

# 变温时效对镍基高温合金组织的影响

富盛杨<sup>1</sup>, 曹铁山<sup>1</sup>, 王威<sup>2</sup>, 迟庆新<sup>2</sup>, 程从前<sup>1</sup>, 赵杰<sup>1</sup>

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024)

(2. 中国航发沈阳发动机研究所, 辽宁 沈阳 110066)

**摘要:** 镍基合金实际服役过程中面临着复杂的温度变化, 温度波动可能改变元素的扩散路径和速率, 从而影响组织的均匀性。现有的长期时效试验大多采用等温条件, 变温时效过程中的组织演变和性能损伤研究鲜有报道。本研究旨在探究镍基合金等温时效与变温时效组织演变的差异以及变温次序对组织的影响; 并建立组织与时间、温度之间的关系以及计算等效时间。结果表明, DZ411合金变温与等温时效 $\gamma'$ 相尺寸增长与时间-温度之间具有相同的函数关系, 即尺寸的立方差与时间、温度具有线性关系, 两者的形状因子 (Feret ratio, FR) 也在相近范围内波动。同时, 温度次序对 $\gamma'$ 相尺寸具有规律性影响, 组织观察表明, 900 °C-980 °C次序 $\gamma'$ 相尺寸均高于980 °C-900 °C次序; 定量分析可知, 900 °C-980 °C次序 $\gamma'$ 相等效直径的平均值为719 nm, 高于980 °C-900 °C次序的665 nm。此外, 温度次序对 $\gamma'$ 相形状同样具有规律性影响, 组织观察表明, 900 °C-980 °C次序与980 °C-900 °C次序 $\gamma'$ 相颗粒分别以圆角矩形状与球状为主; 定量分析可知, 900 °C-980 °C次序FR平均值为1.411, 高于980 °C-900 °C次序的1.379。

**关键词:** 镍基合金; 变温时效;  $\gamma'$ 相; 定量分析

中图法分类号: TG132.3\*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1527-07

## 1 引言

高温合金凭借卓越的高温耐受性、持久的高强度特性及出色的抗蠕变性, 在能源、航空航天等高性能材料需求严苛的领域内, 得到了广泛的运用<sup>[1-3]</sup>。相较于铁基与钴基高温合金, 拥有独特分散 $\gamma'$ 相的镍基高温合金, 展现出更优的经济效益及高温性能, 使其成为最常用的高温合金<sup>[4-7]</sup>。镍基高温合金的性能由析出相(如 $\gamma'$ 相、碳化物及 $\gamma/\gamma'$ 共晶)的微观结构所决定。其中, 具有 $L1_2$ 结构的 $\gamma'$ 相通过钉扎位错引发位错累积, 进而增强了合金的断裂韧性<sup>[8-10]</sup>。同时, 碳化物位于晶界处能有效阻碍晶界滑动, 从而提升合金的整体强度<sup>[11]</sup>。然而 $\gamma/\gamma'$ 共晶会成为裂纹萌生源, 降低合金抗裂纹扩展能力<sup>[12]</sup>。

长期时效过程中 $\gamma'$ 相的粗化、形态变化及分布特征是影响镍基合金高温性能的核心因素。Li等<sup>[13]</sup>研究了HIP镍基粉末合金在760 °C下8~600 h的相变规律。MC碳化物分解为 $M_{23}C_6$ , 次生 $\gamma'$ 相粗化并伴随3次析出。多尺度 $\gamma'$ 相分布显著提升屈服强度, 但过度粗化导致硬度下降。硬度和强度在32和300 h呈现双峰值。Li等<sup>[14]</sup>研究了CMSX-4镍基单晶高温合金在950和1050 °C下的长期时效行为。 $\gamma'$ 相粗化速率随温度升高而加快, 形态

从方形变为条状和筏状。TCP相(如 $\sigma$ 相和 $\mu$ 相)在1000 h后析出, 导致 $\gamma'$ 相周围元素耗尽, 产生软化效应, 显著降低合金的高温性能。

目前最常见的 $\gamma'$ 相粗化理论, 是由Lifschitz, Slyozov和Wagner (LSW)<sup>[15-16]</sup>提出。LSW理论认为 $\gamma'$ 相平均粒径的增长与时效时间具有立方关系。此外, 自Larson和Miller<sup>[17]</sup>、Manson和Haferd<sup>[18]</sup>以及Orr<sup>[19]</sup>等人提出时间-温度参数(time-temperature parameter, TTP)以来, 此模型在蠕变持久寿命预估方面得到了广泛应用<sup>[20-21]</sup>。

现有的长期时效实验大多采用等温条件, 但实际工况中, 镍基合金往往面临复杂的温度变化。温度波动可能改变元素的扩散路径和速率, 从而影响组织的均匀性。变温时效则更真实地反映合金在实际服役条件下的组织演变和性能变化。本实验通过探究镍基合金等温时效与变温时效组织演变的差异以及变温次序对组织的影响, 为组织演化及性能损伤机理研究积累实验数据; 并建立组织与时间、温度之间的关系以及计算等效时间, 为组织观察反推合金的服役历史等方面提供参考资源。

收稿日期: 2025-06-12

基金项目: 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(PA2021-A-IV-001-001); 船用燃气轮机基础研究项目(MGT2023001); 国家自然科学基金(51901035)

