

B50A789G 叶片钢热变形行为研究

俞占扬¹, 信瑞山¹, 何玉东², 姚 斌², 吴志伟³, 赵吉庆⁴, 李晓凯¹, 曹晨星¹

(1. 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102211; 2. 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司, 四川 江油 621700; 3. 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 610300; 4. 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081)

摘 要: 使用 Gleeble-3800 热模拟试验机对 B50A789G 叶片钢进行等温热压缩试验, 应变速率选择 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$, 变形温度选择 $950 \sim 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。基于 Arrhenius 模型构建了本构方程, 采用动态材料模型构建了热加工图。由热加工图和变形后的组织获得了热加工窗口。结果表明: 适合于 B50A789G 叶片钢最优的热加工区域为变形温度 $1000 \sim 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 以及变形温度 $1150 \sim 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$, 该区域下组织能发生完全动态再结晶, 且原奥氏体晶粒尺寸分布均匀且细小, 有利于实现材料组织均匀化、细晶化, 为 B50A789G 叶片钢工业化应用提供支撑。

关键词: 叶片钢; 热变形行为; 本构方程; 热加工图; 动态再结晶

中图分类号: TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)04-0198-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.04.028

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者
聊科研

Study on the hot deformation behaviors of B50A789G blade steel

Yu Zhanyang¹, Xin Ruishan¹, He Yudong², Yao Bin², Wu Zhiwei³,
Zhao Jiqing⁴, Li Xiaokai¹, Cao Chenxing¹

(1. Ansteel Beijing Research Institute Co., Ltd., Beijing 102211, China; 2. Pangang Group Jiangyou Changcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyou 621700, Sichuan, China; 3. Chengdu Advanced Metallic Materials Industry Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China; 4. Special Steels Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract: The isothermal hot compression test of B50A789G blade steel was conducted by Gleeble-3800 thermo-mechanical simulator in the strain rate range of $0.01\text{-}10 \text{ s}^{-1}$ and the deformation temperature range of $950\text{-}1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Based on Arrhenius hyperbolic sine equation, the constitutive equation was established. The hot processing map was constructed based on dynamic material model (DMM). The hot working window was determined on the basis of hot processing map and deformed microstructures. The results show that the optimum domain for hot forming of B50A789G blade steel is determined in the temperature ranges of $1000\text{-}1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ with strain rates of $0.01\text{-}10 \text{ s}^{-1}$ and $1150\text{-}1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ with strain rates of $1\text{-}10 \text{ s}^{-1}$, respectively. It is found that complete dynamic recrystallization occurs in this domain. In addition, the grain size distribution of original austenite is uniform and fine, which is conducive to the homogenization and refinement of the material microstructures. This study provides support for the industrial application of B50A789G blade steel.

Key words: blade steel, hot deformation behaviour, constitutive equation, hot processing map, dynamic recrystallization

收稿日期: 2023-05-16

作者简介: 俞占扬, 1988 年出生, 男, 河北秦皇岛人, 博士, 主要从事能源用钢开发等研究, E-mail: 15842028530@163.com。

0 引言

在未来很长一段时间内,我国的主体能源仍然以煤炭为主。推进煤炭的清洁高效开发利用是实现能源生产和消费革命的必由之路,最关键在于发展超超临界燃煤发电技术^[1-4]。汽轮机是现代火力发电的主要设备,其中叶片是汽轮机的核心部件之一,起着将蒸汽动能转换为机械能的作用,叶片型面的设计和制造水平决定了汽轮机效率的高低。与高温叶片侧重于优良的蠕变断裂强度和高温下组织的长期稳定性不同,末级叶片的选材更注重高强度韧性匹配以及优良的抗振动疲劳性能与耐蚀性。

