DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20220915

高压扭转变形缺陷对钨铜扩散焊显微组织和力学性能的影响

王 雪，焦奥飞，朱亚辉，王明明，薛克敏

(合肥工业大学 材料科学与工程学院 高性能铜合金材料及成形加工教育部工程研究中心，安徽 合肥 230009)

摘 要：对商业纯钨和铜铬锆合金在 900~980 ℃进行压力 80 MPa、时间 2 h 的真空扩散焊（diffusion welding, DFW）试验，并对扭转圈数为 5~20 圈的高压扭转（high-pressure torsion, HPT）变形钨和铜合金进行 900 ℃真空扩散焊试验，获得了界面连接结合良好、力学性能优良的钨铜复合材料。借助 OM、EDS 和 XRD，对比分析了高压扭转引入的晶体缺陷对扩散焊后钨和铜元素扩散、显微组织和显微硬度的影响规律。结果表明，随着真空扩散焊温度升高，钨和铜的元素扩散深度分别由(0.4±0.1) μm 和(0.9±0.1) μm 逐渐提升至(0.9±0.1) μm 和(1.7±0.2) μm，高温导致晶粒组织异常长大，显微硬度显著下降。HPT 变形引入的高密度位错和超细晶组织促进扩散焊过程中的原子扩散与迁移，20 圈变形扩散焊试样的钨和铜元素扩散深度达到(2.4 ±0.1) μm 和(3.1±0.2) μm，较初始态提升了 5 倍和 2.4 倍；钨变形组织在扩散焊后得到有效保留，条带状晶粒有限长大至 62 μm×25 μm，位错密度约为 1.46×10^{14} m^{-2}，较初始态高 32.7%；铜合金在高温扩散焊后呈现退火孪晶和等轴晶的粗大混晶组织，高温再结晶使其位错密度回复至初始态。高压扭转变形后扩散焊后钨的显微硬度($HV_{0.5}$)和铜铬锆的显微硬度($HV_{0.1}$)分别为 4596~4635 MPa 和 608~715 MPa，较初始态扩散焊提升了 48%和 9%，表明该工艺为制备高性能钨铜复合材料的有效手段。

关键词：钨铜复合材料；高压扭转；真空扩散焊；元素扩散；显微硬度

中图法分类号：TB331 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2023)12-4220-07

钨铜复合材料兼具钨的耐高温和高强度及铜的良好散热和导电性能等特点[1]，被广泛应用于电子封装材料[2]和高压电触点[3]等。由于钨和铜既不互溶，也不形成金属间化合物，目前其制备方法主要是基于粉末冶金技术的热压烧结[4-5]、机械合金化与等离子烧结复合技术[6]等，以及钎焊[7]、扩散焊[8]等整体连接技术。粉末冶金制备的钨铜复合材料普遍存在致密度低、组织粗大或技术成本高、生产效率较低等问题。为解决钨铜焊接时界面处的错配应力等问题，通常会在钎焊或扩散焊工艺中使用镍、铁等中间适配材料，但也导致钨铜合金整体综合性能下降[5,8-9]。

晶体缺陷可以显著提升异种材料之间的扩散系数，高压扭转工艺（high-pressure torsion，HPT）作为大塑性变形工艺的典型代表，借助高静水压力下的连续剪切变形在材料内部引入高密度位错和晶界等，不仅可以有效细化晶粒至亚微米甚至纳米级，而且可以促使 Nb 和 Zr[10]、Al 和 Mg[11]、Al 和 Cu[12]、Al 和 Ni[13]等异种金属材料在室温状态下发生固态反应或形成非平衡相，制备新型超细晶合金。前期研究结果表明[14]，高压扭转工艺可以在较低温度下制备出界面结合良好的钨铜复合材料，大变形引入的高密度缺陷使钨和铜的互扩散系数提高了(0.48~1.79)×10^8 倍。然而钨和铜由于力学性能差异巨大，集中于钨铜界面处的应变很难在块体钨中实现有效传递，导致晶粒细化不充分、组织分布不均匀；变形细晶铜中的晶体缺陷虽然有效促进了钨原子的扩散，但不利于载流子的扩散，影响其导热性能。扩散焊（diffusion welding，DFW）工艺借助高温和高压，在惰性气体保护下已实现了 CuCrZr 与 SS316L[15]、CuAgZn 与 GH909[16]及 FGH91 与 K418B[17]等异种材料的良好冶金连接。王钦等[18]采用 940 ℃/120 MPa、2 h 的热等静压工艺，获得界面连接良好、界面结合强度高、无中间适配层的 W/CuCrZr 合金，其抗剪切强度达 178 MPa，同时钨和铜元素的界面扩散深度分别约为 0.6 和 1.0 μm。

