

GH4720Li 合金热变形行为和相变

阚志^{1,2}, 杜林秀¹, 胡军¹

(1. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110004)

(2. 抚顺特殊钢股份有限公司, 辽宁 抚顺 113001)

摘要: 对 GH4720Li 合金在 1080~1180 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下的单道次压缩变形行为进行了研究。利用压缩实验的应力-应变关系曲线, 计算了变形条件下的热变形激活能, 建立了相应的本构方程和热加工图。结果表明: 动态再结晶是 GH4720Li 合金的主要软化机制; 合金在 1120~1180 °C、应变速率在 0.1~1 s⁻¹、真应变 0.7 时实现完全动态再结晶, 最佳变形温度为 1120~1140 °C; γ' 相的析出行为引起峰值应力和热变形激活能显著变化; 热变形激活能在 1160 °C, 达到最小值 602 kJ/mol; 应变速率达到 1 s⁻¹ 以上, 合金出现失稳现象。

关键词: GH4720Li 合金; 热变形; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG146.1*5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)02-0363-06

GH4720Li 合金是一种镍基时效强化型高温合金, 其 γ' 相含量在 40% 左右^[1,2], 并且合金中加入大量的 W、Co 和 Mo 等固溶强化元素, 因此合金具有优良的高温性能; 主要用于制造使用温度在 650~750 °C 的高性能压气机盘和涡轮盘。正是由于高的 γ' 相含量和大量固溶元素的加入使得合金的热加工塑性下降, 热加工窗口急剧变窄, 因此该合金的热加工极为困难。该合金出现较晚, 国内外的研究者对该合金的热变形行的研究相对偏少, 而且所得结论存在一定的差异, 计算所得的热加工激活能值比较分散, 在 500~1600 kJ/mol 范围内波动^[3,4], 这主要是合金的原始组织和实验条件引起; 但也说明该合金热加工过程影响因素的复杂性。为得到细小均匀的组织 and 性能稳定的材料, 该合金需要在两相区进行加工; 这使得该合金的热加工工艺与以往镍基高温合金存在着较大的差别。鉴于 GH4720Li 合金复杂性和独特性, 对该合金的热加工行为进行深入系统的研究是必要的。本研究对 GH4720Li 合金在 1080~1180 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下进行单道次压缩变形实验, 希望利用得到的应力-应变曲线, 计算其热加工激活能, 建立相应的本构方程和热加工图; 并通过对比分析热压缩试样的金相组织与热加工图, 验证热加工图的合理性; 以期确定合理的热加工工艺, 为其热加工过程提供参考和指导。

1 实验

本研究合金材料取自锻造 GH4720Li 合金 $\Phi 130$

mm 棒坯半径 1/2 位置, 经过 1160 °C, 30 min 固溶处理, 机械加工成 $\Phi 10$ mm \times 15 mm 的试样, 试样原始组织见图 1。合金的冶炼工艺为真空感应熔炼+真空电弧重熔, 合金化学成分 (质量分数, %): C 0.016, Cr 15.86, W 1.28, Mo 3.06, Al 2.35, Ti 5.15, Co 14.85, 其余为 Ni。热压缩实验在 MMS-200 热力模拟试验机上进行。为模拟实际锻造过程, 试样以 20 °C/s 的速度升温到 1160 °C, 保温 300 s, 再以 10 °C/s 的速度降温或升温到实验温度, 并在实验温度下保温 30 s 后进行压缩实验, 试样完成压缩后立即进行水冷, 保持压缩后的组织状态。单道次压缩实验的温度和应变速率分别为 1080, 1100, 1120, 1140, 1160, 1180 °C; 0.01, 0.1, 1, 10 s⁻¹, 压缩真应变为 0.7 (变形量约为 50%)。

