

基于显微组织特征的定向凝固高温合金 涡轮叶片服役温度评价方法

张 迈¹, 王 尧^{1, 2}, 吴雨萌^{1, 3}, 卢广先^{1, 4}, 崔丽丽¹, 王海文¹, 张 剑¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095;

2. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819; 3. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

4. 西北工业大学力学与土木建筑学院, 陕西西安 710072)

摘要: 采用SEM观察了一种第二代定向凝固高温合金在860~1 140 °C热暴露后的显微组织演变情况。结果表明, 一次 γ' 相、 γ 基体、二次 γ' 相随温度升高呈规律性变化。温度低于980 °C时, 一次 γ' 相及基体保持相对稳定, 无二次 γ' 相析出, 超过980 °C后, 随温度升高, 一次 γ' 相体积分数降低, 尺寸增加, 基体通道宽度增加, 二次 γ' 相析出且尺寸和体积分数增加。根据显微组织特征参量的变化规律, 提出一种基于显微组织参量评估涡轮叶片服役温度的模型及方法, 具有一定的工程应用价值。

关键词: 定向凝固高温合金; 显微组织; 服役温度; 涡轮叶片

涡轮叶片作为航空发动机的核心构件, 长期服役于极端高温、复杂应力与氧化腐蚀耦合的严苛环境, 其服役温度往往是决定发动机性能与寿命的核心参数^[1-2]。涡轮叶片的外形结构设计、冷却结构布局 and 材料选型等与叶片热载荷分布密切相关, 而对航空发动机涡轮叶片进行温度监测是评估热载荷分布最直接有效的方法^[3]。此外, 发动机工作过程中由于燃烧室积油起火、涡轮出口周向温度不均等现象, 会导致涡轮叶片的服役温度升高, 即出现超温^[4-5]。发生超温后, 对叶片服役温度进行准确分析, 可以为诊断超温根源提供参考。因此对涡轮叶片服役温度进行分析, 以了解涡轮叶片热载荷分布, 对保证发动机的稳定运行具有重要意义。

目前, 涡轮叶片服役温度的计算主要依赖数值模拟, 测量则主要分为接触式测温(如热电偶、示温漆)及非接触式测温(如辐射测温)^[6-7]。数值模拟虽能生成详细温度场, 却高度依赖边界条件和材料参数的准确性; 热电偶的使用可能对温度场带来扰动, 同时受限于安装位置, 无法全面捕捉复杂几何结构下的叶片实际温度分布; 示温漆的测温结果不连续, 不能实时获取测试数据; 红外辐射通过检测表面辐射估算温度, 但高温燃气环境及叶片高速旋转带来的干扰可能导致反射误差^[8]。此外, 受冷却结构及涂层的影响, 上述方法难以准确预测及监控涡轮叶片基体的实际服役温度。

鉴于上述方法在涡轮叶片基体温度分析方面的局限性, 近年来越来越多的研究聚焦于基于显微组织演变的温度分析技术^[9-13]。镍基高温合金中富含 γ' 相, 这一强化相的尺寸、形状和体积分数随温度与时间将发生规律性变化, 因此可作为推断叶片热历史的可靠指标。已有研究表明, γ' 相粗化遵循特定的动力学规律, 通过显微分析可估算叶片的服役温度与服役时间^[14-16]。如Chen等发现, DZ125合金枝晶干 γ' 相的面积分数主要与服役温度相关, 因此认为 γ' 相的面积分数和形貌因子可作为评价叶片服役温度的损伤参量^[17]。部分研究则结合 γ' 相体积分数和形貌特征, 借助机器学习构建了温度-显微结构关联模型^[18]。

定向凝固高温合金具有良好的中、高温综合性能以及抗冷热疲劳性能, 广泛

作者简介:

张迈(1997-), 男, 工程师, 硕士, 主要研究方向为定向和单晶高温合金。E-mail: 18811317156@163.com

通信作者:

张剑, 男, 研究员, 博士。电话: 010-62498231, E-mail: 6211zhangjian@gmail.com

中图分类号: TG132.3⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)07-0915-09

收稿日期:

2025-03-13 收到初稿,
2025-04-09 收到修订稿。

用于航空发动机涡轮叶片。本研究以一种第二代定向凝固高温合金为研究对象,建立其在较宽温度范围(860~1 140 ℃)内的显微组织图谱,系统分析 γ' 相的演变规律。在此基础上,将 γ' 相的尺寸和体积分数等特征与温度关联,以期对服役叶片的温度分析提供技术支持。

1 试验材料与方法

采用由真空感应熔炼而成的母合金锭,在真空中入炉中重熔,浇注成具有定向柱晶组织的叶片,叶片定向晶粒生长方向与主轴的偏离角度不大于15°,合金名义成分如表1所示。对叶片进行标准热处理,热处理制度为固溶(1 275 ℃, 30~60 min/空冷)+一级时效(1 120 ℃, 4 h/空冷)+二级时效(1 080 ℃, 4 h/空冷)+三级时效(870 ℃, 16 h/空冷)。热处理后,每件叶片在叶身位置垂直于叶片主轴切取高度为10 mm的截面样品,使用箱式电阻炉在860~1 140 ℃范围内以20 ℃为间隔对样品进行等温热暴露,保温1 h后空冷。

