

基于LAM全域分析技术探究GH4698热加工过程组织演化

张文文¹, 刘鑫刚¹, 董月¹, 郭淑玲¹, 秦鹤勇², 左正³

(1. 燕山大学机械工程学院, 河北秦皇岛 066004; 2. 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081; 3. 中国第二重型机械集团公司万航模锻有限公司, 四川德阳 618000)

摘要: 目的 研究 GH4698 在变形温度为 1100 °C、压下速率为 0.12 mm/s、压下量为 40% 的热变形条件和固溶温度为 1120 °C、保温时间为 8 h、水淬的热处理条件下的显微组织演化规律。方法 采用 Thermecmastor-z 型热模拟试验机进行等温恒应变速率压缩试验, 并随后在热处理炉内完成热处理试验, 利用大面积拼接 (LAM) 全域表征技术, 分析 GH4698 热变形和固溶处理后显微组织的演化规律。结果 在应变量小于动态再结晶临界应变 ($\varepsilon=0.165$) 的区域, 固溶后晶粒尺寸分布不均, 平均晶粒尺寸为 63 μm , 最大晶粒尺寸为 439 μm , 超过平均晶粒尺寸的 5 倍以上; 随着应变量的增大 ($\varepsilon>0.165$), 动态再结晶百分数随之增加, 固溶后平均晶粒尺寸也呈减小趋势。热变形后孪晶分布与应变量密切相关, 具体为小应变区孪晶密度为 40.7%, 中应变区孪晶密度为 10.6%, 大应变区孪晶密度为 28.9%。结论 固溶后晶粒尺寸分布特征与热变形后动态再结晶百分数密切相关: 由于变形储能分布不均, 固溶后晶界迁移速率较大, 导致在临界应变区 ($\varepsilon=0.165$) 晶粒尺寸分布不均; 固溶后小于临界应变的区域 ($\varepsilon<0.165$), 主要发生静态再结晶使晶粒细化; 随着动态再结晶百分数的增加, 固溶后晶粒尺寸随着应变量 ($\varepsilon>0.165$) 的增大而逐渐减小。孪晶分布和动态再结晶也存在一定的相关性。

关键词: GH4698; EBSD 大面积拼接; 晶粒演化; 晶界

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2021.01.012

中图分类号: TG316.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2021)01-0088-07

Microstructure Evolution of GH4698 during Thermal Processing Based on LAM Universe Analysis Technique

ZHANG Wen-wen¹, LIU Xin-gang¹, DONG Yue¹, GUO Shu-ling¹, QIN He-yong², ZUO Zheng³

(1. College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;

2. High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

3. Wanhang Die Forging LLC, China National Erzhong Group Co., Ltd., Deyang 618000, China)

ABSTRACT: The work aims to study the microstructure evolution of GH4698 that is deformed at 1100 °C with 0.12 mm/s reduction rate to the height reduction of 40% and is treated by water quenching at 1120 °C for 8 h. The isothermal constant strain rate compression experiment was carried out by Thermecmastor-z thermal simulation testing machine, and then the heat treatment experiment was completed in the heat treatment furnace. The microstructure evolution law of GH4698 after hot deformation and solution treatment was analyzed by using Large Area Montages (LAM) global characterization technology. In the re-

收稿日期: 2020-10-22

基金项目: 秦皇岛市科学技术研究与发展计划 (201805A151)

作者简介: 张文文 (1981—), 男, 硕士, 高级实验师, 主要研究方向为高温合金组织调控。

通讯作者: 刘鑫刚 (1978—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为大型锻件工艺及优化。

gion where the strain was less than the critical strain of dynamic recrystallization ($\varepsilon=0.165$), the average grain size was 63 μm when the maximum grain size was 439 μm , which meant that the maximum grain size was more than five times as much as the average grain size and the grain size distribution was not uniform after solution treatment. The percentage of dynamic recrystallization increased with the increase of strain ($\varepsilon>0.165$) and the average grain size decreased after solution treatment. The distribution of twins after hot deformation was closely related to the strain, which was 40.7% in the small strain region, 10.6% in the medium strain region and 28.9% in the large strain region. The characteristics of grain size distribution after solution are closely related to the percentage of dynamic recrystallization after hot deformation. Due to the uneven distribution of the stored energy of hot deformation, the grain boundary migration rate is larger after solution treatment, the grain size in the critical strain region ($\varepsilon=0.165$) is distributed unevenly. In the region where the strain is less than the critical strain after solution treatment ($\varepsilon<0.165$), static recrystallization mainly occurs to refine the grains; with the increase of dynamic recrystallization percentage, the grain size decreases with the increase of strain ($\varepsilon>0.165$). In addition, there is also a certain correlation between the distribution of twins and the dynamic recrystallization.

