

一种高硅镍铜合金高温热压缩变形的研究

于洋^{1,2}, 周成², 刘高远¹, 陶春虎¹, 刘德林¹

(1 北京航空材料研究院 中国航空工业失效分析中心, 北京 10095; 2 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 10083)

摘要: 利用 Gleeble-1500 热模拟材料试验机, 对高硅镍铜合金铸态试样分别在温度为 T₁、T₂、T₃、T₄ 应变速率为 S₁、S₂、S₃、S₄、S₅ 时进行压缩变形。对该合金的高温塑性变形行为和热压缩后的组织演变规律进行了研究。分析了流变应力与应变速率和温度的关系, 计算出了应力指数和变形激活能。结果表明, 流变应力随应变速率的增加而增加, 随温度的升高而减小, 并且该合金在高温变形条件下发生动态再结晶。

关键词: 镍铜合金; 热压缩; 流变应力; 变形激活能

中图分类号: TG146.1

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2008)05-0022-05

金属材料的组织与性能有着密切的联系, 材料热变形后的组织和性能受变形时的硬化和软化过程的影响, 这两个过程同时并存, 相互作用; 而这两个过程同时又受到变形温度、变形程度、变形速率以及金属本身性质的影响^[1]。

高硅镍铜合金系弥散强化型高耐磨 Ni 基合金, 通常称为含硅蒙乃尔合金。该合金具有高硬度、高强度、优良的耐磨性和抗粘性, 用于航空燃油装置及其他要求工作稳定的精密摩擦件, 并具有广泛的应用前景^[2,3]。

对于铸态高硅镍铜合金来说, 其塑性较差, 断裂延伸率一般在 2~3% 左右, 不能够充分满足使用要求, 并且二元镍铜合金不论含镍多少, 均为单一的 α 相组织, 所以这类合金不能进行热处理强化^[4], 因此, 高硅镍铜合金热变形的显微组织演变主要取决于热加工工艺参数。但是该合金的硅含量较高, 对

热加工(挤压)工艺的成形规范十分敏感, 致使热加工温度范围较窄, 挤压工艺难度大, 曾多次出现挤不动或挤裂现象, 成材率很低, 挤出棒材的性能也较差, 目前断裂延伸率也仅能达到 4~8%。为了能够生产出组织和性能都符合设计要求的产品, 就必须深入研究高硅镍铜合金热变形过程中显微组织的变化规律, 以便制定最佳的工艺参数。本文研究了不同的变形温度和变形速率对高硅镍铜合金流变应力应变关系及显微组织的影响, 得到该合金的本构方程, 为深入研究该合金的成形工艺, 控制产品的组织和性能提供理论依据。

1 实验过程

实验材料为北京航空材料研究院提供的自行熔炼的含硅蒙乃尔合金, 其主要化学成分^[5]见表 1。

表 1 高硅镍铜合金的化学成分 /w %

Table 1 Chemical compositions of Ni-Copper alloy/w %

Cu	Si	Fe	Mn	Ni+Co	Impurity content/(wt %)				Impurity summation
					Mg	Al	C	S	
29~31	3.9~4.7	1.5~2.5	0.8~1.5	sup plus	0.1	0.3	0.2	0.02	0.5

在铸坯上经机加工制成 $\Phi 8 \times 15\text{mm}$ 的圆柱形试样, 通过 Gleeble-1500 型热力模拟机自动控制系统

在设定的温度和变形速率下进行压缩实验^[6], 实验方案如下:

试样最大变形量为 60%, 应变速率分别为: S₁、S₂、S₃、S₄、S₅, 温度分别为: T₁、T₂、T₃、T₄。为减少压缩时试样与压头之间的摩擦力, 在压缩试样两端与压头的接触面间垫上钽片。试样的加热方式采

收稿日期: 2007-12-18; 修订日期: 2007-12-27

作者简介: 于洋(1982-), 男, 硕士研究生, 主要从事材料热加工领域的研究, (E-mail) yuyang2004@126.com.

