专家论坛

# 定向柱晶叶片中的再结晶及诱因分析

王莉[1,2],王迪[1,2],李佳声[1,2],刘静[1,2],董加胜[1,2]
(1. 中国科学院金属研究所,辽宁 沈阳 110016;
2. 辽宁省重型燃气轮机高温结构材料工程研究中心,辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 当定向柱晶或单晶合金中产生再结晶时,由于引入了垂直于应力方向的再结晶晶界而使合金性能急剧下降。因此,再结晶一直是航空发动机及燃气轮机叶片生产中重点关注项。对服役后的定向柱晶叶片进行观察并模拟了叶片生产不同阶段所引入的应力,探究在后续正常服役或者稍超温服役过程中的再结晶产生情况。结果表明,再结晶出现在靠近叶片叶身与叶片缘板转角处,且区域面积较大。再结晶区根据再结晶晶粒尺寸数量可分为两种,一种是单个或几个大再结晶晶粒构成的再结晶区,另一种是由多个再结晶晶粒构成的再结晶区。分析结果表明,叶片内部的再结晶在叶片服役前便已产生。合金定向凝固、机械加工及服役过程的模拟结果表明,叶片在机械加工、搬运等过程中受到磕碰或者校形时出现受力不均、变形量过大,均会造成塑性变形,进而使叶片在后续高温热处理过程中发生再结晶。

**关键词:** 定向柱晶高温合金;再结晶;晶粒;高温热处理
**中图分类号:** TG132 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)05-0001-08
DOI:10.3969/j.issn.1006-4613. 2026. 05. 001

## Recrystallization and Inducing Factors of Directionally Solidified Columnar Grain Blades

WANG Li[1,2], WANG Di[1,2], LI Jiasheng[1,2], LIU Jing[1,2], DONG Jiasheng[1,2]
(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 2. Liaoning Heavy Gas Turbine High-temperature Structural Materials Engineering Research Center, Shenyang 110016, Liaoning, China)

**Abstract:** Recrystallization in directionally solidified columnar grain or single-crystal alloys significantly degraded alloy performance by introducing recrystallized grain boundaries perpendicular to the stress direction. Accordingly, recrystallization represented a critical concern during the manufacturing of aero-engine and gas-turbine blades. Service-exposed directionally columnar grained blades were examined, and stresses induced at different production stages of blades were simulated to investigate recrystallization behavior during subsequent normal-service or slightly-over-temperature service conditions. The results showed that recrystallization occurred near the fillet between the blade airfoil and shroud, with a relatively large affected zone. Based on the size and number of recrystallized grains, recrystallized regions were categorized into two types: one consisted of one or several large recrystallized grains, while the other comprised numerous fine recrystallized grains. Analytical results showed that recrystallization had already formed inside the blades before service. Simulation results of

基金项目:国家自然科学基金面上项目(51871210)

王莉,博士,研究员,博士生导师,2009年毕业于中国科学院材料学专业。E-mail: wangli@imr.ac.cn

directional solidification, machining and service processes for the alloy demonstrated that collisions during machining and handling, as well as uneven loading and excessive deformation during straightening, would cause plastic deformation of blades and further induce recrystallization during subsequent high-temperature heat treatment.

**Key words**: directionally solidified columnar superalloy; recrystallization; grain; high-temperature heat treatment

随着航空发动机及燃气轮机效率的不断提升,高温合金材料体系逐步由传统等轴晶合金向定向柱晶及单晶合金发展。相较于等轴晶合金和定向凝固柱晶合金,单晶合金铸件消除了传统晶界结构。然而,由于定向凝固柱晶合金和单晶合金中晶界强化元素含量较低,两类合金的抗再结晶能力相对较弱。一旦发生再结晶,无论是局部区域再结晶还是表层再结晶,均会在基体中形成垂直于定向凝固取向的横向晶界,从而导致合金高温力学性能显著下降[1-3]。Paul和Goldschmidt等人[4-5]的研究结果表明,局部再结晶会降低材料的高周疲劳寿命。Bűrgel等人[6]的研究结果显示,表层胞状再结晶会促进单晶高温合金疲劳裂纹萌生。零件表面形成的胞状再结晶组织会直接降低构件的疲劳服役寿命[7-8]。相关试验结果[9-11]也表明,再结晶层的存在会使壁厚1.5 mm以上的高温合金试样断裂强度与持久寿命显著下降。

现阶段国内外学者已针对定向柱晶高温合金开展了大量系统性研究,主要聚焦于再结晶形核与长大机理[4-6,9,12-19]、再结晶行为对合金力学性能的影响规律[9,20-21]以及再结晶工艺调控技术[22-24]三大方向。但现有研究多基于试验试样开展,针对实际服役、成型叶片构件的再结晶特性研究仍较为匮乏,相关研究较少。

