



放电等离子烧结 Cu-W-TiC 复合材料的 制备及其热变形特性

殷 婷^{1,2}, 田保红^{1,2}, 张 毅^{1,2}, 刘 勇^{1,2}, 宋克兴^{1,2}

(1. 河南科技大学 材料科学与工程学院, 洛阳 471023 ;

2. 河南科技大学 有色金属共性技术河南省协同创新中心, 洛阳 471023)

摘 要: 采用放电等离子烧结 (SPS) 工艺制备 (Cu/50W)-3%TiC 和 Cu/50W 两种复合材料, 分别对两种复合材料的显微组织、显微硬度、导电率、密度和致密度进行分析和测试。利用 Gleeble-1500D 热模拟试验机, 在温度为 550~950 °C、应变速率为 0.01~1 s⁻¹ 和总变形量为 0.4 的条件下, 对比研究两种复合材料的高温塑性变形行为和显微组织变化。结果表明: 添加少量 TiC 的 (Cu/50W)-3%TiC 致密度达到 98.7%, 硬度为 113HV_{0.2}, 导电率为 61.4%IACS; (Cu/50W)-3%TiC 和 Cu/50W 复合材料的高温流变应力-应变曲线具有典型的动态再结晶特征, 峰值应力随变形温度的降低或应变速率的升高而增加。同时, 建立了 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料的高温变形本构方程。

关键词: Cu-W-TiC 复合材料; 热变形; 动态再结晶; 流变应力; 放电等离子烧结

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Preparation of Cu-W-TiC composites and its hot deformation characteristics

YIN Ting^{1,2}, TIAN Bao-hong^{1,2}, ZHANG Yi^{1,2}, LIU Yong^{1,2}, SONG Ke-xing^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China;

2. Collaborative Innovation center of Non-ferrous Materials, Henan Province,
Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

Abstract: The (Cu/50W)-3%TiC and Cu/50W composites were prepared by spark plasma sintering (SPS) method. The microstructure, microhardness, electrical conductivity, density and relative density of the two composites were analyzed and measured, respectively. The plastic deformation characteristics at elevated temperature and microstructure changes of the composites were investigated by a Gleeble-1500D thermal simulator at 550~950 °C, strain rate of 0.01~1 s⁻¹ and total strain of 0.4. The results show that the comprehensive properties of the (Cu/50W)-3%TiC composite with 33%TiC addition are as follows: relative density of 98.7%, microhardness of 113HV_{0.2} and electrical conductivity of 61.4%IACS. The true stress-true strain curves of the composites have typical characteristics of dynamic recrystallization. The peak stress increases with the decrease of deformation temperature and the increase of strain rate. The constitutive equations of the (Cu/50W)-3%TiC and Cu/50W composites were established, respectively.

Key words: Cu-W-TiC composite; hot deformation; dynamic recrystallization; flow stress; spark plasma sintering

钨铜作为典型的电触头材料, 综合了钨和铜各自的优点, 兼有钨的高熔点、高密度、高的高温强度和抗电蚀性、抗熔焊性以及铜的高导电性、高导热率、

高塑性和易加工性^[1]。广泛应用于电加工、等离子体焊接^[2]以及热聚变实验堆(ITER)里的面对等离子体部件(PFC)^[3]。为适应特高压电网发展的技术要求, 高压

开关设备向着高电压、大容量、小型化的方向发展,新的断路器的容量将不断增大,而灭弧室空间逐渐缩小,从而使得弧触头单位面积上承担的负荷增大,对电触头材料的性能要求更高^[4-8]。目前,W-Cu 复合材料的制备方法主要有熔渗法和液相烧结法^[9],由于钨铜两相互不固溶,这两种方法易导致铜相粗大及分布不均,同时也很难获得高的致密度和理想的导电、导热性能^[10]。SPS 工艺制备的复合材料具有较高的致密度、硬度和导电率^[11-13]。本文作者在传统粉末冶金的方法的基础上,采用 SPS(放电等离子烧结)技术制备出 Cu/50W 和(Cu/50W)-3%TiC 两种复合材料,在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行等温压缩实验,通过研究复合材料热压缩变形流变应力与变形程度、变形温度及应变速率之间的关系,计算出该合金的热变形激活能 Q ,并确立其本构方程,为制定该类复合材料的热加工工艺提供借鉴。

1 实验

试验用原材料为:水雾法制得纯度为 99.9%(质量分数)Cu 粉,平均粒径为 38 μm ;纯度为 99.9%(质量分数)W 粉,平均粒径为 48 μm ;纯度为 99.9%(质量分数)工业 TiC 粉,平均粒径为 38 μm ;化学纯 CeCl_3 粉末。国内外研究显示,稀土元素 Ce 在铜合金及铜基复合材料中主要起除去杂质、净化和细化晶粒的作用^[14-16]。添加微量的 CeCl_3 旨在改善烧结性能。在 SPS 烧结的高温过程中,稀土元素会溶解在金属溶液中,呈离子状态存在,促进烧结的进行。实验材料按表 1 设计的材料成分进行配料及充分混合,将球磨后的混合粉末装进石墨模具中,然后在 SPS-30 型放电等离子烧结炉中进行烧结。放电等离子烧结的工艺参数为:压力 30 MPa、烧结温度 900 $^{\circ}\text{C}$ 、升温速度 100 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 、保温时间 10 min。

