

# 氧化物弥散强化钢的强化机理

郭丽娜<sup>1)</sup>✉, 胡本芙<sup>2)</sup>, 刘安强<sup>2)</sup>, 贾成厂<sup>2)</sup>, 李慧英<sup>2)</sup>

1) 中国原子能科学研究院反应堆工程研究设计所, 北京 102413

2) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: guoln702@yahoo.com.cn

**摘要** 采用粉末冶金法制备出成分为 Fe-12.5Cr-2.5W-0.4Ti-0.02V-0.4Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (12Cr-ODS, 质量分数, %) 的铁素体钢。通过电镜观察及力学性能测试等手段研究了 12Cr-ODS 铁素体钢的组织与性能, 并定量计算了不同强化机制对合金屈服强度的贡献。电镜观察发现 12Cr-ODS 钢为等轴的铁素体组织, 平均晶粒尺寸为 1.5 μm, 不同尺寸氧化物在基体中均匀分布。力学性能测试结果表明 12Cr-ODS 钢具有优异的室温拉伸性能, 屈服强度达到 738 MPa。合金主要强化机制为氧化物弥散强化、氧化物弥散强化钢加工强化、热错配位错强化和晶界强化机制, 各种强化机制计算得到的理论屈服强度为 750 MPa, 与实测值吻合较好。

**关键词** 铁素体钢; 氧化物; 强化; 组织; 拉伸性能; 粉末冶金

**分类号** TG142.23; TL341

## Strengthening mechanisms of oxide dispersion strengthened steel

GUO Li-na<sup>1)</sup>✉, HU Ben-fu<sup>2)</sup>, LIU An-qiang<sup>2)</sup>, JIA Cheng-chang<sup>2)</sup>, LI Hui-ying<sup>2)</sup>

1) Department of Reactor Engineering Research and Design, China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China

2) School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: guoln702@yahoo.com.cn

**ABSTRACT** An oxide dispersion strengthened (ODS) ferritic steel with the nominal composition of Fe-12.5Cr-2.5W-0.4Ti-0.02V-0.4Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (designated 12Cr-ODS, % by mass) was produced by powder metallurgy. Its microstructure and mechanical properties were investigated by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and mechanical properties testing. Quantitative calculations were performed to find out the contribution of different strengthening mechanisms to the yield strength of the steel. SEM and TEM observations show that the steel exhibits equiaxed ferritic grains, its average size is 1.5 μm, and oxide particles of different sizes appear quite homogeneously distributed in the matrix. Tensile testing results indicate that the steel has superior tensile strength with the high yield strength of 738 MPa at room temperature. Orowan strengthening, work hardening effect of reinforced particles, dislocation strengthening by thermal expansion mismatch, and grain boundary strengthening are the main strengthening mechanisms of the steel. The theoretical yield strength is 750 MPa, which is in good agreement with the experimental data.

**KEY WORDS** ferritic steel; oxides; strengthening; microstructure; tensile properties; powder metallurgy

氧化物弥散强化 (ODS) 铁素体钢是利用高熔点的 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化物弥散强化铁素体钢, 并通过合理的工艺技术控制组织。该钢种高温蠕变性能好, 辐照肿胀率低, 具有低放射性, 被公认为是最有希望的核电站燃料包壳管候选材料。未来第四代超临界水型反应堆 (Generation IV) 的国际合作

正在推进, 要求燃料包壳管的使用温度必须提高, 锆管和奥氏体不锈钢管都不能满足工况要求, 开发优良的高强度氧化物弥散强化铁素体钢是其关键<sup>[1-3]</sup>。

采用机械合金化法制备的氧化物弥散强化铁素体钢由于基体中弥散分布着细小的氧化物而具有

收稿日期: 2012-01-23

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目 (2007CB209800)

优良的高温强度, 但塑性和冲击性能较差, 如何在保持合金高强度的基础上提高材料的塑性和冲击韧性是目前研究的热点<sup>[4-5]</sup>. 采用乙二胺四乙酸(EDTA)络合溶胶-凝胶法向预合金中添加 $Y_2O_3$ 制备出的 12Cr-ODS 钢具有优异的室温和高温拉伸性能、较低的韧脆转化温度以及良好的抗辐照肿胀性能<sup>[6-8]</sup>.

