

热暴露时效对DD6合金组织和强度的影响

崔文明^{1,2}, 张晓辰^{1,2}, 王 巍^{1,3}, 李铸铁^{1,2}, 王纪兴², 张 瑞², 梁锡炳²

(1. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

(2. 国合通用(青岛)测试评价有限公司, 山东 青岛 266000)

(3. 中国有研科技集团有限公司 国家新材料测试评价平台主中心, 北京 100088)

摘 要: 对DD6镍基单晶高温合金进行热暴露时效处理获得不同程度的退化组织, 研究组织退化演变机理以及对应剩余强度和断裂机理, 并探讨组织退化损伤程度的参量表征方式, 建立组织退化损伤程度与剩余强度间的量化映射关系。结果表明, 在热暴露时效过程中, γ' 相按照 Ostwald 熟化机制回溶或长大, 980 °C 下 1190 h 和 1100 °C 下 100 h 后 γ' 相含量已基本达到热力平衡态, γ 相和 γ' 相随着温度升高和时间延长继续粗化并趋于稳定, 最终 γ 相宽度约 400 nm 和 γ' 相宽度约 760 nm。在粗化的同时, DD6 合金在内部 γ/γ' 相错配应力或外加应力作用下, 组织发生筏化。粗化和筏化均降低了合金的强度。综合考虑粗化和筏化作用, 本研究采用微观结构尺寸参量 ωl^2 与剩余强度建立了良好的量化映射关系式, 且该损伤参量表征方式不受合金初始态微观结构尺寸的约束。

关键词: DD6 合金; 热暴露时效; 组织退化; 剩余强度; 参量表征

中图分类号: TG146.1[†]5; TG132.3[†]3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2071-08

1 引言

航空发动机被誉为飞机的心脏, 叶片作为航空发动机的热端部件, 长期在高温条件下服役。提升叶片服役温度是改善航空发动机热效率的重要途径。镍基单晶高温合金因其优异性能被广泛用于航空发动机涡轮叶片的制造^[1-2]。第二代单晶高温合金 DD6, 其性能可达到甚至会优于国外广泛应用的同代合金, 且具有低成本的优势, 以其优异的高温性能在我国多种先进航空发动机上得到了广泛应用^[3]。DD6 镍基单晶合金主要由 fcc 结构的 γ 相基体以及 L12 型结构的 γ' 相组成。 γ' 相沉淀强化是其主要强化方式之一, 在高温服役期间, γ' 相的形貌和尺寸会产生明显变化, 从而影响镍基单晶高温合金的高温性能。国内外研究者也开展了较多的 DD6 合金在热环境中的组织演化和性能研究。郭生武等人^[4]对 DD6 合金进行 900~1250 °C 的 50 h 时效处理, 发现随着温度的升高 γ' 相首先发生连接、合并, 尺寸不断增大, 随后向 γ 基体中溶解, 1150 °C 以上在冷却过程析出了粒状的二次 γ' 相。刘维维等人^[5]研究了 980 °C 长期时效对 DD6 单晶高温合金的组织演化及力学性能的影响, 结果表明随着长期时效温度提高和时间的延长, 合金中 γ' 相的尺寸增大, 持久寿命和强度降低。尤文超等人^[6]通过描述 DD6 合金微观组

织演化现象分析材料位错运动硬化机制, 建立了基于微观组织演化的多尺度蠕变本构模型和蠕变剩余寿命预测方法。这些研究多以高温长时过程中 DD6 合金微观组织演变定性分析为主, 鲜有报告 DD6 合金组织退化损伤定量表征以及与其剩余强度映射关系的研究。故本课题拟对 DD6 合金进行高温时效及热力耦合的热暴露时效处理, 开展 DD6 合金在微观组织演化以及与其剩余强度的关系研究, 探究组织退化参量表征方式, 建立 γ' 相退化与剩余强度的定量映射关系, 为 DD6 合金的服役使用提供数据评价基础。

2 实验

实验选择涡轮叶片材料 DD6 镍基单晶高温合金材料, 其化学成分见表 1。在标准热处理条件 (1290 °C × 1 h + 1300 °C × 2 h + 1315 °C × 4 h/AC + 1120 °C × 4 h/AC + 870 °C × 32 h/AC) 下, AC 表示空冷, DD6 合金呈近似周期的 γ/γ' 两相微观结构, 见图 1 所示。经高温热环境服役, 合金内部的 γ' 相会发生粗化、聚集和筏化^[7-8], γ' 相作为主强化相, 其形貌、尺寸和含量是影响高温合金力学性能的关键因素^[8-10]。通常, 镍基单晶高温合金 γ/γ' 两相微观结构的研究参数为: 基体通道 γ 相宽度 ω 、 γ' 相宽度 l 和两相周期相宽度 λ , σ 为施力方向, 见图 2 所示。在标准热处理

