

热处理工艺对定向凝固高温合金4777DS再结晶的影响

张琼元^{1,2,4}, 张子越³, 杨啊涛^{1,4}, 吕梦雪³, 贺群功^{1,4}, 姚志浩³, 王海洋^{1,4}, 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. 清华大学 材料学院, 北京 100084)

(3. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(4. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川 德阳 618000)

摘要: 采用SEM、EBSD研究了不同热处理工艺、不同合金状态以及去应力退火工艺对4777DS合金再结晶缺陷的影响。合金不同热处理温度下保温后观察再结晶的情况表明: 合金发生再结晶的温度为1055℃, 热处理温度高于 γ' 相溶解温度时, 再结晶呈现等轴再结晶形貌, 而低于 γ' 相溶解温度时则呈现胞状再结晶形貌。随着热处理时间的延长, 大角度晶界占比减少, 产生的退火孪晶有助于降低畸变能。对比不同合金初始状态发生再结晶的情况可以发现, 铸态合金发生再结晶的倾向最大, 结合工程实际, 发现较短时间的退火可有效地降低合金再结晶的情况。

关键词: 定向凝固; 高温合金; 再结晶; 热处理; 合金状态

中图法分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1833-07

1 引言

透平叶片作为航空发动机及燃气轮机的关键热端部件, 在高温、高压下工作的同时承受机械载荷及化学腐蚀的影响^[1]。除对叶盘及镍基合金的相关研究外^[2-5], 目前针对叶片的研究主要集中在成分设计、制备工艺、微观结构演变等^[6-8], 以提高叶片的使用性能。为满足上述恶劣工作环境的要求, 采用定向凝固镍基高温合金用于工业燃气轮机透平叶片, 以承受超长期使用期间高温和离心应力的耦合效应^[9]。

在定向凝固叶片制造过程中, 对叶片进行的表面处理(如喷砂、喷丸和磨削等)、运输叶片导致的磕碰等都会引入塑性变形, 从而在后续热处理过程中发生再结晶。由于该过程再结晶通常发生在铸件表面, 因此也称其为表面再结晶。针对表面再结晶的研究近年来集中在晶体取向依赖性^[10-12]、新型合金再结晶行为^[13-14]、偏析对再结晶的影响^[15]以及第二相粒子(γ' 相、碳化物及共晶)对再结晶成核长大的影响^[16-17]等。同时对热处理工艺的改进研究已较为成熟, Shi等^[18]对比试样在不同温度下发生再结晶的形貌和深度, 发现随着热处理温度的提高, 再结晶的形貌发生变化, 深度明显增加。Zhuo等^[19]研究了3种热处理温度下的再结晶动力学行为, 发现再结晶过程中的位错恢复现象并表征了再结晶生长行为, 同时对比了

不同热处理时间下的再结晶组织特性, 分析了取向差等性质的变化^[20]。

应用于叶片及涡轮盘的合金主要有K447A和4777DS合金。Pan等^[21]分析了K447A叶盘凝固过程中的显微组织, 提出了 γ' 相、碳化物及共晶的演化机制, 为凝固过程组织和性能的调控起到了支撑作用。Zhang等^[22]提出一种喷丸预处理工艺, 通过研究K447A合金激光熔覆过程中的再结晶行为以抑制液化开裂的倾向。对4777DS合金的研究则主要集中在热损伤行为的研究^[23-24]。虽然该系列合金应用较为广泛, 同时对表面处理引起的再结晶机制研究较为成熟, 但是在工业生产中对4777DS定向柱晶高温合金的再结晶行为主要依靠经验规律对其进行调控。对透平叶片在制造过程中的机理仍未形成系统的结论, 因此, 本工作主要研究不同热处理工艺对4777DS定向柱晶高温合金再结晶的影响, 从而形成完整的规律, 对实际生产形成有效的指导。

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。合金采用刚玉砂80#、喷砂距离10 cm、强度0.5 MPa进行1 min喷砂处理后, 经不同热处理工艺后进行再结晶显微

收稿日期: 2025-07-10

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: zhangqiongyuan@dongfang.com