然而, 目前关于人工弥散质点强化合金的强化机理还不清楚, 质点钉扎位错 Orowan 弓弯理论和斥力位错攀移理论, 其假设都是确立在尺寸相同质点均匀分布的情况下, 而乙二胺四乙酸络合溶胶-凝胶法添加氧化物制备出的氧化物弥散强化材料最突出的特点是获得不同尺寸均匀分布的质点, 因此上述理论的前提与乙二胺四乙酸络合溶胶-凝胶法添加氧化物制备出的氧化物弥散强化合金相左. 本文在研究了 12Cr-ODS 铁素体钢的组织及力学性能的基础上, 对其强化机制进行了探索.

## 1 实验方法

### 1.1 材料制备工艺

试样化学成分为 Fe-12.5Cr-2.5W-0.4Ti-0.02V-0.4 $Y_2O_3$ (质量分数, %). 母合金经真空感应炉熔炼, 用氮气雾化喷粉, 筛分出粒度为 50~150  $\mu m$  的预合金粉末, 采用乙二胺四乙酸络合溶胶-凝胶法向预合金粉末中添加 $Y_2O_3$ <sup>[8]</sup>. 含有 $Y_2O_3$ 的复合粉末装入不锈钢包套, 真空去气后封焊, 经 1160  $^{\circ}C$ 、130 MPa 及 3 h 热等静压致密化成型, 再经锻造加工成棒, 在 1100  $^{\circ}C$  固溶退火 1 h 后空冷.

### 1.2 测试方法

固溶处理后的 12Cr-ODS 铁素体钢切成 1.5 mm 厚薄片磨制抛光冲成  $\phi 3$  mm 圆盘状试样, 经双喷电解减薄制成透射电镜(TEM)用样品, 用 JEM-2000 型透射电镜(TEM)、超高压电子显微镜(HVEM)以

及 Zeiss Supra55 型场发射扫描电镜(FE-SEM)对合金显微组织以及氧化物进行形貌观察和尺寸统计. 根据 GB/T 228-2002 金属材料的室温拉伸试验方法加工出直径为 6 mm、标距长为 30 mm 的标准拉伸试样, 在室温进行测试, 实验所采用的设备为 MTS810 万能电子拉伸试验机, 拉伸速率为  $10^{-3} s^{-1}$ .

## 2 结果与讨论

### 2.1 组织观察

12Cr-ODS 铁素体钢的透射电镜图片如图 1 所示. 从图 1(a) 中可以看出, 12Cr-ODS 铁素体钢为细小的铁素体等轴晶粒, 平均晶粒尺寸约为 1.5  $\mu m$ . 从图 1(b) 中可以看出, 氧化物在基体中分布的较均匀, 多分布在晶粒内部.

12Cr-ODS 铁素体钢中, 强化相主要有  $Y_2O_3$ 、 $TiO_2$  和  $Y_2Ti_2O_7$  三种<sup>[9]</sup>. 氧化物颗粒尺寸分布范围很宽, 从 10~500 nm 范围内都存在氧化物颗粒, 如图 2(a) 所示. 在测量氧化物尺寸分布时, 发现氧化物在 30~50 nm(如图 2(b) 所示)、80~100 nm(如图 2(c) 所示) 和 200 nm(如图 2(d) 所示) 附近共存三个尺寸峰值分布. 因此将尺寸小于 50 nm 的氧化物颗粒统计为 40 nm 的粒子, 称为小尺寸氧化物颗粒 (small particles, 简称 S), 体积分数  $f_S=0.184\%$ , 这些小尺寸氧化物多分布在晶粒内部; 50~100 nm 的氧化物统计为 90 nm 的粒子, 称为中等尺寸氧化物颗粒 (medium particles, 简称 M), 体积分数  $f_M=0.541\%$ , 这些中等尺寸的氧化物在基体中分布的较均匀, 颗粒形状也较规则; 尺寸在 100~500 nm 的氧化物统计为 200 nm 的粒子, 称为大尺寸氧化物颗粒 (big particles, 简称 B), 体积分数  $f_B=0.17\%$ . 三个尺寸分布的氧化物体积分数达  $f=0.895\%$ .

