

短期时效对 DD6 镍基单晶高温合金 γ' 相析出行为的影响

李晓鹏, 谢由水, 黄 焱, 赵义瀚, 孙彦文, 赵成志, 张贺新

(哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 通过高分辨透射电子显微镜和扫描电子显微镜揭示了不同冷速对二代镍基单晶高温合金 DD6 的组织演化的影响。结果表明, 在空冷条件下, 基体通道处分布着大量二次 γ' 相, 随着时间的延长, 其形貌由球形 \rightarrow 立方形 \rightarrow 蝴蝶状, 尺寸也随之增加; γ' 相边缘出现裂缝并逐渐演化为锯齿状凹槽。在炉冷条件下, 基体通道中分布大量细小的球状二次 γ' 相, 基体通道宽度变窄, 并与保温时间呈负相关。在水冷条件下, 基体通道中无二次 γ' 相分布, γ' 相立方度完整, 随保温时间延长, 形貌无明显变化。 γ' 相在择优分解的过程中, 在两相界面间产生大量正负刃型位错, 相界两侧的正负刃型位错相遇产生湮灭, 降低周围的能量, 促进了 γ' 相的择优分解。

关键词: 镍基单晶高温合金; 二次 γ' 相; 组织演化

中图分类号: TG132.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2952-08

镍基高温合金是专门用于制造飞机发动机和工业燃气轮机涡轮叶片的主要材料^[1-4]。涡轮叶片是现代燃气轮机发动机的安全关键旋转部件, 直接决定发动机的热力学效率和性能^[5-9], 则要求其必须能够承受空气动力载荷, 承受高离心载荷和振动应力, 并抵抗氧化、腐蚀和侵蚀造成的性能退化^[10-14]。固溶强化和沉淀强化是镍基单晶高温合金最重要的两种强化方式。镍基高温合金在高温下的优异力学性能主要来自相对较高体积分数的有序沉淀且与基体 γ 相完全相干的析出相, 即 γ' 相^[15]。 γ' 相作为镍基单晶高温合金最重要的强化相, 其大小、形状、数量和分布对 DD6 高温合金的性能有很大影响。

单晶高温合金在经过高温热处理冷却至室温的过程中会在基体通道中析出大量二次 γ' 相, 其中冷速是导致其形貌演化的主要因素之一。同时, Cormier^[16]等人已经研究发现不同代镍基单晶高温合金在非等温的高温低应力蠕变条件下都存在多代 γ' 沉淀相的析出, 因此高温下关于多次 γ' 沉淀相的析出研究十分必要。目前, 关于二次 γ' 沉淀相在高温作用下的形成原因和形貌演化特征仍缺乏研究, 与初始 γ 相的形貌变化特征是否存在不同, 其结构特征及元素分布行为是否表现出独特的特征, 仍缺乏全面深入的理解。

本研究对二代镍基单晶 DD6 在其工作温度条件下

进行短期时效热处理, 设置 3 种不同冷速: 水冷 (WC)、空冷 (AC) 和炉冷 (FC), 以研究初始 γ' 相与 γ 相之间元素迁移与扩散, 揭示二次 γ' 相的形成过程、形态演化和影响因素。

1 实验

本研究中的 DD6 合金所采用的标准热处理制度 (SHT) 为: 1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1315 °C/4 h/AC+1120 °C/4 h/AC+870 °C/32 h/AC^[17]。将经过标准热处理后的合金, 分别在 1100 °C 下进行保温, 保温时间分别 10、30、60 min, 随后分别进行水冷、空冷和炉冷, 如表 1 所示。其中水冷 (WC) 的冷速大于 1500 °C/min, 空冷 (AC) 的冷速 280~350 °C/min, 炉冷 (FC) 的冷速 9~12 °C/min。

将热处理后的试样进行机械研磨和抛光后, 对其进行电解浸蚀。用带有能谱仪 (EDS) 的 Thermo Scientific 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 和 TALOS G2 F200X 透射电镜 (TEM) 对试样的显微组织和元素分布进行观察和测试。

2 实验结果

2.1 不同冷速下的显微组织形貌

图 1 为标准热处理 (SHT) 后的 DD6 单晶高温合金

收稿日期: 2023-10-26

基金项目: 国家自然科学基金 (52271130)

作者简介: 李晓鹏, 男, 硕士生, 哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: lixiaopeng@hrbeu.edu.cn

表 1 DD6 合金的热处理工艺

Table 1 Heat treatment techniques of DD6 alloy

Sample	Heat treatment
1	SHT
2	SHT+1100 °C/10 min/WC
3	SHT+1100 °C/30 min/WC
4	SHT+1100 °C/60 min/WC
5	SHT+1100 °C/10 min/AC
6	SHT+1100 °C/30 min/AC
7	SHT+1100 °C/60 min/AC
8	SHT+1100 °C/10 min/FC
9	SHT+1100 °C/30 min/FC
10	SHT+1100 °C/60 min/FC

