

GH4169 合金高温变形显微组织 演变及热加工图

蒋世川¹, 张 健¹, 何云华², 裴丙红², 付建辉¹, 韩 福²

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司特钢技术研究所, 四川 成都 610303; 2. 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司科技发展部, 四川 江油 621704)

摘 要: 在 Gleeble-3500D 热模拟机上采用单道次等温压缩试验, 系统研究了 GH4169 合金在变形温度为 900 ~ 1 150 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹、变形量为 10% ~ 70% 条件下的动态再结晶行为, 确定了合金在不同变形条件下的完全再结晶条件, 绘制了再结晶图, 给出了该合金变形的热加工图。研究结果表明: GH4169 合金随变形过程温度的升高而再结晶程度增大, 变形量越大、应变速率越慢, 发生完全动态再结晶的温度区间越宽; 在应变速率为 0.01 s⁻¹ 时变形过程中经历了变形-回复-再结晶-晶粒长大的完整过程; 而应变速率为 10 s⁻¹ 条件时, 仅发生了变形-回复-(完全/部分) 再结晶的过程, 晶粒还未有充分长大的动力学条件; 随着变形量增加, GH4169 合金的易加工区间 (η) 和稳定加工区间 ($\xi(\dot{\epsilon})$) 越宽, 在变形量为 70% 时温度为 965 ~ 1 134 °C, 应变速率 0.02 ~ 10 s⁻¹ 范围内, ($\xi(\dot{\epsilon})$) 大于 0, 处于加工稳定区。

关键词: GH4169 高温合金; 显微组织; 再结晶条件; 再结晶图; 热加工图

中图分类号: TG132, TG301

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)02-0161-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.02.026

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Microstructure evolution and processing maps of GH4169 during deformation

Jiang Shichuan¹, Zhang Jian¹, He Yunhua², Pei Binghong², Fu Jianhui¹, Han Fu²

(1. Special Steel Technology Research Department, Chengdu Institute of Advanced Metallic Material Technology and Industry Co., Ltd., Chengdu 610303, Sichuan, China; 2. Science and Technology Development, Pangang Group Jiangyou Changcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyou 621704, Sichuan, China)

Abstract: The single-pass isothermal compression tests on a Gleeble-3500D simulated machine was carried out in this work to study the dynamic recrystallization behavior of GH4169 alloy in the temperature ranging from 900 °C to 1 150 °C and strain rate ranging from 0.01 s⁻¹ to 10 s⁻¹ and the deformation degree ranging from 10% to 70%. Complete recrystallization condition of the alloy at a variety of different deformation conditions were identified, and recrystallization maps were plotted. Thermal processing maps of the alloy were also proposed. The results show that the recrystallization fraction of GH4169 alloy increases with the increase of deformation temperature. The larger the deformation and the slower the strain rate, the wider the temperature range of fully dynamic recrystallization; When the strain rate is 0.01 s⁻¹, the whole process of deformation- recovery- recrystallization-grain growth occurs. When the strain rate is 10 s⁻¹, only the process of deformation- recovery-(complete/partial) recrystalliza-

收稿日期: 2020-02-28

作者简介: 蒋世川(1984—), 男, 高级工程师, 学士学位, 主要研究方向为高温合金、耐蚀合金等产品开发及制备工艺技术研究, E-mail: jsc8410@163.com。

tion occurs, and there is no sufficient dynamic condition for grain growth. With the increase of deformation ratio, the easy processing range (η) and stable processing range ($\xi(\dot{\epsilon})$) of GH4169 alloy are wider. When the deformation ratio is 70%, the temperature is 965 ~ 1 134 °C, and the strain rate in the range of 0.02 ~ 10 s⁻¹, ($\xi(\dot{\epsilon})$) value is greater than 0 which indicates in the processing stable zone.

