

热轧GH4141高温合金热变形行为及动态再结晶规律

张献光¹, 裴逸武¹, 周 扬^{2,3}, 陈佳俊¹, 肖东平^{2,3}, 唐平梅^{2,3}, 付建辉^{2,3},
闫建昊¹, 张 健^{2,3}

(1. 北京科技大学 冶金与生态工程学院, 北京 100083)

(2. 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)

(3. 攀钢集团研究院有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: GH4141 镍基高温合金是制作涡轮盘、紧固件和发动机机匣的关键材料, 通常采用传统铸-锻/轧工艺生产制备。本研究以热轧开坯态 GH4141 合金的热加工行为为研究对象, 通过 Gleeble 热压缩实验, 研究了热轧态 GH4141 合金在变形温度为 1050~1150 °C 和应变速率为 0.01~1.0 s⁻¹ 条件下的热变形行为, 并构建了热轧态 GH4141 合金的热变形本构方程。同时, 分析了不同变形量条件下的微观组织演变行为, 阐明了热变形过程动态再结晶规律, 构建了热轧态 GH4141 合金热变形过程动态再结晶模型, 可实现热变形动态再结晶分数的准确预测。结果表明, 动态再结晶分数随着变形温度的提高、应变速率的减小或变形量的增大而增加, 从动态再结晶完成程度考虑, 较优的热变形条件为: 热变形温度 1150 °C, 应变速率 0.01~0.1 s⁻¹。

关键词: GH4141 高温合金; 热轧态; 热变形; 本构模型; 动态再结晶

中图分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0505-12

变形高温合金因其优异的高温性能与组织稳定性, 在航空发动机、工业燃气轮机领域具有广泛应用^[1-6]。GH4141 变形高温合金是制作航空发动机涡轮盘、紧固件和机匣的关键材料, 其是在美国 Rene 41 合金基础上进行合金成分优化, 并添加 B、Zr 等晶界强化元素所研制的。GH4141 合金采用传统“熔炼-均匀化-开坯-热加工”工艺制备^[7-8], 其中, 开坯后的热加工过程的热变形行为及动态再结晶规律是决定合金成品件组织、性能、质量的关键工序。因此, 制定合理的开坯后热加工参数对于制备高质量 GH4141 合金尤为重要, 对实际生产过程中合理的热变形方案的制定具有重要意义。

高温合金铸锭一般采用锻造开坯或轧制、挤压开坯^[9-11]。其中, 锻造开坯应用最为广泛, 然而随着国内高温合金的市场需求日益增长, 锻造开坯由于效率低、组织均匀性差、成品率低, 成为了生产瓶颈。挤压开坯是针对难变形高温合金, 无法采用锻造开坯, 且其存在成本高、生产效率偏低的缺点。轧制开坯是变形高温合金领域近年来趋于发展的高效开坯技术^[12-14], 可提高生产效率和成材率、降低成本和能耗, 其适用于合金化程度较低的时效强化高温合金与固溶强化高温合金。过去, 许多学者主要围绕铸态均匀化态或挤压态 GH4141 合金的热变形行为与组织演化展开了研究^[15-18]。肖东平等^[15]针对铸态

均匀化处理 GH4141 合金(平均晶粒尺寸约 1 mm)开坯过程中的热变形行为展开了研究, 获得了其变形激活能和单道次变形完全再结晶组织的条件。有学者研究了挤压态 Rene41 合金(平均晶粒尺寸约为 42 μm)的热变形行为, 研究发现应变速率高于 1.5 s⁻¹, 材料会发生流变不稳定现象, 表现为剪切带形成和材料开裂^[16]。刘志凌等^[17]以平均晶粒尺寸 19.5 μm 的 GH4141 合金为起始组织, 在对流变应力进行摩擦、温度和应变修正补偿的基础上构建了本构方程。有学者^[18]研究了冷轧态 GH4141 合金在固溶处理过程中的静态再结晶, 发现应变硬化指数在冷变形过程中先增大后减小, 冷变形过程中硬化速率的逐渐降低是由于动态恢复缓慢和晶界形成引起的位错密度增量的减小, 但并没有对轧制变形过程中的动态再结晶进行相关研究。上述研究对热轧 GH4141 合金的热变形工艺制定具有一定的指导意义, 但铸态、挤压态或冷轧态初始组织状态和晶粒尺寸与热轧态合金均存在显著差异, 而对于热轧态组织的 GH4141 合金的加工行为研究较少, 目前多借鉴应用最广泛的锻造开坯相关理论模型, 有关其热变形行为、本构方程及动态再结晶规律与模型尚不清楚。基于此, 本实验选用热轧态的 GH4141 合金, 系统研究不同热变形条件下, 热变形行为及微观组织演变规律。根据热压缩曲线及不同热变形条件下的动态再

收稿日期: 2024-11-14

基金项目: 国家自然科学基金(51804232); 北京市自然科学基金(2212041)

作者简介: 张献光, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083, E-mail: xgzhang@ustb.edu.cn

结晶分数,深入研究热变形行为及动态再结晶规律,构建本构模型和动态再结晶模型,为制定合理的热变形制度提供理论指导。

1 实验

本研究采用的 GH4141 变形高温合金,是经双联冶炼,真空感应冶炼(vacuum induction melting, VIM)+电渣重熔(electroslag remelting, ESR)制备的铸锭($\Phi 250$ mm),主要化学成分见表 1,采用 JMat Pro 7.0 计算得到的热力学平衡相图如图 1 所示。平衡相图显示,铸态 GH4141 合金组织中存在 γ' 相、 σ 相、碳化物(包括 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 和 MC)、 M_3B_2 型硼化物等析出相。

为研究热轧 GH4141 合金热变形行为,构建热变形本构模型与动态再结晶模型,自 GH4141 合金热轧板 1/4~3/4 半径区域切取 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的圆柱试样,在 Gleeble 1500D 热模拟试验机以 10 °C/s 的速率升温至目标温度后保温 180 s 后进行热压缩实验,热压缩温度为 1050、1100 和 1150 °C,应变速率为 0.01、0.1 和 1.0 s⁻¹,真应变量为 0.1、0.3、0.5 和 0.7,如图 2a 所示。Gleeble 热变形后的观察样是以鼓形试样的轴向平行方向在试样中心截取厚度为 2 mm 的片状样,取样示意图如图 2b 所示。此外,还在热变形温度为 1000 °C,应变速率 0.01 和 0.1 s⁻¹,真应变量为 0.4 和 0.7 条件下进行热变形与组织观察,用于验证再结晶模型的准确性。

对于光学(OM)和扫描电镜(SEM)组织表征,先使用砂纸进行机械打磨(从 240#开始至 2000#结束),接着在抛光机上分别用 3 和 1 μ m 的金刚石悬浮液对试样进行机械抛光处理。为显示晶界,使用(3 g CuSO₄+40 mL HCl+3 mL H₂SO₄)腐蚀剂浸没腐蚀,腐蚀时间 30~40 s。腐蚀后的样品用无水乙醇进行冲洗,并在金相显微镜(型号 CX40M)和扫描电镜(型号 MIRA 3 XMH)下进行微观组织观察。动态再结晶分数采用 ImageJ 软件进行测量,统计每个样品中心 3 个区域的动态再结晶分数,并取平均值。

轧制开坯采用如下方式进行:沿铸锭半径切割出半径为 125 mm,厚度为 40 mm,角度为 45°的扇形试样,并在 1210 °C 下进行 20 h 的均匀化处理(作者过去研究表明该条件可实现偏析元素均匀化^[19])。随后,均匀化处理后的 GH4141 合金又在 1190 °C 下保温 1 h,出炉后立刻进行轧制(由于材料表面温降,开轧试样表面温度约为

