

# 优质GH4738合金小变形条件下的组织演化

黄彬<sup>1</sup>, 荣义<sup>2</sup>, 侯为学<sup>2</sup>, 张麦仓<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

**摘要:** 以优质GH4738合金作为研究对象, 分析了不同小变形条件下, 初始晶粒尺寸、热变形参数对该合金流变特性的影响, 并采用光学显微镜、电子背散射衍射、透射电镜分析了优质GH4738合金热变形态及亚固溶处理态显微组织变化及软化机理。结果表明, 在较低变形温度下流变应力与初始晶粒尺寸有着一定正相关性, 随着变形温度的升高, 初始晶粒尺寸的变化对流变应力影响变小; GH4738合金的动态再结晶体积分数对初始晶粒尺寸具有强烈的依赖性, 变形温度的提高和工程应变量的增加均可以促进动态再结晶的发生。GH4738合金动态再结晶以晶界弓弯形核非连续动态再结晶机制为主, 同时在动态再结晶及晶粒长大过程中, 晶界处由于原子迁移发生小面化, 产生类直角型台阶状的晶界。亚固溶处理过程中合金内部发生了静态再结晶, 而且尚未完全回溶的强化相 $\gamma'$ 促进再结晶形核, 使得晶粒组织明显细化。

**关键词:** GH4738合金; 小变形; 组织演变; 亚固溶处理; 晶粒异常长大

中图法分类号: TG146.1<sup>5</sup>; TG132.3<sup>3</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2051-11

## 1 引言

传统GH4738合金主要用于民用烟气轮机涡轮盘及叶片制造, 以控制高温持久性能为主。在传统GH4738合金的加工制造过程中, 热加工件的混晶现象一直是材料研究及工程领域难以解决的问题<sup>[1]</sup>, 以致影响了传统工艺制造的GH4738合金构件在航空转动作件的应用。优质GH4738合金是在传统GH4738合金的基础上, 通过综合控制晶内强化相形成元素Al、Ti含量及C元素含量、热锻造工艺及热处理工艺, 以同时满足航空发动机与涡轮盘要求的优异高温持久及低周疲劳性能<sup>[2-4]</sup>。目前, 优质GH4738合金已作为涡轴发动机转动作件的选用材料, 即将工程化应用。因此, 研究改性后优质GH4738合金的工艺适应性或热加工参数的敏感性对该合金工程化应用后的组织性能稳定性具有重要意义。

目前, 对优质GH4738合金研究主要集中于动态再结晶机制和析出相的影响<sup>[5-6]</sup>, 及对传统GH4738(或GH738)的系统研究。代朋超等<sup>[7]</sup>研究了传统GH738合金 $\gamma'$ 相溶解规律及 $\gamma'$ 相溶解演化对合金硬度的影响。姚志浩等<sup>[8]</sup>研究了传统GH738合金长期时效过程中 $\gamma'$ 相演变规律及其与性能之间的关联性。吴玉博等<sup>[9]</sup>采用力学性能测试与组织观察相结合的方式研究了时效温度与保温时间对GH738合金组织及性能的影响。Qiao等<sup>[10]</sup>认为变形条件(Z参数和应变)通过影响变形储能、动态再

结晶(DRX)与 $\gamma'$ 相析出程度来控制合金热处理过程中晶粒的正常生长与异常长大现象。Wang等<sup>[11]</sup>发现异常大晶粒(ALGS)容易出现在应变量为2%~10%的区域, 研究表明, ALGS可能是一种异常的再结晶过程, 其成核位置可能由应变诱导边界迁移(SIBM)机制形成的, 且向低应变区生长, 然而在高储存能区域, 通过静态再结晶使得晶粒细小分布, 能够避免ALGS的发生。

实际优质GH4738合金转动作件的热加工过程中, 由于锻造过程的温度下降或模锻过程构件结构的复杂性, 不可避免地存在小变形区域。因此, 系统研究优质GH4738合金组织演化与小变形参数的关联性, 对发动机转动作件的进一步工艺设计及该合金的工程适用性具有重要意义。本工作结合大尺寸优质GH4738合金锻坯及锻件在热加工过程可能出现的问题, 借助热物理模拟实验研究优质GH4738合金在小变形条件下的变形特性及晶粒演化规律; 并借助材料分析手段阐述GH4738合金组织演化的影响机理以及再结晶过程的发生机制, 为进一步GH4738合金大尺寸锻坯及锻件的热加工工艺设计提供依据。

## 2 实验

试验材料为钢铁研究总院提供的优质GH4738合金, 由东北特钢采用真空感应熔炼+电渣重熔+真空自耗

收稿日期: 2024-08-23

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3700403)

作者简介: 黄彬, 男, 2000年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: binhuang2416@163.com

重熔冶炼三联工艺冶炼成  $\varnothing 508$  mm 铸锭, 经均匀化处理及 45MN 快锻水压机开坯锻造造成  $\varnothing 180$  mm 棒材。优质 GH4738 合金的化学成分如表 1 所示, 经 JMatPro 软件计算主要由晶界强化相  $M_{23}C_6$  及晶内强化相  $\gamma'$ ( $Ni_3(Al,Ti)$ ) 组成, 其中  $M_{23}C_6$  相回溶点约为 977 °C,  $\gamma'$  相回溶点约为 1043 °C。

在锻态棒坯固定半径部位切取 3 块环状样品, 然后对其进行 1040、1060 及 1080 °C, 保温 1 h 的固溶处理, 得到初始平均尺寸分别为 40、100 和 300  $\mu m$  的试样, 再用线切割获得  $\varnothing 10$  mm × 15 mm 的标准圆柱体进行后续热压缩实验。具体热压缩实验规范及参数见图 1 及表 2。所有的热压缩实验均以 10 °C/s 的升温速率对压缩试样进行加热, 升至设定温度保温 15 min, 使试样内部温度均匀后进行单道次热压缩实验, 结束后立即对试样进行淬火以保留高温变形组织。

为了进一步分析热压缩实验后材料的组织特点, 将热模拟压缩后的样品沿轴向切开, 经磨样、抛光、化学腐蚀(30 g CuCl<sub>2</sub>+100 mL HCl+150 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH)后在 GX-71 型光学金相显微镜观察热模拟压缩后试样的显微组织演化。同时, 将样品的另一半机械抛光及电解抛光(20 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+80 mL CH<sub>3</sub>ON), 在 JSM-F100 场发射扫描

电镜进行电子背散射衍射(EBSD)分析。对部分小变形样品, 再沿着轴向切割出 0.5 mm 左右厚度的薄片通过手工及双喷电解(5 vol% 高氯酸+95 vol% 乙醇溶液)减薄, 利用 FX-20 透射电镜分析再结晶机制。

### 3 结果与分析

#### 3.1 GH4738 合金流变行为

从图 2a 和 2d 中可以看出, 材料的初始晶粒尺寸对于较低温度(1040 °C)下流变应力的影响较大, 如图 2d 所示, 当合金的初始晶粒尺寸为 40  $\mu m$  时, 其峰值应力在 115 MPa 左右; 随着合金的初始晶粒尺寸升高至 100 及 300  $\mu m$  时, 此时峰值应力上升到 199 和 220 MPa 左右, 流变应力约升高 73% 和 91%。研究表明, 在较低变形温度下流变应力与初始晶粒尺寸有着一定正相关性。这与细晶强化的规律相反, 原因在于在高温条件下, 晶界处位错聚集, 在热激活能和应力作用下促进滑移系的开启, 产生相对运动, 使得晶界对变形的阻碍作用减弱, 但随着合金的初始晶粒尺寸增大, 晶界占比却降低, 因此晶界上的滑移系就会相应减少从而导致材料的强度提高, 产生合金的流动应力随着初始晶粒尺寸的增大而提高的现象<sup>[12]</sup>。