压缩试样沿平行于压缩轴向并通过试样几何中心的平面切开, 将剖面磨光, 经化学腐蚀和电解腐蚀后, 在光学显微镜和扫描电镜上观察显微组织。

2 结果和讨论

2.1 应力-应变关系曲线

GH4720Li 合金的热压缩应力-应变曲线与其它镍基高温合金的^[5-7]有很多相似, 但也有其独有的特征。由图 2 可知, GH4720Li 合金在热压缩过程中首先产生加工硬化, 应力达到峰值后, 开始降低, 随着应变量的增大而趋于平衡; 这与其它具有动态再结晶软化机制的镍基高温合金的应力-应变曲线是一致的。同时, 屈服突降现象在 GH4720Li 合金的热压缩

收稿日期: 2015-01-11

作者简介: 阚志, 男, 1977 年生, 博士生, 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110004, 电话: 024-56678195, E-mail: kanzhi_77@163.com

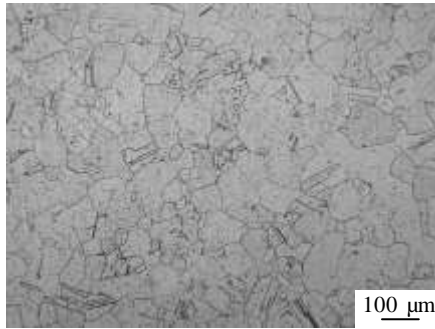


图 1 试样原始组织照片

Fig.1 Initial microstructure of the billet material

应力-应变曲线中也被观察到, 这种现象在 IN718 和 Waspaloy 合金的实验中也观察到^[8]。Guimaraes 和 Jonas^[8]观察到固溶处理温度越低, 形成短程有序相的区域越多, 屈服突降现象越显著。因此他们认为在 γ' 相溶解温度以上固溶处理后的 Waspaloy 合金测试中观察到的屈服突降现象是由短程有序相对位错的锁定引起的。另外一种解释屈服突降现象的机制是, 细小颗粒对位错的钉扎机制, 细小的颗粒可能是碳化物和 γ' 相等; 对于 GH4720Li 合金而言, γ' 相对位错的钉扎而引起屈服突降现象的可能性更大。

GH4720Li 合金的热压缩峰值应力随着变形温度升高而降低, 随着应变速率升高而升高。合金在 1100 °C 至 1120 °C 之间, 峰值应力显著降低; 而峰值应力在 1140~1180 °C 变化相对较小。

峰值应力的这种变化与合金中 γ' 相的溶解析出行为密切相关。 γ' 相是合金的主要强化相, 其含量增加, 则合金强度升高, 反之亦然。合金中 γ' 相的平衡溶解温度在 1160 °C 左右, 经过前期的固溶处理和加热保温, γ' 相大量溶入基体; 当温度低于 1160 °C 时, 合金中 γ' 相析出。 γ' 相在 1100 °C 发生了迅速、大量的析出, 并随基体一同变形, 压缩变形后 γ' 相的形貌见图 3, 进而引起峰值应力的显著变化。

2.2 微观组织

通常认为具有较低层错能 (SFE) 的材料易发生动态再结晶 (DRX), 如镍、铜等^[9,10]。镍基高温合金具有较低的层错能, 动态再结晶是其高温变形过程的主要软化机制。GH4720Li 合金作为一种镍基时效强化型合金, 由于加入大量合金元素和 γ' 相的大量存在, 使层错能进一步降低, 合金强度提高, 动态再结晶温度升高。

GH4720Li 合金的微观组织表现出显著的动态再结晶特征, 见图 4。应变速率不变, 随着变形温度升高动态再结晶程度提高, 动态再结晶晶粒尺寸增大;

