

Cu-3.27Ti 合金热变形行为及组织演变过程

侯文忱, 宋 孟

(安徽工业大学 冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243032)

摘要: 利用 Gleeble-3500 热模拟试验机, 在变形温度为 750~900 °C、应变速率为 0.1~10.0 s⁻¹ 的条件下对铸态 Cu-3.27Ti 合金进行热压缩模拟试验; 在此基础上构建 Cu-3.27Ti 合金高温本构关系模型、绘制热加工图, 研究热变形温度、应变速度对 Cu-3.27Ti 合金热变形行为和组织演变过程的影响, 优化其热变形工艺参数。结果表明: 建立的高温本构关系模型可较好地表征 Cu-3.27Ti 合金变形温度、应变速率以及流变应力之间的关系, 热加工图显示合金存在 1 个功率耗散峰值区和 2 个流变失稳区, 功率耗散峰值约 0.27, 对应的变形条件为 900 °C, 功率耗散峰值区与失稳区不重叠, 理论上 900 °C 条件下 Cu-3.27Ti 合金的热加工性能较好; 变形温度和应变速率对 Cu-3.27Ti 合金微观组织动态再结晶比例和再结晶晶粒平均直径均有明显影响, 两者均随变形温度和应变速率的升高而上升, 当组织完全再结晶后变形温度和应变速率对晶粒平均直径的影响更显著; Cu-3.27Ti 合金在 750 °C 变形时细小的再结晶晶粒呈链状分布于初始晶粒周围, 呈现出流变失稳特征, 变形条件为 900 °C/10.0 s⁻¹ 时, 合金的微观组织完全再结晶且晶粒比较细小均匀, 比较适于进行热加工。

关键词: 热变形; 本构关系模型; 热加工图; 动态再结晶; Cu 合金; 组织演变

中图分类号: TG 146.1 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671-7872.24047



Thermal Deformation Behavior and Microstructure Evolution of Cu-3.27Ti Alloy

HOU Wenchen, SONG Meng

(School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China)

Abstract: The hot compression simulation test of Cu-3.27Ti alloy as cast was carried out at deformation temperature of 750–900 °C and strain rate of 0.1–10.0 s⁻¹ with Gleeble-3500 thermal simulation testing machine. On this basis, the high temperature constitutive relation model of Cu-3.27Ti alloy was established, and its hot working diagram was drawn. The effects of thermal deformation temperature and strain rate on the thermal deformation behavior and microstructure evolution of Cu-3.27Ti alloy were studied, and the technological parameters of thermal deformation were optimized. The results show that the established high temperature constitutive relation model can well characterize the relationship between deformation temperature, strain rate and flow stress of Cu-3.27Ti alloy. The hot working diagram shows that there is one peak power dissipation region and two rheological instability regions in Cu-3.27Ti alloy, and the peak power dissipation is about 0.27, the corresponding deformation condition is 900 °C, and the peak power dissipation region does not overlap with the instability region. Theoretically, Cu-3.27Ti alloy has better thermal workability at 900 °C. Deformation temperature and strain rate have obvious effects on the dynamic recrystallization ratio and average diameter of recrystallization grains of Cu-3.27Ti alloy microstructure,

收稿日期: 2024-03-27

基金项目: 冶金减排与资源综合利用教育部重点实验室开放课题 (JKF20-07); 安徽省高校自然科学基金项目 (KJ2019A0059)

作者简介: 侯文忱 (1999—), 男, 湖北宜昌人, 硕士生, 主要研究方向为特种铜合金的制备工艺与组织性能。

通信作者: 宋孟 (1983—), 男, 河北石家庄人, 博士, 讲师, 主要研究方向为金属板薄带轧制技术及工艺。

引文格式: 侯文忱, 宋孟. Cu-3.27Ti 合金热变形行为及组织演变过程 [J]. 安徽工业大学学报(自然科学版), 2024, 41(5):466-473.

both of which increase with the increase of deformation temperature and strain rate. When the microstructure is completely recrystallized, the influence of deformation temperature and strain rate on the average diameter of grain is more significant. When Cu-3.27Ti alloy is deformed at 750 °C, the fine recrystallized grains are distributed around the initial grains in chain structure, exhibiting rheological instability characteristics. When the deformation condition is 900 °C/10.0 s⁻¹, the microstructure of the alloy has been completely recrystallized and the grains are relatively small and uniform, which is suitable for hot processing.

Keywords: thermal deformation; constitutive relation model; hot working diagram; dynamic recrystallization; copper alloy; microstructure evolution

