



# 钨和钢 TIG 熔钎焊接头的微观组织及力学性能

杨宗辉<sup>1,2</sup>, 沈以赴<sup>3</sup>, 李晓泉<sup>1,2</sup>, 初雅杰<sup>1,2</sup>

- (1. 南京工程学院 材料工程学院, 南京 211167;
2. 江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 南京 211167;
3. 南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 211067)

**摘要:** 采用 NiCrMo-3 焊丝实现纯钨(W)和 0Cr13Al 钢的 TIG 熔钎焊接, 利用 OM、SEM、EDS、显微硬度计和电子万能试验机等手段研究接头的微观组织、成分分布、力学性能及断裂特征。结果表明: 焊缝金属与钨母材形成的钎焊界面润湿性良好, 钨母材表面溶解后的 W 原子扩散进入焊缝金属中, 并在界面断续形成厚度不超过 1 μm 的富 W、Ni 金属间化合物层; 焊缝金属与钢母材形成的熔焊界面主要因 Ni 元素的扩散进入, 在钢母材中沿熔合线形成宽 5~10 μm 的马氏体层。焊缝金属大致可分为 W 原子固溶强化区、完全混合区和不完全混合区等三个显微硬度相差较大的区域。接头抗拉强度为 167 MPa, 断裂面主要位于距钨母材/焊缝金属结合面 50~300 μm 的钨母材中, 为典型的解理断裂形貌。

**关键词:** 钨; 熔钎焊; 解理断裂

**文章编号:** 1004-0609(2019)-03-0579-07

**中图分类号:** TG457.1

**文献标志码:** A

核聚变堆中的关键部件偏滤器直接和高能粒子交互作用, 其面向等离子体材料经受强烈的热冲击和物理、化学冲刷作用。钨具备高熔点、高原子序数及高热稳定性等显著优点, 被选定为偏滤器的面向等离子体材料<sup>[1-3]</sup>。制造高通量聚变堆用的氦冷型偏滤器需要实现钨与结构材料铁素体/马氏体钢的高质量焊接<sup>[4]</sup>。钨与钢的熔点分别为 3341 °C 和 ~1500 °C, 两者相差太大, 普通熔化焊无法焊接。目前, 所采用的焊接方法主要为真空固相扩散焊<sup>[5-8]</sup>与真空炉中钎焊<sup>[9-11]</sup>。但真空固相扩散焊效率低, 且尚未找到一种理想的中间层材料。真空炉中钎焊更适合氦冷型偏滤器结构的焊接, 但真空炉中钎焊保温温度过高, 影响钨母材和钢母材的力学性能, 并容易在钎焊界面形成较厚的连续金属间化合物层。

TIG 熔钎焊适应于熔点差异大的异种材料焊接<sup>[12-13]</sup>, 且焊接热输入较小, 并可控制电弧中心加热部位来避免高熔点母材钎焊界面的过度反应<sup>[14]</sup>, 很适合钨与钢的焊接。本文以 NiCrMo-3 焊丝作为填充材料, 对钨与钢进行手工填丝交流 TIG 熔钎焊试验, 研

究接头界面微观组织与成分分布, 并测试接头力学性能。

## 1 实验

试验所用母材为厚 5 mm 的纯钨板和厚 6 mm 的 0Cr13Al 铁素体不锈钢板。填充材料为  $d$  1.6 mm 的 NiCrMo-3 TIG 焊焊丝。表 1 为母材与焊丝的化学成分。

将纯钨板和 0Cr13Al 钢板分别线切割成 50 mm×50 mm×5 mm 和 50 mm×50 mm×6 mm 的规

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experiment materials (mass fraction, %)

Tungsten(W)	0Cr13Al steel	NiCrMo-3
Mo 0.02, Si 0.01, Fe 0.01, Ti 0.01, W Bal.	Cr 11.5~14.5, Mn≤1.0, Si≤1.0, Al 0.1~0.3, C≤0.08, Fe Bal.	Ni≥58.0, Cr 20.0~23.0, Mo 8.0~10.0, Nb 3.0~4.2, Fe≤5.0, C≤0.10

