



锻态 C-276 镍基合金热变形行为及热加工图

何英杰^{1,2}, 展 鑫^{1,2}, 孙晓瑜^{1,2}, 丁文炎³, 苏 诚³,
王宝顺³, 佴启亮³, 黄 岚^{1,2}, 刘 锋^{1,2}

(1. 中南大学 粉末冶金研究院, 长沙 410083;
2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;
3. 浙江久立特材科技股份有限公司, 湖州 313028)

摘要: 为研究锻态 C-276 镍基合金的热变形行为, 采用 Gleeble-3180D 热模拟试验机对该合金在变形温度 950~1200 °C 以及应变速率 0.01~10 s⁻¹ 条件下进行一系列热压缩实验。结果表明, 合金的流变应力曲线都呈现明显的动态再结晶特征, 并且流变应力随变形温度的提升或者应变速率的下降而降低。根据 Arrhenius 模型构建该合金峰值应力下的本构方程, 得出合金的变形激活能为 510.484 kJ/mol。依据材料动态模型绘制合金在 0.6 应变下的热加工图, 并结合组织分析提出该合金最优的热加工参数为(1100 °C, 0.01 s⁻¹) 以及(1150 °C, 0.01~1 s⁻¹)。另外, 合金的组织变化规律表明, 温度的增加或应变速率的降低能够促进合金的动态再结晶晶粒的形核与长大。

关键词: C-276 镍基合金; 热变形; 本构方程; 热加工图

文章编号: 1004-0609(2020)-03-0550-09

中图分类号: TG146.15

文献标志码: A

C-276 合金是一种 Ni-Cr-Mo 系的镍基高温合金, 因其具有优异的高温力学性能、焊接性能以及耐腐蚀性能, 而被广泛应用于石油化工、核工业、冶炼等领域^[1]。金属 Ni 本身具有良好的耐腐蚀性, Cr、Mo 以及其他微量合金元素的添加使得 C-276 镍基合金具有更全面的耐腐蚀性, 因此 C-276 合金被称作“万能型的耐蚀合金”, 能够在高温以及复杂的腐蚀性环境下长期使用^[2]。为了方便运输及储存高温腐蚀性介质, C-276 合金往往被制成管材或者更复杂的形状。然而管材在热加工过程中受力复杂, 容易产生缺陷。另外镍基合金变形抗力非常大, 热加工范围较窄^[3], 这些都是影响 C-276 合金热加工性能的因素。因此研究 C-276 镍基合金热变形行为并且提出合适的热加工工艺参数至关重要。

目前, 国内外对不同初始状态的 C-276 合金热变形行为进行了初步研究。刘爽等^[4]研究了铸态 C-276 合金的热变形行为, 构建了对应的本构方程以及热加工图, 提出了铸态 C-276 合金合适的热加工区间为(1050~1250 °C, 0.01~1 s⁻¹)。JALADURGAM 等^[5]研究了固溶处理后 C-276 合金的热变形特征及组织演化规

律, 建立了 0.65 应变下的热加工图并对热加工图中区域进行了组织分析, 提出了固溶处理后 C-276 合金最优的热加工参数为(1200 °C, 0.001 s⁻¹)。但是目前尚未有对于锻态 C-276 合金的热变形行为的报道。锻态的材料晶粒细小, 在热变形过程中容易发生动态再结晶, 这导致材料发生完全动态再结晶所需的温度更低, 从而降低了设备以及模具的要求^[6]。因此, 研究锻态 C-276 合金热变形行为有着重大意义。

本文以锻态的 C-276 镍基合金为研究对象, 对其进行了一系列的热压缩实验, 分析了合金的热变形行为。构建了锻态 C-276 合金在峰值应力下的本构方程, 并绘制了其在 0.6 应变下的热加工图, 结合热加工图以及显微组织的分析, 提出了锻态 C-276 合金最佳的热加工参数。

1 实验

实验材料选用美国 VDM METALS 公司生产的锻态 C-276 镍基合金, 化学成分如表 1 所列。锻态 C-276

基金项目: 国家重点研究计划资助项目(2016YFB0701404); 国家自然科学基金资助项目(91860105)

收稿日期: 2019-07-09; 修订日期: 2019-10-08

通信作者: 刘 锋, 副教授, 博士; 电话: 18607324887; E-mail: liufeng@csu.edu.cn

表1 C-276镍基合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of C-276 nickel-based alloy (mass fraction, %)

Cr	Mo	Co	W	Fe	V
16.0	16.1	0.2	3.4	6.1	0.16
Mn	Si	C	B	Ni	
0.3	0.04	0.003	0.03	Bal.	

