

喷砂对定向凝固4777DS高温合金再结晶影响及其机理研究

张琼元^{1,2}, 张子越³, 杨啊涛^{1,2}, 姚志浩³, 贺群功^{1,2}, 王海洋^{1,2}, 董建新³

(1. 清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 四川 德阳 618000)

(2. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川 德阳 618000)

(3. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电子显微镜研究了不同喷砂工艺对4777DS合金再结晶缺陷的影响以及合金产生再结晶的情况。对喷砂的合金表面再结晶组织分析结果表明, 随着喷砂强度增加、时间延长、砾径增加以及喷砂距离的减少, 合金表面再结晶的深度增加。经喷砂后的变形试样, 接近喷砂表面的 γ' 相由蝶状变成长条状, 部分变形 γ' 相环绕在变形较大的区域, 同时由TEM可观察到在 γ 基体通道与 γ' 相中分布着大量位错。枝晶干与枝晶间不同的 γ' 相会影响再结晶的生长, 从而使再结晶晶界形成波浪状形貌, 未发现共晶及碳化物对再结晶的抑制作用。由于表层再结晶晶粒较小及残存应力的存在, 次表层会形成新一层的再结晶晶粒。

关键词: 定向凝固; 高温合金; 再结晶; 喷砂; 位错

中图分类号: TG178.2; TG132.3+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)03-0764-08

1 引言

镍基高温合金目前主要应用于航空及火箭发动机、舰船与地面燃气轮机等的热端部件^[1], 常用于细晶叶盘铸造^[2]、粉末冶金^[3]等, 同时结合数值模拟方法^[4]进行研究。历经数十年以来, 根据结晶组织状态不同, 铸造镍基高温合金已经发展出了等轴晶、定向凝固柱状晶和单晶高温合金^[5]。其中定向凝固和单晶高温合金由于消除了垂直于应力轴方向的横向晶界, 使晶界不再成为断裂的萌生源, 具有优异的高温力学性能, 广泛用于现代发动机透平叶片^[6]。相比于单晶高温合金, 定向凝固高温合金具有制造难度低、成品率高、热处理工艺简单等优点^[7], 应用仍然较为广泛。

透平叶片在精铸过程中所受到的塑性变形, 如凝固过程的收缩应力、除壳除芯等过程中所产生的变形、喷砂喷丸过程产生的残余应力等^[8], 在随后的热处理中会产生再结晶, 再结晶会重新引入横向晶界导致合金力学性能下降。Shi等^[9]研究不同热处理温度对喷砂后合金的表面再结晶情况, 发现随着热处理温度的提高, 再结晶的形貌由胞状、胞状等轴状混合再结晶变化到完全等轴状再结晶。Wang等^[10]研究了不同时效时间下一种单晶高

温合金喷砂再结晶过程中的显微组织, 在较短时间内可以观察到表面再结晶晶粒与TCP相。随着时效时间的增加, 由于喷砂产生的位错逐渐消失, 几何必要位错 (geometric necessary dislocation, GND) 密度降低。Yang等^[11]在对DZ125合金进行分析时发现在远低于 γ' 相溶解温度对合金进行热处理也发生了再结晶, 基于Moverare等^[12]的研究认为氧化促进了 γ' 相的贫化从而引发了再结晶。除此之外, 合金元素也会影响再结晶的产生, 比如Re、W元素的加入通过影响 γ' 相与共晶从而改变合金再结晶温度并减少再结晶的驱动力^[13-14]。而Si元素的添加可以改善合金屈服强度抑制再结晶的产生^[15]。

针对再结晶缺陷的研究热点也集中在对力学性能的影响, 刘峰等^[16]发现喷砂后的合金在随后的热处理及持久过程中产生了等轴再结晶层, 厚度随喷砂强度的增大而增加并导致合金持久性能降低。除持久寿命以外, 大量研究集中在对疲劳寿命的影响^[17-19]。同时, 数值模拟技术也用于预测和表征再结晶, 主要通过使用元胞自动机技术^[20]和有限元方法^[21]达到相应目的。

K447A是应用较广的普通铸造等轴晶材料, 通常用于透平叶片, 4777DS是采用定向凝固技术制备并降低碳含量的改进型合金。目前对该系列合金研究热点聚焦于合金组

收稿日期: 2025-03-20

基金项目: 清洁高效透平动力装备全国重点实验室开放课题 (DEC8300CG202320365EE280525)

作者简介: 张琼元, 男, 1987年生, 硕士, 高级工程师, 清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 四川 德阳 618000, E-mail: zhangqy04@163.com

