

基于镍基微晶钎料的钨/钢真空焊接接头的组织及性能

刘文胜, 刘书华, 马运柱, 蔡青山, 刘昊阳, 余 强, 伍 镭

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用镍基微晶箔带作为钎料, 在 1150 °C、30 min 的工艺条件下研究直接钎焊和添加 Ni-Cu 合金中间层两种工艺焊接钨和钢的特性。采用扫描电镜(SEM)、电子探针(EPMA)和纳米压痕分别对接头的显微组织、元素分布及显微硬度进行分析, 测试接头的拉伸强度并分析断口形貌和物相组成。结果表明: 添加 Ni-Cu 合金中间层的钎焊接头的拉伸强度(300 MPa)远高于直接钎焊的焊接接头的拉伸强度。两种钎焊接头的断裂均发生在残余应力集中的靠近钨/钎料界面的钨基体内, 为典型的脆性断裂方式。接头界面硬度分析表明, 固溶强化效应及脆性化合物的生成, 使靠近钨侧的钨/钎料扩散区域的显微硬度得到显著增加。

关键词: 钨; 钢; 真空钎焊; 镍基钎料; 显微组织; 力学性能; 显微硬度

中图分类号: TG456.9

文献标志码: A

Microstructure and properties of tungsten/steel joint brazed with Ni-based foil-type filler

LIU Wen-sheng, LIU Shu-hua, MA Yun-zhu, CAI Qing-shan, LIU Hao-yang, YU Qiang, WU Lei

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: A brazing process, using a rapidly solidified Ni-based foil-type filler, was performed to investigate the joining of tungsten and steel with/without an interlayer Ni-Cu at 1150 °C for 30 min. The cross sectional microstructure, element compositions and microhardness distribution of the joint region were analyzed by scanning electron microscopy (SEM), electron probe microanalysis (EPMA) and nano-indenter, respectively. The tensile strength of the joints was measured by mechanical tests, and then the microstructure and element compositions of the fracture were analyzed. The results indicate that the tensile strength of the as-bonded W/Ni-Cu/FS joints (300 MPa) is much higher than that of the as-bonded W/FS joints. Both W/FS and W/Ni-Cu/FS joints appear a brittle fracture mode and fracture in tungsten matrix which is close to the interface. The micro-hardness analysis of joint interface reveals that solid solution strengthening effect and the generation of brittle compounds are responsible for an increasing micro-hardness in inter-diffusion layer between the filler and W.

Key words: tungsten; steel; vacuum brazing; Ni-based foil-type filler; microstructure; mechanical property; micro-hardness

钨及其合金具有良好的导热、耐高温、耐溅射腐蚀、低蒸汽压和低氘氚滞留等一系列优异性能, 因而被广泛应用于各类高温、高压及高辐射环境中, 如作为核聚变堆偏滤器部件的装甲材料^[1-3]。然而, 钨同时也存在韧脆转变温度高、脆性大和加工难度大等缺点,

使得钨无法应用于偏滤器的低温区, 因此需和具有良好低温性能的材料(如高铬铁素体-马氏体钢)连接制成结构元件^[4-6]。钨与钢的熔点($t_W=3400$ °C, $t_{FS}\approx 1500$ °C)相差较大, 难以采用传统的熔化焊将其连接。目前, 钨/钢连接的方法主要有高温钎焊和固相扩散焊, 其

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50774098)

收稿日期: 2014-04-08; 修订日期: 2014-06-23

通信作者: 马运柱, 教授, 博士; 电话: 0731-88877825; E-mail: zhuzipm@csu.edu.cn

中高温钎焊的焊接性能优异, 尺寸精度高, 且与固相扩散焊相比, 具有尺寸适应性好、生产效率高等优点, 受到广泛关注^[7-10]。但在钨/钢高温钎焊过程中, 因两种基体材料的物理性能尤其是热膨胀系数相差较大, 易在冷却接头中产生大量残余应力, 削弱接头的力学性能, 严重时甚至会导致接头破坏开裂, 直接影响其使用性能^[11]。大量研究表明^[12-13], 可在两基体金属之间添加软性中间过渡层, 通过中间层的弹塑性变形来缓解因材料热膨胀系数差异引起的残余应力。钨/钢焊接的研究源于近年来偏滤器部件的设计转型, 其技术水平偏低, 焊接样性能稳定性较差^[14]。国内关于钨/钢焊接的研究起步较晚, 文献鲜有报道, 而高性能的钨/钢焊接件是偏滤器成功制造的关键, 因此, 钨/钢焊接技术的研究具有重要的理论意义和应用价值。

镍基钎料具有较低的熔化温度、优良的润湿性及流动性、较高的强度和较优的抗氧化性及腐蚀性, 且镍基钎料的钎焊温度范围与钢的热处理温度相吻合, 被广泛应用于钨/钢钎焊连接中。因此, 本文作者选用镍基微晶钎料进行钨/钢及钨/镍-铜合金/钢的钎焊实验, 研究钨/钢及钨/镍-铜合金/钢钎焊接头的显微组织特征及力学性能, 分析其作用机制, 探讨中间层的添加对焊接性能的影响, 为钨/钢焊接的应用提供理论基础。