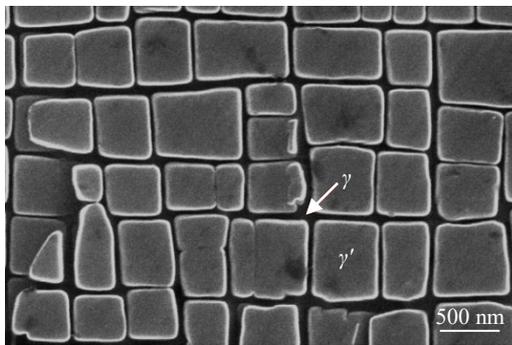


图 1 标准热处理后合金的显微形貌

Fig.1 Microstructure of alloy after standard heat treatment

的显微形貌。 γ' 相规律地分布在基体中，立方度完整，边缘连续且光滑；基体通道中无细小的二次 γ' 相析出。经过 SHT 后的合金不处于平衡状态，内部仍然具有很强的内应力^[18-19]。根据 Caron^[20]等人给出的经验公式计算可知，该合金的错配度为负，使得 γ' 具有一定的不稳定性。且基体相仍处于过饱和状态，在后续的热处理中仍然存在微偏析，过饱和状态也无法消除^[21-22]。

图 2 为 1100 °C 保温不同时间水冷后合金的显微形貌。从图中可以看出，不同保温时间对 γ' 相形貌影响较大，1100 °C/10 min/WC 合金的 γ' 相边缘出现凹槽，并与周围 γ' 相出现初始筏排化结构；1100 °C/30 min/WC 与 1100 °C/60 min/WC 合金的 γ' 相形貌无明显区别， γ' 相边缘圆润完整且立方度很高，但是 1100 °C/60 min/WC 合金的基体通道更为狭窄；在水冷条件下，基体通道中均无细小的二次 γ' 相析出。

图 3 为 1100 °C 保温不同时间空冷合金的显微形貌。从图中可知，在 1100 °C/10 min/AC 条件下，部分 γ' 相边缘出现裂缝，但是仍然具有一定的立方度；基体通道中出现细小的球状二次 γ' 相。随着保温时间的延长， γ' 相立方度逐渐下降，在 30 min 时， γ' 相边缘呈现出锯齿状凹槽；二次 γ' 相尺寸也有所长大，呈现出立方状形貌。保温至 60 min 时， γ' 相边缘进一步分解，锯齿状形貌劣化；二次 γ' 相顶角部位向基体中突出，由立方状转化为蝴蝶状。

图 4 为 1100 °C 保温不同时间炉冷合金的显微形貌。从图中可以看出，在不同保温时间下， γ' 相的立方度随时间的延长有所增加；二次 γ' 相呈细小颗粒状，无

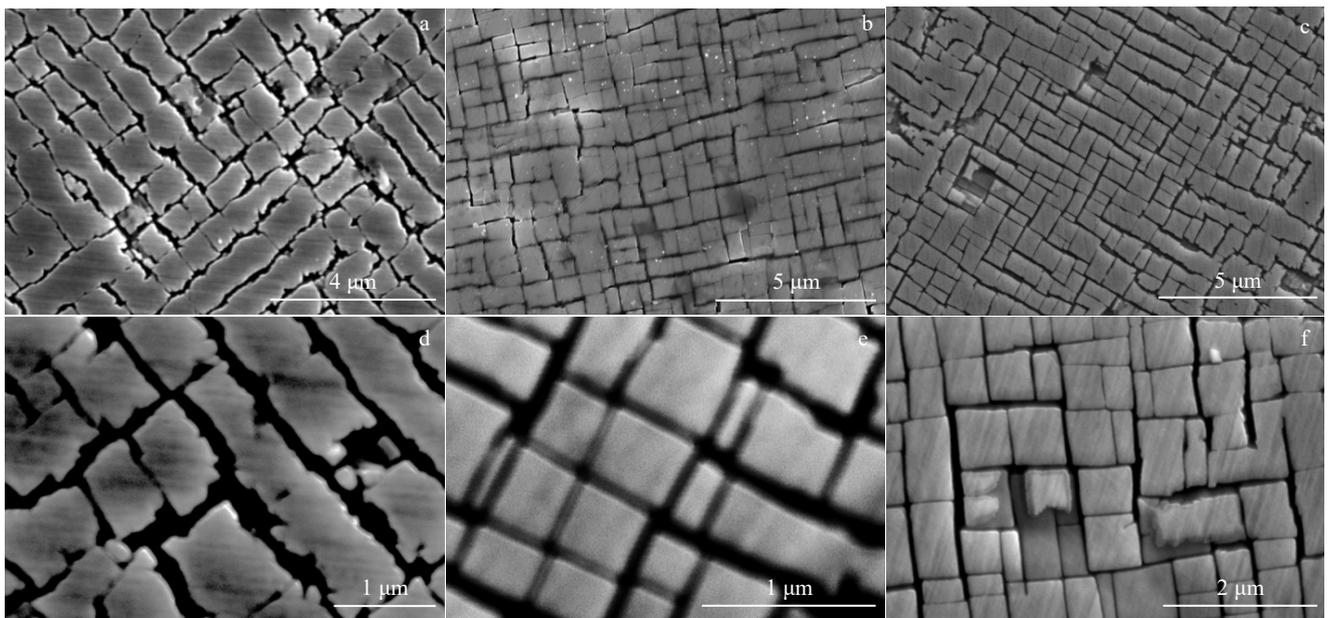


图 2 1100 °C 保温不同时间水冷合金的显微形貌

Fig.2 Microstructures of alloy held at 1100 °C for different time followed by WC: (a, d) 10 min; (b, e) 30 min; (c, f) 60 min