定向凝固叶片的制造过程复杂,一般包括母合金冶炼、组蜡模、型壳、定向凝固、去型壳、吹砂、校形、叶形抛修、固溶处理、时效处理等[2]。叶片在定向凝固、机械加工、服役过程中均会产生不同程度的塑性应变,从而在后续热处理或服役过程中产生再结晶。已有研究表明[1,26],定向凝固叶片在固溶处理前若加工变形量未得到精准控制,叶片进气边或排气边易承受较大的冷变形,出现变形量较大的塑性区,在后续的固溶处理过程中,就会在该塑性变形较大区域产生再结晶。根据再结晶形态的不同,可大致分为局部变形[4,12,25,27-28]后产生的局部再结晶和表面喷砂处理[4,12,14,29-30]后产生的表层再结晶。

本文观察了实际应用的某定向凝固柱晶叶片中的再结晶情况,并且从该叶片中取样,采用Gleeble热力模拟试验机高温变形试验、硬度计压痕等方法模拟定向凝固、机械加工及服役时的工况,引入塑性变形,结合后续热处理,研究叶片在热处理或者服役环境下再结晶产生的可能性,为叶片实际生产过程的工艺优化提供理论指导。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

定向凝固柱晶叶片的化学成分(质量分数)见表1。由于合金中不含Hf及其它贵重元素,可以在控制成本的同时实现合金优异的综合性能。对该合金进行热处理,热处理制度为:1 220 ℃/4 h、空冷,870 ℃/32 h、空冷,热处理工艺图见图1。

### 1.2 实验方法

#### 1.2.1 定向柱晶叶片再结晶组织观察

对服役后的定向柱晶叶片进行宏观腐蚀(腐蚀剂为:HCl∶$H_2O_2$=50 mL∶50 mL),采用体视显微镜、金相显微镜等观察再结晶晶粒宏观形貌。沿再结晶区域中心位置垂直于叶片定向凝固方向切割取样,试样经磨抛后进行化学腐蚀(腐蚀剂为$Cu_2SO_4$腐蚀液:$CuSO_4$∶HCl∶$H_2O$ = 4 g∶20 mL∶20 mL),

**表1 定向凝固柱晶叶片的化学成分(质量分数)**

Table 1 Chemical Composition of Directionally Solidified Columnar Grained Blades (Mass Fraction) %

| C | Cr | Co | W | Mo | Al | Ti | Ni |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.13 | 9.50 | 5.70 | 5.40 | 3.90 | 6.00 | 1.90 | Bal. |

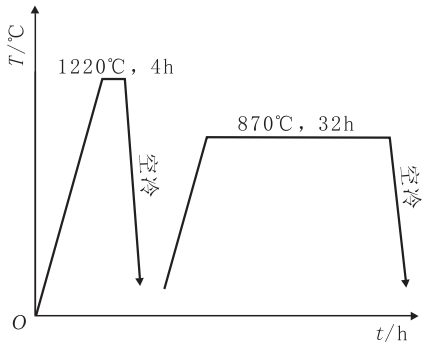



**图1 热处理工艺图**

Fig. 1 Heat-treatment Process Diagram

采用金相显微镜、扫描电子显微镜观察再结晶区域微观形貌。

1.2.2 稍超温服役无应力再结晶组织观察

从定向凝固柱晶叶片上的未再结晶区切取小块样品，进行比叶片正常服役温度稍高的1 000 ℃、65 h时效热处理。经宏观腐蚀后，观察叶片样品在该温度无应力状态下的再结晶情况。

1.2.3 叶片喷砂清理过程应变引入实验

叶片定向凝固后，通常采用吹砂方法进行表面清理。这个过程会在叶片表面引入塑性变形层，该塑性变形层在随后的固溶处理过程中可能发生再结晶。为了模拟叶片喷砂清理过程中的塑性变形，在叶片表层引入塑性应变，采用砂粒直径约为74 μm的$SiO_2$球开展了喷砂实验，喷砂压力为0.30~0.45 MPa，喷砂时间为1 min。喷砂后进行1 260 ℃、30 min热处理，采用体式显微镜观察试样宏观形貌。沿定向凝固方向切割取样，经磨抛腐蚀后，采用金相显微镜进一步观察再结晶情况。

1.2.4 叶片生产过程磕碰应变引入实验

为模拟叶片生产过程中无意磕碰引入的应变，从定向柱晶叶片切取小块试样，用布氏硬度计分别进行不同载荷的局部变形实验。载荷分别选择14.7 kN、9.8 kN和4.9 kN，压头直径为5 mm，保载时间为10 s。处理后的试样在1 260 ℃保温30 min后空冷，宏观腐蚀后观察组织形貌。经过压痕底部垂直于定向凝固方向切割，观察横截面再结晶组织。

1.2.5 叶片安装、校形过程扭转应变引入实验

为模拟叶片安装、校形过程中可能引入的扭转变形，从叶片未观察到再结晶的位置上切取一长条试样，另外选取叶片靠近叶尖的一段进行扭转实验。固定好一端，用力扭转另一端，使其沿轴向产生约30°扭转。扭转变形后的样品在1 260 ℃热处理30 min后空冷。将试样分别进行宏观腐蚀，并在可能发生再结晶的位置垂直于定向凝固方向切取试样，经磨抛腐蚀后观察再结晶形貌。

