

Cu-Cr-Zr-Ce 合金高温热压缩变形行为及加工图

张毅¹, 李瑞卿¹, 许倩倩¹, 田保红¹, 刘平², 陈小红², 刘勇¹

- (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:在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上,通过高温等温压缩试验,对 Cu-Cr-Zr-Ce 合金在应变速率为 0.01~5 s⁻¹、变形温度为 600~800 °C 的组织转变以及动态再结晶行为进行了研究。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。同时从流变应力、应变速率和温度的相关性,得出了该合金高温热压缩变形时的热变形激活能 Q 为 495.8 kJ/mol,利用逐步回归的方法建立了该合金的流变应力方程。根据动态材料模型计算并分析了该合金的热加工图,利用热加工图确定热变形的流变失稳区,并且获得了试验参数范围内热变形过程的最佳工艺参数,温度为 750~800 °C,应变速率范围为 0.01~0.1 s⁻¹,并利用热加工图分析了该合金不同区域的高温变形特征以及组织变化。

关键词: Cu-Cr-Zr-Ce 合金; 高温压缩; 动态再结晶; 流变应力方程; 热加工图

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

Hot compression deformation of Cu-Cr-Zr-Ce alloy and processing maps

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

- (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 and dynamic recrystallization behavior of Cu-Cr-Zr-Ce alloy at 0.01~5 s⁻¹ and 600~800 °C were performed on Gleeble-1500D. The results show that the flow stress decreases with the increase of temperature while increases with the increase of strain rate. The hot deformation activation energy $Q=495.8$ kJ/mol and constitutive equation are obtained from the correlativity of flow stress, strain rate and temperature by stepwise regression analysis. With consideration of the effects of the deformation temperatures and the strain rates, the processing maps are established based on the dynamic material model. The instability zones of flow behavior can be recognized by the plans. The optimum processing parameters of hot deformation in the range of this experiment can also be attained by the plans, in which the hot temperature is 750~800 °C and the strain rate is 0.01~0.1 s⁻¹. The hot deformation characteristics and microstructures are also analyzed by the processing maps.

Key words: Cu-Cr-Zr-Ce alloy; high temperature deformation; dynamic recrystallization; constitutive equation; processing map

铜合金是电子信息工业的重要功能材料,随着电子信息工业的发展,对铜及铜合金的性能提出了更高

的要求。因此,新型高性能铜合金功能材料不断涌现,以满足不同条件下的使用要求。集成电路引线框架材

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51101052); 国家高新技术研究发展计划资助项目(2006AA03Z528); 河南省高等学校青年骨干教师资助项目(2012GGJS-073); 河南省教育厅自然科学研究计划资助项目(2011B430013); 河南科技大学青年科学基金资助项目(2011QN48)

收稿日期: 2012-11-14; **修订日期:** 2013-03-10

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

料曾经广泛使用 Fe-Ni 合金。由于铜合金具有优良的导电和散热性能, 当前已成为主要的引线框架材料。目前已开发出的铜基引线框架材料主要有 CuNiSi、CuFe、CuFeP、CuCrZr、CuAg 系等, 使用较多的主要有 CuFeP、CuNiSi 及 CuCrZr 系等。国际上生产铜基引线框架材料以欧美、日、韩等国家为代表, 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。日本的神户、三菱、住友、玉川、美国的奥林、德国的德马克、法国的里赛等知名企业均有自己的铜合金框架合金牌号, 其框架材料生产均已高度自动化, 产品已名副其实成为高精尖产品, 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。可以认为铜基框架材料的生产能力是一个企业技术水平的代表^[1-5]。

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。由于我国在该类合金的研究中虽然起步较晚, 与国外还存在一定差距, 但是目前也取得了长足的进步, 如中铝洛阳铜业有限公司研制开发的 3 种牌号的 CuFeP 系合金。但目前国内引线框架所需要的 CuNiSi 和 CuCrZr 系列合金带材则全部依靠进口。其强度和导电率相对于日本仍有较大的差距^[6-9]。为了改善该系列合金的综合性能, 研发出具有高性能微合金化的 CuCrZr 系大规模集成电路用引线框架材料将是十分必需的。