当温度升高到 1060、1080 °C 时, 随着变形温度的升高, 初始晶粒尺寸的变化对流变应力影响较小, 如图 2b、2c、2e、2f 所示。这是因为变形温度较高时, 大部分合金组织再结晶程度较高, 甚至完成动态再结晶的过程, 使得不同初始晶粒尺寸材料间性能差异减小。

图 3 为不同初始晶粒度、变形温度下, 应变速率对优质 GH4738 合金影响的高温流动曲线。由图 3i 可知, 在低应变速率(0.01 s<sup>-1</sup>)时, 合金的峰值应力大约为 110 MPa, 提升到中应变速率(0.1 s<sup>-1</sup>)时, 峰值应力随之升高到 170 MPa, 峰值应力上升幅度高达 55%。而高应变速率(1 s<sup>-1</sup>)下峰值应力升高到了 268 MPa, 对比低应变速率增幅显著, 增幅高达 143%。这是因为应变速率不断增大, 变形所需时间持续减少, 再结晶程度不足, 导致加工硬化远远大于动态软化作用, 宏观体现为流动应力的数值上升。

#### 3.2 优质 GH4738 合金小变形条件下的组织演化

##### 3.2.1 工程应变量和晶粒度对 GH4738 合金组织演化的影响

图 4 为变形温度 1060 °C、应变速率 0.1 s<sup>-1</sup>, 不同初始晶粒尺寸及不同变形量下的显微组织。由图 4 可知, 应变速率一定时, 当应变量为 8%, 此时动态再结晶晶粒的数量相对较少, 仅有部分晶界处产生了动态再结晶小晶粒, 且该部分晶界往往曲率较大且尺寸较小。原因在于, 尺寸小且曲率大的晶界更容易塞积高密度位错缺陷, 更容易成为动态再结晶的核心, 进而形成动态再结晶晶粒。

表 1 优质 GH4738 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of high-quality GH4738 alloy (wt%)

Al	Ti	Cr	Co	Mo	C	Fe	Ni
1.40	3.00	19.69	14.68	4.43	0.36	1.10	Bal.

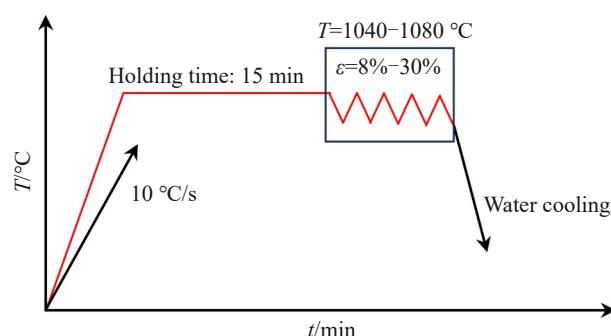


图 1 单道次热压缩试验示意图

Fig.1 Schematic diagram of single-pass hot compression experiment

表 2 优质 GH4738 合金热压缩实验参数

Table 2 Hot compression experimental parameters of high-quality GH4738 alloy

Parameter	Value
Deformation temperature/°C	1040, 1060, 1080
Strain rate/s <sup>-1</sup>	0.01, 0.1, 1
Deformation amount/%	8, 15, 20, 30

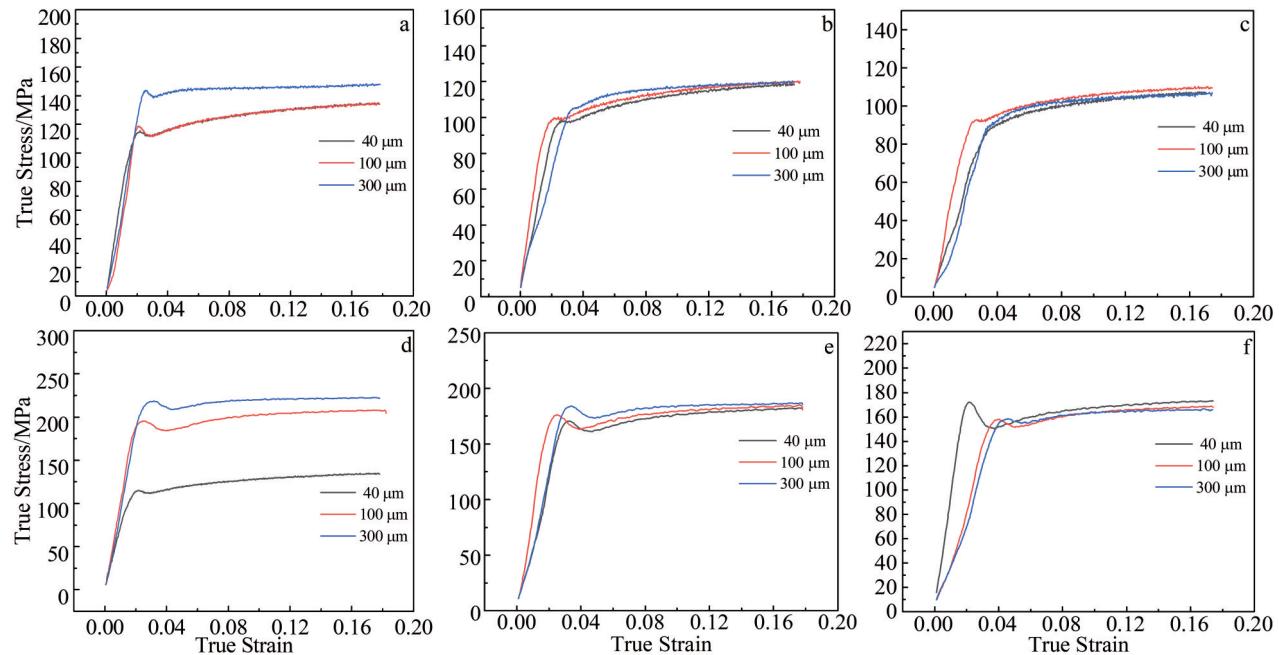


图2 不同初始晶粒条件下优质GH4738合金的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of high-quality GH4738 alloy under different initial grain conditions: (a) 1040 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 1060 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (c) 1080 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (d) 1040 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (e) 1060 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (f) 1080 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>