B50A789G 叶片钢是目前汽轮机组末级大叶片的新型主流材料,对材料的组织性能要求极高。近年来 B50A789G 在国内钢厂试制,国内的研究与报道均不多。钢铁研究总院杨钢教授^[5]研究了热加工工艺对 GTD450 叶片钢力学性能的影响,但未检索到材料热变形行为研究的相关文献。热加工工艺是叶片钢制备过程中极为重要和关键的环节,直接决定着产品性能与质量。不同的热加工工艺可以使相同成分的钢铁材料具有显著差异的微观组织,从而具有差别性能。同时,热加工过程也是钢铁材料在工业化生产过程中能量消耗的主要环节。B50A789G 叶片钢的合金元素含量很高,化学元素之间的冶金作用使材料的微观组织成分变得复杂,在叶片钢发生热塑性变形时,这些组成相的组织转变会使塑性流变行为变得复杂,对成型过程造成干扰。此外,变形过程中也容易出现混晶现象,对后续产品性能不利。合理的热加工工艺可使其组织发生充分再结晶,形成细小均匀的晶粒,这是实现材料强韧化的关键,从而为满足质量要求,减少性能波动提供保障。因此,为了探明 B50A789G 叶片钢的热变形行为、优化热加工工艺、改善材料组织和节能降耗,笔者采用 Gleeble 3800 试验机,通过热压缩试验,系统研究了 B50A789G 叶片钢的热变形行为,为其热加工工艺的选定提供了参考。

1 试验材料与方法

试验材料选用 B50A789G 叶片钢,其化学成分(质量分数,%)主要为 Fe-0.042C-0.43Si-0.48Mn-14.43Cr-6.5Ni-0.83Mo-1.58Cu-0.46Nb-0.059V-0.028N 以及微量的 S、P、O,采用工艺为真空感应

熔炼+开坯锻造。将试验材料加工成 $\Phi 10$ mm,长度为 15 mm 的圆柱形试样,试验设计的热压缩变形温度为 950、1 000、1 050、1 100、1 150、1 200 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为 0.01、0.1、1、10 s^{-1} 。试样在 Gleeble 3800 热模拟试验机上进行等温-恒应变速率压缩试验,试样以 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 加热到 1 250 $^{\circ}\text{C}$,保温 5 min,然后以 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 降温至压缩温度,保温 3 min,压缩变形量为 70%,压缩后水淬至室温。把压缩后的试样沿纵向剖开,抛光后的试样采用 1 g KMnO_4 +10 mL H_2SO_4 +90 mL H_2O 混合液浸蚀 240 min,得到的试样用金相显微镜观察其晶粒形貌,通过截点法统计平均晶粒尺寸。

2 试验结果及分析

2.1 流变曲线

B50A789G 叶片钢在不同热变形条件下获得的真应力-真应变曲线如图 1 所示。由图 1 可以看出,随着应变量的增加,流变应力在很短时间内呈现急剧上升的趋势,主要是在发生热变形的初级阶段,随塑性变形量的增加,钢中的位错密度显著增大。在该阶段加工硬化作用起到了主导地位,故叶片钢的流变应力增加较快。随着应变量进一步增加,流变应力增速开始放缓,主要是因为随着应变量的继续增加,材料的形变储能能达到临界点,此时已有充足的驱动力发生动态软化效应,动态软化效应引起的软化量开始慢慢抵消加工硬化引起的硬化量,流变应力曲线表现出真应力缓慢增加。随着应变量更进一步增加,流变应力达到峰值后开始降低,此时材料不仅发生动态回复,还发生了变形奥氏体晶粒的重新形核、长大动态再结晶过程,这些物理冶金现象均会使得材料内部的位错密度下降,表现在流变应力曲线上即为流变应力降低。从图 1 还可以看出,随着变形温度的降低和应变速率的增加,流变应力增加。在应变速率相同时,温度越高,流变应力越低,这是因为原子复位加快,加工硬化率降低的缘故。在温度相同时,应变速率越大,流变应力越高,这是因为原子复位减慢,加工硬化率升高的缘故。可见,温度越高,应变速率越小,叶片钢变形抗力就越小,越容易达到稳定变形。从图中还可以看出,流变应力曲线呈现为动态再结晶型,但仅仅通过真应力-应变曲线特征来判断材料的完全再结晶行为过于绝对,需结合变形后的组织来进行综合评定。

