

超细晶粉末冶金 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的组织性能

龙 雁, 张伟华, 彭 亮, 李贵琦, 彭海燕

(华南理工大学 广东省金属新材料制备与成形重点实验室, 广东 广州 510640)

摘 要: 采用机械合金化和放电等离子烧结的方法制备出超细晶 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 合金, 研究了 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的组织与性能。结果表明, 其组织为多相结构, 基体为 fcc 固溶体相, 析出相为稀土氧化物 (Gd₂O₃) 和富 Gd、Ni、Mn 的四方结构相。随着烧结温度的提高, 析出相的含量不断增加且尺寸不断增大, 合金的压缩屈服强度不断下降而塑性则不断上升。在 900 °C 烧结时材料具有最优的综合力学性能, 其压缩屈服强度 ($\sigma_{0.2}$)、抗压强度 ($\sigma_{\max}$)、断裂时的塑性应变 (ϵ_p) 和维氏硬度分别达到 1662 MPa、2518 MPa、30.6% 和 4580 MPa。

关键词: 金属材料; 高熵合金; 粉末冶金; 稀土 Gd; 组织结构; 力学性能

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)11-3841-06

高熵合金 (high-entropy alloys, HEAs) 作为一种新兴的金属材料, 因其优异的性能, 在近些年引起了学者广泛的关注和研究。2004 年, Cantor 教授^[1]和 Ye 教授^[2]分别公开发表了有关多主元合金的研究成果, 高熵合金这一概念也首次被提出, 其定义为: 由 5 种或 5 种以上元素以等原子比或接近等原子比合金化所获得的合金, 合金中每种元素的原子分数均介于 5%~35% 之间。因为特殊的组织结构, 高熵合金常常表现出有别于传统合金 (单一主元) 的优异性能, 例如高强度、高硬度、良好的塑韧性等力学性能^[3-5], 卓越的耐磨性^[6]、耐腐蚀性^[7]、抗氧化性^[8], 优良的磁性^[9]等理化性能等。

CoCrFeMnNi 合金作为目前研究最广泛的高熵合金之一, 具有较高的塑性, 但强度偏低^[10, 11]。以传统熔铸法所制备的 CoCrFeMnNi 合金为例, 在 1000 °C 退火后, 其塑性大于 75%, 但压缩屈服强度仅为 230 MPa^[12]。采用粉末冶金法制备金属材料, 能显著细化晶粒、均匀组织, 有效提高材料的力学性能^[13, 14]。Joo^[15]等人采用机械合金化 (mechanical alloying, MA) 和放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 的方法在 900 °C 烧结得到的 CoCrFeMnNi 合金, 其压缩屈服强度则提高至 1064 MPa, 且随着球磨时间的增加, 大量由磨球引入的 ZrO₂ 杂质弥散分布以及晶粒细化, 使得其屈服强度高达 1574 MPa。高熵合金大多趋于形

成单相的固溶体结构, 但是, 越来越多的研究表明, 当高熵合金为多相组织时, 材料同样具有优异的性能, 甚至其性能要优于单相高熵合金^[3, 16]。FeCoNiCrTi_{0.2}^[16] 高熵合金因为添加少量的 Ti 元素, 形成了纳米沉淀相, 使得合金具有卓越的力学性能。本研究采用粉末冶金法 (MA+SPS), 制备出超细晶 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金, 在现有 CoCrFeMnNi 高熵合金体系的基础上, 加入少量的稀土元素 Gd, 研究其相结构与力学性能的变化, 通过结合细晶强化与第二相强化等手段, 以期达到调控组织、提升高熵合金力学性能的目的。

1 实 验

实验所用原料为纯度不低于 99.5% 的 Co、Cr、Fe、Mn、Ni 元素粉末, 其粒径小于 48 μm。另外, 由于稀土元素极易氧化, 所以本实验所采用的稀土源为 GdH₂, 其中 GdH₂ 在高温高真空条件下易分解成 Gd 单质, 其粒径小于 74 μm。各元素粉末按照一定的原子比例经机械混合后放入球磨机 (QM-2SP20-CL) 中进行高能球磨, 其球料比为 9:1, 转速 250 r/min, 罐内充 Ar 气作为保护气。将球磨 50 h 后得到的合金粉末装入石墨模具中, 再置于放电等离子烧结设备中 (SPS, Sumitomo Coal Mining Co. Ltd, Japan) 进行烧结, 其烧结压力为 50 MPa, 烧结温度为 800~1000 °C, 保温时间 10 min, 最终得到 Φ26 mm×10 mm 的块体合金样品。

