

机械合金化及热压烧结制备 Fe-Cr-Mn 基超细晶奥氏体不锈钢研究

孙崇锋¹, 党晓凤², 席生岐², 李建平¹, 高圆², 郭永春¹, 杨忠¹, 白亚平¹

(1. 西安工业大学 材料与化工学院, 陕西 西安 710021)

(2. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 采用高能研磨诱导的机械合金化方法制备了 Fe-Cr-Mn 基不锈钢合金粉末; 对机械合金化粉末分别进行了退火和热压烧结, 分析了退火过程中的相变规律, 并对热压烧结获得的奥氏体不锈钢进行了组织和耐蚀性能研究。结果表明: 机械合金化获得的不锈钢合金粉由亚稳态的纳米晶铁素体构成; 退火/热压烧结处理后, 铁素体逐渐转变为热力学上更加稳定的奥氏体, 相变温度介于 498 °C 到 730 °C 之间; 对机械合金化 16 h 的合金粉末在 900 °C、200 MPa 条件下热压烧结 1 h 获得了 Fe-Cr-Mn 基奥氏体不锈钢, 其平均晶粒尺寸为亚微米级且表现出高硬度和良好的耐蚀性能, 其 HV 硬度值约为 5350 MPa、自腐蚀电位和自腐蚀电流密度分别为 -0.28 V 和 $1.43 \times 10^{-9} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。

关键词: 机械合金化; 热压烧结; Fe-Cr-Mn 基奥氏体不锈钢; 组织; 耐蚀性能

中图分类号: TG142.25; TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0600-07

因具有优良的机械和耐蚀性能, 不锈钢在生活用品、化工、汽车零部件、生物医学和核反应堆等领域中应用广泛。根据室温组织状态, 不锈钢可分为马氏体、奥氏体、铁素体和奥氏体-铁素体双相不锈钢等种类^[1]。其中, 奥氏体型不锈钢的塑韧性较高、焊接性能优良、耐蚀性能好且无磁性。奥氏体不锈钢的镍含量一般不低于 8% (质量分数), 这有利于保证奥氏体组织的稳定性^[1]。然而, 中国镍资源相对贫乏, 开发节镍型奥氏体不锈钢对国民经济建设具有重要意义, 也是材料工程领域的研究热点。

以 Mn 代 Ni 研究思路^[2]被提出后, 科研人员对 Fe-Cr-Mn 基不锈钢开展了大量研究, 并发现 Mn 元素在不锈钢合金中具有如下作用^[3,4]: 1) 促进奥氏体形成和提高奥氏体的稳定性; 2) 在不锈钢基体中产生的固溶强化效应明显强于 Ni 在不锈钢基体中产生的固溶强化效应。除 Fe、Cr、Ni、Mn 以外, 在不锈钢中添加适量 Mo、Cu 等元素还可进一步改善合金的高温强度、提高钢的淬透性和耐蚀性等^[5-7]。高能研磨诱导的机械合金化 (mechanical alloying, MA) 是一种合成纳米晶不锈钢合金粉末的有效方法^[8,9], 结合烧结过程可制备具有细晶组织的高性能块体不锈钢^[10]。MA

的本质在于通过研磨过程在粉末微区内部持续引入缺陷, 促进不同组元之间发生缺陷激励的非平衡扩散过程进而提高溶质在基体中的固溶度, 获得成分均匀的超饱和固溶组织^[11,12], 这对合金的组织均匀化和综合性能提高均具有积极意义。

本实验在 Fe-Cr-Mn 基不锈钢研究的基础上, 通过添加少量 Cu、Ni、Mo 组元, 采用 MA 方法制备了纳米晶不锈钢合金粉, 结合热压烧结 (hot pressing sintering, HPS) 制备了 Fe-Cr-Mn 基超细晶奥氏体不锈钢合金; 分析并讨论了 Fe-Cr-Mn 基超细晶奥氏体不锈钢的形成及其组织与耐蚀性能。

1 实验

利用课题组自制的高能振动棒磨机, 对纯度分别不低于 99.5% 的 Fe、Cr、Mn、Cu、Ni、Mo 混合粉末进行 MA。研磨过程中, 单罐装料量为 60 g, 棒料比为 60:1, 研磨罐中保护气氛为高纯氩气。研磨过程中, 研磨罐的夹层通循环冷却水, 将罐体温度控制在室温。棒磨机转速为 940 r/min, 棒磨时间为 4、8、16、24 h。MA 试样真空封存。合金粉末的名义化学成分如表 1 所示。

收稿日期: 2020-06-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51271143); 装备预研领域基金重点项目 (6140922010301); 陕西省创新能力支撑计划 (2017KCT-05); 陕西省工业攻关计划 (2010K10-05); 中央高校基本科研业务费

作者简介: 孙崇锋, 男, 1988 年生, 博士, 讲师, 西安工业大学材料与化工学院, 陕西 西安 710021, 电话: 029-83208114, E-mail: chf_sun@163.com

表1 Fe-Cr-Mn 基不锈钢粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Fe-Cr-Mn-based stainless steel powder ($\omega/\%$)

Cr	Mn	Cu	Ni	Mo	Fe
17	8	3	3	1	Bal.