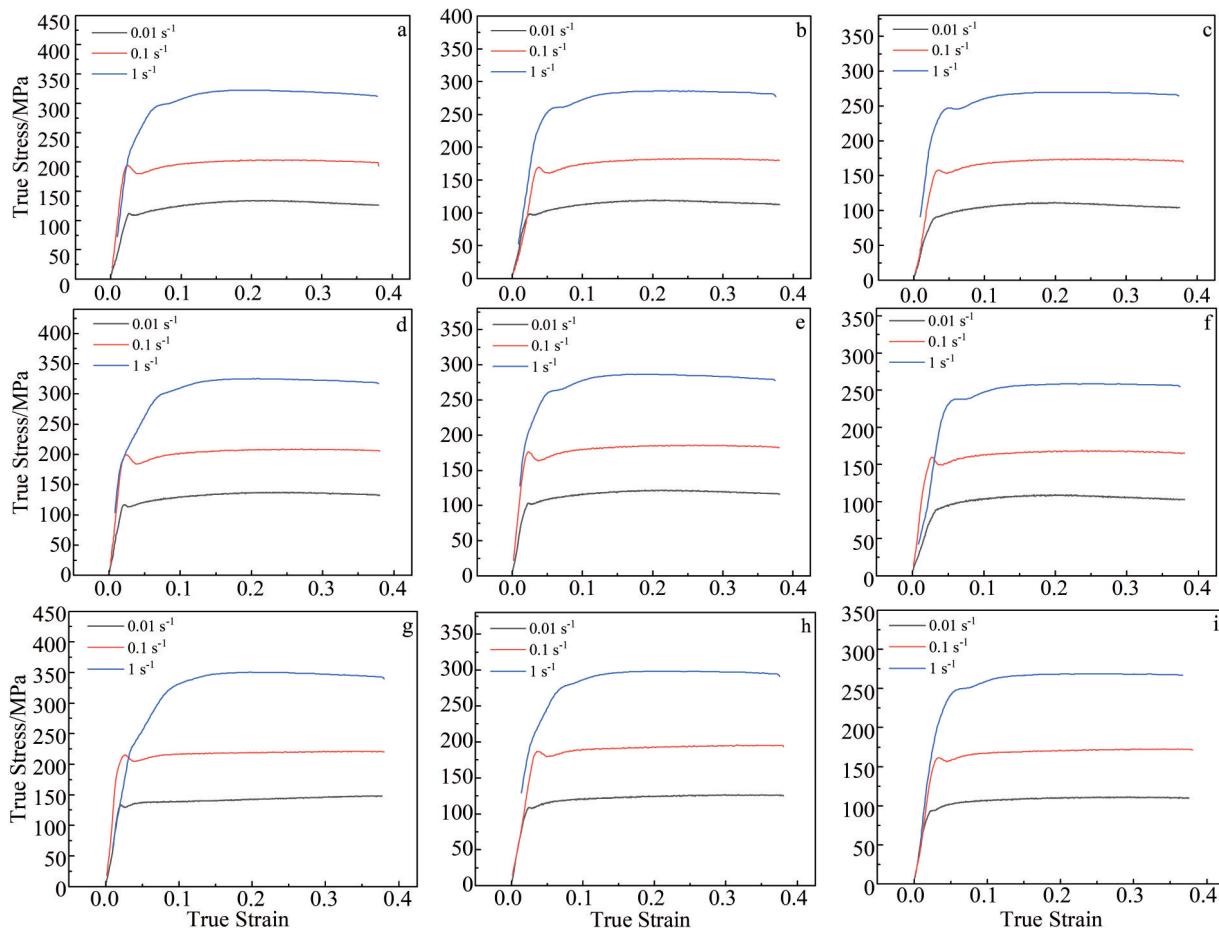


图3 不同应变速率下优质GH4738合金的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of high-quality GH4738 alloy at different strain rates: (a) 1040 °C, 40 μm; (b) 1060 °C, 40 μm; (c) 1080 °C, 40 μm; (d) 1040 °C, 100 μm; (e) 1060 °C, 100 μm; (f) 1080 °C, 100 μm; (g) 1040 °C, 300 μm; (h) 1060 °C, 300 μm; (i) 1080 °C, 300 μm

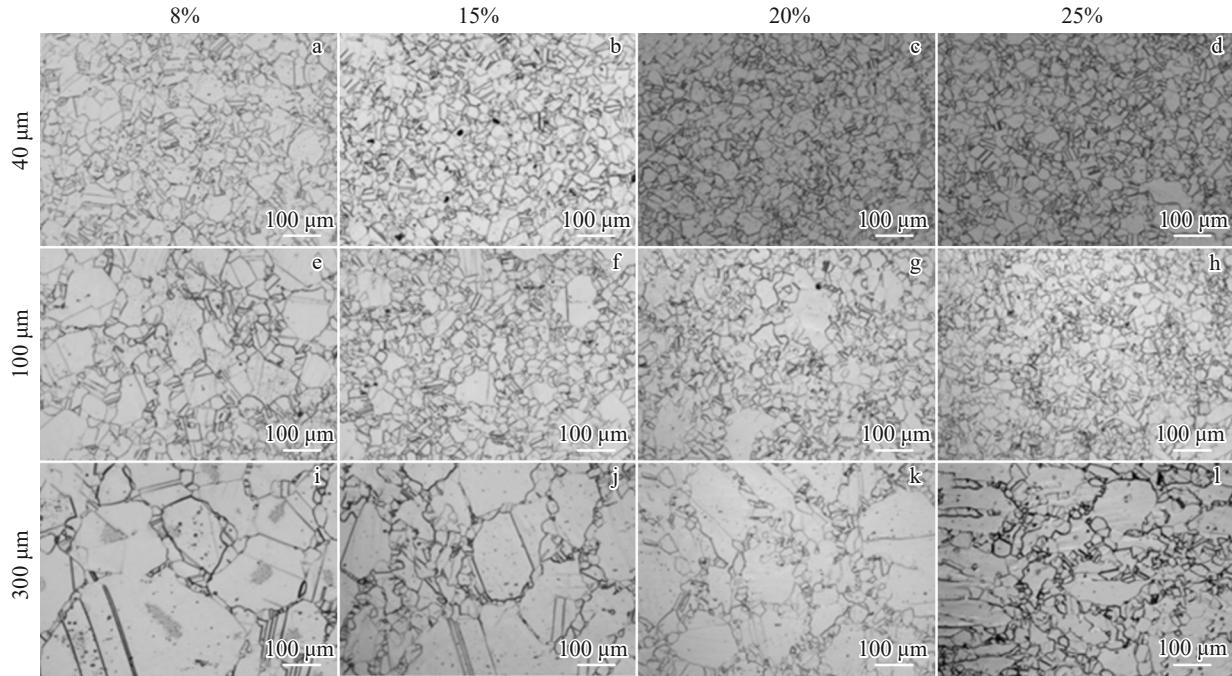


图4 变形温度 1060 °C、应变速率  $0.1 \text{ s}^{-1}$  下不同应变量和晶粒度的优质 GH4738 合金热变形后的显微组织

Fig.4 Microstructures of high-quality GH4738 alloy after hot deformation with different strains and grain sizes at a deformation temperature of 1060 °C and a strain rate of  $0.1 \text{ s}^{-1}$

当应变量进一步增加到 15% 和 20% 时,仅在变形晶粒的周围区域会存在等轴的动态再结晶晶粒,这是因为变形晶粒内部存在大量位错,位错密度不断增加的过程中逐渐相互缠绕形成位错墙,位错墙进一步发展成为亚晶界,构成亚晶,当应力积累到临界值,亚晶界继续吸收位错就会发生动态再结晶。当应变量增大到 30% 时,动态再结晶晶粒明显细化且体积分数显著提升,呈现等轴晶形态。

当初始晶粒尺寸为  $40 \mu\text{m}$  时,可以看到金相显微组织呈现出细小均匀的等轴晶组织,近乎全部发生完全的动态再结晶过程(图 4b);当初始晶粒尺寸进一步升高为  $100 \mu\text{m}$  时,在相同条件下对比前者,显微组织内还存在压扁拉长的变形大晶粒及其周边出现的许多细小的动态再结晶晶粒(图 4f),呈现出典型的混晶组织;当初始晶粒尺寸升高至  $300 \mu\text{m}$  时,可以看到显微组织中细小均匀动态再结晶晶粒组织的占比进一步下降,平均晶粒尺寸也相对最大,在大的变形晶粒周围出现了细小的等轴晶,此时的显微组织呈现出“项链状组织”(图 4k)。在实际过程中,发动机转动件受到极大的应力作用,均匀细晶结构有利于提高抗拉强度与抗疲劳性能。为了满足涡轮盘边缘高温的需求,也需要更大尺寸的晶粒来改善耐蠕变性能与环境抗性<sup>[13]</sup>。