收稿日期：2022-12-24

基金项目：国家自然科学青年科学基金（51705118）；中央高校基本科研业务费专项资金（PA2022GDGP0029）

作者简介：王 雪，女，1988 年生，博士，讲师，合肥工业大学材料学院，安徽 合肥 230009，电话：0551-62901368，E-mail: wangxue@hfut.edu.cn

Bang 等[19]以镍、铜和无氧铜为中间层，在 700 ℃/70 MPa 条件下采用热等静压工艺获得 W/Ni/Cu/OFHC/ CuCrZr 试样。结果表明，钨和铜元素扩散深度分别约为 4.3 和 2.3 μm，抗剪切强度为 95.2 MPa。李军等[20]使用 0.02 mm 厚的纯钛箔作为中间层，在 880~1030 ℃条件下对 W/CuCrZr 进行扩散焊连接。结果表明，接头抗剪切强度随着扩散焊温度的升高而增大，但在 1030 ℃条件下 Ti 与 Cu 发生共晶反应转化为液相，被挤出连接界面，导致连接界面存在孔隙。

本研究对纯钨和铜铬锆合金、以及经高压扭转变形处理的钨和铜铬锆进行不同温度的扩散焊试验，通过对其晶粒尺寸、位错密度和界面元素扩散深度的表征和统计计算，分析高压扭转变形引入的晶体缺陷对扩散焊过程中元素扩散和焊后组织与力学性能的影响规律，为实现基于缺陷调控的高性能钨铜复合材料制备提供了理论基础和实验依据。

1　实　验

本实验所使用材料为商业烧结纯钨和热处理态铜铬锆合金，其初始组织如图 1 所示，可以看出近似等轴的钨晶粒尺寸为 20~60 μm；铜合金的晶粒尺寸为 5~50 μm。采用线切割获得 Φ12 mm×3 mm 的圆片状钨和铜合金的试样，经研磨抛光和超声清洗后，借助 ZT-40-20Y 型真空热压烧结炉对 W/CuCrZr 试样进行温度为 900、950、980 ℃，压力为 80 MPa，保温保压时间 2 h 的扩散焊试验。扩散焊试验时，首先抽真空至 1×10^{-4} Pa，随后充入氩气，再以 10 ℃/min 升温至目标温度，有效防止试样氧化。借助 RZU200HF 型压扭专用试验机对初始钨和铜合金分别在 400 ℃和室温条件下进行压力为 1.5 GPa，扭转圈数为 5、10 和 20 圈的高压扭转变形试验，然后对 HPT 试样进行温度为 900 ℃的扩散焊试验，扩散焊压力和时间分别为 80 MPa 和 2 h。

将 DFW 试样和 HPT+DFW 试样沿直径轴向切开，在距离试样中心约 4 mm 处进行微观组织表征，如图 2 所示。借助 JSM-6490LV 型扫描电子显微镜观察钨铜界面处的扩散连接形貌，并借助 EDS 线扫描，取相邻三处位置的测试平均值作为元素扩散深度，分析扩散焊温度和 HPT 变形引入的晶体缺陷对钨和铜元素扩散深度的影响规律；借助 D/MAX2500V 型 X 射线衍射仪和 MR-5000 型金相显微镜对焊后试样进行位错密度计算和显微组织表征，分析变形组织在真空扩散焊过程中的演化规律，其中 XRD 扫描角度区间为 30°~100°，扫描步长为 0.02°，测试过程中的管电压和管电流分别为 40 kV 和 40 mA，钨的金相腐蚀液为体积比为 1:3 的氨水和过氧化氢混合液，铜铬锆合金的金相腐蚀液为 5 g $FeCl_3$+50 mL 浓盐酸+100 mL 水。借助 MH-3L 显微硬度计沿直径方向测试扩散焊试样界面处的显微硬度，分析高压扭转处理对钨铜扩散焊试样力学性能的影响规律。

