

U720Li 镍基高温合金 不同失稳判据的热加工图

周 舸¹, 韩寅奔¹, 曲敬龙², 丁桦¹
(1. 东北大学 材料与冶金学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘 要: 在 Gleeble- 1500D 热模拟试验机上对 U 720Li 镍基高温合金进行高温压缩模拟试验。在 Gegel 提出的动态材料模型(DMM) 概念的基础上, 分别对 Prasad, Gegel, Malas, Murthy, Semiatin 几种不同的失稳判据进行综合分析比较, 并结合该合金在高温压缩变形过程中的显微组织演变规律得出以下结论: 在温度为 950~ 1 050 ℃, 应变速率为 $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的区域 U 720Li 合金功率耗散率值均大于 40%, 并且在此区域内变形时该合金没有出现流变失稳现象。因此, 该合金在此区域内适合成形加工。

关 键 词: U 720Li 镍基高温合金; 热压缩实验; 流变失稳准则; 加工图; 动态再结晶

中图分类号: TG 335. 58 文献标志码: A 文章编号: 1005- 3026(2012) 05- 0702- 05

A Comparative Study of Various Flow Instability Criteria in Processing Map of Superalloy U720Li

ZHOU Ge, HAN Yin-ben, QU Jing-long, DING Hua
(1. School of Materials & Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. High Temperature Materials Research Division, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China. Corresponding author: ZHOU Ge, E-mail: zhouge1985 @ sina. com. cn)

Abstract: Hot compression tests of U 720Li nickel base superalloy were conducted on a Gleeble- 1500D thermal simulating tester. Based on DMM (dynamic material modeling) which proposed by Gegel, different types of instability criteria of Prasad, Gegel, Malas, Murthy, Semiatin were compared and the physical significance of parameters was analyzed. Meanwhile, the processing maps with different instability criteria were obtained. The results showed that the instability does not occur when average power dissipation rate is larger than 40% in the temperature range of 950 ~ 1 050 ℃ and strain rate range of $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The deformation condition is appropriate for the processing deformation of superalloy U 720Li.

Key words: U 720Li nickel base superalloy; hot compression test; flow instability criterion; processing map; dynamic recrystallization

镍基高温合金由于具有优越的抗蠕变性能、抗疲劳性能、抗氧化腐蚀性能以及良好的断裂韧性和组织稳定性, 成为航空发动机和工业燃气轮机涡轮叶片等热端部件的主要用材。新型镍基高温合金 U dimet 720Li(U 720Li) 是在 U 720 合金的基础上, 通过降低合金中 Cr, C 和 B 的含量发展起来的新型合金。由于该合金具有优异的综合力学性能和化学性能, 有望用在制作燃气涡轮发动机中的涡轮盘等热端部件。近年来, 国内外学者^[1- 2]对 U 720Li 新型镍基高温合金的研究工作主要集中在该合金不同热处理制度下的组织稳定性及高温析出相的变化规律上, 然而运用动态 DMM(dynamic material modeling) 热加工图理论对镍基高温合金热成形性能进行研究的报道相对较少。

加工图是金属加工工艺设计和优化的一种有力工具, 它不仅描述了确定性区域中某种特定微观组织的变形机制, 而且还描绘了加工过程中应

该避免的不稳定性流变区域。目前国内外学者在应用加工图理论研究镍基高温合金的高温成形性能时仅考虑了^[3]Prasad 失稳判据,而运用 Gegel, Malas, Murthy, Semiatin^[4-7] 几种失稳判据对镍基高温合金高温成形性能的研究工作尚未发现报道。本文以新型镍基高温合金 U720Li 的高温压缩试验为基础,运用动态 DMM 热加工图理论结合上述 5 种失稳判据对该合金的高温成形性能进行研究,为 U720Li 合金实际生产和加工过程中工艺参数的制定和优化提供重要的理论依据。