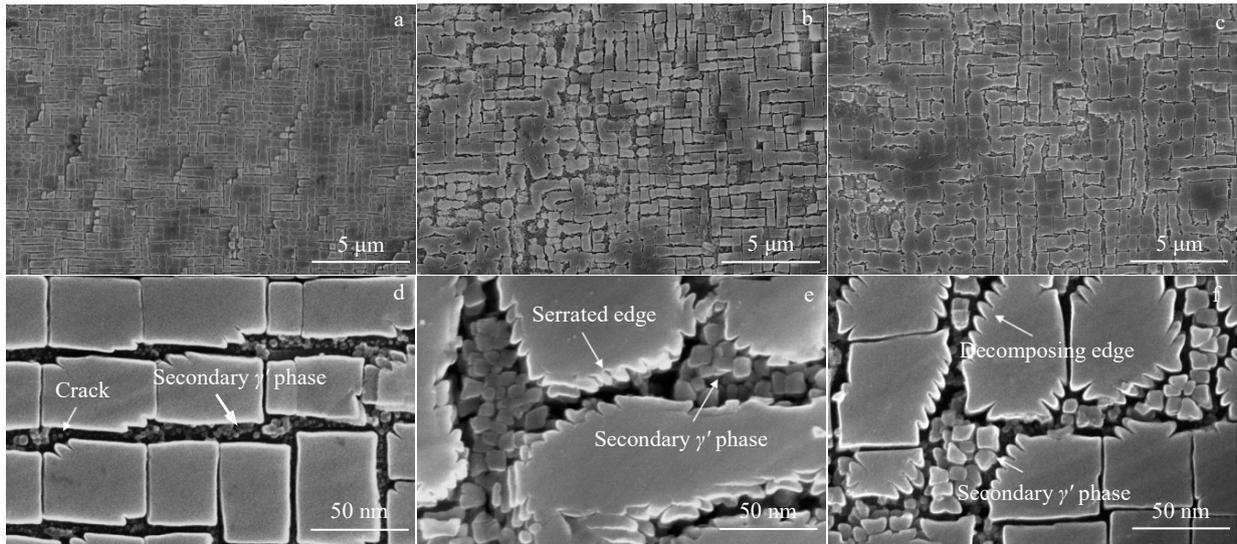


图 3 1100 °C 保温不同时间空冷合金的显微形貌

Fig.3 Microstructures of alloy held at 1100 °C for different time followed by AC: (a, d) 10 min; (b, e) 30 min; (c, f) 60 min

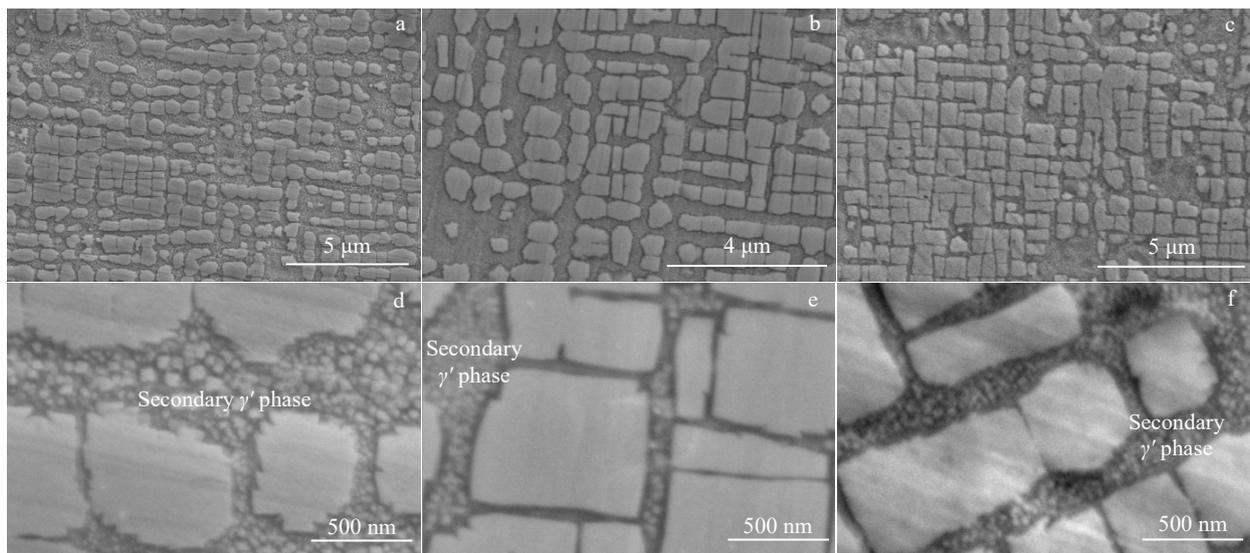


图 4 1100 °C 保温不同时间炉冷合金的显微形貌

Fig.4 Microstructures of alloy held at 1100 °C for different time followed by FC: (a, d) 10 min; (b, e) 30 min; (c, f) 60 min