KEY WORDS: GH4698; EBSD large area montages (LAM); crystal evolution; grain boundary

镍基高温合金具有机械强度高、抗高温蠕变和抗疲劳裂纹扩展等优点,用于制造燃气轮机、涡轮盘等零部件^[1]。随着航空发动机的发展,对材料性能的要求不断提高,尤其是对旋转部件的使用要求也越来越高^[2],所以必须严格控制涡轮盘的显微组织,包括晶粒尺寸和晶界特征等,以期达到特定使用条件下的优良性能^[3]。镍基变形高温合金热处理后最终显微组织与前序热加工工艺密切相关^[4],这就要求在考虑产品成形、组织调控时,需要对热变形-热处理全工序进行综合定量分析。

变形及固溶处理后^[5],将坯料的温度场、变形场、残余应变场等多个不均匀物理场叠加后,组织往往表现出较大的差异^[6],如晶粒尺寸^[7]、再结晶百分数^[8]及晶界特征^[9]等。传统的显微表征方法很难将整体情况完整呈现,尤其是包含大量晶体学信息的 EBSD 全域表征。某些典型显微特征,如整个截面分布的晶粒尺寸、特殊晶界^[10]等,经常会由于选区的因素而造成甄别误差,成为使用过程的重大隐患。

文中通过对 GH4698 进行等温压缩和固溶处理试验,利用 EBSD 大面积拼接 (LAM) 全域表征技术,对热变形和固溶处理的试样分别进行表征分析,对比研究变形和固溶处理后的晶粒尺寸及晶界特征分布,探讨变形及固溶处理后显微组织演化和应变变量之间的定量关系。

1 试验方法

试验所用 GH4698 合金化学成分为(质量分数): 14.67% 的 Cr, 1.68% 的 Nb, 1.65% 的 Mo, 1.9% 的 Al, 2.64% 的 Ti, 0.11% 的 C, 余量为 Ni。热变形试验在 Thermecmaster-z 热模拟试验机上进行,试样尺寸为 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$,变形温度为 1100 $^{\circ}\text{C}$,压下速度为 0.12 mm/s,压下量为 40%。具体试验步骤为:以 10 $^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度升温至 1100 $^{\circ}\text{C}$,保温 60 s;保

温结束后,按设定的压下速度、压下量进行压缩;变形完成后以 25 $^{\circ}\text{C/s}$ 的速度空冷。

压缩后的试样沿过轴线的截面切割成两部分,其中一部分用于热变形后显微组织观察,另一部分用于固溶处理 (1120 $^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$) 后显微组织观察,过轴线的截面为观察面。观察表面经过研磨、抛光后,利用配有 Oxford Symmetry 的 EBSD 探测器的扫描电镜 Zeiss Sigma 300 进行测试,并采用其 LAM 功能完成整个截面显微组织的表征,EBSD 数据在 Oxford HKL Channel 5 软件上处理。

利用 Deform 软件对试样压缩过程进行模拟,将圆柱形试样设置为变形体,使用四面体网格,网格数量为 26 744。上下模具简化为长方形刚体。考虑上下模具、试样和环境的热交换,其中模具初始温度为 500 $^{\circ}\text{C}$,环境温度设置为 25 $^{\circ}\text{C}$ 。其他模拟参数分别为:热传导系数为 13 $\text{N}/(\text{s}\cdot\text{mm}\cdot^{\circ}\text{C})$,比热容为 738 $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$,泊松比为 0.3,弹性模量为 166 MPa,试样与模具间的摩擦因数为 0.3。

2 结果与讨论

2.1 热变形后的显微组织

图 1 为利用 LAM 表征技术获得的 GH4698 试样热压缩后过轴线截面 IPF 图及有限元模拟应变分布云图。由图 1a 可见,热压缩后试样观察截面不同区域的晶粒尺寸分布非常不均匀。靠近上下端面位置的晶粒尺寸较大,粗大晶粒出现在此区域概率较高;“鼓肚”区晶粒尺寸分布极不均匀;靠近中心区域主要由尺寸较细小的晶粒组成。经统计,整个观察面最大晶粒尺寸为 1230 μm ,平均晶粒尺寸为 29 μm 。

