

铸态合金 Ni68Cu28Al 热变形行为及有限元模拟

白青青^{1,2} 刘庭耀^{1,2}

(1 成都先进金属材料产业技术研究院有限公司, 成都 610303; 2 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山 114009)

摘要 利用 Gleeble3500 热模拟试验机, 在变形温度 1 000 ~ 1 150 °C, 应变速率为 0.01 ~ 10 s⁻¹ 时对铸态 Ni68Cu28Al 合金进行热压缩模拟。分析了合金在不同条件下的流变应力曲线; 建立了描述该合金高温压缩变形的本构方程; 将本构方程应用于有限元分析软件 DEFORM 3D 中, 并对合金热压缩过程进行数值模拟, 分析工件内部的应变速率场、应变场和温度场变化。结果表明, 铸态 Ni68Cu28Al 合金变形过程中的硬化效果非常大, 动态回复和动态再结晶引起的软化作用不明显; 变形过程材料未完全再结晶; 合金热压缩过程具有明显的变形不均匀性。综合考虑, 铸态 Ni68Cu28Al 合金最佳加工温度控制在 1 000 ~ 1 100 °C, 应变速率 0.01 s⁻¹ 左右。

关键词 铸态合金 Ni68Cu28Al 热变形 有限元模拟

Hot Deformation Behavior and Finite Element Simulation of As-Cast Alloy Ni68Cu28Al

Bai Qingqing^{1,2} and Liu Tingyao^{1,2}

(1 Chengdu Advanced Metal Materials Industry Technology Research Institute Co Ltd, Chengdu 610303;
2 State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009)

Abstract The hot compression of as-cast alloy Ni68Cu28Al is simulated by Gleeble 3500 thermal simulator at deformation temperature 1 000 ~ 1 150 °C with strain rate of 0.01 ~ 10 s⁻¹. The flow stress curves of alloy at different conditions are analyzed, the constitutive equation describing the high temperature compression deformation of alloy is established, the constitutive equation is applied to the finite element analysis software DEFORM 3D, and the hot compression process of the alloy is numerically simulated to analyze the changes of strain rate field, strain field and temperature field inside the workpiece. The results show that the hardening effect of as-cast Ni68Cu28Al alloy is very strong during deformation, and the softening effect caused by dynamic recovery and dynamic recrystallization is not obvious, the alloy does not recrystallize completely during deformation, the hot compression process of the alloy has obvious non-uniformity of deformation. Comprehensively considering, the best processing temperature of as-cast Ni68Cu28Al alloy is controlled at 1 000 ~ 1 100 °C, and the strain rate is about 0.01 s⁻¹.

Material Index As-cast Alloy Ni68Cu28Al, Thermal Deformation, Finite Element Simulation

合金 Ni68Cu28Al 是一种以金属镍为主, 金属铜为辅, 并添加少量的铁、锰、硅等多种元素组成的一种主要的镍基耐蚀合金^[1]。向镍铜基体中添加 2.3% ~ 3.1% Al 和 0.35% ~ 0.38% Ti, 并经过一定热处理后便可获得以 γ' [化学式为 Ni₃(Al, Ti)] 相为沉淀强化的 Ni68Cu28Al 合金。Ni68Cu28Al 具有优异的机械性能和耐腐蚀性能, 是铜镍合金系列中应用较为广泛的一种^[3]。但由于 Ni68Cu28Al 合金的热加工性能较为特殊, 加工时容易产生裂纹, 加工难度大, 因此国内生产的 Ni68Cu28Al 合金性能与国外同类产品还有一定差距, 不能满足用户要求^[3]。

目前针对 Ni68Cu28Al 合金的热加工性能已有研究^[4-7], 但主要集中在后期热加工方面。本文通过对铸态 Ni68Cu28Al 合金进行热模拟试验, 分析热加工参数(温度、应变速率和变形量)对 Ni68Cu28Al 合金

流变应力的影响规律, 建立 Ni68Cu28Al 合金变形的本构关系, 并利用数值模拟进行验证。为建立合理的、具有实际应用价值的铸态开坯工艺提供依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验采用钢厂生产的 Ni68Cu28Al 电渣锭样。试样所用电极为感应炉冶炼浇注而成, 并采用 Al₂O₃-CaO-CaF₂ 三元渣系进行电渣重熔, 并最终形成直径为 $\Phi 360$ mm 电渣锭。合金的化学成分见表 1。

