

镍基高温合金动态再结晶组织演化的 三维元胞自动机模拟

宫迎慧¹, 丁浩晨¹, 王英虎², 张 驰^{1*}, 张立文¹, 盛振东², 郑淮北², 王市均³

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024; 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. 冶金工业信息标准研究院, 北京 100730)

摘 要: 镍基高温合金在热加工过程中易发生动态再结晶组织演化行为, 可以有效细化合金凝固过程形成的粗大柱状晶组织, 是调控高温合金锻件质量的理论依据。采用 C276 镍基高温合金开展了高温热压缩试验, 研究了热压缩流变应力曲线特征和微观组织演化规律, 在此基础上, 开发了镍基高温合金热变形动态再结晶的三维元胞自动机模型。结果表明, 镍基高温合金的动态再结晶对变形温度、变形量及变形速率极为敏感, 三维元胞自动机模型可以表征动态再结晶形核和晶粒生长的三维空间微观组织拓扑结构演化特征, 并计算动态再结晶过程中的加工硬化、动态再结晶软化等力学响应特性。再结晶组织的三维空间组织拓扑结构分析较二维空间表现出一定优势。该模型有助于进一步理解镍基高温合金动态再结晶演化行为, 指导热加工过程微观组织的精确调控。

关键词: 镍基高温合金; 热变形; 动态再结晶; 三维元胞自动机; 微观组织表征

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)02-0151-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.021

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

3D cellular automaton simulation of the dynamic recrystallization microstructure evolution for a nickel-based superalloy

GONG Yinghui¹, DING Haochen¹, WANG Yinghu², ZHANG Chi^{1*}, ZHANG Liwen¹,
SHENG Zhendong², ZHENG Huaibei², WANG Shijun³

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China;

2. Chengdu Advanced Metal Material Industry Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan,

China; 3. China Metallurgical Information and Standardization Institute, Beijing 100730, China)

Abstract: Dynamic recrystallization usually occurs on nickel-based superalloys during hot deformation, which can refine the initial coarse solidification columnar grains and be served as the theoretical base for controlling the quality of superalloys. Hot deformation tests were conducted on a nickel-based C276 superalloy in this work. The flow curve characterization and microstructural evolution were investigated. Then a 3D cellular automaton model was developed to simulate the dynamic recrystallization of nickel-based superalloys. The results indicate the dynamic recrystallization of nickel-based superalloys is sensitive to the deformation temperature, deformation degree and strain rate. The developed 3D cellular automaton model can simulate the topological evolution of recrystallization nucleation and grain growth in 3D space. And it can also capture the stress response caused by work hardening and dynamic

收稿日期: 2024-01-19

基金项目: 国家重点研发计划(2019YFA0705300); 钒钛资源综合利用产业技术创新战略联盟协同研发项目。

作者简介: 宫迎慧, 1998 年出生, 女, 山东德州人, 硕士研究生, 主要从事合金塑性加工数值模拟研究工作, E-mail: 2276213461@qq.com; * 通讯作者: 张驰, 1983 年出生, 男, 辽宁锦州人, 博士, 副教授, 主要从事金属材料塑性加工形性一体化调控研究, E-mail: zhangchi@dlut.edu.cn。

recrystallization softening. The topological microstructure analysis in 3D shows it is more superior as compared to 2D section. The developed model is supposed to be beneficial for understanding the dynamic recrystallization of nickel-based superalloys and supervising the microstructure control during hot working process.

Key words: nickel-based superalloy, hot deformation, dynamic recrystallization, 3D cellular automaton model, microstructure characterization

0 引言

镍基高温合金具有优异的高温力学性能、持久性能和耐腐蚀性能等,广泛应用于制备航空航天、核电和化工等领域的关键构件^[1]。锻造和轧制等热加工技术是镍基高温合金构件制备的主要加工路径之一。热加工过程中镍基高温合金易发生动态再结晶组织演化,可有效细化合金凝固过程中形成的粗大柱状晶组织,是调控高温合金锻件质量的重要理论依据^[2]。

随着对镍基高温合金零构件性能需求的不断提升,镍基高温合金热变形过程中的动态再结晶行为受到广泛关注。澄清热变形条件下的动态再结晶演化行为有助于合理设计和优化镍基高温合金的热加工工艺,提升高温合金零构件的服役性能。NING 等人^[3-4]针对一种粉末镍基高温合金 FGH4096 采用热压缩试验方法,系统分析了该高温合金在热变形过程中的动态再结晶机制及微观组织演化特征。LIN 等人^[5-6]对一种含有 δ 相镍基高温合金开展了热压缩试验,分析了 δ 相对镍基高温合金动态再结晶的影响。LIU 等人^[7]亦对一种 Ni-Co 高温合金进行了热压缩试验,结合流变应力曲线和微观组织表征,构建了该材料的高温热加工图并确定了合理热加工区间。上述热压缩试验研究工作对了解镍基高温合金的动态再结晶行为和调控热加工工艺起到了推动作用。