热压缩后沿轴线截面的应变分布云图如图 1b 所示。可见,应变分布呈现梯度及对称的分布特征,中心区域显示为高应变区,最大应变值可达 1.330,由

中心向上下端面及鼓肚区扩展,应变梯度逐渐降低。沿中心轴线选取8个等距点进行定量分析(图1b中标记的 $P_1—P_8$),其对应各点等效应变分别为0.016, 0.043, 0.077, 0.165, 0.363, 0.571, 0.966, 1.253。

对比分析图1a和1b可见,靠近上下端面区域由于应变较小(见图1b),晶粒基本保持原始状态的等轴晶。“鼓肚”区域应变较大较上下端面区域有所增大,其显微组织由部分再结晶晶粒和大量变形晶粒组

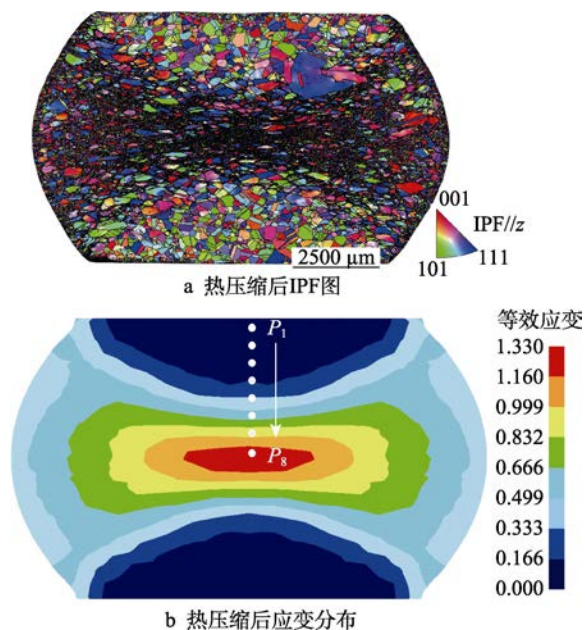


图1 热压缩后过轴线截面 IPF 图及应变分布云图
Fig.1 IPF map and strain contour of the cross axis section after hot compression

成。中心区域应变最大,变形晶粒的数量明显减少,细小再结晶晶粒的数量增多。

图2为热压缩后不同应变对应的典型显微组织。由图2a可见,在应变量为0.016时,热压缩后晶粒基本保持热压缩前状态,呈近似等轴状,晶界平直,几乎没有发现晶界弓弯和再结晶晶粒,部分晶粒内部有退火孪晶。

当应变增大到0.077时,没有发现动态再结晶晶粒,但可见明显的晶界弓弯和锯齿形晶界(如图2b黑色箭头所示),这些位置是动态再结晶潜在的形核位置^[11],锯齿形晶界的形成被认为是非连续动态再结晶形核的显著标志^[12],这是由晶界两侧变形不协调而产生的位错密度梯度引起的。

当应变量为0.165时,再结晶首先在原始晶界及“三叉”晶界处形核,形成“项链状”结构,如图2c所示。观察发现原始变形晶界处大都被单层状态的细小再结晶晶粒所填充,故应变量为0.165可认为是在此变形参数下动态再结晶开始的临界应变,其结果同郭淑玲^[13]的研究成果基本一致。

当应变增大到0.571时,再结晶晶粒数量明显增多,几乎所有变形晶界处都发现有再结晶晶粒,晶粒尺寸显著细化。与图2a和2b相比较发现,变形晶粒沿垂直压缩方向被明显拉长,如图2d所示。应变量为1.253时,除少量细长变形晶粒外,原始晶粒基本被再结晶晶粒所消耗,晶粒尺寸更加细化。