1 实验材料及方法

实验材料为欧美牌号合金 U720Li,其化学成分(质量分数,%)为: C 0.020, Cr 15.98, Co 14.64, W 1.19, Mo 2.98, Al 2.70, Ti 4.97, B 0.013, Zr 0.025, Ca 0.005, Ce 0.000 3, Fe 0.21, S 0.001, P 0.005, Ni 余量。将该合金加工成尺寸为 $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的试样,在 Gleeble-1500D 热-力模拟试验机上进行热压缩试验。试验温度范围 900~1150℃,温度间隔为 30℃,应变速率为 $5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 。加热速度为 10℃/s,保温 3 min;变形后水冷,保存高温组织。将变形后的 U720Li 合金试样在 OLIMPUS PMG 光学电子显微镜上进行显微组织观察。高温变形前的原始显微组织照片如图 1 所示。从图 1 中可以看出, U720Li 合金变形前的金相显微组织为 $\gamma + \gamma'$ 双相等轴组织,平均晶粒尺寸约为 35 μm 。

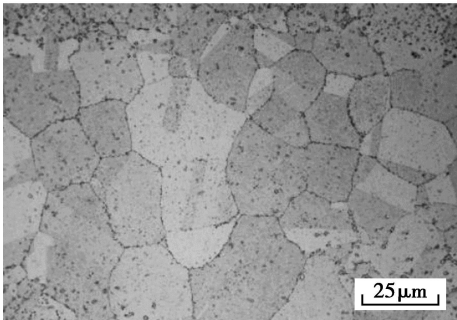


图 1 U720Li 镍基高温合金原始组织
Fig. 1 Initial microstructures of U720Li superalloy

2 基于动态材料模型理论的加工图理论及构建方法

Prasad 等人根据耗散结构理论认为输入系统的能量 P 可分为耗散量(G)和耗散协量(J)两部分,其数学定义为

$$P = \dot{\sigma}\dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\dot{\sigma}} \dot{\epsilon} d\sigma. \quad (1)$$

式中: G 是材料发生塑性变形所消耗的能量; J 是

材料变形过程中组织演变所耗散的能量。这两种能量所占比例由加工件在一定应力下的应变速率敏感性指数 m 决定:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})}. \quad (2)$$

材料能量的耗散可分为势能和动能两部分,显微组织的改变势必引起原子势能的变化,因此与耗散协量 J 对应;位错运动、动能转化以热能形式耗散,因而与耗散量 G 对应。耗散协量 J 的积分表示成:

$$dJ = \dot{\epsilon} d\sigma. \quad (3)$$

假定材料符合本构关系 $\sigma = C\dot{\epsilon}^m$, 则 J 表示成:

$$J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon}. \quad (4)$$

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 $J_{\max}$,即

$$J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}. \quad (5)$$

由式(4)和式(5)可得到一个无量纲的参数值 η 为功率耗散率:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (6)$$

功率耗散效率因子 η 本质地描述了不同变形温度、不同应变速率下合金的成形性能。绘制不同变形工艺(温度、应变速率)下功率耗散系数 η 的等值曲线组成功率耗散图。

采用加工图理论对某一种特定合金进行高温变形行为研究时,需要考虑 Prasad, Gegel, Malas, Murthy, Semiatin^[3-7] 失稳判据。

Gegel^[4] 以热力学第二定律为基础,提出流变失稳与温度敏感度参数 S 有关, S 定义如下:

$$S = \frac{1}{T} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} = - \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln T}. \quad (7)$$

Gegel 考虑到 Lyapunov 函数 $L(\eta, S)$, 流变应力曲线是上凸的,流动应力随着温度的增加而降低, η 随 $\dot{\epsilon}$ 的增大而降低, S 随 $\dot{\epsilon}$ 的增大而降低。

$$\begin{aligned} \frac{\partial S}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} &= \frac{\partial(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln T})}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} = \\ &= - \frac{\partial n}{\partial(\ln T)} > 0 \Rightarrow \frac{\partial n}{\partial \ln T} < 0. \end{aligned} \quad (8)$$

因此, Gegel 失稳判据为

$$\frac{\partial m}{\partial(\ln T)} < 0, \frac{\partial \eta}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} > 0. \quad (9)$$

Malas 等^[5] 在研究 Ti-49.5Al-2.5Nb-1.1Mn 合金时,考虑了 Lyapunov 函数 $L(\eta, S)$, 同时用 m 代替 η , 在 Gegel 判据的基础上提出了

Malas 失稳判据:

$$\frac{\partial m}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} > 0, \frac{\partial m}{\partial(\ln T)} < 0. \tag{10}$$