收稿日期: 2024-08-18

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFF0609302)

作者简介: 崔文明, 女, 1985 年生, 硕士, 高级工程师, 国合通用(青岛)测试评价有限公司, 山东 青岛 266000, E-mail: cuiwenming@qd.cutc.net

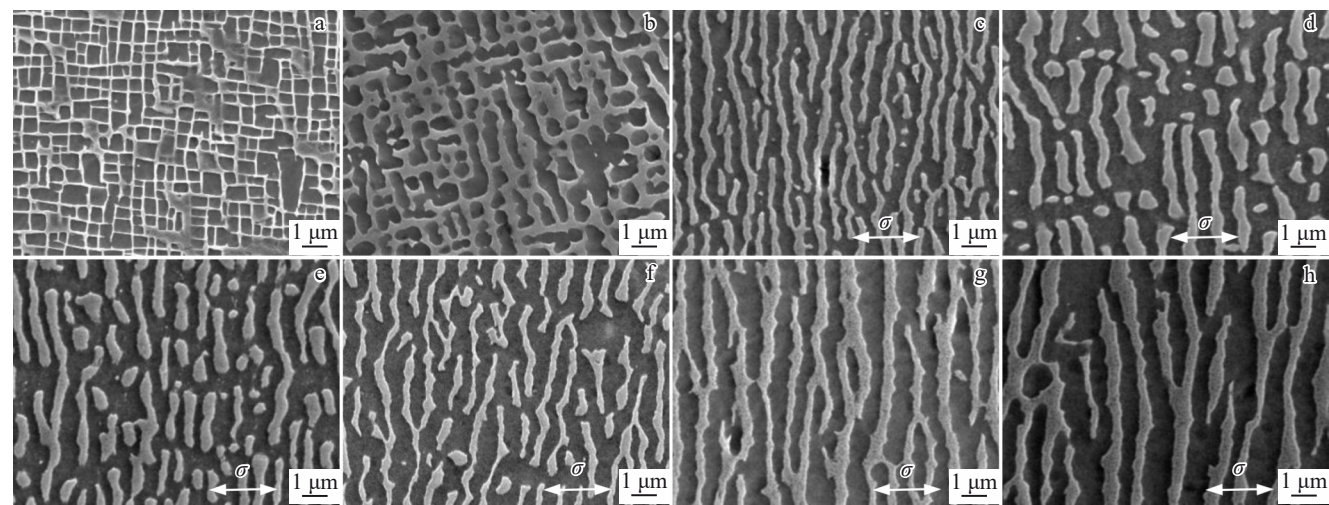


图 5 经不同热暴露时效处理的 DD6 合金微观组织

Fig.5 Microstructures of DD6 alloy after different thermal exposure aging treatments: (a) aging ①; (b) aging ②; (c) aging ③; (d) aging ④; (e) aging ⑤; (f) aging ⑥; (g) aging ⑦; (h) aging ⑧

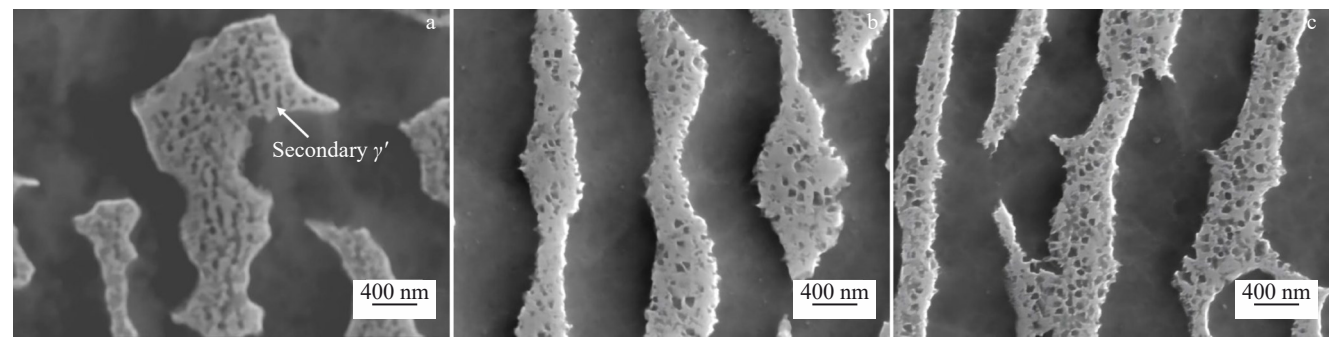


图 6 析出的二次 γ' 相

Fig.6 Secondary γ' phase precipitates: (a) aging ⑥; (b) aging ⑦; (c) aging ⑧

定向熔断连接的轻微筏化。随着温度升高和时间的延长, γ 相通道和 γ' 相持续粗化并趋于稳定, 最终 γ 相宽度约 400 nm 和 γ' 相宽度约 760 nm。