**基金项目:** 江苏省重点研发项目(BE2017168); 国家自然科学基金资助项目(51401104); 南京工程学院在职博士科研资助项目(ZKJ201502); 江苏高校优秀科技创新团队项目

**收稿日期:** 2018-02-08; **修订日期:** 2018-06-18

**通信作者:** 杨宗辉, 副教授, 博士; 电话: 025-86118274; E-mail: yzh@njit.edu.cn

格, 连接方式采用对接, 开角度为  $90^\circ$  的“V型”坡口。焊前用砂纸打磨坡口表面及两侧至光亮, 并用无水酒精擦拭打磨后的表面。施焊过程中, 焊接电流为 120 A 左右, 焊接电压为 15 V 左右, 焊接速度约 70 mm/min, 氩气流量 12 L/min。操作时, 电弧偏向钢母材, 以降低对钨母材的热影响, 并避免钨母材钎焊界面的过度反应。

采用相同工艺参数焊接 3 块试板, 焊后线切割加工出金相及扫描电镜分析测试试样和 3 个拉伸试样, 拉伸试样在每块试板的中间部位截取, 尺寸为  $100\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 5(6)\text{ mm}$ 。用 GX51 金相显微镜和 JSM-6360LV 扫描电镜对结合区进行显微组织观察, 用扫描电镜附带的能谱仪(EDS)对结合区进行微区成分分析。采用 FM-700 型显微硬度计测量接头不同区域的显微硬度, 载荷为 2.94 N 和 0.98 N 置测量 3 次取平均值。在 CMT-5105 电子万能实验机上进行静载拉

伸试验, 拉伸速度为 1 mm/min。以 3 个拉伸试样的强度平均值作为钨/钢连接试样的抗拉强度。拉断后, 用金相显微镜观察接头断裂位置, 用扫描电镜观察断口形貌。

## 2 结果与分析

### 2.1 接头显微组织与元素分布

图 1(a)所示为钨/钢 TIG 熔钎焊接头整体形貌, 接头具有明显的熔焊与钎焊双重特征: 钢母材明显熔化, 与焊缝金属为熔焊结合。钨母材没有熔化, 与焊缝金属为钎焊结合; 焊缝金属液态时在钨母材表面润湿良好, 无未钎透区域。