Prasad 以大塑性流变不可逆热力学的极值原理为基础, 提出合金在高温变形流动失稳判据为

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0. \tag{11}$$

Prasad 判据认为式(4)中的 m 值是恒定的, 但是 Murthy 等^[8-9]和 Spigarelli 等^[10]认为, 对于纯金属及合金化程度较低的合金, 可以简单地认为 m 为定值, 但是对于复杂的合金系统 m 值不是恒定的. 基于这种情况, Murthy 等^[7]推导了一种适合任何应力-应变速率曲线的失稳区判据. 根据 J 和 η 的定义:

$$J = \int_0^{\sigma} \epsilon d\sigma \Rightarrow \frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \dot{\epsilon} = \sigma \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = m\sigma, \tag{12}$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{J}{\frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}} \Rightarrow \frac{J}{\dot{\epsilon}} = \frac{1}{2} \eta \sigma, \tag{13}$$

$$\frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{J}{\dot{\epsilon}}. \tag{14}$$

根据式(12)~式(14)得到 Murthy 失稳判据为

$$2m < \eta. \tag{15}$$

Semiatin 和 Jonas^[11]指出流动软化与材料参数 α 有关, $\alpha = -\frac{\gamma}{m}$, 其中 γ 为流动软化速率 $\gamma =$

$\frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial \dot{\epsilon}}$. 得到 Semiatin 流动局部化判据为

$$\alpha > 5. \tag{16}$$

以上述 5 种失稳判据为基础, 绘制温度和应变速率的等值曲线图, 将功率耗散率图与流变失稳图相叠加, 得出该合金基于不同失稳判据的动态 DMM 加工图.

3 结果与讨论

3.1 U720Li 合金功率耗散率图分析

绘制 U720Li 合金应变为 0.6 时的功率耗散图, 如图 2 所示. 图中横坐标为变形温度, 纵坐标为应变速率的对数, 等高线的数值为功率耗散率 η 值. 从图 2 中可以看出, 在 I 区(930~1 020 °C, $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)、II 区(950~1 050 °C, $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 和 1 120~1 150 °C, $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 时, U720Li 合金的功率耗散率 η 值大于 40%, 峰值达到 58%. 功率耗散率值大于 40% 时, 合金将会发生动态再结晶. 动态再结晶使得该合金在高温变形过程中晶粒得到充分细化, 提高

合金的高温成形性能. 但是在考虑该合金的高温成形性能时不能仅考虑功率耗散率因素, 对合金的加工失稳区间进行研究.

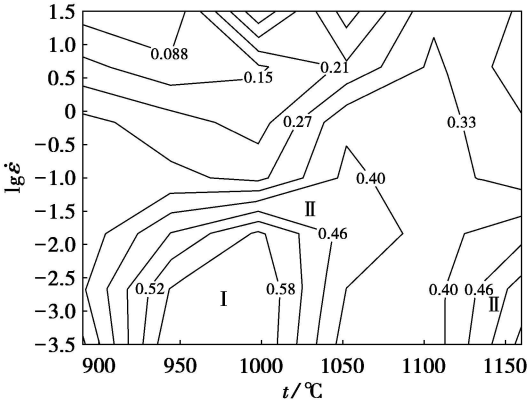


图 2 U720Li 合金不同温度、不同应变速率的功率耗散图

Fig. 2 Power dissipation maps of U720Li superalloy at different temperatures and strain rates

3.2 U720Li 合金不同失稳判据热加工图的分析与比较

运用加工图理论构建 Prasad, Gegel, Malas, Murthy, Semiatin 不同失稳判据的动态 DMM 热加工图, 如图 3 所示. 图中黑色阴影区域为 U720Li 合金的高温变形流变失稳区.

从图 3 中可以看出, U720Li 合金不同失稳判据下的高温变形流变失稳区域不同, 它们之间既有交叉又有补充. Prasad 判据是根据最大熵值产生率原理及大塑性变形原理推导得出的结论. 目前国内外学者在分析某种合金的热成形性能时常使用此判据. 但是在计算 $\xi(\dot{\epsilon})$ 时, 根据式(12)可知, 需要保证所建立的高温变形流变应力模型满足对应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的 3 阶可导. Gegel 失稳判据是根据热力学原理推导出来的, 其理论基础较为严谨. Malas 失稳判据是在 Gegel 失稳判据的基础上, 用 m 代替 η 所得到的. 因此, U720Li 合金基于上述两种失稳判据的加工图的失稳区间较为相似, 如图 3b, 图 3c 所示. 但是, 上述两种失稳判据在推导过程中要求应变速率敏感性指数 m 值为常数. Murthy 失稳判据的推导过程没有涉及到 m 值是否为常数的问题, 因此, 该失稳判据的适用范围较为广泛. 但是在计算 η 的过程中需要根据耗散协量 J 的定义式, 对高温变形流变应力模型 σ 进行积分, 计算过程较为繁琐. Semiatin 失稳判据是在不同合金热变形后显微组织观察的基础上推导出来的经验公式. 相比于其他几种失稳判据, 该失稳判据没有严谨的理论推导作支撑. 通过研究表明, Semiatin 失稳判据适用于 U720Li 合金高温变形

