文章编号：1004-0609(2014)06-1524-07

TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料的强化机理及动态再结晶行为

杨志强[1,2]，刘 勇[1,2]，田保红[1,2]，张 毅[1,2]

(1. 河南科技大学 材料科学与工程学院，洛阳 471023；
2. 有色金属共性技术河南省协同创新中心，洛阳 471023)

摘 要：采用真空热压−内氧化烧结法制备 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料，通过扫描电镜(SEM)和高分辨率透射电镜(HRTEM)分析其微观组织，讨论该材料的强化机理。利用 Gleeble−1500D 热力模拟试验机在温度为 450~850 ℃、应变速率为 0.001~1 s^{-1} 及变形量 0.7 的条件下进行试验。采用加工硬化率处理法对真应力−真应变数据进行处理，结合 lnθ−ε曲线和−∂(lnθ)/$\partial\varepsilon$−ε曲线，确定该材料动态再结晶临界条件及动态再结晶体积分数，并利用该体积分数建立动态再结晶动力学模型。结果表明：内氧化生成γ-Al_2O_3 颗粒的弥散强化作用及 TiC 与基体间的非晶过渡层提高了材料的强度；该复合材料热压缩过程中存在动态再结晶软化；随着变形量的增加、变形温度的升高及应变速率的降低，动态再结晶体积分数均增加。

关键词：TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料；强化机理；热变形；动态再结晶
中图分类号：TG146；TB331 **文献标志码**：A

Strengthening mechanism and dynamic recrystallization behavior of TiC/Cu-Al_2O_3 composite

YANG Zhi-qiang[1], LIU Yong[1,2], TIAN Bao-hong[1,2], ZHANG Yi[1,2]

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China;
2. Collaborative Innovation Center of Nonferrous Metals of Henan Province, Luoyang 471023, China)

Abstract: The TiC/Cu-Al_2O_3 composite was prepared by vacuum-pressed and internal oxidation sintering. The microstructures were observed and the main strengthening mechanisms were analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and high resolution transmission electron microscopy (HRTEM). The hot deformation of the composite was investigated by the Gleeble−1500D thermal simulator. The tests were performed at the temperature of 450−850 ℃, the strain rate of 0.001−1 s^{-1} and the maximum strain of 0.7. According to the ln θ−ε curves and the −∂(ln θ)/$\partial\varepsilon$−ε curves, the critical conditions of dynamic recrystallization and the volume fraction of dynamic recrystallization were obtained by the computation of the work hardening rate (θ) from initial true stress−true stain data. Based on the volume fraction of the dynamic recrystallization of the composite, the dynamic recrystallization kinetic equation was established. The results show that the strength of the composite is enhanced by the dispersion of the γ-Al_2O_3 particles and the amorphous layer between TiC and substrate. There exists the softening mechanism of dynamic recrystallization during the hot compression process. The volume fraction of dynamic recrystallization of the composite increases with the increase of the plastic strain and the deformation temperature, as well as the decrease of the strain rate.

Key words: TiC/Cu-Al_2O_3 composite; strengthening mechanism; hot deformation; dynamic recrystallization

基金项目：国家自然科学基金资助项目(51101052)
收稿日期：2013-10-30；**修订日期**：2014-02-24
通信作者：刘 勇，教授，博士；电话：0379-64231269；E-mail: liuyong@haust.edu.cn

Al_2O_3 弥散强化铜基复合材料具有组织稳定、屈服强度和抗拉强度高、抗高温软化性能优越、高温蠕变性能好、再结晶温度高、导电和导热性优良等性能[1−3]，近几年已被广泛研究。TiC 的硬度高、熔点高、热稳定性能优越，TiC/Cu 复合材料在导电、高温、磨损环境中具有潜在的应用价值，受到人们的广泛关注[4−5]。Cu 与 TiC 互相溶解性、润湿性均较差，即使在真空状态 1200 ℃时润湿角仅为 109°[6]，这不利于形成较好的界面结合。为综合弥散铜与 TiC 两者的优点，采用粉末冶金技术设计了 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料，在满足高导电性、高抗软化温度的前提下提高材料的耐磨性、截流能力和抗熔焊性能，为研制新型电接触材料提供借鉴。

近年来，铜、弥散铜及其复合材料的动态再结晶研究主要集中在观察变形后的微观组织来确定材料可以在某些合适的热变形工艺条件下发生动态再结晶[7−8]，而通过定量计算确定材料何时发生动态再结晶以及发生动态再结晶体积分数的研究较少。一些学者采用加工硬化率的方法对热模拟后的真应力−真应变数据进行分析，进而判断钢铁材料[9]、镁合金[10]及钛合金[11]的动态再结晶行为表现出较高的精准性，但采用这种方法来研究弥散铜基复合材料动态再结晶行为还未见报道。