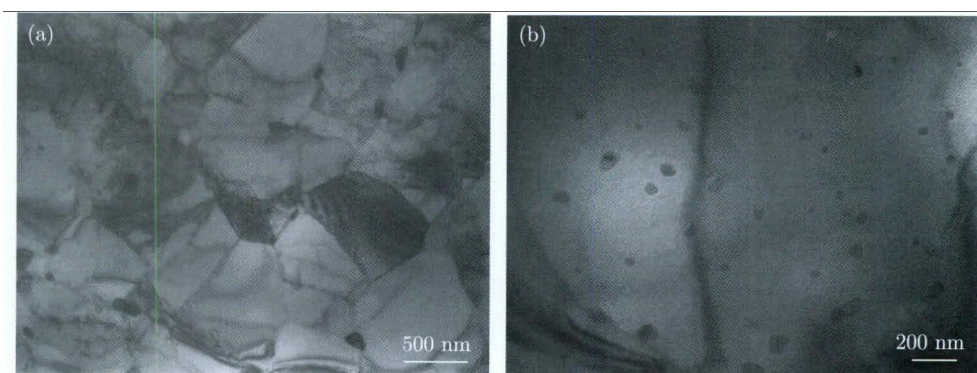


图 1 12Cr-ODS 钢的显微组织. (a) 晶粒组织; (b)  $Y_2O_3$  分布

Fig.1 Microstructures of 12Cr-ODS steel: (a) grains; (b) distribution of yttria dispersoids

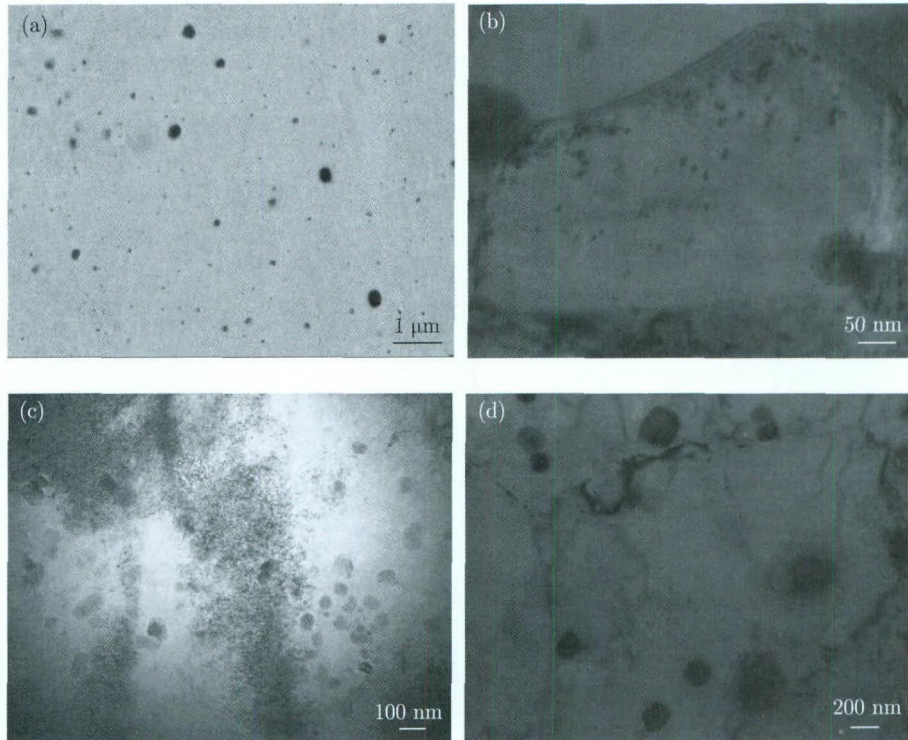


图 2 12Cr-ODS 钢中不同尺寸氧化物. (a) 场发射扫描电镜照片; (b), (d) 透射电镜照片; (c) 超高压电镜照片  
Fig.2 Oxide particles in 12Cr-ODS steel: (a) FE-SEM image; (b), (d) TEM image; (c) HVEM image

### 2.2 拉伸性能测试

12Cr-ODS 铁素体钢室温拉伸曲线如图 3 所示. 从图中可以看出, 拉伸应力 - 应变曲线上没有明显的屈服点, 合金在应变量为 1% 时进入屈服, 屈服强度约为 738 MPa. 氧化物弥散强化钢具有较高的屈服强度是由于材料中位错运动被高密度的氧化物质点阻碍造成的. 合金的抗拉强度为 1104 MPa, 在较宽的应变区域内, 存在着稳态流变应力, 且试样表面没有明显的裂纹形成, 说明钢中加入少量 (体积分数 < 1%) 的纳米氧化物质点并没有恶化合金的塑性, 延伸率达到 10.9%, 即采用乙二醇络合溶胶-凝胶法向合金粉中添加氧化物所制备的 12Cr-ODS 铁素体钢具有良好的强韧性.