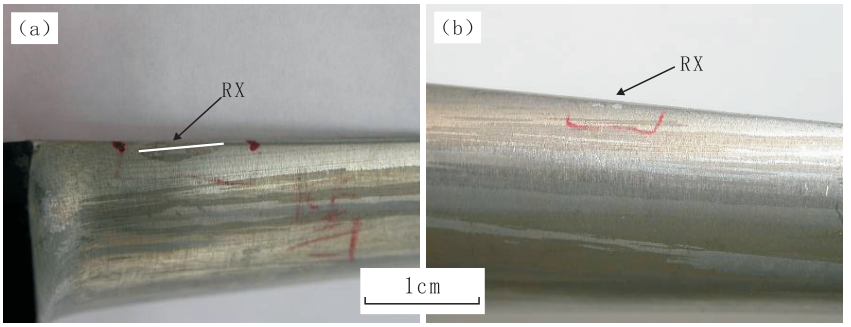
1.2.6 叶片服役过程突然受力应变引入实验

沿定向凝固方向加工标距段9 mm×3 mm×2 mm板式试样。采用Gleeble 1500热力模拟试验机模拟叶片服役过程中突然受拉应力，观察再结晶产生情况。其中加热过程中由材料本身热膨胀引起的变形量约为3%。以30 ℃/s的速度升温到1 000 ℃后，停留10 s，以确保试样标距段达到目标温度。为确保试样达到5%变形量，拉伸变形设定为8%，变形在1 s内完成。由于进行实验时，卡头和试样之间存在间隙，难以保证达到预期的变形量，冷却后再次测量，得到实际塑性变形量约为1.5%。将变形后的样品在1 260 ℃热处理30 min后空冷。经宏观腐蚀后，观察试样表面是否产生再结晶。

## 2 实验结果

### 2.1 定向晶柱叶片中的再结晶情况

定向凝固柱晶叶片中的再结晶晶粒宏观形貌如图2所示。



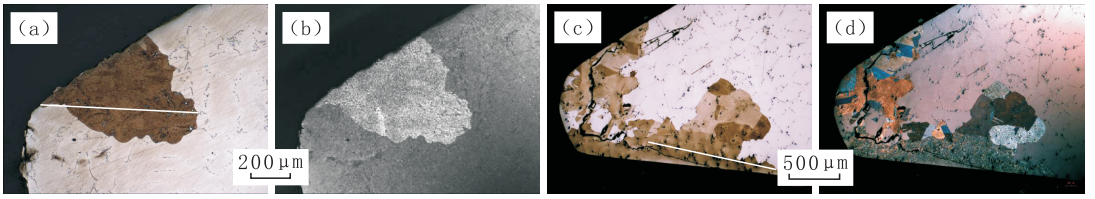

(a) 局部大尺寸再结晶；(b) 局部相对小尺寸再结晶

**图2 定向凝固柱晶叶片中的再结晶晶粒宏观形貌**

Fig. 2 Macro-morphology of Recrystallized Grains in Directionally Solidified Columnar Grained Blades

由图2可知,叶片中的再结晶主要出现在进气边,并且多出现在叶身与缘板转角处。由图2(a)可知,再结晶区域尺寸较大,最大尺寸已经达到8 mm,大面积再结晶区域的存在会严重影响叶片的综合力学性能。

沿再结晶区域垂直于定向凝固方向切割取样,定向凝固柱晶叶片中再结晶的横截面金相组织见图3。由图3可知,区域中的再结晶分为两种:一种是再结晶区域相对较小,只由单个或几个大的再结晶晶粒构成的再结晶区(见图3(a)和图3(b)),该区域晶粒最长约为740 μm;另一种是由多个晶粒组成的整体较大的再结晶区(见图3(c)和图3(d)),该区域中的再结晶宏观上贯穿叶盆、叶背,但实际上这种再结晶是由多个细小再结晶晶粒组成的。其中,最大的"单个"再结晶晶粒尺寸约为1 532 μm。

