

铜钨/20 钢双金属的液相扩散连接

刘永定, 杨晓红, 刘子贤, 刘佳辉, 肖 鹏, 梁淑华

(西安理工大学 材料学院, 陕西 西安 710048)

摘 要: 研究了铜钨合金与 20 钢的直接扩散连接, 发现整体材料在过渡层在铜钨近过渡层界面产生了脆性的 Fe_2W 金属间化合物薄层, 恶化了接头结合质量。为了解决此问题, 引入 Cu-2%Cr (质量分数) 夹层, 在 1200~1380 °C 的范围内制备了铜钨/20 钢整体材料。加入夹层后在铜钨与 20 钢界面形成了一个完整的冶金过渡层, 消除了直接扩散连接过程中产生的 Fe_2W 脆性金属间化合物薄层, 在光镜下观察到界面过渡层由浅色基体包围深色蠕虫状组织构成, XRD 与 EDS 能谱分析结果表明, 其中的浅色基体为铜基体, 黑色蠕虫状组织为富铁相。随着扩散连接温度的升高, 界面过渡层中的深色蠕虫状组织由 20 钢一侧向铜基体中延伸, 并不断长大。1250 °C 扩散连接时, 深色蠕虫状组织均匀分布于整个过渡层。并对不同温度下的铜钨 20 钢复合材料进行了室温力学性能测试, 发现 1250 °C 时界面强度达到最大, 为 145 MPa。利用 SEM 对拉伸断口形貌观察, 发现整体界面平整无韧窝, 由 Cu 相韧性撕裂棱与平整的富铁相区域组成。

关键词: 液相扩散连接, 金属间化合物; 过渡层; 富铁相; 铜钨合金

中图法分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4193-07

在特高压领域中, GIS 断路器作为高压断路器的一种常用设备, 其中的电阻触头作为保护主触头的重要零件, 在主触头的频繁开断过程中, 起到引导电弧的作用。这种特殊的服役条件要求其在具备良好耐电弧烧蚀性能的同时具备一定的界面结合强度。铜钨合金具有良好的耐高温、耐电弧烧蚀、良好的导电导热性能等优点, 常被用作高压断路器中的电触头材料^[1-2]。而 20 钢强度较高, 韧性、塑性均良好^[3]。二者制备的铜钨/20 钢整体材料在性能上互相取长补短, 产生协同效应, 能够同时满足电阻触头要求高界面结合强度以及良好耐烧蚀性能的要求。

目前国内外对铜钨合金和 20 钢直接连接的研究很少, 大多集中在钨/钢连接。连接钨/钢材料的主要方式大多为焊接^[4-5]。对于钨/钢连接技术而言, 一方面由于在 2 种金属元素的晶格类型、晶格常数、原子半径以及物理化学性能(化学成分、熔点、热物理系数等)方面的差异, 使钨与钢的焊接性变差^[6-7]。另一方面, 焊接过程存在过高的连接温度与过快的冷却速度等问题, 导致其界面生成脆性的金属间化合物薄层, 从而恶化复合界面的结合强度^[8-9]。因此使用传统的焊接工艺很难实现钨/钢之间的良好连接。

本研究采用温度可控的气氛保护烧结, 并采用铜铬粉末作为中间层材料, 采用液相扩散连接^[10-11]的方法制

备了铜钨/20 钢整体材料, 并对其界面组织与性能进行了研究。该研究结果可为研制高性能功能-结构一体化电阻触头材料提供参考。

1 实 验

试验所用原材料为铜钨合金与 20 钢, 其主要化学成分如表 1 所示。分别将 20 钢和 CuW 合金加工成 $\Phi 20 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ 块体材料, 在超声波清洗器中分别清洗, 待干燥后分别装入试样袋。实验中所用铜粉和铬粉纯度 99.7%, 粒度为 37 μm 。借用电子天平分别称取粉末, 铬粉含量为 2%~8% (质量分数), 其余为铜粉。称好的粉末用 V 型混粉机进行混粉, 混粉时间为 24 h。

