

W80-Cu20 复合材料热变形行为及加工图

张兵, 刘鹏茹, 张志娟, 赵田丽, 赵芬芬, 马艳恒

(西安建筑科技大学 冶金工程学院 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710055)

摘要: 采用 Gleeble-1500 热模拟机研究了 W80-Cu20 (质量分数, %) 复合材料在变形温度为 810~970 °C 和应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下真应变达 0.69 的热变形行为, 基于改进动态材料模型 (MDMM) 和 Malas's 准则建立功率耗散图和热加工图, 结合微观组织确定出合理热加工参数, 并对材料的损伤方式进行分析。结果表明: W80-Cu20 复合材料的真应力-真应变曲线表现出典型的动态再结晶型特征, 峰值应力随变形温度的降低和应变速率的增加而增加; 确定出 W80-Cu20 复合材料的合理热加工区域为: 840~885 °C、0.2~1.42 s⁻¹ 和 885~917 °C、0.83~2.05 s⁻¹; W80-Cu20 复合材料的损伤方式主要有 Cu 相撕裂、W-Cu 界面分离、W-W 界面分离以及 W 颗粒破碎。

关键词: W80-Cu20 复合材料; 热变形行为; 加工图; 损伤

中图分类号: TG139+.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0203-08

钨铜 (W-Cu) 复合材料是由体心立方结构的钨和面心立方结构的铜组成的一种假合金, 其优点是均匀混合后无化学反应发生, W 和 Cu 各自保持自身金属本征物理和机械性能, 使复合材料具有 W 的高强度、高硬度、高熔点、低膨胀性、耐电弧腐蚀、抗熔焊性和 Cu 的高塑性、高导电、高导热性等特点, 并可通过调整 W、Cu 的成分比例获得不同的热膨胀系数和导电导热性能^[1-4]。因此, 在大规模集成电路和大功率微波器件中, W-Cu 复合材料被广泛应用于电子封装基板、连接件、散热片和微电子壳体用材料等^[5-8]。

近年来, 各国对 W-Cu 复合材料的研究主要集中在细化组织、掺杂改性、界面改性、结构功能梯度化等方面。Li 等^[9]采用热等离子体气相还原法制备出分散性良好、粒径为 30 nm 的 W-Cu 复合纳米粉体, 因其具有均匀的元素分布和较短的传质扩散距离, 在 1100 °C 的条件下获得了高致密化 (99.31%) 的 W-Cu 复合材料, 晶粒尺寸为 260 nm, HV 硬度为 5.62 GPa, 电导率为 54.32%IACS。Wu 等^[10]研究了掺杂 Al 对 W-Cu 复合材料组织、硬度的影响, 结果表明, Al 的溶解会阻碍 Cu 向 W 中扩散和相分离, 促进互穿纳米结构 W-Cu 复合材料的形成并提高复合材料的硬度, 与未添加的 W-Cu 复合材料相比 HV 硬度从 4.63 GPa 提高到 5.12 GPa。Li 等^[11]对 W 粉双层镀 Ni 和 Cu, 形成复合粉体, 后采用真空热压烧结技术制备出均匀致密的 W-Cu 复合材料。由于 Ni₃P 界面改性层的形成,

提高了烧结性能和界面结合强度, 使复合材料的抗弯强度从 287.74 MPa 提高到 953.80 MPa。Zhou 等^[12]采用微波烧结工艺制备出 W-Cu 功能梯度材料, 与成分梯度相对应, 复合材料的硬度和电导率呈梯度分布。然而, W-Cu 复合材料作为电子封装材料不仅要求具有好的导热性能、合适的热膨胀系数, 随着电子器件不断趋于小型化、多功能化、集成化, 要求 W-Cu 复合材料的密度大于理论密度的 98%, 厚度规格一般要小于 1 mm, 尤其是厚度 0.1 mm 以下的超薄 W-Cu 薄材能够很好地适应电子元器件小型化的要求^[13]。但由于钨的高硬度、高强度和低塑性, 以及钨在复合材料中的高质量分数, 导致 W-Cu 复合材料的变形加工存在较大困难。因此, 研究 W-Cu 复合材料的热变形行为以及选择合理的热加工工艺以提高材料的加工性能, 从而扩大其应用范围具有重要意义。

目前, W-Cu 复合材料最常用的制备方法是熔渗法, 分为一步法和两步法^[14,15]。一步法是直接将 Cu 熔渗到压制的高密度 W 坯块中; 而两步法是先压制烧结多孔 W 骨架, 后将熔融的 Cu 液渗入到钨骨架的孔隙中。本研究对一步法制备的 W80-Cu20 复合材料进行不同变形条件下的热模拟压缩实验, 研究变形温度和应变速率对热变形行为的影响, 基于不同失稳准则建立复合材料的功率耗散图及热加工图, 结合微观组织分析, 确定出合理的加工参数, 并对 W80-Cu20 复合材料的损伤方式进行分析。