作者简介: 富盛杨, 女, 2000年生, 硕士, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, E-mail: zglnsyfsy@163.com

## 2 实验

### 2.1 试验材料

本试验所用 DZ411 合金是一种定向凝固镍基高温合金,其主要化学成分如表 1。研究表明,DZ411 合金在服役过程中,关键部位服役温度高达 900 °C(±15 °C),并存在超温现象,其中主要相之一的  $M_{23}C_6$  碳化物在 980 °C 以下发生析出。基于该相变特征与服役工况,本实验选择 900 与 980 °C 作为试验温度<sup>[22-24]</sup>。

图 1a 为光学显微镜下垂直于柱晶生长方向的金相组织,观察表明,采用定向凝固技术制备的 DZ411 合金,能够形成沿特定方向单一延伸的柱状晶结构,有效消除了横向晶界的出现。树枝晶呈“十”字花样规则排列,组织中分布着  $\gamma/\gamma'$  共晶及碳化物;图 1b 为扫描电镜下  $\gamma'$  相的组织形貌,组织观察表明,热处理后的  $\gamma'$  相分布相对均匀,形状规则,呈立方状,体积分数在 30%~40%;定量分析可知,原始试样  $\gamma'$  相的平均等效直径为 346 nm。

### 2.2 试验条件与参数

将切割得到的样品放进箱式炉中进行热处理,主要包括等温时效处理和变温时效处理。

等温时效处理:900 °C 时效 100、200、500、1200 和 2400 h;980 °C 时效 100、200、400、600 和 800 h。

变温时效处理:900 °C-980 °C 次序,在 900 °C 时效

后降至室温,再进行 980 °C 时效后降至室温;980 °C-900 °C 次序,在 980 °C 时效后降至室温,再进行 900 °C 时效后降至室温。分别进行 3 组循环,包含 6 种时效时间。

### 2.3 材料测试与表征

扫描电镜(SEM)形貌分析:时效试样需经历一个逐级精细打磨的过程,首先使用 400#砂纸进行初步打磨,随后依次换用 800#、1000#、1500#直至 2000#的砂纸进行更为细致的打磨处理,最后以粒度为 1  $\mu\text{m}$  的抛光膏完成抛光作业。然后对样品进行腐蚀,腐蚀液为 33 mL  $\text{H}_2\text{O}$  +33 mL  $\text{HNO}_3$ +33 mL  $\text{CH}_3\text{COOH}$ +1 mL HF,样品的腐蚀处理时长控制在 5 至 15 s 之间,完成腐蚀后,需使用乙醇对样品进行彻底清洗,并随后进行吹干处理。之后,利用 MEF-3 型号的光学显微镜对样品的金相组织结构进行详细的观察与分析以及 SUPRA 55 型扫描电镜进一步观察合金显微组织。

X 射线衍射(XRD)物相分析:时效试样分别用 400#、800#、1000#、1500#和 2000#砂纸逐级打磨,利用布鲁克 D8 Advance 型 X 射线衍射仪对样品进行结构特性的分析与表征,该设备利用的是 Cu K $\alpha$  辐射源,波长设定为 0.154 06 nm,其中 X 射线衍射仪射线管电压为 40 kV,电流为 40 mA。

### 2.4 数据记录与分析

采用 ImageJ 软件定量分析  $\gamma'$  相的等效直径( $D$ )与形状因子(Feret ratio, FR),见式(1)~(2)<sup>[25-26]</sup>,每个样品采用多张不同区域扫描图像进行统计且每张图片超过 300 个样本点。

$$D = \sqrt{4S/\pi} \tag{1}$$

其中, $S$ 为 $\gamma'$ 相对应的面积。

$$\text{FR} = D_{\text{max}}/D_{\text{min}} \tag{2}$$

式中, $D_{\text{max}}$ 为最大 Feret 直径, $D_{\text{min}}$ 为最小 Feret 直径。Feret 直径:沿某方向测得颗粒两边界平行线间的距离。使用参数定量表征合金中  $\gamma'$  相的立方度,当  $\text{FR}=1$  时, $\gamma'$  相为球形;当  $\text{FR}=1.41$  时, $\gamma'$  相为立方形;当  $\text{FR}>1.41$  时, $\gamma'$  相为长方形或不规则形状。

采用分峰拟合方法,基于 Pseudo-Voigt 函数<sup>[27-28]</sup>,处理各时效样品的典型不对称衍射峰,从而分离出  $\gamma$  和  $\gamma'$  相的衍射峰。随后,通过公式(3)和(4)计算得到  $\gamma$  与  $\gamma'$  两相的晶格常数,再利用公式(5)求得两者的晶格错配度。

$$2d\sin\theta = \lambda \tag{3}$$

$$a = d \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \tag{4}$$

$$\delta = (\alpha_{\gamma'} - \alpha_{\gamma})/(\alpha_{\gamma'} + \alpha_{\gamma}) \tag{5}$$

式中, $\lambda$ 表示波长, $d$ 为晶面间距, $\theta$ 为衍射角, $h,k,l$ 表示密勒指数, $a$ 为晶格常数, $\alpha_{\gamma'}$ 为 $\gamma'$ 晶格常数, $\alpha_{\gamma}$ 为 $\gamma$ 相晶格常数, $\delta$ 为 $\gamma$ 与 $\gamma'$ 两相的晶格错配度。

表 1 DZ411 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of DZ411 superalloy (wt%)

Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Ta	Ni
13.63	9.51	4.76	3.43	4.03	1.42	2.77	Bal.

