

新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶动力学模型

牛文龙, 郭晶, 马思文, 张麦仓

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 设计并进行了新型优质 GH738 合金在 MTS810-25T 低周疲劳试验机上的双道次热压缩实验, 研究不同初始晶粒尺寸、变形温度、道次间隔保温时间及应变速率条件下合金的亚动态再结晶动力学。结果表明: 初始晶粒尺寸减小, 变形温度升高、道次间隔时间延长、应变速率增大, 均可以促进亚动态再结晶的进行, 提高再结晶体积分数; 而且, 提高变形温度和应变速率可以降低亚动态再结晶后晶粒尺寸的差异, 进一步提升组织的均匀程度。进而, 结合定量金相及非线性拟合分析, 建立了新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶模型, 并将所建立模型的预测值和实验值进行了对比分析, 符合程度较好, 可以满足工程应用要求。

关键词: 新型优质 GH738 合金; 组织演化; 亚动态再结晶; 动力学模型

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0183-07

GH4738 合金具有良好的强韧化匹配性及高温长时组织和性能稳定性特征, 广泛应用于电力、石油、化工等领域的结构件及热端部件^[1,2]。但传统 GH4738 合金由于合金设计的局限性, 大多用于以高温持久蠕变性能为考核指标的烟/燃气轮机的关键锻造部件, 难以满足航空发动机热端部件对低循环疲劳性能的要求。为此, 近几年来中国钢铁研究总院及科研院所(包括作者所在课题组)的合作研发, 通过合金成分调整及热加工工艺优化, 设计出可满足航空发动机高温综合性能要求的优质 GH738 合金。新型优质 GH738 合金主要应用于盘轴一体化直升机发动机用热端部件。该类锻件的最大特点是形状较复杂、盘轴一体化且轴体部分难以变形, 使得盘轴一体化锻件锻造过程中的温度和变形分布极不均匀, 难以满足服役要求。因此, 必须结合该合金转动件的成型条件, 系统研究该合金在热加工过程的晶粒演化动力学, 为新型合金的进一步应用提供材料数据库。

锻件成型过程中, 温度较高、变形较大的区域, 满足动态再结晶发生的临界条件, 可以发生部分动态再结晶或完全动态再结晶; 而温度较低、变形量较小的区域, 不满足动态再结晶发生的临界条件, 奥氏体晶粒只沿变形方向被拉长, 属于加工硬化组织。变形结束后冷却时, 晶粒变形拉长的区域, 在合适的温度条件下, 经一定的孕育期, 会发生静态回复及静态再结晶; 而发生部分动态再结晶的区域, 由于存在尚未

长大的动态再结晶晶核, 并且此时温度足够高, 所以不需要经过孕育期, 这些晶核会继续长大, 即发生亚动态再结晶^[3]。

近年来, 各国学者通过热模拟实验对合金在热变形过程中的微观组织演变为行为和再结晶动力学做了大量的研究。Beladi 等^[4]基于对晶体结构和位错演变的研究, 提出了 Ni-30Fe 合金亚动态软化机理。Wu 等^[5]在研究经钒微合金化的耐候钢的再结晶动力学行为时, 发现当退火温度在 850~900 °C 时, 软化曲线接近平台, 再结晶分数没有变化。蔺永诚等^[6]提出用 0.2% 的补偿法测得的软化率包括静态回复和静态再结晶造成的软化。应力松弛实验^[7,8]表明, 合金变形后进入弛豫阶段, 试样首先发生回复, 进而发生再结晶, 再结晶完成后又发生回复。Zouari 等^[9]通过原位退火实验研究了不同初始动态再结晶分数的 Inconel 718 合金的后动态再结晶行为。借助原位扫描电子显微镜, 发现静态再结晶发生在亚动态再结晶之后, 并需要一定的孕育期, 并且只有在初始动态再结晶分数很小(应变量很小)时才会发生静态再结晶。一般认为^[10,11], 存在一个转变应变 ϵ^* (约为 $4/3\epsilon_p$), 当超过 ϵ^* 时, 只发生亚动态再结晶, 当 $\epsilon_c < \epsilon < \epsilon^*$ 时, 亚动态再结晶和静态再结晶同时发生, 当 $\epsilon < \epsilon_c$ 时, 则只发生静态再结晶。

目前, 关于新型优质 GH738 合金的研究主要集中于热处理工艺与组织性能的关联性方面^[12-15], 而对其热变形过程中静态再结晶和亚动态再结晶规律以及变形参数

收稿日期: 2021-01-16

基金项目: 国家自然科学基金(51971016)