合金原始组织如图1所示, 显微组织主要由单相的奥氏体以及少量的碳化物组成, 晶粒细小, 晶粒尺寸约为11 μm。

为保证热压缩试样初始状态的一致性, 在锻锭上沿同心圆切取 $d=8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱试样, 并在Gleebel-3180热模拟试验机上进行热压缩实验。变形温度为950、1000、1050、1100、1150、1200 °C, 应变速率为 10^{-2} 、 10^{-1} 、1、 10 s^{-1} , 变形量为60%。热压缩实验中试样与夹头之间放置石墨片, 以减小摩擦对试样热变形的影响。试样以 5 °C/s 速度升温至变形温度, 保温时间为3 min, 变形结束后水冷以保留变形组织。热压缩实验结束后, 将变形后的试样沿压缩方向从中心切开, 依次使用180、400、600、800、1200、1500号的金相砂纸将试样剖面磨至划痕一致, 再用颗粒度0.3、0.05 μm的氧化铝抛光液进行抛光。对抛光

后的试样进行腐蚀, 腐蚀剂溶液为HCl(100 mL)+ H_2SO_4 (10 mL)+无水硫酸铜(10 g), 腐蚀完后用酒精洗净再吹干, 用金相显微镜观察C-276合金试样热变形后的组织。

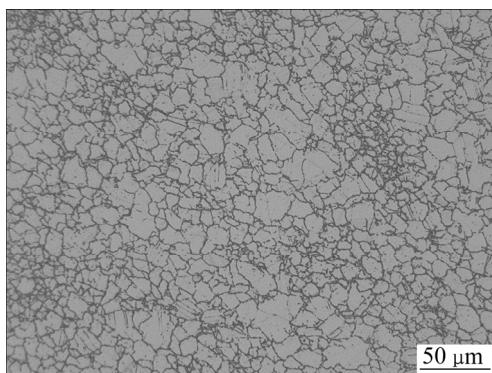


图1 C-276镍基合金原始显微组织

Fig. 1 Original microstructure of C-276 nickel-based alloy

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

C-276镍基合金不同变形条件下的真应力-真应变曲线如图2所示。C-276合金的流变应力曲线都呈

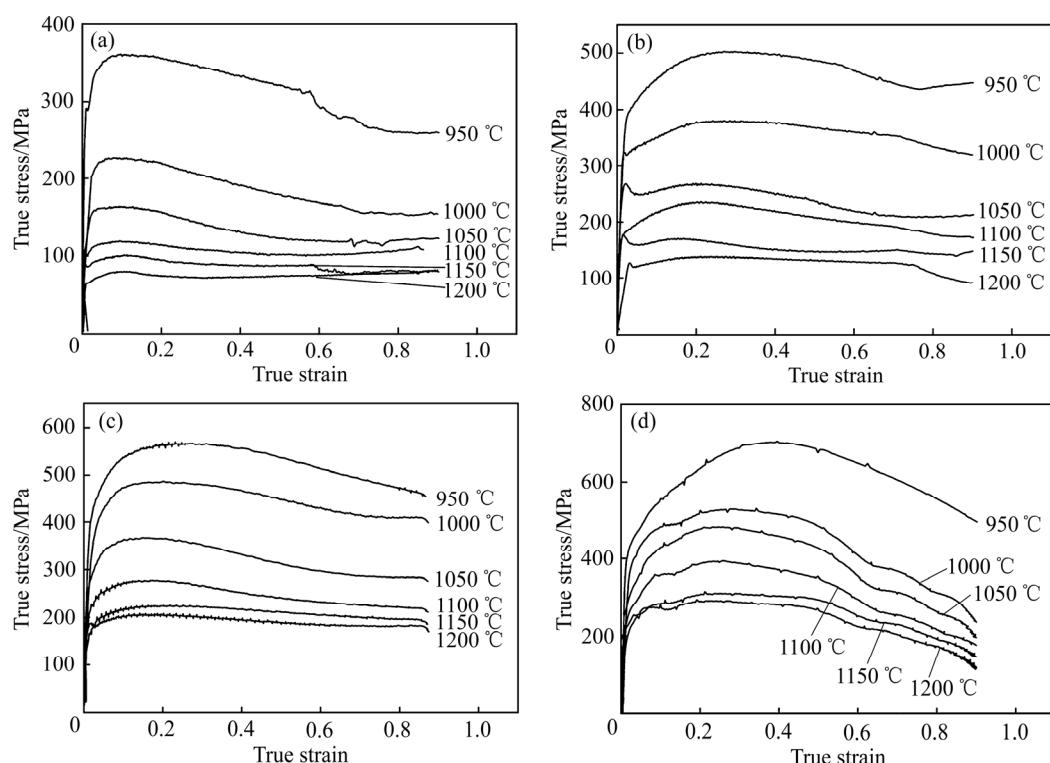


图2 C-276镍基合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of C-276 nickel-based alloy under different deformation conditions: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) 10 s^{-1}

现出明显的动态再结晶特征, 应力先急剧升高, 然后缓慢上升至峰值, 之后平缓下降。C-276 镍基合金为面心立方晶体, 具有较低的层错能, 热变形过程中容易发生动态再结晶, 不易发生动态回复^[7]。在热变形初期应力急剧升高, 这是由于材料内部位错快速的增殖、塞积, 导致变形抗力增大。随后由于动态回复以及动态再结晶的作用, 大量位错被消耗, 材料开始发生软化, 流变应力上升缓慢至峰值, 此时, 加工硬化与动态软化趋于平衡。随后动态软化占主导作用, 流变应力开始下降^[8]。

