

Cr和Zr对CuW/CuCr整体材料界面组织与性能的影响

杨晓红, 刘子贤, 李雪健, 肖 鹏, 梁淑华

(西安理工大学, 陕西 西安 710048)

摘 要: 采用整体烧结熔渗法制备了含Cu-Cr-Zr粉末夹层的CuW/CuCr整体材料, 研究了Cr和Zr含量、固溶时效热处理对界面及两侧材料组织与性能的影响。结果表明, 随着Cu-15%Cr-x%Zr(质量分数)夹层中Zr含量的增加, 整体材料CuCr侧共晶相增多, CuCr端导电率有所下降; 硬度呈先升高后降低的变化趋势。同时Zr元素的添加促进了Cr元素向W中扩散。制备了含不同成分夹层的整体材料拉伸试棒, 测试其界面抗拉强度并分析了断口形貌。发现夹层中Zr含量在0.5%时, 整体材料界面抗拉强度达到最大值517 MPa, 与未添加Zr的含Cu-15%Cr夹层的CuW/CuCr整体材料相比提高了18%, 拉伸断口中Cu相撕裂棱变浅变短, W颗粒发生解理断裂的数量增多, 表明Cu/W相界面和CuCr端强度均得到了提高。

关键词: CuW/CuCr整体材料; 界面组织; 固溶时效处理; 断口形貌; 界面结合强度

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0774-07

1 引言

近年来,我国大规模建设超、特高压电网,特别是疆电外送、西电东送等项目的建设,极大地带动了我国输配电设备行业的发展^[1]。作为电力系统的关键设备之一,高压断路器肩负着控制和保护的双重任务。作为高压断路器核心部件CuW/CuCr电触头担负着分断和接通电路,承载正常工作电流或在一定的时间内承载过载电流的任务。但随着高压、超高压断路器的容量不断增大,而灭弧室空间逐渐缩小,使得弧触头单位面积上承担的载荷增大,在反复开合下CuW/CuCr整体电触头承受着更大的热载荷和机械载荷,CuW/CuCr界面产生了较大的应力集中,极易造成CuW触头的脱落。因此,触头材料界面结合强度的优劣直接决定着整个高压设备的使用寿命和电力系统运行的可靠性^[2-6]。

作为高压开关电触头材料,CuW合金良好的耐烧损性能和CuW/CuCr具有良好的界面结合状态是满足其使用性能的必要前提。目前对CuW/CuCr材料的研究主要集中在通过添加第3组元和改进制备工艺来获得综合性能优异的触头材料。Yang等人^[7]的研究表明,CuW/CuCr整体材料制备过程中,CuCr中的Cr原子能够通过CuW/CuCr界面扩散进入CuW合金中,随着Cr含量的增加,部分Cr原子优先与W相形成W(Cr)固溶体。同时经过固溶和时效处理,可使CuW/CuCr界面导电率上升,界面结合强度提高。Wang等人^[8]基于第一性原理计算,揭

示了Zr原子能够在CuW合金中代替W原子而提高Cu/W界面的强度和稳定性。而在Cu-Cr合金中添加微量Zr元素可以抑制Cu-Cr合金时效过程中Cr析出相的长大,细化Cr析出相,提高基体强度^[9-12]。

本研究在CuW/CuCr界面引入Cr和Zr的合金夹层,通过立式整体烧结熔渗法制备CuW/CuCr整体材料。浸渗过程中通过元素Cr和Zr向CuW侧扩散使Cu/W相界面实现冶金结合,随后通过固溶时效使合金元素Cr和Zr从铜基体中沉淀析出从而强化铜合金,共同提高整体材料的界面结合强度。

2 实验

试验所用的原材料为CuCr(Cr≤1%)合金,商用CuW70材料和混合粉末,粉末特性见表1。分别将CuCr合金与CuW材料加工成所需直径和长度的棒材,将两部分端面分别打磨干净,然后分别用清水和丙酮清洗干净结合面。按照夹层的名义设计成分,分别称取一定量的Cu、Cr、Zr粉末,并在V型混料机中将不同配比的粉末混合均匀。称取一定量的混合粉末,在液压机上分别压制厚度为2 mm的CuCrZr粉末中间夹层坯体。

按照CuW合金、中间合金夹层、CuCr合金依次从下到上叠放在石墨坩埚中。随后在1350℃保温1 h进行立式烧结熔渗,制备含不同成分CuCrZr合金夹层的CuW/CuCr整体材料。随后在真空-气氛管式炉中,950℃固溶