按照 GB/T 5586-1989 标准,采用流体静力天平利用阿基米德原理测定复合材料密度;按照 GB/T 4340-1999b 标准,采用 HVS-1000 型显微硬度计测量显微硬度;采用 D60K 型数字金属导电率测量仪测量

导电率;将烧结态的复合材料加工成 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的金相试样,进行粗磨、细磨、抛光和腐蚀处理,腐蚀液采用三氯化铁盐酸酒精溶液(配比:三氯化铁 5 g、盐酸 10 mL、无水乙醇 85 mL),然后用 JSM-5610LV 型扫描电镜进行显微组织分析。

将 SPS 法制备的复合材料加工成 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 圆柱试样,在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行等温单道次压缩试验。为了减少试样端面摩擦力对压缩试验精度的影响,在圆柱试样两端涂石墨粉以减小摩擦力。试样以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 加热速度升温至 950 $^{\circ}\text{C}$,保温 5 min,以 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却到变形温度,随后以不同应变速率进行等温压缩,变形温度分别为 550、650、750、850 和 950 $^{\circ}\text{C}$,应变速率分别为 0.01、0.1 和 1 s^{-1} ,压缩总变形量为 0.4。

2 结果与分析

2.1 复合材料的性能和显微组织

表 2 所列 SPS 烧结态 Cu/50W 和(Cu/50W)-3%TiC 两种复合材料的性能。由表 2 可知,两种复合材料的致密度较高,分别为 96.7%和 98.7%,致密度的提高是由于 TiC 的平均粒径较小,在添加 3%(质量分数)TiC 后,复合材料的平均粒径有所下降,由粉末冶金弥散强化原理可知,粉体粒径越细,粒子间距越细小,越利于弥散强化的进行^[17]。添加 3%(质量分数)TiC 后,(Cu/50W)-3%TiC 复合材料的显微硬度显著提高,比 Cu/50W 的提高了 28.4%;而导电率有所下降,相比 Cu/50W 的下降了 7.7%。这是由于外加的 TiC 颗粒弥散分布于 Cu、W 基体上,具有显著的弥散强化效果使复合材料硬度显著提高。一方面也使得复合材料基体内部产生大量的相界面,增加了电子定向迁移的阻力,降低了导电率;另一方面,导电性较低的 TiC 颗粒相对减少了导电性良好的 Cu 基体的截面积,也会使导电率下降。

图 1 所示为两种复合材料 SPS 烧结态的 SEM 像。图 1 中暗灰色组织为 Cu 基体,亮色大颗粒状组织为 W 颗粒,W 颗粒均匀分布在 Cu 基体上。从图 1(b)中

表 1 Cu-W 复合材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of Cu-W composites

Composite	Mass fraction/%			
	Cu	W	TiC	CeCl_3
Cu/50W	50	50	0	0
(Cu/50W)-3%TiC	48.3	48.3	2.9	0.48

表 2 Cu-W 复合材料的性能

Table 2 Properties of Cu-W composites

Composite	Density/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Relative density/ %	Hardness, HV ₁₀	Conductivity (IACS)/%
Cu/50W	11.84	96.7	88	66.5
(Cu/50W)-3%TiC	11.45	98.7	113	61.4

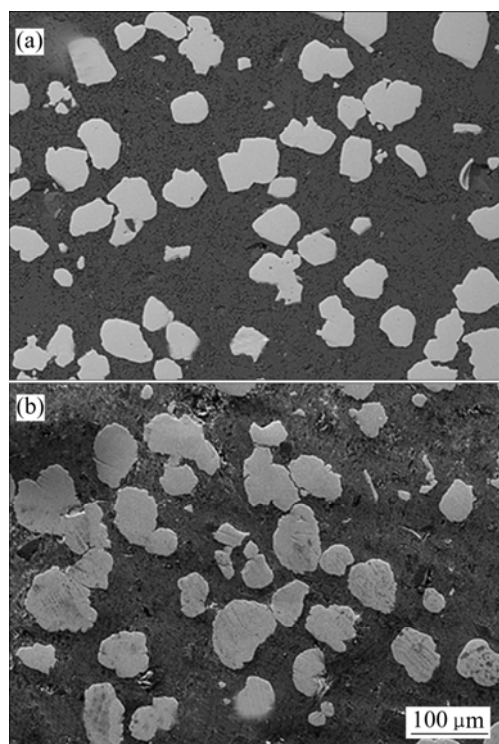


图 1 钨铜复合材料的烧结态 SEM 像

Fig. 1 SEM images of as sintered W/Cu composites: (a) Cu/50W; (b) (Cu/50W)-3%TiC

可以观察到暗黑色的细小的颗粒, 这是添加的 TiC 硬质相。由于 CeCl_3 添加量较少以及其在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 就分解而未能在显微组织中观察到。