经切割-镶样-研磨-电解腐蚀(三氯化铁电解液, 3 V/2 s)制备检测试样。使用Leica DM2700M光学显微镜、JXA-8100电子探针和Zeiss Gemini Sigma 300 VP SEM场发射扫描电镜对样品进行组织表征,通过Image-Pro Plus 6.0软件统计 γ' 相平均尺寸、体积分数及基体通道宽度,以分析组织变化与温度之间的关系。所有

数据均通过以下5次独立试验取均值。针对每个热暴露温度条件,分别从5件独立的叶片样品中切取试样,完成热暴露试验及显微组织分析。

表1 合金名义成分

Tab. 1 Nominal chemical composition of alloys $w_B/\%$

W+Mo	Al+Ta	Cr+Co	Re	Hf	C+B	Ni
6.7	12.5	19	3	1.5	0.02	余量

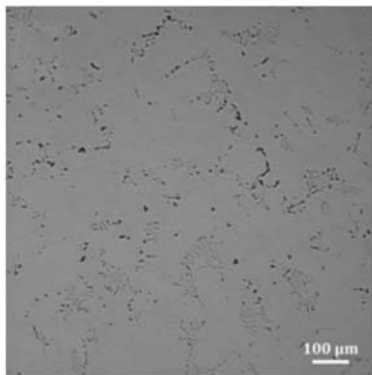
2 试验结果与讨论

2.1 标准热处理态显微组织

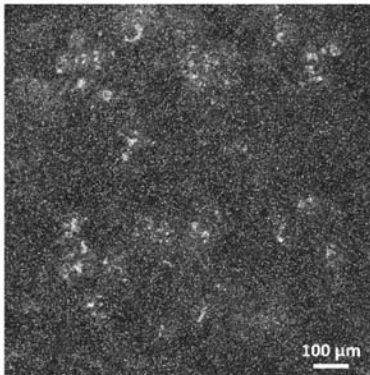
试样经标准热处理后的显微组织如图1所示。从图1中可见,合金呈现典型定向凝固晶粒结构,由基体 γ 相、一次 γ' 相、残余共晶和碳化物等组成,组织较为均匀。如图1(c)所示,枝晶干区域一次 γ' 相呈良好的立方形状貌,平均尺寸为 $(0.44 \pm 0.02) \mu\text{m}$,体积分数为 $71.1\% \pm 1.8\%$, γ 基体通道平均宽度为 $(45 \pm 14) \text{ nm}$,通道中未见细小二次 γ' 相析出。标准热处理后的合金各元素偏析程度较小,如图1(d)所示。

2.2 不同温度下合金显微组织特征

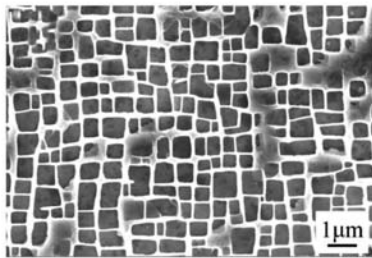
860~1 140 ℃热暴露后合金在5 000倍及20 000倍下的SEM图像分别如图2和图3所示。当热暴露温度低



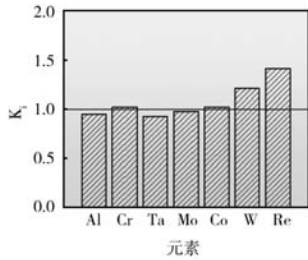
(a) 疏松



(b) 枝晶



(c) 枝晶干 γ'