明显差别；基体相通道宽度随着时间的延长而逐渐下降。

利用 Image-Pro Plus 6.0 图像分析软件测量基体通道内二次 γ' 相尺寸分布，如图 5 所示，从图中可以看出二次 γ' 相呈单峰分布。炉冷条件下二次 γ' 相尺寸较小，普遍在 20~50 nm 之间；随保温时间增加，二次 γ' 相平均尺寸分别为 34、40 和 38 nm，时间效应不强，尺寸无明显变化；体积分数在 9%~11% 之间，无明显变化趋势。在空冷条件下，二次 γ' 相尺寸分布区间较广，但仍呈单峰分布；随保温时间增加，二次 γ' 相尺寸及含量也随之增

加，平均尺寸分别为 28、83 和 96 nm，体积分数分别为 8.8%、12.1% 和 16.2%。这是因为炉冷的冷速较低，原子的扩散距离长，基体通道中析出的 γ' 相偏聚元素能够进行长程扩散。相比于二次 γ' 相的形核，偏聚原子在初始 γ' 相界面富集能够有效降低新界面能的产生，故而炉冷条件下二次 γ' 相的尺寸普遍偏小。在较高冷速下(空冷)，偏聚原子的迁移率低，扩散距离近，且过冷度较高，能够提供足够的过冷度，使二次 γ' 相的形核和长大充分进行，故而空冷条件下二次 γ' 相尺寸普遍偏大，且随保温时间的延长而增大。

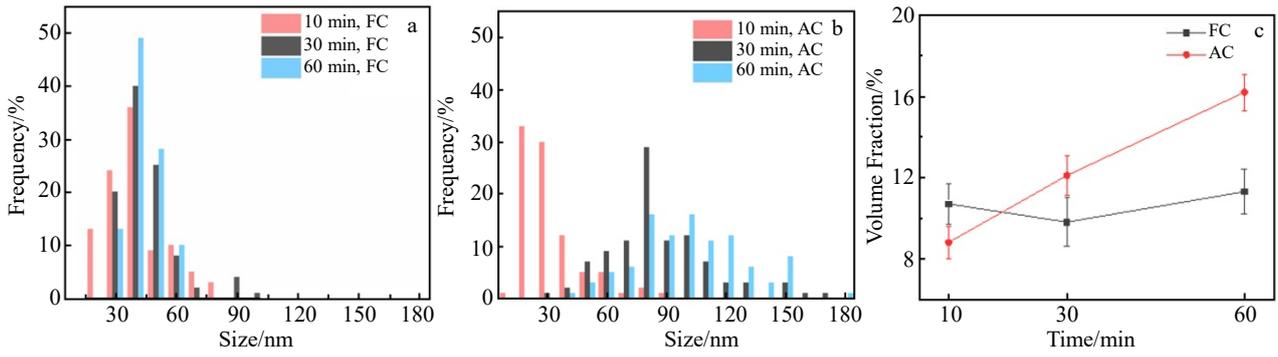


图 5 不同保温时间与不同冷速条件下二次 γ' 相的尺寸分布图及体积分数统计图

Fig.5 Size distributions (a-b) and volume fractions (c) of secondary γ' phase after holding for different time and cooling at different speeds: (a) FC and (b) AC

2.2 γ' 相偏聚元素的迁移

二次 γ' 沉淀相的形核和长大是一个由元素扩散控制的过程，在 γ 基体中形成有序结构 $L1_2$ - γ' 沉淀相需要 γ 相偏聚元素向 γ 内部及 γ' 相偏聚元素向 γ' 外部的上坡扩散。图 6 是 1100 °C 保温 60 min 空冷后 γ' 相和二次 γ' 相元素偏析的 EDS 分析，图 6a 和 6b 的面扫描结果是在不同放大倍数下同样的采集时间（5 min）等相同条件下采集获得。通过图 6a 和 6b 我们可以看到，这 2 个区域的元素偏析大致相同。 γ' 相和二次 γ' 相在富含 Ni、Al、Ta 元素的同时贫乏 W、Cr、Mo、Re、Cr 元素。这些元素在 γ 基体和 γ' 相存在比较清晰的偏析衬度，这是因为 Ni、Al、Ta、Co、Cr 这些元素有较大的成分分配比及较高的

浓度。同时，Mo、Re、W 元素有较低的浓度和成分分配比，因此在 γ 基体和 γ' 相之间偏析衬度对比度较小。结果表明 W、Cr、Mo、Re、Co 元素更倾向于向 γ 基体分配，同时 Ni、Al、Ta 元素倾向于向初始 γ' 相和二次 γ' 沉淀相。

图 7 为合金在 1100 °C 保温 60 min 不同冷速条件下基体化学成分分布。从图中可以看出，经过时效热处理之后，Al 元素含量从 4.2% 升高至 7.8%（空冷）、5.7%（水冷）和 5.5%（炉冷），Ta 元素含量从 3.4% 升高至 7.5%（空冷）、6.4%（水冷）和 5.1%（炉冷）。在不同冷速条件下， γ' 相偏聚元素（Ni、Al、Ta）含量均有不同程度的增加。这是因为在时效热处理之后， γ' 相出现

