

# 退火温度对镍基 ODS 合金组织结构的影响

王彬<sup>1</sup>, 毛哲<sup>1,2</sup>, 刘实<sup>2</sup>, 熊良银<sup>2</sup>

(1. 滨州学院 机电工程学院, 山东 滨州 256600)

(2. 中国科学院金属研究所 中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 对冷变形后镍基 ODS 合金进行不同温度的退火, 通过 TEM、XRD 和 EBSD 分析了合金的微观组织结构, 探究了退火工艺对冷变形后镍基 ODS 合金微观组织结构的影响。结果表明: 随着退火温度的升高, 镍基 ODS 合金的位错密度降低, 少量纳米氧化物颗粒发生粗化; 冷变形态合金经过 900 °C 退火后, 组织均匀且纳米氧化物颗粒未发生明显长大; 通过计算, 确认了 900 °C 退火后镍基 ODS 合金拉伸性能的主要贡献者为位错强化和弥散强化, 为合金性能的提升提供了理论支撑和有效手段。

**关键词:** 镍基 ODS 合金; 氧化物颗粒; 位错密度; 弥散强化; 退火温度

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4141-06

通过机械合金化制备的镍基氧化物弥散强化 (oxide dispersion strengthened, ODS) 合金具有优异的高温拉伸性能和蠕变性能, 可以应用于先进气冷核反应堆的第二流动循环承压管道<sup>[1-2]</sup>、航空发动机涡轮盘和涡轮叶片<sup>[3-4]</sup>。ODS 合金在经过热等静压制备成块体后, 需要经过变形加工及热处理, 改变 ODS 合金的组织结构并提升其综合力学性能<sup>[5-6]</sup>。

在 ODS 合金变形加工过程中, 由于晶界迁移, 且晶界附近元素扩散速度加快, 会使纳米氧化物颗粒随着晶界的迁移发生溶解, 形成晶界无析出带 (precipitate free zones, PFZ)。随着纳米氧化物颗粒的溶解, 晶界附近元素富集, 当含量超过晶界对合金元素的溶解度时, 部分纳米氧化物颗粒会重新析出并通过 Ostwald 熟化使纳米氧化物颗粒发生长大<sup>[7-8]</sup>。在冷变形过程中, 合金与基体具有良好共格关系的纳米氧化物颗粒发生粗化, 会逐渐失去与基体之间的共格关系<sup>[9-10]</sup>, 在热处理过程中, 若温度过高, 发生粗化的纳米氧化物颗粒会进一步长大; 合金中的位错密度也会增大, 提高位错强化效果, 同时明显降低合金的塑韧性。此外, 有研究表明, 由于晶粒长大或二次再结晶的作用, 使位于晶界处的纳米氧化物与合金基体之间一部分为共格界面, 另一部分为非共格界面, 导致非共格部分的界面能增加, 纳米氧化物发生长大且其形状发生变化<sup>[11-12]</sup>。因此, 有必要对冷变形后合金进行合适温度的热处理, 使冷变形过程中发生溶解的纳米氧化物颗粒再析出并防止氧化物颗粒继续长大,

同时保持一定的位错密度, 达到优化镍基 ODS 合金微观组织结构的目的, 使合金具有优异的强度和良好的塑韧性, 满足合金的服役条件要求。

## 1 实验

实验原料为镍基合金粉末 (粒径  $\leq 150 \mu\text{m}$ ), 由中国科学院金属研究所提供, 合金成分如表 1 所示。在合金中起到弥散强化作用的氧化钇粉末 (粒径 30 nm), 分析纯, 由阿拉丁试剂 (上海) 有限公司提供。

将 0.6% (质量分数) 的氧化钇粉末与镍基合金粉末 (余量) 混合后, 使用行星式球磨机在高纯度氩气 (99.99%) 气氛下以 300 r/min 的转速进行 48 h 的机械球磨。然后, 将经过球磨的粉末装入低碳钢包套, 经 4 h 真空除气后密封, 在 1150 °C 和 160 MPa 的压力下进行 3 h 的热等静压烧结 (HIP), 制备出块体镍基 ODS 合金。

