

GH5188 合金塑性加工过程组织演变规律研究

郭续龙^{1,2}, 蒋世川^{1,2}, 戚慧琳^{1,2}, 付建辉^{1,2}

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610303; 2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009)

摘要:利用 Gleeble-3 800 热模拟试验机对 GH5188 高温合金进行了热变形行为及组织传递规律研究, 在等温压缩试验中, 获得了变形温度在 980 ~ 1 230 °C, 应变速率 0.01 ~ 10 s⁻¹, 变形量 10% ~ 70% 范围内 GH5188 高温合金的应力值, 探究了不同温度和应变速率条件下的应力变化规律, 建立了 GH5188 合金的本构关系模型, 提出了优化的锻造工艺参数。结果表明, 变形温度越高, 流变应力越低, 应变速率越大, 流变应力越大; 合金变形量不超过 70%, 锻造温度不超过 1 230 °C, 在 1 080 ~ 1 180 °C 温度区间进行多次墩拔时, 能够实现铸态组织的破碎细化; 随着变形量的增加, 在保温过程中合金更容易达到完全再结晶状态, 且晶粒尺寸细化, 然而, 在持续保温过程中, 晶粒尺寸则会逐渐长大。

关键词:GH5188 合金; 热变形; 本构方程; 动态再结晶

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)04-0142-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.04.021

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Research on microstructure evolution of GH5188 alloy during plastic processing

Guo Xulong^{1,2}, Jiang Shichuan^{1,2}, Qi Huilin^{1,2}, Fu Jianhui^{1,2}

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

Abstract: The Gleeble-3 800 thermal simulation testing machine was used to investigate the thermal deformation behavior and structure transfer law of GH5188 superalloy. In the isothermal compression test, the relevant data of stress in the range of deformation temperature of 980 ~ 1 230 °C, strain rate of 0.01 ~ 10 s⁻¹, and the deformation amount of 10% ~ 70% was obtained. And the effect of different temperatures and rates on the stress of GH5188 superalloy was discussed. Furthermore, the constitutive relation model of GH5188 alloy was established, and the optimized forging process parameters were proposed. Deformation behaviors show that the flow stress decrease with the increase of deformation temperature, but increase with the increase of flow stress. Microstructural observation indicates that the as-cast structure can be broken and refined when the deformation of the alloy does not exceed 70% and the forging temperature exceed 1 230 °C. When the upsetting is performed multiple times in the temperature range of 1 080 ~ 1 180 °C, it is easier for the alloy to reach a fully recrystallized state and the recrystallized grain size refines during the heat preservation process as the amount of deformation increases, while the size of recrystallized grains will grow significantly as the holding time increases.

Key words: GH5188 superalloy, thermal deformation, constitutive equation, dynamic recrystallization

收稿日期: 2022-02-16

作者简介: 郭续龙, 1993 年出生, 男, 山西吕梁人, 硕士研究生, 长期从事高温合金方面的基础研究工作, E-mail: 799773653@qq.com。

0 引言

作为一种可变形钴基高温合金, GH5188 高温合金(即 Haynes188)可在极高的温度下工作($730 \sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[1], 因此广泛应用于航空发动机和燃气轮机领域(如航空管道系统中的夹具)^[2]。目前国内关于 GH5188 合金热变形过程中的流变应力和组织演变模型缺乏系统的研究, 在计算变形载荷、制定热加工工艺参数中有一定的难度^[3]。因此, 研究 GH5188 合金的热变形行为特性对建立合金特性与热挤压工艺参数的关联和实现对组织的精确控制具有重要意义^[4]。目前, 国内外学者已对热变形过程中高温合金的微观组织演化行为展开了一些研究^[5]。周海萍^[6]分析了一种典型镍基合金在不同变形条件下的高温流变行为, 建立了不同阶段的流变应力本构方程, 流变应力本构方程的建立是基于一种新型的动态再结晶动力学方程, 该方程中引入了最大软化速率应变。杨庆波^[7]研究了高温下 Al3Zr 颗粒对 AlCuLi 基合金的热变形行为以及加工图的影响, 结果表明, 在软化过程中相对于动态再结晶, 动态回复起主导作用。Kong Y^[8]研究了镍基 C276 高温合

金在 Gleeble-1500D 上的热变形行为, 其中温度范围为 $950 \sim 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.01 \sim 10\text{ s}^{-1}$, 根据高温合金的显微组织演化和加工图, 其适宜的加工条件为温度 $1050 \sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.01 \sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