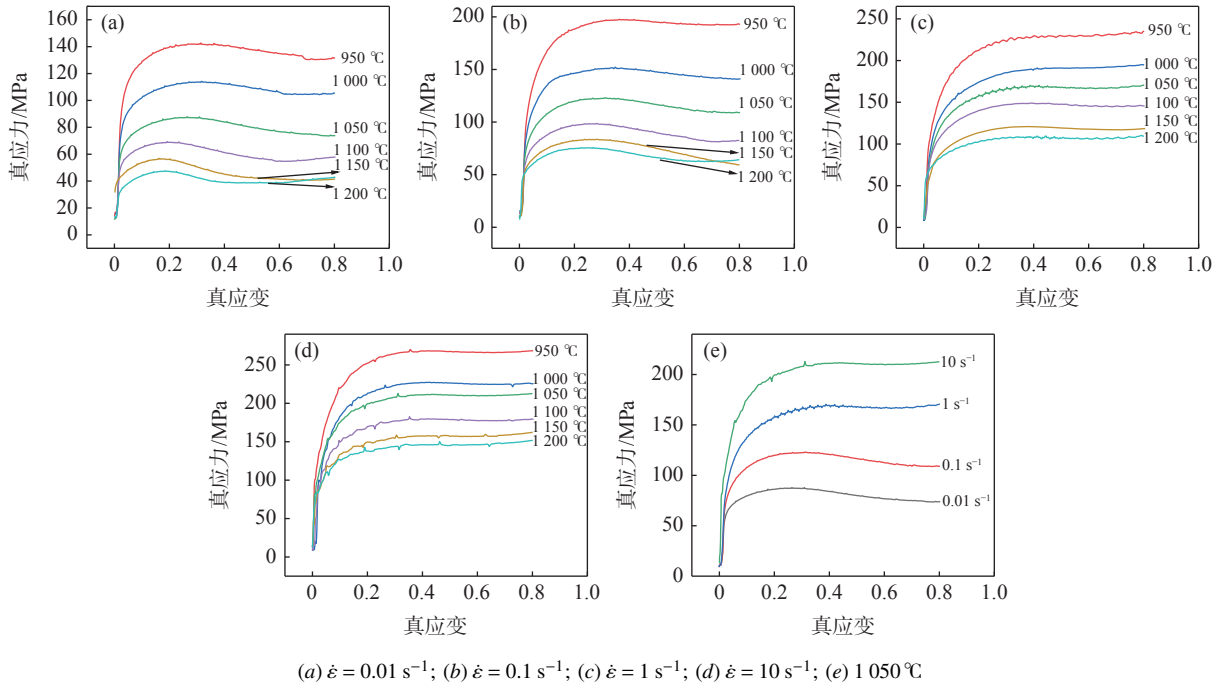


图1 B50A789G 叶片钢不同应变速率、不同应变温度下的真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of B50A789G blade steel at different strain rates and temperatures

2.2 本构方程构建

热变形过程中的流变应力与材料的化学成分、应变速率、变形温度和应变变量都有关系。当化学成分和应变变量确定时,流变应力和应变速率与变形温度的关系如下^[6-7]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp[Q/(RT)] = A_1 \sigma^{n_1} \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A_2 \cdot \exp(\beta\sigma) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A \cdot [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad \text{all } \sigma \quad (3)$$

式中, A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 、 β 和 $\alpha(=\beta/n_1)$ 为材料常数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力, MPa; Q 为变形激活能, J/mol; R 为摩尔气体常数, 8.314 J/(mol·K); T 为热力学温度, K; Z 为 Zener-Hollomon 参数, 可以用来描述变形过程中应变速率与变形温度的综合作用。

方程(1)适用于低应力水平的金属材料热变形过程; 方程(2)适用于高应力水平的金属材料热变形过程; 双曲线正弦方程(3)同时兼顾高、低应力两种情况, 适合于大部分金属材料的热变形过程, 因此笔者采用方程(3)建立 B50A789G 钢的热变形本构方程。

对方程(1)~(3)两边分别取对数整理得到:

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

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

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

$$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n} + \frac{Q}{nRT} \quad (7)$$