Key words: GH4169 alloy, microstructure analysis, complete recrystallization condition, recrystallization map, processing map

0 引言

GH4169 合金美国牌号为 Inconel718^[1], 是以具有体心立方结构的 γ' 相和面心立方结构的 γ 相析出强化的镍基高温合金, 是一种耐腐蚀性强的镍基变形高温合金^[2-3], 在 -253 ~ 650 °C 温度范围内具有优良的抗氧化性、高强度、良好的延展性和韧性、良好的焊接性能以及良好的机械加工性能; 在现代航空发动机、燃气轮机、挤压模具等领域具有极为广泛的应用^[4-7]。GH4169 合金由于元素和相组成的独特性, 不同的工艺参数可显著影响其变形组织和材料力学性能; GH4169 合金不仅变形抗力大, 而且对组织均匀性要求高, 一般要求晶粒度差在 2 级以内, 对于大规格棒材而言, 现场控制难度较大。因此, 需要系统研究在不同加工条件下的组织演变规律和材料的可加工性, 优化相关加工工艺。

完全再结晶条件图、再结晶图, 可以反映材料不同变形条件下再结晶晶粒尺寸的应变规律; 热加工图不仅能够直观地反映出材料稳定变形区失稳变形区, 还可以对材料的可加工性进行评估; 可以用来优化材料变形热力参数范围, 这为避免产生热加工缺

陷, 节省工艺设计时间, 获得组织性能优良且稳定一致的锻件提供了一种理论研究方法和手段。目前, 国内外许多学者陆续采用该理论和方法来研究钢、铝合金、钛合金等材料的热加工行为, 从而达到工艺优化和组织性能控制的目的。由于高温变形的耗散过程对材料的原始状态对组织演变及热加工图非常敏感, 关于利用动态再结晶图、热加工图来研究初轧态的 GH4169 合金的报道非常有限。

笔者对显微组织进行分析、测量绘制出 GH4169 合金发生完全再结晶条件图、再结晶图, 对高温压缩数据进行计算绘制出热加工图, 通过再结晶图及热加工图研究了初轧态的 GH4169 合金在不同变形条件下的高温变形特性, 为实际生产的锻造加工提供理论参考。

1 试验材料及方法

试验材料采用某厂初轧后的 GH4169 合金试样, 其基体为单相奥氏体组织, 有孪晶出现, 且有部分 δ 相析出, 平均晶粒尺寸 153 μm 。其化学成分见表 1。

表 1 GH4169 合金主要化学成分
Table 1 Chemical compositions of alloy GH4169

C	Mn	Si	Ni	Cr	Nb+Ta	Mo
0.042	0.08	0.07	53.61	18.19	5.28	3.04
Al	Ti	Co	Cu	P	S	Fe
0.53	0.98	0.24	0.065	0.006	0.001	Bal

用 Gleeble-3500 热模拟机进行等温恒应变速率轴向压缩, 热模拟单道次压缩试验, 热变形温度为 900 ~ 1 150 °C, 应变速率为 0.01 ~ 10 s⁻¹, 变形量为 10% ~ 70%, 见图 1。高温压缩后的试样经线切割、机械研磨及抛光后用配比为 20 mL 盐酸+20 mL 无水乙醇+1.5 g 五水硫酸铜的腐蚀溶液进行化学腐蚀, 腐蚀后的试样在多功能光学显微镜下进行观察。用 Image-proplus 软件测量再结晶晶粒尺寸, 用 Origin 进行绘图。

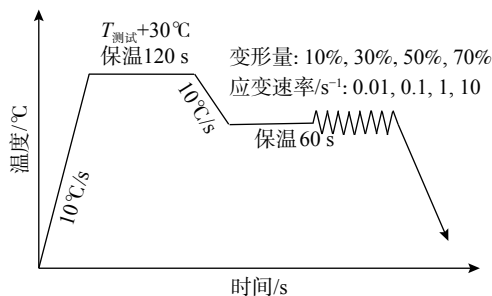


图 1 单道次压缩试验工艺示意

Fig. 1 Schematic diagram of single-pass compression test

2 结果与讨论

2.1 高温变形过程中的组织演变

图2是GH4169合金在应变速率 0.01 s^{-1} 时不同变形温度、变形量条件下压缩获得的显微组织。

从图2可以看出,在变形过程中GH4169合金显微组织根据再结晶程度不同分为完全再结晶区、部分再结晶区以及未再结晶区;GH4169合金再结晶程度,随着温度的升高而增大;随着变形量的增加再结晶程度增加,温度越高变形量越大越容易发生完全再结晶,温度越低变形量越小越不容易发生再结晶。