为此，本文作者采用真空热压−内氧化烧结法制备了 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料，通过扫描电镜(SEM)和高分辨率透射电镜(HRTEM)观察其微观组织，探讨其强化机理。通过热模拟的方法，得到该复合材料的真应力−真应变数据，运用加工硬化率方法求得材料动态再结晶临界应变和应力及稳态应变和应力，对动态再结晶行为进行研究，建立该复合材料的动态再结晶动力学数学模型，以期为实际生产提供理论依据。

1　实验

试验材料为真空热压−内氧化烧结制备的 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料，原料采用工业 TiC 粉，纯度＞99.9%，粒度为 48 μm；由水雾法制得的 Cu-0.28%Al 粉，纯度＞99.9%，粒度为 67 μm；内氧化氧源为 Cu_2O，粒度为 75 μm。各原料按 30%TiC、65%(Cu-0.28%Al)和 5%Cu_2O(体积分数)进行配比。真空热压−内氧化烧结工艺如下：手工和机械混粉—装炉—抽真空—升温—保温—加压—保温—加压—降温取样。真空热压烧结的主要参数如下：真空度，1.8×10^{-2} Pa；烧结温度，950 ℃；保温时间，2 h；保压时间，1 h；压制压力，30 MPa；烧结后试样尺寸为 d 50 mm×30 mm。对试样进行线切割制得 JSM−5610 LV 扫描电镜及 JEM−2100 高分辨率透射电镜分析样品。

热压缩试样尺寸为 d 8 mm×12 mm，利用 Gleeble−1500D 热模拟机沿轴向对试样进行压缩，在试样两端均匀涂敷润滑剂(石墨+机油)，以减小其与压头之间的摩擦。试样以 10 ℃/s 升温到 850 ℃，保温 3 min，以 5 ℃/s 空冷到预设温度后开始压缩。变形温度分别为 450、550、650、750 和 850 ℃，应变速率分别为 0.001、0.01、0.1 和 1 s^{-1}，变形量为 0.7。变形后立即水淬，保留热变形组织便于观察和分析。

2　结果与分析

2.1　微观组织及强化机理

图 1 所示为采用真空热压−内氧化法烧结制备的 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料的微观形貌。由图 1(a)可知，连续致密的灰白色相为 Cu-Al_2O_3 基体，灰黑色颗粒相为 TiC。Cu-Al_2O_3 基体组织较为致密，无明显空隙；TiC 则均匀、弥散分布在 Cu-Al_2O_3 基体上，观察不到 TiC 颗粒团聚。由于采用工业 TiC，TiC 形状不规则使铜粉无法在 TiC 颗粒间完全填充，造成 TiC 与 Cu-Al_2O_3 界面不完全致密。由图 1(b)中可以看到，均匀分布着粒径约为 5~20 nm 的 Al_2O_3 颗粒，纳米级的 Al_2O_3 在塑性变形时可作为位错源，增加位错密度、增大位错和晶界运动的阻力。由图 1(c)可见，弥散分布的 Al_2O_3 颗粒形貌呈花瓣状，通过 Fourier 变换得到 Cu 与 Al_2O_3 电子衍射斑点，通过花瓣状的形貌及衍射斑点可以推断 Al_2O_3 与 Cu 具有半共格关系[12]。

图 2 所示为 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料在变形温度 750 ℃、应变速率 0.001 s^{-1} 变形后的微观组织。

由图 2(a)可观察到大量位错在晶界缠结堆积，这是由于在内氧化反应过程中，活性[O]沿亚晶界的晶格扩散激活能高于短程扩散的激活能，且在 Cu 基体中，Al 原子易通过短程扩散偏聚于亚晶界和晶界处，从而使 Al_2O_3 在晶界处偏聚形成位错源，这对复合材料强度的提高具有重要的影响。经过变形后可以观察到晶体内存在形变孪晶，如图 2(b)所示。孪晶与晶界存在交互作用，孪晶的存在会降低位错的平均自由程，从而降低塑性，起到硬化作用。

由图 2(c)通过 Fourier 变换得到的衍射花样为较宽的漫散晕圈，证明存在非晶层。由图 2(c)可以看出，Cu 基体与 TiC 增强颗粒之间有一层约 40 nm 的 Cu 非晶过渡层。由于 Cu 与 TiC 互相溶解性、润湿性均较