本文作者对 CuCrZr 引线框架合金在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上, 在变形温度为 600~800 °C、应变速率为 0.01~5 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; 采用动态材料模型建立该合金的热加工图, 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变化。以期研究成果为该合金的工业化生产提供一些理论依据。

1 实验

实验用 Cu-Cr-Zr-Ce 合金, 在 10 kg 中频感应熔炼炉中熔炼而成, 材料质量分数为: $w_{Cr}=0.4\%$ 、 $w_{Zr}=0.15\%$ 、 $w_{Ce}=0.05\%$, 余量为铜。浇铸温度为 1 200~1 250 °C。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 °C, 1 h), 随后水淬。压缩实验采用固溶后的合金, 在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行, 压缩试样尺寸为 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$, 实验温度范围为 600~800 °C, 应变速率为 0.01~5 s⁻¹, 总压缩应变变

约 0.5(真应变)。热模拟实验的升温速率为 5 °C/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-Ce 合金流变应力分析

真应力—真应变曲线反映了流变应力与变形条件之间的内在联系, 同时它也是材料内部组织性能变化的宏观表现。图 1 所示为 Cu-Cr-Zr-Ce 合金高温热压缩变形的真应力—真应变实验曲线。从图 1 中可以看出, 当变形温度不变的时候, 在同一变条件下, 应变速率越低, 所对应的流变应力也越低; 当应变速率不变时, 在同一变条件下, 变形温度越高, 所对应的流变应力越低。在较低温度和较高应变速率下, 真应力—真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。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。

合金在较高温度高温压缩变形时出现稳态流变特征, 即动态软化抵消了加工硬化。如合金在变形温度为 800 °C, 应变速率为 0.01 s⁻¹ 时变明显的动态再结晶行为。

2.2 Cu-Cr-Zr-Ce 合金热变形方程

热变形过程中, 材料在任何应变或稳态下的高温流变应力 σ 强烈地取决于变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 。同时对不同铜合金的热加工数据的研究表明^[10-13], 可以采用以下形式表示:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: A 为结构因子; n 为应力指数; α 为应力水平参数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; T 为热力学温度; R 为摩尔气体常数; Q 为热激活能。

热变形条件通常可表达为 Zener-Hollomon 参数:

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

将式(2)代入式(1)得:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (3)$$

将式(1)两边取偏微分可得:

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

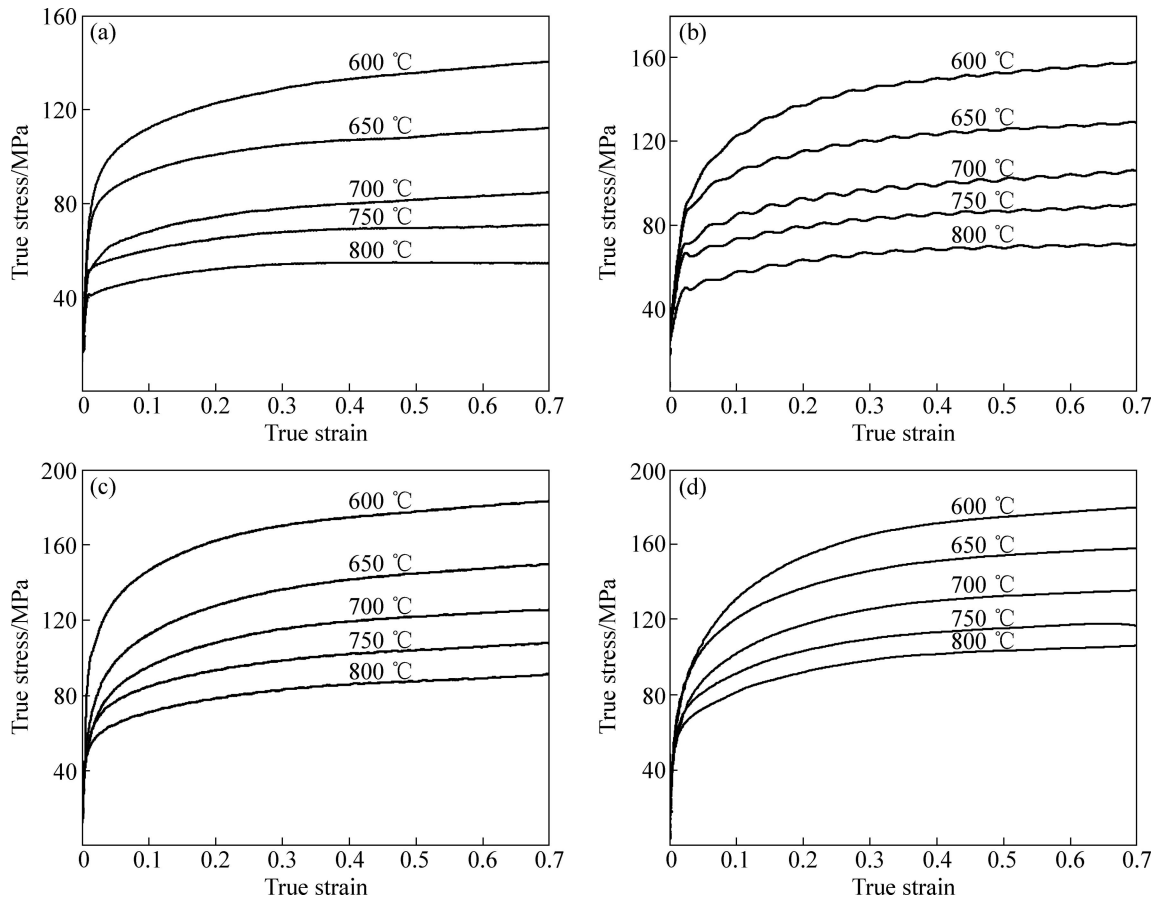


图 1 不同条件下 Cu-Cr-Zr-Ce 合金热压缩变形的真应力—真应变曲线

Fig. 1 True stress—true strain curves of Cu-Cr-Zr-Ce alloy during hot compression deformation under different conditions: (a) $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$

图 2 和 3 所示分别表示在热压缩过程中 Cu-Cr-Zr-Ce 合金的稳态流变应力与变形温度和应变

速率的关系, 图 4 所示为 Cu-Cr-Zr-Ce 合金应力与 Z 参数的关系。

为了获得该合金准确的本构方程, 需确定 A 、 n 、

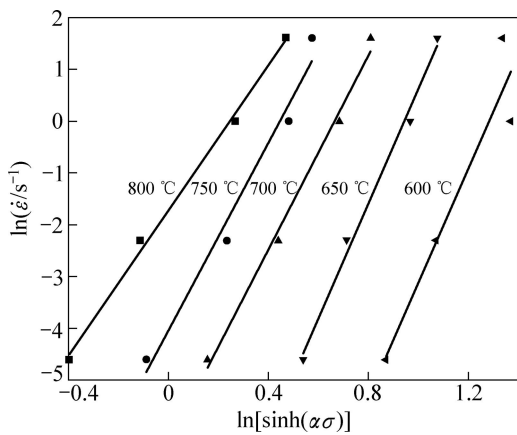


图 2 不同温度时 Cu-Cr-Zr-Ce 合金峰值应力与应变速率之间的关系

Fig. 2 Relationship between peak stress and strain rate for Cu-Cr-Zr-Ce alloy at different temperatures