### 3.2.2 应变速率及变形温度对 GH4738 合金组织演化的 影响

图 5 及图 6 为控制压下量为 8%, 不同初始晶粒尺寸、

变形温度及应变速率条件下得到的优质 GH4738 合金热变形后的显微组织。其中,图 5 为初始晶粒尺寸为  $40 \mu\text{m}$  的合金在不同应变速率及变形温度条件下得到的金相组织。从图中可以看出,当变形温度为  $1040 \text{ }^\circ\text{C}$  时,随着应变速率不断增大,合金内部的动态再结晶晶粒的体积分数也随之增加,并在高应变速率( $1 \text{ s}^{-1}$ )时呈现为近乎等轴晶的组织形态(图 5g)。这是因为较低温度情况下随着应变速率的不断增大,合金内部位错密度在短时间内迅速增加,促进了再结晶过程的发生;同时由于应变速率迅速增大,使得合金内部产生较大的变形热,导致晶粒内部温度升高,进一步促进动态再结晶的发生,提高组织的均匀性<sup>[14]</sup>(图 5)。加之,在  $1040 \text{ }^\circ\text{C}$  时少部分  $\gamma'$  相未回溶,对晶界存在一定钉扎作用,因此,应变速率对动态再结晶行为有较大影响。对比图 7a、7b 可知,在低温小变形条件下,增大应变速率对合金的动态再结晶过程具有促进作用,随着应变速率增大,再结晶组织的体积分数从 3.2% 上升到了 32.3%。当变形温度进一步升高为  $1060$  与  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$  时,此时  $\gamma'$  相已经完全回溶<sup>[15-16]</sup>,此时提高应变速率对动态再结晶体积分数的影响没有低温( $1040 \text{ }^\circ\text{C}$ )时显著,因为随着变形温度升高,动态再结晶过程更完全。

图 6 为初始晶粒尺寸为  $100 \mu\text{m}$  的合金在不同应变速率及变形温度条件下得到的显微组织,图 6g 中观察到“李晶链”存在,图 6d 中具有较多的李晶界,并沿着晶界处形成了等轴的动态再结晶晶粒。李晶界对动态再结晶的进行有着一定的促进作用,一方面李晶界的存在会导

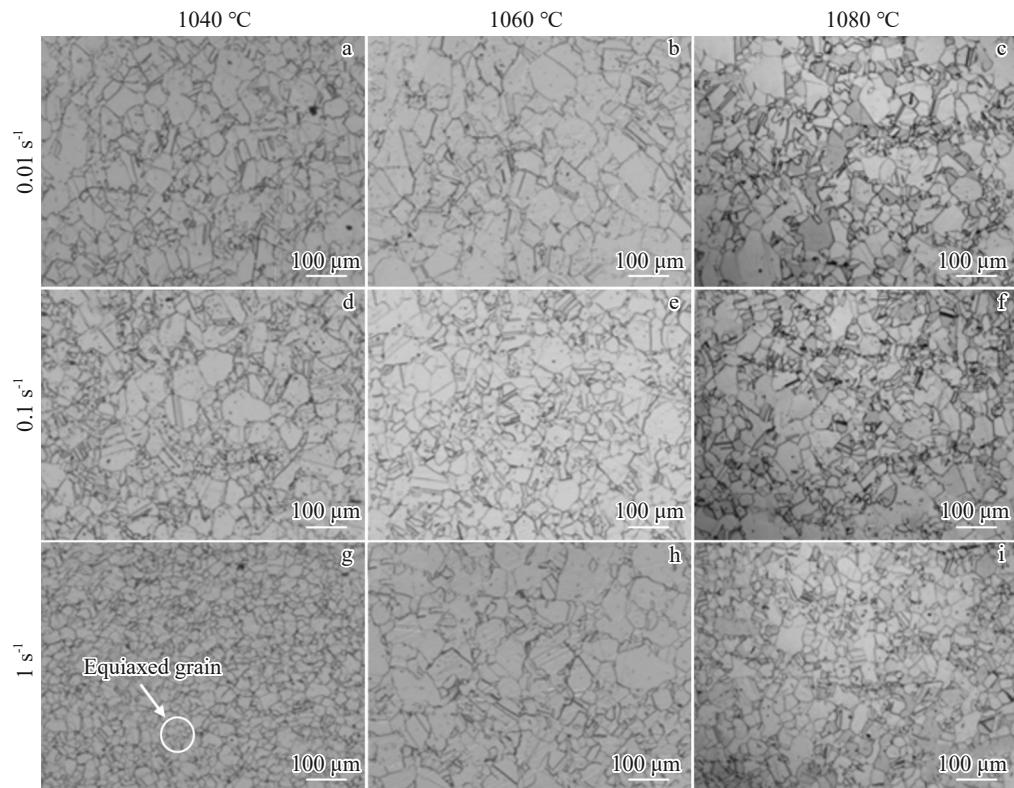


图5 不同应变速率和变形温度下晶粒尺寸为40 μm的优质GH4738合金热变形后的显微组织

Fig.5 Microstructures of high-quality GH4738 alloy at a grain size of 40 μm obtained with different strain rates and temperatures after hot deformation

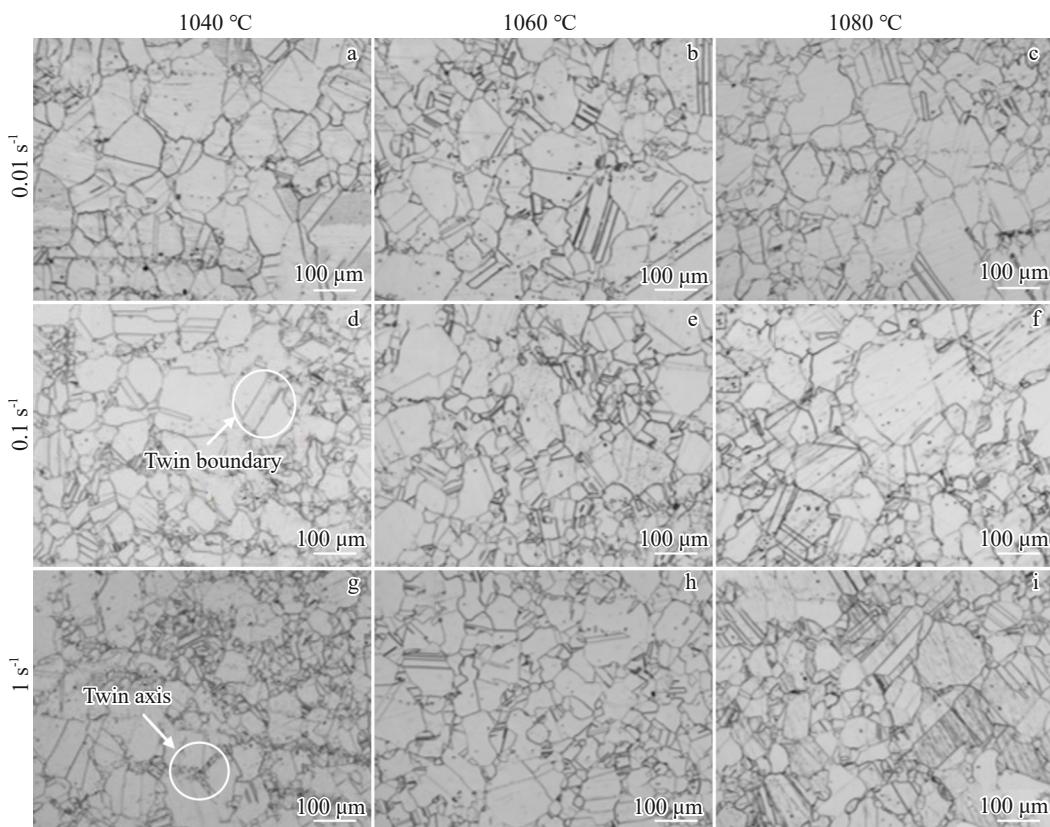


图6 不同应变速率和变形温度下晶粒尺寸为100 μm的优质GH4738合金热变形后的显微组织

Fig.6 Microstructures of high-quality GH4738 alloy at a grain size of 100 μm obtained with different strain rates and temperatures after hot deformation