基于上述背景, 笔者通过热物理模拟试验研究了 GH5188 高温合金热变形行为及组织传递规律, 获得了变形温度在 $980 \sim 1230\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 $0.01 \sim 10\text{ s}^{-1}$, 变形量 $10\% \sim 70\%$ 范围内 GH5188 高温合金的应力值, 探究了不同温度和速率条件下的应力变化规律, 建立了 GH5188 合金的本构关系模型, 提出了优化的锻造工艺参数, 为实际生产中确定和控制 GH5188 的生产工艺提供理论指导。

1 试验材料及方法

试样用原材料为 $\varnothing 150\text{ mm}$ 的 GH5188 合金棒材, 其化学成分见表 1。利用线切割方式以合金棒材 $1/2$ 半径位置为中心轴线切取圆柱体热模拟试样, 尺寸直径为 $8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$, 在试验机升温到指定温度并保温一段时间后进行等温压缩试验^[9]。热变形温度为 980 、 1030 、 1080 、 1130 、 1180 、 $1230\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01 、 0.1 、 5 、 10 s^{-1} , 变形量为 50% 、 70% 。

表 1 GH5188 棒材化学成分
Table 1 Chemical composition of GH5188 superalloy bar

C	Cr	Ni	Co	W	Fe	B	La	Mn	Si	P	S	Al	Bi	Pb	Ti
0.078	21.023	21.447	余量	13~16	0.497	0.002 9	<0.4	0.837	0.430	0.007 0	<0.001	0.054	<0.001	<0.005	0.012

2 结果与讨论

2.1 压缩试验试样宏观形貌

图 1 为等温压缩试验试样宏观形貌, 从图 1 可以看出, 在不同的应变速率下, 在压缩变形量 70% 时, 所有试样均出现开裂现象; 在变形量 50% , 温度达到 $1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 各种试验方案的试样均出现开裂现象(如图中箭头所示)。由此可知 GH5188 合金在单次压缩变形时, 变形量不能超过 70% , 锻造温度不能超过 $1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

2.2 变形温度对应力-应变的影响

变形温度是影响合金热变形过程的重要因素之一。当变形量保持不变, 变形速率一定时, 随着温度的升高, 流变应力逐渐减小, 峰值应力也不断降低(如图 2 所示), 造成这种现象的原因是: 随着温度的升高, 原子的激活能增加, 原子脱离键结合力的能力增强, 晶体的滑移不断增强^[10]。随着温度的增加, 排列在晶界表面的原子扩散能力也不断增加, 导致晶界表

面强度相对界内强度下降速率更快, 这使得晶界阻止晶粒变形的能力减弱, 从而产生滑移变形^[11]。此外, 变形温度的不断增大, 导致晶内原子空位增加, 原子扩散能力增强, 更有利于发生动态再结晶, 使得变形过程中所产生的加工硬化降低, 最终让流变应力降低^[12]。

2.3 应变速率对应力-应变的影响

图 3 为当变形量不变, 变形温度保持一定时, 真应力和真应变曲线随应变速率变化的趋势。在塑性加工过程中, 影响应力-应变曲线变化的主要因素为加工硬化和软化。如图 3 所示, 流变应力与应变速率呈正相关, 应变速率越大, 流变应力越大, 峰值应力和峰值应变也不断增大, 同时, 发生动态回复以及动态再结晶所需的临界应变也增大。造成这一现象的原因是: 随着应变速率的增大, 完成变形所需的时间减少, 晶粒不能完全软化, 加工硬化现象严重^[13]。从图 3 还可以看出, 应变速率分别为 1 、 5 、 10 s^{-1} 时, 相对于应变速率为 0.01 s^{-1} 的变形过程中, 流变应力随着应变的增加显著增大, 且三者的趋势相同。

