

DOI: 10.11973/jxgccl202308012

不同球磨时间制备 9Cr 氧化物弥散强化钢的显微组织与拉伸性能

谢锐^{1,2}, 吕铮², 王晴¹, 刘春明²

(1. 沈阳建筑大学材料科学与工程学院, 沈阳 110168; 2. 东北大学材料科学与工程学院, 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819)

摘要: 采用雾化法制备 Fe-9Cr-1.5W-0.3Ti-0.3Y 合金粉, 经不同时间(12, 20 h)球磨处理后, 使用热等静压工艺制备 9Cr 氧化物弥散强化(ODS)钢, 研究了 9Cr-ODS 钢的显微组织与拉伸性能。结果表明: 雾化合金粉末为规则球状 α -Fe 相合金粉, 平均粒径为 47.83 μm , 晶粒尺寸约为 20 μm ; 球磨 20 h 后, 合金粉末的平均粒径和晶粒尺寸均明显下降, 分别为 30.50 μm , 12 nm; 随着球磨时间的延长, 制备的 9Cr-ODS 钢的晶粒尺寸减小, 析出相含量增加; 延长球磨时间有利于提高 9Cr-ODS 钢的室温和高温抗拉强度, 但不利于提高高温韧性。

关键词: 雾化合金粉末; 9Cr 氧化物弥散强化钢; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG141

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2023)08-0072-07

Microstructure and Tensile Properties of 9Cr Oxide Dispersion Strengthened Steel Prepared at Different Ball Milling Time Intervals

XIE Rui^{1,2}, LYU Zheng², WANG Qing¹, LIU Chunming²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Jianzhu University, Shenyang 110168, China; 2. Key Laboratory of Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: Fe-9Cr-1.5W-0.3Ti-0.3Y alloy powder was prepared by atomization method and then was subjected to ball milling for different time intervals. 9Cr oxide dispersion strengthened (ODS) steel was prepared by hot isostatic pressing with the alloy powder as raw materials. The microstructure and tensile properties of the 9Cr-ODS steel were studied. The results show that the atomized alloy powder was a regular spherical α -Fe alloy powder with average particle size of 47.83 μm and grain size of about 20 μm . After ball milling for 20 h, the average particle size and grain size of the alloy powder decreased significantly to 30.50 μm and 12 nm, respectively. With the extension of milling time, the grain size of 9Cr-ODS steel decreased and the content of precipitated phase increased. Prolonging ball milling time was beneficial to improve the room temperature and high temperature tensile strength of the 9Cr-ODS steel, but not conducive to improving the high temperature toughness.

Key words: atomized alloy powder; 9Cr oxide dispersion strengthened steel; microstructure; tensile property

0 引言

氧化物弥散强化(ODS)钢因其特殊的显微组织特征而具有优异的常温及高温力学性能、热稳定

性、抗辐照性等^[1-2], 已成为快堆燃料棒包壳和聚变堆第一壁的领先候选结构材料, 同时也是事故容错燃料棒的候选结构材料^[3-5]。

ODS 钢中通常含有一定的铬元素, 提高铬元素含量可以提高 ODS 钢的耐腐蚀性能, 但铬元素含量较高时会形成脆性相, 提高韧脆转变温度。ODS 钢通常采用粉末冶金方式制备, 原料粉末需要经历长时间的球磨, 以保证各合金元素能够完全固溶进基

收稿日期: 2022-06-30; 修订日期: 2023-07-12

基金项目: 辽宁省教育厅基本科研项目(青年项目)(LJKQZ2021061)

作者简介: 谢锐(1984—), 男, 辽宁兴城人, 副教授, 博士

体^[6],这使得 ODS 钢的生产效率低下且生产成本高昂。球磨工艺涉及多个工艺参数,其中球磨时间直接影响合金元素固溶情况,决定着 ODS 钢中关键纳米析出相的形成,进而影响 ODS 钢的组织形貌和性能,是球磨工艺的关键参数,其他因素如转速、气氛等的影响都是通过球磨时间而体现的。目前已有大量关于 ODS 钢中纳米尺寸析出相的结构特征和形成机制的研究报道^[7-9],但关于球磨工艺尤其是球磨时间对 ODS 钢组织形貌和力学性能影响的相关研究还较少。因此,作者采用雾化法制备 Fe-Cr-W-Ti-Y 合金粉,对合金粉进行不同时间球磨处理后,采用热等静压方式制备 9Cr-ODS 钢,研究了不同球磨时间制备 9Cr-ODS 钢的显微组织与拉伸性能。研究结果可为创新并简化 ODS 钢的制备流程提供一定的理论参考。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