行为失稳过程的预报,如图 3e 所示。

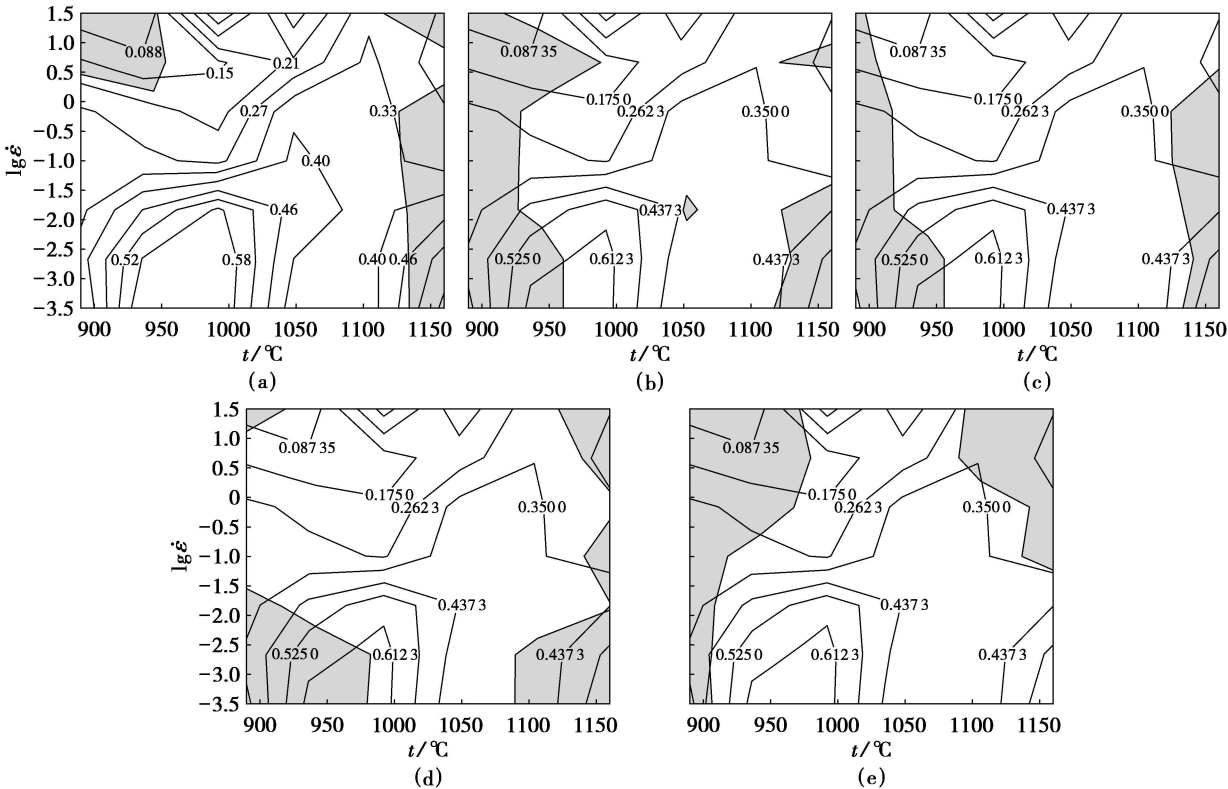


图 3 U720Li 合金不同失稳判据的热加工图($\varepsilon=0.6$)
Fig. 3 Processing maps through different instability criterions for U720Li superalloy($\varepsilon=0.6$)
(a) —Prasad 判据; (b) —Gegel 判据; (c) —Malas 判据; (d) —Murthy 判据; (e) —Semiatin 判据。