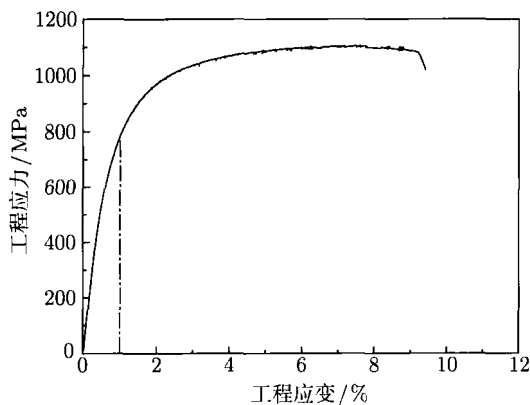


图 3 12Cr-ODS 钢的应力 - 应变曲线

Fig.3 Tensile stress-strain curves of 12Cr-ODS steel

### 2.3 强化机制

从图 3 可知 12Cr-ODS 铁素体钢具有优异的拉伸强度, 因此有必要对其强化机制进行研究. 氧化物弥散强化合金从广义来说也是一种粒子增强基体的纳米复合材料, 可以把复合材料中相关机理用来解释本研究所制备的 12Cr-ODS 钢的强化机理. 对于颗粒增强基体的纳米复合材料来说, 其强化机制可以分为以下六种 [10-12]: (1) 固溶强化机制; (2) 强化相的承载作用机制; (3) Orowan 强化机制; (4) 热错配位错强化机制; (5) 第二相粒子造成的加工强化机制; (6) 晶界强化机制.

一般来说, 复合材料的屈服强度也即是位错源开动所需要的应力, 其大小受存在的阻碍位错运动的阻碍物决定 [12]. 由于本研究制备的氧化物弥散强化钢中, 化学反应配比的 Y 完全转变成  $Y_2O_3$ , 即固溶强化效果可以忽略.  $Y_2O_3$  颗粒含量很低 (体积分数 < 1%), 强化相的承载作用力可以忽略不计. 因此总的屈服应力如下式所示:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_{Oro} + \sigma_{WH} + \sigma_{TMD} + \sigma_{GB}. \quad (1)$$

式中:  $\sigma_{0.2}$  为屈服应力;  $\sigma_0$  是在没有任何强化机制作用下, 材料固有的摩擦阻力, 可处理为单晶体金属的屈服强度, 可以忽略不计 [11,13];  $\sigma_{Oro}$  为氧化物弥散强化应力;  $\sigma_{WH}$  为氧化物弥散强化钢的加工强化应力;  $\sigma_{TMD}$  为热错配位错强化应力;  $\sigma_{GB}$

为晶界强化应力。

本研究制备的氧化物弥散强化铁素体钢, 制造工艺区别于机械合金化法, 其最大的特点是氧化物尺寸不均等, 分为大中小三种尺寸, 为 10~500 nm, 尺寸分布范围也很宽. 考虑氧化物颗粒尺寸不均对  $\sigma_{Oro}$ 、 $\sigma_{WH}$  和  $\sigma_{TMD}$  的影响, 可以用加和规则对不同尺寸氧化物产生的  $\sigma_{Oro}$ 、 $\sigma_{WH}$  和  $\sigma_{TMD}$  进行计算:

$$\sigma_i = \frac{f_S}{f_S + f_M + f_B} \cdot \sigma_i^S + \frac{f_M}{f_S + f_M + f_B} \cdot \sigma_i^M + \frac{f_B}{f_S + f_M + f_B} \cdot \sigma_i^B \quad (2)$$

式中: S、M 和 B 分别代表小、中和大三种不同尺寸范围内的氧化物;  $i$  可被 Oro、WH 和 TMD 代替.