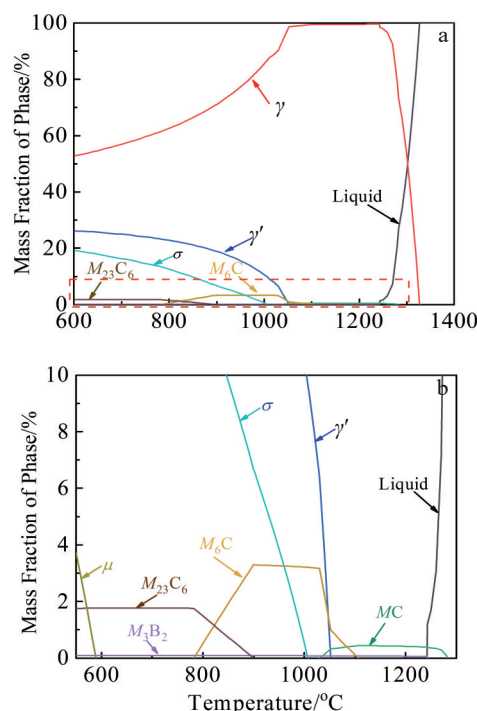


图1 GH4141 高温合金平衡相图和局部放大图

Fig.1 Equilibrium phase diagram for GH4141 superalloy (a) and partially enlarged diagram of the circled region in Fig. 1a (b)

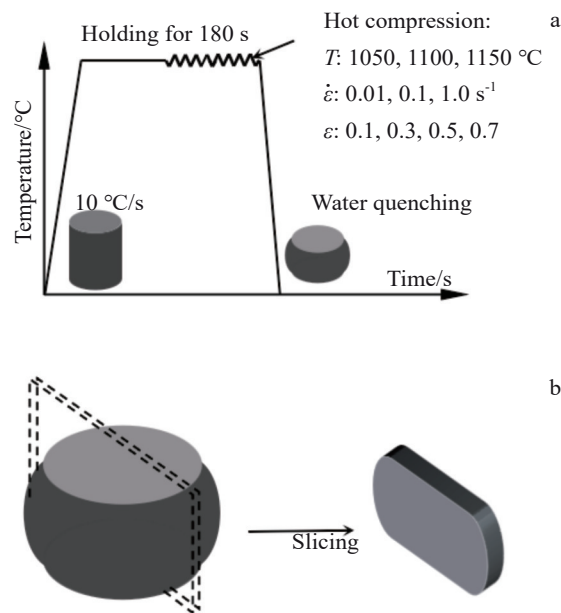


图2 GH4141 高温合金热变形工艺和取样示意图

Fig.2 Schematic diagram of the hot deformation process (a) and sampling process (b) for GH4141 superalloy

表1 GH4141 高温合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4141 superalloy (wt%)

Cr	Co	Mo	Al	Ti	B	C	Ni
19.58	11.35	10.40	1.40	3.10	0.007	0.09	Bal.

1080 °C,终轧试样表面温度约为 1000 °C),共进行 9 道次轧制,每道次变形 5%,道次间回炉保温 15~20 min,总变形量为 37%,得到热轧开坯态 GH4141 合金(热轧

GH4141 合金)。作为对比,均匀化处理后的GH4141 合金在 1190 ℃ 下锻造多道次开坯,总变形 36.8%,得到锻态 GH4141 合金。热轧态与锻态的 GH4141 合金光学显微组织如图 3a~3b 所示。可以看到,热轧态与锻态初始组织存在显著差异,总变形量接近的情况下,热轧态组织较为微细,且晶粒尺寸均匀性较好。两种初始组织的热压缩曲线如图 3c 所示,两者热变形行为亦存在显著差异,热轧态展现出了较高的变形抗力与易于发生再结晶软化的热变形行为。

2 结果与讨论

2.1 热变形过程本构模型构建

不同热变形条件下,试样热压缩过程获得的真应力-真应变曲线如图 4 所示。可以看到,随着应变量的增加,真应力先以接近线性关系增加,这说明初始阶段是材料的弹性阶段,随后真应力-真应变曲线斜率开始逐渐减小,且真应力不断增加直至峰值。由于动态再结晶或动态回复的发生,真应力逐渐减低,即表现出软化现象。实验测得不同热变形条件下的峰值应力总结于表 2 中,可以看到变形温度越高,峰值应力越低。高

变形温度下,更易于发生晶界迁移和不连续动态再结晶,使得峰值应力降低。

变形的过程中,流变应力受到应变速率和变形温度的影响,可使用 Arrhenius 本构模型建立 GH4141 合金热变形过程中的本构模型^[20-22],如式(1)~式(3)所示:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma_p^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma_p) \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

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

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, σ_p 为峰值应力, Q 为热变形激活能, T 为热变形温度, R 为气体常数,而 A 、 A_1 、 A_2 、 α 、 β 、 n 和 n_1 均为材料参数。同时,引入 Zener-Hollomon 参数求解相关材料参数,其表达式为式(4)所示^[23]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (4)$$

对式(1)进行取对数,得到下式:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma_p + (-Q/RT) \quad (5)$$

利用式(5)求解 $\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma$ 便可以得到材料参数 n_1 。相同的方法,对式(2)和(3)进行取对数处理,得到以下式子:

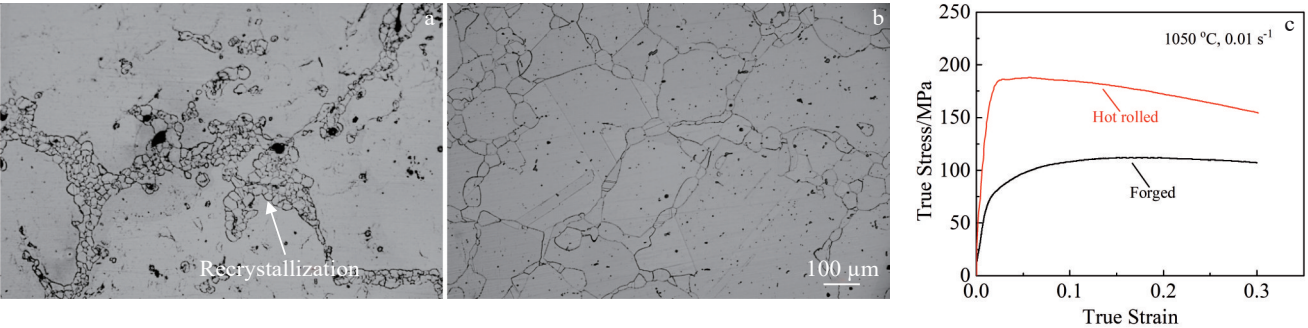


图3 GH4141 高温合金锻态和热轧态光学显微组织,锻态与热轧态热变形真应力-真应变曲线

Fig.3 OM images of the forged (a) and hot rolled (b) GH4141 superalloy as well as true stress-true strain curves of forged and hot rolled GH4141 superalloy during the hot deformation (c)

