

# 低密度铌合金焊接接头组织与性能的研究

白润, 郑欣, 蔡小梅, 王峰, 夏明星, 刘辉, 李来平

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 采用真空电子束焊接方法, 研究了低密度铌合金 (LDNb) 自身焊、与高强铌合金 (Nb521)、高温钛合金 (TC4) 等合金的焊接接头组织与性能。结果表明, 采取电子束流偏向高熔点合金一侧的焊接方式, 针对不同合金, 调整相应电流、焊接速度、偏移距离等参数, 得到的焊接接头成形良好, 抗拉强度优异。LDNb 自身焊、与 Nb521 及与 TC4 合金焊接接头塑性均与基材保持一致; 1100 °C 下, 与 Nb521 合金焊接接头强度可达 75.3MPa, 基本与基材持平。

**关键词:** 低密度铌合金; 钛合金; 高强铌合金; 电子束焊接; 力学性能

**中图分类号:** TG146.4<sup>+</sup>16

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)05-1302-06

航空航天技术的发展要求发动机具有更高的推重比及燃油效率, 这就要求所用材料具有更高的使用温度及更低的密度, 且易与其他部件连接。一种多元固溶强化的 Nb-Ti-Al 系合金具有良好的综合性能, 该类合金为 bcc 体心立方结构, 比镍基合金熔点高、密度低, 具有良好的塑性, 且可在一定范围内调整其合金成分, 以满足不同密度、熔点及强度的需求。该类合金中温强度高, 焊接性能优良, 抗蚀性强, 已成为中等温度结构件的候选材料<sup>[1-6]</sup>。

利用 Nb 和 Ti 可以无限固溶的特征, 以 Nb 为基体, Ti 为主要的添加元素, 在合金中添加 W、Mo、Zr、Hf、V、Cr、Al 等强化合金元素, 可提高合金的室温塑性、高温强度及抗氧化性能。通过控制各元素的添加比例, 可实现合金强度、塑性与密度的合理匹配。高温结构件用低密度铌合金的密度由于添加元素含量的不同而有所不同, 大致范围介于 5.5~7.0 g/cm<sup>3</sup> 之间, 使用温度在 1000~1300 °C 之间, 可满足航空航天对于温度、密度的严格需求。

作为重要的轻质高温结构材料, 低密度铌合金已在美国、前苏联发展成熟。美国研发的系列低密度合金密度介于 5.5~8.5 g/cm<sup>3</sup> 之间, GE 公司、橡树岭国家实验室、威斯康辛大学等分别对不同合金元素的作用、加工工艺、合金性能、相图等方面做了系统全面的研究<sup>[7-14]</sup>。Nb-Ti-Al 相关合金已列入俄罗斯常规合金手册, 其中牌号为 BH-10 的合金密度为 6.0 g/cm<sup>3</sup> 左右, 室温下抗拉强度可达 1175 MPa, 延伸率为 14.5%, 1100 °C 下抗拉强度为 80 MPa。据称该合金已用于航空发动机及热机械装置<sup>[15]</sup>。北京钢铁研究总院研制的 Nb-25Ti-5Al 合金

主要用于弹性元件<sup>[16]</sup>。近几年为满足航空航天对减重的需求, 西北有色金属研究院研发出名义成分为 Nb-35Ti-5Al-5V-0.7Zr (质量分数, %) 低密度铌合金 (LDNb), 以 Nb-Ti-Al 为基, 添加一定量的 V、Zr 元素固溶强化, 同时添加少量 C 元素实现第二相弥散强化<sup>[17-19]</sup>。该合金密度小于 6.0 g/cm<sup>3</sup>、室温抗拉强度 1020 MPa、延伸率大于 17%, 1100 °C 抗拉强度可达 90 MPa, 600 °C 以下可不加抗氧化涂层长时间使用, 室温抗拉强度虽略低于 BH-10, 但高温强度、室温塑性均优于 BH-10, 更利于合金加工成型及高温应用。