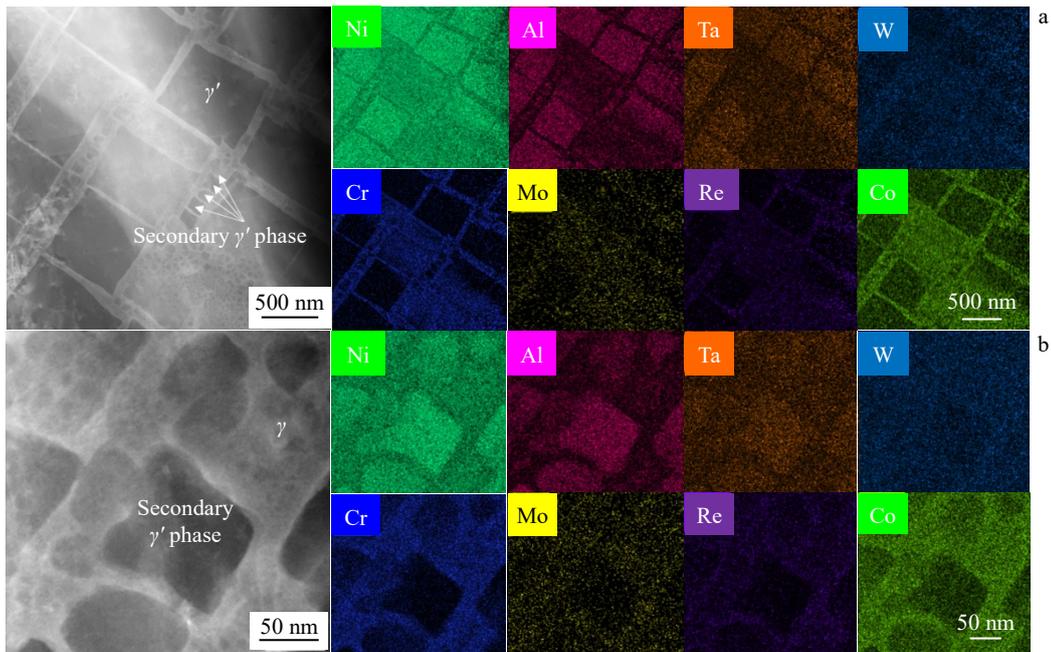


图 6 在 1100 °C 保温 60 min 空冷后 γ' 相和二次 γ' 相的 EDS 面扫描图

Fig.6 EDS mappings of γ' phase and secondary γ' phase after holding at 1100 °C for 60 min followed by AC

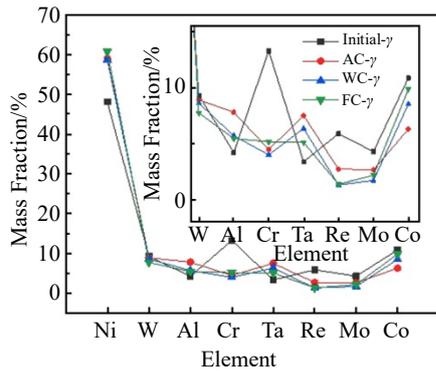


图 7 不同冷速下基体中元素偏析对比

Fig.7 Comparison of element segregation in matrix at different cooling rates

了不同程度的分解行为，其向基体中释放出大量的 γ' 相偏聚元素，从而导致基体中部分元素含量升高，这也是二次 γ' 相形核原因之一。经过时效热处理之后，Cr 元素含量有着最显著的下降，从 13%降低至 4.5%（空冷）、4.0%（水冷）和 5.2%（炉冷），Re 元素含量也有着明显的下降，从 5.9%降低至 2.7%（空冷）、1.3%（水冷）和 1.4%（炉冷）。同时，其余 γ 相偏聚元素（W、Mo、Co）含量也有着不同程度的下降。

3 分析与讨论

不同冷速对二次 γ' 相形貌有着显著的影响。在低冷速下（炉冷），二次 γ' 相均以细小颗粒状析出，形貌随保温时间延长无明显变化；较高冷速下（水冷），基体通道中无二次 γ' 相析出， γ' 相形貌无明显变化；近航空发动机停车时冷速下（空冷），二次 γ' 相与 γ 相有着显著的形貌变化，并呈现出规律性的演化过程。该合金在经过 SHT 后，消除了基体中所有的二次 γ' 相，立方状的 γ' 相规律地镶嵌在基体中；但是基体仍处于过饱和状态，在经过 1100 °C 时效热处理后，基体中的过饱和元素有了扩散激活能，能够在基体中迁移运动。同时，在高温条件下会促进初始 γ' 相长大，其长大遵循 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 粗化理论^[23]：

$$\sqrt[3]{(r_t^3 - r_0^3)} = k\sqrt[3]{t} \quad (1)$$

其中， r_t 是时效后析出相的平均半径， r_0 是时效前析出相的平均半径， k 是与时效温度有关的系数， t 是时效时间。

当初始 γ' 相长大到一定的程度，其就会发生分解。Miyazaki^[24]等人指出 γ' 相具有局部高弹性应变能，初始 γ' 将沿(011)平面开始分解，以减少 γ' 相各向异性的界面能和弹性应变能的能量。因此，分解是具有方向性的，沿(011)面的分解速度更快。 γ' 相的分解导致基体中 γ' 相偏聚元素含量有着不同程度的增加。