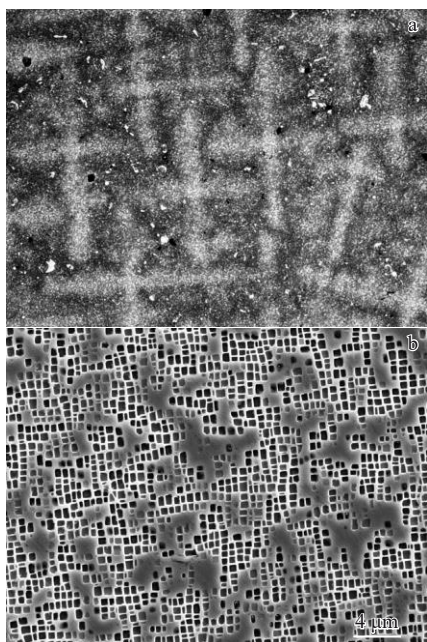


图 1 DZ411 合金原始试样组织 OM 与 SEM 照片

Fig.1 OM (a) and SEM (b) images of the as-cast DZ411 superalloy

### 3 结果及分析

#### 3.1 等温时效态的组织演变与定量分析

图2为DZ411合金等温时效后的 $\gamma'$ 相形貌。其中图2a, 2b, 2c为900 °C分别时效200、500、2400 h后的组织, 观察表明, 时效过程中 $\gamma'$ 相颗粒的形状包含球状、椭球状及不规则状, 始终以球状为主。图2d, 2e, 2f为980 °C分别时效200、400、800 h后的组织。观察表明, 时效过程中 $\gamma'$ 相颗粒的形状包含立方状、圆角矩形形状及不规则状, 始终以圆角矩形形状为主。同时, 随着时效时间的增加, 两种温度下 $\gamma'$ 相均持续粗化。

图3a为等温时效 $\gamma'$ 相等效直径随时效时间的变化, 曲线表明, 等温时效过程中, 随着时间持续的增长,  $\gamma'$ 相的等效直径呈现出一种递增的趋势。980 °C时效800 h后 $\gamma'$ 相的等效直径增加至773 nm 远高于900 °C时效2400 h后的512 nm。由此可见, 温度对 $\gamma'$ 相尺寸的影响

十分显著, 因为高温显著加速原子扩散速率, 促使小尺寸 $\gamma'$ 相溶解并向大颗粒迁移, 导致 $\gamma'$ 相粗化<sup>[29-30]</sup>。

图3b为等温时效 $\gamma'$ 相形状因子随时效时间的变化, 曲线表明, 等温时效过程中,  $\gamma'$ 相FR值随时效时间延长呈波动趋势。980 °C时效过程中 $\gamma'$ 相的FR值在1.378~1.428范围内, 总体高于900 °C时效过程中的1.28~1.403。表明温度对 $\gamma'$ 相形状有影响。

此外, TTP参数法依据蠕变持久性能试验所得数据, 即温度、应力与蠕变持久断裂时间之间的相关性, 将断裂时间 $t_r$ 与试验温度 $T$ 整合为一个相互补充的时间-温度参数 $f(t_r, T)$ , 并将此参数与应力 $\sigma$ 关联。TTP参数法包括多种模型, 其中常见的有LM参数法, 即当应力一定时,  $1/T$ 和 $\lg t_r$ 之间呈线性关系, 见式(6)<sup>[20-21]</sup>。

$$P_{LM}(\sigma) = T \times 10^{-3} (\lg t_r + C) \quad (6)$$

式中:  $T$ 为热力学温度;  $t_r$ 为断裂时间;  $\sigma$ 为应力;  $C$ 为根据材料持久性能数据确定的常数项;  $P_{LM}$ 为应力的函数。

