

IN783 低膨胀高温合金的热变形行为和组织演变

苏海², 王晨¹, 罗通², 黄海亮¹, 张华¹, 张尚洲¹, 江亮¹, 周鑫¹

(1. 烟台大学 精准材料高等研究院, 山东 烟台 264005)

(2. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘要: 通过热压缩试验研究了 IN783 低膨胀高温合金在温度为 1000~1120 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为, 并采用电子背散射衍射 (EBSD) 研究了不同变形参数下合金的组织演变规律。结果表明, IN783 合金的流变应力随着温度的升高和应变速率的减小而显著降低。基于 Arrhenius 方程和 Zener-Hollomon 参数模型, 建立了该合金的本构方程为: $\dot{\epsilon} = 3.58237 \times 10^{15} [\sinh(0.00495724\sigma)]^{3.99121} \exp(-417.146551/RT)$, 可以很好地描述热变形过程中流变应力与变形温度和应变速率的关系。基于动态材料模型绘制了 IN783 合金的热加工图, 并根据热加工图和微观组织分析, 确定 IN783 镍基高温合金热加工的安全区间为: 1000~1080 °C/0.1~10 s⁻¹, 以及 1000~1040 °C/0.01~0.1 s⁻¹。此外, 在高温低速率条件下 (1060~1120 °C、0.01 s⁻¹), 尽管合金具有较高的功率耗散值, 但会出现混晶组织和晶粒粗化现象, 也不适合作为 IN783 合金的热加工区间。

关键词: IN783 高温合金; 热变形行为; 热加工图; 组织演变

中图分类号: TG132.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)07-2006-12

为了提高航空发动机的热效率, 低膨胀高温合金被广泛用于机匣、环形件等间隙控制构件, 以减小静止件与转动件之间的间隙泄露^[1-2]。传统的低膨胀高温合金 Inco9XX 系列 (Incoloy 903, 907 和 909) 严格限制了合金元素 Cr 和 Al 的含量以保证合金具有低的热膨胀系数, 这使得该类合金的抗氧化性能较差、应力促进晶界氧化 (SAGBO) 倾向严重, 持久寿命偏低^[1,3-4]。随着航空发动机向高推重比方向发展, 该类低膨胀高温合金已无法满足使用温度更高的间隙控制构件的性能要求。IN783 合金是一种新型 Ni-Fe-Co 基低膨胀高温合金。该合金大幅度提高了合金元素 Al 的含量, 使得 IN783 合金中除了析出弥散的 γ' 相外, 还形成 β -NiAl 相, 因此到 800 °C 仍然具有完全抗氧化的能力。经 843 °C 中温时效后, 大量链状 β -NiAl 相沿晶界析出, 使合金完全消除了 SAGBO 敏感性和由此导致的持久缺口敏感性^[1,3-4]。

当前, 热加工是机匣和环形件的主要成形工艺。在热变形加工过程中, 热加工工艺参数直接决定了材料的可成型性以及加工后制品的组织特征和力学性能, 合理制定热加工工艺参数对于优化相关制品的性能至关重要^[3,5]。目前, 大量研究采用热模拟实验来揭

示工艺参数与材料加工性的关系。Pan 等^[6]通过热模拟实验研究了 Rene41 镍基高温合金在变形温度 850~1050 °C、应变速率 0.1~50 s⁻¹ 下的热变形行为, 并建立了本构方程和热加工图, 得到了最优热加工区间。Liu 等人^[7]通过等温压缩方法系统研究了 FGH4096 合金在变形温度 1040~1130 °C、应变速率 0.01~10 s⁻¹ 下的热变形行为, 通过流变曲线建立了 FGH4096 合金在热变形中的本构方程和热加工图, 为热加工参数的选择和组织调控提供了理论支撑。目前针对 IN783 合金的热变形行为研究还较少。Yeom 等人^[8]研究了 IN783 合金在 800~1200 °C 的热变形行为, 但作者仅进行了 10 和 1 s⁻¹ 2 个应变速率的实验, 对其他变形速率下的结果未予报道。Tang 等人^[9]研究了过固溶的 IN783 合金在 900~1200 °C 温度下以及 0.01~10 s⁻¹ 应变速率下的热变形行为, 建立了热加工图从而确定出了较为合适的热变形温度 (1100~1200 °C) 和热变形速率 (0.01~0.1 s⁻¹), 但其采用温度间隔为 100 °C, 仍需要进一步地细化温度确定最优热加工工艺。

本工作通过等温热压缩模拟实验系统地研究了 IN783 高温合金在变形温度为 1000~1120 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 时的热变形特征, 建立本构方程和热

收稿日期: 2023-07-11

基金项目: 山东省高等学校青年创新团队计划 (2022KJ272); 山东省泰山学者工程专项经费; 山东省自然科学基金面上项目 (ZR2022ME067)

作者简介: 苏海, 男, 1985 年生, 博士, 高级工程师, 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005, E-mail: sh@andaforging.com

加工图,并结合实际组织形貌特征,提出 IN783 的安全热加工区间,分析安全区和失稳区的组织演变特征,为实际热加工工艺的设计提供理论及实验方面的参考。

1 实验

实验材料采用墩粗拔长的 IN783 高温合金棒料,其成分如表 1 所示。为了保证组织的均一性,利用线切割沿着坯锭 1/2 处的同心圆进行取样,压缩试样为 $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的圆柱体。图 1 为初始组织的光学显微照片,通过图 1a 看出,其晶粒分布均匀,平均晶粒尺寸约为 $14.9\text{ }\mu\text{m}$ 。图 1b 为大倍数光镜图,能够观察到晶界处有少量析出相(碳化物、 β)存在。热压缩试验在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行,变形温度为 1000、1020、1040、1060、1080 和 1120 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为 0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} ,压缩量为 50% (真应变为 0.693)。在进行热压缩试验前,在试样与压缩模具之间添加钽片,并涂抹高温润滑剂以起到润滑的作用,通过在样品表面中间部位焊接热电偶用于测量试验过程中的样品实时温度。将实验腔体抽真空,然后以 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率对样品进行加热,达到实验所设定温度后保温 8 min 使得温度均匀化,压缩结束后,采用喷

表 1 IN783 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of IN783 alloy ($\omega/\%$)

Cr	Al	Nb	Ni	Fe	Ti	P	C	Si	Co
3.20	5.90	3.00	28.00	25.60	0.21	0.004	0.01	<0.01	Bal.

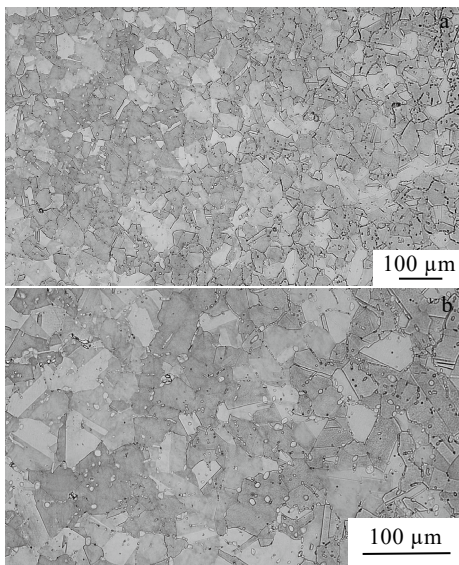


图 1 热压缩前 IN783 合金的微观组织形貌

Fig.1 Microstructures of IN783 alloy before hot compression: (a) low magnification and (b) high magnification

气式冷却。将压缩后的试样沿着轴线方向进行切割,并对切割后的样品进行打磨抛光,并用 10% 的硝酸水溶液对样品进行腐蚀。腐蚀后使用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)对样品组织进行观察;并结合电子背散射衍射(EBSD)和 Aztec Crystal 软件对热变形后的合金组织演变规律进行分析。

