

钨/316L 不锈钢的瞬间液相扩散连接

杨宗辉^{1,2}, 沈以赴^{1,3}, 李晓泉², 孟氢钊¹

(1. 南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 211106;

2. 南京工程学院 材料工程学院, 南京 211167;

3. 江苏科技大学 先进焊接技术省级重点实验室, 镇江 212003)

摘 要: 采用 Cu-5Ni(质量分数, %)合金箔为中间层, 在加压 15 MPa、连接温度 1 120 °C、保温 10~360 min 的工艺条件下对纯钨/316L 不锈钢进行瞬间液相扩散连接。利用 OM、SEM、EDS 和电子万能试验机研究接头的微观组织、成分分布、力学性能及断口特征。结果表明: 保温 10 和 30 min 对应的接头组织由分界明显的富铁层和富铜层两层构成; 保温时间增至 180 min 时, 接头组织中的富铜层变薄、变分散, 而富铁层则变厚、且局部和不锈钢奥氏体晶粒粘接; 当保温时间达到 360 min 后, 接头区和不锈钢母材较好地实现了组织与成分均匀化, 钨母材中则形成 2~3 μm 厚的 Cr、Fe 元素扩散带, 接头抗剪强度达到 213 MPa, 断裂失效主要发生在钨母材中。

关键词: 钨; 不锈钢; 瞬间液相扩散连接; 抗剪强度

中图分类号: TG457.1

文献标志码: A

Transient liquid phase bonding between tungsten and stainless steel 316L

YANG Zong-hui^{1,2}, SHEN Yi-fu^{1,3}, LI Xiao-quan², MENG Qing-bei¹

(1. College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106, China;

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

3. Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: Transient liquid phase bonding between tungsten (W) and stainless steel 316L using a Cu-5Ni (mass fraction, %) alloy interlayer was carried out in vacuum at 1 120 °C for 10~360 min with a pressure of 15 MPa. The microstructures, composition distribution and fracture characteristics of the joints were studied by OM, SEM, EDS and their mechanical properties were tested by shear experiments. The results show that the microstructures of the joints holding for 10 and 30 min consist of Fe-rich layer and Cu-rich layers with clear boundaries. When the holding time increases to 180 min, Cu-rich layer becomes thin and disperse, while Fe-rich layer becomes thick and part of it bonds to the stainless steel austenite grain. When the holding time reaches 360 min, the microstructure and composition of bonding zone become homogenous, and 2~3 μm -thick Cr, Fe elements diffuse band also forms in the tungsten matrix. The average shear strength of joints holding for 360 min reaches 213 MPa, and the fracture failure occurs mainly in the tungsten matrix.

Key words: tungsten; stainless steel; transient liquid phase bonding; shear strength

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51075205); 江苏省自然科学基金资助项目(BK2007201); 江苏科技大学先进焊接技术省级重点实验室开放研究基金资助项目(JSAWT-06-02)

收稿日期: 2011-09-30; **修订日期:** 2012-05-16

通信作者: 沈以赴, 教授, 博士; 电话: 025-84895940; E-mail: yifushen@nuaa.edu.cn

钨及其合金作为一种重要的核聚变面向等离子体材料, 特别适合使用在高温通量、高粒子流量及重中子辐射的偏滤器中^[1-3]。实际使用中, 钨需要和热沉材料铜合金或钢连接制成面向等离子体元件, 其中, 作为热沉材料的钢主要使用低活化马氏体-铁素体钢及 316L 奥氏体不锈钢^[4-5]。目前, 钨与钢的连接主要采用钎焊与固相扩散焊。钎焊采用 Ti-V-Cr-Be、Fe-Ta-Ge-Si-B-P、50Fe-50Ni 等非晶钎料, 钎焊温度为 1 150 ℃ 左右^[6-7]。固相扩散焊则多采用和钨与钢均具有较好冶金相容性的纯 Ni 或纯 Ti 做中间层^[8-9], 而利用表面改性在钨表面制备 Ni 基金层后再与铜或钢进行扩散连接也取得了较高的连接强度^[10]。