在立式气氛保护烧结炉中对含不同 Cu-Cr 粉末夹层的铜钨/20 钢进行液相扩散连接。烧结工艺如下: 首先向气氛保护烧结炉中充高纯氢气 40 min, 待炉内空气全部排净后开始升温。具体为, 先以 25 °C/min 的升

表 1 铜钨合金与 20 钢的主要成分

Table 1 Main composition of copper tungsten alloy and 20 steel ($\omega/\%$)

Material	Cu	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	W
WCu/	30	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal.
20 steel	0.17	0.20	0.25	0.48	0.013	0.013	0.03	0.04	Bal.	-

收稿日期: 2023-01-10

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(U1866203)

作者简介: 刘永定, 男, 1998 年生, 硕士, 西安理工大学材料学院, 陕西 西安 710048, E-mail: 466837497@qq.com

温速度升温至 950 °C, (此时换氮气并在该气氛下继续烧结)保温 30 min 后,再次以 10 °C/min 的升温速度升温至 1200~1500 °C, 保温 90 min, 以 5 °C/min 冷却至室温。制备的铜钨/20 钢整体材料利用线切割沿垂直界面切开, 对其横截面进行磨制、抛光, 用 4% HNO_3 乙醇溶液浸蚀界面。用光学金相显微镜(OM)和 JSM-630LV 型扫描电镜(SEM)对过渡层进行组织观察, 用扫描电镜能谱(EDS)进行微区成分分析, 利用 Philips 型 X 射线衍射仪(XRD)对过渡层相组成进行定性分析。采用 FM-700 型显微硬度计测试过渡层界面两相硬度, 载荷为 0.49 N, 压头接触时间为 15 s。用线切割沿整体材料垂直于界面切取如图 1 所示的拉伸试片, 采用美国制造的 MTSlandmark100 试验机, 对铜钨/20 钢整体材料进行拉伸试验, 并利用 SEM 观察断口形貌。

2 结果与分析

2.1 界面微观组织

2.1.1 直接连接铜钨/20 钢界面组织与 XRD 分析

图 2a 为扩散连接温度为 1380 °C, 保温 90 min 时直接扩散连接的 CuW/20 钢整体材料界面微观组织形貌。在金相组织中可以清楚地看到, CuW 复合材料中的 Cu 组分熔化, 向 20 钢方向发生扩散, 产生一个明显的冶金过渡层使 CuW 与 20 钢结合在一起, 但在过渡层处组织分布极不均匀。整体材料界面分为 4 个区, 其中最左侧为 CuW 复合材料(I区), 最右侧为 20 钢(IV区), 中间为 CuW/20 钢整体材料的界面过渡层(II区和III区)。

在 CuW/过渡层界面处产生了一层约 40 μm 的深色冶金扩散层(II区), 并且观察到该扩散层内存在大量孔洞。在过渡层靠近 20 钢界面处产生了一层由浅色基体与

深色组织构成的混合区域(III区), 其厚度约为 120 μm 。另外在 20 钢近过渡层侧(IV区), 还观察到铜相向 20 钢侧明显的晶界扩散现象。

图 2b 为图 2a 所示界面的 XRD 图谱。结果表明, 直接连接的整体材料界面不仅有 Cu、W、Fe 的衍射峰, 还存在着 Fe_2W 的衍射峰。这是由于在液相扩散连接过程中 Fe 原子由 20 钢侧向铜钨侧发生元素扩散, 与铜钨中的 W 发生化学反应, 并最终在 CuW/过渡层界面形成主要成分为 Fe_2W 的脆性金属间化合物薄层。