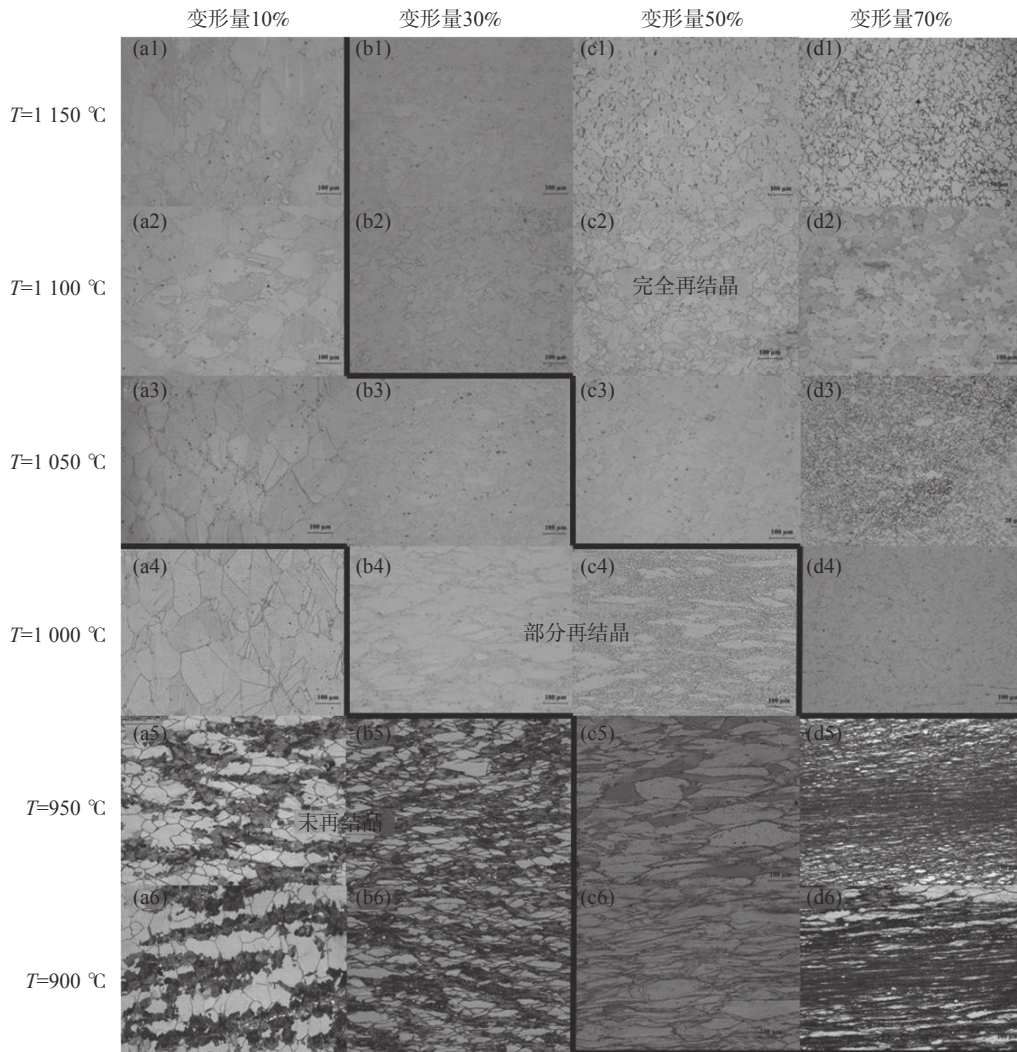


图2 GH4169合金应变速率 0.01 s^{-1} 时不同变形条件下的显微组织

Fig. 2 Microstructure of GH4169 under different deformation conditions at strain rate of 0.01 s^{-1}

对比图2,当变形温度为900 °C时组织未有显著变化,当变形温度达到950 °C时,晶粒沿变形方向被拉长,当变形温度达到1000 °C时,可以发现初始晶粒的周围有细小的再结晶晶粒出现,且在三叉晶界最多,显示动态再结晶发生;当变形温度达到1100 °C时,动态再结晶完成,组织显著细化。