作者简介: 牛文龙, 男, 1994 年生, 硕士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: g20198420@xs.ustb.edu.cn

对再结晶规律的影响还未进行深入分析。本工作通过双道次热压缩实验,研究了新型优质 GH738 合金在不同初始晶粒尺寸、道次间隔时间、变形温度和应变速率条件下的亚动态再结晶行为。讨论了不同工艺参数对亚动态再结晶行为的影响,建立了亚动态再结晶动力学模型,为该合金热加工工艺的制定和优化提供依据。

1 实验

实验用新型优质 GH738 合金采用真空感应熔炼(VIM)+电渣重熔(ESR)+真空自耗重熔冶炼(VAR)三联工艺冶炼而成,经均匀化开坯工艺得到锻态组织,其主要化学成分见表 1。经测定其 $M_{23}C_6$ 回溶点约为 977 °C, γ' 回溶点约为 1043 °C,试样初始晶粒尺寸分别为: 42、79、340 μm , 初始显微组织如图 1 所示。

热压缩实验在 MTS810-25T 低周疲劳试验机上进行,采用双道次热压缩实验测试真应力-真应变曲线。为满足 MTS810-25T 热压缩实验要求,分别将 3 种初始晶粒尺寸(42、79、340 μm)的棒材加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的标准圆柱体试样。具体实验方案如图 2 所

表 1 新型优质 GH738 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of the new type alloy of high-quality GH738 ($\omega/\%$)

C	Co	Cr	Mo	Al	Ti	Ni
0.029	13.34	19.14	4.42	1.46	3.24	Bal.

示。首先以 20 °C/s 的升温速率加热到设定变形温度(1020、1040、1060、1080 °C),随后保温 2 min 使试样热透,在恒应变速率(0.01、0.1、1 s^{-1})条件下进行第 1 道次变形(工程应变量为 15%),卸载、停留一段时间进行保温(时间为 0.5、1、5、10 s),经过保温间歇后,继续按前面的变形温度和应变速率进行第 2 道次压缩(工程变形量 30%)。热压缩完成后立即水淬以保留变形态组织。由于本实验第 1 道次的应变量为 15%,第 2 道次的应变量为 30%,且道次间隔时间短,不满足静态再结晶的发生条件,故道次之间的软化机制由亚动态再结晶控制。

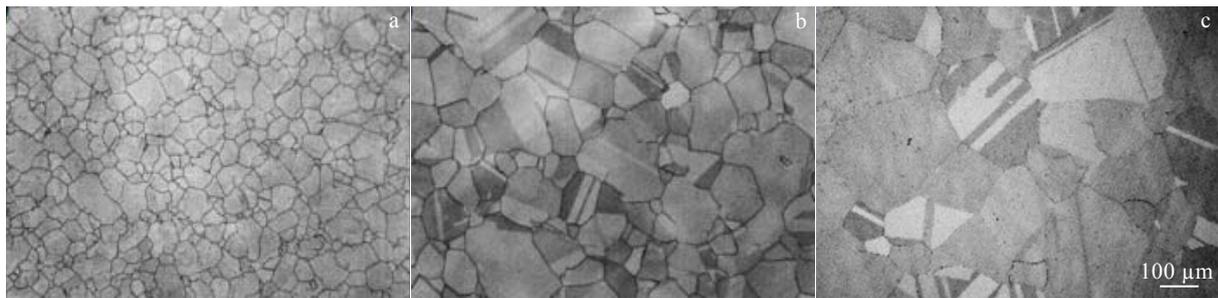


图 1 新型优质 GH738 合金初始显微组织

Fig.1 Initial microstructures of the new type alloy of high-quality GH738: (a) $d_0=42 \mu\text{m}$, 1020 °C/4 h, OQ+845 °C/4 h, AC+760 °C/16 h, AC; (b) $d_0=79 \mu\text{m}$, 1040 °C/4 h, OQ+845 °C/4 h, AC+760 °C/16 h, AC; (c) $d_0=340 \mu\text{m}$, 1080 °C/4 h, OQ+845 °C/4 h, AC+760 °C/16 h, AC

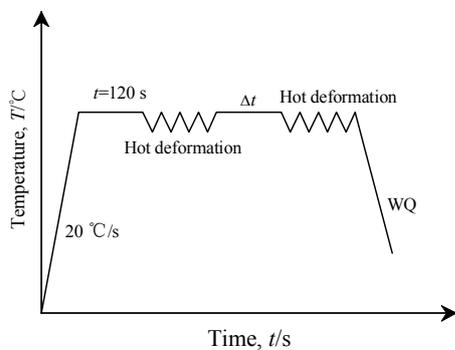


图 2 双道次热压缩模拟实验工艺方案

Fig.2 Experimental procedure for the isothermal interrupted hot compression experiments