试验原料为纯度高于 99.9% 的铁、铬、钨、钛金属单质以及纯度为 99.99% 的钇金属单质。按目标合金成分(质量分数/%)为 Fe-9Cr-1.5W-0.3Ti-0.3Y 进行配料,置于 ZG-DO25 型感应电炉中,在真空条件下进行熔炼,熔炼温度为 1 300 °C,高纯氩气保护。将熔炼好的铸锭机加工成符合尺寸要求的试样,使用课题组自制设备进行雾化制粉,雾化制粉温度为 1 500 °C,喷嘴处气体压力为 7 MPa,雾化气体为高纯氩气。

将雾化法制备的合金粉末置于福里茨 P5 型高能行星式球磨机中进行球磨,球磨时间分别为 12, 20 h,球磨介质选用与合金粉成分相近的轴承钢磨球,球料质量比为 10:1,主轴转速为 260 r·min⁻¹。为了防止球磨过程中雾化合金粉末污染或氧化,需将球磨罐抽成高真空并充入高纯氩气,保证球磨过程中球磨罐体始终处于正压状态。将球磨后的合金粉末密封于金属包套中进行除气处理,使用 ABB-QIH15 型设备进行热等静压(HIP)处理,热等静压温度为 1 100 °C,压力为 200 MPa,时间为 2 h,得到尺寸为 $\phi 60$ mm×200 mm 的圆柱形 9Cr-ODS 钢试样。

1.2 试验方法

使用 LA-920 型激光粒度分析仪测试球磨不同时间前后合金粉末的粒径,分散介质为去离子水。将合金粉末镶嵌于牙托粉中进行机械研磨,露出粉末颗粒截面,使用岛津 SSX-550 型扫描电镜(SEM)

观察截面晶粒形貌,同时观察合金粉末微观形貌。使用 X'Pert Pro 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析,室温,铜靶,特征波长为 0.154 056 nm,工作电压为 40 kV,采用连续扫描模式,扫描范围为 20°~90°,扫描步长为 0.020°。

使用小角 X 射线散射设备进行小角 X 射线散射(SAXS)试验,试样厚度应小于 30 μ m,确保 X 射线光子能够穿透试样,采用透射模式,X 射线的能量和波长分别为 10 keV 和 0.124 nm,光源与试样之间的距离为 2 m。使用 Cowhells 作为标准样品校正探测器,用 Fit 2D 软件将二维散射环转换为一维散射强度曲线^[10]。散射强度 q 定义为

$$q = \frac{4\pi \sin \theta}{\lambda} \quad (1)$$

式中: λ 为 X 射线波长; 2θ 为散射角。

不同区域的散射曲线对应不同尺寸的析出相,进而对应不同种类的析出相。根据文献^[11]计算氧化物析出相粒子分布密度。

在 9Cr-ODS 钢试样上切取尺寸为 3 mm×5 mm×10 mm 的试样,经打磨和机械抛光后进行电解抛光,抛光电压为 30 V,抛光时间为 10 s,抛光液为体积分数 10 % HClO₄ 乙醇溶液。使用 7100F 型扫描电镜的电子背散射衍射(EBSD)附件表征 9Cr-ODS 钢的晶粒形貌、晶粒尺寸及织构特征,EBSD 扩大倍数为 4 000 倍,步长为 0.05 μ m。在 9Cr-ODS 钢试样上取薄圆片,经机械减薄至 40 μ m 后进行双喷减薄,双喷液为体积分数 10% HClO₄ 乙醇溶液,双喷温度为 -40 °C,使用 Gatan 691 型离子减薄仪小角度轰击试样表面 15 min,以去掉氧化膜。使用 Tecnai G20 型分析电子透射显微镜(TEM)和 JEOL-2100F 型高分辨透射电子显微镜(HRTEM)观察微观形貌。

使用 AG-X plus 型电子万能试验机进行拉伸试验,拉伸试样为板状非标试样,标距段尺寸为 13 mm×3 mm×1 mm(长×宽×厚),测试温度为室温至 700 °C,拉伸速度为 0.12 mm·min⁻¹。

2 试验结果与讨论

2.1 合金粉末的微观形貌和粒径分布

由图 1 可见,未球磨合金粉末呈规则球状,尺寸多集中在 10~100 μ m。雾化制粉过程中,在高压气体的作用下,液态金属被破碎成小液滴并因极高的冷却速率^[12]而快速冷却凝固,形成球状合金粉。合金粉末的晶粒基本呈不规则等轴状,最大尺寸接近

