2020 年 3 月 March 2020

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37573

双模晶粒氧化物弥散强化合金的 强化模型及热稳定性



展 鑫^{1,2}, 王国伟^{1,2}, 谭黎明^{1,2}, 何武强^{1,2}, 吴凯西^{1,2}, 何英杰^{1,2}, 刘 锋^{1,2}, 黄 岚^{1,2}

(1. 中南大学 粉末冶金研究院,长沙 410083;(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室,长沙 410083)

摘 要:通过透射电子显微镜、电子背散射衍射、扫描电子显微镜和室温拉伸检测等手段,建立并验证双模晶 粒尺寸分布氧化物弥散强化合金的室温强化预测模型。同时,通过在 1150 ℃下进行不同时间的热处理试验, 结合组织观察和显微硬度测试,研究合金的高温组织热稳定性。结果表明:室温强化预测模型通过叠加固溶强 化(*σ*_s)、晶粒尺寸强化(*σ*_g)、位错强化(*σ*_d)与氧化物纳米粒子强化(*σ*_p)之和的平方根,模型预测结果与试验值十分 接近。合金组织热稳定性研究结果表明,在 1150 ℃热处理初期,晶粒长大迅速且合金硬度迅速降低; 而当热 处理时间延长到 8 h 之后,晶粒尺寸虽有变化但其长大速率明显放缓,且合金硬度在热处理 8 h 后趋于稳定。 关键词:双模分布;晶粒;氧化物弥散强化;强化模型;热稳定性

文章编号: 1004-0609(2020)-03-0612-08

中图分类号: TG146.15

文献标志码:A

第四代裂变反应堆和聚变反应堆被认为是安全、 经济、无污染的能源,是解决全球能源需求快速增长 的理想能源[1]。反应堆中高温、高压、大剂量中子辐 射的工作环境,对作为结构材料的综合性能提出严苛 的要求。氧化物弥散强化(Oxide dispersion strengthened, ODS) 合金因其优异的高温性能和抗辐射性能,成为 先进裂变反应堆燃料包层和聚变反应堆壁/包层应用 的首选材料之一^[2-4]。虽然 ODS 合金可以在高温下保 持相对较高的强度,但铁基 ODS 合金的使用温度也只 有 700 ℃,特别是在高温下其强度迅速降低甚至失 效。基于此, 镍基 ODS 合金应运而生, 其工作温度可 以达到 1000 ℃并保持优异的高温强度^[5]。然而 ODS 合金作为一种纳米结构合金具有较高的强度,但其往 往是以牺牲塑性为代价的。近年来,有学者提出在传 统 ODS 合金中引入微米级粗晶粒的方法使合金在保 持高强度的同时依然具有较高的塑性[6-7]。而在这种具 有双模尺寸分布的 ODS 合金中,其强化模型相比传统 ODS 合金更为复杂。除此之外, ODS 合金的力学性能 与微观组织有着密不可分的联系,因此,合金在高温 条件下的热稳定性对于作为核工业材料的 ODS 合金 来说同样具有至关重要的意义。

在工程应用领域, 通过合金的成分及微观组织建

立相关的强化模型以预测合金性能可以很大程度上降 低成本、缩短研发周期。为此,众多学者关于 ODS 合金的强化模型和组织热稳定性展开了初步研究。 VAUCORBEIL 等^[8]通过模拟单个位错滑过一系列随 机分布质点的过程,综合考虑了位错强化、固溶强化、 沉淀强化的共同作用并建立强化模型,从而预测出一 种铁基 ODS 合金的屈服强度。CASAS 等^[9]通过研究 一种铁基 ODS 合金的强化机理,分别讨论了基于"粒 子-晶界"强化的复杂强化模型和简单晶界强化模型 的优缺点,并分析了各个强化模型的适用条件。 CHAUHAN 等^[10]研究了两种铁素体 ODS 合金微观组 织与屈服应力之间的关系,并表明纳米粒子强化、位 错强化和晶粒尺寸强化是 ODS 合金主要的强化因素, 通过预测模型可较为准确的计算出合金的屈服强度。 在组织热稳定性研究方面,ZHAO等^[11]研究了热处理 工艺对 14Cr-ODS 合金微观组织及力学性能的影响, 表明合金经过 1000 ℃热处理 5 h 可以获得稳定的微 观组织并保持最佳的拉伸性能。严菊杰等[12]研究了不 同热处理温度对 14YWT-ODS 铁素体钢显微硬度的影 响,并表明合金力学性能稳定的临界温度为1100 ℃。 通过以上文献报道可以看出,近年来虽然关于 ODS 合金强化模型及组织热稳定性的报道层出不穷,但是

