



铸态 GH2132 合金热变形行为和热加工图

张 兵^{1,3}, 刘鹏茹^{1,3}, 陈韩锋², 杨 艳², 赵芬芬^{1,3}, 党晓晗^{1,3}, 王快社^{1,3}

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055;

2. 金川集团股份有限公司 镍钴资源综合利用国家重点实验室, 金昌 737100;

3. 西安建筑科技大学 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 西安 710055)

摘 要: 利用 Gleeble-3500 热模拟机的热压缩实验, 研究了铸态 GH2132 合金在变形温度为 1173~1423 K 和应变速率为 0.001~10 s⁻¹ 条件下的热压缩变形行为和微观组织演化规律, 分析该合金在不同变形条件下的热变形激活能 Q 值、应变速率敏感指数 m 值、温度敏感指数 s 值的变化规律, 基于动态材料模型(DMM)建立热加工图, 结合微观组织确定出最佳热加工参数。结果表明: 随着变形温度的升高、应变速率的降低, 流变应力减小, GH2132 合金为应变速率和温度敏感型材料。提高变形温度、降低应变速率有利于获得均匀分布的等轴晶粒。结合热加工图和高温变形微观组织确定, 铸态 GH2132 合金合理的热变形参数所对应的变形温度和应变速率区间分别为 1295~1418 K 和 3.07~10 s⁻¹。

关键词: 铸态 GH2132 合金; 热变形行为; 加工图

文章编号: 1004-0609(2022)-02-0466-10

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

引文格式: 张 兵, 刘鹏茹, 陈韩锋, 等. 铸态 GH2132 合金热变形行为和热加工图[J]. 中国有色金属学报, 2021, 32(2): 466-475. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36688

ZHANG Bing, LIU Peng-ru, CHEN Han-feng, et al. Thermal deformation behavior and hot processing map of as-cast GH2132 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 32(2): 466-475. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36688

GH2132 合金是一种以 Fe-25Ni-15Cr 为基体的沉淀强化型变形高温合金(A-286, 美系), 在 650 °C 以下具有较高的屈服强度和持久蠕变强度, 且具有较好的加工塑性和焊接性能, 用于制造航空发动机 650 °C 以下长期承力部件^[1]。作为航空上主要使用的变形高温合金之一, 其热变形行为对其组织演变和性能有很大影响, 因此, 研究 GH2132 合金的热变形行为和组织演变很有必要。

目前, 对于 GH2132 合金的研究主要集中在热处理对组织及性能的影响方面。LIU 等^[2]研究了不同冷拔变形和时效处理对 GH2132 合金组织及性能的影响, 结果表明时效处理几乎不改变晶粒尺寸和结构, 但随着变形量(约 50%)的增加, γ' 相和富 Cr

碳化物的含量不同程度地增加, 抗拉强度增加, 在两阶段时效(650 °C, 8 h)+(680 °C, 8 h)后拉伸强度达到最大值 1480 MPa。冯光勇等^[3]研究了单级时效和双级时效对 GH2132 合金显微组织及力学性能的影响, 结果发现进行单级时效(620~780 °C, 16 h)时, 随着时效温度的提高, 合金的抗拉强度和剪切强度呈现先升高后降低的趋势, 720 °C 时抗拉强度达到最大值 1065 MPa, 剪切强度达到最大值 685 MPa。双级时效(720 °C, 16 h)+(650 °C, 16 h)较单级时效其抗拉强度和剪切强度提高, 分别达到 1130 MPa、720 MPa。XU 等^[4]对 GH2132 合金在低温下(450 °C)进行了等离子氮化处理, 发现氮化高温合金表面具有较高的硬度(963 HV), 比未经处理样品高

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51874226); 甘肃省科技重大专项项目(20ZD7GC009); 镍钴资源综合利用国家重点实验室开放课题资助(301170504)

收稿日期: 2021-02-25; **修订日期:** 2021-06-28

通信作者: 张 兵, 教授, 博士; 电话: 13691363825; E-mail: r.zhang1112@163.com

约 4.5 倍, 耐磨性也随之提高。然而, 关于该合金热变形条件下的力学行为和组织演变规律关注甚少, 尤其铸态组织中存在成分不均匀、疏松、孔隙等缺陷, 热加工是改善材料组织及性能的有效方法, 因此, 研究铸态 GH2132 合金热加工过程中的热变形行为和组织演变, 对于优化其变形参数和组织调控具有重要意义。

流变应力是材料热变形过程中表征合金塑性的最基本参数, 决定了加工时所需载荷和消耗能量的多少^[5]。本构方程可描述流变应力与应变、应变速率和温度之间的关系^[6-7]。热加工图能够描述材料在不同变形参数下的组织变化机理, 为材料变形时工艺参数的确定提供参考依据^[8-9]。ZHANG 等^[10]通过建立四种不同本构方程模型(应变补偿 Arrhenius 模型、修正 Zerilli-Armstrong 模型、Johnson-Cook 模型和修正 Johnson-Cook 模型)研究了 TA2 的热变形行为, 结果发现, Arrhenius 模型能更准确地反映 TA2 在整个加工区的高温流动行为。WANG 等^[11]利用热加工图研究了 AlCrCuFeNi 高熵合金的高温变形行为, 得到了合金适宜热加工区域: (900~920 °C, $10^{-1.5} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)和(1000~1050 °C, $10^{2.5} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)。LIU 等^[12]利用 Arrhenius 本构方程和热加工图研究了一种镍钴基合金的热变形行为, 得到 $\gamma+\gamma'$ 双相区适宜热加工区域为(1060~1070 °C, $0.01 \sim 0.02 \text{ s}^{-1}$)和(1070~1141 °C, $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$); γ 单相区最优热加工参数为(1141~1175 °C, $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$)。