Al 和 Ta 是强 γ' 相形成元素，其不仅可以提高 γ' 相的数量和改善 γ' 相的稳定性；还能够增大 γ/γ' 两相错配度和 γ' 相的反相畴界能，使切割机制的强化效果增强，沉淀强化大大增强^[25]。从图 6 中可以看出在空冷条件下，较快的冷速增加过冷度，促使二次 γ' 相在基体中大量形核；同时基体中 Al 和 Ta 的含量最高，二次 γ' 相形核的化学驱动力最高。从图 3 中可以看出， γ' 相在空冷条件下的分解行为也是最严重的，大量 γ' 相的分解向基体中释放了大量 γ' 相偏聚元素，促进二次 γ' 相的形核长大。水冷条件下，Al 和 Ta 含量最高，为二次 γ' 相的形核长大提供了足够的成分起伏，所以空冷条件下二次 γ' 相尺寸和含量最高。经过时效热处理之后，Cr 和 Re 有着显著的下降。Cr 作为固溶强化元素，可以与 Ni 原子发生置换反应，引起晶格畸变，产生弹性应力场强化^[26]。基体中 Cr 元素含量的下降会导致 γ/γ' 两相间错配度下降，从而使 γ' 相的固溶强化作用减弱。同时，Cr 元素含量的下降会导致合金高温持久强度劣化^[27]。Re 在单晶高温合金中具有最低的扩散系数，并且其原子半径相对较大，在会进入 γ 相中可以使 fcc 晶格产生较大的应力场，而对位错运动产生较强的阻碍作用，是单晶高温合金中固溶强化作用最好的合金元素^[28]。同时，由于 Re 还可以提高周围元素的扩散激活能，Re 元素含量的下降使周围元素扩散速率增加。在水冷和炉冷条件下，Re 含量最低，各元素的扩散速率最大，基体中的成分偏析程度最低，从而使得二次 γ' 相形核所需要的成分起伏最低，所以水冷条件下基体中无二次 γ' 相析出，炉冷只有细小的球状二次 γ' 相析出。

从图 8a 可以清楚地看出经过一段时间的高温时效热处理， γ/γ' 相界面产生锯齿状凹槽， γ 相偏聚元素（Cr、Re、Co）在凹槽中有偏聚分布。这是因为 γ' 相的分解及 γ 相向内生长使两相界面间的化学成分产生变化。图 8b 和 8c 列出在高温热暴露前后 γ 与 γ' 相各元素的含量与分配系数， k_1 为 SHT 后 γ/γ' 相间各元素分配系数， k_2 为 1100 °C/60 min/AC 后 γ/γ' 相间各元素分配系数。从图中可以清晰地看出，初始 γ' 相的分解给基体带来了大量的 Ni、Al、Ta 元素，使基体中含量有显著的增长，这同样使二次 γ' 相长大的化学驱动力增大。图 9 显示了合金在 1100 °C 保温 30 min 初始 γ' 相和二次 γ' 相的显微形貌。颗粒状和立方状二次 γ' 相大量存在于 γ 相通道内，二次 γ' 相共格析出于基体通道^[29]，故此不会有确切的相界面，在二次 γ' 相与 γ 相的界面处观测到存在一个长为 4 nm 的过渡区域（如图 9b 所示）。初始 γ' 相边缘出现明显的锯齿状凹槽，在凹槽边缘 γ/γ' 相界面最密排原子面间距为 0.175 nm，且原子排列有序度高，未观测到明显缺陷，能量处于较低状态（如图 9c 所示）；凹槽底部 γ/γ' 相界面区域密排原子面间距为 0.176 nm，原子排列较为

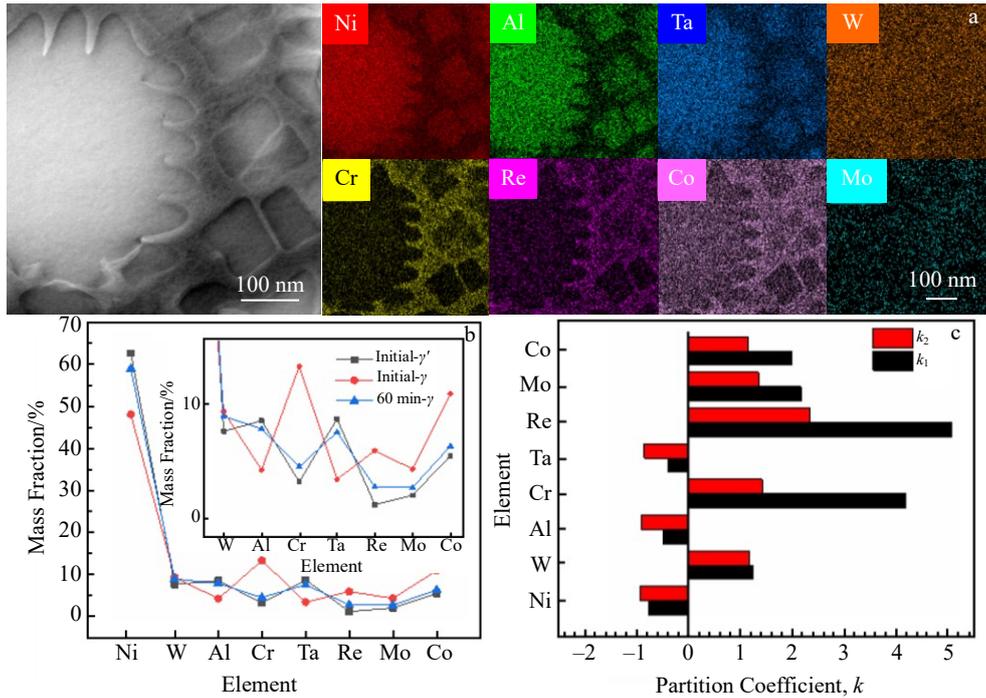


图 8 空冷条件下 γ' 相化学成分组成；SHT 与 1100 °C 保温 60 min 空冷后 γ 和 γ' 相元素含量；SHT 与 1100 °C 保温 60 min 空冷后 γ 和 γ' 相各元素分配系数