用电阻加热, 加热速度为 $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 到温后保温 5min 即进行压缩, 变形后立即对试样进行水淬, 以保留其高温变形组织, 水淬延迟时间大约为 3s , 经水淬后的试样从中间沿轴向切开, 磨制抛光后用高温合金腐蚀剂腐蚀, 用金相显微镜观察其显微组织。

2 实验结果与讨论

2.1 不同变形温度下的真应力-真应变曲线及显微组织

在热变形过程中, 不同温度下的高硅镍铜合金的真应力-真应变曲线趋势大致相同, 变形初期随着应变增加, 应力不断增加, 发生加工硬化; 当应变达到一定值时, 流动应力达到峰值应力 σ_p , 此后由于材料发生动态回复或再结晶, 呈现不同程度的应变软化现象, 部分消除加工硬化效果, 导致应力-应变曲线下降; 当加工硬化作用与软化作用平衡的时候, 应力-应变曲线趋于水平, 流动应力达到稳态应力 σ_s ; 在较低温度下 (T1), 还出现了二次加工硬化。

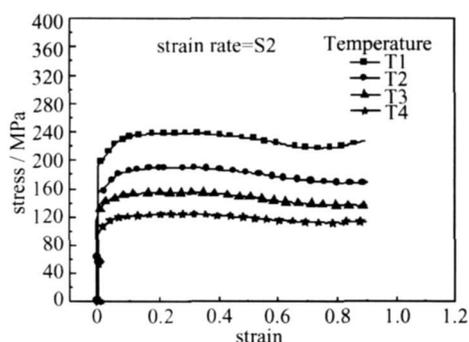


图 1 $\varepsilon \geq S2$ 不同变形温度下的应力应变曲线

Fig. 1 $\varepsilon \geq S2$ Stress-strain curves at different deformation temperature

图 2 为不同变形温度变形后的显微组织。变形温度为 T1 时, 在大晶粒 (被压扁伸长的原始晶粒) 周围出现了很多细小的晶粒, 晶粒的尺寸差距非常大, 细小晶粒的尺寸为 $1 \sim 8\mu\text{m}$, 而大晶粒尺寸 (在宽度方向上) 可达 $53 \sim 72\mu\text{m}$ 。在细小晶粒界面张力以及位错密度的作用下, 原来的晶界会发生局部的迁动, 使伸长的大晶粒的晶界变成锯齿状^[7]。在较低的温度下变形, 晶粒尺寸能产生如此大的差异, 很显然是发生了不完全动态再结晶, 那些大晶粒是尚未发生再结晶的变形晶粒, 而细小的等轴晶粒则是在变形过程中形成的动态再结晶晶粒。此外, 变形几乎发生在大晶粒晶界, 大晶粒内部没有多少变形。

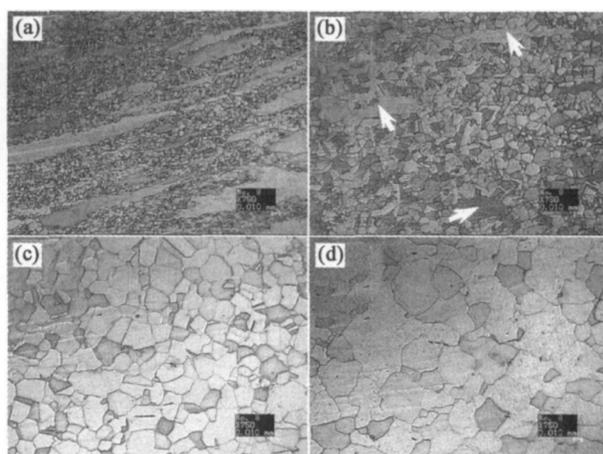


图 2 $\varepsilon \geq S2$ 不同变形温度下的显微组织

Fig. 2 $\varepsilon \geq S2$ micrograph at different deformation temperature (a) T1; (b) T2 (c) T3 (d) T4