本研究通过对铸态 GH2132 合金进行热模拟压缩实验, 研究其热变形行为, 分析热变形激活能、应变速率敏感指数和温度敏感指数的变化规律, 建立热加工图, 探讨 GH2132 合金在不同变形工艺参数下微观组织的演变, 为优化加工工艺参数提供数据支撑。

1 实验

实验材料为真空感应(VIM)+电渣重熔(ESR)的 GH2132 合金铸锭(d 120 mm), 化学成分见表 1。铸锭经均匀化处理后的合金组织如图 1 所示。沿铸锭半径的 1/2 处切取 d 8 mm $\times$ 12 mm 的圆柱体热压缩试样。在 Gleeble-3500D 型热模拟机上进行单道次热压缩试验, 压缩时在试样两端均匀涂敷石墨润滑剂以减小摩擦效应, 变形结束后立即水冷以保留高

表 1 铸态 GH2132 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast GH2132 (mass fraction, %)

C	Mn	Si	P	S	Cr
0.06	0.31	0.25	0.0065	0.0013	14.72
Al	V	Ti	B	Mo	
0.2	0.41	2.06	0.0063	1.22	

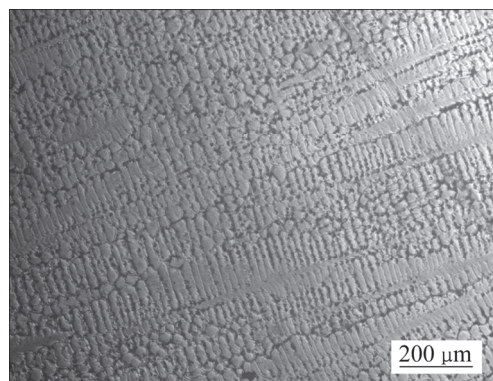


图 1 GH2132 合金铸态显微组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast GH2132 alloy

温变形组织。热压缩变形温度分别为 1173、1223、1273、1323、1373 和 1423 K, 应变速率分别为 0.001、0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} , 变形量为 70%(真应变 1.2)。

采用线切割将热压缩后试样沿轴向对半切开, 经 6 道次研磨(80[#]、400[#]、800[#]、1200[#]、1500[#]、2000[#] 水砂纸)–抛光–腐蚀(CuSO_4 、HCl 和 H_2O 的比为 1 g: 10 mL:10 mL, 5 s 左右)后, 采用金相显微镜(OLYMPUS GX51)对试样进行组织观察分析。

2 结果和讨论

2.1 应力–应变曲线分析

铸态 GH2132 合金热压缩的真应力–真应变曲线如图 2 所示。从图 2 中流变应力曲线可以看出, 随温度升高、应变速率降低, 流变应力减小, 表明 GH2132 合金是一种应变速率敏感型和热敏感型材料。且所有变形条件下的变形初始阶段, 加工硬化占主导地位, 导致流变应力随应变的增加而急剧增大; 随着变形的继续进行和应变速率的进一步升高, 材料的软化作用逐渐增强, 曲线表现为斜率逐渐减小, 流变应力增加趋势减缓(见图 2(a)~(d)), 应变速率达到 10 s^{-1} (见图 2(e))时, 动态软化作用与加工硬化达到平衡, 流变应力趋于稳定, 曲线呈水平