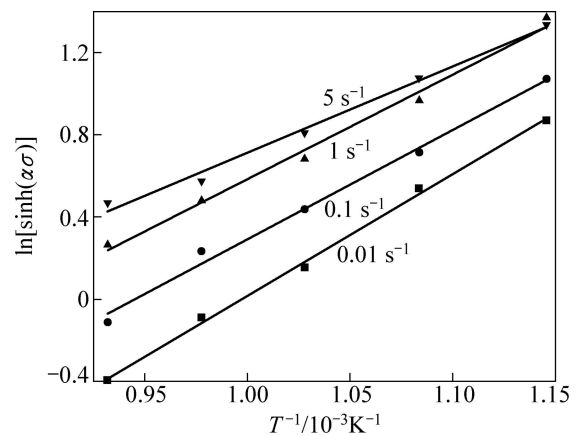


图 3 Cu-Cr-Zr-Ce 合金峰值应力与温度之间的关系

Fig. 3 Relationship between peak stress and temperature for Cu-Cr-Zr-Ce alloy

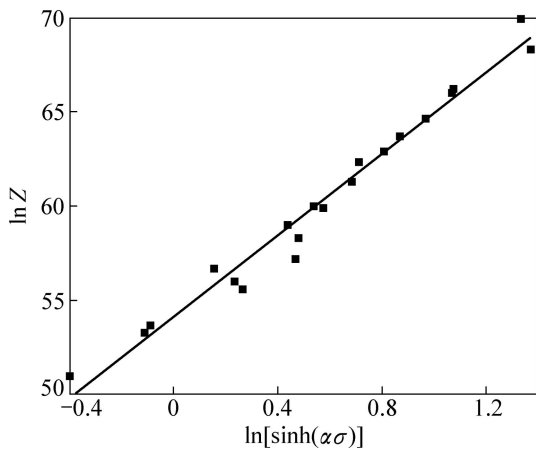


图 4 峰值应力与 Z 参数的关系

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

α 和 Q 的值。通过实验数值且根据图 2 和 3 以及图 4 的线性回归分析可获得上述参量的值如下: $A=e^{54.1}$, $n=9.51$, $\alpha=0.011$, $Q=495.8$ kJ/mol。

由此可得该合金适用于工艺过程分析的本构方程为

$$\dot{\epsilon} = e^{54.1} [\sinh(0.011\sigma)]^{9.51} \exp\left(-\frac{495.8}{RT}\right) \quad (5)$$

2.3 Cu-Cr-Zr-Ce 合金热加工图

热加工图是利用动态材料模型绘制出来的图形, 能够反映变形材料在各种变形温度和应变速率条件下内部微观组织的变化, 且能够评估材料的热加工性, 从而指导材料热加工工艺参数的制定。根据动态材料模型^[14]材料热变形过程中的能量消耗行为取决于材料显微组织的变化。热变形过程中, 单位体积材料的瞬时消耗功率 P 为流变应力与应变速率的乘积($\sigma, \dot{\epsilon}$), 可用下式表示:

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

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

G 与 J 具有一定的比例关系, 分别称为功率耗散量和功率耗散协量。 G 表示由于塑性变形引起的功率耗散, 它转化为粘塑性热, J 表示在变形过程中与组织演化有关的功率耗散。

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(6)和(8)可以看出, 材料的能量消耗包括因塑性变形而消耗的能量 G 以及组织动态变化所消耗的能量 J 两部分, 应变速率敏感性指数 m 可认为是两部分能量之间的分配系数。对于理想的线性消耗过程, $m=1$, 此时 $J = J_{\max} = \sigma \cdot \frac{\dot{\epsilon}}{2}$; 对于非线性消耗过程, 能量消耗效率可表示为

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

η 为一无量纲参数描述了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。

PRASAD 等^[15]根据最大熵产生率原理, 采用无量纲参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 表示材料在一定温度和应变速率条件下与微观组织有关的流变失稳判据:

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

当 $\xi(\dot{\epsilon})$ 时, 为非稳态流变, 以变形温度与应变速率为变量的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 等值线图即为失稳图。失稳图描绘了热加工过程中显微组织的不稳定区, 可以避免产生流变失稳。将功率耗散图与失稳图叠加便形成了材料的热加工图。