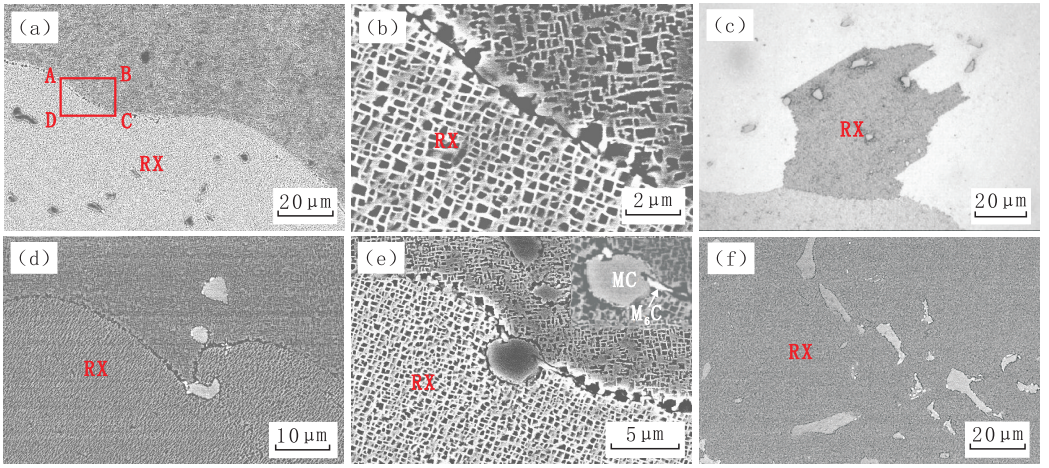



(a) 单个再结晶晶粒区域的横截面金相组织;(b) 单个再结晶晶粒区域的横截面微分干涉衬度图;
(c) 多个再结晶晶粒区域的横截面金相组织;(d) 多个再结晶晶粒区域的横截面微分干涉衬度图

**图3 定向凝固柱晶叶片中再结晶的横截面金相组织**

Fig. 3 Optical Morphology of Recrystallized Grains in Directionally Solidified Columnar Grained Blades

定向柱晶叶片中再结晶的微观形貌见图4,由图4可知,相比于再结晶晶粒内部,再结晶晶界上的γ′相比较粗大,同时在很多晶粒中存在孪晶(见图4(c)),再结晶晶界在碳化物处发生弯曲,尺寸较大的碳化物阻碍了再结晶晶界的推移;而碳化物不仅在再结晶晶界处发生分解,而且在再结晶晶粒内部也有大量MC碳化物发生分解,由于晶界处扩散更快,新生成的$M_6C$沿晶界生长,并呈弓出形态。




(a) 再结晶晶界处粗大γ′相;(b) 图(a)中ABCD区域局部放大图;(c) 孪晶;(d) 粗大碳化物钉扎再结晶晶界;
(e) 再结晶晶界上MC碳化物分解;(f) 再结晶晶粒内部碳化物分解

**图4 定向柱晶叶片中再结晶的微观形貌**

Fig. 4 Micro-morphology of Recrystallization in Directionally Columnar Grained Blades

### 2.2 稍超温服役无应力下的再结晶情况

试样稍超温服役无应力条件下的宏观形貌如图5所示。由图5可知,试样中并未观察到再结晶晶粒。因此,在无塑性变形状态,叶片在1 000 ℃(高于正常服役温度)下也不会产生再结晶。

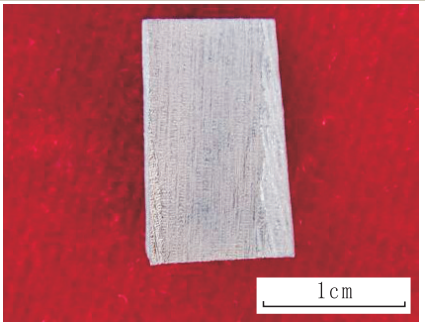



图5 试样稍超温服役无应力条件下的宏观形貌

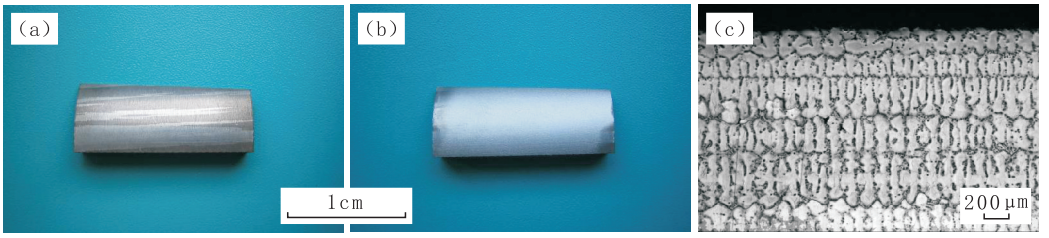
Fig. 5 Macro-morphology of Specimens under Slightly-over-temperature Service without Stress

### 2.3 叶片喷砂清理过程下的再结晶情况

模拟喷砂清理时引入应力的试样形貌见图6。由图6可知，从喷砂后的叶片宏观形貌及经热处理后沿定向凝固方向切开的微观形貌中均未观察到明显的再结晶晶粒。由此可见，即使在热处理温度远高于标准固溶处理温度的情况下，喷砂引入的应变也不足以引发明显的再结晶。