对 MA 粉末在 GSL1600X 型管式炉中进行退火处理, 退火温度 500 °C, 保温时间 1 h; 分析 MA 试样的热稳定性及退火过程中的相变规律。退火采用高纯氩气保护, 升温速率为 10 °C/min, 保温结束后试样随炉冷却。合金粉末在 GWL-RY-60T 型热压烧结炉中使用硬质合金模具进行真空热压烧结 (HPS) 不同时间, 烧结温度 900 °C, 烧结压强 200 MPa; 研究 HPS 过程中粉末的界面冶金结合情况、烧结试样的晶粒尺寸和耐蚀性能。

使用 HITACH-S2700 型扫描电镜 (SEM) 观察 MA 粉末的形貌和粒度, 分析烧结合金的组织; 采用 X'Pert S-MPD 型 XRD 分析仪对合金粉末和 HPS 的块体试样分别进行物相分析, 基于 XRD 图谱估算 MA 试样中纳米晶晶粒尺寸和晶格畸变量; 利用 Nikon-MA200 型倒置金相显微镜 (OM) 观察 HPS 试样的微结构; 基于阿基米德排水法测试烧结试样的密度; 使用 HVS-50/50Z 数字式维氏硬度计测量烧结试样的硬度; 在 CS 系列电化学工作站上进行烧结试样的耐蚀性测试, 腐蚀液为质量分数 3.5% NaCl 电解质, 测试温度为室温, 测极化曲线时, 动电位曲线的扫描范围为 -1.0~1.0 V, 扫描速率为 0.5 mV/s; 阻抗谱测试频率范围为 100 kHz~0.01 Hz, 阻抗测量信号幅值为 10 mV 正弦波。

2 结果与分析

2.1 MA 过程中粉末颗粒的形貌和物相

图 1 为不同研磨时间下 MA 粉末的形貌及其粒度分布。可以发现: 研磨时间为 4 和 8 h 时, 粉末颗粒的形貌逐渐演变为更加不规则的形状, 部分颗粒呈现扁平化趋势, 且颗粒的粒径范围分布变宽。高能研磨过程中粉末颗粒经历反复的破碎和冷焊^[13], 而以上结果表明, 在研磨 4 h 到 8 h 之间, 颗粒的破碎效果要强于冷焊效果。当研磨时间延长至 16 h 时, 颗粒扁平化的形貌特征弱化、粒径分布变窄且大尺寸颗粒数量逐渐减少。当研磨时间达到 24 h 时, 颗粒形貌逐渐圆润并演变为不规则的椭球形, 粒度分布进一步变窄。可见, 当研磨时间延长到 16 和 24 h 时, 冷焊效果强于破碎效果。反复的破碎和冷焊有助于不断细化研磨粉末内部组织, 为异类组元之间的原子移动提供充足的扩散驱动力并缩小扩散距离, 促进合金体系的固态合金化。

图 2 为不同研磨时间下 MA 粉末的 XRD 图谱。结果表明, 经过 4 h 高能研磨后, 混合粉末主要由铁素体 (α 相) 组成, 而在 43.3° 附近尚存在强度微弱的衍射峰 Cu(111); 当研磨时间延长至 8 h 时, 其它组元的衍射峰均已消失, 图谱中只存在一组铁素体的衍射峰 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 和 $\alpha(211)$ 。研究^[14,15]表明, 随着高能研磨时间的增加, MA 粉末微结构中纳米晶晶粒进一步细化、晶格畸变严重且在纳米晶晶界上存在大量的自由体积。这些缺陷的存在都将有利于提高异类原子间发生固态扩散的热力学驱动力并增加动力学上的扩