随着温度进一步提升, 合金在 T2 变形时, 再结晶体积百分比增加, 再结晶晶粒逐渐长大, 晶粒大小逐渐变得均匀, 此时的晶粒尺寸在 $5 \sim 13\mu\text{m}$, 但仍存在少部分未发生再结晶的变形晶粒, 如图 2b 中箭头所指。当合金在 T3 变形, 此时已发生了完全再结晶, 变形晶粒全部由等轴的再结晶晶粒所代替, 晶粒比较均匀, 晶粒尺寸为 $15 \sim 30\mu\text{m}$, 见图 2c。而当温度升至 T4 合金变形时, 再结晶晶粒开始长大, 如图 2d 所示。

2.2 不同应变速率下的真应力-真应变曲线及显微组织

图 3 为在变形温度为 T3 不同应变速率下高硅镍铜合金的流变应力曲线。

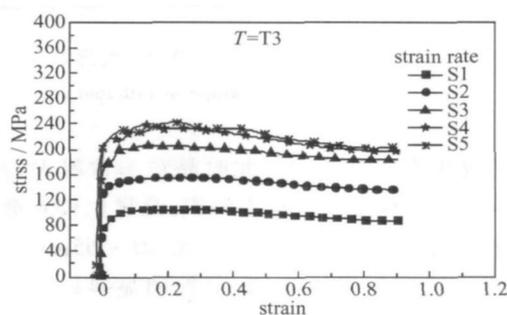


图 3 温度为 T3 不同应变速率下的应力应变曲线

Fig. 3 Stress-strain curves at different strain rate at T3

可以看出, 应变速率对高硅镍铜合金的流变应力有显著影响。随着应变速率增加, 应力峰值不断升高, 在较高的应变速率 (S4 S5) 条件下, 曲线出现了波动, 这是由于加工硬化与软化交互作用引起的。在同一变形温度下, 该合金的真应力随应变速率的增加而增大, 说明该合金是正应变速率敏感材料。

这主要是因为应变速率越大,塑性变形时单位应变的变形时间越短,运动的位错数目增加,同时由于动态回复、动态再结晶等提供的软化过程时间缩短,塑性变形进行得不充分,合金变形的临界切应力提高,从而导致流变应力增大。从图中还可以看出,在小应变范围内,应力随应变增加而急剧升高,然后曲线斜率逐渐减小,而达到一个峰值,这一阶段,加工硬化作用明显,变形开始出现的加工硬化以及之后出现的软化现象,也可以通过以下理论来解释。

对于给定的材料,位错运动速率 v 是应力 σ 的函数^[8]:

$$v = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right) \quad (1)$$

式中 σ —施加应力, n —应力指数, σ_0 —参考应力。

$$\text{应变速率 } \dot{\epsilon} \approx \rho b v \quad (2)$$

式中 ρ —可移动位错密度, b —柏氏矢量,

由式(2)可知,对于恒定的 $\dot{\epsilon}$ 铸态材料中 ρ 较小,则 v 大, σ 也增大,导致位错快速繁殖,位错密度增大;反过来, ρ 增大, v 减小, σ 降低;另一方面, $\dot{\epsilon}$ 升高, v 升高,必然引起 σ 升高,位错一旦繁殖,位错密度 ρ 增大, v 必定减小,则应力降低。 $\dot{\epsilon}$ 越高, σ 降低幅度越大。通过对曲线的分析,合金的应变速率、温度对流变应力有显著影响。