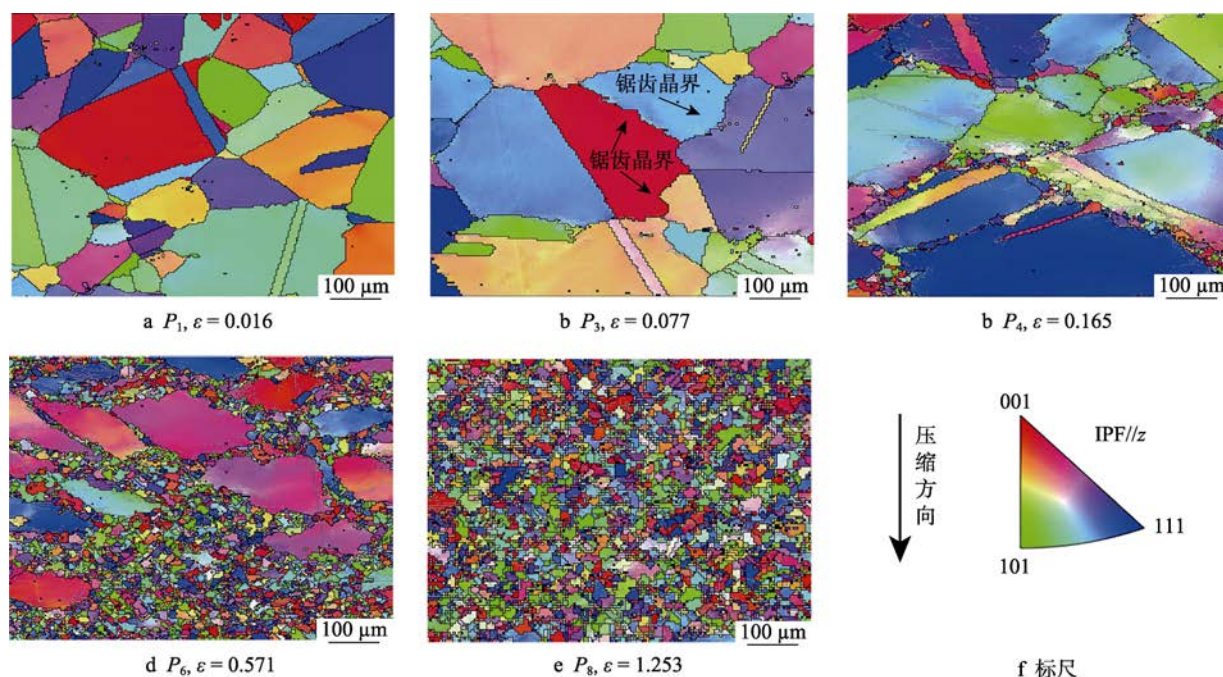


图2 热压缩后不同应变对应的显微组织

Fig.2 Microstructures corresponding to different strains after hot compression

由图 2 可知,不同应变量下的显微结构与动态再结晶百分数有很大的相关性。为了进一步明晰文中所述热压缩参数下应变量、晶粒尺寸、动态再结晶百分数的关系,文中采用 CAO Y 等^[14]描述的方法,利用晶粒取向差扩展 (Grain orientation spread, GOS) 来区分再结晶晶粒和变形晶粒,确定阈值为 2° ,即 GOS 值低于 2° 为再结晶晶粒,大于 2° 为变形晶粒。基于该方法对不同应变量下的动态再结晶百分数进行了统计。

图 3 为不同应变量下平均晶粒尺寸和动态再结晶百分数分布,动态再结晶百分数与平均晶粒尺寸具有负相关性,即随着应变量的增大,动态再结晶百分数增大,而平均晶粒尺寸随之减小。当应变量达到动态再结晶临界应变时 (图 3 中箭头所标识),出现大量细小晶粒,使平均晶粒尺寸明显下降,从 P_4 点的 $76\ \mu\text{m}$ 迅速下降到 $37\ \mu\text{m}$ 。

随着应变的增加,动态再结晶百分数的增长率先增大后减小。动态再结晶形核必须有足够的应变能来激活^[15],在低于临界应变时,晶粒累积应变能不足以触发再结晶形核,故在小应变下没有观察到动态再结晶的发生 (如图 2a 和 2b 所示)。

当应变量达到临界应变 0.165 时,细小再结晶晶粒优先在变形晶粒结晶和“三叉”晶界形核 (如图 2c

所示)。这是因为晶界阻碍了位错运动^[16],位错易在晶界处大量聚集,高储存能的晶界为再结晶形核提供了有利场所。图 4 为应变 0.077 的 P_3 点 KAM 图,可见,晶界处累积了非常高的应变能,为再结晶形核提供了可能。

在超过临界应变值后,动态再结晶百分数增长率明显变大,主要归因于随着应变的增加,应变能在变形晶粒内累积,再结晶形核位置增多。随着应变量的增大,变形晶粒逐渐被无应变的再结晶晶粒取代,再结晶潜在形核位置减少,动态再结晶百分数增长率降低。