瞬间液相扩散连接结合了钎焊与固相扩散焊的优点。一方面, 瞬间液相扩散连接类似于钎焊, 通过加热过程中形成的低熔点液相在连接过程中与被焊母材形成结合界面, 降低了连接温度; 另一方面, 液相金属又能在连接温度下与高熔点母材互扩散或反应, 使液相在保温过程中逐渐等温凝固, 形成的接头性能类似固相扩散焊接头的性能, 其强度接近母材的强度, 且耐高温^[11-12]。采用瞬间液相扩散连接法连接异种材料是非常适合的, 以 67Cu-33Mn-5Ni 等为中间层可实现钨与铜的瞬间液相扩散连接^[13], 以纯 Cu、纯 Al 为中间层可实现碳钢与不锈钢、铝合金与不锈钢的瞬间液相扩散连接^[14-15]。但关于钨与不锈钢的瞬间液相扩散连接尚未见报道, 本文作者以 Cu-5Ni(质量分数, %)合金箔为中间层初步研究钨与 316L 不锈钢瞬间液相扩散连接接头的显微组织特征及力学性能。

1 实验

试验所用材料为纯钨(W)、316L 不锈钢和 Cu-5Ni 合金箔, 其成分如表 1 所列。W 和 316L 不锈钢均线切割加工成 $d 8 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱体。厚 30 μm 的中间层 Cu-5Ni 合金箔也剪成 $d 8 \text{ mm}$ 的圆片。连接前, 所有连接端面均打磨至 1200 号金相砂纸, 然后在丙酮

中超声清洗 15 min。从上至下按钨/Cu-5Ni/316L 不锈钢组装好的连接试样置入真空热压炉(ZRYS1500, 沈阳威泰科技公司生产)中进行真空扩散连接。

保持连接温度 1 120 ℃ 不变, 保温时间分别采用 10、30、180 和 360 min。以 10 ℃/min 的加热速率升至 1 120 ℃ 后保温, 保温结束后随炉冷却。焊接压力为 15 MPa, 真空度小于 2 mPa。

扩散连接后, 截取钨/316L 不锈钢试样。用奥林巴斯 GX51 金相显微镜、JSM-6360LV 扫描电镜(SEM)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及成分线扫描分析。用线切割加工出 $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的剪切试样, 在自制模具中用拉剪法在电子万能实验机(CMT-5105, 深圳新三思公司生产)上静载剪切试验, 剪切速度为 1 mm/min。抗剪强度取相同工艺下 3 个试样剪切强度的平均值。剪断后, 用 JSM-6360LV 扫描电镜观察断口形貌, 用扫描电镜附带的能谱仪进行断口微区成分分析。图 1 所示为试样在真空炉中的装配示意图和试样抗剪强度试验示意图。

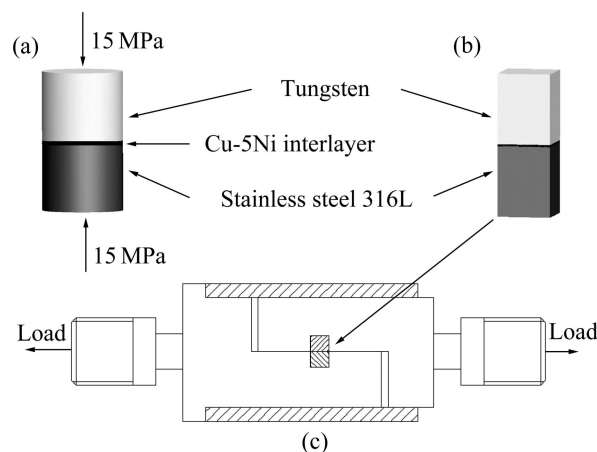


图 1 试样装配及抗剪强度试验示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of specimen assembly and shear strength test: (a) Specimen assembly; (b) Shear specimen; (c) Shear mould

2 结果与分析

2.1 结合区的显微组织与成分

1 120 ℃ 保温不同时间后接头的显微组织如图 2 所示。由图 2 可知, 保温 10 和 30 min 后的接头组织类似, 中间层均分成明显的两层: 靠近 W 界面为含 Cr、Ni 和 Cu 元素均很高的富铁层(成分见表 2), 厚约 3~6 μm , 保温 30 min 对应的富铁层相对增厚; 靠近不

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experimental materials

Experimental material	Composition, w/%
Tungsten(W)	Mo 0.02, Si 0.01, Fe 0.01, Ti 0.01, W Bal.
Stainless steel 316L	Cr 16.0–18.0, Ni 12.0–18.0, Mo 2.0–3.0, Mn ≤ 2.0, C ≤ 0.03, Fe Bal.
Cu-5Ni interlayer	Cu 95, Ni 5