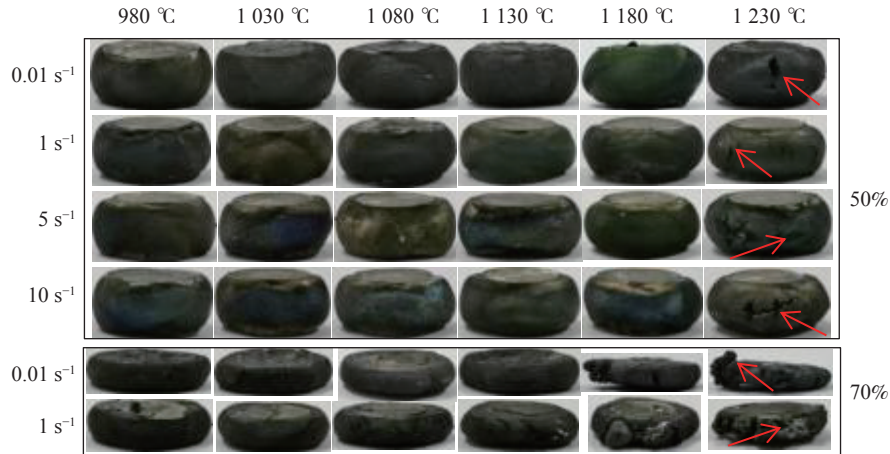


图1 单道次压缩试验试样宏观形貌

Fig. 1 Macro morphology of single-pass compression test specimen

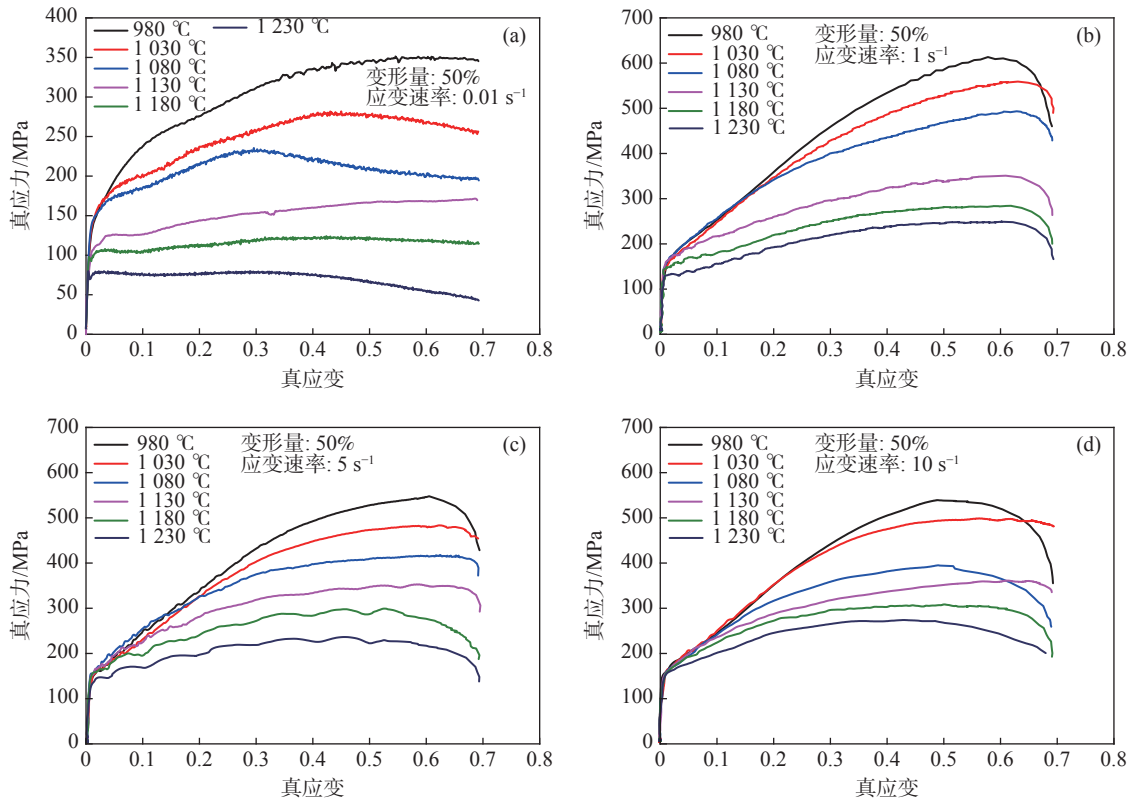


图2 变形温度对应力应变曲线的影响

Fig. 2 The influence of deformation temperature on stress-strain curve

2.4 GH5188 合金本构方程的建立

在塑性加工过程中,变形温度 T 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 是影响流变应力 σ 的主要因素,一般使用 T 和 $\dot{\varepsilon}$ 的参数 Z (Zener-Hollomon) 来表示^[14-16],如式(1)所示。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp[Q/RT] \quad (1)$$