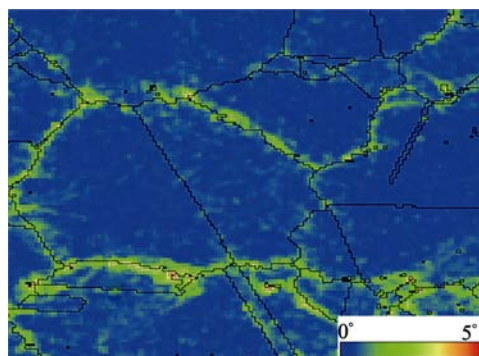


图 4 P_3 点的 KAM 图

Fig.4 KAM figure for P_3

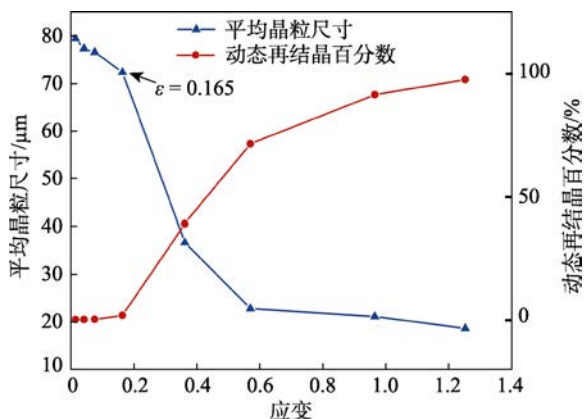
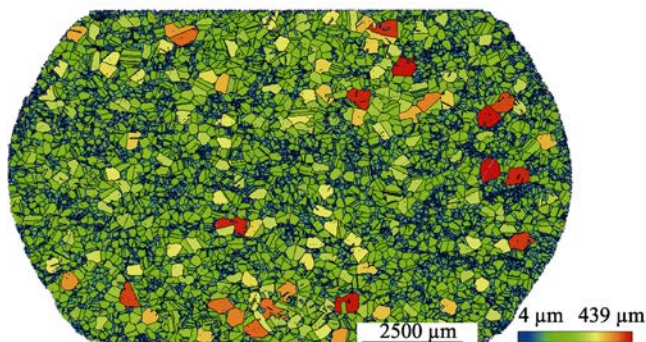
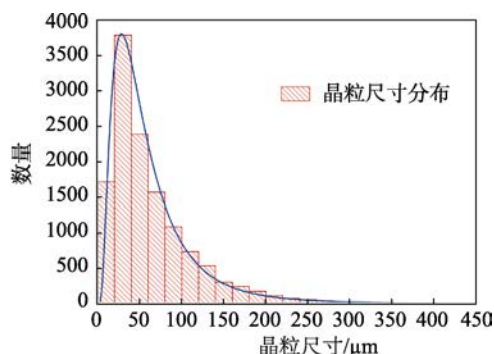


图 3 平均晶粒尺寸及动态再结晶百分数与应变关系曲线

Fig.3 A plot of the average grain size and dynamic recrystallization percentage with strain



a 固溶处理后晶粒尺寸分布



b 固溶后晶粒尺寸分布直方图

图 5 固溶后晶粒尺寸分布

Fig.5 Grain size distribution after solid solution

2.2 固溶处理后显微组织特征

利用 LAM 表征技术获得的 GH4698 试样固溶处理后截面晶粒尺寸分布见图 5。晶粒尺寸变化范围为 $4\sim 439\ \mu\text{m}$,利用不同颜色渲染,蓝色最小,红色最大,如图 5a 所示。

经统计固溶处理后最大晶粒尺寸为 $439\ \mu\text{m}$,平均晶粒尺寸为 $63\ \mu\text{m}$,晶粒尺寸分布符合正常晶粒长大规律,呈对数正态分布,如图 5b 所示。有个别晶粒的晶粒尺寸超过平均晶粒尺寸的 5 倍以上 (图 5a 中红色的晶粒)。对比图 1b 应变云图,发现这些大的晶粒主要分布在小应变至中等应变区域内,而在中心大应变区域内,晶粒尺寸分布较均匀。

固溶后平均晶粒尺寸分布见图6, 固溶后平均晶粒尺寸以临界应变为界, 表现为两种不同长大动力学现象。

在小于临界应变区域, 由于热变形后此区域没有发生动态再结晶 (如图2a和2b所示), 晶粒尺寸大致保持原始状态。在固溶处理后, 累积在晶内的应变能被激活发生静态再结晶; 随着应变的增加, 累积应变能逐渐增大, 静态再结晶程度增强, 其细化晶粒的效果也更加明显, 所以小于临界应变的区域固溶处理后晶粒尺寸随着应变量的增加而减小。