为实现合金更广泛的应用, 本工作研究了 LDNb 合金自身焊及其与 Nb521、TC4、7715D 等合金的真空电子束焊接性能。

## 1 实验

实验用合金的主要化学成分如表 1 所示。焊接形式为平板对接与环形对接, 不添加中间层, 待焊试件厚度为 1.8 mm。用电火花线切割制取焊件, 并用铣床对对接面去除 0.5 mm 厚, 以排除电火花对试件的影响, 用砂纸打磨对接面及焊缝周围部位, 分别用 H<sub>2</sub>O:HNO<sub>3</sub>:HF=5:2:2 和 H<sub>2</sub>O:HNO<sub>3</sub>:HF=5:2:1 酸液清洗铌合金及钛合金焊件, 以去除油污、灰尘。

实验采用法国泰克米特公司 (TECHMETA) 生产的 GENOVA 型真空电子束焊机。焊后接头样品分别在 Olympus PMG3 光学显微镜和 JSM-6460 扫描电镜下进行显微组织分析, 并对局部区域进行能谱分析及线扫描分析, 接头抗拉强度在电子万能试验机上进行测试。

电子束焊 (electronic beam welding, EBW) 是利

收稿日期: 2015-06-03

作者简介: 白润, 女, 1978 年生, 高级工程师, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231082, E-mail: bairunhai@163.com

表 1 实验材料的化学成分  
Table 1 Chemical composition of the base alloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Nb	Ti	Al	V	W	Mo	Zr	Hf	Sn	C	N	O	H
LDNb	Bal.	37.5	5.0	4.5	—	—	0.5	—	—	0.05	0.005	0.08	0.001
TC4	—	Bal.	5.35	4.83	—	—	—	—	—	0.055	0.005	0.06	0.001
7715D	2.21	Bal.	6.38	—	—	1.79	1.9	—	3	0.017	0.016	0.12	0.0017
Nb521	Bal.	—	—	—	4.84	2.20	1.65	—	—	0.007	0.008	0.013	0.001

用加速和聚焦的电子束轰击置于真空室或非真空中的焊件所产生的热能进行焊接的方法。电子束的功率密度可以提高到  $10^6 \text{ W/cm}^2$  以上，具有能量密度高、焊缝深宽比大、变形小、热影响区小、焊缝质量好、易于控制等优点<sup>[20,21]</sup>，是目前已实际应用的各种焊接热源之首，因此选用电子束焊接方法以获得优异的焊接性能。

铌合金与钛合金在熔点、线胀系数、比热容等方面差异较大(合金物理性能如表 2 所示)。这 2 类合金都为活性金属，其焊接的主要难点在于容易被 O、N、H 等有害气体沾污而变脆，而少量的气体杂质会对组织结构和力学性能产生强烈的影响，对材料的焊接十分不利。

由于低密度铌合金与 Nb521、TC4、7715D 合金的熔点差异大，考虑对中焊时熔点较高的一侧熔化较少，甚至不熔化，而另一侧则有可能已烧损，因此异种材料焊接时，采用电子束流偏向熔点较高一侧进行焊接，以均衡两侧金属的热输入，控制两侧合金的熔化比例。本实验焊接工艺采取参考文献[22-24]中相关铌合金与钛合金、不锈钢等的焊接工艺与方法。

以 LDNb 合金为基准定义偏移距离，如偏向 LDNb 合金为正，否则为负。焊接室真空控制在  $2 \times 10^{-2} \text{ Pa}$  以下，焊接速度控制在  $18 \sim 25 \text{ mm/s}$ ，电压为  $55 \sim 60 \text{ kV}$ ，束流  $20 \sim 32 \text{ mA}$ 。实际焊接时，电流、焊接速度等根据

所焊合金进行相应调整，表 3 为所有合金焊接工艺参数。

## 2 结果与分析

### 2.1 基材合金的金相组织与力学性能

LDNb、TC4、7715D、Nb521 母材金相组织见图 1。低密度铌合金为单相合金，再结晶态为典型的等轴

表 2 实验材料的物理性能  
Table 2 Physical properties of the base alloys

Alloy	Melting point/ $^{\circ}\text{C}$	$\alpha_L/\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	$C_p/\text{J g}^{-1}\text{K}^{-1}$
LDNb	2100*	8.8	0.52
TC4	1660	9.75	0.21
7715D	1900*	—	—
Nb521	2600	8.29	0.30