对热等静压态合金在室温下进行旋锻, 变形量为 20%, 获得冷变形加工后试样, 然后对冷变形态的合金分别在 600、700、800、900 和 1000 °C 保温 1 h 退火处理。

EBSD 样品制备如下: 首先机械磨抛, 然后使用 10% (体积分数) 高氯酸和 90% (体积分数) 乙醇的混合溶液对样品进行电解抛光, 电压为 9 V, 时间为 8 s。使用附带 NordlysNano 探头的 FEI APREO 型扫描电子显微镜 (SEM) 对热等静压态、冷变形态和退火处理的镍基 ODS 合金进行 EBSD 分析, 得到合金的晶粒分布与局部取向差分布。

TEM 样品制备如下: 使用 TENUPO 5 型双喷仪进

表 1 镍基合金粉末成分

Table 1 Chemical composition of nickel-based powder (wt%)

Cr	Ti	Al	Fe	C	Ni
20	0.6	0.3	1.0	0.05	Bal.

行电解减薄，电解液为 10%（体积分数）高氯酸和 90%（体积分数）乙醇的混合溶液，电压为 16 V，温度为 -20 °C。使用 FEI Talos F200C 型透射电子显微镜(TEM)对热等静压态、冷变形态和退火处理的镍基 ODS 合金的微观结构进行分析。

使用 Rigaku D/max 型 X 射线衍射仪对冷变形态和退火处理的镍基 ODS 合金进行 X 射线衍射分析，使用 Cu 靶 K $\alpha$  辐射，特征波长  $\lambda=0.154184$  nm，扫描速度为 1 °/min。

## 2 结果与分析

### 2.1 热等静压态镍基 ODS 合金的微观组织结构

热等静压态镍基 ODS 合金的 EBSD 与 TEM 形貌如图 1 所示。热等静压态合金的平均晶粒尺寸为 1.3  $\mu\text{m}$ ，最大晶粒尺寸为 5.64  $\mu\text{m}$ ，晶粒之间的尺寸差距较小，晶粒分布相对均匀。图 1b 所示镍基 ODS 合金经过机械合金化和热等静压过程形成的纳米氧化物颗粒分布均匀

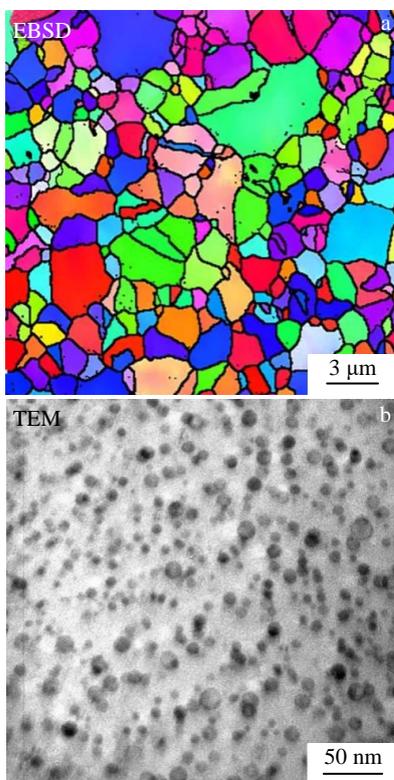


图 1 热等静压后镍基 ODS 合金的晶粒与纳米氧化物颗粒分布  
Fig.1 Grains (a) and oxide particles (b) of nickel-based ODS alloy after HIP

且尺寸细小，平均尺寸为  $(7.07\pm 0.76)$  nm，数密度为  $(7.02\pm 0.82)\times 10^{22}$   $\text{m}^{-3}$ 。由于镍基 ODS 合金中的纳米氧化物颗粒尺寸细小、数密度高，对合金基体晶界的钉扎作用较强，从而阻碍了热等静压过程中晶粒的长大，使合金的平均晶粒尺寸达到 1.3  $\mu\text{m}$ 。根据 McCall-Boyd 方法计算 ODS 合金中纳米氧化物颗粒的体积分数，公式如下<sup>[13]</sup>：

$$V_f = \left( \frac{1.4\pi}{6} \right) \left( \frac{ND_{\text{mean}}^3}{V} \right) \quad (1)$$