锈钢界面为富铜层, 厚约 20 μm 。在不锈钢界面, 液态中间层沿不锈钢奥氏体晶界扩散, 形成纵深很深的“晶间渗入”。保温 30 min 所对应接头的局部区域(见图 2(c))的“晶间渗入”非常明显, 部分不锈钢奥氏体晶粒被液态中间层包围。“晶间渗入”为奥氏体晶粒的晶界原子快速溶解及表面张力综合作用的结果。其形成过程如下: 由于不锈钢母材的奥氏体晶粒沿表面被截断, 表面的晶界交汇处便形成微观表面沟槽, 在液态中间层的作用下, 沟槽处不锈钢晶粒的尖角因曲率半径小、表面能高而快速溶解, 引起沟槽的加深与边角圆滑化, 从图 2 可观察到, 所有晶界渗入的入口均呈小漏斗状。在表面张力作用下, 液态中间层沿沟槽不断深入。又因为晶界原子能量高、向液态中间层溶解快, 故沟槽会沿晶界快速扩展, 形成液态中间层向母材内部的“晶间渗入”。“晶间渗入”大幅增加了液态中间层与不锈钢母材的接触面积, 加快了两者之间的元素互扩散, 从而加速了接头区与不锈钢母材之间的组织与成分均匀化。

对于富铁层, 从图 3(a)所示的接头成分线扫描曲线可知, 富铁层中微量 Cr 和 Fe 原子扩散进入到钨表层。而富铁层中越靠近钨界面, Cr、Ni、Fe 和 Cu 含量均越低, 表明 W 元素扩散进入该层, EDS 分析表明(见表 2), 该区确实含有少量 W 元素。靠近不锈钢界面的富铜层和不锈钢母材则发生了明显的互扩散。

当保温时间增加到 180 min 时, 中间层不再呈现明显的两层。经过长时间保温扩散后, 由于液态中间层与不锈钢母材的不断互扩散(包括液态中间层向不锈钢母材的晶内扩散与晶界扩散及不锈钢母材向液态中间层的溶解扩散)和含大量 Cu 原子的富铁区持续生长造成的 Cu 原子消耗, 使得如图 2(d)所示深色部分对应的富铜层相对于保温 10 和 30 min 接头的富铜层更薄、更分散。在压力作用下, 部分不锈钢奥氏体晶粒和富铁层相接触。