为降低热变形过程产生的摩擦效应,在样品两端加工出厚度为 0.3 mm,高度为 0.2 mm 的环状薄壁,并涂抹 DGH-9 高温合金用润滑剂。热变形实验结束后,将试样沿压缩轴方向对半剖开,经过机械研磨、抛光后,在 10 mL $\text{H}_2\text{SO}_4+2.5 \text{ g KMnO}_4+90 \text{ mL H}_2\text{O}$ 溶液中煮沸 15 min,清洗、烘干后,利用 9XB-PC 型光学显微镜(OM)表征其金相组织。

2 结果与分析

2.1 真应力-应变曲线

图 3 为初始晶粒尺寸 42 μm 的优质 GH738 合金在 1080 °C, 0.01 s^{-1} , 变形量 15%+30%并在道次之间

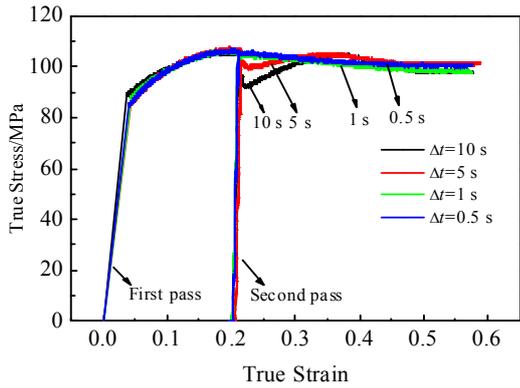


图3 新型优质 GH738 合金在不同道次间隔时间的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of the new type alloy of high-quality GH738 after different pass intervals

分别保温 0.5、1、5、10 s 后得到的双道次真应力-真应变曲线。可以看出, 在经历第 1 道次变形后的保温过程中, 第 2 道次的初始应力明显低于第 1 道次结束时的应力, 并在随后的变形中再一次出现了加工硬化现象。这说明了在道次间隔保温时, 材料发生了软化, 即发生了亚动态再结晶。同时, 随间隔保温时间的延长, 第 2 道次的初始应力降低, 后续的加工硬化现象也越明显, 这说明随着间隔保温时间的延长, 亚动态再结晶进行得更加彻底。如果变形条件和间隔保温时间合适, 由于亚动态再结晶所产生的软化作用甚至可以完全抵消第 1 道次产生的硬化作用, 如图中间隔保温时间达到 10 s 的真应力-真应变曲线所示。

2.2 工艺参数对优质 GH738 合金亚动态再结晶组织演变的影响

2.2.1 初始晶粒尺寸的影响

图 4 为不同初始晶粒尺寸的优质 GH738 合金在 1080 °C, 应变速率 1 s⁻¹, 变形量 15%+30%并在道次之间保温 10 s 后得到的金相组织。从图中可以看出, 合金在双道次热压缩变形过程中发生了明显的亚动态再结晶。初始晶粒尺寸 42 μm 的试样变形后晶粒细小, 分布均匀, 变形组织基本消失, 再结晶分数高; 随着初始晶粒尺寸的增大, 组织虽得到了一定细化, 但在该热压缩条件下合金的再结晶并不完全, 仍有部分沿垂直压缩方向且未发生再结晶的大晶粒, 如图 4b 所示; 当初始晶粒尺寸达到 340 μm 时, 即使在较高的温度下保温较长时间, 形变组织依然无法被消除, 显微组织中仍保留大面积项链组织特征, 合金始终无法达到完全再结晶。这是因为本实验中合金变形程度较小, 变形速率较低, 其再结晶核心多以晶界弓出方式形成。随着晶粒尺寸的增大, 有效晶界数量减少, 比表面积越小, 可提供有利的形核位置越有限。此外, 较小晶粒的组织具有更大的变形抗力, 相同的应变下, 其变形储能更高^[16], 再结晶驱动力相对较大。因此, 初始晶粒尺寸强烈影响亚动态再结晶分数, 过大的初始晶粒尺寸很难通过亚动态再结晶得到均匀的组织, 需要通过其它途径来进一步提高组织均匀性。