然而,热变形试验主要针对特定热压缩条件后的样品组织特征进行分析,对于动态再结晶的过程信息和微观机制表征仍显不足。为进一步澄清动态再结晶过程中的位错演化、再结晶形核及生长等微观机制,与此相关的计算机模拟技术亦不断发展,包括相场法^[8]、蒙特卡罗法^[9]、元胞自动机法^[10]等。其中,元胞自动机方法以时间与空间离散为基础,引入位错增殖、湮灭、再结晶形核准则、晶界迁移规律等特征信息,材料学机制明确,易于综合表征多工艺参数下的动态再结晶演化特征。DING 等人^[11]首先将动态再结晶物理冶金学原理与元胞自动机模

型结合,模拟了变形温度和应变速率对再结晶行为的影响。近年来,元胞自动机模型在镁合金^[12]、奥氏体不锈钢^[13]、镍基高温合金^[14]等动态再结晶组织演化方面均有一定应用。然而,现有元胞自动机模型多以二维模型为主,三维元胞自动机模型报道较少。空间维度的缺失使现有二维元胞自动机模型在模拟再结晶的空间形核和生长方面存在缺陷,急需研究三维元胞自动模型建立方法,以进一步表征镍基高温合金等材料的动态再结晶微观组织演化特征。

笔者以一种典型镍基高温合金 C276 为研究对象,开展了高温热压缩试验,分析了其热压缩流变应力曲线特征和微观组织演化规律,在此基础上,开发了镍基高温合金动态再结晶的三维元胞自动机模型,并进行了三维微观组织的可视化绘制,以期为进一步理解镍基高温合金的动态再结晶机制和工艺调控提供一定的理论参考。

1 试验材料和热压缩试验方案

采用的试验材料为 C276 镍基高温合金棒材,质量分数为 15%~17%Mo, 16%Cr, 4%~7%Fe, 3.5%W, 0.25%Co, 其余为 Ni,是具有单一奥氏体相的镍基高温合金。试验合金棒材直径为 20 mm,初始组织均匀。将合金棒材加工成 $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱试样,在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行单道次热压缩试验。用砂纸打磨圆柱体试样两端并放置垫片,以降低试样和压头之间的摩擦。试样采用 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 加热速度升至 $1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 180 s,随后以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 降温至变形温度并保温 30 s,以消除温度梯度,以一定变形速率和变形量对试样进行热压缩,压缩后试样进行水冷,以维持高温变形时的微观组织不变。变形温度分别为 $1\ 050$ 、 $1\ 100$ 、 $1\ 150\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率分别为 0.01 、 0.1 、 1.0 s^{-1} ,总变形量为 1.0。将压缩后的样品沿中轴线切开,打磨、抛光、腐蚀后,利用德国蔡司 SUPRA 55 场发射扫描电镜外接电子背散射仪观察垂直于中轴线 $1/2$ 半径处的微观组织形貌。

2 三维元胞自动机模型构建

为研究镍基高温合金在热加工过程中的微观组织演化,拟构建三维元胞自动机模型,模拟动态再结晶过程中的形核和长大过程。模型主要包括位错密度模型、形核模型和晶粒长大模型。模型做如下假设:①动态再结晶形核以晶界弓出形核方式,包括变形晶粒晶界和再结晶晶粒晶界,不考虑晶内形核;②变形前各元胞的初始位错密度相同。

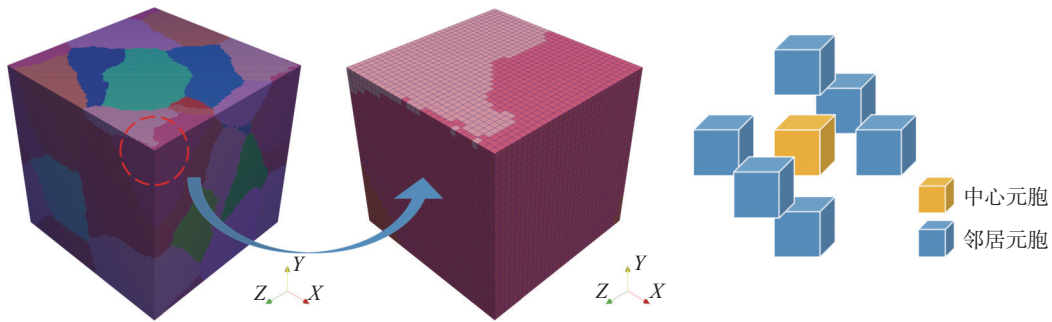


图1 初始多晶体的三维空间元胞布置及邻居模型

Fig. 1 3D cell space arrangement and neighbor model of initial polycrystalline

2.2 位错密度演化模型

高温合金在热加工过程中,位错密度不断变化,加工硬化效应导致位错密度增加,动态软化效应导致位错密度减少。在二者共同作用下,位错不断增值和湮灭,直至达到动态平衡。采用 KOCKS 和 MECKING 提出的 K-M 模型来描述热加工过程中的位错密度演化规律^[15]。

$$\frac{d\rho_{(i,j,k)}}{d\varepsilon} = \frac{d\rho_{(i,j,k)}^+}{d\varepsilon} + \frac{d\rho_{(i,j,k)}^-}{d\varepsilon} = k_1 \sqrt{\rho_{(i,j,k)}} - k_2 \rho_{(i,j,k)} \quad (1)$$