收稿日期: 2019-07-09; 修订日期: 2019-10-08

基金项目:国家重点研究发展计划资助项目(2016YFB0701404);国家自然科学基金资助项目(91860105)

通信作者: 黄 岚,教授,博士; 电话: 15973118718; E-mail: lhuang@csu.edu.cn

大多数研究都基于铁基 ODS 合金,而关于镍基 ODS 合金强化模型的报道很少且现有文献报道大部分基于 单模晶粒尺寸分布,双模晶粒尺寸 ODS 合金的强化模 型及组织热稳定性研究更是鲜有报道。因此,研究双 模晶粒尺寸分布的 ODS 合金强化模型和热稳定性具 有重要的科学及工程意义。

本文通过分析一种双模晶粒尺寸分布 ODS 合金 的微观组织特征,研究并建立了合金室温下的强化模 型,并以拉伸检测验证了模型的可靠性。通过热处理 实验结合组织观察和显微硬度研究了合金的组织热稳 定性。

1 实验

本实验采用氩气雾化的方法制得两种预合金粉 末,其名义成分如表 1 所列。采用行星式球磨机将 1[#] 预合金粉末与 YH₂(\leq 75 μ m)在高纯氩气保护的条件 下进行机械合金化,从而得到与 2[#]预合金粉成分相同 的球磨粉。球料比为 8:1,转速为 350 r/min,球磨时 间为 24 h。将球磨粉末与 2[#]预合金粉末按照质量比为 1:2 的比例在混料机中混合 12 h 得到混合粉末并装入 不锈钢包套中,经过抽气、封焊后进行热挤压固结成 型(HE, Hot Extrusion)得到致密的棒材。室温拉伸实验 在动态疲劳试验机(MTS 370)上进行,拉伸速率为 1×10⁻³ s⁻¹。组织热稳定性实验在 1150 ℃(±5 ℃)下进 行,分别保温 2、4、8、16、32、40、64、125、128 h 后空冷至室温。

采用场发射扫描电镜(SEM, FEI Quanta 650 FEG)

和电子背散射衍射(Electron backscatter diffraction, EBSD)观察粉末的微观形貌和合金组织,并使用 HKL Channel 5 软件分析所得数据。分别采用光学显微镜 (OM, Leica/MeF3A)与透射电子显微镜(TEM, FEI Tecnai G2 F20)观察晶粒演化规律、位错和纳米氧化物 粒子,并应用 Image J 软件统计晶粒及纳米粒子尺寸。 硬度测试在维氏硬度计上进行,每个试样采集 5 个点 后取平均值作为最终硬度值。EBSD 检测时,加速电 压为 20 kV,扫描步长为 0.5 μm。所采用的双喷液成 分为 80%乙醇和 20%高氯酸(体积分数)。

表1 粉末名义成分

 Table 1
 Nominal composition of powder

Label No.	Mass fraction/%						
	Al	Cr	Fe	Ti	Y	С	Ni
1#	0.25	20.5	0.67	0.56	_	0.054	Bal.
2#	0.25	21	0.85	0.57	0.68	0.059	Bal.

2 结果与讨论

2.1 双模晶粒 ODS 合金的微观组织形貌

由于晶粒尺寸在 2~5 μm 分布的小晶粒不便于统 计其平均晶粒尺寸,因此采用 EBSD 检测来研究其尺 寸分布规律。合金 EBSD 图像及小晶粒尺寸统计如图 1 所示。两种尺寸分布的晶粒组织并不均匀,其小晶 粒呈现聚集现象,这是由于球磨与混粉的不均匀性而 引起的。热挤压后小晶粒晶粒尺寸分布如图 1(b)所示, 其平均晶粒尺寸为 2.87 μm,大晶粒的平均晶粒尺寸 为 13.5 μm。