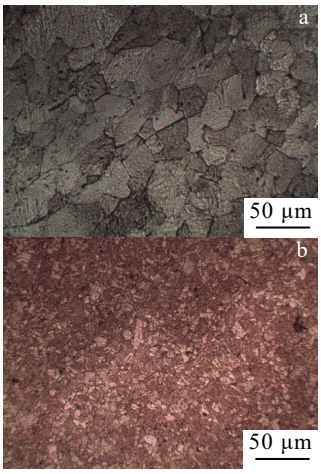

图 1　商业烧结纯钨和铜铬锆合金的初始金相组织

Fig.1　Initial OM microstructures of commercial sintered pure tungsten (a) and CuCrZr alloy (b)

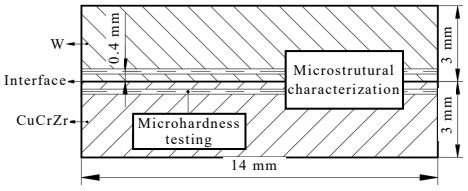

图 2　组织表征和硬度测试位置示意图

Fig.2　Schematic diagram of the zones for microstructural characterization and microhardness testing

2　结果与分析

2.1　界面元素扩散深度分析

图 3 为在不同温度下进行扩散焊的 W/CuCrZr 试样连接界面钨和铜 EDS 元素线扫描及界面形貌。可以看出，试样连接界面结合良好，无明显裂纹或孔洞。同时，随着扩散焊温度由 900 ℃升至 950 ℃时，钨元素在铜试样中的扩散深度由(0.4±0.1) μm 增加至(0.7±0.1) μm，铜元素在钨试样中的扩散深度由(0.9±0.1) μm 增加至(1.3±0.2) μm；当温度继续增加到 980 ℃时，虽然铜元素扩散深度进一步增加至

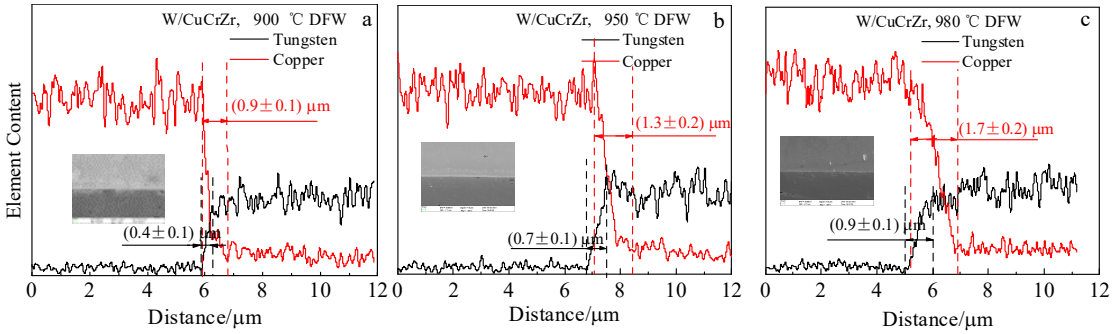

图 3　在不同温度下扩散焊的 W/CuCrZr 试样连接界面 EDS 元素线扫描及界面形貌

Fig.3　EDS element line scanning results and morphologies of the bonding interface of W/CuCrZr samples after DFW processing at the temperature of 900 ℃ (a), 950 ℃(b), and 980 ℃ (c)

(1.7±0.2) μm，但是钨元素的扩散深度增加很少。由于元素扩散深度随着温度升高的增幅逐渐减缓，且实验的最高温度接近铜合金的熔点，为防止铜合金熔化导致界面孔隙，在 900 ℃条件下对高压扭转试样进行扩散焊连接。

图 4 为不同圈数高压扭转处理后的钨和铜合金试样在 900 ℃下进行扩散焊的 W/CuCrZr 试样连接界面形貌钨和铜元素 EDS 线扫描。可以看出，经 5 圈 HPT 变形后进行扩散焊的试样，钨元素在铜侧扩散深度由初始试样的(0.4±0.1) μm 增加至(0.9±0.1) μm；铜元素在钨侧扩散深度由(0.9±0.1) μm 显著增加至(2.1±0.3) μm。随着扭转圈数的增加，钨和铜的元素扩散深度均呈现不同程度的增加。10 圈 HPT 变形后扩散焊试样中，钨元素在铜侧的扩散深度显著增加至(2.1±0.2) μm，铜元素在钨侧的扩散深度略微增加至(2.5±0.2) μm； 20 圈 HPT 变形后扩散焊试样中，钨元素和铜元素的扩散深度分别增加至(2.4±0.1) μm 和(3.1±0.2) μm，较初始样提升了 5 倍和 2.4 倍。前期研究中对 W/CuCrZr/W 3 层结构试样进行温度 300 ℃、压力 1.5 GPa、扭转圈数 20 圈浮动凹模压扭成形，变形导致的高密度晶体缺陷使得钨铜复合材料界面处钨和铜元素的扩散深度达到 1.6 和 6.2 μm[21]。传统扩散焊借助高温和高压使连接界面发生局部塑性变形，界面接触面积不断扩大，高温导致原子发生剧烈的无规则运动，压力和原子浓度差加剧钨和铜的原子互扩散并在界面处呈现元素含量的梯度分布；高温导致铜发生再结晶，界面处的微孔逐渐消失，进而形成整体的可靠连接。一般情况下，缺陷不利于原子互扩散，但本研究借助高压扭转变形有效细化烧结钨和铜合金至超细晶组织的优势，变形引入了高密度位错和大角度晶界，这些高能缺陷为原子互扩散提供了快速通道，使原子互扩散系数显著提升，进一步促进原子在高温扩散焊过程中的扩散迁移，将钨原子在铜合金中的扩散深度提升了 50%。