图 1(b)所示为接头中钨母材/焊缝金属钎焊界面金相图, 由于靠近钨母材的熔池过冷度大, 且奥氏体

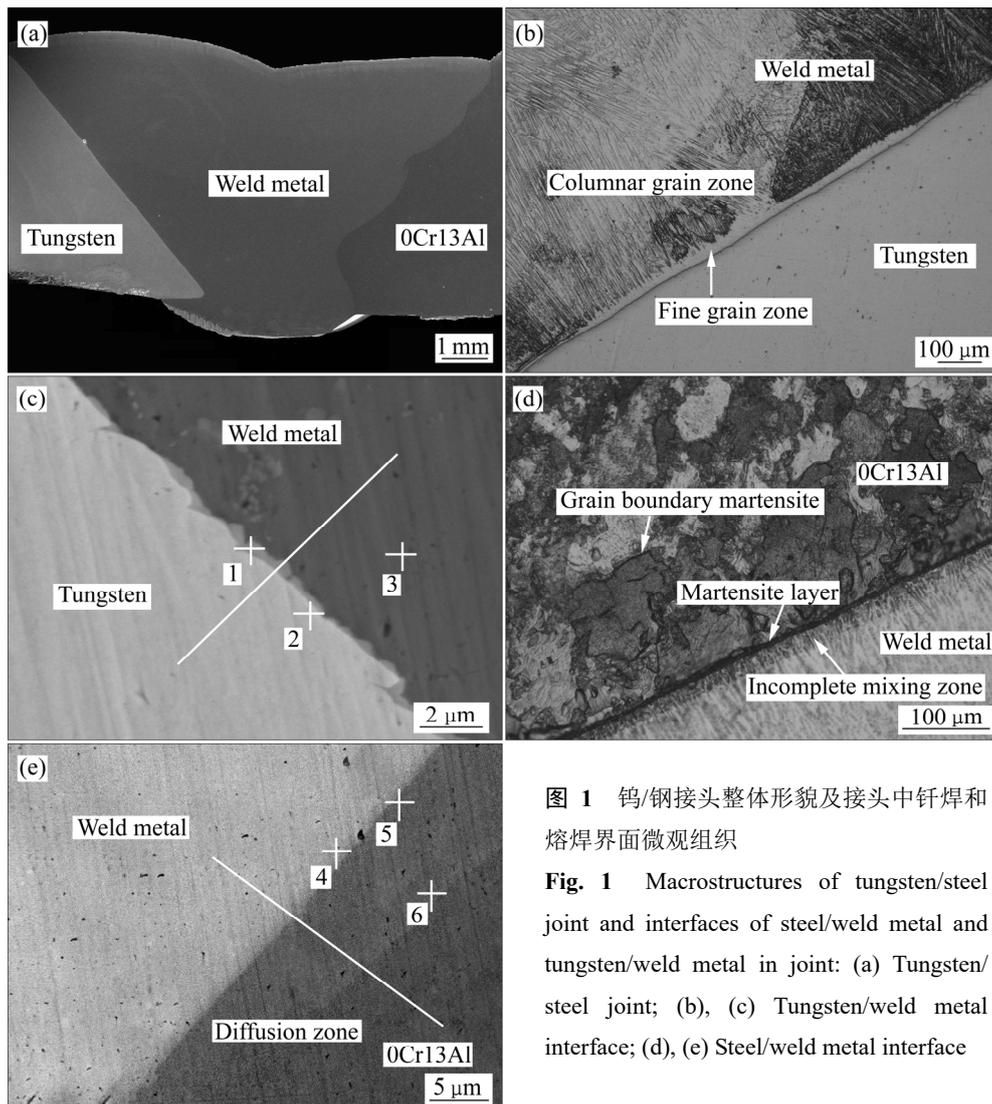


图 1 钨/钢接头整体形貌及接头中钎焊和熔焊界面微观组织

Fig. 1 Macrostructures of tungsten/steel joint and interfaces of steel/weld metal and tungsten/weld metal in joint: (a) Tungsten/steel joint; (b), (c) Tungsten/weld metal interface; (d), (e) Steel/weld metal interface

焊缝金属与钨母材的晶格类型不同, 两者不能形成共生结晶, 使得紧靠钨母材的焊缝金属中存在明显的细晶区, 但细晶区很快转化为柱状晶区。扫描电镜下进一步放大钨母材/焊缝金属钎焊界面, 如图 1(c)所示, 该界面生成一层断续的金属间化合物层, 该化合物层非常薄, 最厚处不超过 1  $\mu\text{m}$ 。表 2 所列图 1(c)和图 1(e)中位置 1~6 对应的 EDS 成分分析结果, 图 1(c)中位置 1 对应的界面金属间化合物 W、Ni 元素含量分别达到 24.89%和 49.23%(摩尔分数, 下同), 其主要组成应为 W-Ni 金属间化合物。图 1(c)中位置 3 对应的焊缝金属离钨母材虽超过 3  $\mu\text{m}$ , 但其 W 含量仍达到 4.54%, 再考虑到熔池流动已经稀释部分 W 原子, 表明钨母材在焊接过程中发生表面溶解, 溶解后的 W 原子扩散进入熔池中。焊缝金属也有少量组成原子扩散进入界面钨母材中, 其中 Ni 原子扩散量最多, 图 1(c)中位置 2 对应钨母材中的 Ni 含量达到 7.63%。图 2 所示为接头中钨母材/焊缝金属钎焊界面和钢母材/焊缝金属熔焊界面的元素线扫描。如图 2(a)所示, Ni、Cr、Mo 等三种元素均扩散进入钨母材中, 但扩散距离只有 0.5  $\mu\text{m}$  左右; 线扫描图上对应的界面金属间化合物层中可明显看出含有 Fe、Ni、Cr、W 等四种元素。

