

DP-GH4169 合金在热变形中片层状 δ 相的球化行为及动力学模型

张海燕¹, 程明², 胡如夫¹, 张士宏², 赵忠¹

(1. 宁波工程学院 机械与汽车工程学院, 浙江 宁波 315336)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 通过 OM、TEM 和热模拟压缩实验等分析测试方法, 对 DP-GH4169 合金在热变形过程中片层状 δ 相的球化行为及动力学模型进行了研究。结果表明: 片层状 δ 相的溶解行为主要为 Nb 原子由 δ/γ 相界到达基体 γ 的长程扩散控制; 在热变形过程中, 溶解对于片层状 δ 相的球化行为影响较小, 片层状 δ 相的临界球化应变 ϵ_c 取决于变形温度和应变速率; 在热模拟压缩实验范围内, 片层状 δ 相的临界球化应变 ϵ_c 为 0.04~0.10, 且随着变形温度升高和应变速率降低而减小; 热变形中片层状 δ 相的球化体积分数与热变形参数之间满足 Avrami 方程。

关键词: GH4169 合金; 热变形; 片层状 δ 相; 球化; 动力学模型

中图分类号: TG146.1⁺5; TG115.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)11-3778-07

镍铁基变形高温合金 GH4169 由于在 -253 ~ 650 °C 具有较好的综合力学性能, 瞬时使用温度可高达 800 °C, 被列为我国航空和航天发动机的优选材料, 特别是作为涡轮盘、叶片等关键热端零部件用材^[1]。GH4169 合金的组织对热加工工艺非常敏感, 导致该合金锻件在热锻成形中易出现粗晶、混晶等缺陷^[2]。GH4169 合金的 Delta 工艺 (Delta process, DP) 是热变形与热处理相结合的一种细化晶粒工艺^[3], 即未变形前首先通过条件热处理制得 DP-GH4169 合金 (合金中预析出片层状 δ 相), 再控制热变形和后续热处理工艺参数, 通过利用 δ 相钉扎晶界抑制晶粒长大, 获得晶粒尺寸均匀细小, 力学性能更优的锻件^[3-5]。

Ruiz 等^[6]通过实验观察发现, 在外力的作用下片层状 δ 发生了扭曲变形, 当变形量足够大时片层状 δ 相在扭曲处断裂。Wang 等^[7]和 Ning 等^[8]的研究表明, 预析出的片层状/短棒状 δ 相在热变形中发生了溶解。Zhang 等^[9]基于对热变形中 δ 相的定量分析和微观组织观测发现, 热变形中预析出的片层状 δ 相在变形和溶解的综合作用下发生了球化。DP 工艺中, 为防止 δ 相溶解导致晶粒长大, 热变形后锻件的后续热处理温度低于 δ 相的溶解温度, 导致预析出的片层状 δ 相在热处理中很难溶解^[3]。 δ 相虽然不

是 GH4169 合金的强化相, 但其形貌、数量和分布对合金的力学性能影响很大^[1,10-13], 适量的 δ 相有助于降低合金的缺口敏感性^[10], 但 δ 相过多会降低合金的使用强度, 且在变形过程中 δ 相是裂纹萌生和扩展的通道, 使得合金的塑韧性和高温蠕变性能降低^[11-13]。因此, GH4169 合金 DP 工艺成功实施的关键是预析出的片层状 δ 相在热变形中得到充分球化。目前, 对于热变形中片层状 δ 相的球化机理已开展了较深入的研究, 但是, 关于热变形中片层状 δ 相球化的临界应变和动力学模型的研究鲜有报道。Ning 等^[8]采用最小二乘法建立了热变形中 δ 相含量与变形温度和应变速率之间的理论模型。为了能从理论上更好地指导 DP 工艺参数的制定, 本工作通过等温热模拟压缩实验开展片层状 δ 相球化的临界应变和动力学模型的研究, 且应用有限元二次开发验证片层状 δ 相球化动力学模型的正确性。

1 实验

实验用合金为直径 250 mm 的商用优质 GH4169 合金圆柱锻棒, 化学成分 (质量分数, %) 为: Ni 53.74, Cr 17.58, Nb 5.35, Mo 3.01, Ti 0.98, Al 0.52, Co 0.40, Mn 0.07, C 0.027, Si 0.009, B 0.0025, 余为 Fe。为

收稿日期: 2022-11-29

基金项目: 国家自然科学基金 (51505240); 浙江省零件轧制成形技术研究重点实验室项目 (PR20002)