式中， $D_{\text{mean}}$  为纳米氧化物颗粒的平均直径， $N$  为纳米氧化物的测量数量， $V$  为被测合金的总体积。通过计算得出镍基 ODS 合金中纳米氧化物颗粒的体积分数为 1.83%。

### 2.2 退火温度对镍基 ODS 合金微观组织结构的影响

热等静压态的镍基 ODS 合金冷变形后，需要进行退火热处理以优化合金组织结构并提升其力学性能。对冷变形态镍基 ODS 合金进行不同温度退火，其 XRD 图谱如图 2 所示。从图 2 中可以看出，在冷变形态合金中(111)晶面的衍射峰较强，经过热处理后，各样品中(200)和(220)晶面的衍射峰有些许增强，表明合金中由于冷变形产生的高密度位错和亚晶界在经过热处理后，位错发生滑移和攀移，亚晶界发生迁移使晶粒取向发生少量偏移。合金中的位错密度( $\rho$ )通过下列公式可以计算<sup>[13-14]</sup>：

$$\rho = 2\sqrt{3} \frac{\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{D \times b} \quad (2)$$

式中， $b$  为 Burgers 矢量 ( $b=0.25$  nm)， $D$  为晶粒尺寸， $\varepsilon$  为晶格应变，其中  $D$  和  $\varepsilon$  可以通过 TOPAS 软件拟合 XRD 的实验结果计算得出<sup>[15]</sup>。不同温度退火后镍基 ODS 合金，经过公式 (2) 计算得到的位错密度见表 2。图 3 给出了不同温度热处理镍基 ODS 合金中的位错密度变化和局部取向差分布。随着退火温度的升高，合金中的位错密度逐渐降低，600 和 700 °C 退火后合金中缺陷较多、位错密度较高，存在较大内应力；而 800 °C 退火后

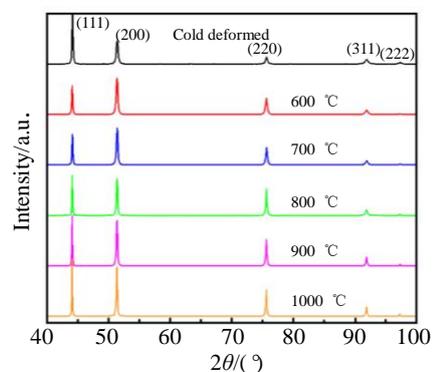


图 2 冷变形态及不同温度退火后的镍基 ODS 合金 XRD 图谱  
Fig.2 XRD patterns of cold-rolled alloy after cold deformation and annealing at different temperatures

表 2 冷变形态合金不同温度退火后的晶粒尺寸和位错密度  
**Table 2 Grain size and dislocation density of cold deformed alloy after annealing at different temperatures**

Grain size, $D$ Dislocation density, $\rho$	Cold deformed	Annealing temperature/ $^{\circ}\text{C}$				
		600	700	800	900	1000
$D/\mu\text{m}$	0.63	0.66	0.59	0.52	0.62	0.68
$\rho/\times 10^{15} \text{ m}^{-2}$	13.9	12.8	12.6	10.9	8.1	6.9

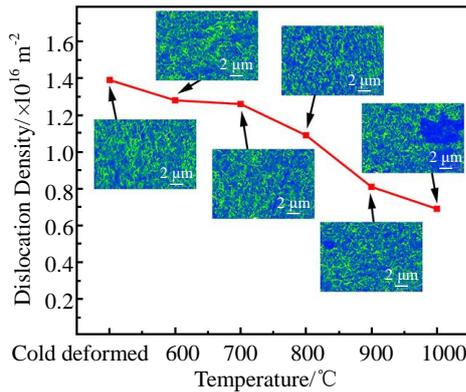


图 3 冷变形态及不同温度退火后镍基 ODS 合金的位错密度变化及局部取向差分布图

Fig.3 Dislocation density change and Kernel average misorientation (KAM) distributions of cold deformed alloy after annealing at different temperatures