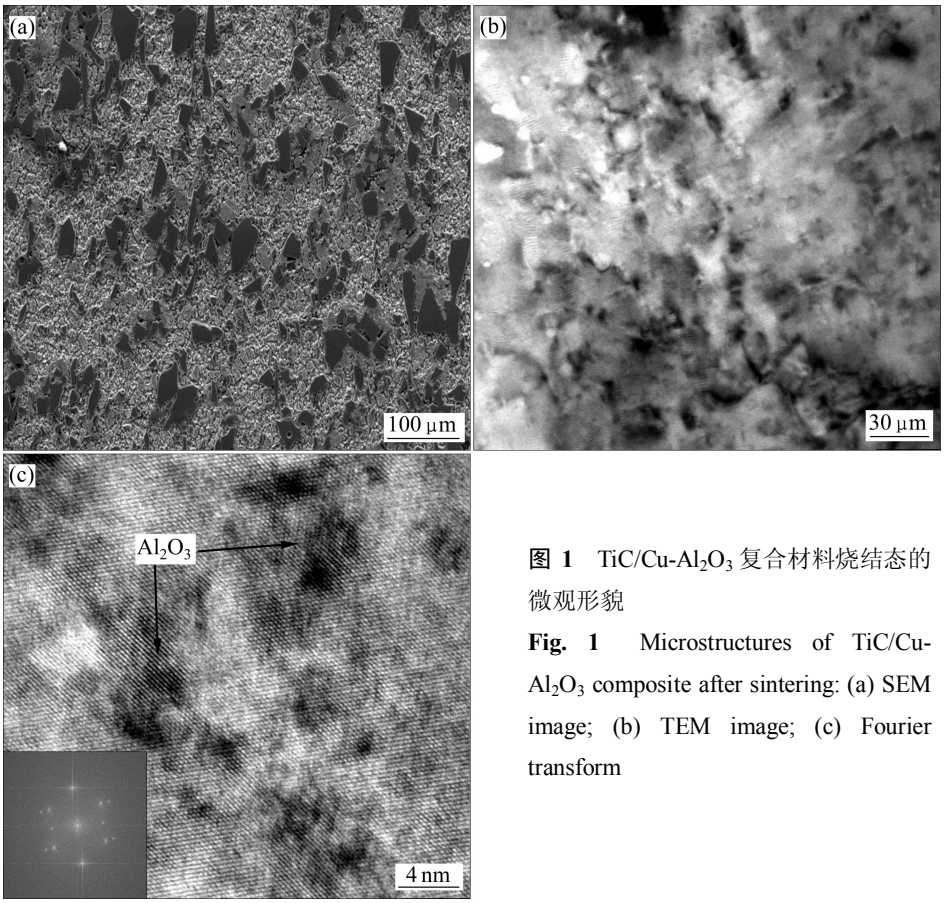


图 1 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料烧结态的微观形貌

Fig. 1 Microstructures of TiC/Cu-Al_2O_3 composite after sintering: (a) SEM image; (b) TEM image; (c) Fourier transform

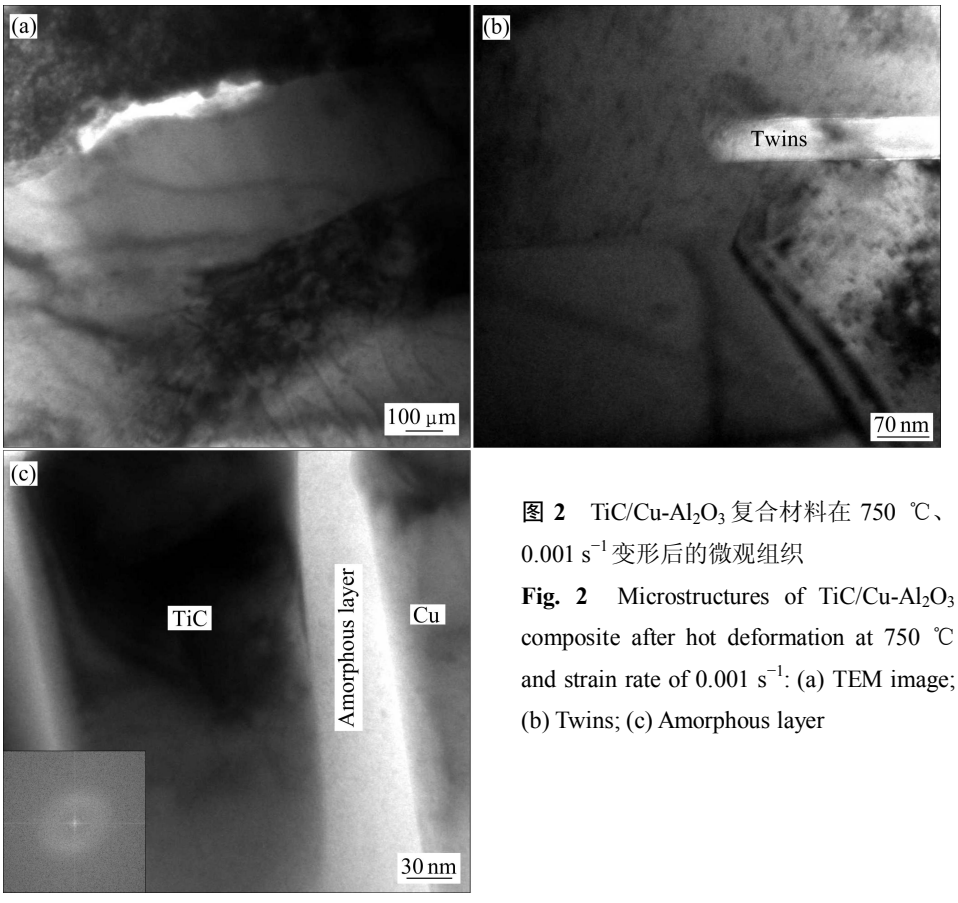


图 2 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料在 750 ℃、0.001 s^{-1} 变形后的微观组织