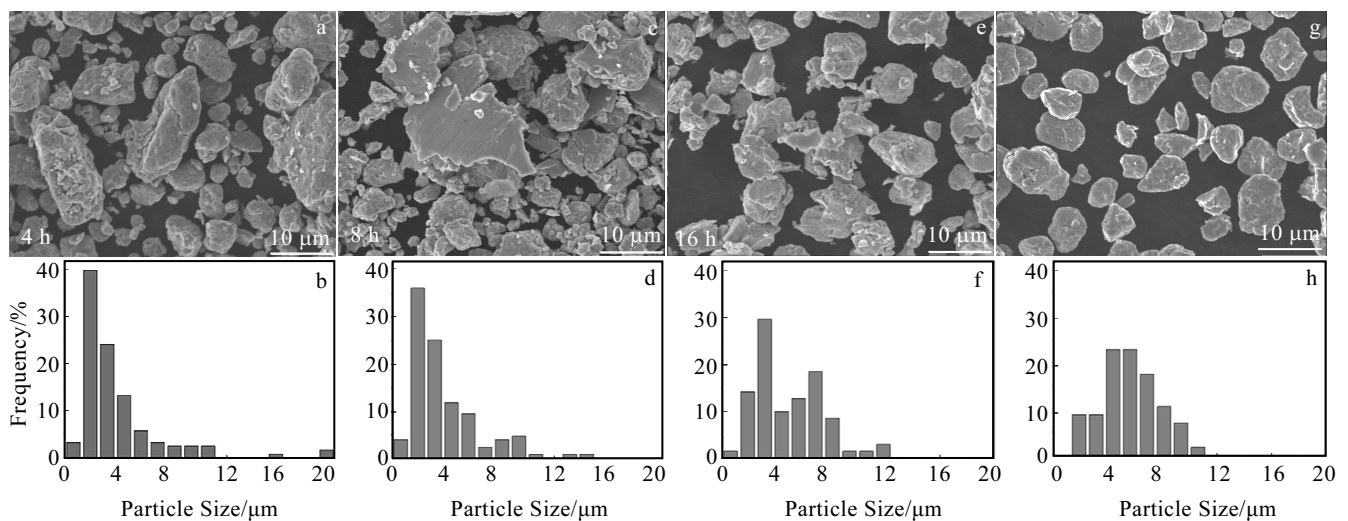


图1 不同研磨时间下 MA 粉末的形貌及其粉度分布

Fig.1 Morphologies (a, c, e, g) and particle size distribution (b, d, f, h) of MA powders after milling for different time: (a, b) 4 h, (c, d) 8 h, (e, f) 16 h, and (g, h) 24 h

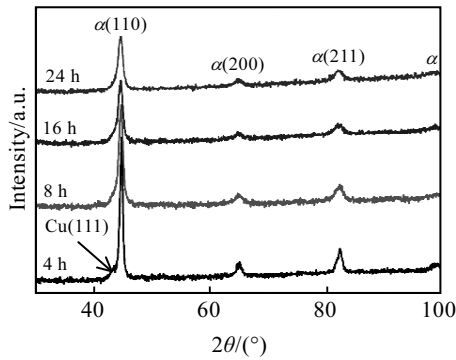


图 2 不同研磨时间下 MA 粉末的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of MA powders after milling for different time

散路径，最终诱导铁素体（ α 相）的形成。当研磨时间继续延长至 16 h 时，XRD 图谱中衍射峰的种类和数量没有发生变化，这意味着随着研磨时间的延长，MA 粉末中并没有新相生成；而粉末衍射峰强度的减弱和半高宽的增加主要是由晶粒细化和晶格畸变的增加所导致^[13]。

谢乐公式常被用来计算 MA 样品的晶粒尺寸，但该方法并未考虑晶格畸变引起衍射峰的宽化效应。当考虑晶格畸变所引起的宽化时，其估算公式^[16]可写为：

$$B\cos(\theta) = 0.9\lambda/L + 4\eta\sin(\theta) \quad (1)$$

其中， B 为衍射峰半高宽， θ 为衍射峰峰位的 1/2， $\lambda = 0.154\ 06\ \text{nm}$ ， L 为晶粒尺寸， η 为晶格畸变量。根据公式(1)，估算了不同棒磨时间条件下 MA 样品的平均晶粒尺寸和晶格畸变量，其结果如图 3 所示。可看出：研磨时间为 4 h 时，MA 样品的晶粒尺寸约为 16 nm，对应的晶格畸变量约为 0.58%；当研磨时间延长到 8 h 时，晶粒尺寸减小至 10.2 nm，晶格畸变增加至 0.88%；