(d) 偏析系数

图1 标准热处理态组织

Fig. 1 Standard heat treatment microstructures

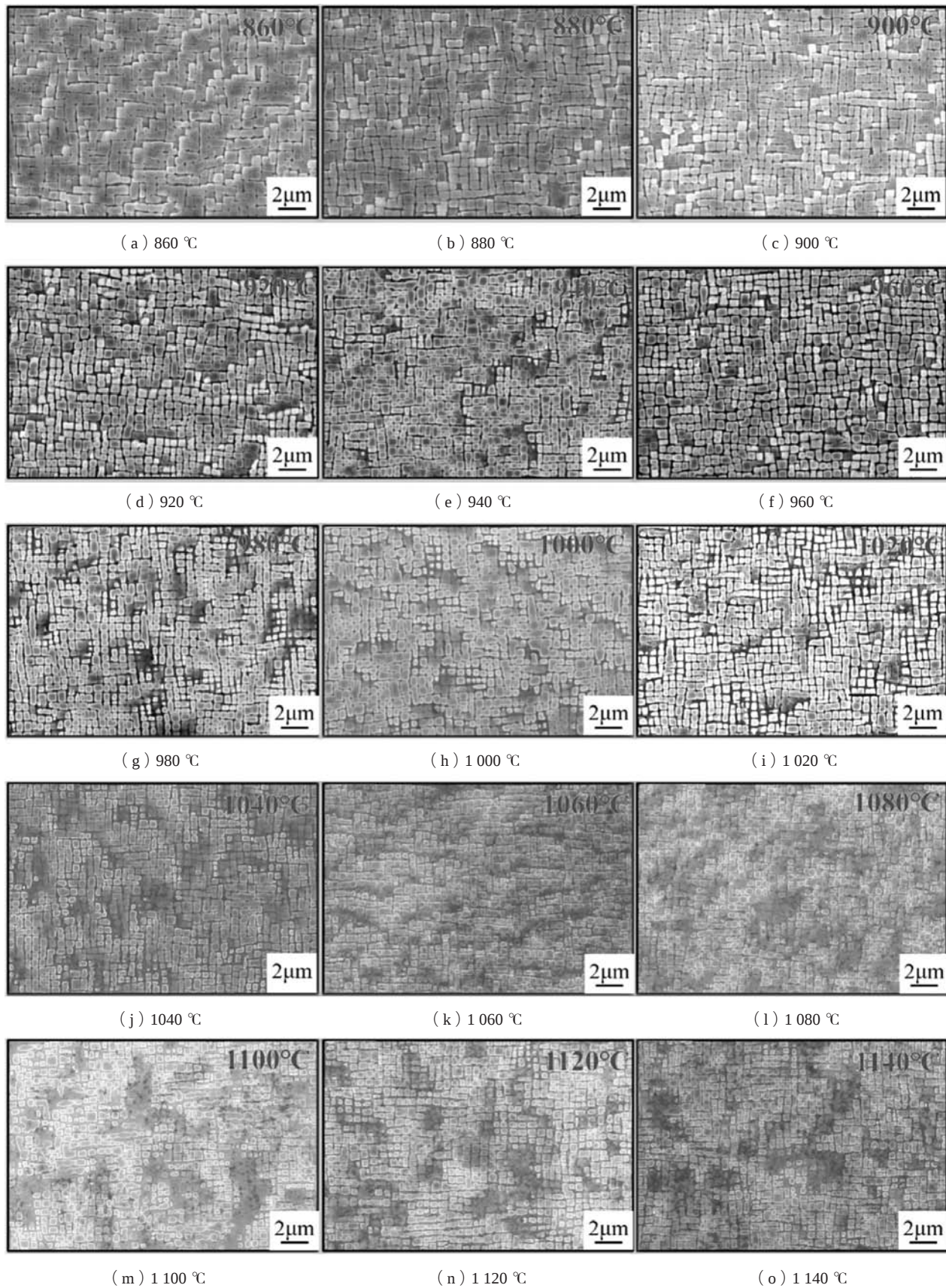


图2 860~1 140 °C热暴露后合金5 000倍下的显微组织图谱

Fig. 2 Microstructures at 5000x of the samples after thermal exposure from 860 to 1 140 °C