收稿日期: 2021-01-17

基金项目: 国家自然科学基金 (51874226, 52034005); 陕西省重点研发计划 (2020ZDLGY12-09)

作者简介: 张兵, 男, 1969 年生, 博士, 教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: r.zhang1112@163.com

1 实验

实验所用材料为一步熔渗法制备的 W80-Cu20 (质量分数, %) 板坯, 其原始显微组织如图 1 所示。从图中可以看出, W 颗粒 (灰色) 之间粘接面积比较大, 大部分颗粒间出现面接触或烧结颈, Cu 相 (黑色) 较均匀地分布在 W 相的孔隙中。在经过均匀化处理的 W80-Cu20 板坯上沿板厚方向取样, 加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体热压缩试样。采用 Gleeble-1500 热模拟试验机进行单道次压缩试验, 压缩时在试样两端均匀涂敷石墨润滑剂以减小摩擦效应, 变形结束后立即水冷以保留高温变形组织。变形温度为 810、850、890、930 和 970 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} , 真应变为 0.69。实验结束后, 将热压缩试样沿压缩方向对半切开, 选取试样的纵向截面进行组织观察。具体压缩过程及微观组织演化表征的实验流程如图 2 所示。

2 结果与讨论

2.1 应力-应变曲线

W80-Cu20 复合材料在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线如图 3 所示。从图中可以看出, 变形初始阶段, 流变应力随应变的增加而急剧增大, 在某一应变时达到峰值应力, 之后开始产生不同程度的下降, 最后流变应力趋于稳定值, 曲线呈水平状态, 与文献[16]的研究结果一致。但在高应变速率(10 s^{-1})时, 流变应力达到峰值后连续下降至变形末期较低屈服点, 而后流动应力缓慢增加到局部应力峰值, 随后继续下降, 未出现稳态流变特征。如图 3e 所示, 以变形条件为 0.1 s^{-1} 、 $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的流变应力曲线为例, 复合材料的变形过程根据变化趋势可分为 4 个阶段: (I) 加工硬化阶段 (真应变小于 0.01), 由于铜中位错密度的急剧增加引起加工硬化, 真应力随着应变的增加而

迅速增加至 162 MPa; (II) 二次硬化阶段 (真应变: 0.01~0.23), 由于动态回复(dynamic recovery, DRV) 的发生, 较第 1 阶段硬化率明显下降, 流变应力在应变 0.23 时达到峰值应力 (235.95 MPa), 但加工硬化仍是这一阶段的主要特征; (III) 软化阶段 (真应变: 0.23~0.54), 由于动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX) 引起的软化作用占主导, 使真应力在达到峰值应力后出现下降趋势, 且从图 3a~3d 可知, 应变速率越高, 应力下降幅度越大; (IV) 稳态阶段 (真应变: 0.54~0.69), 动态软化作用与加工硬化作用达到平衡状态, 流变应力趋于稳定值 217 MPa。W-Cu 复合材料是一种 W 弥散强化 Cu 复合材料^[17], 在热变形过程中主要通过 Cu 相的延性流动进行变形, W 基本不发生塑性变形, 仅有少量 W 颗粒发生破碎, 而面心立方结构的 Cu 是层错能低的金属, 因此在热变形过程中, 小变形量下 Cu 相会发生动态回复、大变形量下 Cu 相则发生动态再结晶产生动态软化, 这与 W80-Cu20 复合材料的流变应力曲线表现出典型的动态再结晶型特征相一致^[18]。