2 结果与讨论

2.1 IN783 高温合金的真应力-应变曲线

图 2 是 IN783 合金在变形温度为 1000~1120 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为 $0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$,压下量为 50% 条件下的真应力-应变曲线。从图中可以看出,在变形的初期(真应变 < 0.05),不同变形条件下流变应力均随着应变的增加而快速增大。随着应变的进一步增大,流变应力曲线呈现出先增加后减小的趋势。上述现象的产生是由于加工硬化和动态软化共同作用的结果^[7,10-12]。在变形的初期,合金在应力的作用下在内部迅速地产生位错,随着变形的进行,位错发生运动、缠结、增殖和堆积,使得应力在短时间内快速上升,在此阶段加工硬化行为占据主导地位;随着变形的不断进行,合金所存储的能量达到了动态回复(DRV)或动态再结晶(DRX)所需要的能量时,动态软化被触发,流变应力增加变缓。当试样内部的位错积累到一定程度后,DRX 行为增强,流变应力达到峰值,随后应力将逐渐降低,此时动态软化过程占据了主导地位。随着变形的进一步的进行,试样的应力在某些变形条件下趋于平缓,材料的加工硬化和动态软化行为达到了平衡,使得应力稳定在一定的水平。值得注意的是,在较高的应变速率下(1 s^{-1}),随着应变量的增加,应力出现了先升高后下降再升高的现象,即出现了双峰现象。这种现象的发生与 DRX 的快速触发有着直接的关系,由于在变形初期位错的快速形成以及积累,使得其很快就达到了 DRX 所需要的临界位错密度,触发了 DRX。随着变形的进一步进行,位错继续累积,其堆积速度比动态软化的速率要快,从而导致了第 2 个峰值的出现^[7,11]。如图 2 所示,当变形温度一定时,流变应力随着应变速率的增加而增加,在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 时峰值应力从应变速率 0.01 s^{-1} 时的 133.6 MPa 增加到 10 s^{-1} 时的 444.3 MPa。这是因为当应变速率较大时,位错会在短时间内聚集,而且会相互缠绕,使得位错的运动难以进行,导致材料的变形抗力增大。在一定的应变速率下,随着变形温度的升高,合金的变形抗力均随之降低。温度的升高,材料的热激活作用增大,原子的扩散速率加快,由激活能所控制的 DRX 形核速率加快,因此造成高温下的软化作用更明显,导致应力以及峰值应力均下降。另一方面,高温

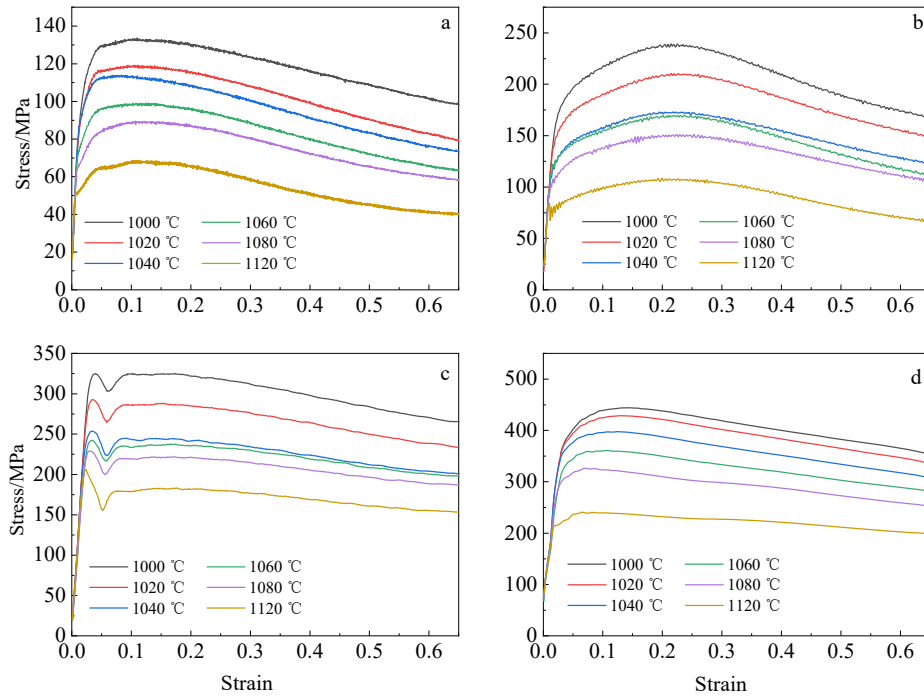


图 2 不同变形条件下 IN783 合金的真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of IN783 alloy under different deformation conditions: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, and (d) 10 s⁻¹

下原子的动能变大,位错运动和晶体滑移的阻力降低,塑性变形更容易进行,致使流变应力下降。

2.2 IN783 高温合金的本构方程

本构方程可以用来描述流变应力和应变速率、变形温度之间的关系。目前,多采用基于 Arrhenius 型的双曲线正弦函数关系来表述合金的本构方程^[10-12]:

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

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

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

上式中 $\dot{\epsilon}$ 代表应变速率 (s⁻¹), n_1, n 为应力指数, A_1, A_2, A, β 和 α 均为材料常数, 且 $\alpha = \beta/n_1$, σ 为流变应力 (MPa), Q 为材料的变形激活能 (kJ/mol), R 为摩尔气体常数 (8.314 J/(mol·K)), T 为热力学温度 (K)。其中公式 (1) 和公式 (2) 分别应用于较低应力 ($\alpha\sigma < 0.8$) 和高应力 ($\alpha\sigma > 1.2$) 变形条件。公式 (3) 更具有普适性。将公式 (1) ~ (3) 进一步处理, 等式两边均取对数:

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

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

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

将热变形过程中不同变形温度下的应变速率以及对应的峰值应力 (σ_p) 分别代入公式 (4) 和公式 (5), 通过线性回归获得不同变形温度下 IN783 合金的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 的关系曲线, 分别如图 3a、3b 所示。图中各曲线的斜率取平均值, 可得到 $n_1 = 5.4116$, $\beta = 0.026826667$, 因此可求得 $\alpha = \beta/n_1 = 0.00495724$ 。

在恒定的变形温度下, 由公式 (6) 可得:

$$n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \Big|_T \quad (7)$$

通过线性回归获得 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 关系曲线, 如图 3c 所示, 图中各曲线的斜率取平均值可求得 $n = 3.99121$ 。当应变速率一定时, Q 可以通过下式求出:

$$Q = nR \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1000/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (8)$$

通过线性回归获得 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1000/T$ 关系曲线, 如图 3d 所示, 将图中各曲线的斜率求得平均值代入公式中可求出热变形激活能 $Q = 417.146551$ kJ/mol。引入了 Zener-Hollomon (Z) 参数来表征温度

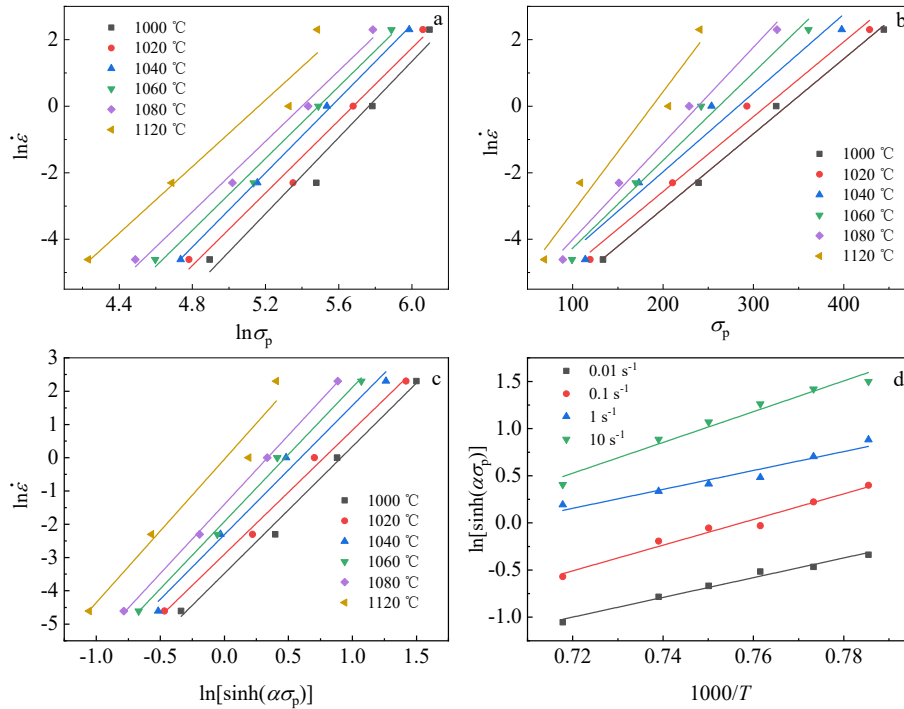


图 3 不同参数之间的拟合

Fig.3 Relationship diagrams: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1000/T$