其中,

$$\dot{\varepsilon} = A F(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^n & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & \text{all stress} \end{cases} \quad (3)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; A 为结构因子, s^{-1} ; Q 为变形激活能, J/mol ; R 为气体常数; T 为变形温度, K 。
 α ($\alpha = \frac{\beta}{n}$) 为应力水平参数, MPa^{-1} ; n 为应力指数; β 为常数。

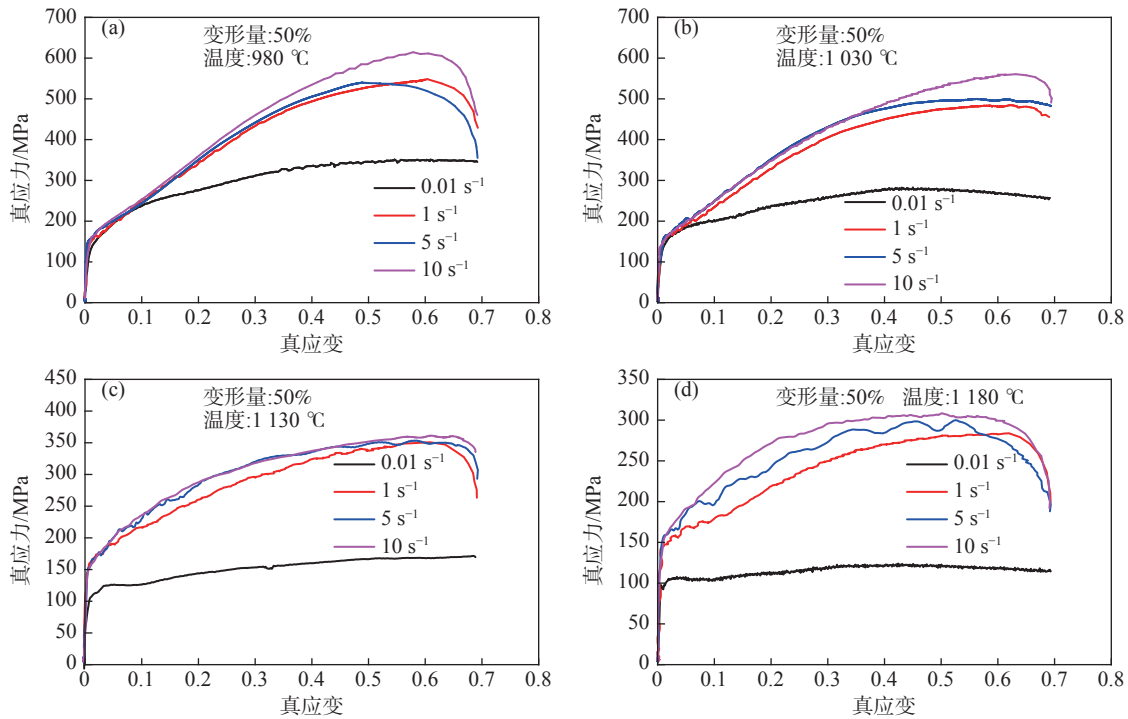


图3 应变速率对应力应变曲线的影响
Fig. 3 The influence of strain rate on stress-strain curve

联立式(2)、(3),可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - Q/(RT) \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + \beta \sigma - Q/(RT) \quad (5)$$

结合式(1)、(2)和式(3)可得:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp[Q/RT] \quad (6)$$

将上式两边取对数,并假定热变形激活能与温度无关,可得:

$$Q = R \frac{\alpha \ln \dot{\epsilon}}{\alpha \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \cdot \frac{\alpha \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\alpha(1/T)} \bigg|_{\sigma} \quad (7)$$

结合上面各式,对得到的数据进行线性回归,如图4所示。根据公式计算,分别获得GH5188合金材料常数 $n=6.378\ 33$, $\beta=0.022\ 324\ 155$, $\alpha=0.003\ 5$, $Q=592\ 021.260\ 4\ \text{J/mol}$, $A=3.391\ 98 \times 10^{21}\ \text{s}^{-1}$ 。

获得GH5188合金Z参数和峰值应力表达式分别为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[592\ 021.2604/(RT)] \quad (8)$$

$$\dot{\epsilon} = 3.391\ 98 \times 10^{21} [\sinh(0.003\ 56)]^{6.378\ 33} \exp[-592\ 021.26/(RT)] \quad (9)$$

图5表示峰值应力试验值和计算值。其中,实线表示由本构方程计算得到的数据,散点表示试验温度980~1230 °C,变形速率0.01~10 s⁻¹条件下所得数据。由图5可知,随着峰值应力的不断增加,Z参数的值也不断增大。此外,散点值在实线的一定范围内波动,说明其相关性较好,该本构方程准