作者简介: 张海燕, 女, 1981 年生, 博士, 副教授, 宁波工程学院机械与汽车工程学院, 浙江 宁波 315336, 电话: 0574-82351628, E-mail: hyzhang@nbut.edu.cn

确保试件的原始组织一致,沿锻棒的外径圆周方向切取直径为 11 mm 的圆柱体试样。GH4169 合金中 δ 相的固溶温度为 1020~1040 °C^[1],先将试件在 1040 °C 保温 45 min,水冷至室温进行均匀化固溶处理。然后将固溶处理后的试件在 915 °C 时效处理 24 h,采用水冷以保留时效组织。

热处理实验均在电阻加热炉中完成。实验中为确保炉内温度均匀,当炉温升至设置的实验温度后先保温 2 min,然后再将试件放入炉中,待炉温再升至所设置的温度时才开始计时。

将热处理获得的 $\Phi 11$ mm 圆柱试件机加工成 $\Phi 8$ mm $\times 12$ mm 的小圆柱压缩试件。在 DP 工艺中,为保证在热变形中合金再结晶充分和防止 δ 相溶解,通常采用较低应变速率,同时变形温度低于 δ 相的固溶温度,但高于合金的动态再结晶温度。GH4169 合金的动态再结晶温度高于 850 °C^[14]。因此,针对 DP 工艺,热压缩实验选择的变形温度为 954, 968, 982 和 996 °C,应变速率为 0.005, 0.01 和 0.1 s⁻¹,变形量为 30%, 50% 和 70%(相当于真应变 0.357、0.693 和 1.2)。

等温恒应变速率压缩实验在 Gleeble-3800 热/力模拟试验机上完成。实验中以 5 °C/s 的加热速度将试样加热至变形温度,保温 180 s 以保证试样轴向上温度均匀,再以恒定的应变速率进行压缩变形。变形后立即采用水冷以保留变形组织。实验中,在试样两端以钽片作为润滑片减小摩擦。

为了研究分析溶解作用对于片层状 δ 相球化过程的影响规律,将经热处理获得的 $\Phi 11$ mm 圆柱试件机加工成厚度为 5 mm 的试样,分别在 954, 968, 982 和 996 °C 下保温 5, 10, 30, 60, 90 和 120 min,热处理后立即水冷至室温。

将热模拟压缩试样沿轴向切开,采用 OM(光学金相显微镜)和 TEM(透射电镜)方法对变形后的微观组织进行观测和定量分析。金相观察在 LEICA 的 DM6M 型正置金相显微镜上进行,并使用 Image J 图像分析系统对片层组织球化程度(体积分数)进行定量分析,由于片层状 δ 相的厚度较小,为了提高测量分析的精确度,定义长度/厚度小于 5 的片层组织已发生球化。在等温恒应变速率实验中,由于试样两端受摩擦的影响,试样内部变形量不均匀,芯部的变形量最大,更能代表实验的变形条件,所以论文中选取芯部的微观组织进行观测与定量分析。用于片层组织球化体积分数定量分析的金相照片的放大倍数为 1000 \times ,其视场范围约为 126 $\mu\text{m} \times 80 \mu\text{m}$ 。同时为了提高数据的有效性,在试样芯部以相同放大倍数选取 3 个不同的视场分别进行片层组织球化

体积分数的定量分析,最终取平均值。

2 结果与讨论

图 1 为经热处理获得的 DP-GH4169 合金的微观组织。由图 1 可知,DP-GH4169 合金的微观组织为魏氏体 δ 相组织,片层状 δ 相覆盖了整个原始晶粒,晶界消失。其中 δ 相的体积分数为 42.39%,片层 δ 相的厚度为 0.317 μm 。