从图 2 中可以观察到应变速率以及变形温度对合金的流变曲线都有显著的影响。应变速率一定时, 流变应力随着温度的增加而降低。这是因为温度升高, 原子动能增大, 原子间结合力减弱, 位错运动阻力减小。其次晶界迁移速率增大, 合金动态再结晶程度增大, 软化作用增大, 从而变形抗力减小^[9]。当温度一定时, 随着应变速率的增大合金的流变应力也随之增加。这是由于应变速率的增加使得位错聚集速度越快, 并且相互缠结, 位错运动更加困难, 而且变形时间较少, 动态再结晶不充分, 动态软化作用降低, 从而导致变形抗力增大。

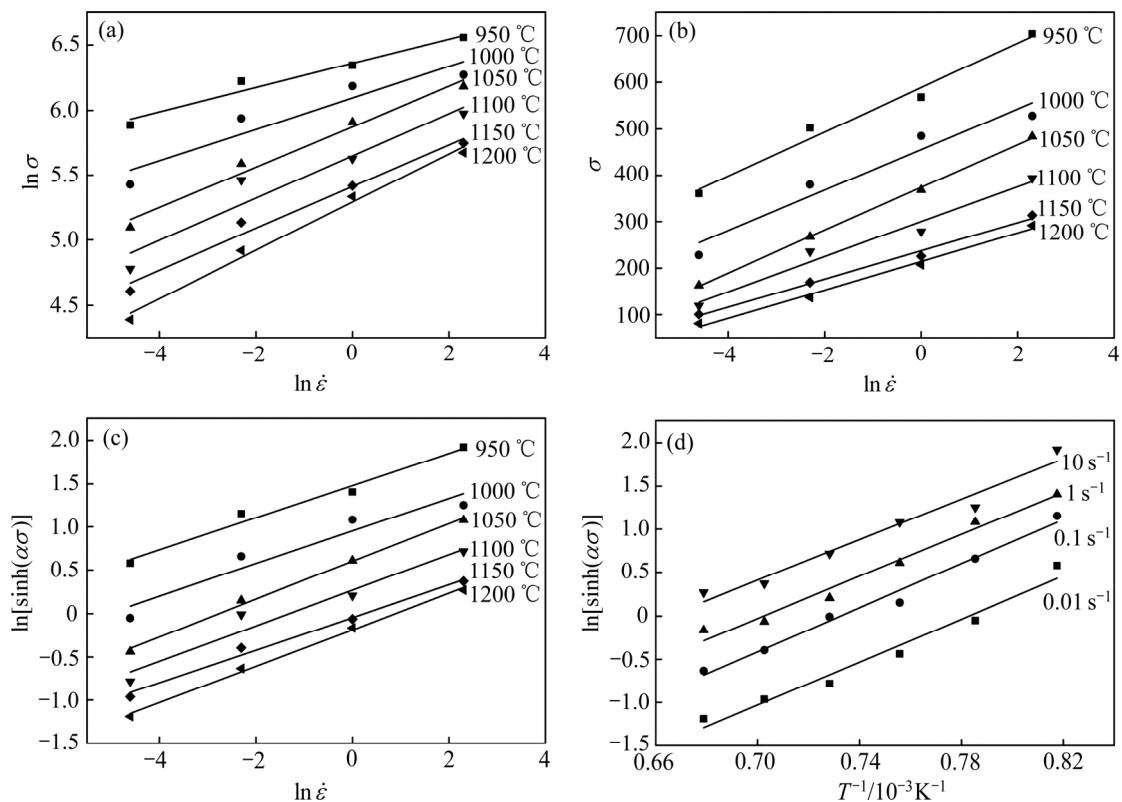


图 3 C-276 镍基合金热变形过程中应力、温度以及应变速率之间的关系

Fig. 3 Relationships among stress, temperature and strain rate for C-276 nickel-based alloy during hot deformation: (a) $\ln \dot{\varepsilon}$ and $\ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\varepsilon}$ and σ ; (c) $\ln \dot{\varepsilon}$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $1000/T$

2.2 本构方程的构建

本构方程是描述流变应力、温度以及应变速率三者之间关系的函数, 主要有 3 种形式: 指数形式、幂函数形式以及双曲正弦形式^[10], 其表达式分别为:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: σ 表示应力, MPa; T 为变形温度, K; Q 代表材料的热变形激活能, J/mol; R 为摩尔气体常数, 8.314 J/(mol·K); 而 A_1 、 A_2 、 A 、 n 、 n_1 、 α 、 β 均为材料常数。式(1)适用于低应力水平, 式(2)适用于高应力水平, 而式(3)可以应用于大范围的应力水平。

对式(1)、式(2)两边取自然对数可得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \beta \sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 σ 进行线性拟合, 如图 3(a)、(b) 所示。计算拟合直线的斜率并取平均值, 求出相应

系数 n_1 、 β , 根据表达式 $\alpha = \beta / n_1$, 求出锻态 C-276 合金 α 值为 0.0037。

再对式(3)两边取对数可得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

于是合金的热变形激活能 Q 可以表示为:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}} \quad (7)$$

