

# 组织形态对 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金 连接界面持久寿命的影响

秦 春<sup>1</sup>, 姚泽坤<sup>1</sup>, 张东亚<sup>1</sup>, 宁永权<sup>1</sup>, 赵张龙<sup>1</sup>, 郭鸿镇<sup>1</sup>, 曹京霞<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘 要:** 研究了不同制度热处理 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金形成的组织对它的持久寿命的影响。结果表明: 双重热处理后焊缝和 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金热影响区中垂直受力方向平行排列的细小  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  条数量大, 同时存在断续的晶界  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相, 从而使得微裂纹能快速连接、扩展, 降低了持久寿命。而相同变形条件下, 梯度热处理后结合界面是由大量细小条状及等轴状  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相, 并带有少量尺寸较大的  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相粒子构成; 持久载荷下微裂纹绕过或穿过大粒子消耗更多的能量或花费更多的时间。高温下持久加载对界面显微硬度的影响甚微。

**关键词:** 双合金连接界面; 持久寿命; 显微硬度

中图分类号: TG146.2\*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2014)04-0886-05

航空发动机及燃气轮机的压气机盘类件中, 盘缘部位和盘芯部位的受力及受热状态不同, 因而对材料的性能要求也不同<sup>[1]</sup>。盘缘部位温度较高, 须具有良好的抗高温氧化、抗高温蠕变及抗裂纹扩展能力; 而盘芯部位承受较大的应力, 须具有较高的拉伸强度和低周疲劳强度等。TC11 钛合金是 500 °C 以下长期使用的高强钛合金, 广泛应用于发动机的压气机盘类件<sup>[2]</sup>。Ti<sub>3</sub>Al 基金属间化合物使用温度能够达到 600~750 °C, 具有较好的高温性能<sup>[3,4]</sup>。两种金属连接, 能够满足不同部分的性能要求, 同时有效的发挥材料的潜力<sup>[5]</sup>。

真空电子束焊接能量密度高, 焊接的热影响区小, 同时焊接的缺陷较少<sup>[6]</sup>。关于钛合金的电子束焊接研究较多, K. Prasad Rao 等人<sup>[7]</sup>研究了 Ti-6Al-4V 电子束焊接后的断裂韧性, Feng Jicai 等人<sup>[8]</sup>研究了 Ti<sub>3</sub>Al-Nb 合金电子束焊接后焊缝组织的形貌及组织演化规律。刘莹莹<sup>[9,10]</sup>, Tan L. J. 等人<sup>[11,12]</sup>研究了异种钛合金 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11, Ti-22Al-25Nb/TC11 电子束焊接后等温变形以及热处理对双合金界面组织及拉伸性能的影响。对于钛合金焊接后的持久性能, 研究关注的主要是焊接后焊缝的性能变化<sup>[13-15]</sup>; 而对于焊缝经过变形后的性能研究较少。同时从文献[13,14]中可以看出, 不同的热处理制度对焊缝的性能有较大的影响。本工作主要研究异种钛合金真空电子束焊接后经等温锻造和不同

的热处理制度处理后的持久性能。

## 1 实 验

实验的材料分别是 TC11 钛合金 (Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr, 质量分数) 和 Ti<sub>3</sub>Al 基金属间化合物 (Ti-24Al-15Nb-1.5Mo, at%)。通过原材料改锻后, 把 TC11 钛合金加工成直径为 80 mm 的圆饼, 而把 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金加工成内径为 80 mm 的环坯。焊接之前使用丙酮去除焊接表面的污渍。焊接在德国制造的 EBOCAM KS55-G150 真空焊接机上完成, 焊接参数为: 加速电压为 150 kV, 聚焦电流 2146 mA, 焊接电流为 21 mA, 焊接速度 8 mm/s。图 1 给出了两种合金的基体组织<sup>[9]</sup>, TC11 合金主要由条状  $\alpha$  相和少量等轴  $\alpha$  相组成; Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金  $\beta$  基体中分布着等轴和短棒状的  $\alpha_2$  相。

在 THP10-630A 可控应变速率液压机上对焊接好的 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘沿轴线进行近等温锻造。锻造的温度为 960 °C, 应变速率为  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 变形量为 40%。实验过程中模具的温度保持在 930 °C。焊接件变形后空冷。分别对双合金盘进行梯度热处理 (I) 和双重热处理 (II), 梯度热处理制度为: 1020 °C (Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧)/950 °C (TC11 合金侧), 1 h, AC+815 °C/<530 °C, 1 h, AC+700 °C/530