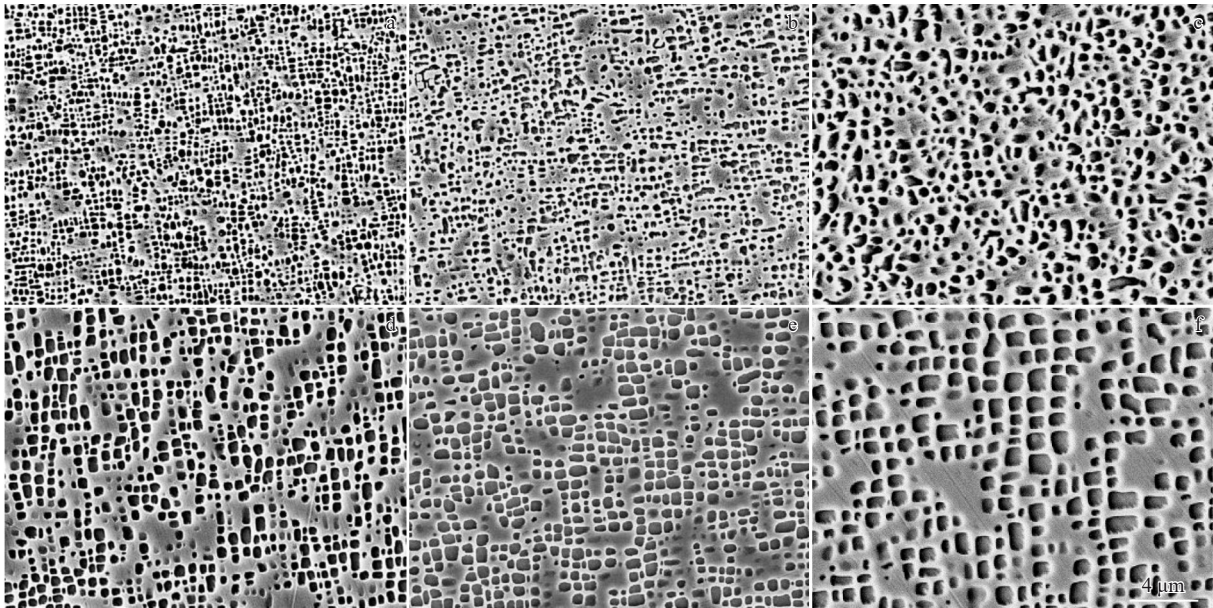


图2 900 °C时效200、500和2400 h与980 °C时效200、400和800 h后的 $\gamma'$ 相形貌

Fig.2 Morphologies of  $\gamma'$  phase after isothermal aging at 900 °C for 200 (a), 500 (b), and 2400 h (c) and at 980 °C for 200 (d), 400 (e), and 800 h (f)

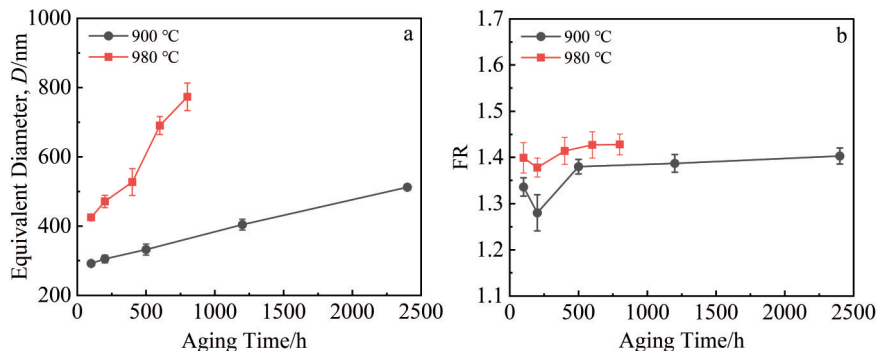


图3 等温时效 $\gamma'$ 相等效直径与形状因子随时效时间的变化

Fig.3 Evolution of equivalent diameter (a) and FR (b) of  $\gamma'$  phase with aging time during isothermal aging

结合 LSW 理论与 LM 参数法,将时效时间  $t_{eq}$  和试验温度  $T$  整合为一个相互补充的时间-温度参数  $f(t_{eq}, T)$ , 并将此参数与  $\gamma'$  相的平均半径  $r$  关联, 见式(7)。

$$\lg(r^3 - r_0^3) = T \times 10^{-3} [\lg(t_{eq} - t_0) + C] \quad (7)$$

式中:  $T$  为热力学温度;  $t_{eq}$  为等效时效时间;  $t_0$  为初始等效时效时间;  $C$  为根据材料时效数据确定的常数项;  $r$  为  $\gamma'$  相的平均半径;  $r_0$  为初始  $\gamma'$  相的平均半径。

通过公式(7)对等温时效数据进行温度归一化, 如图 4 所示, 数据点均匀的分布在主曲线两侧, 此时  $K=0.91$ ,  $R^2=0.98$ 。通过非线性曲面拟合得到的  $C$  值, 可以计算等效时间( $t_{eq}$ ), 即在 980 °C 时效 100 h 约等于在 900 °C 时效 1027 h。用于计算变温时效相对于 900 °C 时效时间, 3.2 节中皆为等效时间。

### 3.2 变温时效态的组织演变与定量分析

图 5 为 DZ411 合金变温时效后的  $\gamma'$  相形貌。其中图 5a, 5b, 5c 与图 5d, 5e, 5f 分别为 900 °C-980 °C 次序与

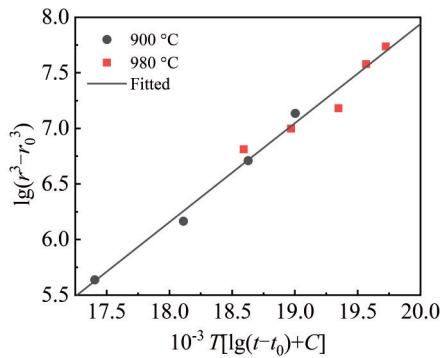


图 4 等温时效数据的温度归一化曲线

Fig.4 Temperature-normalized curve of isothermal aging data

980 °C-900 °C 时效等效时间 5 308、7 762 与 10 616 h 后的组织。观察表明, 900 °C-980 °C 次序的  $\gamma'$  相颗粒形状包含立方状、圆角矩形形状; 980 °C-900 °C 次序的  $\gamma'$  相颗粒的形状包含球状、椭球状。同时, 随着等效时间的增加, 两种温度下  $\gamma'$  相均持续粗化。另外, 两种次序下还分别进行了 2454、4854 与 10162 h 的时效, 与上述规律一致。