\* Calculated from the phase diagram

表 3 焊接工艺参数  
Table 3 Process parameters of welding

Welded alloy	Voltage/ kV	I/mA	Velocity/ $\text{mm s}^{-1}$	Vacuum/ $\times 10^{-2} \text{ Pa}$	Deflection distance/mm
LDNb+LDNb	55~60	20~25	18~20	$\leq 2$	0
LDNb+TC4	55~60	20~25	18~20	$\leq 2$	0.1~0.2
LDNb+7715D	55~60	20~25	18~20	$\leq 2$	0.1~0.2
LDNb+Nb521-1#	55~60	23~28	20~25	$\leq 2$	-0.2~-0.1
LDNb+Nb521-2#	55~60	25~32	18~20	$\leq 2$	-0.3~-0.2

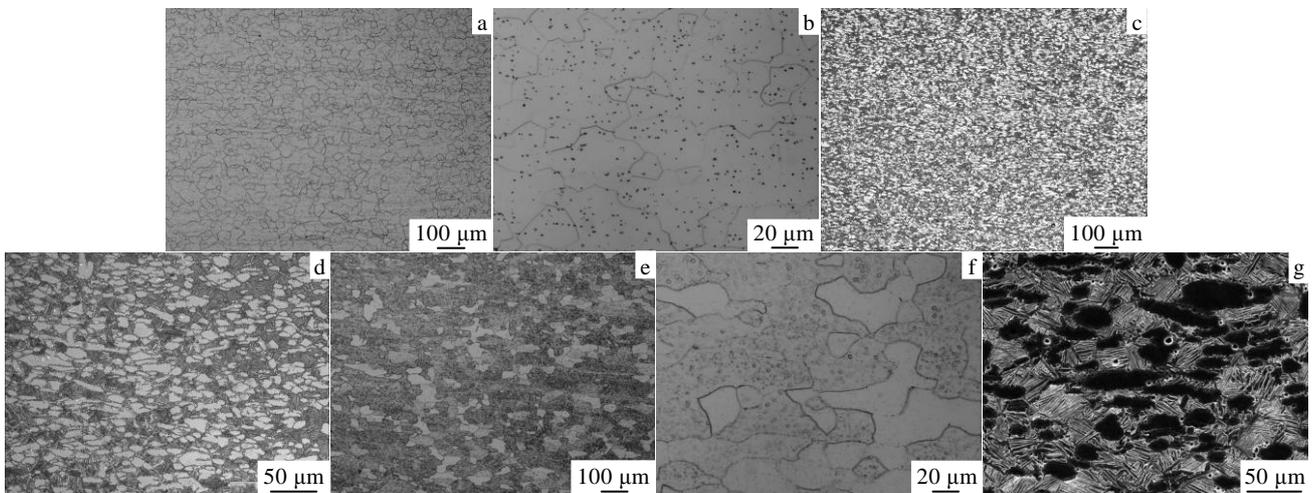


图 1 基材合金的金相照片

Fig.1 Microstructures of the base alloys: (a, b) LDNb; (c, d) TC4; (e, f) Nb521; (g) 7715D

晶组织，黑色颗粒为第二相弥散强化相 TiC，尺寸为 200 nm 左右，均布于晶界及晶粒内部；TC4、7715D 合金为双相钛合金；Nb521 为单相固溶体合金。各基材合金室温力学性能列于表 4 中。

2.2 LDNb 与 TC4 焊接接头分析

表 5 列出了各焊接接头的拉伸试验结果。每个数据为 3 个平行试样的平均值。LDNb 自身焊焊件抗拉强度可达 952 MPa，焊缝熔合性好，断后延伸率达 17%，与基材相当。LDNb 合金与 TC4 钛合金接头的宏观外形如图 2 所示。从图中可以看出，焊缝正反面成形良好，熔宽基本一致。图 3 中 LDNb+TC4 焊缝的金相及扫描电镜照片显示，焊缝及热影响区均无夹杂、气孔、裂纹等缺陷。抗拉强度、断后延伸率均与 TC4 基材性能相当。图 4 为 LDNb 与 TC4 焊接接头拉伸试样断后外观。可以看出，试样均断在钛合金侧，距焊缝较远，有一定颈缩，说明焊接接头及热影响区性能均优于 TC4 基材。