不同应变量 ($\varepsilon=0.165$ 和 $\varepsilon=0.571$) 对应的 GOS 分布见图7。临界应变时, 少量应变梯度较大的变形晶粒在晶界处产生无应变的再结晶晶粒, 此时应变能分布非常不均匀 (如图7a所示)。在固溶处理后, 储能的不均匀分布容易诱导晶粒粗化^[17]。当应变量大于临界应变时, 随着应变增加, 动态再结晶百分数逐渐增大, 晶粒细化愈加明显, 应变能分布也越均匀 (如

图7b所示), 固溶处理后表现为正常晶粒长大。

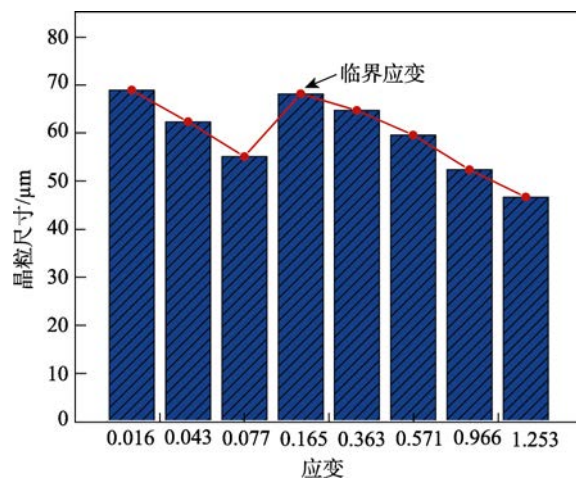
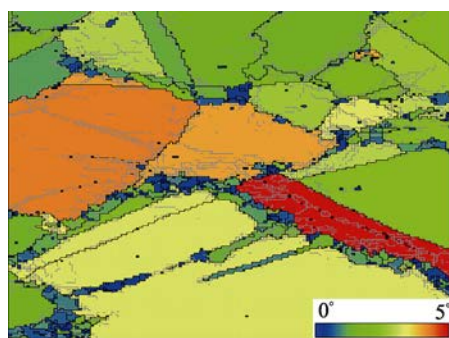
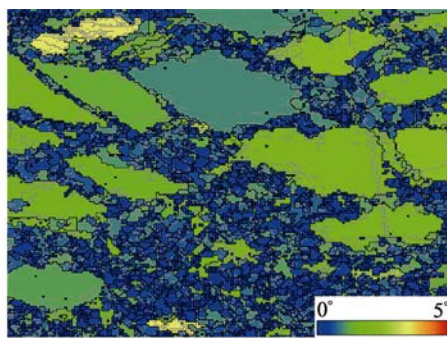


图6 固溶后晶粒尺寸分布

Fig.6 Histogram of grain size distribution after solution heat treatment



a $P_4, \varepsilon = 0.165$



b $P_6, \varepsilon = 0.571$

图7 不同应变下 GOS 分布

Fig.7 Grain orientation spread (GOS) figure with different strains

2.3 晶界特征与应变关系

利用 LAM 表征技术获得的 GH4698 试样热压缩和固溶处理后过轴线截面晶界分布见图8, 其中定义取向差大于 15° 为大角度晶界 (用黑色线表示), 小角度晶界为 $2^\circ \sim 15^\circ$ (用白色线表示)。使用布兰登准则 (其中 $\theta = 15^\circ \Sigma^{-1/2}$) 确定重合位置点阵 (CSL) 边界的最大允许偏差 (EBSD 图中用红色线表示 $\Sigma 3$)^[18]。

热压缩后过轴线截面的晶界分布见图8a, 小角度晶界主要分布在动态再结晶临界应变区附近 (文中称为中等应变区), 而靠近端面小于临界应变的区域 (文中称为小应变区) 则分布较少, 中心大于临界应变的区域 (文中称为大应变区) 的小角度晶界主要分布在个别被拉长的变形晶粒处。

小角度晶界的形成主要是位错累积造成晶格畸变引起的。随着应变的增加, 晶粒内及各相邻晶粒间为协调变形而绕某一特定轴进行旋转, 从而在晶粒内形成取向梯度。

孪晶分布也和应变量的大小具有强相关性。由图

8a 可见, 在小应变区和大应变区, 孪晶密度明显较中等应变区大。经统计 P_3 (小应变区), P_6 (中等应变区), P_8 (大应变区) 所在位置的孪晶长度百分比分别为 40.7%, 10.6%, 28.9%。

小应变区孪晶密度最高, 主要因为在小应变区由于应变较小, 其晶粒取向还近似保持原始退火状态, 其高密度的孪晶是压缩前的原始退火孪晶^[19-20]。随着应变量的增大, 晶粒间通过协调变形使原始孪晶取向逐渐变为随机晶界, 故在中等应变区下孪晶密度迅速降低。大应变区动态再结晶充分进行, 再结晶晶粒的长大伴随着晶界迁移, 在此过程中与相邻晶粒发生碰撞, 进而发生“生长事故”, 在再结晶晶界处产生大量孪晶^[21-22]。