收稿日期: 2024-03-01

基金项目: 国家自然科学基金(52274366)

作者简介: 杨晓红,女,1973年生,博士,教授,西安理工大学材料学院,陕西 西安 710048,电话:029-82312185,E-mail: yangxh@xaut.edu.cn

表1 粉末夹层原材料特性

Table 1 Characteristics of Powder interlayer raw materials			
Material	Electrolytic Cu powder	Cr powder	Zr powder
Particle size/ μm	50	75	75
Purity/%	99.9	99.7	99.7

处理,保温1 h,保护气氛为氩气;之后进行水淬。在管式炉中,450 ℃时效处理,保温4 h,然后随炉冷却。

制备的CuW/CuCr整体材料利用线切割垂直界面切开,对其横截面进行磨制、抛光,用FeCl₃(5 g)+HCl(50 mL)+H₂O(100 mL)溶液进行腐蚀。采用OLYMPUS金相显微镜观察整体材料界面组织,并借用JSM-630LV型扫描电镜(SEM)和EDS对界面区域组织进行观察与分析。采用FQR-7501A型涡流导电仪对不同状态下含不同成分夹层的整体材料CuCr侧导电率进行测试,所有试样测试位置位于距界面3 mm处。选择HB-3000布氏硬度计,对结合面附近不同距离不同相的显微硬度做了测试。压力2450 N,保压时间30 s。所制备的拉伸试棒如图1所示,在HT-2402计算机伺服控制的材料试验机上进行拉

伸试验,并利用SEM观察拉伸断口形貌。

3 结果与分析

3.1 整体材料界面金相组织观察

图2a和图2b分别为经过固溶时效处理添加Cu-15%Cr-x%Zr($x=0,0.5$)合金夹层整体材料界面处金相组织照片。从图中可以看出,界面清晰干净,两侧材料连接良好,没有未溶解的Cr和Zr颗粒,表明整体熔渗过程中不同Zr含量的夹层均已向两侧材料中溶解扩散完全。从图中还可以看出,组织由 α -Cu相和共晶体相所构成(如图中箭头所指)。图2a组织中共晶体较少,且共晶相中颗粒较粗大。图2b中共晶相较多且其主要集中在铜晶界处,共晶相中颗粒更为细小,颗粒间间距更小。在液态熔渗过程中,Zr的添加,使CuCr合金中溶质元素增多。在随后的凝固过程中,Cr更容易与Cu液发生液相分离,在Cu基体上产生更多的CuCr共晶体^[3]。综合以上两方面原因使得添加Zr元素后,Cu基体中的共晶体有所增加。