和应变速率的关系，其表达式为^[13]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

对公式 (9) 取自然对数得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

将所求得的热变形激活能代入公式中，绘制出 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 的关系图，如图 4 所示。求得图中线性回归曲线的截距 $\ln A = 35.8148$ ，由此可求出 $A = 3.58237 \times 10^{15}$ 。因此可以计算出 IN783 合金的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 3.58237 \times 10^{15} [\sinh(0.00495724\sigma)]^{3.99121} \exp\left(-\frac{417.146551}{RT}\right) \quad (11)$$

Zener-Hollomon 参数被认为是判断本构方程有效性的一个标志^[14]，其表达式为公式 (9)。图 4 为 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 的关系曲线，由图可见 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 满足线性关系，其相关系数 R^2 为 0.98601，说明了该本构方程的准确性，可以很好地描述 IN783 合金热变形过程中流变应力与应变速率和变形温度的关系。

2.3 IN783 高温合金热加工图的建立

热加工图对材料的可加工性具有一定的指导作用，通过对 IN783 合金热加工图的绘制和分析，避免失稳区，找到高耗散值区域，从而确定出适合的热加

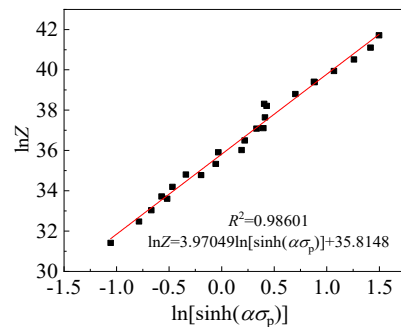


图 4 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 的线性关系拟合

Fig.4 Relationship diagram of $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$

工参数^[15]。根据动态材料模型 (DMM) 理论，工件所吸收的总能量 (P) 被分为了两个部分：其中之一为变形过程中所产生的能量耗散 (G)，另一部分为组织演变所消耗的功率 (J)。本工作使用 DMM 理论进行模型的建立，其表达式如下^[16]:

$$P = \dot{\epsilon} \sigma = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (12)$$

式子中的 G (能量耗散) 主要关于位错运动，其中大部分将会转化为热能；而 J (组织演变耗散) 则与原子间的相对位置相互关联，通常与组织演变相关。当应力一定时， dJ/dG 的比值为应变速率的敏感指数 m ，该指数与应力以及应变速率的关系如下式所示^[15]:

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m \quad (13)$$

上式中 k 为材料常数, 所以 m 可通过下式来进行表示:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma d \ln \sigma}{\sigma \dot{\epsilon} d \ln \dot{\epsilon}} \approx \frac{\Delta \lg \sigma}{\Delta \lg \dot{\epsilon}} \quad (14)$$

通过对相同温度下不同应变速率的试样对 $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$ 求微分, 从而求得该状态下的敏感指数 m 。能量耗散因子 (η) 可用来表示材料在发生变化时的瞬时能量耗散功率, η 值越大代表其热加工性能就越好, η 可通过下式来进行计算^[15]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

相关研究认为, η 值在 0.3~0.5 范围内时, 合金主要以 DRX 为主进行动态软化; 当 η 值处于 0.3 以下时, 合金则主要以 DRV 为主^[7]。在一定应变下, 绘制温度、应变速率和功率耗散因子之间的等值线图, 就可得到 IN783 合金的功率耗散图。

此外, 通过塑性流动下的不可逆热力学的极值原理, 可用来预测热加工过程中的失稳区域, 其表达式

如下^[17]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (16)$$

当 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值为负时表明处在该区域的材料可能会发生失稳。在一定应变下, 建立 $\xi(\dot{\epsilon})$ 与温度、应变速率的等高线图, 便可以求出 IN783 合金在该应变下的失稳图。通过将相同应变下的失稳图和功率耗散图叠加, 即可建立合金的热加工图。图 5 是 IN783 合金在不同应变下 (0.1~0.6) 下的热加工图。等高线为能量耗散因子 (η) 的等值线, 阴影区域是根据失稳准则所计算出的材料在热加工过程中的失稳区域, 对应的非阴影区域则为应力稳态区域。从图 5a 中可以看出在真应变为 0.1 的情况下, 除右上角区域存在小区域失稳区外, 其余区域均为稳定区域, 但该应变下的功率耗散系数总体偏低, 表明在此条件下合金软化主要以 DRV 为主。当应变提高到 0.2, 高温高速率区间出现失稳区。此时, 除了低温高速率和高温高速率小部分区域, 其他条件

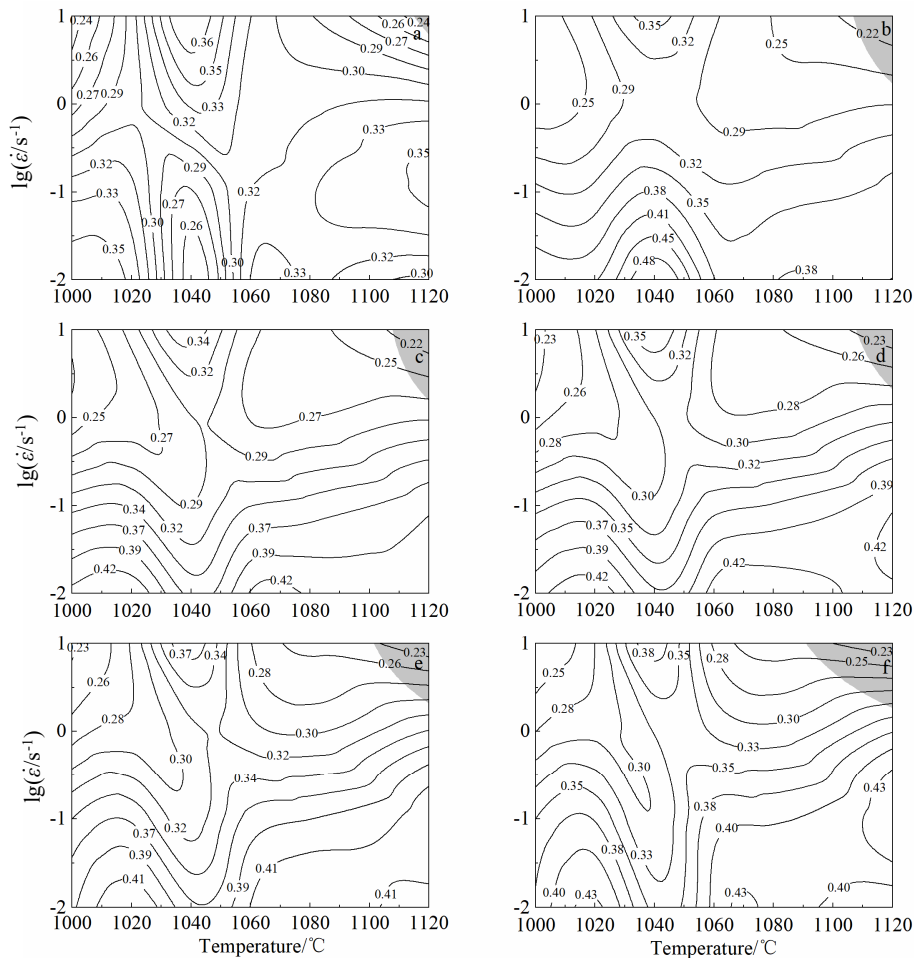


图 5 IN783 合金在不同应变下的热加工图

Fig.5 Hot processing maps of IN783 superalloy under different strains: (a) $\epsilon=0.1$; (b) $\epsilon=0.2$; (c) $\epsilon=0.3$; (d) $\epsilon=0.4$; (e) $\epsilon=0.5$; (f) $\epsilon=0.6$