组织观察。为了减少表面氧化对再结晶的影响,采用真空热处理方式进行。

通过对 4777DS 母合金进行定向凝固重新熔炼后,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 $\Phi 16\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的圆柱形样品,其中 $16\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 面(纵截面)平行于[001]方向。标准热处理制度为 $1260\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$,空冷+ $1080\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$,空冷+ $870\text{ }^{\circ}\text{C}/20\text{ h}$,空冷。其中,针对再结晶温度的研究,在高于时效温度($1080\text{ }^{\circ}\text{C}$)时采用改变固溶温度的三段式完全热处理,低于或等于时效温度时则采用单独热处理,即 $1075\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$,空冷。针对再结晶生长的研究采用不同固溶时间,固溶时制度分别为 $1260\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ min}$, $1260\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$, $1260\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 及 $1260\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ 。依照标准热处理进行固溶态、时效态合金的制备,研究不同合金状态对再结晶的影响。对纵截面在流水状态经 60#、240#、600#、1000#、2000# 砂纸研磨后,使用型号 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,之后对纵截面进行喷砂处理,喷砂结束后封管进行热处理。对热处理后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,在电压 10 V 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+15 g 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,使用 Oxford EBSD 探测器观察晶粒生长情况,步长为 $0.8\text{ }\mu\text{m}$ 。

3 结果与分析

3.1 再结晶温度的确定

为了确定试样在喷砂处理后的再结晶温度,对样品较大范围进行完全热处理及固溶热处理的工艺后,观察试样表面再结晶情况,铸态合金发生再结晶的情况如图 1 和图 2 所示。4777DS 合金的 γ' 相溶解温度约为 $1218\text{ }^{\circ}\text{C}$,因此在高于 γ' 相溶解温度下进行标准热处理的

合金再结晶形貌呈等轴状,发现在低于 γ' 相溶解温度的 2 种热处理方式下,合金再结晶形貌呈现胞状再结晶形貌。再结晶与内部基体有明显界面,再结晶只在变形表面一定厚度下存在,在靠近基体内部并未发现再结晶现象。在 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行 2 h 热处理,虽然发现了 γ' 相溶解、重新析出、形成了大块条状形态,但是与基体原始 γ' 相并未有明显的界面现象。同时由图 2d、2e 所示的晶粒分布可判断,在 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,基体表面并无再结晶晶粒产生,而在 $1055\text{ }^{\circ}\text{C}$,表面已分布完整的再结晶层,因此判定合金在所用喷砂条件下发生再结晶的温度为 $1055\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。如图 2a 所示,在较低温度下进行固溶处理时, γ' 相尺寸较小,可以发现明显的 γ 基体, γ' 相随着固溶温度的升高逐渐粗化。对于胞状再结晶来说,较低温度下内部 γ' 相呈现“花瓣状”共晶形貌,而在较高温热处理后,如图 1b 所示, γ' 相变得粗大,不再保持连续,表现形态为分段式的短粗状形貌。基体中的 γ' 相则发生回溶,由铸态立方状转变为椭圆形,取视野范围内不同再结晶最厚处的深度平均值为该试样平均再结晶深度。

3.2 再结晶动力学

在 $1260\text{ }^{\circ}\text{C}$ 分别固溶 10 min、1 h、2 h 和 4 h 后,采用 EBSD 表征方法观察试样在 $\langle 001 \rangle$ 方向上的反极图以观察表面产生晶粒的情况。从颜色可以看出,由于铸造晶粒较大,原始基体区域保持 $\langle 001 \rangle$ 的原始方向;而靠近表面产生了随机取向的再结晶晶粒。由图 3a~3d 可以看出,在固溶早期再结晶形核位点较多,基本处于靠近表面的一侧,内部并未发现再结晶核心。随着固溶时间的增加,再结晶晶粒互相吞并长大,最终形成不同取向、较大的表面再结晶晶粒,并在晶粒内部发现降低畸变能的孪晶现象。对 10° 以上的晶界进行定量统计,结果如表 1 所示,发现随着固溶时间的增加,大角度晶界的占比总体呈现降低的趋势。

