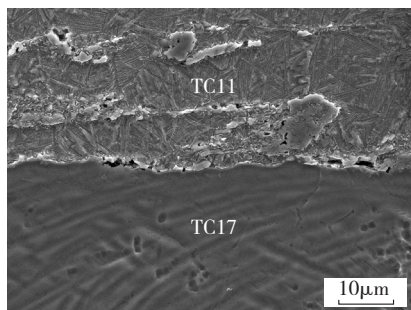
Fig.5 Microstructure on the surface of joint

界面上有微孔存在, 如图 6 (a) 所示。此外, 界面上的大部分位置已实现连接, TC11 钛合金一侧已发生动态再结晶过程, 而 TC17 钛合金一侧发生了部分相变, 未发生动态再结晶过程, 如图 6 (b) 所示。这是由于在往复摩擦的作用下, 摩擦表面的金属原子被激活而实现连接。此外, 在相同温度和外加应力作用下, TC11 钛合金首先变形, 使储存能升高而首先达到动态再结晶的临界条件。最终, TC11 一侧钛合金首先发生了动态再结晶过程。

摩擦时间为 2s 时距接头表面 5mm 处的形貌如图 7 所示。可以看出, 原始摩擦界面已实现连接, 但在 TC17 一侧出现裂纹, 如图 7 (a) 所示。在高倍下发现, TC11 与 TC17 界面处有微孔存在, 且裂纹出现在 TC17 一侧焊缝与热机械影响区 (TMAZ) 的界面上, 如图 7 (b) 所示。此位置的温度相比距接头表面 2.5mm 处进一步升高, 而使原始摩擦界面焊合率进一步升高。此外, 随着界面温度的升高, TC11 与 TC17 的屈服强度下降, 在外加应力的作用下, TC11 与 TC17 均发生塑性变形, 随着



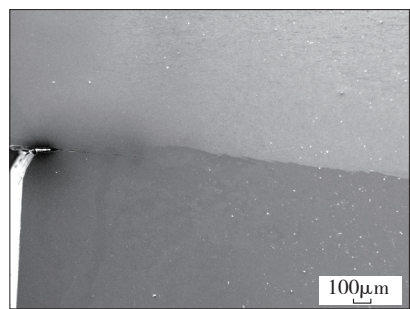
(a) 低倍下



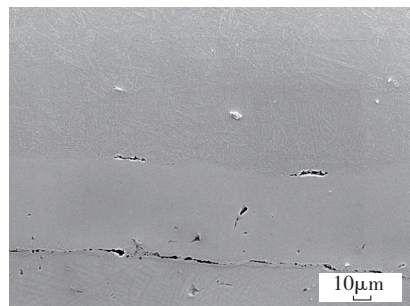
(b) 高倍下

图6 距接头表面2.5mm处微观形貌

Fig.6 Microstructure at position of 2.5mm distance from surface of joint



(a) 低倍下



(b) 高倍下

图7 距接头表面5mm处微观形貌

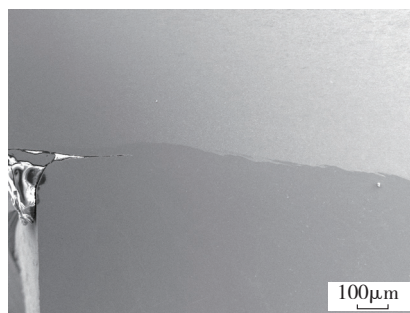
Fig.7 Microstructure at position of 5mm distance from surface of joint

储存能的增加而发生动态再结晶过程。由于 TC17 焊缝组织与 TC17 的 TMAZ 组织差别较大,而使 TC17 焊缝与 TC17 的 TMAZ 界面成为断裂的敏感位置,在摩擦过程中,界面的塑性金属层在剪切力的作用下,使 TC17 焊