2.3 LDNb 与 7715D 焊接接头分析

LDNb 与 7715D 钛合金焊接工艺同自身焊相近，接头抗拉强度可达 987 MPa，延伸率大于 10%，在钛合金基材侧断裂。LDNb 与 7715D 焊缝的 EDS 线扫描谱线如图 5 所示。从 NbTi 二元相图可知，2 种元素为无限互溶固溶体，这对合金焊接十分有利。从线扫描结果可看出，焊缝熔合性很好，主元素 Nb、Ti 均为从基材到热影响区到焊缝逐渐过渡，其他添加元素由于含量较少，在基材及焊缝处变化不大。

2.4 LDNb 与 Nb521 焊接接头分析

Nb521 由于添加了一定量的 W、Mo 元素，进一步提高了合金的熔点，而低密度铌合金则相反，添加

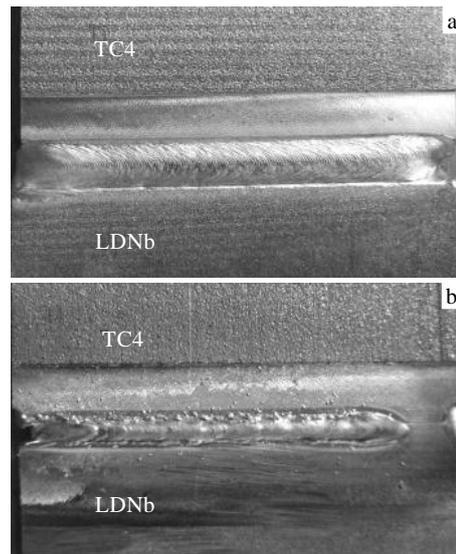


图 2 LDNb+TC4 焊缝表面成形情况  
Fig.2 Welding beam surface of the joint of LDNb+TC4: (a) front bead and (b) back bead

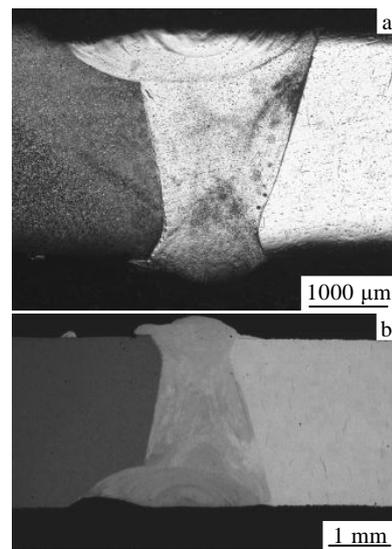


图 3 LDNb+TC4 焊缝组织  
Fig.3 Microstructures of the joint of LDNb+TC4: (a) metallograph and (b) SEM image

表 4 基材室温力学性能

Table 4 Mechanical properties of the base alloys at room temperature

Alloy	$R_m$ /MPa	$A$ /%
LDNb	1020	17.5
TC4	900	10.2
7715D	1165	10.0
Nb521	480	30.4

表 5 焊接接头的力学性能

Table 5 Mechanical properties of the welded joint

Welded material	$T$ /°C	$R_m$ /MPa	$A$ /%
LDNb+LDNb	25	952	17
LDNb+TC4	25	903	10.7
LDNb+7715D	25	987	10.2
LDNb+Nb521-1#	25	236	—
LDNb+Nb521-2#	25	460	28.9
LDNb+Nb521-3#	1100	75.3	33.8

了大量的 Ti、Al 元素，大大降低了合金的熔点，因此二者在焊接时电子束流需向 Nb521 一侧偏移。偏移距离最初设定值与钛合金焊接相同，即偏向 Nb521 一侧 0.1~0.2 mm。从表 5 中 1#样品的室温拉伸结果可知，强度明显较 2 种基材低，为脆性断裂。图 6 所示为其焊缝金相及拉伸样断裂后外观。由图可看出，焊缝两侧熔合线较平直，拉伸断裂在焊缝处，无任何颈缩。分析以上结果的原因，应为焊接电流太大或焊接速度