表 1 为 W80-Cu20 复合材料在不同变形条件下的峰值应力。从表中可以看出, 同一温度下, 随着应变速率的升高, 峰值应力升高。这是因为随着应变速率

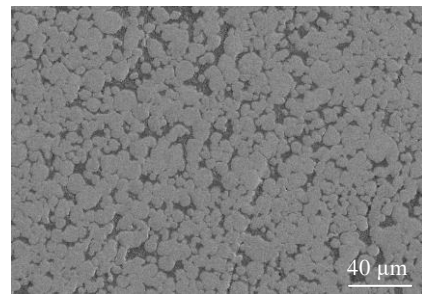


图 1 W80-Cu20 复合材料的原始显微组织
Fig.1 Microstructure of original W80-Cu20 composite

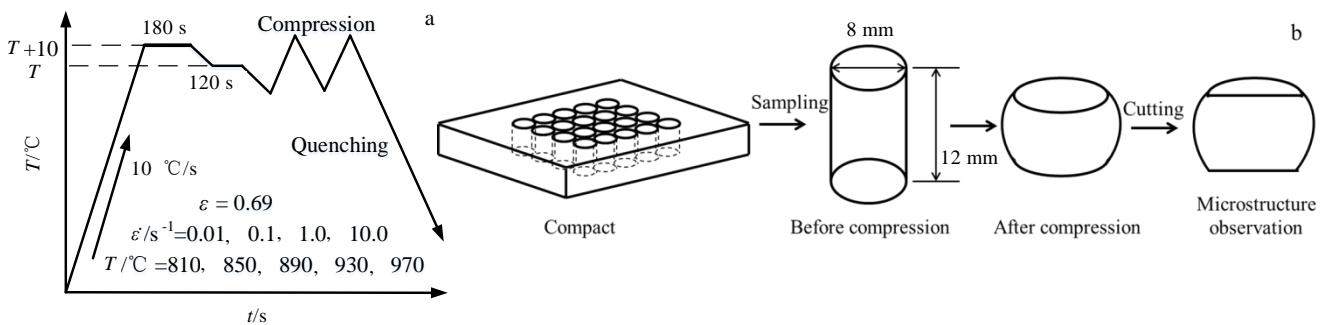


图 2 热压缩工艺路线图和微观组织演化表征的实验流程

Fig.2 Schematic representation of hot compression processing (a) and experimental procedure for characterization of microstructure evolution (b)

的升高, 动态软化作用进行不完全, 动态回复或动态再结晶消耗的位错数量减少, 导致应力增大。同一应变速率下, 随着温度的升高, 峰值应力降低。这是因为温度升高, 材料的热激活作用增大, 动态软化作用加剧, 使流变应力降低。在应变速率为 1 s^{-1} 时, 在 $930 \text{ }^\circ\text{C}$ 的峰值应力略高于 $890 \text{ }^\circ\text{C}$, 这可能是由于材料局部微观组织不均匀所致。

2.2 热加工图

2.2.1 改进动态材料模型(MDMM)

Murty 等^[19,20]在 Prasad 和 Gegel 等人^[21]建立的动态材料模型(DMM)的基础上提出了一种改进的动态材料模型(MDMM)。根据 DMM, 热变形过程中耗散的总能量 P 由两部分组成: (1) 塑性变形耗散能量 G ; (2) 微观组织演变耗散能量 J 。表达式为:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

在指定的温度和应变下, J 与 G 两种能量的比值可由流动应力的应变速率敏感指数 m 来定义:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (2)$$

由于很多材料体系中材料流变应力和应变速率很难满足幂率关系 ($\sigma = K \dot{\epsilon}^m$, K 为材料常数), MDMM 基于 DMM 改进了 G 的求解方法, 可表达为:

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}_{\min}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_{\dot{\epsilon}_{\min}}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \left(\frac{\sigma \dot{\epsilon}}{m+1}\right)_{\dot{\epsilon}=\dot{\epsilon}_{\min}} + \int_{\dot{\epsilon}_{\min}}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \quad (3)$$

其中, $\dot{\epsilon}_{\min}$ 为最小应变速率, 在 $\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_{\min}$ 范围内, G 值由拟合的真应力-真应变曲线积分求得; 在 $\dot{\epsilon} \leq \dot{\epsilon}_{\min}$ 范围内, 认为 σ 与 $\dot{\epsilon}$ 之间仍然满足幂率关系。通过式(3)求得 G 值后, 功率耗散系数 η 可由下式计算:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{P-G}{P/2} = 2\left(1 - \frac{G}{P}\right) = 2 \left\{ 1 - \frac{1}{\sigma \dot{\epsilon}} \left[\left(\frac{\sigma \dot{\epsilon}}{m+1}\right)_{\dot{\epsilon}=\dot{\epsilon}_{\min}} + \int_{\dot{\epsilon}_{\min}}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \right] \right\} \quad (4)$$

功率耗散系数 η 越大, 表明材料热变形过程用于组织转变的能量越多, 材料的加工性能越好。但是, 在实际热加工变形中, 也可能会因为材料产生孔洞、裂纹、颗粒破碎、绝热剪切带等缺陷而得到较高的 η 值, 因此需结合失稳准则进行进一步分析。根据 Ziegler's 失稳条件, 得出 MDMM 的失稳准则表达式为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{2m}{\eta} - 1 < 0 \quad (5)$$

式中, ξ 为失稳因子。当 ξ 小于 0 时, 材料处于热加工失稳区。反之, 当 ξ 大于 0 时, 材料处于热加工安全区。通常, MDMM 可以获得更精确的计算结果。

根据式(4)、式(5)分别绘制了 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时的功率耗散等值线图 and 失稳图, 如图 4 所示。图 4a 中等值线上的数字表示功率耗散系数 η 值。从图中可以看出, 在低温 $810 \sim 825 \text{ }^\circ\text{C}$ 区域, η 值随应变速率的增加变化不大; 在 $810 \text{ }^\circ\text{C}$, 0.01 s^{-1} 时, η 出现较高值 5.1%。当温度高于 $825 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 在一定应变速率下, 变形温度对功率耗散 η 值影响较小,

