

Cu-Cr-Zr 合金的高温热压缩变形行为

张 毅¹, 李瑞卿¹, 许倩倩¹, 田保红¹, 刘 勇¹, 刘 平², 陈小红²

(1. 河南科技大学 材料科学与工程学院, 洛阳 471003;

2. 上海理工大学 材料科学与工程学院, 上海 200093)

摘 要: 采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机, 对 Cu-Cr-Zr 合金在应变速率为 $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $650\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的高温变形过程中的变形行为(流变应力和显微组织)进行研究。根据动态材料模型计算并分析该合金的热加工图, 并结合变形显微组织观察确定该合金在实验条件下的高温变形机制及加工工艺。结果表明: 流变应力随变形温度的升高而减小, 随应变速率的提高而增大。从流变应力、应变速率和温度的相关性, 得出该合金高温热压缩变形时的热变形激活能(Q)为 392.5 kJ/mol , 同时利用逐步回归的方法建立该合金的流变应力方程。利用热加工图确定热变形的流变失稳区, 并且获得了实验参数范围内热变形过程的最佳工艺参数: 温度范围为 $750\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率范围为 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$, 并利用热加工图分析了该合金不同区域的高温变性特征以及组织变化。

关键词: Cu-Cr-Zr 合金; 高温压缩变形; 热激活能; 流变应力方程; 热加工图

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

High temperature deformation behavior of Cu-Cr-Zr alloy

ZHANG Yi¹, LI Rui-qing¹, XU Qian-qian¹, TIAN Bao-hong¹, LIU Yong¹, LIU Ping², CHEN Xiao-hong²

(1. College of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China;

2. College of Materials Science and Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

Abstract: The high temperature deformation behaviors (flow stress and microstructure) of Cu-Cr-Zr alloy were investigated by compressive tests on Gleeble-1500D thermal-mechanical simulating tester in the strain rate range of $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ and temperatures range of $650\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$. Based on dynamic materials model, the processing maps were established and analyzed. Combined with the microstructure observation the hot deformation mechanism and process of Cu-Cr-Zr alloy were worked out. The results show that the flow stress decreases with the increase of temperature and increases with the increase of strain rate. The hot deformation activation energy $Q=392.5\text{ kJ/mol}$ is obtained and the flow stress constitutive equation is established from the correlativity of flow stress, strain rate and temperature by stepwise regression analysis. The instability zones of flow behavior can be recognized by the processing maps. The optimum processing parameters of hot deformation in the range of this experiment can also be attained by the processing maps, in which the hot temperature range is $750\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ and the strain rate range is $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$. The hot deformation characteristics and microstructures were also analyzed with the processing maps.

Key words: Cu-Cr-Zr alloy; high temperature deformation; hot deformation activation energy; constitutive equation; processing map

Cu-Cr-Zr 系合金具有较高的强度和优良的导电性, 被广泛应用于电阻焊电极、电气工程开关触桥、

连铸机结晶器内衬、电车及电力机车架空导线和集成电路引线框架等领域。同时, 具有优良性能, 该合金

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51101052); 河南省高等学校青年骨干教师资助计划项目(2012GGJS-073); 河南省教育厅自然科学研究计划项目(2011B430013); 河南科技大学青年科学基金资助项目(2011QN48)

收稿日期: 2013-06-11; 修订日期: 2013-11-01

通信作者: 张 毅, 副教授, 博士; 电话: 0379-64231269; E-mail: zhshgu436@163.com

因在超大规模集成电路引线框架材料中应用广泛^[1]。

国际市场上,生产铜基引线框架材料以德国、美国、法国、日本、韩国等为代表,其中以日本产量最大,日本和德国是世界上最大的引线框架铜带的出口国。日本的新光、大日本印制、凸板印刷、住友、三井等5大制造商占据全球50%左右的引线框架市场。除此以外,德国的维兰德、KME、德马克、美国的奥林、法国的格里赛、韩国的丰山等著名企业均有自己的铜合金框架合金牌号。如日本三菱伸铜的TAMAC系列,神户制钢的KLF系列,古河电气公司的EFTEC系列等^[2-3]。