同样对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 以及 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1000/T$ 进行线性拟合, 如图 3 所示。分别计算图 3(c) 和(d) 中拟合直线的斜率并取平均值, 代入式(7) 得出锻态 C-276 合金热变形激活能 $Q=510.5$ kJ/mol。刘爽等^[4] 计算出铸态 C-276 合金的变形激活能为 497 kJ/mol, 而 JALADURGAM 等^[5] 计算出固溶处理后 C-276 合金的激活能为 474 kJ/mol。合金的变形激活能与材料的热变形机制有关, 反映了材料热变形的难易程度。不同组织状态的材料其热变形机制会有较大差别, 而且细微成分的改变也会影响热变形机制^[11-12]。

为了描述温度和应变速率对材料热变形行为的影响, ZENER-HOLLOMON 等^[13] 提出了 Z 参数表达式, 如下:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (8)$$

对式(8)取对数可得:

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

为了求出系数 A 、 n , 对 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行线性拟合, 如图 4 所示。经计算得 $A=5.70 \times 10^{18}$,

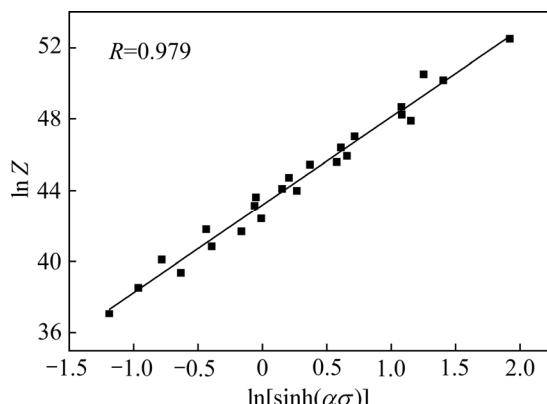


图 4 峰值应力与 Z 参数的关系

Fig. 4 Relationship between peak stress and Z parameter

$n=4.92$ 。将 α 、 n 、 A 、 Q 四个值带入式(3), 得出锻态 C-276 镍基合金在峰值应力下的本构方程:

$$\dot{\varepsilon} = 5.70 \times 10^{18} [\sinh(0.0037\sigma_p)]^{4.92} \exp\left(\frac{-510500}{RT}\right) \quad (10)$$

从图 4 中可以看出 C-276 合金峰值应力的实验值与预测值相关性很好, 相关系数 $R=0.979$, 从而验证了本构方程准确性。

2.3 热加工图的建立及分析

热加工图的提出是基于材料动态模型理论 (MDD), 被用来预测材料可进行热加工的参数, 以获得均匀、无缺陷的组织。在 MDD 理论中, 热加工过程作为一个能量耗散系统, 外界对材料输入的总能量为 P , 材料在热变形过程中将总能量 P 转变成两种形式, 即耗散量(G)和协耗散量(J)^[14]:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\sigma + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (11)$$

式中: G 为材料热变形过程中散失的热能以及少量的晶格畸变能; J 表示材料发生组织演变所消耗的能量。

当温度和应变为定值时, 耗散量与协耗散量两者之间的分配系数, 可定义成应变速率敏感因子 m , 如式:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \left| \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\varepsilon})} \right|_{\varepsilon, T} \quad (12)$$

对于理想的耗散体, 协耗散量为 $J_{\max} = P/2$, 而实际中材料热变形过程中的协耗散量与理想体中的协耗散量的比值可定义为能量耗散效率 η , 如式:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (13)$$

材料发生失稳有很多特征, 比如宏观开裂、绝热剪切带、局部滑移、微裂纹及孔洞等^[15]。本文采用 PRASAD 等^[16] 提出的最大熵原理判据, 来判别材料是否失稳, 如式:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (14)$$

根据以上原理, 可以求出在 0.6 应变下 C-276 合金在不同变形条件下的能量耗散效率以及失稳耗散因子, 通过插值, 可以画出相应的功率耗散等值线图以及失稳因子等值线图, 将两者叠加得到材料的热加工图, 如图 5 所示。其中灰色的区域代表热加工失稳的区域。锻态 C-276 合金的热加工图存在 3 个失稳区:

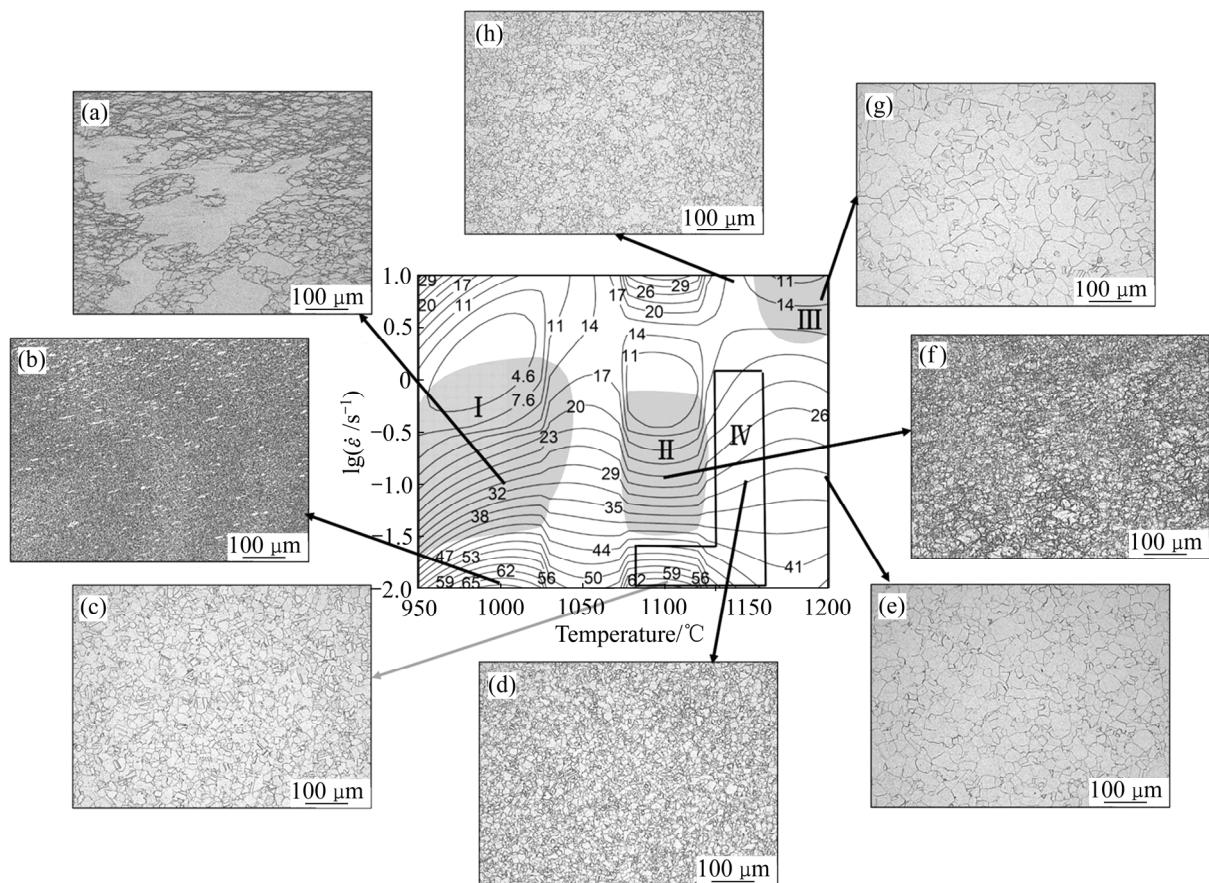


图5 C-276镍基合金0.6应变下的热加工图及显微组织

Fig. 5 Processing map under 0.6 strain and microstructure of C-276 nickel-based alloy

左中部区域I、中部区域II、右上角区域III。合适的热加工区间往往是高耗散因子的区域并且避开失稳区。另外热压缩实验中所有变形条件下的试样均未产生裂纹以及绝热剪切带。

C-276合金在(1000 °C, 0.01 s⁻¹)以及(1100 °C, 0.01 s⁻¹)变形条件下的功率耗散因子为62%，处于热加工图中功率耗散因子峰值。图5(b)和5(c)所示分别为两种变形条件下显微组织，可以看出合金在1000 °C时，动态再结晶程度非常高，当温度增加到1100 °C时动态再结晶程度非常完全，晶粒细小均匀。变形条件(1000 °C, 0.1 s⁻¹)处于热加工图失稳区域I中，对应的变形组织如图5(a)所示。由于温度较低，合金动态再结晶程度低，并且存在异常的大晶粒，组织非常不均匀。这种不均匀的组织会大大降低材料的性能，因此不适合在此条件进行热加工。图5(f)所示为(1100 °C, 0.1 s⁻¹)条件下热变形组织，此条件位于失稳区域II中。可以看出动态再结晶程度不完全，还存在很多拉长的大晶粒，组织并不均匀，同样在此条件不适合热加工。

变形条件(1200 °C, 10 s⁻¹)处于热加工图失稳区域III中，从图5(g)可以知道其动态再结晶程度比较完全，并未有失稳现象。有研究也证实了在高应变速率条件下虽然处于失稳区，但并未观察到有失稳现象，在此区域可以进行热加工^[17]。图5(d)所示为合金在(1150 °C, 0.1 s⁻¹)条件下的显微组织，动态再结晶程度完全，晶粒细小均匀，非常适合在此条件进行热加工。当变形温度较高时如图5(e)，虽然动态再结晶程度完全，但是再结晶晶粒发生长大，这会使材料的强度降低，此温度不适合热加工。虽然在(1150 °C, 10 s⁻¹)条件下合金并未处于失稳区中，但其组织再结晶程度并不完全，组织不均匀，如图5(h)所示。结合热加工图以及组织分析，锻态C-276合金的最优的热加工区间为区域IV：(1100 °C, 0.01 s⁻¹)以及(1150 °C, 0.01~1 s⁻¹)。

JALADURGAM等^[5]的研究表明，经过固溶处理后的C-276合金最优的热加工参数为(1200 °C, 0.001 s⁻¹)。与锻态C-276合金相比，锻态合金最优的热加工

温度相对较低。这是因为锻态合金晶粒细小, 晶界数量众多, 合金在热变形过程中形核数量多, 从而发生完全动态再结晶所需的温度相对降低了。另外, 刘爽等^[4]研究表明, 铸态 C-276 合金发生完全动态再结晶所需温度高达 1250 °C。然而锻态合金所需温度为 1100 °C, 这也是合金晶粒尺寸的不同导致的。因此, 合金的初始状态对其热变形行为有重大的影响, 材料在热加工前初始状态是值得考虑的因素。