织与力学性能研究^[22]、喷丸强化对K447A组织的影响^[23]、叶盘用K447A合金凝固组织研究^[24]、高温合金在热疲劳下的损伤行为^[25-26]，而表面处理对铸造用该系列合金表面再结晶的影响鲜有报道，并且在工业上主要依据工程经验对合金再结晶进行调控。因此本实验研究不同的喷砂工艺对4777DS合金表面再结晶的影响并得出相关规律，用以指导工业叶片生产过程中的再结晶缺陷控制。

2 实 验

实验中使用的定向凝固高温合金4777DS合金化学成分(质量分数,%)为C 0.077, Cr 8.17, Co 9.21, W 9.51, Mo 0.47, Al 5.65, Ti 0.71, Ta 3.23, Hf 1.43, Ni 余量。合金经不同喷砂工艺处理后,经1260℃保温2h氩气冷却,1080℃保温4h氩气冷却以及870℃保温20h氩气冷却进行再结晶显微组织观察。为了减少表面氧化对再结晶的影响,采用真空热处理及充氩气冷却对合金进行处理。

对4777DS母合金进行重熔和定向凝固,得到尺寸为 $\phi 16\text{ mm}\times 165\text{ mm}$ 的圆柱形试棒。采用线切割沿直径切取样品,得到 $\phi 16\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 半圆柱形样品,其中 $16\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 面(纵截面)平行于[001]方向。采用刚玉砂进行喷砂操作,具体喷砂参数如表1。基准条件为0.5 MPa/1 min, 80#, 10 cm,均采用标准热处理。对纵截面在流水状态经60#、240#、600#、1000#、2000#砂纸研磨后,使用w2.5的金刚石抛光膏在PG-1A型抛磨机将纵截面抛至光洁无划痕以消除研磨应力对试样的影响,之后对纵截面进行不同条件的喷砂处理,

表1 实验参数	
Table 1 Experimental parameters	
Sand blasting parameter	Value
Intensity/MPa	0.4
	0.5
	0.6
Time/min	1
	2
	3
Gravel diameter	60#
	80#
	100#
Distance/cm	10
	15
	20

喷砂结束后封管进行热处理。对热处理后的样品的横截面进行同样操作的研磨抛光,试样经磨抛后,使用20%浓硫酸+80%甲醇(体积分数)的电抛液,在10 V电压下电抛5 s;而后调节电压至5 V,在150 mL H_3PO_4 +10 mL浓硫酸+15g CrO_3 的电解液中电解2.5 s,使用SUPRA55场发射电子显微镜观察合金表面再结晶显微组织形貌。

3 结果与分析

3.1 4777DS合金铸态显微组织

4777DS合金铸态横截面显微组织如图1所示。合

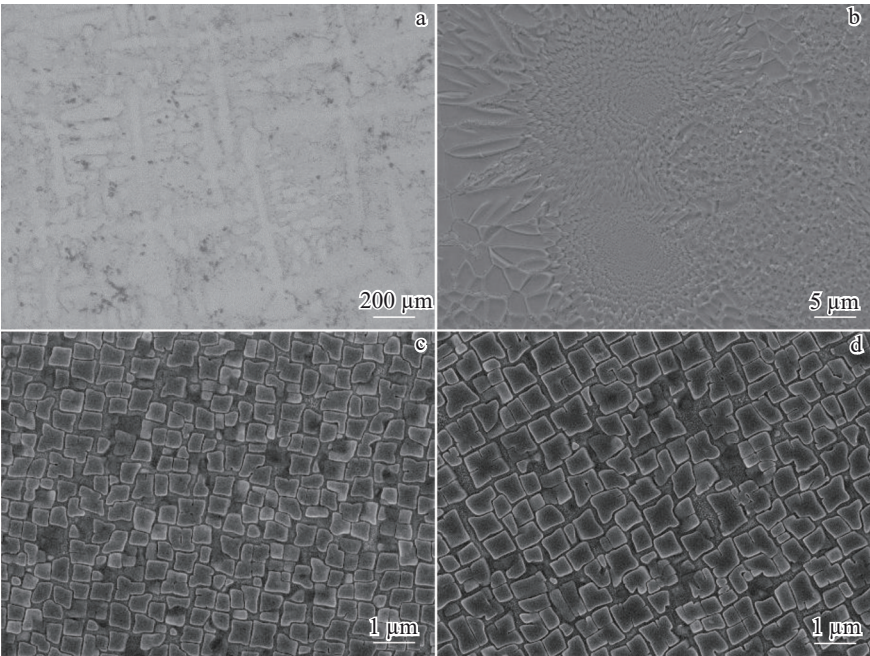


图1 4777DS合金横截面显微组织OM、SEM照片

Fig.1 OM (a) and SEM (b–d) images of the cross-sectional microstructure of 4777DS alloy: (b) γ/γ' eutectic, (c) γ' phases in dendritic arms, and (d) γ' phases in interdendritic regions