铜是与人类关系非常密切的有色金属,具有良好的导电、导热与加工性能,被广泛用于电气、轻工、机械制造、建筑业、国防工业等领域^[1]。但纯铜的强度较低,仅 230~290 MPa,难以满足工程部件的性能要求^[2]。铜合金是以纯铜为基体加入 1 种或几种其他元素构成的合金,与纯铜相比,铜合金能够提高其强度和硬度,同时保持较好的导电性能^[3-4]。铬锆铜、铍青铜、铜镍硅、复杂黄铜等铜合金是用于引线框架、高铁接触线、火箭发动机燃烧室、核聚变装置、电磁炮等的关键材料之一^[5]。随着相关产业的不断升级,对铜合金性能的要求越来越高^[6]。铍青铜是 1 种综合性能优良的铜基合金,具有良好的机械性能、耐腐蚀性和导热性,常用于制造高强度部件和耐蚀管道^[7-10]。但铍青铜也有一定的局限性,如高温导电稳定性低、时效之后元件的变形程度高^[11],在高于 200 °C 环境下应力松弛率高达 40% 以上,甚至导致继电器工作失效^[12];在加工使用过程中会产生具有毒性的 BeO,长期接触诱发癌症的风险极高^[13]。钛青铜与铍青铜的机械性能相当,且具有更优异的高温性能和抗应力松弛性能,符合环境友好型研究要求的背景^[13],是目前理想的铍青铜替代材料。因此,开展钛青铜及其机械加工成型工艺研究,不仅有助于解决现有材料的限制问题,提高材料的安全性和环境友好性,而且对于推动相关产业的发展和应用具有不可替代的作用。

机械处理法是目前制备高性能铜合金的常用方法^[5],包括熔炼、均匀化、热轧、固溶处理、冷变形及时效处理等工艺环节,并由此逐渐发展出等径角挤压、高压扭转、累积叠轧、低温轧制、低温搅拌摩擦、动态塑性变形、旋转模锻等新机械加工成型工艺^[14]。为明晰铜合金的热变形行为并优化其加工成型工艺,需明确热变形行为和变形条件之间的密切关系^[15]。合金的热变形行为通常受应变速率和变形温度的影响^[16-17],本构关系^[18]和热加工图^[19-20]通常用于描述变形过程中的塑性流变行为,可表征变形温度、应变速率以及流变应力之间的关系,便于理解铜合金的热变形行为。张楠等^[21]研究表明,具有时效强化

效果的 Cu-Ti 合金的 Ti 质量分数要高于 0.6%,常用 Cu-Ti 合金的 Ti 质量分数一般在 1%~6% 之间;曹兴民等^[22]通过建立本构关系方程和热加工图分析 Cu-3.5Ti 合金的热变形行为,但对于热变形组织演变过程的研究不够深入,难以验证热加工图的准确性以及相应变形条件是否能够得到理想的热变形组织;Szkliniarz 等^[23]对热变形 Cu-3Ti 合金微观组织的演变过程及规律进行研究,但缺乏对 Cu-3Ti 合金热变形行为理论机制上的阐释;Zhang 等^[15]基于机器学习算法对 Cu-3Ti 合金的热变形行为进行研究,结果表明在较低温度下 (500~800 °C),真应变为 0.85 时,Cu-3Ti 合金在 0.01~10.00 s⁻¹ 应变速率范围内的热加工图基本位于流变失稳区,表明 Cu-3Ti 合金在此变形条件范围不适于进行热变形。为进一步明确 Cu-Ti 合金热加工性能和变形条件之间的关系,以及热变形过程中其微观组织的演变规律,对铸态 Cu-3.27Ti 合金进行热模拟压缩试验,研究热变形条件对 Cu-3.27Ti 合金热变形行为和热加工性能的影响规律,分析 Cu-3.27Ti 合金热变形组织的演变过程,以期为 Cu-3.27Ti 合金工业化热加工工艺参数的选择提供理论依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料为云南红塔特铜新材料股份有限公司提供的铸态 Cu-Ti 合金,利用 X 射线荧光 (X ray fluorescence, XRF) 分析对其化学成分进行测定,结果如表 1。

Tab. 1 Chemical composition of Cu-Ti alloy			w/%
Ti	Si	Cu	
3.270 0	0.001 9	余量	

1.2 试验方法

1.2.1 热压缩变形模拟试验

利用电火花线切割机将 Cu-Ti 合金铸锭切割为 Φ8 mm×16 mm 的圆柱试样,使用 Gleeble-3500 热

模拟试验机对试样进行热压缩模拟试验。设定变形温度为 750, 800, 820, 850, 900 °C; 应变速率为 0.1, 1.0, 10.0 s⁻¹; 试样经热压缩后获得 60% 的应变, 实际得到的真应变为 0.9。热压缩试验的工艺流程如图 1, 以 10 °C/s 的速率将试样温度升至 950 °C 并保温 5 min, 再以 5 °C/s 的速率降至设定的变形温度并保温 15 s; 然后以设定的应变速率进行压缩变形, 变形结束立刻将试样置于水中水淬。