### 2.3.1 Orowan 强化机制

位错和强化相粒子相遇时, 当强化相是比较坚硬且不易发生剪切变形的弥散粒子时, 位错主要采取 Orowan 弓弯绕过粒子, 并在粒子周围留下位错环, 使合金得到强化. 图 4 给出了 12Cr-ODS 钢中位错受阻发生弓弯的组织形貌. 因此, Orowan 弓弯机制将会对材料的强化具有重要的作用. Shao 等 [14] 和 Thilly 等 [15] 分别采用 Orowan 位错弓弯机制很好地解释了纳米 Ni/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 薄膜强度的提高以及 Cu/Nb 纳米复合材料的良好力学性能.

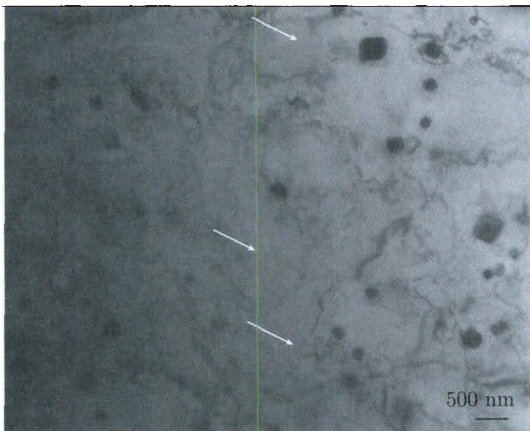


图 4 12Cr-ODS 钢中位错受阻组织形貌

Fig.4 Microstructure of dislocations preventing by oxides in 12Cr-ODS steel

本研究所制备的 12Cr-ODS 铁素体钢中纳米级 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粒子的硬度较高, 强化相颗粒直径为 10~500 nm, 根据复合材料相关理论, 可利用 Orowan 绕过机制对 12Cr-ODS 铁素体钢的弥散强化机制进行描述.

研究表明 [12], 由 Orowan 强化机制而产生的屈服应力  $\sigma_{Oro}$  可用下式进行定量计算:

$$\sigma_{Oro} = \frac{0.13Gb}{\lambda} \ln \left( \frac{r_s}{b} \right) \quad (3)$$

式中:  $G$  为基体室温切变模量 (90 GPa);  $b$  为柏氏矢量 (0.256 nm<sup>[13]</sup>);  $r_s$  为氧化物粒子的半径;  $\lambda$  为氧化物粒子的间距, 可采用下式进行计算 [16].

$$\lambda = r_s \sqrt{\frac{2\pi}{3f}} \quad (4)$$

式中:  $f$  为氧化物颗粒的体积分数.

把式 (4) 代入式 (3), 得到 Orowan 强化应力  $\sigma_{Oro}$  为:

$$\sigma_{Oro} = \frac{0.16Gb}{r_s} \sqrt{\frac{f}{\pi}} \ln \left( \frac{r_s}{b} \right) \quad (5)$$

12Cr-ODS 钢中氧化物颗粒都是随机均匀分布的, 根据式 (5) 可计算出不同尺寸范围内氧化物由于 Orowan 机制而产生的屈服应力  $\sigma_{Oro}$ , 如图 5 所示. 不同尺寸氧化物产生的总 Orowan 强化应力可以用式 (2) 进行计算, 总的  $\sigma_{Oro}$  应力为 156 MPa (图 5). 图中 S、M、B 和 T 分别代表由小、中、大三种尺寸氧化物产生的各种强化应力和通过式 (2) 计算得到的总 Orowan 强化应力.

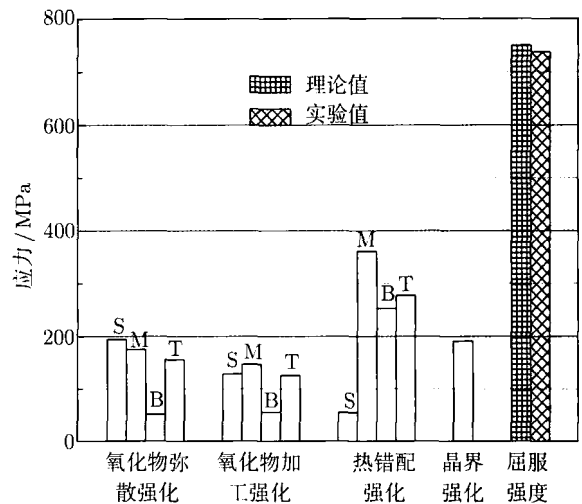


图 5 各种强化机制计算得到的 12Cr-ODS 钢的屈服强度和实测的屈服强度

Fig.5 Yield strengths calculated by different strengthening mechanisms and experimental value for 12Cr-ODS steel