图 2 所示为 (Cu/50W)-TiC 复合材料烧结态背散射电子像和 TiC 面分布图。由图 2 可以看出, 显微组织中黑色的小颗粒为 TiC 相, 弥散分布于灰色的 Cu 基体上, 而且 TiC 与 Cu 基体界面无孔洞等缺陷, 结合良好。

2.2 复合材料的真应力-真应变曲线

图 3 所示为 Cu/50W 和 (Cu/50W)-3%TiC 两种复合材料在不同温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。图 3 表明, 两种复合材料的真应力-真应变曲线均为动态再结晶类型, 即均存在应力峰值。同时, 从图 3 还可以发现, 当变形温度一定时, 真应力随应变速率的增加而增大; 当应变速率一定时, 真应力随变形温度的升高而减小。因此, 变形温度和应变速率是影响复合材料热变形特性的主要因素。这主要是因为^[18]: 1) 金属材料的热塑性变形是一个热激活的过程, 温度越高, 热激活的作用越显著, 原子迁移扩散速率越快, 越有利于材料的塑性变形; 2) 温度越高也越有利于金属材料中位错的开动, 位错的相互运动使

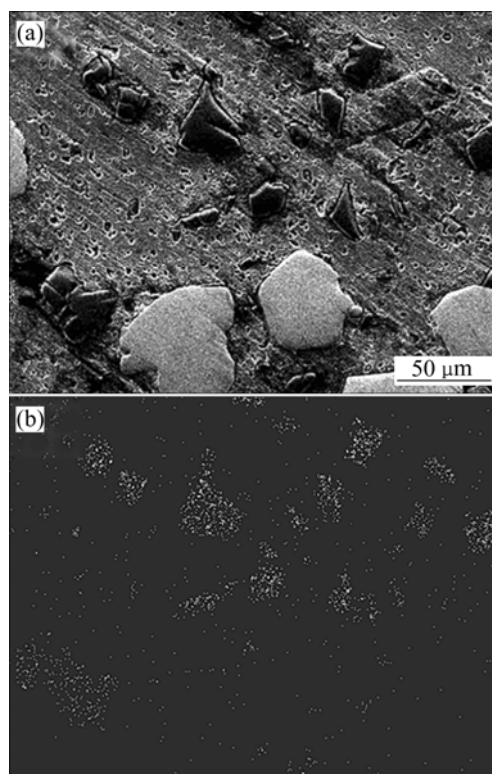


图 2 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料烧结态的 SEM 像和 TiC 面分布

Fig. 2 SEM images of as sintered (Cu/50W)-3%TiC composites(a) and TiC surface distribution of as sintered (Cu/50W)-3%TiC composites(b)

异号位错相互抵消, 从而降低了位错密度, 削弱了加工硬化的效果; 3) 热变形过程中, 温度的升高能够提高变形组织中动态再结晶的形核率和长大速率, 从而使再结晶的速度和程度都显著提高, 使材料发生软化; 4) 当温度一定时, 随着应变速率的升高, 复合材料中位错的增殖速率加快, 大量位错在短时间内产生并缠绕在一起, 起到相互钉扎的作用, 硬化了复合材料; 5) 应变速率的增大还显著缩短了复合材料的热变形的时间, 使材料在短时间内来不及发生动态回复和再结晶, 从而得不到软化。上述综合作用的结果使 Cu/50W 和 (Cu/50W)-3%TiC 两种复合材料的热变形特性呈现典型的动态再结晶特征。

2.3 热变形激活能和流变应力方程

热变形激活能作为衡量金属材料热变形能力的一个重要参数, 它取决于材料显微组织形态、相组成和物理化学特性, 但也受许多外部条件的影响, 如应变速率、变形温度、变形程度等。在热变形过程中, 材料的高温流变应力 σ 取决于变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、