2.1.2 含铜铬夹层铜钨/20 钢界面组织与 XRD 分析

为了避免结合界面中金属间化合物的生成, 同时提高界面结合强度, 采用 Cu-2%Cr(质量分数, 下同)粉末夹层在 1380 °C 下对铜钨和 20 钢进行了液相扩散连接。选择铬元素含量为 2%的原因如下: (1) 铬能够对铜基体起到沉淀强化的作用, 使过渡层具备更高的强度和弹性^[12]。(2) 铬元素在铜中的固溶度很低(在共晶温度 1072 °C 下, 铬在铜中的最大溶解度为 0.65%^[13]), 考虑到铬元素在烧结过程向两侧材料中的扩散, 将铬元素含量提高至 2%。连接得到的整体材料连接界面微观组织如图 3a 所示, 可以看到, 相比于铜钨合金与 20 钢的直接扩散连接, 铜铬夹层的加入使铜钨和 20 钢的连接界面形成了一个完整的冶金过渡层, 前者所出现的裂纹、孔洞均消失。对整体材料界面过渡层沿图 3a 所示的 A-A 线剖开, 其剖面图如图 3b 所示。可以更加清楚地看到冶金过渡层中均匀分布的深色的蠕虫状组织与浅色基体相。

为进一步确定界面过渡层中深色蠕虫状组织和浅色基体所含元素, 对图 3b 中的深色蠕虫状组织(B 点)和

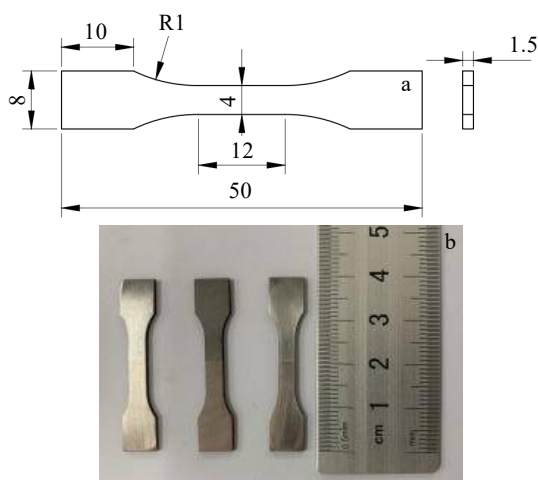


图 1 拉伸试片尺寸及拉伸试片实物图

Fig.1 Schematic diagram (a) and appearance (b) of tensile test pieces

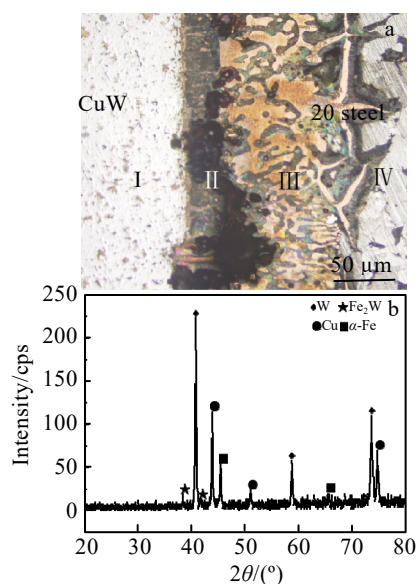


图 2 直接连接的 CuW/20 钢界面组织与该界面的 XRD 图谱

Fig.2 OM interface structure (a) and XRD pattern of the interface (b) of directly connected CuW/20 steel

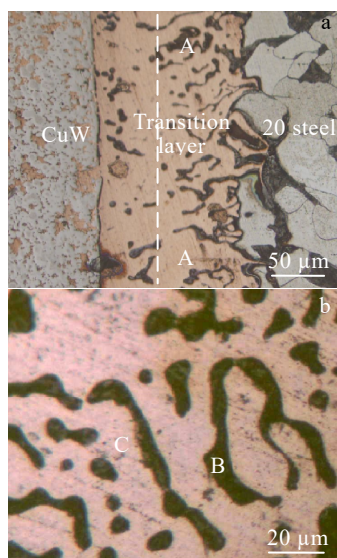


图 3 含 Cu-Cr 夹层整体材料的界面微观组织

Fig.3 Interface microstructures of integral materials containing Cu-Cr sandwich (a); cross section microstructure along the A-A line in Fig.3a (b)