20 μm ,并且越接近粉末颗粒边缘,晶粒越细小,这与雾化合金粉末的冷却过程有关。当液态金属流经喷嘴被破碎成液滴后,在高压气体的作用下与雾化

金属容器接触,使得边缘冷却速率较内部快,因此边缘处晶粒较细小。未球磨合金粉末的平均粒径为 47.83 μm ,比表面积为 3 260.5 $\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3}$ 。

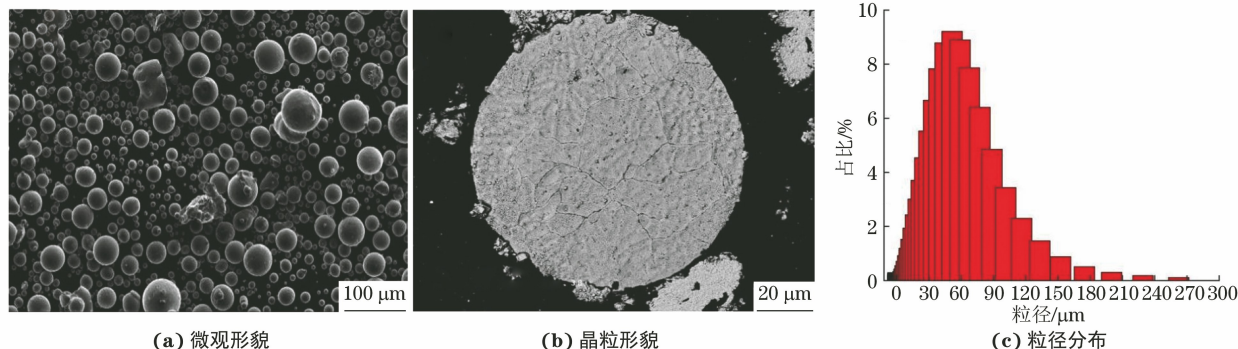


图 1 未球磨合金粉末的微观形貌、晶粒形貌和粒径分布

Fig.1 Micromorphology (a), grain morphology (b) and particle size distribution (c) of alloy powder before ball milling

由图 2 可以看出,球磨后的合金粉末呈不规则形状,并且球磨 20 h 后的小尺寸颗粒数量明显多于球磨 12 h 后。试验测得球磨 12, 20 h 后合金粉末的平均颗粒尺寸分别为 45.86, 30.50 μm 。与未球

磨粉末相比,球磨后合金粉末的颗粒尺寸减小,且球磨较长时间的颗粒尺寸更小。这是因为随着球磨时间的延长,合金粉内部加工硬化效果增强,产生大量裂纹并扩展,导致颗粒逐渐破碎。

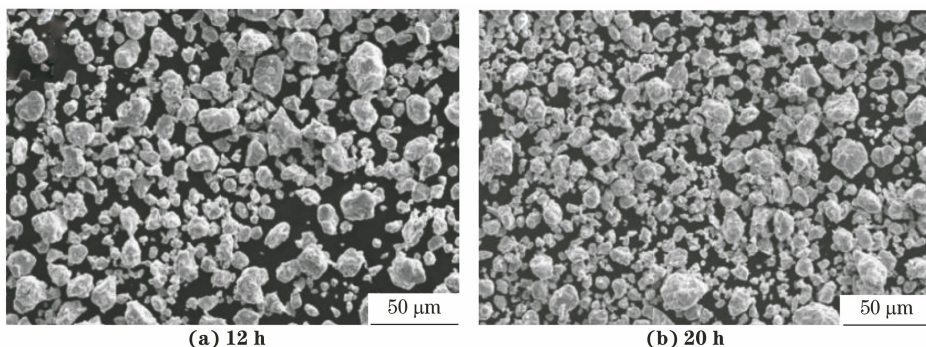


图 2 不同时间球磨后合金粉末的微观形貌

Fig.2 Micromorphology of alloy powder after ball milling for different time intervals

2.2 合金粉末的物相组成

由图 3 可见,未球磨和球磨不同时间后的合金粉末的 XRD 谱中均只有 $\alpha\text{-Fe}$ 相的衍射峰,说明合金元素没有形成其他析出相或单独析出。这是因为雾化制粉冷却速率快^[12],可以制备出非平衡态材料,扩展某些元素的室温固溶度,形成过饱和固溶体 $\alpha\text{-Fe}$ 相。球磨也未能使合金元素析出而形成其他析出相。