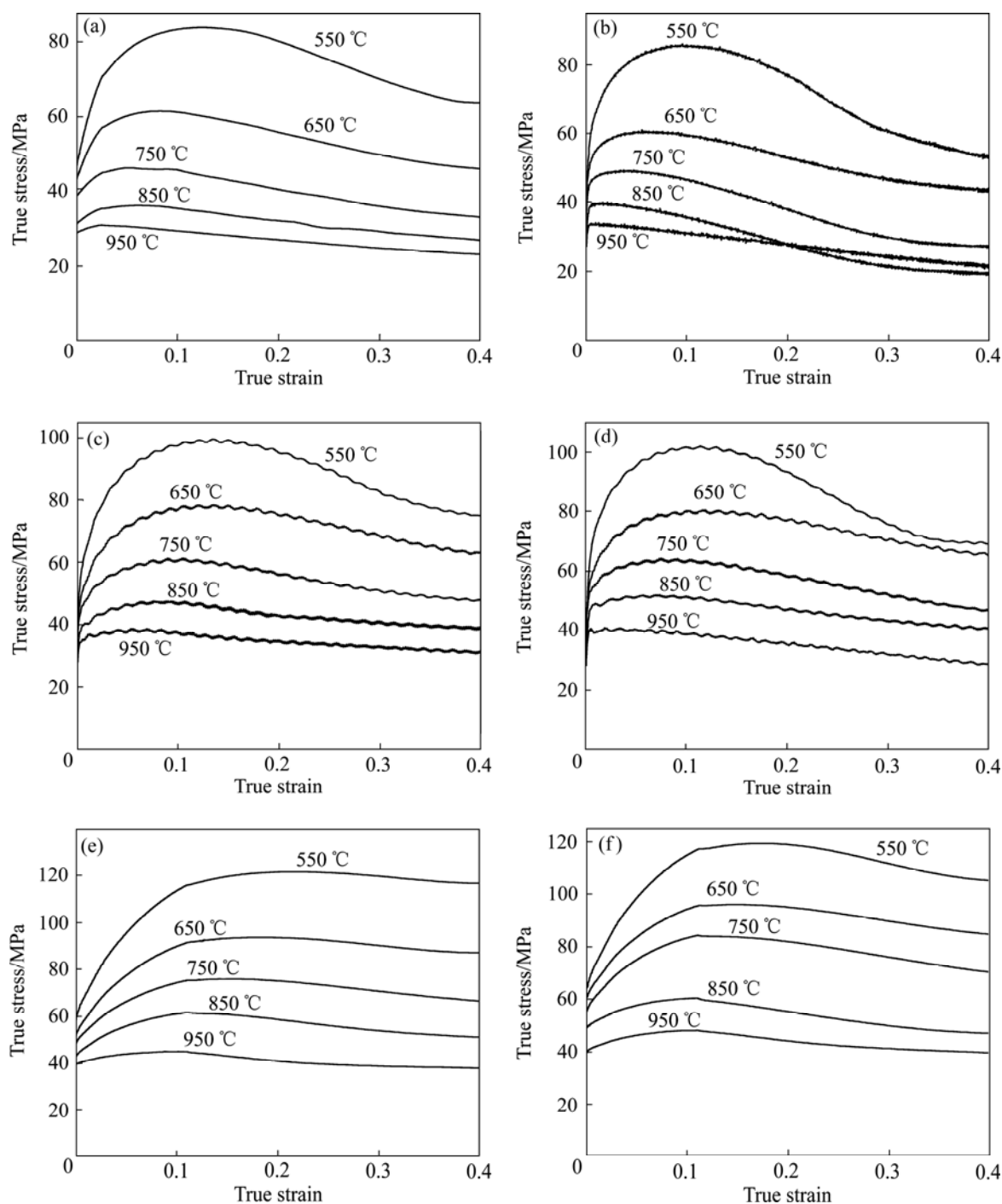


图3 不同应变速率下 Cu/50W 和 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料热压缩变形真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-true strain curves of Cu/50W((a), (c), (e)) and (Cu/50W)-3%TiC((b), (d), (f)) composites at different strain rates during hot compression deformation: (a), (b) $\dot{\varepsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (c), (d) $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (e), (f) $\dot{\varepsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

变形程度 ε 、合金成分 C 和合金内部显微组织 S 等, 其表达式为^[19]

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, C, S) \quad (1)$$

通过大量实验数据分析, SELLARS 等^[20]、BRUNI 等^[21]、MOMENI 等^[22]以及 LI 等^[23]根据 Arrenius 关系, 提出用双曲正弦形式来描述 σ 、 $\dot{\varepsilon}$ 和 T 的关系:

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: $F(\sigma)$ 为应力的函数, 在不同的条件下有 3 种不同的形式^[24]:

$$F(\sigma) = \sigma^n \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (3)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \quad (\alpha\sigma < 1.2) \quad (4)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (\text{所有应力}) \quad (5)$$

其中

$$\alpha = \beta / n \quad (6)$$

将式(5)代入式(2)可得到金属材料高温流变应力方程:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (7)$$

式中: A 为结构因子; n 为应力指数; α 为应力水平参数; R 为气体常数; Q 为热变形激活能, J/mol。

用 Zener-Hollomon 参数的函数来描述金属高温变形流变应力的数学模型, 如式(8)所示^[25-26]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (8)$$

式中: Z 为表示温度补偿的应变速率因子的 Zener-Hollomon 参数, 它还遵循以下关系式:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

由式(8)和式(9)可得

$$\dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (10)$$

对式(10)求偏导数可得

$$Q = R \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \cdot \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T = nRK \quad (11)$$

$$\text{式中: } n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T; K = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_{\dot{\epsilon}}。$$