### 2.4 叶片生产过程磕碰条件下的再结晶情况

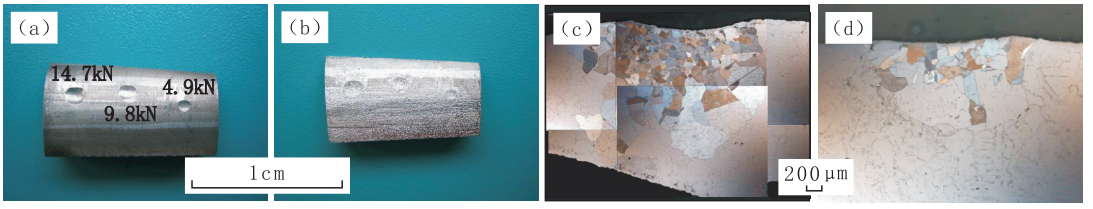
模拟生产过程中磕碰引入应变的试样形貌见图7。由图7(b)可知，经热处理后，可观察到三个不同载荷的试样压痕周围都产生了大量的再结晶晶粒。由图7(c)和图7(d)可知，载荷14.7 kN的试样压痕底部出现大量细小的再结晶晶粒，在远离压痕底部的较低塑性变形量区域的再结晶晶粒相对粗大，此截面内最大再结晶晶粒长度方向可达723 μm；载荷4.9 kN的试样压痕底部再结晶晶粒也具有相同的特点，只是细晶粒区域相对小些，其中最大晶粒长度方向达784 μm。由此可见，叶片生产过程中的磕碰会使叶片中引入塑性应变，并在随后的高温热处理过程中产生再结晶。




(a) 喷砂前试样的宏观形貌；(b) 喷砂后试样的宏观形貌；(c) 热处理后试样的纵截面形貌

图6 模拟喷砂清理时引入应力的试样形貌

Fig. 6 Morphology of Specimens with Stress Induced by Simulated Sand-blasting Cleaning




(a) 经不同载荷压痕实验后的试样宏观形貌；(b) 热处理后试样压痕处的宏观形貌；
(c) 14.7 kN的试样压痕底部再结晶微分干涉衬度图；(d) 4.9 kN的试样压痕底部再结晶微分干涉衬度图

图7 模拟生产过程中磕碰引入应变的试样形貌

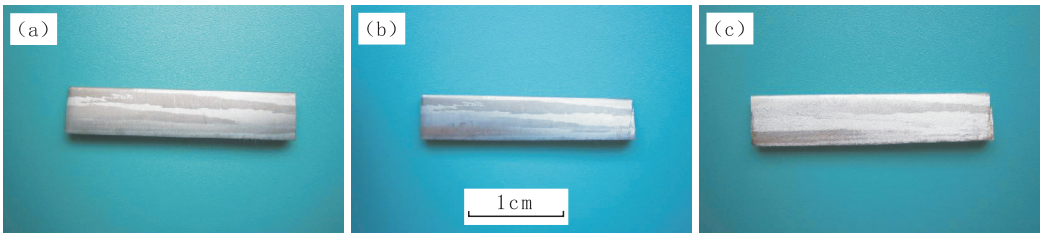
Fig. 7 Morphology of Specimens with Strain Induced by Simulated Collision during Manufacturing

### 2.5 叶片生安装、校形过程下的再结晶情况

为模拟叶片安装过程中可能引入的塑性变形，从叶片上切取的长条状试样，分别经过扭转变形、热处理，试样的宏观形貌见图8。将试样沿垂直于定向凝固的方向切开后，进行组织观察，其横截面金相组织及局部放大图见图9。由图9可知，叶背边缘产生了尺寸较小的不连续再结晶晶粒，最大的再结晶晶粒长度约为390 μm。

模拟校形时引入塑性变形的试样形貌见图10，由图10(a)~图10(c)可知，选取靠近叶尖的一段叶片经过变形后，由于排气边非常薄，因此变形比较严重。经过热处理，在叶片变形最严重的部位存在一块疑似再结晶的区域。沿图10(d)中AB方向(垂直于定向凝固方向)将试样切开，见

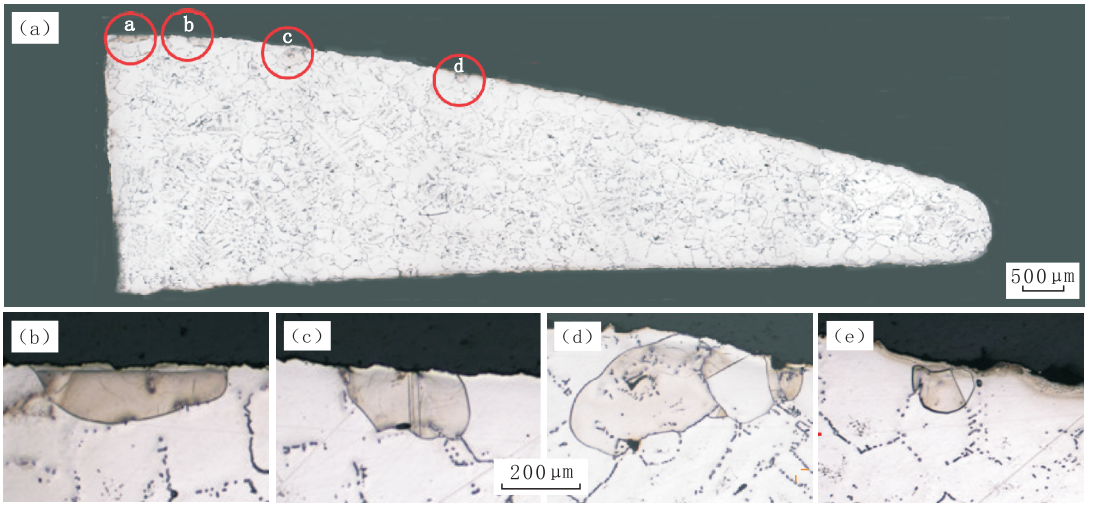
图10(e)和图10(f)。由图10(e)和图10(f)可知,叶片中出现大量再结晶晶粒,其中一些再结晶晶粒尺寸很大,最大长度可达1 204 μm。由此推测,较大变形量的校形会在叶片中引入塑性变形,从而在后续热处理过程中产生再结晶,并且这种再结晶与叶片中观察到的再结晶具有相似的特点。