3.2 CuW/CuCr整体材料界面SEM分析

图3为添加Cu-15%Cr-1%Zr合金夹层的CuW/CuCr整体材料结合面SEM照片及EDS元素线扫描。从图3a

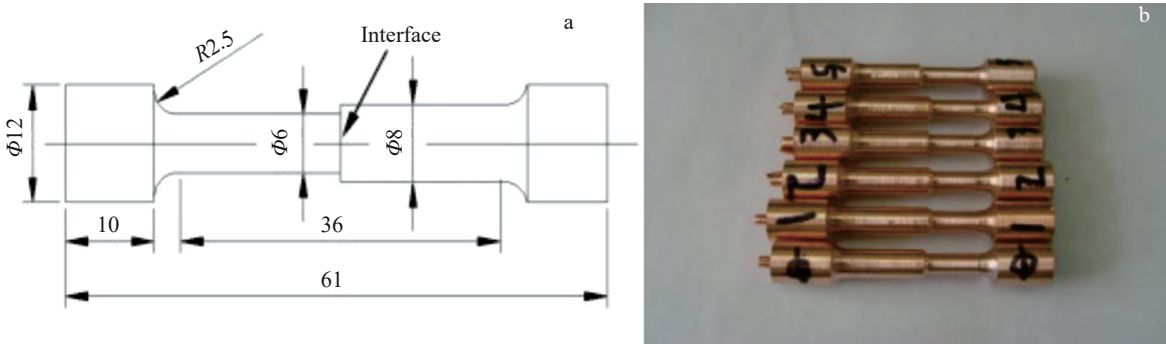


图1 拉伸试棒的尺寸和形状
Fig.1 Dimension (a) and shape (b) of ladder test bar

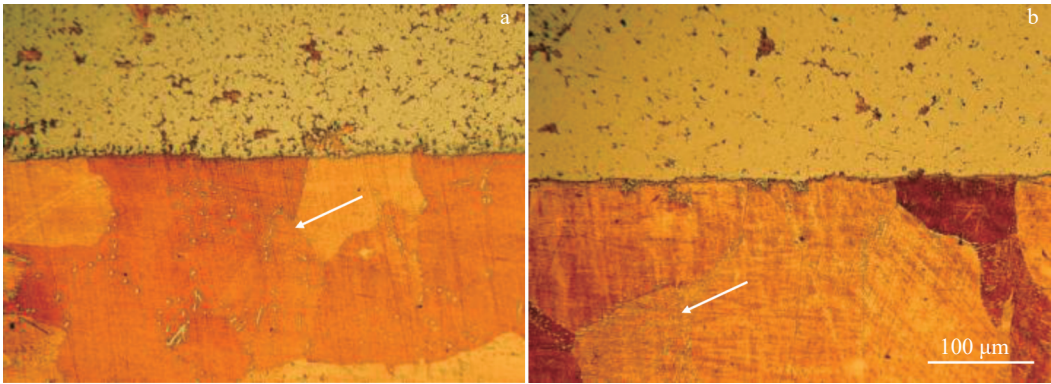


图2 添加不同合金夹层整体材料界面处OM照片
Fig.2 OM images of interface of tegrial materials with addition of different alloying interlayers: (a) Cu-15%Cr and (b) Cu-15%Cr-0.5%Zr

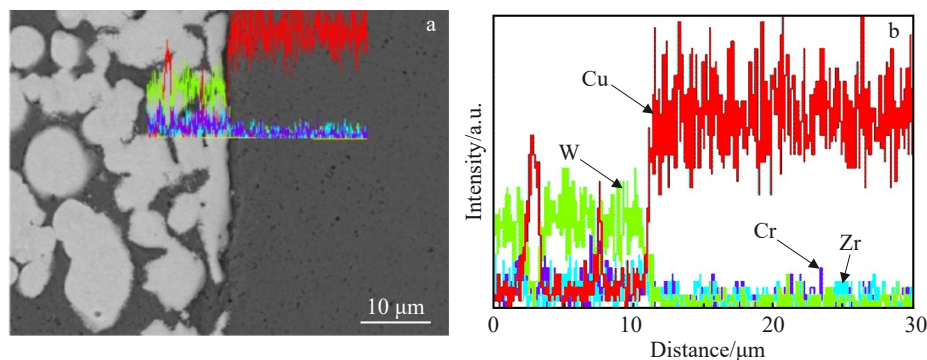


图3 添加Cu-15%Cr-1%Zr合金夹层整体材料界面SEM照片及EDS元素线扫描

Fig.3 SEM image (a) and EDS element line scanning (b) of CuW/CuCr interface with the addition of Cu-15%Cr-1%Zr alloy interlayer

中可以看出界面干净且结合良好;从图3b可以看出,界面上发生了各元素间的扩散与溶解,合金夹层中的元素Cr和Zr向界面两侧材料中均有一定程度的扩散,Cr元素向CuW侧的扩散溶解量大于向CuCr侧的扩散量,Zr元素向两侧扩散量相差不大。

为了进一步分析Cr和Zr元素的同时添加对CuW/CuCr整体材料界面冶金扩散行为的影响,对添加Cu-15%Cr-x%Zr夹层的整体材料CuW侧W骨架和Cu相,以及CuCr侧距离界面30 μm处分别做了EDS能谱分析。图4为不同成分CuW/CuCr整体材料界面附近SEM照片及EDS能谱点位置。表2和表3为图4中对应的EDS能谱分析结果。首先,从图4中可以看出添加15%Cr不同Zr含量合金夹层后,整体材料界面结合良

好,无疏松缩孔等缺陷,没有发现未溶解的粉末颗粒,也未发现网状的W骨架因过度溶解而发生脱落现象。

从表2和表3中的数据可以看出,在合金夹层溶解扩散过程,Cr元素向CuW侧扩散量较大,更多的扩散到W骨架上,占到了90%以上;然而Cr元素向CuCr侧扩散却很小。从表中还可以看出,Zr元素在浸渗过程中向CuW、CuCr两侧溶解扩散量相差不大,且大多分布于CuW/CuCr界面Cu相中,其扩散量随着合金夹层中Zr含量的增加而增加。

从表中还可以看出,在Cr含量15%的基础上添加Zr之后,Cr元素向整体材料铜相中的扩散量均减小了,更多的Cr扩散到了W骨架中。根据以上实验结果可以得出:扩散到W骨架表面的Cr元素,随着合金夹层中Zr含