的合金回复作用明显,合金中位错明显减少;900 °C退火的合金中存在一定量的位错,可以起到位错强化效果;经过 1000 °C退火后合金中位错密度显著降低。

图 4 为冷变形态镍基 ODS 合金和退火温度分别为 600、700、800、900 和 1000 °C退火态合金的反极图。由于镍基 ODS 合金晶粒尺寸细小,光学显微镜难以表征,因此使用 EBSD 对其进行表征。根据图 4 的统计,表 2 给出了经过不同温度退火后镍基 ODS 合金中的平均晶粒尺寸。图 4a 所示的镍基 ODS 合金经过冷变形后,晶粒由热等静压态的等轴晶变为沿变形方向分布的柱状晶,平均晶粒尺寸为 0.63 μm。如表 2 所示,镍基 ODS 合金经冷变形后,晶粒尺寸由 1.3 μm 减小至 0.63 μm,合金经过 600~900 °C退火处理后晶粒尺寸变化不大,而经过 1000 °C退火处理后合金中可以观察到再结晶晶粒。纯镍金属的再结晶温度为  $0.51T_m$ <sup>[16]</sup>,普通冷轧铁素体合金的再结晶温度为  $0.6T_m$ <sup>[17]</sup>,而 ODS 铁素体钢在 1150 °C 才发生部分再结晶,这表明镍基 ODS 合金中尺寸细小、弥散分布的纳米氧化物颗粒会阻止再结晶过程的进行,使合金的再结晶温度升高,导致 ODS 合金在 1000 °C 才发生再结晶。合金发生再结晶过后的晶粒长大过程仍然需要克服合金中的纳米氧化物颗粒对晶界的“Zener 钉扎”<sup>[18]</sup>。

图 5 给出了冷变形态镍基 ODS 合金和退火温度分别为 600、700、800、900 和 1000 °C 的退火态合金 TEM

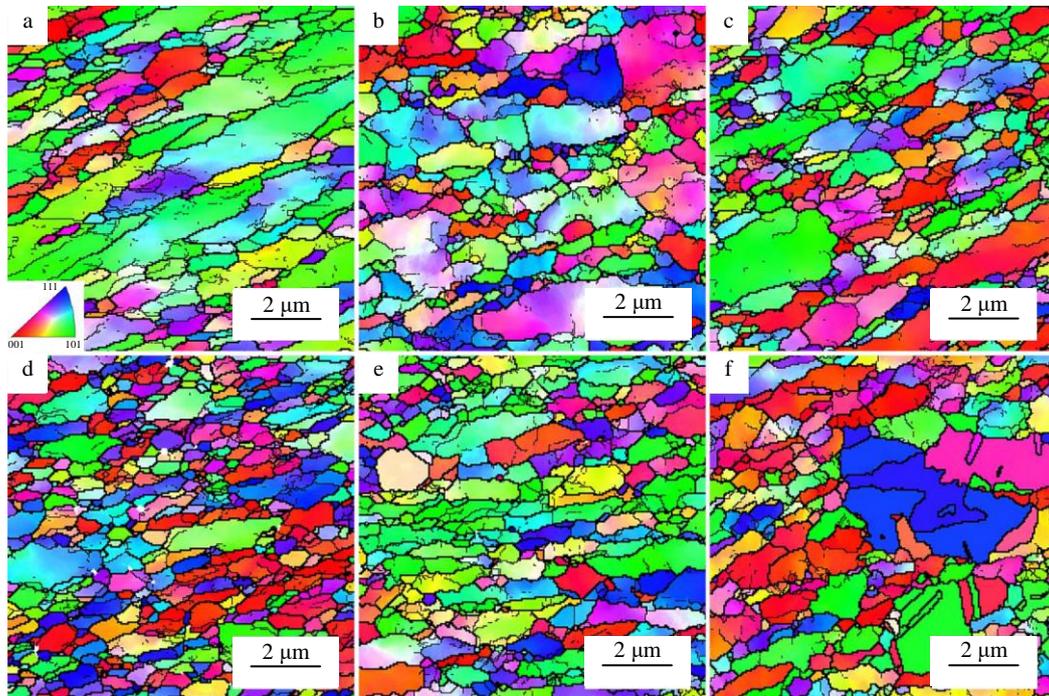


图 4 冷变形态及不同温度退火后镍基 ODS 合金的反极图

Fig.4 Inverse pole figure (IPF) maps of cold deformed alloy (a) and the cold-deformed alloy after annealing at the temperatures of 600 °C (b), 700 °C (c), 800 °C (d), 900 °C (e), and 1000 °C (f)