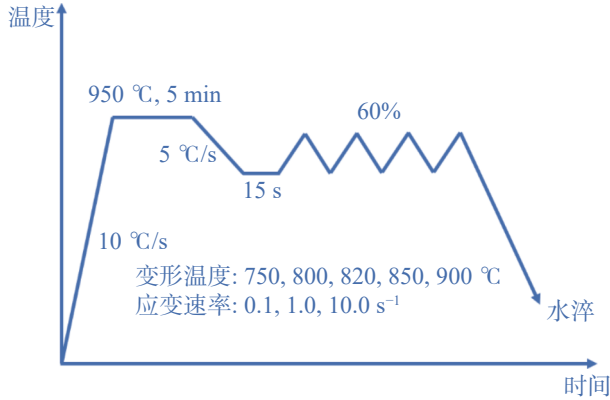


图1 热压缩试验工艺流程

Fig. 1 Process flow of hot compression test

1.2.2 金相组织观察

将热压缩试样沿横截面切开, 使用亚克力树脂镶嵌金相试样, 树脂粉和树脂液的质量比为 5:4。再对试样进行机械磨抛, 按顺序使用 600#-800#-1200#-2000# 的 SiC 砂纸研磨, 直至试样表面只剩最后一道 2000# 留下的划痕。抛光料为金刚石抛光喷雾, 粒度为 2.5 μm, 抛光布为真丝丝绒材质, 将试样表面抛光至镜面对其进行化学腐蚀。腐蚀液为过硫酸铵 10 g+硝酸 6 mL+蒸馏水 40 mL, 腐蚀时间 30~40 s。腐蚀完成将试样表面冲洗并吹干, 采用纽荷尔 J-E68S 型光学显微镜观察其微观组织, 使用截线法统计晶粒尺寸, 选取同一组参数下的 4 张组织照片, 取其平均值作为最后结果。

2 结果与讨论

2.1 热变形真应力-真应变曲线

在变形温度 750~900 °C、应变速率为 0.1~10.0 s⁻¹ 条件下, 热压缩变形过程中 Cu-3.27Ti 合金的真应力-真应变曲线如图 2。由图 2 可知: 不同变形温度下, Cu-3.27Ti 合金在热压缩变形前期 (真应变 $\epsilon < 0.02$ 时) 真应力-真应变曲线的斜率较大, 真应力 σ 快速上升; 随真应变 ϵ 的进一步增加, 试样的真应力增速明显放缓, 表明动态再结晶引起的软化作用发生, 逐渐开始抵消变形引起的加工硬化效果; 随真应变的再进一步增加, 试样的真应力逐渐上升至峰值

后开始下降, 此阶段动态再结晶进一步增强并占据主导地位, 从而导致真应力下降。但在变形温度 850 °C、应变速率 0.1 s⁻¹ 时, 真应力达到峰值后, 随真应变的继续上升, 真应力没有出现明显下降, 意味着该状态下 Cu-3.27Ti 合金的加工硬化和动态再结晶处于动态平衡。随变形温度的升高, 峰值应力下降, 表明 Cu-3.27Ti 合金属于热敏感型材料, 原因在于变形温度的升高促进了动态再结晶, 软化作用的增强即导致峰值应力的下降。

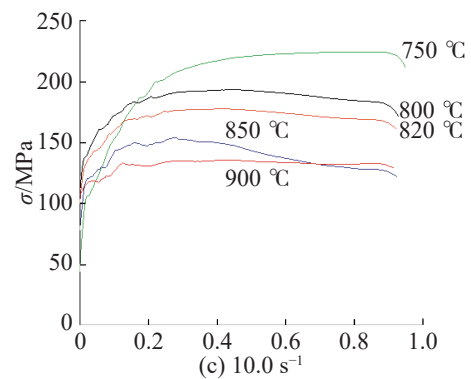
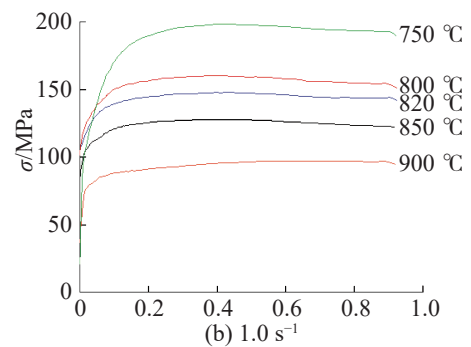
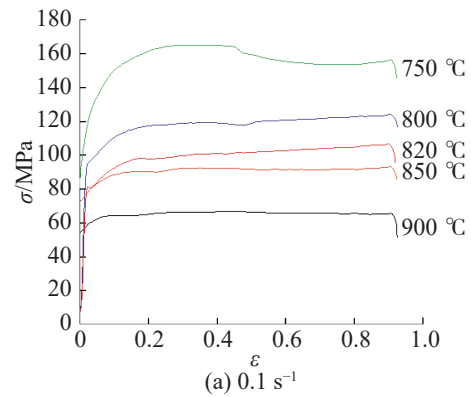


图2 热压缩变形过程中试样真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress - true strain curve of the specimen during hot compression deformation process

2.2 高温本构关系模型

为进一步明确表征 Cu-3.27Ti 合金的变形温度、应变速率以及流变应力之间的关系, 建立 Cu-3.27Ti 合金的高温本构关系模型。Arrhenius 型高温本构模型常用于描述合金在热变形过程中变形温度 T 、

应变速率 $\dot{\epsilon}$ 及流变应力 σ 之间的关系^[24], 进而预测不同热变形条件下的流变应力。不同应力水平下的 Arrhenius 型高温本构模型公式如下:

低应力水平 ($\alpha\sigma < 0.8$) 下

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1)$$

高应力水平 ($\alpha\sigma > 1.2$) 下

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (2)$$

所有应力水平下

$$\dot{\epsilon} = A (\sinh(\alpha\sigma))^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: A, α 为材料常数; σ 为峰值应力; n 为加工硬化指数; Q 为热变形激活能; R 为气体常数, 取 $8.314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$; T 为变形温度; A_1, A_2, β, n_1 为与变形温度无关的常数, 且存在 $\alpha = \beta/n_1$ 。