2.2.2 变形温度与道次间隔保温时间的影响

变形温度和道次间隔保温时间均会对亚动态再结晶组织演变产生重要影响。图 5 是初始晶粒尺寸为 42 μm 的合金在不同温度下以应变速率 0.01 s⁻¹ 变形并道次间隔保温 1 s 后得到的金相组织。从图中可看出, 当温度从 1020 °C 升至 1080 °C 时, 合金的再结晶量从 5% 以下增加至 90% 以上, 并在温度升至 1040 °C 时有一次爆发性增长。这是因为在 1040 °C 时钉扎晶界的 γ' 接近回溶, 降低了对晶界的钉扎作用, 进而减缓了对再结

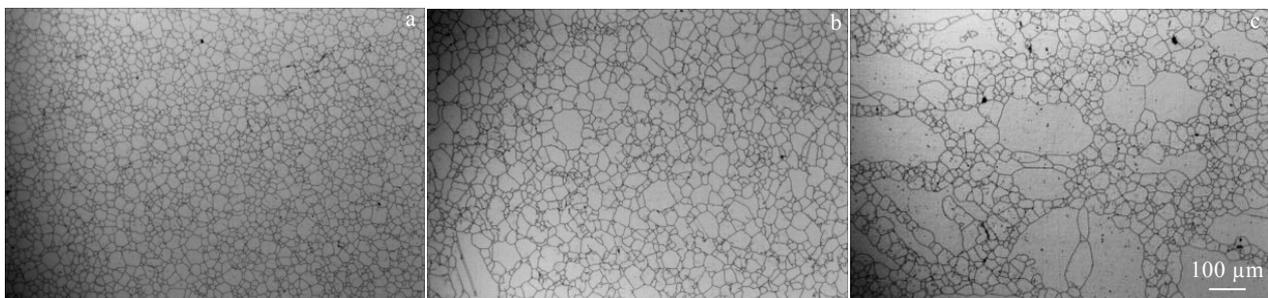


图4 不同初始晶粒尺寸的新型优质 GH738 合金变形后显微组织

Fig.4 Microstructures of the new type alloy of high-quality GH738 with $d_0=42 \mu\text{m}$ (a), $d_0=79 \mu\text{m}$ (b), and $d_0=340 \mu\text{m}$ (c) after deformation at $T=1080 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\Delta t=10 \text{ s}$

晶的阻碍作用。当温度升至 1060 °C， γ' 完全回溶，此时再结晶比较均匀、完全。当温度升至 1080 °C，组织更加均匀，再结晶分数也趋于完全。道次间隔保温时间对亚动态再结晶组织演变的影响如图 6 所示。可以看出，随道次间隔保温时间延长，合金组

织更加均匀，但再结晶分数并没有发生急剧的变化。然而，即使是较高的温度和较长的道次间隔保温时间，新产生的亚动态再结晶晶粒和先产生的动态再结晶晶粒在尺寸上存在一定差别，出现了一定程度的混晶组织。

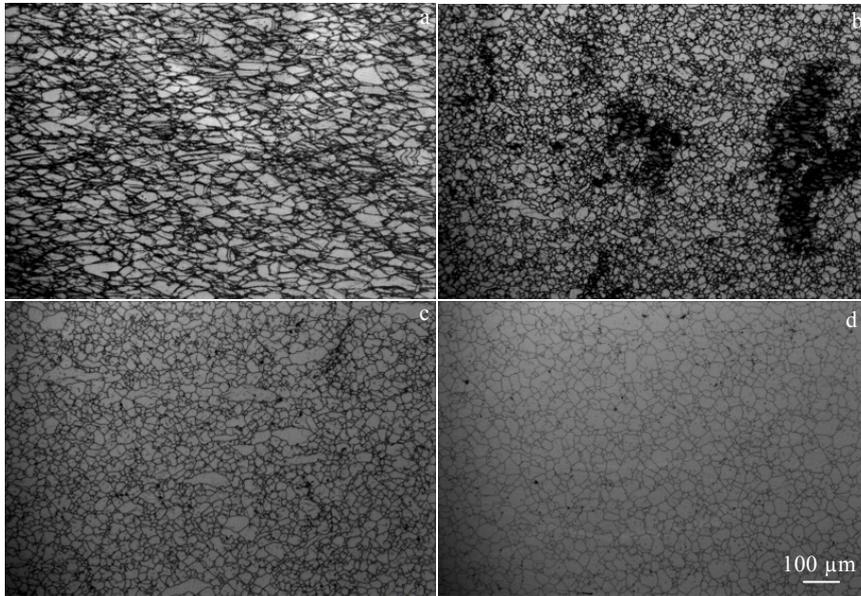


图 5 不同变形温度下的新型优质 GH738 合金变形后显微组织

Fig.5 Microstructures of the new type alloy of high-quality GH738 with $d_0=42 \mu\text{m}$ after deformation ($\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, $\Delta t=1 \text{ s}$) at $T=1020 \text{ }^\circ\text{C}$ (a), $T=1040 \text{ }^\circ\text{C}$ (b), $T=1060 \text{ }^\circ\text{C}$ (c), and $T=1080 \text{ }^\circ\text{C}$ (d)