2.1 未变形热处理时片层状 δ 相的溶解行为

图 2a 和 2b 分别为 DP-GH4169 合金在 954 °C 保温 10 min 和 982 °C 保温 30 min 后的微观组织。由图 2 可知,在不同热处理制度下,片层状 δ 相在溶解作用下发生了球化,转变为颗粒状。蔡大勇等^[15]和廖晓航等^[16]在片层状 δ 相的溶解过程中也观测到相同现象。在图 2a 中可以清楚看到,在片层状 δ 相的溶解过程中 δ/γ 相界向基体 γ 一侧发生了明显的迁移。片层状 δ 相由于尺寸较大,表面能大;且其周围基体 γ 为贫 Nb 区,在 δ/γ 相界周围的小面积区域内存在 Nb 的浓度梯度,为 δ/γ 相界向基体 γ 一侧迁移提供了驱动力。文献[15]的研究表明:第二相质点的溶解度与曲率半径相关,曲率半径越小其溶解度越大,所以片层状 δ 相尖角处的溶解度应大于平面处的溶解度;但同时由于片层状 δ 相内部必然存在亚晶界或高位错密度区等晶体缺陷,从而在 δ 相内产生界面张力形成沟槽,相对于平面,沟槽两侧曲面的曲率半径较小,导致沟槽曲面处的 δ 相优先溶解,界面张力平衡被破坏,为保持平衡,沟槽进一步加深,如此反复进行,直至片层状 δ 相被溶解断裂裂开。同时,文献[16]通过观测高倍显微组织发现片层状 δ 相在溶解初期时的溶解痕迹主要出现在片层状 δ 相的两侧,片层状 δ 相与基体 γ 两侧存在明显的过渡区。因此,片层状 δ 相在溶解作用下发生球化的过程为:溶解过程中由于 δ/γ 相界向基体 γ 一侧迁移,片层状 δ 相在长度方向上先被溶解断裂成为

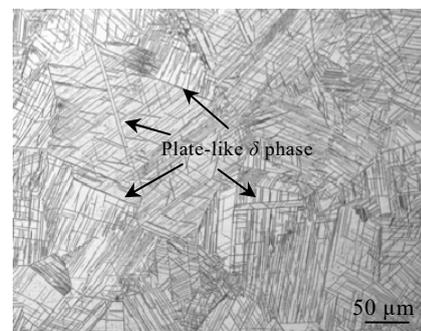


图 1 DP-GH4169 合金的微观组织

Fig.1 Microstructure of DP-GH4169 alloy

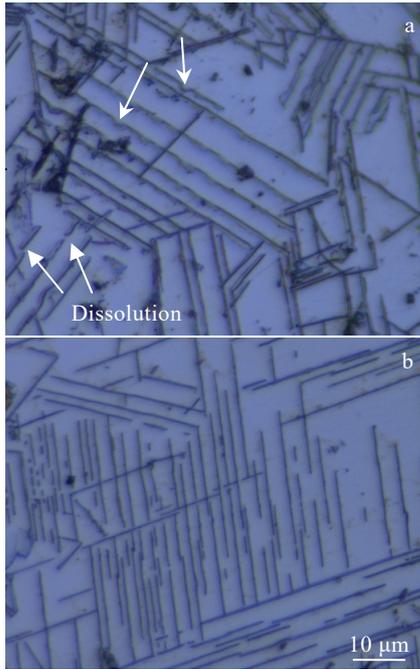


图 2 DP-GH4169 合金不同热处理制度下微观组织

Fig.2 Microstructures of DP-GH4169 alloy after different heat treatment: (a) 954 °C, 10 min; (b) 982 °C, 30 min

数个短棒状/颗粒状 δ 相, 且随着溶解的进行, 后续的溶解主要为短棒状/颗粒状 δ 相尺寸的减小。

图 3 为 DP-GH4169 合金经过不同热处理后片层状 δ 相的球化体积分数。这表明随着温度的升高, 片层状 δ 相在溶解作用下球化体积分数增大; 但随着保温时间延长, 片层状 δ 相在溶解作用下球化体积分数略有增大。这说明片层状 δ 相在溶解作用下的球化过程中, 球化行为对于温度更为敏感。

由图 2 可知, 片层状 δ 相溶解的实质是 δ/γ 相界向基体 γ 一侧的迁移, 是 Nb 原子由 δ 相扩散至基体 γ 的过程。而界面迁移主要由 2 个扩散过程决定: 一是 Nb 原子由 δ 相向基体 γ 的短程扩散迁移, 该过程中越过 δ/γ 相界的 Nb 原子流量 J_{Nb1} 取决于界面迁移率 M 和原子迁移的驱动力 $\Delta\mu_m$, 即:

$$J_{Nb1} \propto M \Delta\mu_m \quad (1)$$

二是 Nb 原子由 δ/γ 相界到达基体 γ 的长程扩散, 其流量 J_{Nb2} 取决于体积扩散系数 D 和 Nb 原子在相界基体 γ 一侧的浓度梯度 $(\partial C_{Nb}/\partial x)_\gamma$, 即:

$$J_{Nb2} = D \left(\frac{\partial C_{Nb}}{\partial x} \right)_\gamma \quad (2)$$