式中, $d\rho_{(i,j,k)}^+$ 、 $d\rho_{(i,j,k)}^-$ 分别为位错密度增加量和位错密度减少量, k_1 、 k_2 分别为加工硬化系数和动态软化系数。材料流变应力的与位错密度有关,两者之间存在如下关系:

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\bar{\rho}} \quad (2)$$

式中, α 为位错交互系数,取值 0.5, $\bar{\rho}$ 为平均位错密度, μ 为剪切模量,为温度的函数:

$$\mu = \mu_0 \left(1 - 0.49 \times \frac{T - 333}{T_m + 273} \right) \quad (3)$$

2.3 动态再结晶形核模型

高温合金变形过程中位错密度随着应变的增加不断累积,达到临界位错密度时材料开始形核,形核将优先发生在晶界处,包括变形晶粒晶界和再结晶晶粒边界。引入临界位错密度作为再结晶形核判据,计算方法如下:

2.1 三维元胞空间构建

图1为构建的初始多晶体几何模型及元胞邻居模型。其中,模拟空间是由 $150 \times 150 \times 150$ 个元胞组成,单个元胞为边长 $2 \mu\text{m}$ 的小正方体,即总模拟面积为 $0.3 \text{ mm} \times 0.3 \text{ mm} \times 0.3 \text{ mm}$ 。邻居类型为 Von-Neumann 邻居,中心元胞的状态受到上下左右前后最近邻的六个元胞的影响。赋予每个元胞 5 个状态变量:位错密度变量、晶粒取向变量、颜色变量、晶界迁移距离变量和再结晶轮次变量。

$$\rho_{cr} = \left(\frac{20\gamma_m \dot{\varepsilon}}{3blM\tau^2} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (4)$$

式中, γ_m 为大角度晶界能, l 为位错平均自由程,表示为 $l = \frac{K\mu b}{\sigma}$, M 为晶界迁移率, τ 为位错线能量,可由 $\tau = \frac{1}{2}\mu b^2$ 表示。

形核率与应变速率和变形温度有关,可表示为:

$$\dot{n} = C_{\text{dynamic}} \dot{\varepsilon}^m \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right) \quad (5)$$

式中, C_{dynamic} 和 m 为与材料相关的参数, Q_a 为热变形激活能。

2.4 晶粒长大模型

材料形核后,再结晶新晶粒的位错密度值比较低,与周围变形晶粒的位错密度不同,晶界发生迁移。驱动力 (f) 是由两种晶粒之间的位错密度差提供,与晶界迁移速度 (v)、晶界迁移率 (M) 之间的关系如下所示^[16-17]:

$$v = Mf \quad (6)$$

$$M = \frac{\delta D_{\text{ob}} b}{kT} \exp\left(-\frac{Q_b}{RT}\right) \quad (7)$$

$$f = \frac{F}{4\pi r_{(i,j,k)}^2} = \tau(\rho_m - \rho_{(i,j,k)}) - \frac{2\gamma}{r_{(i,j,k)}} \quad (8)$$

式中, δ 为晶界厚度, D_{ob} 为晶界扩散系数, γ 为晶界能, $r_{(i,j,k)}$ 为晶粒半径。

2.5 模型中所采用的材料参数和三维可视化

上述位错密度演化模型、动态再结晶形核模型及晶粒长大模型涉及多个材料参数,见公式(1)~(8),其中熔点 T_m 、柏氏矢量 b 、泊松比 ν 等参数依据发表文献获得(详见表1),热变形激活能 Q_a 、热扩散激活能 Q_b 、室温剪切模量 μ_0 、加工硬化系数 k_1 、动态软化系数 k_2 等参数与试验材料的高温压缩流变应力密切相关。基于前述热压缩试验设计,获得了材料高温流变应力曲线,在此基础上,通过数据处理和非线性回归获得了相关材料参数,如表1所示,材料参数确定方法可参考文献[18]。

在元胞自动机模拟过程中,将不同变形量下的元胞位置、欧拉角、晶粒编号等数据导出,经处理后,采用 ParaView 软件对数据进行可视化,分析晶粒形貌。

表 1 三维元胞自动机模型中所采用的材料参数值

Table 1 Values of parameters in the developed 3D cellular automaton model

参数	$T_m/^\circ\text{C}$	$Q_a/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	$Q_b/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	μ_0/GPa	b/nm	ν	$k/(\text{J}\cdot\text{K}^{-1})$	$R/(\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	k_1	k_2
数值	1325	475	175	78.57	0.25	0.3	1.381×10^{-23}	8.314	$1.058\times 10^9 Z^{0.016}$	$6.003\times 10^3 Z^{-0.12}$