(a) 扭转前; (b) 扭转后; (c) 热处理后

**图8 模拟叶片安装过程中引入塑性应变的试样宏观形貌**

Fig. 8 Macro-morphology of Specimens with Plastic Strain Induced During Simulated Assembly




(a) 叶片横截面金相组织; (b) a位置放大; (c) b位置放大; (d) c位置放大; (e) d位置放大

**图9 叶片横截面金相组织及局部放大图**

Fig. 9 Metallographic Microstructure of Blade Cross-section and Its Local Magnified Views

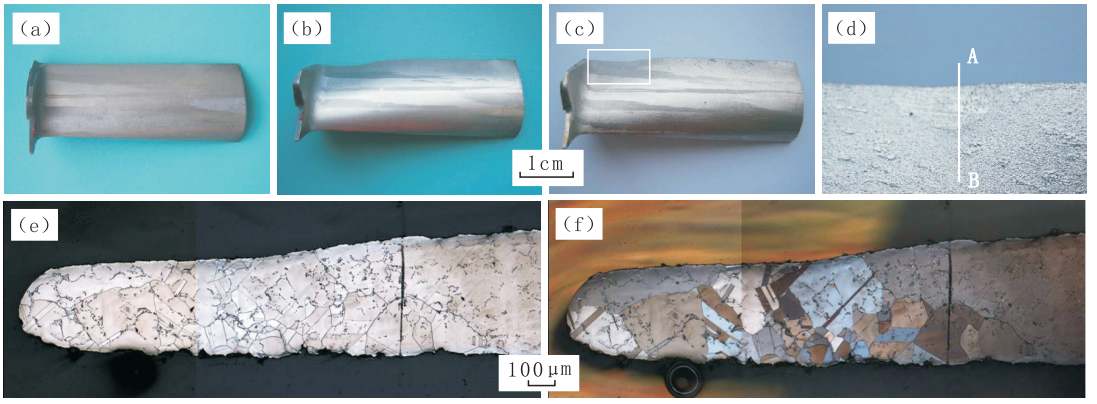
### 2.6 叶片服役过程突然受力下的再结晶情况

采用Gleeble 1500热力模拟试验机模拟服役过程中突然受拉应力状态,试样宏观形貌见图11。由图11可知,试样组织中未观察到再结晶晶粒。

## 3 诱因分析与讨论

金属发生再结晶必须同时满足两个条件:一是基体产生塑性变形,引入位错与形变储能,为形核提供驱动力;二是具备足够的高温条件,依靠热激活作用实现晶界迁移。文中定向凝固柱晶叶片经过解剖与应力模拟试验,生产阶段的喷砂清理、无意磕碰、校形扭转以及服役过程中载荷突然变化,均会在叶片局部造成不均匀塑性变形,后续高温热处理则提供热激活条件,二者耦合诱发了叶片局部再结晶。而变形量越大,储存能越高,在相同的热处理温度及时间条件下越易发生再结晶。当无变形或变形量较低时,储存能较低,合金不易引发再结晶。热处理温度越高,保温时间越长,再结晶驱动力越大,晶界迁移越快,再结晶晶粒越大。本研究中的定向凝固柱晶叶片原始组织均为定向柱晶晶粒,其缺陷少、储能低,因此,仅需考虑预变形量、热处理温度与保温时间的差别。