1 实验

将纯度为 99.95%(质量分数, 下同)的钨棒和高铬铁素体钢(Fe-17 Cr)通过线切割加工成 $d\ 16\ \text{mm} \times 13\ \text{mm}$ 和 $d\ 16\ \text{mm} \times 14\ \text{mm}$ 的圆柱体。采用厚度为 $30\ \mu\text{m}$ 的 Ni-7Cr-5Si-3B 微晶箔带作为钎料, 与传统晶态钎料相比, 微晶钎料的组织成分更为均匀单一, 具有更为优异的润湿性及流动性^[15]。同时, 非晶态钎料中少量 Si 元素和 B 元素的存在能够有效降低合金的熔点, 进而降低焊接温度。镍基微晶钎料的热分析结果如图 1 所示。由图 1 可见, 镍基微晶钎料的熔点在 $950\ ^\circ\text{C}$ 左右。所采用的镍-铜合金箔片厚度为 $500\ \mu\text{m}$, 纯度为 $w(\text{Ni}+\text{Cu}) \geq 99.9\%$ ($w(\text{Ni})=80\%$)。

将待焊材料连接面采用 1000 号金相砂纸打磨后, 依次置于丙醇和无水乙醇中超声清洗 15 min。从上至下依次按钨/镍基钎料/铁素体钢(见图 2(a))和钨/镍基钎料/镍-铜合金中间层/镍基钎料/铁素体钢(见图 2(b))形式装配于真空烧结炉中进行高温钎焊。

焊接工艺曲线如图 3 所示。先快速升温至 $400\ ^\circ\text{C}$, 保温 10 min 脱气, 除去钎料生产过程中添加的粘结剂

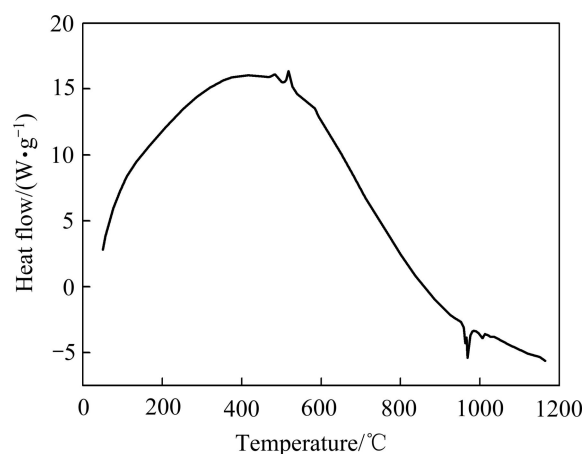


图 1 镍基微晶钎料的 DSC 曲线

Fig. 1 DSC curve of Ni-based amorphous foil

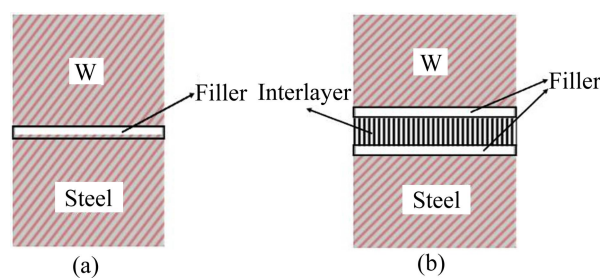


图 2 钎焊试样装配横截面示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of assembled cross-section for brazing specimen: (a) W/FS; (b) W/Ni-Cu/FS

等, 以防止后期焊接时在接头处形成气泡而引起接头性能的恶化; 焊接温度选定为 $1150\ ^\circ\text{C}$, 保温 30 min, 在此温度下钎料能充分润湿母材; 随后降温至 $650\ ^\circ\text{C}$ 保温 120 min, 进行焊后热处理, 以改善钎焊接头性能。焊接过程在一定的预压力下进行, 炉内真空度约为 $1 \times 10^{-3}\ \text{Pa}$ 。

焊接完成后, 对焊接试样的焊接界面进行取样, 经打磨和抛光后, 采用 Novatm Nano SEM230 型扫描电镜观察焊接接头的界面组织和形貌; 用 JXA8530F 型电子探针对接头微区进行化学成分分析; 采用 VNHT 型纳米压痕仪测试接头不同区域的显微硬度, 实验所施加的最大载荷为 30 mN; 将焊接样线切割成标准拉伸试样, 并使钎料层区域位于拉伸试样中心部位(如图 4 所示), 在 Instron 3369 型力学试验机上对接头的拉伸强度进行测试, 加载速率为 $1\ \text{mm/min}$; 采用 Novatm Nano SEM230 型扫描电镜和 RIGAKU-3104 型 X 射线衍射仪(扫描角度为 $20^\circ \sim 80^\circ$, $\text{Cu K}\alpha$ 靶)对拉伸断口形貌组织和微区成分进行分析。