1.2 试验方法

(1) 热模拟压缩试验

从电渣锭样切取试料并加工成 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的试样, 在 Gleeble-3500 热模拟设备上上进行压缩试验。具体试验工艺及参数如表 2 所示。

(2) 微观组织分析方法

表 1 试验合金 Ni68Cu28Al 的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of experimental alloy Ni68Cu28Al/%

C	Si	Mn	Cu	Ti	S	P	Fe	Al	Ni
≤0.18	≤0.5	≤1.5	27~33	0.35~0.85	≤0.010	≤0.010	≤2.0	2.5~3.15	余

表 2 单道次压缩试验工艺参数

Table 2 Process parameters of single pass compression test

应变速率/ s^{-1}	变形温度(T)/ $^{\circ}C$	变形量/%
0.01, 0.1, 1, 10	1 000, 1 050, 1 100, 1 150	30, 50, 70

热压缩后的金相试样利用线切割沿压缩方向对剖,经机械研磨和抛光后,在硫酸铜-盐酸-酒精溶液(1.5 g $CuSO_4 + 40$ ml $HCl + 20$ ml C_2H_5OH)中浸蚀,时间为 30 s 左右,用光学显微镜观察不同变形条件下试样的显微组织。

2 试验结果与分析

2.1 Ni68Cu28Al 合金流变应力曲线

图 1 为 Ni68Cu28Al 合金在不同温度下以不同应变速率压缩至 70% 时的应力-应变曲线。从图 1 中可知,在 Ni68Cu28Al 合金变形过程中,相同的应变速率下,变形抗力随着热变形温度的提高而降低;在相同的变形温度下,随着应变速率的提高,变形抗力明显增大,当应变速率达到 $10 s^{-1}$ 时,由于变形抗力很大,热模拟压缩比较困难,曲线波动很大,特别是在低温高应变速率下,由图 1(d) 可见合金的应力应变曲线剧烈波动。

通常镍基合金在塑性变形过程中,加工硬化与动态软化现象是同时存在的。由图 1 中可知, Ni68Cu28Al 合金变形初期,随着应变的增大,位错密度不断增大,流变应力迅速增大,即发生加工硬化现象;当应变增加到一定程度后,流变应力随着应力增加而有所降低或趋于平缓,表明动态软化能够克服加工硬化产生的影响;随着应变继续增加,流变应

力又呈上升趋势。较一般的钢铁材料或其他金属材料甚至其他镍基合金而言,该合金变形抗力要高许多,分析原因可能是与

钢铁材料或其他金属材料相比,铸态 Ni68Cu28Al 合金由于原始组织为枝晶组织,大量的合金元素固溶强化,因此在变形过程中的硬化效果非常大,以致于动态回复和动态再结晶引起的软化作用不明显。由此推断以铸态枝晶组织作为初始状态对 Ni68Cu28Al 合金热变形过程中的硬化、软化行为有较大影响。

实际生产中,合金在热压缩过程中出现的变形抗力持续增大及不完全再结晶将会对开坯过程造成影响,需要在实际生产工艺中加以考虑。综合考虑,铸态 Ni68Cu28Al 合金最佳加工温度控制在 $1 000 \sim 1 100$ $^{\circ}C$,应变速率 $0.01 s^{-1}$ 左右。

温度及应变速率对峰值应力的影响:峰值应力作为材料在热加工过程中的重要指标,一定程度上决定了热加工过程中力能参数的设置以及材料显微组织的演变^[8]。以材料在应变为 0.2 时对应的应力值为峰值应力,当变形量为 70% 时,温度和应变速率对峰值应力的影响如图 2 所示,从图 2 可以看到,在同一温度下,随着应变速率的增加,峰值应力也随着增加,但当应变速率达到 $1 s^{-1}$ 并继续增长时,峰值应力增加则并不明显,从图 2(a) 中可以看出, $1 s^{-1}$ 和 $10 s^{-1}$ 在温度大于 $1 050$ $^{\circ}C$ 时,曲线几乎是重合的。图中亦可表明,当应变速率一定时,随着温度升高,对应的峰值应力也随之降低,这表明在热变形过程中,升高温度和降低应变速率具有相似的效果。