目前我国成为世界重要的集成电路生产基地之一。这就要求高质量的引线框架与其配套。我国对该类合金的研究虽然起步较晚,与国外相比,我国在Cu-Cr-Zr系合金的熔炼技术以及后续加工技术上存在一定的差距,但是目前也取得了长足的进步,如在Cu-Cr-Zr合金时效析出相的机理及性能研究中,观察到析出相为Cu₅Zr^[4-5];在Cu-Cr-Zr合金原位复合材料的组织及性能研究中,提出了Cr相的球化机理^[6];在Cu-Cr-Zr系合金非真空熔炼过程的热力学研究中,制定出该合金可行的熔炼方案^[7],很多研究都取得了大量研究成果,为我国该合金的发展做出了一定贡献。但目前国内使用的Cu-Cr-Zr系合金材料除军工用材外,民用产品还需大量进口^[8-10]。为了改善该系列合金的综合性能,研发出具有自主知识产权的CuCrZr系大规模集成电路用引线框架材料及其加工工艺成为目前国内同行的当务之急。

将CuCrZr引线框架合金置于Gleeble-1500D热模拟试验机上,在变形温度为650~850℃、应变速率为0.001~10 s⁻¹和变形量为50%的条件下进行圆柱体高温单道次轴对称压缩实验,通过对该合金动态再结晶行为以及组织转变的研究,建立该合金的流变应力数学模型,采用动态材料模型获得该合金的热加工图,并利用热加工图分析该合金不同区域的高温变性特征以及组织转变,为实际生产提供理论依据,同时为该合金的工业化生产提供参考。

1 实验

实验用Cu-Cr-Zr合金,在10 kg中频感应熔炼炉中熔炼而成,材料化学成分为w(Cr)=0.4%、w(Zr)=0.15%,余量为铜。浇铸温度为1200~1250℃。合金的固溶处理在RJX-2.5-10型箱式电阻炉中进行,工艺为900℃、1 h,随后水淬。用固溶后的合金在

Gleeble-1500D热模拟机上进行压缩实验,压缩试样尺寸为 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$,实验温度范围为650~850℃,应变速率为0.001~10 s⁻¹,总压缩应变约50%(真应变)。热模拟实验的升温速率为5℃/s,保温时间为3 min。显微组织在OLYMPUS PMG3型显微镜上进行。

2 结果与分析

2.1 Cu-Cr-Zr合金流变应力分析

图1所示为Cu-Cr-Zr合金高温热压缩变形的真应力-真应变曲线。从图1中可以看出,当变形温度不变时,在同一变形条件下,应变速率越低,所对应的流变应力也越小;当应变速率不变时,在同一变形条件下,变形温度越高,所对应的流变应力越小。合金在较高温度压缩变形时真应力先增加到最高值后逐渐降低达到一个稳定值。这种应力-应变曲线变化趋势符合低层错能金属的流变特征,表明热加工过程中发生了动态再结晶。如合金在变形温度为850℃时表现出明显的动态再结晶行为,而在较低温度和较高应变速率下应力-应变曲线上并未出现峰值应力,而是呈现缓慢上升趋势,表现出加工硬化的特征。如在650℃时,动态回复发生后加工硬化仍占主导地位,即在较大应变下,真应力-真应变曲线的最后阶段仍为上升。这是因为在热压缩过程中发生动态回复较迟缓,动态回复不能完全消除加工硬化,表现为应力随应变增加大幅地上升。

2.2 Cu-Cr-Zr合金的热变形方程

热变形过程中,影响热变形过程的主要因素为变形温度(T)、应变速率($\dot{\epsilon}$)和变形量。为了研究材料在热变形过程中流变应力(σ)、应变速率和变形温度的关系,可以采用以下形式表示^[11-13]:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1)$$

