

# K439B 铸造高温合金双态型 $\gamma'$ 相长期时效粗化行为研究

屈星海<sup>1</sup>, 高磊<sup>1</sup>, 吴一栋<sup>1</sup>, 惠希东<sup>1</sup>, 肖程波<sup>2</sup>, 陈晶阳<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

(2. 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)

**摘要:** 以承温能力达 800 °C 的 K439B 合金为研究对象, 研究该合金标准热处理态组织中  $\gamma'$  相的形态, 以及 800 °C 下时效 6000、7000、8000 和 10000 h 过程中的  $\gamma'$  相演变规律和粗化行为。结果表明, 合金标准热处理后枝晶干  $\gamma'$  相细小均匀, 而枝晶间  $\gamma'$  相呈现出大小两种形态。合金在长期时效后枝晶间区域仍然保留双态型  $\gamma'$  相。合金长期时效后  $\gamma'$  相由标准热处理态的球状逐渐向立方状转变, 立方状  $\gamma'$  相获得了互相平行的边界, 未出现筏排化现象。合金在长期时效过程中,  $\gamma'$  相尺寸增大, 但体积分数变化不明显。 $\gamma'$  相尺寸随时效时长的变化同时符合 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 和相界面扩散控制理论 (TIDC) 两种模型, 其内在原因认为是由于元素在基体与界面的扩散速率相当。

**关键词:** K439B 镍基高温合金; 长期时效; 组织稳定性;  $\gamma'$  相

**中图分类号:** TG132.33

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2025)02-0490-07

具备高熔点、高强度以及优异热力学稳定性的合金材料在航空航天领域得到了广泛应用<sup>[1-4]</sup>。燃烧室是整个航空发动机和重型地面燃机中温度最高的部件之一, 其工作条件非常苛刻。机匣在燃烧室中起到形成燃气流通道的作用, 同时燃烧室机匣结构复杂, 需要承受和传递一定的力, 这就要求机匣合金材料具备较强的抗氧化性能、瞬时力学性能、抗蠕变性能以及铸造焊接工艺性能, 并且在工作温度下具有良好的长期组织稳定性。

随着航空发动机的不断迭代, 涡轮前进口温度越来越高, 对主燃烧室核心热端部件的承温能力提出了更高的要求<sup>[5-7]</sup>。为此, 北京航空材料研究院针对航空发动机燃烧室机匣类部件研发了承温能力可达 800 °C 的新型镍基铸造高温合金<sup>[8]</sup>。此合金具有优异的力学性能、铸造和焊接性能, 在发动机燃烧室机匣等重要构件具有广阔应用前景。K439B 合金在成分设计时, 为了满足主燃烧室核心热端部件的承温能力不断提高的需要<sup>[9]</sup>, 在合金中添加了比较多的 W、Ti、Al、Nb、Ta 等难熔元素或析出强化相形成元素, 该设计策略在获得优异高温强度的同时, 必然也会影响合金的组织稳定性。已有研究表明, 镍基高温合金中的元素种类和含量不同, 在长期服役中的组织变化规律和析出相种类也不同, 而不同工艺的同成分合金在长期时效中的组织变化也表现出一些差异。合

金中 W、Nb、Ta 等难熔元素在长时热暴露下会出现偏聚的现象, 从而增加拓扑密堆相 (TCP) 的析出倾向, 而 TCP 相的析出会严重损害高温合金的高温性能<sup>[10-15]</sup>。在长期时效过程中,  $\gamma'$  相的粗化会伴随着形态变化, 而形态变化受到诸如弹性性能、体积分数、错配度、塑性变形、外加应力和晶体学取向等因素影响<sup>[16]</sup>。在长时热暴露过程中,  $\gamma'$  相会出现一定程度的定向粗化, 尤其是使用温度较高的单晶合金, 还会出现筏排组织<sup>[17]</sup>。Shi 等人<sup>[18]</sup>对 Ni-17at% Al 合金的  $\gamma'$  相粗化动力学进行了研究, 发现合金在 830 °C 时效过程中析出的近立方状  $\gamma'$  相在较短时间内向立方状转化, 之后再逐渐转化为矩形状条带。 $\gamma'$  相还可能彼此相连成条状, Wang 等人<sup>[19]</sup>对耐热腐蚀镍基合金进行了长时热暴露研究, 发现在时效 1000 h 后立方状二次  $\gamma'$  颗粒退化成圆角立方颗粒, 时效 3000 h 后出现部分  $\gamma'$  相连的现象。一些元素的添加会影响  $\gamma/\gamma'$  错配度, 进而增加  $\gamma'$  相的形貌稳定性, 例如 Zhang 等人<sup>[20]</sup>在单晶合金中加入 8% (质量分数) 的 Ta 获得了更大的错配度绝对值, 在时效 2000 h 后  $\gamma'$  相仍然保持立方状形貌, 而在 Ta 含量较低的合金中  $\gamma'$  相长期时效后变为球状。

K439B 合金是一种  $\gamma'$  相沉淀强化型合金。因此, 合金中  $\gamma'$  相的析出形态及其在长期时效过程中的稳定性对合金的服役性能起到至关重要的作用。由于 K439B 合

收稿日期: 2024-01-29

基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VI-0004-0117); 先进高温结构材料重点实验室基金项目 (6142903220101); 国家重点研发计划 (2022YFB3706804)