3.3 不同合金初始状态再结晶情况

在实际生产过程中,需要对所铸造叶片进行一系列的热处理后再进行喷砂等表面工艺操作。因此根据标准

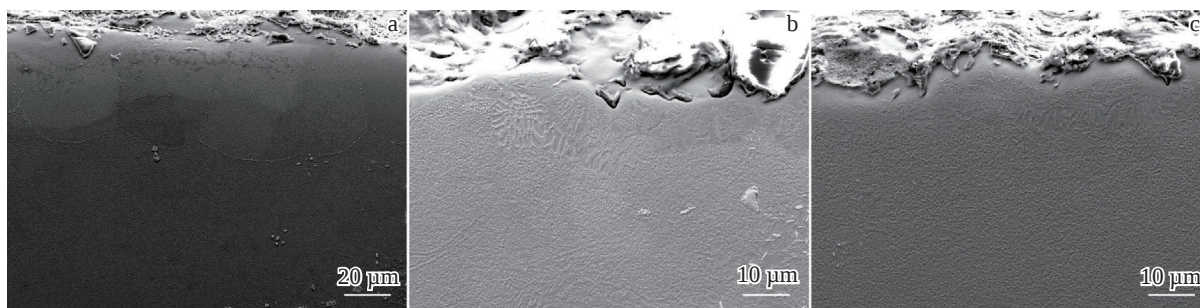


图 1 不同温度下完全热处理铸态 4777DS 合金再结晶显微组织

Fig.1 Recrystallization microstructures of as-cast 4777DS alloy after complete heat treatment at different temperatures: (a) $1260\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (c) $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$

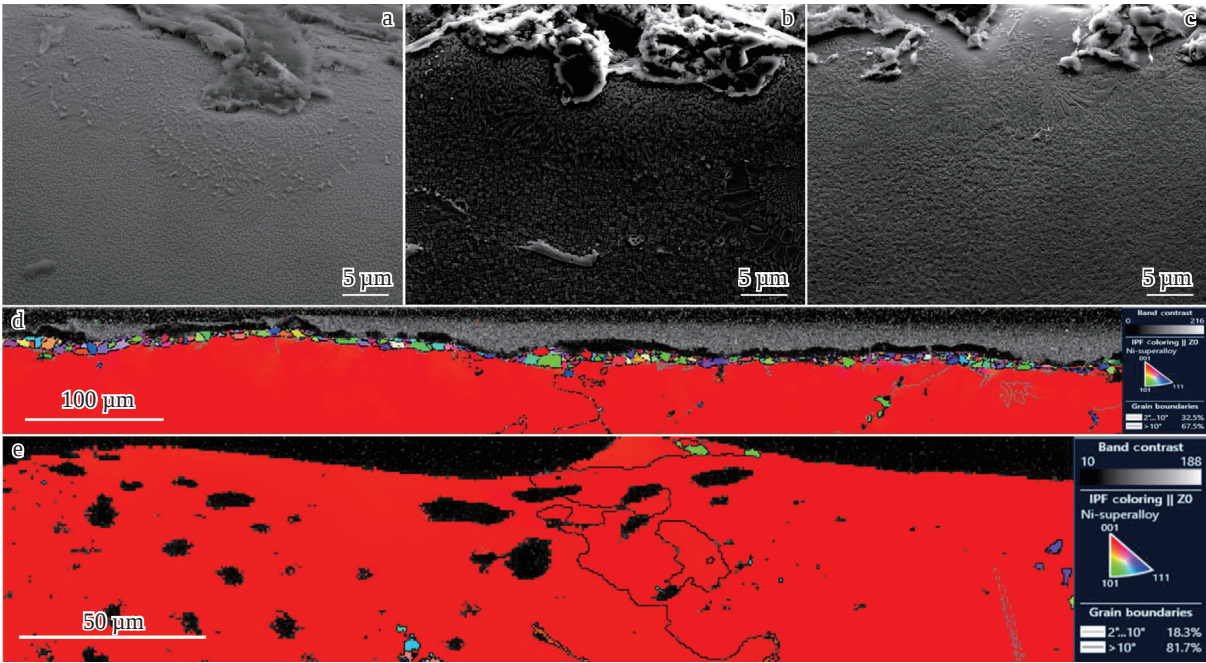


图2 不同温度固溶热处理铸态4777DS合金再结晶显微组织及EBSD照片

Fig.2 Recrystallization microstructures (a–c) and EBSD images (d–e) of as-cast 4777DS alloy after solid solution heat treatment at different temperatures: (a) 1075 °C, (b, d) 1055 °C, and (c, e) 1050 °C