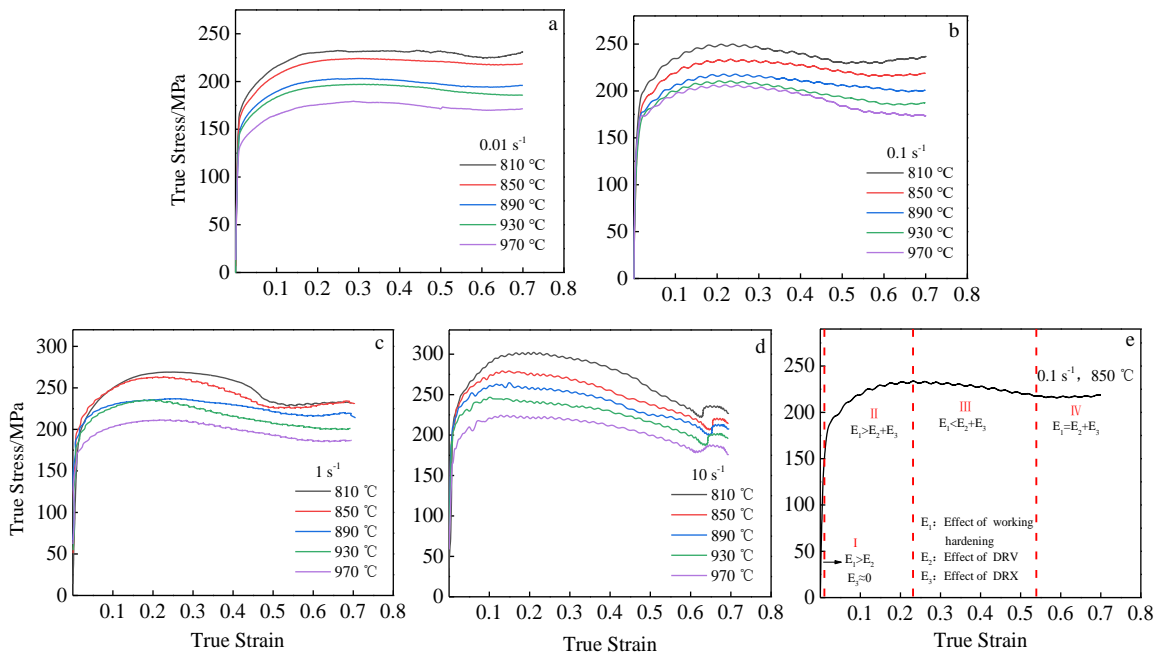


图 3 W80-Cu20 复合材料在不同温度和应变速率下的流变应力曲线

Fig.3 Flow stress curves of W80-Cu20 composites at various temperatures and strain rates: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) 10 s^{-1} ; (e) division of different deformation stages

表 1 W80-Cu20 复合材料在不同温度和应变速率下的峰值应力

Table 1 Peak stresses of W80-Cu20 composites at various temperatures and strain rates (MPa)

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	$T/^\circ C$				
	810	850	890	930	970
0.01	233.25	225.08	204.02	198.08	180.05
0.1	251.13	235.95	219.02	211.97	207.47
1	270.63	270.13	239.02	245.97	219.67
10	302.87	279.76	265.58	247.23	225.00

η 值随温度的升高基本呈稳定趋势；变形温度一定时， η 值随应变速率的变化呈先增加后减小的趋势，在 839~970 °C、0.08~1 s⁻¹ 区域， η 值大于 5%，最高达 8.1%。此外，材料的功率耗散系数 η 值相对偏低，这是因为 W-Cu 复合材料是一种弥散强化型两相合金，一般地，强化相的加入会降低 η 值，而 W80-Cu20 复合材料是一种 W 弥散强化 Cu 的假合金，强化相 W 为基体相（占比 80%），因此，材料的 η 值较小^[22]。材料失稳图 4b 中，阴影部分表示材料变形过程中的流变失稳区，白色区域表示安全加工区。由图可知，材料的流变失稳区主要集中在低应变速率和较高应变速率区域。在应变速率为 0.12~1.7 s⁻¹，810~970 °C 温度范围内均为可加工区。失稳区分别为：应变速率 0.01~0.12 s⁻¹，变形温度 820~970 °C 区域；应变速率 1.7~10 s⁻¹，变形温度 810~970 °C 区域。

2.2.2 Malas's 准则

在材料的热加工过程中，应变速率和变形温度是影响材料热变形特征的重要参数。应变速率敏感指数 m 可以描述塑性变形时材料的流变应力对于应变速率的敏感性，温度敏感指数 s 为流变应力对于变形温度的敏感性参数，Malas 等^[23]综合考虑了 m 值、 s 值对

材料加工过程中稳定性的影响，提出 Malas's 稳定准则，即材料发生稳定流动需要满足以下 4 个条件：

$$0 < m < 1 \tag{6}$$

$$\frac{\partial m}{\partial \ln \dot{\epsilon}} < 0 \tag{7}$$

$$s > 1 \tag{8}$$

$$\frac{\partial s}{\partial \ln \dot{\epsilon}} < 0 \tag{9}$$

应变速率敏感指数 m 值可由式 (2) 计算得出，温度敏感指数 s 值的表达式为：

$$s = \frac{1}{T} \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}, \epsilon} \tag{10}$$