作者简介: 屈星海, 男, 1998 年生, 硕士, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, E-mail: 17803869906@163.com

金含有较高含量的合金元素,在凝固过程中会产生枝晶偏析,Al、Ti、Ta等元素会在枝晶间区域富集,易导致大尺寸 $\gamma'$ 相和 $\gamma+\gamma'$ 共晶组织析出。然而,迄今为止关于该合金中 $\gamma'$ 相析出形态以及其在近服役温度下一万小时级别的长时组织稳定性鲜有报道。为此,本实验研究了K439B合金经过标准热处理后枝晶干和枝晶间 $\gamma'$ 相的形态和形成原因,重点考察了该合金经800℃长期时效至10000h过程中 $\gamma'$ 相的变化规律,探讨了 $\gamma'$ 相的粗化机理。该工作有望对该新型合金的全面性能和寿命周期评估,进一步扩展其应用范围并提供实验和理论参考。

## 1 实验

实验所用的新型铸造镍基高温合金K439B成分同文献[8]。首先采用真空感应熔炼炉制备母合金锭,然后利用真空熔炼炉制备合金试棒。采用非真空热处理炉对K439B合金试棒进行标准热处理,随后开展800℃不同长时间的时效处理。金相试样的制取是采用 $\text{HNO}_3:\text{HF}:\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3=1:2:1$ (体积比)溶液进行化学腐蚀,采用 $\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}=1:2:17$ (体积比)进行电解腐蚀。显微组织表征是在LEICA DM600M型光学显微镜(OM)和附带能谱仪(EDS)的ZEISS SUPRA 55型场发射扫描电镜(FE-SEM)进行的。采用F20型透射电子显微镜(TEM)表征相结构,TEM样品是在-25℃和25V的条件下,使用 $\text{HClO}_4:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:9$ (体积比)溶液,通过双射流减薄法制备TEM样品。利用Image-Pro Plus和Photoshop软件统计了800℃时效6000、7000、8000以及10000h二次枝晶臂间距、 $\gamma'$ 相平均尺寸和面积分数,并用LSW和TIDC两种模型对 $\gamma'$ 相平均尺寸和时效时间进行了拟合。

## 2 结果与讨论

### 2.1 合金标准热处理中的双态 $\gamma'$ 相及其形成机理

标准热处理态组织近似被认为是一种平衡组织。本研究首先利用JMatPro软件进行了K439B合金热力学计算,合金的相组成如图1所示。从图中可知,合金在800℃下 $\gamma'$ 相的含量约为32%。 $M_{23}C_6$ 型碳化物的含量随着温度增加而下降,且其平衡溶解温度为841℃,而MC型碳化物在800~1300℃范围内稳定存在。在800℃时 $M_{23}C_6$ 型碳化物和MC型碳化物的平衡含量分别为1.72%和0.29%。

K439B合金宏观枝晶形貌如图2所示。合金在标准热处理后,共晶组织基本消除,同时获得了锯齿状晶界,并且仍然可以在光镜下观察到较浅的枝晶花样,其中衬度较亮的区域为枝晶干区域,衬度较暗的区域为枝晶间区域,枝晶间区域聚集着许多细小的碳化物。

K439B合金经标准热处理后的组织SEM形貌如图3所示。可见碳化物聚集在枝晶间区域,部分碳化物沿晶界分布。陈晶阳等<sup>[9]</sup>研究表明,白色的碳化物富Ti、Ta和

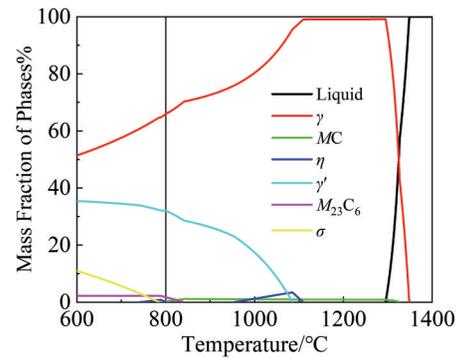


图1 利用JMatPro软件计算的K439B合金相组成

Fig.1 Phase composition of K439B alloy calculated by JMatPro software

Nb等元素,为MC型碳化物,而灰色碳化物为富含Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。这种颗粒状 $M_{23}C_6$ 型碳化物尺寸细小,宽度在186nm左右,沿晶界呈链状不连续分布,如图3b所示。MC型碳化物在标准热处理之前的铸态组织中便大量存在,而 $M_{23}C_6$ 型碳化物是在标准热处理后析出的,并且和 $\gamma'$ 相沿晶界交替析出。另一个值得注意的现象是,在枝晶间(如白色框线内部分)形成了尺寸较大的 $\gamma'$ 相,而在枝晶干部分形成的 $\gamma'$ 相因放大倍数较小,还无法观察到。

图4显示出了K439B合金标准热处理态双态 $\gamma'$ 相形貌。可见,标准热处理后的 $\gamma'$ 相均呈球状,枝晶干区域的 $\gamma'$ 相尺寸细小,呈现均匀分布,平均尺寸为47nm。而在