图 6a 与图 6b 分别为两种次序变温时效后  $\gamma'$  相的等效直径与形状因子随等效时间的变化。定量分析可知, 900 °C-980 °C 次序的  $\gamma'$  相等效直径平均值为 719 nm, 高于 980 °C-900 °C 次序的 665 nm; 900 °C-980 °C 次序的  $\gamma'$  相 FR 平均值为 1.411, 高于 980 °C-900 °C 次序的 1.379。

图 7 为等温(虚线)与两种次序变温时效后的  $\gamma'$  相等效直径分布。图像表明, 等温与变温时效时间相近, 其  $\gamma'$  相等效直径分布也相近。等效时间增加, 粒子的分散程度也逐渐增加。定量分析可知, 900 °C-980 °C 次序  $\gamma'$  相等效直径的中位数平均值 694 nm 高于 980 °C-900 °C 次序的 643 nm。

图 8a 与 8b 分别为 980 °C-900 °C 次序时效 5308 h 及其 980 °C 再时效 200 h 后的  $\gamma'$  相形貌。观察组织发现, 再时效后,  $\gamma'$  相有从球形向圆角矩形转变的趋势, 表明终止温度对  $\gamma'$  相形貌的影响至关重要。定量分析知,  $\gamma'$  相等效直径由 619 nm 增长至 674 nm, 形状因子由 1.363 增加至 1.407。

通过公式(7), 将变温时效数据代入图 4 所示的温度归一化曲线中, 如图 9 所示。数据点分布在主曲线附近, 表明等温与变温时效  $\gamma'$  相尺寸增长与时间-温度之间具有相同的函数关系, 即尺寸的立方差与时间、温度

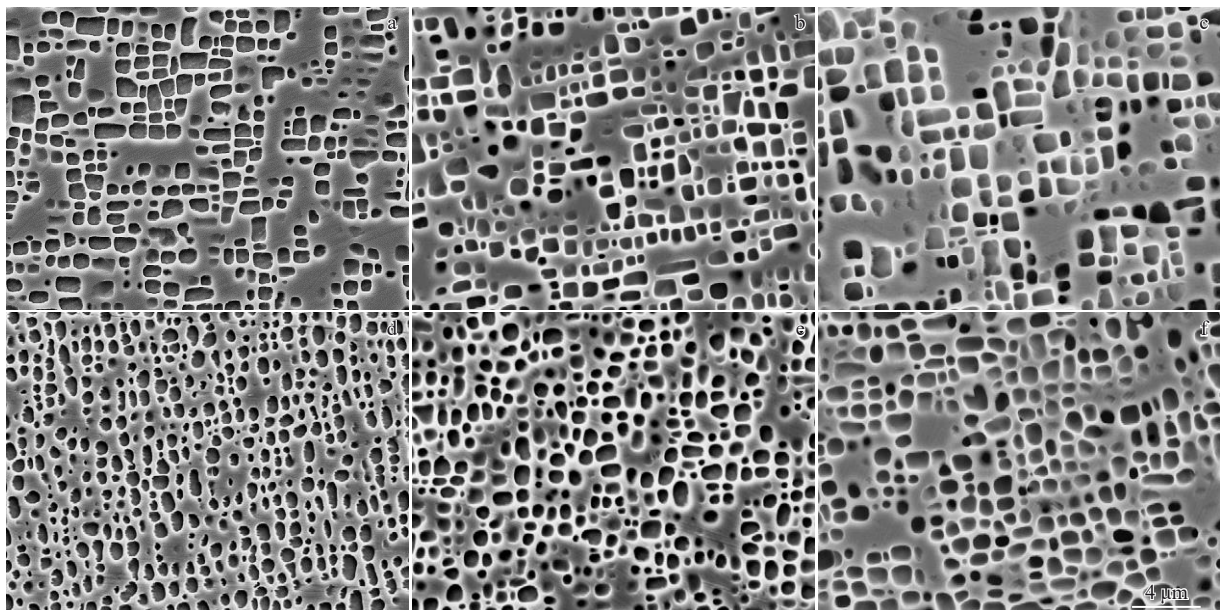


图 5 900 °C-980 °C、980 °C-900 °C 次序变温时效 5 308、7 762 和 10 616 h 后的  $\gamma'$  相形貌

Fig.5 Morphologies of  $\gamma'$  phase after sequential variable-temperature aging at 900 °C-980 °C (a-c) and 980 °C-900 °C (d-f) for 5 308 (a, d), 7 762 (b, e), and 10 616 h (c, f)