Fig.8 Composition analysis of γ/γ' phase under AC conditions: (a) chemical composition of γ' phase; (b) elemental content of γ and γ' phases after SHT followed by holding at 1100 °C for 60 min; (c) partition coefficients of each element in γ and γ' phases after SHT followed by holding at 1100 °C for 60 min

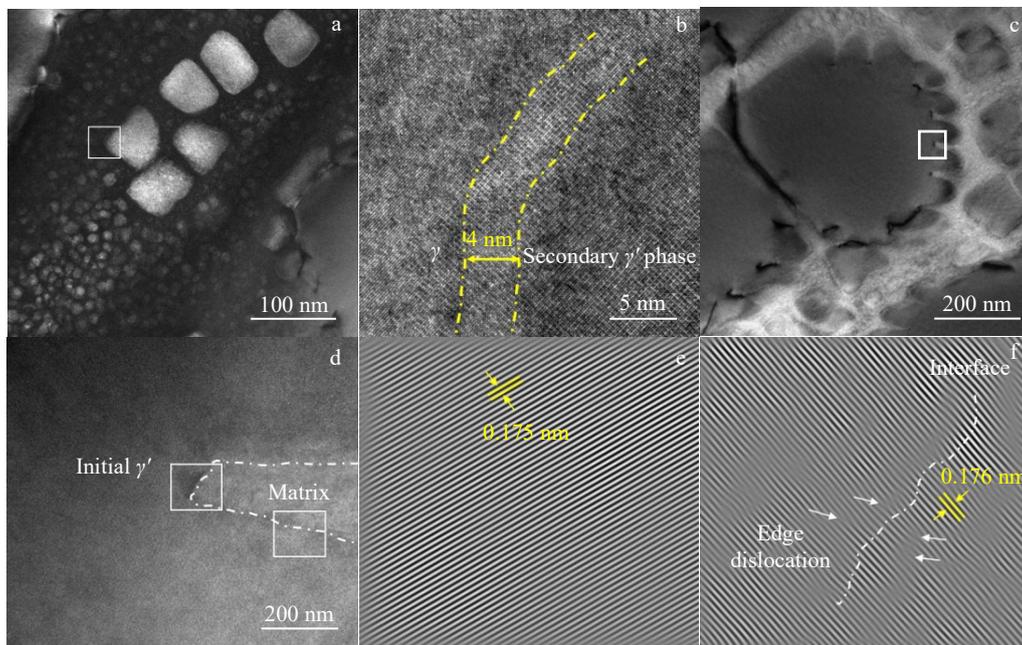


图 9 DD6 合金在 1100 °C 保温 30 min 后 γ' 相的 TEM 图片

Fig.9 TEM images of γ' precipitates of DD6 alloy after holding at 1100 °C for 30 min: (a) overall morphology of γ' precipitates; (b) HRTEM image of sawtooth groove of γ' precipitates; (c) fast inverse Fourier transform pattern of sawtooth groove edge; (d) fast inverse Fourier transform pattern of sawtooth groove root; (e) overall morphology of secondary γ' precipitates; (f) HRTEM image of secondary γ'/γ interface

紊乱,且观测到大量正负刃型位错分布在 γ/γ' 相界面,界面能较高,原子能容易通过正负刃型位错的相互湮灭以降低界面能,促进初始 γ' 相的分解(如图9f所示)。

在 γ' 相的择优分解和在 γ 相的向内生长使两相间Co和Cr含量增加,导致周围固溶体的堆垛层错能降低。层错能的降低会导致层错出现的概率增加和层错宽度增加,这种扩展位错运动十分困难,即层错能的降低使交滑移更加困难。刃型位错在经过滑移攀移在两相界面处塞积,产生很高的压应力^[30],相界面左右的正负刃型位错通过位错反应而相互湮灭,降低周围的弹性能。同时,位错的存在使 γ' 相偏聚元素的迁移速率大大提高,基体中的 γ' 相偏聚元素含量迅速升高,提高了二次 γ' 相形核长大的化学驱动力。

4 结 论

1) DD6合金经过1100℃时效热处理后,不同冷速对其组织形貌有着强烈的影响。在空冷条件下,基体通道处分布着大量二次 γ' 相,随着时间的延长,其形貌由球形→立方形→蝴蝶状,尺寸及含量也随之增加,平均尺寸分别为28、83和96nm,体积分数分别为8.8%、12.1%和16.2%; γ' 相边缘出现裂缝并逐渐演化为锯齿状凹槽。在炉冷条件下,基体通道中分布大量细小的球状二次 γ' 相,尺寸及含量与保温时间无明显关系,平均尺寸在34~40nm之间,体积分数在9%~11%之间,基体通道宽度变窄,并与保温时间呈负相关。在水冷条件下,基体通道中无二次 γ' 相分布, γ' 相立方度完整,随保温时间延长,形貌无明显变化。