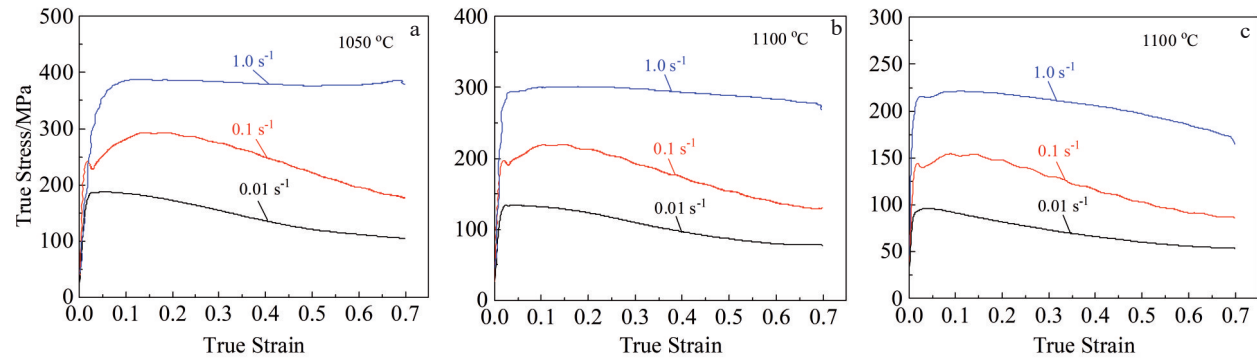


图4 GH4141 高温合金热变形过程的真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of GH4141 superalloy during hot deformation: (a) 1050 °C, (b) 1100 °C, and (c) 1150 °C

表2 热轧试样在不同热变形条件下的峰值应力

Table 2 Peak stress of hot-rolled specimens under various hot deformation conditions

Temperature/°C	Strain rate/s ⁻¹	Peak stress/MPa
1050	0.01	187.7
1100		134.4
1150		95.9
1050	0.1	293.3
1100		219.7
1150		154.4
1050	1.0	387.8
1100		301.4
1150		221.4

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma_p + (-Q/RT) \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] + (-Q/RT) \quad (7)$$

利用式(6)求解 $\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma$ 便可以得到材料参数 β , 又因为 $\alpha = \beta / n_1$, 于是可以求解出材料参数 α 。将峰值应力 σ_p 代入到式子中, 即可绘制 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 散点图, 利用线性回归方法求解斜率, 即可得到材料参数 n_1 和 β 。 $\ln \dot{\epsilon} -$

$\ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 散点图及线性回归结果如图 5a 和 5b 所示, 得到材料参数 n_1 、 β 和 α 的数值, 分别为 5.776、0.0291 和 0.005 03。

将计算得到的 α 代入到式(7)中, 于是 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 这项可以计算出具体数值, 通过求解 $\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$, 可以得到材料参数 n , 绘制 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 的散点图并进行线性回归拟合得到拟合直线, 直线的斜率即为所需求解的材料参数 n , 结果如图 5c 所示。对拟合直线的斜率取平均值, 得到 n 的结果为 4.267。

接着对式(7)进行变形, 得到如下:

$$\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] = \frac{Q}{nR} \cdot \frac{1}{T} + \frac{1}{n} (\ln \dot{\epsilon} - \ln A) \quad (8)$$

计算 $\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] / \partial (1000/T)$ 的结果为 $(Q/1000nR)$, 根据上文计算得到的 n 值, 结合气体常数便可以计算得到热变形激活能 Q 。绘制 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - (1000/T)$ 的散点图并进行线性回归拟合得到拟合直线, 即可获得热变形激活能 Q 。图 5d 所示为 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - (1000/T)$ 的散点图及线性回归结果, 根据拟合直线斜率可以计算得到热变形激活能 Q 为 576.97 kJ/mol。

然后, 对式(4)取自然对数, 得到如下:

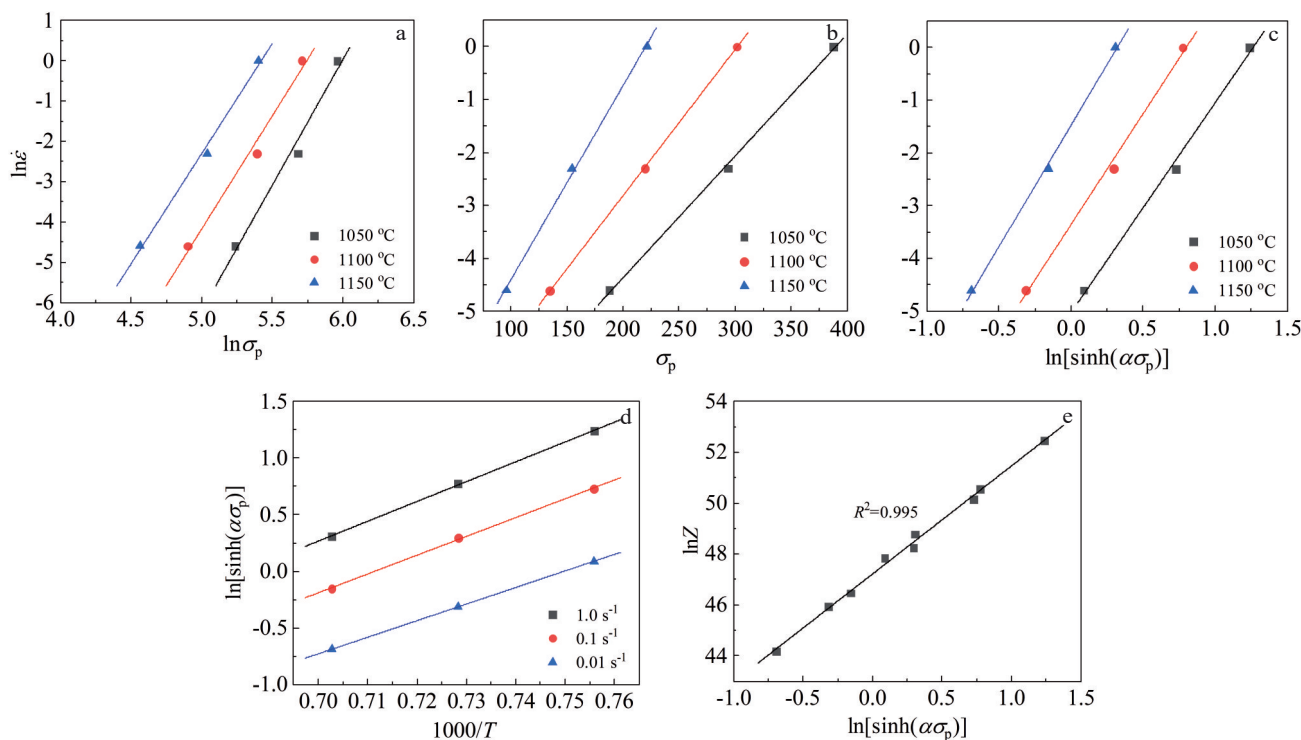


图5 应变速率、变形温度、Z参数与峰值应力的拟合关系曲线

Fig.5 Fitting relationship curves of strain rate, deformation temperature, Z parameter and peak stress: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$, (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$, (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - (1000/T)$, and (e) $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh (\alpha \sigma_p)] \tag{9}$$

通过绘制 $\ln Z - \ln [\sinh (\alpha \sigma_p)]$ 的散点图并且进行线性回归处理,拟合所得直线的截距为 $\ln A$ 。图5e所示为 $\ln Z - \ln [\sinh (\alpha \sigma_p)]$ 的散点图及线性回归结果,材料参数 A 的计算结果为 3.19×10^{20} 。

综上,得到热轧态GH4141合金在热变形过程中的本构方程为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp (576970 / RT) \tag{10}$$

$$\dot{\epsilon} = 3.19 \times 10^{20} [\sinh (0.00503 \sigma_p)]^{4.267} \exp (-576970 / RT) \tag{11}$$

2.2 热变形过程合金组织演变

热轧态GH4141合金在不同热变形条件下的光学显

微组织与动态再结晶分数如图6~图8所示,应变速率一定的条件下,热变形温度越高,再结晶发生越完全,且随着应变量的增大,原始晶粒被压缩得更加明显,特别是1050℃变形温度下的组织。另外还发现在1150℃变形温度且真应变量为0.7的变形量下,随着应变速率的减小,再结晶晶粒尺寸逐渐增大,从22.84 μm增大到36.61 μm,最后到41.51 μm。在高温下晶界失去析出相的钉扎作用,在较高的晶界迁移速率和较小的迁移阻力下,晶粒长大的速度更快,应变速率减小,再结晶的时间增长,使得晶粒出现小幅度的粗化。从动态再结晶分数上看,最佳变形温度为1150℃,最佳应变速率为0.01~0.1 s⁻¹。