下的功率耗散系数均大于 0.3, 说明 IN783 合金可能发生动态再结晶。随着应变量继续增加, 失稳区域仍然只出现在热加工图右上角, 且失稳区域的面积较小(温度为 1095~1120 °C、应变速率为 $10^{0.39814} \sim 10 \text{ s}^{-1}$), 说明 IN783 在本研究选取的变形条件下具有较好的热加工性能。图 6 是不同变形温度及不同变形速率下, 试样变形至真应变为 0.693 时的外观图。可以看出, 在所有热变形条件下, 试样外部均未出现裂纹, 与热加工图结果较为一致。

2.4 IN783 高温合金热变形过程中的组织演变

图 7 是在变形条件为温度 1000~1120 °C, 应变速率 0.01~10 s^{-1} , 应变量为工程应变 50%(对应真应变 0.693) 所得到的 IN783 试样心部的 EBSD 反极图, 其中图 7a1~7a6 是应变速率为 10 s^{-1} , 不同温度下得到的变形显微组织。从图 7a1, 7a2 中可以看到, 1000 和 1020 °C 变形后的微观组织以再结晶晶粒为主, 仅存在少量大的变形晶粒。图 8a 是应变速率为 10 s^{-1} 不同变形温度下的 EBSD 晶界分布统计图。从图中可以看出, 在 1000 和 1020 °C, 应变速率 10 s^{-1} 时晶粒取向差角度在 $2^\circ \sim 10^\circ$ 之间的小角度晶界分别为 21.8% 和 25.8%, 而晶粒取向差角度高于 15° 的大角度晶界的比例分别为 73.8% 和 71.7%。从图 9a, 9b 的晶粒统计可以看出, 其平均晶

粒尺寸分别为 2.55 和 2.81 μm , 明显小于原材料的晶粒尺寸 (14.9 μm), 且晶粒尺寸小于 10 μm 的晶粒占整体晶粒总数的 98% 以上, 这表明大部分大角度晶界为动态再结晶晶粒。从热加工图 (图 5f) 中可以看到, 该工艺参数下变形所得的功率耗散值仅为 0.25 左右, 但其变形组织以动态再结晶晶粒为主, 这可能与高应变速率下的绝热升温效应有关: 应变速率为 10 s^{-1} 时压缩过程时间很短, 材料塑性变形产生的热量来不及散发, 导致合金内部温度迅速升高, 从而促进了动态再结晶的发生。在同一应变速率下, 随着温度升高, 大角度的晶界所占的比例总体呈升高趋势, 其增加的比例主要是由于小角度晶界向大角度晶界转变, 而晶粒取向差角度位于 $10^\circ \sim 15^\circ$ 的中角度晶界的比例几乎不变。这表明动态再结晶程度随着变形温度升高而不断提高。1040~1080 °C, 10 s^{-1} 的工艺参数下, 大角度晶界的比例均超过 83%。结合 EBSD 图和图 9c~9e 的晶粒统计结果可以看出, 在该条件下变形后的组织全部由细小且均匀分布的等轴晶晶粒组成。从其微观组织中没有发现任何失稳现象, 1040~1080 °C/ 10 s^{-1} 也不位于热加工图的失稳区, 因此可推荐其作为热变形时的安全加工区间。图 7a6 是合金在 1120 °C, 应变速率为 10 s^{-1} 时的 EBSD 反极图, 从图 5f 中可知, 该区域的功率耗散系数约为 0.23,

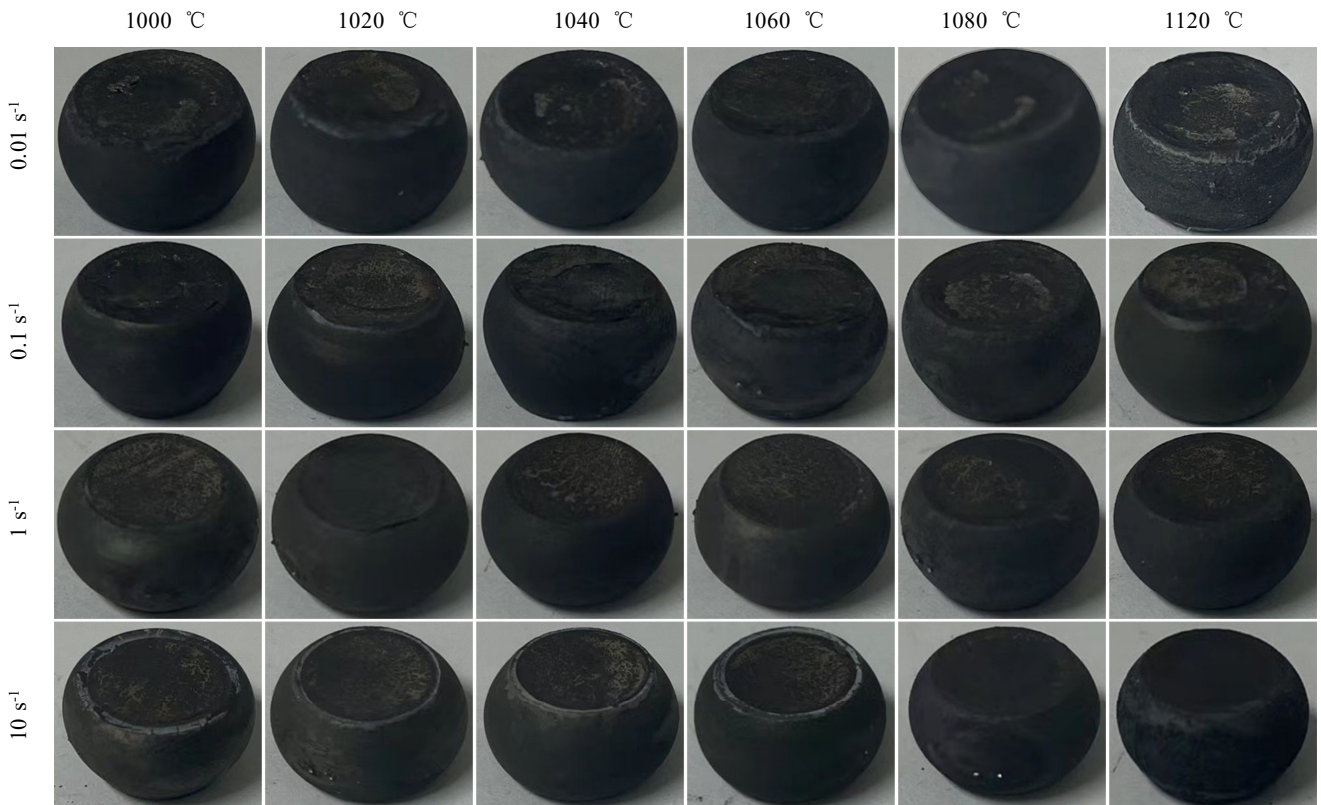


图 6 不同变形条件下 IN783 试样的宏观照片

Fig.6 Photos of IN783 superalloy after hot compression under various deformation conditions