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (3)$$

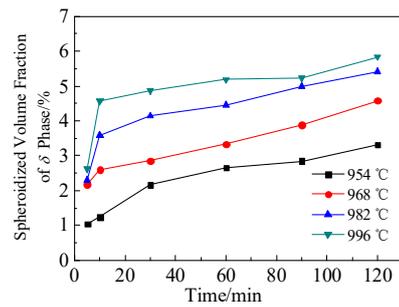


图 3 不同温度下片层状 δ 相球化体积分数随热处理时间的变化规律

Fig.3 Variation of spheroidization volume fraction of plate-like δ phase with heat treatment time at different temperatures

式中, D_0 为频率因子, Q 为激活能, T 为温度, R 为气体常数。2 个扩散过程是同时进行的, 因此, 进行得较慢的扩散过程决定了片层状 δ 相在溶解作用下球化的进程。式(1)中的界面迁移率 M 与原子越过相界到达基体时可能被接纳的几率 (即容纳因子) 有关, 容纳因子主要取决于相界结构^[17]。GH4169 合金中 δ 相与基体 γ 之间为非共格关系^[1], 溶解时 Nb 原子由 δ 相一侧跃迁至基体 γ 一侧, 不受位置的限制, 容纳因子接近于 1, 界面迁移率 M 较大, 因此, 片层状 δ 相的溶解过程主要由 Nb 原子由 δ/γ 相界到达基体 γ 的长程扩散控制。由式(2)、(3)可知, 基体 γ 一侧中 Nb 的浓度梯度和温度是控制长程扩散进程的关键因素。当一定温度下, 溶解初期 δ/γ 相界两侧 Nb 的浓度梯度较高, 所以片层状 δ 相的溶解速度较快; 随着溶解进行, δ/γ 相界两侧 Nb 的浓度梯度减小, 导致溶解速度逐渐降低。此外, 温度越高, 扩散系数越大, 溶解速度越快。

2.2 热变形中片层状 δ 相的球化临界应变

图 4 为 DP-GH4169 合金在 982 °C 和 0.1 s⁻¹ 下变形量为 50% 的微观组织。由图 4a 可知, 在热变形中片层状 δ 相发生了塑性变形, 特别是当片层状 δ 相的长度方向平行于压缩方向时, 变形后片层状 δ 相发生了明显的弯曲变形。由图 4b 可清楚看出, 在热变形过程中, 基体 γ 和 δ 相内部都存在大量高密度位错, 且位错在 δ/γ 相界面处发生了塞积, 这都表明片层状 δ 相在热变形过程中发生了剧烈的塑性变形。因此, 在热变形中, 片层状 δ 相的球化是变形断裂和溶解断裂的综合作用, 关于热变形中片层状 δ 相的球化机理在文献 [9] 中已详细探讨。

由图 4 可知, 片层状 δ 相的球化过程主要包括片层状 δ 相的断裂和颗粒状 δ 相的形成。热变形中, 片

层状 δ 相首先由于变形和溶解的综合作用, 断裂成数个短棒状的 δ 相, 然后在表面张力的作用下, 短棒状 δ 相逐渐溶解成为颗粒状 δ 相。因此, 片层状 δ 相的断裂行为对于整个球化过程至关重要。片层组织通常在剧烈扭曲变形处或者剪切带生成处发生断裂行为, 由于片层组织球化是一种连续软化行为, 因此, 片层组织球化也被认为是一种动态再结晶行为^[18-19]。但是片层组织球化与动态再结晶有所区别, 动态再结晶的诱发因素是位错密度, 而片层组织球化则是由位错滑移导致^[18-19]。由于 δ 相与基体 γ 之间为非共格关系, 且片层状 δ 相尺寸较大, 同时相对于基体 γ , δ 相硬度大, 由图 4b 可知, 热变形中位错在 δ/γ 相界发生塞积, 引起应力集中, 随着变形的进行, 位错塞积引起的集中应力增大, 最终迫使片层状 δ 相在剧烈变形处发生断裂。因此, 在热变形中, 片层状 δ 相发生断裂需要足够的变形量, 所需的变形量就是片层状 δ 相球化的临界应变 ε_c 。图 5 为不同变形温度下片层状 δ 相球化临界应变 ε_c 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 之间的关系曲线, 其中 $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。由图 5 可知, 在热模拟压缩实验条件下, 片层状 δ 相的球化临界应变 ε_c 为 0.04~0.10 之间, 并且随着变形温度的升高和应变速率降低而减小。通过对未变形片层状 δ 相在溶解作用下球化行为的分析表明: 在 996 °C 保温 120 min 后片层状 δ 相溶解的球化体积分数为 5.183%(图 3)。由此可以认为: 在本实验范围内,