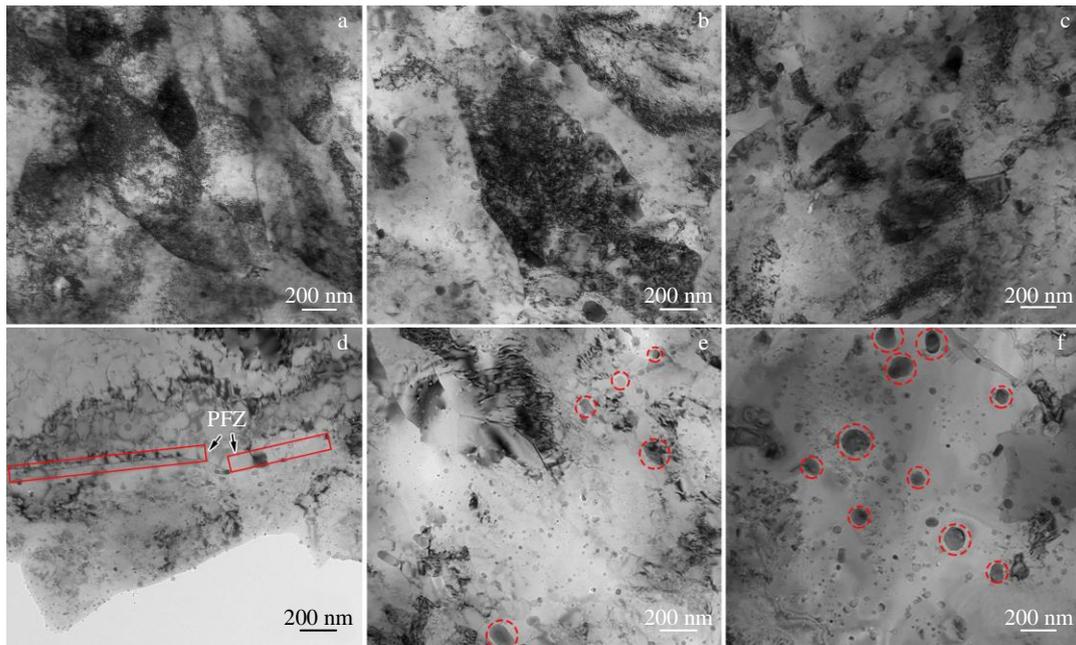


图 5 冷变形态及不同温度退火后镍基 ODS 合金的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of cold-rolled alloy: (a) cold deformed and after annealing at the temperatures of 600 °C (b), 700 °C (c), 800 °C (d), 900 °C (e), and 1000 °C (f)

照片。如图 5a 所示，经过冷变形后的镍基 ODS 合金中形成了大量的位错缠结以及位错墙，表明合金中的纳米氧化物颗粒被大量的缺陷所掩盖。经过 600~1000 °C 退火后，合金中的缺陷随热处理温度的升高而减少，这是由于合金中的位错通过滑移、攀移和交滑移发生湮灭<sup>[19]</sup>。经过 800 和 900 °C 退火后，可以观察到合金基体中存在大量的纳米氧化物颗粒，缺陷减少且氧化物颗粒与位错之间存在交互作用。如图 5d 所示，800 °C 退火后合金中晶界附近存在 PFZ，晶界下方晶粒中纳米氧化物颗粒细小且分布均匀，而晶界上方的晶粒中可以观察到大量滑移受到纳米氧化物颗粒阻碍的位错，该晶粒中的纳米氧化物颗粒被位错掩盖且数密度较低。图 5e 给出了 900 °C 退火后镍基 ODS 合金的 TEM 照片，其中的纳米氧化物颗粒在合金基体中均匀分布，且仅存在少量发生粗化的纳米氧化物。图 5f 所示的镍基 ODS 合金经过 1000 °C 退火后，合金中的缺陷显著减少且部分纳米氧化物颗粒发生粗化，尺寸增长至约 200 nm。