式中: A 和 α 为与材料有关的常数; n 为与应变速率敏感性相关的指数; Z 为Zener-Hollomon参数,可将其定义为

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: Q 为变形激活能; R 为摩尔气体常数。

将式(2)代入式(1)得

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (3)$$

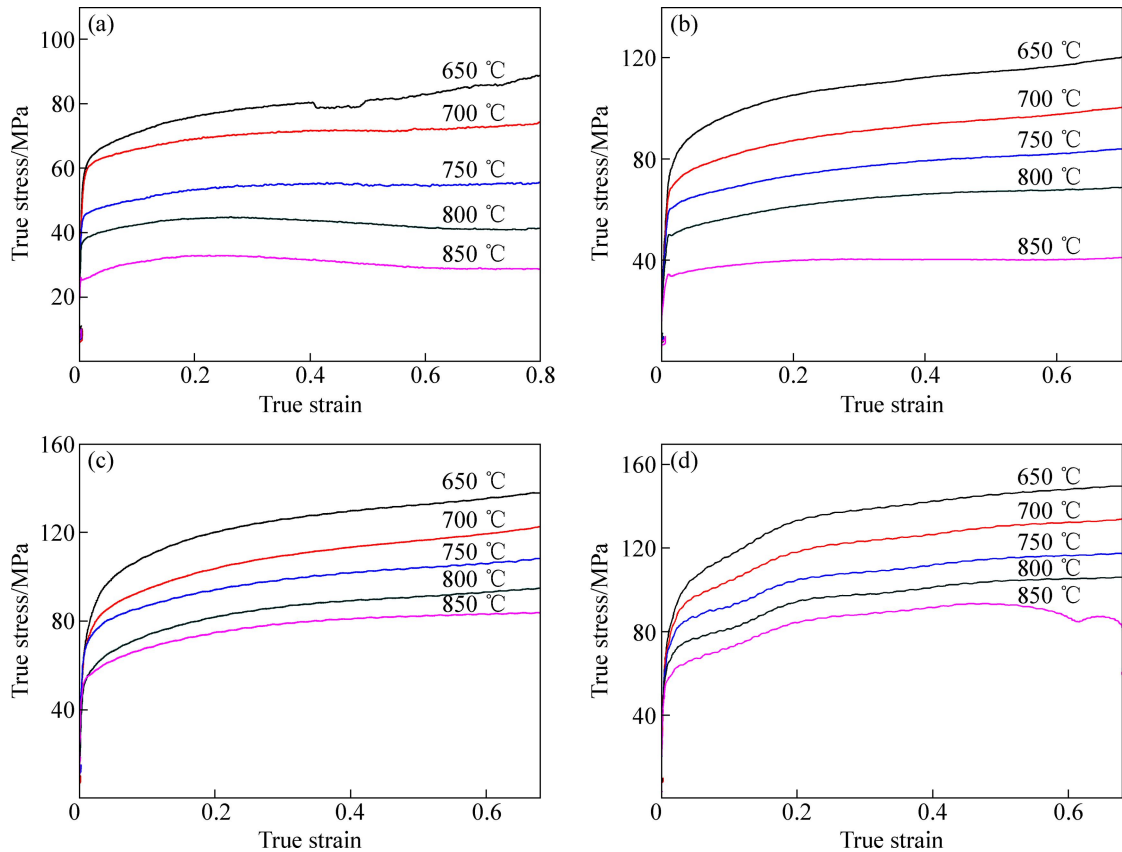


图1 Cu-Cr-Zr 合金热压缩变形的真应力-应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of Cu-Cr-Zr alloy at different hot compression temperatures and strain rates: (a) $\dot{\varepsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

将式(1)两边取偏微分可得:

$$Q = R \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_{\dot{\varepsilon}} \cdot \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T \quad (4)$$

图2和3所示分别表示在热压缩过程中的稳态流变峰值应力与变形温度和应变速率的关系,图4所示为流变峰值应力与参数 Z 的关系。

为了获得该合金准确的本构方程,需确定 A 、 n 、 α 和 Q 的值。通过实验数值且根据图2~4的线性回归分析可得: $A=4.75 \times 10^{16}$ 、 $n=7.56$ 、 $\alpha=0.016$ 和 $Q=392.5 \text{ kJ/mol}$ 。