基体(C点)进行了EDS点扫描分析,其各区域EDS元素分析结果见表2。由表2可知,界面过渡层中的浅色基体是主要成分为Cu的富铜相^[14-15](含78%Cu),另外包含部分Fe、C元素。延伸入浅色基体中的深色蠕虫状组织为富Fe相^[16-17](铁含量为75.11%),另外含有部分Cu、C元素,无论是基体还是富铁相中都没有发现W元素,说明W元素基本不发生扩散。为了确定连接界面的相组成,对图3b所示的界面进行了XRD分析,其结果见图4。发现界面过渡层中仅存在Cu、 α -Fe的衍射峰,并无其他复杂的金属间化合物相生成。

表 2 图 3b 中标定区域的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of regions marked in Fig.3b ($\omega/\%$)

Region	C	Fe	Cr	Cu	W
B	12.89	75.11	0.34	10.22	0
C	10.45	8.01	0.21	77.98	0

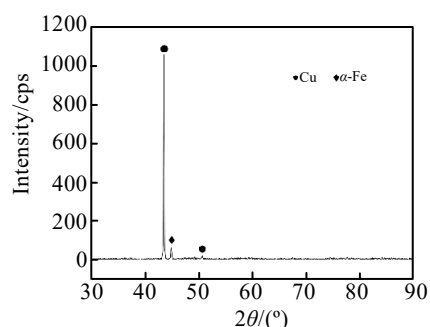


图 4 图 3b 所示界面的 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of the interface in Fig.3b

在 1380 °C 烧结温度下, Cu-Cr 粉末中间层熔化与固相 20 钢和铜钨合金之间发生原子扩散, 包括固相向液相溶解及液相向固相扩散的双向传质过程。从铜钨合金到 20 钢的液相扩散结合区的组织为: 铜钨合金—富铜相+富铁相—铁素体+珠光体(20 钢)。

在扩散连接过程中, 夹层与铜钨合金中的铜熔化, 20 钢侧的 Fe 原子与 C 原子向液态铜中溶解, 同时填充 CuW 与 20 钢之间的界面间隙。此时由于在高温下两侧材料向界面液相中的扩散, C、Cr、Fe 原子在液相中充分混合。在冷却过程中, 由铜铁相图^[18]可知, 当温度降低到 1096 °C 时, 熔池发生包晶反应, $L+\gamma\text{-Fe}\rightarrow\epsilon\text{-Cu}$, 少量 Cu 相固溶体析出。当温度降低到 1084 °C 时, 液相 Cu 液相开始凝固, 形成 Cu 基固溶体。当温度降低到 850 °C 时, $\gamma\text{-Fe}$ 固溶体发生共析反应, $\gamma\text{-Fe}\rightarrow\alpha\text{-Fe}+\text{Cu}$, $\alpha\text{-Fe}$ 固溶体析出。因此, 过渡层区域组织由 Cu 基固溶体(富铜相)和 $\alpha\text{-Fe}$ 固溶体(富铁相)组成。

2.2 温度对铜钨/20 钢界面组织的影响

为进一步探究温度对界面过渡层组织的影响, 在 1250~1380 °C 的温度范围内, 采用与上述相同的 Cu-2%Cr 夹层对铜钨和 20 钢进行了连接。图 5 为不同温度下通过液相扩散连接制备的含 Cu-Cr 粉末中间层的铜钨/20 钢界面组织照片。可以看到, 在 1200~1380 °C 的不同扩散连接温度下, Cu-Cr 粉末中间夹层皆充分熔化, 并向两侧基材进行扩散, 形成了一个完整的冶金过渡层, 使 CuW 与 20 钢紧密地结合在一起。所不同的是, 随着液相扩散温度的升高, 界面过渡层蠕虫状富铁相组织逐渐发生变化。