对于钢母材/焊缝金属界面, 钢母材过热区晶粒明显粗化, 有的直径超过 100  $\mu\text{m}$ , 如图 1(d)所示, 这是由于该区域焊接热循环峰值温度达到 0Cr13Al 钢的  $\delta$ -铁素体形成温度范围, 高温促使  $\delta$ -铁素体快速长大所致。钢母材中沿熔合线形成了宽 5~10  $\mu\text{m}$  的马氏体层。马氏体层形成因奥氏体化元素从焊缝金属扩散进入钢母材中, 图 1(e)清晰显示出马氏体层所对应的元素扩散带。钢母材/焊缝金属界面元素线扫描及扩散带 EDS 成分分析结果表明该扩散带主要是焊缝金属中

表 2 图 1 中接头 EDS 成分分析结果

Table 2 EDS composition analysis results of tungsten/steel joint in Fig. 1

x/%					
Ni	Cr	Mo	Fe	Nb	W
49.23	16.57	4.14	4.01	1.16	24.89
7.63	1.86	1.02	1.59	0.75	87.15
55.59	20.66	8.87	7.63	2.72	4.54
19.78	18.26	4.25	57.19	0.52	-
6.23	15.18	2.12	76.47	-	-
2.10	13.32	-	84.58	-	-

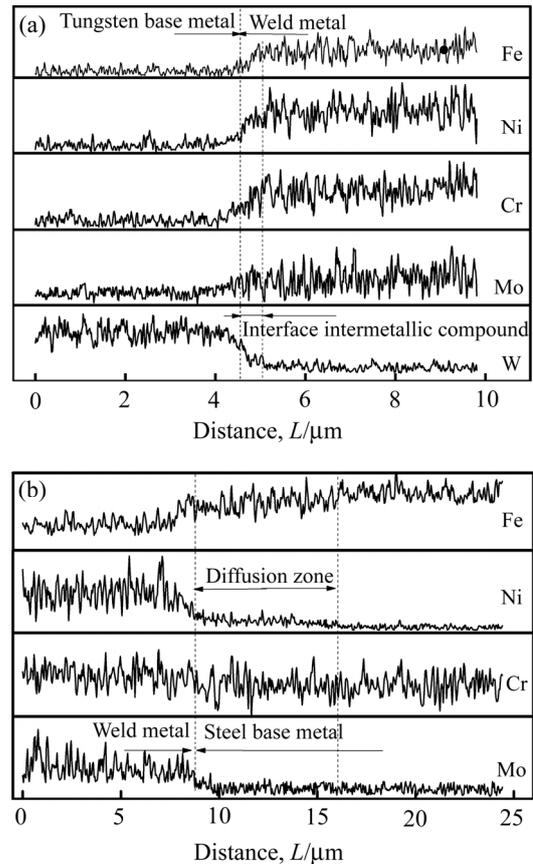


图 2 钨/钢接头中钎焊和熔焊界面成分线扫描

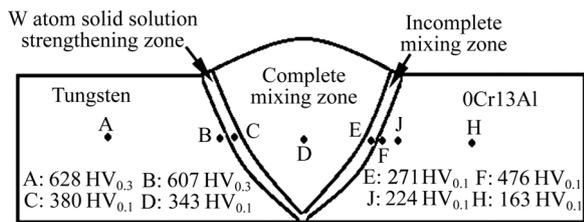
Fig. 2 Element line scanning of tungsten/steel joint: (a) Interface of tungsten/weld metal; (b) Interface of steel/weld metal

Ni 元素扩散进入钢母材中形成。从表 2 可知, 图 1(e)中位置 5 和 6 分别对应的扩散带始端和末端的 Ni 含量分别达到 6.23%和 2.10%。

### 2.2 接头显微硬度

接头中不同位置的显微硬度如图 3 所示。钨母材过热区的硬度 607  $\text{HV}_{0.3}$  相对钨母材 628  $\text{HV}_{0.3}$  稍有下降, 可能是钨母材过热区在焊接热循环过程中位错密度减小的原因导致。钎焊界面区的焊缝金属硬度 380  $\text{HV}_{0.1}$  高于焊缝中心的 343  $\text{HV}_{0.1}$ , 原因在于该区域的焊缝金属远离钢母材, 受熔化钢母材的稀释程度小, 其成分(表 2 中位置 3 对应的成分)接近硬度较高的填充金属, 且钨母材表面溶解后扩散过来的 W 原子在该区域产生了一定的固溶强化作用。熔焊界面区的焊缝金属硬度相对焊缝中心则明显下降, 只有 271  $\text{HV}_{0.1}$ , 原因在于该区域属于焊缝中的不完全混合区, 而焊缝中心区域为完全混合区。不完全混合区成分被钢母材