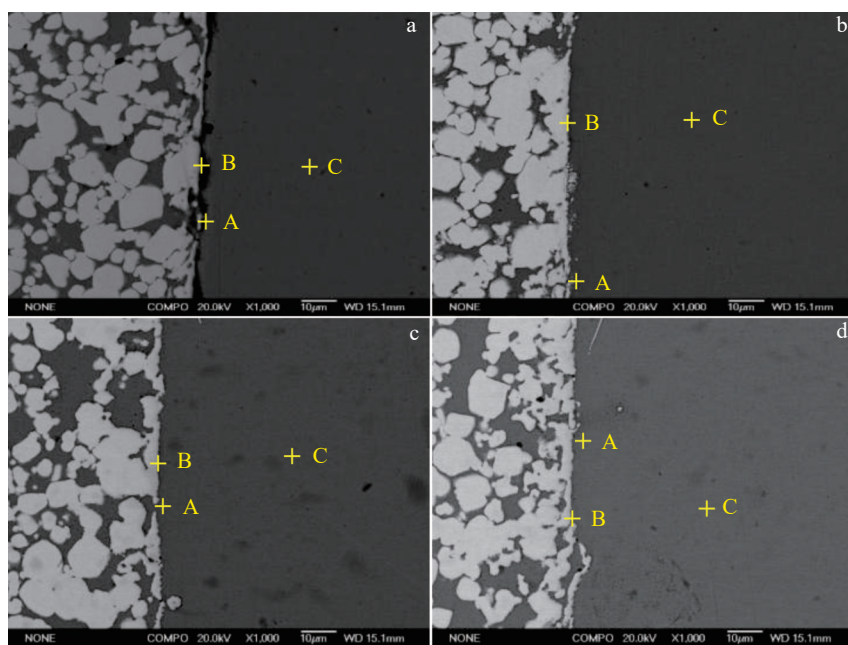


图4 不同Zr含量合金夹层的CuW/CuCr整体材料SEM照片

Fig.4 SEM images of CuW/CuCr materials with alloying interlayers with different Zr contents: (a) Cu-15%Cr, (b) Cu-15%Cr-0.5%Zr, (c) Cu-15%Cr-1%Zr, and (d) Cu-15%Cr-2%Zr

表2 图4中界面不同标记位置的EDS分析结果
Table 2 EDS analysis results of different marked positions of interface in Fig.4 (wt%)

Zr content in interlayer/wt%	Interface Cu phase (position A)		Interface W phase (position B)	
	Cr content	Zr content	Cr content	Zr content
0	0.83	0	9.86	0
0.5	0.87	0.10	11.74	0.03
1	0.72	0.21	12.69	0.05
2	0.76	0.25	12.71	0.05

表3 图4中距离界面30 μm处CuCr侧标记C位置的EDS分析结果

Table 3 EDS analysis results of marked position C at the distance of 30 μm from the interface in Fig.4

Zr content in interlayer/wt%	Cu content	Cr content	Zr content
0	98.62	1.38	0
0.5	98.72	1.16	0.12
1	98.72	1.14	0.14
2	98.76	1.07	0.17

量的增加,增加幅度较大。扩散到Cu相中的Cr元素,随着Zr含量的增加有少量降低;Zr元素大部分分布在Cu相中,且随着合金夹层中Zr含量的增加,Cu相中Zr含量逐渐增加;同时可以看出,Zr元素的加入使得Cr元素在Cu、W两相中的含量重新分配,使更多的Cr元素向W中扩散。

由于高温下Cr、W可形成无限固溶体,而Cr在Cu中高温下极限溶解度仅为1.2%(质量分数)^[14];同时Cr、W原子半径差异小,Cr、Cu原子半径差异大。上述原因导致Cr在熔渗扩散过程中与W优先结合,且随着Zr含量的增加,扩散量的差异越来越明显,界面W中的Cr大量增加,而Cu中Cr增加较少。从Zr-W二元相图^[15]可以看出,1500℃下Zr在W中最大固溶度为0.9%,且随温度的降低而逐渐降低。Zr在Cu中几乎不溶,在高温1000℃以上易于Cu生成金属间化合物。合金夹层中Zr的添加量较少,熔渗过程中溶解在Cu液中Zr元素很少,所以在Cu液的运输下扩散到W骨架中的Zr极少。Cr和Zr作为溶质元素,二者在铜液中的溶解度均比较低。2种溶质元素的同时添加增加了溶质原子在稀溶液中的活度,因此Zr元素的添加相当于提高了铜液中Cr元素的化学势,使得更多的Cr元素向界面W颗粒中扩散和溶解。