由此可得该合金适应于工艺过程分析的本构方程为

$$\dot{\varepsilon} = 4.75 \times 10^{16} [\sinh(0.016\sigma)]^{7.56} \exp\left(-\frac{392.5}{RT}\right) \quad (5)$$

2.3 Cu-Cr-Zr 合金的热加工图及其分析

根据动态材料模型^[14],材料在热变形过程中的能量消耗行为取决于两方面:一方面塑性变形所消耗的

能量用 G 表示,另一方面是微观组织演变所消耗的能量用 J 表示。因此,材料吸收的外力功率(P)可表示为^[14]

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = G + J \quad (6)$$

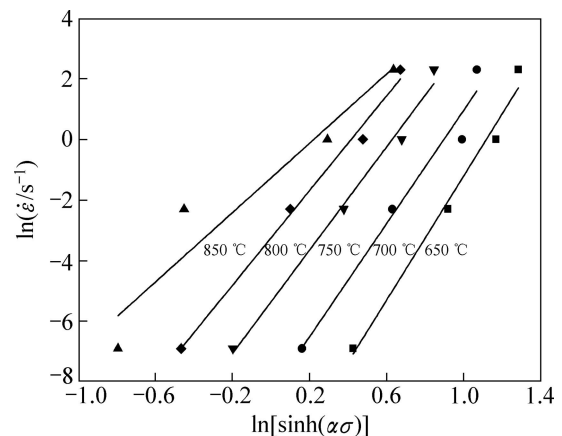


图2 不同温度下峰值应力与应变速率之间的关系

Fig. 2 Relationship between peak stress and strain rate at different temperatures

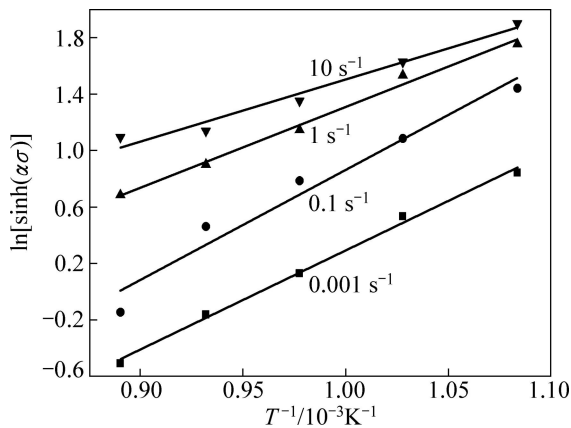


图3 峰值应力与温度之间的关系

Fig. 3 Relationship between peak stress and temperature

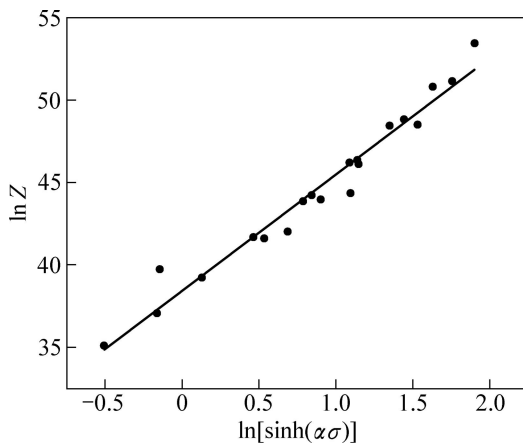


图4 峰值应力与参数Z的关系

Fig. 4 Relationship between peak stress and Zener-Hollomon parameter

式中: $G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}$, $J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma$ 。

在恒定温度下, 热变形过程中的流变应力为

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (7)$$

因此可以得到:

$$P = \int_0^{\dot{\epsilon}} A \dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} (\sigma/A)^{1/m} d\sigma = \dot{\epsilon} \sigma m / (m+1) + \dot{\epsilon} \sigma / (m+1) \quad (8)$$

由式(8)可以看出, 应变率敏感性指数 m 决定 P 在 G 和 J 之间的分配。对于理想的线性消耗过程, $m=1$, 此时 $J = J_{\max} = \sigma \frac{\dot{\epsilon}}{2}$; 对于非线性消耗过程, 能量消耗效率(η)可表示为