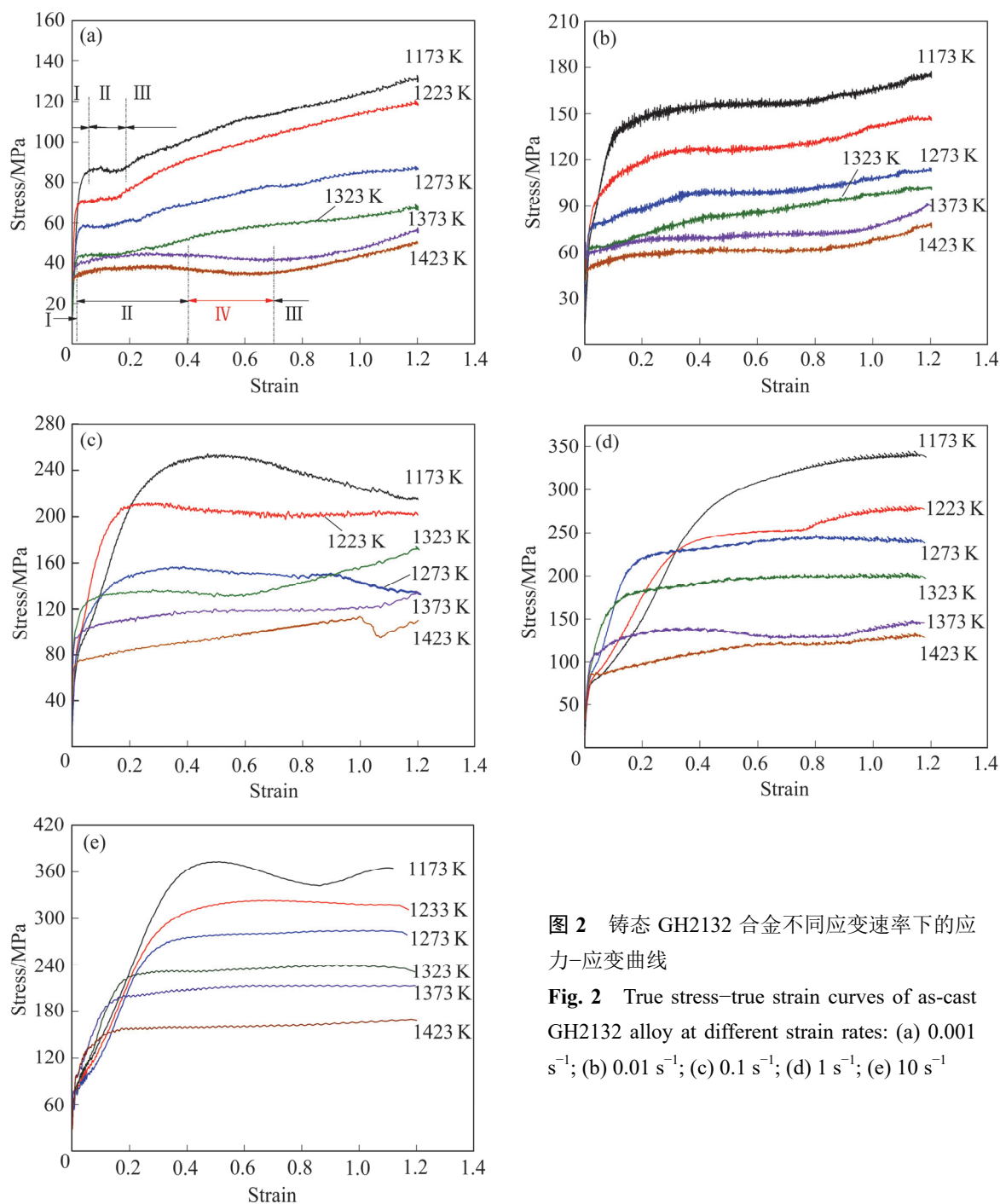


图2 铸态 GH2132 合金不同应变速率下的应力-应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of as-cast GH2132 alloy at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1} ; (e) 10 s^{-1}

状态,表现出典型的动态回复型曲线特征。

选取 0.001 s^{-1} 、1173~1423 K 条件下的流变应力曲线进行具体分析,如图 2(a)所示。从图 2(a)可以看出, 0.001 s^{-1} 、1173 K 条件下应力应变曲线大致分为三个阶段:加工硬化阶段(I)、稳态变形阶段(II)、二次硬化阶段(III)。随着温度升高,加工硬化阶段缩短,稳态变形阶段延长;另外,高温条件下(1373~1423 K)较低温条件(1173~1323 K)在稳态

变形阶段之后出现动态软化阶段(IV:对应真应变约为 0.41~0.7),这是由于在高温下,材料的热激活作用增大,原子热运动和自由扩散能力增强,位错运动和晶界间滑移更容易,动态回复或动态再结晶引起的软化过程加剧,且此时应变速率很小,材料发生动态回复或动态再结晶的时间延长,产生的动态软化作用变大。二次硬化阶段的出现是由于硬化伴随着动态回复形成的亚晶或动态再结晶形成的再

结晶晶粒长大而导致。

由于本研究所用材料是 GH2132 合金铸锭, 组织中存在成分不均匀、偏析等缺陷, 因此, 在热压缩过程中应力应变曲线会出现异常情况。例如, 在高应变速率低温 10 s^{-1} 、 1173 K 条件下(见图 2(e)), 流变应力达到峰值后, 流变应力曲线随应变的增加呈现先下降后上升的趋势。这是由于在低温和高应变速率的共同作用下, 位错滑移变形方式受到抑制, 使得材料发生脆化^[13], 同时材料组织不同发生剪切变形而引起三角晶界产生微裂纹(见图 3)。

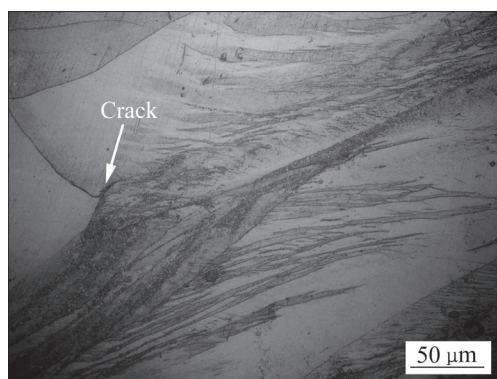


图3 GH2132 合金在 10 s^{-1} 和 1173 K 条件下的热变形组织

Fig. 3 Microstructure of GH2132 alloy deformed at forming temperature of 1173 K and strain rate of 10 s^{-1}

2.2 热变形激活能

金属的高温塑性变形是一个热激活过程, 在变形过程中, 流变应力取决于应变速率和变形温度, 可以采用双曲正弦模型 Arrhenius 方程来描述^[14-16]:

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{for all } \sigma) \quad (1)$$

式中: A 、 α 、 n 均为材料常数; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; σ 为给定真应变对应的真应力, MPa; T 为热力学温度, K; R 为摩尔气体常数, 其值为 $8.314\text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$; Q 为热变形激活能, kJ/mol。

齐纳-霍尔蒙(Zener-Hollomon)将温度参数引入, 采用 Z 参数表示变形温度和应变速率的关系^[17]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

对式(2)求微分可得

$$Q = R \frac{d(\ln \dot{\varepsilon})}{d\{\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}} \frac{d\{\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}}{d\left(\frac{1}{T}\right)} = Rnb \quad (3)$$

作真应变为 1.2 时的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 关系曲线和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 关系曲线, 分别如图 4 所示。通过计算图 4(a)中曲线斜率倒数的平均值可求出 n 值, 图 4(b)中曲线的斜率平均值即为 b 值。结合图 4(a)和(b)的结果, 可以计算出该合金在不同应变下的热变形激活能 Q 值。