同时,在低变形量时,发现当变形温度为900 °C和950 °C时晶界上有大量的碳化物析出,这些碳化物的析出对晶界移动有明显的钉扎作用,当温度升

高到1000 °C以上时,晶界碳化物回溶,钉扎作用消失,晶粒容易长大;且由于碳化物的回溶,使得动态再结晶更容易发生。当变形量增至10%时,原始晶粒组织未发现明显拉长现象,在晶界处发生明显再结晶现象;随着变形程度继续加大到30%时,晶粒在逐渐被拉长的同时逐渐被新生的再结晶晶粒所取代,变形量增加到50%时,动态再结晶基本完成,平均晶粒尺寸 $37.5 \mu\text{m}$;当变形量继续增加到70%时,动态再结晶晶粒组织更均匀细小,平均晶粒度达到

19 μm 。

2.2 再结晶图

对不同热变形参数条件下的压缩试样在金相显微镜下进行观察, 根据不同变形温度和变形量参数对应的动态再结晶完成程度绘制出 GH4169 合金发生完全动态再结晶的条件, 如图 3 所示。从完全动态再结晶的角度分析, 变形量为 10% 时, 在当前试

验条件下均未发生完全动态再结晶, 变形量增加到 30% 时, 如需发生动态再结晶, 需提高温度并降低应变速率。综合图 3 可以发现, 变形量越小, 应变速率越快, 发生完全动态再结晶的趋势越不明显; 变形量越大、应变速率越慢, 发生完全动态再结晶的温度区间越宽。

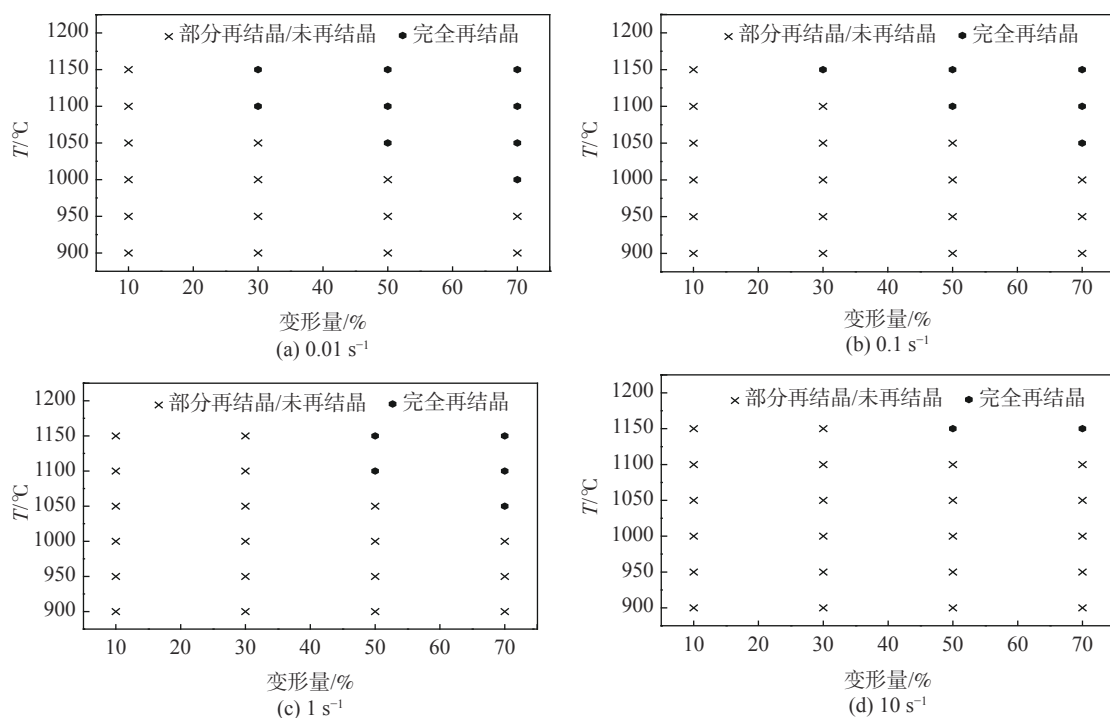


图 3 GH4169 合金发生完全动态再结晶条件

Fig. 3 Complete recrystallization condition of GH4169 under different strain rates