根据衍射峰的半高宽计算得到球磨 12, 20 h 后雾化合金粉末的晶粒尺寸分别为 13, 12 nm, 远低于未球磨合金粉末。这说明球磨可以显著降低晶粒尺寸,但球磨 12 h 后的晶粒尺寸下降已趋近极限,继续延长球磨时间对晶粒尺寸的降低效果并不明显。根据文献^[13],球磨过程中合金粉末内部会形成大量位错,这些位错相互缠结转变为亚晶界,最终转变

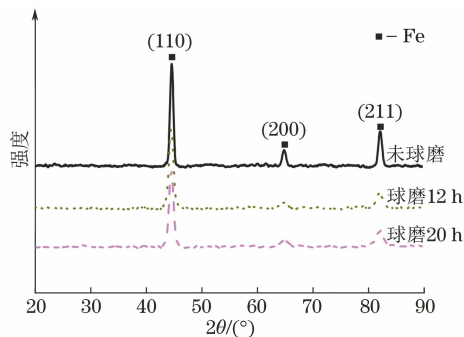


图 3 不同时间球磨前后合金粉末的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of alloy powder before and after ball milling for different time intervals

成晶界而分割晶粒,使得晶粒尺寸不断减小;另一方面,球磨过程中球磨介质的动能会有一部分转变为合金粉末的内能,使合金粉末温度升高,导致晶粒长大。当晶粒尺寸长大的趋势与减小的趋势达到平衡

时,合金粉末的晶粒尺寸不再发生明显变化。

2.3 9Cr-ODS 钢的显微组织

由图 4 可见,不同时间球磨合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢试样的晶粒取向分布均匀,未呈现明显的各向异性。这是因为热等静压过程是一个各方向同时

施压的过程,因此成型试样的组织较均匀。测得未球磨和球磨 12, 20 h 合金粉制备的 9Cr-ODS 钢的平均晶粒尺寸分别为 1.60, 1.26, 0.62 μm 。可见合金粉末球磨时间越长,制备的 9Cr-ODS 钢的晶粒尺寸越细小。

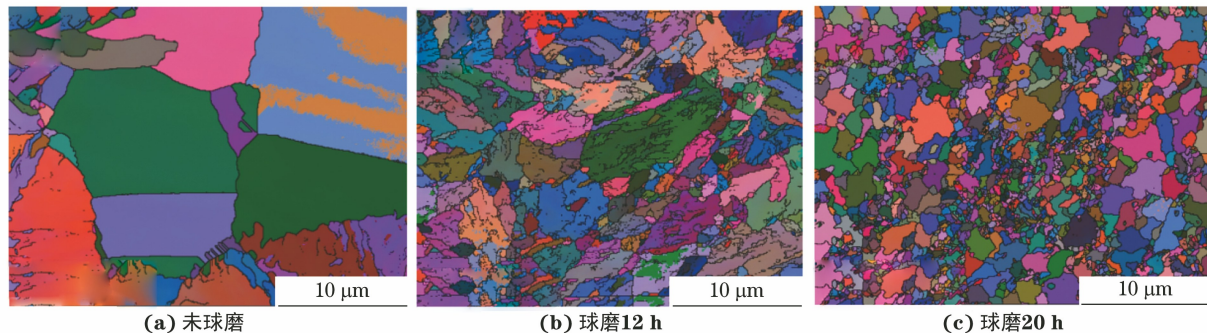


图 4 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢的 EBSD 形貌

Fig.4 EBSD morphology of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before (a) and after (b-c) ball milling for different time intervals

由图 5 可见:采用未球磨合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢试样中存在少量较大尺寸晶粒。当合金粉末经过球磨后,制备的 9Cr-ODS 钢试样的晶粒尺寸明显减小,且球磨时间越长,小尺寸晶粒数量越多。