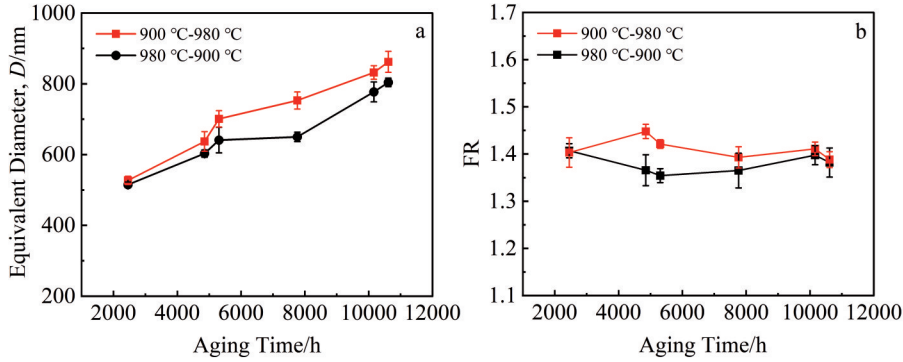


图6 变温时效后  $\gamma'$  相等效直径与形状因子随时效时间变化

Fig.6 Evolution of equivalent diameter (a) and FR (b) of  $\gamma'$  phase with aging time during non-isothermal aging

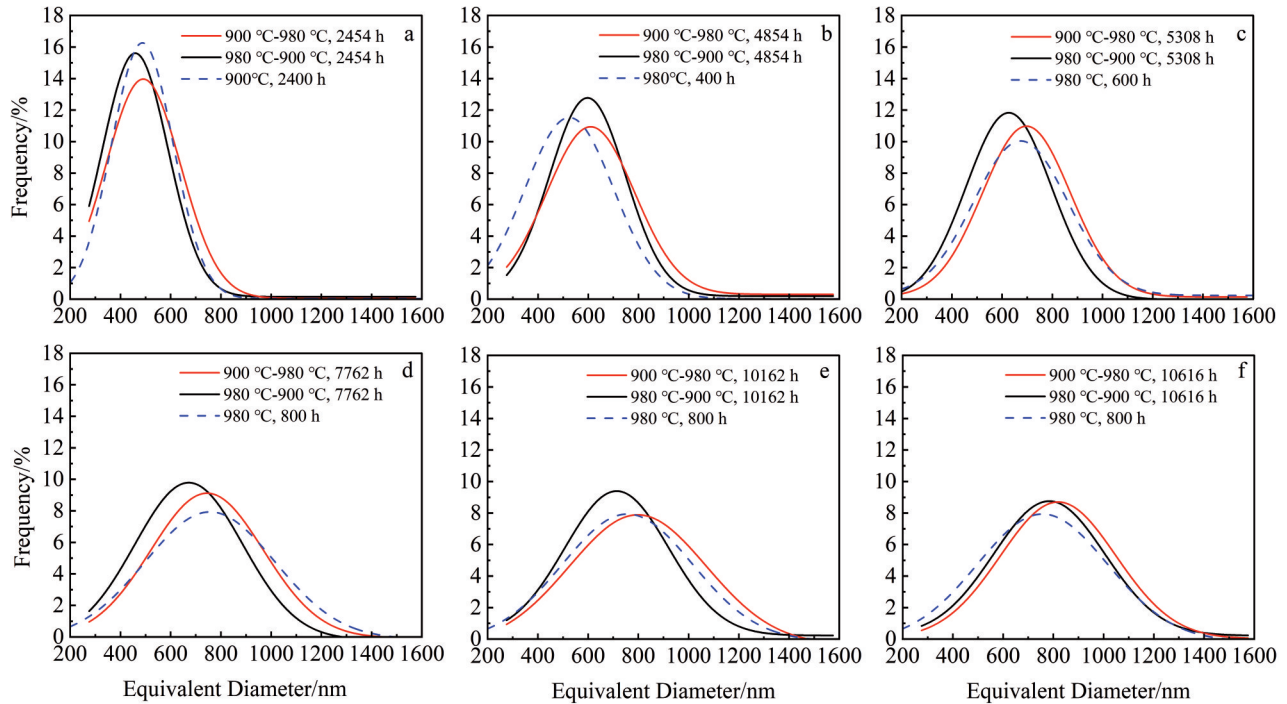


图7 等温与变温时效后的  $\gamma'$  等效直径分布

Fig.7 Equivalent diameter distributions of  $\gamma'$  phase after isothermal and non-isothermal aging for 2 454 (a), 2 854 (b), 5 308 (c), 7 762 (d), 10 162 h (e), and 10 616 h (f)

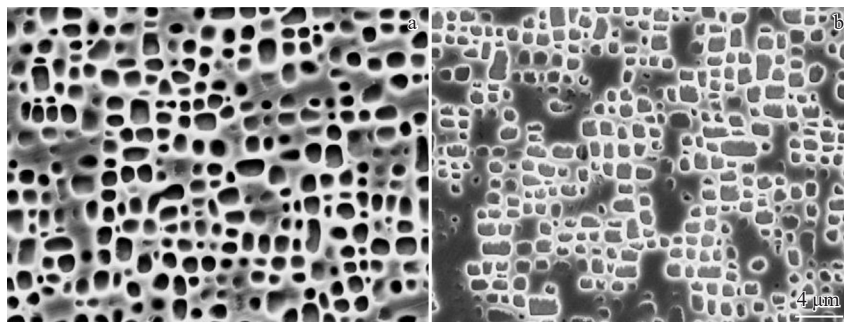


图8 980 °C-900 °C次序时效及其980 °C再时效后的  $\gamma'$  相形貌

Fig.8 Morphologies of  $\gamma'$  phase after sequential aging at 980 °C-900 °C (a) and subsequent re-aging at 980 °C (b)