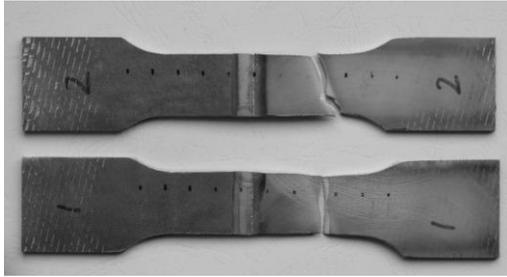


图 4 LDNb 与 TC4 焊接接头拉伸试样断后外观

Fig.4 Fracture appearance of the welded joint of LDNb and TC4

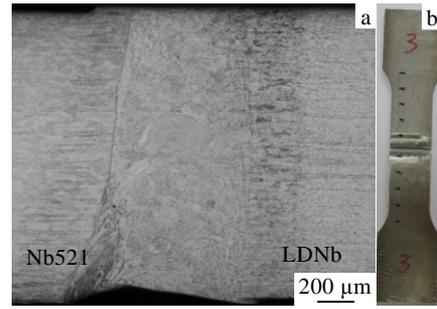


图 6 LDNb 与 Nb521 焊缝金相及断后外观

Fig.6 OM image (a) and fracture appearance (b) of the joint of LDNb+ Nb521

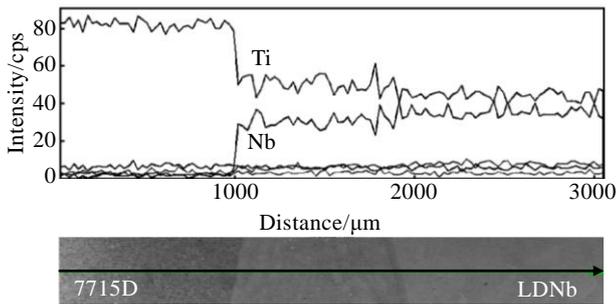


图 5 7715D 与 LDNb 焊缝的 EDS 线扫描谱线

Fig.5 EDS line scan results of the joint of 7715D and LDNb

过快，或电子束流偏移距离不够，导致 LDNb 合金先熔化，熔化后的液态金属与 Nb521 母材接触后凝固冷却，将两侧合金连接，Nb521 并未熔化，或只是少量熔化，形成假焊现象。

焊接时焊缝形成过程大致为，LDNb 半熔化晶粒的界面上，非自发晶核依附在表面，以柱状晶形态长大，形成交互结晶或联生结晶，最终形成焊缝。柱状晶长大并交汇后形成了一条界面，这部分是最后结晶

部分。由于焊接工艺不合适，导致其变为焊接热裂纹的诱发带。而热影响区晶粒粗大，也是焊缝承载截面上的一个脆弱带，未焊透导致的峰值应力正好处在这两个脆弱带上，最终导致拉伸试样产生脆性断裂。

通过以上分析，参考与钛合金焊接工艺，增加偏移距离至 0.2~0.3 mm，并将电流适当调高，使 Nb521 一侧接收更多能量；降低焊接速度，以使焊缝充分熔合。图 7 所示为调整工艺后 LDNb+Nb521 焊缝金相照片。由图可看出，虽然电子束偏向 Nb521 一侧较多，但两侧金属熔化量及热影响区宽度相近，都为大晶粒到基体过渡，LDNb 侧基体晶粒细小，5~6 个晶粒过渡到基体，Nb521 侧基体晶粒相对较大，2~3 个晶粒过渡到基体，从局部放大的图 7d 中可以明显看到，晶粒以熔合区边缘的半熔化固相为形核基底背向散热方向外延生长而形成，为典型的焊缝组织，对焊缝强度、塑性均有利，拉伸时不易开裂。