确性好。

2.5 热变形过程中的组织演变

图6为GH5188合金在不同变形条件下的组织示意。当应变速率和变形量保持一定时,随着温度的升高,越容易发生完全再结晶,当变形量50%、应变速率0.01 s⁻¹,变形温度为980 °C时,晶粒沿受力方向长大,但无再结晶发生(如图箭头所示);当应变速率和变形量保持一定,变形温度为1030 °C时,在碳化物周围有新的再结晶晶粒产生,这表示发生了动态再结晶;随着变形温度的持续增大,合金发生再结晶的比例也不断增大,晶粒尺寸也增大;当变形温度为1230 °C时,晶粒发生了完全动态再结晶,此时晶粒尺寸明显减小。当变形量50%、变形温度1180 °C时,随着应变速率由0.01 s⁻¹增加到10 s⁻¹,发生动态再结晶的比例逐渐降低。当变形温度1130 °C、应变速率0.01 s⁻¹,变形量50%时,晶粒沿受力方向长大,并在晶界处发生了再结晶;当变形量继续增大到70%时,发生了完全动态再结晶。综合考虑不同温度对应GH5188的拉伸力学性能、单道次压缩试验试样失稳条件和实际锻造的压机的应变速率,可以得出在1080~1180 °C温度区间,进行多次镦拔能够保证材料不开裂的情况下,实现铸态组织的破碎细化。