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (9)$$

η 为无量纲参数, 描述材料热变形过程中因显微组织改变而消耗的能量与总能量的比值。能量消耗效率取决于变形温度和应变速率, η 值随温度和应变速率的变化就构成了热加工图中的能量耗散图。在能量耗散图中, 并不是能量消耗功率越大, 材料的内在可加工性能越好。在加工失稳区能量消耗功率也可能会较高, 所以有必要先判断出合金的加工失稳区。

失稳图是根据不可逆热力学极值原理, 用另一个无量纲参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 表示大塑性流变时的连续失稳判据^[15]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \lg \frac{m}{m+1}}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (10)$$

当 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 时, 为非稳态流变, 含有温度与应变速率的变量 $\xi(\dot{\epsilon})$ 构成了失稳图, 重叠在功率耗散图上就能确定失稳区。将根据式(9)计算绘制的功率耗散图与根据式(10)计算绘制的失稳图叠加, 便形成了材料的热加工图。

图 5(a)和(b)所示分别为 Cu-Cr-Zr 在应变为 0.4 和

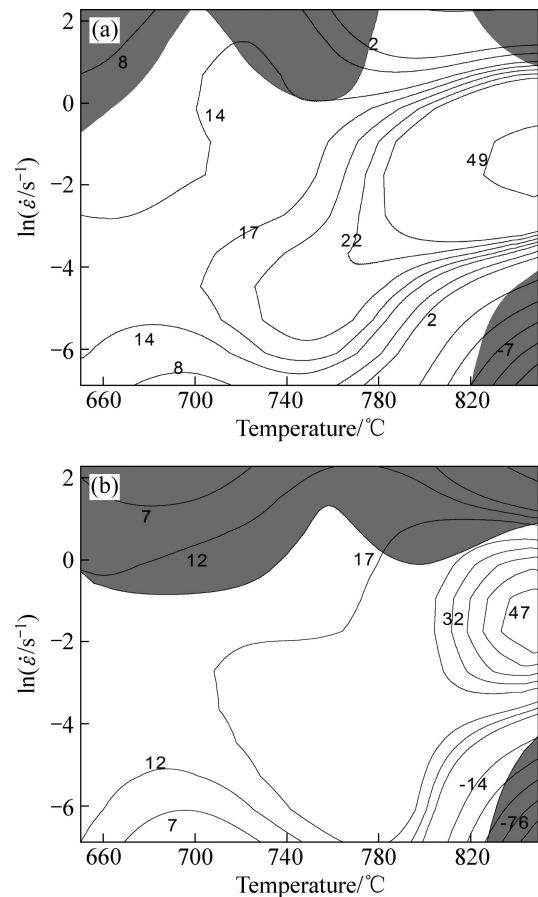


图5 Cu-Cr-Zr 合金的热加工图

Fig. 5 Processing maps of Cu-Cr-Zr alloy at different strains: (a) $\epsilon=0.4$; (b) $\epsilon=0.5$

0.5 时合金的热加工图。图 5 中的等值线表示能量耗散率 η 值, 灰色区域为流变失稳区。由图 5 可以看出, 变形温度及应变速率不同, 合金的动态能量消耗行为明显不同。随着变形温度的升高及应变速率的降低, 能量消耗效率逐渐升高。应变量为 0.4 和 0.5 的加工图具有两个类似的失稳区。第一个失稳区位于温度为 650~850 °C 以及较高应变速率 1~10 s⁻¹ 的区域。第二个失稳区位于较高变形温度 820~850 °C 以及较低应变速率 (<0.001 s⁻¹) 的区域。第一个失稳区的面积逐渐增大, 第二个失稳区的面积逐渐减小。同时这些区域功率耗散效率急剧下降, 如应变量为 0.4 (见图 5(a)) 中第一个失稳区能量耗散效率从 49% 下降到 8%, 降幅达 84%; 第二个失稳区功率效率耗散从 49% 下降到 7%, 降幅达 89%。能量耗散效率急剧下降, 相对应热加工性能急剧恶化, 表明该区域是合金的加工危险区域, 因而加工工艺的选择应尽量避免这些区域。制定加工制度应优先选择动态再结晶区, 因为动态再结晶区内能量耗散效率较高, 加工性能好, 并且组织易于控制。从图 5 中可以看出, 能量耗散效率 η 值处于动态再结