将不同热变形温度和变形速率下的峰值应力代入上述方程(4)和(5), 通过线性拟合后获得不同变形温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线斜率平均值, 如图2中(a)和(b)所示, $n_1=7.88686$, $\beta=0.05055$, 进而得到 $\alpha=\beta/n_1=0.00641$ 。将上述获得的参数代入上述方程(6)和(7), 通过线性拟合后获得不同变形条件下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 曲线斜率平均值, 如图2中(c)和(d)所示, 即 $n=6.21572$ 和 $Q/nR=7808.66620$, 进而得到 $Q=403532.316941$ J/mol。

由公式(3)推到得到:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

图3为通过线性拟合后获得的不同变形条件下 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线的截距, 即: $A=1.83 \times 10^{15}$ 。

将以上所求参数值代入(3), 获得了 B50A789G 叶片钢的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 1.83 \times 10^{15} \cdot [\sinh(0.00641\sigma)]^{6.21572} \cdot \exp[-403532/(RT)] \quad (9)$$

2.3 热加工图

基于 Prasad 等^[8-10]提出的动态材料模型来构建热加工图, 其中包括能量耗散图和失稳图。该理论指出, 合金进行热变形过程中, P 为外界输入的总能量, 根据能量流向可分为 G 和 J , 这两个参数数值分

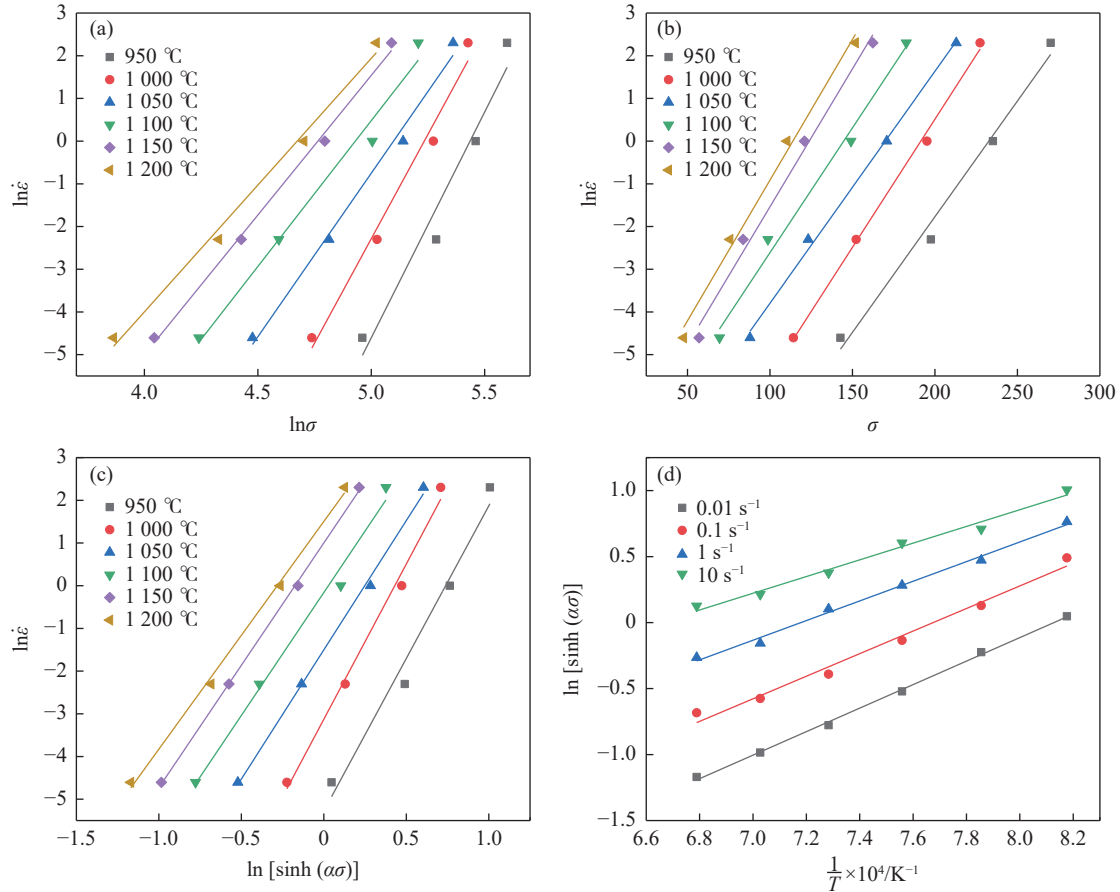
别代表能量耗散量 G , 主要用来完成材料形状的变化, 能量耗散协量 J 主要消耗在材料的动态回复和动态再结晶等变化上。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (10)$$