如前所述, 材料高温塑性变形时, 流变应力、变形温度和应变速率之间能很好地满足双曲正弦关系, 所以, 求解出式(7)中各常数就可以建立起高温流变应力方程。

将式(3)、式(4)分别代入式(2), 然后取对数, 可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - Q/(RT) + n \ln \sigma \quad (12)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - Q/(RT) + \beta \sigma \quad (13)$$

对式(9)两边取对数, 得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (14)$$

假设热变形激活能 Q 不随温度 T 变化, 由式(12)和(13)可得, 当温度一定时, n_1 和 β 分别为直线 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和直线 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 的斜率, 将 (Cu/50W)-3%TiC 的真应力-真应变曲线取其相应的应变速率和应力峰值, 绘制出图 4(a)和(b), 根据式(12), n 取图 4(a)中 950、850、750、650 和 550 °C 5 条直线斜率的平均值; 根据式(13), β 取图 4 (b)中 950、850、750、650 和 550 °C

5 条直线斜率的平均值; 再由式(6)求出 α 。然后根据式(7)再绘制出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 图, 即图 4(c), 调整 n 值; 重复以上步骤即可以求出更精确的 α 和 n 值, 从而得出更精确的热变形激活能和流变应力方程。取各个温度和其相对应的峰值应力, 绘制出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 图, 即图 4(d), 采用最小二乘法线性回归求出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 图中 4 条直线斜率的平均值 K 。由式(14)知, $\ln A$ 为当 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = 0$ 时直线 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的截距, 取相关的 $\dot{\epsilon}$ 、 Q 和 T 值, 求出相对应的 $\ln Z$ 。取由式(14)求得的 $\ln Z$ 和与之相对应的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 值, 采用最小二乘法线性回归绘制 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线, 即图 4(e), 其相关系数为 0.98, 因此, 可用双曲正弦模型来描述 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料的热变形行为。当 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = 0$ 时, 求得截距 $\ln A$ 。将以上所求参数 n 、 K 值代入式(11), 求出 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料的热变形激活能 $Q=194.36$ kJ/mol。

将 n 、 α 、 A 和 Q 代入式(7), 求得 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料高温热变形流变应力本构方程为

$$\dot{\epsilon} = 4.967 \times 10^9 [\sinh(0.01182\sigma)]^{7.4501} \cdot \exp[-194.36/(RT)]$$

同理, 对 Cu/50W 进行求解。求得两种复合材料的各参数和热变形激活能 Q 列于表 3, 流变应力本构方程列于表 4。从表 3 可知, 添加 3%TiC 后, 复合材料的热激活能显著增加, 比未添加的增加了 47.7%。这是由于在热变形过程中, 微米级弥散分布的 TiC 颗粒对位错运动具有较大的阻碍作用, 使复合材料的热变形难度增大, 从而使 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料的热变形激活能增加。

2.4 热变形后复合材料的显微组织

图 5 所示为 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料热变形后的显微组织。对比图 5(a)和(b)可以看出, 在相同的应变速率下 (0.1 s^{-1}), 变形温度相对较低 (550 °C) 的 Cu-W 复合材料的基体组织发生了部分动态再结晶, 但仍然存在拉长的基体组织; 变形温度相对较高 (950 °C) 的 Cu-W 复合材料的基体组织动态再结晶进一步发生, 但由于应变速率较高 (0.1 s^{-1}), 基体仍然未能发生完全动态再结晶。对比图 5(c)和(d)可以看出, 在相同的变形温度下 (750 °C), 应变速率对 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料热变形后的显微组织影响较大。较高的应变速率 (1 s^{-1}) 使复合材料的动态再结晶来不及进行完全, 部分基体仍然由保持伸长的晶粒组成; 而较低的应变速率 (0.01 s^{-1}) 使复合材料的动态再结晶得以充分进行, 基体基本由动态再结晶细小晶粒组成。Cu/50W 复合材