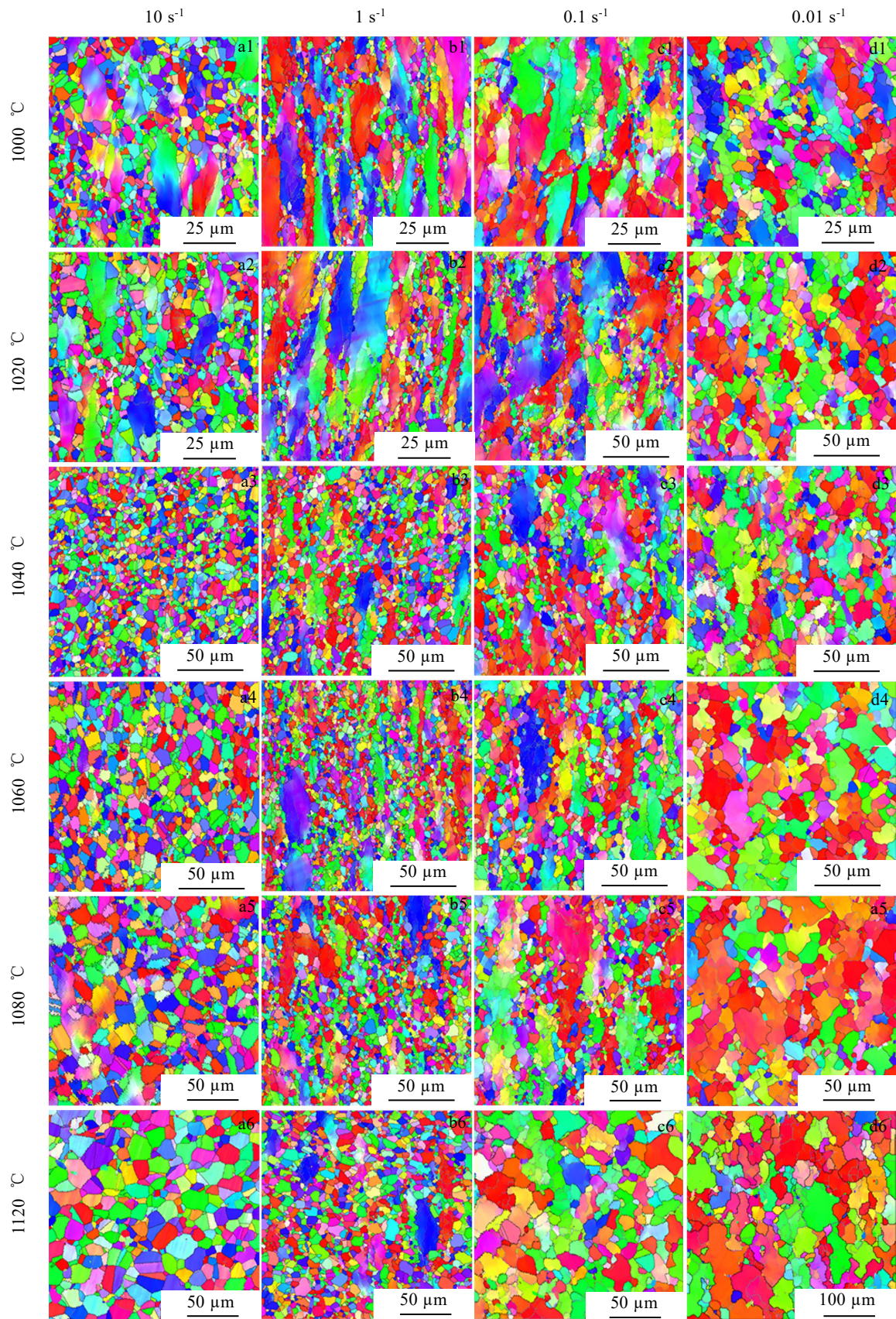


图 7 IN783 合金在不同变形条件下的 EBSD 反极图

Fig.7 EBSD IPF images of IN783 superalloy under various deformation conditions

处于热加工图中的失稳区域。从图中可以看出,原始晶粒已经几乎被再结晶晶粒所取代,组织演变所消耗的能量很小,大部分能量转化为热能,因此功率耗散值较小。由于高温下溶质的拖曳效应减弱,动态再结晶晶粒发生明显长大,平均晶粒尺寸达到 8.12 μm 。图 10 是合金在 1120 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 10 s^{-1} 时样品的晶粒局部取向差图 (KAM)。从 KAM 图中可以看到,此时晶粒内部存在较多畸变,且呈现条状分布,可能为绝热剪切带,因此 IN783 合金在 1120 $^{\circ}\text{C}/10 \text{s}^{-1}$ 的条件下可能会出现流变失稳行为,热加工时需要避免在该工艺参数下进行,这与热加工图预测结果一致。

图 7b1~7b6 是应变速率为 1 s^{-1} ,不同变形温度下所得到的试样心部的微观组织 EBSD 反极图。当变形温度为 1000 $^{\circ}\text{C}$ 时,原始晶粒垂直于压缩方向被拉长,由于此时变形温度较低,不能提供足够的热激活能,应变速率快,动态再结晶形核和长大时间不充分,因此只能在局部产生动态再结晶。在高应变速率下,位错在短时间内聚集于晶界附近,与晶界发生交互作用,细小的 DRX 晶核以晶界弓出的形式在原始晶粒边界出形核^[18],最终在大的变形晶粒晶界出现细小的等轴晶,呈现“项链状组织”。当变形温度为 1020 $^{\circ}\text{C}$ 时,该工艺参数下变形所得的功率耗散值增加至 0.30 (图 5f),垂直于压缩方向被拉长的晶粒仍然大量存在,也能观察到明显的项链状的再结晶组织 (图 7b2)。如图 8b 所示,在

温度 1000 和 1020 $^{\circ}\text{C}$ 时,其大角度晶界所占比例在 45% 左右,表明由于绝热温升效应减弱,应变速率为 1 s^{-1} 的变形组织再结晶程度低于 10 s^{-1} 。在 1040~1120 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内,随着温度的升高,小角度晶界不断向大角度晶界转变,其小角度晶界所占比例从 43% 降低至 20%,而大角度晶界所占的比例从 51% 增加到 75%。这表明随着温度的升高,由于热激活作用显著增加,再结晶的驱动力增大,使得动态再结晶的程度也不断升高。由于更多的能量被用于组织演变,功率耗散值也随着变形温度的提高而增加。当变形温度升高到 1120 $^{\circ}\text{C}$ 时,功率耗散值约为 0.375,大角度晶界比例达到 75%,但由于该变形条件接近热加工图中失稳区,因此实际生产过程中应尽量避免在该参数下变形。从图 11 的晶粒统计可以看出,1000~1080 $^{\circ}\text{C}/1 \text{s}^{-1}$ 条件下,变形后的晶粒细小且均匀分布。尽管在 1 s^{-1} 的应变速率下,不同温度变形后仍残留着少量粗大的变形晶粒,但在实际锻造过程中由于加工余热的存在,未完全再结晶的晶粒会发生亚动态再结晶和静态再结晶,在较短的时间内便会再结晶完全,形成大小均匀的等轴晶^[19]。因此,温度为 1000~1080 $^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 1 s^{-1} 可以作为 IN783 合金的安全加工区间。

图 7c1~7c6 是应变速率为 0.1 s^{-1} ,不同变形温度下所得到的试样心部的微观组织 EBSD 反极图。在 0.1 s^{-1} 的应变速率下,变形所得的功率耗散值均大于 0.33,

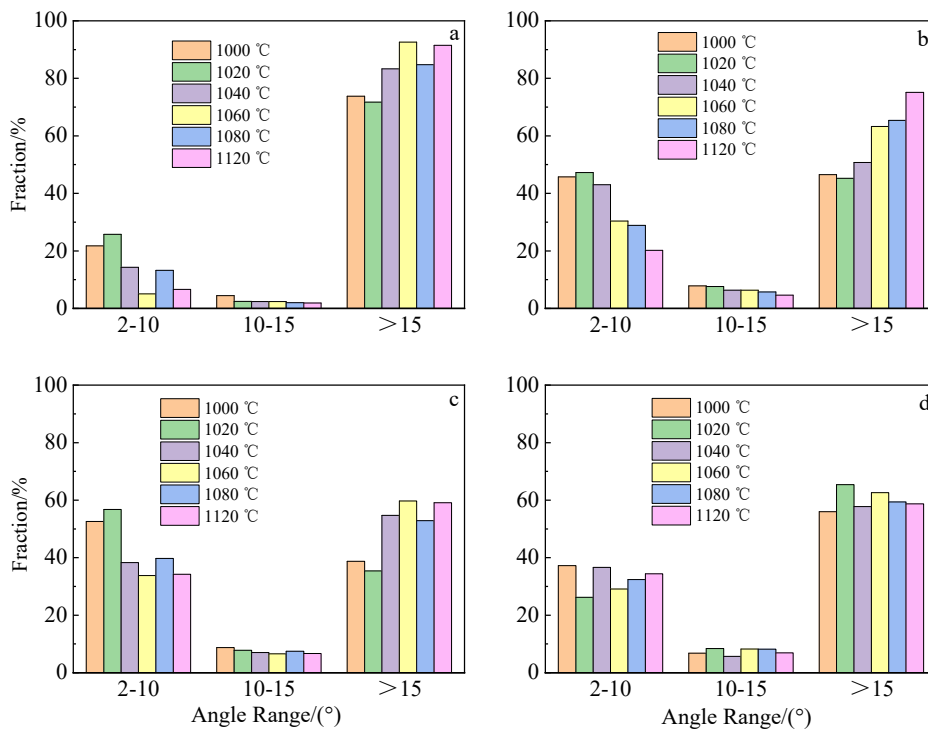


图 8 IN783 合金在不同变形条件下的 EBSD 晶界分布统计图

Fig.8 EBSD grain boundary distributions of IN783 superalloy under various deformation conditions: (a) 10 s^{-1} ; (b) 1 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 0.01 s^{-1}