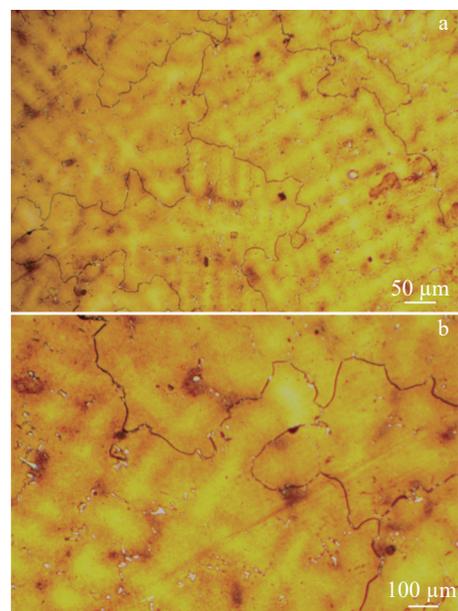


图2 K439B合金标准热处理态枝晶OM照片

Fig.2 OM images of dendritic morphology of K439B alloy in standard heat treated state: (a) low magnification and (b) high magnification

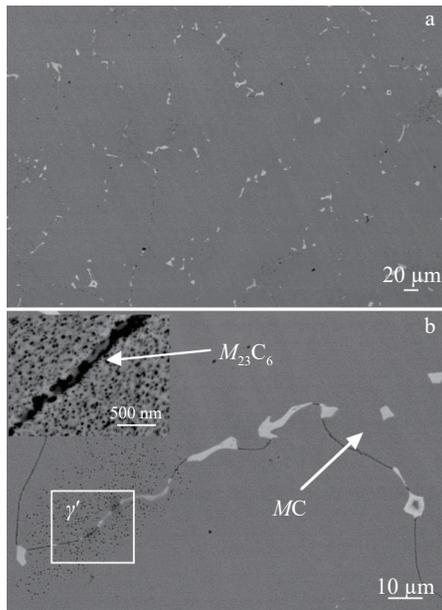


图3 K439B 合金热处理态组织SEM照片

Fig.3 SEM images of K439B alloy after standard heat treatment: (a) low magnification morphology and (b) grain boundary carbides

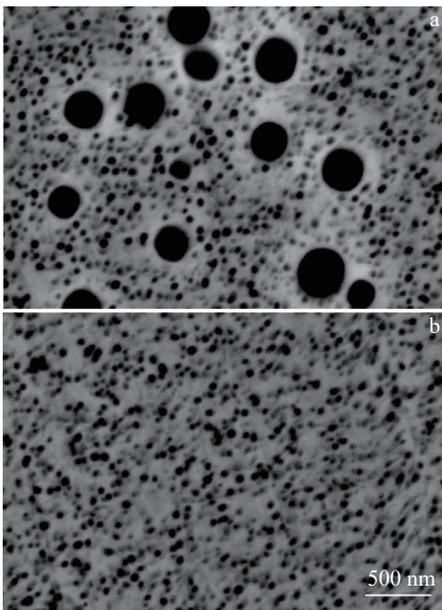


图4 K439B 合金标准热处理态  $\gamma'$  相形貌

Fig.4 Morphologies of  $\gamma'$  phase in the interdendritic (a) and dendritic region (b) of K439B alloy in standard heat treatment state

枝晶间区域存在两种尺寸差别较大的  $\gamma'$  相,即呈现双态型分布,其中大  $\gamma'$  相的尺寸达到 300 nm 以上,而小  $\gamma'$  相和枝晶干  $\gamma'$  相尺寸相近。双态型  $\gamma'$  相的出现通常与  $\gamma'$  相在多阶段热处理过程中的回溶与多次析出有关。在已报道

的研究中,经低于完全固溶温度下的亚固溶处理后就可以得到双态型  $\gamma'$  相,这是因为一次  $\gamma'$  相不完全回溶,在固溶处理的冷却中析出更细小的二次  $\gamma'$  相;而当一次  $\gamma'$  相完全回溶时,固溶处理后冷却过程中析出的二次  $\gamma'$  相,在随后的时效过程中就容易长大。相对来说,一次时效中析出的三次  $\gamma'$  相或者两级时效中析出的不同尺寸  $\gamma'$  相尺寸较小,从而也会形成双态型分布;除了热处理温度,不同的冷却速度也会影响双态型  $\gamma'$  相的产生<sup>[21-23]</sup>。本研究中,双态  $\gamma'$  相的形成首先归因于合金成分,该合金中的 Al+Ti+Nb 含量较高,因此容易富集在枝晶间,导致产生枝晶偏析,甚至形成共晶。由图 1 可知,本工作采用的固溶温度为 1160 °C,属完全固溶,但由于在枝晶间富集了大量  $\gamma'$  相形成元素,作者认为,该双态  $\gamma'$  相中的大尺寸  $\gamma'$  相系固溶处理后冷却过程中析出的,同时,由大尺寸  $\gamma'$  相的圆形形态,也容易判断大尺寸  $\gamma'$  相是热处理过程析出的,而小尺寸  $\gamma'$  相则是在后续时效过程中形成的。