1200 °C 扩散连接后, 在 20 钢/过渡层界面处可以看到由 20 钢一侧向过渡层浅色基体中突出的深色蠕虫状组织, 如图 5a 中 A 所示。随着烧结温度的升高, 这种深色蠕虫状组织在过渡层内部不断长大, 并垂直于界面向过渡层中浅色基体中延伸。1250 °C 扩散连接时, 如图 5b 所示, 蠕虫状组织横穿过渡层, 形成浅色基体中横向分布的长形或圆形深色蠕虫状组织的混合组织。过渡层界面处的组织变化与文献[19-20]的报道相似。温度继续提高到 1380 °C 时, 深色蠕虫状组织数量进一步增多, 如图 5c, 并且组织形貌变得更加粗大。在靠近铜钨/过渡层一侧, 由于 W 较高的熔点(3380 °C), 在 1200~1380 °C 范围内 W 骨架仅发生再结晶过程(W 的再结晶温度为 1198 °C)^[21], 因此钨骨架形貌基本不发生变化。

由此可见, 温度通过影响 20 钢中的 Fe 元素在界面过渡层中的扩散量与扩散距离, 进而影响界面过渡层中的富铁相含量与分布状态。



图 5 不同温度下含 Cu-2%Cr 夹层的铜钨/20 钢界面组织

Fig.5 Interface microstructures of CuW/20 steel containing Cu-2% Cr intermediate layer at temperature of 1200 °C (a), 1250 °C (b), and 1380 °C (c)

2.3 铜钨/20 钢整体材料界面力学性能

为了探究含铜铬夹层的整体材料界面处不同区域的硬度分布规律。对整体材料界面的不同组成部分进行了显微硬度分析，各测试点位置如图 6 所示。对每个相同的相取 3 个点测试显微硬度，取其平均值，对得到的数据进利用 Origin 软件进行作图分析，如图 7 所示。其中 A 区域硬度点打在远点的 CuW 侧，B 点打在界面过渡层内蠕虫状富铁相位置，C 点打在界面啊过渡层铜基体处，D 点打在 20 钢近界面过渡层的 20 钢上，E 点打在 20 钢近过渡层的珠光体上，F 点打在 20 钢侧距离 20 钢与过渡层界面较近的珠光体相上，G 区域硬度点打在 20 钢侧距离过渡层界面较近的珠光体组织上。

由图 7 可见，界面附近不同区域的硬度差异较大，这是因为不同区域的材料性质不同。A、B 两点均为铜钨侧的显微硬度，其中 A 点的硬度($HV_{0.2}$)为 4374.72 MPa，要低于近过渡层界面的铜钨合金的硬度($HV_{0.2}$)为 4514.86 MPa，该处的铜钨合金硬度升高是因为近过渡层界面处少量的铁元素扩散进入其中，并与钨骨架相互固溶导致的。C、D 2 点打在过渡层区域的两相中，其中 C 点为整体材料界面过渡层中富铁相，其硬度($HV_{0.2}$)为 1746.36 MPa，明显高于过渡层中的铜基体 972.16 MPa。E 点与 F 点为 20 钢靠近界面过渡层

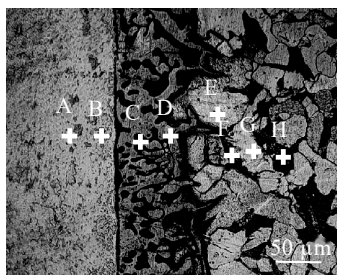


图 6 界面不同区域显微硬度测试位置

Fig.6 Testing locations of interface area microhardness

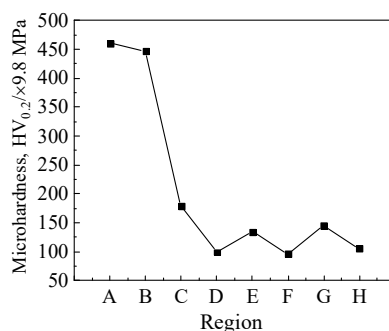


图 7 图 6 中界面区域显微硬度分布

Fig.7 Microhardness distribution of interface area in Fig.6

的珠光体组织和铁素体组织，其显微硬度($HV_{0.2}$)分别为 1317.12 MPa 和 938.84 MPa，相对于远离界面过渡层的 20 钢中的珠光体（G 点为 1426.88 MPa）和铁素体（H 点为 938.84 MPa）组织，其值略有所降低。