### 2.3.2 氧化物弥散强化钢加工强化机制

在纳米复合材料中, 由于加入了第二相强化粒子, 将会造成强化相和基体之间界面面积的增加, 从而导致合金力学性能的提高. 氧化物弥散强化合金在塑性变形过程中, 由于氧化物颗粒的存在, 阻碍滑移形变, 将会引起合金固溶体内部位错密度的增加. 其原因是氧化物粒子很难变形, 而基体发生变形, 为保证两者相界面连续性而产生所谓的“几何位错” [17], 导致位错密度增加, 流变应力增大. 假

设材料在变形后未发生回复, 即由氧化物颗粒引起的位错均保留在材料内, 把所有氧化物等效为球形粒子, 则由氧化物颗粒引起的位错密度变化为<sup>[17]</sup>

$$\rho = \frac{\pi M f \varepsilon}{b r_s} \quad (6)$$

式中:  $\rho$  为位错密度;  $M$  为 Taylor 因子, 约为 3.06<sup>[17]</sup>;  $\varepsilon$  为应变量. 式 (6) 假设了合金变形后的位错均保留在材料内, 这导致对位错密度的累积计算达到最大值. 但是, 材料在实际变形过程中, 由于回复过程的作用, 加上位错之间的相互作用, 都会在一定程度上减少位错密度. 位错的分布也会影响到其强化效果. Leffers 和 Pedersen<sup>[17]</sup> 指出, 任何形式的背离不均匀的位错分布都会降低强化效果. 因此, 应给氧化物颗粒引起的形变位错密度的变化 (式 (6)) 加上位错残留系数  $C$  ( $0 < C < 1$ , 取为 0.6), 则式 (6) 转化为

$$\rho_{\text{WH}} = \frac{C \pi M f \varepsilon}{b r_s} \quad (7)$$

式中:  $\rho_{\text{WH}}$  为由氧化物颗粒引起的位错密度. 由氧化物颗粒造成的加工强化应力  $\sigma_d$  可以用下式进行计算<sup>[18]</sup>:

$$\sigma_d = \alpha G b M \rho^{1/2} \quad (8)$$

式中:  $\alpha$  为位错强化系数, 采用 0.4 进行计算<sup>[18]</sup>. 把式 (7) 代入式 (8), 可得到由氧化物颗粒引起的加工强化应力表达式为

$$\sigma_{\text{WH}} = \alpha G M \left( \frac{C \pi M b f \varepsilon}{r_s} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (9)$$

由图 3 合金的应力-应变曲线可知, 在  $\varepsilon=1\%$  左右, 合金进入屈服阶段, 故选择  $\varepsilon=1\%$  进行计算. 形变量  $\varepsilon=1\%$  时由不同尺寸的氧化物引起的加工强化应力  $\sigma_{\text{WH}}$  可以通过式 (9) 计算得到, 总的应力  $\sigma_{\text{WH}}$  通过式 (2) 进行计算, 约为 126 MPa, 如图 5 所示.

### 2.3.3 热错配位错强化机制

由于强化相和基体之间不同的热膨胀系数, 当复合材料从热加工温度冷却下来时, 会在纳米强化相附近产生热应力. 这些热应力随着与相界面距离的增加而迅速下降, 不过它将会在纳米强化相与基体相界面附近产生位错, 已经通过实验观测到基体与强化相相界面附近存在的高密度位错<sup>[19-20]</sup>.

由强化相和基体的热错配导致材料密度的增加  $\rho_{\text{TMD}}$  可以表示为<sup>[10,12]</sup>:

$$\rho_{\text{TMD}} = 12 \frac{\Delta C \Delta T f}{b r_s (1-f)} \quad (10)$$

式中:  $\Delta C$  为强化相 ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) 和基体 (12.5Cr-2.5W-0.4Ti-0.002V) 热膨胀系数之差,  $\Delta C = \Delta C_{\alpha-\text{Fe}} -$

$\Delta C_{\text{Y}_2\text{O}_3} = 3 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ;  $\Delta T$  为加工温度与实验测试温度之差,  $\Delta T=1150 \text{ } ^\circ\text{C}$ . 热错配位错强化应力可以采用下式进行计算<sup>[10,12,21]</sup>:

$$\sigma_{\text{TMD}} = \alpha G b \rho_{\text{TMD}}^{1/2} \quad (11)$$

将式 (10) 代入到式 (11) 可以得到热错配位错强化应力为

$$\sigma_{\text{TMD}} = \alpha G b \left[ \frac{12 \Delta C \Delta T f}{b r_s (1-f)} \right]^{1/2} \quad (12)$$

根据式 (12) 可以算出不同尺寸范围内氧化物产生的热错配应力. 总的应力  $\sigma_{\text{TMD}}$  通过式 (2) 进行计算, 约为 277 MPa, 如图 5 所示.