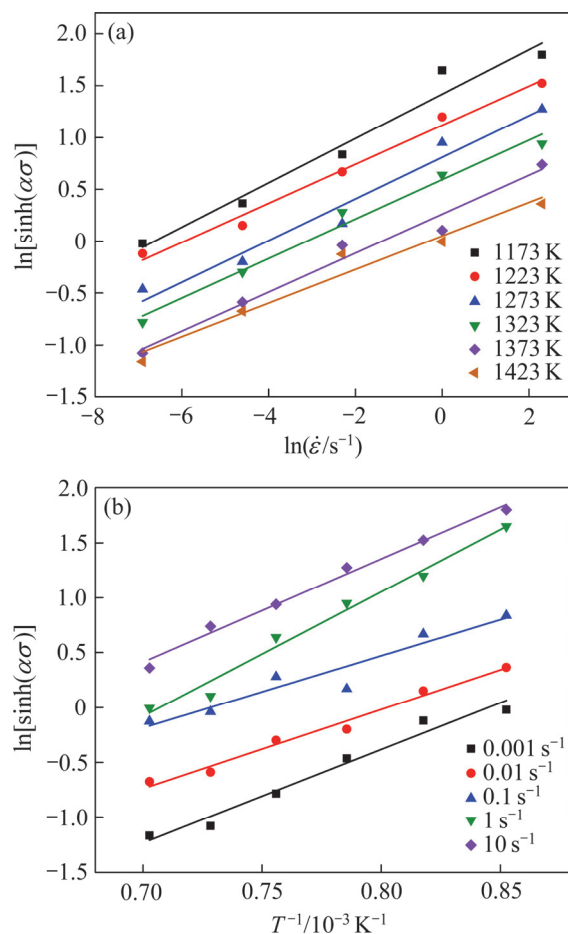


图4 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ 关系曲线

Fig. 4 Relationship curves of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ (a) and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ (b)

热激活能 Q 表示材料发生变形时原子运动的势垒水平, 能反映材料热变形的难易程度, Q 值越大, 材料越难变形。图 5 所示为热变形激活能 Q 值随应变和应变速率的变化曲线。从图 5(a)中可以看出, Q 值随应变的增加呈先减小后增大的趋势, 在应变为 0.2 时, 出现最低值 285.16 kJ/mol , 这与图 2 中其流变应力在应变为 0.2 左右出现屈服有关。

当应变大于 0.2 时, 热激活能呈连续增加趋势, 表明变形量越大, 材料发生热变形需要消耗更多的能量, 变形越困难。由图 5(b)可知, 该合金的热变形激活能 Q 值在 224.14~737.12 kJ/mol。在不同变形温度下, Q 值随应变速率的变化趋势一致, 应变速率越小, Q 值越大; 而当应变速率为 1 s^{-1} 时, Q 值出现异常增大现象, 这与图 4(b)中 1 s^{-1} 应变速率对应的曲线斜率比其他应变速率下的曲线斜率更大有关, 主要是由于此应变速率下变形机制的不同所导致。

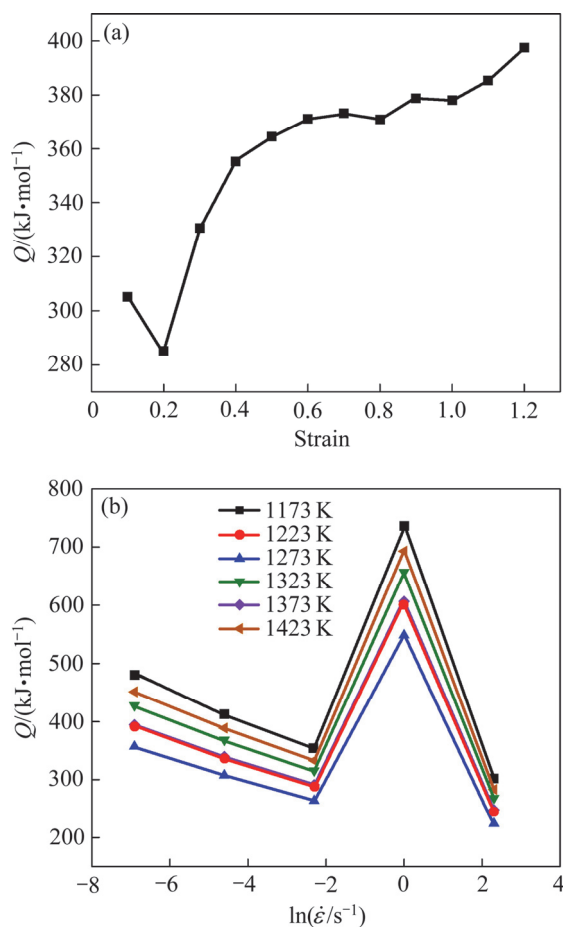


图 5 GH2132 合金 Q 值随应变和应变速率的变化曲线
Fig. 5 Variations of Q for GH2132 alloy with strains (a) and strain rates (b)

2.3 应变速率敏感指数和温度敏感指数

在材料的热加工过程中, 应变速率和变形温度是反映材料热变形特征的重要参数。应变速率敏感指数 m 可以描述塑性变形时材料的流变应力对于应变速率的敏感性, 温度敏感指数 s 为流变应力对于变形温度的敏感性参数, m 或 s 值越大表明其流动应力对应变速率或温度的敏感性越高。 m 、 s 的表

达式分别为^[18]

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

$$s = \frac{1}{T} \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}, \epsilon} \quad (5)$$