测量不同变形温度和变形量参数对应的动态再结晶晶粒尺寸, 用 Origin 进行绘图, 获得了 GH4169 合金的动态再结晶图, 如图 4 所示。与图 3 相比较, 可以发现, 虽然应变速率为 0.01 s^{-1} 时在较宽条件范围内发生了完全动态再结晶, 但其平均晶粒尺寸明显较应变速率高的粗大, 这说明在当前试验条件下, 试样在变形过程中经历了变形-回复-再结晶-晶粒长大的完整过程; 而当应变速率为 10 s^{-1} 条件时, 仅发生了变形-回复-再结晶 (完全/部分) 的过程, 晶粒还未有充分长大的动力学条件。

2.3 热加工图

鉴于采用大变形量可以获得更高的耗散效率, 并且实际生产中也多采用大变形量进行锻造, 因此以 50%、70% 高温压缩试验数据, 采用动态材料模型方法绘制 GH4169 的热加工图。采用三次多项式

拟合计算得到不同变形条件下应变速率敏感指数 m 值, 分别将 m 值代入到公式(1)、(2):

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

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m = \frac{2c + 6d \lg \dot{\epsilon}}{m(m+1) \ln 10} \quad (2)$$

可求出功率耗散效率因子 η 和失稳参数 $\xi(\dot{\epsilon})$, 式(1)中 J 为功率耗散余量, $J_{\max}$ 为理想线性耗散因子, 式(2)中 c 、 d 为三次多项式拟合 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线回归求得的多项式系数值。在变形温度和应变速率所构成的平面上分别绘制功率耗散效率因子和流变失稳判据的等值轮廓曲线, 即为 GH4169 的热加工图^[8], 图 5、6 所示为功率耗散效率因子 η 和失稳参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值扩大 100 倍的功率耗散图和加工失稳图。

从图 5 可以看出, 当变形量为 50% 时 GH4169

合金的 η 值在 7.3% ~ 58%, 在低应变速率区域和高温高应变速率区域 η 值大于 30%, η 极大值出现在高温低应变速率区域; 当变形量增加到 70% 时 GH4169 合金的 η 值有所增加, 范围在 7.7% ~ 67%, η 值有向图中心区域延伸的趋势, η 极大值出现在高温低应变速率区域和高温高应变速率区域。从图 6

可以看出, 当变形量为 50% 时 GH4169 合金的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 在温度为 970 ~ 1114 °C, 应变速率 0.18 ~ 10 s⁻¹ 范围内大于 0, 处于加工稳定区; 当变形量为 70% 时 GH4169 合金的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 稳定加工区向图中四周区域延伸, 在温度为 965 ~ 1134 °C, 应变速率 0.02 ~ 10 s⁻¹ 范围内大于 0, 处于加工稳定区。