由图6~图8可知,低变形量下(例如真应变为0.1),再结晶程度低,未再结晶晶粒内存在明显类似孪晶界的“黑线条”,且其含量随变形温度升高而减少。采用EDS

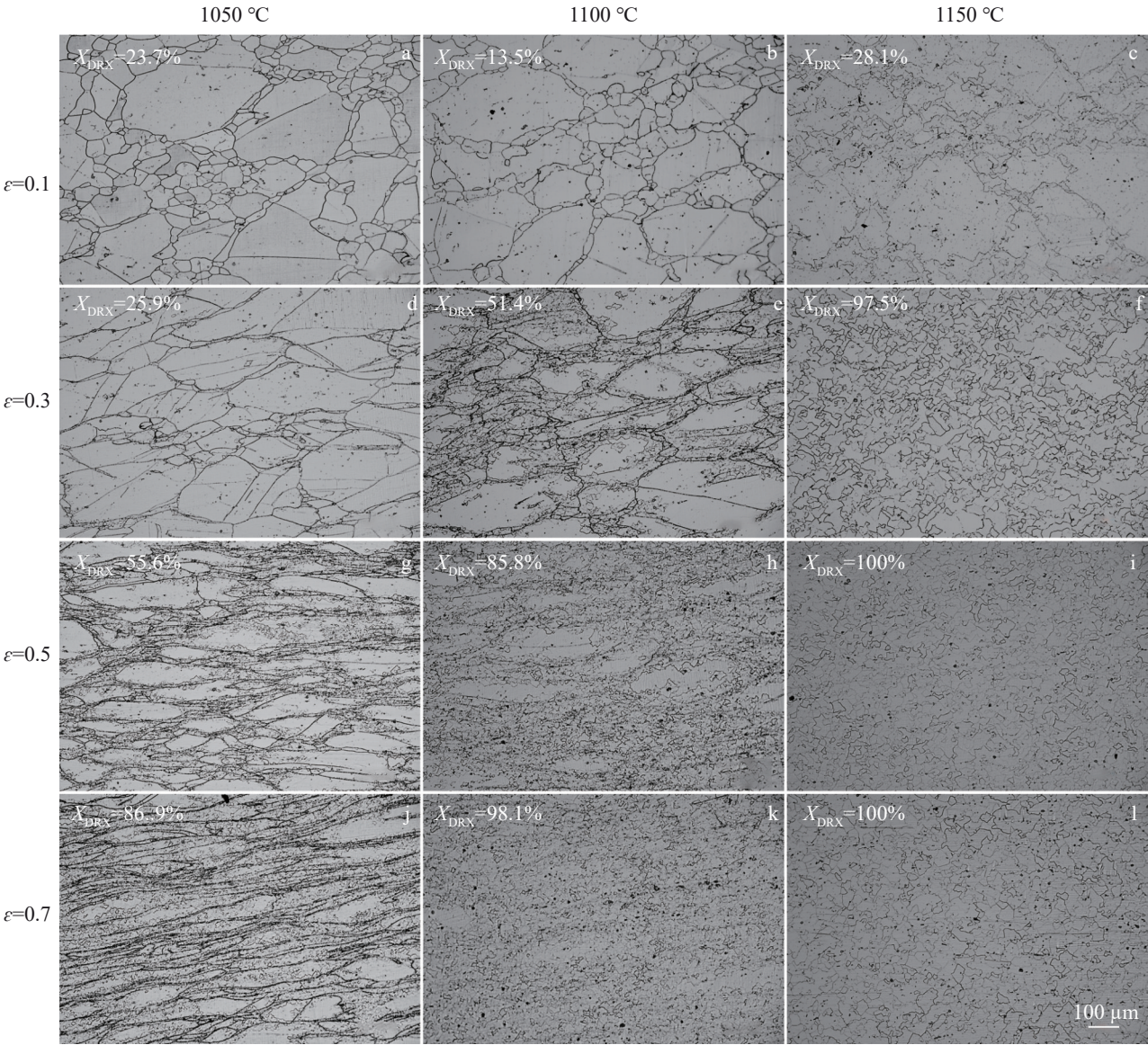
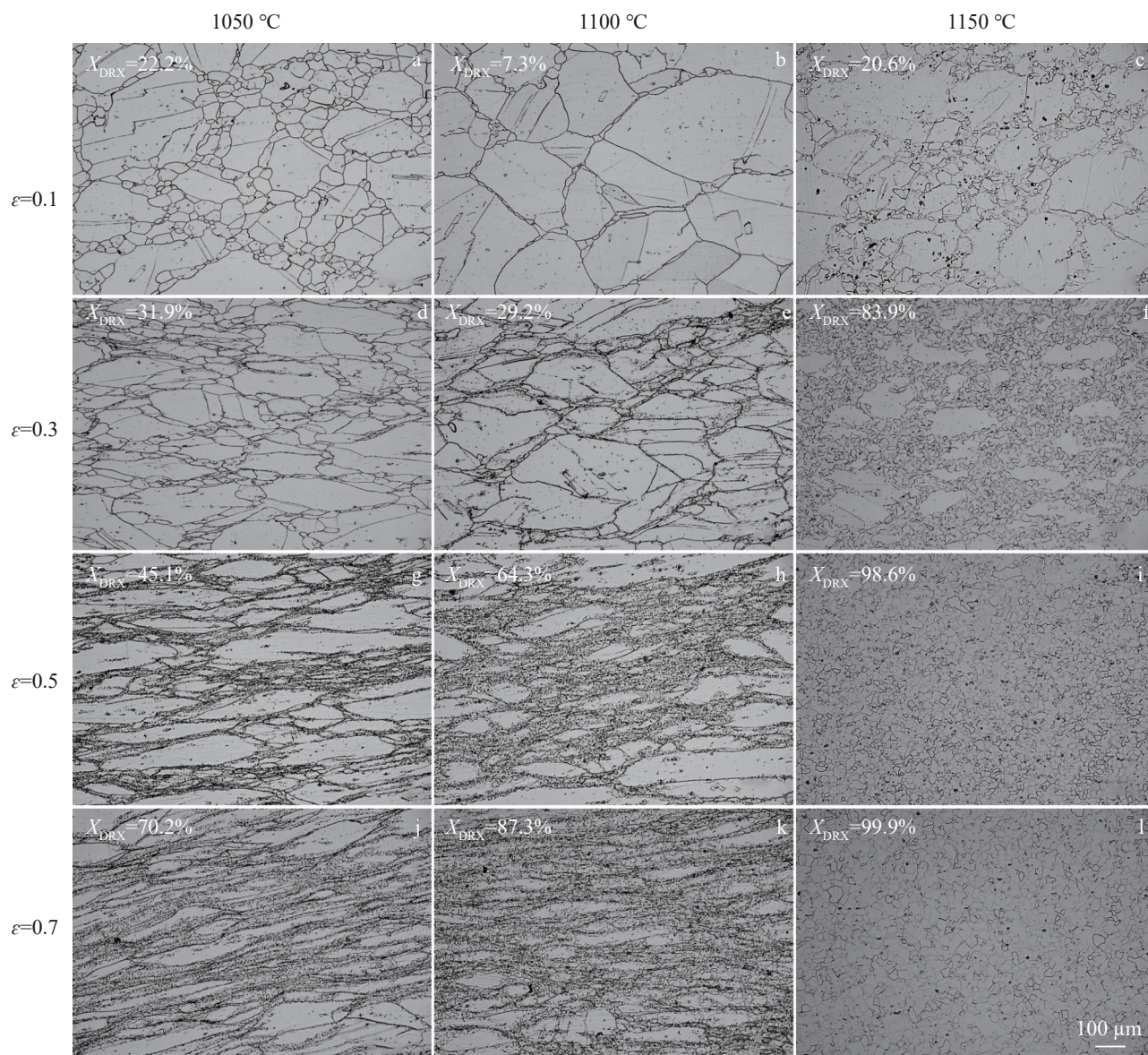