对式 (1)~(3) 等式两边同时取自然对数, 可得到:

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta\sigma + \ln A_2 \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) + \ln A - Q/(RT) \quad (6)$$

将相应变形条件下的峰值应力代入式 (4), (5), 得到 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 的关系曲线, 进一步得到 $\ln \dot{\epsilon} - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 关系曲线, 如图 3。由于 $n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma}$ 及 $\beta = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}$, 可将图 3(a) 中 5 条直线斜率的平均值作为 n_1 的值, 即 $n_1 = 9.90$; 同理可得 $\beta = 0.070$, 于是 $\alpha = \frac{\beta}{n_1} = 0.00707 \text{ MPa}^{-1}$ 。

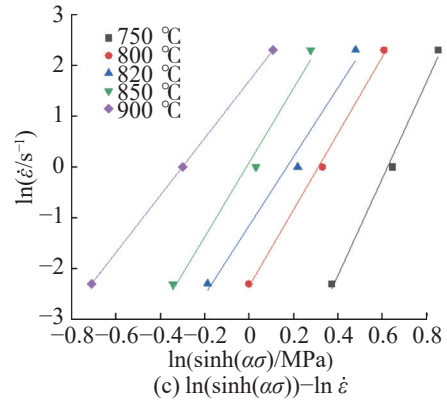
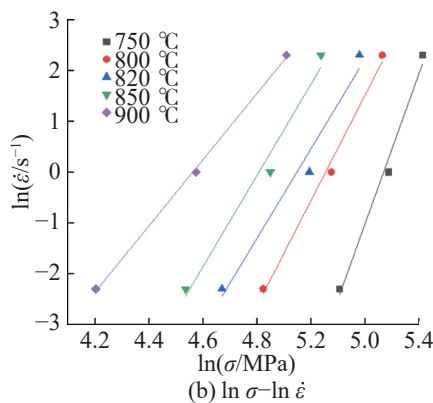
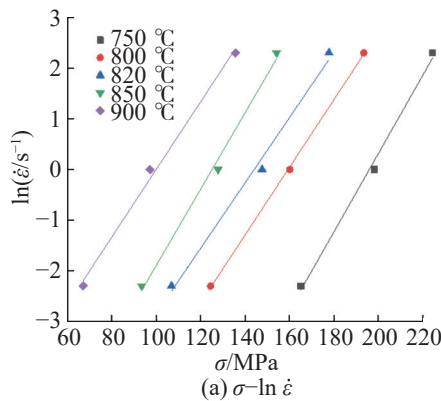


图 3 应变速率与峰值应力的拟合关系曲线

Fig. 3 Fitting relationship curve between strain rate and peak stress

Zener-Hollomon 参数 (Z 参数) 可用来描述合金在高温变形过程中变形温度和应变速率对热变形行为的影响^[25], 物理意义是温度补偿的应变速率因子, 其计算公式如下

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

结合式 (3), (7) 可得

$$Z = A (\sinh(\alpha\sigma))^n \quad (8)$$

由式 (6) 可得

$$\frac{Q}{RT} = n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) + \ln A - \ln \dot{\epsilon} \quad (9)$$

又

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\dot{\epsilon}} \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \right]_T \quad (10)$$

$\ln(\sinh(\alpha\sigma)) - 1/T$ 关系如图 4。由图 4 可看出 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 和 $1/T$ 之间呈现出明显的线性关系。

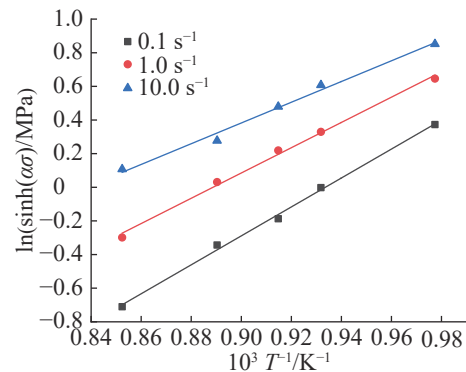


图 4 变形温度与峰值应力的拟合关系曲线

Fig. 4 Fitting relationship curve between deformation temperature and peak stress

将 $\left[\frac{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\dot{\epsilon}}$ 和 $\left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \right]_T$ 的值代入

式 (10), 得到 $Q = 454.89 \text{ kJ/mol}$ 。

对式 (8) 两边取自然对数得

$$\ln Z = \ln A + n \ln (\sinh (\alpha \sigma)) \quad (11)$$

对式 (7) 两边取自然对数得

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} \quad (12)$$

将 Q 值代入式 (12), 求得各变形条件下相应的 $\ln Z$, 得到 $\ln Z - \ln (\sinh (\alpha \sigma))$ 关系曲线, 如图 5, 其线性相关系数 $R = 0.99222$ 。由图 5 可知: $\ln Z$ 和 $\ln (\sinh (\alpha \sigma))$ 之间呈明显的线性关系, 说明用双曲正弦函数可准确描述 Cu-3.27Ti 合金的热压缩变形行为。