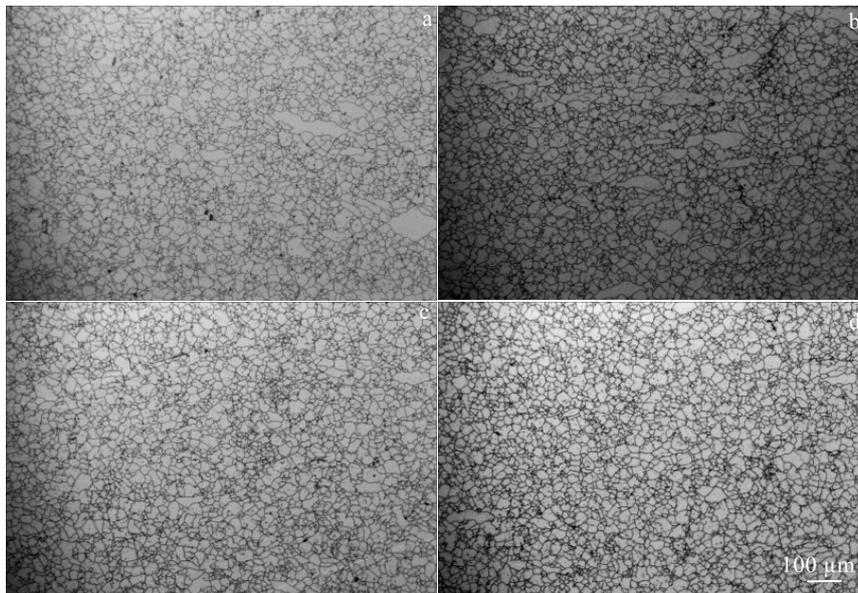


图 6 不同道次间隔保温时间下的新型优质 GH738 合金变形后显微组织

Fig.6 Microstructures of the new type alloy of high-quality GH738 with $d_0=42 \mu\text{m}$ after deformation at $T=1060 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ and $\Delta t=0.5 \text{ s}$ (a), $\Delta t=1 \text{ s}$ (b), $\Delta t=5 \text{ s}$ (c), and $\Delta t=10 \text{ s}$ (d)

2.2.3 应变速率的影响

图 7 为初始晶粒尺寸 42 μm 的优质 GH738 合金在 1080 °C, 道次间隔保温时间 5 s 时, 不同应变速率下的微观组织形貌。可以发现, 各变形后的组织均有一定程度的细化, 应变速率的提高可以促进亚动态再结晶进行并且降低再结晶晶粒尺寸的差异, 进一步提高组织均匀性。当应变速率为 0.01 s⁻¹ 时, 原始晶粒尺寸相对较大, 部分晶粒沿垂直压缩方向被拉长, 显微组织中仍保留小面积项链组织特征。因为晶界周围位错密度大, 有利于再结晶形核, 因此再结晶晶粒多分布于原始晶粒的晶界周围。随着应变速率的提高, 亚动态再结晶愈加充分, 晶粒尺寸的差异进一步降低。当应变速率达到 1 s⁻¹ 时, 合金的晶粒尺寸最终趋于一致, 低应变速率下的金相组织不均匀现象消失。此外, 适当的提高应变速率不仅可以提高组织均匀性, 还可以细化再结晶晶粒。这是因为应变速率提高, 再结晶的驱动力增加, 因而形核率上升, 导致再结晶晶粒尺寸减小^[17]。

3 亚动态再结晶模型的建立

研究再结晶动力学时, 通常用 Avrami 表达式构建静态再结晶动力学方程^[18]。亚动态再结晶动力学与静

态再结晶表述方式相似, 同样以 Avrami 方程表示:

$$X_{MDRX} = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5MDRX}}\right)^n\right] \quad (1)$$

其中, n 为与材料有关的常量, $t_{0.5MDRX}$ 为亚动态再结晶体积分数达到 0.5 时所需时间。

3.1 $t_{0.5}$ 计算公式的确定

图 8 为典型的 MTS 双道次热压缩曲线。相应的变形参数为: 初始晶粒尺寸为 79 μm, 变形温度 1080 °C, 应变速率 0.1 s⁻¹, 形变量 15%+30%, 道次间隔保温时间 0.5、1、5、10 s。