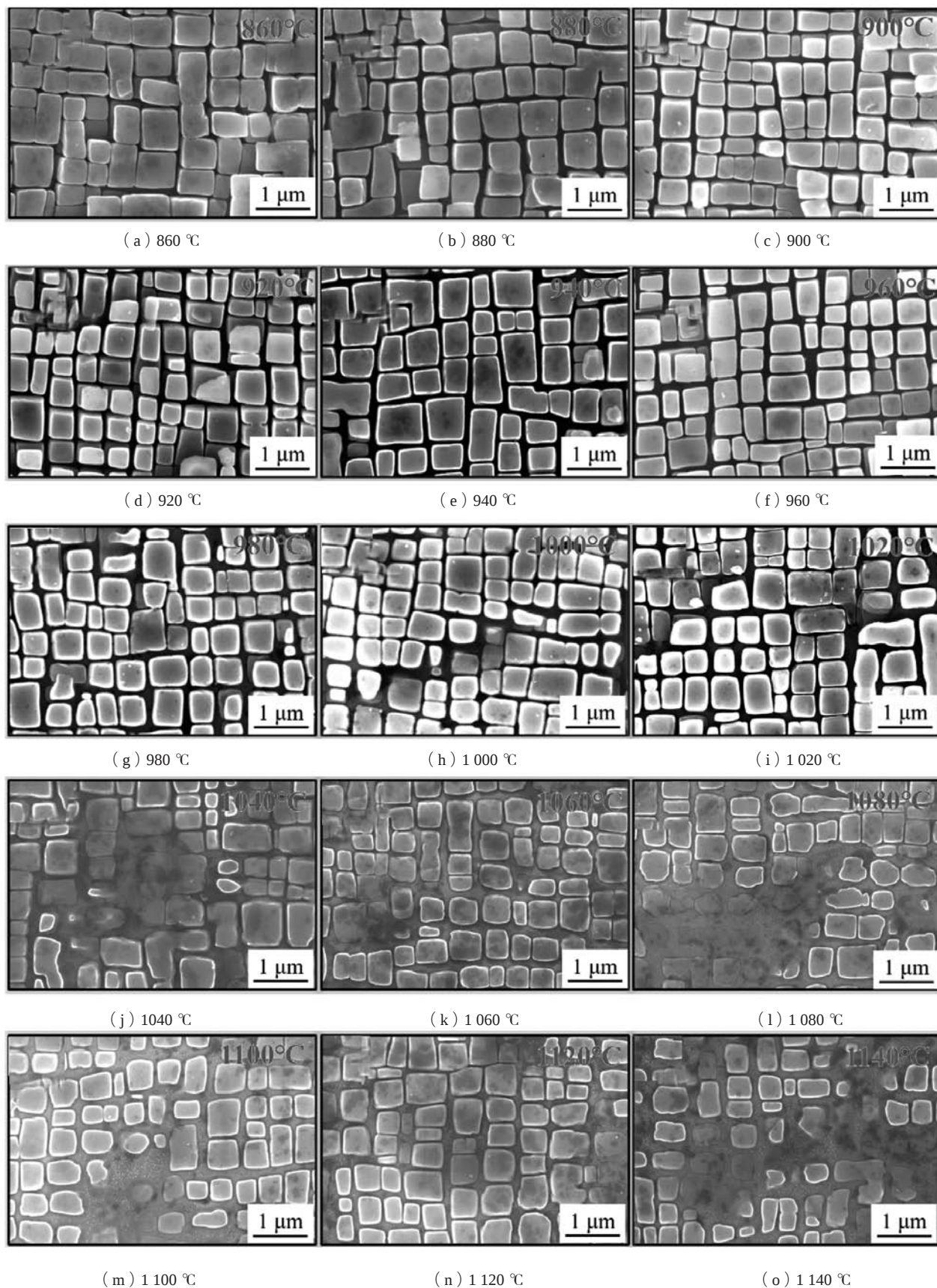


图3 860~1140 °C热暴露后合金20000倍下的显微组织图谱

Fig. 3 Microstructures at 20000x of the samples after thermal exposure from 860 to 1140 °C

于980 ℃时,合金中的一次 γ' 相保持较为均匀的立方形状,没有发生明显的粗化或合并现象,且 γ 基体通道相对狭窄,未析出二次 γ' 相,与标准热处理后的组织接近,如图2(a-f)及图3(a-f)所示。在较低温度下,由于溶质扩散所需能量不足,溶质原子的扩散速率受到限制,从而导致 γ' 相的变化并不明显^[19]。当热暴露温度达到980 ℃时,一次 γ' 相开始发生粗化, γ 基体通道开始变宽,同时通道中析出了数量极少的细小二次 γ' 相颗粒,如图2(g)及图3(g)所示。随着热暴露逐渐增加至1 140 ℃,一次 γ' 相尺寸增大,体积分数降低,立方度略有降低,而 γ 基体通道则进一步加宽,如图2(h-o)及图3(h-o)所示。

在热暴露过程中,根据Ostwald熟化理论, γ' 相将发生回溶和长大,根据Gibbs-Thomson定理, γ' 相周围的溶质浓度随相界面曲率而变化,可由式(1)计算^[20]。

$$C_r = C_e \exp \left[\frac{2r\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{r} \right] \approx C_e \left[1 + \frac{2r\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{r} \right] \quad (1)$$

式中: C_r 为半径为 r 的 γ' 相周围溶质浓度; C_e 为半径为无穷大的 γ' 相周围溶质平衡浓度; γ 为两相界面能; Ω 为溶质摩尔体积; R_B 为气体常数; T 为绝对温度。由式(1)可知,合金中小尺寸 γ' 相附近的溶质浓度高于大尺寸 γ' 相,两处的浓度梯度导致溶质向大尺寸 γ' 相扩散,进而导致小尺寸 γ' 相溶解而大尺寸 γ' 相长大。同时, γ' 相的长大受合金元素扩散的控制,温度越高,元素扩散速度越快, γ' 相的生长速度也越快^[21-22]。因此,随着热暴露温度由980 ℃增加到1 140 ℃,合金整体上呈现出 γ' 相体积分数减小而尺寸增加的趋势。