这是因为球磨使合金粉末的晶粒得到明显细化,且球磨时间越长晶粒尺寸越细小。在随后的热等静压过程中,由于高温保温时间较长,晶粒相比于对应原料粉末有一定的长大。

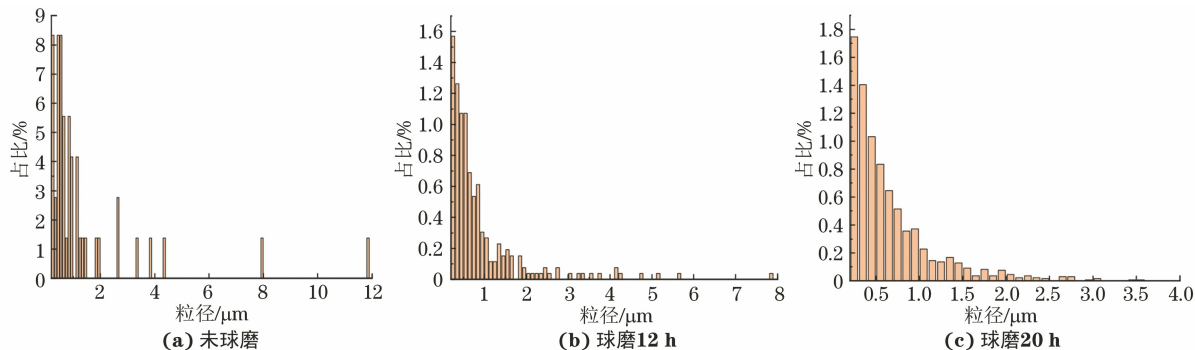


图 5 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢的晶粒尺寸分布

Fig.5 Grain size distribution of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before (a) and after (b-c) ball milling for different time intervals

由图 6 可见:采用未球磨合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢中未发现析出相;采用球磨后的合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢中出现了矩形或近球形析出相,并且球磨时间越长,析出相的数量越多,尺寸越小。根据文献[14],此类析出相多为富集铬、锰元素的氧化物相,但对 9Cr-ODS 钢中的析出相进行 EDS 分析发现,析出相富集了铝、钛、硅、氧元素,未发现锰元素。这说明此类析出相极有可能为铝、钛和硅元素的氧化物,其中铝元素来自熔炼合金时包裹合金粉末的铝箔,硅元素来自冶炼和雾化过程中使用的坩埚。铝元素最容易与氧元素结合形成氧化物相,且随着球磨时间的延长,铝元素的扩散范围扩大,形成的氧化物相增多,尺寸减小。

由图 7 和图 8 可见:采用球磨后的合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢中的纳米析出相在明场像中只呈现出浅灰色衬度,在暗场像中则呈现出明显的明亮衬度,且并无附加衍射斑点,只有基体衍射斑点。这说明纳米析出相与基体共格。

研究^[15]表明,在 ODS 钢中纳米析出相富集了钇、钛、氧原子,并没有额外的晶体结构,只是原子的简单富集。

由图 9 可见,采用未球磨和球磨后合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢的散射曲线呈光滑下降的趋势,不存在散射峰,说明试样中散射体的尺寸是连续变化而非固定的。在 $1 \leq q \leq 2$ 范围内,球磨 20 h 合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢的散射曲线仍有明显变化,可

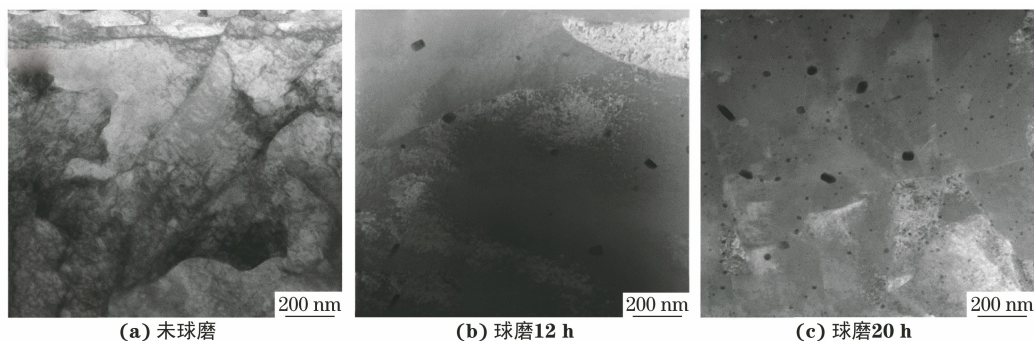


图 6 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢中大尺寸析出相的形貌

Fig.6 Morphology of large-sized precipitates of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before (a) and after (b-c) ball milling for different time intervals