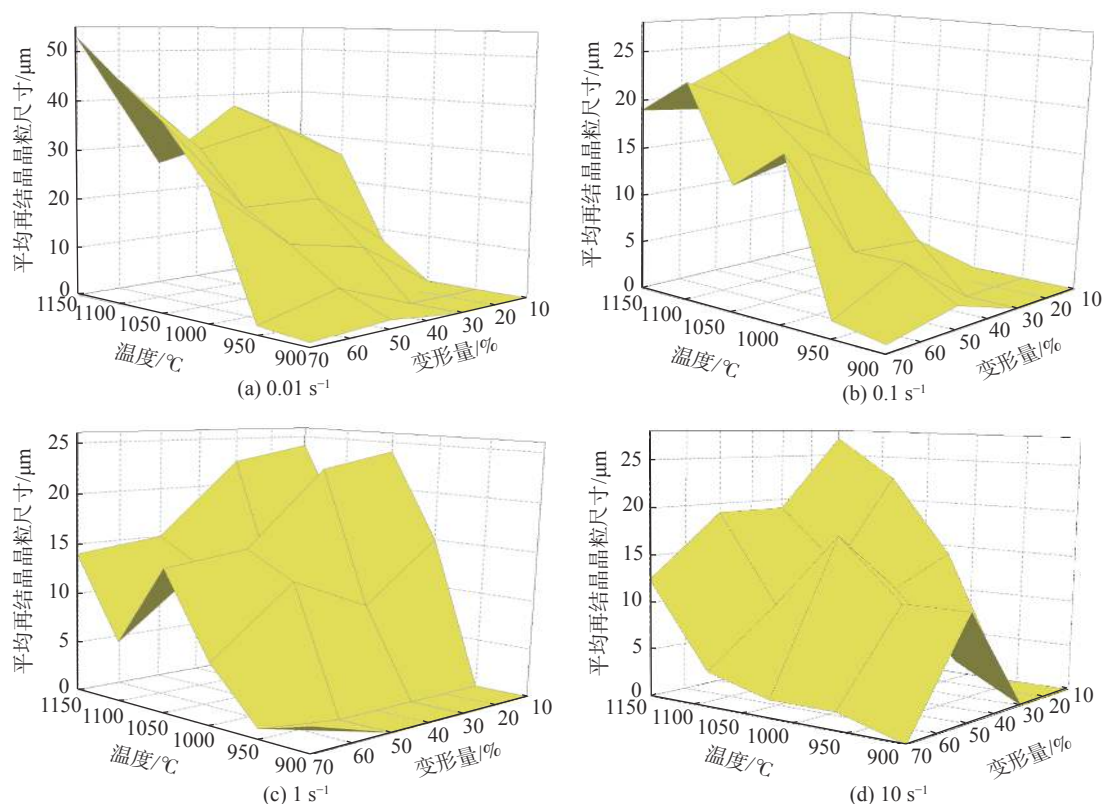


图 4 GH4169 合金的再结晶图
Fig. 4 Recrystallization maps of GH4169 alloy

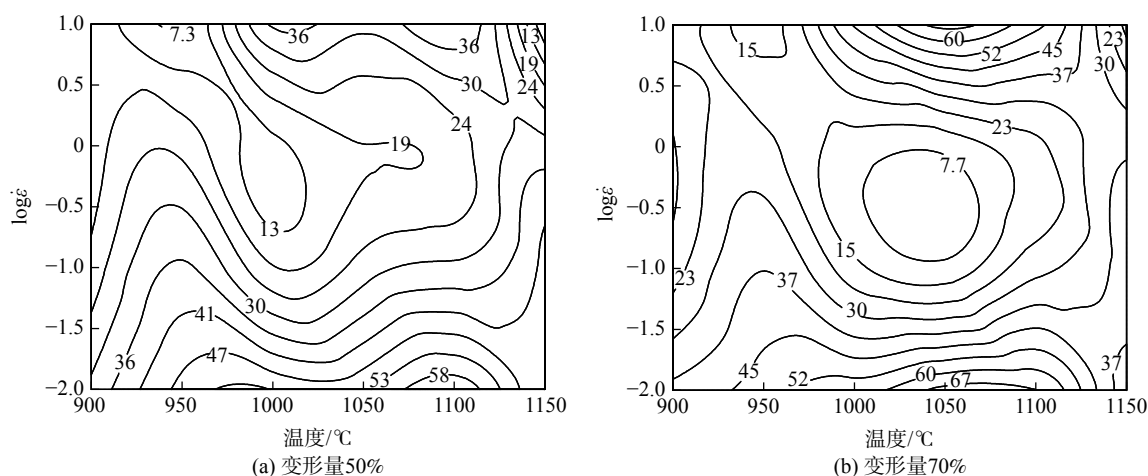


图 5 GH4169 合金的功率耗散图
Fig. 5 Power dissipation maps of GH4169 alloy

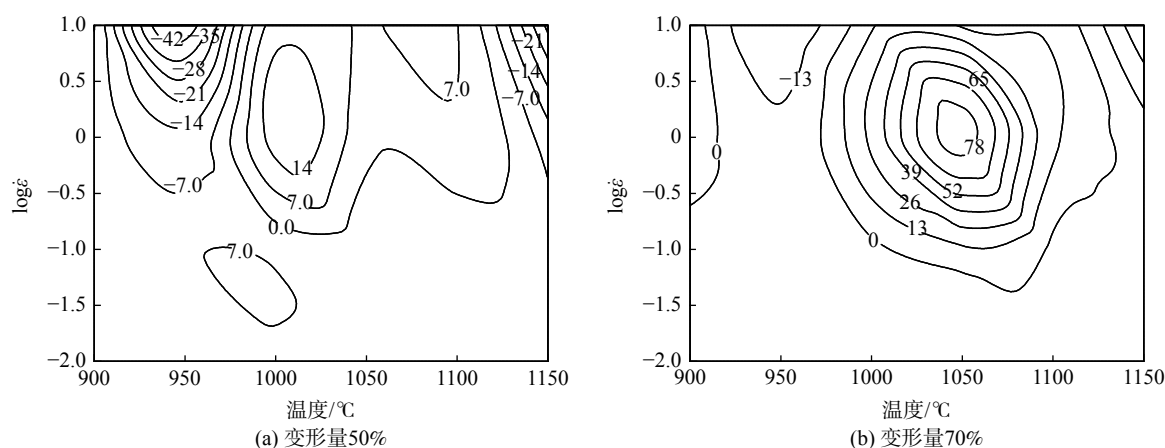


图6 GH4169合金的失稳图
Fig. 6 Instability maps of GH4169 alloy

3 结论

1) GH4169合金再结晶程度,随着温度的升高而增大;随着应变量的增加再结晶程度增加,再结晶晶粒尺寸有减小的趋势。

2) GH4169合金变形量越小,应变速率越快,发生完全动态再结晶的趋势越不明显;变形量越大、应变速率越慢,发生完全动态再结晶的温度区间越宽。

3) GH4169合金应变速率为 0.01 s^{-1} 时其平均晶粒尺寸明显较应变速率高的粗大,试样在变形过程中经历了变形-回复-再结晶-晶粒长大的完整过程;应变速率为 10 s^{-1} 条件时,仅发生了变形-回复-(完全/部分)再结晶的过程,晶粒还未有充分长大的动

力学条件。

4) GH4169合金变形量为50%时 η 值在7.3%~58%, η 极大值出现在高温低应变速率区域;随着变形量增加到70%时 η 有向图中心区域延伸的趋势, η 值在7.7%~67%有所增加, η 极大值出现在高温低应变速率区域和高温高应变速率区域。

5) GH4169合金的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 在温度为 $970 \sim 1114 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 $0.18 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 范围内大于0,处于加工稳定区;随着变形量增加到70%时 GH4169合金的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 稳定加工区向图中四周区域延伸,在温度为 $965 \sim 1134 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 $0.02 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 范围内大于0,处于加工稳定区。

参考文献

- [1] Shi Wei, Wang Yan, Shao Wenzhu, *et al.* Processing map of GH4169 alloy during hot plastic deformation[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2012, 17(3): 281-289.