收稿日期: 2019-11-15

基金项目: 广东省科技计划项目 (2015A010105011); 广东省自然科学基金面上项目 (2016A030313483)

作者简介: 龙 雁, 女, 1973 年生, 博士, 教授, 华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640, 电话: 020-87112111, E-mail: ylong1@scut.edu.cn

采用 X 射线衍射 (Bruker, Xpert power) 仪对粉末、块体试样进行物相分析。对球磨 40 h 后的粉末进行 DSC 热分析 (STA449F3A-1084-M), 升温速率为 10 K/min, 分析过程采用 Ar 气保护。用扫描电子显微镜 (NaNo 430, USA) 对样品进行组织与成分分析。采用透射电镜 (JEM-2100F, Japan) 对材料进行相结构、成分以及电子衍射分析。采用显微维氏硬度计 (HCS-1000) 进行样品硬度测试, 载荷为 4.9 N (500 g), 持续时间为 20 s, 测量 10 个点然后取平均值。采用万能试验机 (AG-100 kNX, Japan) 对切割好的 $\Phi 3 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的样品进行压缩力学性能测试, 应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 同一样品重复 3 次。

2 结果与分析

2.1 粉末的机械合金化过程

取不同球磨时间的粉末做 XRD 测试, 结果如图 1a 所示。显然, 各元素及 GdH_2 粉末的衍射峰均出现在 0 h 的图谱上。球磨 5 h 后, 由于 GdH_2 含量较少, 最先完成合金化, 同时 Mn 的衍射峰也基本消失, 其他元素的衍射峰明显减弱。10 h 时, Ni、Co 元素的衍射峰消失, Fe、Cr 的衍射峰减弱, 同时开始出现 fcc 相的衍射峰。20~40 h 时, fcc 相的衍射峰强度逐渐增加, 而 Fe、Cr 元素的衍射峰继续减弱。球磨 50 h, 所有元素的衍射峰基本消失, 得到单一的 fcc 相衍射峰, 证明球磨 50 h 后基本得到单相 fcc 结构的合金化粉末。根据球磨 50 h 后 XRD 图谱, 可计算得到该 fcc 相的晶格常数为 0.3603 nm; 根据 Williamson-Hall^[17] 公式进一步计算, 可得 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 合金粉末的平均晶粒尺寸为 8.2 nm, 微观应变为 0.74%。图 1b 为球磨 50 h 后粉末的形貌, 在经过一系列冷焊、破碎、再冷焊的过程^[18]之后, 粉末颗粒趋于均匀的近球形颗粒。对其进行 EDS 分析, 忽

略杂质元素影响, 粉末颗粒的成分与名义成分基本一致, 说明球磨 50 h 后, 粉末基本完全合金化。图 1c 为球磨 50 h 后 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 合金粉末的 DSC 热分析曲线。在 704 °C 时出现 1 个较大的放热峰, 表明在这个温度附近, 粉末颗粒可能发生了剧烈的脱溶及相变。这也是后续烧结温度设定在 800 °C 以上的参考因素之一。在放热峰以后曲线的斜率有所变化可能与相变析出所造成的比热变化有关。在继续升温时, 曲线出现 1 个峰值温度为 1326 °C 的吸热峰。有研究表明 CoCrFeMnNi 高熵合金的熔点为 1607 K^[19] (即 1334 °C), 因此该吸热峰应为合金粉末熔化所形成。

2.2 烧结后高熵合金的相组成

图 2a 为球磨 50 h 后的 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 高熵合金粉末及其经 1000 °C SPS 烧结得到的块体合金的 XRD 图谱。通过对 XRD 图谱进行分析, 发现除了和粉末结构一致的无序 fcc 结构的固溶体相外, 还有 2 个新相生成。通过与标准 PDF 卡片对比, 初步确定: 一种为 bcc 结构的稀土氧化物相 (Gd_2O_3), 另一种为 GdMn_{12} 类型的四方结构相。与主相比, 析出相衍射强度较低, 说明其含量相对较少。插图为标记区域的 XRD 慢扫结果, 可以更清楚的显示各衍射峰的位置。