能量耗散率(η)和失稳因子(ξ)定义为:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (11)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (12)$$



(a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$

图2 不同参数之间的关系

Fig. 2 Relationships between different parameters

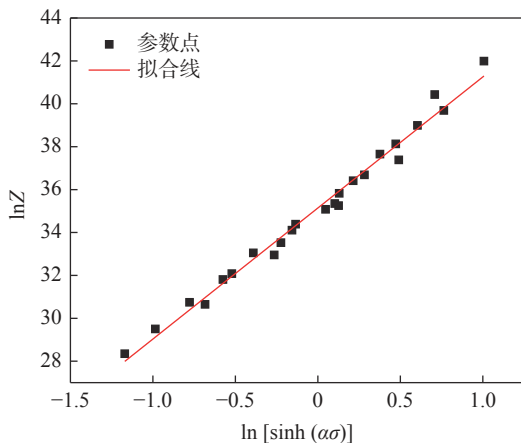


图3 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性关系

Fig. 3 Relationship between $\ln Z$ and $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$

公式(11)(12)中 m 为应变速率敏感性指数, $m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_T$ 。 η 是一个无量纲的参数, 描述材料由于微观组织变化而消耗的能量与总能量的比值。由式(10)(11)可知, 合金在发生热塑性变形时, 其 η 值越大越有利于材料的完全再结晶。但 η 值大时, 并不代表对应的热加工工艺参数就适合实际生产, 还要考虑粗晶和混晶组织的影响。

B50A789G 叶片钢选取峰值应力时构建的热加工图见图4。图4中未发现阴影区域(发生失稳的区域), 说明该材料在 950~1200 °C 且变形速率为 0.01 ~ 10 s⁻¹ 区域内为加工安全区域, 热变形过程中不会出现失稳现象(断裂、裂纹)。通过对热加工图

的分析可得:在变形温度为 950~1 000 ℃、变形速率为 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 的区域能量耗散率值处于相对较低水平,变形过程中材料可能存在动态再结晶不充分、组织不均匀等现象。变形温度为 1 000~1 200 ℃ 且应变速率为 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 的区间内,能量耗散率值处于相对较高水平,热变形过程中消耗的总能量更多的用于材料组织变化上,动态再结晶相对充分,大概率会获得完全动态再结晶组织。热加工图可以区分 B50A789G 叶片钢在热加工过程中应该避免的失稳流变区域和安全区域,还可以通过能量耗散率值预测材料组织发生完全再结晶的概率,但只能定性获得动态再结晶区域。因此,还需结合不同变形条件下的微观组织演变规律,从而为叶片钢实际工业应用提供合理的工艺参数。