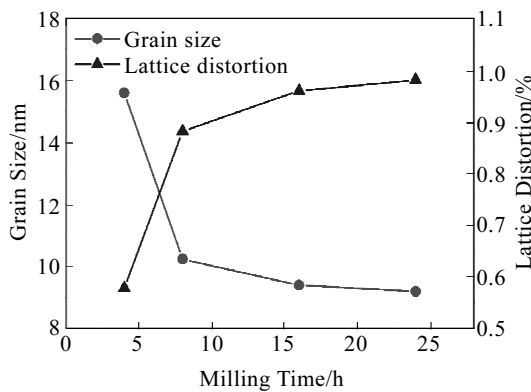


图 3 不同研磨时间下 MA 合金粉末的晶粒尺寸和晶格畸变

Fig.3 Crystallite size and lattice distortion of MA alloy powder after milling for different time

研磨时间延长到 16 h 后，其晶粒尺寸和晶格畸变趋于稳定，分别约为 9.2 nm 和 0.97%。结合图 1、2 和 3 的结果可以发现：混合粉末在高速研磨初期，经过反复的破碎和冷焊后，组织逐渐细化并引入了大量缺陷，合金化过程显著；而在研磨的中后期，破碎和冷焊持续发生，晶粒细化和晶格畸变增加量逐渐趋于饱和，在研磨 16 h 后混合粉末基本完全合金化，合金粉末主要由铁素体组成。

2.2 MA 粉末的热稳定性

对 MA 16 h 粉末进行 DTA 测试，以分析合金粉末的热稳定性。测试采用高纯氩气作为保护气体，升温速率为 10 °C/min，DTA 曲线如图 4 所示。结果表明，MA 16 h 粉末在加热至 135 °C 左右出现 1 个明显的吸热峰，基于前期对 Fe-10%Ni MA 粉末和 FeNiCoCr 基高温合金雾化粉末的相关研究^[11,12]，可判断该温度下的吸热峰主要由加热时超细合金粉表面吸附的无机、有机等杂质的挥发所引起。当测试温度升高至 270~930 °C 之间时，DTA 曲线主体是连续且缓慢的放热过程，较低温度的放热主要由高能研磨所引起的晶格畸变能释放导致，而较高温度的放热主要由纳米晶晶粒长大过程中晶界能的减少所引起；值得注意的是，在 498 °C 到 730 °C 之间还存在 1 个明显的吸热峰，结合后面图 5 中的退火物相分析结果，可以断定在该温度条件下发生了相变，MA 试样发生了由铁素体向奥氏体相的转变过程。随测试温度的进一步升高，在 930 °C 以后，测试试样发生吸热现象，并在 1175 °C 左右出现 1 个较大的吸热峰，说明合金粉末在该温度条件下出现了明显的熔化现象。

高能研磨诱导的 MA 常被用来制备亚稳态合金（诸如纳米晶合金、非晶合金等）粉末^[13]。对纳米晶合金微结构的研究^[15]表明，MA 试样的晶格内部存在大量的位错及缺陷，且纳米晶晶界上存在一定厚度的

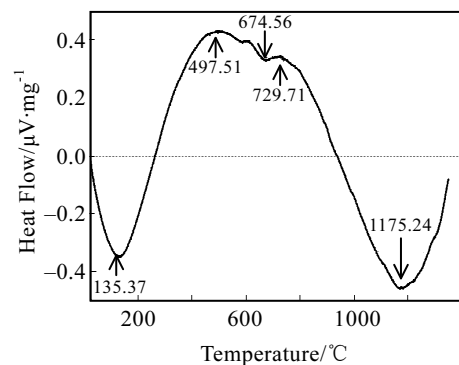


图 4 研磨 16 h 的 MA 合金粉末的 DTA 曲线

Fig.4 DTA curve of MA alloy powder after milling for 16 h

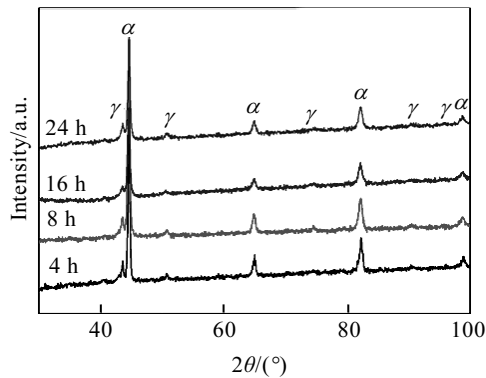


图5 不同研磨时间的 MA 合金粉末 500 °C 退火 1 h 后的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of MA powders milled for different time after annealing at 500 °C for 1 h