图6 应变速率为0.01 s⁻¹时GH4141合金热变形后OM照片

Fig.6 OM images and recrystallization fraction of hot rolled GH4141 superalloy after hot deformation with a strain rate of 0.01 s⁻¹

图7 应变速率为 0.1 s^{-1} 时GH4141合金热变形后OM照片Fig.7 OM images and recrystallization fraction of GH4141 superalloy after hot deformation with a strain rate of 0.1 s^{-1}

分析发现,其为依附于孪晶界的链状 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物,如图9所示。另外,基体中大尺寸碳化物主要类型为MC型碳化物。根据作者先前报道的GH4141均匀化研究结果, M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平衡回溶温度分别为1105.8和899.8 °C,1210 °C下均匀化20 h后合金组织中 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物已彻底回溶消失^[19],因此,热变形后组织中的 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物(图9中所示)极大可能是在轧制后冷却过程中二次析出的。此外,1050与1100 °C短时间加热和变形后,由于变形温度偏低和固溶时间较短,孪晶界上还存留链状的 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物。而1150 °C温度下进行变形,变形温度远高于 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物的回溶温度,导致合金组织孪晶界上碳化物基本回溶。

过去研究发现^[24-26],晶界和晶粒内析出相可作为形核位点促进再结晶发生。Ouyang等^[27]研究发现,低应变速率下钴-镍基合金中的再结晶现象主要以不连续动态再结晶(DDR)和孪晶动态再结晶(TDR)为主。为探究热轧态GH4141合金孪晶及孪晶界碳化物对再结晶发生的影响,对变形温度1050 °C和应变速率 0.01 s^{-1} 条件下的再结晶行为进行了深入研究,真应变0.3、0.5和0.7下的显微组织如图10所示。真应变为0.3时(图10a、10b),再结晶率较低,大多数原晶界处均没有发生再结晶,而具有大尺寸碳化物及链状碳化物的孪晶处发生了动态再结晶,由此可见,孪晶界处碳化物促进了动态再结晶发生;当真应变增加至0.5时(图10c、10d),除原晶界处会发生动态再结晶外,孪晶界处也发生了动态再结

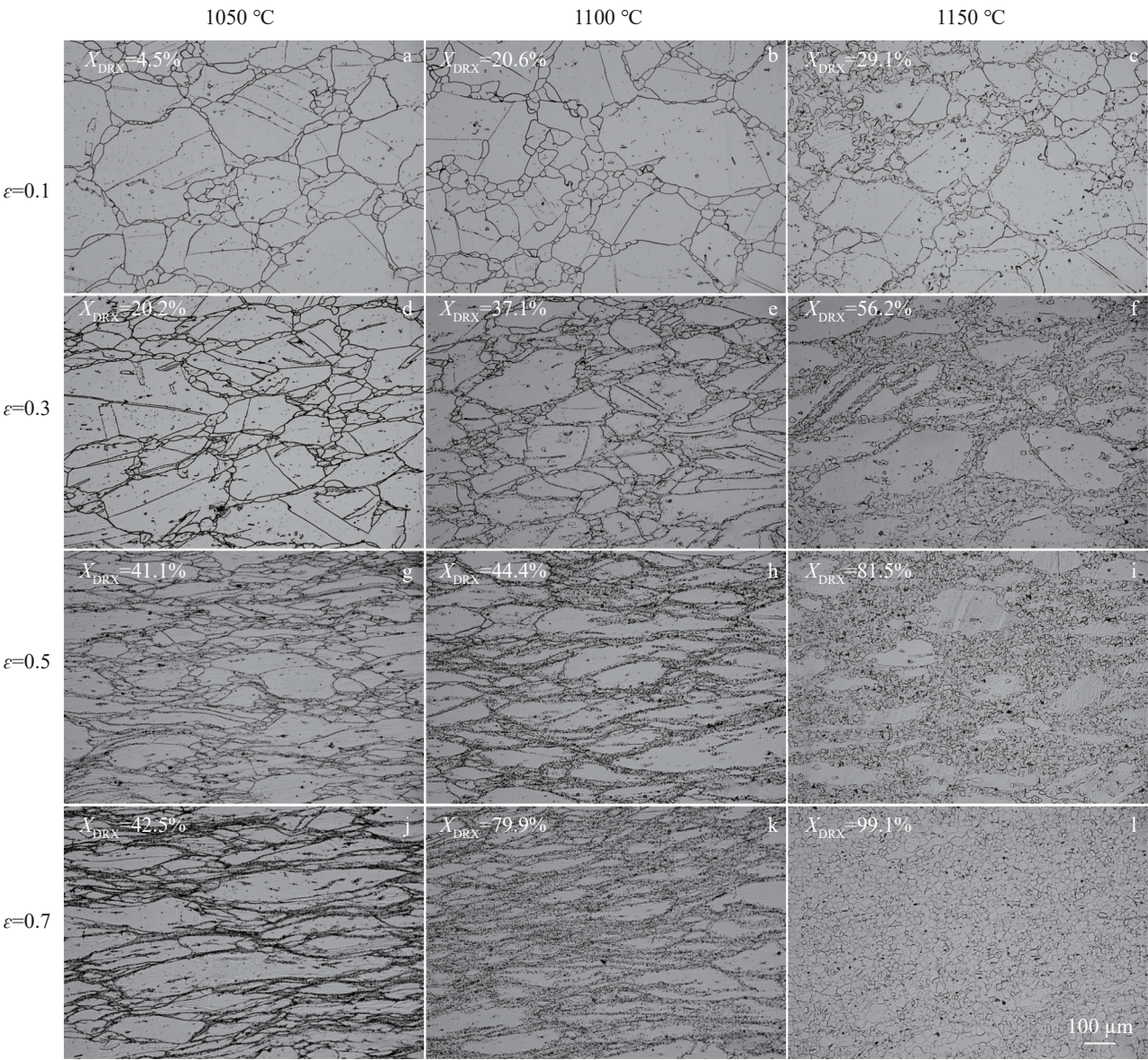


图8 应变速率为1.0 s⁻¹时GH4141 合金热变形后OM照片
Fig.8 OM images and recrystallization fraction of GH4141 superalloy after hot deformation with a strain rate of 1.0 s⁻¹

晶。当真应变量增加至0.7(图10e、10f)时,由于变形量大,原晶界被压缩得程度高,无法确定原始孪晶界位置,但样品整体再结晶程度达到86.9%,可以认为原始孪晶界处也发生了明显的再结晶现象。结合以上分析,析出了碳化物的孪晶界是有利于再结晶形核和促进动态再结晶过程发生的。

2.3 热变形过程动态再结晶模型构建

热变形过程中晶粒细化是依靠动态再结晶实现的,动态再结晶的完成程度(动态再结晶体积分数)直接影响材料的组织与性能。动态再结晶体积分数模型可以使用Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK)方程进行构建,JMAK方程如下所示^[28-29]:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^m \right]$$

(12)

$$\varepsilon_{0.5} = a_2 d^{n_2} \dot{\varepsilon}^{m_2} \exp(Q_2/RT)$$

(13)