3.3 Zr元素对整体材料CuCr端导电率的影响

图5为采用立式整体熔渗法制备的添加不同Cu-15%Cr-x%Zr合金夹层整体材料在不同状态下导电率随Zr含量的变化曲线。从图5中可以看出,合金夹层中Zr元素的添加使得熔渗态、固溶态和时效态的CuCr端导电率均有所下降。

由于Cu合金导电率主要受到声子、杂质、溶质原子、

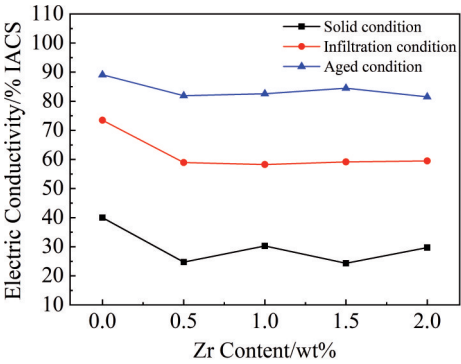


图5 不同状态下整体材料CuCr端导电率随Zr含量的变化曲线
Fig.5 Variations of the electrical conductivity of CuCr alloy side with Zr content

空位、间隙原子、位错和相界面的影响。在本实验中,由于Zr元素的添加会使CuCr合金组织中形成更多共晶体,共晶体的增加形成更多的相界面,必然增大对自由电子的阻碍,导致导电率降低。

熔渗态组织中由于Cr原子较多,使得电子在运动过程中的散射几率增大,所以电阻较大,导电率较低。固溶处理之后,铜基体中同时包含着过饱和的Cr和Zr原子,使铜相中溶质原子增多,这些固溶原子导致的Cu晶格畸变使得铜合金导电率降低。而时效处理过程中含Cr和Zr的过饱和固溶体分解与析出,使得固溶在铜基体中的溶质原子大量减少,铜基体的晶格畸变大大减小,铜合金导电率大幅回升。

3.4 Zr元素对整体材料CuCr端硬度的影响

为了进一步分析在不同热处理状态下Cr和Zr元素同时添加对CuW/CuCr整体材料CuCr端硬度的影响,对添加Cu-15%Cr-x%Zr(x=0,0.5,1,1.5,2)合金夹层的整体材料CuCr侧进行硬度测试。图6为不同状态下整体材料CuCr端硬度随Zr含量的变化曲线。从图6中可以看出,随着Zr含量的增加,熔渗态和时效态铜合金硬度呈现先增大后减小的趋势,且在Zr含量为0.5%时分别达到最大值;Zr含量超过2%之后硬度开始下降,固溶态硬度随着Zr含量的增加变化不大。原因在于熔渗过程中CuCrZr合金夹层溶解并向CuCr侧扩散,在凝固过程中铜基体中析出Cr和Zr的沉淀相,使得第二相更多更细

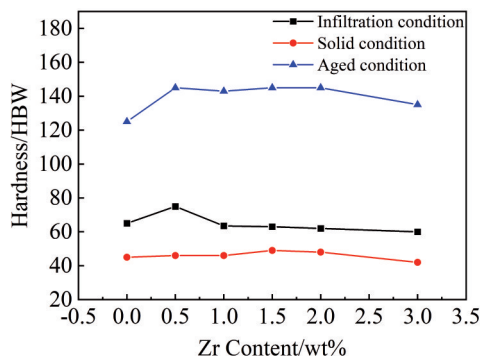


图6 不同状态下整体材料CuCr端硬度随Zr含量的变化曲线
Fig.6 Variations of the hardness of CuCr alloy under different conditions with Zr content

小^[16]。因此,Zr元素的添加显著提高了铜合金的硬度。

整体材料经过950℃固溶处理1h后,硬度明显降低。这是因为Cr和Zr元素重新溶解到Cu基体中,固溶强化虽然增强铜基体,但弥散强化作用被削弱,由于在铜合金中弥散的铬颗粒对位错移动的阻碍相比固溶铬原子更加明显,因此从整体上看固溶处理后铜合金硬度下降^[17]。

经过450℃保温4h时效后,整体材料CuCr端硬度开始大幅回升,其硬度远高于熔渗态硬度。原因是在时效过程中Cr和Zr的过饱和固溶体分解析出,由于Zr的添加使得析出颗粒更加细小且弥散分布,Cr和Zr的沉淀强化作用得到加强,使得硬度逐渐增大;同时Zr元素具有和Cr相似的特点,在铜基体中的固溶度很小,能够通过固溶时效处理析出沉淀相来增强基体而且不会损害铜的导电率,这些沉淀相颗粒细小,通过与铜基体保持共格产生弹性应力场来阻碍位错的运动^[18-19],从而达到强化Cu基体的目的。