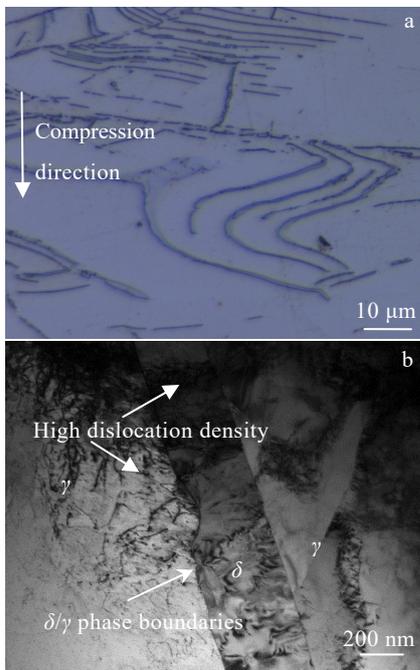


图 4 DP-GH4169 合金在 982 °C, 0.1 s⁻¹, 50%变形后微观组织
Fig.4 OM (a) and TEM (b) microstructures of DP-GH4169 alloy after deformation of 50% at 982 °C, 0.1 s⁻¹

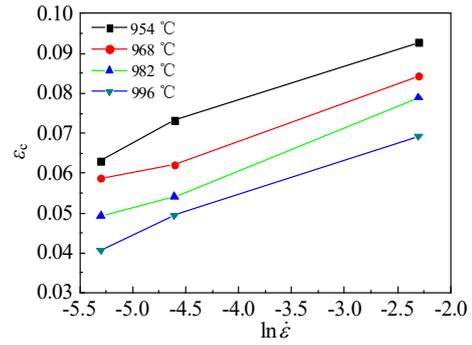


图 5 不同变形温度下片层状 δ 相球化临界应变 ε_c 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 的关系曲线
Fig.5 Relationship between ε_c and $\ln \dot{\varepsilon}$ of the plate-like δ phase at different temperatures

溶解行为对于热变形中片层状 δ 相球化的影响较小。因此, 临界应变 ε_c 主要由变形温度 T 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 控制。在高温变形时, 温度和应变速率的综合影响可以用 Zener-Holloman 参数来表示, 表达式为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q_{DEF}}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, Q_{DEF} 为变形激活能; R 为气体常数。片层状 δ 相球化的临界应变 ε_c 与 Z 参数存在如下关系:

$$\varepsilon_c = A_0 Z^m \quad (5)$$

式中, A_0 和 m 为材料常数。

2.3 热变形中片层状 δ 相的球化动力学模型

图 6a 和 6b 分别为 DP-GH4169 合金在 968 °C, 0.01 s⁻¹, 变形量为 50%和 70%变形后的芯部微观组织, 其中片层状 δ 相的球化体积分数分别为 42.3%和 72%。由图可知, 片层状 δ 相在热变形过程中发生了球化, 且随着变形量增大, 片层状 δ 相的球化体积分数增大。

图 7a 和 7b 分别为应变速率 0.005 s⁻¹ 和 0.1 s⁻¹ 时不同变形温度和变形量下片层状 δ 相的球化体积分数。由图可以清楚地看出, 片层状 δ 相的球化体积分数随着变形温度和变形量的增加而增大, 随着应变速率的增大而降低, 这表明片层状 δ 相的球化程度对于变形条件较为敏感。

研究表明片层状组织的球化体积分数与变形参数之间满足 Avrami 方程^[20]:

$$f_g = 1 - \exp\left[-k(\varepsilon - \varepsilon_c)^n\right] \quad (6)$$

式中, f_g 为片层状组织的球化体积分数; ε_c 为片层状组织球化所需的临界应变; k 和 n 为材料常数, ε 为真应变。根据对热模拟压缩实验微观组织的测试分析数据, 对公式(6)进行非线性拟合。

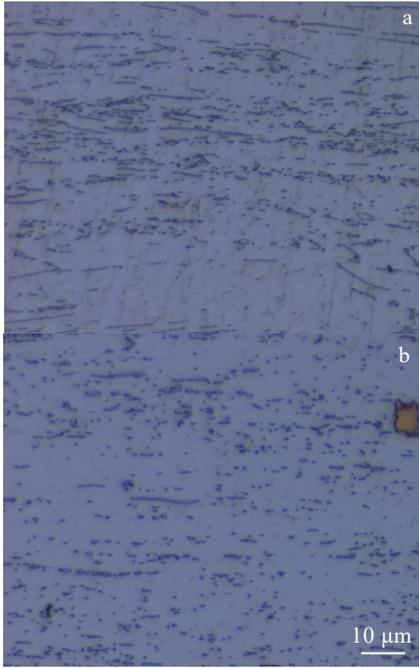


图 6 DP-GH4169 合金在 968 °C, 0.01 s⁻¹, 不同变形量下的芯部微观组织

Fig.6 Microstructure in the center of DP-GH4169 alloy after deformation of 50% (a) and 70% (b) at 968 °C, 0.01 s⁻¹