图 6 所示为 GH2132 合金在真应变为 1.2 时的应变速率敏感指数 m 图和温度敏感指数 s 图(图中各曲线分别代表应变速率敏感指数 m 的等值线和温度敏感指数 s 的等值线)。从图 6(a)中可以看出, 当温度低于 1273 K(1000 °C)时, 随应变速率的增加, m 呈先增大后减小的趋势, 在应变速率约为 0.05 s^{-1} 时达到局部峰值 0.16; 而在温度高于 1273 K(1000 °C)的条件下, m 的变化趋势发生改变, 这是由于在高温变形中材料的微观组织变形机制发生转变, m 值随应变速率的增加呈先减小后增大的趋势, 在低应变速率和高应变速率均出现较大值, 应变速率达 10 s^{-1} 时, m 值接近 0.3, 而在应变速率为 0.001 s^{-1} 时, m 值基本高于 0.3, 最高达 0.43。通常认为在 $m > 0.3$ 时, 材料将发生超塑性变形^[19], 这说明在高温($T > 1273 \text{ K}$ (1000 °C))低应变速率(0.001 s^{-1})条件下, 材料能更好发挥其塑性变形潜力。另外, 在低温高应变速率 1173~1223 K、 $1.53 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 条件下, m 出现异常负值, 这与材料铸态组织内部产生微裂纹有关。由图 6(b)可知, s 谷值区呈“X”型分布在图中, 表明应变速率和变形温度对 s 值的影响具有耦合性。在低温($T < 1210 \text{ K}$)和高温($T > 1373 \text{ K}$)条件下, s 值变化趋势相似, 随应变速率的增大先增大后减小, 在中应变速率 0.1 s^{-1} 左右达到峰值 7.1; 而在中温($1210 \text{ K} < T < 1373 \text{ K}$)区域, 变化趋势则截然相反, 在中温中应变速率出现局部谷值区。此外, 在高应变速率条件下, 变形温度对 s 值的影响较大。在低温 1173~1195 K、 $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 和高温 1395~1423 K、 $0.41 \sim 4.71 \text{ s}^{-1}$ 区域内, s 值剧烈变化并呈现较小值, 此时 s 值小于 1 甚至出现负值, 在 Malas's 准则中^[18]温度敏感指数 s 值也用于材料流动失稳的判据, 在稳态条件下 s 值应大于 1, 因此, 在这两个区域材料可能发生流变失稳; 而在中温区域 s 值达到峰值 8.5, 此时流变应力对温度的变化极其敏感。综合图 5 和 6 结果可知, 在低温高应变速率 1173~1195 K、 $1.53 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 条件下加工材料会产生失稳现象, 与图 3 结果相一致。

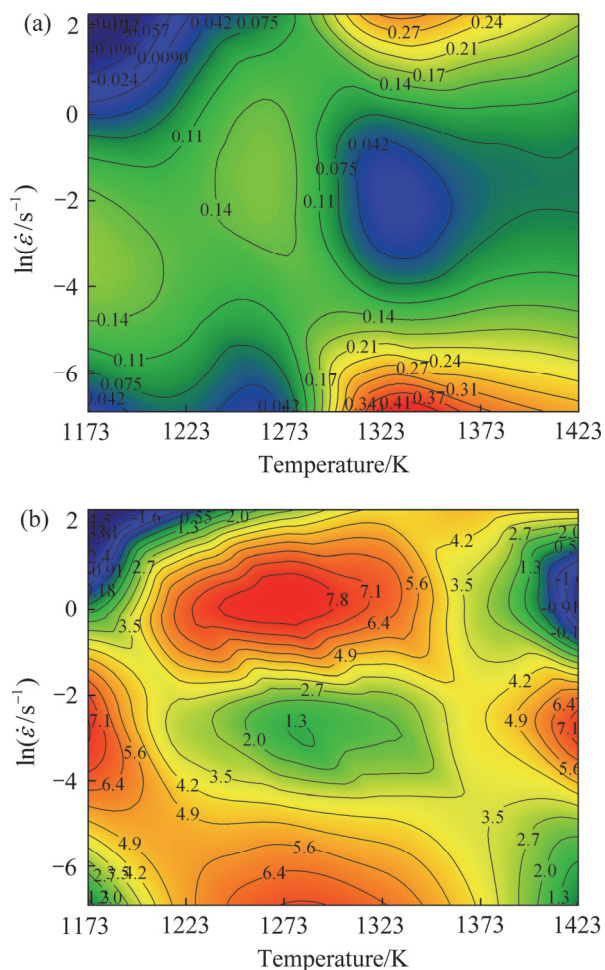


图 6 真应变为 1.2 时的应变速率敏感指数(m)图和温度敏感指数(s)图

Fig. 6 Strain rate sensitivity(m) map (a) and temperature sensitivity(s) map (b) at strain of 1.2

2.4 热加工图

基于 PRASAD 等^[20-22]建立的动态材料模型 (Dynamic materials model, DMM), 绘制材料在热变形过程中的能量耗散图和失稳图, 经叠加能量耗散图和失稳图得到热加工图, 可直观反映出变形参数对材料热变形行为的影响, 并对材料的可加工性进行预测评估, 有利于制定和优化加工工艺参数。DMM 模型认为热变形过程中消耗的总能量 P 是由材料塑性变形消耗的能量 G 和组织转变消耗的能量 J 构成。其表达式为

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^t \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (6)$$

描述功率耗散特征的参数 η 是由耗散协量 J 和

材料处于理想线性耗散能量 $J_{\max}$ 的比例来决定, 即

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (7)$$

一般地, 功率耗散系数 η 值越大, 表明材料在热变形过程中用于组织转变的能量越多, 但这并不完全意味着材料的加工性越好, 还需结合失稳判据进行进一步分析。PRASAD 等^[20-22]根据不可逆力学极值原理, 确定出其失稳判据表达式为

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (8)$$

根据式(7)、(8)可绘制出材料的能量耗散图和失稳图, 将二者叠加后即可获得材料的热加工图。图 7 所示为 GH2132 合金在真应变为 1.2 时的功率耗散等值线图 and 热加工图, 图中等值线上的数字表示