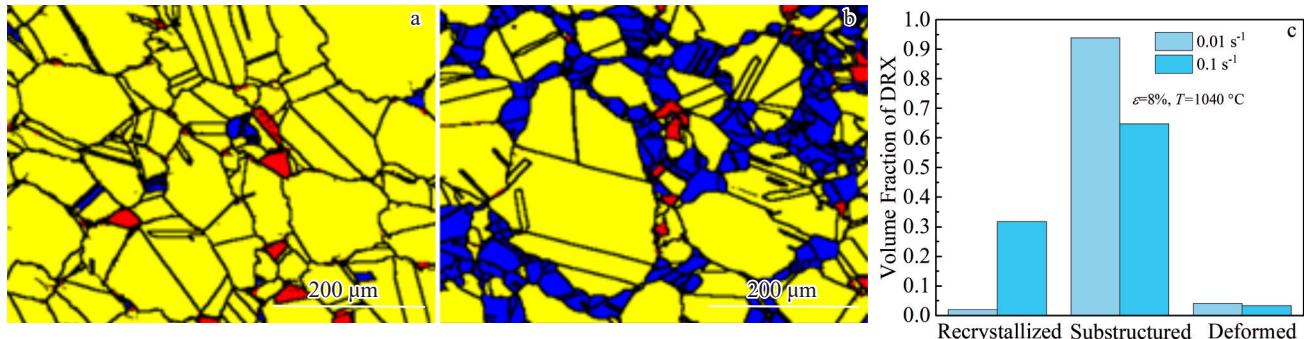


图7 不同应变速率下优质GH4738合金的晶粒取向与再结晶情况

Fig.7 Grain orientation and recrystallization of high-quality GH4738 alloy obtained at different strain rates: (a)  $1040^\circ\text{C}$ ,  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , 8%; (b)  $1040^\circ\text{C}$ ,  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , 8%; (c) grain statistics

致亚晶界的形成,使得相同区域内晶界的密度提高,增加了再结晶晶粒的形核位置以促进动态再结晶的发生,另一方面晶粒内部“孪晶链”的存在导致动态再结晶晶粒不断向变形晶粒内部吞进长大,从而增加了动态再结晶的体积分数<sup>[17]</sup>。

### 3.3 优质GH4738合金的动态软化机制

图9分别对应图8中各个线段测量得到的晶粒取向差分析图,从图9中可以看出,大部分情况下,图中相邻各个点之间的取向差(PTP)较小,均未超过 $1^\circ$ ;随变形温度升高,图中各点之间的累计取向差(PTO)并未发生较明显的变化,均保持在 $4^\circ$ 以内。具体来看,当变形温度为 $1080^\circ\text{C}$ (图9k,9l),晶粒之间的取向差相差不大,基本均在 $1^\circ$ 以内,说明此时的动态再结晶发生比较完全,晶内的位错亚晶基本会被消耗;当变形温度降低至 $1040^\circ\text{C}$ 时,晶内的取向差增大,仅在图9d中观察到累计取向差突破了 $4^\circ$ ,说明此时合金内部的亚结构增大,存在亚晶合并旋转形核的连续动态再结晶机制,但相对来说,连续动态再结晶的机制虽然存在,但发生几率较低,仅能起到轻微的辅助作用,还是以晶界弓弯形核的非连续动态再结晶机制为主<sup>[18]</sup>。结合图10的TEM分析图片,可以看出,优质GH4738合金在小变形条件下的动态软化以晶界弓弯形

核的非连续动态再结晶机制为主。

图11为优质GH4738合金在动态再结晶和晶粒长大过程中产生的晶界小面化现象。热变形过程中,为了降低总界面能,晶界处可能会通过原子迁移发生小面化,产生类直角的台阶状晶界。不同小面化过程产生的台阶具有的高度和夹角并不相同,原因在于不同小面化过程涉及的密排面及最终形成台阶的密排面层数不同。其中晶粒长大过程的情况尤为明显,小面化后的台阶甚至达到了 $500 \text{ nm}$ 以上;与此同时,在晶界小面化的各个台阶拐角处除了一些未能被吸收的位错外,并未有任何物相产生,这与其他研究者发现的由于 $M_{23}C_6$ 钉扎晶界而产生的锯齿状晶界具有明显区别<sup>[19-25]</sup>。

### 3.4 固溶处理对GH4738合金组织演化的影响

图12为变形态与亚固溶态的优质GH4738合金晶粒组织对比。对比图12a和12c可以看出亚固溶态的晶粒组织更为细小,且大晶粒被细小再结晶晶粒包围。这是因为合金基体中 $\gamma'$ 相的存在阻碍变形,增加了形变储存能,促进亚固溶过程中静态再结晶的发生,尤其当 $\gamma'$ 相分布比较离散且局部分布不均匀时,它们周围存在较大的取向差,更有利子再结晶的形核。

对比图13a~13d与图13e~13h可以看出,经亚固溶处

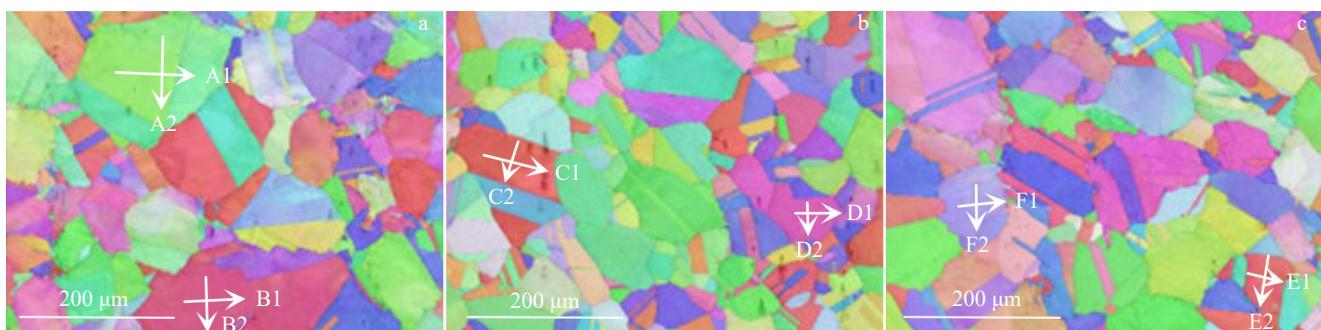
图8 应变速率为 $0.01 \text{ s}^{-1}$ 时不同温度合金的OIM图

Fig.8 OIM diagrams of alloy obtained at different temperatures with the strain rate of  $0.01 \text{ s}^{-1}$ : (a)  $1040^\circ\text{C}$ , 8%; (b)  $1060^\circ\text{C}$ , 8%; (c)  $1080^\circ\text{C}$ , 8%