图 5 所示为 Cu-Cr-Zr-Ce 在应变为 0.3 和 0.5 时合金的热加工图。图 5 中等值线表示能量耗散率 η 值, 灰色区域为流变失稳区。图 5 中失稳区较少, 说明该合金可加工性较好。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。当真应变为 0.3 的热加工图呈现出 2 个非稳定区域: 温度为 600~620 °C, 应变速率为 0.1~1 s⁻¹ 的区域和温度为 700~780 °C, 应变速率为 1~5 s⁻¹。真应变为 0.5 的加工图呈现出 1 个非稳定区域: 温度为 630~670 °C, 应变速率为 1~5 s⁻¹。出现温度为 600~620 °C, 应变速率为 0.1~1 s⁻¹ 的非稳定区域是由于在热压缩初期, 加工硬化起先导作用, 当峰值应力出现后, 随着应变的继续进行, 流变应力迅速下降, 此时由绝

热温升引起的软化大于加工硬化, 变形向一个局部区域集中, 导致发生热塑失稳。前述在高应变速率下的另两个非稳定区域是由于应变速率较高, 塑性变形产生的热量不能及时向周围传递, 产生绝热剪切变形, 同样也可能产生流变失稳。这些区域功率耗散效率急剧下降, 这可能是应力集中造成的, 从而出现加工失稳, 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功率耗散效率较高, 加工性能好, 并且组织易于控制。从图 5 可以看出, 功率耗散效率 η 值处于动态再结晶的区域主要在温度为 750~800 °C, 应变速率范围为 0.01~0.1 s⁻¹。该区域也为最佳的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。

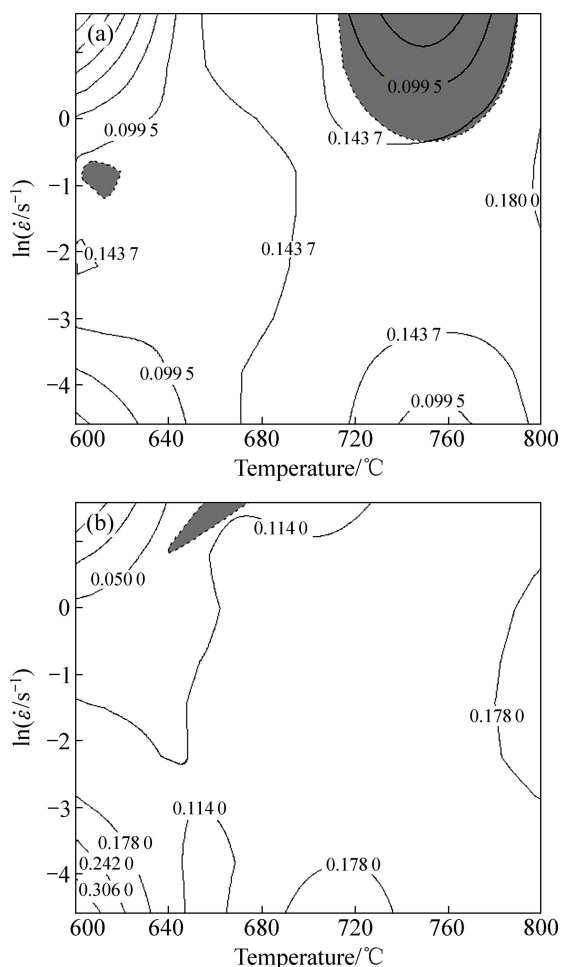


图 5 不同真应变时 Cu-Cr-Zr-Ce 合金的热加工图

Fig. 5 Processing map for Cu-Cr-Zr-Ce alloy at various true strains: (a) $\varepsilon=0.3$; (b) $\varepsilon=0.5$