### 2.2 长期时效过程中 $\gamma'$ 相的演变规律

K439B 合金在 800 °C 时效 6000~10 000 h 枝晶 OM 形貌如图 5 和图 6 所示。可见,合金组织仍呈现发达枝晶形貌,枝晶间区域的深色衬度来自  $\gamma'$  相的双态型分布。大  $\gamma'$  相颗粒在枝晶间区域呈聚集性分布,同时还伴随着碳化物析出,如图 6a 和 6b 所示。在晶界处存在不连续灰色相,这些相是由 MC 转化的  $M_{23}C_6$  和  $\gamma'$  相。对比 8000 和 10 000 h 组织形貌,可见 MC 数量减少,  $\gamma'$  尺寸有所增大和体积分数有所减少。值得注意的是, K439B 合金在长期时效长达 10 000 h 的过程中,并未观察到  $\eta$  相和  $\sigma$  相等有害相的析出。

K439B 合金在 800 °C 长期时效 6000~10 000 h 过程中的  $\gamma'$  相 SEM 形貌如图 7 所示。可见,随着时效时间的延长,  $\gamma'$  相发生了粗化,但是没有呈现筏排化现象。在 4 个时段,合金中  $\gamma'$  相仍呈大小两类形态,每一类  $\gamma'$  相尺寸基本均匀,  $\gamma'$  相均呈带圆角立方状,说明在长期时效 6000~10 000 h 过程中,  $\gamma'$  相由标准热处理后的球状逐渐向立方状转变,在枝晶干区域和枝晶间区域,两种不同尺寸的双态  $\gamma'$  相都呈现明显的圆角立方形貌。同时,长期时效后的立方状  $\gamma'$  相获得了互相平行的边界,这是由相邻  $\gamma'$  相颗粒之间的弹性相互作用及  $\gamma'$  相与基体弹性共格应变导致的<sup>[24]</sup>。

K439B 合金在 800 °C 长期时效 6000~10 000 h 后  $\gamma'$  相的 TEM 图像如图 8 所示。由 8a 和 8b 所示的时效 6000 和 10 000 h 合金的枝晶干  $\gamma'$  相明场相可见,  $\gamma'$  相尺寸明显增大,均匀分布,  $\gamma'$  相与  $\gamma$  相仍存在共格关系,在  $\gamma'$  相周围存在位错线。在 8c~8f TEM 暗场像中,可以观察到  $\gamma'$  相随着等温时长的变化发生明显粗化。长期时效不同时间双态型  $\gamma'$  相发生了不同变化,时效 6000 h 后,枝晶干区域依然保持在小尺寸的  $\gamma'$  相,呈均匀分布,而在枝晶间区域仍

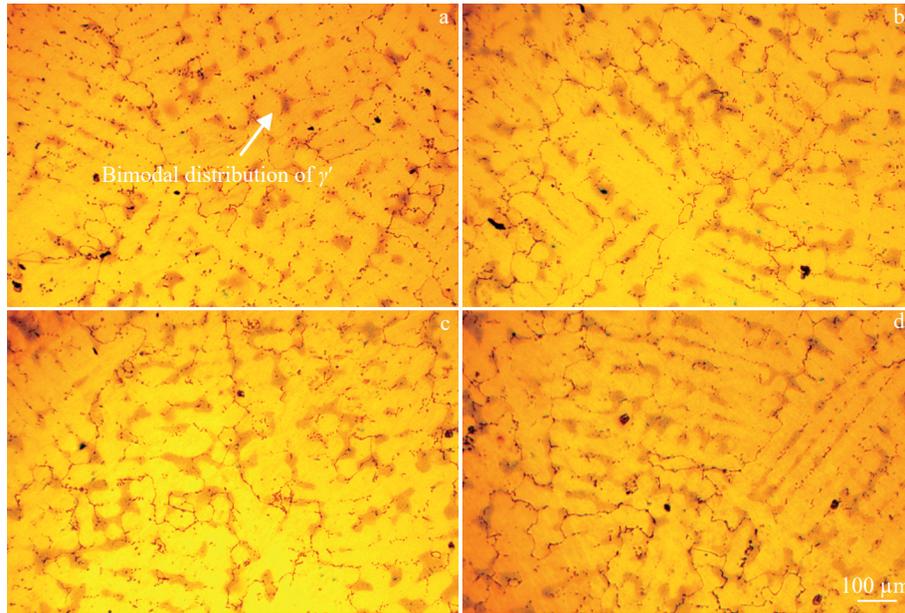


图5 K439B 合金长期时效 6000~10 000 h 枝晶 OM 照片

Fig.5 OM dendritic morphologies of K439B alloy after long-term aging for 6000 h (a), 7000 h (b), 8000 h (c) and 10 000 h (d)

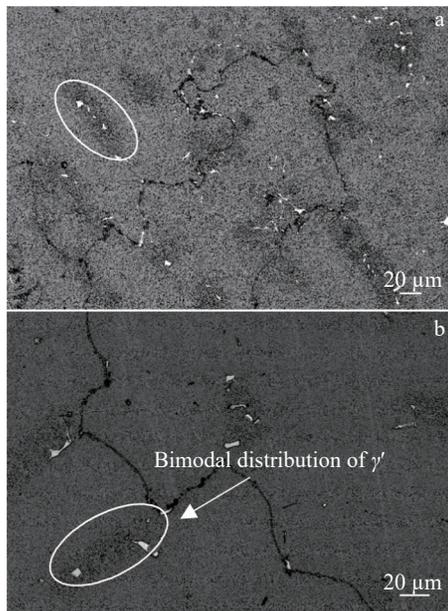


图6 K439B 合金长期时效枝晶区域组织形貌

Fig.6 Microstructure of the dendritic region in K439B alloy after long-term aging for 8000 h (a) and 10 000 h (b)