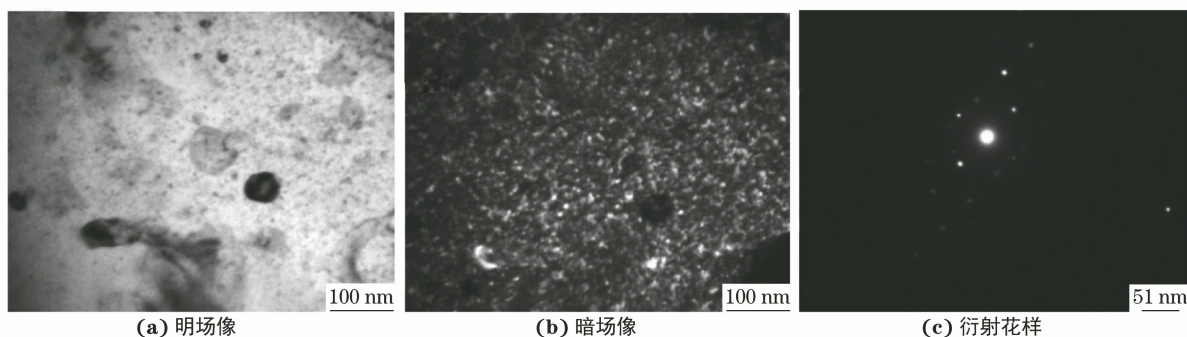


图 7 球磨 12 h 合金粉末制备 9Cr-ODS 钢中析出相的 TEM 形貌

Fig.7 TEM morphology of precipitates in 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder after ball milling for 12 h: (a) bright field image; (b) dark field image and (c) diffraction pattern

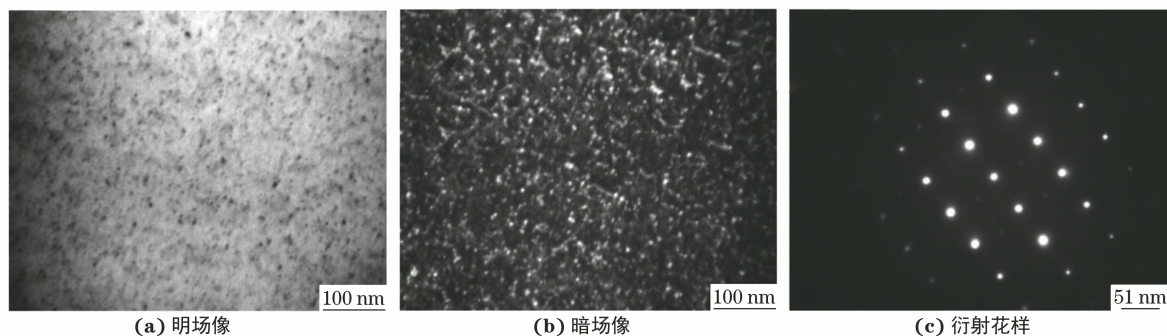


图 8 球磨 20 h 合金粉末制备 9Cr-ODS 钢中析出相的 TEM 形貌

Fig.8 TEM morphology of precipitates in 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder after ball milling for 20 h: (a) bright field image; (b) dark field image and (c) diffraction pattern

以进行拟合计算,而其他 2 条散射曲线趋于水平已无明显变化,说明此时对应尺寸的散射体的分布密度非常低。

由图 10 可见,试验制备的 9Cr-ODS 钢中纳米析出相的尺寸分布接近正态分布,尺寸均小于 20 nm。其中球磨时间为 12 h 时富(钇、钛)氧化物相的分布密度最高,为 $1.5 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$ 。球磨时间为 20 h 时钢中纳米析出相尺寸小于 5 nm,为 Y-Ti-O 纳米团簇析出相^[16],其分布密度为 $6.6 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ 。

在球磨过程中合金粉末发生剧烈塑性变形,粉

末内部积累了大量应变,形成了大量位错。这些位错不但可以促进合金元素的扩散和均匀分布,还可以成为后续固化成型过程中析出相形核的有利位点;球磨时间越长,粉末内部积累的位错越多,析出位点越多,形成的纳米析出相也越多。

2.4 9Cr-ODS 钢的拉伸性能

由图 11 可见,9Cr-ODS 钢的抗拉强度随试验温度的升高而减小。球磨 12, 20 h 合金粉末制备 9Cr-ODS 钢试样的抗拉强度显著高于未球磨合金粉末制备试样,且较长球磨时间下的抗拉强度较高。

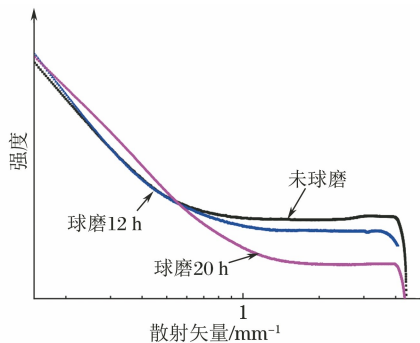


图 9 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢的 SAXS 曲线

Fig. 9 SAXS curves of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before and after ball milling for different time intervals