稀释程度高,对应图 1(e)中位置 4 的成分分析结果,该位置 Ni 含量降至 19.78%,而 Fe 含量达到 57.19%,其成分已远离填充金属的成分,导致了该位置硬度大为下降。可见,依据成分和硬度特征,钨/钢熔钎焊接头的焊缝金属大致可分为三个区域,如图 3 所示:1) 靠近钨母材的 W 原子固溶强化区,该区除了含有一定量 W 原子外,其他成分接近填充金属,硬度明显高于焊缝中心部位;2) 靠近钢母材的不完全混合区,该区成分远离填充金属,硬度明显低于焊缝中心部位;3) 完全混合区,除 W 原子固溶强化区和不完全混合区外的焊缝金属主体部分。钢母材中沿熔合线的马氏体层只有 5~10  $\mu\text{m}$ ,硬度压痕对角线没有完全位于马氏体层中,但测定的硬度仍达到 476  $\text{HV}_{0.1}$ 。测试钢母材过热区硬度时,压痕中心均选择在晶界。该区域硬度相对钢母材硬度 163  $\text{HV}_{0.1}$  升高至 224  $\text{HV}_{0.1}$ ,主要是钢母材过热区晶粒晶界生成了少量马氏体的缘故,如图 1(d)所示。



A—Tungsten base metal; B—Overheated zone of tungsten; C—Weld metal near tungsten; D—Centre of weld metal; E—Weld metal near steel; F—Martensite along bond line in steel; J—Overheated zone of steel; H—Steel base metal

图 3 钨/钢接头不同位置的显微硬度

Fig. 3 Microhardness at different positions of tungsten/steel joint

### 2.3 钎焊界面结合机理及熔焊界面组织形成分析

从上述分析可知,钨母材虽熔点很高,但钨母材/焊缝金属钎焊界面通过元素互扩散,特别是钨母材表面在熔池中微量溶解,较多的 W 原子扩散进入焊缝金属,实现了界面的钎焊冶金结合,其结合机理如下:焊接过程中, NiCrMo-3 焊丝熔化形成的镍基熔体由于其主要组成 Ni 原子与 W 原子具有良好的化学亲和力,镍基熔体和钨母材表面接触后便快速润湿铺展。W 与 Ni 均为过渡族元素,它们的电子结构为 Ni  $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^8 4s^2$ , W  $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3d^{10} 4s^2 4p^6 4d^{10} 5s^2 5p^6 4f^{14} 5d^4 6s^2$ , 其中, Ni 原子的 3d 电子层未填满,而 W 原子的外层电子结构为  $5d^4 6s^2$ 。高温下,表层

W 原子获得能量,其最不稳定的 6s 层上的电子跃迁到 Ni 原子的 3d 轨道上。Ni 原子与 W 原子之间发生的电子转移过程使部分 W 原子从钨母材表面脱离进入熔池中,也使部分 Ni 原子扩散进入钨母材晶格中。由表 2 中图 1(c)位置 2 的成分分析结果可知,钨母材表层中的 Ni 含量达到 7.63%。渗 Ni 的钨表层中, W 原子和 Ni 原子发生强烈的电子交互作用,降低了 W 原子的扩散激活能。研究表明, W 原子的自扩散激活能为 587  $\text{kJ/mol}$ ,而 W 原子在 Ni 中的扩散激活能降至 299  $\text{kJ/mol}$ <sup>[15]</sup>。激活能的大幅度降低增强了钨母材含 Ni 表层中 W 原子的扩散能力,促使 W 原子向熔池中溶解。W 原子扩散进入熔池,必然导致钨母材表层空位增多,而空位增多进一步促进了 W 原子的扩散。这样,固态钨母材表面在熔池镍基熔体作用下发生微量溶解,溶解后的 W 原子扩散进入熔池金属中,实现焊缝金属与钨母材的冶金结合。靠近钨母材表面的熔池熔体因黏滞力大、流动性差的缘故, W 元素含量比焊缝其它地方高出很多。根据 W-Ni 二元合金相图,近钨母材的熔池熔体中 W、Ni 摩尔比超过 1:4.7 时,其凝固过程中发生共晶转变或先共晶析出加共晶转变,在钨母材表面形成含 Ni 的钨基固溶体薄层。熔池凝固成焊缝金属后的固态冷却过程中,钨基固溶体薄层和与之相邻的镍基固溶体通过包析反应生成 NiW。NiW 在不同温度下再分别与钨基固溶体和镍基固溶体发生包析反应生成  $\text{NiW}_2$  和  $\text{Ni}_4\text{W}$ 。由于焊缝金属冷却很快,且包析反应为速度很慢的固相扩散反应,再加上焊缝金属中 Cr、Mo、Fe 等其他元素的影响,钨母材表面最终的形成产物难以依据相图准确判定,钨母材/焊缝金属钎焊界面的富 W、Ni 金属间化合物层的主要组成应为 WNi、 $\text{NiW}_2$ 、 $\text{Ni}_4\text{W}$  中的一种或几种。