晶的区域主要在温度为 750~850 °C、应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹, 该区域也为最佳热加工工艺参数范围。对试样进行显微组织观察, 可进一步确定各区域的高温变形机理与加工图的对应关系。

2.4 Cu-Cr-Zr 合金热变形组织分析

以 Cu-Cr-Zr 合金应变量为 0.5 的热加工图为例, 对不同区域相应工艺的热变形试样进行组织观察 (见图 6)。图 6(a) 所示为合金经 900 °C、1 h 固溶处理, 随后水淬的金相显微组织; 图 6(b) 所示为合金在变形温度为 650 °C、应变速率为 1 s⁻¹ 条件下的金相组织。从图 6 中可以看出, 合金因变形而被拉长的纤维状晶粒, 在该变形条件下合金处于不稳定状态, 对应于热加工图 (见图 5(b)) 中温度为 650~850 °C、应变速率为 1~10 s⁻¹ 的非稳定区域。在低温、高应变速率下, 材料的失稳是因为材料在较高应变速率变形时, 在溶质原子周围易形成高密度位错区, 近界面处的晶格发生畸变, 产生应力集中, 在短时间内动态回复和动态再结晶发生的时间不充分, 软化效应远远小于加工硬化的作用。

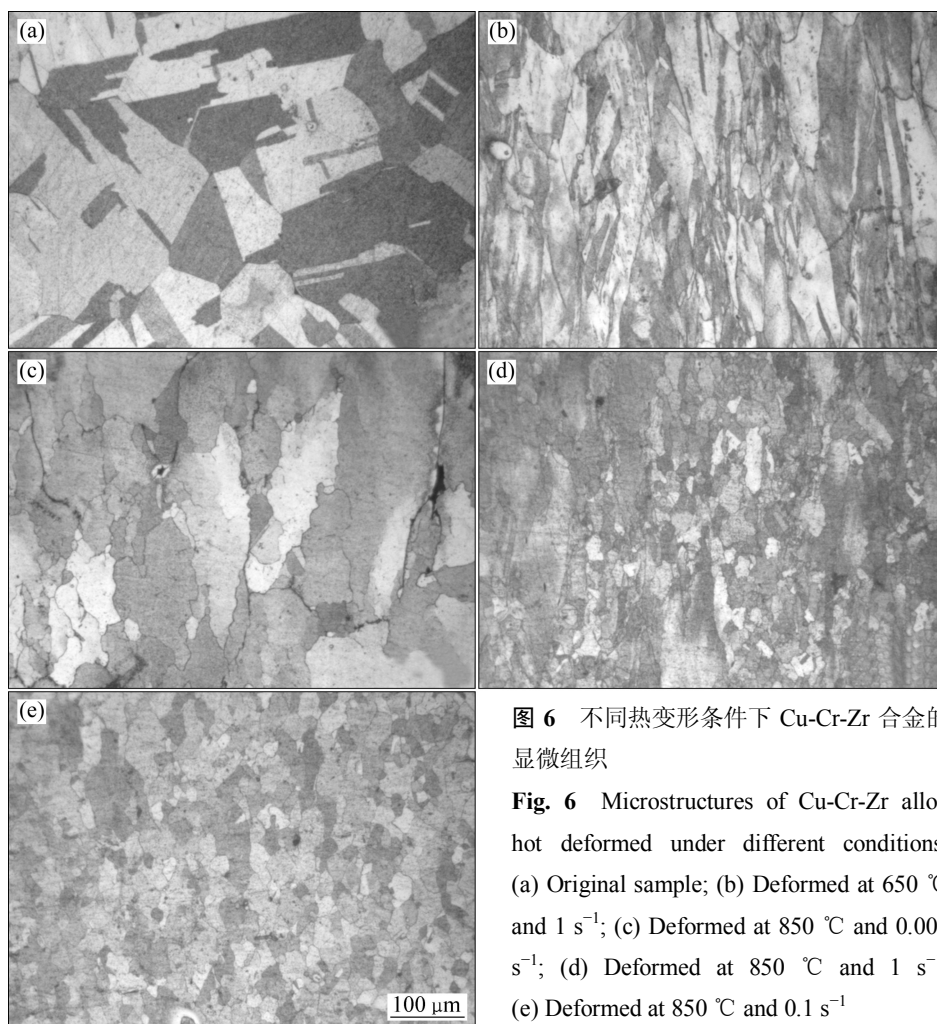


图 6 不同热变形条件下 Cu-Cr-Zr 合金的显微组织

Fig. 6 Microstructures of Cu-Cr-Zr alloy hot deformed under different conditions: (a) Original sample; (b) Deformed at 650 °C and 1 s⁻¹; (c) Deformed at 850 °C and 0.001 s⁻¹; (d) Deformed at 850 °C and 1 s⁻¹; (e) Deformed at 850 °C and 0.1 s⁻¹

图 6(c)所示为合金在变形温度为 850 °C、应变速率为 0.001 s^{-1} 的条件下金相组织为混晶组织,由极少量细小的动态再结晶晶粒和众多被拉长的原始晶粒组成。图 6(d)所示为合金在变形温度 850 °C、应变速率为 1 s^{-1} 的条件下金相组织为非常明显的混晶组织,该变形条件处在上述第一个失稳区内,这样的组织使材料性能不均匀,力学性能下降,这也是热加工中应该避免的区域。