Fig. 2 Microstructures of TiC/Cu-Al_2O_3 composite after hot deformation at 750 ℃ and strain rate of 0.001 s^{-1}: (a) TEM image; (b) Twins; (c) Amorphous layer

差，不利于形成良好的界面结合，而非晶层能够使 Cu 与 TiC 界面结合形成过渡，提高界面结合能力。另外非晶体不存在晶体的常见缺陷，具有高强度、高韧性。

2.2　真应力−真应变曲线

TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料等温压缩真应力−真应变曲线如图 3 所示。

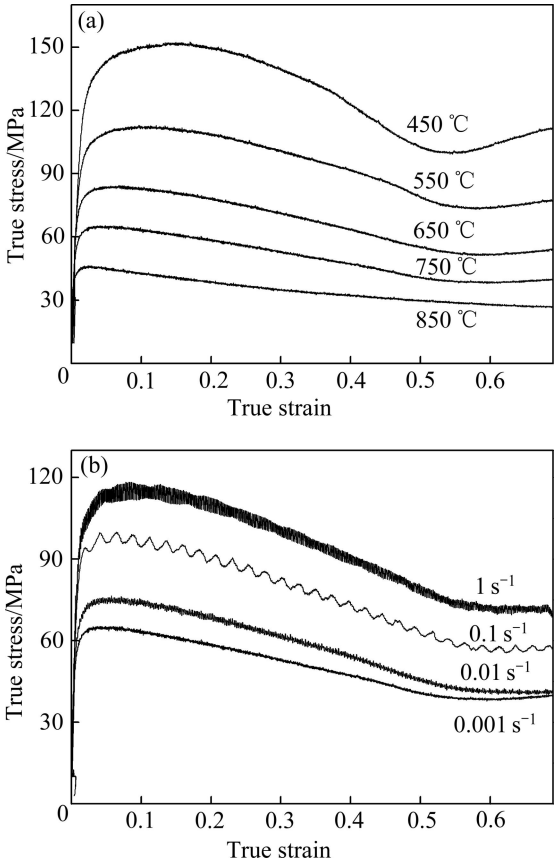


图 3　TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料热压缩变形真应力−真应变曲线

Fig. 3　True stress−true strain curves of TiC/Cu-Al_2O_3 composite during hot compression deformation: (a) $\dot{\varepsilon}$=0.001 s^{-1}; (b) t=750 ℃

由图 3 可知，该复合材料的真应力−真应变曲线呈现动态再结晶变化趋势，在应变前期随应变量的增加，应力急剧增加迅速达到峰值；达到峰值后随应变量的增加，应力缓慢下降；随后应力逐渐稳定在某一值。这是因为变形初期随着变形量的增加，位错密度迅速提高，位错间交互作用增强，造成位错运动阻力增大，表现为加工硬化。当位错应力场引起的畸变能增大到一定程度时，变形储存能成为再结晶驱动力，发生动态再结晶软化，因而应力增加缓慢；达到峰值应力后，随后动态再结晶软化作用占据主导地位，材料的应力逐渐降低。从图 3(a)中可以看出，当变形温度低于 650 ℃、应变量超过 0.6 时应力缓慢增加，重新呈现出加工硬化的趋势。一般情况下材料的真应力−应变曲线会在应力缓慢下降后出现稳态流变，由于 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料含有高体积分数的 TiC 颗粒，在温度较低时 Cu 与 TiC 不易同步变形。随着变形量的增加，TiC 在变形抗力中逐渐占主导地位，重新形成加工硬化，使应力升高。

从图 3(a)可知，当应变速率一定时，流变应力随变形温度的降低而增加，如变形温度由 850 ℃降低到 450 ℃时，峰值应力由 46.5 MPa 提高到 152.5 MPa。从图 3(b)可知，当变形温度一定时，流变应力随应变速率增大而增加。可见，该复合材料对变形温度和应变速率比较敏感。