图 5 为 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时的应变速率敏感指数 m 图和温度敏感指数 s 图。从图 5a 中可以看出，在相同应变下应变速率敏感指数 m 图与功率耗散系数 η 图（图 4a）的变化趋势相似，在 Al 基复合材料和 TWIP 钢等其他材料中也发现有类似现象^[24,25]。在低温 810~825 °C 区域， m 值随应变速率变化较小；在相对高温 825~970 °C 区域，由于热软化和内部结构损伤， m 值随应变速率变化剧烈，应变速率增大， m 呈先增大后减小的变化趋势。由图 5b 可知，在 0.01~0.12 s⁻¹，810~880 °C 和 0.01~2.03 s⁻¹，880~970 °C 区域内， s 图等值线稀疏，即温度敏感指数 s 值随变形温度和应变速率变化平缓；在低温高应变速率 810~840 °C，0.17~7.03 s⁻¹ 区域，等值线密集， s 值剧烈变化并呈现较低值，这与复合材料中铜的微观组织变形机制转变相关；而在 940~970 °C、2.03~10 s⁻¹ 区域， s 值出现峰值，表明在高温高应变速率条件下，流变应力对温度的变化更为敏感。

根据 Malas's 稳定准则 4 个条件分别建立的 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时对应的流变失稳图如图 6a~6d 所示。由图可知，不同稳定条件下对应的安全加工区分别为：

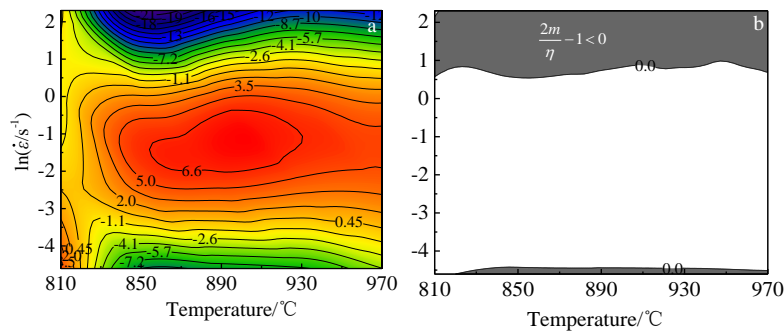


图 4 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时的功率耗散系数 η (%) 图和失稳图

Fig.4 Power dissipation coefficient η (%) map (a) and instability map (b) of W80-Cu20 composites at true strain of 0.69

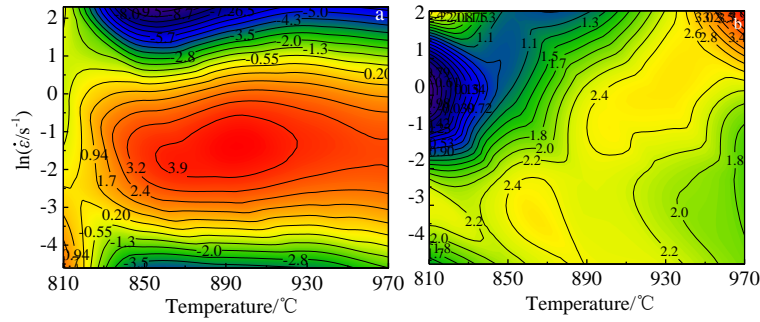


图 5 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时的应变速率敏感指数 $m(\%)$ 图和温度敏感指数 s 图

Fig.5 Strain rate sensitivity index $m(\%)$ map (a) and temperature sensitivity index s map (b) of W80-Cu20 composites at true strain of 0.69

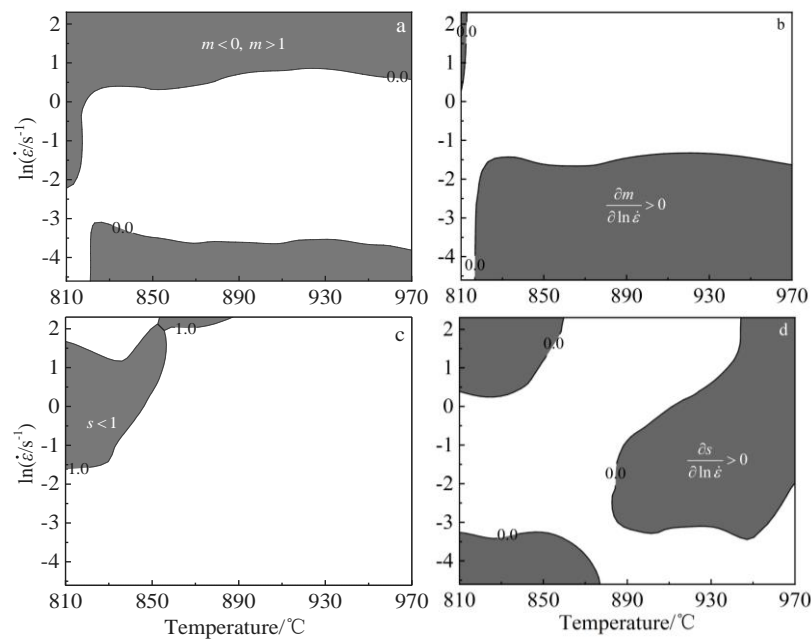


图 6 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时根据 Malas's 稳定准则建立的失稳图

Fig.6 Instability maps of W80-Cu20 composites based on Malas's stability criterion at true strain of 0.69