保温时间延长到 360 min 时, 中间层与不锈钢母材已实现较好的均匀化, 只有小面积的富铜区分散分布在接头区域。从图 3(b)所示的接头区成分线扫描可

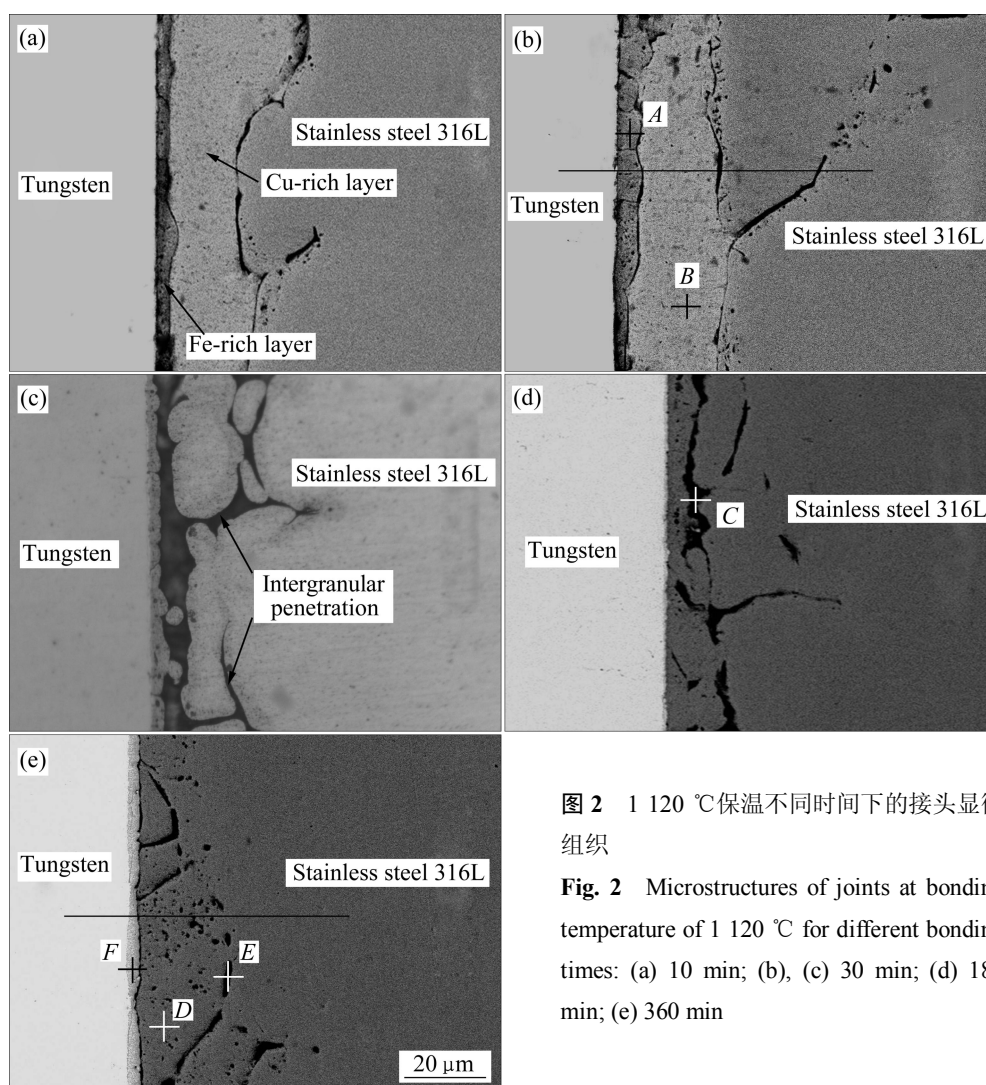


图 2 1 120 $^{\circ}\text{C}$ 保温不同时间下的接头显微组织

Fig. 2 Microstructures of joints at bonding temperature of 1 120 $^{\circ}\text{C}$ for different bonding times: (a) 10 min; (b), (c) 30 min; (d) 180 min; (e) 360 min

知, 从接头区到不锈钢母材, Cu 和 Ni 元素含量逐渐降低, 而 Cr 和 Fe 元素逐渐升高。钨母材中则形成了 2~3 μm 的扩散带, 该扩散带主要由 Cr 和 Fe 元素扩散进入钨母材形成。

2.2 原子扩散与组织转变

组织与成分分析表明, 采用瞬间液相扩散连接可实现钨与不锈钢的冶金结合。较短保温时间对应的接头组织明显分成富铁层和富铜层两层; 当保温时间非常充分时, 接头区组织与成分和不锈钢母材实现均匀化, 呈现明显的瞬间液相扩散连接接头形态。

接头组织的变化是原子扩散的结果。达到 Cu-5Ni

中间层熔点后, 中间层熔化并润湿不锈钢母材界面, 液态金属原子与固态金属原子形成新键, 从而发生溶解。当连接温度为 1 120 ℃时, 液态铜原子的活性很高, 而不锈钢的金属键能大幅降低, 在铜原子作用下, 不锈钢表层, 特别是不锈钢中奥氏体晶界原子会较快地向液态中间层溶解。

对于钨母材, 由于 W 的熔点很高, 在实验温度下, W 的金属键依然非常牢固, 并且 W 元素与 Cu 元素冶金不相容, 显然, W 不会溶解于铜液。但在实验中, 中间层采用 Cu-5Ni 合金, Ni 原子与 W 原子具有很好的亲和力, 含 Ni 铜液能快速润湿固态钨表面, 并与钨界面发生冶金反应, 首先在厚约 0.1 nm 的钨表层

表 2 图 2 中 A-F 点的 EDS 成分分析结果

Table 2 EDS composition analysis results of points A-F in Fig.2

Position	Analysis zone	Mole fraction/%				
		W	Cr	Fe	Ni	Cu
A	Fe-rich layer in joint holding for 30 min	1.65	10.87	43.95	27.4	16.13
B	Cu-rich layer in joint holding for 30 min	—	1.87	3.84	7.76	86.53
C	Cu-rich region in joint holding for 180 min	—	1.22	6.05	12.53	80.2
D	Matrix of joint holding for 360 min	0.51	14.67	52.22	24.45	8.15
E	Cu-rich region in joint holding for 360 min	—	2.95	17.78	15.72	63.55
F	Diffuse band in tungsten matrix	46.14	11.52	38.34	2.89	1.11