860~1 140 ℃热暴露后合金在50 000倍下的SEM图像如图4所示。图中进一步展示了二次 γ' 相在不同温度热暴露后的演变情况。如前所述,在热暴露温度低于980 ℃的样品中未观测到二次 γ' 相,而当热暴露温度升高至980 ℃时,基体通道中有极少量的细小二次 γ' 相析出,随热暴露温度进一步升高至1 140 ℃,二次 γ' 相的尺寸及体积分数均有所增加。分析认为,基体中的一次 γ' 相在高温下不断溶解,导致基体中溶质过饱和,同时基体通道宽度的增加导致基体通道内 γ' 形成元素的扩散距离不断增加,因此冷却过程中基体中的部分过饱和溶质无法扩散至原有一次 γ' 相上促使其继续生长,而是直接在 γ 基体通道内析出,因此在基体通道内出现了尺寸较小的二次 γ' 相^[23-24]。这些二次 γ' 相的生长同样遵循扩散控制的LSW理论,因此随温度升高其尺寸及体积分数均有所增加。

对860~1 140 ℃热暴露后合金 γ' 相尺寸、体积分数及 γ 基体通道宽度进行了定量表征,如图5所示。可见,在误差范围内,一次 γ' 相尺寸及体积分数,基体通道宽度,二次 γ' 相尺寸及体积分数随热暴露温度呈规律性变化,且在980 ℃附近存在较为明显的拐点,在该温度以上,随着温度的升高,一次 γ' 相尺寸及体积分数开始出现较为明显的变化。同时,二次 γ' 相的析出与一次 γ' 相尺寸及体积分数的变化同步发生,进一步表明前者的析出是由于后者部分溶解后基体中溶质过饱和而导致的。

2.3 基于多参数评估服役温度的方法

基于之前得到的关键数据,提出了一种数学模型,以揭示本研究所用定向凝固高温合金在860~1 140 ℃温度范围内显微组织参量与温度之间的关联,并由此提出一种基于多参数评估服役温度的方法。

根据LSW粗化理论及Arrhenius方程,一次 γ' 相尺寸 d 的演变可通过温度依赖的扩散控制模型表示:

$$d^3 - d_0^3 = Kt \exp(Q/RT) \quad (2)$$

式中: d 为热暴露后的一次 γ' 相平均尺寸, d_0 为热暴露前一次 γ' 相平均尺寸, K 为动力学常数, t 为热暴露时间, Q 为体扩散激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度。

一次 γ' 相体积分数 f 的下降趋势与 γ' 相在 γ 基体中的溶解行为密切相关,可采用线性近似表示为:

$$f = f_0 - kt \quad (3)$$

式中: f_0 为初始体积分数, k 为与温度有关的系数。

γ 基体通道宽度 w 的增宽与一次 γ' 相的溶解和粗化过程相关,可通过指数模型表征:

$$w = w_0 \exp(pT) \quad (4)$$

式中: w_0 为初始宽度, p 为增长指数。

二次 γ' 相的析出和生长在980 ℃以上尤为显著,其尺寸 d_s 的同样可表达为:

$$d_s = c(T - T_c)^n \quad (T \geq T_c) \quad (5)$$

式中: T_c 约为980 ℃, c 和 n 为拟合参数,当 $T < T_c$ 时, $d_s = 0$ 。

二次 γ' 相体积分数 f_s 则随温度呈指数增长,表示为:

$$f_s = g \exp[h(T - T_c)] \quad (6)$$

式中: T_c 约为980 ℃, g 和 h 为拟合参数,当 $T < T_c$ 时, $f_s = 0$ 。

考虑到二次 γ' 相的出现标志着温度超过临界点,本研究采用分段线性回归策略。若样品显微组织中未检测到二次 γ' 相(即 $d_s = 0$ 且 $f_s = 0$),服役温度 T 通过以下模型估算,输入参数包括一次 γ' 相尺寸、体积分数