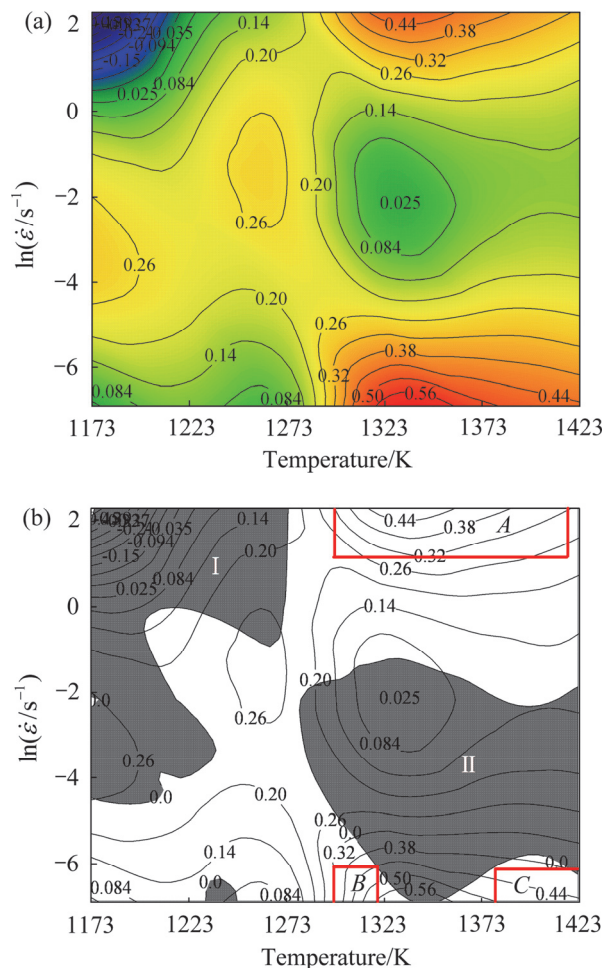


图 7 真应变 1.2 时的功率耗散图和热加工图

Fig. 7 Power dissipation map (a) and thermal processing map (b) at strain of 1.2

功率耗散系数 η 值, 阴影部分为流变失稳区, 白色区域为安全加工区, 在安全加工区内, 随着 η 值的增加, 材料的可加工性更好。由图 7(a)可知, 在相同应变下应变速率敏感指数 m 图(见图 6(a))与功率耗散系数 η 图的变化趋势相似, 在 Al 基复合材料和 TWIP 钢等其他材料中也发现有类似现象^[23-24]。 η 值存在两个峰值区, 分别为 1295~1423 K、0.001~0.008 s⁻¹ 和 1295~1418 K、3.07~10 s⁻¹, 最高值达 0.56。从图 7(b)热加工图可以看出, 安全加工区与流变失稳区域呈“X”形。流变失稳区主要集中在低温高应变速率的 I 区 and 高温低应变速率的 II 区, 在 0.001~0.003 s⁻¹ 的低应变速率区, 变形温度约为 1320~1380 K 时 η 值达到最大 0.56, 但由于其处于流变失稳区, 因此在实际加工中应予以避免; 安全加工区范围较大, 在所有安全加工区内, A(1295~1418 K、3.07~10 s⁻¹)、B(1295~1320 K、0.001~0.002 s⁻¹)、C(1380~1423 K、0.001~0.002 s⁻¹) 三个区域恰好处于 η 值的两个峰值区内, 说明在这三个区域材料的加工性能比较好。

2.5 组织演变

图 8 所示为 GH2132 合金在 1323 K 以不同应变速率变形后的显微组织。由图 8 可看出, 在应变速率为 10 s⁻¹ 时, 晶粒沿垂直于压缩方向被拉长, 材料发生动态回复, 在变形晶粒的晶界周边形成大量等轴亚晶组织, 呈“项链”特征(见图 8(a)); 应变速率为 0.1 s⁻¹ 时, 亚晶转变为大角度晶界, 成为再结晶的核心, 诱导动态再结晶的进一步发生^[25](见图 8(b)); 而随着应变速率降低到 0.001 s⁻¹ 时, 材料发生完全动态再结晶, 均匀分布的等轴晶代替原始柱状晶组织(见图 8(c)), 这种组织状态与功率耗散图(见图 7(a))中此时 η 值最大相吻合。

图 9 所示为 GH2132 合金在不同温度下以 0.001 s⁻¹ 速率变形后的显微组织。从 1173 K 的热变形组织中可以看出, 材料变形很不均匀, 发生局部塑性流动, 几乎未发生动态再结晶(见图 9(a)); 而当变形温度达到 1273 K 时, 材料已发生完全动态再结晶, 生成远小于原始晶粒的细小等轴晶(见图 9(b)), 这与图 6(a)中 m 值变化趋势在 1273 K 附近发生改变相一致; 而当温度进一步升高到 1373 K 时, 动