然存在两种尺寸差别较大的双态型  $\gamma'$  相。当时效时间达到 10 000 h 后,两种尺寸的  $\gamma'$  相均有粗化,大  $\gamma'$  相的尺寸超过了 400 nm,值得注意的,枝晶间小尺寸  $\gamma'$  相和与大尺寸  $\gamma'$  相的差距有所减小。另外,TEM 的结果也对长期时效过程中  $\gamma'$  相的形态变化和排列方向有更直观的表现,  $\gamma'$  相在沿 [100] 和 [010] 方向上呈笔直排列,这种规则的排列方式可以进一步使  $\gamma'$  相和  $\gamma$  基体之间的弹性应变能

减小<sup>[18,24]</sup>。

长期时效过程中  $\gamma'$  相的形貌演变主要与其界面能和应变能有关,即向着使整个系统的自由能保持最低的方向发展<sup>[25]</sup>。一般认为,由粗化引起的共格应变能在杨氏模量最低的  $\langle 100 \rangle$  方向上最低,且在 (100) 面的  $\gamma/\gamma'$  界面能最低,因此  $\gamma'$  相从球状粗化变为立方状后获得了平行于  $\langle 100 \rangle$  的边界<sup>[26]</sup>。在标准热处理状态下,  $\gamma'$  相以细小且密集的状态分布,  $\gamma'$  相和  $\gamma$  基体之间的界面总面积更大,  $\gamma'$  相保持球形有利于得到更小的总界面能。随着长期时效时间不断延长,  $\gamma'$  相发生明显的粗化,这就导致  $\gamma'$  相和  $\gamma$  基体的界面总面积减小,故而总界面能减小,在这种情况下,  $\gamma'$  相和  $\gamma$  基体之间的应变能占据体系自由能的主导地位,  $\gamma'$  相转化为立方状有利于减小系统的总应变能。

### 2.3 长期时效过程中 $\gamma'$ 相粗化速率与长大机理

对 K439B 合金长期时效不同时长后的  $\gamma'$  相尺寸和体积分数分别进行了定量统计,其平均直径和体积分数随长期时效时间的变化情况如图 9a 所示。在时效 6000 和 10 000 h 后,枝晶干区域的  $\gamma'$  相平均直径分别达到了 137 和 164 nm 左右,而标准热处理态枝晶干  $\gamma'$  相的平均直径只有 47 nm。枝晶干  $\gamma'$  相的体积分数比标准热处理态高,在时效 6000~10 000 h 的过程中只有略微增加,这是因为长期时效后期  $\gamma'$  相粗化到一定程度后,其含量基本稳定,体积分数的增加主要是来自  $\gamma'$  相的粗化。在相同面积大小的视场中  $\gamma'$  相的数量明显减小,大  $\gamma'$  相颗粒粗化的同时伴随着较小  $\gamma'$  相的消失。

长期时效中  $\gamma'$  相的颗粒尺寸会逐渐增大,如 Sharghi-Moshatghin 等人<sup>[27]</sup>在对 IN738-LC 合金热暴露中  $\gamma'$  相的变

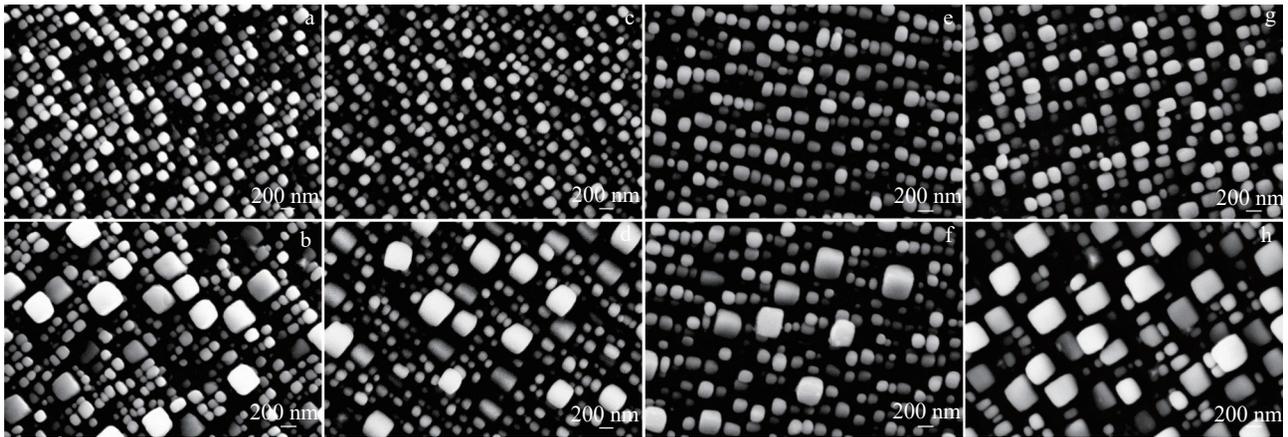


图7 K439B 合金长期时效 6000~10000 h 后  $\gamma'$  相形貌

Fig.7 Morphologies of  $\gamma'$  phase in the dendritic area (a, c, e, g) and interdendritic area (b, d, f, h) of K439B alloy after long term aging: (a, b) 6000 h, (c, g) 7000 h, (e, f) 8000 h and (g, h)10000 h