图 2b 为在 1000 °C 下烧结的 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 块体合金的 SEM 背散射电子照片。图中可以看到 3 种不同衬度的区域: 深灰色区域、浅灰色区域以及亮白色区域。对其做 EDS 线扫描分析 (如图 2b 中插图所示), 可以发现, 深灰色区域均匀分布了 Co、Cr、Fe、Mn、Ni 元素, 初步判断为 fcc 结构的基体相。浅灰色区域中主要富含 Gd、Ni、Mn 元素, 根据富集的元素初步判断为 XRD 中比对出来的四方结构相。亮白色区域则为富含 Gd、O 元素的相, 这与 XRD 结果中显示的氧化物相吻合, 基本可以判断亮白色相为稀土氧化物 (其

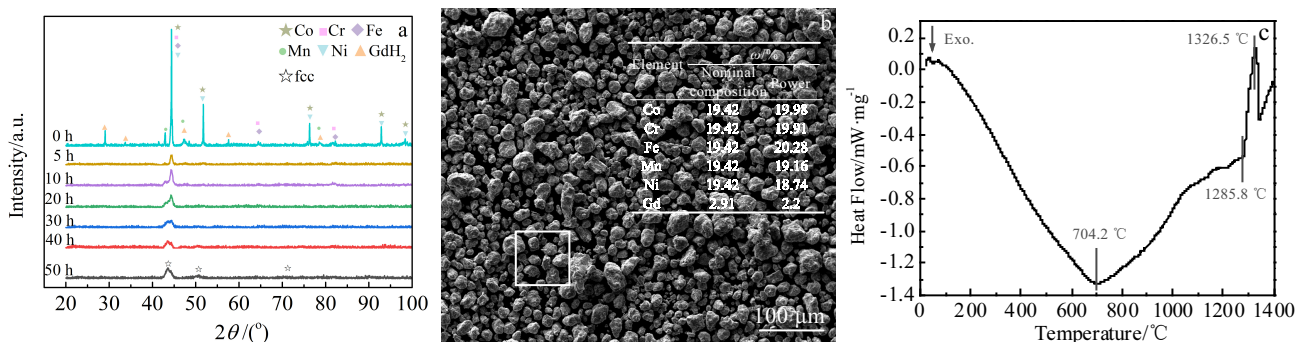


图 1 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 合金粉末不同球磨时间的 XRD 图谱、球磨 50 h 后粉末的形貌及 EDS 成分、球磨 50 h 后 DSC 曲线
Fig.1 XRD patterns of $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ alloy powders milled for different time (a); SEM image of alloy powders after ball milling for 50 h (b); DSC curve of 50 h-milled HEA powders (c)

氧元素来源于装模过程中与空气的接触)。可以看出析出相在基体中的分布较为均匀、弥散。

图 2c 为块体 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的透射电镜照片。可以看出合金中存在不同形貌、大小的晶粒。对这些晶粒进行 EDS/TEM 能谱分析, 其结果如表 1 所示, 晶粒 A 均匀的包含了 Co、Cr、Fe、Mn、Ni 5 种元素, 与 EDS/SEM 结果中的基体相成分吻合, 对其进行选区电子衍射分析, 结果如图 2d 所示, 为 fcc 结构沿 [011] 轴的选区衍射斑点。晶粒 B 则为富 Gd、Ni、Mn 元素的相, 这与 EDS/SEM 结果中的浅灰色相的成分基本一致, 通过电子衍射分析确定其结构为四方结构(多套斑点进行验证)。图 2e 为晶粒 B 对应的四方结构沿 [001] 轴的选区电子衍射斑点。晶粒 C 中富含 Gd、O 元素, 显然为稀土氧化物颗粒, 同时固溶有少量的 Co、Cr、Fe、Mn、Ni 元素, 图 2f 为晶粒 C 体心立方结构沿 [335] 轴的选区衍射斑点。基于对大量晶粒统计得到基体及四方结构相的平均晶粒尺寸约为 628.8 nm, 氧化