(时伟, 王岩, 邵文柱, 等. GH4169合金高温塑性变形的热加工图[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2012, 17(3): 281-289.)
- [2] Sui F L, Xu L X, Chen L Q, *et al.* Processing map for hot working of Inconel718 alloy[J]. *J. Mater. Process Technol.*, 2011, (211): 433-440.
- [3] Rezende M C, Araújo L S, Gabriel S B, *et al.* Oxidation assisted intergranular cracking under loading at dynamic strain aging temperatures in Inconel718 superalloy[J]. *J. Alloys Compd.*, 2015, 643: 256-259.
- [4] Kumar S, Rao G S, Chattopadhyay K, *et al.* Effect of surface nanostructure on tensile behavior of superalloy IN718[J]. *Mater. Des.*, 2014, 62: 76-82.
- [5] Kundin J, Mushongera L, Emmerich H. Phase-field modeling of microstructure formation during rapid solidification in Inconel 718 superalloy[J]. *Acta Mater.*, 2015, 95: 343-356.
- [6] Prasad K, Sarkar R, Ghosal P, *et al.* Tensile deformation behaviour of forged disc of IN 718 superalloy at $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. *Mater. Des.*, 2010, 31: 4502-4507.
- [7] Gill A S, Telang A, Vasudevan V K. Characteristics of surface layers formed on Inconel 718 by laser shock peening with and without a protective coating[J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2015, 225: 463-472.
- [8] Dong Jianxin. Extrusion and microstructure control of nickel based alloy pipe[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014.
(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.)