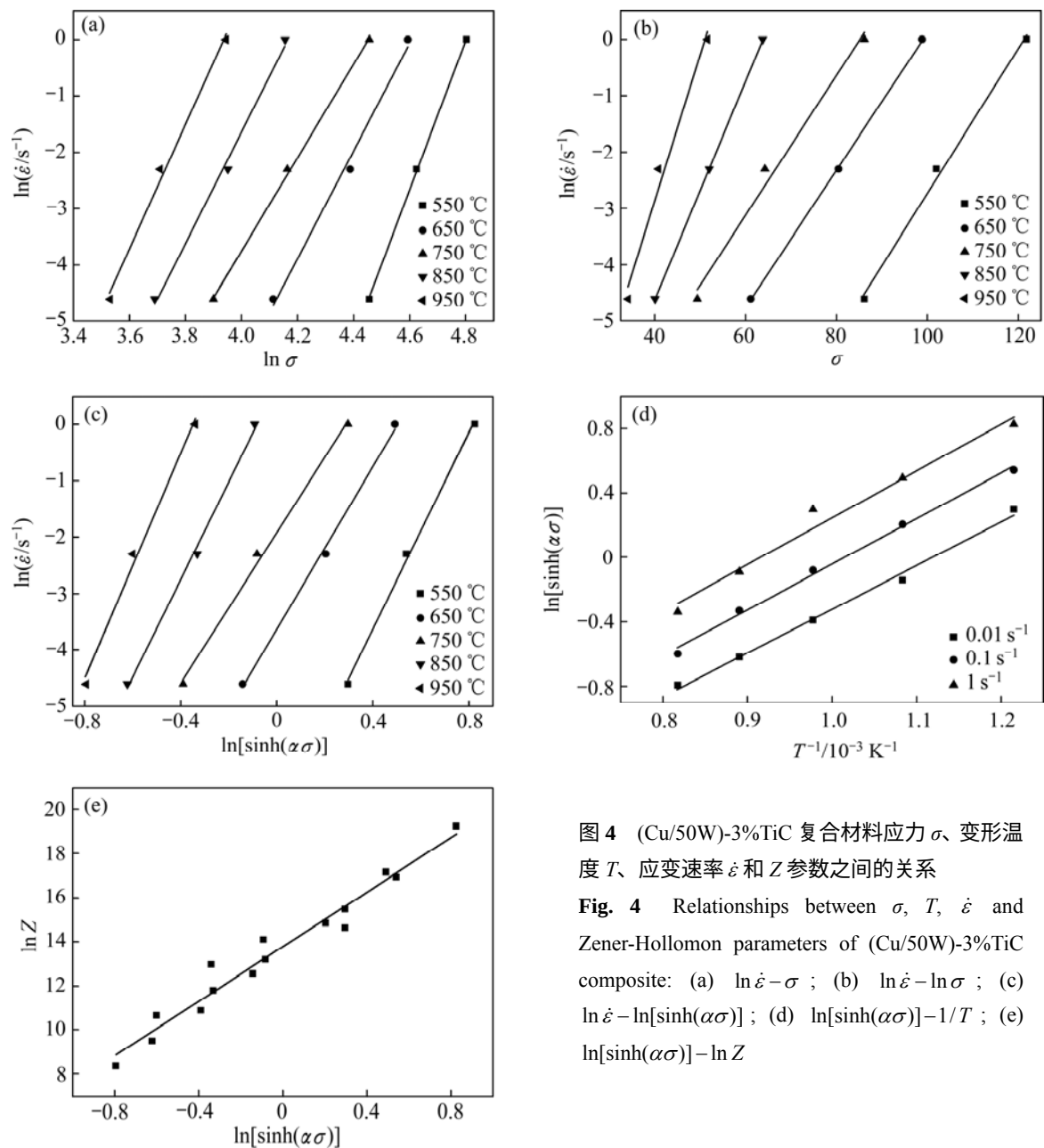


图 4 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料应力 σ 、变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和 Z 参数之间的关系

Fig. 4 Relationships between σ , T , $\dot{\epsilon}$ and Zener-Hollomon parameters of (Cu/50W)-3%TiC composite: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$; (e) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln Z$

表 3 Cu/50W 和(Cu/50W)-3%TiC 复合材料的参数值和热变形激活能

Composite	α	n	K	A	$Q/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
Cu/50W	0.01283	6.2036	3.165155	9.701×10^5	131.62
(Cu/50W)-3%TiC	0.01182	7.4501	2.062903	4.967×10^9	194.36

表 4 Cu/50W 和(Cu/50W)-3%TiC 复合材料本构方程

Composite	Constitutive equation
Cu/50W	$\dot{\epsilon} = 9.701\times 10^5 [\sinh(0.01283\sigma)]^{6.2036} \cdot \exp[-131.63/(RT)]$
(Cu/50W)-3%TiC	$\dot{\epsilon} = 4.967\times 10^9 [\sinh(0.01182\sigma)]^{7.4501} \cdot \exp[-194.36/(RT)]$