2.2　显微组织分析

2.2.1　金相组织分析

图 5 为不同温度扩散焊 W/CuCrZr 试样的金相组织。可以看出，900 ℃扩散焊试样的钨晶粒形貌

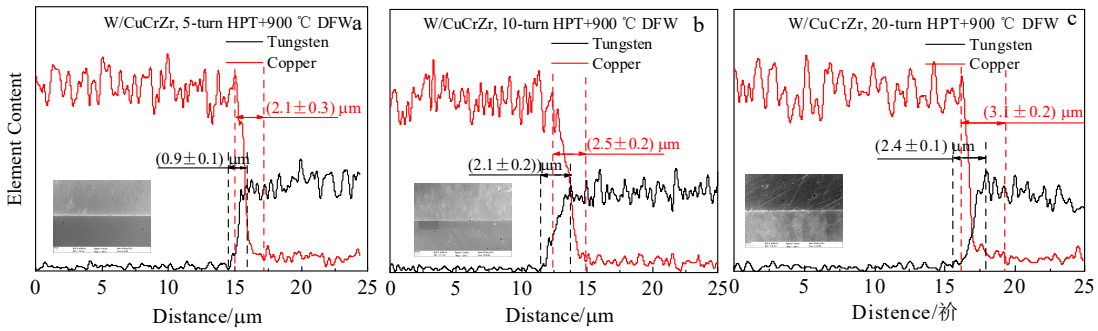

图 4　不同圈数 HPT 变形 W/CuCrZr 试样扩散焊界面的 EDS 元素线扫描

Fig.4　EDS line scanning results of the bonding interface of W/CuCrZr samples after DFW processing with 5 (a), 10 (b), and 20 (c) turns of HPT