2.4 Cu-Cr-Zr-Ce 合金热变形组织分析

热加工图中不同区域 η 值的差别一方面反应了热变形温度及应变速率的不同, 另一方面也反应了热变

形过程中组织变化的不同。对热加工图进行精确解释, 需要借助组织观察的结果。

在本研究中, 以 Cu-Cr-Zr-Ce 合金应变量为 0.3 的热加工图为例, 对不同区域相应工艺的热变形试样进行了组织观察(见图 6)。图 6(a)所示为合金(900 °C, 1 h)固溶处理, 随后水淬的金相显微组织。从图 6(a)可以看出, 随变形温度的升高, 态再结晶程度逐渐增加。这是因为随变形温度的升高, 金属原子热振动的振幅增大, 较多的滑移系得以启动, 从而合金吸收更多的变形能, 使得动态再结晶的驱动力增大。图 6(b)所示为合金在在变形温度 600 °C, 应变速率为 1 s⁻¹ 条件下的金相组织, 从图 6(b)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(a))中的温度为 600~620 °C, 应变速率为 0.1~1 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够充分, 软化效应远远小于加工硬化的作用。

图 6(c)所示为合金在变形温度 750 °C, 应变速率为 1 s⁻¹ 的条件下, 金相组织为混晶组织, 由细小的动态再结晶晶粒和拉长的原始晶粒组成。这样的组织使材料性能不均, 力学性能下降, 这也是热加工中应该避免的区域。图 6(d)所示为合金在变形温度 750 °C, 应变速率为 5 s⁻¹ 条件下的金相组织, 同样可以看出其组织为混晶组织。这两个区域为热加工图(见图 5(a))所述的第二个非稳定区域: 温度为 700~780 °C, 应变速率为 1~5 s⁻¹。发生部分动态再结晶的原因在于热加工过程中, 当动态回复不能完全消除加工硬化, 并随变形增大, 大量第二相粒子造成局部位错塞积, 位错密度不断增大。当变形量达到一定程度后, 金属位错应力场造成的畸变能累积达到动态再结晶所需要的能量, 就在原始晶界形成新的未经变形的再结晶核心, 开始部分动态再结晶。

由图 5 可知, 温度为 750~800 °C, 应变速率范围为 0.01~0.1 s⁻¹ 的区域为适合热加工的稳定区域。从图 6(e)所示的组织可以看出, 合金发生了完全的动态再结晶, 出现了动态再结晶产生的细小的等轴晶粒, 且分布均匀。其工艺条件变形温度 750 °C, 应变速率为 0.01 s⁻¹ 均在热加工的稳定区域内。从合金的显微组织可以看出和前述热加工图是一一对应的关系。