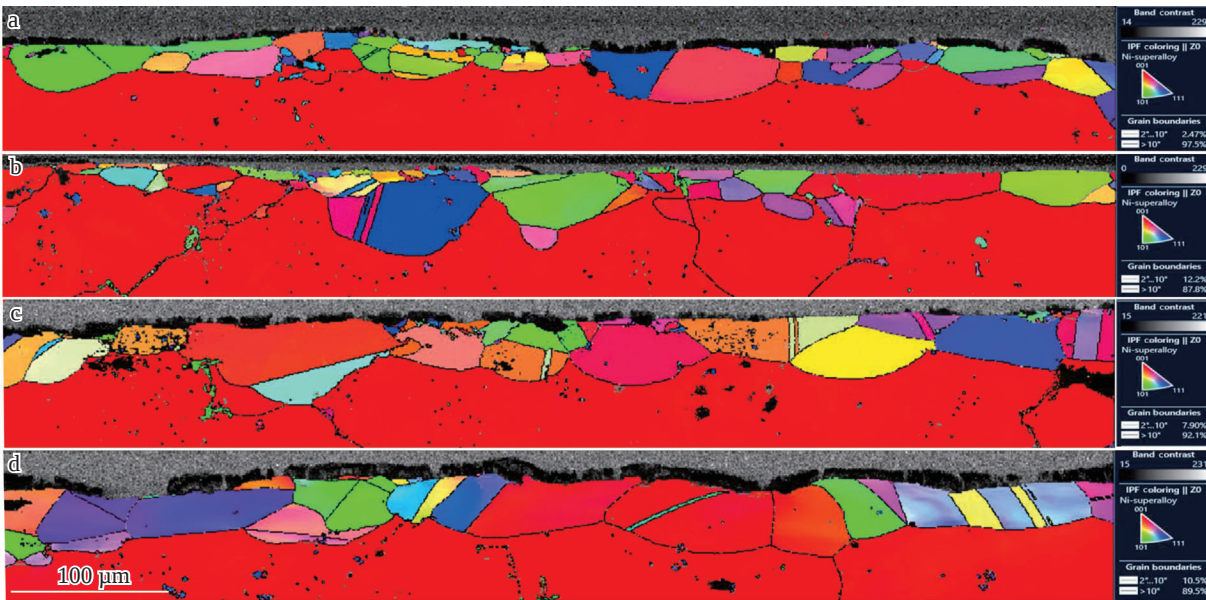


图3 在1260 °C不同固溶时间4777DS合金再结晶EBSD照片

Fig.3 EBSD images of recrystallization of 4777DS alloy after solid solution treatment at 1260 °C for different time: (a) 10 min, (b) 1 h, (c) 2 h, and (d) 4 h

热处理工艺制备初始状态为固溶态(1260 °C/2 h,空冷)与时效态(1260 °C/2 h,空冷+1080 °C/4 h,空冷+870 °C/20 h,空冷)的合金,改变固溶温度分别为1260、1150、1100 °C进行完全热处理,以及在1075 °C/2 h条件下对合金进行热处理并对比分析再结晶情况。铸态合金再结晶情况如图1和图2所示,固溶态与时效态合金产生再结晶的情况分别如图4、图5所示,不同固溶温度下再结晶的平均深度

表1 喷砂固溶试样晶界的定量统计分数

Table 1 Quantitative statistical fraction of grain boundaries in sandblasted solid solution samples (%)

Process	Low-angle grain boundary (2°–10°)	High-angle grain boundary (>10°)
1260 °C/10 min	2.34	97.7
1260 °C/1 h	12.7	87.3
1260 °C/2 h	7.84	92.2
1260 °C/4 h	10.5	89.5