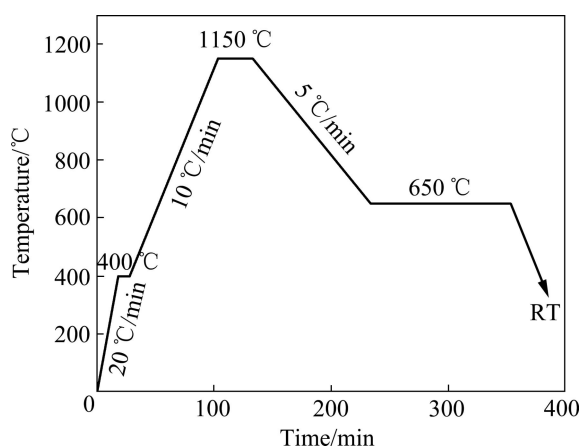


图3 焊接工艺曲线

Fig. 3 Process curve of brazing

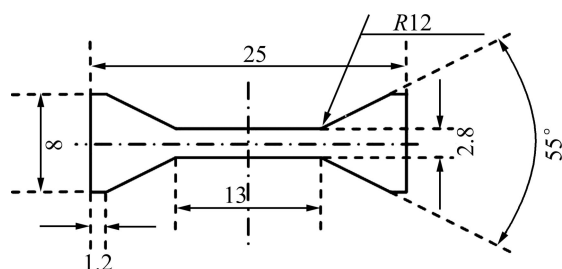


图4 拉伸试样尺寸示意图

Fig. 4 Schematic diagram of dimensions of tensile specimen
(Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 钎焊接头界面结构分析

钎焊接头界面的组织形貌及相成分可反映界面扩散层的形成过程，通过研究接头界面的形成机理，探讨中间层的添加对接头性能的影响。

图5和6所示分别为钨/钢钎焊及钨/镍-铜合金/钢钎焊接头的背散射电子形貌。由图5和6可见，钨/钢焊接件及钨/镍-铜合金/钢焊接件各界面均结合紧密，分布均匀，未发现明显的裂纹和孔洞等缺陷，说明采用镍基钎料和镍-铜合金中间层均能成功实现钨与钢的钎焊连接，且焊接界面较为简单，未形成多层结构扩散区。为进一步分析钎焊过程中不同元素的扩散迁移及接头中各显微组织的分布情况，对接头界面主要元素进行面扫描分析，并对接头界面处特征点进行成分分析。

钨/钢界面处主要元素(Fe, W, Ni, B, Si, Cr)的面扫描结果如图7所示。结合图5和7可知，钨/钢焊接接

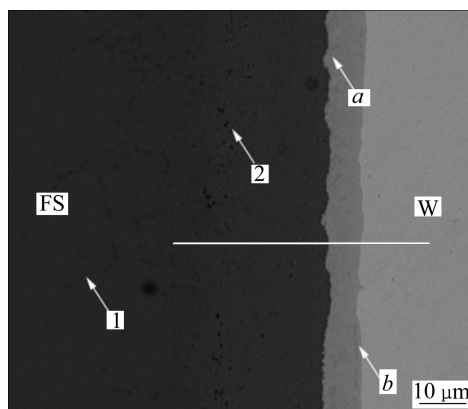


图5 钨/钢钎焊接头界面形貌

Fig. 5 Interfacial microstructure of W/FS brazing joint

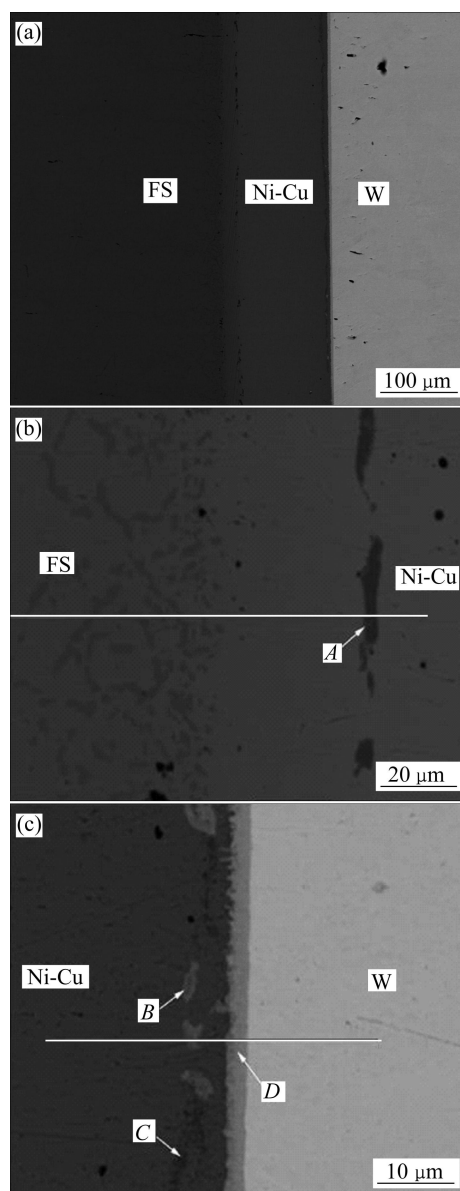


图6 钨/镍-铜合金/钢钎焊接头界面形貌

Fig. 6 Interfacial microstructures of W/Ni-Cu/FS brazing joint: (a) W/Ni-Cu/FS interface; (b) FS/Ni-Cu interface; (c) Ni-Cu/W interface