从图 6(e)的组织可以看出,合金发生了完全的动态再结晶,均出现了动态再结晶产生的细小等轴晶粒,且分布均匀。其工艺条件是变形温度为 850 °C、应变速率为 0.1 s^{-1} ,符合图 5 中所得到的温度为 750~850 °C、应变速率范围为 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 的适合热加工的稳定区域。从合金的显微组织可以看出与前述热加工图是一一对应的关系。同时,Cu-Cr-Zr 合金热加工图的建立为该合金热加工工艺的优化提供了较好的理论依据。

3 结论

1) Cu-Cr-Zr 合金在高温热压缩变形实验中合金在较高温度压缩时表现出明显的动态再结晶行为。在较低温度和较高应变速率下进行变形时表现出明显的动态回复特征。

2) 从流变应力、应变速率和温度的相关性得出 Cu-Cr-Zr 合金高温热压缩变形时的流变应力方程为

$$\dot{\varepsilon} = 4.75 \times 10^{16} [\sinh(0.016\sigma)]^{7.56} \exp\left(-\frac{392.5}{RT}\right)。$$

3) 通过热加工图分析得出,应变量为 0.4 和 0.5 的热加工图具有两个类似的失稳区:第一个失稳区位于温度为 650~850 °C 以及较高应变速率 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 的区域;第二个失稳区位于较高变形温度 820~850 °C,以及较低应变速率($<0.001\text{ s}^{-1}$)的区域。同时得到合金在温度为 750~850 °C、应变速率范围为 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 的加工区域为最佳热加工工艺范围。

REFERENCES

[1] 赵冬梅,董企铭,刘平,康布熙,黄金亮,田保红,金志浩. Cu-3.2Ni-0.75Si 合金时效早期相变规律及强化机理[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(6): 1167-1171.
ZHAO Dong-mei, DONG Qi-ming, LIU Ping, KANG Bu-xi, HUANG Jin-liang, TIAN Bao-hong, JIN Zhi-hao. Transformation and strengthening of early stage of aging in