金在光镜下微观结构不均匀,呈现枝晶形貌(图 1a),由枝晶干和枝晶间区域组成,一次枝晶干和二次枝晶干构成了枝晶干区,覆盖了所观察平面较大部分。枝晶间由于元素的偏析,存在着花瓣状 γ/γ' 共晶组织,其中 γ' 相尺寸由心部向外逐渐增大(图 1b)。针对枝晶干枝晶间区域 γ' 相进行观察,发现在合金铸态情况下,枝晶干 γ' 相(图 1c)呈现蝶形和立方形态,排列较为杂乱。而枝晶间 γ' 相(图 1d)形状不规则,以蝶形、立方形态为主,部分 γ' 相为条状形态,尺寸相比于枝晶干 γ' 较大。

3.2 4777DS 合金第二相析出温度

分别采用 JMatPro 计算热平衡相图与差示扫描量热法(DSC)获得合金的升温曲线,结果如图 2a、2b 所示。针对影响再结晶的 γ' 相来说,在理想状态下 JMatPro 得到的 γ' 相溶解温度为 1218 °C。在 1357 °C 下析出 MC 碳化物,而在低于 800 °C 下才会产生 $M_{23}C_6$ 碳化物。结合 JMatPro 对 DSC 曲线进行分析可以得出,4 个箭头从右至左所对应的温度分别为 1376 °C(合金终熔点)、1357 °C(MC 碳化物析出温度)、1240 °C(共晶较大 γ' 相溶解温度)与 1210 °C(γ' 相溶解温度),因此在 1260 °C 温度下进行固溶时 γ' 相完全溶解。

3.3 喷砂强度对再结晶的影响

图 3 为采用 80# 的刚玉砂、10 cm 的喷砂距离、1 min 的喷砂时间,喷砂强度分别为 0.4、0.5、0.6 MPa,进行标准

热处理后 4777DS 合金横截面产生的再结晶显微组织形貌。可以发现经标准热处理后,合金再结晶呈现等轴再结晶形态。对不同喷砂强度再结晶深度进行统计,为了减少统计的误差,取不同再结晶晶粒的最大深度的平均值作为该喷砂强度下的平均再结晶深度,如图 4 所示。记相同尺度下每个再结晶晶粒最大深度为 h_i ,则再结晶平均深度 h 计算公式如下:

$$h = \frac{\sum_{i=0}^N h_i}{N} \quad (1)$$

式中, N 为再结晶晶粒个数。

不同喷砂强度下再结晶层的厚度分别为 51.25、57.03 以及 60.22 μm 。可以发现随着喷砂强度的增加,再结晶的深度增加,后续其他喷砂条件以图 3b 为参考研究对象,不同喷砂条件下的平均再结晶深度见表 2。

3.4 喷砂时间对再结晶的影响

其他参数不变,改变喷砂时间分别为 2 和 3 min 并进行标准热处理后,合金再结晶形貌如图 5 所示。等轴状再结晶分布在合金表面,随着喷砂时间的增加,合金平均再结晶深度分别为 69.78 和 85.65 μm 。与图 3b 试样再结晶情况进行对比可得随着喷砂时间的增加,再结晶的深度随之增加。