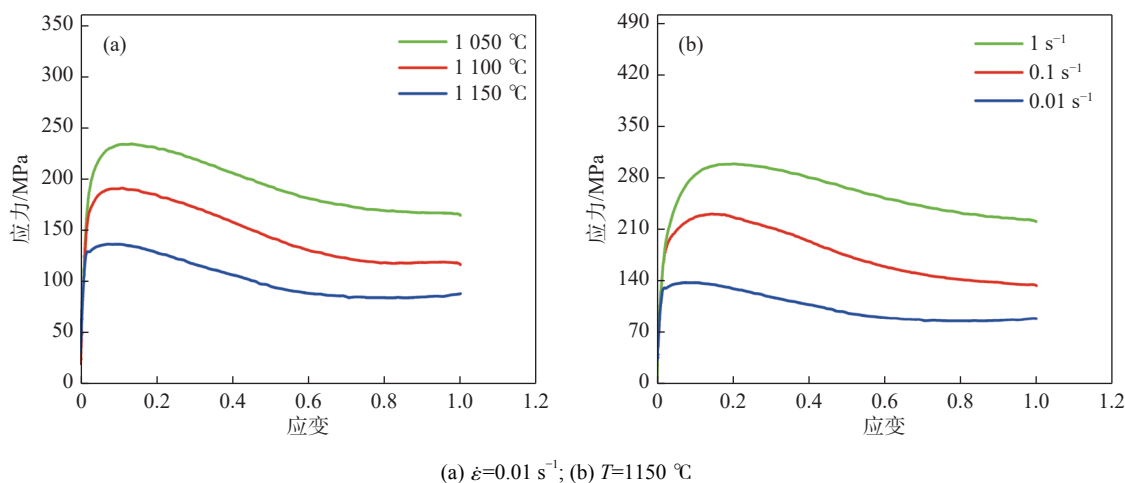


图 2 C276 高温合金高温热压缩的真应力-应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of C276 superalloy under high temperature hot compression

对比可见,在同一应变速率条件下,温度升高,峰值应力和峰值应变降低。这是因为温度升高,再结晶软化效应加强,使变形抗力减小。在同一变形温度条件下,流变应力随应变速率的降低而减小。这是由于高应变速率条件下,材料来不及发生动态回复和再结晶,使得变形抗力增加。

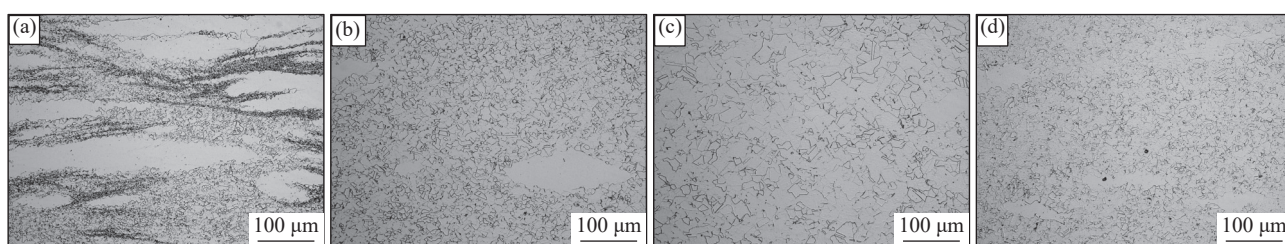
图3为C276高温合金在热压缩后的微观组织观察结果。可见,材料在变形温度1050℃时,晶界处产生大量均匀细小的再结晶晶粒,见图3(a),但仍存在大量的变形晶粒,再结晶发生不完全。随着温

3 结果与讨论

3.1 流变应力曲线和微观组织特征

图2为C276高温合金在不同变形条件下的真应力-应变曲线。变形初始阶段,材料发生加工硬化,流变应力随位错密度增加而迅速增加。当变形量达到一定值时位错密度亦达到一定值,在高温作用下合金开始发生动态再结晶,流变应力缓慢增加。当动态再结晶软化效应大于材料加工硬化效应时,流变应力开始下降,此时在流变应力曲线上表现为到达峰值后流变应力下降形式。随着变形进一步增加,当动态软化效应与加工硬化效应达到动态平衡时,流变应力出现稳态现象。

度升高,形核率增加,再结晶分数增加,同时晶界迁移率增加,再结晶晶粒尺寸增大,见图3(b)。在1150℃,0.01 s⁻¹的变形条件下,材料动态再结晶发生完全,再结晶晶粒尺寸为24.1 μm,见图3(c)。变形温度相同时,应变速率增大,变形时间减少,不利于再结晶晶粒长大过程。在1150℃,0.1 s⁻¹的变形条件下,再结晶晶粒尺寸仅为11.6 μm,如图3(d)所示,仍可观察到少量未再结晶晶粒。金相组织观察结果与热压缩流变应力曲线特征相一致。