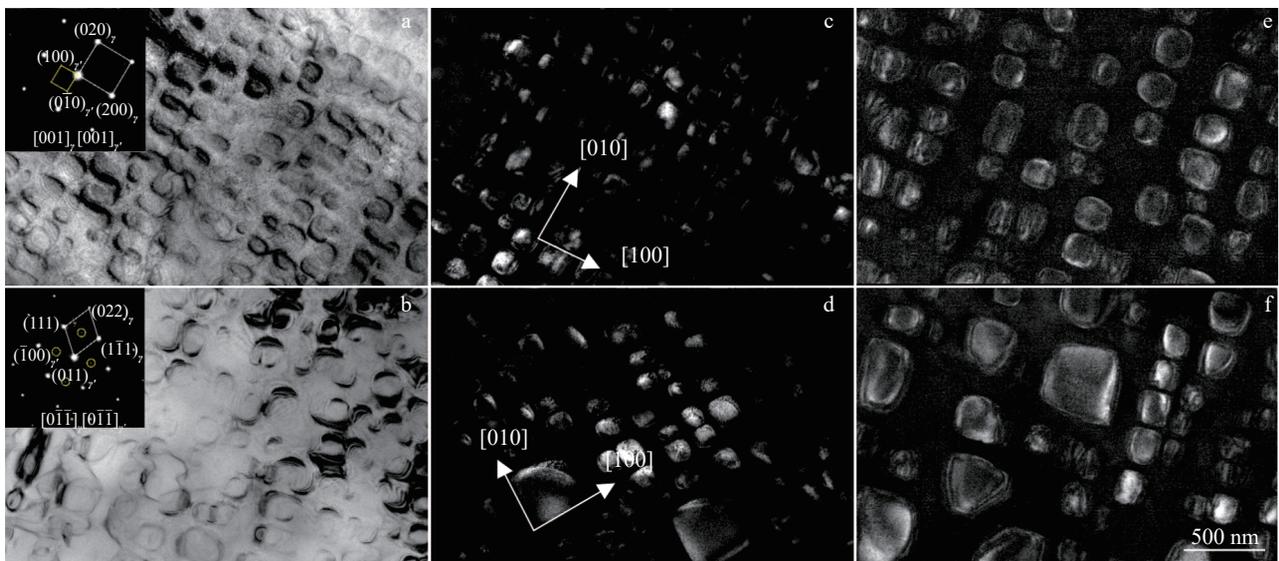


图8 K439B 合金长期时效  $\gamma'$  相 TEM 照片

Fig.8 TEM morphologies of  $\gamma'$  phase in K439B alloy during long-term aging: (a) 6000 h, (b) 10 000 h, (c) dendritic area at 6000 h, (d) dendritic area at 10 000 h, (e) interdendritic area at 6000 h, and (f) interdendritic area at 10 000 h

化研究中,发现时效早期阶段原本呈双峰分布的  $\gamma'$  相粒径分布变宽,而在 3000 h 的时效中趋于均匀。这种  $\gamma'$  相的粗化通常遵循一定的规律,一般认为体系的界面能降低是粗化中的主导热力学驱动力<sup>[28]</sup>。Ardell 等<sup>[29-30]</sup>对 Ni-Al 合金  $\gamma'$  相的时效粗化现象进行了研究,发现其与基于 Ostwald 熟化的 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 理论符合较好。后续的高温合金研究中基本沿用了这一经典理论,如 Tiley 等人<sup>[31-32]</sup>研究发现商用镍基高温合金 René88 DT 不同热处理后的  $\gamma'$  相粗化结果很好地符合经典 LSW 模型。本工作中,作者利用 LSW 理论对枝晶干  $\gamma'$  相的尺寸与时效时间之间的关系进行了研究。按照 LSW 模型:

$$r_i^3 - r_0^3 = kt \tag{1}$$

式中,  $r_i$  和  $r_0$  分别表示  $\gamma'$  相长期时效后的平均半径与初始半径,  $k$  为粗化速率常数,  $t$  代表长期时效时间,粗化速率常数  $k$  具体表示如下:

$$k = \frac{8A(\Phi)D_{\text{eff}}\sigma N_a V}{9RT} \tag{2}$$

式中,  $A(\Phi)$  表示与  $\gamma'$  相体积分分数有关的系数,  $D_{\text{eff}}$  代表扩散系数,  $\sigma$  表示单位界面能,  $N_a$  表示溶质元素平衡浓度,  $V$  为  $\gamma'$  相的摩尔体积,  $R$  和  $T$  分别为气体常数和绝对温度。根据粗化曲线,计算出  $\gamma'$  相粗化速率常数为  $52.6 \text{ nm}^3/\text{h}$ ,如图 9b 所示,说明  $\gamma'$  相的粗化动力学近似地符合线性规律,因此 K439B 合金中  $\gamma'$  相的粗化行为是由扩散控制的。