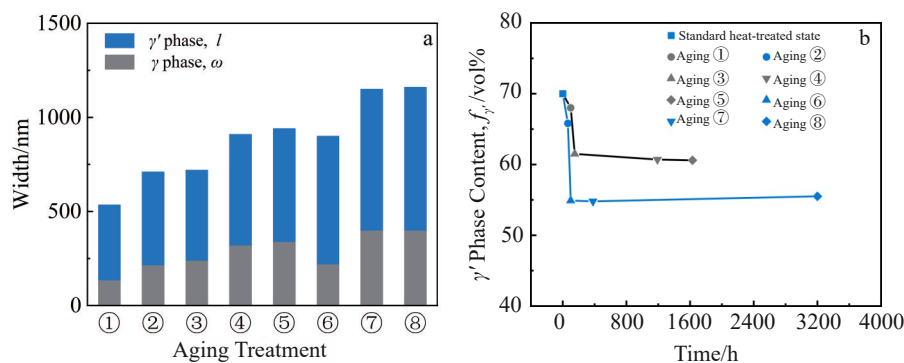
在高温长时热暴露时效过程中, 合金元素扩散促使 DD6 合金组织向热力学平衡演变。 γ/γ' 两相形成的界面位错网会促进元素的扩散, 促使合金元素的重新分配。 Al、Ta、Hf、Nb 等 γ' 相形成元素会在高温下向基体相中扩散, 使 γ' 相尺寸增加, 同时, Re、W、Mo 等 γ 相形成元素会向 γ' 相中扩散, 促使基体通道变宽^[11-12], 且在界面能的调控下, γ' 相的形态会趋近于球状, γ/γ' 两相的晶格失配加大。 γ' 相长大按照 Ostwald 熟化方式进行, 即尺寸较大的 γ' 相逐渐长大, 尺寸小的 γ' 相逐渐溶解, 以降低总界面能^[13]。大量研究表明, γ' 相的粗化动力学被认为遵循经典的 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 粗化模型, γ' 相粗化主要是由表面能降低来驱动, 颗粒尺寸的立方差满足时间的线性方程, 粗化速率与温度、载荷和时间有密切关系^[6,14-15]。

γ' 相溶解会使其体积分数发生变化, 而 γ' 相含量将会

影响合金的性能, 这是因为总弹性应变能与 γ' 相体积分数相关, γ' 相体积分数越高, 总弹性应变能越大, γ' 相越容易发生粗化^[13]。从图 7b 可以看出, 随着热暴露时间的延长, γ' 相体积分数先下降后逐渐趋于相平衡稳定态。平衡态下, 980 °C 下 γ' 相含量约为 60vol%, 1100 °C 约为 55vol%。结果显示, 施加不同的应力但在同一温度下进行时效, 达到平衡态的 γ' 相体积分数相差并不大, 温度与平衡态 γ' 相含量之间存在明显的对应关系。根据热力学相平衡原理, 对于固体合金体系, 在通常范围的变化, 压力会加速热力学平衡态的进程, 但对相平衡分数的影响极小, 温度是 γ' 相的平衡态体积分数的决定因素^[16-17]。980 °C 热暴露 1190 h 后 γ' 相含量已基本达到平衡状态, 1100 °C 仅热暴露 100 h 后就达到平衡状态。

从图 5c~5h 可以看出, 经热力耦合时效处理后, DD6 合金 γ' 相失去正方度特征, γ' 相在与应力垂直的方向上全部连接合并, 出现定向筏化现象, 形成被 γ 相反包围的形态。

在高温长期或热力耦合时效过程中, 单晶高温合金的筏化现象几乎都会发生。无外加应力的长期时效过程

图7 经热暴露时效处理后 γ/γ' 两相尺寸和 γ' 相含量Fig.7 γ/γ' phase dimensions (a) and γ' phase content (b) after different thermal exposure aging treatments

中, γ' 相会因 γ/γ' 相错配应力的存在而朝着 $\langle 001 \rangle$ 方向发生筏化;而在热力耦合时效过程中,合金中的 γ' 相沿着固定的方向筏化。筏化过程都是因水平与竖直通道的力不平衡导致的。无论是定向还是非定向筏化,时间久了都会产生拓扑倒置现象。 γ' 相的筏化分为N型筏化(筏化方向与外加应力方向垂直)和P型筏化(筏化方向与外加应力方向平行),筏化类型与其错配度 δ 正负符号和载荷方向有关^[18]。

$$\delta = \frac{2(\alpha_{\gamma'} - \alpha_{\gamma})}{(\alpha_{\gamma'} + \alpha_{\gamma})} \quad (1)$$