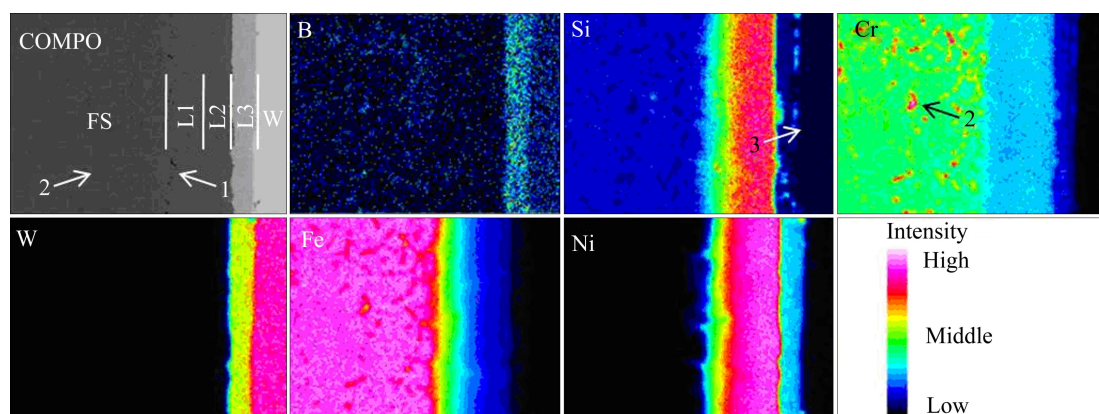


图 7 W/FS 焊接接头元素成分面扫描图

Fig. 7 Elemental maps from EPMA analysis of W/FS brazing joint

头主要分为钢基体(FS)、钢与钎料的扩散区(L1)、残余钎料层、钎料与钨的扩散区(L2)和钨基体(W) 5 个部分。靠近焊接界面的钢基体处(如图 5 箭头 1 所示)存在 Cr 元素的晶界偏聚,其原因可能是 Cr 原子在钢基体中沿晶界扩散速度较快,占据晶界处的位错尖端或者空位位置,导致其在晶界处发生偏聚^[16]。由 Fe-Ni 二元相图^[17]可知,Fe 与 Ni 具有极好的互溶性,极易形成(Fe,Ni)固溶体,但 Fe 原子在 Ni 中的扩散系数远大于 Ni 原子在 Fe 中的扩散系数,在钢与镍基钎料界面处此两种元素的扩散速率相差较大,导致钢与镍基钎料扩散区(L1)界面处近钢基体侧形成了大量的柯肯达尔孔洞,如图 5 中箭头 2 所示。类似的现象也出现在钨/镍-铜合金/钢焊接接头中(见图 6(b))。对图 5 中特征点 *a* 和 *b* 的成分进行分析,结果如表 1 所列。由表 1 可知,*a* 和 *b* 点皆为富 B 和 Cr 的钨镍相,据 OONO 等^[18]的分析可推测其为富硼和铬的 NiW_2 金属间化合物和(W,Ni)固溶体混合相。

表 1 图 5 中 EPMA 点扫描结果

Table 1 Scanning results of elemental EPMA concentration in Fig. 5

Point	Mole fraction/%					
	B	W	Ni	Fe	Cr	Si
<i>a</i>	17.92	31.67	20.61	1.32	28.48	0
<i>b</i>	15.91	23.8	17.77	0.55	40.27	1.71

钨/镍-铜合金/钢界面处主要元素(Fe, W, Ni, Cu, B, Si, Cr)的面扫描结果如图 8 所示。结合分析图 6 和 8 可知,钨/镍-铜合金/钢焊接接头主要分为钢基体(FS)、钢与钎料的扩散区(DZ1)、残余钎料层、钎料与镍-铜合金的扩散区(DZ2 及 DZ3)、镍-铜合金层

(Ni-Cu)、钎料与钨的扩散区(DZ4)和钨基体(W) 8 个部分。界面处 Ni、Fe、Cu 和 W 等主要元素成分连续变化,无明显突变出现,仅在微区存在微量元素的富集,对相应特征点(图 6 中的 *A*、*B*、*C* 和 *D* 点)的成分进行分析,其结果如表 2 所列。

表 2 图 6 中 EPMA 点扫描结果

Table 2 Scanning results of elemental EPMA concentration in Fig. 6

Point	Mole fraction/%						
	B	Cr	W	Ni	Fe	Cu	Si
<i>A</i>	48.31	40.98	—	3.7	3.1	3.67	0.24
<i>B</i>	34.35	46.4	8.79	6.76	1.58	2.12	—
<i>C</i>	47.06	23.05	0.31	13.89	0.42	12.88	2.4
<i>D</i>	48.55	17.64	21.69	11.06	1.06	0	0