从图 8 中可以看出, 随着道次间隔保温时间的延长, 亚动态再结晶产生的软化作用逐渐加强。当道次间隔保温时间为 0.5 s 或 1 s 时, 合金发生了轻微的软化, 当道次间隔保温时间增加到 5 s 及以上时, 亚动态再结晶甚至完全消除了第 1 道次产生的加工硬化作用, 软化率达到了 100%, 因此, 第 2 道次的真应力-真应变曲线出现了明显的屈服现象, 说明合金重新开始硬化。通过不同的道次间隔保温时间, 计算出不同变形条件下的亚动态再结晶分数, 绘制再结晶分数曲线, 进而获得不同变形条件下的亚动态再结晶达到 50% 时的保温时间 $t_{0.5}$, 如图 9 所示。

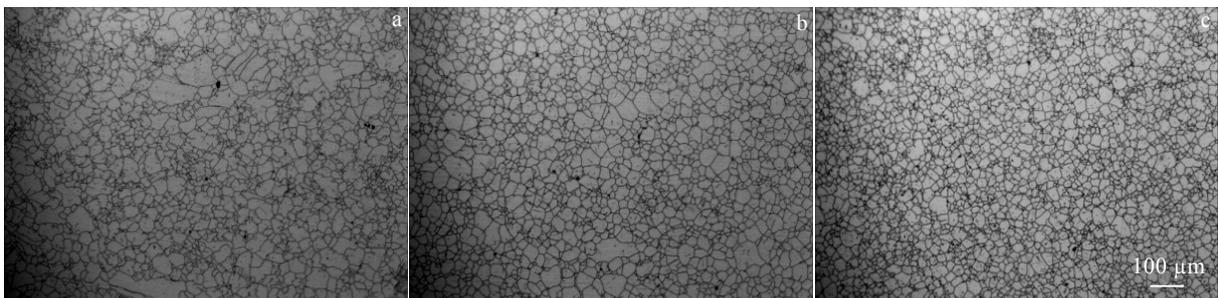


图 7 不同应变速率下的新型优质 GH738 合金变形后微观组织

Fig.7 Microstructures of the new type alloy of high-quality GH738 with $d_0=42 \mu\text{m}$ after deformation at $T=1080 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Delta t=5 \text{ s}$ and $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ (a), $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (b), and $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ (c)

$t_{0.5}$ 的数学模型表示为^[19,20]:

$$t_{0.5} = A d_0^s \dot{\epsilon}^p \exp\left(\frac{Q_{MDRX}}{RT}\right) \quad (2)$$

式中, A , s , p 为与材料相关的常数, Q_{MDRX} 为亚动态再结晶的激活能, d_0 为原始晶粒尺寸, $\dot{\epsilon}$ 为变形速率, T 为变形温度, R 为气体常数。对上式两边取对数, 将其转换为:

$$\ln t_{0.5} = \ln A + s \ln d_0 + p \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q_{MDRX}}{RT} \quad (3)$$

通过求得的 $t_{0.5}$ 对相应变量求偏导, 进行多元非线性多项式拟合, 可以得到优质 GH738 合金的

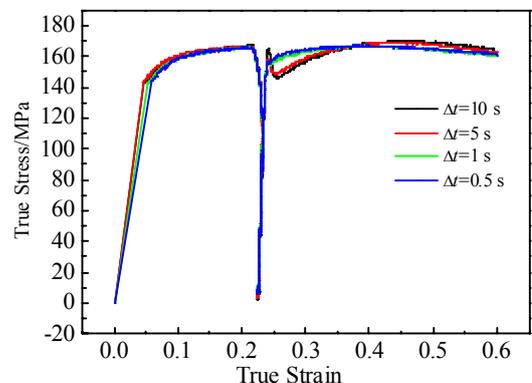


图 8 典型 MTS 双道次热压缩曲线

Fig.8 Typical MTS two-pass thermal compression curves

$Q_{MDRX}=354\ 354\ \text{J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$, $A=6.341\times 10^{-17}$, $s=0.165$, $p=-0.453$ 。因此可以得到:

$$t_{0.5} = 6.341\times 10^{-17} d_0^{0.165} \dot{\epsilon}^{-0.453} \exp\left(\frac{354\ 354}{RT}\right) \quad (4)$$