3.5 喷砂砾径对再结晶的影响

如图 6a、6b 所示,对比喷砂砾径分别为 60# 和 100# 并

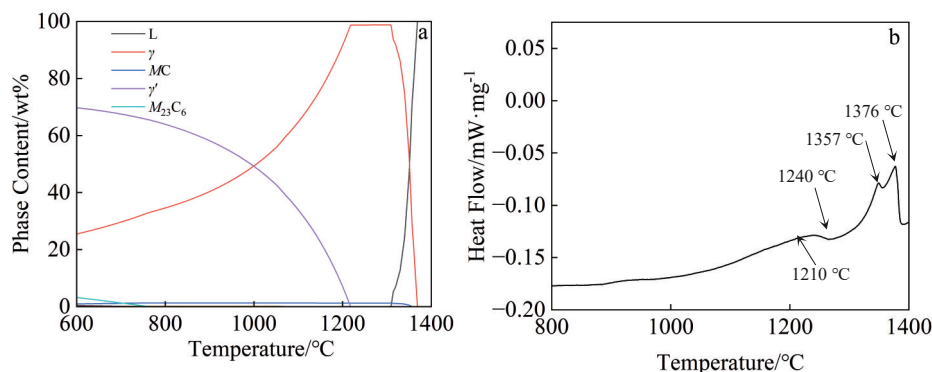


图2 4777DS 合金热平衡相图与 DSC 曲线

Fig.2 Thermal equilibrium phase diagram (a) and DSC curve (b) of 4777DS alloy

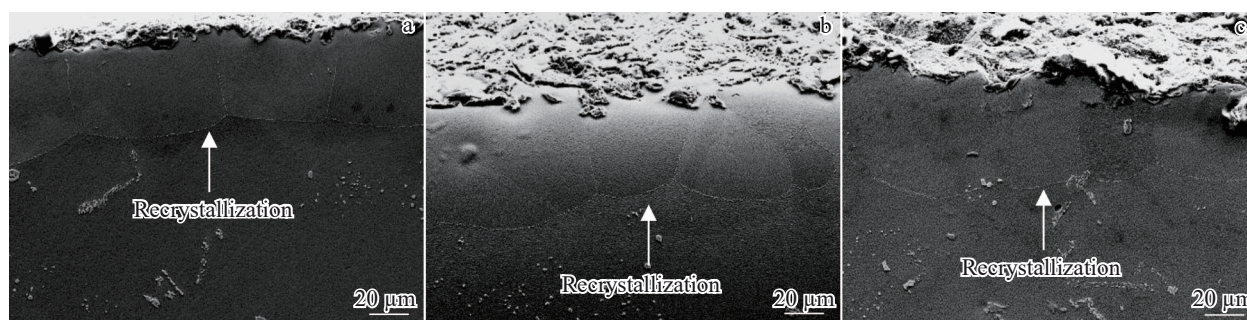


图3 不同喷砂强度下 4777DS 合金再结晶形貌

Fig.3 Recrystallization morphologies of 4777DS alloys with different sandblasting intensities: (a) 0.4 MPa, (b) 0.5 MPa, and (c) 0.6 MPa

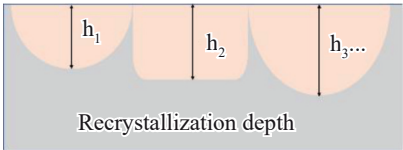


图4 再结晶深度示意图

Fig.4 Schematic diagram of recrystallization depth

表2 不同喷砂条件下再结晶平均深度

Table 2 Average depth of recrystallization under different sand-blasting conditions

Sand blasting parameter	Value	Average depth of recrystallization/ μm
Intensity/MPa	0.4	51.25
	0.5	57.03
	0.6	60.22
Time/min	1	-
	2	69.78
	3	85.65
Gravel diameter	60#	96.81
	80#	-
	100#	45.94
Distance/cm	10	-
	15	53.80
	20	44.89

进行标准热处理后的试样发现,分布在合金表面的等轴状再结晶深度为96.81和45.94 μm 。说明随着砂砾粒径的增加,砂砾在合金表面留下的残余应力增大,导致合金产生的再结晶深度加深,再结晶愈发严重。

3.6 喷砂距离对再结晶的影响

增大喷砂距离为15和20 cm并进行标准热处理后如图7所示,再结晶深度减小。其中,15 cm的喷砂距离产生了53.80 μm 的等轴再结晶,20 cm的喷砂距离下再结晶深度则为44.89 μm 。说明在实际生产中,在保证喷砂所要求的除壳、增加粗糙度、涂覆涂层等作用的前提下,可以适当增加喷砂距离以减少再结晶程度,增加叶片的使用性能。

3.7 喷砂形成的再结晶形态

针对以上喷砂试样所产生的再结晶组织形态进行分析,可以看到表面再结晶呈现单层及双层结构,形态均为等轴再结晶形貌。再结晶晶粒与原始基体之间的边界呈现直线形和波浪形,晶粒生长较为完整。这是由于4777DS合金所含难熔元素较少,经过标准热处理后大尺寸的共晶相溶解较完全,共晶对再结晶的生长没有明显的阻碍作用^[27],且碳化物由于尺寸较小,对再结晶生长没有明显的阻碍作用,因此再结晶呈完整等轴状形态。由于枝晶干与枝晶间的 γ' 相尺寸不一, γ' 相的溶解温度也有差异,对再结晶产生了不同程度阻碍作用,使得再结晶晶界呈现波浪状^[28],如图8所示,在不同位置处发现了平直

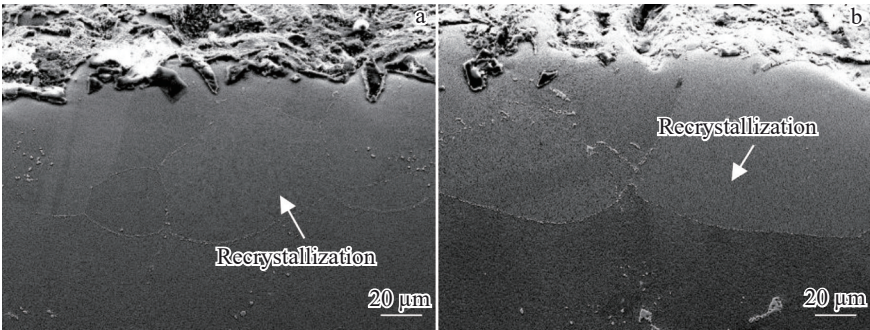


图5 不同喷砂时间下4777DS合金再结晶形貌

Fig.5 Recrystallization morphologies of the 4777DS alloy with different sandblasting time: (a) 2 min and (b) 3 min