2.3　动态再结晶临界应变

材料的真应力−真应变曲线出现峰值应力表明该材料发生了动态再结晶，仅从真应力−真应变曲线仍无法判断材料变形到何种程度时开始发生动态再结晶。因此，需要对真应力−真应变曲线进行加工硬化率处理。材料的加工硬化率($\theta=\partial\sigma/\partial\varepsilon$)是表征流变应力与应变速率变化的变量。POLLAK 等[13−14]认为材料发生动态再结晶时，其$\theta-\sigma$曲线出现拐点，即$-\partial^2\theta/\partial\sigma=0$。利用偏导数的关系可以推导出以下关系：$-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon=\partial\theta/\partial\sigma$，说明不仅$\theta-\sigma$曲线呈现拐点特征，而且 $\ln\theta-\varepsilon$ 曲线及 $-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon-\varepsilon$ 曲线也必然出现相对应的拐点特征。

图 4 和 5 所示分别为 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料在不同变形条件下 $\ln\theta-\varepsilon$ 和 $-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon-\varepsilon$ 曲线。

从图 4 中可看出，$\ln\theta-\varepsilon$ 曲线均存在拐点；由图 5 可看出，$-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon-\varepsilon$ 曲线均有最小值，且与拐点位置相对应。由图 5(a)可知，应变温度对临界应变的影响均为负，即随着应变温度的增加临界应变均减小。由图 5(b)可知，在相同应变温度下，应变速率对临界应变的影响均为正，即随着应变速率的增大，临界应变增大。

2.4　动态再结晶体积分数

材料的动态再结晶是一个形核和长大的过程，在一定的时间内动态再结晶发生的程度可以根据动态再结晶动力学方程来确定。而动态再结晶动力学方程建立是否准确，与动态再结晶体积分数的确定、形变参数与动力学的关系及动力学方程中若干参数的确定有关。动态再结晶体积分数(X_{DRX})可采用多种方法确定。本研究中采用真应力−真应变曲线、$\ln\theta-\varepsilon$、

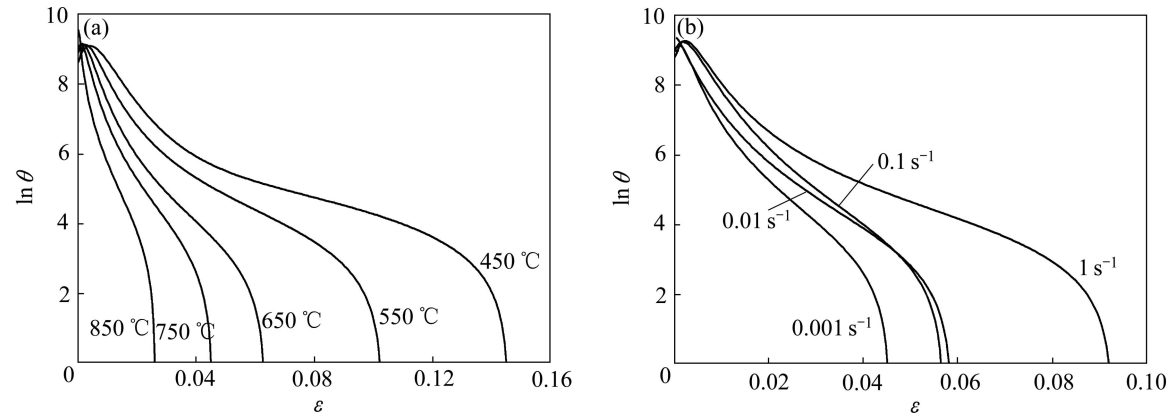


图 4 不同变形条件下 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料 lnθ与ε之间的关系

Fig. 4 Relationship between lnθ and ε of TiC/Cu-Al_2O_3 composite under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1}; (b) t=750 ℃

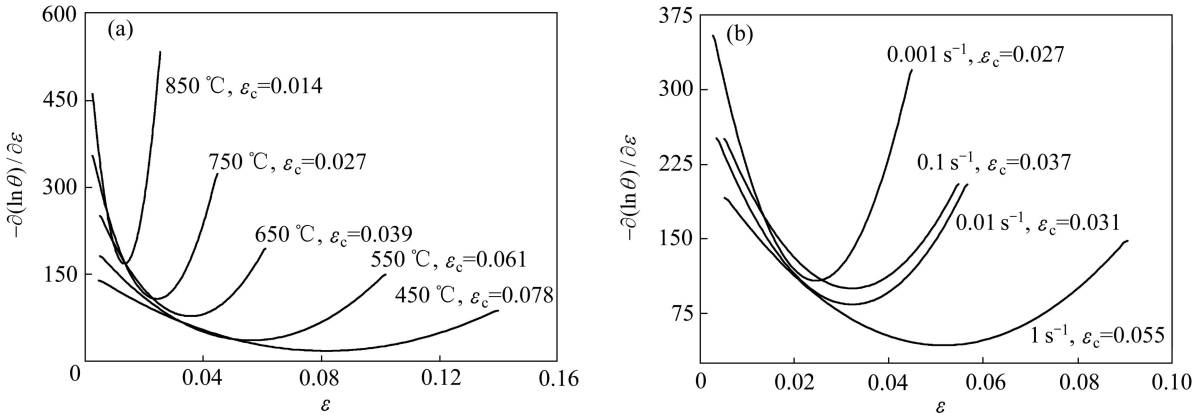


图 5 不同变形条件下 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料$-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon$与$\varepsilon$之间的关系