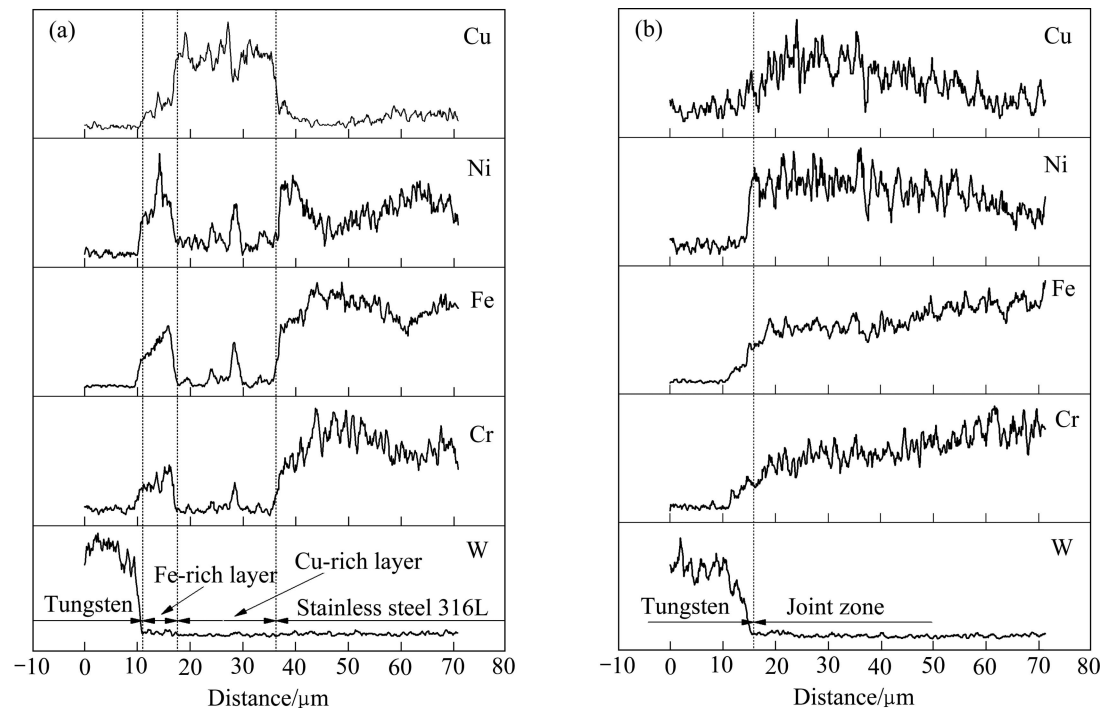


图 3 1 120 ℃保温不同时间下的接头区成分线扫描分布曲线

Fig. 3 Element line scanning curves of joints at bonding temperature of 1 120 ℃ for different times: (a) 30 min; (b) 360 min

内形成“载体相”,然后W原子几乎不需耗费能量即通过该相向含Ni熔液中不断溶解扩散^[16-17]。由于W能在含Ni熔液达到很大的溶解度,而Ni在钨中的溶解度可忽略不计^[17],两者之间不对等的扩散使得钨表层留下大量的空位缺陷。实验中,铜液中Ni含量低,钨的溶解量有限,但只要溶解了钨连接端面很薄的表层,钨母材便能在液态中间层中暴露出新鲜界面。大量的空位缺陷和新鲜界面能促进钨母材与中间层的元素互扩散,这是本实验采用Cu-5Ni合金而不采用纯Cu做中间层的原因,其目的是为了加强钨与中间层的冶金扩散和结合强度。

不锈钢界面处被溶解的Fe、Cr和Ni等金属原子通过对流扩散向液态中间层中迁移。Fe、Cr元素和Ni元素一样,和W有很好的亲和力^[17],存在大量空位缺陷的新鲜钨界面对它们产生很大的吸附作用力。这样,溶解进入液态中间层且在液态中间层中溶解度很小的Fe、Cr原子,当然也有Ni原子,在钨表面选择性偏析,形成成分偏析层。随着Fe、Cr和Ni元素的持续偏析,钨表面成分偏析层的Fe、Cr和Ni元素浓度逐渐升高,其熔点也随之提高,超过1120℃后,钨表面成分偏析层凝固成固态层,在此,称之为“富铁层”。