图 4 为变形温度为 T3 应变速率分别为 S1, S2, S3, S4, S5 时试样变形后的显微组织。

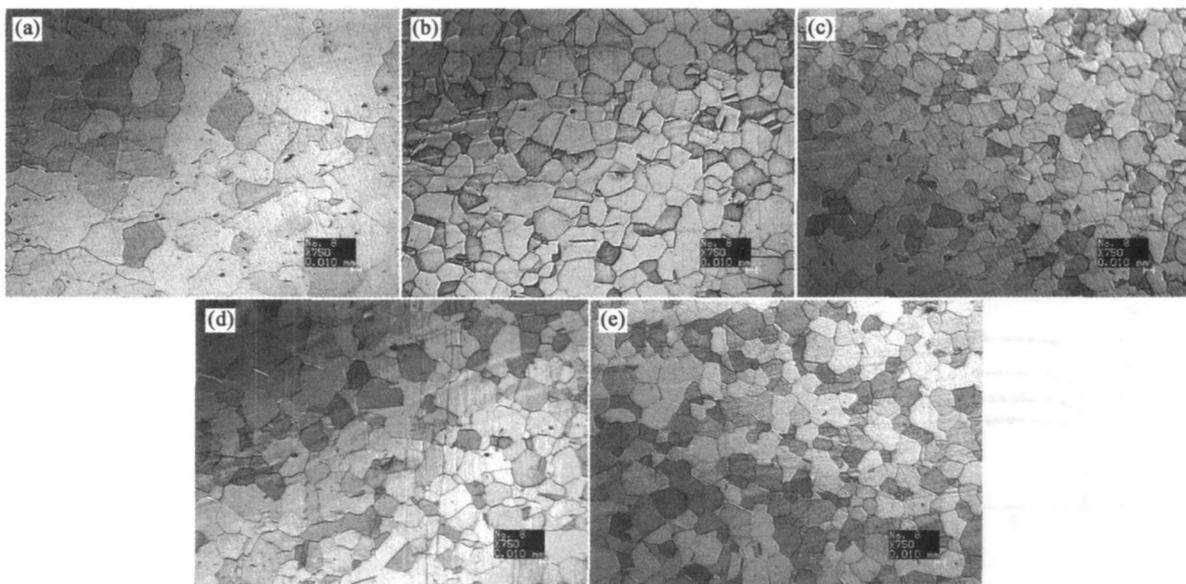


图 4 变形温度为 T3 不同应变速率下的显微组织

Fig. 4 Micrograph at different strain rate at T3 (a) S1; (b) S2 (c) S3 (d) S4 (e) S5

当应变速率为 S1 时,此时晶粒非常粗大,甚至存在一些尚未被打碎的铸态组织,晶界比较圆滑,没有明显的棱角,晶粒尺寸大致在 $30 \sim 65 \mu\text{m}$,见图 4a 随着应变速率增加至 S2,晶粒明显得到了细化,此时的晶粒较为细小的为 $10 \sim 20 \mu\text{m}$,比较大一点的为 $20 \sim 35 \mu\text{m}$ 左右,整体上并不是很均匀,而且有一定数量的形变孪晶出现^[9],见图 4b。

当应变速率为 S3 时,此时有新的再结晶晶粒出现,整体上表现得更不均匀,但晶粒有了进一步的细化,见图 4c 当应变速率达到 S4 时,细小的晶粒已经长大,见图 4d 当应变速率为 S5,90% 的晶粒都在 $17 \sim 20 \mu\text{m}$ 之间,比较均匀,见图 4e 以上结果表明,该合金的晶粒尺寸随着应变速率的增加先减小

后增大。

在热变形过程中,动态再结晶晶粒尺寸是由形核率 N 和长大速度 G 决定的,当应变速率较低时,形核率是影响晶粒尺寸的主要因素,所以随着应变速率的增加,变形不均匀导致形核率增加,晶粒尺寸减小;当应变速率较高时,试样内部变形热效应的迅速增加使得晶粒长大速度 G 成为影响晶粒尺寸的主要因素,所以晶粒尺寸出现了先增大又均匀的现象。因此,从控制晶粒尺寸方面来讲,应该选择合适的应变速率。

2.3 镍铜合金热变形激活能及流变应力方程的确定

一般认为金属的高温变形是一个热激活过程,

在任何应变或稳态下的高温流变应力 σ (由于高温流变应力在实验中难以测定, 一般采用峰值应力, 本文即采用峰值应力。) 强烈地取决于变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 其关系可用双曲正弦函数关系 (即 Arrhenius 方程) 表示如下式^[10]:

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

式 (3) 可以简化成下列两式: 在较低应力范围内 (当 $\alpha\sigma < 0.8$ 时), 式 (3) 可以简化成式 (4); 在较高应力范围内 (当 $\alpha\sigma > 0.8$ 时), 式 (3) 可以简化为式 (5)。

$$A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

$$A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

式中 R 为气体常数, 取值 $8.314\text{J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$; Q 为高温变形表观热激活能, J/mol 它反映了材料热变形的难易程度, 也是材料在热变形过程中的重要力学性能参数; n 为应力指数, 并有 $n = \beta/\alpha$; A, A_1, A_2, n_1, β 为与材料有关的常数。热变形条件通常采用温度补偿的变形速率因子 Zener-Hollomon 参数 Z 来描述:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

图 5 和图 6 为镍铜合金应变速率和峰值应力的关系曲线, 将式 (4) 和式 (5) 两边同时取对数可得 n_1 和 β 。从图中可以看到其峰值应力和应变速率的双对数关系和单对数关系均较好的满足线性关系, 通过线性回归分析, 取低应力下的 $n_1 = 5.9480$ 取高应力下的 $\beta = 0.0254$ 经优化处理得:

$$\alpha = \beta/n_1 = 0.0043 \quad n = \beta/\alpha = 5.9070$$

考虑到本实验中该合金的真应力-真应变曲线的特点和 α 值, 本文选用式 (4) 进行分析。

应变速率 $\dot{\epsilon}$ 一定时, 式 (4) 两边同时取对数, 并对 $1/T$ 求偏导, 得:

$$Q = n_1 R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial (1/T)} \quad (7)$$

$$\text{设 } S = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)}, \text{ 则}$$

$$Q = R n_1 S \quad (8)$$

变形温度 T 一定时, 式 (4) 两边同时取对数, 并对 $\ln \sigma$ 求偏导, 得:

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \quad (9)$$

对不同变形条件下的峰值应力取对数值, 分别绘制出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线和 $\ln \sigma - 1/T$ 曲线, 如图 5 和图 7

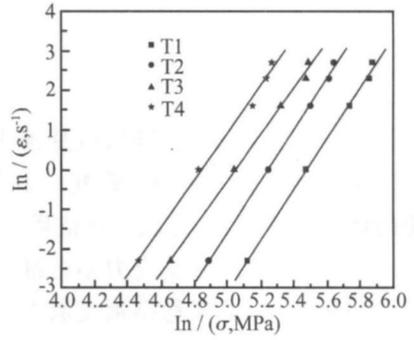


图 5 镍铜合金 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线

Fig. 5 Relation curve of $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ of Ni-Cu alloy

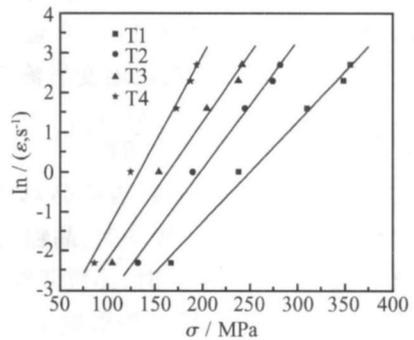


图 6 镍铜合金 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线

Fig. 6 Relation curve of $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ of Ni-Cu alloy

所示。可知两曲线的斜率即为 n_1 和 S 值。

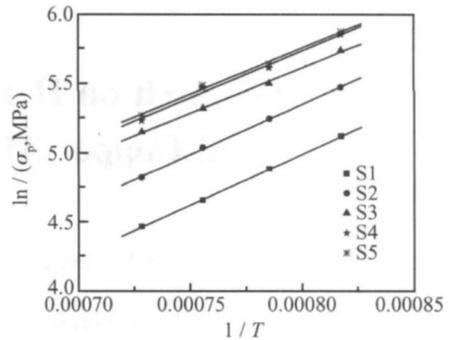


图 7 镍铜合金 $\ln \sigma - 1/T$ 曲线

Fig. 7 Relation curve of $\ln \sigma - 1/T$ of Ni-Cu alloy

从图中可以看到镍铜合金的峰值应力对数值和变形温度的倒数较好的符合线性关系, 通过线性回归分析, 得 $S = 6503.6055$

由式 (6) 得到 $Q = R n_1 S = 351.110\text{kJ}/\text{mol}$ $A_1 = 890.5252$

则镍铜合金在热压缩塑性变形时的流变应力方程为:

$$\dot{\epsilon} = 890.525 \sigma^{5.948} \exp\left(-\frac{351.110}{RT}\right) \quad (10)$$