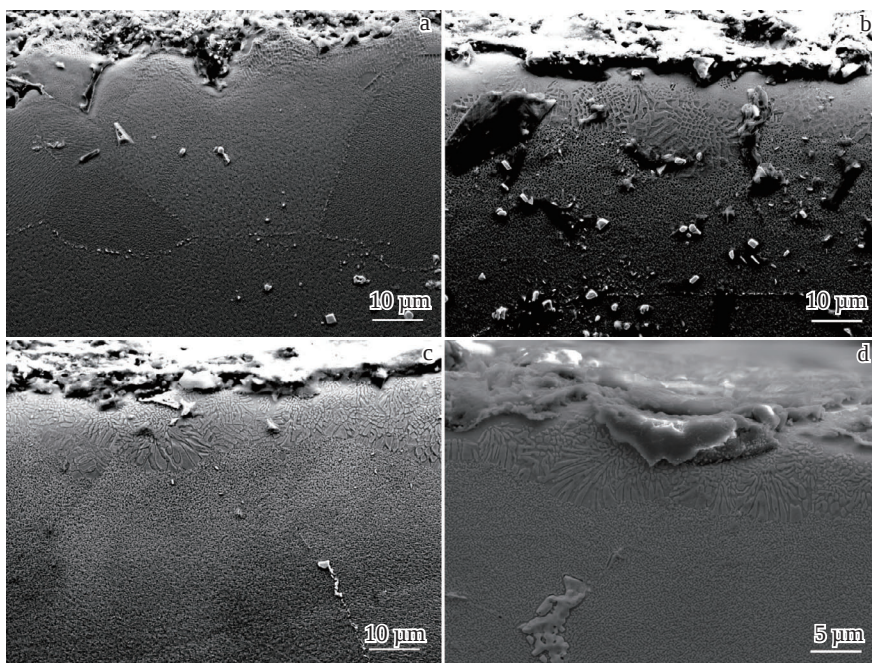


图4 完全热处理及固溶热处理后固溶态4777DS合金再结晶显微组织

Fig.4 Microstructures of recrystallization of solid-solution-treated 4777DS alloy after complete heat treatment and solid solution heat treatment: (a) 1260 °C, (b) 1150 °C, (c) 1100 °C, and (d) 1075 °C/2 h

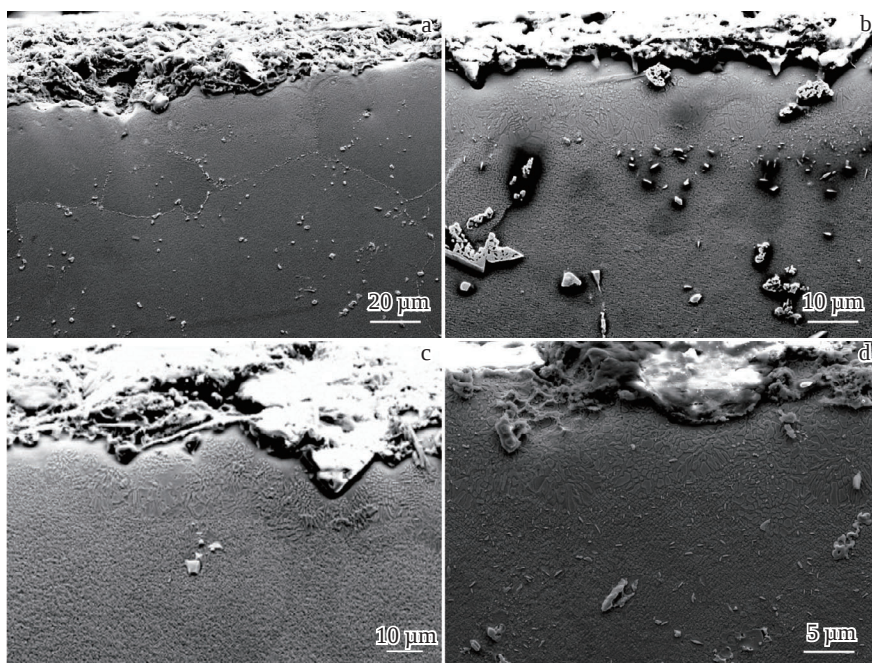


图5 完全热处理及固溶热处理后时效态4777DS合金再结晶显微组织

Fig.5 Microstructures of recrystallization of aged 4777DS alloy after complete heat treatment and solid solution heat treatment at different temperatures: (a) 1260 °C, (b) 1150 °C, (c) 1100 °C, and (d) 1075 °C/2 h

统计如图6所示。可以看出,合金在1260 °C的热处理温度下所产生再结晶深度最大。相比于铸态合金,固溶与时效态合金产生再结晶深度较低,因此铸态合金发生再结晶倾向最大,其次是固溶态,时效态发生再结晶倾向最小。

3.4 去应力退火对合金再结晶的影响

为了获得具有优异高温力学性能的定向凝固高温合金,减少定向凝固叶片在生产过程中产生再结晶的现象,对试样进行去应力退火处理,考虑到工程实际与效率问题,设置在870 °C下分别退火10、30和50 h并采用炉冷