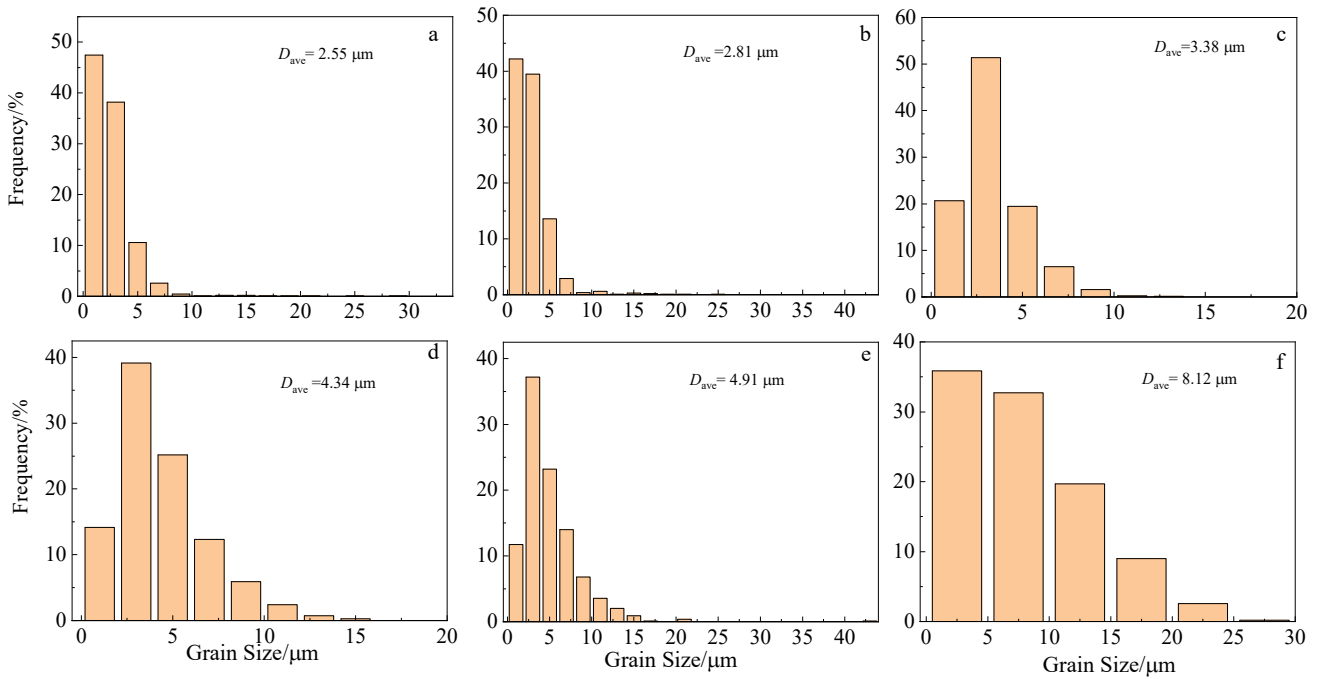


图 9 试样在应变速率为 10 s^{-1} 不同温度下的晶粒尺寸统计分布图

Fig.9 Grain size distributions of specimens under 10 s^{-1} at different temperatures: (a) $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $1060\text{ }^{\circ}\text{C}$, (e) $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (f) $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$

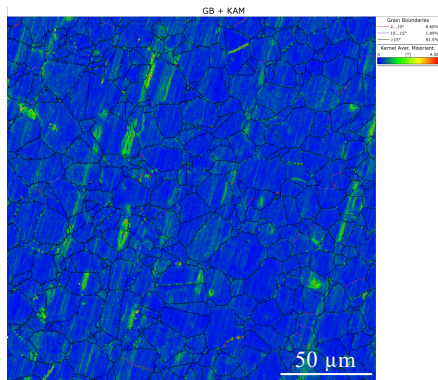


图 10 $1120\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ 条件下 IN783 合金的 KAM 图

Fig.10 KAM image of IN783 superalloy at the deformation temperature of $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ and the strain rate of 10 s^{-1}

试样微观组织随温度的变化趋势与 1 s^{-1} 时类似。总体而言，随着温度的升高，其再结晶程度越大。当变形温度为 1000 和 $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，相对 1 s^{-1} 的应变速率， 0.1 s^{-1} 变形时动态再结晶形核时间增加，但由于此时热激活作用不足，IN783 合金仍然发生不完全再结晶，部分晶粒沿着垂直于压缩方向被拉长，部分原始晶界被细小的等轴 DRX 晶粒所覆盖，形成了“项链结构”。此时小角度晶界的比例均高于 52% （图 12a~12b）。随着温度的逐渐增加，小角度晶界比例显著降低，而大

角度晶界的比例随之升高，再结晶程度有着明显的提高，变形晶粒逐渐变少。 $1040\sim 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ， 0.1 s^{-1} 的工艺参数下变形所得微观组织除了少量原始的大晶粒，大都为等轴、均匀的动态再结晶晶粒。 $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时观察不到大的变形晶粒，平均晶粒尺寸约为 $9.71\text{ }\mu\text{m}$ ，超过 10% 的晶粒尺寸大于 $20\text{ }\mu\text{m}$ ，粒径大于 $50\text{ }\mu\text{m}$ 的大晶粒也约有 1.4% ，这表明 0.1 s^{-1} 、 $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的变形条件下出现了混晶现象（图 12）。应变速率为 0.1 s^{-1} 、 $1000\sim 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的变形温度下，所有试样均没有出现明显的应变失稳和晶粒快速粗化或混晶现象，因此也可以作为 IN783 合金的安全加工区间。

应变速率为 0.01 s^{-1} 时，变形所得的功率耗散值均大于 0.38 ，可以推断此参数范围内容易发生 DRX。不同变形温度下试样心部的微观组织演变如图 7d1~7d6 所示。虽然应变速率的降低减缓了位错的形成和堆积速率，导致动态再结晶的形核率降低，但是提供了更多的时间形核和长大，一定程度上促进了再结晶的发展。如图 8c, 8d 所示，随着应变速率从 0.1 s^{-1} 降低至 0.01 s^{-1} ，相同变形温度下其大角度晶界所占的比例也随之增大。温度为 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，合金的 DRX 过程已经进行得比较完全，大多为细小的、分布均匀的等轴晶。如图 13a，经统计，其平均晶粒尺寸为 $4.22\text{ }\mu\text{m}$ ，其中晶粒尺寸小于 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒占整体晶粒的 91% 以上。