3.5 CuW/CuCr整体材料的界面抗拉强度及断口分析

图7为经固溶时效处理后的含不同夹层的CuW/CuCr整体材料结合面拉伸应力-应变曲线。从图7中可以看出,相对于未添加Zr的整体材料(图中虚线所示),添加Zr元素之后界面结合强度均有不同程度的提高。当Zr含量超过0.5%时,界面结合强度开始下降。Zr含量为0.5%时,界面抗拉强度最高,达到517 MPa,较未添加Zr的整体材料提高了18%。

图8为添加15%Cr不同Zr含量合金夹层的CuW/CuCr整体材料拉伸断口形貌。从图8a中可以看出,未添加Zr的整体材料界面拉伸断口由大量Cu相撕裂棱和分布在韧窝的被拉断的W颗粒构成。W颗粒的断裂为脆性断裂,其解理断裂特征既包括图8a图中箭头所指的河流状花样,也包括图8b图中箭头所指的舌型花样,形成了解理裂纹沿着孪晶界扩展而留下的舌形凸台或凹坑。像W的体心立方金属中,解理面为(001),孪晶面为(112),孪晶方向为[111]。当解理裂纹沿(001)面扩展遇到孪晶面

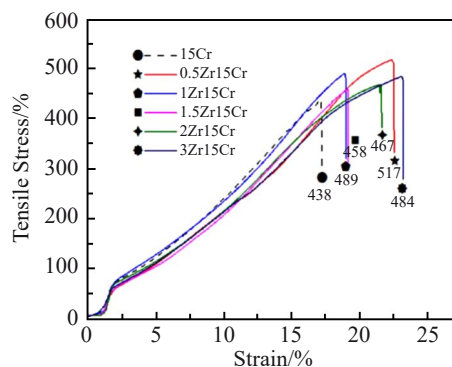


图7 添加15%Cr不同Zr含量合金夹层的CuW/CuCr整体材料拉伸应力-应变曲线

Fig.7 Tensile stress-strain curves of CuW/CuCr integral materials with alloying interlayers with 15% Cr and different Zr contents

时,即沿孪晶面扩展,越过孪晶后再在(001)解理面扩展,于是形成舌形凸台,因此舌型花样的形成相对于河流状花样,其撕裂面积更大,在此过程中必然消耗更多的能量。与图8a相比,图8b中Cu相撕裂棱变浅变短,而且出现了大量W颗粒的解理断裂。原因在于添加Zr元素后Cu相强度提高,在拉应力作用下,使Cu相发生塑性变形的能量更大,在Cu韧性相和W颗粒之间形成三相拉应力状态,且心部轴向应力最大。Cu相强化后,Cu相和W相由于变形不协调而产生的应力集中得到有效缓解,使得更大的载荷能够传递给W颗粒,使W颗粒发生断裂数量增加,发生解理断裂总面积增大。使用Image Plus软件统计了不同整体材料断口形貌中W解理断裂所占的比例,数据列于表4中。从表4中可以看出,当Zr含量为0.5%时,断口形貌中W颗粒的解理断裂比例最高为16.51%,可见铜基体通过Cu/W相界面将载荷更多的传递给W颗粒,使得高模量的W相发生解理断裂,提高了整体材料的抗拉强度。

3.6 Cr和Zr对CuW/CuCr界面的强化机制

CuW/CuCr界面断口形貌从宏观上看属于解理和微孔的混合性断裂方式。该整体材料由CuW材料和CuCr合金烧结熔渗而成,CuW材料中Cu相作为连续相分布于多孔的W骨架之中,因此整体材料的强度由Cu相强度、Cu/W相界面强度、W骨架强度共同决定。在受力过程中,首先是Cu基体受力后发生塑性变形,然后向Cu/W相界面传递,如果此时Cu/W相界面强度小于Cu侧强度,则W颗粒相当于微孔形成核心,W颗粒与Cu相变形不协调则在界面上产生内应力,外力持续增加时相界面极易形成微孔^[20]。在整体材料界面添加Cr的合金夹层后,Cr元素向W中扩散促使Cu/W相界面形成冶金结合,提高了Cu与W相的界面强度,但由于Cu的强度依然较低,在将外力传递给W骨架之前,Cu相经历了一定的塑性变形,不能充分地载荷通过Cu/W相界面传递和分