2.3.1 不同扩散温度下过渡层显微硬度

为了探究温度对界面过渡层两相显微硬度影响的变化规律，对不同温度下铜基体和富铁相的显微硬度进行了测试，如图 8。其中 B 点打在富铁相上，A 点打在铜基体上，结果见表 3。可见，在 1200~1380 °C 扩散连接时，界面的富铁相和铜基体硬度变化不大，富铜相 (956.48~967.62 MPa)，富铁相 (1638.56~1664.04 MPa)。

2.3.2 界面拉伸性能

图 9 为不同温度下含 Cu-2%Cr 夹层的铜钨/20 钢整体材料界面拉伸性能试验结果。可以看出，随温度的上升，界面强度与塑性都呈现先上升后下降的趋势。室温抗拉强度在 1250 °C 时达到最高为 145 MPa，综合性能匹配最佳。众所周知，界面微观组织直接决定材料的力学性能，因此过渡层处的组织形态对整体材料的界面拉伸性能起决定作用。华中科技大学的 Hu

等人^[22]在研究交变磁场对钢/铜激光焊接接头力学性能的影响时发现, 富铁相与富铜相组织在焊缝区的均匀分布能够有效地增强铜/钢整体材料的界面力学性能, 表现为当富铁相增多时界面脆性增大, 富铜相增多时界面塑韧性提升。这点与本工作取得的研究结果相似。

结合表 3 中的数据可以看出, 界面过渡层中富铁相的显微硬度明显高于铜基体的显微硬度, 可以认为富铁相为铜基体中的硬质相。在 1200 °C 下液相扩散 CuW/20 钢整体材料时, 由图 5a 可见, 在过渡层靠近 CuW 合金侧还有部分并没有发现富铁相组织。由于铜基体的硬度较低, 当其受到外加载荷后, 界面结合强度主要由过渡层中靠近 CuW 侧处连续分布的强度较低的铜基体决定, 此时界面强度为 123 MPa。当液相扩散连接温度升高至 1250 °C 时, 如图 5b 所示, 界面过渡层中的富铁相横穿整个过渡层界面, 此时当结



图 8 过渡层两相显微硬度测试位置

Fig.8 Microhardness testing locations of transition layer

表 3 图 8 中不同温度过渡层两相显微硬度(HV_{0.2})

Table 3 Microhardness (HV_{0.2}) of the two phases in transition layer at different temperatures in Fig.8 (MPa)

Region	1200 °C	1250 °C	1380 °C
A	967.62	973.14	956.48
B	1638.56	1592.5	1664.04

合界面受到外加载荷时, 作为硬质相的富铁相组织, 会承担一部分铜基体传递的载荷, 使得界面结合强度提升(145 MPa)。但当液相扩散连接温度进一步升高至 1380 °C 时, 如图 5c 所示, 由于过高的扩散连接温度, 界面过渡层中的富铁相组织明显长大, 此时富铁相对铜基体的割裂作用大于其对铜基体的强化作用, 导致界面结合强度降低, 仅为 115 MPa。综上可知, 富铁相作为硬质相强化了整体材料的界面结合强度, 其分布状态与大小共同决定了整体材料的界面结合强度。表现为当富铁相在铜基体内细小弥散分布时, 界面结合强度提高, 而当富铁相过度长大, 其对界面过渡层的割裂则会造成整体材料结合界面力学性能的下降。

图 10 为铜钨/20 钢整体材料拉伸断口断裂位置。可以看到, 断口沿过渡层断裂。图 11 给出了不同温度

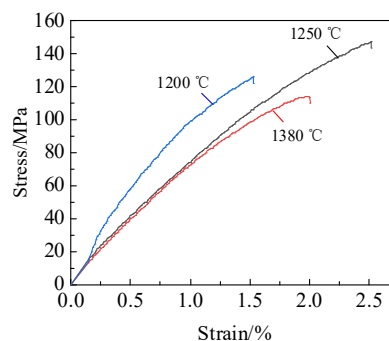


图 9 拉伸试样应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of tensile specimen