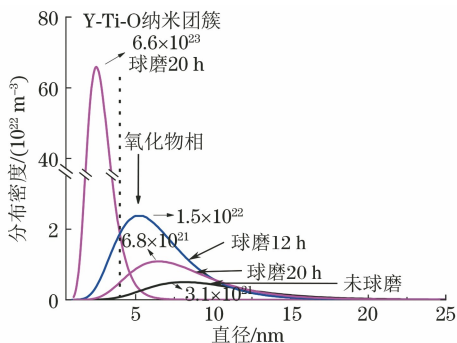
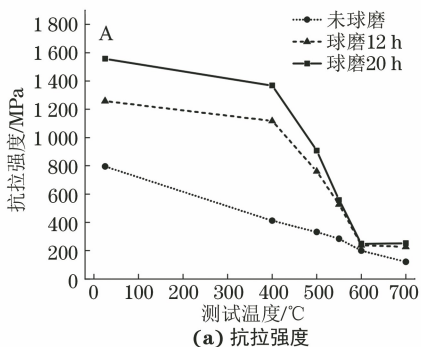
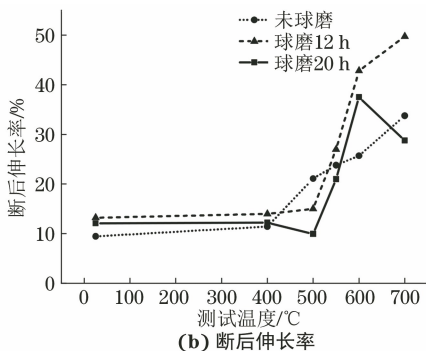


图 10 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢中纳米析出相的尺寸分布

Fig. 10 Size distribution of nano-sized precipitates of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before and after ball milling for different time intervals



(a) 抗拉强度



(b) 断后伸长率

图 11 未球磨和不同时间球磨合金粉末制备 9Cr-ODS 钢的拉伸性能

Fig. 11 Tensile properties of 9Cr-ODS steel prepared with alloy powder before and after ball milling for different time intervals:

(a) tensile strength and (b) elongation

温抗拉强度分别为 795, 1 258, 1 557 MPa。可见球磨 12 h 条件下的室温抗拉强度高于常规工艺,但球磨时间仅约为常规工艺耗时的 1/4。综上,使用球磨雾化合金粉末可以降低 ODS 钢生产的时间成本。

3 结 论

(1) 雾化合金粉末为球状 α -Fe 相合金粉,平均

这是因为随着球磨时间的延长,纳米析出相增多,对位错的钉扎作用增强,从而提高材料的强度;此外,采用球磨合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢试样的晶粒尺寸更小,单位面积内晶界数量更多,对材料的强化效果也更明显^[17]。

当试验温度不高于 400 °C 时,无论合金粉末是否进行球磨,制备的 9Cr-ODS 钢试样的断后伸长率均较低,约为 12%,且断后伸长率基本保持稳定。在 400~600 °C 范围内 3 种试样的断后伸长率均显著增大。这是因为在此温度范围内,位错可通过攀移的方式越过纳米析出相继续移动,从而增强了材料的塑性变形。当温度由 600 °C 升高至 700 °C 时,未球磨和球磨 12 h 条件下试样的断后伸长率继续增大,而球磨 20 h 条件下试样的断后伸长率降低,这与文献[18]的研究结果相似。当达到一定温度后,材料的塑性变形机制由晶内变形转变为晶间变形^[19],晶界数量的增加反而不利于材料的塑性变形。因此,球磨 20 h 条件下试样在 700 °C 下的断后伸长率降低。综上所述,延长球磨时间不利于 9Cr-ODS 钢的高温韧性。

常规工艺(金属单质粉及氧化物粉混合球磨 50 h,随后热等静压成型)制备的 9Cr-ODS 钢的室温抗拉强度为 1 124 MPa,而采用未球磨和球磨 12, 20 h 合金粉末,经热等静压制备的 9Cr-ODS 钢的室

粒径为 47.83 μm ,晶粒尺寸约为 20 μm ;球磨 20 h 后,粉末的平均粒径和晶粒尺寸均有明显下降,分别为 30.50 μm , 12 nm。

(2) 采用热等静压工艺制备的 9Cr-ODS 钢的晶粒尺寸随合金粉末球磨时间的延长而减小;球磨 12 h 合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢中的纳米析出相的分布密度为 $1.5 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$,球磨 20 h 时 9Cr-

ODS 钢中纳米团簇类析出相的分布密度为 $6.6 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ 。