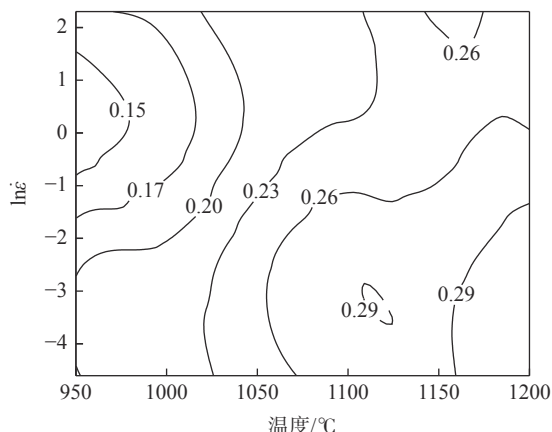


图 4 B50A789G 叶片钢热加工图

Fig. 4 Hot process map of B50A789G turbine blade steel

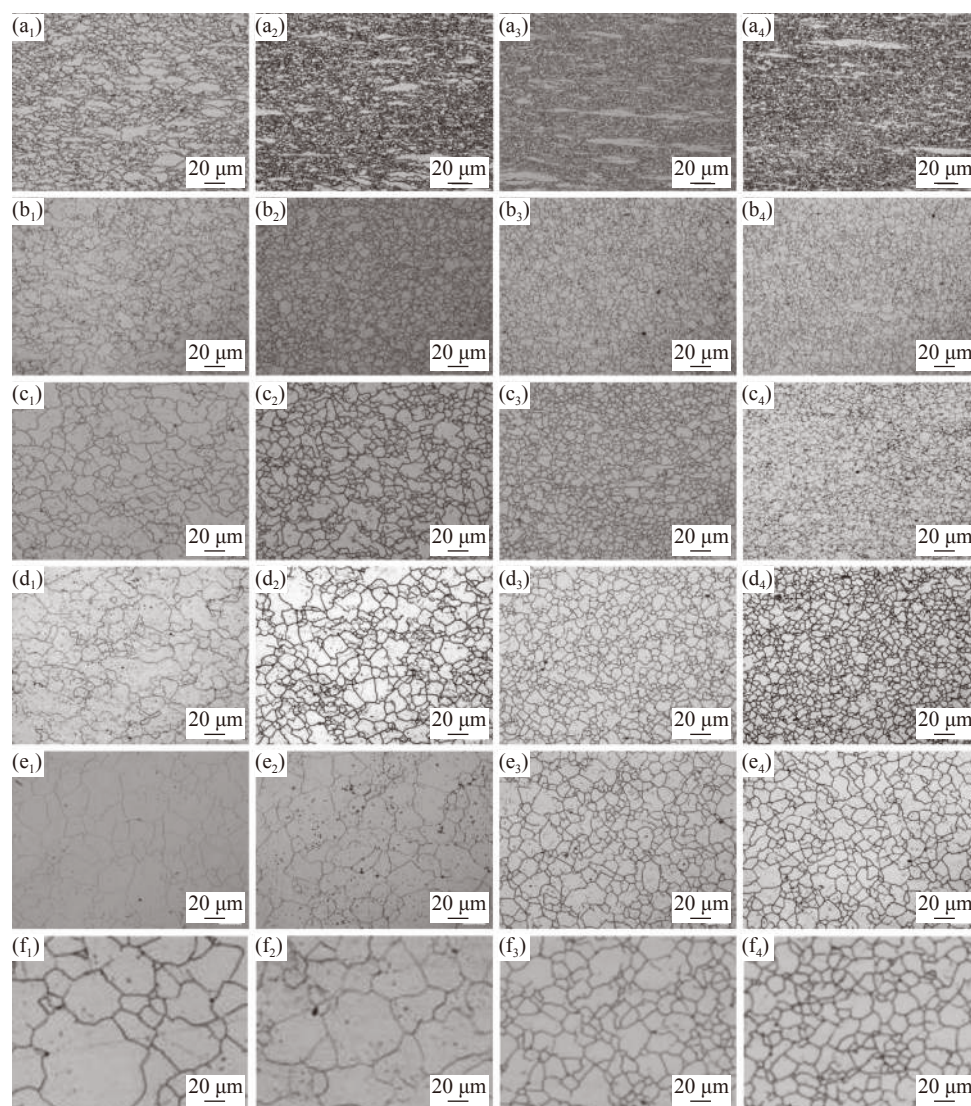
2.4 热变形参数对 B50A789G 叶片钢组织的影响

图 5 为不同热变形参数下 B50A789G 叶片钢的微观组织变化规律。从切开的热变形后试样可以看出,没有出现明显的失稳现象(断裂、裂纹没有观察到),说明热加工图获得流变失稳界限与实际组织吻合性较好。从图 5 中可以看出,变形温度为 950 ℃ 条件下,材料组织中出现大量细小的晶粒,少量为被拉长的组织,说明材料发生了部分再结晶,且动态再结晶的程度较高,如图(a₁)~(a₄)所示。变形温度为 1 000 ℃ 条件下,微观组织呈现的都是等轴晶粒,说明此时材料已经发生了完全动态再结晶现象,且再结晶的晶粒分布均匀且细小,如图(b₁)~(b₄)所示。变形温度为 1 050 ℃ 和 1 100 ℃ 条件下,微观组织呈现的都是等轴晶粒,说明此时叶片钢已经发生了完全动态再结晶现象,在低应变速率(0.01 s^{-1} 和