Fig. 5 Relationship between $-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon$ and ε of TiC/Cu-Al_2O_3 composite under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon}$=0.001 s^{-1}; (b) t=750 ℃

$-\partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon-\varepsilon$及 $\theta-\sigma$相结合的方法确定 X_{DRX}。根据真应力–应变曲线，设动态再结晶体积分数为 X_{DRX}，实际流变应力为σ，稳态流变应力为σ_{DR}，外推饱和应力为σ_{WR}，可得动态再结晶体积分数与流变应力的关系式[15−16]：

$$X_{DRX}=(\sigma_{WR}-\sigma)/(\sigma_{WR}-\sigma_{DR}) \quad (1)$$

根据热模拟实验获得的真应力−真应变曲线，经过计算可以得到不同变形条件下的饱和应力和稳态应力。由式(1)可求得不同状态下的动态再结晶体积分数 X_{DRX}，如图 6 所示。

由图 6 可知，动态再结晶体积分数曲线的形状呈现“S”形。随着温度的升高曲线左移(见图 6(a))。随着应变速率的增加，曲线右移(见图 6(b))。温度升高和应变速率的降低动态再结晶体积分数均增加。以图 6(a)为例，在应变速率为 0.001 s^{-1}、应变量为 0.4 时，变形温度为 450 ℃时的动态再结晶体积分数为 56%，而变形温度为 850 ℃时为 67%。在变形温度 750 ℃时，图 6(b)，应变速率由 1 s^{-1} 降至 0.001 s^{-1} 时，动态再结晶体积分数增加了 10%。

2.5 动态再结晶动力学模型

动态再结晶过程可以用 Avrami 方程表示，在一定的应变速率下，时间可以由应变来表征，动态再结晶的体积分数可以用修正的 Avrami 方程来描述[17−18]：

$$X_{DRX}=1-\exp\{-k[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^n\} \quad (2)$$

式中：X_{DRX} 为材料的动态再结晶分数；ε为真应变；ε_c 为材料发生动态再结晶时的临界应变；ε_p 为应力到达峰值时对应的应变，可由图 3~5 共同确定；k 和 n 为材料常数。

为了确定式(2)中 k 和 n 的值，根据实验数据对 $\ln[-\ln(1-X_{DRX})]-\ln[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]$进行线性回归。图 7 所示为在应变速率为 0.001 s^{-1} 时的拟合曲线，根据该拟合曲线可确定斜率和截距的平均值，得到 k=0.045、n=1.99。将求得的 k 与 n 值代入式(2)，即可得到

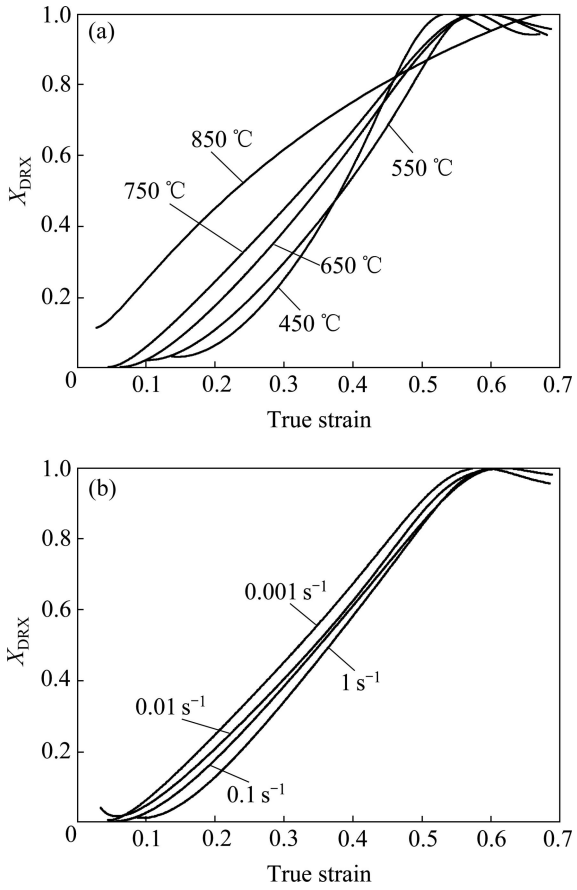


图 6　不同变形条件下 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料的动态再结晶体积分数

Fig. 6　Dynamic recrystallization volume fractions of TiC/Cu-Al_2O_3 composite under various deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon}$=0.001 s^{-1}; (b) t=750 ℃