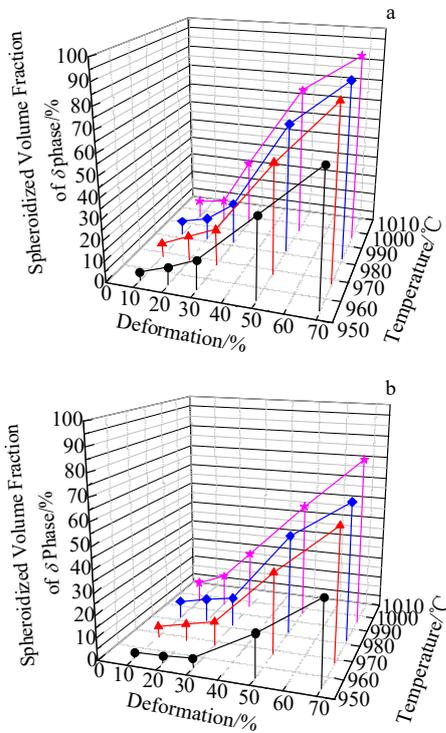


图 7 不同变形温度和变形量下片层状 δ 相的球化体积分数

Fig.7 Spheroidized volume fraction of plate-like δ phase under different deformation conditions: (a) 0.005 s⁻¹ and (b) 0.1 s⁻¹

图 8 为回归得到的不同变形条件下片层状 δ 相的球化体积分数随应变的变化曲线。由图可以清楚地看出实验数据与公式(6)具有较好的吻合性, 这也说明热变形过程中片层状 δ 相的球化体积分数可以用公式(6)进行表示。

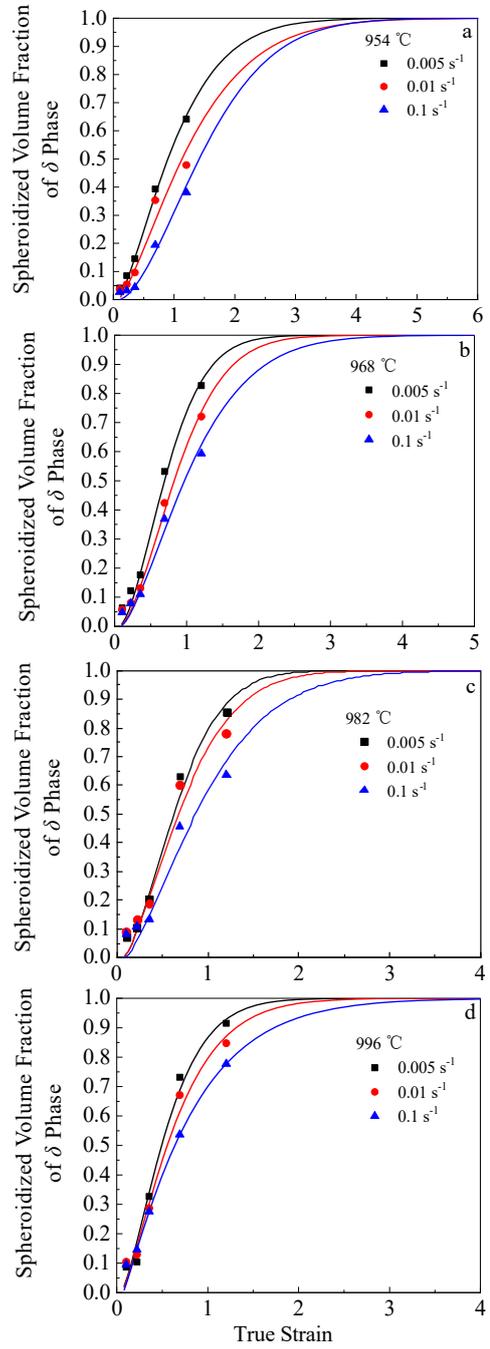


图 8 不同变形条件下片层状 δ 相的球化动力学模型与实验值比较

Fig.8 Comparison of spheroidization dynamics model of plate-like δ phase with experimental data under different deformation conditions: (a) 954 °C, (b) 968 °C, (c) 982 °C, and (d) 996 °C