(a) 1 050 $^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} ; (b) 1 100 $^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} ; (c) 1 150 $^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} ; (d) 1 150 $^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1}

图3 C276 高温合金热压缩后的金相组织

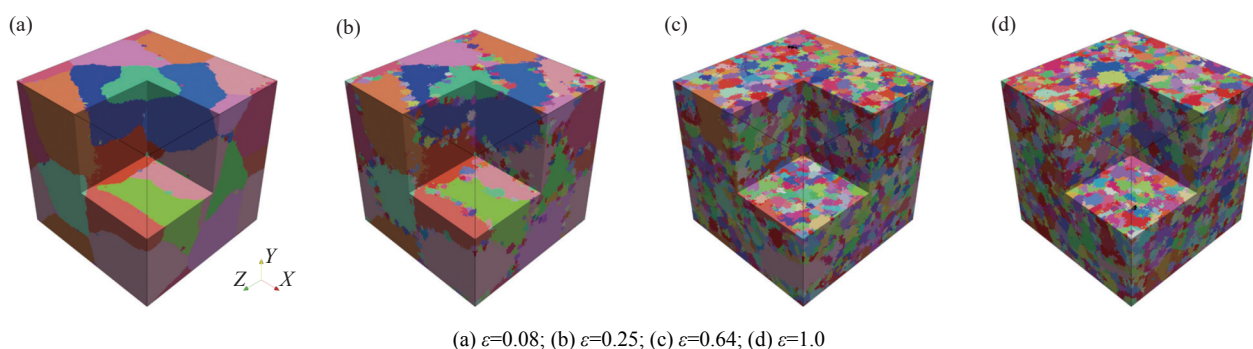
Fig. 3 Microstructures of C276 superalloy after hot compression tests

3.2 三维元胞自动机模拟结果分析与讨论

图4表示出了C276镍基高温合金高温热压缩过程中微观组织拓扑结构演化的元胞自动机模拟。在变形温度1 150 $^{\circ}\text{C}$ 和应变速率0.01 s^{-1} 条件下, 试验材料的动态再结晶临界应变 $\varepsilon_c = 0.07$, 当热压缩应变为0.08时, 少量细小的再结晶晶粒在原始变形晶粒的晶界处形核。随着应变增加至0.25, 晶界处的再结晶晶粒数量和晶粒尺寸均有所增加。当应变

增加至0.64时, 模拟空间中形成了大量的等轴再结晶晶粒, 仅可观察到少量原始晶粒。当应变增加至1.0时, 材料发生完全再结晶。

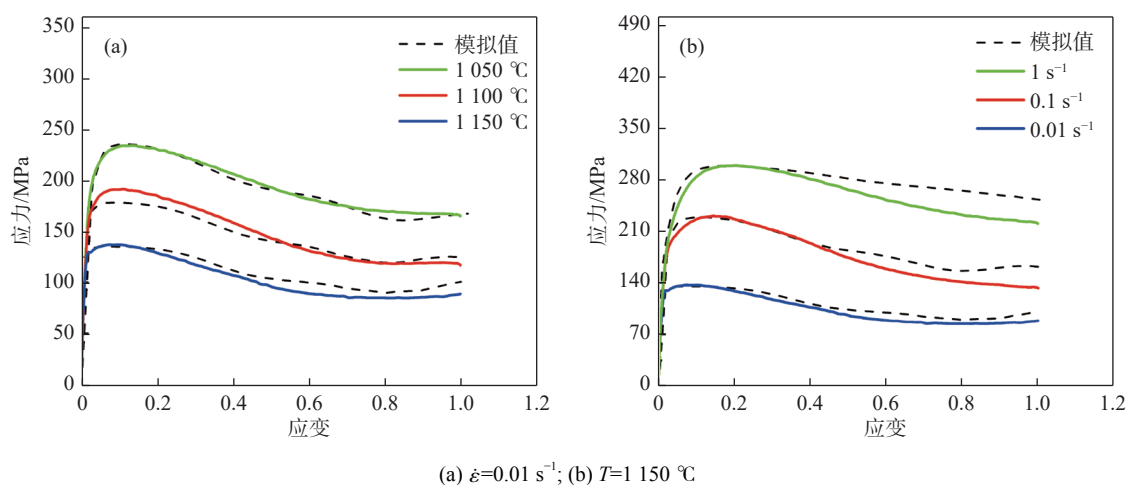
所开发的三维元胞自动机模型不仅给出了试验高温合金在热变形过程中的组织拓扑结构演化特征, 还基于空间各元胞位错密度演化和公式(2)计算了变形过程中材料的应力-应变响应特性。模拟结果与试验结果的对比如图5所示。



(a) $\varepsilon=0.08$; (b) $\varepsilon=0.25$; (c) $\varepsilon=0.64$; (d) $\varepsilon=1.0$