2.4 温度和应变速率对组织的影响

图 6 所示为 C-276 合金在 0.01 s⁻¹ 应变速率、不同变形温度下的显微组织。由图 6 可以明显看出, 变形

温度对组织有着显著的影响。当温度为 950 °C 时, 合金已发生了部分再结晶, 组织由拉长的原始晶粒以及细小的动态再结晶晶粒组成, 还存在异常长大的晶粒。当温度升高到 1000 °C 时, 动态再结晶程度非常高, 残留个别拉长的原始晶粒。当温度为 1050 °C 时, 合金已发生完全的动态再结晶, 晶粒细小均匀。随着变形温度提升至 1100 °C, 晶粒开始长大。温度越高晶粒长得越大。可以看出, 温度的提升能够促进动态再结晶以及动态再结晶晶粒的长大。这是因为温度越高, 晶界迁移速率越大, 再结晶晶粒越容易形核和长大。

图 7 所示为 C-276 合金在不同应变速率、恒定变形温度(1000 °C)下的显微组织。由图 7 可以看出, 应

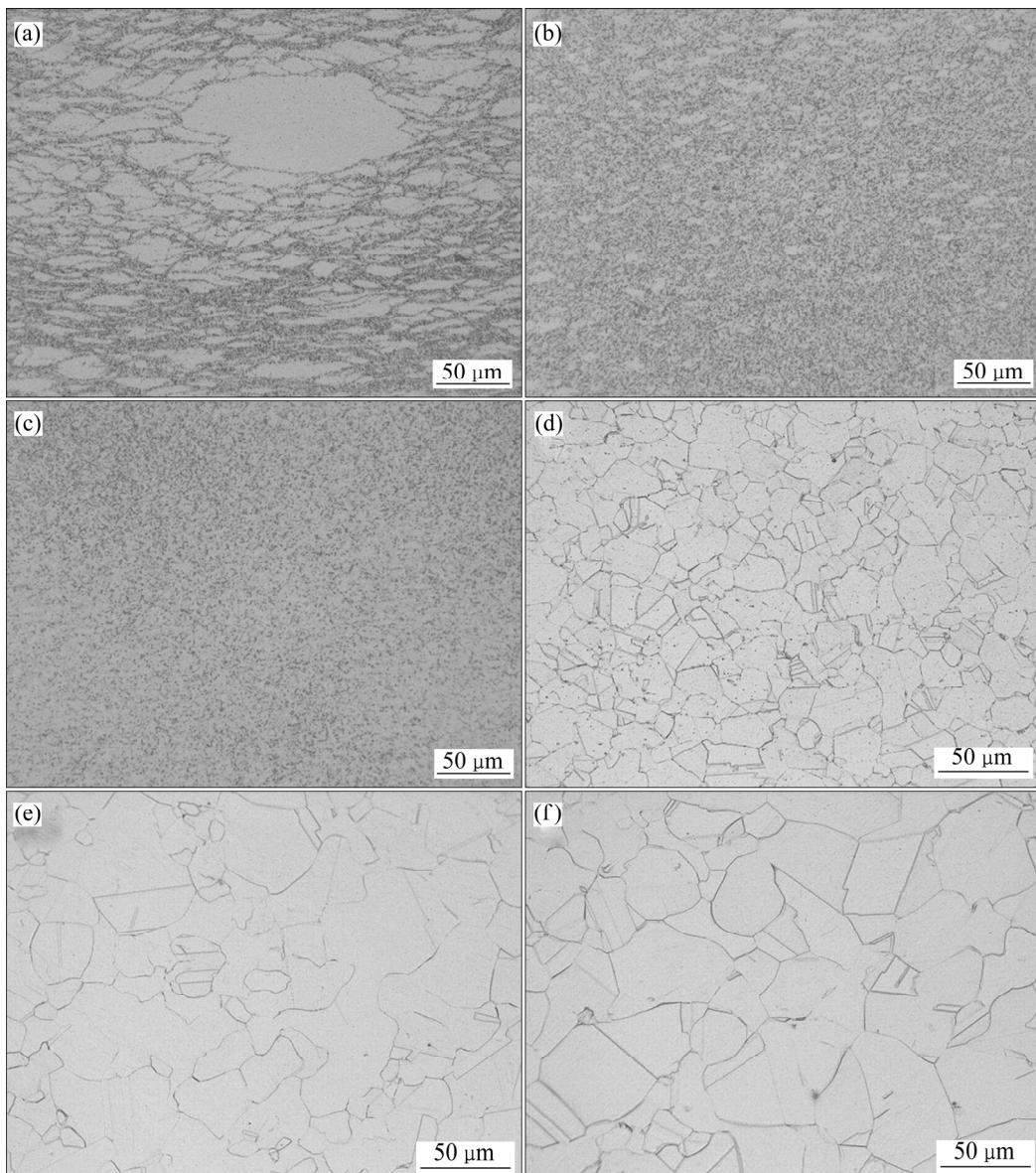


图 6 C-276 镍基合金在 0.01 s⁻¹ 应变速率、不同温度下的显微组织

Fig. 6 Microstructures of C-276 nickel-based alloy at different temperatures under constant strain rate of 0.01 s⁻¹: (a) 950 °C; (b) 1000 °C; (c) 1050 °C; (d) 1100 °C; (e) 1150 °C; (f) 1200 °C