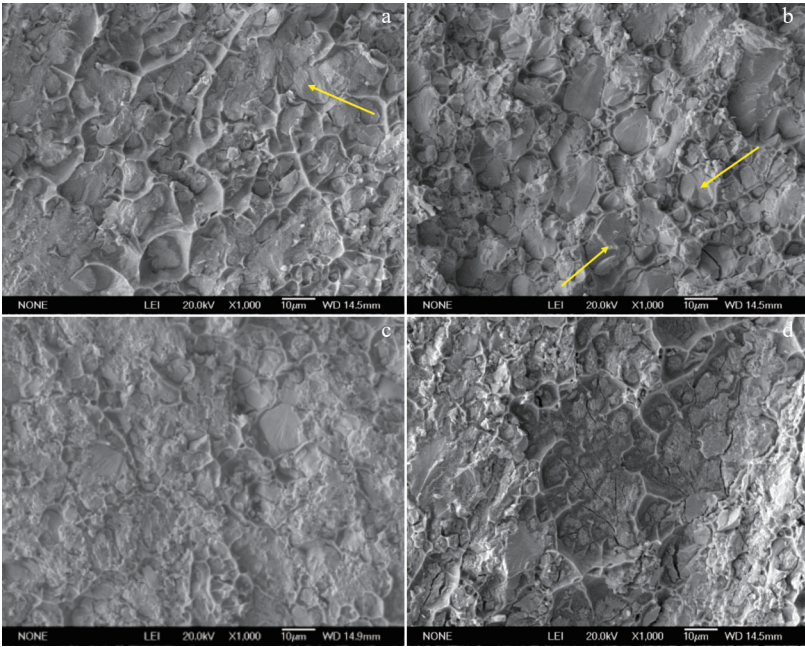


图8 添加15%Cr和不同Zr含量的合金夹层整体材料的拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphologies of the CuW/CuCr integral materials with alloying interlayers with different Zr contents: (a) Cu-15%Cr, (b) Cu-15%Cr-0.5%Zr, (c) Cu-15%Cr-1%Zr, and (d) Cu-15%Cr-2%Zr

表 4 不同 Zr 含量合金夹层整体材料拉伸断口解理断裂比

Table 4 Cleavage fracture ratio of tensile fracture of integral materials with alloying interlayers with different Zr contents

Zr content/wt%	0	0.5	1	2
Cleavage fracture ratio/%	5.10	16.51	8.58	5.25

散出去,于是在断口形貌上看到Cu相撕裂棱较多且塑性变形较大的情形。

在15%Cr的基础上添加Zr元素后,从断口形貌中发现,W颗粒发生解理断裂的数量增多,Cu撕裂棱变浅变短,而且W颗粒的断裂形貌中出现了舌形花样,表明界面结合强度进一步得到了提高。原因是Zr元素的添加既提高了Cu/W相界面的承载能力,又析出强化了铜合金,因此减小了Cu/W相界面裂纹萌生几率,提高了整体材料界面结合强度。

综上所述,在CuCr合金夹层的基础上添加Zr元素,一方面在熔渗过程中CuW/CuCr界面发生了冶金扩散,Zr的加入有利于Cr向W骨架中扩散,使界面处的Cu/W相界面实现了冶金结合,相界面强度提高;另一方面Cr和Zr元素共同强化了CuW/CuCr界面处的铜相和另一侧的铜合金。因此,整体材料在受到外界载荷时,连续的铜基体和Cu/W相界面承载能力增强,铜基体可将自身承担的载荷通过Cu/W相界面成功地传递给具有高弹性模量的W相来承担,降低了在Cu/W相界面上产生微孔以及裂

纹的几率,使CuW/CuCr整体材料界面结合强度提高。

4 结 论

1)Cu-15%Cr-x%Zr(质量分数)合金夹层中添加不同含量的Zr元素后,整体材料CuCr端导电率在熔渗态、固溶态和时效态均有所下降,且时效态的CuCr端导电率较高。随着Zr含量的增加,CuCr端时效态硬度先增大后减小,且Zr含量为0.5%时,CuCr端硬度最高。

2)添加Zr元素后CuCr侧共晶相增加。Zr元素的添加有利于Cr元素向W中扩散,而Zr元素则较均匀地分布于界面两侧材料中。

3)添加Zr元素后整体材料界面强度均有不同程度的提高。Zr含量在0.5%时界面抗拉强度最大达到517 MPa,与添加单一Cr的整体材料相比提高了18%。当合金夹层中Zr的含量超过0.5%时,界面抗拉强度有所下降。