图4 C276 高温合金热变形过程微观组织演化的元胞自动机模拟结果

Fig. 4 Microstructure evolution of C276 superalloy during hot compression simulated by 3D cellular automaton model



(a) $\dot{\varepsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $T=1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$

图5 三维元胞自动机模型计算的流变应力曲线与试验值对比

Fig. 5 Comparisons of the flow stress curves between 3D cellular automaton modeling and experiments

由图 5 可知, 三维元胞自动机模型计算获得的应力-应变响应特性与试验结果一致, 验证了所开发模型的准确性。

采用所构建的三维元胞自动机模型, 进一步跟踪了镍基高温合金动态再结晶过程中的微观组织演化特征, 如图 6 所示。热变形过程中, 材料的位错密度随着变形量的增加而增加, 达到临界位错密度时, 再结晶晶粒可在变形晶粒的晶界处形核。新的无畸变再结晶晶粒与周围变形基体存在一定夹角和位错密度差, 将遵循公式(6)~(8), 在三维空间内进行生长。同时, 初期形成的再结晶晶粒在生长过程中亦承受热压缩变形, 位错密度亦会增长。当位错密度累积超过临界位错密度 ρ_c 时, 该晶粒边界也将成为潜在再结晶形核位置, 最终被再结晶晶粒占据。

三维元胞自动机的构建使得分析再结晶晶粒尺寸的空间分布成为可能。图 7 所示的是镍基高温合金发生完全再结晶后的三维空间和其中典型二维截面的晶粒尺寸分布图。值得注意的是, 三维空间中

晶粒尺寸分布的 Gauss 函数正态分布拟合的决定系数 R-Square(COD)为 0.948, 远高于二维平面晶粒尺寸分布的 Gauss 函数拟合决定系数 0.775, 表明三维空间晶粒尺寸分布更加符合正态分布特征, 亦反映了再结晶等轴晶粒的空间分布特点。同时, 二维截面统计的平均晶粒尺寸小于三维空间统计结果, 且小尺寸晶粒数量明显增加, 在二维截面晶粒拓扑图中亦能观察到此一定数量的小尺寸晶粒。这是因为, 在进行二维截面分割时, 仅部分晶粒切割到了晶粒截面较大位置。基于概率统计分析可知, 一部分原始较为均匀粗大的晶粒在切割时仅有部分晶粒截面显现出来, 在二维截面中呈现出小尺寸晶粒特征。这也是再结晶组织金相分析时截面仍会存在一定量小尺寸晶粒的原因。可见, 二维空间的维度缺失会造成所观察信息的偏差。开展再结晶三维结构分析和计算机模拟技术将对制备高性能高温合金零构件产生重大意义。

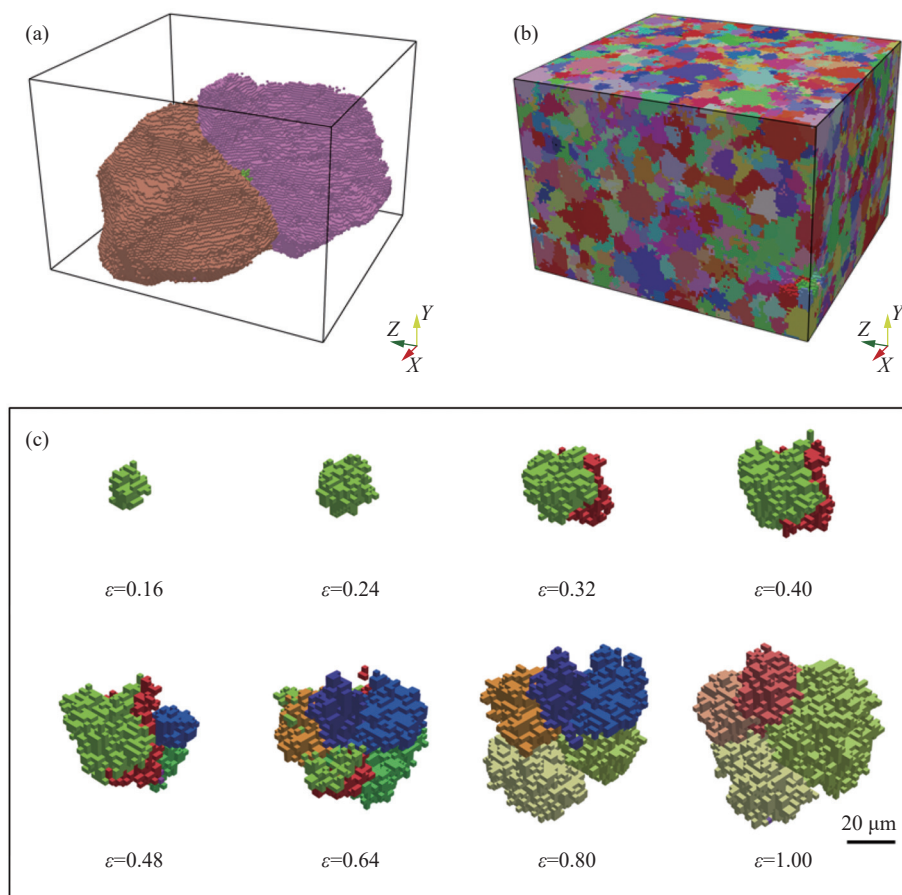


图 6 镍基高温合金动态再结晶形核和晶粒长大过程跟踪

Fig. 6 Tracking of the dynamic recrystallization nucleation and grain growth process in nickel-based superalloy