收稿日期: 2013-04-19

基金项目: 国家自然科学基金资助 (51175431)

作者简介: 秦 春, 男, 1987 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493744, E-mail: qinchun0131@163.com

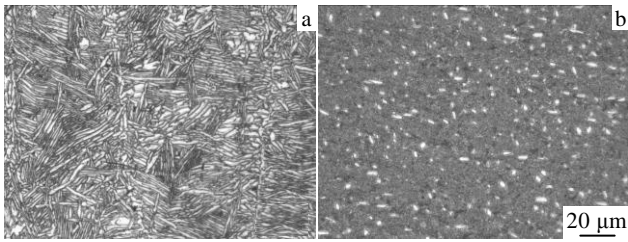


图1 两种合金的基体组织

Fig.1 Microstructures of base metal of dual-alloy discs:

(a) TC11 alloy and (b) Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy<sup>[9]</sup>

℃, 7 h, AC; 双重热处理制度为: 960 ℃/1 h, AC +700 ℃/7 h, AC。力学性能试样沿盘的径向切取, 焊缝位于试样标距的中间。持久试验条件为 500 ℃, 590 MPa; 当持久寿命超过 100 h 时, 加大应力水平值, 标准为每 10 h 载荷增加 10%。金相实验是在 OLYMPUSPM-G3 光学显微镜上进行, 利用扫描电子显微镜对拉伸断口进行观察, 同时利用显微硬度仪对双合金焊接界面的显微硬度进行测试。

## 2 结果与分析

### 2.1 持久性能

表 1 给出了 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金焊件的持久性能。从表中可以看出, 梯度热处理后试样的持久性能明显优于双重热处理。梯度热处理后试样断在焊缝以及焊缝与 TC11 基体的交界处; 双重热处理后试样断在焊缝及 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金热影响区。可以看出, 焊缝是持久试验过程中的薄弱区域。

图 2 和图 3 给出了焊接界面的组织形态, 可以看出不同的热处理制度所形成的组织形态不同, 这也直接造成了对持久性能的影响。从图 2a、3a 中可以看出, 无论采用哪种热处理制度, 焊缝和 TC11 合金基体的过渡界面均比较明显。紧邻焊缝的 TC11 合金侧热影响区内主要是细针状的  $\alpha$  相, 此过渡区域的宽度约为 60  $\mu\text{m}$ , 形成这种组织的可能原因是由于电子束焊接以

及锻前加热, 使得元素发生扩散, 造成此区域的  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变点降低, 从而形成了类似于  $\beta$  锻造的组织。不同热处理制度造成了 TC11 热影响区中的初始  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 含量的不同, 钛合金双重退火时, 高温退火影响初生  $\alpha$  相的含量, 退火温度升高,  $\alpha_p$  相含量降低<sup>[16,17]</sup>。梯度热处理时, Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧温度为 1020 ℃, 而焊缝区域较窄, 为 2~3 mm, 这样会造成 TC11 合金侧的温度相对升高, 造成  $\alpha_p$  相含量的降低, 从图中统计可得, 梯度热处理后 TC11 合金热影响区的  $\alpha_p$  相为 35%, 而双重热处理后含量为 44%。

双合金电子束焊接后焊缝为铸态组织, 由柱状晶粒组成<sup>[18,19]</sup>。对焊态的双合金进行变形, 主要是改变焊缝的组织形态, 细化晶粒, 提高其性能。从图 2b、3b 中可以看出, 变形和热处理后焊缝中的晶界已经被破碎, 只有少量的由断续  $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$  相组成的晶界存在, 图 3b 中还可以看出残留的原始晶界痕迹。同时我们可以发现, 不同热处理后, 焊缝中的相含量不同。梯度热处理后焊缝中  $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$  相的含量为 15%, 而双重热处理之后焊缝中  $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$  相的含量达到了 30%。

Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧热影响区的组织和焊缝的组织过渡均匀, 没有 TC11 合金侧的突变 (见图 2c、3c)。同时比较两种热处理后的组织可以发现, 双重热处理后 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧热影响区中的  $\alpha_2$  相含量较多, 晶界较多。