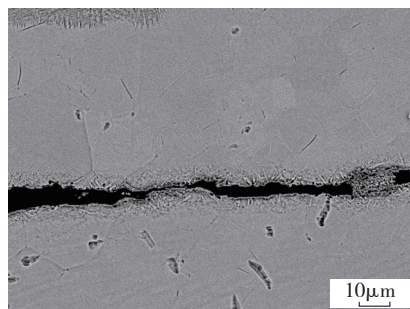
缝与 TC17 的 TMAZ 交界处产生裂纹。

摩擦时间为 2s 时距接头表面 7.5mm 处的形貌如图 8 所示。可以看出,原始摩擦界面已实现连接,但在 TC17 一侧出现裂纹,如图 8 (a) 所示。在高倍下发现,裂纹出现在 TC17 一侧焊缝与 TMAZ 的交界处,如图 8 (b) 所示。这是由于此处温度比距接头表面 5mm 处更高,而使原始摩擦界面焊合。当界面温度在  $\beta$  转变温度以上时,界面两侧初生  $\beta$  晶界将发生迁移,从而在界面上形成共生晶粒。

摩擦时间为 2s 时距接头表面 10mm 处的形貌如图 9 所示。可以看出,原始摩擦界面已实现连接,且接头内无微孔、裂纹等缺陷,如图 9 (a) 所示。在高倍下发现,原始摩擦界面已形成共生晶粒,如图 9 (b) 所示。这是由于此处温度比距接头表面 7.5mm 处更高,而有效抑制了接头内缺陷的产生。



(a) 低倍下



(b) 高倍下

图8 距接头表面7.5mm处微观形貌

Fig.8 Microstructure at position of 7.5mm distance from surface of joint

综上所述,摩擦刚开始时,整个摩擦界面都表现为“摩擦磨损”特征,摩擦表面较为平整。随着摩擦的进行,界面中心温度上升而使金属达到塑性状态,从而表现为“粘着剪切”特征,摩擦表面出现凹凸不平的形貌。随着摩擦时间的延长,界面中心热量向界面其他位置传导,而使整个界面温度继续升高,但是,界面上温度依然是不均匀的。界面中心部位的塑性金属层厚度增加,摩擦表面金属原子被激活而形成金属键连接,且 TC11 一侧的塑性层厚度要大于 TC17 一侧。随着摩擦过程的

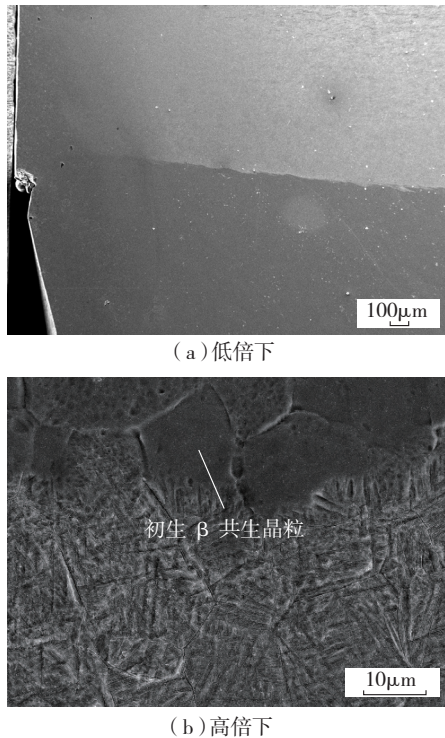


图9 距接头表面10mm处微观形貌  
Fig.9 Microstructure at position of 10mm distance from surface of joint

进行, TC11 一侧钛合金首先发生动态再结晶过程,随后 TC17 钛合金也发生动态再结晶过程。而当界面温度在  $\beta$  转变温度以上时,界面两侧初生  $\beta$  晶界将发生迁移,从而在界面上形成共生晶粒。此外,在 TC17 一侧焊缝与 TMAZ 的界面处将产生裂纹。随着摩擦过程的进行,界面温度进一步升高,在外加应力的作用下,TC17 一侧焊缝与 TMAZ 界面处裂纹将消失。最终,将获得无缺陷且焊合良好的接头。