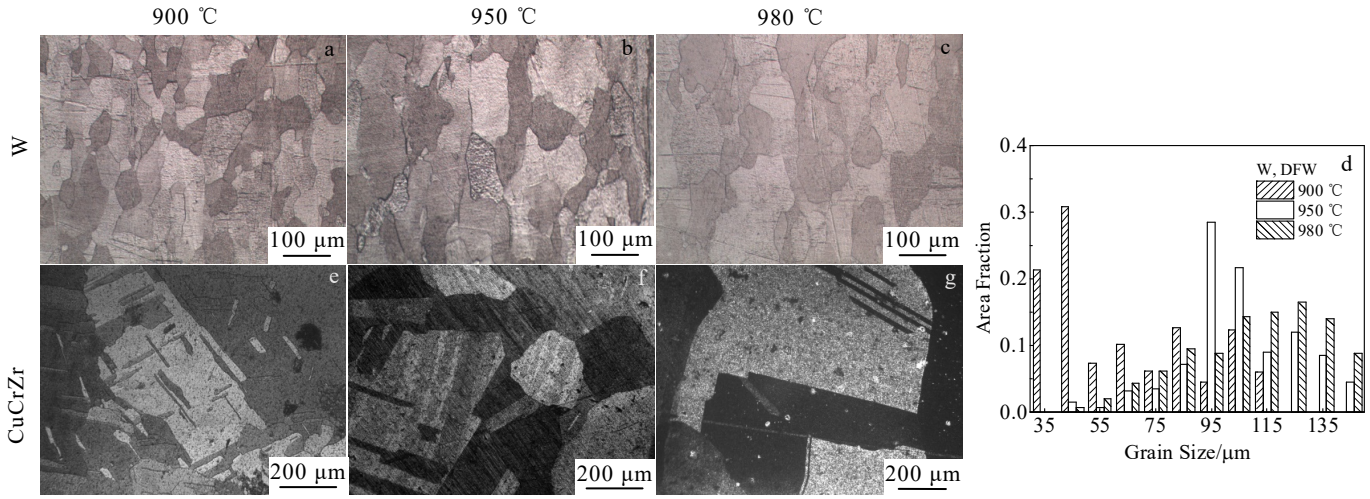

图 5　不同温度扩散焊后的 W 和 CuCrZr 金相组织及钨晶粒尺寸分布

Fig.5　OM microstructures of W and CuCrZr after DFW processing at the temperatures of 900 ℃ (a, e), 950 ℃ (b, f), and 980 ℃ (c, g); grain size distribution of tungsten grain (d)

与初始态基本保持不变，平均晶粒尺寸略微增大至(64±28) μm；随着扩散焊温度的升高，部分晶粒组织开始长大，晶界愈发平直，Image-Proplus 软件的晶粒尺寸统计结果表明，平均晶粒尺寸增加至(110±40) μm。扩散焊试样的铜合金组织形貌与初始态相比发生显著变化，呈现粗大等轴晶和层片状退火孪晶的混晶组织[22]。900 ℃扩散焊时，孪晶宽度仅为 10~38 μm，弥散分布在基体组织中；当扩散焊温度升至 950 ℃时，孪晶快速长大，宽度增加至 66~96 μm，等轴晶的平均晶粒尺寸也升至约 150 μm；当扩散焊温度继续升高到 980 ℃时，粗大孪晶的宽度达到约 180 μm。

图 6 为不同圈数高压扭转变形后进行 900 ℃扩散焊获得的 W/CuCrZr 试样的金相组织。可以看出，相较于初始态钨和铜合金的扩散焊组织，HPT 变形产生的细小狭长钨晶粒在高温扩散焊后得到一定程度的保留，超细等轴铜晶粒在高温状态下转变为粗大等轴晶和板条退火孪晶。5 圈 HPT 变形后，初始粗大的等轴钨晶粒在剪切应变作用下被拉长破碎，随着扭转圈数增加至 20 圈，钨晶粒在连续剪切细化的作用下呈现纤维状。大变形引入的位错等缺陷在扩散焊过程中发生部分回复，亚晶界也向大角度晶界转化，导致 5 圈和 10 圈变形后扩散焊试样中条带