熔池镍基熔体和钨母材钎焊结合的同时, Ni 原子快速向钢母材中扩散,在钢母材中沿熔合线形成宽 5~10  $\mu\text{m}$  的扩散带。Ni 为奥氏体化元素, Ni 含量的增加使该扩散带在焊接热循环高温段处于  $\delta+\gamma$  相区。较高的 Ni 含量和从铁素体晶内及焊缝金属扩散过来的 C 原子增加了扩散带中  $\gamma$  相的稳定性,焊后快冷过程中,  $\gamma$  相便转化成为马氏体,进而在钢母材中沿熔合线生成宽 5~10  $\mu\text{m}$  的马氏体层。

### 2.4 接头强度与断口

钨/钢接头的抗拉强度为  $(167 \pm 12)$  MPa,试样断裂位置大致相同,如图 4(a)所示,断裂裂纹少部分位于钨母材/焊缝金属结合面,大部分位于距离钨母材/焊

缝金属结合面约 50~300  $\mu\text{m}$  的钨母材中。图 4(b)所示为钨母材断口微观形貌, 属于典型的解理断裂。钨/钢接头强度和钨母材本身的强度相差很大, 这主要是受到接头焊接残余应力的影响。钨母材的线膨胀系数只有  $4.5 \times 10^{-6}$ , 且钨高温强度高, 焊接过程几乎不会产生屈服变形, 而 NiCrMo-3 的线膨胀系数达到  $14 \times 10^{-6}$ , 两者物理参数严重失配必然导致接头产生很大的焊接残余应力, 弱化了接头的连接强度。

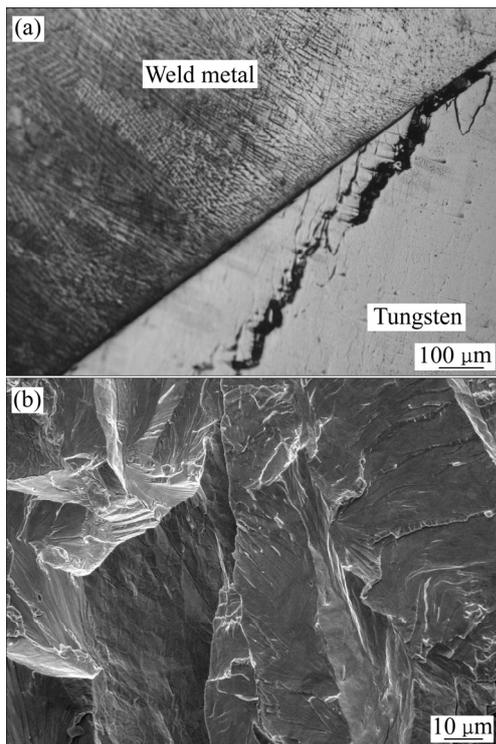


图 4 钨/钢接头拉伸试样断裂位置及断口形貌  
Fig. 4 Fracture location and fractograph of tungsten/steel joint: (a) Fracture location; (b) Fracture fractograph