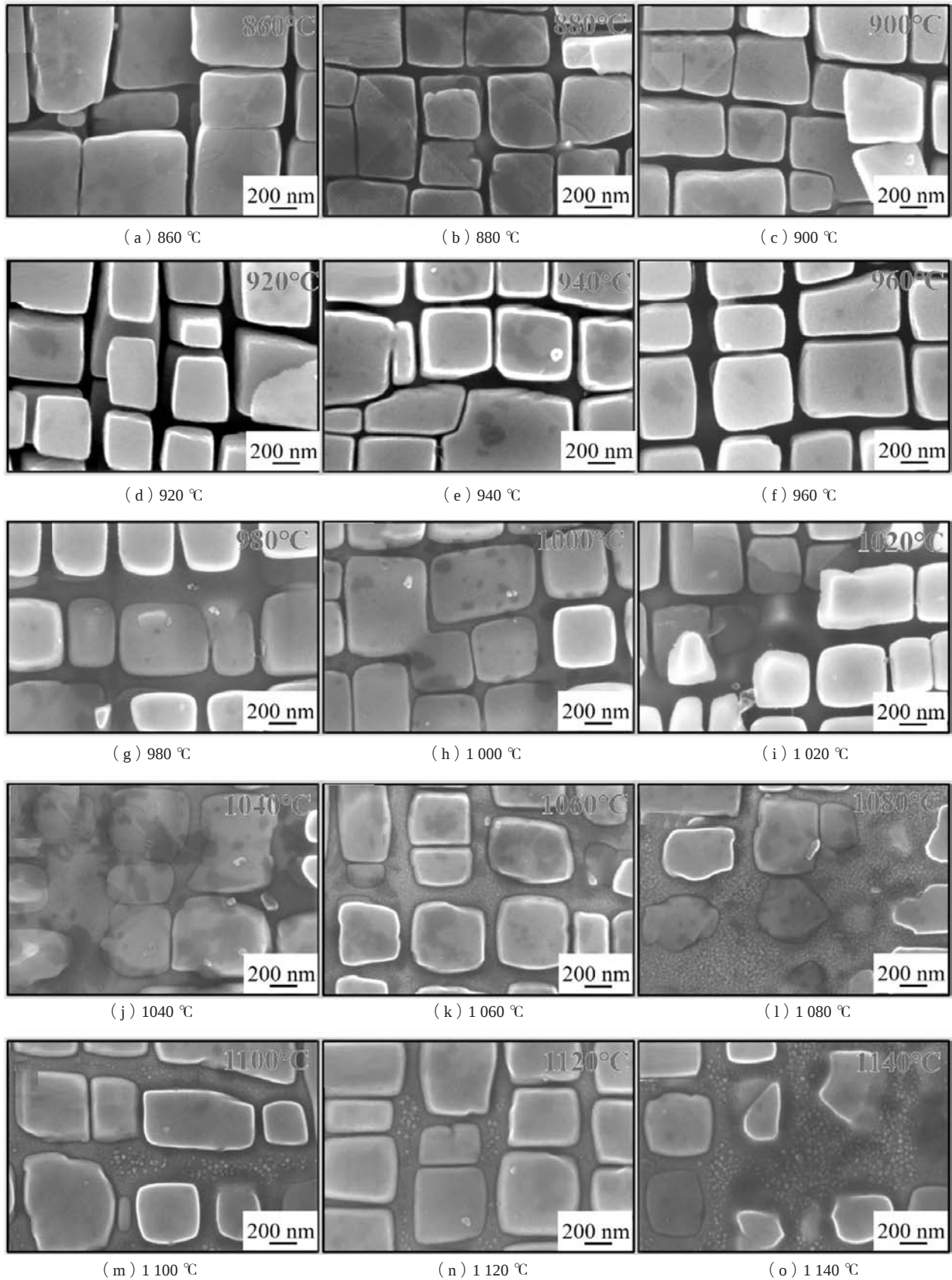


图4 860~1140 °C热暴露后合金50 000倍下的显微组织图谱

Fig. 4 Microstructures at 50 000x of the samples after thermal exposure from 860 to 1140 °C