0.1 s^{-1})条件下,再结晶晶粒分布规律呈现为较大晶粒伴随着小晶粒,但晶粒尺寸相差不大;在高应变速率(1 s^{-1} 和 10 s^{-1})条件下,再结晶晶粒分布较为均匀且细小,如图(c₁)~(c₄)和(d₁)~(d₄)所示。在 1 150 ℃ 时,各个应变速率下的微观组织呈现的都是等轴晶粒,此时材料已经发生了完全动态再结晶现象,在低应变速率(0.01 s^{-1} 和 0.1 s^{-1})条件下,再结晶晶粒分布规律呈现为大晶粒伴随着小晶粒,部分晶粒发生了长大和混晶现象;在高应变速率(1 s^{-1} 和 10 s^{-1})下,再结晶晶粒分布较为均匀,如图(e₁)~(e₄)所示。在 1 200 ℃ 的各个应变速率下的微观组织呈现的都是等轴晶粒,叶片钢已经发生了完全动态再结晶现象。在低应变速率(0.01 s^{-1} 和 0.1 s^{-1})条件下,大部分再结晶晶粒发生了明显长大且尺寸相差较大,混晶现象显著;在高应变速率(1 s^{-1} 和 10 s^{-1})条件下,再结晶晶粒尺寸也发生了明显长大现象,但再结晶晶粒分布较为均匀。

为了进一步研究各个变形参数条件下发生完全再结晶时等轴晶晶粒尺寸变化规律,绘制了 1 000、1 050、1 100、1 150、1 200 ℃ 不同应变速率条件下晶粒的平均尺寸,如图 6 所示。从图 6 中看出,当变形温度不变时,随着变形速率的增大,叶片钢的平均晶粒尺寸有减小的趋势。原因是应变速率增大导致单位体积内位错增多,故为叶片钢提供了更多的动态再结晶形核点,变形速率的增大也减少了材料晶粒长大的时间,导致平均晶粒尺寸就越小。从图 6 中还可以看出,在同一应变速率下,随着变形温度的升高,材料中再结晶晶粒平均尺寸有增加的趋势,尤其温度大于 1 150 ℃ 后,低应变速率下再结晶晶粒发生了明显长大,且混晶现象显著。这是因为变形温度越高所能提供的能量就越多,更容易使晶粒长大。

结合热加工图和不同热变形条件下材料微观组织发生再结晶行为以及晶粒尺寸变化规律,可以得到 B50A789G 叶片钢的热加工窗口,推荐变形温度范围为 1 000~1 100 ℃ 且应变速率范围 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域以及变形温度范围为 1 150~1 200 ℃,且应变速率范围为 $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域,该区域热变形时发生完全动态再结晶,且组织为均匀细小等轴晶粒,这能保证后续棒材产品具有良好的力学性能,为工业化棒材锻造工艺制定提供支撑。



(a₁)~(a₄) 950 °C; (b₁)~(b₄) 1 000 °C; (c₁)~(c₄) 1 050 °C; (d₁)~(d₄) 1 100 °C; (e₁)~(e₄) 1 150 °C; (f₁)~(f₄) 1 200 °C; (a₁)~(f₁) 0.01 s⁻¹; (a₂)~(f₂) 0.1 s⁻¹; (a₃)~(f₃) 1 s⁻¹; (a₄)~(f₄) 10 s⁻¹