图 10 铜钨/20 钢整体材料拉伸断口位置

Fig.10 Tensile fracture location of CuW/20 steel integral materials

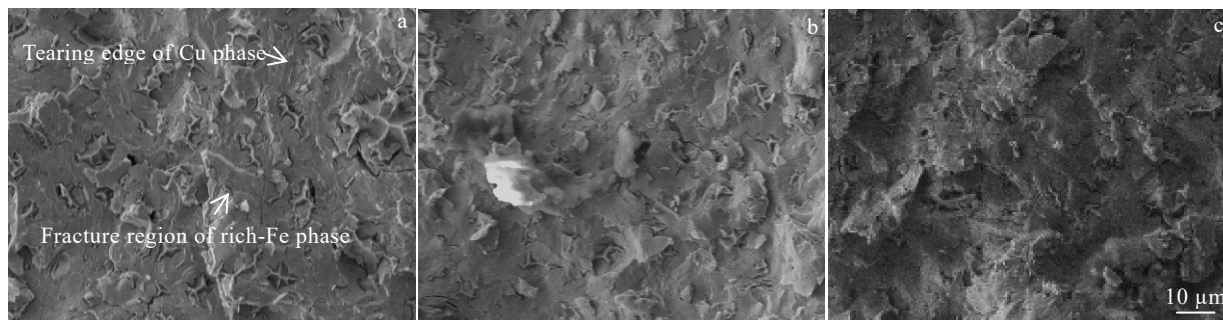


图 11 不同温度铜钨/20 钢整体材料拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of CuW/20 steel integral material at different temperatures: (a) 1200 °C, (b) 1250 °C, and (c) 1380 °C

下含 Cu-2%Cr 夹层的铜钨/20 钢整体材料的室温拉伸断口形貌。界面平整无韧窝, 由铜相的韧性撕裂棱与富铁相的平整的脆性断裂区域组成, 为混合型断裂。整体材料在室温拉伸时发生了少量塑性变形, 在施加载荷的过程中, 塑韧性良好的铜基体内的位错首先开始运动, 当位错运动至黑色富铁相附近时, 受其阻碍, 铜基体与黑色富铁相界面处位错不断集中并在此处发生应力集中。继续施加载荷, 当该处应力达到一定程度时, 黑色富铁相沿内部显微裂纹发生开裂, 形成平整断裂区域。另外, 1200 与 1250 °C 连接时观察到少量铜相的韧性断裂如图 11a 与图 11b 所示, 但 1380 °C 时几乎消失如图 11c 所示。这是由于温度升高, 导致黑色富铁相在过渡层处长大, 造成界面塑韧性下降。

3 结 论

1) 1380 °C 直接扩散连接铜钨/20 钢整体材料时, 在铜钨近过渡层界面产生了脆性的 Fe_2W 金属间化合物薄层。相同的温度下引入 Cu-2%Cr(质量分数)粉末夹层后在整体材料界面形成了一个结合良好的冶金过渡层, 并消除了金属间化合物薄层。

2) 1380 °C 液相扩散连接含 Cu-2%Cr(质量分数)粉末夹层的整体材料时, 界面过渡层由深色的蠕虫状组织与浅色的基体所组成, 其中的深色组织为富铁相, 浅色组织为铜基体。富铁相硬度 ($\text{HV}_{0.2}$) 为 1746.36 MPa, 铜基体为 942.16 MPa。

3) 在 1200~1380 °C 的液相扩散连接温度范围内, 引入 Cu-2%Cr(质量分数)粉末夹层, 铁元素由 20 钢侧向铜钨侧扩散, 温度影响铁元素向过渡层中的扩散量与扩散距离。1250 °C 扩散连接时, 界面室温抗拉强度最高, 为 145 MPa。

4) 在 1250 °C 液相扩散连接含 Cu-2%(质量分数)Cr 粉末中间层的铜钨/20 钢整体材料沿过渡层断裂, 拉伸断口界面平整无韧窝, 由铜相的韧性撕裂棱与大片的平整的富铁相断裂区域组成。