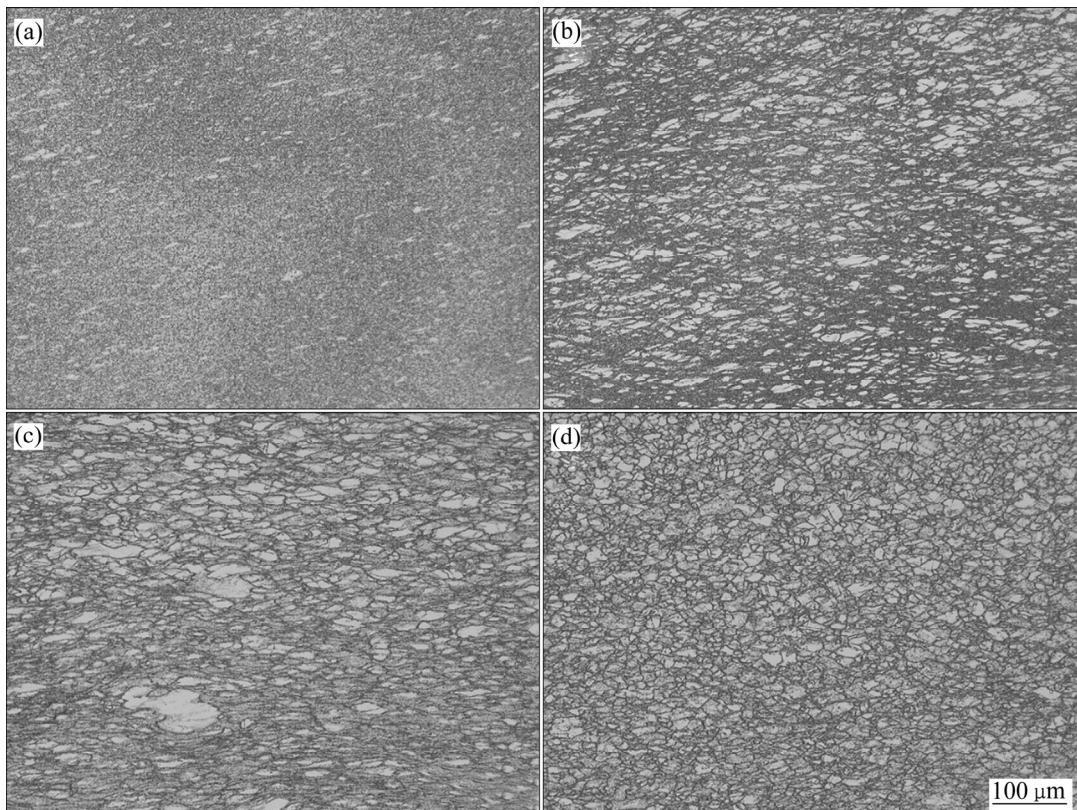


图7 C-276镍基合金在1000 °C下不同应变速率的显微组织

Fig. 7 Microstructures of C-276 nickel based alloy under different strain rate at constant temperature of 1000 °C: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) 10 s^{-1}

变速率越高, 动态再结晶程度越小, 残留的原始大晶粒越多。因为应变速率越高, 变形过程时间越短, 动态再结晶形核长大就越受抑制。由此可见, 在材料的热加工过程中选择合适的热加工参数(温度、应变速率)至关重要。

3 结论

1) 锻态C-276镍基合金真应力-真应变曲线呈现出典型的动态再结晶特征, 合金的变形激活能 Q 为 510.484 kJ/mol , 峰值应力下的本构方程如下:

$$\dot{\varepsilon} = 5.70 \times 10^{18} [\sinh(0.0037\sigma_p)]^{4.92} \exp\left(\frac{-510484}{RT}\right)$$

2) 锻态C-276合金热加工图存在3个失稳区, 结合热加工图和微观组织分析, 提出合金最优的热加工区间为(1100 °C , 0.01 s^{-1})以及(1150 °C , $0.01\sim1\text{ s}^{-1}$)。

3) 温度的增加或应变速率的降低有利于促进合金的动态再结晶晶粒的生成与长大。

REFERENCES

- [1] KONG Y, CHANG P, LI Q. Hot deformation characteristics and processing map of nickel-based C276 superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 622: 738–744.
- [2] 王成, 巨少华, 荀淑玲. 镍基耐蚀合金研究进展[J]. 材料导报, 2009, 23(3): 71–76.
CHENG Wang, JU Shao-hua, XUN Shu-ling. Progress in research on nickel-based corrosion resistant alloys[J]. Materials Review, 2009, 23(3): 71–76.
- [3] 孟凡国, 董建新, 吴剑涛. 镍基合金热挤压工艺参数的影响规律分析[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(10): 69–74.
MENG Fan-guo, DONG Jian-xin, WU Jian-tao. Analysis of governing parameters during hot extrusion of nickel-based alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2017, 29(10): 69–74.
- [4] 刘爽, 徐长征, 丰涵. 铸态C-276镍基高温合金的热变形行为及加工图[J]. 热加工工艺, 2017, 46(23): 105–110.
LIU Shuang, XU Chang-zheng, FENG Han. Hot deformation