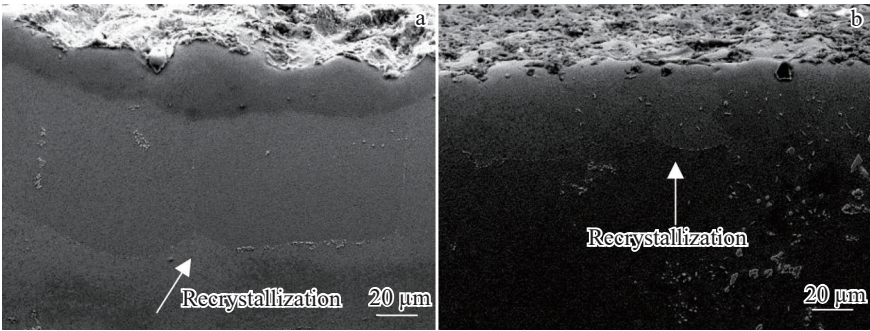


图6 不同喷砂砾径下4777DS合金再结晶形貌

Fig.6 Recrystallization morphologies of the 4777DS alloy with different sandblasting gravel diameter: (a) 60 # and (b) 80 #

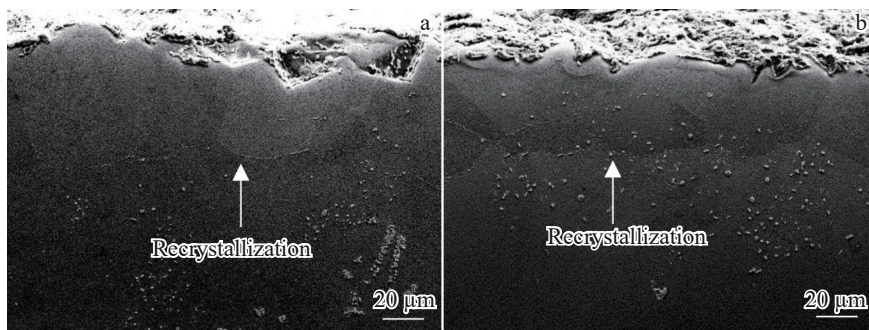


图7 不同喷砂距离下4777DS合金再结晶形貌

Fig.7 Recrystallization morphologies of the 4777DS alloy with different sand blasting distance: (a) 15 cm and (b) 20 cm

状再结晶晶界(图8左箭头)以及波浪状再结晶晶界(图8右箭头)形态。

3.8 喷砂试样变形组织

如图9所示,针对未进行热处理的变形喷砂试样侧面显微组织观察可得到,喷砂砂砾分布在喷砂表面,接近喷砂表面的 γ' 相存在大量塑性变形, γ' 相被拉长,部分变形量较大区域环绕着长条状 γ' 相,变形层厚度为7~8 μm 。从显微组织角度来看,较大的塑性变形分布在喷砂后的试样表面,在随后的热处理过程中成为再结晶的驱动力进而引发再结晶的产生。对喷砂后的试样进行TEM表征,发现观察视野较好的部分(如图10矩形框所示),经变形引起的位错聚集在 γ 基体通道与 γ' 相中,一般来说,对于镍基高温合金,位错从 γ 通道移动到 γ/γ' 界面位错网络,并与之相互作用进入 γ' 相^[29],大量聚集的位错为后续热处理过程中再结晶的形核提供了驱动力。

3.9 显微组织分析

在铸造过程中,随着凝固冷却的进行, γ' 相不断析出,析出相的临界半径 r_c 和临界形核功 ΔG_{*v} 公式^[30]如下:

$$r_c = \frac{2\gamma}{\Delta G_v - \Delta G_\varepsilon} \quad (2)$$

$$\Delta G_{*v} = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v - \Delta G_\varepsilon)^2} \quad (3)$$