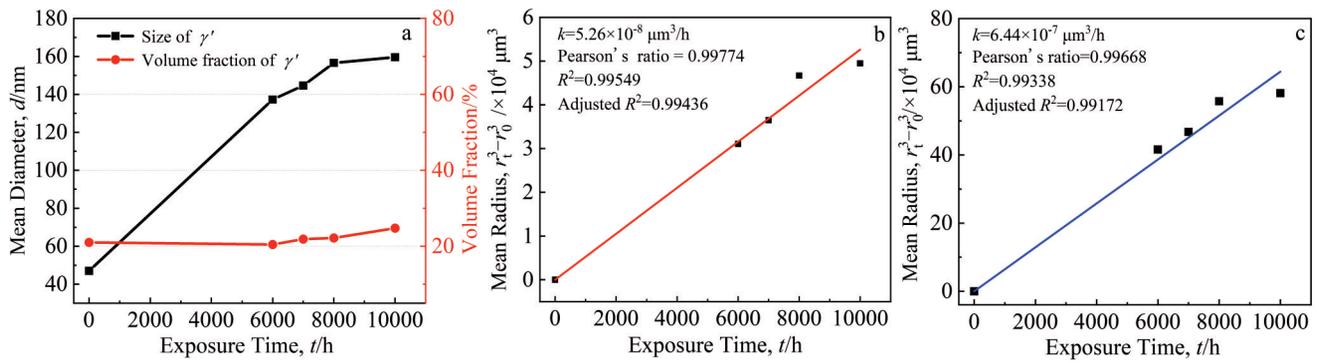


图9 K439B 合金长期时效6000~10 000 h  $\gamma'$  相统计及粗化曲线

Fig.9 Statistics and coarsening curve of  $\gamma'$  phase in K439B alloy during long-term aging for 6000–10 000 h: (a) diameter and volume fraction of  $\gamma'$  phase, (b) LSW coarsening curve of  $\gamma'$  phase, and (c) TIDC coarsening curve of  $\gamma'$  phase

值得注意的是,初始的LSW理论是建立在第二相体积分数较小的理想固溶体假设下,实际合金中的第二相体积分数并不能忽略,在 $\gamma'$ 体积分数很高的镍基合金(尤其单晶高温合金)中偏差更大,有许多研究先后引入了与 $\gamma'$ 体积分数相关的参数对LSW理论进行修正,例如Ardell等人后来提出的MLSW理论以及应用于单晶高温合金的修正模型<sup>[31,33]</sup>。

此外,相界面扩散控制理论(theory of interface diffusion control, TIDC)认为元素在 $\gamma/\gamma'$ 相界面之间的扩散速率控制着 $\gamma'$ 相的粗化过程,Ardell等人<sup>[34]</sup>基于Ni-Al合金给出了定量的TIDC理论。对于这两种理论,已经在一些合金中进行了对比以讨论其适用性,例如在René 88DT合金中也发现了界面扩散存在的可能性,但是还缺少关于界面的研究支撑;崔仁杰等人对单晶合金DD5长期时效中的 $\gamma'$ 粗化动力学进行了研究,发现DD5合金长期时效后 $\gamma'$ 粗化受合金元素扩散控制,且由于 $\gamma/\gamma'$ 界面和内部扩散速率相近,同时符合修正LSW和TIDC两种模型。在本工作中,作者也将TIDC理论引入到K439B合金的 $\gamma'$ 相粗化研究中,按照TIDC理论,析出相尺寸和时间的关系如公式(3):

$$r_t^2 - r_0^2 = kt \quad (3)$$

式中, $t$ 代表长期时效时间, $r_t$ 和 $r_0$ 分别表示时效 $t$ 时与标准热处理态的 $\gamma'$ 相的平均半径, $k$ 为粗化速率常数。将测得的 $\gamma'$ 相粗化随时间的变化,按照TIDC理论进行拟合。可以看出,K439B合金 $\gamma'$ 相的 $r^3$ 和 $r^2$ 与 $t$ 之间都近似地符合线性规律, $r^3$ 和 $r^2$ 与 $t$ 线性拟合结果 $R^2$ 均接近1,这说明 $\gamma'$ 相粗化同时符合修正LSW和TIDC两种模型。 $\gamma'$ 相的粗化对两种模型都符合得很好。说明经过更长时间的时效后, $\gamma'$ 相的尺寸和立方化程度都已经达到较高水平,而且体积分数变化不大,所以元素在基体与界面的扩散速率相当。

### 3 结论

1) K439B合金标准热处理后枝晶干 $\gamma'$ 相细小均匀,约47 nm,枝晶间 $\gamma'$ 相呈现出两种形态,大颗粒尺寸约300 nm,小颗粒与枝晶干相近。

2) 合金长期时效后,枝晶间区域仍然存在双态型 $\gamma'$ 相和MC型碳化物,合金在长期时效长达10 000 h的过程中,并未观察到 $\eta$ 相和 $\sigma$ 相等有害相的析出。

3) 合金长期时效后 $\gamma'$ 相由标准热处理后的球状逐渐向立方状转变,而且枝晶干区域和枝晶间区域两种不同尺寸的 $\gamma'$ 相都呈现明显的圆角立方形貌。不同时效时长下 $\gamma'$ 相粗化程度不同,立方化程度也存在差异,立方状 $\gamma'$ 相获得了互相平行的边界。