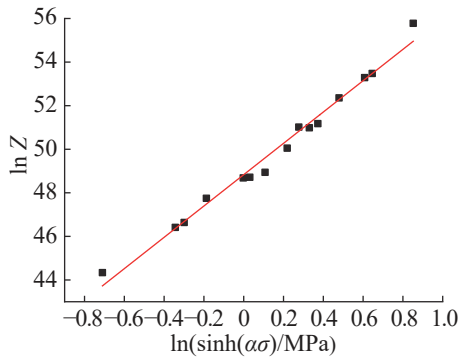


图5 Z 参数与峰值应力的拟合关系曲线

Fig. 5 Fitting relation curve between Z parameter and peak stress

由图 5 得到 $A = 1.61 \times 10^{21}$, 同时由图中拟合曲线斜率得到 $n = 7.19$ 。

将上述过程中求得的相关数值代入式 (3), 得到 Cu-3.27Ti 合金在本文试验条件范围内的高温本构关系模型:

$$\dot{\varepsilon} = e^{48.83} (\sinh (0.00707 \sigma))^{7.19} \exp \left(\frac{-454890}{RT} \right) \quad (13)$$

2.3 热加工图

为表征变形温度和应变速率对 Cu-3.27Ti 合金热加工性能的影响特征, 建立 Cu-3.27Ti 合金的热加工图。基于动态材料模型^[26](dynamic material model, DMM) 绘制的热加工图可将组织结构的演变和大塑性变形机制联系在一起, 当变形温度及应变量一定时, 材料在热加工过程中所受的应力 σ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间有以下关系

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (14)$$

式中: K 为常数; m 为应变速率敏感指数, 变形温度和应变量一定时, m 的表达式如下

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right)_{T, \varepsilon} \quad (15)$$

材料在加工变形过程中, 显微组织会发生不同程度的改变, 并伴有功率的耗散。功率耗散因子 η 可

反映材料的功率耗散特征, 表达式如下

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (16)$$

根据功率耗散因子 η 、应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 及变形温度 t 绘制 Cu-3.27Ti 合金于 0.9 真应变下的功率耗散图, 如图 6, 图中数值为功率耗散峰值。由图 6 可看出: Cu-3.27Ti 合金在本文变形条件范围内的功率耗散峰值约 0.27, 对应的变形条件为 900 °C。一般较大的功率耗散区域利于材料再结晶的进行。

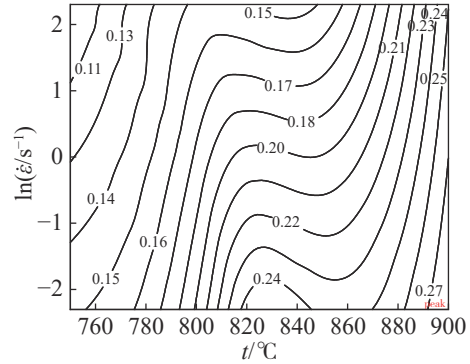


图6 真应变为 0.9 时的功率耗散图

Fig. 6 Power dissipation diagram at true strain of 0.9

大塑性变形时的流变失稳判据可用失稳参数 $\xi(\dot{\varepsilon})$ 表示, $\xi(\dot{\varepsilon})$ 为无量纲参数。当 $\xi(\dot{\varepsilon}) < 0$ 时, 材料为非稳态流变, 其表达式如下

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m \quad (17)$$

根据失稳参数 $\xi(\dot{\varepsilon})$ 、应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 以及变形温度 t 绘制 Cu-3.27Ti 合金于 0.9 真应变下的流变失稳图, 如图 7。

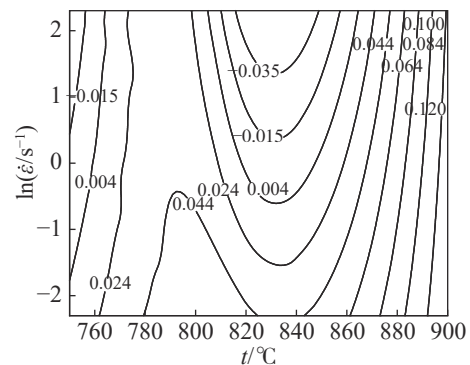


图7 真应变为 0.9 时的流变失稳图

Fig. 7 Rheological instability diagram at true strain of 0.9

参考文献 [27], 重叠图 6, 7 可得到 Cu-3.27Ti 合金的热加工图, 如图 8, 图中灰色区域为流变失稳区。利用材料的热加工图可获得材料合理的热加工范围, 由此得知材料在确定变形温度及应变速率条件下的安全/失稳变形区, 在安全变形区中功率耗散因子 η 值越大, 材料的热加工性能越好。