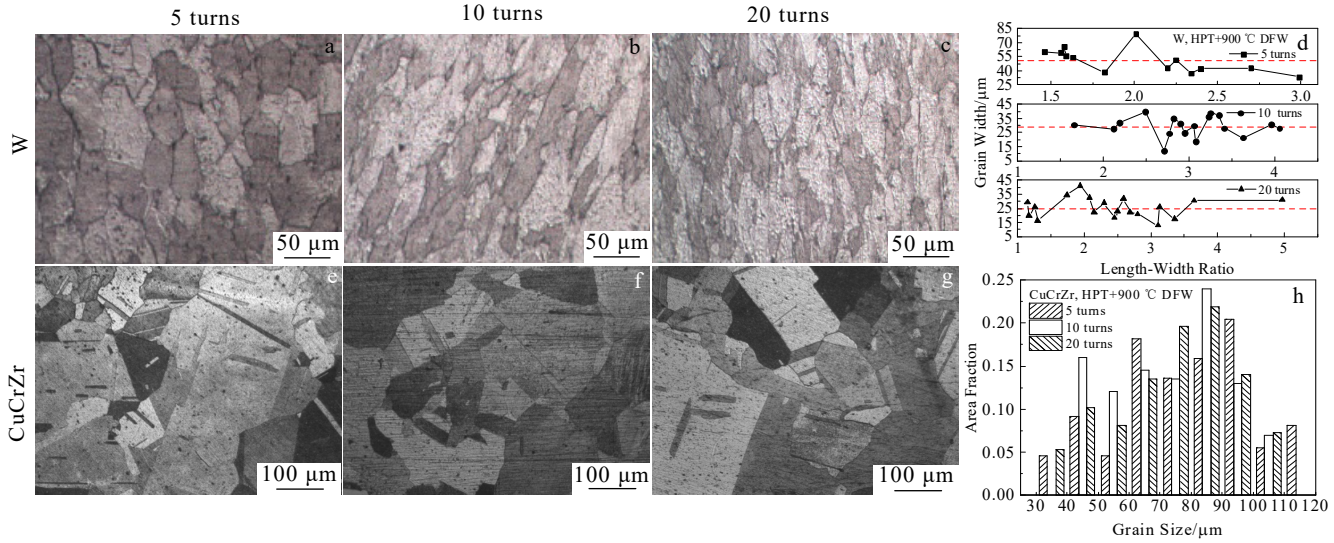

图 6　不同圈数 HPT 变形试样扩散焊的 W 和 CuCrZr 金相组织及晶粒尺寸分布

Fig.6　OM microstructures of W and CuCrZr after DFW processing with 5 (a, e), 10 (b, f), and 20 (c, g) turns of HPT; grain width vs length-width ratio (d); area fraction vs grain size (h)

状钨晶粒尺寸有限长大至 100 μm×51 μm 和 87 μm ×29 μm，20 圈变形后扩散焊钨晶粒更加细小，约为 62 μm×25 μm，比初始态扩散焊钨减小了约 30.5%。由于铜合金的再结晶温度较低，大变形产生的等轴超细晶在高温扩散焊过程中发生严重粗化，基体平均晶粒尺寸为(77±25) μm，比初始态扩散焊试样中铜的晶粒尺寸减小了约 14.4%，形成宽度为 23~69 μm 的退火孪晶组织。

2.2.2　位错密度分析

图 7 为不同圈数高压扭转变形试样经扩散焊之后试样界面处的 XRD 图谱。可以看出高压扭转变形后经扩散焊连接，试样界面处未检测出新相或新物质，表明试样在进行试验过程中未发生固态反应或氧化等。同时，钨和铜的各衍射峰均出现不同程度的偏移，变形后扩散焊试样中钨的衍射峰较初始态[21]仍存在一定程度的宽化，说明钨原子和铜原子发生了互扩散，变形导致的钨晶格畸变与晶粒细化在扩散焊过程中得到保留。

图 8 为根据衍射图谱计算获得的不同圈数 HPT 变形后进行扩散焊的钨和铜合金的位错密度。前期工作表明，初始钨和铜合金的位错密度分别为 1.10×10^{14} 和 0.89×10^{14} m^{-2}[21]，变形扩散焊后钨的位错密度为 1.18×10^{14}~1.46×10^{14} m^{-2}，高于初始态钨，比初始态高 7.3%~32.7%，并且随着扭转圈数的增大呈略微上升趋势；变形扩散焊后铜合金的位错密度则与初始态相近，为 0.94 ~1.11×10^{14} m^{-2}。400 ℃的高压扭转变形促使剪切应变在钨试样中累积，导致位错密度随着扭转圈数增大而持续增加，900 ℃扩散焊过程中发生的静态回复导致钨的位错密度有所下降，但仍高于初始态钨。铜铬锆合金的层错能较低，在室温高压扭转变形过程中容易发生连续动态再结晶，导致位

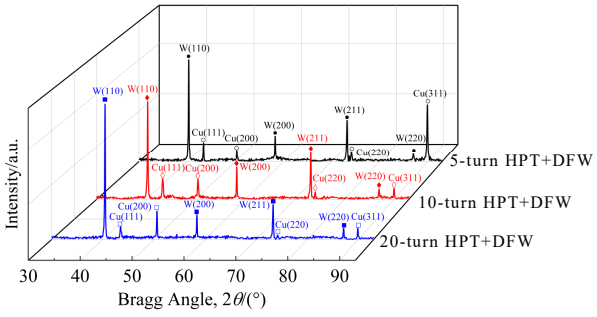

图 7　不同圈数 HPT 变形 W/CuCrZr 试样扩散焊后界面处的 XRD 图谱

Fig.7　XRD patterns of W/CuCrZr samples at the bonding interface after DFW processing with different turns of HPT

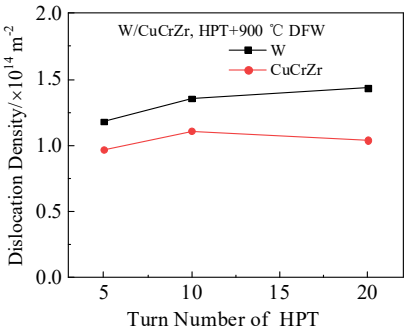

图 8　不同圈数 HPT 变形试样扩散焊后 W 和 CuCrZr 的位错密度

Fig.8　Dislocation density of W and CuCrZr after DFW processing with different turns of HPT