图1 热挤压态合金电子背散射衍射 EBSD 图像和小晶粒尺寸统计图

Fig. 1 EBSD image of hot extruded alloy(a) and statistical diagram of small grain size(b)

合金 TEM 像如图 2 所示。从图 2(a)中可以清晰地 看到合金经热挤压后发生大量高密度位错缠结、堆积。 在热挤压过程中,大量位错发生运动,随着变形程度 的逐渐增加,位错运动加剧从而产生位错网。当大量 的位错运动到较小的晶粒时,位错发生堆积,并在晶 界处形成位错堆积网。位错密度(ρ_{dis})的数值可由公式 (1)计算得出^[13]。

$$\rho_{\rm dis} = \frac{1}{\tau} \left(\frac{\sum n_{\rm v}}{\sum l_{\rm v}} + \frac{\sum n_{\rm h}}{\sum l_{\rm h}} \right) \tag{1}$$

式中: t 为 TEM 样品厚度; $L_h 和 L_v$ 分别为画在透射照 片上的水平与垂直测试线的总长度; $n_h 和 n_v$ 分别指 位错与水平线和垂直线相交的个数。经计算, $\rho_{dis} =$ $1.48 \times 10^{-4}/nm^2$ 。

由图 2(b)可看出,合金中的氧化物粒子细小、弥散的分布在晶粒内部和晶界上,经统计,其平均颗粒直径为 11 nm。氧化物的体积分数可由公式(2)^[14]得出。



图 2 合金热挤压态的 TEM 像

Fig. 2 TEM images of hot extrusion state of alloy: (a) Highdensity dislocation; (b) Nano-oxide particles

$$f_{\rm v} = \frac{n\frac{4}{3}\pi r_{\rm p}^3}{SD} \tag{2}$$

式中: *n* 和 *r*_p分别指氧化物粒子的个数和平均颗粒半径; *S* 和 *D* 分别为 TEM 样品的面积和厚度。由公式(2) 可得 *f*_v=0.007%。

2.2 强化预测模型与拉伸测试验证

在已知合金成分与组织形貌特征的情况下,通过 强化模型来预测合金性能具有非常重要的工程意义。 在以往关于 ODS 合金的预测模型研究中发现,影响屈 服强度的因素主要有:固溶强化(σ_{ss}),晶粒尺寸强化 或 Hall-Petch 强化(σ_{g}),位错强化(σ_{d}),基于 Orowan 机制的氧化物纳米粒子强化(σ_{p})。在室温下,合金屈 服应力(σ_{y})可以通过强化预测模型公式(3)^[8, 15]得出:

$$\sigma_{\rm y} = \sigma_0 + \sigma_{\rm ss} + \sigma_{\rm g} + \sqrt{\sigma_{\rm d}^2 + \sigma_{\rm p}^2} \tag{3}$$

式中: σ_0 指晶格阻力或 Peierls-Nabarro 应力,通常 应用公式(4)^[16]计算。

$$\sigma_0 = \frac{2M\mu}{1-\nu} \exp\left[\frac{-2\pi a}{b(1-\nu)}\right] \tag{4}$$

式中: M、 μ 、 ν 、b、a分别对应泰勒因子、剪切模量、 泊松比、伯氏矢量、纯镍的晶格常数,其数值分别为 2.45、80 GPa、0.32 nm、0.249 nm、0.35 nm。通过计 算得出 σ_0 的数值为 1.33 MPa,由于其数值相比于其 他强化贡献值来说太小而通常忽略不计。

固溶强化(σ_{ss})包括以 C 为主的间隙固溶体强化和 以 Cr、W 为主的置换固溶体强化。然而,就本文的合 金而言,间隙固溶体强化的贡献是可以忽略不计的。 因为其含量较低且大多数碳已经以碳化物的形式析 出。通常情况下,固溶强化的贡献是以较为简单的公 式(5)^[17]计算。

$$\sigma_{\rm ss} = k_{\rm s,i} C_i^p \tag{5}$$

式中: *k*_{s,i}是指*i*元素的强化系数; *C_i*是元素*i*的原子 分数。*P*为常数,且取值范围在 1/2~1 之间^[18],在镍 基合金中,*P*的值取 1/2^[19]。而 GYPEN 等^[20]提出的公 式(6) 综合计算了多组元合金中各个强化元素对合金 固溶强化的贡献值,从而被广泛应用于 ODS 合金中。

$$\sigma_{\rm ss} = \left[\sum \left(k_{\rm s,i} C_i^p\right)^q\right]^{1/q} \tag{6}$$