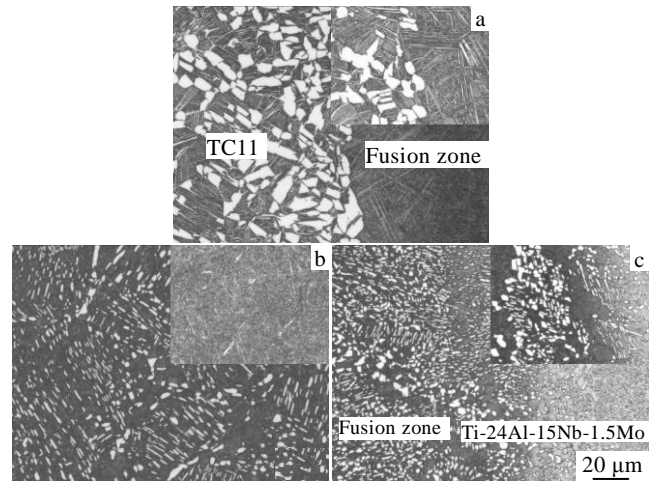


图2 变形量 40%+梯度热处理试样持久试验后的显微组织 (小图为热处理后的显微组织)

Fig.2 Microstructure of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 weld with 40% deformation and gradient heat treatment after stress rupture experiment (small figures are the microstructure after gradient heat treatment): (a) interface between TC11 and weld, (b) weld, and (c) interface between weld and Ti-24Al-15Nb-1.5Mo

表 1 不同热处理制度下双合金试样的持久强度

Table 1 Rupture life of dual-alloy specimens under different heat treatment

Deformation/ %	Heat treatment	Rupture life/h	Location of failure
40	I	109.8	Weld
		84.5	Junction of HAZ of TC11 and weld
40	II	28.7	HAZ of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy
		7.7	Weld

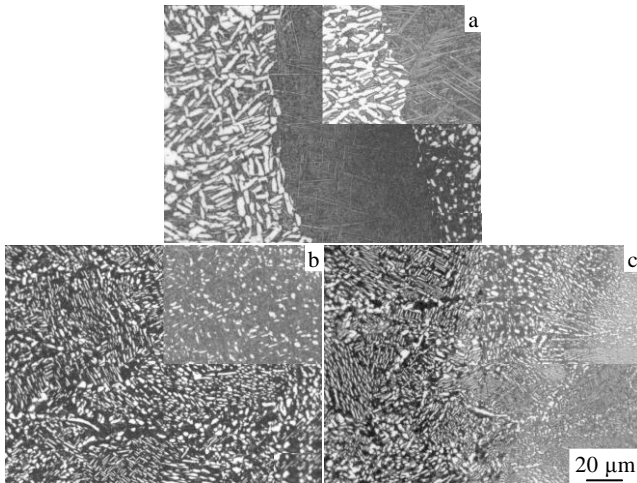


图 3 变形量 40%+双重热处理试样持久试验后的显微组织 (小图为热处理后的显微组织)

Fig.3 Microstructure of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 weld with 40% deformation and double heat treatment after stress rupture experiment (small figures are the microstructure after double heat treatment): (a) interface between TC11 and weld, (b) weld, and (c) interface between weld and Ti-24Al-15Nb-1.5Mo

TC11 合金热影响区和焊缝界面组织差异较大,使得试样在持久试验过程中变形不协调,同时细针状的  $\alpha$  相抗裂纹萌生能力弱,从而易造成裂纹的生成,此区域是持久加载试验中的一个薄弱区域。不同热处理之后, Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧热影响区中都存在粗大断续的晶界  $\alpha_2$  相,有的延伸至焊缝中,相比较双重热处理后焊缝和 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金交接处组织中晶界更多。粗大断续的晶界  $\alpha_2$  相存在,导致持久加载过程中位错塞积,微裂纹易在  $\alpha_2$  相与  $\beta$  基体的界面处萌生<sup>[20]</sup>。而双重热处理后焊缝中的  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相较多,含量约为梯度热处理的 2 倍,  $\alpha_2$  相含量的增加,易导致裂纹过早产生。同时高温下晶界强度弱于晶内,也造成了材料持久性能的降低。综上可以看出由于焊缝组织的差异,双重热处理试样的性能低于梯度热处理的试样性能。

### 2.2 断口形貌

图 4 给出了不同热处理试样持久试验后的断口形貌。从 4a、4c 中可以看出试样都是穿晶断裂特征。钛合金在高温长时间恒温加载过程中,一方面会在其表面形成富氧层,造成塑性的降低。另一方面,那些垂直于载荷方向的  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  条极易拉脱,形成纤维坑,随着时间延长,拉脱的  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相增加,承载面积减小,较大的球状  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相也开始拉脱、断裂。梯度热处理