图 4 为 U720Li 镍基高温合金不同失稳判据下的热加工图。图中阴影部分为不同失稳判据下的流变失稳区, I, II, III, IV, V 分别代表 Prasad, Gegel, Malas, Murthy, Semiatin 失稳判据。从图 4 中可以看出, U720Li 合金在温度为 900~975℃, 应变速率为 $5\times 10^{-4}\sim 5\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 区域, II, III, IV, V 判据出现流变失稳现象; 在温度为 900~975℃, 应变速率为 $3.5\sim 10\text{s}^{-1}$ 区域, I, II, III, IV, V 判据出现流变失稳现象; 在温度为 1100~1150℃, 应变速率为 $3.5\sim 10\text{s}^{-1}$ 区域, I, II,

IV, V 判据出现流变失稳现象; 在温度为 1125~1150℃, 应变速率为 $5\times 10^{-3}\sim 5\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 区域, I, II, III, IV 判据出现流变失稳现象。通过上述分析可以得出, 该合金在高温低应变速率和低温高应变速率范围内变形时, 容易出现多种流变失稳判据相互重叠的现象。

3.3 U720Li 合金高温变形组织演变分析

图 5 为 U720Li 镍基高温合金不同变形工艺下的金相显微组织照片。图 5a 为 U720Li 合金在温度 900℃, 应变速率 10s^{-1} 下变形的金相组织照片。当应变速率较大时合金的动态再结晶过程不能充分进行。同时, 由于变形速度较快, 在高温变形过程中所产生的热量来不及消耗, 在晶粒内部形成了绝热剪切带, 大量绝热剪切带的叠加与富集使得该合金的晶粒内部产生了绝热剪切裂纹, 如图 5a 所示。因此, 该合金在低温高应变速率下成形性能较差, 容易出现加工失稳现象, 这与图 4 中左上角区域出现 I, II, III, IV, V 流变失稳判据重叠现象相对应。当变形温度提高到 950℃, 应变速率较慢时, 合金变形后的组织相比于低温高应变速率时绝热剪切裂纹明显减少, 且部分区域发生动态再结晶。这是由于应变速率较低会促进

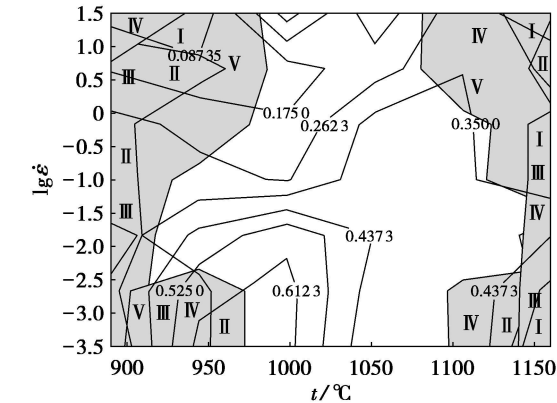


图 4 U720Li 镍基高温合金不同失稳判据加工图
Fig. 4 Instability maps through different instability criterions for U720Li superalloy

该合金动态再结晶充分进行,从而将一部分变形热量消耗,减少绝热剪切裂纹的产生.但是该合金强度较高,在低温低应变速率下变形时动态再结晶不能充分进行,合金仍会出现由绝热剪切带效应而产生的绝热剪切裂纹,如图 5c 所示.上述现象与合金在高温低应变速率条件下进行变形时,在 γ 和 γ' 相交界处出现空洞相对应.这是由于在长时间的外力加载下使得 γ 和 γ' 相之间的界面处出现应力集中.当变形温度较高时,扩散速度加

快,空位通过扩散和迁移在 γ 和 γ' 相之间形成空洞,空洞在变形过程中不断长大,降低了该合金的高温成形性能.这与图 4 中右下角区域出现 I, II, III, IV 流变失稳判据重叠的现象相对应.从图 5d 中可以看出,在此变形工艺下该合金发生了动态再结晶现象,组织较为均匀,相比于变形前的原始组织,晶粒发生了明显的细化,晶粒呈现出细小的等轴状.合金的成形性能良好.这与图 2 中该合金的功率耗散率峰值区域相对应.