4) 合金长期时效过程中, $\gamma'$ 相尺寸明显粗化,但体积分数变化不明显。 $\gamma'$ 相尺寸随时效时间的变化同时符合修正LSW和TIDC两种模型。其原因在于, $\gamma'$ 相经过长期时效后,尺寸和立方化程度都已经达到较高水平,元素在基体与界面的扩散速率相当。

### 参考文献 References

- [1] Pan Yong, Jin Chao. *Vacuum*[J], 2017, 143: 165
- [2] Pan Yong, Wen Ming. *Vacuum*[J], 2018, 156: 419
- [3] Pan Yong, Wen Ming. *Thin Solid Films*[J], 2018, 664: 46
- [4] Yong Pan. *Vacuum*[J], 2020, 181: 109742
- [5] Liu Rui, Wang Xitao, Hu Pinpin et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2022, 32(6): 693
- [6] Manikandan D S, Kamaraj M, Sivakumar D. *Welding the Inconel 718 Superalloy: Reduction of Micro-Segregation and Laves Phases*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2019
- [7] Xiong Yuhua, Yang Aimin, Guo Yiping et al. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2001, 2(1): 7
- [8] Zhang Leilei(张雷雷), Chen Jingyang(陈晶阳), Tang Xin(汤鑫) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(9): 1253
- [9] Chen Jingyang(陈晶阳), Ren Xiaodong(任晓冬), Zhang Mingjun

- (张明军) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2023, 48(1): 100
- [10] Chen Jinbin, Chen Jingyang, Wang Qinjia *et al. Acta Materialia* [J], 2022, 232: 117938
- [11] Chen Jinbin, Huo Qianyu, Chen Jingyang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799(2): 140163
- [12] Yang Jinxia(杨金侠), Zheng Qi(郑启), Sun Xiaofeng(孙晓峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(6): 1038
- [13] Yue Xiaodai, Li Jiarong, Liu Shizhong *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(1): 1
- [14] Wilson Alison. *Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(9): 1108
- [15] Yin Bin, Xie Guang, Lou Longhong *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 173: 1
- [16] Pan Yanming, Zhang Longfei, Huang Zaiwang *et al. Materials Letters*[J], 2019, 241: 210
- [17] Wang Minggang(王明罡), Tian Sugui(田素贵), Yu Xingfu(于兴福) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(2): 268
- [18] Shi Shujing, Liu Chengwei, Li Yongsheng *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 271: 124902
- [19] Wang Jian, Zhou Lanzhang, Sheng Liyuan *et al. Materials & Design*[J], 2012, 39: 55
- [20] Zhang Jiachen, Huang Taiwen, Cao Kaili *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 75: 68
- [21] Chen Hao(陈昊), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2012, 33(7): 37
- [22] Aghaie-Khafri M, Hajjavady M. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 487(1–2): 388
- [23] Cui Luqing, Yu Jinjiang, Liu Jinlai *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 746: 335
- [24] Li Hongyu, Zuo Lingli, Song Xiping *et al. Rare Metals*[J], 2009, 28(2): 197
- [25] Chang Ruobin, Fang Wei, Bai Xi *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 790: 732
- [26] Baldan A. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37: 2379
- [27] Sharghi-Moshatghin R, Asgari S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 368(1–2): 144
- [28] Xia Pengcheng, Chen Fuwen, Xiekun *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2015, 34(4): 395
- [29] Ardell A J, Nicholson R B. *Journal of Physics & Chemistry of Solids*[J], 1966, 27(11–12): 1793
- [30] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics & Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1): 35
- [31] Ardell A J. *Acta Metallurgica*[J], 1972, 20(1): 61
- [32] Tiley J, Viswanathan G B, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2538
- [33] Ai Cheng, Zhao Xinbao, Zhou Jian *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 558
- [34] Ardell A J. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(20): 7828

## Coarsening Behavior of Bimodal $\gamma'$ Phase in K439B Cast Superalloy During Long-Term Aging

Qu Xinghai<sup>1</sup>, Gao Lei<sup>1</sup>, Wu Yidong<sup>1</sup>, Hui Xidong<sup>1</sup>, Xiao Chengbo<sup>2</sup>, Chen Jingyang<sup>2</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** This article took K439B alloy with a temperature bearing capacity of 800 °C as the research object to study the  $\gamma'$  phase morphology in the standard heat-treated condition, and the  $\gamma'$  phase evolution and coarsening behavior during aging at 800 °C for 6000, 7000, 8000, and 10 000 h. The results indicate that the  $\gamma'$  phase at the dendrites in the alloy is fine and uniform, while the  $\gamma'$  phase between the dendrites presents two types. After long-term aging, the bimodal  $\gamma'$  phase is still retained in the interdendritic region, and the  $\gamma'$  phase transforms from spherical to cubic shape without any rafting phenomenon. During the long-term aging process, the  $\gamma'$  phase size of the K439B increases, but the change in volume fraction is not significant. The variation of  $\gamma'$  phase size with aging time conforms to both Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) and theory of interface diffusion control (TIDC) models. The internal reason is believed to be the equivalent diffusion rate of elements between the matrix and interface.

**Key words:** K439B nickel-based superalloy; long term aging; structure stability;  $\gamma'$  phase

Corresponding author: Chen Jingyang, Ph. D., Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, E-mail: jingyang.chen@biam.ac.cn