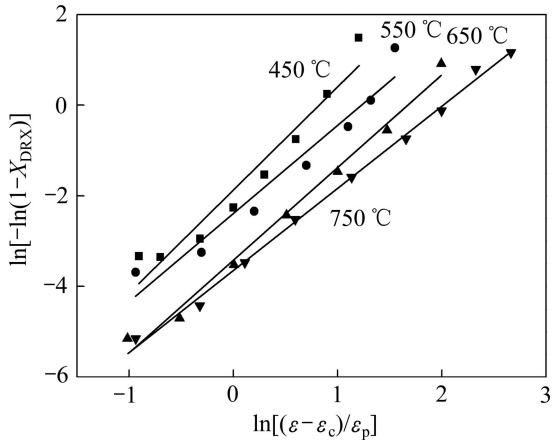


图 7　应变速率为 0.001 s^{-1}、不同温度下 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料 ln[−ln(1−X_{DRX})]与 ln[(ε−ε$_c$)/ε$_p$]的线性拟合曲线

Fig. 7　Linear regression curves of ln[−ln(1−X_{DRX})] and ln[(ε−ε$_c$)/ε$_p$] of TiC/Cu-Al_2O_3 composite at strain rate of 0.001 s^{-1} and different temperatures

TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料动态再结晶的动力学方程：

$$X_{DRX}=1-\exp\{-0.045[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{1.99}\} \quad (3)$$

为了验证所建立模型的准确性，利用压缩试验的数据对模型进行了验证，图 8 所示即为在变形温度为 650 ℃、应变速率为 0.001 s^{-1} 时复合材料的动态再结晶体积分数模型计算值及实测值。从图 8 中可以看出，实测值与计算结果吻合度较高，绝对误差仅为 5.8%。

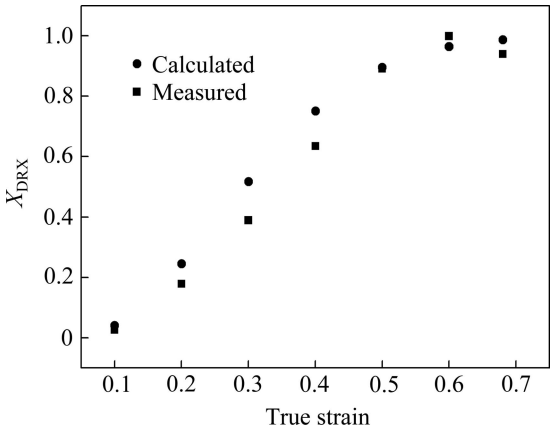


图 8　应变速率为 0.001 s^{-1}、变形温度为 650 ℃时 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料动态再结晶分数模型计算值与实测值的比较

Fig. 8　Comparison of calculated and measured values of volume fraction of dynamic recrystallization for TiC/Cu-Al_2O_3 composite deformed at stain rate of 0.001 s^{-1} and 650 ℃

3　结论

1) 采用真空热压−内氧化烧结制备的 TiC/Cu-Al_2O_3 复合材料的组织分布均匀，内氧化生成的纳米级 Al_2O_3 颗粒呈弥散分布，其弥散强化作用及 TiC 颗粒增强作用，增加了材料的强度。

2) 该复合材料的真应力−真应变曲线以动态再结晶型为主，峰值应力随变形温度的降低或应变速率的升高而增加，该材料对温度和应变速率较为敏感。

3) 根据复合材料的真应力−真应变数据进行处理，建立了不同条件下动态再结晶体积分数 X_{DRX} 与应变 ε 的关系，并建立了动态再结晶动力学方程：$X_{DRX}=1-\exp\{-0.045[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{1.99}\}$，且计算值与实测值较为吻合。

REFERENCES

[1] SASAKI T, MATSUNAGA K, OHTA H, HOAONO H, YAMAMOTO T, YUICHI I. Atomic and electronic structures of Cu/α-Al_2O_3 interfaces prepared by pulsed-laser deposition[J].

Science and Technology of Advanced Materials, 2003, 4: 575−584.

[2] 高 翔, 罗丰华, 谭永菊, 付晓虎, 陈春辉, 崔建民. 内氧化−冷轧制备 Al_2O_3 弥散强化铜合金的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 2019−2024.
GAO Xiang, LUO Feng-hua, TAN Yong-ju, FU Xiao-hu, CHEN Chun-hui, CUI Jian-min. Microstructure and properties of Al_2O_3 dispersion strengthened copper alloys prepared by internal oxidation and cold rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 2019−2024.

[3] 申 坤, 汪明朴, 郭明星, 李树梅. Cu-0.23%Al_2O_3 弥散强化铜合金的高温变形特性研究[J]. 金属学报, 2009, 45(5): 597−604.
SHEN Kun, WANG Ming-pu, GUO Ming-xing, LI Shu-mei. Study on high temperature deformation characteristics of Cu-0.23%Al_2O_3 dispersion-strengthened copper alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(5): 597−604.