物平均晶粒尺寸约为 136.1 nm, 可以发现稀土氧化物相大多分布在晶界处, 可以有效的阻碍晶粒长大。

2.3 烧结温度对 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金组织性能的影响

对球磨 50 h 后的 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 合金粉末在不同的温度下进行烧结, 图 3a 为 50 h 球磨粉末及不同烧结温度的合金块体的 XRD 图谱。可以看出 5 种不同温度下获得的合金块体的 XRD 图谱没有明显变化, 说明其相组成基本一致, 表明在 800~1000 °C 的范围内, 烧结温度对 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 块体合金的相结构没有明显的影响。图 3b 为根据 XRD 图谱计算得到的 50 h 粉末及各块体合金 fcc 基体的晶格常数及微观应变。可以看出不同温度下合金的晶格常数变化不大, 但粉末烧结过后, 微观应变迅速减小, 且随着烧结温度的升高微观应变不断下降。这是由于在升温烧结的过程中, 球磨粉末内部的晶格缺陷不断减少, 随着回复、再结晶的进行, 材料中的畸变程度不断下降。

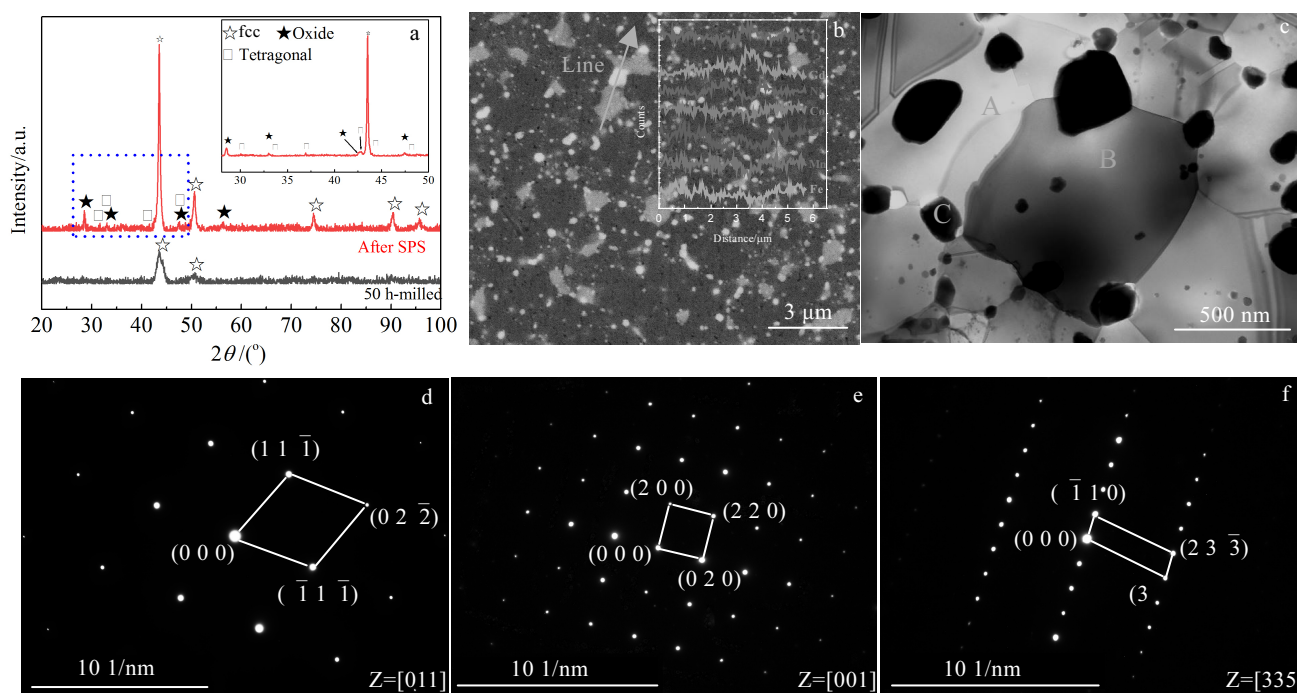


图 2 1000 °C 烧结后 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的 XRD 图谱及显微组织

Fig.2 XRD patterns (a) and microstructures (b, c) of CoCrFeMnNiGd_{0.15} high-entropy alloy sintered at 1000 °C: (b) SEM image and EDS analysis; (c) TEM image; (d~f) SAED patterns of grain A, B, C in Fig.2c