(3) 合金粉末球磨时间越长,制备的 9Cr-ODS 钢的室温和高温抗拉强度越高。球磨 0, 12 h 合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢的断后伸长率随测试温度的升高而升高,但球磨 20 h 合金粉末制备的 9Cr-ODS 钢的断后伸长率则先升高后降低;可见延长球磨时间不利于 9Cr-ODS 钢的高温韧性。

参考文献:

- [1] DRUZHKO V A P, PERMINOV D A. Characterisation of atomic-scale defects in ODS ferritic alloys by positron annihilation[J]. Philosophical Magazine, 2019, 99(7): 887-904.
- [2] ZHAO H Z, LIU T, BAI Z L, et al. Corrosion behavior of 14Cr ODS steel in supercritical water: The influence of substituting Y_2O_3 with $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ nanoparticles [J]. Corrosion Science, 2020, 163: 108272.
- [3] SONG P, KIMURA A, YABUUCHI K, et al. Assessment of phase stability of oxide particles in different types of 15Cr-ODS ferritic steels under 6.4 MeV Fe ion irradiation at 200 °C [J]. Journal of Nuclear Materials, 2020, 529: 151953.
- [4] STAN T, WU Y, CISTON J, et al. Characterization of polyhedral nano-oxides and helium bubbles in an annealed nanostructured ferritic alloy [J]. Acta Materialia, 2020, 183: 484-492.
- [5] DRYEPONDT S, UNOCIC K A, HOELZER D T, et al. Development of low-Cr ODS FeCrAl alloys for accident-tolerant fuel cladding [J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 501: 59-71.
- [6] ZHOU X S, MA Z Q, YU L M, et al. Formation mechanisms of Y-Al-O complex oxides in 9Cr-ODS steels with Al addition [J]. Journal of Materials Science, 2019, 54(10): 7893-7907.
- [7] TEMPLEMAN Y, ROGOZHNIKIN S, KHOMICH A, et al. Characterization of nano-sized particles in 14% Cr oxide dispersion strengthened (ODS) steel using classical and frontier microscopy methods [J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110075.
- [8] DHOLAKIA M, CHANDRA S, MATHI JAYA S. A comparative study of topology and local disorder in Y_2O_3 , Y_2TiO_5 , and $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ crystals [J]. Journal of Applied Physics, 2019, 125(2): 025104.
- [9] JIANG Z L, ZENG Q, ANDEROGLU O, et al. Characterization of 14YWT oxide dispersion strengthened structural materials under electrically-assisted tension [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 745: 484-494.
- [10] BEAUCAGE G, KAMMLER H K, PRATSINIS S E. Particle size distributions from small-angle scattering using global scattering functions [J]. Journal of Applied Crystallography, 2004, 37(4): 523-535.
- [11] BRAUN A, HUGGINS F E, SEIFERT S, et al. Size-range analysis of diesel soot with ultra-small angle X-ray scattering [J]. Combustion and Flame, 2004, 137(1/2): 63-72.
- [12] JONES H. A perspective on the development of rapid solidification and nonequilibrium processing and its future [J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 304/305/306: 11-19.
- [13] ECKERT J, HOLZER J C, KRILL C E, et al. Structural and thermodynamic properties of nanocrystalline fcc metals prepared by mechanical attrition [J]. Journal of Materials Research, 1992, 7(7): 1751-1761.
- [14] 卢晨阳. 纳米结构氧化物弥散强化钢的微观结构与辐照效应 [D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
LU C Y. Microstructure and irradiation effect of nanostructured oxide dispersion strengthened steel [D]. Shenyang: Northeastern University, 2014.
- [15] HATZOGLOU C, RADIGUET B, VURPILOT F, et al. A chemical composition correction model for nanoclusters observed by APT: Application to ODS steel nanoparticles [J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 505: 240-248.
- [16] LU C Y, LU Z, XIE R, et al. Effect of Y/Ti atomic ratio on microstructure of oxide dispersion strengthened alloys [J]. Materials Characterization, 2017, 134: 35-40.
- [17] PELLEGRINI J. Mechanical properties of materials [M]. Dordrecht: Springer Netherlands, 2013.
- [18] OKSIUTA Z, LEWANDOWSKA M, KURZYDŁOWSKI K J. Mechanical properties and thermal stability of nanostructured ODS RAF steels [J]. Mechanics of Materials, 2013, 67: 15-24.
- [19] PRAUD M, MOMPIOU F, MALAPLATE J, et al. Study of the deformation mechanisms in a Fe-14% Cr ODS alloy [J]. Journal of Nuclear Materials, 2012, 428(1/2/3): 90-97.