图 9 为不同变形条件下片层状 δ 相球化终了应变 ε_f 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 之间的关系曲线。球化终了应变 ε_f 是指在一定变形温度和应变速率下, 片层状 δ 相完全球化 (体积分 100%) 时对应的应变。由图可知, 在热模拟压缩实验条件下, 片层状 δ 相的球化终了应变 ε_f 为

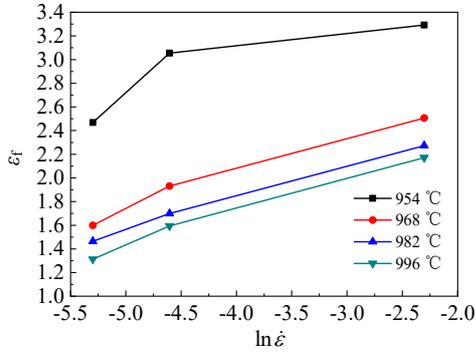


图 9 不同变形条件下片层状 δ 相球化终了应变 ε_f 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 的关系曲线
 Fig.9 Relationship between the final strain ε_f and $\ln \dot{\varepsilon}$ of the plate-like δ phase under different deformation conditions

1.3~3.3 之间, 且随着变形温度升高和应变速率降低而减小。

2.4 热变形中片层状 δ 相的球化动力学模型的验证

为了验证建立的片层状 δ 相的球化动力学模型的有效性, 将建立的热变形过程中片层状 δ 相的球化模型在有限元软件 MSC. SuperForm 用 Fortran 语言进行了用户子程序开发, 其中当应变 ε 大于片层状 δ 相的球化临界应变 ε_c 时, 片层状 δ 相开始发生球化, 其球化体积分 f_g 按照式 (6) 计算; 否则其球化体积分 f_g 为 0。图 10a 为有限元计算得到的在 996 °C, 0.005 s⁻¹ 和 70% 的条件下变形后试样内片层状 δ 相的球化体积分 f_g 分布图。图 10b, 10c 为试验观察的图 10a 中 A 和 B 区域的微观组织, 其中 A 和 B 区域的片层状 δ 相的球化体积分 f_g 分别为 27.7% 和 91.5%。这与图 10a 中 A 区域的有限元计算值 22.36~32.07% 和 B 区域的有限元计算值 90.28~99.98%, 基本吻合。这表明所建立的热变形中片层状 δ 相的球化体积分模型具有很好的预测性, 可以用于预测 DP-GH4169 合金热变形中片层状 δ 相的球化体积分。

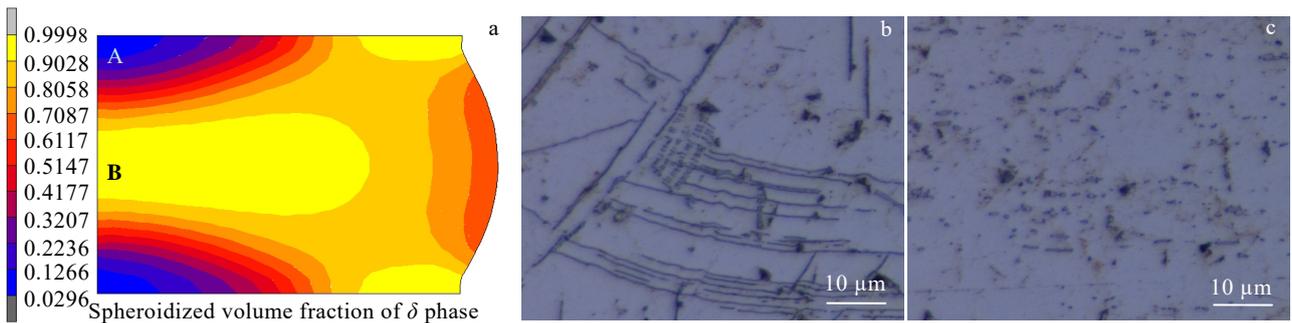


图 10 DP-GH4169 合金在 996 °C, 0.005 s⁻¹, 70% 变形后片层状 δ 相的球化体积分预测分布图及 A 和 B 区的微观组织
 Fig.10 Prediction distribution of spheroidized volume fraction of plate-like δ phase (a); microstructures in area A (b) and B (c) of DP-GH4169 alloy after deformation of 70% at 996 °C, 0.005 s⁻¹