其中, X_{DRX} 为动态再结晶分数, ε_c 为发生动态再结晶的临界应变变量, $\varepsilon_{0.5}$ 为动态再结晶分数达到50%时所对应的应变变量, d 为初始晶粒尺寸, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, Q_2 为动态再结晶激活能, R 为气体常数, T 为热变形温度,其他为与材料相关的参数。

过去研究表明^[30],热变形过程中峰值应力对应的应变值非常小,而临界应变变量比峰值应变更小。此外,轧制试样已经累积大量应变能,动态回复的影响基本可以忽略,当继续增加变形量时,动态再结晶可迅速发生。因

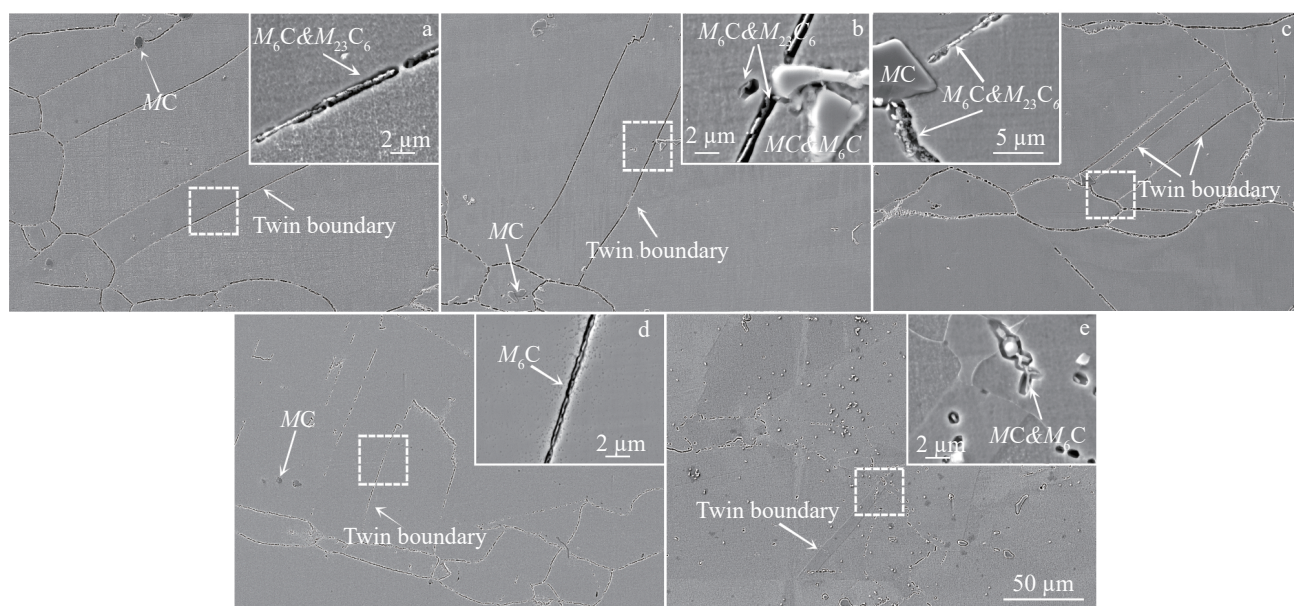


图9 真应变为0.1时GH4141合金组织SEM照片及孪晶界局部放大图

Fig.9 SEM images of the GH4141 superalloy and partially enlarged images in twin boundary region after forging at a constant true strain of 0.1: (a) 1050 °C, 0.01 s⁻¹, (b) 1050 °C, 0.1 s⁻¹, (c) 1050 °C, 1.0 s⁻¹, (d) 1100 °C, 0.01 s⁻¹, and (e) 1150 °C, 0.01 s⁻¹

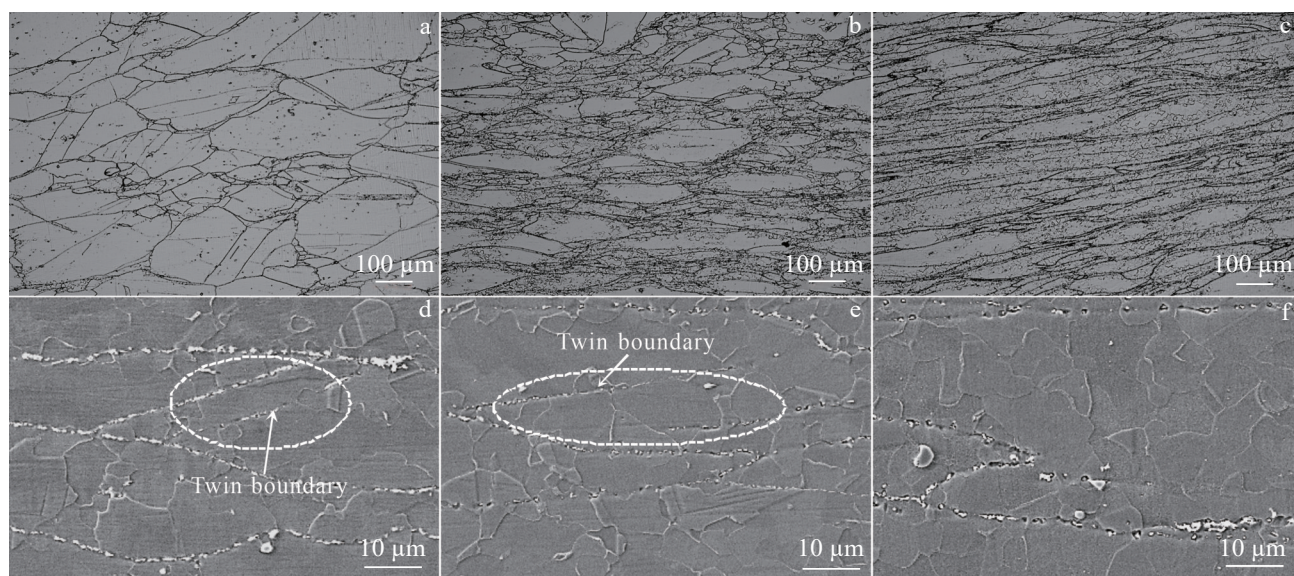


图10 GH4141合金在变形温度1050 °C、应变速率0.01 s⁻¹不同真应变下的OM及SEM照片

Fig.10 OM (a–c) and (d–f) SEM images of GH4141 superalloy after hot deformation at 1050 °C and strain rate of 0.01 s⁻¹ under varying true strain: (a, d) $\epsilon=0.3$, (b, e) $\epsilon=0.5$, (c, f) $\epsilon=0.7$

此,式(12)中动态再结晶分数模型中可改为:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-k \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_{0.5}} \right)^m \right] \quad (14)$$

由于热变形实验中初始试样相同均为热轧态GH4141合金,故初始晶粒尺寸相同,即 $a_2 d^{n_2}$ 项可视作常数项 h ,即式(13)可改写为如下形式:

$$\epsilon_{0.5} = h \dot{\epsilon}^{m_2} \exp(Q_2/RT) \quad (15)$$

依据上述研究定量统计的热变形过程动态再结晶分数变化,绘制了动态再结晶分数变化曲线,如图11所示。 $\epsilon_{0.5}$ 数值统计结果如表3所示,可以看出变形温度越高和应变速率越慢, $\epsilon_{0.5}$ 数值越小,即越容易完成50%动态再结晶。此外,依据动态再结晶分数,发现最佳变形温度条件(1150 °C)可大幅度减少所需应变, $\epsilon_{0.5}$ 值仅为其他两