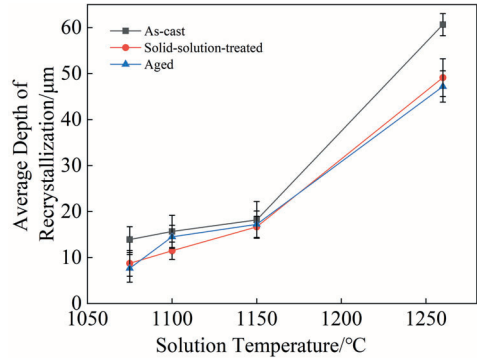


图6 不同状态4777DS合金在不同热处理工艺下的平均再结晶深度
Fig.6 Average depth of recrystallization vs. solution temperature of 4777DS alloy at different states after different heat treatment processes

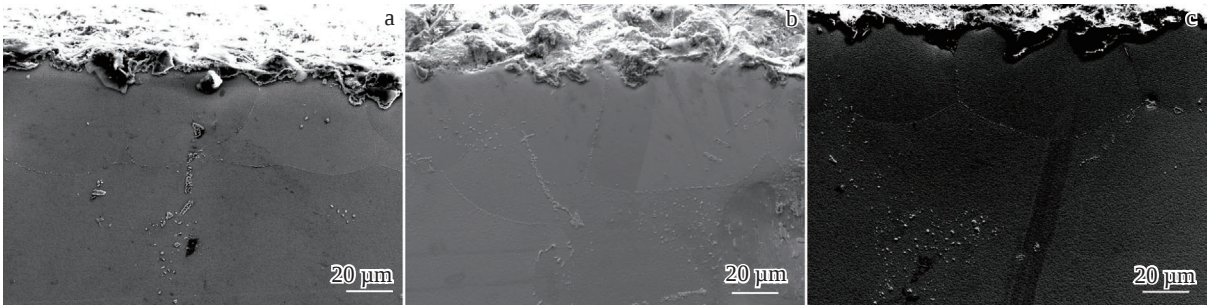


图7 不同去应力退火工艺后4777DS合金再结晶形貌
Fig.7 Recrystallization morphologies of 4777DS alloy after different stress relief annealing processes: (a) 10 h, (b) 30 h, and (c) 50 h

溶解^[25],具体是由于变形区内应变诱发界面迁移,运动的胞状界面具有高度溶解和扩散能力,使其前沿处基体中的 γ' 相不断溶解,导致界面很快处于 γ' 相的过饱和状态,不稳定的过饱和态通过产生不连续的粗大条状 γ' 相而得到释放,从而使胞状结构内粗大的 γ' 相垂直于界面“定向生长”^[26]。同时 γ' 相溶解过程具有强烈的尺寸依赖性^[27]。因此随着热处理的进行, γ' 相不断溶解加剧了反应界面过饱和的现象,加速后续再结晶聚集体的生长。随着温度的升高,再结晶层厚度不断增加,但在不同的温度区间再结晶层厚度增加的速率存在显著差别。

如图6所示,随着热处理温度的升高,再结晶的深度随之增大,当热处理温度低于1150℃时增大的幅度较小,而超过1150℃以后,再结晶深度迅速增大。这是由于在较低温度下进行固溶时,少量的 γ' 相发生溶解,未溶解的 γ' 相阻碍了再结晶晶界的移动。当温度高于 γ' 相溶解温度时, γ' 相溶解完全,界面推移速度加快,再结晶厚度增加明显,以物理的角度来看,再结晶实际上是由 γ' 相溶解控制的高能态畸变组织向低能态无畸变组织转变的过程^[28]。

传统意义上,一般将合金再结晶完成50%时所处的温度定义为再结晶温度,但是由于定向凝固高温合金在

的方式进行,经退火与完全热处理后合金发生再结晶情况如图7a~7c所示。可以看到,在接近试样表面仍存在等轴再结晶层。进行去应力退火后合金发生再结晶的平均深度分别为:55.22、54.06与50.87μm,而图1a所示未经去应力退火处理的合金发生再结晶缺陷的平均深度为60.65μm,可见再结晶深度有一定程度的降低。

3.5 再结晶机制分析

图8为再结晶演变模型。如图8所示,喷砂后的试样经标准热处理后产生等轴再结晶形貌,在低于 γ' 相溶解温度产生胞状再结晶形貌。相比于等轴再结晶来说,胞状再结晶产生的原因是晶界上 γ' 相的不连续沉淀。在胞状再结晶的形成过程中,由于凝固的作用, γ' 相由初始组织的立方、蝶状形貌溶解成为了椭圆条状。再结晶形成过程中依赖 γ' 相的溶解,而残余应力有助于现有相的