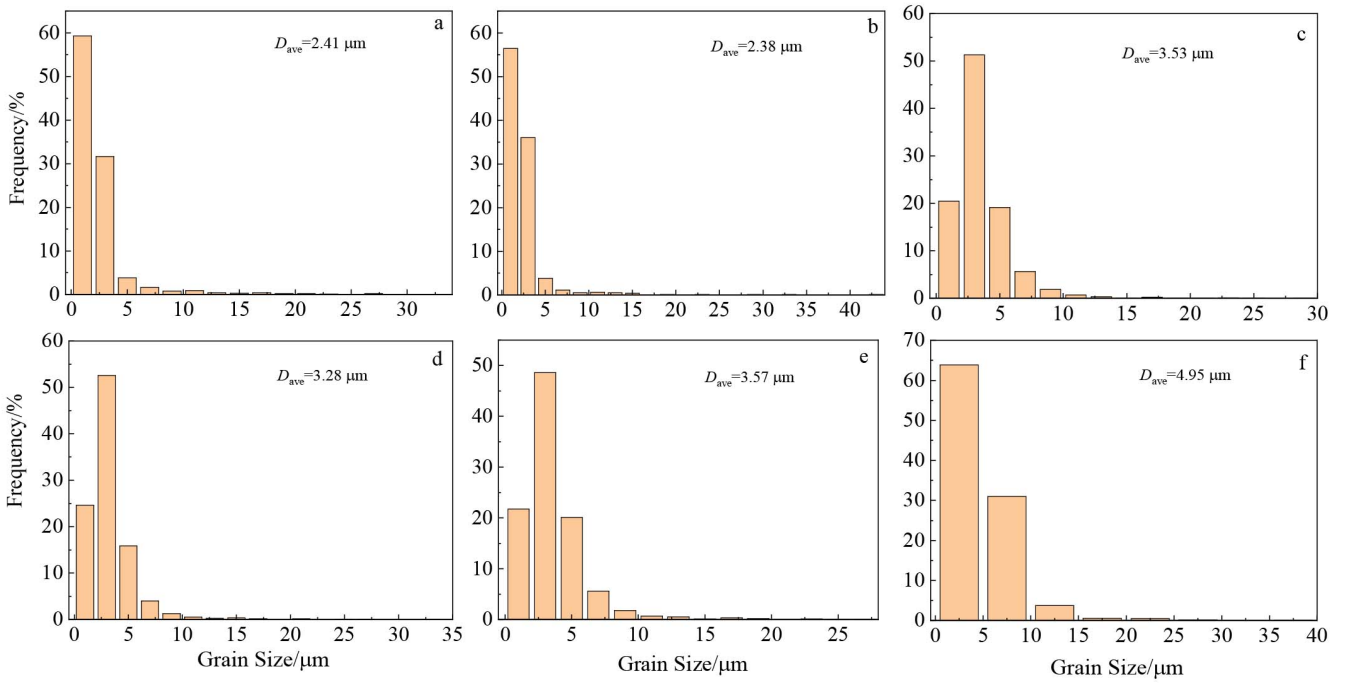


图 11 试样在应变速率为 1 s^{-1} 不同温度下的晶粒尺寸统计分布图

Fig.11 Grain size distributions of specimens under 1 s^{-1} at different temperatures: (a) $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, (b) $1020 \text{ }^\circ\text{C}$, (c) $1040 \text{ }^\circ\text{C}$, (d) $1060 \text{ }^\circ\text{C}$, (e) $1080 \text{ }^\circ\text{C}$, and (f) $1120 \text{ }^\circ\text{C}$

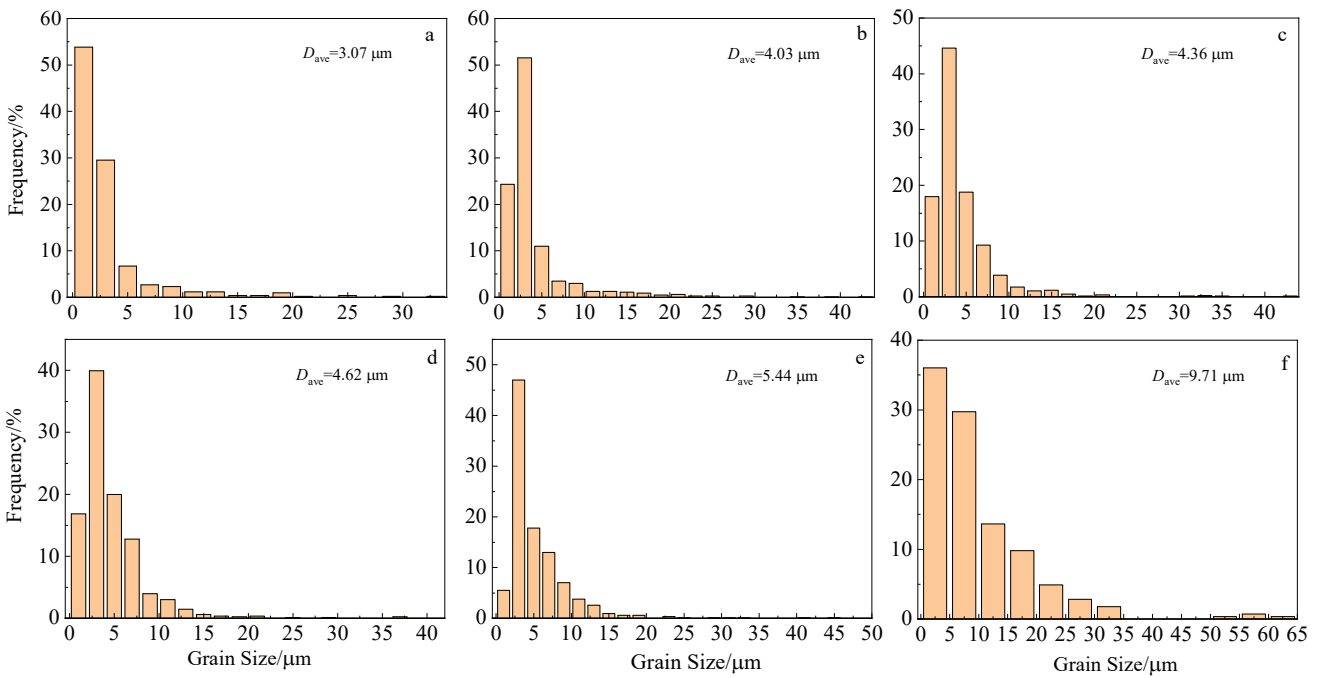


图 12 试样在应变速率为 0.1 s^{-1} 不同温度下的晶粒尺寸统计分布图

Fig.12 Grain size distributions of specimens under 0.1 s^{-1} at different temperatures: (a) $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, (b) $1020 \text{ }^\circ\text{C}$, (c) $1040 \text{ }^\circ\text{C}$, (d) $1060 \text{ }^\circ\text{C}$, (e) $1080 \text{ }^\circ\text{C}$, and (f) $1120 \text{ }^\circ\text{C}$

当温度升高到 1020 和 $1040 \text{ }^\circ\text{C}$, 再结晶晶粒分布均匀且略有长大趋势。随着温度继续升高, 部分晶粒明显长大, 晶粒开始变得不均匀: $1060 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,

变形组织的平均晶粒尺寸为 $6.38 \mu\text{m}$, 仅有 83% 的晶粒尺寸小于 $10 \mu\text{m}$, 有超过 1% 的晶粒大于 $30 \mu\text{m}$ (图 13d); $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 变形组织的平均