3 结 论

(1) 该合金在热压缩变形时, 应变速率和变形温度对流变应力有显著的影响。流变应力在开始阶段随应变的增加迅速增大, 出现一峰值后逐渐下降, 当真应变达到一定值后, 流变应力不再随应变量的增大而发生明显变化, 呈现稳态流变特征。当应变速率一定时, 峰值应力随变形温度的升高而减小; 当变形温度一定时, 峰值应力随变形速率的增大而增大;

(2) 该合金热压缩变形的流变应力行为可用 Zener-Hollomon 参数方程来描述, 该合金的热变形激活能 Q 为 351.11 kJ/mol 热压缩变形流变应力方程为: $\dot{\epsilon} = 890.525 \sigma^{5.948} \exp(-\frac{351.11}{RT})$;

(3) 随着变形温度的升高, 再结晶晶粒尺寸逐渐增大。当在 T_3 时, 晶粒比较均匀, 晶粒尺寸在 $15 \sim 30 \mu\text{m}$ 之间; 当温度达到 T_4 时, 晶粒开始长大;

(4) 在热变形过程中, 随着变形速率的增大, 晶粒尺寸发生明显的变化。应变速率较小时, 晶粒的尺寸随应变速率的增大而减小; 当应变速率较大时, 晶粒尺寸先减小后增大。

参考文献:

- [1] Poirier J.P. 晶体的高温塑性变形 [M]. 大连: 大连理工大学出版社, 1989.
- [2] 周永欣, 吕振林, 张敏, 等. 航用蒙乃尔合金摩擦磨损特性的研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2004, 27(5): 24-27.
- [3] 杨晓燕, 张雷. 机载导弹发射装置粘着磨损分析 [J]. 失效分析与预防, 2008, 3(2): 40.
- [4] 谭树松. 有色金属材料学 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1993.
- [5] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第 4 卷 钛合金 铜合金 第 2 版 [M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.
- [6] 牛济泰. 材料和热加工领域的物理模拟技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [7] KOWALSKIA, TYBULCZUK J. Influence of Heat Treatment Parameters on the Structure and Property of Ni-Cu Alloyed ADI [J]. FOUNDRY, 2002, 11(51): 698-700.
- [8] 郭生武, 吴会平, 程羽, 等. 热变形参数对 Co40NiCrMo 合金微观组织的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(3): 433-435.
- [9] Ewa Beltowska-Lehman. Electrodeposition of protective Ni-Cu-Mo coating from complex citrate solutions [J]. Surface Coatings Technology, 2002, 151-152: 440-443.
- [10] 黎文献, 杨军军, 肖于德. Al-Fe-V-Si 合金高温变形热模拟 [J]. 中南工业大学学报, 2002, 31(1): 56-59.

Research on Hot Compression Deformation of Ni-Copper Alloy with high content of Si

YU Yang^{1,2}, ZHOU Cheng², LU Gao-yuan¹, TAO Chun-hu¹, LU De-lin¹

(1. Failure Analysis Center of Aviation Industries of China, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 10095, China; 2. School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 10083, China)

Abstract Hot compression deformation simulation of Ni-Copper alloy was investigated on Gleeble-1500 hot simulation at different deformation temperatures (from T_1 to T_4) and various strain rates (S1, S2, S3, S4 and S5). The microstructure of the Ni-Copper alloy after deformation was also studied. The relationship between flow stress and deformation temperature were analyzed and the deformation activation energy and stress exponent were calculated. The results show that the peak flow stress becomes larger with the strain rate increasing at the same temperature, and gets smaller with the deformation temperature increasing at the same strain rate. The Ni-Copper alloy has dynamic recrystallized crystal in the condition of high temperature deformation.

Key words Ni-Copper alloy; hot compression deformation; flow stress; deformation activation energy