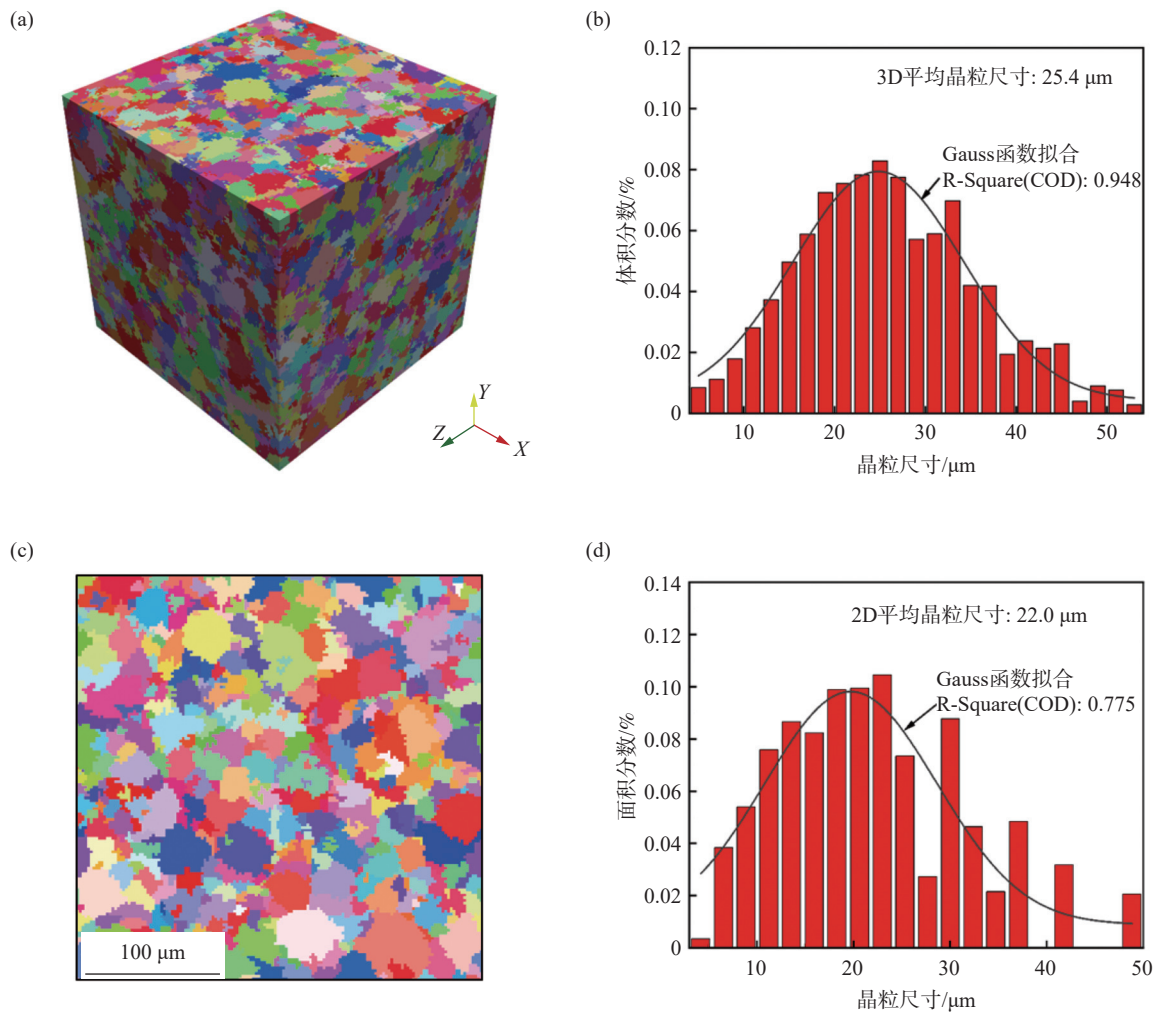


图 7 三维空间和二维截面的晶粒尺寸分布对比
 Fig. 7 Comparisons of the grain size distribution of 3D space and 2D section

4 结论

在开展热压缩试验基础上, 开发了描述镍基高温合金的三维元胞自动机模型, 对镍基高温合金热变形过程的应力-应变响应特性和微观组织演化情况分别进行了试验研究和计算模拟研究, 获得如下结论:

1) C276 镍基高温合金热压缩过程流变应力随应变增加呈现先增加后减小趋势, 结合金相组织分析, 其热变形动态软化机制为动态再结晶。随着变形温度升高和应变速率降低, 动态再结晶分数和晶粒尺寸增加。