错增殖在大圈数 HPT 时达到动态平衡，900 ℃扩散焊时的静态再结晶致使铜铬锆合金中的位错密度显著降低。

2.3　显微硬度分析

图 9 为不同扭转圈数的 HPT 及 HPT+DFW 试样的显微硬度分布。初始钨显微硬度($HV_{0.5}$)和铜合金的显微硬度($HV_{0.1}$)分别为(3400±117) MPa 和(774±117) MPa，HPT 变形试样的显微硬度随着扭转圈数的增大而升高，20 圈变形钨显微硬度($HV_{0.5}$)和铜合金的平均显微

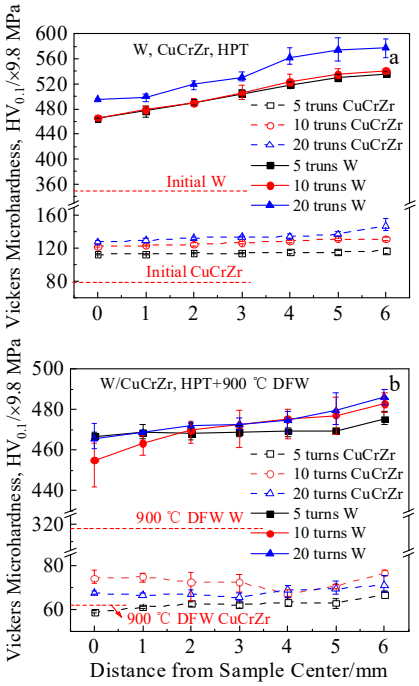

图 9　HPT 和 HPT+DFW 试样的显微硬度分布

Fig.9　Vickers microhardness distributions of W/CuCrZr samples after HPT processing (a) and HPT+DFW processing (b)

硬度($HV_{0.1}$)分别提升至(5253±402) MPa 和(1323±118) MPa，分别提升了 48%和 9%，约为初始态的 1.5 倍和 1.7 倍。900 ℃ 扩散焊后，静态回复导致晶粒尺寸有限长大和位错密度有限降低，钨的显微硬度较变形态略有下降，仍然沿半径方向递增分布，半径 4 mm 处的显微硬度($HV_{0.5}$)为 4569~4635 MPa，仍远高于初始钨扩散焊后的显微硬度($HV_{0.5}$)(3116±216) MPa。铜合金在 900 ℃高温发生严重的晶粒长大和位错回复，导致其显微硬度较变形态显著下降至 608~715 MPa，且沿半径方向均匀分布，但整体仍略高于初始样扩散焊后的硬度(608±39) MPa。以上可知，高压扭转变形引入的高密度缺陷可以有效促进扩散焊过程中的元素互扩散，同时提高钨铜复合材料的力学性能，表明该工艺为制备高性能钨铜复合材料的有效手段。

3　结　论

1）大变形引入的高密度位错和超细晶组织，促进了原子在高温扩散焊过程中的扩散迁移，20 圈 HPT 变形后扩散焊的钨和铜元素扩散深度分别为(2.4±0.1) μm 和(3.1±0.2) μm，较初始样扩散深度提升了 5 倍和 2.4 倍。

2）HPT 变形可以有效限制钨晶粒在扩散焊过程中的异常长大，变形累积位错也可以得到部分保留，位错密度比初始态高 7.3%~32.7%；铜合金在扩散焊后出现退火孪晶和等轴晶的粗大混晶组织，高温再结晶使其位错密度回复至初始态。

3）20 圈变形后扩散焊，钨和铜合金的显微硬度较变形态均下降，但较初始态扩散焊的显微硬度仍分别提升了 48%和 9%，表明高压扭转复合扩散焊工艺是制备高性能钨铜复合材料的有效手段。

参考文献　References

[1] Wang Y L, Zhuo L C, Yin E H. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 100: 105 648

[2] Dong L L, Ahangarkani M, Chen W G *et al*. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2018, 75: 30

[3] Jahangiri M, Hashempour M, Razavizadeh H *et al*. *Wear*[J], 2012, 274-275: 175

[4] Perez-Soriano E M, Arévalo C, Montealegre-Meléndez I *et al*. *Powder Metallurgy*[J], 2021, 64(1): 75