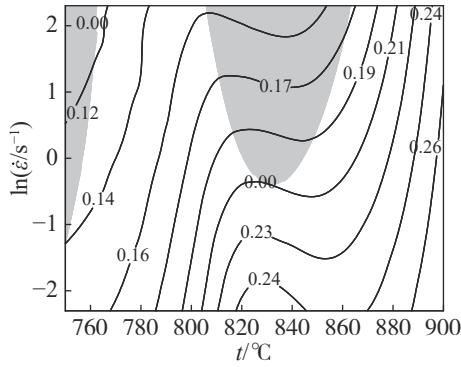


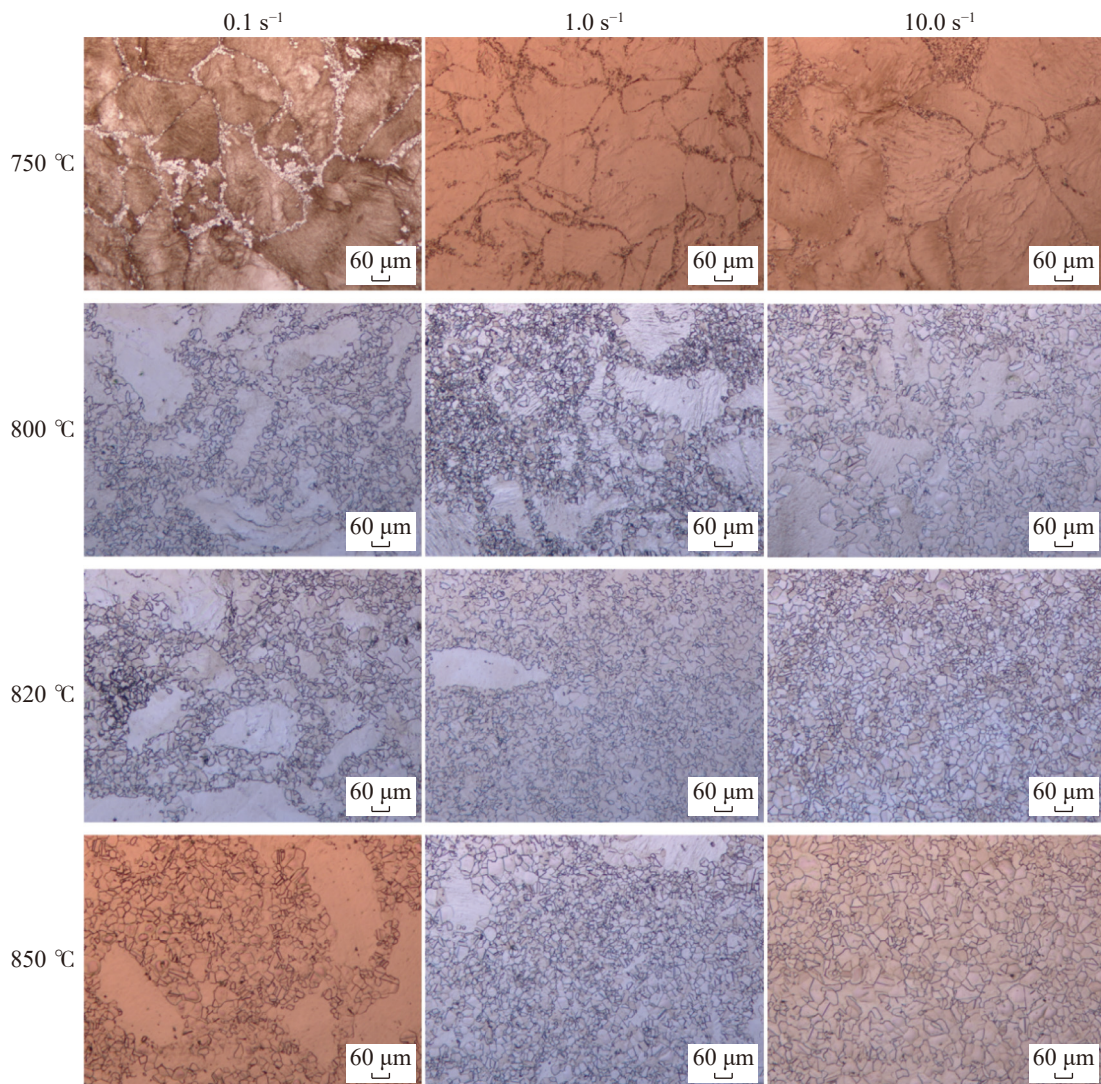
图8 真应变为 0.9 时的热加工图

Fig. 8 Hot working diagram at true strain of 0.9

由图 8 可知: Cu-3.27Ti 合金的流变失稳区域有 2 处, 分别位于温度范围 750~762 °C、应变速率范围 0.3~10.0 s⁻¹, 温度范围 806~863 °C、应变速率范围 0.7~10.0 s⁻¹, 故 900 °C 条件下 Cu-3.27Ti 合金的热加工性能较好。

2.4 热变形微观组织的演变

为明确变形温度为 750~900 °C、应变速率为 0.1~10.0 s⁻¹ 的条件下, Cu-3.27Ti 合金热压缩变形过程中能否获得理想的微观组织, 对 Cu-3.27Ti 合金的微观组织进行观察, 结果如图 9。由图 9 可发现: 热压缩变形过程中, Cu-3.27Ti 合金组织发生部分或完全的再结晶, 生成大量由动态再结晶形成的等轴晶粒, 原本尺寸较大的初始晶粒得到细化; 750 °C 下合金的再结晶比例较低, 组织仍为粗大的初始晶粒, 在初始晶粒晶界处有细小再结晶晶粒的生成, 且呈链状分布于初始晶粒边界周围, 表现出流变失稳组织的特征, 不利于合金获得优良的力学性能, 由此也验证了图 8 的结果, 即 750 °C 的变形温度下, Cu-3.27Ti 合金大部分位于失稳区。说明 Cu-3.27Ti 合金对低变形温度较敏感, 低温不利于其热变形。