表 2 所列的成分分析结果表明,图 6 中 *A*、*B* 和 *C* 3 个特征点主要含有 B 和 Cr 元素。由 Cu-Cr 二元相图可知,Cr 在 Cu 中的溶解度极小,钎焊过程中,Cr 元素扩散到靠近钎缝的基体时,易在基体边界富集,当 Cr 含量高于 8% 时,与 B 结合析出 CrB 、 Cr_5B_3 和 Cr_2B 等硼铬化合物。特征点 *A* 处 B 与 Cr 的摩尔比约为 1:1,结合 B-Cr 二元相图,可推测其为 CrB 相。同理可知,特征点 *B* 处可能为 Cr_3B_4 相组织,特征点 *C* 处可能为 CrB_2 相。*D* 点为富 B 和 Cr 的 NiW_2 金属间化合物和(W, Ni)固溶体混合相。

2.2 界面显微硬度分析

图 9 和 10 所示分别为钨/钢及钨/镍-铜合金/钢焊接接头的显微硬度分布。由图 9 和 10 可见,钨/钢及钨/镍-铜合金/钢钎焊接头各区域硬度并非均匀分布,

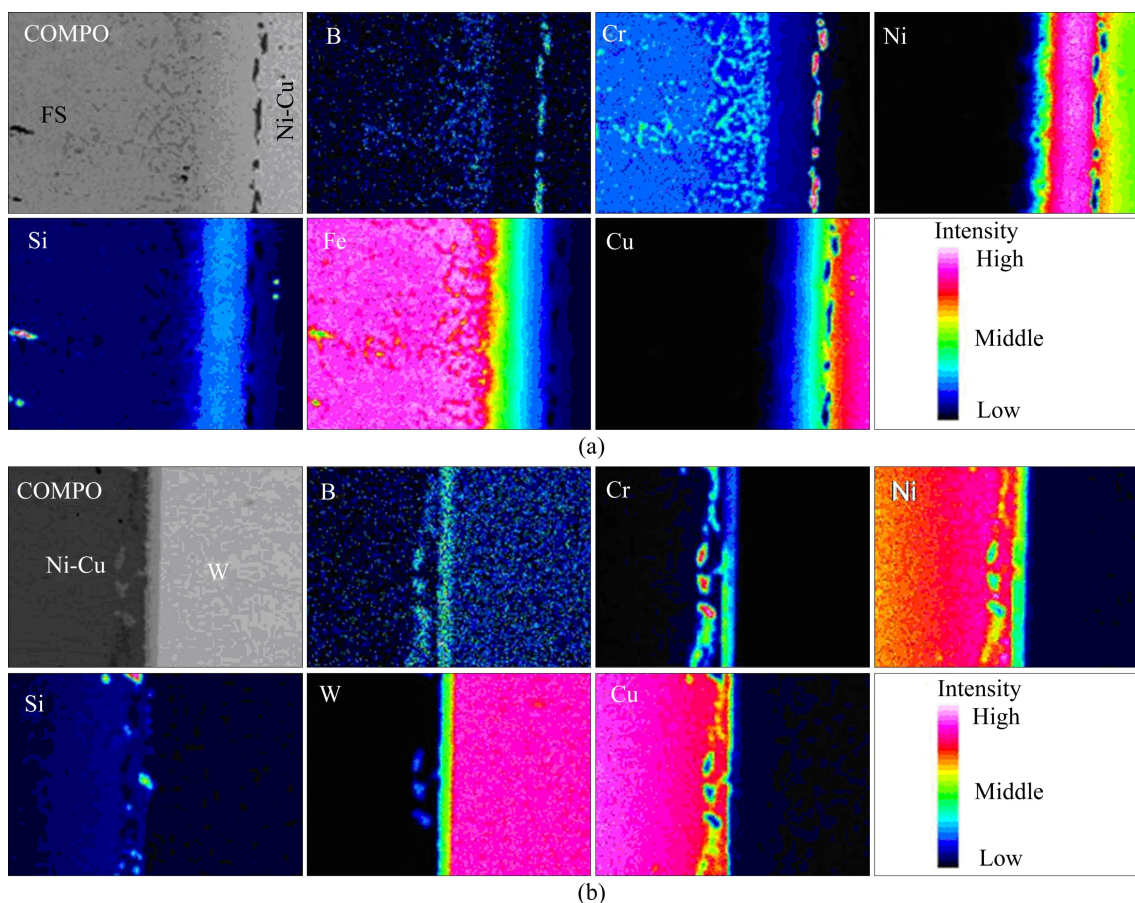


图 8 钨/镍-铜合金/钢焊接接头元素成分面扫描图

Fig. 8 Elemental maps from EPMA analysis of W/Ni-Cu/FS brazing joint: (a) FS/Ni-Cu interface ; (b) Ni-Cu/W interface