式中, γ 为单位面积界面自由能, ΔG_v 为单位体积自由能,

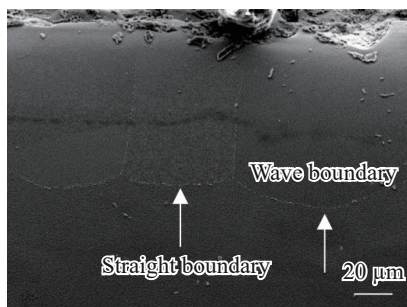


图8 不同再结晶晶界形态

Fig.8 Different recrystallized grain-boundary morphologies

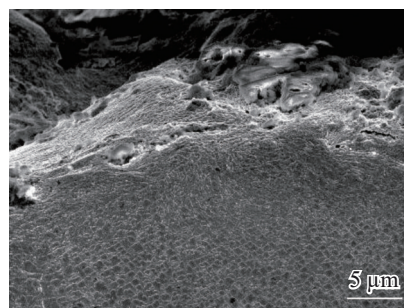


图9 喷砂试样变形组织形貌

Fig.9 Deformation microstructure of sandblasted specimens

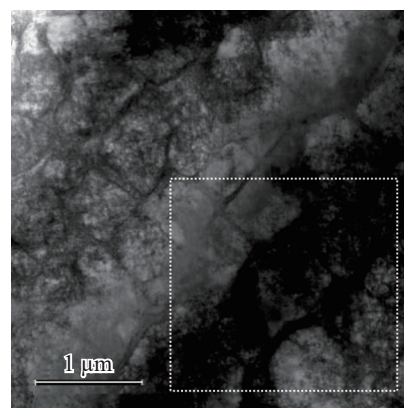


图10 喷砂试样未进行热处理TEM照片

Fig.10 TEM image of sandblasted sample without heat treatment

ΔG_ε 为单位体积应变能。

$$\Delta G_v \propto \Delta T$$

$$\Delta G_v \propto \Delta X$$

式中, ΔT 为过饱和 γ 固溶体的过冷度, ΔX 为溶质的过饱和度和。

对于镍基高温合金来说,在凝固过程中的过冷度 ΔT 都是相同的,但是由于凝固过程中元素偏析的存在, γ' 相形成元素Al、Ti、Ta等会富集在枝晶间区,从而使得溶质的过饱和度 ΔX 较大,因此单位体积自由能 ΔG_v 较大, γ' 相临界形核功 ΔG_{*v} 较小,因此 γ' 相优先在枝晶间析出并且生长速度也较快。最终形成如图1所示枝晶干与枝晶

间不同的 γ' 相尺寸形貌,从而再结晶的产生不同的阻碍作用,使得再结晶形态产生差异。

3.10 再结晶驱动力

再结晶与再结晶晶粒形成过程中位错的重排和晶界的迁移密切相关,再结晶本质是高温下位错的重排。对合金进行表面喷砂时,会在表面发生位错的产生和增殖现象,从而导致滑移系位错互相作用,形成高密度的缠结位错存在于 γ 基体通道中,这些位错会为后续热处理过程中再结晶形核和长大提供驱动力^[31]。如图11所示,位错在 γ' 相及其周围分布, γ' 相并未发生明显变形,因此认为 γ' 相是不可变形的,其产生的储能 E_{se} 为^[32]:

$$E_{se} = 3asGb \frac{F_v}{r} \quad (4)$$

式中, a 为常数,通常取0.5, s 是剪切应变, G 为剪切模量, b 是Burgers矢量, F_v 和 r 为第二相粒子的体积分数和半径。

以图1所示,分别计算枝晶干和枝晶间 γ' 相的体积分数和等效半径可得到,

$$E_{se,DR}:E_{se,IDR} = \frac{F_{v,DR}}{r_{DR}} : \frac{F_{v,IDR}}{r_{IDR}} \approx 1.38:1 \quad (5)$$

式中, $E_{se,DR}$ 表示为枝晶干储能, $E_{se,IDR}$ 表示为枝晶间储能, $F_{v,DR}$, r_{DR} , $F_{v,IDR}$, r_{IDR} 分别为枝晶干及枝晶间的第二相粒子的体积分数和半径。

可以发现,对于铸态合金来说,枝晶干 γ' 相的储能分布较大,因此枝晶干再结晶生长的驱动力较枝晶间大。枝晶干与枝晶间这种不均匀的储能分布导致再结晶的生长驱动力也是不同的,这是造成枝晶干与枝晶间再结晶晶粒的生长情况不同的一个原因。

如图5a所示,在部分试样上发现了多层再结晶现象,这是由于在喷砂过程中,喷砂会在试样表面至内部形成一个逐渐降低的残余应力梯度,导致表层的残余应力较大,再结晶形核驱动力较大。同时再结晶晶粒在表面以非均匀形核的方式进行,内部则以均匀形核的方式进行,并且在表面型壁上形核可减小单位体积的表面能,在非极端的情况下,形成非均匀形核所需的形核功小于均匀形核功^[33]。因此首先在表层形成较为细小的再结晶晶粒,而次表层残余应力小,再结晶晶粒较粗大^[34]。

3.11 再结晶生长阻力

在对试样进行热处理时,合金的 γ' 相发生溶解,对再结晶晶界的阻碍作用减小。同时发生强烈的位错恢复,再结晶因此形核并长大。由于所采用热处理温度大于4777DS合金 γ' 相溶解温度,因此完全再结晶组织以均匀细小的等轴再结晶为主。随着再结晶晶粒的长大,移动的再结晶晶界将会不断消耗原始 γ' 相与高密度的位错,使得再结晶晶粒长大变粗。