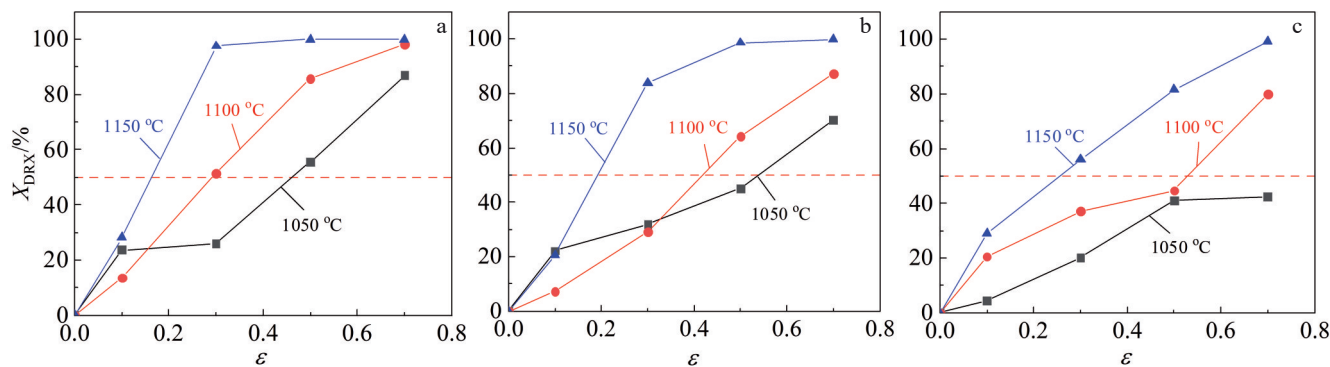


图 11 实验测得 GH4141 合金动态再结晶分数随真应变变化

Fig.11 Experimentally measured changes in dynamic recrystallization fraction of GH4141 superalloy against true strain with different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 1.0 s⁻¹

表 3 实验所得 GH4141 合金热变形过程中动态再结晶分数 50% 时的应变变量

Table 3 True strain corresponding to the dynamic recrystallization fraction of 50% during hot deformation of as-prepared GH4141 superalloy

Temperature/°C	Strain rate/s ⁻¹	$\varepsilon_{0.5}$
1050	0.01	0.46
1100		0.29
1150		0.16
1050	0.1	0.54
1100		0.42
1150		0.19
1050	1.0	0.80
1100		0.53
1150		0.25

种变形温度条件下的一半左右甚至更少。

其次,对式(13)取对数处理,得到如下公式:

$$\ln \varepsilon_{0.5} = \ln h + m_2 \ln \dot{\varepsilon} + (Q_2/RT) \tag{16}$$

绘制 $\ln \varepsilon_{0.5}-(1/T)$ 散点图,对散点进行线性回归处理得到归一化直线方程,直线的斜率即为 Q_2/R ,进而获得 Q_2 。散点图及拟合直线如图 12a 所示,3 条拟合直线斜率接近, R^2 均在 0.9 以上,拟合结果可信。3 条直线的斜率分别为 21 810.55、19 532.43 和 19 842.31,计算得到动态再结晶激活能 Q_2 为 169.56 kJ/mol。与其热变形激活能 (576.97 kJ/mol) 相比,再结晶发生的阈值更低。正是由于热变形过程动态再结晶显著软化作用,使得材料未发生开裂现象。

其次,通过 $\ln \varepsilon_{0.5}-\ln \dot{\varepsilon}$ 散点图线性拟合得到直线,该直线的斜率即为材料参数 m_2 ,如图 12b 所示。3 条拟合直线的斜率分别为 0.120、0.131 和 0.097,平均值为 0.116,即材料参数 m_2 为 0.116。同时,通过计算得到材料参数 h ,其数值为 1.63×10^{-7} 。

综上所述可以得到式(13)的表达式为:

$$\varepsilon_{0.5} = 1.63 \times 10^{-7} \dot{\varepsilon}^{0.116} \exp(169560/RT) \tag{17}$$

对式(14)进行取两次对数,变换得到以下公式:

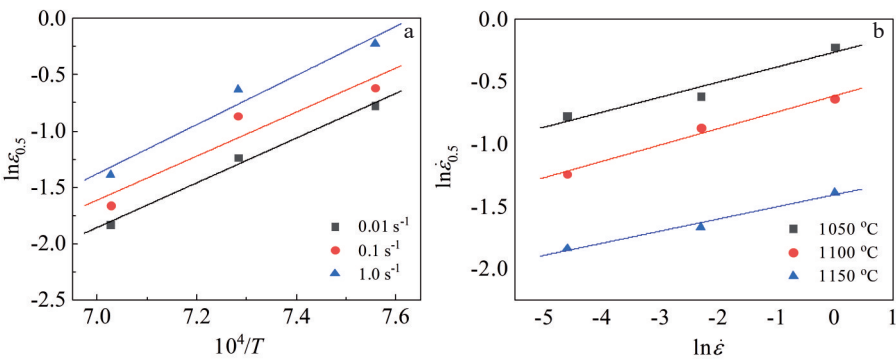


图 12 变形温度、应变速率与 $\varepsilon_{0.5}$ 的拟合关系曲线

Fig.12 Fitting relationship curves between deformation temperature as well as strain rate and $\varepsilon_{0.5}$: (a) $\ln \varepsilon_{0.5}-(1/T)$ and (b) $\ln \varepsilon_{0.5}-\ln \dot{\varepsilon}$

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-X_{\text{DRX}}} \right) = m \ln \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}} + \ln k \quad (18)$$

同时通过绘制的 $\ln \ln [1/(1-X_{\text{DRX}})] - \ln(\varepsilon/\varepsilon_{0.5})$ 散点图和线性拟合, 所拟合直线的斜率为 m , 截距为 $\ln k$, 如图 13 所示。拟合直线的 R^2 为 0.881, 拟合结果可信, 最后, 得到材料参数 m 的数值为 1.369, k 的数值为 0.930, 动态再结晶分数模型为:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-0.930 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{1.369} \right] \quad (19)$$

为验证动态再结晶模型的准确性, 热轧态 GH4141 合金在 1000 °C 下, 经不同变形量和应变速率热变形后的光学显微组织如图 14 所示。由于热变形温度较低, 在 0.7 的变形量, 不同的应变速率下也难以发生完全再结晶。对图 14 中的微观组织进行统计, 获得的不同变形量和应变速率下动态再结晶分数与模型预测值及误差, 如表 4 所示。不同条件下热轧态 GH4141 合金动态再结晶分数的模型预测值与

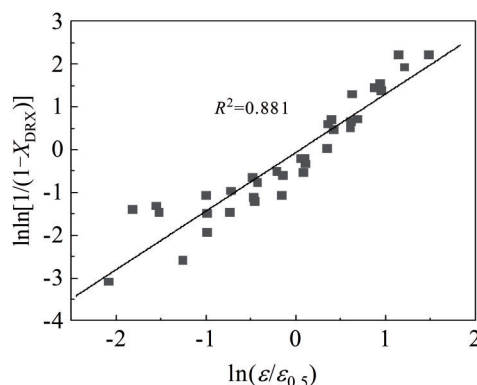


图 13 $\ln \ln [1/(1-X_{\text{DRX}})] - \ln(\varepsilon/\varepsilon_{0.5})$ 的拟合关系曲线

Fig.13 Fitting relationship curve between $\ln \ln [1/(1-X_{\text{DRX}})]$ and $\ln(\varepsilon/\varepsilon_{0.5})$