表 1 图 2c 中块体 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金晶粒 A、B、C 的 TEM/EDS 成分分析结果

Table 1 TEM/EDS analysis of grain A, B, C for bulky CoCrFeMnNiGd_{0.15} high-entropy alloy in Fig.2c (at%)

Element	Co	Cr	Fe	Mn	Ni	Gd	O
Nominal composition	19.42	19.42	19.42	19.42	19.42	2.91	-
Grain A	17.26	20.01	19.21	21.89	17.64	-	4.10
Grain B	12.32	10.02	10.76	23.71	32.09	6.20	4.90
Grain C	2.61	4.33	3.19	6.70	1.80	32.04	49.33

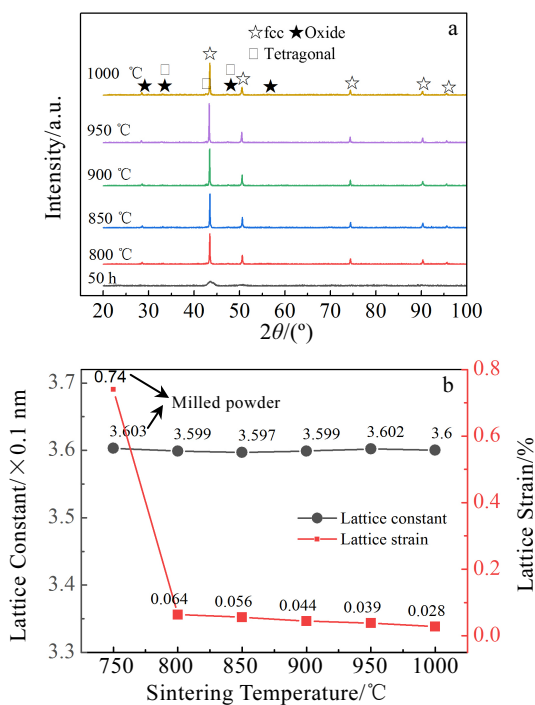


图 3 不同烧结温度下获得的块体 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 高熵合金的 XRD 图谱及烧结合金 fcc 基体的晶格常数及微观应变
Fig.3 XRD patterns of $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ high-entropy alloy sintered at different temperatures (a); lattice constants and lattice distortion in fcc matrix of sintered alloys (b)

图 4 为不同烧结温度下块体 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 高熵合金的 SEM 背散射电子显微组织照片。烧结温度为 800 °C 时, 如图 4a 所示, 细小的析出相大多均匀分布在基体上, 同时也有部分氧化物集中在粉末颗粒的边界处析出 (如箭头所指区域), 这是由于粉末颗粒表面的氧化层在外加压力场和电场的作用下破碎并被挤压至粉末边界, 在局部高温的作用下形成了界面烧结区^[20]。随着烧结温度的升高, 在 850~900 °C 时 (图 4b、4c), 析出相含量增加, 并且原始颗粒的边界越来越不明显, 说明元素扩散更加均匀。当温度升至 950 和 1000 °C 时 (图 4d、4e), 析出相的含量和尺寸显著增加, 均匀的分布在 fcc 基体相中, 同时颗粒边界也完全消失。通过显微组织的变化可以看出, 随着烧结温度的提高, 材料的显微组织越来越均匀, 析出相的尺寸逐渐增大, 析出相的含量也逐渐增多 (如图 4f 所示), 这必然对材料的力学性能产生明显的影响。

图 5 为不同烧结温度下 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 高熵合金的压缩工程应力-应变曲线、硬度和相对密度 (ρ_{RD}), 具体性能参数见表 2。显然, 由图 5a 可以看出, 随着