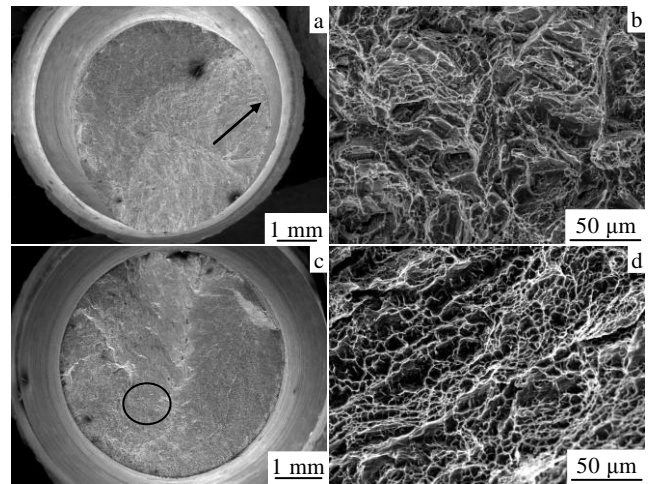


图 4 持久试验后双合金的断口形貌

Fig.4 Fractographs of the dual alloy at room temperature after stress rupture experiment: (a, b) under gradient heat treatment and after 109.8 h stress rupture test and (c, d) under double heat treatment and after 28.7 h stress rupture test

试样裂纹源萌生于试样表面(图 4a 中的箭头所示),从微观断口(图 4c)可见少量稍大的等轴初窝分布在细小的网状断裂面上。这种大小搭配的组织在持久载荷下性能较好,有的试样超过了 100 h。双重热处理后试样主要断在焊缝和 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金的热影响区,这主要和此区域的组织形态为尺寸相差不大的少量等轴  $\alpha_2$  相和大部分平行排列的条状  $\alpha_2$  相(图 3c)有关。焊缝中还残留有断续的晶界  $\alpha_2$  相,部分断续的晶界  $\alpha_2$  相延伸至焊缝中。高温下,晶界又是薄弱区域,残留的晶界也增加了裂纹过早的萌生和长大。

由此可见, Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金界面的持久寿命与组织形态及相粒子尺度有关。当焊缝界面是由细小的等轴和短条状  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相,并带有少量较大尺寸的  $\alpha$ 、 $\alpha_2$  相等轴颗粒组成时,大小颗粒相互镶嵌,使得微裂纹绕过大相粒子或者穿过相粒子时消耗更多的能量,花费更多的时间。若界面组织有大量垂直受力方向平行排列的  $\alpha_2$  相细条及少量细小等轴  $\alpha_2$  相构成时,微裂纹一旦形成,就能快速的连接、扩展,大大缩短持久时间。

### 2.3 显微硬度

TC11 合金母材经过焊缝至 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金母材侧的显微硬度分布曲线如图 5 所示。可以看出持久试验前后,相同热处理条件下,界面显微硬度变化趋势相似。两种热处理制度下,TC11 合金侧的显微硬度相差不大;梯度热处理条件下焊缝区域的显微硬度略高,

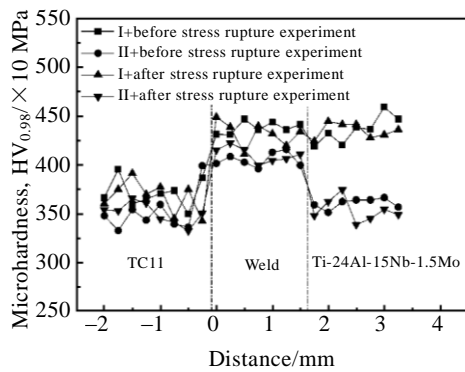


图5 不同热处理工艺条件下双合金焊接界面的显微硬度分布

Fig.5 Microhardness across weld zone of dual alloy with different heat treatment

而Ti-24Al-15Nb-1.5Mo合金侧的显微硬度明显高于双重热处理制度。由于热处理制度的不同,造成焊缝区域的组织形貌不同,从而影响了焊缝区域的显微硬度。TC11合金热影响区的组织形态相似, $\alpha$ 相含量相差不大,因而显微硬度基体相同。而对于焊缝区域和Ti-24Al-15Nb-1.5Mo合金热影响区, $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 相含量差别较大(图2,图3);随着 $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 相含量的增加,显微硬度呈下降的趋势,尤其在Ti-24Al-15Nb-1.5Mo合金侧。Nb元素的强化效果使得 $\beta$ 基体的硬度高于 $\alpha_2$ 相<sup>[21]</sup>,从而使显微硬度升高。持久试验前后,焊接界面的显微硬度变化较小,可见高温持久加载对显微硬度的影响甚微。