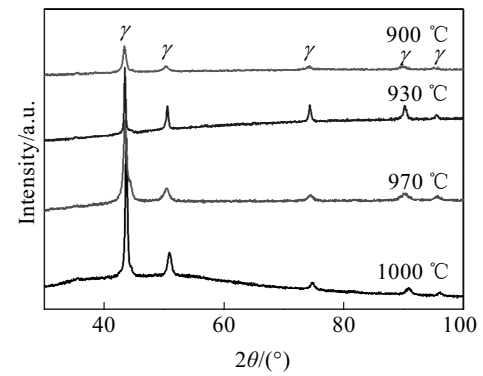


图6 研磨 16 h 的 MA 合金粉末在 900、930、970 和 1000 °C 条件下退火 1 h 后的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of MA powders milled for 16 h after annealing at 900, 930, 970 and 1000 °C for 1 h

含有大量自由体积的非晶层。对同种成分的合金分别进行快速凝固和高能研磨 MA 制备时, 快速凝固非晶试样的晶化激活能要显著高于 MA 试样的激活能, 这主要由 MA 试样微结构中存在大量缺陷和严重畸变所致; 另外, MA 非晶的弛豫也不够充分^[17]。以上是 MA 合金粉末具有较低热稳定性的根本原因。MA 粉末因具有较大的比表面积而导致界面能较高, 这对较低温度条件下 MA 粉末烧结成具有一定致密度和组织性能的块材具有积极作用。

为分析 MA 试样退火过程中的相变规律, 将不同研磨时间条件下的合金粉末在 500 °C 退火 1 h, 退火试样的 XRD 图谱如图 5 所示。可以看出, MA 粉末经过 500 °C 退火 1 h 后均发生了铁素体向奥氏体的相转变, 由单一的铁素体相演变为铁素体和奥氏体双相共存的混合组织。但由于退火温度较低且时间不够充分, 仅有少部分铁素体发生了奥氏体化。而不同研磨时间条件下不同试样的晶粒尺寸和晶格畸变的差别对固态扩散并没有显著影响。这说明该退火条件下退火温度对扩散的影响相比晶粒尺寸和晶格畸变对扩散的影响更为显著。保温时间仍为 1 h, 进一步将 MA16 h 合金粉末退火温度提高到 900 °C 以上, 试样的 XRD 结果如图 6 所示。可以发现: 提高退火温度高于 900 °C 时, 铁素体完全转变为奥氏体; 而退火温度从 900 °C 提高到 1000 °C 后, MA 16 h 试样均主要由奥氏体组成。根据热稳定性分析, 可选择 MA Fe-Cr-Mn 基不锈钢合金粉末在 900 °C 到 1000 °C 之间进行 HPS。

2.3 MA 粉末的烧结特性及其组织与耐蚀性能

将 MA 8 h、16 h 粉末置于硬质合金模具中进行 HPS。HPS 0.5 h 试样的微结构如图 7a 和 7b 所示。可以发

现, 无论是 MA 8 h 还是 16 h 的粉末经过 0.5 h HPS 后均明显存在 MA 颗粒的原始边界, 这反映出烧结不充分所引起的 MA 颗粒间较差的冶金结合状态。HPS 过程中金属粉末烧结的不充分常常导致较差的力学性能, 如较低的强度和较差的塑性。提高烧结温度或者延长烧结时间是有效提高粉末冶金材料烧结程度的 2 种常见方式。在既有烧结压强 200 MPa 和烧结温度 900 °C 不变的情况下, 将烧结时间由 0.5 h 延长至 1 h, 烧结试样的微结构如图 7c 和 7d 所示。结果表明, HPS 1 h 后试样中颗粒的原始界面基本全部消失, 但试样微结构中仍存在明显的烧结孔洞。采用阿基米德排水法对 HPS 块体致密度进行了测试, MA 8 h 粉末烧结块体的致密度约 95%, 其维氏硬度约为 5200 MPa; 而 MA 16 h 粉末烧结块体的致密度和硬度都高一些, 其致密度接近 97%, 维氏硬度约为 5350 MPa。对于同一物相组成的合金而言, 晶粒尺寸是影响合金硬度的重要因素之一, 一般而言, 晶粒尺寸越小, 合金的硬度就越高。图 8 中的 SEM 结果表明, MA 16 h 粉末烧结试样晶粒尺寸要略小于 MA 8 h 粉末烧结试样的晶粒尺寸。故, MA 16 h 粉末烧结块材的硬度高于 MA 8 h 粉末烧结块材的硬度。对比图 7c 和 7d, 可以发现, MA 16 h 粉末烧结试样微结构的均匀性好于 MA 8 h 粉末烧结试样微结构的均匀性, 同时, MA 16 h 粉末烧结致密度也更高。为充分分析烧结时间对 MA 粉末烧结致密度的影响, 选择 MA 16 h 粉末进一步将其烧结时间延长至 1.5 和 2 h, 图 7e 和 7f 中分别示出了延长烧结时间后烧结试样的微观组织。可以发现, 相比于烧结 1 h 试样的微观组织, 延长烧结时间至 1.5 和 2 h 后, 微结构中烧结孔洞的大小和数量并没有出现显著