- behavior and processing map of as-cast nickel-based C-276 superalloy[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(23): 105–110.
- [5] JALADURGAM N R, KANJARLA A K. Hot deformation characteristics and microstructure evolution of Hastelloy C-276[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 240–254.
- [6] SUH D W, CHO J Y, NAGAI K. Effect of initial grain size of austenite on hot-deformed structure of Ni-30Fe alloy[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2004, 35(11): 3399–3408.
- [7] NING Y Q, WANG T, FU M W. Competition between work-hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as-cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-speed hot compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 642: 187–193.
- [8] 胡少梅, 宋志刚, 郑文杰. 一种新型镍基合金的热变形行为[J]. 金属热处理, 2017, 42(12): 20–25.
HU Shao-mei, SONG Zhi-gang, ZHEN Weng-jie. Hot deformation behavior of a new nickel-based alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(12): 20–25.
- [9] JIANG H, DONG J, ZHANG M. Phenomenological model for the effect of strain rate on recrystallization and grain growth kinetics in the 617B alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735: 1520–1535.
- [10] LIN Y C, WEN D X, DENG J. Constitutive models for high-temperature flow behaviors of a Ni-based superalloy[J]. Materials & Design, 2014, 59: 115–123.
- [11] 潘素平, 陈宇强, 宋文炜. 初始组织特征对2E12铝合金热变形行为的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(11): 22–32.
PAN Su-ping, SONG Yu-qiang, SONG Wen-wei. Effects of initial microstructure characteristics on hot deformation behaviors of 2E12 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(11): 22–32.
- [12] LINO R, GUADANINI L G L, SILVA L B. Effect of Nb and Ti addition on activation energy for austenite hot deformation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(1): 180–188.
- [13] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. J Appl phys, 1944, 15(1): 22–32.
- [14] 苏娟华, 孙 浩, 任凤章. TA10钛合金热加工图的建立及分析[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(1): 78–86.
SU Juan-hua, SUN Hao, REN Feng-zhang. Establishment and analysis for processing map of TA10 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(1): 78–86.
- [15] 黄有林, 王建波, 凌学士. 热加工图理论的研究进展[J]. 材料导报, 2008, 22(z3): 173–176.
HUANG You-lin, WANG Jian-bo, LING Xue-shi. Research development of hot processing map theory[J]. Materials Review, 2008, 22(z3): 173–176.
- [16] ZHANG P, HU C, DING C-G. Plastic deformation behavior and processing maps of a Ni-based superalloy[J]. Materials & Design, 2015, 65: 575–584.
- [17] 李昌民, 谭元标, 赵 飞. Inconel 718高温合金流变曲线修正及热加工图[J]. 稀有金属, 2018: 1–15.
LI Chang-ming, TAN Yuan-biao, ZHAO Fei. Modification of flow stress curve and processing maps of Inconel 718 superalloy[J]. Rare Metals, 2018: 1–15.

Hot deformation behavior and processing map of forged C-276 nickel-based alloy

HE Ying-jie^{1,2}, ZHAN Xin^{1,2}, SUN Xiao-yu^{1,2}, DING Wen-yan³, SU Cheng³, WANG Bao-shun³,
NAI Qi-liang³, HUANG Lan^{1,2}, LIU Feng^{1,2}

(1. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy Central South University, Changsha 410083, China;

3. Zhejiang Jiuli Hi-tech Metals Co., Ltd., Huzhou 313028, China)

Abstract: In order to investigate the hot deformation behavior of a forged C-276 nickel-based alloy, a series of hot compression tests at temperatures of 950–1200 °C and strain rates of 0.01–10 s⁻¹ were carried out by Gleeble-3180D thermal simulator. The results show that the flow stress curves of alloy exhibit typical dynamic recrystallization characteristics and the flow stress decreases with the deformation temperature increasing or the strain rate reducing. Constitutive equation of C-276 alloy is constructed using peak stress according to Arrhenius model, and the deformation activation energy is 510.484 kJ/mol. At the strain of 0.6, a processing map is established based on dynamic material model. Combining with microstructure analysis, the optimum hot working parameters of C-276 alloy are (1100 °C, 0.01 s⁻¹) and (1150 °C, 0.01–1 s⁻¹). In addition, the microstructural change law of alloy indicates that the increase of deformation temperature or the reduce of strain rate can facilitate the nucleation and growth of dynamic recrystallization grain.

Key words: C-276 nickel-based alloy; hot deformation; constitutive equation; processing map

Foundation item: Project(2016YFB0701404) supported by the National Basic Research Development Program of China; Project(91860105) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2019-07-09; **Accepted date:** 2019-10-08

Corresponding author: LIU Feng; Tel: +86-18607324887; E-mail: liufeng@csu.edu.cn

(编辑 王超)