式 (6): $0.03 \sim 1.42 \text{ s}^{-1}$ 、 $820 \sim 970 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 、 $810 \sim 820 \text{ }^\circ\text{C}$ ；式 (7): $0.01 \sim 1.42 \text{ s}^{-1}$ 、 $810 \sim 817 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.24 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 、 $817 \sim 970 \text{ }^\circ\text{C}$ ；式 (8): $0.01 \sim 0.2 \text{ s}^{-1}$ 、 $810 \sim 970 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.2 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 、 $856 \sim 970 \text{ }^\circ\text{C}$ ；式 (9): $0.04 \sim 1.2 \text{ s}^{-1}$ 、 $810 \sim 882 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.01 \sim 0.04 \text{ s}^{-1}$ 、 $877 \sim 970 \text{ }^\circ\text{C}$ ； $1.2 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 、 $882 \sim 944 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

2.2.3 热加工图

将由不同热变形温度和应变速率下失稳区构成的塑性失稳图与功率耗散图叠加，即可获得材料的热加工图。图 7 为 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时根据不同失稳准则绘制的失稳叠加图和热加工图。由图可知，根据 Malas's 稳定准则得出的失稳区域包含

了 MDMM 失稳准则得出的失稳区域。叠加不同失稳准则下绘制的失稳图，得出 W80-Cu20 复合材料在应变为 0.69 时的安全加工区范围较小，分别为 I、II、III 区，如图 7a 所示。I 区： $810 \sim 816 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.04 \sim 0.12 \text{ s}^{-1}$ ；II 区： $840 \sim 885 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.2 \sim 1.42 \text{ s}^{-1}$ ；III 区： $885 \sim 917 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.83 \sim 2.05 \text{ s}^{-1}$ 。在热加工图的安全加工区内，随着 η 值的增加，材料的可加工性更好。从热加工图（图 7b）中可以看出，I 区的功率耗散系数 η 值较小，而 II、III 区 η 值的等值线基本一致，刚好处于 η 图的峰值区域，因此 W80-Cu20 复合材料在应变为 0.69 时的合理加工窗口为： $840 \sim 885 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.2 \sim 1.42 \text{ s}^{-1}$ ； $885 \sim 917 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.83 \sim 2.05 \text{ s}^{-1}$ 。

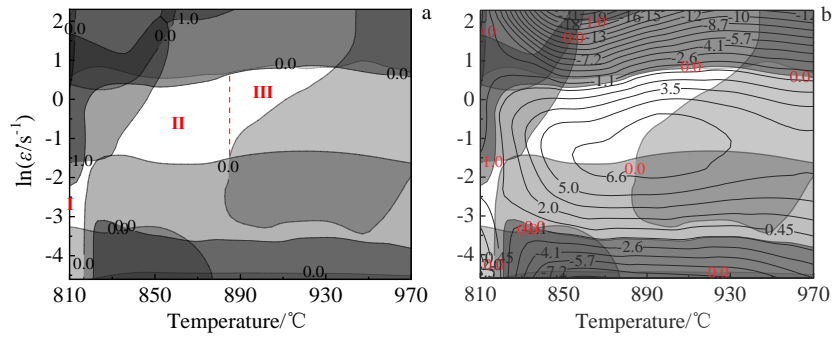


图 7 W80-Cu20 复合材料在真应变为 0.69 时的不同失稳准则失稳叠加图和热加工图

Fig.7 Different instability criteria instability overlay map (a) and hot processing map (b) of W80-Cu20 composites at true strain of 0.69

2.3 损伤分析

热变形后试样呈鼓形，本研究选取试样的纵向截面（平行于压力方向）进行组织观察，如图 8 所示。图中 I 区位于圆柱体端面的接触面附近，受到接触摩擦的影响，在此区域内产生塑性变形较为困难；II 区位于与垂直的作用力轴线呈大致 45° 交角的最为有利的变形区域，在此区域内最易发生塑性变形，但组织结构在不同变形参数下差异较小；III 区受剪切力的作用，易形成剪切带，产生裂纹；IV 区位于试样的边部，边部受拉应力的影响，金属流动不受限制，试样的失稳变形更容易从此区域开始扩散。因此，选取 III、IV 区的组织进行分析。

图 9 显示了 W80-Cu20 复合材料在合理加工区和失稳区的 SEM 组织。从图 9a、9b 可以看出，W80-Cu20 复合材料在最佳加工区进行 50% 变形量（即真应变 0.69）的热压变形后，Cu 相依旧较均匀地分布在 W 基