温度及应变速率对峰值应变的影响:温度和应变速率对峰值应变 ϵ_p 的影响如图 3 所示,从图 3 可以看到,在同一温度下,随着应变速率的增加,合金的峰

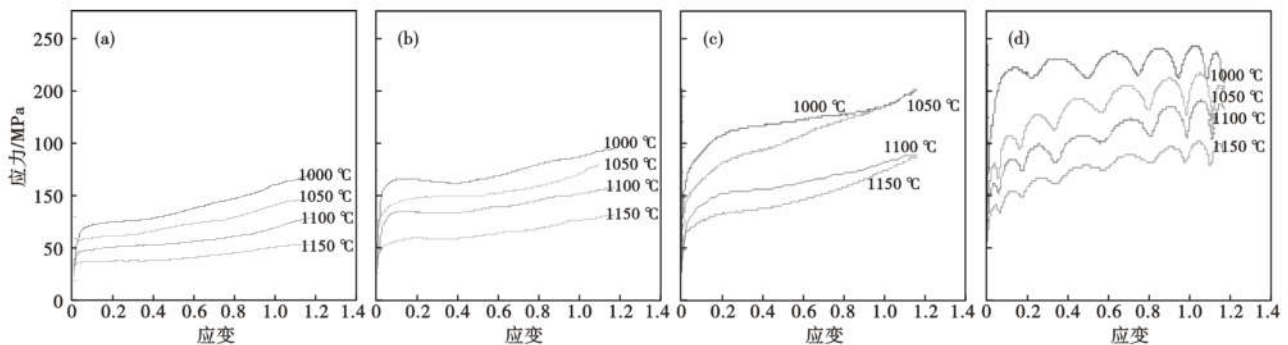


图 1 合金 Ni68Cu28Al 压缩量 70% 应变速率 $0.01 s^{-1}$ (a); $0.1 s^{-1}$ (b); $1 s^{-1}$ (c) 和 $10 s^{-1}$ (d) 时 $1 000 \sim 1 150$ $^{\circ}C$ 的应力-应变曲线
Fig. 1 Strain-stress curves of alloy Ni68Cu28Al with 70% compression and strain rate $0.01 s^{-1}$ (a); $0.1 s^{-1}$ (b); $1 s^{-1}$ (c) and $10 s^{-1}$ (d) temperature at $1 000 \sim 1 150$ $^{\circ}C$

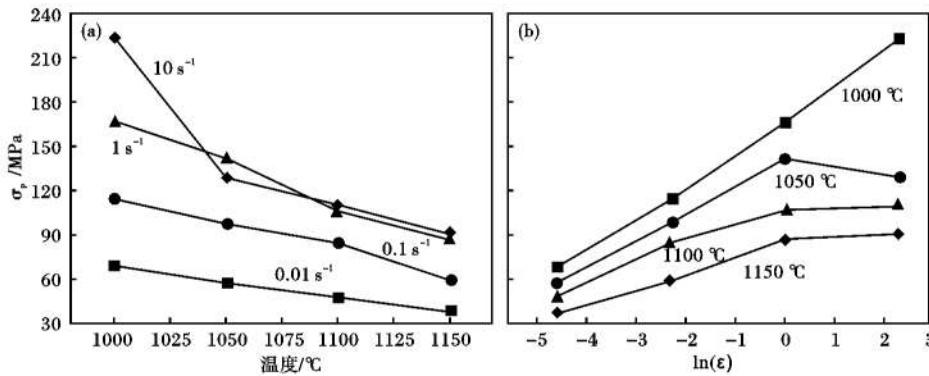


图 2 温度(a)和应变速率(b)对合金 Ni68Cu28Al 峰值应力 σ_p 的影响
Fig. 2 Effect of temperature (a) and strain rate (b) on peak stress σ_p of alloy Ni68Cu28Al