2) 基于热变形位错密度模型、形核模型和晶粒长大模型等, 建立了镍基高温合金热变形动态再结晶的三维元胞自动机模型, 可以同时模拟热变形过程中三维空间微观组织结构的拓扑结构演化并计算了材料形变过程的力学响应特性。

3) 再结晶微观组织的三维拓扑结构分析的晶粒尺寸分布更符合正态分布特征, 而二维截面晶粒尺寸统计分布特征相对较差, 且出现了一定量的尺寸晶粒。由二维空间拓展到三维空间, 计算结果更真实地反应了镍基高温合金在高温热变形过程中的演化特征, 有助于理解和调控高温合金热加工微观组织。

参考文献

- [1] JIANG S C. Hot compression deformation behaviors and microstructure evolution of GH4169 alloy[J]. Iron Steel Vanadium

- Titanium, 2018, 39(2): 146-152.
(蒋世川. GH4169 高温合金热变形行为及组织演变[J]. 钢铁钒钛, 2018, 39(2): 146-152.)
- [2] CHEN F, REN F C. Dynamic recrystallization modeling and simulation of Inconel 718 nickel-based superalloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(1): 61-65.
(陈飞, 任发才. Inconel 718 镍基高温合金热加工动态再结晶建模与计算[J]. 精密成形工程, 2021, 13(1): 61-65.)
- [3] NING Y Q, YAO Z K, FU M W, *et al.* Recrystallization of the hot isostatic pressed nickel-base superalloy FGH4096: I. Microstructure and mechanism[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528: 8065-8070.
- [4] NING Y Q, FU M W, YAO W. Recrystallization of the hot isostatic pressed nickel-base superalloy FGH4096. II: Characterization and application[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 539: 101-106.
- [5] LIN Y C, YANG H, HE D G, *et al.* A physically-based model considering dislocation-solute atom dynamic interactions for a nickel-based superalloy at intermediate temperatures[J]. Materials and Design, 2019, 183: 108122.
- [6] WEN D X, LIN Y C, LI X H, *et al.* Hot deformation characteristics and dislocation substructure evolution of a nickel-base alloy considering effects of δ phase[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 764: 1008-1020.
- [7] LIU P, ZHANG R, YUAN Y, *et al.* Hot deformation behavior and workability of a Ni-Co based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154618.
- [8] WANG M T, ZONG Y P, WANG G. Simulation of grain growth of AZ31 Mg alloy during recrystallization by phase field model[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(9): 1555-1562.
(王明涛, 宗亚平, 王刚. 相场法模拟 AZ31 镁合金再结晶晶粒长大[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(9): 1555-1562.)
- [9] CHUN Y B, SEMIATIN S L, HWANG S K. Monte Carlo modeling of microstructure evolution during the static recrystallization of cold rolled, commercial-purity titanium[J]. Acta Materialia, 2006, 54: 3673-3689.
- [10] GOETZ R L, SEETHARAMAN V. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata[J]. Scripta Materialia, 1998, 38(3): 405-413.
- [11] DING R, GUO Z X. Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia, 2001, 49(16): 3163-3175.
- [12] CHU Z B, ZHANG D, JIANG L Y, *et al.* Microstructure model of AZ31 magnesium alloy based on cellular automata[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(3): 884-894.
(楚志兵, 张铎, 江连运, 等. 基于元胞自动机 AZ31 镁合金微观组织模型[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(3): 884-894.)
- [13] CHEN F, ZHU H J, LI J H, *et al.* Macro and micro simulation of microstructure evolution in discontinuous thermal deformation of large forging parts[J]. Chinese Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27(5): 41-52.
(陈飞, 朱华佳, 李佳航, 等. 大锻件非连续热变形组织演变宏观模拟[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(5): 41-52.)
- [14] ZHU N Y, XIA Q X, CHENG X Q. Dynamic recrystallization microstructure evolution of Haynes230 alloy based on cellular automata[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2017, 48(9): 2316-2323.
(朱宁远, 夏琴香, 程秀全. 基于元胞自动机的 Haynes230 动态再结晶组织演变[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(9): 2316-2323.)
- [15] MECKING H, KOCKS U F. Kinetics of flow and strain-hardening[J]. Acta Metallurgica, 1981, 29(11): 1865-1875.
- [16] JIN Z, CUI Z. Investigation on strain dependence of dynamic recrystallization behavior using an inverse analysis method[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527: 3111-3119.
- [17] RIEDEL H, SVOBODA J. A model for strain hardening, recovery, recrystallization and grain growth with applications to forming processes of nickel base alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 665: 175-183.
- [18] ZHANG C, TANG X L, ZHANG L W, *et al.* Cellular automaton modelling of dynamic recrystallization of Ni-Cr-Mo-based C276 superalloy during hot compression[J]. Journal of Materials Research, 2019, 34(18): 3093-3103.