体中，并且 W、Cu 之间界面结合良好，存在极少数孔洞。而在失稳区变形后，如图 9c、9d 所示，可以观察到 III 区沿剪切应力方向（约 45°）发生严重的界面脱粘现象以及连贯的剪切裂纹，并存在大量孔隙；IV 区出现严重的由试样表面向内部扩展的张开型裂纹。

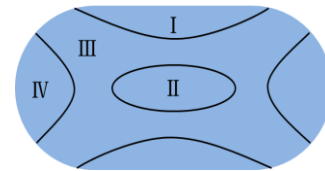


图 8 W80-Cu20 复合材料的组织观察截面示意图

Fig.8 Schematic diagram of microstructure observation cross section of W80-Cu20 composite (I: hard-to-deform region; II: easy-to-deform region; III: shear deformation region; IV: free deformation zone)

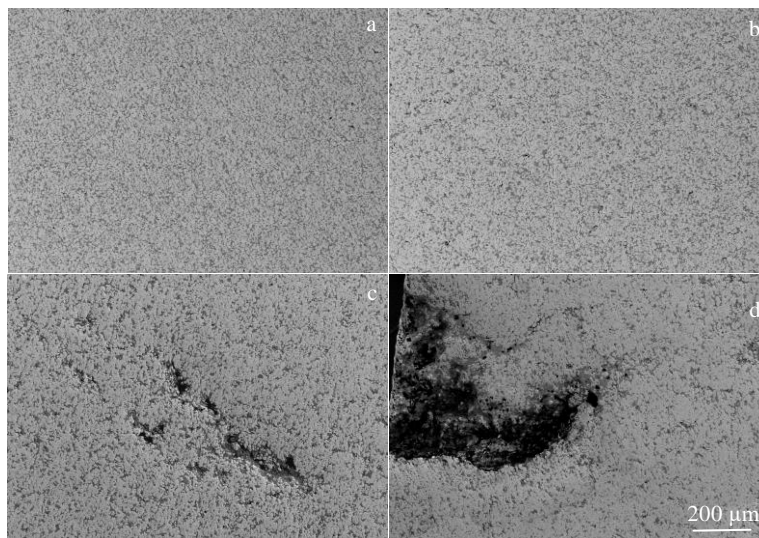


图 9 W80-Cu20 复合材料合理加工区和失稳区的 SEM 组织

Fig.9 SEM microstructures in area III (a, c) and area IV (b, d) of W80-Cu20 composites at temperatures and strain rate of 890 °C and 1 s⁻¹ (a, b); 930 °C and 0.01 s⁻¹ (c, d)

图 10 为试样截面裂纹形貌。由图可知, W80-Cu20 复合材料的损伤方式主要有 Cu 相撕裂、W-Cu 界面分离、W-W 界面分离以及 W 颗粒破碎。W-Cu 复合材料作为一种典型的双相材料, 屈服是从软相的变形开始的^[26], W 相比 Cu 相更硬, 因此在变形过程中, Cu 相在高温作用下先发生明显的软化, 局部应力很容易超过 Cu 的断裂强度, 从而造成 Cu 相的撕裂; 由于 Cu 相先于 W 相发生塑性变形, 且 Cu 相的变形速率远高于 W 相, 从而塑性变形能力较差的 W 颗粒很难与 Cu 发生协调变形, 因此, 在不同附加应力的作用下, W-Cu 界面极易产生开裂。此外, Cu 相在应力的作用下会发生塑性流动形成富 Cu 区, 使 W 颗粒与 W 颗粒之间接触面积增大, 出现大量的 W-W 界面, 而 W-W 界面的结合强度很低^[27], 应力集中时则会在粘结相铜较少的地方发生 W-W 界面分离。当应变速率很高时会引起应力增强, 从而导致 W 颗粒破碎^[28]。

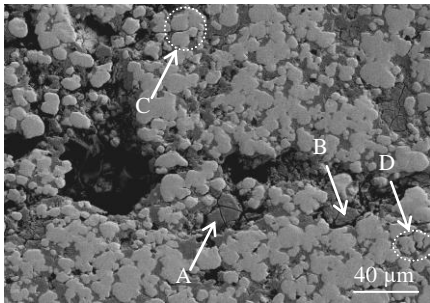


图 10 W80-Cu20 复合材料的裂纹形貌

Fig.10 Crack morphology of W80-Cu20 composite (A: Cu phase rupture; B: W-Cu interfacial separation; C: W-W grain boundary separation; D: W-grain crack)

3 结 论

1) W80-Cu20 复合材料的真应力-真应变曲线表现出典型的动态再结晶型特征。峰值应力随变形温度的降低和应变速率的增加而增加。

2) 通过采用不同失稳准则建立的失稳图和热加工图, 得出 W80-Cu20 复合材料的合理加工区域为: 840~885 °C、0.2~1.42 s⁻¹ 和 885~917 °C、0.83~2.05 s⁻¹。