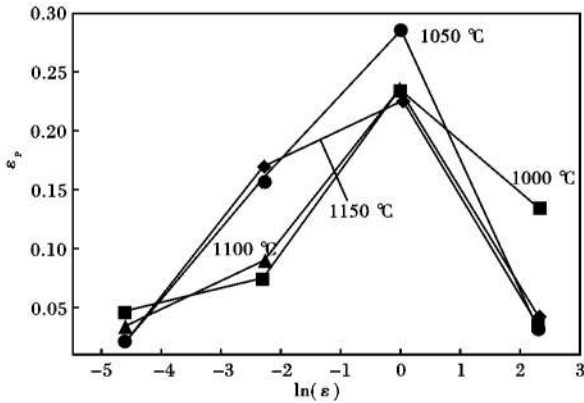


图 3 温度与应变速率对合金 Ni68Cu28Al 峰值应变 ϵ_p 的影响
Fig. 3 Effect of temperature and strain rate on alloy Ni68Cu28Al peak strain ϵ_p

值应变呈现先增加后减小的趋势,并且当应变速率为 1 s^{-1} 时取得最大值。而当应变速率一定时,不同应变速率下,温度对峰值应变的影响规律并不统一。当应变速率为 1 s^{-1} 时,峰值应变随着热变形温度的升高呈现明显的上升趋势,在其他应变速率下,峰值应变随变形温度的变化规律不明显。

2.2 Ni68Cu28Al 合金本构方程的建立

基于以上流变应力曲线,建立材料不同变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和流变应力 σ 构成的函数关系,即材料的本构方程。用于描述合金的热变形行为。通常,合金的本构关系由下式表达^[9]:

$$\dot{\epsilon} = AF(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中: Q -变形激活能, J/mol ; R -气体常数, $8.314 \text{ J/(K} \cdot \text{mol)}$; $F(\sigma)$ -应力函数。通过实践表明,在所有应力条件下, $F(\sigma)$ 表达式为:

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

根据文献[8-9]报道,低应变速率和高变形温度对镍基材料在热变形过程中作用相似,所以可通过 Z 参数 (Zener-Hollomon) 来表达热加工参数,其中 Z 为:

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

式中: A -结构因子, s^{-1} ; α -应力水平参数, $\alpha = \beta/n \text{ MPa}$; n -应力指数。

计算求得 $A = 1.3513 \times 10^{16} \text{ s}^{-1}$, $\alpha = 0.003252$, $Q = 412419 \text{ J/mol}$, $n = 5.38456$ 。便可获得 Ni68Cu28Al 合金 Z 参数:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(-\frac{412419}{RT}\right) \quad (4)$$

其中,峰值应力 $\dot{\epsilon}$ 表达式为:

$$\dot{\epsilon} = 1.3513 \times 10^{16} [\sinh(0.004872\sigma)]^{6.2946} \quad (5)$$

2.3 热变形显微组织分析

图 4 为 Ni68Cu28Al 合金在 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 以不同应变速率压缩至 70% 后的显微组织图片。可以看出,所有应变速率下的显微组织大部分保留着原有的铸态组织形貌,呈明显树枝晶,仅试样中心部位枝晶破碎。由区域放大图可以看到,应变速率 0.01 s^{-1} 时试样中心部位出现细小再结晶组织,再结晶程度很小。随应变速率升高,合金的动态再结晶体积分数上升,但都远没有达到再结晶完成。应变速率为 10 s^{-1} 时,虽然变形迅速完成,但由于应变速率快,产生很大变形热,致使合金温度升高较多,再结晶晶粒长大。变形温度越高,热效应表现越明显。

图 5 为 Ni68Cu28Al 合金在不同温度以 1 s^{-1} 的应变速率压缩至 70% 后中心部位的显微组织图片。 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时变形组织中可见明显的再结晶晶粒,随着变形温度的升高,动态再结晶体积分数和动态再结晶晶粒尺寸均呈现增加趋势。这是因为随着变形温度的提高,原子扩散、晶界迁移能力增强,动态再结晶晶核和长大速率增加。