实验统计值误差均在 5% 以内, 这说明构建的模型具有较高的预测精度和可靠性, 可对热轧态 GH4141 合金的动态再结晶行为进行准确预测。

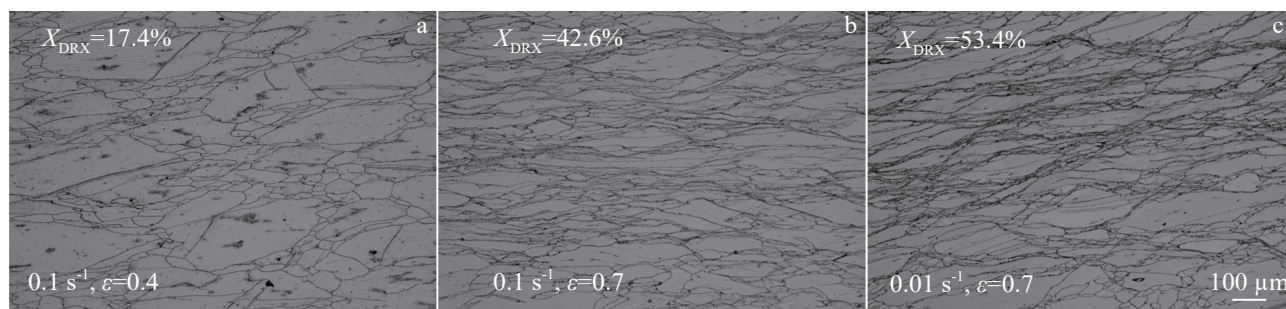


图 14 1000 °C 时热轧 GH4141 合金热变形后 OM 照片

Fig.14 Optical images and recrystallization fraction of hot rolled GH4141 superalloy after hot deformation at 1000 °C

表 4 热轧 GH4141 合金动态再结晶模型预测与实测结果对比

Table 4 Comparisons between the dynamic recrystallization fractions predicted by the model and the experimental measurement of hot-rolled GH4141 superalloy

Strain rate/s ⁻¹	ε	Temperature/°C	Predicted result/%	Experimental result/%	Relative error/%
0.1	0.4	1000	20.0	17.4	2.6
0.1	0.7	1000	38.2	42.6	4.4
0.01	0.7	1000	50.0	53.4	3.4

3 结论

1) 热轧态 GH4141 合金热变形过程中, 随着变形速率的加快和变形温度的降低, 材料变形的流变抗力逐渐增大。基于热变形过程压缩曲线, 并根据 Arrhenius 经验公式, 可以构建出热变形过程的本构模

型, 其表达式为:

$$\begin{cases} Z = \dot{\varepsilon} \exp(576970/RT) \\ \dot{\varepsilon} = 3.19 \times 10^{20} [\sinh(0.00503 \sigma_p)]^{4.267} \exp(-576970/RT) \end{cases}$$

2) 热轧态 GH4141 合金在热变形过程中, 从动态再结晶完成程度角度, 较优的热变形条件确定为: 热变形温

度 1150 °C, 应变速率 0.01~0.1 s⁻¹。变形温度越高, 应变速率越慢, 再结晶晶粒尺寸会更大, 且析出了碳化物的孪晶界促进动态再结晶的发生。

3) 通过实验, 测得不同变形条件下的动态再结晶分数, 并构建了热轧态 GH4141 合金在热变形过程中的动态再结晶分数模型, 实现了热变形工艺参数对变形后组织中动态再结晶分数的定量预测:

$$\begin{cases} X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-0.930 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{1.369} \right] \\ \varepsilon_{0.5} = 1.63 \times 10^{-7} \dot{\varepsilon}^{0.116} \exp(169560/RT) \end{cases}$$

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008
- [2] Jiang Huang, Xiang Xuemei, Dong Jianxin. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 929: 167086
- [3] Zhang Xianguang, Chen Jiajun, Zhou Yang *et al. Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2023, 30(8): 1622
- [4] Gan Hongyan(甘洪岩), Cheng Ming(程明), Song Hongwu(宋鸿武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3556
- [5] Ding Yutian(丁雨田), Wang Tao(王涛), Wang Xingmao(王兴茂) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2549
- [6] Kong Weijun(孔维俊), Ding Yutian(丁雨田), Wang Xingmao(王兴茂) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2859
- [7] Yu Huichen(于慧臣), Xie Shishu(谢世殊), Zhao Guangpu(赵光普) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2003(9): 3
- [8] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄烁), Zhang Wenyun(张文云) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [9] Du Jinhui(杜金辉), Zhao Guangpu(赵光普), Deng Qun(邓群) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 27
- [10] Zhang Rui(张瑞), Liu Peng(刘鹏), Cui Chuanyong(崔传勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(10): 1215
- [11] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(Z1): 62
- [12] Chen Yue(陈悦), Wang Yu(王珏), Wang Ying(王莹) *et al. Modern Metallurgy*(现代冶金)[J], 2015, 43(6): 1
- [13] Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉), Deng Qun(邓群) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006(S1): 139
- [14] Jiang Hong(江鸿), Hang Yan(杭燕), Huang Bo(黄波) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2020, 27(8): 128
- [15] Xiao Dongping(肖东平), Fu Jianhui(付建辉), Chen Qi(陈琦) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2022, 29(9): 157
- [16] Pan Q L, Li B, Wang Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 585: 371
- [17] Liu Zhiling(刘志凌), Ren Shuai(任帅), Liu Wei(刘伟) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(8): 2577
- [18] Liu Hongliang, Zhang Maicang, Xu Min *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 14280
- [19] Zhang Xianguang(张献光), Chen Jiajun(陈佳俊), Yang Wenchao(杨文超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 136
- [20] Lv Shaomin, Jia Chonglin, He Xinbo *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2020, 22(12): 2000622
- [21] Matsui T. *Materials Transactions*[J], 2013, 54(4): 512
- [22] Ji Hongchao, Duan Hailong, Li Yaogang *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(4): 7210
- [23] Medina S F, Hernandez C A. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 137
- [24] Wan Zhipeng, Hu Lianxi, Sun Yu *et al. Vacuum*[J], 2018, 155: 585
- [25] Jia Lei, Cui Heng, Yang Shufeng *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 6652
- [26] Godasu A K, Prakash U, Mula S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 844: 156200
- [27] Ouyang Lingxiao, Luo Rui, Gui Yunwei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 788: 139638
- [28] Sommitsch C, Mitter W. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(2): 357
- [29] Medina S F, Hernandez C A. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 165
- [30] Jiang He, Dong Jianxin, Zhang Maicang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 649: 369

Hot-Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization Rules of Hot-Rolled GH4141 Superalloy

Zhang Xianguang¹, Pei Yiwu¹, Zhou Yang^{2,3}, Chen Jiajun¹, Xiao Dongping^{2,3}, Tang Pingmei^{2,3}, Fu Jianhui^{2,3}, Yan Jianhao¹,
Zhang Jian^{2,3}

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, China)

(3. Pangang Group Research Institute Co., Ltd, Panzhihua 617000, China)

Abstract: GH4141 nickel-based superalloy is a key material for turbine disks, fasteners and engine cases, which is generally fabricated through traditional casting-forging/rolling processes. In this study, the hot working behavior of hot-rolled GH4141 superalloy was studied. The hot deformation behavior of the hot-rolled GH4141 superalloy at deformation temperatures of 1050–1150 °C and strain rates of 0.01–1 s⁻¹ was studied through Gleeble hot-compression experiments, and the hot deformation constitutive equation of the alloy during the deformation process was constructed. In addition, based on the microstructure evolution analyses under different deformation conditions, the dynamic recrystallization rules during the hot deformation process were clarified. A dynamic recrystallization model of the alloy was constructed and the dynamic recrystallization fraction can be accurately predicted by this model. It is found that the dynamic recrystallization fractions are increased with the increase in the deformation temperature, the decrease in strain rate, or the increases in amount of deformation. From the viewpoints of degrees of dynamic recrystallization, the optimal deformation parameters are determined as deformation temperature at 1150 °C and the strain rate of 0.01–0.1 s⁻¹.

Key words: GH4141 superalloy; hot rolled state; hot deformation; constitutive model; dynamic recrystallization

Corresponding author: Zhang Xianguang, Associate Professor, School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: xgzhang@ustb.edu.cn