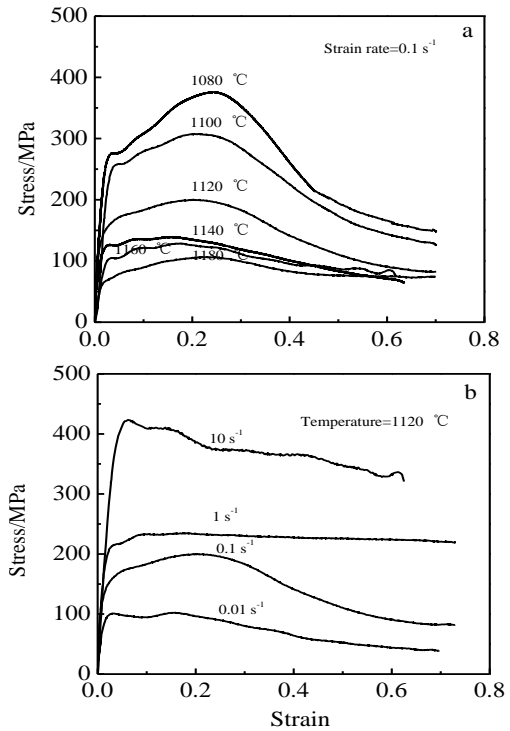


图 2 应力-应变关系曲线

Fig.2 Flow curves for GH720Li: (a) strain rate of 0.1 s⁻¹ with different temperatures and (b) 1120 °C with different strain rates

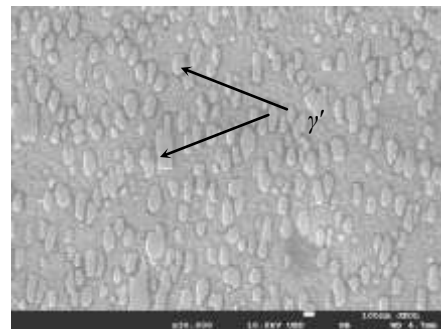


图 3 GH4720Li 合金压缩变形后 γ' 相形貌

Fig.3 γ' phase of GH4720Li alloy after compression (T=1100 °C, strain rate=1 s⁻¹)

温度不变, 随着应变速率提高, 动态再结晶数量减少, 晶粒细化。变形温度为 1120 °C、应变速率为 0.1 s⁻¹ 时, 合金实现完全动态再结晶, 且动态再结晶晶粒尺寸细小均匀; 1160 °C 变形, 动态再结晶晶粒发生长大, 1180 °C 变形时, 动态再结晶晶粒发生显著长大; 动态再结晶晶粒尺寸对温度敏感。