式中: q 值为 2。各个合金的强化系数 $k_{s,i}$ 如表 2 所 列^[21]。

第30卷第3期

表2 各强化元素在镍中的强化系数 k_{s,i} 值^[21]

Table 2 Strengthening coefficient $k_{s,i}$ value of each strengthening element in nickel^[21]

Alloying element	Strengthening constant/ $(MPa \text{ at fraction}^{-1/2})$	
Al	225	
Cr	337	
Fe	153	
Ti	775	

晶粒尺寸强化或 Hall-Petch (σ_g)强化反映了晶界 对位错运动的影响。事实上,位错会逐渐运动在晶界 处并形成堆积,直到位错驱动力达到越过下一个晶粒 的临界值从而越过晶粒。这一观点是由 Hall^[22]阐述并 扩展为公式(7)。

$$\sigma_{\rm g} = \sigma_{\rm i} + \frac{k_{\rm lock}}{\sqrt{d}} \tag{7}$$

式中: σ_i 是指位错运动的晶格摩擦力; k_{lock} 为常数;d为平均晶粒尺寸。THOMPSON^[23]研究表明,在镍基合金中, σ_i 和 k_{lock} 分别为21.8 MPa 和 0.158 MPa·m^{1/2}。

对于在微观组织中同时存在粗、细两种尺寸的合 金体系,一般综合考虑两种晶粒的晶粒尺寸来计算双 模合金的平均晶粒尺寸,其结果由公式(8)^[24-25]得出:

$$d = f_{\rm CG}d_{\rm CG} + f_{\rm UFG}d_{\rm UFG} \tag{8}$$

式中: f_{CG} 和 f_{UFG} 分别指粗晶和细晶的体积分数; d_{CG} 和 d_{UFG} 分别为粗晶和细晶的平均晶粒尺寸。经计算, 双模合金的平均晶粒尺寸为 10 μ m,代入公式(7)得出 晶粒尺寸强化(σ_g)的贡献值为 72 MPa。

位错强化(σ_d)是位错之间相互作用的结果,其贡献值可以通过 Bailey-Hirsch^[26]公式(9)来计算。

$$\sigma_{\rm d} = \alpha_{\rm d} M \,\mu b \sqrt{\rho_{\rm dis}} \tag{9}$$

式中: α_d (=1/2)^[27]指位错间的交互作用系数。经计算, 位错强化(σ_d)的贡献值为 196 MPa。

氧化物纳米粒子强化(σ_p)是指弥散分布的纳米氧 化物粒子对位错滑移的阻碍作用产生的强化效果。基 于对位错与氧化物粒子的交互作用机制,众多学者提 出计算这一贡献的详细公式^[28-29]。其中基于 Orowan 机制的修正公式(10)^[16]被认为普遍适用于 ODS 合金。

$$\sigma_{\rm p} = \frac{0.81M\,\mu b}{2\pi (1-\nu)^{1/2}} \frac{\ln\left(\frac{2\sqrt{2/3}r_{\rm p}}{2b}\right)}{\sqrt{\frac{2\pi}{3f_{\rm v}}r_{\rm p}}} \tag{10}$$

经公式(9)计算可得,氧化物纳米粒子强化(σ_p)的

贡献值为 233 MPa。

综合以上各个强化的计算值,代入公式(3)得出合 金在室温下的屈服强度为 551 MPa。为了验证此强化 预测模型的正确与可靠性,对合金进行室温拉伸测试, 所得拉伸曲线如图 3 所示。合金抗拉强度和屈服强度 分别为 824 MPa 与 542 MPa。



图3 合金室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 3 Tensile stress-strain curve lf alloy at room temperature

各个强化因素对屈服强度的贡献值与试验值的对 比结果如图 4 所示。预测模型的计算值与试验值非常 接近,证明强化预测模型可由固溶强化(σ_{ss})、晶粒尺 寸强化(σ_g)、位错强化(σ_d)与氧化物纳米粒子强化(σ_p) 之和的平方根叠加。各个强化因素中氧化物纳米粒子 强(σ_p)和位错强化(σ_d)的贡献最大,这是因为在球磨过 程中形成的纳米氧化物粒子可以有效抑制位错运动和 晶界迁移,从而提高合金强度。