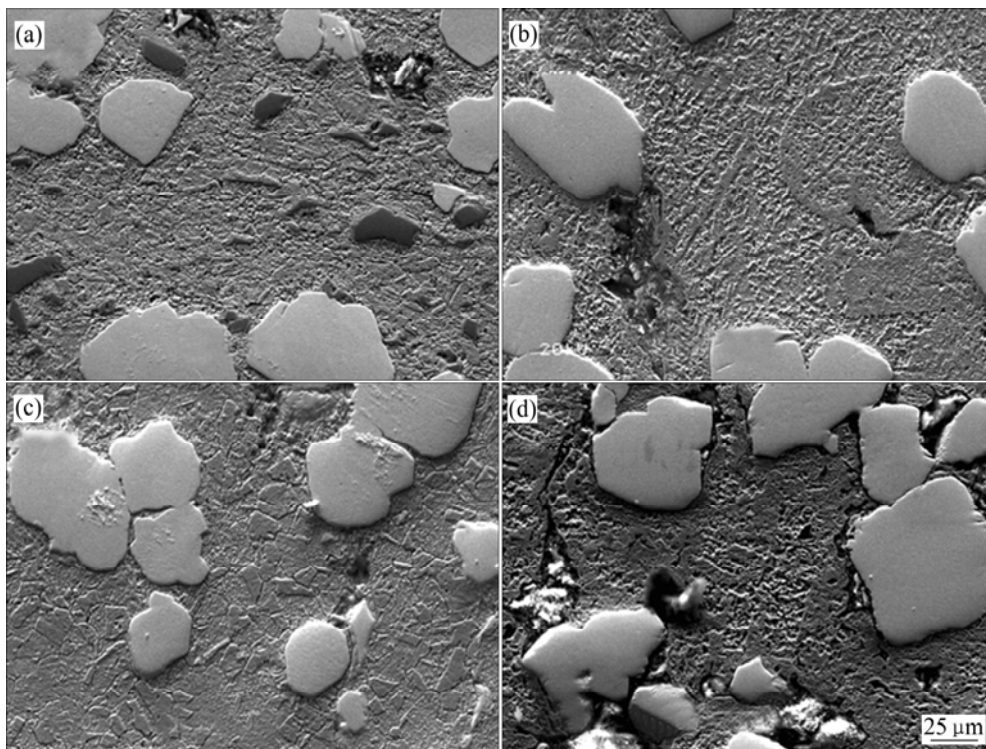


图 5 (Cu/50W)-3TiC 复合材料热变形后的显微组织

Fig. 5 Microstructures of (Cu/50W)-3TiC composite after hot deformation: (a) 550 °C, 0.1 s⁻¹; (b) 950 °C, 0.1 s⁻¹; (c) 750 °C, 0.01 s⁻¹; (d) 750 °C, 1 s⁻¹

料具有相似的组织变化规律。

3 结论

1) 采用 SPS 烧结工艺制备了 Cu/50W 和 (Cu/50W)-3%TiC 两种复合材料。添加 3%TiC 后, 复合材料的致密度和硬度有所提高, 导电率有所下降。

2) Cu/50W 和 (Cu/50W)-3%TiC 复合材料的流变应力、应变速率和变形温度之间的本构方程分别为 $\dot{\epsilon} = 9.701 \times 10^5 [\sinh(0.01283\sigma)]^{6.2036} \cdot \exp[-131.63/(RT)]$ 和 $\dot{\epsilon} = 4.967 \times 10^9 [\sinh(0.01182\sigma)]^{7.4501} \cdot \exp[-194.36/(RT)]$ 。

REFERENCES

- [1] 陈文革, 陈勉之, 邢力谦. 掺杂对 WCu 电触头材料电弧特性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(11): 2029-2037.
CHEN Wen-ge, CHEN Mian-zhi, XING Li-qian. Effect of doping on electrical arc characteristic of WCu electrical contact materials[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(11): 2029-2037.
- [2] 张 辉, 陈文革, 丁秉钧. 热旋锻法制备的钨铜线材的烧蚀

性能[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(6): 1688-1704.

ZHANG Hui, CHEN Wen-ge, DING Bing-jun. Ablation properties of W-Cu wire prepared by hot swaging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(6): 1688-1704.

- [3] 罗来马, 谭晓月, 罗广南, 咎 祥, 朱晓勇, 吴玉程. 第一壁材料 W/Cu 界面设计与制备研究现状[J]. 核聚变与等离子体物理, 2014, 34(4): 340-347.
LUO Lai-ma, TAN Xiao-yue, LUO Guang-nan, ZAN Xiang, WU Yu-cheng. Current status of design and manufacture on W/Cu interface of the first wall material[J]. Nuclear Fusion and Plasma Physics, 2014, 34(4): 340-347.
- [4] KANG B, GERMAN R M. Power injection molding and infiltration sintering of superfine grain W-Cu[J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1997, 33(4): 55-63.
- [5] KIM J C, RYU S S, LEE H, MOON I H. Metal injection molding nanostructured W-Cu composite power[J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1999, 35(4): 47-55.
- [6] KIM D G, OH S T, JEON H, LEE C H, KIM Y D. Hydrogen-reduction behavior and micro structural characteristics of WO₃-CuO powder mixtures with various milling time[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 354(1/2): 239-242.
- [7] 王章启, 何俊佳, 邹积岩, 尹小根. 电力开关技术[M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2003: 197-198.
WANG Zhang-qi, HE Jun-jia, ZOU Ji-yan, YIN Xiao-gen.