### 2.3 微观组织结构对镍基 ODS 合金强度的影响

综合考虑不同退火温度对冷变形后镍基 ODS 合金的位错密度、晶粒尺寸、氧化物颗粒尺寸与数密度的影响，对 900 °C 退火后合金的屈服强度进行重点分析。

文献[20-21]表明，在低温 ( $T < 0.4T_m$ ) 时，ODS 合金中的强化机制有固溶强化 ( $\sigma_{ss}$ )、细晶强化 ( $\sigma_g$ )、位错强化 ( $\sigma_{dis}$ ) 和弥散强化 ( $\sigma_p$ )，所以镍基 ODS 合

金的室温屈服强度  $\sigma_y$  可以通过以下公式进行计算<sup>[22-23]</sup>：

$$\sigma_y = \sigma_{ss} + \sigma_g + \sqrt{\sigma_{dis}^2 + \sigma_p^2} \quad (3)$$

镍基 ODS 合金弥散强化的贡献为<sup>[24-26]</sup>：

$$\sigma_p = M \frac{0.4Gb \ln(2r/b)}{\pi \lambda \sqrt{(1-\nu)}} \quad (4)$$

$$\lambda = r \left[ \sqrt{\frac{3\pi}{4f}} - 1.46 \right] \quad (5)$$

式中， $\lambda$  为纳米氧化物颗粒之间的平均间距， $\nu$  为泊松比(0.291)<sup>[27]</sup>， $r$  为纳米氧化物颗粒的平均半径， $f$  为纳米氧化物颗粒的体积分数， $G$  为剪切模量， $G=80$  GPa<sup>[28]</sup>， $b$  为位错的 Burgers 矢量， $b=0.25$  nm， $M$  为 Taylor 因子， $M=3$ <sup>[27]</sup>。镍基 ODS 合金在加工成型过程中形成的大量缺陷将纳米氧化物颗粒溶解或掩盖，经过 900 °C 热处理的镍基 ODS 合金中纳米氧化物的平均尺寸由热等静压态的 7.07 nm 增加至 10.19 nm，数密度降低至  $6.95 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$ ，体积分数降低至 1.08%，计算可得镍基 ODS 合金弥散强化  $\sigma_p$  值约为 496.03 MPa；位错强化的贡献可以通过以下公式计算<sup>[29]</sup>：

$$\sigma_{dis} = \alpha M G b \sqrt{\rho_d} \quad (6)$$

式中， $\alpha$  为位错强化系数，镍基 ODS 合金中  $\alpha=1/3$ <sup>[30]</sup>， $M$  为 Taylor 因子， $b$  为 Burgers 矢量， $\rho_d$  为位错密度，表 2 所示经过 900 °C 热处理后合金位错密度为  $8.1 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ ，通过计算位错强化  $\sigma_{dis}$  值约为 180 MPa；镍基 ODS 合金

固溶强化的贡献为<sup>[31]</sup>:

$$\Delta\sigma_{ss} = (\sum_i k_i^{1/n} c_i)^n \quad (7)$$

式中,  $k_i$  为溶质元素  $i$  的强化因子, 本研究镍基 ODS 合金中的固溶元素为 Cr、Ti、Al 和 Fe 元素, 其中  $k_{Cr}=377 \text{ MPa}^{1/2}$ 、 $k_{Ti}=775 \text{ MPa}^{1/2}$ 、 $k_{Al}=225 \text{ MPa}^{1/2}$ 、 $k_{Fe}=153 \text{ MPa}^{1/2}$ <sup>[32]</sup>,  $c_i$  为溶质元素  $i$  的原子浓度,  $n$  为常数 0.5<sup>[33]</sup>, 通过计算可得镍基 ODS 合金固溶强化  $\sigma_{ss}$  值约为 184.98 MPa。细晶强化的贡献可以通过 Hall-Petch 公式计算<sup>[34]</sup>:

$$\sigma_g = \sigma_0 + k / \sqrt{d} \quad (8)$$

式中,  $\sigma_0$  为位错移动时的晶格摩擦阻力, 根据文献报道<sup>[26]</sup>, 室温下各向同性的 fcc 结构的晶格摩擦力可以忽略不计, 所以取  $\sigma_0=8 \text{ MPa}$ ,  $k$  为 Hall-Petch 系数,  $k=5538 \text{ MPa}\sqrt{\text{nm}}$ <sup>[34]</sup>,  $d$  为平均晶粒尺寸, 表 2 为经过 900 °C 退火后镍基 ODS 合金的平均晶粒尺寸为 0.62  $\mu\text{m}$ , 经过计算可得镍基 ODS 合金中细晶强化  $\sigma_g$  值约为 230.37 MPa。结果表明, 弥散强化和位错强化在室温对镍基 ODS 合金的强化占比为 56.0%, 对合金的强化起主要贡献。镍基 ODS 合金中尺寸细小且均匀分布的纳米氧化物颗粒可以阻碍位错运动, 钉扎晶界, 有效地阻止了合金中晶粒的长大, 间接地提升了细晶强化对合金强度的贡献, 使其贡献占比达到 24.4%。综合考虑不同温度退火后镍基 ODS 合金中的位错密度、晶粒尺寸、纳米氧化物颗粒尺寸与数密度, 选用氧化物颗粒与晶粒未发生明显粗化与长大的温度 (900 °C) 对合金进行热处理。

经过 900 °C 热处理的合金通过拉伸试验和计算所得的室温屈服强度如图 6 所示, 分别为 1010.5 和 943.03 MPa。通过计算得到的镍基 ODS 合金室温屈服强度与拉伸试验得到的数据非常接近, 表 3 给出了 900 °C 退火后镍基 ODS 合金室温和 800 °C 拉伸性能, 合金表现出优异的力学性能和较好的强塑性匹配。

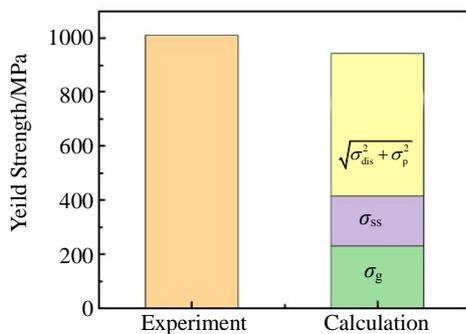


图 6 900 °C 退火的镍基 ODS 合金室温屈服强度计算值和实验值  
Fig.6 Comparison of calculated yield strength and experimental result at room temperature of nickel-based ODS alloy annealed at 900 °C

表 3 900 °C 退火的镍基 ODS 合金室温和 800 °C 拉伸性能  
Table 3 Tensile properties at room temperature (RT) and 800 °C of nickel-based ODS alloy annealed at 900 °C

Temperature/°C	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Total elongation/%
RT	1010.5±1.5	1202±5	27
800	223±1	324±4	24

### 3 结 论

1) 热等静压态镍基 ODS 合金中部分纳米氧化物颗粒在冷变形过程中溶解于晶界、位错等缺陷区域, 导致氧化物颗粒数密度降低, 合金基体中形成大量的位错缠结。

2) 随着冷变形态镍基 ODS 合金退火温度的升高, 合金中位错发生回复, 位错密度降低。退火温度达到 900 °C 时, 镍基 ODS 合金中的部分纳米氧化物颗粒发生粗化。在 1000 °C 退火时, 镍基 ODS 合金中部分晶粒发生再结晶。

3) 由于弥散强化、细晶强化、位错强化和固溶强化的共同作用, 900 °C 退火的镍基 ODS 合金室温屈服强度为 (1010.5±1.5) MPa, 延伸率为 27%, 具有优异的强塑性匹配。通过对镍基 ODS 合金各强化机制贡献的计算, 明确了弥散强化与位错强化为合金提供的强度占总强度的 56.0%, 是主要的强化机制。

### 参考文献 References

[1] Totemeier T C, Lillo T M, Simpson J A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(9): 2552

[2] Totemeier T C, Lillo T M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(13): 785

[3] Wu Weidong(吴卫东), Liu Guangzu(柳光祖), Li Hualin(李华林) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1996(8): 6