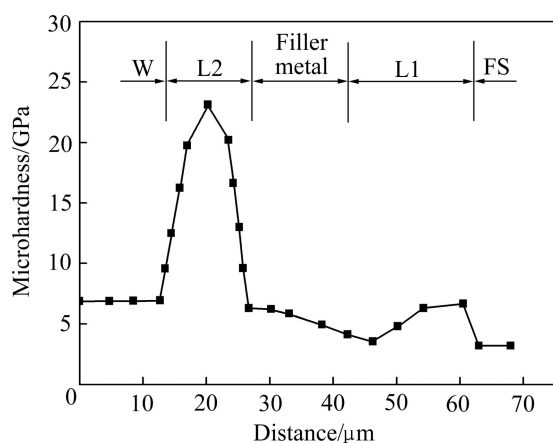


图 9 钨/钢钎焊接头显微硬度分布

Fig. 9 Hardness distribution of W/FS brazing joint regions

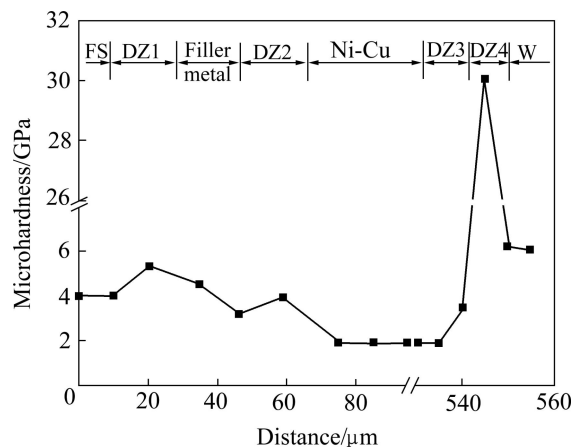


图 10 钨/镍-铜/钢钎焊接头显微硬度分布

Fig. 10 Hardness distribution of W/Ni-Cu/FS brazing joint regions

因显微组织不同存在一定的差异。结合接头界面结构分析结果可知, 由于 Ni 和 Fe 原子之间具有极好的互溶性, 在钢与镍基钎料扩散区(L1 及 DZ1)内形成 (Fe,Ni)固溶体, 但 Ni 和 Fe 原子尺寸存在差异, 形成固溶体后, 基体晶格发生畸变, 位错运动阻力增大, 引起固溶强化, 致使扩散层硬度高于钢基体材料及残

余钎料层的硬度。钨与镍基钎料扩散区(L2 及 DZ4)内生成了富 B 和 Cr 的钨镍固溶体相及脆性金属间化合物, 其硬度急剧增大, 且 B 和 Cr 含量越高, 其相应硬度越高, L2 区域的硬度为 23 GPa, DZ4 区域的硬度高达 30 GPa, 远高于钨基体材料及残余钎料层的硬

度。镍-铜合金中间层与钎料的扩散区(DZ1 及 DZ2)因存在固溶强化,硬度有一定程度的增加。综上所述,硬度的变化主要源于焊接过程中原子的互扩散所引起的固溶强化效应以及相互作用形成的脆性金属间化合物。

2.3 焊接接头拉伸性能及断口形貌

焊接接头的可靠性及强度对接头的实际应用具有至关重要的作用。钨/钢接头拉伸强度平均值约为 160 MPa,钨/镍-铜合金/钢接头拉伸强度平均值约为 300 MPa。且两者的拉伸强度均具有一定的波动性,这主要钨的自然脆性及其对杂质的敏感性引起钨基体自身强度的波动^[11],此外,基体材料本身的结构性能和焊接件后续的机械加工过程也会对接头性能稳定性产生一定的影响。钨/钢及钨/镍-铜合金/钢拉伸样均从中间焊缝处断裂,其代表性宏观断裂拉伸试样如图 11 所示。

为确定其具体断裂部位,对试样断口的微观形貌进行分析,其拉伸断口的 SEM 像如图 12 所示。由图 12 可知,钨/钢及钨/镍-铜合金/钢焊接件拉伸断口均呈结晶状,由较多具有解理台阶的小刻面组成,在



图 11 拉伸试样的宏观断口形貌

Fig. 11 Macro fracture morphology of tensile sample

W 颗粒界面处由于解理台阶相互汇合,形成河流花样,表现为典型的穿晶断裂。此外,在 W 颗粒内部及界面交汇处,分布着一定数量的微孔,其原因可能是制备钨基体材料过程中形成的孔洞或在界面扩散时由于原子迁移形成的柯肯达尔孔洞或焊接过程中形成的闭孔,此类缺陷的存在将导致焊接接头性能降低。综上所述,钨/钢及钨/镍-铜合金/钢焊接件拉伸时均表现为典型的脆性断裂特征。