随着保温时间的延长,富铁层逐渐增厚,而富铜层因“晶间渗入”、生成含铜富铁层等多方面的消耗以及连接压力的作用下,会逐渐变薄,更分散。不锈钢奥氏体晶粒逐渐和富铁层互相粘结而互扩散实现成分与组织均匀化。另外,液态中间层Cu原子含量会逐渐变低,而Ni、Cr和Fe原子含量却逐渐增加,成分的变化使得中间层熔点升高,实现连接温度下的等温凝固。随着保温时间的继续延长,凝固后的接头区Ni、Cr和Fe等原子与Cu原子会逐渐扩散均匀化,同时,富余的Cu原子聚集成为相对分散的铜富集区。

对于钨界面与中间层之间的扩散,在富铁层形成之前,为固-液溶解扩散,W原子向液态中间层溶解扩散,而中间层Fe、Cr和Ni原子向钨表层固态扩散;当富铁层形成之后,钨界面与中间层之间变为固相扩散,由于富铁层是在新鲜且存在大量空位缺陷的钨表面上生成,结合致密,非常有利于两者之间的元素互扩散。在整个连接过程中,由于Cr和W能无限固溶,高温下,Cr原子会持续向W中扩散。对于Fe元素,虽然实验温度下它在钨中的固溶度 $\leq 3\%$ (摩尔分数),但Cr原子大量扩散进入W晶格后,Cr原子取代部分W原子,W表层的扩散带因此成为W-Cr固溶体合金层,与Cr元素在实验温度下能无限互溶的Fe原子进而大量进入W表层扩散带。由表2可知,W表层扩

散带的Fe原子摩尔分数达到40%左右。

2.3 接头力学性能及断口分析

图4所示为接头抗剪强度与保温时间的关系。可以看出,接头抗剪强度随着保温时间的延长而增加,但保温10 min和保温30 min对应的接头抗剪强度相当,均不超过70 MPa,处于较低的强度水平。保温时间增加到180 min时,接头抗剪强度上升到115 MPa。保温时间达到360 min时,接头组织实现均匀化,其抗剪强度达到213 MPa。

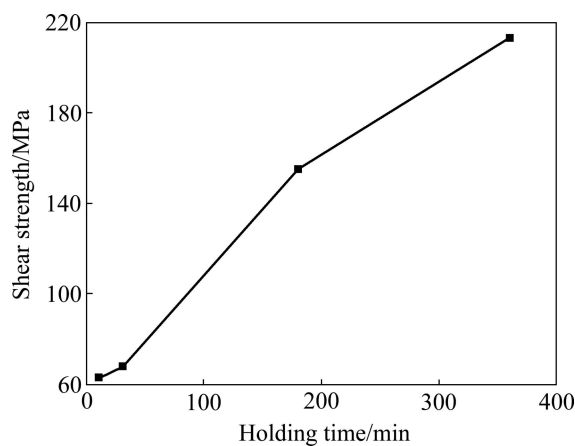


图4 接头抗剪强度与保温时间的关系

Fig. 4 Relationship between joint shear strength and holding time

图5所示为3种不同扩散保温时间下对应的接头剪切断口形貌(钨侧)。由图5(a)可知,保温时间为30 min的试样断口大部分区域属于典型的脆性断裂形貌,其抗剪强度必然低。图5(a)中微区A的EDS成分分析结果(质量分数,下同)表明:W含量为1.23%,Cr含量为15.39%,Fe含量为55.88%,Ni含量为18.97%,Cu含量为8.53%,该成分组成和图2中A点所代表的富铁层成分组成很接近。该断口形貌为试样钨侧对应的断口形貌,因此,微区A所对应的脆性断口形貌区只可能由富铁层或富铁层与富铜层的结合面断裂产生。图5(a)另一部分区域表现为明显的韧性断裂形态,由于同一组织内的微小区域发生两种截然相反断裂形态的可能性小,因此可推断图5(a)对应的断裂发生在富铁层与富铜层的结合面,其中脆性断裂面为富铁层与富铜层的分离面,而韧性断裂面发生在靠近结合面的富铜层中。保温时间为180 min时,试样断口韧窝大且深,说明断裂为典型的韧性断裂。图5中所示区域B的铜含量达到86.4%(其余Cr、Fe和Ni 3种元素的含量分别为0.72%、4.05%和8.83%,没有