产生再结晶缺陷过程中会引入横向晶界,容易成为裂纹扩展源等导致合金性能显著降低,少量的再结晶便会造成较大的性能缺陷,因此定义再结晶出现时的温度为4777DS合金再结晶温度,如图1和图2所示,判断再结晶产生的依据为 γ' 相取向与形态是否发生变化,合金表面与基体之间不同取向与形态的 γ' 相之间是否有新的界面产生,结合EBSD晶粒产生情况最终判定1055℃为合金再结晶温度。在1050℃的条件下进行热处理时,由于温度过低,再结晶难以形核,而难以溶解的 γ' 相也会影响再结晶晶界的迁移从而抑制再结晶的生长,不能形成明显的胞状再结晶现象。

在研究再结晶生长动力学的过程中观察到了孪晶现

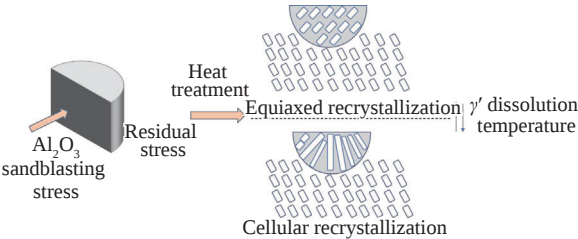


图8 再结晶演变模型
Fig.8 Recrystallization evolution model

象的存在,对于镍基高温合金来说,在较低温度下容易发生退火孪晶, γ 相相对较低的层错能以及可移动的大角度晶界都有利于孪晶的形成。如图 3a 所示,在再结晶开始阶段,可以观察到孪晶现象存在,也证明了孪晶的形成对降低亚晶界再结晶的能量起着重要的作用,有利于转变过程的进行。

从宏观角度来看再结晶形成机制,再结晶晶粒首先在合金变形表面的枝晶干区域成核,然后沿着枝晶干区域向内生长。随着粗 γ' 相和 γ/γ' 共晶在枝晶间的溶解,再结晶的晶界穿过树枝间区域。最后,完全发育的晶粒几乎具有均匀的深度^[29]。从微观角度来看,其与再结晶晶粒形成过程中位错的重排、晶界的迁移密切相关,本质上是高温下位错的重排,合金发生变形后位错缠结和层错分别存在于基体和 γ' 相中,热处理后 γ' 相溶解并形成位错壁,形成的位错壁向亚晶界发生转变,从而使得再结晶晶粒长大^[30]。

针对不同合金初始状态发生再结晶的情况来说,已有文献[31]对单晶高温合金 DD6 得到了相关结论,铸态 DD6 高温合金由于含有大量的 γ/γ' 共晶组织阻碍再结晶的生长,同时大尺寸的 γ' 相也会阻碍再结晶生长,导致铸态合金再结晶倾向低于热处理态合金。但 4777DS 合金中较低含量的 Al、Ti 和 Ta 使得合金本身所含共晶组织在经过热处理后溶解程度较好。同时从图 2 所示胞状再结晶显微组织形貌中发现,即使在低于 γ' 相溶解温度下进行热处理,也并未发现明显的共晶组织,可以判定在较低温度下共晶组织即可溶解,因此共晶组织对再结晶的阻碍作用基本可以忽略不计。而由于铸态合金偏析现象的存在,不均匀的变形也会导致产生更大的残余应力。虽然未发现明显的碳化物阻碍再结晶生长的现象,但是经热处理后的碳化物尺寸降低对减少应力集中有所帮助,从而使得固溶态与时效态的合金残余应力相较于铸态低,导致其发生再结晶的倾向较低,较短时间的去应力退火会在一定程度上降低合金再结晶程度。

4 结 论

1) 在高于 γ' 相溶解温度进行标准热处理,产生等轴再结晶,低于 γ' 相溶解温度则产生胞状再结晶,在 0.5 MPa/1 min 的喷砂条件下合金产生再结晶温度为 1055 °C。

2) 随着固溶时间的增加,大角度晶界的占比总体呈现降低的趋势,再结晶晶粒由最初多个形核位点产生的小晶粒互相吞并长大形成完整的晶粒,同时观察到孪晶现象,有利于畸变能的降低。

3) 不同热处理温度下铸态合金发生再结晶的倾向最大,合金在 1260 °C 的热处理温度下所产生再结晶深度最大。结合工程实际,较短的去应力退火时间可以降低合金的再结晶情况。