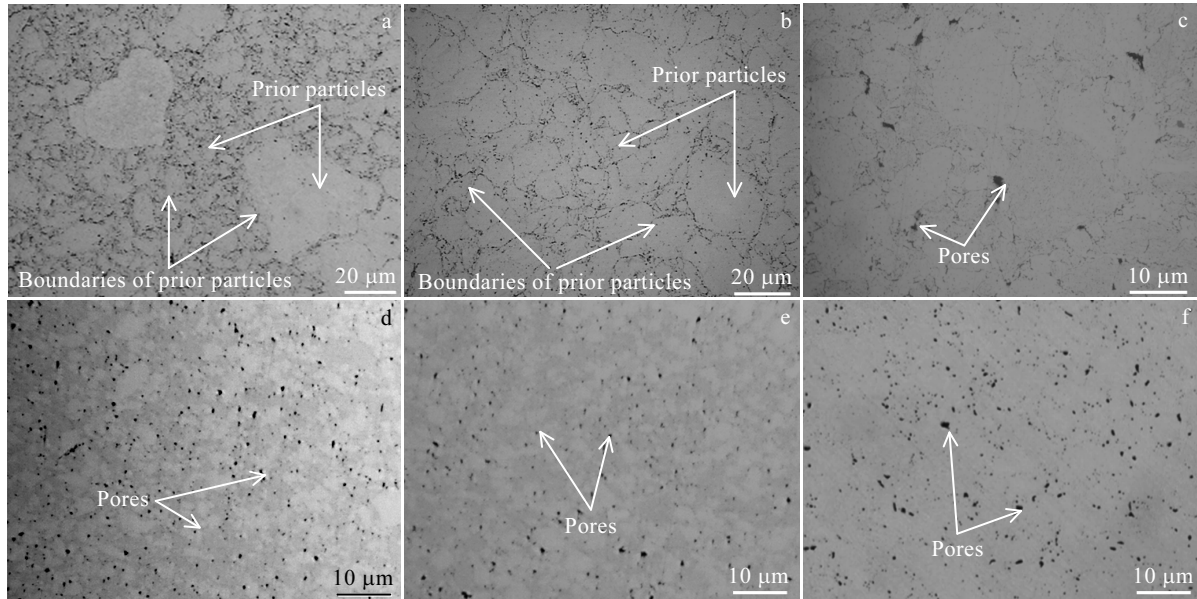


图 7 MA 8 h、16 h 粉末在 900 °C、200 MPa 条件下分别 HPS 后的 OM 组织

Fig.7 OM microstructures of MA 8 h, 16 h powders after HPS at 900 °C/200 MPa: (a) MA 8 h+HPS 0.5 h, (b) MA 16 h+HPS 0.5 h, (c) MA 8 h+HPS 1 h, (d) MA 16 h+HPS 1 h, (e) MA 16 h+HPS 1.5 h, and (f) MA 16 h+HPS 2 h

减小。即，对于 MA 16 h 粉末而言，将烧结时间由 1 h 延长至 1.5 和 2 h 后，烧结块材的致密度并没有出现明显增加。

对 MA 8 h 和 16 h 合金粉末的烧结试样进一步进行了 SEM 观察，结果如图 8 所示。SEM 结果分析表明，MA 8 h 和 MA 16 h 粉末烧结 1 h 所得试样的晶粒尺寸均为亚微米级，其中，MA 8 h 粉末烧结样品的平均晶粒尺寸约为 0.54 μm，MA 16 h 粉末烧结试样的平均晶粒尺寸约为 0.51 μm。而将 MA 16 h 粉末烧结 2 h 后，烧结试样的平均晶粒尺寸大于 5 μm。结果反映出，MA 16 h 粉末烧结时间由 1 h 延长至 2 h 后，烧结合金出现

明显的晶粒粗化现象。文献[18]表明，晶粒粗化将导致耐蚀性能的降低。结合图 7 和 8 中的结果分析，MA 16 h 粉末烧结 1 h 后获得的致密度较高，并同时具有较小的晶粒尺寸，这对获得优异耐蚀性能具有重要意义。

图 9a 和 9b 为不同 HPS 条件下合金块材和 304 不锈钢标准试样在 3.5% NaCl 溶液中的电化学交流阻抗谱和极化曲线的对比图。阻抗谱对比结果表明，MA 结合 HPS 方法制备的 Fe-Cr-Mn 系奥氏体不锈钢的阻抗谱均为单一容抗弧；对于同一 MA 粉末，随着 HPS 时间的延长，烧结块材的容抗半径出现显著增大，即耐蚀性增强。极化曲线的对比结果表明：同样 HPS 条