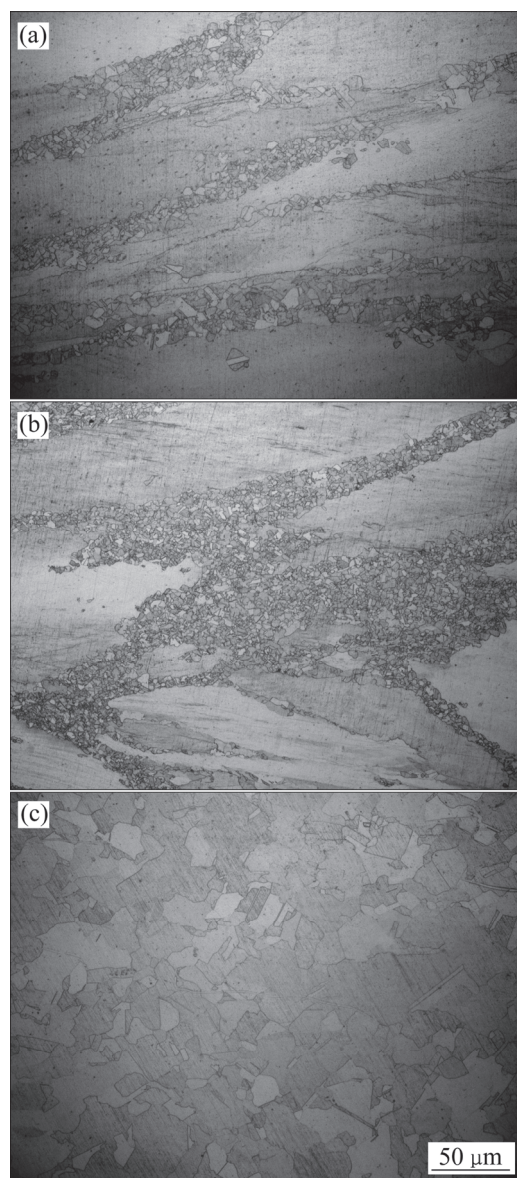


图 8 GH2132 合金在 1323 K 以不同应变速率变形后显微组织

Fig. 8 Microstructures of GH2132 alloy after deformation at 1323 K and different strain rates: (a) 10 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 0.001 s⁻¹

态再结晶晶粒尺寸明显增大(见图 9(c))。由此可知, 提高变形温度、降低应变速率有利于获得均匀分布的等轴晶粒; 而当温度过高再结晶晶粒尺寸会增大, 不利于材料的力学性能, 且在实际加工生产中, 很难实现 0.001 s⁻¹ 这样接近于准静态的加工速率。因此, 结合热加工图和显微组织的结果分析, 确定出铸态 GH2132 合金合理的加工参数为 1295~1418 K、3.07~10 s⁻¹。

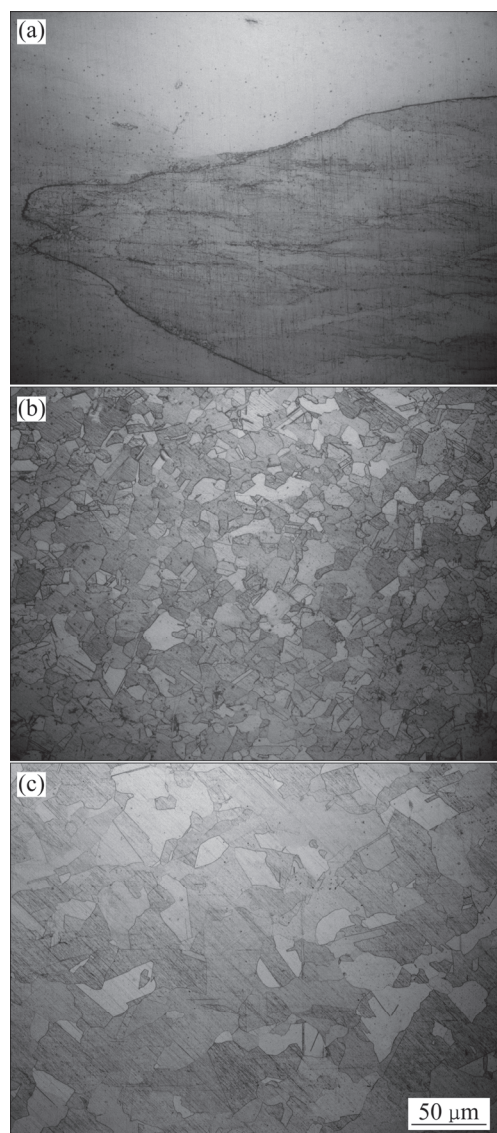


图 9 GH2132 合金在不同温度下以 0.001 s^{-1} 变形后的显微组织

Fig. 9 Microstructures of GH2132 alloy after deformation at strain rate of 0.001 s^{-1} and different deformation temperatures: (a) 1173 K; (b) 1273 K; (c) 1373 K

3 结论

1) 变形初始阶段, 流变应力随应变增加急剧增大; 随着应变和应变速率的增大, 材料的软化作用逐渐增强, 流变应力增加趋势减缓, 应变速率达到 10 s^{-1} 时, 动态软化作用与加工硬化达到平衡, 流变应力趋于稳定, 表现出典型的动态回复型曲线特征。

2) GH2132 合金在应变为 1.2 时的热变形激活

能 Q 值为 $224.14 \sim 737.12 \text{ kJ/mol}$, Q 值随应变速率的增大而减小。应变速率和变形温度对应变速率敏感指数 m 、温度敏感指数 s 的影响具有耦合性。

3) 基于动态材料模型建立真应变为 1.2 时的热加工图, 结合热变形组织确定出铸态 GH2132 合金的合理加工参数为 $1295 \sim 1418 \text{ K}$ 、 $3.07 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 。

REFERENCES

- [1] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001: 93–112.
Editor Committee of China Aeronautical Materials Handbook. China aeronautical materials handbook[M]. Beijing: China Standards Press, 2001: 93–112.
- [2] LIU Si-cheng, GAO Yun, LIN Zhong-liang, et al. Microstructure and properties after deformation and aging process of A286 superalloy[J]. Rare Metals, 2019, 38: 864–870.
- [3] 冯光勇, 宫晓春. 时效温度对 GH2132 合金组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(1): 96–100.
FENG Guang-yong, GONG Xiao-chun. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of GH2132 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(1): 96–100.
- [4] XU Xiao-lei, YU Zhi-wei, HOU Cai-yun, et al. Microstructure and properties of plasma-nitrided Fe-based superalloy Fe-25Ni-15Cr[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(7): 3357–3369.
- [5] 戴青松, 刘 栩, 付 平, 等. 5083 铝合金高温变形行为及加工图[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(8): 1988–1994.
DAI Qing-song, LIU Xu, FU Ping, et al. High-temperature deformation behavior and processing map of 5083 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2017, 48(8): 1988–1994.
- [6] WAN Peng, ZOU Hang, WANG Ke-lu, et al. Research on hot deformation behavior of Zr-4 alloy based on PSO-BP artificial neural network[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 826: 154047.
- [7] ZHAO Qiang, CHEN Wen, LIN Jun, et al. Hot deformation behavior of 7A04 aluminum alloy at elevated temperature: Constitutive modeling and verification[J]. International Journal of Material Forming, 2020, 13(2): 293–302.