检测到 W 元素), 说明断裂发生在富铜区。保温时间为 360 min 时, 接头断裂失效主要发生在钨母材中。并且, 图 5 中区域 D 的成分为 100%W, 而没有检测到 Cr 与 Fe 元素的存在, 表明断裂失效并非发生在钨母材的 Cr 和 Fe 元素扩散带中。图 5(c)所示断口中还有一定数量的韧窝, 韧窝所对应的微区(图 5 中区域 C)铜含量为 70.28%(其余 W、Cr、Fe 和 Ni 4 种元素的含量分别为 1.39%、3.83%、12.92% 和 11.58%), 该成分组成和图 2 中点 E 所代表的接头区富铜区成分组成接近, 说明韧窝为接头区中富铜区断裂产生。

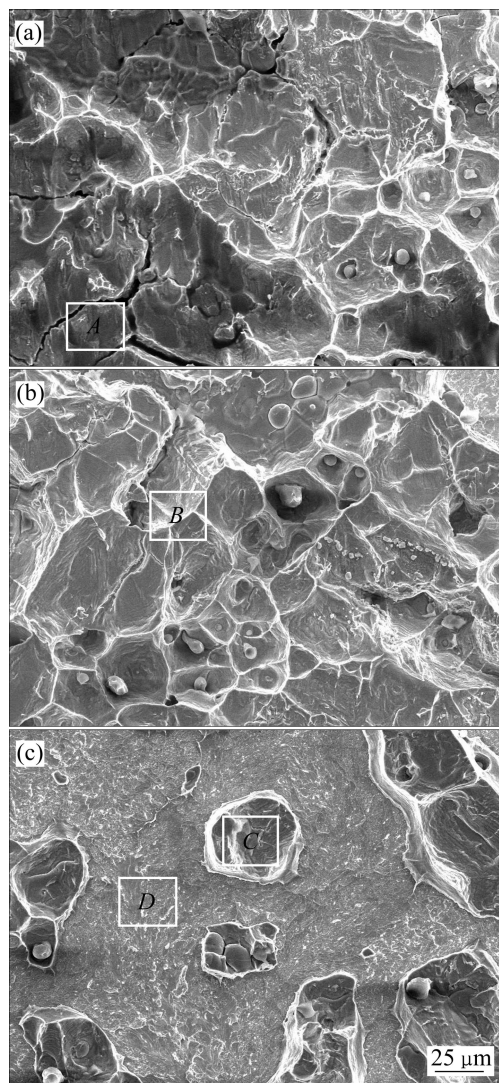


图 5 1 120 °C 保温不同时间下的接头断口形貌

Fig. 5 Fracture surfaces of joints at bonding temperature of 1 120 °C for different bonding times: (a) 30 min; (b) 180 min; (c) 360 min

结合接头的抗剪强度和相应的断口形貌特征, 表明在短时间保温时, 接头区明显分为富铁层和富铜层, 两者结合力薄弱, 导致接头断裂以脆性断裂为主

导, 抗剪强度低, 保温时间延长到 180 min 后, 由于扩散时间较充分, 接头不再分成明显的两层, 相对分散分布的富铜层大大变薄且和其他组织结合良好, 接头断裂失效发生在塑性很好的富铜区, 抗剪强度明显增加。当保温时间延长到 360 min 后, 接头区与不锈钢母材实现组织与成分均匀化, 成为典型的瞬间液相扩散连接接头, 强度显著提高, 断裂主要发生在相对较脆的钨母材中。

3 结论

1) 以 Cu-5Ni(质量分数, %)合金箔作为中间层, 采用瞬间液相扩散连接可实现钨/316L 不锈钢的良好冶金结合, 接头显微组织致密且界面结合良好。

2) 接头组织先形成分界明显的两层(富铁层和富铜层), 随着保温时间的延长, 在一定的温度和压力作用下, 富铁层不断增厚, 而富铜层逐渐变薄、更分散; 当保温时间达到 360 min 时, 接头区与不锈钢母材较好地实现了组织与成分均匀化, 钨母材中则形成 2~3 μm 的 Cr 和 Fe 元素扩散带。

3) 钨母材界面在中间层液化后, 很快被固态富铁层覆盖。但覆盖前, 钨母材表层被含活性 Ni 原子的液态中间层溶解, 露出的新鲜界面促进了钨母材与富铁层之间的固相扩散, 从而提高了钨母材与接头的冶金结合强度。

4) 在加压 15 MPa、连接温度为 1 120 °C 的工艺条件下, 连接接头抗剪强度随保温时间延长而增加, 保温时间到达 360 min 时, 连接接头抗剪强度达到 213 MPa, 断裂失效主要发生在钨母材中。