热变形过程中, 由于形变条件的不同, 金属的显微组织将发生相应的变化。发生动态回复及动态再结晶的区域为热加工的安全区域。热加工图中能量消耗

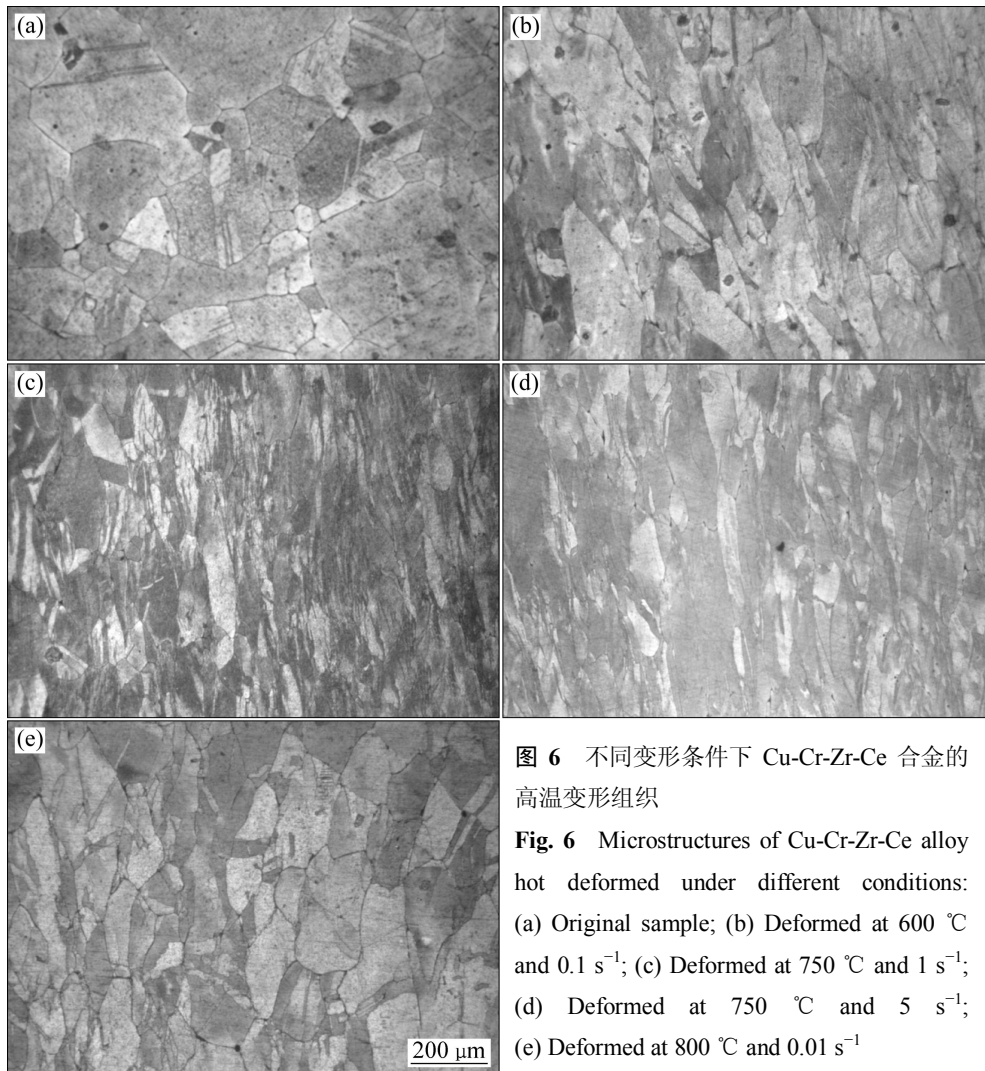


图 6 不同变形条件下 Cu-Cr-Zr-Ce 合金的高温变形组织

Fig. 6 Microstructures of Cu-Cr-Zr-Ce alloy hot deformed under different conditions: (a) Original sample; (b) Deformed at 600 °C and 0.1 s⁻¹; (c) Deformed at 750 °C and 1 s⁻¹; (d) Deformed at 750 °C and 5 s⁻¹; (e) Deformed at 800 °C and 0.01 s⁻¹

效率 η 不同的区域反映了材料显微组织及塑性的不同。在再结晶区域, 材料具有较高的塑性, 相对而言, 再结晶区具有较高的能量消耗效率, 而部分再结晶及晶粒长大区的能量消耗效率则较低, 能量消耗效率的变化与再结晶进展相吻合。Cu-Cr-Zr-Ce 合金热加工图的建立为该合金热加工工艺的优化提供了理论依据。

3 结论

1) Cu-Cr-Zr-Ce 合金在高温热压缩变形实验中合金在变形温度为 800 °C, 应变速率为 0.01 s⁻¹ 时变明显的动态再结晶行为。

2) 从流变应力、应变速率和温度的相关性, 得出了 Cu-Ni-Si-P 合金高温热压缩变形时的材料参数为: $A=e^{54.1}$, $n=9.51$, $\alpha=0.011$, $Q=495.8$ kJ/mol。同时获得流变应力方程:

$$\dot{\epsilon} = e^{54.1} [\sinh(0.011\sigma)]^{9.51} \cdot \exp\left(-\frac{495.8}{RT}\right)。$$

3) 通过热加工图分析得出, 当真应变为 0.3 的热加工图呈现出 2 个非稳定区域: 温度为 600~620 °C, 应变速率为 0.1~1 s⁻¹ 的区域和温度为 700~780 °C, 应变速率为 1~5 s⁻¹。真应变为 0.5 的加工图呈现出 1 个非稳定区域: 温度为 630~670 °C, 应变速率为 1~5 s⁻¹。该部分区域为 Cu-Cr-Zr-Ce 合金热加工过程中的失稳区; 合金在形变温度为 750~800 °C, 应变速率范围为 0.01~0.1 s⁻¹ 的区域为适合热加工的稳定区域。