图4 合金室温屈服强度实验值与计算值的对比

Fig. 4 Comparison between experimental data and calculation value of yield strength of alloy at room temperature

2.3 组织热稳定性研究

2.3.1 热处理后合金的微观组织

较为稳定的合金组织是获得稳定性能的前提。因 此,通过在高温下长期热处理以研究合金组织热稳定 性具有重要意义。合金组织在 1150 ℃下热处理不同 时间的晶粒形貌及尺寸演化规律如图 5 所示。热挤压 态下,合金基体中存在两种明显不同尺寸的晶粒。数 量较多的大尺寸晶粒均匀分布而小晶粒数量较少且呈 "团状"分布。小晶粒的团状分布是球磨和混粉的不 均匀性造成的,小晶粒由红色圆圈圈出(见图 5(a))。热处理 4 h 后晶粒迅速长大(见图 5(b)),当热处理时间延长到 8 h,大晶粒进一步发生长大,但长大速率放缓。 热处理 32 h 以后,大晶粒尺寸虽较 8 h 而言略微变大, 但长大幅度不大。



统计得出热挤压态下合金平均晶粒尺寸为10 μm 且在热处理前 8 h 晶粒长大较为迅速,而热处理 8 h 以后晶粒尺寸虽有变化但其长大速率明显放缓(见图 5(b))。晶粒的长大是因为在高温下晶界的迁移速度加 快从而致使晶粒间的互相合并,而总界面能的降低是 晶界发生迁移的主要驱动力。在高温状态下,加速了 原子克服一定位垒跳迁的热激活过程,从而导致界面 迁移过程显著加快,因此晶粒始终发生不同程度的长 大^[30]。

2.3.2 热处理后纳米氧化物粒子演化

1150 ℃热处理后纳米粒子的 TEM 像如图 6 所示。热处理 8 h 后纳米粒子分布在晶粒内与晶界上, 其平均尺寸长大为 35.7 nm。当位错运动至不易变形的 纳米粒子时,由于纳米粒子对位错的阻力较大,位错 在粒子前运动受阻、弯曲,随着位错运动的进行,位 错绕过粒子继续运动。如图 6(a)中红色圆圈所示,位 错正在绕过纳米粒子,这证明位错与纳米粒子的交互 作用符合 Orowan 绕过机制,印证了强化模型中氧化



图 6 1150 ℃热处理不同时间后的纳米粒子 TEM 像 Fig. 6 TEM images of nanoparticles after heat treatment at 1150 ℃ for different time: (a) 8 h; (b) 128 h

物纳米粒子强化(σ_p)选择 Orowan 机制的正确性。热处 理 128 h 后,纳米粒子相比 8 h 而言长大不明显,平均 尺寸为 37.3 nm。

2.3.3 热处理后合金的硬度变化

1150 ℃下合金硬度随热处理时间的变化曲线如 图 7 所示。热处理前合金的维氏硬度为 225.1 HV,随 着热处理时间的延长,合金硬度迅速降低。当热处理 时间延长至 8 h 时合金硬度趋于稳定,并在热处理 128 h 时硬度值达到最低值,这一结果与合金组织演化规 律相吻合。一方面,当晶粒较为细小并受到外部载荷 发生塑性变形时,可分散至较多的晶粒内进行,从而 使塑性变形较均匀和产生较小的应力集中。除此之外, 晶粒越细小,总的晶界面积就越大,晶界越曲折,越 不利于裂纹的扩展,从而表现为合金硬度越高。反之, 晶粒越粗大,合金硬度值越低^[31]。另一方面,由于热 处理 8 h 后纳米粒子的快速长大直接导致其数量密度 下降,削弱了对位错及晶界的钉扎作用,导致合金硬 度的大幅下降^[32]。



图 7 热处理不同时间后合金的维氏硬度



3 结论

1) 通过耦合固溶强化(σ_{ss})、晶粒尺寸强化(σ_{g})、 位错强化(σ_{d})与氧化物纳米粒子强化(σ_{p})的作用,构建 了合金室温屈服强度预测模型: $\sigma_{y} = \sigma_{0} + \sigma_{ss} + \sigma_{g} +$