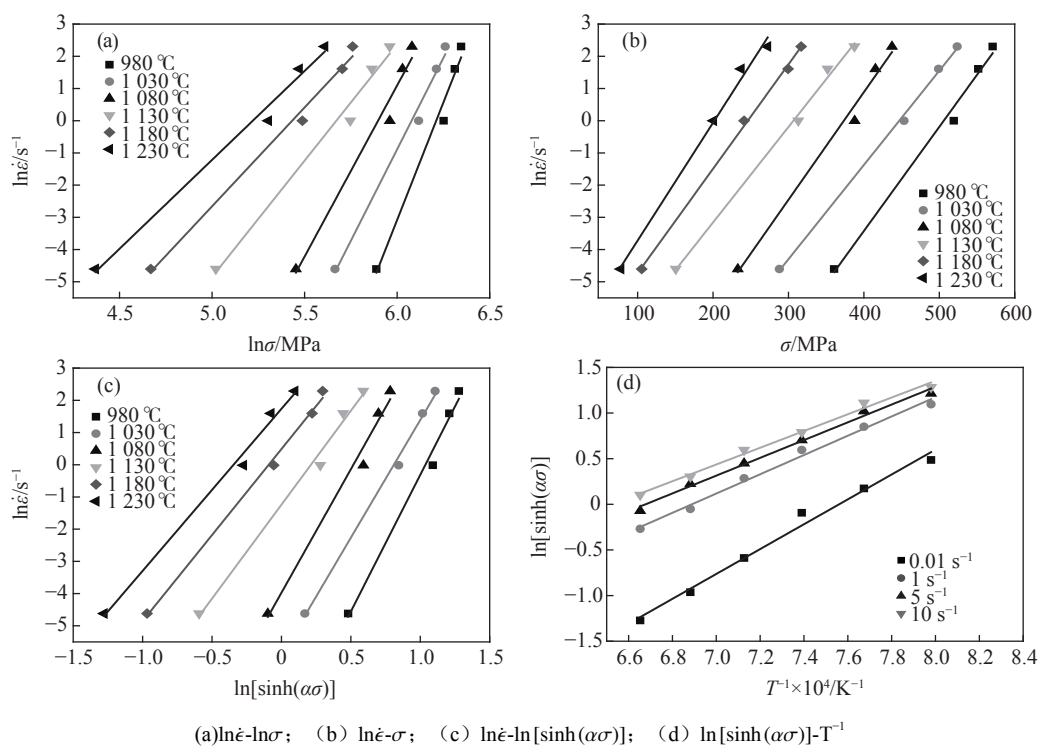


图 4 不同变量之间的线性拟合
Fig. 4 Linear fit plot between different variables

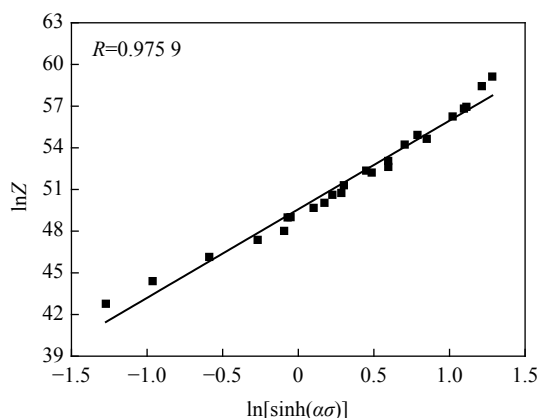


图 5 峰值应力试验值和计算值的比较

Fig. 5 Comparison of peak stress between tested and calculated values

2.6 变形保温后组织演变规律

图 7 是 GH5188 合金在 1 180 °C 以 $0.1 s^{-1}$ 的应变速率经过 20% 和 40% 变形后进行不同保温处理的显微组织。从图 7 可以看出,在变形后保温 0 s 时,合金中已经开始发生动态再结晶,在被拉长的晶界和碳化物边上有细小的再结晶晶粒出现,并且 40% 变形量再结晶程度大于 20% 变形量再结晶程度,由于随着变形量的增大,原始晶界和碳化物被拉长,为再结晶提供了更多的形核点,同时变形量的提高,合金中的存储能增加,为动态再结晶提供了更多的动力。

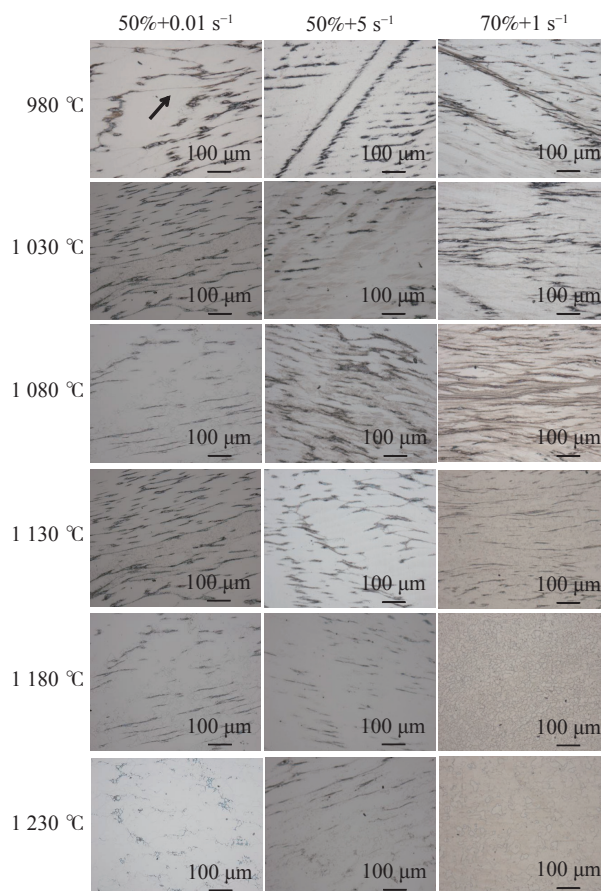
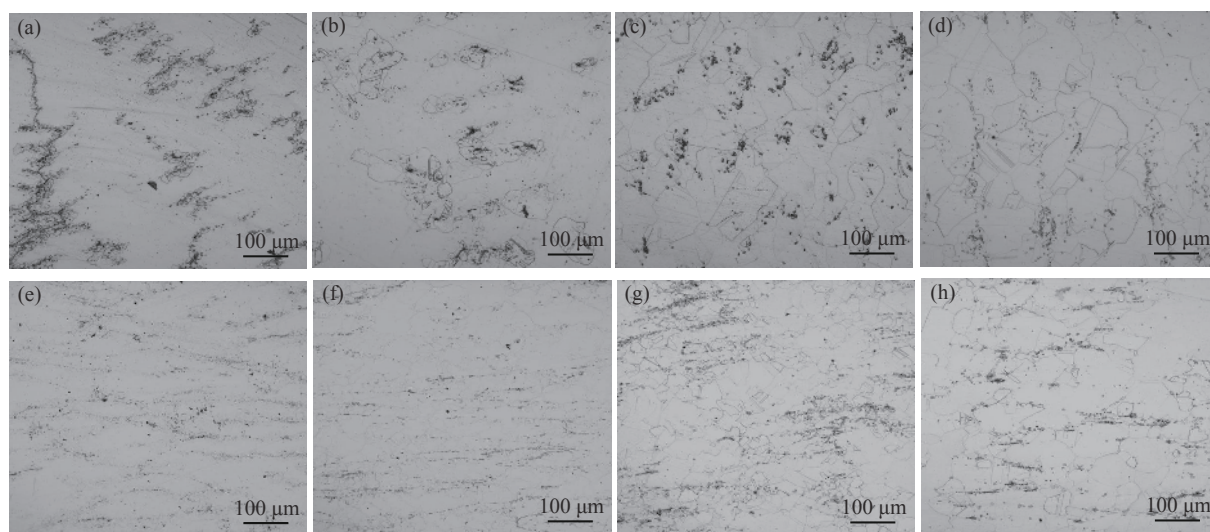