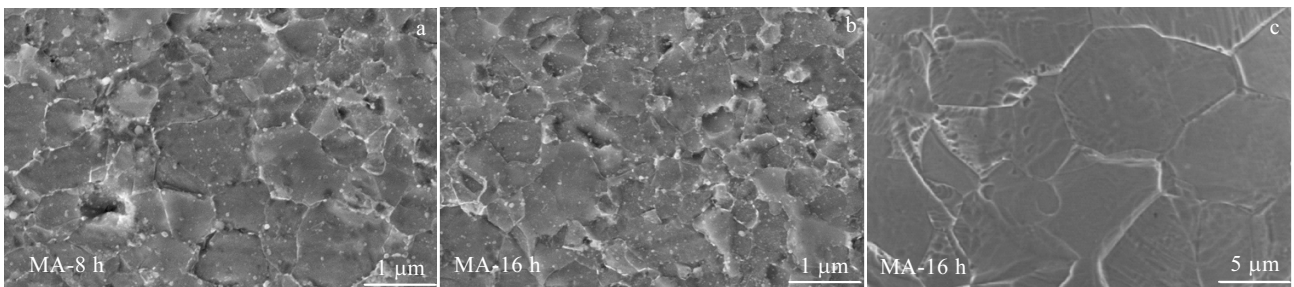


图 8 MA 8 h, 16 h 粉末在 900 °C、200 MPa 条件下 HPS 后的 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphologies of MA 8 h, 16 h powders after HPS at 900 °C/200 MPa: (a) MA 8 h+HPS 1 h, (b) MA 16 h+HPS 1 h, and (c) MA 16 h+HPS 2 h

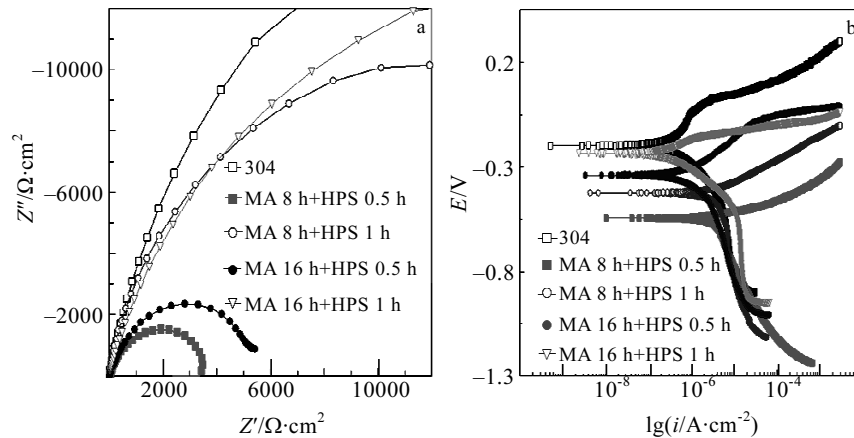


图 9 HPS 试样和 304 不锈钢标样阻抗谱和极化曲线

Fig.9 Nyquist plots (a) and potentiodynamic polarization curves (b) of HPSed samples and 304 stainless steel

件下, 相比 MA 8 h 粉末烧结合金, MA 16 h 粉末烧结合金的自腐蚀电压较大、自腐蚀电流密度较小, 耐蚀性较好; 无论是 MA 8 h 还是 MA 16 h 粉末, HPS 时间由 0.5 h 延长到 1 h 后, 合金自腐蚀电压均增加、自腐蚀电流密度均减小, 这意味着延长烧结时间后, 烧结合金的耐蚀性有所提高。结合阻抗谱和极化曲线分析, MA 16 h 粉末 HPS 1 h 合金的耐蚀性能最好, 接近 304 不锈钢的耐蚀性能; 而对极化曲线的拟合数据表明, MA 16 h 粉末 HPS 1 h 合金的自腐蚀电压约为 -0.28 V 、自腐蚀电流密度约为 $1.43 \times 10^{-9} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。

3 结 论

1) 通过对 Fe-17Cr-8Mn-3Cu-3Ni-1Mo (质量分数, %) 混合粉末进行机械合金化可获得亚稳态的纳米晶铁素体不锈钢合金粉; 机械合金化时间延长至 16 h 以后, 纳米晶尺寸减小到 10 nm 以下, 晶格畸变量接近 1%。