烧结温度的提高, 块体合金的压缩屈服强度在不断下降, 而塑性应变在不断增加, 在 900 °C 烧结时材料表现出最优的综合力学性能, 其压缩屈服强度 ($\sigma_{0.2}$)、抗压强度 ($\sigma_{\max}$)、断裂时的塑性应变 (ε_p) 和维氏硬度分别为 1662 MPa、2518 MPa、30.6% 和 4580 MPa。图 5b 为合金的硬度及相对密度, 随着烧结温度的提高, 块体合金的相对密度在逐渐提升, 而硬度在不断下降。可以看出, 烧结温度为 800 °C 时块体合金密度较低, 说明其尚未致密化, 因而塑性较差 (ε_p 为 14%); 但是, 此温度下合金的强度和硬度 (HV) 却比较高 (分别为 1786 MPa 和 4900 MPa), 因为温度较低时, 基体晶粒十分细小, 且析出相尚未充分析出, O 杂质固溶程度较高, 基体晶格畸变剧烈, 变形阻力较大。烧结温度升至 850 和 900 °C 时, 合金的密度大幅升高, 强度、硬度没有明显下降, 但是塑性均有较大提高 (ε_p

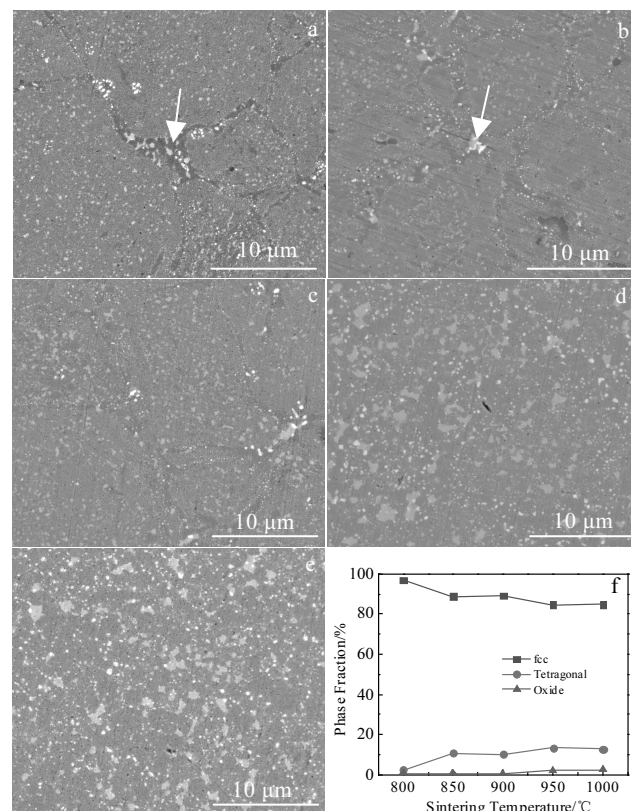


图 4 不同烧结温度下获得的块体 $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ 高熵合金的 SEM 背散射电子照片及各相含量

Fig.4 SEM backscatter electron images (a-e) of the bulk $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ HEAs sintered at different temperatures: (a) 800 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C, (d) 950 °C, and (e) 1000 °C; (f) phase volume fraction of the bulk $\text{CoCrFeMnNiGd}_{0.15}$ HEAs

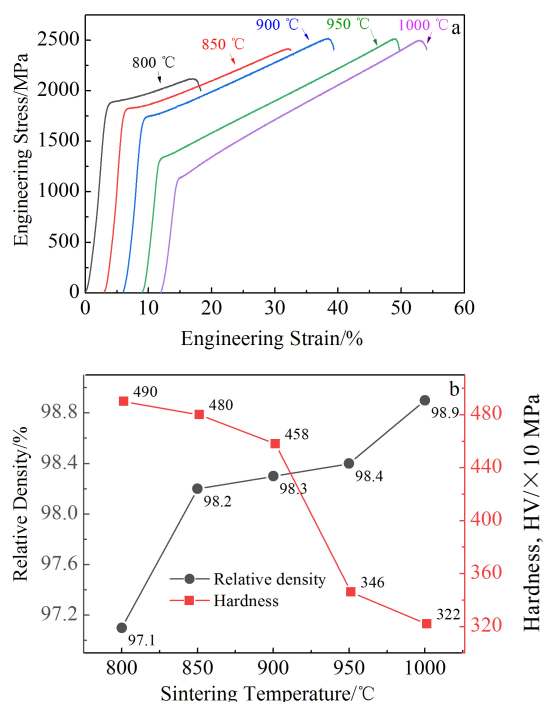


图 5 不同烧结温度 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的力学性能
Fig.5 Mechanical properties of the CoCrFeMnNiGd_{0.15} HEAs sintered at different temperatures: (a) compression engineering stress-strain curves; (b) hardness and relative density