参考文献 References

- [1] Rutttert B, Bürger D, Roncery L M et al. *Materials & Design*[J], 2017, 134: 418
- [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] 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
- [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] Zhao C L, Wang Q, Tang Y et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(7): 2356
- [6] Long H B, Mao S C, Liu Y N et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 743: 203
- [7] Chen Y, Yao Z H, Wang J J et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2024, 493: 131288
- [8] Wang H Z, Long H B, Sun M et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 8307
- [9] Chen Y, Yao Z H, Dong J X et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 213: 114000
- [10] Xu F Z, Lin Y C, Ma D X et al. *Materials*[J], 2024, 17(13): 3123
- [11] Tian L X, Xu C, Ma C L. *Materials Characterization*[J], 2017, 127: 116
- [12] Tian L X, Chen J, Xiao W L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 115
- [13] Wang Q, Zhao H G, Hu B et al. *Materials & Design*[J], 2024, 244: 113200
- [14] Wang Q, Hu B, Zhao H G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 894: 146188
- [15] Li Z L, Zhang D D, Su X L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 660: 115
- [16] Wang L, Jiang W G, Lou L H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 629: 247
- [17] Lu Q, Pei Y L, Li S S et al. *Materials & Design*[J], 2017, 130: 69
- [18] Shi Z X, Liu S Z, Wang X G et al. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2017, 30(7): 614
- [19] Zhuo L C, Liang S H, Wang F et al. *Materials Characterization*[J], 2015, 108: 16
- [20] Zhuo L C, Xiong J C, Chen Q Y et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 136: 281
- [21] Pan C L, Yao Z H, Ma Y W et al. *Materials Characterization*[J], 2023, 203: 113155
- [22] Zhang Z L, Zhao Y, Shan J G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141678
- [23] Guth S, Doll S, Lang K H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 642: 42
- [24] Guth S, Doll S, Lang K H. *Procedia Engineering*[J], 2014, 74: 269
- [25] Jo C Y, Kim H M. *Materials Science and Technology*[J],

- 2013, 19(12): 1671
- [26] Wei Wenjuan(魏文娟), Tang Haijun(唐海军), Feng Qiang(冯强). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011, 39(8): 42
- [27] Strunz P, Petrenec M, Gasser U *et al. Journal of alloys and compounds*[J], 2014, 589: 462
- [28] Liu Changkui(刘昌奎), Zhang Bing(张兵), Tao Chunhu(陶春虎) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2009(3): 129
- [29] Zhang B, Cao X G, Liu D L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(5): 1286
- [30] Zhuo L C, Xu T, Wang F *et al. Materials Letters*[J], 2015, 148: 159
- [31] Wang D L, Jin T, Yang S Q *et al. Materials Science Forum*[J], 2007, 546: 1229

Effect of Heat Treatment Process on Recrystallization of Directional-Solidified Superalloy 4777DS

Zhang Qiongyuan^{1,2,4}, Zhang Ziyue³, Yang Atao^{1,4}, Lv Mengxue³, He Qungong^{1,4}, Yao Zhihao³, Wang Haiyang^{1,4}, Dong Jianxin³

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

(2. School of Materials Sciences and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

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

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

Abstract: The effects of different heat treatment processes, alloy states, and stress relief annealing processes on recrystallization defects in 4777DS superalloy were studied using SEM and EBSD. SEM observation shows that the γ' phase near the surface of the sandblasted sample undergoes deformation, changing from an initial butterfly shape to a long strip distribution on the alloy surface. The observation of recrystallization of the alloy after insulation at different heat treatment temperatures shows that the temperature at which recrystallization occurs is 1055 °C. When the heat treatment temperature is higher than the dissolution temperature of the γ' phase, recrystallization presents an equiaxed morphology, while when the heat treatment temperature is lower than the dissolution temperature of the γ' phase, it presents a cellular recrystallization morphology. With the prolongation of heat treatment time, the proportion of large angle grain boundaries decreases, and the resulting annealing twins help to reduce distortion energy. A comparison of recrystallization behavior under different initial alloy states reveals that the as-cast alloy exhibits the highest tendency for recrystallization. In line with practical engineering requirements, a shorter annealing time can effectively reduce the recrystallization degree of alloys.

Key words: directional solidification; superalloy; recrystallization; heat treatment; alloy state

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