式中, α 为晶格常数。

当 γ/γ' 两相之间的错配度为负值时,在拉应力条件下会发生N型筏化,在压应力条件下 γ' 相会发生P型筏化;而当 γ/γ' 两相之间的错配度为正值时,情形刚好相反^[19]。根据 Vegard 定律,镍基单晶合金的 γ 相的晶格常数一般略大于 γ' 相,错配度为负值^[18]。当错配度为负时,水平 γ 通道内的应力远大于垂直 γ 通道,位错更易在水平 γ 通道内进行滑移^[20],形成N型筏化。从图5c~5h也可以看出,DD6合金定向筏化为N型筏化。

对比无应力热时效和热力耦合时效的微观结构可以发现应力增加了元素扩散驱动力。较大外应力会促进位错在垂直通道的运动和增殖,而位错作为高速扩散通道可以促进元素扩散,从而加速筏化的进程^[21],观察退化组织,外应力在150~250 MPa范围的图5c~5f退化组织的 γ 相在平行外加应力方向全部熔断,而外压力降至120 MPa的图5g和50 MPa的图5h退化组织的 γ 相通道在平行力方向局部仍连接,未彻底熔断。

此外,也可以发现经1100 °C热力耦合时效后微观组织中析出了细小点状的二次 γ' 相,见图6a~6c,这是因为 γ' 相回溶过程中, γ' 相向 γ 相基体中的溶解量增加, γ 相基体通道宽度增加,使得基体中 γ' 相的形成元素向 γ/γ' 界面扩散的距离增加。冷却过程中较宽的 γ 基体通道中的 γ' 相形成元素会过饱和,但无法扩散到已析出的 γ' 相上,直接

在基体通道内形核,析出细小的二次 γ' 相^[22]。

3.2 组织退化对合金强度的影响

镍基单晶高温合金的位错运动主要以切割 γ' 沉淀相和攀移绕越方式进行。 γ' 沉淀相存在一个临界尺寸值,当 γ' 沉淀相尺寸小于该临界值时,位错则主要以切割方式通过 γ' 相,当尺寸大于该临界值时,位错主要以攀移绕越方式进行。一般情况下,位错切割有序的 γ' 相需克服界面能和反相畴能2种能量。在高温时效过程中, γ' 相形貌发生钝化以及 Ostwald 熟化长大,都是界面能降低的过程。研究表明,反相畴界能的大小与 γ/γ' 两相之间的晶格错配度呈正相关^[23], γ' 相和 γ 通道相宽度增加,会在两相界面上产生附加位错网,这些高温下产生的位错网会松弛合金两相结构的错配应力,降低反相畴界能,减弱了位错运动的阻力。当 γ' 相尺寸长大超过临界值后,位错以攀移绕越方式运行要克服 Orowan 阻力 τ ,如式(2)所示:

$$\tau = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{Gb}{h} \quad (2)$$

式中, G 为切变模量; b 为柏氏矢量; h 为基体通道的宽度。

长期时效后基体通道的宽度有所增加,Orowan 阻力减小,即位错在基体通道中的运动更加容易进行^[24]。

综上所述, γ' 相形貌钝化、长大以及通道连接合并的筏化都将减弱位错运动的阻碍能力,降低合金强度。

经热暴露时效处理后,980 °C拉伸结果见图8。组织粗化和筏化均不同程度地降低了合金的强度。与980 °C/100 h时效相比,1100 °C/100 h时效后合金的强度更低。Ott 等人^[25]指出与施加载荷垂直的N型筏化形貌会加速位错的运动,故980和1100 °C热力耦合时效后,强度进一步降低。相对于粗化,组织筏化对合金的强度降低影响更为明显。

拉伸实验后断口见图9。980 °C/100 h时效后拉伸断口裂纹源区以韧窝型形貌为主,部分韧窝中心存在小孔洞,剪切区域为滑移解理断裂。980 °C氧化100 h后, γ 相

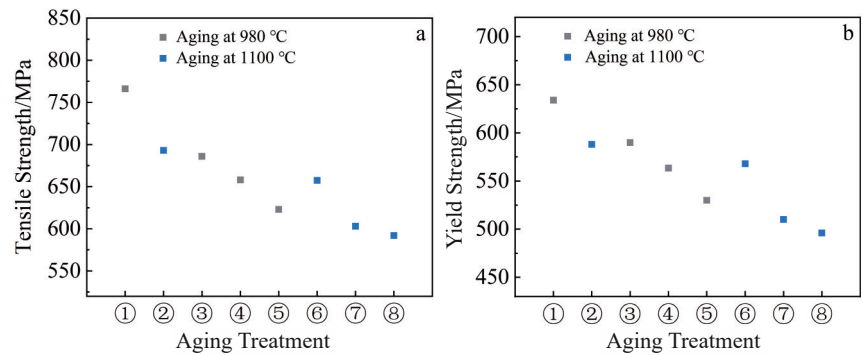


图 8 不同热暴露时效后 DD6 合金剩余强度

Fig.8 Residual strength of DD6 alloy after different thermal exposure aging treatments: (a) tensile strength; (b) yield strength