具有线性关系。

图10为等温与变温时效后  $\gamma'$  相形状因子与等效时间

的关系。曲线表明,除时效初期个别点FR值较低外,等温与变温时效的FR值在相近范围内波动,与变温时效时

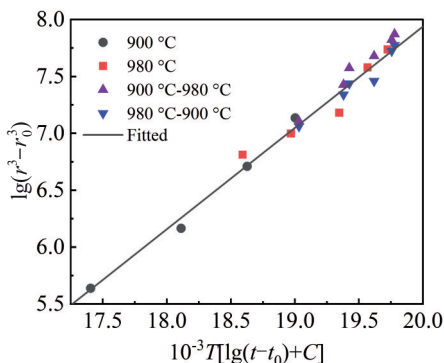


图9 等温与变温时效数据的温度归一化曲线

Fig.9 Temperature-normalized curves of isothermal and non-isothermal aging data

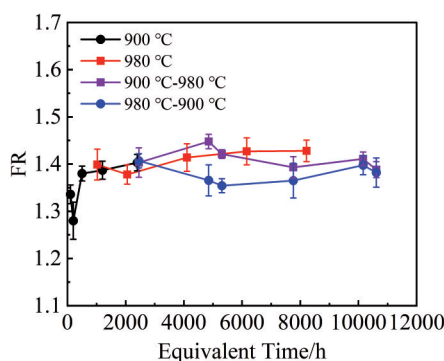


图10 等温与变温时效后  $\gamma'$  相形状因子随等效时间变化

Fig.10 Variation of FR of  $\gamma'$  phase with equivalent time after isothermal and non-isothermal aging

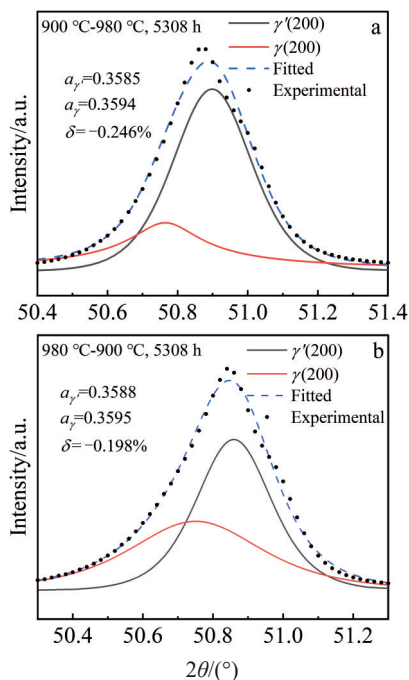


图11 变温时效后典型(200)面不对称衍射峰

Fig.11 Typical asymmetric diffraction peaks in (200) plane after non-isothermal aging: (a) 900 °C-980 °C, 5308 h and (b) 980 °C-900 °C, 5308 h

表2  $\gamma$  与  $\gamma'$  晶格常数及错配度

Table 2 Lattice constants and misfit of  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases

Alloy	$a_{\gamma}/\text{nm}$	$a_{\gamma'}/\text{nm}$	$\delta/\%$
900 °C-980 °C, 5308 h	0.3585	0.3594	-0.246
980 °C-900 °C, 5308 h	0.3588	0.3595	-0.198

间在同范围内的FR平均值为1.405。

通过X射线衍射仪对变温时效后的样品进行结构表征,测试结果表明, $\gamma$ 与 $\gamma'$ 两相在XRD上重叠形成(200)面不对称衍射峰,计算前进行分峰拟合,以得到两相的初级衍射峰,如图11所示。另外,通过公式(3)和(4)得到 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 相的晶格常数,见表2。再通过公式(5)计算得到,900 °C-980 °C次序时效5308 h后样品的晶格错配度为 $\delta=-0.246\%$ ,其绝对值高于980 °C-900 °C次序的 $\delta=-0.198\%$ 。结合前文900 °C-980 °C次序 $\gamma'$ 相更趋近于立方状,猜想镍基合金中 $\gamma'$ 相的形貌主要受 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 两相间的应变能和界面能共同作用的影响,错配度较大时,应变能占主导地位, $\gamma'$ 相沿弹性模量较低的方向生长;反之界面能占主导地位, $\gamma'$ 相趋于球状降低比表面积。

## 4 结论

1) DZ411合金变温与等温时效 $\gamma'$ 相尺寸增长与时间-温度之间具有相同的函数关系,即尺寸的立方差与时间、温度具有线性关系,两者的形状因子(FR)也在相近范围内波动。

2) 同时,温度次序对 $\gamma'$ 相尺寸具有规律性影响,组织观察表明,900 °C-980 °C次序 $\gamma'$ 相尺寸均高于980 °C-900 °C次序;定量分析可知,900 °C-980 °C次序 $\gamma'$ 相等效直径平均值为719 nm,高于980 °C-900 °C次序的665 nm。

3) 温度次序对 $\gamma'$ 相形状同样具有规律性影响,组织观察表明,900 °C-980 °C次序与980 °C-900 °C次序 $\gamma'$ 相颗粒分别以圆角矩形与球状为主;定量分析可知,900 °C-980 °C次序FR平均值为1.411,高于980 °C-900 °C次序的1.379。