固溶处理后过轴线截面的晶界分布见图8b, 可见, 固溶处理后孪晶分布较均匀。对比热变形后晶界分布 (见图8a) 可以发现, 固溶处理后中等应变区也出现了大量孪晶。这主要是由于静态再结晶过程中, 晶界迁移而产生大量退火孪晶^[23-24]。固溶处理后截面几乎全部转化为大角度晶界, 表明固溶处理后基

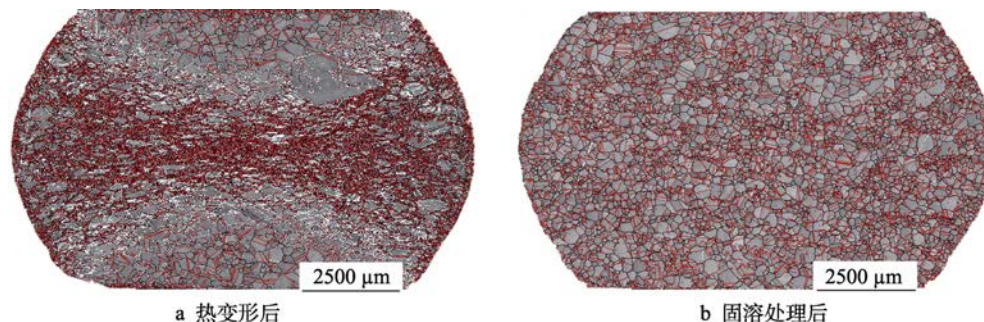


图 8 热变形和固溶处理后过轴线截面晶界分布

Fig.8 Grain boundary distribution maps of the cross axis section after hot compression and solution heat treatment

本完全转变为再结晶晶粒^[25]。

3 结语

研究了 GH4698 标准热模拟试样在变形温度为 1100 °C，压下速度为 0.12 mm/s，压下量为 40% 条件下等温压缩后，又经 1120 °C/8 h+水淬固溶热处理后，过中心轴线截面的整个视场内不同应变对晶粒演化的影响，主要研究成果如下。

1) 利用 EBSD 大面积拼接技术对热变形和固溶处理后过试样中心轴线截面的显微组织进行全域表征。靠近上下端面位置的晶粒尺寸较大，粗大晶粒出现在此区域；“鼓肚”区晶粒尺寸分布极不均匀；靠近中心区域主要由尺寸较细小的晶粒组成。

2) 不同应变量下的显微组织与动态再结晶百分数有很大的相关性，动态再结晶百分数与平均晶粒尺寸具有负相关性。动态再结晶开始的临界应变为 0.165。经热变形和随后固溶处理，平均晶粒尺寸变化以临界应变为界，表现为两种不同长大动力学现象。

3) 热变形后，小角度晶界主要分布在中等应变区和大应变区的个别被拉长的变形晶粒处。孪晶分布也和应变量的大小具有一定的相关性。小应变区和大应变区的孪晶密度明显较中等应变区大，小应变区孪晶密度最高。固溶处理后孪晶分布较均匀。

4 总结和展望

由于篇幅有限，只研究了一种热变形参数下热压缩及固溶处理过程显微组织演变过程，但必须认识到，不同热变形参数和固溶热处理制度下，晶粒尺寸分布及晶界特征会有所不同，尤其是在 γ' 相析出温度范围进行热变形及固溶处理时， γ' 相的形态、分布、尺寸对晶粒长大行为及特殊晶界形成机理会产生不可忽视的影响。接下来将继续利用 LAM 技术，研究多种热变形工艺和固溶热处理制度下高温合金显微组织演化及晶粒长大行为，重点解决多物理场耦合作用下组织遗传特性，为优化高温合金变形工艺提供参考。