- [8] 吴凯西, 谭黎明, 何英杰, 等. 粉末高温合金 $U_{720}Li$ 的热加工行为[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(8): 1676–1683.
WU Kai-xi, TAN Li-ming, HE Ying-jie, et al. Hot deformation behavior of P/M superalloy $U_{720}Li$ [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(8): 1676–1683.
- [9] HU Dao-chun, WANG Lei, WANG Hong-jun. Dynamic recrystallization behavior and processing map of the 6082 aluminum alloy[J]. Materials, 2020, 13(5): 1042.
- [10] ZHANG Bing, SHANG Xiao-di, YAO Su, et al. A comparative study on johnson-cook, modified johnson-cook, modified Zerilli-Armstrong and Arrhenius-Type constitutive models to predict hot deformation behavior of TA2[J]. High Temperature Materials and Processes, 2019, 38: 699–714.
- [11] WANG Xin, ZHANG Yun-peng, MA Xue-long. High temperature deformation and dynamic recrystallization behavior of AlCrCuFeNi high entropy alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2020, 778: 139077.
- [12] LIU Peng, ZHANG Rui, YUAN Yong, et al. Hot deformation behavior and workability of a Ni-Co based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154618.
- [13] 高灵清, 朱金华, 李 慧, 等. 高应变速率及低温对工业纯钛力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(6): 1051–1055.
GAO Ling-qing, ZHU Jin-hua, LI hui, et al. Effects of high strain rate and low temperature on mechanical properties of TA2[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(6): 1051–1055.
- [14] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136–1138.
- [15] WANG Meng-han, YANG Yong-chao, TU Shun-li, et al. A modified constitutive model and hot compression instability behavior of Cu-Ag alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(4): 764–774.
- [16] SU Yu, KONG Fan-tao, YOU Feng-hai, et al. The high-temperature deformation behavior of a novel near- α titanium alloy and hot-forging based on the processing map[J]. Vacuum, 2020, 173: 109135.
- [17] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22–32.
- [18] MALAS J C, SEETHARAMAN V. Using material behavior models to develop process control strategies[J]. JOM, 1992, 44(6): 8–13.
- [19] 刘 勤. 流变应力的应变速率敏感性指数(m)及其和超塑性之间的关系[J]. 机械工程材料, 1979, 3(2): 58–69.
LIU Qin. The strain rate sensitivity index (m) of flow stress and its relation to superplasticity[J]. Materials for Mechanical Engineering, 1979, 3(2): 58–69.
- [20] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883–1892.
- [21] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 82–88.
- [22] SIVAKESAVAM O, PRASAD Y V R K. Hot deformation behavior of as-cast Mg-2Zn-1Mn alloy in compression a study with processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 362(1/2): 118–124.
- [23] HUANG Zhi-ye, ZHANG Xing-xing, XIAO Bo-lyu, et al. Hot deformation mechanisms and microstructure evolution of SiCp/2014Al composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 722: 145–157.
- [24] ZHANG Jing-qi, DI Hong-shuang, MAO Kun, et al. Processing maps for hot deformation of a high-Mn TWIP steel: A comparative study of various criteria based on dynamic materials model[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 587: 110–122.
- [25] 周 舸, 张思倩, 张浩宇, 等. GH79 合金高温变形行为及变形机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(12): 3939–3947.
ZHOU Ke, ZHANG Si-qian, ZHANG Hao-yu, et al. Elevated temperature compression deformation behavior and mechanism of GH79 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(12): 3939–3947.

Thermal deformation behavior and hot processing map of as-cast GH2132 alloy

ZHANG Bing^{1,3}, LIU Peng-ru^{1,3}, CHEN Han-feng², YANG Yan², ZHAO Fen-fen^{1,3},
DANG Xiao-han^{1,3}, WANG Kuai-she^{1,3}

(1. College of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China;

2. State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resource Integrated Utilization,
Jinchuan Group Co., Ltd., Jinchang 737100, China;

3. National and Local Engineering Researching Center for Functional Materials Processing,
Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The thermal compression deformation behavior and microstructure evolution of as-cast GH2132 alloy were studied by hot compression with Gleeble-3500 thermal simulator at the temperature range of 1173–1423 K and strain rate of $0.001\text{--}10\text{ s}^{-1}$. The deformation activation energy (Q), strain rate sensitivity index (m) and temperature sensitivity index (s) of the alloy under different deformation conditions were analyzed. Based on the dynamic material model (DMM), the thermal processing map was established. Combined with microstructure, the optimal parameters of hot processing were determined. The results show that the flow stress decreases with the increase of deformation temperature and the decrease of strain rate, and as-cast GH2132 alloy is the strain rate and temperature sensitive material. These are beneficial to the formation of equiaxed grains with uniform distribution by increasing the temperature and decreasing the strain rate. Combined with the thermal processing map and deformation microstructure, the preferable thermal deformation parameters of as-cast GH2132 were determined, and the corresponding deformation temperature and strain rate ranges are 1295–1418 K and $3.07\text{--}10\text{ s}^{-1}$, respectively.

Key words: as-cast GH2132 alloy; thermal deformation behavior; hot processing map

Foundation item: Project(51874226) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (20ZD7GC009) supported by the Science and Technology Major Special Project of Gansu Province, China; Project(301170504) supported by the State Key Laboratory Open Program of Comprehensive Utilization of Nickel and Cobalt Resources, China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2021-06-28

Corresponding author: ZHANG Bing; Tel: +86-13691363825; E-mail: r.zhang1112@163.com

(编辑 李艳红)