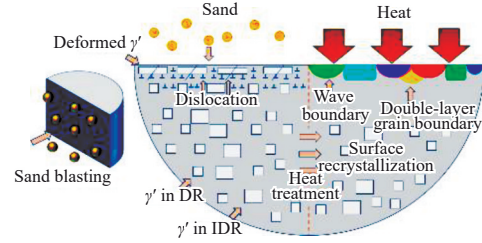


图11 表面再结晶演变模型图

Fig.11 Schematic diagram of surface recrystallization evolution model

根据Nes等^[35]相干粒子 γ' 相对再结晶生长的钉扎力为:

$$F_{pinning} = \frac{2\pi AkTr^2}{3V} \ln \left(\frac{C_0}{C_{eq}} \right) - 2\pi\gamma r \quad (6)$$

式中, A 为阿伏伽德罗常数, k 为玻尔兹曼常数, V 为析出相摩尔体积, C_0 为溶质浓度, C_{eq} 为平衡浓度, γ 为相干界面能。

因此枝晶干与枝晶间的 γ' 相所施加的钉扎力 $F_{pinning,DR}$ 和 $F_{pinning,IDR}$ 分别为:

$$F_{pinning,DR} = \frac{2\pi AkTr_{DR}^2}{3V} \ln \left(\frac{C_0}{C_{eq}} \right) - 2\pi\gamma r_{DR} \quad (7)$$

$$F_{pinning,IDR} = \frac{2\pi AkTr_{IDR}^2}{3V} \ln \left(\frac{C_0}{C_{eq}} \right) - 2\pi\gamma r_{IDR} \quad (8)$$

显然,影响 γ' 相所施加的钉扎力的因素就是 γ' 相的尺寸,枝晶间较大的 γ' 相施加的钉扎力相较枝晶干大。

由Tsao等^[36]可得元素组分对 γ' 相热稳定性的影响可以用混合熵 ΔS_{mix} 表示:

$$\Delta S_{mix} = -R(X_A \ln X_A + X_B \ln X_B + \dots) \quad (9)$$

式中, R 是气体常数, X_A 表示组分A的摩尔分数, X_B 表示组分B的摩尔分数,以此类推。

由于枝晶间Al等 γ' 相形成元素浓度较高, γ' 相的混合熵相较于枝晶干更低。因此枝晶间相干粒子 γ' 相的热稳定性更好,枝晶间的 γ' 相不易溶解,对再结晶生长阻力更大。

总之,由于枝晶干和枝晶间元素偏析的差异导致的溶质浓度与 γ' 相等因素的差异,这种显微组织的差异导致再结晶形成的驱动力及生长的阻力均不一样,经过喷砂和标准热处理后所形成再结晶形态并非完全是较为均匀的具有平直晶界的再结晶,存在具有波浪状晶界的等轴再结晶形貌。

4 结论

1) 喷砂后的合金在热处理过程中产生了表面等轴状再结晶层,且深度随喷砂强度的增大由51.25 μm 增加至60.22 μm ,随喷砂时间的增加深度由69.78 μm 增加至

85.65 μm , 随喷砂砂砾粒径的增加深度由 45.94 μm 增加至 96.81 μm , 随喷砂距离的增加深度由 57.03 μm 减少至 44.89 μm 。

2) 喷砂与热处理所产生的表面再结晶并未受到明显的共晶及碳化物等第二相粒子的阻碍作用, 由于枝晶干枝晶间 γ' 相不均匀的储存能分布以及对再结晶晶粒阻碍作用不同, 导致大多数再结晶晶粒与原始基体边界呈现波浪状。

3) 喷砂导致试样表面至内部形成应力梯度, 表层至内部的形核功不同, 再结晶优先在表面形核, 部分次表面由于形成较小的再结晶晶粒, 仍然有残余应力存在, 因而形成较粗大的再结晶晶粒。