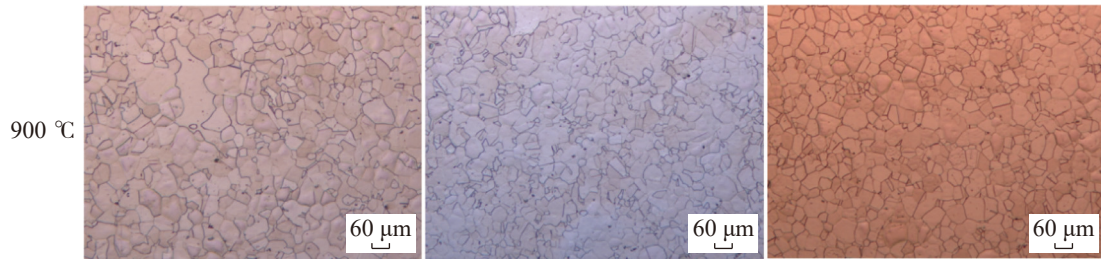


图9 Cu-3.27Ti合金的热压缩变形微观组织

Fig. 9 Microstructure of Cu-3.27Ti alloy under hot compression deformation

分析图9还可发现:应变速率对Cu-3.27Ti合金组织动态再结晶比例的影响显著,在820 °C/0.1 s⁻¹下,动态再结晶比例约72.1%;820 °C/1.0 s⁻¹下,动态再结晶比例约91.5%;820 °C/10.0 s⁻¹下,组织完全再结晶。这与Szkliniarz等^[23]的研究结果一致,原因在于高应变速率导致热变形压缩过程中产生的热能无法及时耗散而累积,引起Cu-3.27Ti合金温度的升高,进而对再结晶起到促进作用。Cu-3.27Ti合金组织动态再结晶比例同样受到变形温度的明显影响,0.1 s⁻¹的应变速率下,变形温度由750 °C升至900 °C的过程中,动态再结晶比例由13.7%增至94.8%。值得注意的是,应变速率低于10.0 s⁻¹时,在750~900 °C范围内Cu-3.27Ti合金在热变形压缩过程中均无法获得完全再结晶组织;仅当应变速率为10.0 s⁻¹,且变形温度不低于820 °C下,Cu-3.27Ti合金才能获得完全再结晶组织,Szkliniarz等^[23]的研究也证实了该现象。

分析图9还可发现:再结晶晶粒平均直径同时受变形温度和应变速率的影响,变形温度和应变速率的上升均会导致Cu-3.27Ti合金再结晶晶粒平均直径增加。800 °C/0.1 s⁻¹时,Cu-3.27Ti合金热变形压缩后再结晶晶粒平均直径约17.6 μm,800 °C/1.0 s⁻¹时约18.5 μm,800 °C/10.0 s⁻¹时约19.3 μm;应变速率为10.0 s⁻¹时,变形温度由750 °C升至900 °C的过程中,再结晶晶粒平均直径从11.4 μm增至47.6 μm;完全再结晶后,变形温度对再结晶晶粒平均直径的影响更显著,10.0 s⁻¹应变速率下,温度高于820 °C时,再结晶晶粒开始长大。

分析图9还可发现:820 °C/10.0 s⁻¹和850 °C/10.0 s⁻¹的热变形微观组织完全再结晶且晶粒细小均匀,利于Cu-3.27Ti合金获得优良的力学性能。但由图8可知这两组热变形条件均位于流变失稳区,且合金的功率耗散因子 $\eta < 0.16$,由此判断在820 °C/10.0 s⁻¹和850 °C/10.0 s⁻¹条件下,Cu-3.27Ti合金的热加工性能较差。在这两组变形条件下对Cu-3.27Ti合金进行热加工试验,合金表面均出现明显的宏观

裂纹甚至开裂。故对于Cu-3.27Ti合金的热加工,应避免这两组变形条件区域。900 °C/10.0 s⁻¹的变形条件下,Cu-3.27Ti合金组织也完全再结晶且晶粒细小均匀,结合图8分析,判断900 °C/10.0 s⁻¹条件可避开流变失稳区并位于功率耗散峰值区,Cu-3.27Ti合金热加工性能较好,认为Cu-3.27Ti合金的最佳热加工参数为900 °C/10.0 s⁻¹。

3 结论

在变形温度为750~900 °C、应变速率为0.1~10.0 s⁻¹的变形条件下,利用Gleeble-3500热模拟试验机对铸态Cu-3.27Ti合金进行热模拟压缩试验,构建其本构关系模型并绘制热加工图,分析热变形条件对Cu-3.27Ti合金热变形行为和显微组织的影响,得到如下主要结论:

1) Cu-3.27Ti合金在热压缩变形过程中,初始变形阶段以加工硬化为主,进一步压缩变形后动态再结晶引起的软化开始发挥作用,真应力达峰值后开始下降,动态再结晶起主导作用。