为确定焊接接头断口的物相,对界面断口进行 X 射线衍射分析,分析结果如图 13 所示。由图 13 可知,

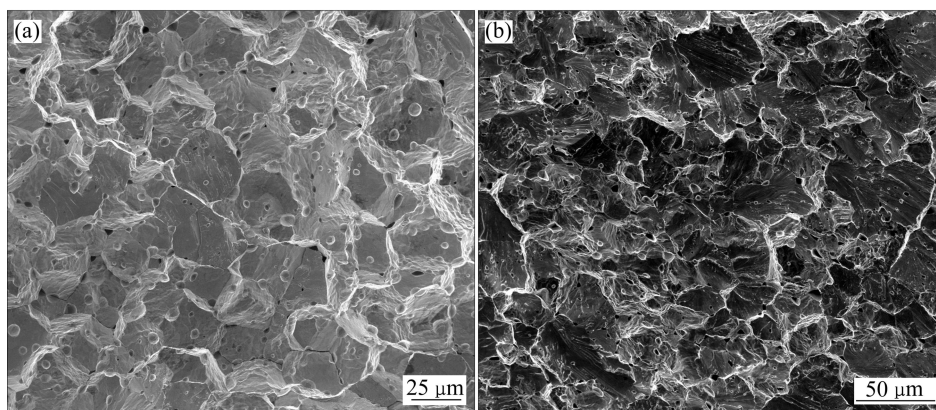


图 12 钢/钨钎焊接头断口形貌

Fig. 12 Fractural morphologies of brazing joints: (a) W/FS; (b) W/Ni-Cu/FS

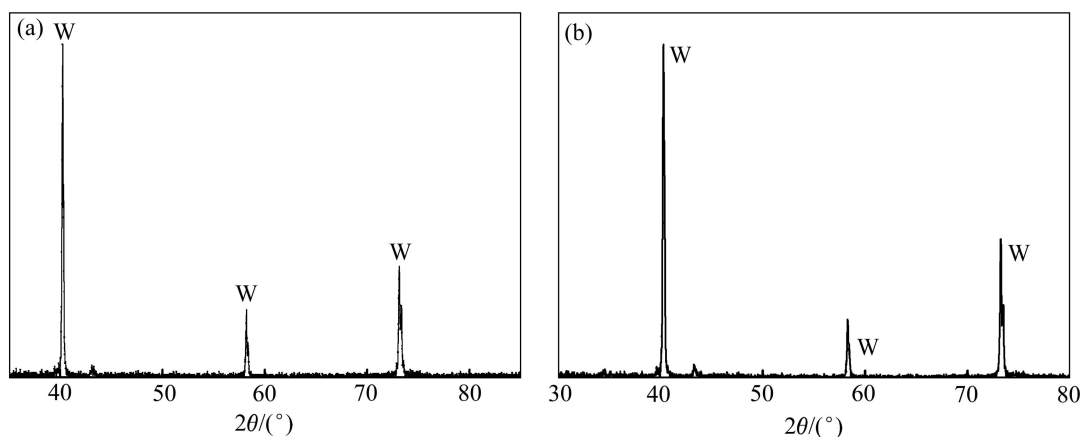


图 13 焊接接头断口的 XRD 谱

Fig. 13 XRD patterns of fracture surfaces in brazing joints: (a) W/FS; (b) W/Ni-Cu/FS

钨/钢及钨/镍-铜合金/钢焊接接头断口面的主要物相均为钨,可见接头失效主要发生在靠近钨/镍基钎料界面处的钨基体中。

在异种材料的高温焊接过程中,引起接头强度降低,接头断裂的因素主要有以下两种:1)两种基体材料之间存在较大的物理性能差异,易在焊接接头处产生大量残余应力;2)在高温条件下,异种材料之间存在明显的原子互扩散现象,可能在界面形成脆性金属间化合物。根据文献[19]报道,异种材料高温焊接残余应力主要集中在靠近接头界面的低热膨胀系数的基体内。在钨/钢焊接过程中,钨的热膨胀系数远低于钢的热膨胀系数($\alpha_W=4.5\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, $\alpha_{FS}=12\times 10^{-6}\sim 14\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$),因此,钨/钢焊接接头在冷却过程中所产生的残余应力将主要集中在靠近接头界面的钨基体内,使得该区域成为接头的薄弱部位。另一方面,在扩散区内形成了脆性镍钨或铬硼中间化合物,层状脆性相的存在引起接头脆化和强度降低,但因生成的中间相含量较低,对接头的强度影响不明显。因此,在本实验中,钨侧因残余拉应力较大成为钨/钢焊接接头失效的主要断裂源。

由上可知,虽钨/钢及钨/镍-铜合金/钢焊接件的断裂方式及部位均相同,但钨/镍-铜合金/钢焊接件的拉伸强度(300 MPa)远高于钨/钢焊接件的拉伸强度(160 MPa),这是因为镍-铜合金具有较低的屈服强度及极好的塑性,在焊接过程中能够通过弹、塑性及蠕变变形释放大部分残余应力,且Cu及Fe与Ni具有极好的互溶性,不易形成中间化合物。因此,在钨/钢的钎焊过程中,添加软性镍-铜合金中间层能够有效缓解接头残余应力,提高接头强度。

3 结论

1) 采用镍基钎料能够实现钨/钢及钨/镍-铜合金/钢的有效连接,且接头各界面完好、结合紧密,无不连续或开裂等缺陷。

2) 由于固溶强化效应及脆性化合物的生成,各扩散区的显微硬度有一定程度的增加,钨/钢接头及钨/镍-铜合金/钢接头界面的最高硬度值均出现在钨/钎料扩散区,其相应硬度分别为23 GPa和30 GPa。

3) 钨/钢钎焊接头抗拉强度约为160 MPa,钢/镍-铜合金/钨钎焊接头因软性镍-铜合金中间层的添加能够有效缓解接头残余应力,其强度得到极大提高,高达300 MPa。