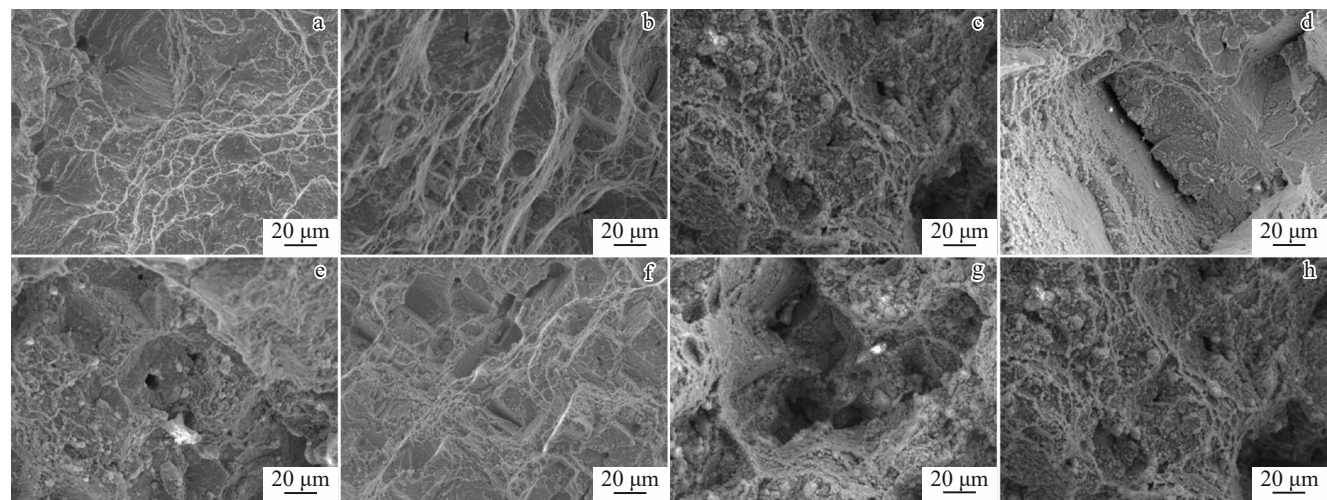


图 9 不同热暴露时效后 DD6 合金拉伸断口

Fig.9 Tensile fractures of DD6 alloy after different thermal exposure aging treatments: (a) aging ①; (b) aging ②; (c) aging ③; (d) aging ④; (e) aging ⑤; (f) aging ⑥; (g) aging ⑦; (h) aging ⑧

基体通道较窄, Orowan 阻力大, 位错无法绕越 γ' 相, 在 γ/γ' 两相界面位错塞积, 产生微小孔洞, 当局部的应力累计到一定程度以切割 γ' 相方式开始扩展。进入塑性变形阶段, 试样受力状态由平面应变状态转化为平面应力状态, 基于镍基单晶合金自身结构特点, 会沿着特定的晶体学平面发生剪切滑移开裂^[26]。1100 °C 氧化 100 h 后, γ 相粗化, Orowan 阻力减小, 越来越多的位错可以选择绕过 γ' 相, 使位错在基体通道中的运动更加容易, 部分位错由切割 γ' 相开始向攀移转化, 对应拉伸断口裂纹源区呈现韧窝+解理断裂混合形貌。980 和 1100 °C 高温热力耦合时效, 组织发生定向 γ' 相筏化, 基体通道变粗且被切断分隔成条状, 位错容易绕过 γ' 相进行攀移, 沿着容易产生位错源的 γ/γ' 界面进行, 特定方向形成解理断裂形貌。

3.3 组织退化与剩余强度关系的量化表征

镍基单晶高温合金在服役过程中, γ' 相溶解、粗化与筏化是其主要损伤模式, 对组织退化损伤开展量化评

价, 选择合适的组织损伤参量表征反映叶片及材料的劣化程度, 建立退化损伤参量与强度之间的量化映射关系, 对于涡轮叶片的服役状态评价十分重要。

γ' 相作为主强化相, 其含量对合金高温性能具有十分重要的影响。实验发现在未达到热力学平衡之前, γ' 相的体积分数随暴露时间延长而降低, 达到相平衡之后, γ' 相体积分数趋于稳定, 仅与温度相关, 温度越高, γ' 相平衡含量越低, 但在相含量平衡后, DD6 合金 γ' 相依然会在温度、力以及时间等因素作用下持续筏化, 强度也随之降低, 单纯采用 γ' 相体积分数仅能在一定程度上表征力学平衡之前的强度与变化, 无法表征平衡之后的强度变化。