2) γ/γ' 相存在一定的负错配度,其相界面有较高的界面能, γ' 相在择优分解的过程中,在两相界面间产生大量正负刃型位错,相界两侧的正负刃型位错相遇产生湮灭,降低周围的能量,促进了 γ' 相的择优分解。

3) 在高温条件下,二次 γ' 相形核驱动力增大,促进二次 γ' 相的形核和长大并消耗基体中的Ni、Al、Ta元素,同时, γ' 相的分解释放了Ni、Al、Ta元素,使其在基体中的含量增加,从而增加了二次 γ' 相形核长大的化学驱动力,减弱了二次 γ' 相形核对基体中Ni、Al、Ta的消耗。

参考文献 References

[1] Kakehi K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(5): 1249
 [2] Wang F, Ma D X, Zhang J et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(12): 3112
 [3] Cruchley S, Taylor M P, Evans M C et al. *Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(15): 1884

[4] Grosdidier T, Hazotte A, Simon A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 256 (1-2):183
 [5] Basak A, Raghu S H, Das S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26: 5877
 [6] Zhang J X, Murakumo T, Harada H et al. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(3): 287
 [7] Yu J, Li J R, Zhao J Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 47
 [8] Kang M D, Wang J, Wei X et al. *Materials Science and Technology*[J], 2020, 36(18): 1980
 [9] Lu S J, Liu Y, He Z J et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(4): 1074
 [10] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y et al. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38(24): 4883
 [11] Xiang Sisi, Wei Hua, Han Guoming et al. *Microscopy*[J], 2015, 64(1): i82
 [12] Singh A R P, Nag S, Chattopadhyay S et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 280
 [13] Shi Z X, Li Jia R, Liu S Z. *Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2012, 19(7): 66
 [14] Yeh A C, Tin S. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(6): 519
 [15] Xu Q Y, Zhang Y Q. *Metals*[J], 2020, 10(10): 1346
 [16] Cormier J, Milhet X, Mendez J et al. *Journal of Materials Science*[J], 2007, 42: 7780
 [17] Huang Yao, Zhao Chengzhi, Li Ning et al. *Materials Research Express*[J], 2020, 7(1): 016503
 [18] Han M(韩梅), Yu J(喻健), Li J R(李嘉荣) et al. *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2019, 47(8): 169
 [19] Qi Dongqing, Wang Li, Zhao Peng et al. *Scripta Materialia*[J], 2019, 167: 71
 [20] Caron P, Khan T. *Materials Science and Engineering*[J], 1983, 61(2): 173
 [21] Durst K, Göken M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387: 312
 [22] Su Xianglin, Xu Qingyan, Wang Runnan et al. *Materials and Design*[J], 2018, 141: 296
 [23] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1-2): 35
 [24] Miyazaki T, Koyama T, Doi M. *Acta Metallurgica*[J], 1994, 42(10): 3417
 [25] Lucas B N, Oliver W C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(3): 601
 [26] Kakehi K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31: 421
 [27] Mahmoud A, Behrouz B, Farzaneh S. *Transactions of Nonferrous*

- Metals Society of China*[J], 2021, 31(9): 2626
- [28] Jackson J J, Donachie M J, Gell M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1977(8): 1615
- [29] Gornostyrev Y N, Kontsevoi O Y, Khromov K Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 56(2): 81
- [30] Xu Qingyan, Zhang Yaqian. *Metals*[J], 2020, 10(10): 1346

Effect of Short-Term Aging Treatment on γ' Phase Precipitation Behavior in DD6 Single Crystal Superalloy

Li Xiaopeng, Xie Youshui, Huang Yao, Zhao Yihan, Sun Yanwen, Zhao Chengzhi, Zhang Hexin
(College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

Abstract: The effects of different cooling speeds on the microstructure evolution of second-generation nickel-based single crystal superalloy DD6 were revealed by high-resolution transmission electron microscopy and scanning electron microscopy. Results show that under air-cooling conditions a large number of secondary γ' precipitates are distributed at the matrix channels. The secondary γ' precipitates progressively evolve from spherical to cuboidal and then to butterfly-like shapes. And the size also increases with time. Sharp crevices appear at the edges of the γ' precipitates and gradually evolve into serrated grooves. Under furnace-cooling conditions, a large number of fine spherical secondary γ' precipitates are distributed in the collective channel, and the width of the matrix channel decreases and is negatively correlated with the holding time. Under water-cooling conditions, there is no secondary γ' precipitate in the matrix channel. The cubicity of γ' precipitates is complete, and there is no significant change in morphology with the prolongation of the holding time. γ' precipitates produce a large number of positive-negative edge-type dislocations between the two-phase interfaces in the process of selective decomposition. The positive-negative edge-type dislocations on the two sides of the phase boundary meet, producing annihilation, which reduces the surrounding energy and promotes the selective decomposition of the γ' precipitates.

Key words: nickel-based single crystal superalloy; secondary γ' precipitates; microstructure evolution

Corresponding author: Zhang Hexin, Ph. D., Associate Professor, Collage of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, P. R. China, E-mail: zhanghx@hrbeu.edu.cn