[4] RATHOD S, MODI O P, PRASAD B K, CHRYSANTHOU A, VALLAURI D, DESHMUKH V P, SHAH A K. Cast in situ Cu-TiC composites: Synthesis by SHS route and characterization[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 502: 91−98.

[5] 秦思贵, 周武平, 熊 宁, 王铁军. TiC/Cu 复合材料的研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2006, 16(2): 38−42.
QIN Si-gui, ZHOU Wu-ping, XIONG Ning, WANG Tie-jun. Progress in TiC/Cu composite materials research[J]. Powder Metallurgy Industry, 2006, 16(2): 38−42.

[6] FRAGE N, FROUMIN N, DARIEL M P. Wetting of TiC by non-reactive liquid metals[J]. Acta Materialia, 2002, 50: 237−245.

[7] 刘 勇, 赵瑞龙, 田保红, 张晓伟, 张 毅. W-50%Cu 复合材料的高温变形行为及加工图[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(9): 1−5.
LIU Yong, ZHAO Rui-long, TIAN Bao-hong, ZHANG Xiao-wei, ZHANG Yi. Hot deformation behavior and processing maps of W-50%Cu composite[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(9): 1−5.

[8] 张 毅, 刘 平, 田保红, 陈小红, 刘 勇. Cu-Ni-Si-P-Cr 合金高温热变形行为及动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 970−976.
ZHANG Yi, LIU Ping, TIAN Bao-hong, CHEN Xiao-hong, LIU Yong. Hot deformation behaviors and dynamic recrystallization of Cu-Ni-Si-P-Cr alloy at elevated temperatures[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 970−976.

[9] 谢章龙, 刘振宁, 王国栋. 低碳 9Ni 钢的动态再结晶数学模型[J]. 东北大学学报, 2010, 31(1): 51−55.
XIE Zhang-long, LIU Zhen-ning, WANG Guo-dong. Mathematical modeling for dynamic recrystallization behavior of low-carbon 9Ni steels[J]. Journal of Northeastern University, 2010, 31(1): 51−55.

[10] HE Yun-bin, PAN Qing-lin, CHEN Qin, ZHANG Zhi-ye, LIU Xiao-yan, LI Wen-bin. Modeling of strain hardening and dynamic recrystallization of ZK60 magnesium alloy during hot deformation[J]. Transaction Nonferrous Metals Society of China, 2011, 22(1): 246−253.

[11] 欧阳德来, 鲁世强, 黄 旭, 雷力明. TA15 钛合金 β 区变形动态再结晶的临界条件[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1539−1544.
OUYANG De-lai, LU Shi-qiang, HUANG Xu, LEI Li-ming. Critical conditions of dynamic recrystallization during deformation of β area in TA15 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(8): 1539−1544.

[12] 杨 争, 田保红, 刘 勇, 贾淑果, 任凤章, 刘 平. 内氧化制备 Cu-Al_2O_3/(Ce+Y)复合材料薄板带的组织和性能[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(10): 5−8.
YANG Zheng, TIAN Bao-hong, LIU Yong, JIA Shu-guo, REN Feng-zhang, LIU Ping. Structure and properties of Cu-Al_2O_3/(Ce+Y) composite thin-sheet by internal oxidation process[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(10): 5−8.

[13] POLIAK E I, JONAS J J. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia, 1996, 44(1): 127−136.

[14] POLIAK E I, JONAS J J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation[J]. ISIJ International, 2003, 43(5): 684−691.

[15] WAHABI M E, CABRERA J M, PRADO J M. Hot working of two AISI 304 steels: A comparative study[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 343: 116−125.

[16] 章 威, 董洪波, 杨 新. Q550D 超低碳贝氏体钢动态再结晶行为[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(12): 158−162.
ZHANG Wei, DONG Hong-bo, YANG Xin. Dynamic recrystallization behavior of Q550D ultra-low carbon bainitic steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(12): 158−162.

[17] 何运斌, 潘清林, 覃银江, 刘晓艳, 李文斌, CHIU Y L, CHEN J J J. ZK60 镁合金热变形过程中的动态再结晶动力学[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 1205−1214.
HE Yun-bin, PAN Qing-lin, QIN Yin-jiang, LIU Xiao-yan, LI Wen-bin, CHIU Y L, CHEN J J J. Dynamic recrystallization kinetics of ZK60 magnesium alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1205−1214

[18] 陈学海, 陈康华, 董朋轩, 彭国胜, 陈送义. 7085 铝合金的热变形组织演变及动态再结晶模型[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(1): 44−50.
CHEN Xue-hai, CHEN Kang-hua, DONG Peng-xuan, PENG Guo-sheng, CHEN Song-yi. Microstructure evolution and dynamic recrystallization model of 7085 aluminum alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(1): 44−50.

(编辑 陈卫萍)