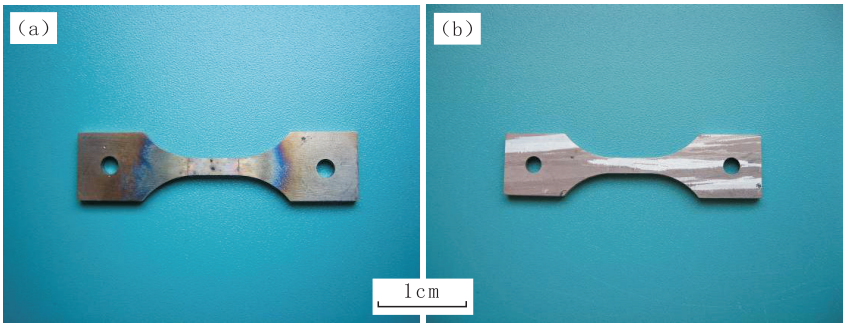
对定向凝固柱晶叶片中的再结晶组织观察结果显示,叶片中的再结晶晶粒尺寸较大,再结晶晶界处分布有较大尺寸的γ′相,同时再结晶晶界上的大块MC碳化物已经发生分解,再结晶晶界沿碳化物呈弓出形态。因此,可推测在再结晶




(a) 扭转前试样的宏观形貌；(b) 扭转后试样的宏观形貌；(c) 热处理后试样的宏观形貌；
(d) 局部变形严重区域的再结晶的宏观形貌；(e) 试样横截面明场光学显微图像；(f) 试样横截面微分干涉衬度图

**图10 模拟校形时引入塑性变形的试样形貌**

Fig. 10 Macroscopic Morphology of Specimens with Plastic Deformation Induced by Simulated Shaping




(a) 热处理后；(b) 腐蚀后

**图11 模拟服役过程中突然受拉应力试样的宏观形貌**

Fig. 11 Macroscopic Morphology of Specimens Ssubjected to Sudden Tensile Stress during Simulated Service

晶粒长大过程中，大块碳化物阻碍了再结晶晶界的迁移。但在叶片服役过程中，温度高，原子扩散能力加强，晶界扩散速度大于晶粒内部扩散速度，所以在再结晶晶界上发生了γ′相的长大以及碳化物的分解。这进一步证明叶片中的再结晶晶粒在服役之前就已存在。

采用从叶片切取的试样模拟叶片稳定工作状态或高温瞬时加载模拟叶片工作过程中的突然受力，会产生较小变形量，加热一定温度后，叶片中未出现再结晶。说明在变形量较低或者无变形的状态，即使进行超过服役温度的热处理，也不会产生再结晶，这与陶春虎等人[1]的研究结果一致。

相比之下，在定向柱晶叶片局部压痕变形或扭转校形，模拟叶片生产过程中无意磕碰或校形引入塑性变形，叶片在较高温度热处理时产生了再结晶，这时观察到的再结晶区域较大，而且部分再结晶晶粒尺寸较大，这与实际叶片中的多个再结晶晶粒构成的大块再结晶区极为相似。因此，在叶片生产过程中无意磕碰、校形时变形量过大及用力不均时均会在叶片中引入塑性变形，如果后续热处理有超温现象，会诱发产生大尺寸再结晶晶粒。

在实验中，叶片表面均匀喷砂以及服役过程中突然受力均未引发再结晶，但由于叶片实际服役工况复杂，具体情况有待更系统、更深入的研究。

## 4 结论

(1) 定向柱晶叶片中的再结晶区域一般位于叶片的叶身靠近缘板区域，且区域面积相对较大，沿定向凝固方向长度可达8 mm。定向柱晶叶片中的再结晶区域大致分为两种，一种是单个或几个较大尺寸再结晶晶粒构成的再结晶区域，另一种是由多个大小不等的再结晶晶粒构成的大面积再结晶区域。叶片中的再结晶是在服役之前出现并长大的。

(2) 定向柱晶叶片正常服役、采用喷砂进行表

面清理或在服役过程中突然受到拉应力作用,只产生较小塑性变形,未产生再结晶。

(3)定向柱晶叶片机械加工、生产过程中无意磕碰以及校形时变形量较大或用力不均均会导致叶片局部塑性变形,从而在随后的热处理过程中产生再结晶。

## 参考文献

[1] 陶春虎,张卫方,施惠基,等. 定向凝固高温合金的再结晶[M]. 北京:国防工业出版社,2007,187.

[2] 张健,王莉,谢光,等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. 金属学报,2023,59(9):1109-1124.

[3] 贾玉亮, 程峰, 卢杰,等. 镍基单晶高温合金再结晶缺陷研究进展[J/OL]. 清华大学学报(自然科学版)[2026-08-17]. DOI:10.16511/j.cnki.qhdxxb.2026.28.028.

[4] D. Goldschmidt, U. Paul, P. R. Sahm. Porosity clusters and recrystallization in single-crystal components[C]//Superalloys 1992. Warrendale:TMS,1992:155-164.

[5] U. Paul, P. R. Sahm, D. Goldschmidt. Inhomogeneities in single-crystal components[J]. Materials Science and Engineering:A,1993,173:49-54.

[6] R. Bűrgel, P. D. Portella, J. Preuhs. Recrystallization in single crystals of nickel base superalloy[C]//Superalloys 2000. Warrendale:TMS,2000:229-238.