3 Ni68Cu28Al 合金热压缩试验的 DEFORM 模拟

将以上拟合的 Ni68Cu28Al 合金热压缩过程的

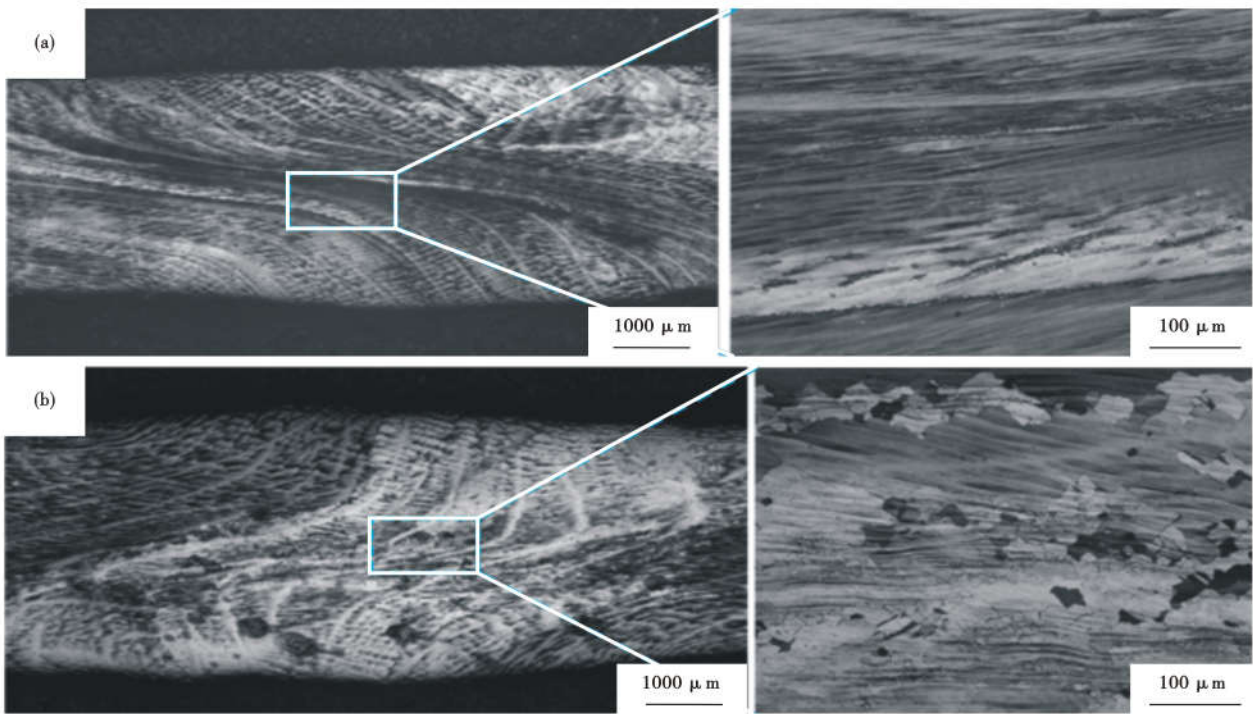


图4 1100 °C应变速率(a)0.01 s⁻¹和(b)10 s⁻¹压缩70%合金 Ni68Cu28Al 微观组织

Fig.4 Microstructure of alloy Ni68Cu28Al with compression 70% ,and strain rate 0.01 s⁻¹(a) and 10 s⁻¹(b) at temperature 1100 °C