Fedelich 等人^[27]基于 γ 相宽度 ω 提出了筏化状态的定量表征方法。在给定温度下, 假设 γ' 相只发生粗化, γ 相宽度可以表示为 ω_c , 若只有筏化发生, γ 相宽度可以表示为 ω_r , 筏化因子参数 ξ 以公式(3)表示, 其分子则代表 γ' 相尺寸的变化, 分母则代表 γ' 相形貌的变化。

$$\zeta = \frac{\omega - \omega_c}{\omega_r - \omega_c} \quad (3)$$

式中, $\omega_c = \lambda(1 - f_{\gamma'}^{1/3})$, $\omega_r = \lambda(1 - f_{\gamma'})$, $f_{\gamma'}$ 为当前状态下 γ' 相的体积分数, ω 、 λ 为当前状态下 γ 相宽度和周期相宽度。

Fedelich 的筏化因子关系式更适于筏化组织量化表征,但在长时热暴露服役过程中,组织退化既包含了 γ' 相粗化也包含了 γ' 相筏化,只考虑 γ' 相筏化作用,将对服役涡轮叶片的组织退化评估不够全面。范永升等人^[28]尝试综合考虑粗化和筏化作用,提出了退化因子表征公式(4),并对定向凝固镍基高温合金 DD125 组织退化进行量化表征,建立了 DD125 合金退化因子 ζ 与性能的定量关系式。

$$\zeta = \frac{\omega\lambda^2 - \omega_0\lambda_0^2}{\omega_0\lambda_0^2} \quad (4)$$

式中, ω_0 、 λ_0 为标准热处理状态下的 γ 相通道宽度和周期相宽度。

同样,我们采用公式(3)和(4)分别对 DD6 合金的组织进行退化损伤定量表征,并尝试与剩余强度建立经验关系公式,见图 10 和图 11。

从图 10 可以看到,采用 Fedelich 的筏化因子参数 ζ

可以与剩余强度建立起映射关系,但不同温度下的组织退化对强度的影响因子不同,需分别对应建立不同关系式。采用范永升的退化因子公式(4),建立退化因子 ζ 与剩余强度映射关系见图 11,可以看到,该公式将不同温度的影响因子实现了归一化处理,粗化组织对应退化因子 ζ 小于 0.8,当 1100 °C 热暴露 100 h 开始出现不定向筏化时,退化因子 ζ 大于 0.85,不同的温度下可以找到同一映射规律的量化关系式。

由公式(4)计算的退化因子 ζ 是退化的 γ'/γ 两相尺寸 $\omega\lambda^2$ 与初始标准热处理态下的 $\omega_0\lambda_0^2$ 关系比较,但在大多实际工程研究案例中,评估高温服役后涡轮叶片合金材料组织退化与性能关系时并不总能获得材料标准热处理态下初始的 ω_0 和 λ_0 值。本研究尝试舍弃与初始标准热处理态 $\omega_0\lambda_0^2$ 值的对比部分,仅采用当下退化组织尺寸参量 $\omega\lambda^2$ 与 DD6 合金剩余强度建立量化映射关系式,见图 12。从图中可以看出,仅采用当下状态相尺寸的 $\omega\lambda^2$ 值与剩余强度也可以建立良好的量化映射关系式。然而,对于 DD6 合金涡轮叶片的评价除了静强度外,还要综合考虑蠕变、疲劳、蠕变疲劳等多个指标,探究该组织损伤量化表征方法的适用性还需开展更广泛的热暴露时效处理与更为全面的力学性能研究。

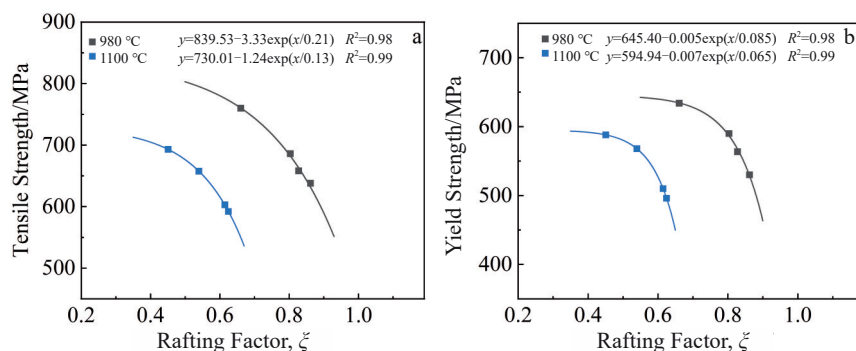


图 10 DD6 合金剩余强度与筏化因子 ζ 的关系

Fig.10 Relationship between residual strength and rafting factor ζ of DD6 alloy: (a) tensile strength; (b) yield strength