[7] Z. Yang, L. Wang, H. Y. Lie,et al. Effects of recrystallization on the low cycle fatigue behavior of directionally solidified superalloy DZ40M[J]. Rare Metals,2008,27(4):425-428.

[8] H. Yang, J. S. Jiang, Z. Z. Wang, et al. Fatigue fracture mechanism of a nickel-based single crystal superalloy with partially recrystallized grains at 550 °C by in situ SEM studies[J]. Metals,2020,10(8):1007.

[9] 郑运荣,阮中慈,王顺才. DZ22合金的表层再结晶及其对持久性能的影响[J]. 金属学报,1995,31(增刊):325-330.

[10] 熊继春, 李嘉荣, 孙凤礼,等. 单晶高温合金DD6再结晶组织及其对持久性能的影响[J]. 金属学报,2014,50(6):737-743.

[11] 姜铸航, 乐献刚, 曲怀璞,等. 再结晶对单晶高温合金持久性能影响试验[J]. 航空动力,2022(S1):77-80.

[12] S. D. Bond, J. W. Martin. Surface recrystallization in a single crystal nickel-based superalloy[J]. Journal of Materials Science,1984,19(12):3867-3872.

[13] 卫平,李嘉荣,钟振纲. 一种镍基单晶高温合金的表面再结晶研究[J]. 材料工程,2001(10):5-8.

[14] C. Y. Jo, H. Y. Cho, H. M. Kim. Effect of recrystallisation on microstructural evolution and mechanical properties of single crystal nickel based superalloy CMSX-2 Part 1:microstructural evolution during recrystallisation of single crystal[J]. Materials Science and Technology,2003,19(12):1665-1670.

[15] D. C. Cox, B. Roebuck, C. M. F. Rae, et al. Recrystallisation of single crystal superalloy CMSX-4[J]. Materials Science and Technology,2003,19(4):440-446.

[16] L. Wang, G. Xie, J. Zhang,et al. On the role of carbides during recrystallization of a directionally solidified Ni-base superalloy[J]. Scripta Materialia,2006,55:457-460.

[17] L. Wang, F. Pyczak, J. Zhang, et al. Effect of eutectics on plastic deformation and subsequent recrystallization in the single crystal nickel base superalloy CMSX-4[J]. Materials Science and Engineering A,2012,532:487-492.

[18] Y. H. Li, Z. P. Jiang, L. F. Li,et al. Dynamic recovery and recrystallization of an as-cast SX superalloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Science & Technology,2025, 217:296-310.

[19] L. Grau, P. Villechaise, F. Mauget,et al. Toward a better understanding of recrystallization mechanisms of single crystal nickel-based superalloys during turbine blades processing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2026, 57(5):1736-1751.

[20] G. Xie, L. Wang, J. Zhang, et al. Influence of Surface Recrystallization on the High Temperature Properties of a Directionally Solidified Ni-Base Superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,2008,39(1):206-210.

[21] G. Xie, L. Wang, J. Zhang, et al. Intermediate temperature creep of directionally solidified Ni-based superalloy containing local recrystallization[J]. Materials Science and Engineering:A,2011,528:3062-3068.

[22] Y. H. Li, H. J. Zhou, L. F. Li, et al. Recrystallization in a Ni-based single-crystal superalloy traced by quasi-in-situ EBSD[J]. Scripta Materialia,2025,255:116369.

[23] F. Z. Xu, Y. C. Lin, D. X. Ma, et al. Effect of high-temperature stress relief annealing on the recrystallization of pre-deformed Ni-based single crystal superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds,2025,1024:180056.

[24] Z. C. Zhan, C. C. Han, L. Zhou, et al. A new characterization method for rapid prediction of recrystallization damage in single crystal superalloys considering plastic deformation[J]. Journal of Intelligent Manufacturing,2026,37(3):1145-1161.

[25] C. Zambaldi, F. Roters, D. Raabe, et al. Modeling and experiments on the indentation deformation and recrystallization of a single-crystal nickel-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering:A,2006,454-455:433-440.

[26] 李青, 张倩, 李艳明,等. 单晶叶片基体表面微裂纹成因分析[J]. 航空发动机,2023,49(6):158-163.

[27] H. N. Mathur, P. Chinnapat, C. N. Jones, et al. Nucleation of recrystallisation in castings of single crystal Ni-based superalloys[J]. Acta Materialia,2017,129:112-123.

[28] R. N. Wang, Q. Y. Xu, X. L. Su,et al. Influence of gibbosity on recrystallization behavior of single crystal blade casting[J]. Journal of Materials Processing Technology,2018,259:169-179.

[29] F. Z. Xu, Y. C. Lin, D. X. Ma, et al. Effects of crystal orientation and external stress on the static recrystallization behavior of an Ni-based single-crystal superalloy[J]. Materials,2024, 17(13):3123.

[30] 王珂, 骆宇时, 牛书鑫,等. 单晶空心叶片内腔再结晶研究现状[J]. 铸造,2025,74(4):409-417.

(编辑 白璐)

修回日期:2026-08-30