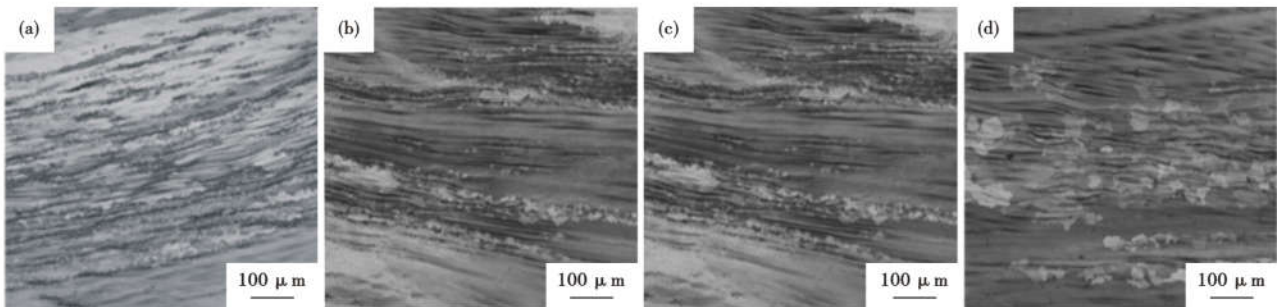


图5 (a)1000 °C;(b)1050 °C;(c)1100 °C;(d)1150 °C 1 s⁻¹速率压缩70%的合金 Ni68Cu28Al 微观组织

Fig.5 Microstructure of alloy Ni68Cu28Al with compression 70% and strain rate 1 s⁻¹ at temperature (a)1000 °C;(b)1050 °C;(c)1100 °C;(d)1150 °C

本构方程导入有限元模拟软件 DEFORM 3D, 建立 Ni68Cu28Al 合金的材料库, 模拟 Ni68Cu28Al 合金的热压缩过程, 分析研究试样在温度 1000 ~ 1150 °C、应变速率 0.01 ~ 1 s⁻¹、压缩变形量 30% ~ 70% 时的应变、应变速率、温度和应力等分布及变化情况。模拟试样尺寸与试验相同(Φ8 mm × 12 mm), 选取圆柱体试样的 1/4 进行模拟运算。

由于在 Gleeble-3500 热模拟试验机上利用压头对试样进行电加热, 压头与试样没有热交换。因此, 设定试样与模具的换热系数为 0。试验在真空气氛中进行, 试样与空气不发生热交换, 试样与环境换热系数也为 0。

图6 是在 1150 °C 以应变速率 10 s⁻¹ 压缩到

70% 后的等效应变分布图, 从图6 中可以看出, 试样内部变形呈现不均匀性。其中试样中心区域应变值相对较大(例如 P1 点, 应变值为 1.78); 试样端部与压头接触部位的应变最小, 如 P2 点, 应变仅 0.352, 这是由于上下表面与模具之间加入润滑剂的缘故, 导致摩擦力很小, 因而变形量很小^[10-11]; 试样外侧如 P3 点, 应变为 0.788。外侧到中心处应变越来越大, 应变沿中轴线呈左右对称分布。

由图中对三个典型位置的追踪曲线也可以看出压缩过程中试样的变形并不均匀。在压缩初期, 中心和外侧应变增长速率接近, 端面处应变增长较慢, 但总体的应变值增加都比较缓慢。随着时间的延长, 中心 P1 处增长速率加快且应变值最大, 网格出

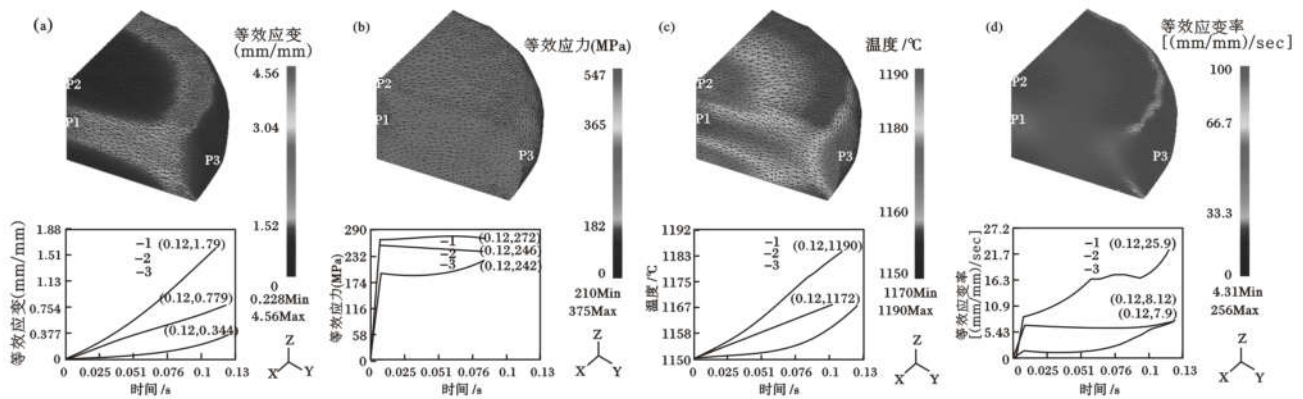


图6 1 150 °C 应变速率 10 s⁻¹ 压缩 70% 合金 Ni68Cu28Al 的等效应变分布图

Fig. 6 Distribution map of equivalent strain in alloy Ni68Cu28Al with compression 70% and strain rate of 10 s⁻¹ at temperature 1 150 °C