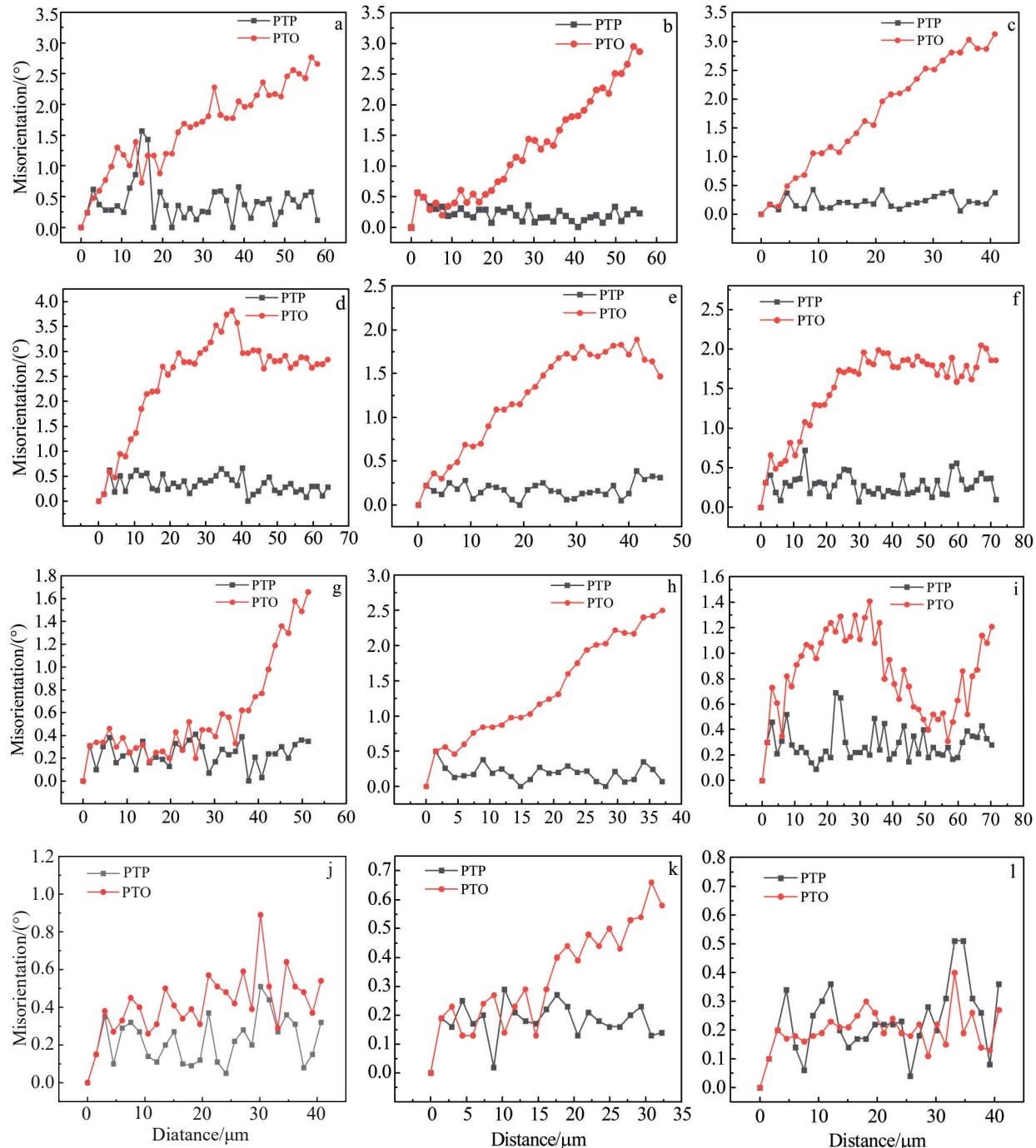


图9 沿图8中各个线段测量得到的晶粒取向差分布

Fig.9 Distributions of grain misorientation measured along lines in Fig.8: (a) A1; (b) A2; (c) B1; (d) B2; (e) C1; (f) C2; (g) D1; (h) D2; (i) E1; (j) E2; (k) F1; (l) F2

理后合金的晶粒组织细化程度较高。EBSD分析时, GOS表示一个晶粒内部的平均取向差,可以用来判断变形试样中晶粒的应变大小<sup>[18]</sup>。相关研究结果显示,再结晶晶粒的GOS值一般情况下在0~2之间<sup>[26-27]</sup>。从图13g中发现大部分晶界处都有静态再结晶晶粒,相比于图13c,再结晶晶粒更为细小。变形态下合金的再结晶体积分数依次为39.3%、45.4%、69.7%、51.9%,经过亚固溶处理后的合金在相同条件下热变形的再结晶组织依次达到

了48.2%、58.1%、81.4%、66.7%,尤其是应变速率为0.1 s<sup>-1</sup>时(图13g),此时基本上已经发生了完全的静态再结晶。因此,经亚固溶处理后,在小变形条件下,降低变形温度和提高应变速率极大改善了组织,能够获得细小较均匀的优异组织结构,获得适中的硬度、良好的抗拉强度和耐高温持久性能,满足了涡轴发动机紧固件的技术要求<sup>[28]</sup>。

图14a和14b为热变形后合金组织内应变的分布情况,可以明显看到,位错大部分集中在晶界处以及大的变

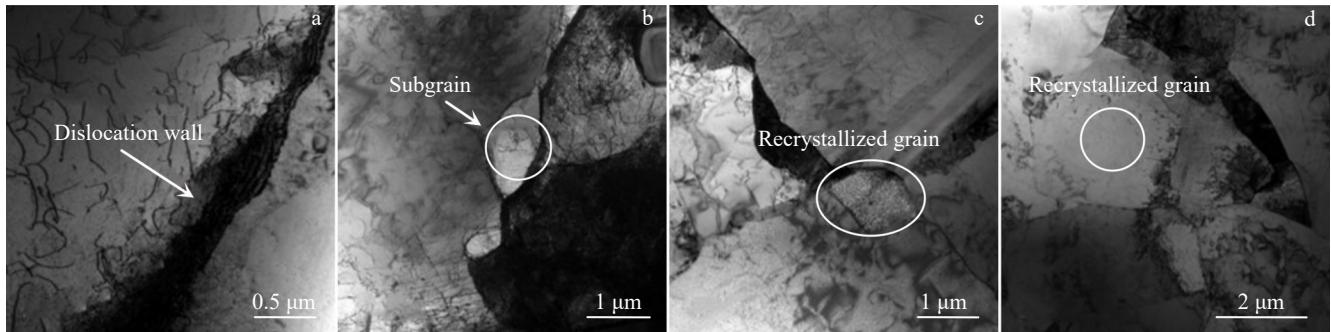


图 10 优质 GH4738 合金的 TEM 照片

Fig.10 TEM images of high-quality GH4738 alloy: (a) dislocation wall; (b) subgrain; (c-d) recrystallized grains