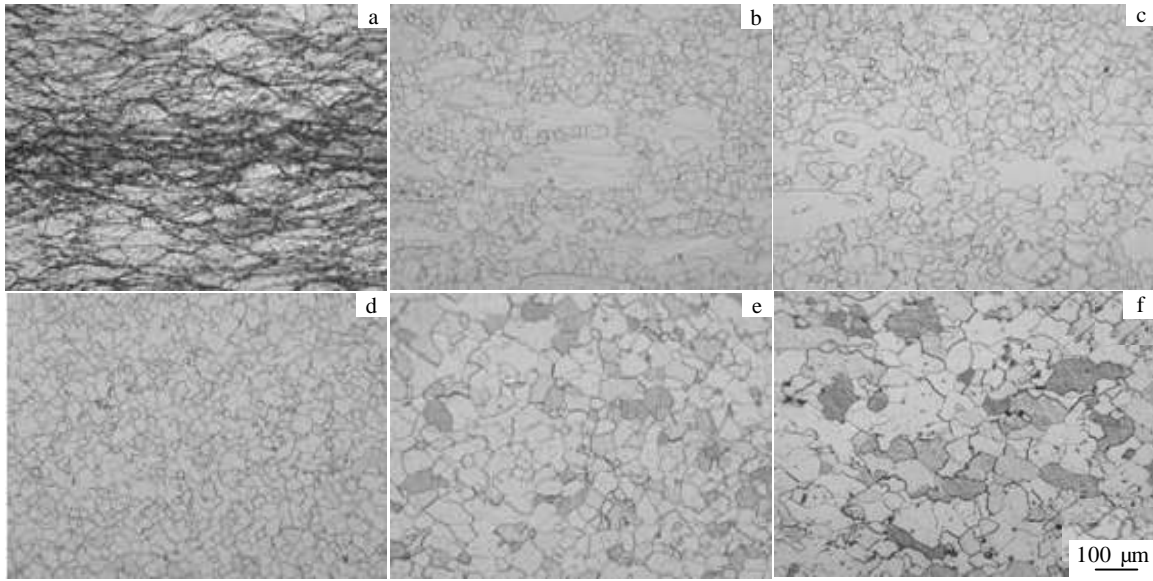


图 4 温度和应变速率对 GH4720Li 合金微观组织演变的影响

Fig.4 Effect of temperature and strain rate on microstructure evolution of GH4720Li ($\varepsilon=0.7$): (a) 1080 °C, 1 s⁻¹; (b) 1140 °C, 10 s⁻¹; (c) 1100 °C, 0.1 s⁻¹; (d) 1120 °C, 0.1 s⁻¹; (e) 1180 °C, 0.1 s⁻¹; (f) 1180 °C, 0.01 s⁻¹

按照 Ravichandran 和 Prasad 的观点^[11], 低层错能的金属形核率低, 并且动态再结晶是由形核率控制; 所以当应变速率较低时, 动态再结晶晶核少, 且变形时间长、温度高, 动态再结晶晶粒长大, 动态再结晶组织粗大; 随着应变速率的提高, 动态再结晶晶核增多, 且变形时间短, 动态再结晶晶粒来不及长大, 动态再结晶组织细小; 但是应变速率达到 10 s⁻¹ 时, 由于变形时间过短, 动态再结晶不能充分进行。所以只有在适当的变形温度和应变速率下, 才能得到均匀细小的动态再结晶组织。依据实验结果, GH4720Li 合金在 1120~1160 °C、应变速率 0.1~1 s⁻¹ 变形, 合金得到的完全动态再结晶的晶粒较为细小, 以 1120~1140 °C 下的动态再结晶组织最佳。

2.3 变形激活能和本构方程

从变形过程的真应力-应变曲线可以看出, 高温变形过程的流变应力与变形温度、应变速率的关系密切。热变形过程是一个热激活过程, Arrhenius 双曲正弦型本构方程被广泛地应用于研究高温变形过程的流变应力与变形温度、应变速率的关系^[3,10]; 其在较宽的变形速率和应力范围内都与实验结果吻合较好^[12], 见式 (1)。

$$\dot{\varepsilon} = A_c [\sinh(\alpha_c \sigma_p)]^{n_c} \exp[-Q_d/(RT)] \quad (1)$$

式中: Q_d 为动态再结晶激活能(J/mol), R 为气体常数 (8.314 J/mol/K), T 为变形温度 (K), α_c 和 A_c 为与温度无关的常数, σ_p 为变形峰值应力, n_c 为与应变速率敏感性指数有关的参数。

式(1)两端同时取自然对数得式(2):

$$\ln \sinh(\alpha_c \sigma_p) = -\frac{1}{n_c} \ln A_c + \frac{1}{n_c} \ln \dot{\varepsilon} + \frac{1}{n_c} [Q_d/(RT)] \quad (2)$$

当应变速率一定时, 式(2)两端对 $1/T$ 求偏导数, 得:

$$Q_d = R n_c [\partial \{\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]\} / \partial (1/T)]_{\dot{\varepsilon}} \quad (3)$$

令 $l_c = \partial \{\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]\} / \partial (1/T)$, 当温度一定时, 式 (2) 两端对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 求偏导数, 得:

$$n_c = \partial \ln \dot{\varepsilon} / \partial \{\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]\}_{T} \quad (4)$$

由式 3 和 4 得:

$$Q_d = R n_c [\partial \{\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]\} / \partial (1/T)]_{\dot{\varepsilon}} \cdot \partial \ln \dot{\varepsilon} / \partial \{\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]\}_{T} \quad (5)$$