 $\sqrt{\sigma_{d}^{2} + \sigma_{p}^{2}}$,通过预测模型与拉伸试验得出合金室温下的屈服强度分别为 542 MPa 和 551 MPa,二者非常接近,这表明了模型的可靠性。

2) 1150 ℃下热处理前 4 h 时晶粒长大较为迅速,

而当热处理时间达到8h后,晶粒尺寸虽有变化但其 长大速率明显放缓。

3) 热处理初期,由于晶粒与纳米粒子的迅速长大 使合金硬度突然下降,当热处理时间延长至8h后合 金硬度趋于稳定,并在热处理128h时硬度值达到最 低值。

REFERENCES

- LU C, LU Z, XIE R. Effect of Y/Ti atomic ratio on microstructure of oxide dispersion strengthened alloys[J]. Materials Characterization, 2017, 134: 35–40.
- [2] ODETTE G R, HOELZER D T. Irradiation-tolerant nanostructured ferritic alloys: Transforming helium from a liability to an asset[J]. JOM, 2010, 62(9): 84–92.
- [3] KIMURA A, KASADA R, IWATA N. Development of Al added high-Cr ODS steels for fuel cladding of next generation nuclear systems[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417(1): 176–179.
- [4] LIU Dong-hua, LIU Yong, ZHAO Da-peng, LIU Zu-ming, HAN Yun-juan. Effect of addition manner of oxygen on mechanical properties of iron-based alloy 14YWT[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(5): 846–851.
- [5] ZHANG Lin, QU Xuan-hui, HE Xin-bo, DUAN Bai-hua, QIN Ming-li. Research progress of ODS nickel based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, 41(6): 90–96.
- [6] DAPENG Z, YONG L, FENG L. ODS ferritic steel engineered with bimodal grain size for high strength and ductility[J]. Materials Letters, 2011, 65(11): 1672–1674.
- [7] CHAUHAN A, LITVINOV D, AKTAA J. High temperature tensile properties and fracture characteristics of bimodal 12Cr-ODS steel[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 468: 1–8.
- [8] de VAUCORBEIL A, POOLE W J, SINCLAIR C W. The superposition of strengthening contributions in engineering alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 582: 147–154.
- [9] CASAS C, TEJEDOR R, RODRÍGUEZ-BARACALDO R. The effect of oxide particles on the strength and ductility of bulk iron with a bimodal grain size distribution[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 627: 205–216.
- [10] CHAUHAN A, BERGNER F, ETIENNE A. Microstructure characterization and strengthening mechanisms of oxide dispersion strengthened (ODS) Fe-9%Cr and Fe-14%Cr

extruded bars[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 495: 6-19.

- [11] ZHAO Q, MA Z, YU L. Tailoring the secondary phases and mechanical properties of ODS steel by heat treatment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(6): 1064–1073.
- [12] YAN Ju-jie, QIU Tao, SHEN Qin, WANG Xiao-jiao, LIU Wen-qing. High temperature stability of 14 YWT-ODS ferritic alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(7): 139–143.
- [13] YAN P, YU L, LIU Y. Effects of Hf addition on the thermal stability of 16Cr-ODS steels at elevated aging temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 739: 368–379.
- [14] TIAN D W, KARJALAINEN L P, QIAN B. Nonuniform distribution of carbonitride particles and its effect on prior austenite grain size in the simulated coarse-grained heat-affected zone of thermomechanical control-processed steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(12): 4031–4038.
- [15] DESCHAMPS A, BRECHET Y. Influence of predeformation and ageing of an Al-Zn-Mg alloy—II.
 Modeling of precipitation kinetics and yield stress[J]. Acta Materialia, 1998, 47(1): 293-305.
- [16] DADé M, MALAPLATE J, GARNIER J. Influence of microstructural parameters on the mechanical properties of oxide dispersion strengthened Fe-14Cr steels[J]. Acta Materialia, 2017, 127: 165–177.
- [17] BUTT M Z, FELTHAM P. Solid-solution hardening[J]. Journal of Materials Science, 1993, 28(10): 2557–2576.
- [18] SUZUKI T. On the studies of solid solution hardening[J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1981, 20(3): 449–462.
- [19] AHMADI M R, POVODEN-KARADENIZ E, WHITMORE L. Yield strength prediction in Ni-base alloy 718Plus based on thermo-kinetic precipitation simulation[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 608: 114–122.
- [20] GYPEN L A, DERUYTTERE A. Multi-component solid solution hardening[J]. Journal of Materials Science, 1977, 12(5): 1028–1033.
- [21] MISHIMA Y, OCHIAI S, HAMAO N. Solid Solution Hardening of Nickel — Role of Transition Metal and B-subgroup Solutes &mdash[J]. Transactions of the Japan Institute of Metals, 1986, 27(9): 656–664.
- [22] HALL E O. The Deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results[J]. Proceedings of the Physical Society Section B, 1951, 64(9): 747–753.