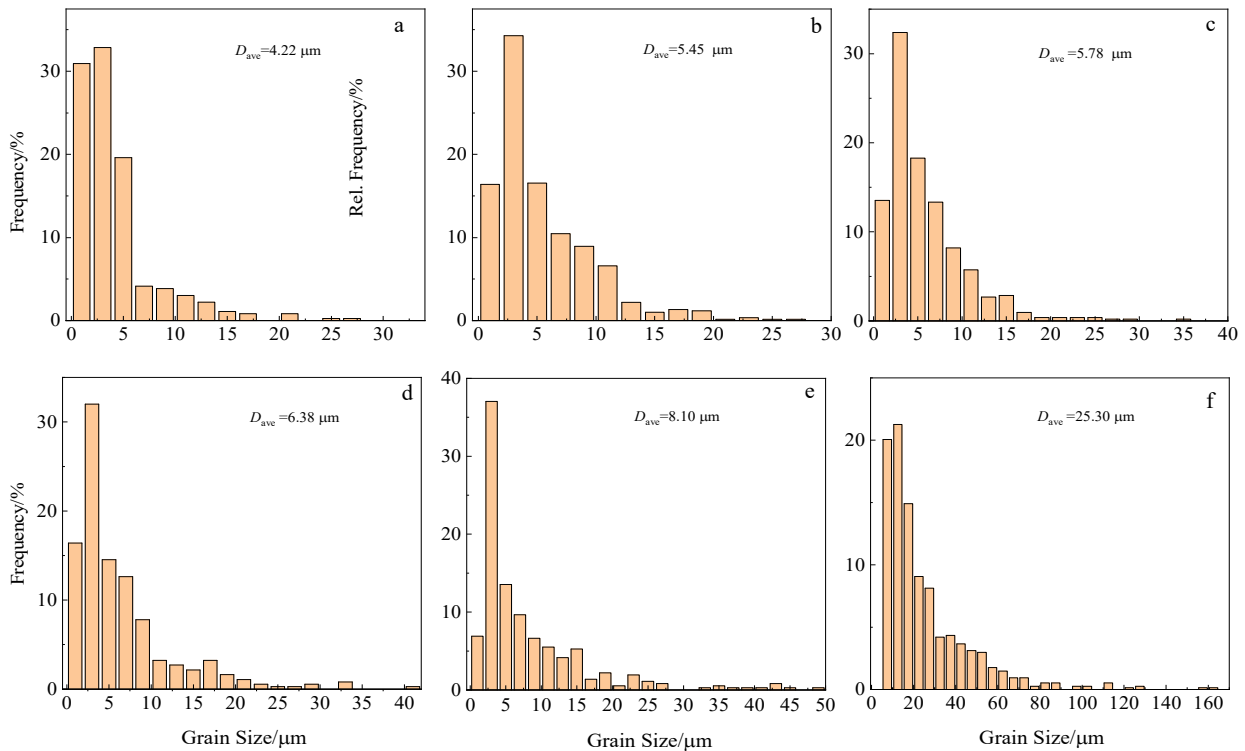


图 13 试样在应变速率为 0.01 s⁻¹ 不同温度下的晶粒尺寸统计分布图

Fig.13 Grain size distributions of specimens under 0.01 s⁻¹ at different temperatures: (a) 1000 °C, (b) 1020 °C, (c) 1040 °C, (d) 1060 °C, (e) 1080 °C, and (f) 1120 °C

晶粒尺寸为 8.10 μm，晶粒大于 30 μm 的体积分数超过 3%，大于 40 μm 的体积分数超过 1.6% (图 13e)；1120 °C 时原子扩散速度增加，晶界迁移速率加快，晶粒发生明显粗化，平均晶粒尺寸达到 25.30 μm，此时仅有约 88% 的晶粒集中在 2.5~50 μm 的区间，有约 1.5% 的晶粒其尺寸超过 100 μm，这表明形成了混晶组织 (图 13f)。高温 (1060~1120 °C) 条件下，材料内部的热激活作用较高，动态再结晶晶粒长大的驱动力大，在低应变速率下变形 (0.01 s⁻¹)，变形时间较长，充足的变形时间使得晶界充分地迁移，因此晶粒明显长大、粗化。此外，在高温慢速变形过程中仍然出现少量细小的晶粒组织。细小的晶粒一方面源于体系内未长大的动态再结晶晶粒，另一方面源于体系内晶粒长大过程吞并临近晶粒而遗留的小晶粒。因此，高温低速率条件下 (1060~1120 °C、0.01 s⁻¹) 最终形成混晶组织。混晶组织会严重影响合金的力学性能，造成强度和韧性的降低 [20-21]，因此虽然该工艺参数处于安全区的功率耗散系数较高的区域，但不适合作为 IN783 合金的热加工区间。

基于热加工图和变形后的微观组织分析，确定 IN783 合金合理的热变形参数为 1000~1080 °C/0.1~10 s⁻¹，以及 1000~1040 °C/0.01~0.1 s⁻¹。

3 结 论

1) 热压缩的过程中流变应力随变形温度的升高和应变速率的降低而降低，IN783 合金的流变曲线表现出了较为明显的 DRX 特征。应用所测得的应力应变曲线完成了本构方程的建立，可用来预测不同条件下的流变应力：

$$\dot{\epsilon} = 3.58237 \times 10^{15} [\sinh(0.00495724\sigma)]^{3.99121} \exp\left(-\frac{417.146551}{RT}\right)$$

2) 根据试验所测得的应力应变曲线，建立了不同应变 (0.1~0.6) 下的热加工图，并结合微观组织分析确定了 IN783 合金热加工的安全区间为：1000~1080 °C/0.1~10 s⁻¹，以及 1000~1040 °C/0.01~0.1 s⁻¹。

参考文献 References

[1] Han Guangwei (韩光伟), Feng Di (冯 涤), Deng Bo (邓 波). *Proceedings of China Symposium on Materials* (2000 年中国材料研讨会论文集) [C]. Beijing: Metallurgical Industry

- Press, 2000: 1026
- [2] Wang Panzhi(王攀智), Gong Zhongxing(龚忠兴), Zhang Zheng(张正) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2023, 15(3): 197
- [3] Han Guangwei(韩光炜), Deng Bo(邓波), Feng Di(冯滔) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2003, 15(S1): 298
- [4] Zhang Yanyan(张艳艳), Han Guangwei(韩光炜), Deng Bo(邓波). *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2007, 19(4): 58
- [5] Liu Meijun(刘梅军), Dong Yu(董宇), Yang Guanjun(杨冠军) *et al. Materials China(中国材料进展)*[J], 2022, 41(4): 296
- [6] Pan Q L, Li B, Wang Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 585: 371
- [7] Liu W, Zhang H, Liu Z L *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2023, 54(3): 962
- [8] Yeom J T, Jung E J, Kim J H *et al. Surface Review and Letters*[J], 2010, 17(1): 105
- [9] Tang K, Zhang Z B, Tian J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 860: 158541
- [10] Wang Fa(王法), Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(1): 245
- [11] Liu W, Liu Z L, Zhang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938: 168574
- [12] He G A, Liu F, Si J Y *et al. Materials & Design*[J], 2015, 87: 256
- [13] Liu S, Feng J, Luo X *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(8): 2850
- [14] Zheng Yuewu(郑跃武), Chu Zhibing(楚志兵), Li Yajie(李亚杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(6): 2063
- [15] Ren Shuai(任帅), Zhang Hua(张华), Yu Zichao(于子超) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2022, 32(9): 2647
- [16] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [17] Jia Z, Yu L D, Wei B L *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(2): 461
- [18] Chen Xi(陈曦), Qi Yaoguo(亓耀国), Shi Xiaonan(史晓楠) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2019, 43(12): 1260
- [19] Zhang Xin(张鑫), Bai Yaguan(白亚冠), Nie Yihong(聂义宏). *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2022, 43(8): 78
- [20] Qing Heyong(秦鹤勇), Li Zhentuan(李振团), Zhao Guangpu(赵光普) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(11): 4227
- [21] Li T, Shen H F. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(11): 4076

Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of IN783 Low-Expansion Superalloy

Su Hai², Wang Chen¹, Luo Tong², Huang Hailiang¹, Zhang Hua¹, Zhang Shangzhou¹, Jiang Liang¹, Zhou Xin¹

(1. Institute for Advanced Studies in Precision Materials, Yantai University, Yantai 264005, China)

(2. Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: The hot deformation behavior of IN783 low-expansion superalloy was investigated through hot compression experiments at the deformation temperatures of 1000–1120 °C and strain rates of 0.01–10 s⁻¹. The microstructure evolution of the alloy under different deformation conditions was studied using electron backscatter diffraction (EBSD). The results indicate that the flow stress of IN783 alloy is significantly decreased with the increase in deformation temperature and the decrease in strain rate. Combined with Arrhenius equation and Zener-Hollomon parameter model, the constitutive equation of the alloy was established as $\dot{\epsilon} = 3.58237 \times 10^{15} [\sinh(0.00495724\sigma)]^{3.99121} \exp(-417.146551/RT)$, which can well describe the relationship between flow stress and deformation temperature, strain rate of IN783 alloy during hot deformation. The hot working diagram of IN783 alloy was drawn based on the dynamic material model. According to the hot working diagram and the microstructure observation, the safety zone for hot working of IN783 nickel-based superalloy is determined as: 1000–1080 °C/0.1–10 s⁻¹ and 1000–1040 °C/0.01–0.1 s⁻¹. In addition, under the condition of high temperature and low strain rate (1060–1120 °C, 0.01 s⁻¹), mixed crystal and grain coarsening occur, which makes it not suitable for the hot working of IN783 alloy although the alloy has high power dissipation coefficient in those parameters.

Key words: IN783 superalloy; hot deformation behavior; hot working map; microstructure evolution