Cu-3.2Ni-0.75Si alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(6): 1167-1171.
[2] XIA Cheng-dong, JIA Yan-lin, ZHANG Wan, ZHANG Ke, DONG Qi-yi, XU Gen-ying, WANG Ming-pu. Study of deformation and aging behaviors of a hot rolled-quenched Cu-Cr-Zr-Mg-Si alloy during thermomechanical treatments[J]. Materials Design, 2012, 39: 404-409.
[3] 刘勇,龙永强,刘平,田保红. 液固两相介质流中 Cu-Cr-Zr 合金的冲蚀磨损行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 1650-1655.
LIU Yong, LONG Yong-qian, LIU Pin, TIAN Bao-hong. Erosion wear behavior of Cu-Cr-Zr alloy in liquid-solid two-phase flow[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 1650-1655.
[4] BI Li-ming, LIU Ping, CHEN Xiao-hong, LIU Xin-kuan, LI Wei, MA Feng-cang. Analysis of phase in Cu-15%Cr-0.24%Zr alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(5): 1342-1348.
[5] 苏娟华,董企铭,刘平,李贺军,康布熙. 基于人工神经网络的铜合金形变热处理工艺和性能[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(5): 1077-1082.
SU Juan-hua, DONG Qi-ming, LIU Ping, LI He-jun, KANG Bu-xi. Properties and processing of thermomechanical treatment Cu-Cr-Zr alloy by artificial neural network[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(5): 1077-1082.
[6] 毕莉明,刘平,陈小红,刘新宽,李伟,马凤仓. 冷轧 Cu-15Cr 原位复合材料性能及 Cr 纤维相高温稳定性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(4): 1068-1074.
BI Li-ming, LIU Ping, CHEN Xiao-hong, LIU Xin-kuan, LI Wei, MA Feng-cang. Properties of cold rolling Cu-15Cr in-situ composites and high temperature stability of Cr filamentary[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(4): 1068-1074.
[7] 慕思国,汤玉琼,郭富安,唐谟堂,彭长宏. Cu-Cr-Zr 系合金非真空熔炼过程的热力学分析[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(8): 1330-1335.
MU Si-guo, TANG Yu-qiong, GUO Fu-an, TANG Mo-tang, PENG Chang-hong. Thermodynamic analysis for non-vacuum melting of Cu-Cr-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(8): 1330-1335.
[8] ZHANG Hui, ZHANG Hong-gang, LI Luo-xing. Hot deformation behavior of Cu-Fe-P alloys during compression at elevated temperatures[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(6): 2892-2896.
[9] 贾淑果,刘平,宋克兴,陈讲彪,陈小红,田保红,任凤章. Cu-Cr-Zr 原位复合材料的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1334-1338.
JIA Shu-guo, LIU Pin, SONG Ke-xin, CHEN Jiang-biao, CHEN Xiao-hong, TIAN Bao-hong, REN Feng-zhang. Microstructures and properties of Cu-Cr-Zr in-situ composites[J]. The Chinese

- Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1334–1338.
- [10] 陈小红, 刘平, 田保红, 张毅, 贾淑果, 任凤章, 井晓天. 形变 Cu-Cr 原位复合材料中纤维相的热稳定性[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(2): 328–333.
- CHEN Xiao-hon, LIU Pin, TIAN Bao-hong, ZHANG Yi, JIA Shu-guo, REN Feng-zhang, JING Xiao-tian. Thermal stability of Cr filaments in Cu-Cr in-situ composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(2): 328–333.
- [11] 王宏伟, 易丹青, 王斌, 蔡金伶, 钱锋, 陈缙萦. Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金的高温塑性变形行为的热压缩模拟[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 378–384.
- WANG Hong-wei, YI Dan-qing, WANG Bin, CAI Jin-ling, QIAN Feng, CHEN Ti-ying. Hot compressive deformation simulation of Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd magnesium alloy at elevated temperatures[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 378–384.
- [12] ZHANG L, LI Z, LEI Q, QIU W T, LUO H T. Hot deformation behavior of Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(3): 1641–1647.
- [13] GRONOSTAJSKI Z. The deformation processing map for control of microstructure in CuAl_{0.2}Fe₃ aluminium bronze[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125/126: 119–124.
- [14] SRINIVASAN N, PRASAD Y V R K, RAO P R. Hot deformation behavior of Mg-3Al alloy study using processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 476(2): 146–156.
- [15] PRASAD Y V R K, RAO K P. Processing maps for hot deformation of rolled AZ31 magnesium alloy plate: Anisotropy of hot workability[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 487(1/2): 316–327.

(编辑 陈卫萍)