3 结 论

- 1) DP-GH4169 合金热变形过程中, 溶解对于片层状 δ 相的球化行为影响较小, 且溶解行为主要受控于 Nb 原子由 δ/γ 相界到达基体 γ 的长程扩散进程。
- 2) 热模拟压缩实验中, 片层状 δ 相的临界球化应变 ε_c 为 0.04~0.10, 球化终了应变 ε_f 为 1.3~3.3。
- 3) 热变形过程中, 片层状 δ 相的临界球化应变 ε_c 取决于变形温度和应变速率, 且随着变形温度升高和应变速率降低而减小。
- 4) 热变形过程中, 片层状 δ 相的球化体积分与热变形参数之间满足 Avrami 方程, 且应用所建动力学

模型预测了热压缩变形中片层状 δ 相的球化体积分, 预测结果与实验结果相吻合。这将为有效地预测 DP-GH4169 合金热变形中片层状 δ 相球化体积分提供重要的理论模型。

参考文献 References

[1] Tang Hanyao(唐涵遥), Zhu Hongmei(朱红梅), Qiu Changjun (邱长军) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(4): 1361
 [2] Zhao Xiaohu(周晓虎). *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2004(5): 9
 [3] Brown E E, Boettner R C, Ruckle D L. *The 2nd International*

- Symposium on Superalloys*[C]. Seven Springs, Pennsylvania: TMS, 1972: L1
- [4] Si Jiayong(司家勇), Song Siyuan(宋思远), Liao Xiaohang(廖晓航) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2016, 26(6): 1204
- [5] Li Yuli(李宇力), Zhou Xuan(周宣), Ma Tengfei(马腾飞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2470
- [6] Ruiz C, Obabueki A, Gillespie K. *Superalloy 1992*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1992: 33
- [7] Wang Y, Shao W Z, Zhen L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 3218
- [8] Ning Y Q, Fu M W, Chen X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 540: 164
- [9] Zhang H Y, Zhang S H, Cheng M. *Materials Characterization* [J], 2010, 61(1): 49
- [10] Cai D Y, Zhang W H, Nie P L et al. *Materials Characterization*[J], 2007, 58: 220
- [11] Shen Jialin(申佳林), Wei Xianyi(韦贤毅), Xu Pingwei(徐平伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1467
- [12] Lu X, Du J, Deng Q et al. *Journal of Materials Research & Technology*[J], 2014, 3(2): 107
- [13] Xu Yi, Zhang Bing, Yang Yan et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(7): 2385
- [14] Zhao D, Chaudhury P K. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1994: 303
- [15] Cai Dayong(蔡大勇), Zhang Weihong(张伟红), Liu Wenchang(刘文昌) et al. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报)[J], 2002, 14(6): 61
- [16] Liao Xiaohang(廖晓航), Si Jiayong(司家勇), Song Siyuan(宋思远) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2016, 37(8): 1
- [17] Huang Jihua(黄继华). *Diffusion of Metals and Alloys*(金属及合金的扩散)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996: 119
- [18] Zherebtsov S, Murzinova M, Salishchev G et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 4138
- [19] Li L, Luo J, Yan J J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 174
- [20] Song H W, Zhang S H, Cheng M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 480: 922

Spheroidization Behavior and Kinetic Model of Plate-Like δ Phase of DP-GH4169 Alloy During Hot Deformation

Zhang Haiyan¹, Cheng Ming², Hu Rufu¹, Zhang Shihong², Zhao Zhong¹

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Ningbo University of Technology, Ningbo 315336, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The spheroidization behavior and kinetic model of plate-like δ phase of DP-GH4169 alloy during hot deformation were investigated by OM, TEM and isothermal compression tests. The results show that the dissolved behavior of plate-like δ phase is mainly controlled by the diffusion of Nb from δ/γ phase boundaries to matrix γ . In the process of hot deformation, the dissolving has little effect on the spheroidization behavior of plate-like δ phase. The spheroidization critical strain ε_c of plate-like δ phase depends on the deformation temperature and strain rate. The spheroidization critical strain ε_c of plate-like δ phase is from 0.04 to 0.10 in the isothermal compression tests, and it decreases with the deformation temperature increasing or the strain rate decreasing. The relationship between the spheroidized volume fraction of plate-like δ phase and the thermal deformation parameters is in accord with the Avrami equation.

Key words: GH4169 alloy; hot deformation; plate-like δ phase; spheroidization; kinetic model

Corresponding author: Zhang Haiyan, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Automotive Engineering, Ningbo University of Technology, Ningbo 315336, P. R. China, Tel: 0086-574-82351628, E-mail: hyzhang@nbut.edu.cn