### 2.3.4 晶界强化机制

多晶体在塑性变形时, 晶粒内滑移位错在晶界受阻后, 而导致晶界应力升高, 阻碍进一步变形. 晶界的存在使位错密度  $\rho$  增加, 从而改变流变应力  $\sigma_g$ , 如假设位错均为柏氏矢量为  $b$  的位错, 则  $\sigma_g$  与位错密度  $\rho$  的关系为<sup>[17]</sup>

$$\sigma_g = K G b \sqrt{\rho} \quad (13)$$

式中: 常数  $K \approx 1$ . 晶界的存在引起的位错密度的增加  $d\rho_{\text{GB}}$  为<sup>[17]</sup>:

$$d\rho_{\text{GB}} = \frac{4CM}{bD} [2 \ln 2 - 1] d\varepsilon \quad (14)$$

假设材料塑性变形前基体的位错密度为  $\rho_0$ , 则根据式 (2) 可求出晶界引起的位错密度增加导致流变应力的增加  $\sigma_{\text{GB}}$  为:

$$\sigma_{\text{GB}} = K G b (\sqrt{\rho_{\text{GB}} + \rho_0} - \sqrt{\rho_0}) \quad (15)$$

如忽略形变前基体中的位错, 即假设  $\rho_{\text{GB}} \gg \rho_0$ , 则将式 (14) 代入式 (15) 可得晶粒尺寸 (晶界强化) 对材料屈服强度的贡献:

$$\sigma_{\text{GB}} = 1.2 K G \left( \frac{C M b \varepsilon}{D} \right)^{1/2} \quad (16)$$

式中:  $D$  为合金的平均晶粒尺寸. 从上式可以看出, 晶粒尺寸越小,  $\sigma_{\text{GB}}$  的值越大. 将各参数代入式 (16) 可求得  $\sigma_{\text{GB}} = 191 \text{ MPa}$ , 如图 5 所示.

各种强化机制对 12Cr-ODS 铁素体钢屈服强度的贡献和实测的屈服强度如图 5 所示. 从图中可以看出, 由各种强化机制计算得到的屈服强度总和为 750 MPa, 其中 Orowan 强化应力、氧化物弥散强化钢加工强化应力、热错配位错强化应力以及晶界强化应力分别占总强化应力的 20.8%、16.8%、36.9% 和 25.5%, 计算出的理论强化应力与合金实际测得的屈服强度数值 738 MPa 吻合较好.

### 3 结论

(1) 通过乙二胺四乙酸络合溶胶 - 凝胶法向合金粉中添加氧化物所制备的 12Cr-ODS 钢为等轴的铁素体组织, 平均晶粒尺寸为 1.5  $\mu\text{m}$ , 不同尺寸氧化物在基体中均匀分布。

(2) 氧化物弥散强化、氧化物弥散强化钢加工强化、热错配位错强化和晶界强化组成的综合强化是 12Cr-ODS 铁素体钢的主要强化方式, 其中热错配应力导致的强化贡献最大。