现严重畸变,外侧 P3 处较 P1 处增长速率慢,呈线性增长。P2 点处未发生明显变形,仅在压缩后期,应变值稍有增加。

结合显微组织分析,压缩变形时仅中心部位出现部分再结晶,而 P2、P3 处还是铸态枝晶组织,说明 P2、P3 处由于应变较小,产生的位错密度较小而难以发生动态再结晶,尚处于应力应变曲线中的加工硬化阶段。

压缩试样变形的不均匀性导致了试样内应变的不均匀分布,同时对试样内的应变速率、应力及温度场分布也产生了不同程度的影响,其结果如图 5 (b)、(c)、(d) 所示。同样选取三个典型区域进行分析,应变速率、应力及温度场分布的不均匀特征与应变分布相似,均表现为 P1 处的对应值最大,而 P2 处的值最小。其中 P1 处由于变形量大,变形热导致的温度效应明显,这也是在较快的应变速率下再结晶晶粒长大的原因。为了合理控制变形后的再结晶晶粒尺寸,可适当降低形变温度和应变速率。

4 结论

(1) 铸态 Ni68Cu28Al 合金热变形过程中,升高

温度和降低应变速率具有相似的效果。温度越高或应变速率越低时,流变应力越小,而在相同的应变速率下,流变应力也随着变形温度的升高而明显减小。铸态枝晶组织热压缩时硬化效果非常大,动态回复和动态再结晶引起的软化作用不明显。热变形过程材料未完全再结晶。综合考虑,铸态 Ni68Cu28Al 合金最佳加工温度控制在 1 000 ~ 1 100 °C,应变速率 0.01 s⁻¹ 左右。

(2) 铸态 Ni68Cu28Al 合金塑性变形过程中的流变应力、应变速率和变形温度之间的关系可用双曲正弦函数 $\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT)$ 表示,其中 $A = 1.3513 \times 10^{16} \text{ s}^{-1}$, $\alpha = 0.003252$, $Q = 412419 \text{ J/mol}$, $n = 5.38456$ 。

(3) 铸态 Ni68Cu28Al 合金的本构方程可应用于 DEFORM 3D 有限元模拟,模拟结果表明: Ni68Cu28Al 合金热压缩过程具有明显的变形不均匀性,中心部位变形量大,温度效应明显。

参考文献

- [1] 白伟男. 蒙乃尔 K500 合金时效处理过程的建模与优化[D]. 沈阳: 东北大学, 2015.
- [2] 张红斌, 李丽霜. Monelk-500 镍铜耐蚀合金的工程性能[J]. 特钢技术, 1996, 6(3): 31-35.
- [3] 程陆凡. 海水冷却泵用 Monelk500 合金大型泵轴成形工艺研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2012.
- [4] MonelK-500 合金的高温变形行为研究[J]. 宝钢技术, 2011(1): 69-72.
- [5] MonelK-500 合金的热变形行为及热加工图[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(7): 172-176.
- [6] 陈文章. Monel k-500 合金热加工性能的试验研究[D]. 太原: 太原科技大学, 2011.
- [7] 朱玉亮, 王哲, 郑文杰, 等. Monel k-500 合金高温流变特性及其本构方程[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(11): 933-938.
- [8] 刘海定. 铸态铁镍基耐蚀合金热压缩模拟研究[J]. 锻压技术, 2016, 41(6): 138-141.
- [9] 董建新. 镍基合金管材挤压及组织控制[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2014.
- [10] 丁汉林. ZX115 镁合金热压缩过程的本构分析及有限元模拟[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(8): 2075-2082.
- [11] 朱志飞. AF1410 钢热变形行为及显微组织研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2018.

白青青(1986-),女,工程师,2008年昆明理工大学(本科)毕业,不锈钢基础研究。E-mail:89447535@qq.com

收稿日期:2021-03-18