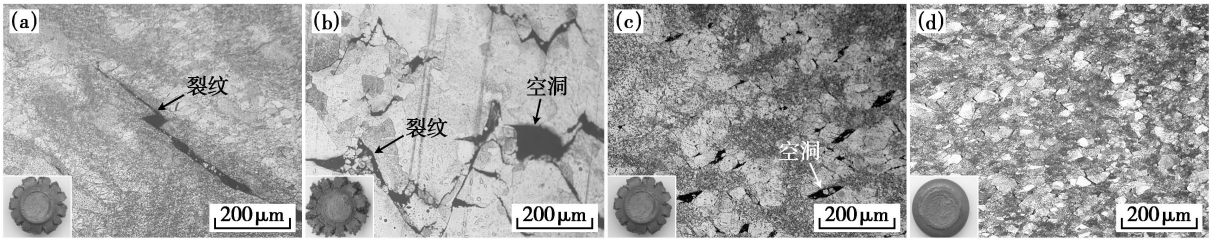


图 5 U720Li 合金不同变形工艺下的显微组织照片
Fig. 5 Microstructures of deformed specimens in different deformation conditions
(a) $-t=900\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$; (b) $-t=1150\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\epsilon}=10^{-3}\text{ s}^{-1}$;
(c) $-t=950\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\epsilon}=10^{-3}\text{ s}^{-1}$; (d) $-t=1000\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\epsilon}=5\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$.

4 结 论

1) 根据功率耗散率图以及不同失稳判据下的热加工图可以确定 U720Li 镍基高温合金的适合加工区域为变形温度 950~ 1 050 °C, 应变速率 $5\times 10^{-4}\sim 10^{-1}\text{ s}^{-1}$, 此区域该合金的功率耗散率值均大于 40%, 峰值达到 58%.

2) U720Li 镍基高温合金在低温高应变速率进行变形时, 会形成绝热剪切裂纹; 在高温低应变速率下进行变形时, 会在 γ 和 γ' 相交界处出现空洞现象; 在适合变形区域变形时发生动态再结晶.

3) U720Li 镍基高温合金不同失稳判据下的失稳区间既有叠加又有补充.通过对 5 种失稳判据的理论基础、计算过程以及适用范围的分析与比较, 推荐使用 Prasad 失稳判据和 Murthy 失稳判据.

参考文献:

[1] 肖旋, 周兰章, 郭建亭. 镍基高温合金 U720Li 的组织稳定性及蠕变行为[J]. 金属学报, 2001, 37(11): 1159- 1164. (Xiao Xuan, Zhou Lan-zhang, Guo Jian-ting. Microstructural stability and creep behavior of nickel base superalloy U720Li[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(11): 1159- 1164.)
[2] 宋西平, 李红宇, 盖靖峰, 等. U720Li 合金高温析出 γ' 相的失稳分解及相的转化[J]. 金属学报, 2005, 41(11): 1233- 1236. (Song Xi-ping, Li Hong-yu, Gai Jing-feng, et al. The

decomposition of metastable high-temperature γ' precipitates in U720Li alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2005, 41(11): 1233- 1236.)
[3] Gegel H L, Malas J C, Doraivelu S M, et al. Modelling techniques used in forging process design[M]. Metal Park: ASM International, 1988: 417- 438.
[4] Gegel H L. Synthesis of atomistics and continuum modeling to describe microstructure: computer simulation in material Science[M]. Metal Park: ASM International, 1987: 291- 344.
[5] Malas J C, Seetharaman V. Using material behavior models to develop process control strategies[J]. *Journal of the Minerals*, 1992, 44(6): 8- 13.
[6] Semiatin S L, Jonas J J. Formability and workability of metals: plastic instability and flow localization[M]. Metal Park: ASM International, 1984: 51- 78.
[7] Narayana Murthy S V S, Raob N, Kashyap B P. Instability criteria for hot deformation of materials[J]. *International Materials Reviews*, 2000, 45(1): 15- 26.
[8] Narayana Murthy S V S, Raob N, On the development of instability criteria during hotworking with reference to IN 718[J]. *Materials Science and Engineering*, 1998, 254: 76 - 82.
[9] Narayana Murthy S V S, Raob N. On the dynamic material model for the hot deformation of materials[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1999, 18: 1757- 1758.
[10] Spigarelli S, Cerrj E, Cavaliere P, et al. An analysis of hot formability of the 6061+ 20% Al_2O_3 composite by means of different stability criteria [J]. *Materials Science and Engineering*, 2002, 327: 144- 154.
[11] Semiatin S L, Jonas J J. Formability and workability of metals : plastic instability and flow localization[M]. Metal Park: ASM International, 1984: 51- 78.