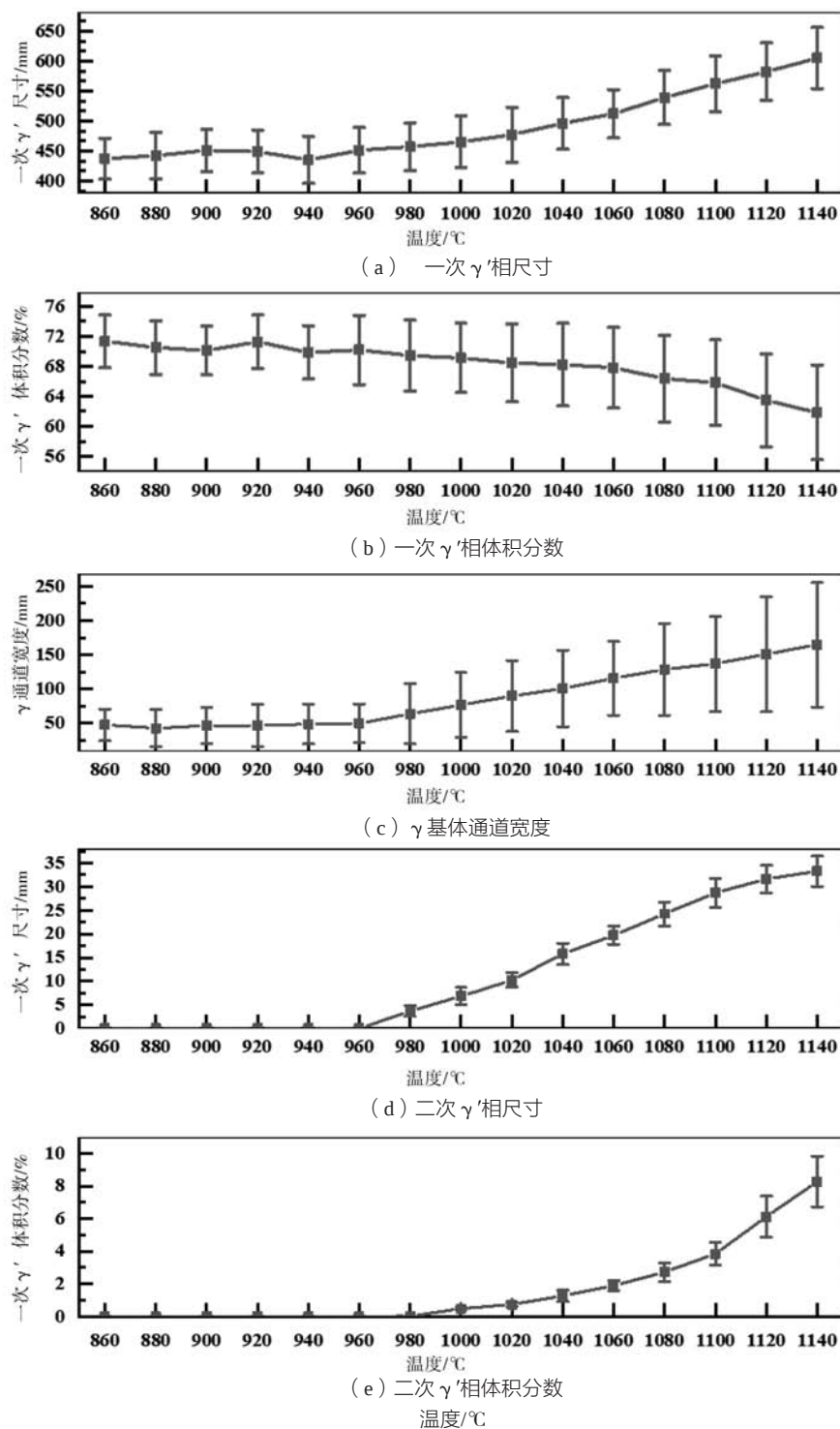


图5 随热暴露温度变化的显微组织特征参量演变图

Fig. 5 Evolution diagrams of microstructural characteristic parameters with thermal exposure temperature

和 γ 基体通道宽度。

$$T = b_0 + b_1 d + b_2 f + b_3 w \quad (7)$$

若检测到二次 γ' 相 (即 $d_s > 0$ 、 $f_s > 0$)，则通过以下模型估算，模型中额外纳入二次 γ' 相尺寸和体积分数

$$T = c_0 + c_1 d + c_2 f + c_3 w + c_4 d_s + c_5 f_s \quad (8)$$

模型系数 b_i 和 c_i 通过对图5数据的多元线性回归拟合确定，其中低温区间 ($T < 980$ °C) 基于860 °C至960 °C数据，高温区间 ($T \geq 980$ °C) 基于980 °C至1140 °C数据。

该方法充分挖掘了显微组织特征参量的协同变化规律,与数值模拟技术及各种测温方法相比,该方法避免了涂层及冷却结构对基体服役温度的影响。通过测量分析实际服役叶片的显微组织特征,并应用上述模型,可直接对叶片基体服役温度进行量化评估。

3 结论

(1) 在860 ℃至1 140 ℃热暴露范围内,一次 γ' 相尺寸及体积分数、 γ 基体通道宽度、二次 γ' 相尺寸及体积分数随温度升高而变化,特别是在980 ℃附近出现拐点。低于980 ℃时,一次 γ' 相及基体通道保持稳定,无二次 γ' 相析出;超过980 ℃后,随温度升

高,一次 γ' 相体积分数降低,尺寸增加,基体通道宽度增加,二次 γ' 相析出且尺寸和体积分数不断增加。

(2) 基于显微组织特征参数与温度之间的关联,建立了包含一次 γ' 相尺寸、体积分数、 γ 基体通道宽度以及二次 γ' 相尺寸和体积分数在内的多参数评估服役温度的数学模型,该模型通过多元线性回归拟合确定系数。

(3) 提出了一种基于显微组织参量评估涡轮叶片服役温度的方法,通过测量实际服役叶片的显微组织参量,并应用该模型,可对叶片基体服役温度进行评估,具有一定的工程应用价值。

参考文献:

- [1] REED RC. The superalloys: fundamentals and applications [M]. New York: Cambridge University Press, 2008: 90–98.
- [2] 张国庆, 滕超逸. 航空航天先进结构材料技术现状及发展趋势 [J]. 航空材料学报, 2024, 44 (2): 1–12.
- [3] 赵莹泽. 航空发动机涡轮叶片温度及燃气浓度反演研究 [D]. 长春: 中国科学院大学 (中国科学院长春光学精密机械与物理研究所), 2021.
- [4] 陶春虎, 钟培道, 王仁智, 等. 航空发动机转动部件的失效与预防 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2008: 64–69.
- [5] CHABOCHE J L, GALLERNEAU F. An overview of the damage approach of durability modelling at evaluated temperature [J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials Structures, 2001, 24: 405–418.
- [6] 李江航. 航空发动机测温系统的设计与实现 [D]. 太原: 中北大学, 2022.
- [7] 郑凯丰. 航空发动机涡轮叶片辐射测温算法及系统设计研究 [D]. 长春: 中国科学院大学 (中国科学院长春光学精密机械与物理研究所), 2021.
- [8] LIU S, HUANG Y, HE Y, et al. Review of development and comparison of surface thermometry methods in combustion environments: principles, current state of the art, and applications [J]. Processes, 2022, 10 (12): 2528.
- [9] BOGDAN M. An attempt of evaluation of overheating of gas turbine blades [J]. Journal of Polish CIMAC-Diagnosis, Reliability and Safety, 2008, 3 (1): 25–32.
- [10] 赵文侠, 李莹, 范映伟, 等. 涡扇发动机二级转子叶片超温断裂分析 [J]. 材料工程, 2012 (8): 39–44.
- [11] 赵云松, 张迈, 郭小童, 等. 航空发动机涡轮叶片超温服役损伤的研究进展 [J]. 材料工程, 2020, 48 (9): 24–33.
- [12] 冯强, 付超, 李龙飞, 等. 一种高温合金涡轮叶片服役条件的评估方法 [P]. 北京市: CN110411850B, 2020–10–09.
- [13] 李艳明, 高志坤, 王威, 等. 一种镍基高温合金涡轮叶片服役组织损伤评价方法 [P]. 辽宁省: CN111366450A [P]. 2020–07–03.
- [14] 王祎帆, 赵文侠, 郑真, 等. 不同服役温度时间下IC10高温合金组织演变研究 [J]. 失效分析与预防, 2020, 15 (1): 12–17.
- [15] GIRAUD R, HERVIER Z, CORMIER J, et al. Strain effect on the γ' dissolution at high temperatures of a nickel-based single crystal superalloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44 (1): 131–146.
- [16] LE G J B, DIRAND L, JACQUES A, et al. In situ measurement of the γ/γ' lattice mismatch evolution of a nickel-based single-crystal superalloy during non-isothermal very high-temperature creep experiments [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43 (11): 3946–3951.
- [17] CHEN Y, ZHENG Y, XIAO C, et al. Evaluation of temperature and stress in first stage high pressure turbine blades of a directionally, solidified superalloy DZ125 after service in aeroengines [C]// Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International Symposium of Superalloys. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2016: 701–710.
- [18] LIU Y, WU J, WANG Z, et al. Predicting creep rupture life of Ni-based single crystal superalloys using divide-and-conquer approach based machine learning [J]. Acta Materialia, 2020, 195: 454–467.
- [19] SHARGHI-MOSHATGHIN R, ASGARI S. The effect of thermal exposure on the γ' characteristics in a Ni-base superalloy [J]. Journal of

- Alloys and Compounds, 2004, 368 (1-2): 144-151.
- [20] BALDAN A. Review progress in ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys part I: ostwald ripening theories [J]. Journal of Materials Science, 2002, 37 (11): 2171-2202.
- [21] WANG G L, QI D Q, LIU J D, et al. Effect of interactions among elements on diffusion process associated with γ' coarsening in a Ni-based single-crystal superalloy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33: 1013-1020.
- [22] AI C, ZHAO X, ZHOU J, et al. Application of a modified Ostwald ripening theory in coarsening of γ' phases in Ni based single crystal superalloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 632: 558-562.
- [23] 喻健, 李嘉荣, 史振学, 等. DD6单晶高温合金二次 γ' 相的析出 [J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42 (8): 1654-1658.
- [24] 喻健, 李嘉荣, 方向, 等. 二次 γ' 相演化对DD6单晶高温合金蠕变性能的影响 [J]. 材料工程, 2023, 51 (9): 60-66.

Evaluation Method for Service Temperature of Directionally Solidified Superalloy Turbine Blades Based on Microstructural Characteristics

ZHANG Mai¹, WANG Yao^{1,2}, WU Yu-men^{1,3}, LU Guang-xian^{1,4}, CUI Li-li¹, WANG Hai-wen¹, ZHANG Jian¹

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China; 3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 4. School of Mechanics, Civil Engineering and Architecture, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China)

Abstract:

The microstructure evolution of a second-generation directionally solidified superalloy after thermal exposure at 860-1140 °C was investigated using SEM. The results indicated that the primary γ' phase, γ matrix, and secondary γ' phase exhibit regular changes with increasing temperature. Below 980 °C, the primary γ' phase and γ matrix remained relatively stable, without secondary γ' phase precipitation. When temperatures exceed 980 °C, as the temperature increased, the primary γ' phase showed decreased volume fraction and increased particle size, while the width of the matrix channel increased. The secondary γ' phase occurred with increasing size and volume fraction. According to the variation law of microstructure characteristic parameters, a model and method for evaluating turbine blade service temperature based on microstructure parameters are proposed, which has certain engineering application value.

Key words:

directionally solidified superalloy; microstructure; service temperature; turbine blade