参考文献 References

- [1] Luo Changsen(罗昌森), Luo Hong(罗 宏), Zeng Xianguang(曾宪光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2322
- [2] Zou Juntao(邹军涛), Wang Yuanyuan(王媛媛), Yang Xiaohong(杨晓红) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2661
- [3] Luo Yi(罗 意), Ti Xuechao(提学超), Cai Dinglun(蔡顶伦) *et*

- al. Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2022, 23: 127
- [4] Kalin B A, Fedotov V T, Sevrjukov O N *et al. Journal of Nuclear Materials* [J], 2004, 329: 1544
- [5] Chehtov T, Aktaa J, Kraft O *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 367-370: 1228
- [6] Zhong Z H, Hinoki T, Nozawa T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 489(2): 545
- [7] Basuki W W, Aktaa J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 417(1): 524
- [8] Dai Ye(代 野), Dai Minghui(戴明辉), Niu Ben(牛 犇) *et al. Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2019, 40(5): 205
- [9] Basuki W W, Aktaa J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 417(1): 524
- [10] Wang Y L, Gao Q Z, Sun G F *et al. Advanced Materials Research*[J], 2013, 750-752: 739
- [11] Natsume Y, Ohsasa K, Tayu Y *et al. ISIJ International*[J], 2003, 43(12): 1976
- [12] Chen Y H, Ren S B, Zhao Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 786: 183
- [13] Chen Chunling(陈春玲), Li Qiang(李 强). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2013, 37(3): 80
- [14] Chen Rushu(陈汝淑), Zhang Fenggang(张锋刚), Liu Deyi(刘德义) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2009, 30(4): 61
- [15] Zhang Xiang(张 翔), Chen Rushu(陈汝淑), Liu Deyi(刘德义) *et al. Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2007, 36(3): 30
- [16] Rinne J, Seffer O, Nothdurft S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 296: 117
- [17] Li K, Shan J G, Wang C X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 681: 41
- [18] Zhang X C, Tan P, Flood A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 811: 141 071
- [19] Rinne J, Seffer O, Nothdurft S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 296: 117
- [20] Xin J J, Zhang H C, Sun W J *et al. Cryogenics*[J], 2021, 118: 103 344
- [21] Xiao Zhe(肖 哲). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2017
- [22] Hu C J, Yan F, Zhu Z W *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111 059

Liquid Phase Diffusion Bonding of CuW/20 Steel Bimetals

Liu Yongding, Yang Xiaohong, Liu Zixian, Liu Jiahui, Xiao Peng, Liang Shuhua

(School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: The direct diffusion bonding of CuW alloy and 20 steel was investigated. Results show that the thin layer with brittle Fe_2W intermetallic compound is produced at the interface of CuW/20 steel integral material near the CuW alloy side, which deteriorates the joint bonding quality. In order to solve this problem, Cu-2wt%Cr interlayer was introduced to into the CuW alloy/20 steel integral materials at the temperature of 1200~1380 °C. After adding the interlayer, a complete metallurgical transition layer was formed at the interface between CuW alloy and 20 steel, eliminating the thin layer of Fe_2W brittle intermetallic compound generated during liquid phase diffusion bonding. OM observation results show that the interface transition layers are composed of a dark vermicular structure surrounded by a light matrix. XRD and EDS analysis results show that the light colored matrix is copper matrix, and the black vermicular structure is iron-rich phase. With increasing the diffusion bonding temperature, the dark vermicular structure in the interface transition layer extends from one side of 20 steel to the copper matrix and continues to grow. When diffusion bonding occurs at 1250 °C, the dark vermicular tissue is evenly distributed throughout the transition layer. The mechanical properties of CuW alloy/20 steel bimetal prepared at different temperatures were tested at room temperature. It is found that the interfacial strength reaches maximum value 145 MPa at 1250 °C. SEM tensile fracture morphologies show that the overall interface is flat without dimples, and it consists of ductile tearing edges of copper phase and flat rich-iron phase areas.

Key words: liquid phase diffusion bonding; intermetallic compounds; transition layer; rich-iron phase; copper tungsten alloy

Corresponding author: Yang Xiaohong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312185, E-mail: yangxh2000@126.com