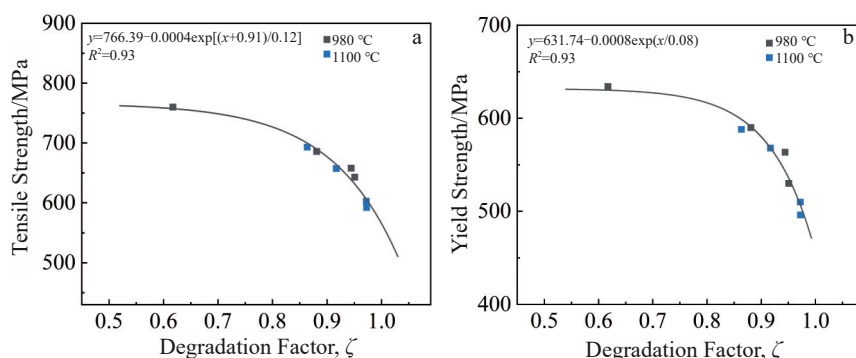


图 11 DD6 合金剩余强度与退化因子 ζ 的关系

Fig.11 Relationship between residual strength and degradation factor ζ of DD6 alloy:

(a) tensile strength; (b) yield strength

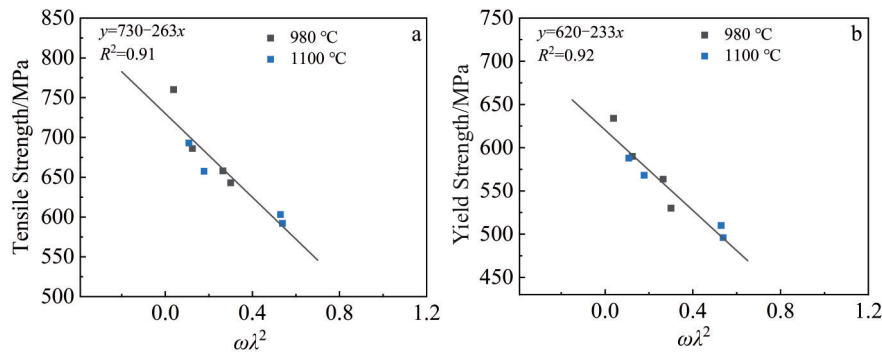


图 12 DD6 合金剩余强度与 $\omega\lambda^2$ 的关系

Fig.12 Relationship between residual strength and $\omega\lambda^2$ of DD6 alloy: (a) tensile strength; (b) yield strength

4 结 论

1) 在高温长时热暴露时效过程中, DD6 合金中 γ' 相发生溶解、长大、粗化与筏化, 组织演变趋向热力学平衡。随着热暴露时间的延长, γ' 相含量先下降后趋于稳定, 980 °C 下 γ' 相体积分数约为 60%, 1100 °C 约为 55%。 γ' 相按照 Ostwald 熟化方式长大并趋于稳定, 最终 γ 相宽度约 400 nm 和 γ' 相宽度约 760 nm。在热暴露时效过程中, 经 980 °C 无应力 100 h 时效后组织仅发生轻微粗化, 但在 1100 °C 无应力时效 100 h 后, 组织在 γ/γ' 相错配应力的作用下发生了不定向筏化, 在热力耦合时效过程中, γ' 相发生 N 型筏化。组织粗化和筏化在降低 γ/γ' 相错配应力的同时降低了 Orowan 阻力, 越来越多的位错可以绕过 γ' 相, 促使位错更容易运动, 降低了 DD6 合金强度。

2) 基于 γ 相和 γ' 相尺寸发展了一种组织退化损伤评估的表征参量 $\omega\lambda^2$, 并与剩余强度建立起量化映射关系式, 综合考虑了粗化和筏化影响作用, 且该量化表征方式仅与当下组织状态相关, 无需与合金初始状态结构尺寸比较, 更具有工程研究应用意义。

参考文献 References

[1] Zhang Jian(张 健), Wang Li(王 莉), Xie Guang(谢 光) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(9): 1109

[2] Cheng Yuan(程 远), Zhao Xinbao(赵新宝), Yue Quanzhao(岳全召) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2599

[3] Li Wei(李 维), Zhao Chunling(赵春玲), Zhang Xin(张 鑫) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2023, 43(5): 58

[4] Guo Shengwu(郭生武), Gao Yuan(高 圆), Yang Jian(杨 健) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3167

[5] Liu Weiwei(刘维维), Liu Shizhong(刘世忠), Li Ying(李 影) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2021, 49(6): 94

[6] You Wenchao(尤文超), Wang Rongqiao(王荣桥), Hu Dianyin(胡

殿印) *et al.* *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2024, 39(9): 20220628

[7] Murakumo T, Kobayashi T, Koizumi Y *et al.* *Acta Materialia*[J], 2004, 52(12): 3737