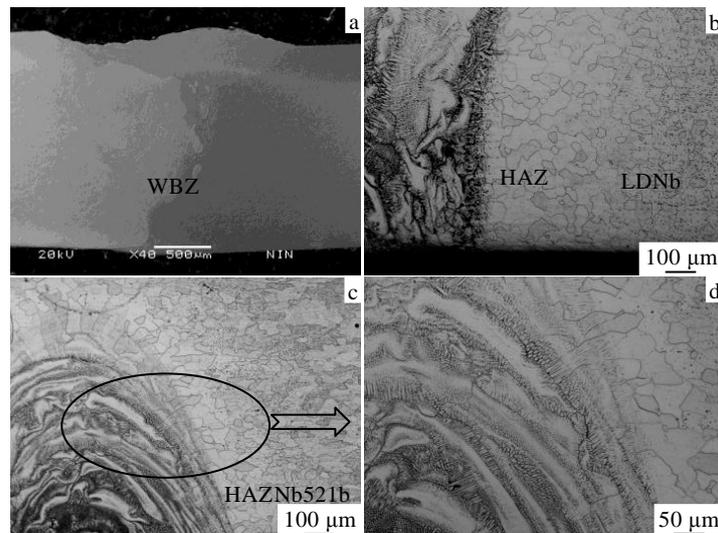


图 7 调整工艺后 LDNb + Nb521 焊缝金相照片

Fig.7 OM images of the joint of LDNb and Nb521: (a) WBZ, (b) HAZ of LDNb, and (c, d) HAZ of Nb521

图 8 和表 6 为对 LDNb+Nb521 焊缝区进行 EDS 线扫描及相应部位 EDS 成分测定结果。从焊缝到 LDNb 侧热影响区, Nb、W 含量逐渐降低, Ti、Al、V 含量逐渐增加, 即从 Nb521 成分向 LDNb 成分过渡, 说明各元素间已完成扩散、熔合过程。室温拉伸试样均断裂在 Nb521 基材处, 且强度、延伸率都与 Nb521 基材相当, 说明焊缝强度高, 该焊接工艺可行。1100℃ 下拉伸试样均在 LDNb 合金侧断裂, 抗拉强度平均值为 75.3 MPa, 比 LDNb 合金 1100℃ 下强度稍低。

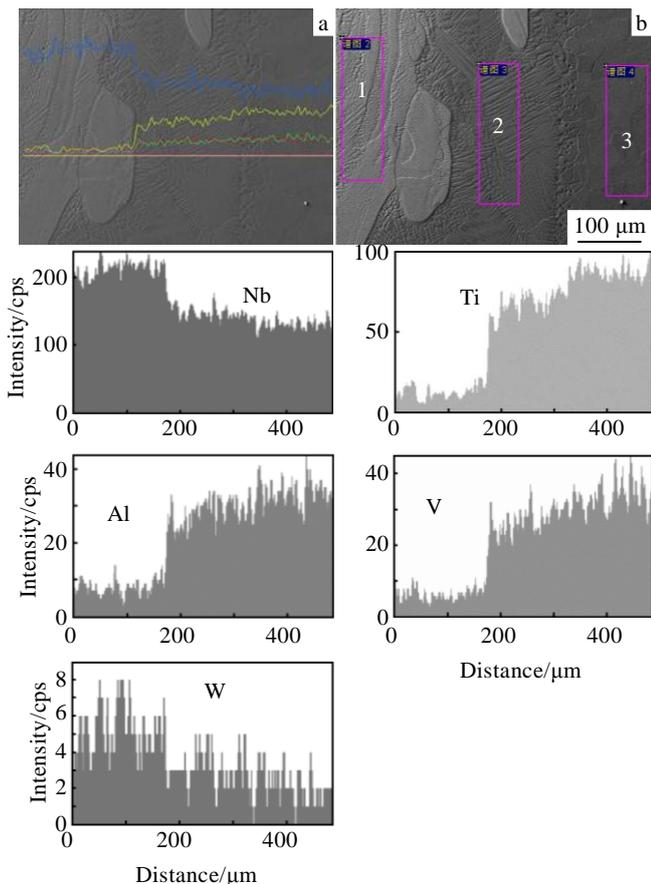


图 8 LDNb + Nb521 焊缝及 EDS 能谱线扫描

Fig.8 SEM images and EDS line scan of the joint of the LDNb+ Nb521

表 6 图 8b 中各区域 EDS 成分结果

Table 6 EDS results of each area in Fig.8b (at%)

Area No.	Al	Ti	V	Nb	W
1	0.52	2.51	0.73	91.59	4.65
2	0.50	4.05	1.02	90.45	3.98
3	5.61	25.3	7.01	62.08	—

### 3 结 论

1) 采用真空电子束焊接方法, 以电子束偏向高熔

点合金一侧焊接方式, 可实现低密度铌合金与高温钛合金及高强铌合金的良好焊接。

2) 钛合金与低密度铌合金焊接焊缝及热影响区小, 高强铌合金与低密度铌合金焊接焊缝及热影响区相对较宽, 这与高强铌合金熔点相对较高, 熔池保持时间长有关, 但二者均为典型的焊缝组织, 焊缝区成分过渡均匀。