图 5 不同热变形条件下的微观组织

Fig. 5 Microstructures under different hot deformation conditions

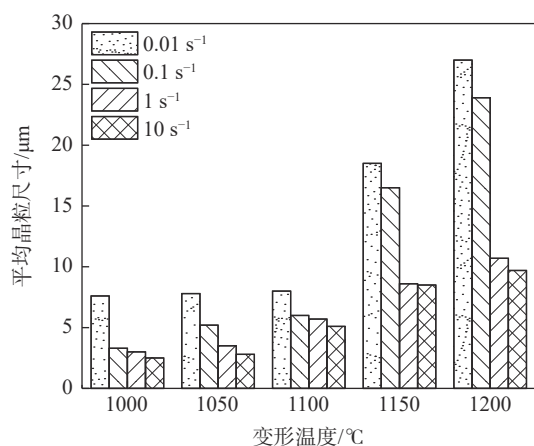


图 6 不同变形条件下的平均晶粒尺寸分布

Fig. 6 Average grain size distribution under different deformation conditions

3 结论

1) 采用 Arrhenius 双曲正弦方程构建了 B50789 G 叶片钢热变形本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 1.83 \times 10^{15} \cdot [\sinh(0.00641\sigma)]^{6.21572} \cdot \exp[-403532/(RT)]$$

2) 基于 DMM 模型构建的热加工图获得的流变失稳界限与实际组织吻合性较好, 没有出现失稳现象。

3) 在变形温度 1 000 ~ 1 200 °C 且变形速率为 0.01 ~ 10 s⁻¹ 范围内, 材料发生了完全再结晶现象。当变形温度不变时, 随着变形速率的增大, 再结晶晶

粒平均尺寸减小;当应变速率不变时,随着变形温度的升高,再结晶晶粒平均尺寸增大。温度在 1 150 ~ 1 200 °C 范围内,低应变速率下再结晶晶粒发生了明显长大,且混晶现象显著。

4)通过热变形后的微观组织和热加工图获得了热加工窗口,变形温度范围为 1 000 ~ 1 050 °C、应

变速率范围 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域以及变形温度范围为 1 150 ~ 1 200 °C、应变速率范围 $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域内,其热变形时发生完全动态再结晶,且组织为均匀细小的等轴晶粒,能保证后续棒材产品具有良好的力学性能。

参考文献

- [1] Liu Zhengdong, Cheng Shichang, Gan Yong, *et al.* Research and development of advanced boiler steel tubes and pipes used for 600 °C USC power plants in China[J]. *Iron and Steel*, 2010, 45(10): 1-8.
(刘正东, 程世长, 干勇, 等. 中国600 °C蒸汽参数火电机组用锅炉钢管国产化研制进展[J]. *钢铁*, 2010, 45(10): 1-8.)
- [2] Zhang Zhenyu, Yao Chenguang. Technology and development of ultra supercritical coal-fired power generation in China[J]. *Journal of Shenyang Institute of Engineering: Natural Science*, 2011, 7(1): 29-32.
(张振宇, 姚晨光. 我国超超临界燃煤发电技术及发展[J]. *沈阳工程学院学报:自然科学版*, 2011, 7(1): 29-32.)
- [3] Zhu Baotian, Zhao Yi. Development of ultra-supercritical power generation technology in China[J]. *Huadain Technology*, 2008, 30(2): 1-5.
(朱宝田, 赵毅. 我国超超临界燃煤发电技术的发展[J]. *华电技术*, 2008, 30(2): 1-5.)
- [4] Wang Qian, Wang Weiliang, Liu Min, *et al.* Development and prospect of (ultra) supercritical coal-fired power generation technology[J]. *Thermal Power Generation*, 2021, 50(2): 1-9.
(王倩, 王卫良, 刘敏, 等. 超(超)临界燃煤发电技术发展展望[J]. *热力发电*, 2021, 50(2): 1-9.)
- [5] Yang Gang, Wu Jiangfeng, Chen Xinjian, *et al.* Effect of heat treatment on mechanical properties of GTD-450 blade steel[J]. *Iron and Steel*, 2010, 45(5): 61-65.
(杨钢, 吴江枫, 陈新建, 等. 热处理工艺对GTD-450叶片钢力学性能的影响[J]. *钢铁*, 2010, 45(5): 61-65.)
- [6] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22-32.
- [7] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [8] Prasad Y, 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.
- [9] Prasad Y, Seshacharyulu T. Processing maps for hot working of titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243 (1/2): 82-88.
- [10] Prasad Y, Seshacharyulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control[J]. *International Materials Reviews*, 1998, 43(6): 243-258.

编辑 邓淑惠