(3) 各种强化机制计算得到屈服强度总和为 750 MPa, 与 12Cr-ODS 铁素体钢的实测值 738 MPa 相吻合。

### 参考文献

- [1] Gu H Y, Yu Y Q, Cheng X, et al. Numerical analysis of thermal-hydraulic behavior of supercritical water in vertical upward/downward flow channels. *Nucl Sci Tech*, 2008, 19(3): 178
- [2] Verhiest K, Almazouzi A, De Wispelaere N, et al. Development of oxides dispersion strengthened steels for high temperature nuclear reactor applications. *J Nucl Mater*, 2009, 385(2): 308
- [3] Murty K L, Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: challenges and opportunities. *J Nucl Mater*, 2008, 383(1/2): 189
- [4] Miao P, Odette G R, Yamaoto T, et al. Effects of consolidation temperature, strength and microstructure on fracture toughness of nanostructured ferritic alloys. *J Nucl Mater*, 2007, 367: 208
- [5] Ortega Y, Monge M A, de Castro V, et al. Void formation in ODS EUROFER produced by hot isostatic pressing. *J Nucl Mater*, 2009, 386-388: 462
- [6] Hu B F, Guo L N, Yang Z B, et al. Irradiation damage behavior of oxide dispersion strengthened phase in 12Cr-ODS ferrite steel. *At Energy Sci Technol*, 2011, 45(3): 319  
(胡本芙, 郭丽娜, 杨占兵, 等. 12Cr-ODS 钢中氧化物强化相 ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) 辐照损伤行为研究. 原子能科学技术, 2011, 45(3): 319)
- [7] Hu B F, Guo L N, Jia C C, et al. Effect of He on 12Cr-ODS ferritic steel structural damage during ( $\text{He}^+/\text{e}^-$ ) dual-beam irradiation. *Nucl Power Eng*, 2011, 32(3): 48  
(胡本芙, 郭丽娜, 贾成厂, 等. 双束 ( $\text{He}^+/\text{e}^-$ ) 辐照下氦对 12Cr-ODS 铁素体钢组织损伤影响研究. 核动力工程, 2011, 32(3): 48)
- [8] Guo L N, Jia C C, Hu B F, et al. Microstructure and mechanical properties of an oxide dispersion strengthened ferritic steel by a new fabrication route. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(20): 5220
- [9] Guo L N, Jia C C, Hu B F. Oxides formation mechanism of oxide dispersion strengthened 12Cr steel by complex sol-gel method. *Acta Mater Compos Sin*, 2011, 28(4): 124  
(郭丽娜, 贾成厂, 胡本芙. 络合溶胶 - 凝胶法制备氧化物弥散强化 12Cr 钢中氧化物的形成机制. 复合材料学报, 2011, 28(4): 124)
- [10] Afshar A, Simchi A. Flow stress dependence on the grain size in alumina dispersion-strengthened copper with a bimodal grain size distribution. *Mater Sci Eng A*, 2009, 518(1/2): 41
- [11] Srinivasan D, Corderman R, Subramanian P R. Strengthening mechanisms (via hardness analysis) in nanocrystalline NiCr with nanoscaled  $\text{Y}_2\text{O}_3$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dispersoids. *Mater Sci Eng A*, 2006, 416(1/2): 211
- [12] Zhang Z, Chen D L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: a model for predicting their yield strength. *Scripta Mater*, 2006, 54(7): 1321
- [13] Kudashov D V, Baum H, Martin U, et al. Microstructure and room temperature hardening of ultra-fine-grained oxide-dispersion strengthened copper prepared by cryomilling. *Mater Sci Eng A*, 2004, 387-389: 768
- [14] Shao I, Vereecken P M, Chien C L, et al. Synthesis and characterization of particle-reinforced Ni/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocomposites. *J Mater Res*, 2002, 17(6): 1412
- [15] Thilly L, Véron M, Ludwig O, et al. Deformation mechanism in high strength Cu/Nb nanocomposites. *Mater Sci Eng A*, 2001, 309/310: 510
- [16] Tian B H, Liu P, Song K X, et al. Microstructure and properties at elevated temperature of a nano- $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles dispersion-strengthened copper base composite. *Mater Sci Eng A*, 2006, 435/436: 705
- [17] Leffers T, Pedersen O B. The strength of polycrystals//*Strength of Metals & Alloys (ICSMA 6)*, Volume 1. Melbourne, 1982: 75
- [18] Preininger D. Modelling of the effect of precipitates on work-hardening, ductility and impact behaviour of ferritic-martensitic Cr steels. *J Nucl Mater*, 2002, 307-311: 514
- [19] Dunand D C, Mortensen A. Reinforced silver chloride as a model material for the study of dislocations in metal matrix composites. *Mater Sci Eng A*, 1991, 144(1/2): 179
- [20] Arsenault R J, Shi N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion. *Mater Sci Eng*, 1986, 81: 175
- [21] Badmos A Y, Bhadeshia H K D H. Tensile properties of mechanically alloyed oxide dispersion strengthened iron alloys: Part 2. Physical interpretation of yield strength. *Mater Sci Technol*, 1998, 14(12): 1221