### 参考文献 References

[1] Jackson M R, Schenectady N Y. *US Patent*, 5019334[P]. 1991

[2] Jackson M R. *Proceedings of the 2nd International Conference, Tungsten and Refractory Metal*[C]. McLean: VA, 1994: 657

[3] Allameh S M, Hayes R W, Li M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 328: 122

[4] Yi Danqing(易丹青), Zhang Xia(张霞), Li Jian(李荐) *et al. Corrosion Science and Protection Technology*(腐蚀科学与防护技术)[J], 2005, 17(2): 94

[5] Grylls R J, Banerjee S, Perungulam S *et al. Intermetallics*[J], 1998, 149(6): 752

[6] Sikka V K, Loria E A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239-240: 745

[7] Allameh S M, Hayes R W, Loria E A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 856

[8] Bernard P B, Schenectady N Y, Jackson M R *et al. US Patent* 498,826[P]. 1995

[9] Sikka V K, Viswanathan S, Loria E A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 1993, 2(4): 505

[10] Davidson D L, Chan K S, Loloe R *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2000, 31A: 1075

[11] Jackson M R, Schenectady N Y. *US Patent*, 4990308[P], 1991

[12] Jackson M R, Niskayuna, Mark G Benz *et al. US Patent*, 5472794[P], 1995

[13] Keith J Leonard, Joseph C Mishurda, Vijay K Vasudevan. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 282

[14] Yang Ying, Bewlay B P, Chen Shuanglin. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(6): 1396

[15] Ning Xinglong(宁兴龙). *Rare Metals Letters*(稀有金属快报)[J], 2002(8): 19

[16] Huang Tewe(黄特伟). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1985, 21(4): 287

[17] Bai Run(白润), Zheng Xin(郑欣), Li Zhongkui(李中奎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S3): 127

[18] Wang Feng(王峰), Zheng Xin(郑欣), Bai Run(白润) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工

- 程)[J], 2011, 40(11): 1972
- [19] Cai Xiaomei(蔡小梅), Zheng Xin(郑欣), Li Zhongkui(李中奎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(6): 1094
- [20] Li Yajiang(李亚江). *Joining of Advanced Difficult Welding Materials*(先进难焊材料的连接)[M]. Beijing: China Machine Press, 2011: 21
- [21] Zhang Hongtao(张洪涛). Chen Yuhua(陈玉华). *Special Welding Technology*(特种焊接技术)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2013: 41
- [22] Chen Guoqing(陈国庆), Zhang Binggang(张秉刚), Wu Shuanghui(吴双辉) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2011, 32(8): 21
- [23] Yang Shanglei(杨尚磊), Lou Songnian(楼松年). *Journal of Qingdao University of Science and Technology, Natural Science Edition*(青岛科技大学学报, 自然科学版)[J], 2008, 29(6): 530
- [24] Hu Zhenhai(胡振海), Zhu Mingde(朱铭德). *Aerospace Technology*(航天工艺)[J], 2001(1): 10

## Microstructure and Properties of Welded Joints of Low Density Niobium Alloy

Bai Run, Zheng Xin, Cai Xiaomei, Wang Feng, Xia Mingxing, Liu Hui, Li Laiping

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The microstructure and properties of the joints of low density niobium alloy (LDNb) with itself, high strength niobium alloy Nb521 and high temperature titanium alloy TC4 welded by the electronic beam welding (EBW) was investigated. For different alloys, electronic beam was deviated to the side of higher melting point alloy. The corresponding current, welding speed and deflection distance were also adjusted. The results show that the welded joints are smooth with good tensile strength. The plasticity of the joints welded with itself, LDNb or Nb521 are consistent with that of the base alloy. The ultimate strength of welded joint of LDNb and Nb521 alloy is up to 75.3 MPa at 1100 °C, which is close to that of the base alloy.

**Key words:** low density niobium alloy; titanium alloy; high strength niobium alloy; electronic beam welding; mechanical properties

---

Corresponding author: Bai Run, Senior Engineer, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231082, E-mail: bairunhai@163.com