4) 钨/钢接头及钨/镍-铜合金/钢接头的断裂部位

和方式一致,断裂发生在残余应力富集的靠近钨/钎料界面的钨基体处,属于典型的脆性断裂模式。

REFERENCES

- [1] SMID I, AKIBA M, VIEIDER G, PLOCHL L. Development of tungsten armor and bonding to cooper for plasma-interactive components[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1998, 258/263: 160-172.
- [2] KAUFMANN M, NEU R. Tungsten as first wall material in fusion devices[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2007, 82(5/14): 521-527.
- [3] PHILIPPS V. Tungsten as material for plasma-facing components in fusion devices[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 415(1): 2-9.
- [4] BASUKI W W, AKTAA J. Investigation of tungsten/EUROFER97 diffusion bonding using Nb interlayer[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2011, 86(9/11): 2585-2588.
- [5] WEBER T, AKTAA J. Numerical assessment of functionally graded tungsten/steel joints for divertor applications[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2011, 86(2/3): 220-226.
- [6] MUNEZ C J, GARRIDO M A, RAMS J, URENA A. Experimental study of W-EUROFER laser brazing for divertor application[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 418(1/3): 239-248.
- [7] KALIN B A, FEDOTOV V T, SEVRJUKOV O N, KALASHNIKOV A N, SUCHKOV A N, MOESLANG A, ROHDE M. Development of brazing foils to join monocrystalline tungsten alloys with ODS-EUROFER steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367/370: 1218-1222.
- [8] KALIN B A, FEDOTOV V T, SEVRJUKOV O N, MOESLANG A, ROHDE M. Development of rapidly quenched brazing foils to join tungsten alloys with ferritic steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, 329/333: 1544-1548.
- [9] CHEHTOV T, AKTAA J, KRAFT O. Mechanical characterization and modeling of brazed EUROFER-tungsten-joints[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367/370: 1228-1232.
- [10] NORAJITRA P, ANTUSCH S, GINIYATULIN R, KUZNETSOV V, MAZUL I, RITZHAUPT-KLEISSLA H J, SPATAFORA L. Progress of He-cooled divertor development for DEMO[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2011, 86(9/11): 1656-1659.
- [11] ZHONG Z H, JUNG H C, HINOKI T, KOHYAMA A. Effect of joining temperature on the microstructure and strength of tungsten/ferritic steel joints diffusion bonded with a nickel interlayer[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(13): 1805-1810.
- [12] 郭义, 何治经, 朱进满, 廉丕芬, 吴庆. Nb中间层在

- $\text{Si}_3\text{N}_4/40\text{Cr}$ 钢钎焊接头中的作用[J]. 材料研究学报, 1995, 9(4): 307–310.
- GUO Yi, HE Zhi-jing, ZHU Jin-man, LIAN Pi-fen, WU Qing. The role of Nb interlayer in $\text{Si}_3\text{N}_4/40\text{Cr}$ brazed joint[J]. Chinese Journal of Materials Research, 1995, 9(4): 307–310.
- [13] NORAJITRA P, GINIYATULIN R, HIRAI T, KRAUSS W, KUZNETSOV V, MAZUL I, OVCHINNIKOV I, REISER J, RITZ G, RITZHAUPT-KLEISSL H J, WIDAK V. Current status of He-cooled divertor development for DEMO[J]. Fusion Engineering and Design, 2009, 84(7/11): 1429–1433.
- [14] 张明义, 杨 坤, 陈 铮, 王永欣, 张嘉振. 晶界元素偏聚及其机理的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(7): 1531–1535.
- ZHANG Ming-yi, YANG Kun, CHEN Zheng, WANG Yong-xin, ZHANG Jia-zhen. Review of atomistic scale studies on solute segregation and its mechanism at grain boundary[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(7): 1531–1535.
- [15] 郭双全, 冯云彪, 燕青芝, 黎 健. 偏滤器中钨与异种材料的连接技术研究进展[J]. 焊接技术, 2010, 39(9): 3–7.
- GUO Shuang-quan, FENG Yun-biao, YAN Qing-zhi, LI Jian. Development of joining technologies on tungsten with dissimilar materials for divertor[J]. Welding Technology, 2010, 39(9): 3–7.
- [16] 唐仁政, 田荣璋. 二元合金相图及中间相晶体结构[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2008: 538.
- TANG Ren-zheng, TIAN Rong-zhang. Binary alloy phase diagrams and crystal structure of intermediate phase[M]. Changsha: Central South University Press, 2008: 538.
- [17] BATRA I S, KALE G B, SAHA T K, RAY A K, DEROSE J, KRISHNAN J. Diffusion bonding of a Cu-Cr-Zr alloy to stainless steel and tungsten using nickel as an interlayer[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 369(1/2): 119–123.
- [18] OONO N, NOH S, IWATA N, 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: 253–256.
- [19] DCONZONE S, BUTT D P, BARTLETT A H. Joining MoSi_2 to 316L stainless steel[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(13): 3369–3374.

(编辑 陈卫萍)