3.2 亚动态再结晶分数 X_{MDRX} 的确定

优质 GH738 合金的亚动态再结晶动力学方程采用式(1)的 Avrami 方程描述, 对式(1)两边取双对数:

$$n \ln\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right) + \ln 0.693 = \ln[-\ln(1 - X_{MDRX})] \quad (5)$$

由式(5)可知, $\ln(t/t_{0.5})$ 与 $\ln[-\ln(1 - X_{MDRX})]$ 呈线性关系, 其斜率即为 n 值。通过多元线性拟合可得 $n=0.439$, 且相关程度达到 96%, 具体拟合结果如图 10 所示。因此, 可得优质 GH738 合金的亚动态再结晶分数方程为:

$$X_{MDRX} = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{0.439}\right] \quad (6)$$

3.3 模型验证

图 11 为新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶动力学模型计算值和实验值的对比图。可以看到, 实验值比较均匀地分布在计算值两侧, 符合程度较好, 因此, 此模型可以较好地预测变形温度在 1040~1080 °C, 应

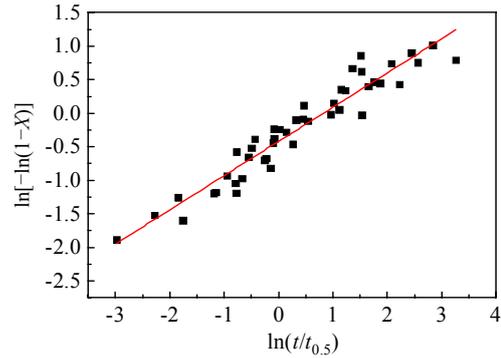


图 10 新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶 Avrami 指数拟合曲线

Fig.10 Fitting curve of Avrami index for sub-dynamic recrystallization of the new type alloy of high-quality GH738

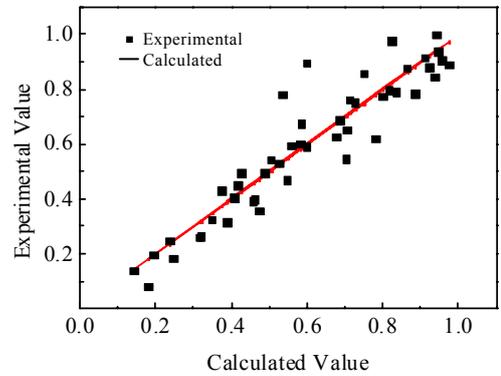


图 11 新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶动力学实验值和计算值对比

Fig.11 Comparisons between the calculated and the experimental values for sub-dynamic recrystallization volume fraction of the new type alloy of high-quality GH738

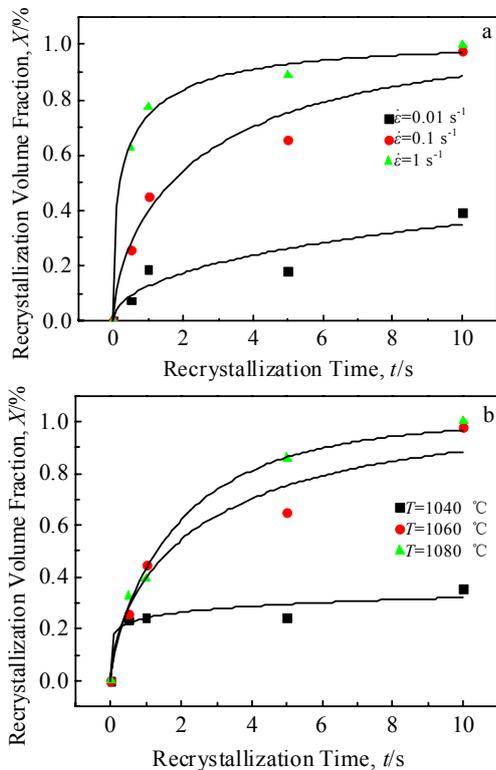


图 9 不同变形参数下的再结晶体积分数

Fig.9 Recrystallization volume fraction under different deformation strain rates (a) and temperatures (b)

变速率 0.01~1 s⁻¹, 间隔保温时间 0.5~10 s 的亚动态再结晶分数, 符合工程应用中的实际需要。

4 结 论

1) 新型优质 GH738 合金的初始晶粒尺寸减小可以提高亚动态再结晶分数, 过大的初始晶粒尺寸很难通过亚动态再结晶得到均匀的组织; 变形温度的提高可以促进亚动态再结晶的发生, 而保温时间的延长虽然也会进一步提升组织的均匀程度, 但整体效果并不明显; 应变速率的提高可以促进亚动态再结晶进行并且降低亚动态再结晶晶粒尺寸上的差异, 进一步提高组织均匀性。