2) 亚稳态的纳米晶铁素体不锈钢合金粉末的热稳定性较差。热驱动 (退火或烧结) 条件下, 铁素体相易发生向奥氏体相的转变; DTA 测试结果表明, 该相变温度在 $498 \text{ }^\circ\text{C}$ 到 $730 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间。

3) 对机械合金化获得的纳米晶铁素体不锈钢合金粉末在 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 、200 MPa 条件下热压烧结 1 h 后获得的不锈钢晶粒尺寸约为 $0.5 \mu\text{m}$; 其中, MA 16 h 粉末烧结合金的耐蚀性能接近 304 不锈钢的耐蚀性能, 其自腐蚀电压约为 -0.28 V 、自腐蚀电流密度约为 $1.43 \times 10^{-9} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。

参考文献 References

[1] Lo K H, Shek C H, Lai J K L. *Materials Science & Engin-*

ering R Reports[J], 2009, 65(4-6): 2282

[2] Müllner P, Solenthaler C, Uggowitzer P J *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(7): 2211

[3] Baba H, Kodama T, Katada Y. *Corrosion Science*[J], 2002, 44(10): 2393

[4] Baddoo N R. *Journal of Constructional Steel Research*[J], 2008, 64(11): 1199

[5] Tian H, Cheng X, Wang Y *et al. Electrochimica Acta*[J], 2018, 267: 255

[6] Ye D, Li J, Jiang W *et al. Materials & Design*[J], 2012, 41: 16

[7] Luo H, Li X G, Dong C F *et al. Surface and Interface Analysis* [J], 2013, 45(4): 5157

[8] Garcia-Cabezón C, Blanco Y, Rodríguez-Mendez M L *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 716: 46

[9] Al-Joubori A A, Suryanarayana C. *Journal of Materials Science* [J], 2017, 52: 11 919

[10] Razumov N G, Popovich A A, Wang Q S. *Metals & Materials International*[J], 2018, 24: 363

[11] Hai Xianv (海侠女), Xi Shengqi (席生岐), Zhang Yue (张月) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3177

[12] Sun Chongfeng (孙崇锋), Dang Xiaofeng (党晓凤), Li Shengwen (李文文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3115

[13] Suryanarayana C. *Progress in Materials Science*[J], 2001, 46(1-2): 1

[14] Guo Y H, Li M Y, Chen C G *et al. Intermetallics*[J], 2020, 117: 106 674

[15] Sun C F, Hai X N, Xi S Q *et al. Journal of Alloys &*

- Compounds*[J], 2018, 731: 667
- [16] Xi S Q, Zuo K S, Li X G *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(20): 6050
- [17] Chen Zhenhua(陈振华), Chen Ding(陈鼎). *Mechanical Alloying and Solid-Liquid Reactive Milling*(机械合金化与固液反应球磨)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 343
- [18] Schino A D, Kenny J M. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2002, 21: 1969
- [17] Chen Zhenhua(陈振华), Chen Ding(陈鼎). *Mechanical Alloying and Solid-Liquid Reactive Milling*(机械合金化与固

Study on Fe-Cr-Mn-based Ultra-fine Grain Austenitic Stainless Steel Prepared by Mechanical Alloying and Hot Pressing Sintering

Sun Chongfeng¹, Dang Xiaofeng², Xi Shengqi², Li Jianping¹, Gao Yuan²,
Guo Yongchun¹, Yang Zhong¹, Bai Yaping¹

(1. School of Materials Science and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

(2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Fe-Cr-Mn-based stainless steel alloy powder was prepared by mechanical alloying method which is induced by high energy milling. The milled powders were annealed and sintered via hot pressing sintering method, respectively, and their phases evolution, microstructure and corrosion resistance were analysed. The results show that the Fe-Cr-Mn-based stainless steel alloy powder prepared by mechanical alloying is mainly composed of metastable nanocrystalline ferrite phase. After annealing or hot pressing sintering, ferrite phase transforms into austenite phase, and the transformation temperature ranges from 498 °C to 730 °C. The powder milled for 16 h is hot pressed at 900 °C and 200 MPa for 1 h for bulk alloy. The average grain size of pressed bulk alloy is submicron, which displays high hardness and good corrosion resistance. The hardness, polarization voltage and polarization current are 5350 MPa, -0.28 V and 1.43×10^{-9} A·cm⁻², respectively.

Key words: mechanical alloying; hot pressing sintering; Fe-Cr-Mn-based austenitic stainless steel; microstructure; corrosion resistance

Corresponding author: Xi Shengqi, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, Tel: 0086-29-82668614, E-mail: shqxixjtu@163.com