[5] Tian P, Feng Y, Xia M *et al*. *Rare Metals*[J], 2020, 39(10): 1229

[6] Wu W Z, Hou C, Cao L J *et al*. *Nanotechnology*[J], 2020, 31(13): 135 704

[7] Singh K P, Khirwadkar S, Bhope K *et al*. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2017, 823: 12 023

[8] Dai Ye(代　野), Li Zhongcheng(李忠盛), Dai Minghui(戴明辉) *et al*. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2020, 41(10): 170

[9] Lv Dongdong(吕冬冬), Bao Rui(鲍　瑞), Guo Shengda(郭圣达) *et al*. *China Tungsten Industry*(中国钨业)[J], 2021, 36(5): 65

[10] Luo D, Huminiuc T, Huang Y *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 790: 139 693

[11] Ahn B, Zhilyaev A P, Lee H J *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 635: 109

[12] Han J K, Han D K, Guang Y L *et al*. *Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(11): 1 800 642

[13] Ivanisenko Y, Mazilkin A, Gallino I *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 905: 164 201

[14] Wang X, Chen G Q, Wang M M *et al*. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2022, 106: 105 842

[15] Pianese S, Marcone A P, Nuiry F X *et al*. *Physical Review Accelerators and Beams*[J], 2021, 24(4): 43 001

[16] Xiao Y, Lang L H, Xu W C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(2): 475

[17] Luo Xuejun(罗学军), Wang Jue(王　珏), Zhao Wei(赵　巍) *et al*. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2021, 39(4): 291

[18] Wang Qin(王　钦), Yang Fazhan(杨发展), Zhu Hailong(朱海龙) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 360

[19] Bang E, Choi H, Kim H C *et al*. *Fusion Engineering and Design*[J], 2019, 146: 603

[20] Li Jun(李　军), Yang Jianfeng(杨建锋), Qiao Guanjun(乔冠军). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1235

[21] Wang Xue(王　雪), Wang Mingming(王明明), Jiao Aofei(焦奥飞) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4123

[22] Yang Xiaoqiang(杨小强), Yuan Fei(袁　飞), Peng Chuan(彭　川) *et al*. *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2018, 47(7): 20

Effect of Lattice Defects Induced by High-Pressure Torsion on Microstructure and Mechanical Properties of W/Cu Composite Materials Processed by Diffusion Welding

Wang Xue, Jiao Aofei, Zhu Yahui, Wang Mingming, Xue Kemin

(Engineering Research Center of High-Performance Copper Alloy Materials and Processing, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: Commercial pure tungsten and CuCrZr alloy were treated at 900-980 ℃ for 2 h under the pressure of 80 MPa by the diffusion welding (DFW) processing. The tungsten and CuCrZr alloy after high-pressure torsion (HPT) process with 5-20 turns were also treated by DFW at 900 ºC, and the W/Cu composite materials with good interfacial bonding and mechanical properties were obtained. The effects of lattice defects induced by HPT on the element diffusion, microstructure evolution, and microhardness were analyzed by OM, EDS, and XRD. Results show that the diffusion depth for W and Cu is increased from (0.4±0.1) μm and (0.9±0.1) μm to (0.9±0.1) μm and (1.7±0.2) μm with increasing of the DFW temperature, respectively, and the high temperature leads to the obvious grain coarsening and the reduction in microhardness. The high-density dislocations and ultrafine grains induced by HPT accelerate the element diffusion and immigration during DFW. After 20 turns of HPT followed by DFW, the diffusion depth for W and Cu reaches (2.4±0.1) and (3.1±0.2) μm, which is 5 times and 2.4 times higher than that of the initial state, respectively. The deformation microstructure of tungsten remains after DFW with slight grain growth to 62 μm×25 μm and the dislocation density is about 1.46×10^{14} m^{-2}, which is 32.7% higher than that of the initial state. The coarse mixture microstructure of CuCrZr alloy after DFW with HPT is composed of annealing twinning grains and equiaxed grains, and the high temperature of DFW leads to the complete recovery of dislocations accumulated by HPT. The microhardnesses ($HV_{0.5}$ and $HV_{0.1}$) of W and CuCrZr after DFW with HPT is 4596-4635 and 608-715 MPa, which are 48% and 9% higher than that of the value of initial sample after DFW, respectively. The results illustrate that HPT processing followed by DFW is beneficial to fabricate W/Cu composite materials of high performance.

Key words: W/Cu composite materials; high-pressure torsion; diffusion welding; element diffusion; microhardness

---

Corresponding author: Xue Kemin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901368, E-mail: xuekm@hfut.edu.cn