图 6 GH5188 合金不同变形条件下的显微组织

Fig. 6 Microstructure of GH5188 alloy under different deformation conditions



(a) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-20%-0 s; (b) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-20%-30 s; (c) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-20%-60 s; (d) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-20%-5 min; (e) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-40%-0 s; (f) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-40%-30 s; (g) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-40%-60 s; (h) 1 180 °C-0.1 s⁻¹-40%-5 min

图7 GH5188合金单道次变形20%和40%保温不同时间的显微组织

Fig. 7 Microstructure of GH5188 alloy deformed in a single pass with 20% and 40% reduction and held for different time

从图7中可以发现,在保温30 s后,静态再结晶现象比较显著,合金中的再结晶比重加大,同时再结晶晶粒尺寸也有所增大。一次变形量为40%的试样在保温30 s后发生了完全再结晶,平均晶粒尺寸45 μm;一次变形量为20%的样品在保温60 s后,原始基体组织被完全消耗掉,发生了完全动态再结晶,平均晶粒尺寸70 μm,因此可知,随着变形量的增加,在保温过程中合金更容易达到完全再结晶状态且晶粒尺寸细化,然而,在持续保温过程中,晶粒尺寸则会逐渐长大,在保温5 min后不同变形量的再结晶晶粒尺寸相当。

3 结论

1) 当应变速率和变形量保持不变时,变形温度越高,流变应力越低,峰值应力也越低,发生动态再

结晶的临界应变也越小。

2) 随着应变速率增大,流变应力增大,峰值应力和峰值应变随应变速率的增大而增大,发生动态再结晶的临界应变增加。

3) GH5188合金的本构关系模型为:

$$\dot{\varepsilon} = 3.391\,98 \times 10^{21} [\sinh(0.003\,56)]^{6.378\,33}$$

EXP[-592\,021.26/(RT)]。

4) GH5188合金的失稳条件为:单次变形量不能超过70%,锻造温度不能超过1 230 °C,在1 080 ~ 1 180 °C温度区间进行多次锻拔时,在保证材料不开裂的情况下,可实现铸态组织的破碎细化。

5) 随着变形量的增加,在保温过程中合金更容易达到完全再结晶状态且晶粒尺寸细化,然而,在持续保温过程中,晶粒尺寸则会逐渐长大。

参考文献

- [1] Shao Weidong, Tong Chaoshan, Zhuang Wei. Composition design, microstructure and properties of new cobalt-based superalloy[J]. Mechanical Engineering Materials, 2005, 29(9): 41-44.
(邵卫东, 童潮山, 庄伟. 新型钴基高温合金成分设计及其组织与性能[J]. 机械工程材料, 2005, 29(9): 41-44.)
- [2] Wang Zhongyuan, Zhang Weiqiang, Xin Xin, et al. Microstructure and homogenization process of GH188 alloy[J]. Journal of Shenyang University of Science and Technology, 2011, 30(6): 12-16.
(王中原, 张伟强, 信昕, 等. GH188合金的微观组织和均匀化工艺[J]. 沈阳理工大学学报, 2011, 30(6): 12-16.)
- [3] Dong Yunpeng, Wang Chaoyuan, Song Xiaojun, et al. Research on rheological behavior of GH5188 alloy[J]. Forging Technology, 2013, 38(6): 116-121.
(东贇鹏, 王超渊, 宋晓俊, 等. GH5188合金流变行为研究[J]. 锻压技术, 2013, 38(6): 116-121.)