### 3 结论

1) 采用 NiCrMo-3 焊丝成功实现了纯钨(W)和 0Cr13Al 钢的 TIG 熔钎焊接。

2) 接头中钨母材/焊缝金属钎焊界面润湿性良好, 钨母材表面溶解后的 W 原子扩散进入焊缝金属中, 并在界面断续形成厚度不超过 1  $\mu\text{m}$  的富 W、Ni 金属间化合物层; 由于 Ni 元素的扩散进入, 在钢母材中沿熔合线形成宽 5~10  $\mu\text{m}$  的马氏体层。焊缝金属大致可分为 W 原子固溶强化区、完全混合区和不完全混合区等三个显微硬度相差较大的区域。

3) 接头抗拉强度为 167 MPa, 断裂面大部分位于

距钨母材/焊缝金属结合面 50~300  $\mu\text{m}$  的钨母材中, 为典型的解理断裂形貌。

### REFERENCES

- [1] EZATO K, SUZUKI S, SEKI Y, MOHRI K, YOKOYAMA K, ESCOURBIAC F, HIRAI T, KUZNETCOV V. Progress of ITER full tungsten divertor technology qualification in Japan[J]. Fusion Engineering & Design, 2015, 98/99: 1281-1284.
- [2] 孙志雨, 范景莲, 李鹏飞, 成会朝, 田家敏. 添加微量 TiC 对钨的性能与显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 80-85.  
SUN Zhi-yu, FAN Jing-lian, LI Peng-fei, CHENG Hui-chao, TIAN Jia-min. Effect of microscale TiC on performance and microstructure of tungsten[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 80-85.
- [3] JAKSIC N, GREUNER H, HERRMANN A, BÖSWIRTH B, VORBRUGG S. Results of high heat flux tests and structural analysis of the new solid tungsten divertor tile for ASDEX Upgrade[J]. Fusion Engineering & Design, 2015, 98/99: 1333-1336.
- [4] NORAJITRA P, ANTUSCH S, GINIYATULIN R, MAZUL I, RITZ G, RITZHAUPT-KLEISSL H J, SPATAFORA L. Current state-of-the-art manufacturing technology for He-cooled divertor finger[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417(1): 468-471.
- [5] NOTO H, TANIGUCHI S, KURISHITA H, MATSUO S, KIMURA A. Development of high strength tungsten/oxide dispersion strengthened ferritic steel joints by innovative thermal stress relaxation technique based on phase-transformation-induced creep deformation[J]. Materials Transactions, 2016, 57(8): 1357-1362.
- [6] BASUKI W W, AKTAA J. Process optimization for diffusion bonding of tungsten with EUROFER97 using a vanadium interlayer[J]. Journal of Nuclear Materials, 2015, 459(2): 217-224.
- [7] WANG Ji-chao, WANG Wan-jing, WEI Ran, WANG Xing-li, SUN Zhao-xuan, XIE Chun-yi, LI Qiang, LUO Guang-nan. Effect of Ti interlayer on the bonding quality of W and steel HIP joint[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 485(3): 8-14.
- [8] 马运柱, 刘昊阳, 刘文胜, 蔡青山. 钨/镍复合中间层扩散焊接钨与钢的界面结构及力学性能[J]. 焊接学报, 2014, 35(12): 1-6.