参考文献：

- [1] WANG X, HUANG Z W, CAI B, et al. Formation Mechanism of Abnormally Large Grains in A Polycrystalline Nickel-based Superalloy during Heat Treatment Processing[J]. Acta Materialia, 2019, 168: 287—298.
- [2] ANDREA A, MARC B, ROLAND L, et al. Selective Growth of Low Stored Energy Grains During δ Sub-solvus Annealing in the Inconel 718 Nickel-Based Superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46A: 4405—4407.
- [3] MILLER V M, JOHNSON A E, TORBET C J, et al. Recrystallization and the Development of Abnormally Large Grains after Small Strain Deformation in a Polycrystalline Nickel-Based Superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(4): 1566—1574.
- [4] USHIGAMI Y, KUMANO T, HARATANI T S, et al. Secondary Recrystallization in Grain-oriented Silicon Steel[J]. Material Science Forum, 2004: 853—862.
- [5] YANG J, LUO J, LI X Y, et al. Evolution Mechanisms of Recrystallized Grains and Twins during Isothermal Compression and Subsequent Solution Treatment of GH4586 Superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 850: 156732.
- [6] HUMPHREYS F, HATHERIL M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena[M]. Elsevier Ltd., 2004: 59—98.
- [7] CHEN M S, ZOU Z H, LIN Y C, et al. Formation Mechanism of Large Grains Inside Annealed Microstructure of GH4169 Superalloy by Cellular Automation Method[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2019, 35: 1403—1411.
- [8] BAILEY J E, HIRSCH P B. The Recrystallization Process in Some Polycrystalline Metals[J]. Mathematical and Physical Sciences, 1962, 267(1328): 11—30.
- [9] GAO S, HU Z H, DUCHAMP M, et al. Recrystallization-based Grain Boundary Engineering of 316L Stainless Steel Produced via Selective Laser Melting[J]. Acta Materialia, 2020, 200: 366—377.
- [10] WANG X Y, WANG D K, JIN J S, et al. Effects of Strain Rates and Twins Evolution on Dynamic Recrystallization Mechanisms of Austenite Stainless Steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 761: 138044.

- [11] JUE W, SHUN C Z. Dynamic Recrystallization Kinetics of 690 Alloy during Hot Compression of Double-Cone Samples[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26: 1433—1443.
- [12] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, et al. Current Issues in Recrystallization: A Review[J]. *Materials Today*, 1998: 1—14.
- [13] 郭淑玲. 热加工历程对 GH4698 显微组织的影响[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2020: 18—20.
GUO Shu-ling. Effect of Hot Working Process on Microstructure of GH4698[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2020: 18—20.
- [14] CAO Y, DI H S, ZHANG J Q, et al. An Electron Back-scattered Diffraction Study on the Dynamic Recrystallization Behavior of a Nickel-Chromium Alloy (800H) during Hot Deformation[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 585: 71—85.
- [15] CHEN X M, LIN Y C, WU F. EBSD Study of Grain Growth Behavior and Annealing Twin Evolution after Full Recrystallization in a Nickel-based Superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 724: 198—207.
- [16] SOHEIL S. Determination of Critical Strain for Initiation of Dynamic Recrystallization[J]. *Materials and Design*, 2010, 31(3): 1360—1364.
- [17] FANG S, DONG Y P, WANG S Y. The Abnormal Grain Growth of P/M Nickel-base Superalloy: Strain Storage and CSL Boundaries[J]. *Advanced Materials Research*, 2015, 3680: 49—54.
- [18] BRANDON D G. The Structure of High-angle Grain Boundaries[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(11): 1479—1484.
- [19] HUANG K, LOGE R E. A Review of Dynamic Recrystallization Phenomena in Metallic Materials[J]. *Materials and Design*, 2016, 111: 548—574.
- [20] PARK C S, PARK H K, SHIM H S, et al. New Understanding of the Role of Coincidence Site Lattice Boundaries in Abnormal Grain Growth of Aluminium Alloy[J]. *Philosophical Magazine Letters*, 2015, 95(4): 220—228.
- [21] LEE S B, YOON D Y, HENRY M F. Abnormal Grain Growth and Grain Boundary Faceting In a Model Ni-base Superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48: 3071—3080.
- [22] QIN F M, ZHU H, WANG Z X, et al. Dislocation and Twinning Mechanisms for Dynamic Recrystallization of As-cast Mn18Cr18N Steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 684: 634—644.
- [23] NITIN K S, SHASHANK S. New Insights into the Evolution of Twin Boundaries during Recrystallization and Grain Growth of Low-SFE FCC Alloys[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 110015.
- [24] CHEN W X, JIA C, HU B J, et al. Evolution of Twins and Sub-boundaries at the Early Stage of Dynamic Recrystallization in a Ni-30%Fe Austenitic Model Alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 733: 419—428.
- [25] LI C M, HUANG L, ZHAO M J, et al. Influence of Hot Deformation on Dynamic Recrystallization Behavior of 300M Steel: Rules and Modeling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 797: 139925.