- Technology of electric power switch[M]. Wuhan: Huazhong University of Science Technology Press, 2003: 197–198.
- [8] RAGHU T, SUNDARESAN R, RAMAKRISHNAN P, RAMAMOHAANT R. Synthesis of nanocrystalline copper tungsten alloys by mechanical alloying[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 304/306: 438–441.
- [9] 刘克明, 谌 昀, 谢仕芳, 万珍珍, 陆德平. 钨铜复合材料研究现状与展望[J]. 热处理技术与装备, 2012, 33(5): 40–47.
- LIU Ke-ming, CHEN Yun, XIE Shi-fan, WAN Zhen-zhen, LU De-ping. Current status and development of W-Cu composite[J]. Re Chu Li Jishu Yu Zhuang Bei, 2012, 33(5): 40–47.
- [10] 段柏华, 刘辉江, 王德志, 傅 臻, 谢春革. 纳米钨铜复合粉末的制备与微观形貌[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2014, 19(6): 903–908.
- DUAN Bo-hua, LIU Hui-jiang, WANG De-zhi, FU Zhen, XIE Chun-ge. Preparation and micro morphology of W-Cu nano-composite powders[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2014, 19(6): 903–908.
- [11] 赵志伟, 郑红娟, 刘 颖, 邹文俊, 左宏森, 关春龙. 放电等离子烧结制备超细 WC 基硬质合金[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(8): 40–45.
- ZHAO Zhi-wei, ZHENG Hong-juan, LIU Ying, ZOU Wen-jun, ZUO Hong-sen, GUAN Chun-long. Fabrication of ultrafine WC-based cemented carbide by spark plasma sintering[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(8): 40–45.
- [12] 郭秀艳, 谢世坤, 夏 翔, 马国金. 碳/铜复合粉末的制备及其 SPS 烧结工艺的研究[J]. 粉末冶金工业, 2008, 18(1): 24–27.
- GUO Xiu-yan, XIE Shi-kun, XIA Xiang, MA Guo-jin. Preparation of c/cu composite powder by high-energy ball milling and study of spark plasma sintering technology[J]. Powder Metallurgy Industry, 2008, 18(1): 24–27.
- [13] 施 璐, 张建峰, 王连军, 江 莞, 陈立东. 放电等离子烧结原位制备 TiC/Ti₂AlC 复合材料及室温力学性能评价[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(2): 533–535.
- SHI Lu, ZHANG Jian-feng, WANG Lian-jun, JIANG Wan, CHEN Li-dong. In-situ fabrication of TiC/Ti₂AlC composite by spark plasma sintering-reactive sintering (SPS-RS) method and its mechanical property[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(2): 533–535.
- [14] 袁孚胜, 钟海燕, 金 平, 田军涛. 微量稀土 Ce 对 Cu-Si-Ni 合金性能的影响[J]. 上海有色金属, 2010, 31(3): 118–120.
- YUAN Fu-shen, ZHONG Hai-ya, JIN Pin, TIAN Jun-tao. Effect of trace rare earth cerium on properties of Cu-Si-Ni alloys[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2010, 31(3): 118–120.
- [15] 王 军, 朱秀荣, 徐永东, 王 荣, 聂景江, 张立君. 稀土 Ce 和 Y 对 AZ80 镁合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 25–35.
- WANG Jun, ZHU Xiu-rong, XU Yong-dong, WANG Rong, NIE Jing-jiang, ZHANG Li-jun. Effects of rare earth Ce and Y on microstructure and mechanical properties of AZ80 Mg alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 25–35.
- [16] 司乃潮, 郭 毅, 李国强. 稀土 Ce 对 Al-Cu4.5%合金热疲劳性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(4): 605–611.
- SI Nai-chao, GUO Yi, LI Guo-qiang. Effects of RE cerium on thermal fatigue property of Al-Cu4.5% alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(4): 605–611.
- [17] 黄培云. 粉末冶金原理[M]. 2 版. 北京: 冶金工业出版社, 1995: 396–408.
- HUANG Pei-yun. The theory of powder metallurgy[M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995: 396–408.
- [18] 李瑞卿. 高强高导 Cu-Zr-Cr-RE 合金热变形和时效行为研究[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2014.
- LI Rui-qing. Study on hot deformation and aging behavior of Cu-Cr-Zr-RE alloy with high strength and high electrical conductivity[D]. Luoyang: Henan University of Science Technology, 2014.
- [19] GAROFALO F. An empirical relation refining the stress dependence of minimum creep rate in metals[J]. Trans Metall Soc AIME, 1963, 227(2): 351–355.
- [20] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metall, 1966, 14: 1136–1138.
- [21] BRUNI C, FORCELESE A, GABRIELLI F. Hot workability and models for flow stress of NIMONIC 115 Ni-base super alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125: 242–244.
- [22] MOMENI A, DEHGHANI K. Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 5467–5473.
- [23] LI H Z, LI Z, SONG M, LIANG X P, GUO F F. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Ag-containing 2519 aluminum alloy[J]. Materials and Design, 2010, 31: 2171–2176.
- [24] DENG Y, YIN Z M, HUANG J W. Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 1780–1786.
- [25] MCQUEEN H J, YUE S, RYAN N D, FRY E. Hot working characteristics of steels in austenitic state[J]. J Mater Process Technol, 1995, 53: 293–310.
- [26] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. J Appl Phys, 1944, 15(1): 22–27.

(编辑 李艳红)