[4] Wu Weidong(吴卫东), Liu Guangzu(柳光祖), Li Hualin(李华林). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1995(4): 6

[5] Wang T, Ding Y T, Wang X M et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(5): 1555

[6] Yang Jinlong(杨金龙), Long Anping(龙安平), Zhang Caoxiang(张高翔) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(3): 1031

[7] Sallez N, Hatzoglou C, Delabrouille F et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 472: 118

[8] Ribis J, De Carlan Y. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(1): 238

[9] Capdevila C, Bhadeshia H K D H. *Advanced Engineering*

- Materials*[J], 2001, 3(9): 647
- [10] Zhang Z, Pantleon W. *Philosophical Magazine*[J], 2017, 97(21): 1824
- [11] Ribis J, Lescoat M L, Zhong S Y *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): S101
- [12] Mao X, Oh K H, Jang J. *Materials Characterization*[J], 2016, 117: 91
- [13] Zhao Y H, Sheng H W, Lui K. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(2): 365
- [14] Wederni A, Lachheb R, Suñol J J *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 148: 272
- [15] Poetschke J, Richter V, Gestrich T *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 43: 309
- [16] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science(材料科学基础)*[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 204
- [17] Pimentel G, Chao J, Capdevila C. *JOM*[J], 2014, 66(5): 780
- [18] Dash M K, Tripathy H, Saroja S *et al.* *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2020, 185: 104 130
- [19] Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*[M]. Oxford: Elsevier, 2004: 1
- [20] Kim J H, Byun T S, Hoelzer D T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 111
- [21] Dadé M, Malaplate J, Garnier J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 127: 165
- [22] Deschamps A, Brechet Y. *Acta Materialia*[J], 1998, 47(1): 293
- [23] De Vaucorbeil A, Poole W J, Sinclair C W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 147
- [24] Ukai S, Ohtsuka S, Kaito T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 510: 115
- [25] Steckmeyer A, Praud M, Fournier B *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2010, 405(2): 95
- [26] He W, Liu F, Tan L *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 101 921
- [27] Pasebani S, Dutt A K, Burns J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 630: 155
- [28] Serafini A, Angella G, Malara C *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(11): 5339
- [29] Bailey J E, Hirsch P B. *Philosophical Magazine*[J], 1960, 5(53): 485
- [30] Praud M, Momprou F, Malaplate J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2012, 428(1-3): 90
- [31] Gypen L A, Deruyttere A. *Journal of Materials Science*[J], 1977, 12(5): 1028
- [32] Mishima Y, Ochiai S, Hamao N *et al.* *Transactions of the Japan Institute of Metals*[J], 1986, 27(9): 648
- [33] Ahmadi M R, Povoden-Karadeniz E, Whitmore L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 608: 114
- [34] Bui Q H, Dirras G, Ramtani S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3227

## Influence of Annealing Temperature on Microstructure of Nickel-Based ODS Alloy

Wang Bin<sup>1</sup>, Mao Zhe<sup>1,2</sup>, Liu Shi<sup>2</sup>, Xiong Liangyin<sup>2</sup>

(1. College of Mechatronics Engineering, Binzhou University, Binzhou 256600, China)

(2. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The microstructure of the cold-rolled nickel-based oxide dispersion strengthened (ODS) alloy after annealing at different temperatures were characterized by XRD, EBSD, and TEM. The influence of the annealing process on the microstructure of the cold-rolled nickel-based ODS alloy was studied. The results show that the dislocation density of the alloy decreases and part of the oxide particle coarsens with the annealing temperature rising. Besides, there are uniform microstructure and fine oxide particles in the nickel-based ODS alloy after annealing at 900 °C. According to the calculation, the tensile strength of the alloy after annealing at 900 °C is mainly contributed by the dispersion strengthening and dislocation strengthening which provide the theoretical basis and the effective method to improve the properties of the nickel-based ODS alloy.

**Key words:** the nickel-based ODS alloy; oxide particle; dislocation density; dispersion strengthening; annealing temperature

Corresponding author: Xiong Liangyin, Ph. D., Associate Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971978, E-mail: lyxiong@imr.ac.cn