- MA Yun-zhu, LIU Hao-yang, LIU Wen-sheng, CAI Qing-shan. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joint between tungsten and ferritic steel using vanadium/nickel composite interlayer[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(12): 1-6.
- [9] OONO N, NOH S, IWATA N, NAGASAKA T, KASADA R, KIMURA A. Microstructures of brazed and solid-state diffusion bonded joints of tungsten with oxide dispersion strengthened steel[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417(1/3): 253-256.
- [10] LIU Wen-sheng, WANG Zi-xuan, MA Yun-zhu, CAI Qing-shan. Investigation of tungsten/steel brazing using Ta and Cu interlayer[J]. Fusion Engineering & Design, 2016, 113: 102-107.
- [11] 杨宗辉, 沈以赴, 初雅杰, 李晓泉. W-(Ni-Cr-Fe-Si-B)混合粉末中间层真空扩散钎焊连接钨与钢[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(5): 941-946.
- YANG Zong-hui, SHEN Yi-fu, CHU Ya-jie, LI Xiao-quan. Vacuum diffusion brazing bonding tungsten to steel using W-(Ni-Cr-Fe-Si-B) mixed powders interlayer[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(5): 941-946.
- [12] 马志鹏, 于心泷, 孟庆武. 钨/铝异种合金电弧熔钎焊接接头的组织与断裂行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(11): 3067-3076.
- MA Zhi-peng, YU Xin-long, MENG Qing-wu. Microstructure and fracture behavior of arc welding-brazing joints between titanium and aluminum dissimilar alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(11): 3067-3076.
- [13] 石珩, 李杰, 黄健康, 顾玉芬, 樊丁. Si和Zn对铝/钢异种金属熔钎焊接头界面组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 30-35.
- SHI Yu, LI Jie, HUANG Jian-kang, GU Yu-fen, FAN Ding. Effects of Si and Zn on interface microstructures of aluminum/steel welding brazing joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 30-35.
- [14] 吴建飞, 李桓, 韦辉亮, 张玉昌. 铝/钢双脉冲MIG熔钎焊中电弧作用方式对焊缝成形与力学性能的影响[J]. 焊接学报, 2016, 37(3): 22-27.
- WU Jian-fei, LI Huan, WEI Hui-liang, ZHANG Yu-chang. Effect of arc action mode on weld formation and mechanical properties in joining aluminum and steel by molten-brazing operating at pulse-on-pulse mode[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(3): 22-27.
- [15] 杜邦, 李波特, 凯瑟. 镍基合金焊接冶金和焊接性[M]. 吴祖乾, 张晨, 虞茂林, 余燕, 译. 上海: 上海科学技术文献出版社, 2014: 61.
- DUPONT J N, LIPPOLD J C, KISER S D. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys[M]. WU Zu-qian, ZHANG Chen, YU Mao-lin, YU Yan, transl. Shanghai: Shanghai Scientific & Technological Literature Publishing House, 2014: 61.

## Microstructure and mechanical properties of TIG welding-brazed joint between tungsten and steel

YANG Zong-hui<sup>1,2</sup>, SHEN Yi-fu<sup>3</sup>, LI Xiao-quan<sup>1,2</sup>, CHU Ya-jie<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China;

2. Jiangsu Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Application Technology, Nanjing 211167, China;

3. College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106, China)

**Abstract:** The dissimilar material joint between tungsten and 0Cr13Al steel was fabricated by TIG arc welding-brazing process with NiCrMo-3 wire as filling metal. The microstructures, composition distribution, fracture characteristics and properties of the joints were studied by OM, SEM, EDS, microhardness tester and electronic universal testing machine. The results show that NiCrMo-3 filler metal has a good wettability with tungsten. The W atoms from surface dissolution of tungsten diffuse into welding seam and the rich W, Ni intermetallic compound form on the interface of tungsten/welding seam which is discontinuous and the thickness is not more than 1  $\mu\text{m}$ . The martensite layer whose thickness is 5–10  $\mu\text{m}$  forms in steel along fusion line due to the diffusion of Ni element into steel. The welding seam can be roughly divided into W atom solid solution strengthening zone, complete mixing zone and incomplete mixing zone with great difference in microhardness. The tensile strength of joint is 167 MPa. Most of fracture surface is located in tungsten base metal and is 50–300  $\mu\text{m}$  from the tungsten matrix/weld seam interface. The fracture is typical cleavage fracture.

**Key words:** tungsten; welding-brazing; cleavage fracture

**Foundation item:** Project(BE2017168) supported by Key Research and Development Program of Jiangsu Province, China; Project(51075205) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (ZKJ201502) supported by the Scientific Research Foundation of Nanjing Institute of Technology, China; Project supported by the Outstanding Scientific and Technological Innovation Team in Colleges and Universities of Jiangsu Province, China

**Received date:** 2018-02-08; **Accepted date:** 2018-06-18

**Corresponding author:** YANG Zong-hui; Tel: +86-25-86118274; E-mail: yzh@njit.edu.cn

(编辑 何学锋)