式(2)中含有 α_c 、 A_c 、 n_c 和 Q_d 4 个未知数, 无法进行求解, 所以对方程做如下处理来进行求解。首先对 α_c 取 0.0001, 0.001, 0.005, 0.01, 0.015, 0.02, 0.025 和 0.03 等 8 个定值, 利用式 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 和 $1/T$ 之间, 以及 $\ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 之间的线性关系, 应用最小二乘法求得斜率, 再计算 n_c 、 l_c 和式(2)中截距三者误差的平方和, 将其作为 α_c 的函数见式(6), 以其取得最小值为优化目标确定 α_c 值。应用式(3)和(4)计算 Q_d 和 n_c , 取其平均值代入式(2)求得 A_c 。

$$y_c = 1.06E^8 - 2.08E^{10} \alpha_c - 7.88E^{12} \alpha_c^2 + 2.36E^{15} \alpha_c^3 - 1.52E^{17} \alpha_c^4 + 4.37E^{18} \alpha_c^5 - 4.68E^{19} \alpha_c^6 \quad (6)$$

计算得: GH4720Li 合金在单道次压缩实验中, 当 α_c 取 0.00426 时, y_c 取得最小值, 此时, Q_d 值为 1240.7 kJ/mol, A_c 值为 $4.105 E^{43}$, n_c 值为 4.342。此时 $1/T$

和 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 之间, 以及 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 之间的线性关系见图 5 和 6。

计算所得的 Q_d 值与文献[3]中 1100~1150 °C 的热变形平均激活能值 1230 kJ/mol 十分接近。由此, GH4720Li 合金的热变形本构方程可以表示为式(7):

$$\dot{\epsilon} = 4.105E^{43} [\sinh(0.00426\sigma_p)]^{4.342} \exp[-1240700/(RT)] \quad (7)$$

GH4720Li 合金的热变形平均激活能的数值均远高于有报道的高温合金热变形激活能值, 如 GH4169 (Inconel718) 合金^[13,14] 的热变形激活能 (400±15) kJ/mol。这表明 GH4720Li 合金具有很高的变形抗力, 塑性变形较之常见的高温合金困难。

采用式(5)计算 GH4720Li 合金的热变形激活能的结果显示: 合金的热变形激活能表现出随着温度升高, 先下降再升高; 随着应变速率的升高, 亦先下降再升高的趋势。合金在 1160 °C、应变速率为 0.1 s⁻¹ 时, 其热变形激活能达到最小值 602 kJ/mol, 激活能变化趋势如图 7。

产生上述现象的原因是, 当应变速率一定时, 随着温度升高, γ' 相的析出量逐渐减少, 塑性变形容易

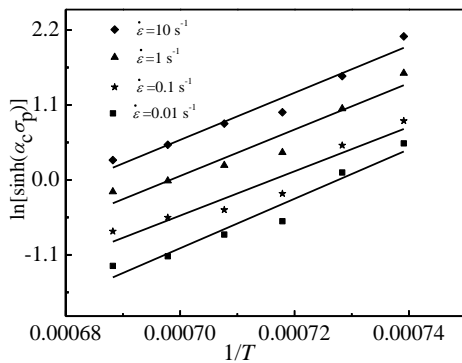


图 5 GH4720Li 合金 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 与 $1/T$ 关系

Fig.5 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ and $1/T$ for GH4720Li

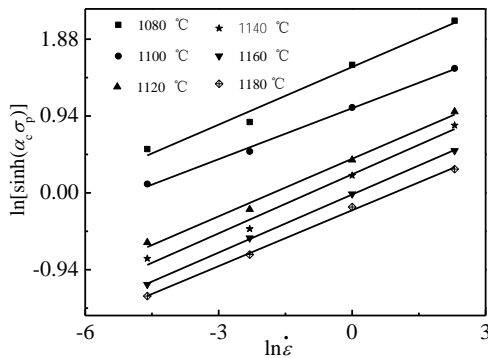


图 6 GH4720Li 合金 $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 关系

Fig.6 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha_c \sigma_p)]$ and $\ln \dot{\epsilon}$ for GH4720Li