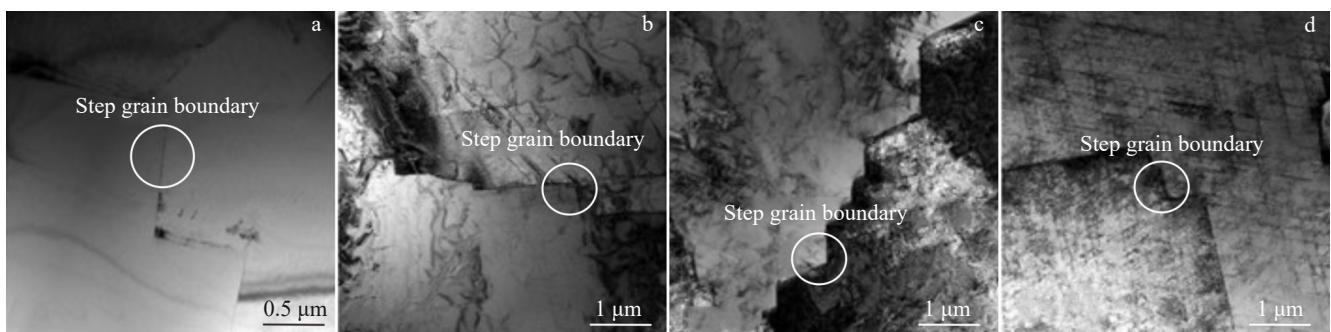


图 11 优质 GH4738 合金在动态再结晶和晶粒长大过程中产生的晶界小面化

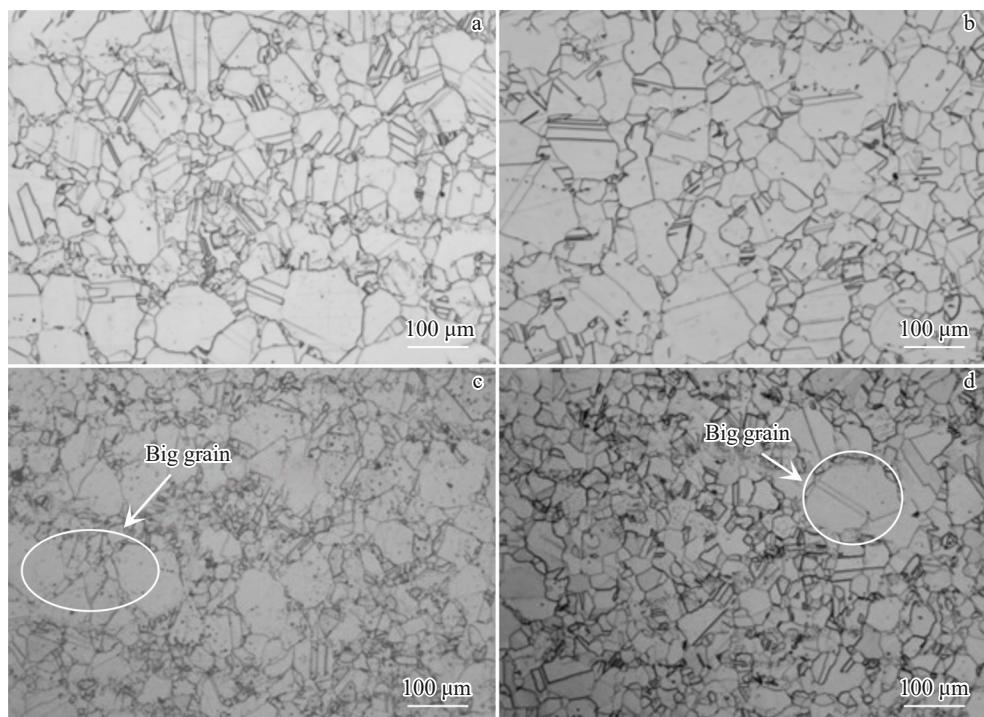
Fig.11 Grain boundary facetization during dynamic recrystallization and grain growth of high-quality GH4738 alloys obtained under different conditions: (a–b) 1040 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (c–d) 1080 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>

图 12 变形态与亚固溶态的优质 GH4738 合金晶粒组织

Fig.12 Grain structures of deformed (a–b) and sub-solid solution-treated (c–d) high-quality GH4738 alloys: (a, c) 1040 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>, 8%; (b) 1060 °C, 1 s<sup>-1</sup>, 8%; (d) 1040 °C, 1 s<sup>-1</sup>, 8%

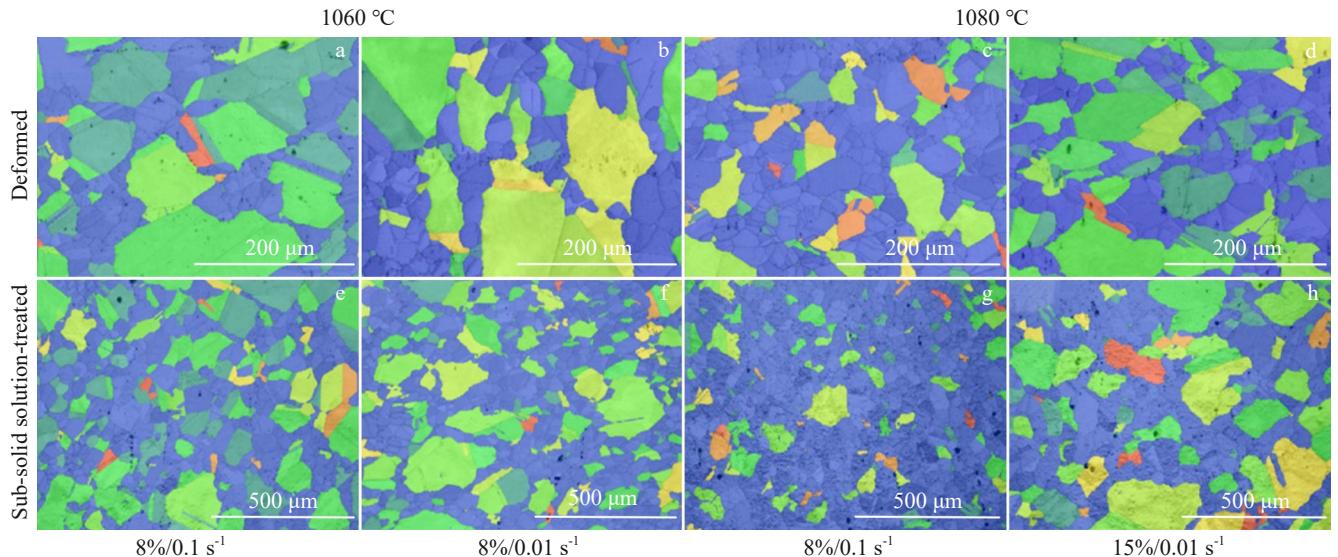


图13 不同条件下的合金晶粒取向与再结晶情况

Fig.13 Grain orientation and recrystallization states of the alloy under different conditions

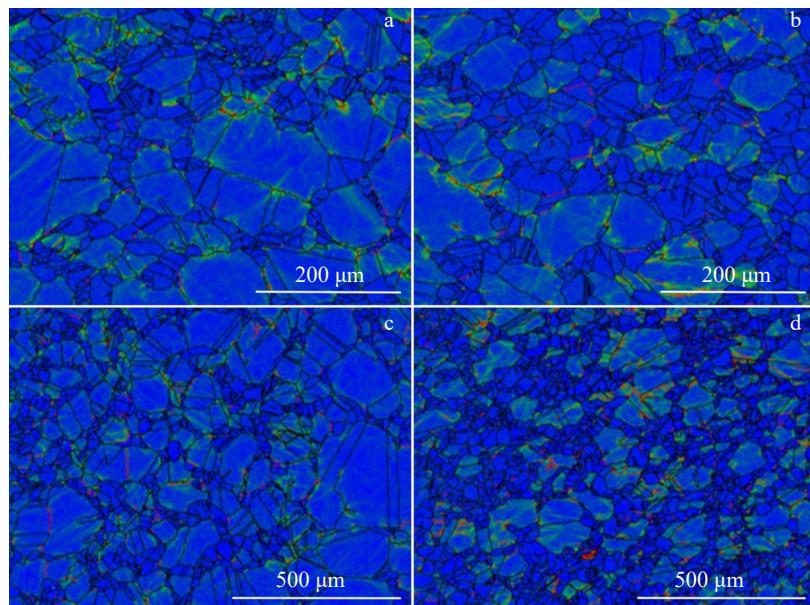


图14 不同条件下的合金位错密度分布情况

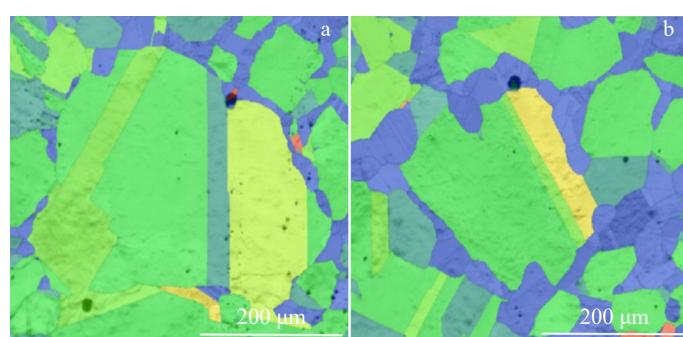
Fig.14 Dislocation density distributions of the deformed (a-b) and sub-solid solution-treated (c-d) alloys under different conditions: (a, c) 1040 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>, 8%; (b) 1040 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>, 15%; (d) 1080 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>, 15%