REFERENCES

- [1] 刘平, 康布熙, 曹兴国, 黄金亮, 殷标, 顾海澄. 快速凝固 Cu-Cr-Zr-Mg 合金的时效析出与再结晶[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(2): 241-246.
LIU P, KANG B X, CAO X GUO. Aging precipitation and

- recrystallization of rapidly solidified Cu-Cr-Zr-Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(2): 241-246.
- [2] 赵冬梅, 董企铭, 刘平, 康布熙, 黄金亮, 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, JI 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.
- [3] 雷静果, 刘平, 赵冬梅, 康布熙, 田保红. 用导电率研究 Cu-Ni-Si-Cr 合金时效早期相变动力学[J]. 材料热处理学报, 2003, 24(4): 22-25.
LEI Jing-guo, LIU Ping, ZHAO Dong-me, KANG Bu-xi, TIAN Bao-hong. Study on the transformation kinetics of early stage aging of Cu-Ni-Si Alloy by measuring the electric conductivity [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2003, 24(4): 22-26.
- [4] WITUSIEWICZ V T, ARPSHOFEN I, SEIFERT H J, SOMMER F, ALDINGER F. Enthalpy of mixing of liquid and undercooled liquid ternary and quaternary Cu-Ni-Si-Zr alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 337: 155-167.
- [5] SUZUKI S, SHIBUTANI N, MIMURA K, ISSHIKI M, WASEDA Y. Improvement in strength and electrical conductivity of CuNiSi alloy by aging and cold rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 417: 116-120.
- [6] 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.
- [7] MU S G, GUO F A, TANG Y Q, CAO X M, TANG M T.. Study on the microstructure and properties of the aged Cu-Cr-Zr-Mg-RE alloy[J]. Materials Science and Engineer A, 2008, 475(1/2): 235-240.
- [8] JAYAKUMAR P K, BALASUBRAMANIAN K, RABINDRANATH TAGORE G. Recrystallisation and bonding behaviour of ultra fine grained copper and Cu-Cr-Zr alloy using ECAP[J]. Materials Science and Engineer A, 2012, 538(15): 7-13.
- [9] CORREIA J B, DAVIES H A, SELLARS C M. Strengthening in rapidly solidified age hardened CuCr and CuCrZr alloys[J]. Acta Materialia, 1997, 45(1): 177-190.
- [10] 王宏伟, 易丹青, 王斌, 蔡金伶, 钱锋, 陈缙紫. 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.
- [11] 张红钢, 张辉, 刘婉容, 林启权, 林高用, 彭大暑. C194 铜合金热压缩变形流变应力[J]. 湘潭大学自然科学学报, 2003, 25(3): 82-86.
ZHANG Hong-gang, ZHANG Hui, LIU Wan-rong, LIN Gao-yong, PENG Da-shu. Rheologic stress of C194 copper alloy under hot compression deformation[J]. Natural-science Journal of Xiangtan University, 2003, 25(3): 82-86.
- [12] GRONOSTAJSKI Z. The deformation processing map for control of microstructure in CuAl9.2Fe3 aluminium bronze[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125/126(9): 119-124.
- [13] 申玉田, 崔春翔, 徐艳姬, 孟凡斌, 王如. Cu-Al₂O₃ 复合材料的高温塑性变形[J]. 材料研究学报, 2001, 15(6): 610-614.
SHEN Yu-tian, CUI Chun-xiang, XU Yan-ji, MENG Fan-bin, WANG Ru. Plastic deformation of Cu-Al₂O₃ composites at elevated temperature[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2003, 15(6): 22-26.
- [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 Engineer A, 2012, 487(1/2): 316-327.

(编辑 何学锋)