3) W80-Cu20 复合材料的损伤方式主要有 Cu 相撕裂, W-Cu 界面分离, W-W 界面分离以及少量的 W 颗粒破碎。

参考文献 References

[1] Hou Chao, Song Xiaoyan, Tang Fawei *et al.* *NPG Asia Materials*[J], 2019, 11(1): 74

- [2] Wang Chan, Liang Shuhua, Cao Fei *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 816: 152 506
- [3] Shanaghi Ali, Amiri Ali, Kazazi Mojtaba *et al.* *Applied Physics A*[J], 2020, 126(8): 2333
- [4] Dong L L, Ahangarkani M, Zhang W *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 144: 325
- [5] Liu J K, Wang K F, Chou K C *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(2): 2154
- [6] Zhou K, Chen W G, Wang J J *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 82: 91
- [7] Wang C, Liang S H, Cao F. *Advanced Engineering Materials*[J], 2019, 21(7): 1 801 273
- [8] Zhang He, Cao Weicheng, Bu Chunyang *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 88: 105 194
- [9] Li Xiaojing, Hu Peng, Wang Jinshu *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 853: 156 958
- [10] Wu W Z, Hou C, Cao L J *et al.* *Nanotechnology*[J], 2019, 31(13): 135 704
- [11] Li Yuan, Luo Guoqiang, Sun Yi *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2020, 516: 146 098
- [12] Zhou Chengshang, Li Liya, Wang Jia *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 743: 383
- [13] Dong L L, Ahangarkani M, Chen W G *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75: 30
- [14] GotohSinji, Hara Noriyuki, Kai Yasunao *et al.* *China Tungsten Industry(中国钨业)*[J], 1997(S1): 55
- [15] Wang Xingang(王新刚), Zhang Huailong(张怀龙), Shi Bin(时 斌) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2014, 38(3): 371
- [16] Liu Yong(刘 勇), Zhao Ruilong(赵瑞龙), Tian Baohong(田保红) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(8): 1357
- [17] Lu Tianxing, Chen Cunguang, Li Pei *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140 161
- [18] Feng D, Zhang X M, Liu S D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 608: 63
- [19] Murty Narayana S V S, Rao Nageswara B, Kashyap B P. *Materials Science and Technology*[J], 2004, 20(6): 772
- [20] Murty Narayana S V S, Sarkar Aditya, Ramesh Narayanan P *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(5): 2190
- [21] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1984, 15(10):

- 1883
- [22] Xiao Bolv(肖伯律), Huang Zhiye(黄治治), Ma Kai(马凯) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J]*, 2019, 55(1): 59
- [23] Malas James C, Seetharaman Venkat. *JOM[J]*, 1992, 44(6): 8
- [24] Huang Zhiye, Zhang Xingxing, Xiao Bolv *et al. Journal of Alloys and Compounds[J]*, 2017, 722: 145
- [25] Zhang Jingqi, Di Hongshuang, Mao Kun *et al. Materials Science and Engineering A[J]*, 2013, 587: 110
- [26] Hu Ke, Li Xiaoqiang, Guan Mo *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J]*, 2016, 58: 117
- [27] Yu Yang, Ren Chaoyuan, Zhang Wencong. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J]*, 2018, 76: 149
- [28] Lee Woei Shyan, Xie Guo Liang, Lin Chi Feng. *Materials Science and Engineering A[J]*, 1998, 257(2): 256

Thermal Deformation Behavior and Processing Map of W80-Cu20 Composite by Hot Compressing

Zhang Bing, Liu Pengru, Zhang Zhijuan, Zhao Tianli, Zhao Fenfen, Ma Yanheng

(National & Local Engineering Researching Center for Functional Materials Processing, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The thermal deformation behavior of W80-Cu20 composites were investigated by hot compression with Gleeble-1500 thermal simulation system under deformation temperature range of 810~970 °C and strain rate range of 0.01~10 s⁻¹ with a true strain of 0.69. Based on modified dynamic materials model(MDMM) and Malas's criterion, the power dissipation map and hot processing map were established. Combined with microstructure, the reasonable parameters of hot processing were determined. And the damage modes of W80-Cu20 composite was analyzed. The results show that the true stress-true strain curves of W80-Cu20 composites are typical dynamic recrystallization (DRX) type curves, and the peak stress increases with the decreasing of deformation temperature and the increasing of strain rate. The preferable processing zones of W80-Cu20 composite were determined as follows: 840~885 °C, 0.2~1.42 s⁻¹ and 885~917 °C, 0.83~2.05 s⁻¹. The damage modes of W80-Cu20 composites involve Cu phase rupture, W-Cu interfacial separation, W-W grain boundary separation and W-grain crack.

Key words: W80-Cu20 composite; thermal deformation behavior; processing map; damage

Corresponding author: Zhang Bing, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: r.zhang1112@163.com