### 3 结论

(1) 摩擦刚开始阶段,界面中心温度上升较快,首先产生塑性金属层,随着摩擦过程的进行,热量向界面其他位置传导,使整个界面产生塑性金属层,并形成飞边。

(2) 接头形成过程依次为摩擦磨损、粘着剪切、原始摩擦界面形成金属键连接、TC11 一侧钛合金发生动态再结晶、TC17 一侧钛合金发生动态再结晶、原始摩擦界面形成共生晶粒、TC17 一侧焊缝与 TMAZ 交界处产生裂纹、裂纹消失。

#### 参考文献

[1] 梁春华,李宏新,凌瑶. 先进航空涡扇发动机风扇/压气机的先进结构与新材料. 航空制造技术,2007(1): 60-63.  
[2] Romero J, Attallah M M, Preuss M, et al. Effect of the forging

pressure on the microstructure and residual stress development in Ti-6Al-4V linear friction welds. Acta Materialia, 2009, 57: 5582-5592.

[3] Karadge M, Preuss M, Lovell C, et al. Texture development in Ti - 6Al - 4V linear friction welds. Materials Science and Engineering A, 2007, 459: 182-191.

[4] Li W Y, Ma T J, Zhang Y, et al. Microstructure characterization and mechanical properties of linear friction welded Ti-6Al-4V alloy. Advanced Engineering Materials, 2008, 10 (1-2): 89-92.

[5] Vairis A, Frost M. Modelling the linear friction welding of titanium blocks. Materials Science and Engineering A, 2000, 292: 8-17.

[6] Lang B, Zhang T C, Li X H, et al. Microstructural evolution of a TC11 titanium alloy during linear friction welding. Journal of Materials Science, 2010, 45(22): 6218-6224.

[7] Wanjara P, Jahazi M. Linear friction welding of Ti - 6Al - 4V: processing, microstructure and mechanical-property inter-relationships. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36A: 2149-2164.

(责编 良辰)

(上接第 136 页)

(2) 针对铸态 DZ40M 合金材料,通过采用两步 TLP-DB 工艺,在不损害母材性能的前提下,保证中间层材料充分熔化并实现完全等温凝固,从而获得了综合性能良好的 DZ40M 合金 TLP-DB 技术。

(3) 采用非晶态中间层及优化的工艺焊接不同缺陷比例的 DZ40M 合金的试样并进行高温持久性能测试,结果表明:3 种缺陷试样的高温持久强度均已可达到同等条件下基体 ( $815^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 215\text{MPa}$ , 持久时间  $t \geq 20\text{h}$ ) 的 70% 以上。而且,随着缺陷比例的增大,接头的持久寿命越短;断裂位置由母材 (5% 缺陷试样) 转移到焊缝 (15% 缺陷试样)。

#### 参考文献

[1] 曲文卿,张彦华. TLP 连接技术研究进展. 焊接技术,2002, 31(3):4-7.  
[2] 李晓红,毛唯,程耀永. DZ22 定向凝固高温合金 TLP 扩散焊 // 王守业,王麟书. 第八次全国焊接会议论文集. 北京:机械工业出版社,1997:318-320.  
[3] Tetsuro Toyoda, Taka O Endo. Transition liquid phase bonding of a hastelloy X and the bond strength at 1173K. Journal of Materials Science, 1996, 31: 2461-2467.  
[4] Nakao Y, Nishimoto K, Saida K. Bonding of Si3N4 to metals with active filler metals. Transactions of the Japan Welding Society, 1989,20: 66-76.  
[5] Duvall D S, Owczarski W A, Paulonis D F. TLP Bonding: a new method for joining heat resistant alloys. Welding Journal, 1974, 20(4): 203-213.  
[6] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册. 2 版. 北京:中国标准出版社,2002: 765-771.  
[7] 姜文辉,管恒荣,胡壮麒. 定向凝固钴基高温合金 DZ40M 的热处理研究. 航空材料学报,2001,21(1):1-5.  
[8] 张蕾,侯金保,张胜. DZ40M 合金 TLP 扩散焊接头组织及拉伸性能分析. 材料工程,2010(增刊 1): 28-31. (责编 良辰)