参考文献 References

- [1] Zhang Mai(张 迈), Zhang Hui(张 辉), Zhao Yunsong(赵云松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(11): 4174
- [2] Ma Yiwei(马祎炜), Yao Zhihao(姚志浩), Li Dayu(李大禹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4519
- [3] Zhao C L, Wang Q, Tang Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(7): 2356
- [4] Yao Kaijun(姚凯俊), Yao Zhihao(姚志浩), Wang Qiang(王 强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4347
- [5] Xu Qingyan(许庆彦), Yang Cong(杨 聪), Yan Xuewei(闫学伟) *et al. Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1175
- [6] Zhang Bing(张 兵), Jiang Tao(姜 涛), Tao Chunhu(陶春虎) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2011, 6(1): 56
- [7] Zhang Weiguo(张卫国), Liu Lin(刘 林), Zhao Xinbao(赵新宝) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2009, 58(1): 1
- [8] Li Z L, Xu Q Y, Liu B C. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 672: 457
- [9] Shi Z X, Liu S Z, Wang X G *et al. Acta Metall Sin*(English Letter)[J], 2017, 30: 614
- [10] Wang Y L, Zhuo L C, Yin E H *et al. Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(12): 836
- [11] Yang X G, Li S L, Qi H Y. *International Journal of Fatigue*[J], 2015, 70: 106
- [12] Moverare J J, Johansson S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(3): 553
- [13] Pu Sheng(濮 晟), Xie Guang(谢 光), Wang Li(王 莉) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(5): 538
- [14] Pu Sheng(濮 晟), Xie Guang(谢 光), Zheng Wei(郑 伟) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(2): 239
- [15] Segersäll M, Kontis P, Pedrazzini S *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 95: 456
- [16] Liu Feng(刘 峰), Tan Zheng(谭 政), Zhang Chongyuan(张重远) *et al. Non-Ferrous Mining and Metallurgy*(有色矿冶)[J], 2019, 35(3): 36
- [17] Ma X F, Jiang J S, Zhang W J *et al. Crystals*[J], 2019, 9(6): 312
- [18] Yang H, Jiang J S, Wang Z Z *et al. Metals*[J], 2020, 10(8): 1007
- [19] Wang X, Ma S C, Hu D Y *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2022, 156: 106675
- [20] Li Z L, Xiong J C, Xu Q Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 217: 1
- [21] Xiong W, Huang Z W, Xie G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2022, 53(5): 1585
- [22] Rakoczy Ł, Grudzień-Rakoczy M, Cygan R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2023, 54(9): 3630
- [23] Zhang Z L, Zhao Y, Shan J G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141678
- [24] Pan C L, Yao Z H, Ma Y W *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 203: 113155
- [25] Guth S, Doll S, Lang K H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 642: 42
- [26] Guth S, Doll S, Lang K H. *Procedia Engineering*[J], 2014, 74: 269
- [27] Liu Lirong(刘丽荣), Pu Yifan(浦一凡), Peng Zhijiang(彭志江) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2015, 36(S2): 182
- [28] Jo C Y, Cho H Y, Kim H M. *Materials Science and Technology*[J], 2003, 19(12): 1665
- [29] Wang Q, Hu B, Zhao H G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 894: 146188
- [30] Porter D A, Easterling K E. *Phase Transformation in Metals and Alloys*[M]. London: Chapman & Hall, 1992
- [31] Zhuo L C, Xu T, Wang F *et al. Materials Letters*[J], 2015, 148: 159
- [32] Rollett A, Humphreys F J, Rohrer G S *et al. Recrystallization and Related Annealing Phenomena*[M]. Amsterdam: Elsevier Science, 2004
- [33] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 236
- [34] Gu Xin(顾 欣), Du Hongqiang(杜洪强), Yu Xingfu(于兴福) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(3): 228
- [35] Nes E, Ryum N, Hunderi O. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(1): 11
- [36] Tsao T K, Yeh A C. *Materials Transactions*[J], 2015, 56(11): 1905

Effect of Sandblasting on Recrystallization Defects of Directional Solidification 4777DS Superalloys and Its Mechanism

Zhang Qiongyuan^{1,2}, Zhang Ziyue³, Yang Atao^{1,2}, Yao Zhihao³, He Qungong^{1,2}, Wang Haiyang^{1,2}, Dong Jianxin³

(1. State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Deyang 618000, China)

(2. Dongfang Electric Corporation Dongfang Turbine Co., Ltd, Deyang 618000, China)

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

Abstract: The effects of different sand blasting processes on recrystallization defects and the occurrence of recrystallization in 4777DS alloy were studied using optical microscope and scanning electron microscope. The analysis of the recrystallization structure on the alloy surface after sandblasting shows that the depth of recrystallization on the alloy surface increases with the increase in sandblasting intensity, time, and gravel diameter, and the decrease in sandblasting distance. After sandblasting, the deformed sample shows that the γ' phase near the sandblasted surface changes from a butterfly shape to a long strip shape, and some of the deformed γ' phase surrounds the areas with greater deformation. At the same time, a large number of dislocations distributed in the γ matrix channels and γ' phase are observed by TEM. The different γ' phases between dendrites affect the growth of recrystallization, resulting in the formation of wavy grain boundaries. No inhibitory effect of eutectic or carbide on recrystallization has been found. Due to the small size of surface recrystallized grains and the presence of residual stress, a new layer of recrystallized grains will form in the subsurface.

Key words: directional solidification; superalloys; recrystallization; sandblasting; dislocation

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