图15 亚固溶处理后合金内异常晶粒取向

Fig.15 Abnormal grain orientation maps in the alloy after sub-solid solution treatment: (a) 1040 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>, 8%; (b) 1060 °C, 1 s<sup>-1</sup>, 8%

形晶粒内部,此时晶粒内的几何位错密度还相对较高。亚固溶后合金组织内的大晶粒数量明显减小,且大部分晶界处都有静态再结晶晶粒组织出现,且晶粒细化程度较高,如图 14c 和 14d 所示。与此同时,变形态晶粒内的位错在亚固溶处理后几乎被消耗殆尽,即加工硬化逐渐被静态再结晶软化机制所抵消。合金的平均晶粒尺寸在亚固溶处理后明显下降,但亚固溶处理后也存在异常晶粒特征,如图 15 所示。

## 4 结 论

1) 优质 GH4738 合金在较低变形温度(1040 °C)下,初始晶粒尺寸与流变应力有着正相关性。较低温度变形时初始晶粒尺寸对流变应力的影响比高温显著;应变速率的提高使得峰值应力增加,变形温度的提高和工程应变量的增加均可以促进动态再结晶的发生,当温度较高时,再结晶晶粒会进一步长大。

2) 优质 GH4738 合金的动态再结晶以晶界弓弯形核的非连续动态再结晶机制为主,同时在动态再结晶及晶粒长大过程中,晶界处由于原子迁移发生小面化,产生类直角型台阶状的晶界。

3) 优质 GH4738 合金在亚固溶处理过程中合金内部发生了静态再结晶,再结晶晶粒的体积分数进一步增大,但由于固溶温度较低,强化相  $\gamma'$  相尚未完全回溶促进再结晶形核,导致晶粒组织明显细化。且在小变形条件下,降低变形温度和提高应变速率能获得细小较均匀组织。

## 参考文献 References

- [1] Tai Qing'an(邰清安), Li Xiaoguang(李晓光), Guo Zhenxing(国振兴) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2013, 5(6): 7
- [2] Wang Maocai(王茂才), Liu Xiangsheng(刘湘生), Wang Liejiong(王烈炯). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)* [J], 2002, 27(10): 17
- [3] Bakradze M M, Ovsepyan S V, Buiakina A A et al. *Inorganic Materials: Applied Research*[J], 2018, 9(6): 1044
- [4] Tirado F L R, Taylor S, Dunand D C. *Acta Materialia*[J], 2019, 172(7): 44
- [5] Guo Jing(郭晶), Niu Wenlong(牛文龙), Ma Siwen(马思文) et al. *Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)* [J], 2022, 58(10): 59
- [6] Rong Yi(荣义), Zhang Maicang(张麦仓), Yang Chengbin(杨成斌) et al. *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2021, 33(6): 530
- [7] Dai Pengchao(代朋超), Cao Xiuli(曹秀丽), We Zhigang(魏志刚) et al. *Proceedings of the 10th CSM Steel Congress and the 6th Baosteel Biennial Academic Conference(第十届中国钢铁年会暨第六届宝钢学术年会论文集 III)* [C]. Shanghai: The Chinese Society for Metals, 2015: 840
- [8] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Chen Xu(陈旭) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2013, 34(1): 31
- [9] Wu Yubo(吴玉博), Yang Chengbin(杨成斌), Hou Weixue(侯为学) et al. *Heat Treatment of Metals(金属热处理)* [J], 2021, 46(12): 13
- [10] Qiao Shichang, Wang Yan, Lv Liangxing et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 7033
- [11] Wang Xin, Huang Zaiwang, Cai Biao et al. *Acta Materialia*[J], 2019, 168: 287
- [12] Rui Mengnuan(芮孟暖). *Research on High-Strength Ship Hull Steel and Its Ultrafine Grain Strengthening Process(高强度船体钢及其超细晶强化工艺研究)* [D]. Shanghai: Shanghai Maritime University, 2006
- [13] Mitchell R J, Lemsky J, Ramanathan R et al. *Superalloys 2008*[C]. Singapore: The Minerals, Metals & Materials Society, 2008: 347
- [14] Nicolaï A, Fiorucci G, Franchet J M et al. *Acta Materialia*[J], 2019, 174: 406
- [15] Duan Jixuan(段继萱), An Teng(安腾), Wang Chengyu(王成宇) et al. *Heat Treatment of Metals(金属热处理)* [J], 2023, 48(12): 13
- [16] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2011, 32(7): 44
- [17] Huang K, Logé R E. *Materials & Design*[J], 2016, 111: 548
- [18] Wang Yongxiao(王永晓). *Effect of Extrusion and Heat Treatment on Microstructure and Properties of Spray Deposited 2195 Al-Li Alloy(挤压变形及热处理对喷射态 2195 铝锂合金组织与性能影响的研究)* [D]. Jinan: Shandong University, 2021
- [19] Koul A K, Gessinger G H. *Acta Metallurgica*[J], 1983, 31(7): 1061
- [20] Kim K J, Ginszler J, Nam S W. *Materials Letters*[J], 2005, 59(11): 1439
- [21] Jiang Li, Hu Rui, Kou Hongchao et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 536: 37
- [22] Kim K J, Hong H U, Nam S W. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2011, 126(3): 480
- [23] Hong H U, Jeong H W, Kim I S et al. *Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(22): 2809
- [24] Lim Y S, Kim D J, Hwang S S et al. *Materials Characterization*[J], 2014, 96: 28
- [25] Knipling K E, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(1): 114
- [26] Mitsche S, Poelt P, Sommitsch C. *Journal of Microscopy*[J], 2007, 227(3): 267
- [27] Venugopal S, Mannan S L, Prasad Y V R K. *Materials Science and Engineering A*[J], 1994, 177(1-2): 143
- [28] Li Ke(李克). *Heat Treatment Technology and Equipment(热处理技术与装备)*[J], 2008, 29(6): 56

## Microstructural Evolution of High-Quality GH4738 Alloy Under Small Deformation Conditions

Huang Bin<sup>1</sup>, Rong Yi<sup>2</sup>, Hou Weixue<sup>2</sup>, Zhang Maicang<sup>1</sup>

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

(2. Beijing GAONA Materials & Technology Co., Ltd, Beijing 100081, China)

**Abstract:** The effects of initial grain size and hot deformation parameters on hot deformation characteristics of high-quality GH4738 alloy under different small deformation conditions were analyzed. The microstructure evolution and softening mechanisms during hot working process and sub-solid solution treatment process were investigated by OM, EBSD and TEM analyses. The results indicate that the flow stress is increased with the increase in initial grain size, especially under the lower hot working temperature, and the increment is decreased with the increase in deformation temperature. The volume fraction of dynamic recrystallization in GH4738 alloy has a strong dependence on the initial grain size. Increasing the hot deformation temperature and engineering strain can promote the process of dynamic recrystallization of this alloy. The dynamic recrystallization mechanisms of GH4738 alloy are mainly based on the discontinuous dynamic recrystallization mechanism of nucleation of grain boundary bulging. In the meantime, during the process of dynamic recrystallization and grain growth, the grain boundary undergoes small planarization due to atomic migration, resulting in a quasi-right angle staged grain boundary. The static recrystallization occurs during the sub-solid solution treatment process, and the grains are refined to a great extent due to the incomplete re-dissolution strengthening  $\gamma'$  phase, which can promote the nucleation of static recrystallization.

**Key words:** GH4738 alloy; small deformation; microstructure evolution; sub-solid solution treatment; abnormal grain growth

---

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, E-mail: mczhang@ustb.edu.cn