2) Arrhenius方程适用于对Cu-3.27Ti合金热变形行为的描述,在本文试验条件范围的本构关系模型为

$$\dot{\epsilon} = e^{48.83} (\sinh(0.00707\sigma))^{7.19} \exp(-454890/RT)$$

热加工图中,存在1个功率耗散峰值区和2个流变失稳区,功率耗散峰值区与失稳区不重叠,理论上900 °C条件下Cu-3.27Ti合金的热加工性能较好。

3) 900 °C/10.0 s⁻¹的热变形条件避开了Cu-3.27Ti合金的流变失稳区并位于功率耗散峰值区,该热变形条件下可获得完全再结晶且晶粒比较细小均匀的组织,据此判断Cu-3.27Ti合金最佳热加工参数为900 °C/10.0 s⁻¹。

参考文献:

- [1] 刘泓极. 新型高强高导合金材料在生活中的应用[J]. 世界有色金属, 2017(18):237-238.
- [2] 吴德振, 杨为良, 徐恒雷, 等. 高强高导铜合金的应用与

- 制备方法[J]. 热加工工艺, 2019, 48(4):19-25.
- [3] SARKAR A, PRASAD M J N V, MURTY S V S N. Effect of initial grain size on hot deformation behaviour of Cu-Cr-Zr-Ti alloy[J]. *Materials Characterization*, 2020, 160:110112.
- [4] SO S M, KIM K Y, LEE S J, et al. Effects of Sn content and hot deformation on microstructure and mechanical properties of binary high Sn content Cu-Sn alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 796:140054.
- [5] LI L, YU F, LI R, et al. Research progress and development trend of high-performance Cu alloys[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2021, 41(3):293-298.
- [6] 袁孚胜. 铜及铜合金板带材的生产现状及发展趋势[J]. 有色冶金设计与研究, 2021, 42(2):13-15.
- [7] 王晶莉, 岳丽娟, 闫永. 低温时效对QBe2.0铍青铜组织与性能的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2018, 9(3):17-21.
- [8] ZHANG H, JIANG Y, XIE J, et al. Precipitation behavior, microstructure and properties of aged Cu-1.7 wt% Be alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 773:1121-1130.
- [9] 叶丽梅. 铍青铜热处理工艺研究[J]. 世界有色金属, 2017(1):29-30.
- [10] 曹迪, 王宇鑫, 高伟东, 等. 铍青铜材料的加工工艺研究进展[J]. 金属功能材料, 2018, 25(4):35-40.
- [11] 郑良玉, 欧阳好, 巢国辉, 等. 高强高弹代铍铜钛合金研究进展[J]. 有色金属加工, 2019, 48(5):1-6.
- [12] 程建奕, 何昆哲, 邓明强, 等. Cu-4.5%Ti合金的固态相变特征及性能[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(6):47-54.
- [13] 王博涵, 王佳康, 李绍威, 等. 高强高弹Cu-Ti-(Cr)合金时效行为研究[J]. 中国铸造装备与技术, 2020, 55(5):14-20.
- [14] MENG A, NIE J, WEI K, et al. Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of a Cu-Cr-Zr alloy by cold rolling and aging treatment[J]. *Vacuum*, 2019, 167:329-335.
- [15] ZHANG M, CHEN D, LIU H, et al. Research on hot deformation behavior of Cu-Ti alloy based on machine learning algorithms and microalloying[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 39:1-9.
- [16] MA K, LIU Z, BI S, et al. Microstructure evolution and hot deformation behavior of carbon nanotube reinforced 2009Al composite with bimodal grain structure[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 70:73-82.
- [17] YANG P, LIU C, GUO Q, et al. Variation of activation energy determined by a modified Arrhenius approach: Roles of dynamic recrystallization on the hot deformation of Ni-based superalloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 72:162-171.
- [18] KASAEIAN-NAEINI M, SEDIGHI M, HASHEMI R. Severe plastic deformation (SPD) of biodegradable magnesium alloys and composites: a review of developments and prospects[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10(4):938-955.
- [19] ZHANG Q, LI Q, CHEN X, et al. Effect of Sn addition on the deformation behavior and microstructural evolution of Mg-Gd-Y-Zr alloy during hot compression[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 826:142026.
- [20] 于翔宇, 肖柱, 李周, 等. 高耐蚀仿金黄铜合金的热变形行为及显微组织演变[J]. 中国有色金属学报(英文版), 2023, 33(3):839-850.
- [21] 张楠, 李振华, 姜训勇, 等. Ti含量对Cu-Ti合金时效过程的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(3):36-40.
- [22] 曹兴民, 朱玉斌, 郭富安, 等. Cu-Ti合金的热变形行为及其组织研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(1):509-514.
- [23] SZKLINIARZ A, SZKLINIARZ W, BLACHA L, et al. Microstructure of hot-deformed Cu-3Ti alloy[J]. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, 61(1):347-352.
- [24] 褚亮, 谢谈, 钟志平, 等. S34MnV钢热压缩变形的流变应力本构方程[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(3):179-183.
- [25] LI J, LIU J, CUI Z, et al. Characterization of hot deformation behavior of extruded ZK60 magnesium alloy using 3D processing maps[J]. *Materials & Design*, 2014, 56:89-897.
- [26] MULLER E, HILTY L M, WIDMER R, et al. Modeling metal stocks and flows: a review of dynamic material flow analysis methods[J]. *Environmental Science & Technology*, 2014, 48(4):2102-2113.
- [27] PRASAD Y V R K, RAO K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300-950 °C[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 391(1/2):141-150.

责任编辑:何莉