### 3 结论

1) 双合金以相同变形量近等温锻造后,经梯度热处理的试样持久寿命长于双重热处理试样。焊缝是持久加载下的薄弱区域,断裂多发生于此。

2) 梯度热处理使Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11双合金界面获得细小等轴和短条状 $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 相,并带有少量尺寸较大的 $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 相颗粒组织,使绕过或穿过的相粒子消耗更多能量、花费更长时间;而双重热处理使界面获得大量垂直受力方向平行排列的短条 $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 相,使得裂纹易于快速连接、扩展。

3) 高温持久载荷对双合金焊接界面显微硬度影响甚微。

#### 参考文献 References

[1] John Gayda, David Fueer. *Advance Materials and Process*[J], 2003, 161(6): 36  
 [2] Huang L J, Geng L, Li A B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 505(1-2): 136

[3] Cao Jingxia, Bai Fang, Li Zhenxi. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 424(1-2): 47  
 [4] Zhang Yonggang(张永刚), Han Yafang(韩雅芳), Chen Guoliang(陈国良) *et al. Structural Intermetallics*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2001  
 [5] Sun Z, Karppi. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1996, 59(3): 257  
 [6] Qi Yunlian, Deng Ju, Hong Quan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 177  
 [7] Rao K Prasad, Angamuthu K, Srinivasan P Bala. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 199(1-3): 185  
 [8] Feng Jicai, Wu Huiqiang, He Jingshan *et al. Materials Characterization*[J], 2005, 54(2): 99  
 [9] Liu Yingying(刘莹莹), Yao Zekun(姚泽坤), Yang Hanghang(杨航航) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(2): 362  
 [10] Liu Yingying(刘莹莹), Yao Zekun(姚泽坤), Yang Hanghang(杨航航). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2009, 29(4): 21  
 [11] Tan L J, Yao Z K, Wang T *et al. Materials Science and Technology*[J], 2011 27(8): 1315  
 [12] Tan L J, Yao Z K, Ning Y Q *et al. Materials Science and Technology*[J], 2011 27(9): 1469  
 [13] Mohandas T, Banerjee D, Kutumba Rao V V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 289(1-2): 70  
 [14] Banerjee D, Kutumba Rao V V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 269(1-2): 217  
 [15] Holmquist M, Recina V, Pettersson B. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(6): 1791  
 [16] Wang Tao(王涛), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zhang Yongqiang(张永强) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(8): 913  
 [17] Wang Zhihui(王志辉), Xia Changqing(夏长清), Peng Xiaomin(彭小敏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(12): 2298  
 [18] Gao Jun(高俊), Yao Zenkun(姚泽坤), Liu Yingying(刘莹莹). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2009, 30(7): 33  
 [19] Zhang Hongtao, He Peng, Feng Jicai *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 425(1-2): 255  
 [20] Cao Jingxia, Bai Fang, Li Zhenxi. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 424(1-2): 47  
 [21] Gaisin R, Imayev V, Imayev R *et al. Intermetallics*[J], 2010, 18(11): 2238

## Effect of Microstructure on Stress Rupture Properties of Electron Beam Welds of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 Dual-alloy

Qin Chun<sup>1</sup>, Yao Zekun<sup>1</sup>, Zhang Dongya<sup>1</sup>, Ning Yongquan<sup>1</sup>, Zhao Zhanglong<sup>1</sup>, Guo Hongzhen<sup>1</sup>, Cao Jingxia<sup>2</sup>

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** The effect of microstructures obtained by different heat treatments on the stress rupture properties of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 dual-alloy with electron beam welds has been evaluated. The results indicate that after double heat treatment, the microstructures of the weld and the heat affected zone of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy consist of large quantities of strip  $\alpha$  and  $\alpha_2$  phases which are parallel arranged and vertical to the direction of stress, and there are also intermittent grain boundaries  $\alpha$  and  $\alpha_2$  phases. All these make microcracks connect and extend fast, reducing the rupture life of specimens. However, under the same deformation condition, the welding seam after gradient heat treatment consist of plenty of fine strip and equiaxed  $\alpha$ ,  $\alpha_2$  phases and a few large size  $\alpha$ ,  $\alpha_2$  phases. Under the long time load, microcracks consume more energy or spend more time in order to go round or go through the large size grains. The long time load at high temperature has little impact on the microhardness.

**Key words:** dual alloy welding seam; stress rupture property; microhardness

---

Corresponding author: Qin Chun, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493744, E-mail: qinchun0131@163.com