4)添加Zr元素后,整体材料拉伸断口中Cu相撕裂棱变浅变短,而W颗粒解理断裂增多,且W颗粒断裂特征包含河流状花纹和舌形花纹,表明Cu/W相界面和CuCr端强度均得到了提高。

参考文献 References

[1] Cui Bin(崔 斌). *Light Source and Lighting*(光源与照明)[J], 2022 (8): 225

[2] Yang Xiaohong(杨晓红), Zhao Yipeng(赵伊鹏), Zou Juntao(邹军

- 涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 679
- [3] Wang Yanlong(王彦龙), Wang Baoe(王宝娥), Liang Shuhua(梁淑华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1469
- [4] Liu Xun, Lan Shuhuai, Jun Ni *et al. Materials and Design*[J], 2014, 59: 50
- [5] Cao Weichan, Liang Shuhua, Zhang Xiao *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2011, 29: 237
- [6] Liang Shuhua, Chen Long, Yuan Zhangxiao *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 110: 33
- [7] Yang Xiaohong, Li Xuejian, Xiao Zhe *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 686: 648
- [8] Wang Jiwei, Fan J L, Gong H R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 661: 553
- [9] Yang Fazhan(杨发展), Shen Liru(沈丽如), Jin Fanya(金凡亚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3972
- [10] Peng Lijun, Xie Haofeng, Huang Guojie *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 633: 28
- [11] Chen Yuanyuan, Yuan Huang, Lu Han *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021 (15): 6260
- [12] Zhao Mei, Lin Guobiao, Wang Zidong *et al. China Foundry*[J], 2008(4): 268
- [13] Peng Lijun(彭丽军), Xie Haofeng(解浩峰), Yin Xiangqian(尹向前) *et al. Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2014, 5(5): 68
- [14] Wang Debao(王德宝), Wu Yucheng(吴玉程), Wang Wenfang(王文芳) *et al. Chinese Journal of Rare Metal*(稀有金属)[J], 2008, 32(1): 17
- [15] Xiang Changshu(向长淑), Ge Yuan(葛 渊), Liu Haiyan(刘海彦) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1132
- [16] Chen Yuanyuan, Huang Yuan, Li Fei *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 92(33): 186
- [17] Qin Yongqiang(秦永强), Zhuang Yi(庄 翌), Luo Laima(罗来马) *et al. Journal of Material Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2022, 43(6): 19
- [18] Lu Chuanyang(闾川阳), Li Hongzhi(李宏志), Li Yafei(李亚飞) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(7): 2170
- [19] Zhang Yiqing(张逸卿). *Preparation and Microstructure Performance of Layered Structure CuCrZr Alloy*(层状结构 CuCrZr 合金的制备及组织性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2020
- [20] Wang Yiming(王一鸣), Huang Pan(黄 攀), Chen Jiming(谌继明) *et al. Nuclear Fusion and Plasma Physics*(核聚变与等离子体物理)[J], 2021, 41(2): 124

Effects of Cr and Zr on Interface Microstructures and Properties of CuW/CuCr Integral Materials

Yang Xiaohong, Liu Zixian, Li Xuejian, Xiao Peng, Liang Shuhua
(Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: CuW/CuCr integral materials with Cu-Cr-Zr powder interlayer was prepared by integral sintering infiltration method. The effects of Cr and Zr content and solution aging heat treatment on the microstructure and properties of the interface and both sides of the material were studied. The results show that with the increase in Zr content in Cu-15%Cr-x%Zr (mass fraction, similarly hereinafter) interlayer, the eutectic phase amount on CuCr side of the integral material increases, and the conductivity at CuCr end decreases. The hardness increases first and then decreases. At the same time, the addition of Zr promotes the diffusion of Cr into W. The tensile test bars of integral materials with different interlayers were prepared, and the interfacial tensile strength was tested and the fracture morphology was analyzed. It is found that when the Zr content in the interlayer is 0.5%, the interfacial tensile strength of the whole material reaches the maximum value of 517 MPa, which is 18% higher than that of the CuW/CuCr integral material with Cu-15%Cr interlayer without Zr. The tearing edge of Cu phase in the tensile fracture becomes shallower and shorter, and the number of cleavage fractures of W particles increases, which indicates that the interfacial strength of Cu/W phase and the end strength of CuCr are improved.

Key words: CuW/CuCr integral material; interfacial microstructure; solution and aging treatment; fracture morphology; interface bonding strength

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: yangxh@xaut.edu.cn