[8] Yan Huajin, Tian Sugui, Dong Zhifeng. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(1): 44

[9] Tian Sugui, Zhang Baoshuai, Yu Huichen *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 673: 391

[10] Xia Penghui(夏鹏辉), Wang Weiqiang(王伟强), Lu Chao(鹿超) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 726

[11] Huang Y S, Wang X G, Cui C Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 773: 138886

[12] Baldan A. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37(11): 2379

[13] Xie Hongji(谢洪吉), Li Jiarong(李嘉荣), Han Mei(韩 梅) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(8): 2483

[14] Ding Jian, Jiang Shan, Li Yanmo *et al.* *Intermetallics*[J], 2018, 98: 28

[15] Tomokiyo Y, Yahiro K, Matsumura S *et al.* *Dynamics of Ordering Processes in Condensed Matter*[C]. New York: Plenum Press, 1988: 233

[16] Yu Yongning(余永宁), Yang Ping(杨 平), Qiang Wenjiang(强文江) *et al.* *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006

[17] Chen Yadong(陈亚东), Zheng Yunrong(郑运荣), Feng Qiang(冯强). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(12): 1545

[18] Mishima Y, Ochiai S, Suzuki T. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(6): 1161

[19] Yue Quanzhao(岳全召). *Elevated Temperature Creep Behavior and Mechanism of the Third-Generation Ni-based Single Crystal Superalloy DD33*(第三代镍基单晶高温合金 DD33 高温蠕变行为及其机制研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019

[20] Pollock T M, Argon A S. *Superalloys 1988*[C]. Warrendale: The Metallurgical Society, 1988: 285

[21] Xu Jinghui(徐静辉), Li Longfei(李龙飞), Liu Xingang(刘心刚)

- et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(2): 205
- [22] Lai Yongjun(来永军), Ning Likui(宁礼奎), Liu Yichuan(柳一川) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2243
- [23] Wang Tongchao(王桐超). *Effect of Alloying on the γ' Phase Structure and Mechanical Properties of Co-8.8Al-9.8W Superalloys*(合金化对 Co-8.8Al-9.8W 合金 γ' 相结构及其力学性能的影响)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2023
- [24] Pollock T M, Argon A S. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(1): 1
- [25] Ott M, Mughrabi H. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 272(1): 24
- [26] Liu Changkui(刘昌奎), Yang Sheng(杨胜), He Yuhuai(何玉怀) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2010, 5(4): 225
- [27] Fedelich Bernard, Künecke Georgia, Epishin Alexander *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 510–511: 273
- [28] Fan Yongsheng(范永升), Yang Xiaoguang(杨晓光), Shi Duoqi(石多奇) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2022, 43(9): 123

Effect of Thermal Exposure Aging on Microstructure and Strength of DD6 Alloy

Cui Wenming^{1,2}, Zhang Xiaochen^{1,2}, Wang Wei^{1,3}, Li Zhutie^{1,2}, Wang Jixing², Zhang Rui², Liang Xibing²

(1. General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

(2. China United Test & Evaluation (Qingdao) Co., Ltd, Qingdao 266000, China)

(3. National New Materials Testing and Evaluation Platform Main Center, China GRINM Group Corporation Limited, Beijing 100088, China)

Abstract: Different thermal exposure aging treatments were performed on DD6 nickel-based single crystal superalloy to obtain different degraded microstructures. The mechanism of microstructural degradation evolution, and corresponding residual strength and fracture mechanism were studied. Parametric characterization methods of microstructural degradation degree were explored, and a quantitative mapping relationship between residual strength and microstructural degradation degree was established. The results indicate that during thermal exposure aging process, γ' phase undergoes dissolution or growth according to Ostwald ripening mechanism. After aging at 980 °C for 1190 h and 1100 °C for 100 h, the content of γ' phase almost reaches thermal equilibrium state. With the increase in temperature and time, the width of γ and γ' phases will continue to coarsen and gradually stabilize. Finally, the width of γ phase is about 400 nm and the width of γ' phase is about 760 nm. While coarsening, DD6 alloy undergoes rafting under the internal γ/γ' phase mismatch stress or applied loads. Coarsening and rafting both reduce the strength of DD6 alloy. Considering the effects of coarsening and rafting, the microstructure size parameter $\omega\lambda^2$ is used to establish a good quantitative mapping relationship with residual strength, and this characterization method for microstructural degradation does not depend on microstructure size in the initial state.

Key words: DD6 alloy; thermal exposure aging; microstructural degradation; residual strength; quantitative characterization

Corresponding author: Cui Wenming, Master, Senior Engineer, China United Test & Evaluation (Qingdao) Co., Ltd, Qingdao 266000, P. R. China, E-mail: cuiwenming@qd.cutc.net