## 参考文献 References

[1] Xu Hanyuan(许瀚元), Huang Taiwen(黄太文), Ai Cheng(艾 诚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5): 1486

[2] Wu Jinjiang(武金江), Zhao Guangdi(赵广迪), Wang Bo(王 博) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 902

[3] Gudivada G, Pandey A K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 963: 171128

[4] Li Xiaopeng(李晓鹏), Xie Youshui(谢由水), Huang Yao(黄 垚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(10): 2952

- [5] Harte A, Atkinson M, Smith A *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 194: 257
- [6] Xia W, Zhao X, Wang J *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 257: 119200
- [7] Chen X M, Lin Y C, Wen D X *et al. Materials and Design*[J], 2014, 57(5): 568
- [8] Ni Li(倪莉), Zhang Jun(张军), Wang Bo(王博) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2014, 28(3): 1
- [9] Cheng Junyi(程俊义), Xiong Jiangying(熊江英), Liu Chaofeng(刘朝峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(2): 699
- [10] Santana D A, Santos K R, Kiminami C S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 882: 160729
- [11] Zhang Maoyuan(张茂源), Ou Meiqiong(欧美琼), Ran Xing(冉兴) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(3): 757
- [12] Ge Hualong(葛华龙). *Transmission Electron Microscopy Investigation on the Secondary Phases In Nickel-based Superalloy (镍基高温合金第二相微观结构与作用机理研究)*[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021
- [13] Li X T, Ma Q S, Liu E Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1010: 177269
- [14] Li D Q, Li G, Wei X L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1004: 175763
- [15] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1-2): 35
- [16] Wagner C. *Electrochimica Acta*[J], 1967, 12(2): 131
- [17] Larson F R, Miller J. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*[J], 1952, 74(5): 765
- [18] Manson S S, Haferd A M. *Materials Science*[J], 1953, 3: 2890
- [19] Orr R L, Sherby O D, Dorn J E. *Institute of Engineering Research*[J], 1953, 27(22): 31
- [20] Tong J Y, Ding X F, Wang M L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 605
- [21] Cueto-Rodriguez M M, Avila-Davila E O, Lopez-Hirata V M *et al. Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2018(1): 4535732
- [22] Wang R Q, Jiang K H, Jing F L *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 66: 284
- [23] Guo X T, Zheng W W, Xiao C B *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2019, 103: 308
- [24] Sun Z S, Jiang X W, Zhan X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 888: 145831
- [25] Xia Penghui(夏鹏辉), Wang Weiqiang(王伟强), Shi Shuyan(史淑艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(7): 2025
- [26] Huang Taiwen(黄太文), Lu Jing(卢晶), Xu Yao(许瑶) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(11): 1427
- [27] Pandey P, Mukhopadhyay S, Srivastava C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 790: 139578
- [28] Chen Y C, Wang C P, Ruan J J *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 188: 652
- [29] Cui Renjie(崔仁杰), Huang Zhaohui(黄朝晖), Guan Kai(管凯) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2020, 41(6): 168
- [30] Zhang Chubo(张楚博), Qian Lei(钱磊), Zhang Mingjun(张明军) *et al. Foundry(铸造)*[J], 2024, 73(3): 357

## Influence of Variable Temperature Aging on the Microstructure of Nickel-Based Superalloys

Fu Shengyang<sup>1</sup>, Cao Tieshan<sup>1</sup>, Wang Wei<sup>2</sup>, Chi Qingxin<sup>2</sup>, Cheng Congqian<sup>1</sup>, Zhao Jie<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Shenyang Aeroengine Research Institute, Shenyang 110066, China)

**Abstract:** Nickel-based alloys undergo complex temperature variations during actual service. Thermal fluctuations may alter elemental diffusion pathways and rates, thereby affecting microstructural homogeneity. Current long-term aging studies predominantly focus on isothermal conditions, while microstructural evolution and performance degradation under non-isothermal aging remain inadequately explored. This study aims to investigate the differences in  $\gamma'$  phase evolution between isothermal and non-isothermal aging in nickel-based alloys, elucidate the influence of variable temperature sequences on microstructural characteristics, and establish quantitative relationships among microstructure, aging time, and temperature, including equivalent time calculations. The results reveal that the growth kinetics of  $\gamma'$  phase size in DZ411 alloy under both non-isothermal and isothermal aging follows an identical time-temperature function: the cube of phase diameter exhibits a linear dependence on aging time and temperature, with Feret ratio (FR) fluctuating within comparable ranges. Furthermore, variable temperature sequences systematically govern  $\gamma'$  phase dimensions. Microstructural observations demonstrate that sequential aging from 900 °C to 980 °C produces larger  $\gamma'$  phases than the reverse sequence (980 °C-900 °C). Quantitative analysis confirms that the average equivalent diameter ( $D$ ) for the 900 °C-980 °C sequence is 719 nm, which is larger than that for the 980 °C-900 °C sequence (665 nm). Additionally, variable temperature sequences regulate  $\gamma'$  phase morphology: rounded rectangular particles dominate in the 900 °C-980 °C sequence, while near-spherical shapes prevail in the 980 °C-900 °C sequence, supported by distinct FR values (1.411 vs. 1.379).

**Key words:** nickel-based alloy; variable temperature aging;  $\gamma'$  phase; quantitative analysis