- [4] Yao Zhihao, Dong Jianxin, Zhang Maicang. Microstructure control and prediction during hot deformation of GH738 superalloy II. Validation and application of microstructure evolution model[J]. *Acta Metallurgical Sinica*, 2011, 47(12): 1581-1590.
(姚志浩, 董建新, 张麦仓. GH738高温合金热变形过程显微组织控制与预测 II. 组织演化模型验证与应用[J]. *金属学报*, 2011, 47(12): 1581-1590.)
- [5] Yuan Zhizhong, Cui Shugang, Luo Rui, *et al.* High-temperature constitutive model and microstructure evolution of 57Ni-22Cr-14W-2Mo superalloy[J]. *Chinese Journal of Plasticity Engineering*, 2020, (11): 151-158.
(袁志钟, 崔树刚, 罗锐, 等. 57Ni-22Cr-14W-2Mo高温合金的高温本构模型及微观组织演化[J]. *塑性工程学报*, 2020, (11): 151-158.)
- [6] Zhou Haiping, Zhang Hongbin, Liu Jie, *et al.* Prediction of hot deformation flow stress of nickel-based superalloy based on dynamic recrystallization kinetic equation (English)[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, (11): 3329-3337.
(周海萍, 张弘斌, 刘杰, 等. 基于动态再结晶动力学方程的镍基高温合金热变形流变应力预测(英文)[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, (11): 3329-3337.)
- [7] Yang Qingbo, Deng Yanjun, Yang Mou, *et al.* The effect of Al₃Zr particles on the hot deformation behavior and processing map of AlCuLi-based alloys at high temperatures[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals: English Edition*, 2020, 30(4): 872-882.
(杨庆波, 邓燕君, 杨谋, 等. 高温下Al₃Zr颗粒对AlCuLi基合金的热变形行为以及加工图的影响[J]. *中国有色金属学报: 英文版*, 2020, 30(4): 872-882.)
- [8] Kong Yonghua, Chang Pengpeng, Li Qian, *et al.* Hot deformation characteristics and processing map of nickel-based C276 superalloy[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2015, 622: 738-744.
- [9] Zhang Dongxu, Wen Zhixun, Yue Zhufeng. Research on hot deformation behavior and constitutive model of GH3230 superalloy[J]. *Rare Metals*, 2014, (6): 986-992.
(张冬旭, 温志勋, 岳珠峰. GH3230高温合金热变形行为及本构模型研究[J]. *稀有金属*, 2014, (6): 986-992.)
- [10] Li Sha, Miao Huajun, Jin Xianzhe, *et al.* Research on hot deformation behavior and microstructure evolution of new nickel-based superalloy GH4700[J]. *Casting Technology*, 2013, 34(8): 953-957.
(李莎, 苗华军, 金宪哲, 等. 新型镍基高温合金GH4700热变形行为及组织演变研究[J]. *铸造技术*, 2013, 34(8): 953-957.)
- [11] Li Fulin, Fu Rui, Feng Di, *et al.* Study on hot deformation behavior of nickel-based wrought superalloy CDS&W FGH96[J]. *Rare Metals*, 2015, 39(3): 201-206.
(李福林, 付锐, 冯涤, 等. 镍基变形高温合金CDS&W FGH96热变形行为研究[J]. *稀有金属*, 2015, 39(3): 201-206.)
- [12] Wu Zhigang, Li Defu, Guo Shengli, *et al.* Effect of deformation conditions on dynamic recrystallization of GH625 alloy under high temperature deformation[J]. *Rare Metals*, 2010, 34, (6): 833-838.
(吾志岗, 李德富, 郭胜利, 等. 变形条件对GH625合金高温变形动态再结晶的影响[J]. *稀有金属*, 2010, 34, (6): 833-838.)
- [13] Wang Zhongtang, Deng Yonggang, Zhang Shihong. Critical conditions for dynamic recrystallization of superalloy Inconel 690 based on work hardening rate[J]. *Journal of Materials Heat Treatment*, 2014, 35(7): 193-197.
(王忠堂, 邓永刚, 张士宏. 基于加工硬化率的高温合金Inconel 690动态再结晶临界条件[J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(7): 193-197.)
- [14] Guo Shengli, Li Defu, Pen Haijia, *et al.* Hot deformation and processing maps of Inconel 690 superalloy[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 410(1-3): 52-58.
- [15] Chen Xiaomin, Wen Dongxu. Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation-science direct[J]. *Materials & Design*, 2014, 57(5): 568-577.
- [16] Wu Kai, Liu Guoquan, Hu Benfu, *et al.* Hot compressive deformation behavior of a new hot isostatically pressed Ni-Cr-Co based powder metallurgy superalloy[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(4): 1872-1879.