2) 新型优质 GH738 合金亚动态再结晶动力学模型为:

$$t_{0.5} = 6.341\times 10^{-17} d_0^{0.165} \dot{\epsilon}^{-0.453} \exp\left(\frac{354\ 354}{RT}\right)$$

$$X_{\text{MDRX}} = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{0.439}\right]$$

且动力学模型计算值和实验值符合程度较好, 可以较好地预测亚动态再结晶分数, 满足工程应用。

参考文献 References

- [1] Kelekanjeri V S K G, Gerhardt R A. *Electrochimica Acta*[J], 2006, 51(8): 1873
- [2] Tong J, Vermeulen B. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(5): 413
- [3] Gao Fei(高飞), Xu Yourong(徐有容). *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 1990, 9(3): 38
- [4] Beladi H, Cizek P, Hodgson P D. *Scripta Materialia*[J], 2010, 62(4): 191
- [5] Wu Hongyan, Du Linxiu, Ai Zhengrong et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2013, 29(12): 1197
- [6] Lin Yongcheng(蔺永诚), Chen Mingsong(陈明松), Zhong Jue(钟掘). *Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 2009, 40(2): 411
- [7] Li Hong(李红), Luo Haiwen(罗海文), Yang Caifu(杨才福) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2008, 20(9): 32
- [8] Cheng Liang, Chang Hui, Tang Bin et al. *Materials Letters*[J], 2013, 92(1): 430
- [9] Zouari Meriem, Logé Roland E, Bozzolo Nathalie. *Metals*[J], 2017, 7(11): 476
- [10] Najafizadeh A, Jonas J J, Stewart G R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(6): 1899
- [11] Jia Lu(贾璐), Li Yongtang(李永堂), Li Zhenxiao(李振晓). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2017, 53(8): 58
- [12] Bian Hongyou(卞宏友), Zhu Minghao(朱明昊), Li Ying(李英) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(3): 542
- [13] Zeng Weihu(曾维虎), Zhou Xiaoming(周晓明), Fang Bo(方波) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2019, 40(5): 500
- [14] Bian Hongyou(卞宏友), Zhai Quanxing(翟泉星), Qu Shen(曲伸) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 317
- [15] Rong Yi(荣义), Cheng Lei(成磊), Tang Chao(唐超) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2016, 28(11): 74
- [16] Chi Luxin(迟露鑫), Ma Yonglin(麻永林), Xing Shuqing(邢淑清) et al. *Advanced Engineering Sciences*(工程科学与技术)[J], 2011, 43(2): 2
- [17] Lin Yongcheng, Chen Mingsong. *Journal of Materials Science*[J], 2009, 44(3): 835
- [18] Niu Bokai(牛波凯), Peng Wenfei(彭文飞), Zhang Jianhua(张建华) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2017, 24(3): 171
- [19] Chen Mingming(陈明明), He Wenwu(何文武), Liu Yanguang(刘艳光) et al. *China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology*(锻压装备与制造技术)[J], 2010, 45(4): 83
- [20] Zhou Haiping, Zhang Hongbin, Liu Jie et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(11): 3329

Sub-dynamic Recrystallization Kinetics Model of the New Type Alloy of High-Quality GH738

Niu Wenlong, Guo Jing, Ma Siwen, Zhang Maicang
(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Series double-pass hot compression experiments were carried out on the MTS810-25T low-cycle fatigue testing machine for the new type alloy of high-quality GH738. The effects of initial grain size, deformation temperature, interval holding time between passes and strain rate on the evolution of sub-dynamic recrystallization structure of high-quality GH738 alloy were analyzed. The experimental results show that the decrease of the initial grain size, the increase of the deformation temperature, the extension of the pass interval, and the increase of the strain rate can promote the progress of sub-dynamic recrystallization, and increase the recrystallization volume fraction. Increasing the deformation temperature and strain rate can reduce the difference in grain size after sub-dynamic recrystallization and further improve the uniformity of the microstructure distribution. Based on the experimental results, by using quantitative metallography and nonlinear fitting analysis, sub-dynamic recrystallization models of high-quality GH738 alloy were established. The predicted values of the established models are in good agreement with the experimental values, which could meet the actual needs in engineering applications to a great extent.

Key words: the new type alloy of high-quality GH738; microstructure evolution; sub-dynamic recrystallization; kinetics models

Corresponding author: Zhang Maicang, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: mczhang@ustb.edu.cn