- [23] THOMPSON A A W. Yielding in nickel as a function of grain or cell size[J]. Acta Metallurgica, 1975, 23(11): 1337–1342.
- [24] OSKOOIE M S, ASGHARZADEH H, KIM H S. Microstructure, plastic deformation and strengthening mechanisms of an Al-Mg-Si alloy with a bimodal grain structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 632: 540–548.
- [25] PATRA S, HASAN S M, NARASAIAH N, et al. Effect of bimodal distribution in ferrite grain sizes on the tensile properties of low-carbon steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 538: 145–155.
- [26] BAILEY J E, HIRSCH P B. The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver[J]. Philosophical Magazine, 1960, 5(53): 485–497.
- [27] PRAUD M, MOMPIOU F, MALAPLATE J. Study of the deformation mechanisms in a Fe-14%Cr ODS alloy[J]. Journal of Nuclear Materials, 2012, 428(1): 90–97.

- [28] BACON D J, KOCKS U F, SCATTERGOOD R O. The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress[J]. Philosophical Magazine, 1973, 28(6): 1241–1263.
- [29] RUSSELL K C, BROWN L M. A dispersion strengthening model based on differing elastic moduli applied to the iron-copper system[J]. Acta Metallurgica, 1972, 20(7): 969–974.
- [30] FENG-han, SONG Zhi-gang, ZHENG Wen-jie. Effect of solution treatment on microstructure and mechanical property of Inconel 690[J]. Journal of iron and steel research, 2009, 21(3): 46–50.
- [31] YONG Qi-long. The second phase in steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [32] GRÄNING T, KLIMENKOV M, RIETH M. Long-term stability of the microstructure of austenitic ODS steel rods produced with a carbon-containing process control agent[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 523: 111–120.

Strengthening model and thermal stability of anoxide dispersion strengthened alloy with bimodal size distribution of grains

ZHAN Xin^{1, 2}, WANG Guo-wei^{1, 2}, TAN Li-ming^{1, 2}, HE Wu-qiang^{1, 2}, WU Kai-xi^{1, 2}, HE Ying-jie^{1, 2}, LIU Feng^{1, 2}, HUAG Lan^{1, 2}

(1. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The yield strength model of oxide dispersion strengthened alloy with a bimodal size distribution of grain was established and verified via transmission electron microscope, electron backscatter diffraction, scanning electron microscope and tensile tests. In addition, the thermal stability of the alloy was investigated by heat treatment experiment, optical microscope observation and Vickers hardness. The results show that the yield strength model can be established by integrating solid solution strengthening (σ_{ss}), grain size strengthening (σ_g), dislocation strengthening (σ_d) and oxide nanoparticle strengthening (σ_p), and the calculated values fit well with the experimental values. The research on thermal stability shows that the grains grow rapidly and the hardness decreases sharply at the early stage of heat treatment at 1150 °C. However, after heat treatment for 8 h, the grain growth slows down and the hardness of the alloy keeps stable in response.

Key words: bimodal size distribution; grain; oxide dispersion strengthening; strengthening model; thermal stability

Received date: 2019-07-09; Accepted date: 2019-10-08

Corresponding author: HUAG Lan; Tel: +86-15973118718; E-mail: lhuang@csu.edu.cn

(编辑 王 超)

Foundation item: Project(2016YFB0701404) supported by the National Basic Research and Development Program of China; Project(91860105) supported by the National Natural Science Foundation of China