REFERENCES

- [1] BARABASH V, AKIBA M, CARDELLA A, MAZUL I, ODEGARD B C Jr, PLOËCHL L, TIVEY R, VIEIDER G. Armor and heat sink materials joining technologies development for ITER plasma facing components[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, 283/287: 1248–1252.
- [2] 陶光勇, 郑子樵, 刘孙和. W/Cu 梯度功能材料板稳态热应力分析[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(4): 694–700.
TAO Guang-yong, ZHENG Zhi-qiao, LIU Sun-he. Analysis of steady thermal stress in plate of W/Cu functionally graded material[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(4): 694–700.
- [3] MITTEAU R, MISSIAEN J M, BRUSTOLIN P, OZER O, DUROCHER A, RUSET C, LUNGU C P, COURTOIS X,

- DOMINICY C, MAIER H, GRISOLIA C, PIAZZA G, CHAPPUIS P. Recent developments toward the use of tungsten as armour material in plasma facing components[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2007, 82(15/24): 1700–1705.
- [4] KLUEH R L, GELLES D S, JITSUKAWA S, KIMURA A, ODETTE G R, SCHAAF B, VICTORIA M. Ferritic/martensitic steels—Overview of recent results[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, 307/311(1): 455–465.
- [5] GREUNER H, BOLT H, BÖSWIRTH B, LINDIG S, KÜHNLEIN W, HUBER T, SATO K, SUZUKI S. Vacuum plasma-sprayed tungsten on EUROFER and 316L: Results of characterization and thermal loading tests[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2005, 75/79: 333–338.
- [6] 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.
- [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(2): 1218–1222.
- [8] ZHONG Zhi-hong, HINOKI T, KOHYAMA A. Effect of holding time on the microstructure and strength of tungsten/ferritic steel joints diffusion bonded with a nickel interlayer[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 518(1/2): 167–173.
- [9] ZHONG Zhi-hong, HINOKI T, NOZAWA T, PARK Y H, KOHYAMA A. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints between tungsten and F82H steel using a titanium interlayer[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 489(2): 545–551.
- [10] 孟氢钡. 钨表面镍合金化及与铜的瞬间液相连接[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2011: 25–42.
- MENG Qing-bei. Transient liquid phase bonding tungsten to copper after Ni Surface alloying of tungsten[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2011: 25–42.
- [11] MACDONALD W D, EAGART W. Transient liquid phase bonding[J]. *Annul Rev Mater Sci*, 1992, 22: 23–46.
- [12] 曲文卿, 庄鸿寿, 张彦华. 异种材料 TLP 扩散连接过程的非对称性[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(2): 300–304.
- QIU Wen-qing, ZHUANG Hong-shou, ZHANG Yan-hua. Dissymmetry of TLP diffusion bonding of dissimilar materials[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(2): 300–304.
- [13] 沈以赴, 刘仕福, 李军伟, 徐杰. W 与 Cu 合金瞬时液相连接分析[J]. *焊接学报*, 2005, 26(12): 73–76.
- SHEN Yi-fu, LIU Shi-fu, LI Jun-wei, XU Jie. Transient liquid phase bonding tungsten to copper alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2005, 26(12): 73–76.
- [14] 祖国胤, 王宁, 于九明, 温景林. TLP 连接技术在不锈钢–3003 铝合金复合板制备中的应用[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(1): 79–83.
- ZU Guo-yin, WANG Ning, YU Jiu-ming, WEN Jing-lin. Application of TLP joining techniques in preparing bonding plates of stainless steel/A3003[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(1): 79–83.
- [15] 陈汝淑, 张锋刚, 刘世程, 刘德义. 碳钢–Cu 箔中间层–304 不锈钢瞬间液相扩散结合区组织与性能[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(1): 126–131.
- CHEN Ru-shu, ZHANG Feng-gang, LIU Shi-cheng, LIU De-yi. Microstructure and mechanical properties of transient liquid phase diffusion bonding zone of low carbon steel Cu foil 304 stainless steel composite pipe[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(1): 126–131.
- [16] 方洪渊, 冯吉才. 材料连接过程中的界面行为[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2005: 52–60.
- FANG Hong-yuan, FENG Ji-cai. Behavior of the interface during material connection[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2005: 52–60.
- [17] 王发展, 唐丽霞, 冯鹏发, 武宏. 钨材料及其加工[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008: 281–284.
- WANG Fa-zhan, TANG Li-xia, FENG Peng-fa, WU Hong. Material and processing of tungsten[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 281–284.

(编辑 龙怀中)