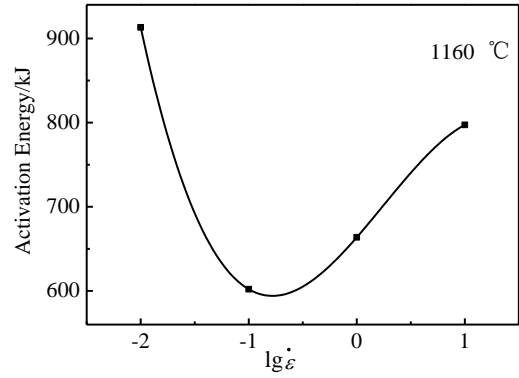


图 7 GH4720Li 合金热变形激活能与应变速率关系的拟合曲线

Fig.7 Relationship between activation and strain rate at 1160 °C for GH4720Li

进行, 动态再结晶进行充分, 激活能下降, 合金在 1160 °C (γ' 相的溶解温度)^[4,10] 时, 转变为单一奥氏体组织, 塑性最佳; 当温度超过 1160 °C 时, 由实验可知, 合金塑性降低, 晶界发生弱化, 变形均匀性下降, 变形激活能升高。而当温度一定时, 随着应变速率升高, 合金的动态再结晶完成程度先增大再减少, 热加工过程的软化程度随之变化, 热变形激活能亦随着变化。

2.4 热加工图

Prasad 和 Gegel 等人根据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论建立的动态材料模型将大塑性变形和组织结构耗散联系在一起。基于动态材料模型建立的金属热加工图能够对金属材料的可加工性、组织演变规律做出预测^[15,16]; 为制定材料的高温变形工艺、防止产生缺陷以及得到理想的组织性能提供指导。

动态材料模型把材料的加工过程看作是一个能量耗散系统, 能量的消耗取决于材料的加工流变行为。该模型认为^[17], 变形体(热加工工件)作为一个功率耗散体, 在塑性变形过程中, 将外界输入变形体的功率消耗在以下两方面: (1) 塑性变形引起的粘塑性热, 即耗散量, 用 G 表示; (2) 变形过程中组织变化而耗散的功率, 即耗散协量, 用 J 表示, 如式(8)所示。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (8)$$

对 GH4720Li 合金热压缩实验的 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p$ 进行一元线性回归, 其相关性达到 98% 以上。即, GH4720Li 合金的加工流变行为服从幂律方程, 满足动态材料模型要求, 其本构关系可以表示为式(9)。

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (9)$$

式中, K 表示应变速率为 1 s⁻¹ 时的流变应力; m 是应变

速率敏感因子。

在一定温度和应变下, 当 m 值近似为常数, 此时, 耗散协量 J 可以表示为式(10)。

$$J = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (10)$$

当 $m=1$ 时, 材料处于理想线性耗散状态, 耗散协量 J 达到最大值 $\frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon}$, 即式(11)。

$$J_{\text{Max}} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon} \quad (11)$$

由式(10)和(11)可得一个无量纲的参数 η , 称为耗散效率因子, 其值为式(12)。

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (12)$$

基于动态材料模型的Prasad准则、Gegel准则及Murty准则被用来作为材料在加工过程发生流变失稳的判据。其中Prasad准则, 已在Zr合金^[18]、Cu-Zn合金^[19]、AISI304不锈钢^[20, 21]、Al合金^[22]、Ti合金^[23]、高温合金^[24]等材料中得到了广泛的应用和验证。本研究采用Prasad准则作为流变失稳的判据。其数学表达式为式(13)。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \partial \ln \left(\frac{2m}{m+1} \right) / \partial \ln \dot{\epsilon} + m < 0 \quad (13)$$

将同一应变下的功率耗散因子 η 等值线和流变失稳图放在一起, 即为热加工图。由式(12)和(13)可知, 建立热加工图的关键是计算应变速率敏感因子 m 。为满足计算需要流变应力模型对应变速率三阶可导, 所以采用3次样条函数拟合 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 的函数关系见式(14)。

$$\ln \sigma = b_0 + b_1 \ln \dot{\epsilon} + b_2 (\ln \dot{\epsilon})^2 + b_3 (\ln \dot{\epsilon})^3 \quad (14)$$

利用热压缩变形过程中的应力应变关系, 将峰值应力和应变速率的相关数据带入式(12)、(13)和(14), 并将计算结果绘成图8, 即为GH4720Li合金的当应变量为0.7时的热加工图。通常在低温高应变速率下, 在合金的硬质点处容易形成空洞; 在非常高的应变速率下, 会形成绝热剪切带, 对于热加工而言, 上述情形均是有害的; 而动态回复、动态再结晶或蠕变的发生对于热加工过程是“安全”的、有益的。热加工图的不同区域表示不同的微观组织演变形式。

由图8可知, η 在变形温度为1120~1180 °C、应变速率为0.1~1 s⁻¹时达到0.32以上, 表明合金在该变形条件下动态再结晶进行的比较完全, 这与合金的微观组织一致; 变形温度在1140 °C、应变速率为0.1~1 s⁻¹时, η 达到最大值。图8上部的阴影区为热变形的失稳区,

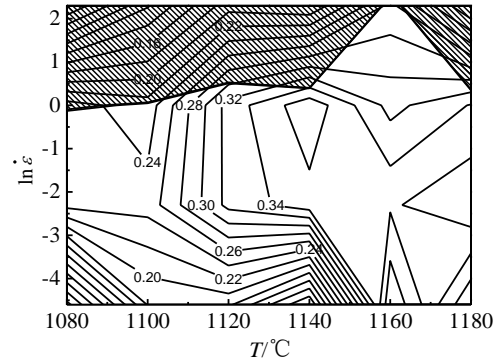


图8 GH4720Li 合金热加工图

Fig.8 Processing map of GH4720Li at strain 0.7

失稳区集中在高应变速率区; 在1160 °C以下, 随着变形温度降低失稳区向低应变速率延伸; 合金在1160 °C左右表现出了良好的塑性, 未发生失稳现象; 合金在1160 °C以上的高温、高应变速率区也发生失稳现象, 并且也存在随着高变形温度向低应变速率延伸的趋势。

合金显微组织表明: GH4720Li合金在1160 °C变形时, 实验应变速率下均无裂纹产生; 当变形温度低于或高于1160 °C时, 并且应变速率为10 s⁻¹时, 均有裂纹出现; 这与热加工图的预测相一致。低温变形的裂纹多为穿晶型裂纹, 高温变形为沿晶型裂纹。穿晶型裂纹产生的原因是, 应变速率大, 变形过程中产生大量变形热, 且来不及耗散, 在晶粒内部形成绝热剪切带, 大量绝热剪切的叠加最终形成晶粒内部绝热剪切裂纹^[25]。沿晶型裂纹产生是由于, 在较高的温度和应变速率下, 晶界处铁和碳化物等的存在导致晶界脆化^[26], 晶界强度下降, 易形成沿晶型裂纹。

3 结论

1) GH4720Li 合金在热变形温度低于 1160 °C时, γ' 相的析出行为引起峰值应力和热变形激活能显著变化。

2) GH4720Li 合金的热变形激活能平均值为 1240.7 kJ/mol; 热变形激活能随着温度升高, 先下降再升高; 随着应变速率的升高, 亦先下降再升高; 合金在 1160 °C、应变速率为 0.1 s⁻¹时, 其热变形激活能达到最小值 602 kJ/mol。

3) GH4720Li 合金在 1120~1180 °C、应变速率 0.1~1 s⁻¹条件下, 实现完全动态再结晶; 结合微观组织、激活能和热加工图, 确认最佳变形温度为 1120~1140 °C; 应变速率达到 1 s⁻¹以上, 合金出现热变形失稳现象。

参考文献 References

- [1] Du Jinghui(杜金辉), Qu Jinglong(曲敬龙), Deng Qun(邓群) *et al. Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2005, 17(3): 60
- [2] Bi Zhongnan, Qu Jinglong, Du Jinhui *et al. Procedia Engineering*[J], 2012, 27: 923
- [3] Monajati H, Taheri A K, Jahazi M *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2005, 36(4): 895
- [4] Bi Zhongnan, Zhang Maicang, Dong Jianxin *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2010, 527A(16-17): 4373
- [5] Yuan H, Iiu W C. *Materials Science and Engineering*[J], 2005, 408A(1-2): 281
- [6] Medeiros S C, Prasad Y V T K, Frazier W G. *Materials Science and Engineering*[J], 2000, 293A(1-2): 198
- [7] Bruni C, Forcellese A, Gabrielli F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2002, 125-126: 242
- [8] Guimaraes A A, Jonas J J. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 1981, 12A(9) : 1655
- [9] Oh S I, Semiatin S L, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 22(3): 963
- [10] Qu Jinglong, Bi Zhongnan. *Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2011, 18(10): 59
- [11] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Materials Science and Engineering*[J], 1992, A156(2): 195
- [12] Poirier J P. *Plasticite a Haute Temperatures des Solides Cristallins(晶体的高温塑性变形)*[M]. Liaoning: Dalian University of Technology Press, 1989: 42
- [13] Camus G, Pieraggi B, Chevet F. *Formability and Metallurgical Structure*[C]. Warrendale, Pa: TMS, 1987: 324
- [14] Yuan H, Liu W C. *Materials Science and Engineering*[J], 2005, 408A(1-2): 281
- [15] Prasad Y V R K, Gegel H I, Doraivelu S M *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 1984, 15A(10): 1883
- [16] Prasad Y V R K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27: 235
- [17] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [18] Chakravartty J K, Prasad Y V R K, Asundi M K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22A(4): 829
- [19] Padmavardhani D, Prasad Y V R K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22A(12): 2985
- [20] Venugopal S, Mannan S L, Prasad Y V R K. *Materials Letters*[J], 1992, 15(1-2): 79
- [21] Venugopal S, Mannan S L, Prasad Y V R K. *Materials Science and Technology*[J], 1993, 9(11): 1021
- [22] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22A(10): 2339
- [23] Seshacharyulu T, Medeiros Steve C, Frazier William G *et al. Materials Letters*[J], 2001, 47(3): 133
- [24] Srinivasan N, Prasad Y V R K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1994, 25A(10): 2275
- [25] Zhou Ge, Ding Hua. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: 1575
- [26] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(5): 673

Hot Deformation Behavior and Phase Transformation of GH4720Li Alloy

Kan Zhi^{1,2}, Du Linxiu¹, Hu Jun¹

(1. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

(2. Corporation of Fushun Special Steel, Fushun 113001, China)

Abstract: The hot deformation behavior of GH4720Li alloy was investigated at the temperature of 1080~1180 °C and strain rate of 0.01~10 s⁻¹ by the hot compression tests. True stress-true strain curves and deformation microstructures were also researched. The hot deformation activation energy was calculated. In addition, the constitutive equation and processing map for hot working were established. The results show that dynamic recrystallization is the dominant softening mechanism during hot deformation. Fully recrystallized grains are obtained at strain of 0.7, temperature of 1120~1180 °C and strain rate of 0.1~1 s⁻¹. The optimum hot deformation temperature is 1120~1140 °C. The behavior of γ' phase precipitation leads to the prominent change of the peak value of stress and the hot deformation activation energy. Besides, the minimum hot deformation activation energy is 602 kJ/mol at 1160 °C. When the strain rate is greater than 1 s⁻¹, flow instability will occur in the alloy.

Key words: GH4720Li; hot deformation; constitutive equation; processing map

Corresponding author: Kan Zhi, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004, P. R. China, Tel: 0086-24-56678195, E-mail: kanzhi_77@163.com