表 2 不同烧结温度 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金力学性能
Table 2 Mechanical properties of the bulk CoCrFeMnNiGd_{0.15} HEAs sintered at different temperatures

Sintering temperature/°C	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{\max}$ /MPa	ε_p /%	ρ_{RD} /%	Hardness, HV/MPa
800	1786	2120	14.0	97.1	4900
850	1775	2417	26.4	98.2	4800
900	1662	2518	30.6	98.3	4580
950	1307	2517	37.0	98.4	3460
1000	1103	2508	40.0	98.9	3220

分别为 26.4%, 30.6%), 说明合金此时已经基本致密, 材料内部的孔隙减少, 因此塑性变形能力显著增加。当烧结温度升高至 950 和 1000 °C 时, 合金的密度趋于饱和, 强度、硬度显著下降, 而塑性继续上升。结合前文中的 SEM 分析, 可以判断, 当烧结温度提高至 950 °C 以上时, 原子扩散速度加快, 块体合金基体的晶格畸变下降; 同时由于析出相的析出和长大, 对基体晶界的阻碍作用下降, 所以基体的晶粒尺寸也逐渐增大(这一点从后文中的断口也可看出), 从而导致材料强度、硬度大幅下降, 而塑性提高。有研究表明^[21], 采用 MA+SPS 方法制备的等原子比 CoCrFeMnNi 合金的力学性能为: 压缩屈服强度 ($\sigma_{0.2}$) 1156 MPa、抗压强度 ($\sigma_{\max}$) 2652 MPa、塑性变形 (ε_p) 42%。可见, 添加少量稀土后, 高熵合金的屈服强度比等原子比 CoCrFeMnNi 合金提高了约 500 MPa, 而塑性虽然有所下降, 但仍然具有很好的塑性变形能力, 这说明少量稀土的添加能显著提高该高熵合金的综合力学性能。其主要的强化因素为稀土氧化物带来的第二相强化, 及其由于氧化物颗粒在基体中弥散分布, 阻碍了烧结过程中的晶粒长大而导致的细晶强化。

图 6 为 800、900、1000 °C 烧结时 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 合金的压缩断口形貌。由图 6a 看出烧结温度较低, 合金致密化程度较差, 因此断口存在较多的孔洞(图 6a 插图所示)。图 6b 和 6c 分别为 900 和 1000 °C 时合金的压缩断口, 其形貌基本一样, 均为等轴韧窝, 且多数韧窝内部存在第二相颗粒。说明其断裂机理为: 在外加载荷的作用下, 基体和第二相粒子变形不协调, 在界面处分离而形成微孔, 这些微孔随着变形的继续而长大, 直至断裂。此外, 随着温度的升高, 韧窝直径、深度在不断增大(如 900 °C 时韧窝尺寸约为 200 nm; 1000 °C 约为 600 nm), 表明合金的显微组织随着温度的升高在不断粗化, 与上面的显微组织分析一致, 同时随温度升高等轴韧窝逐渐出现明显的撕裂棱, 呈韧性断裂特征, 这在力学性能上也有所体现。

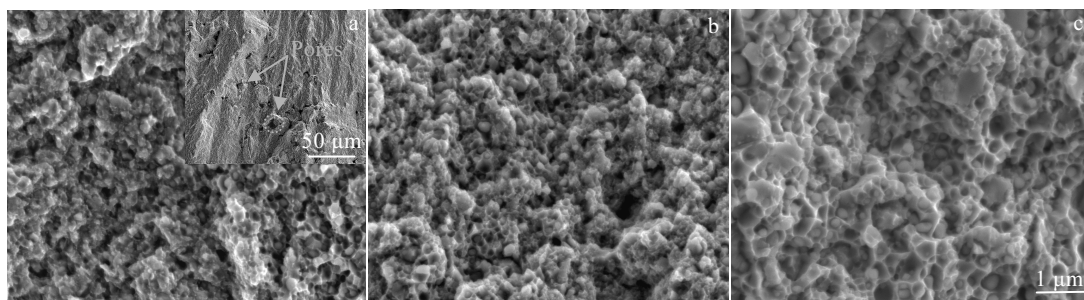


图 6 不同烧结温度 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 高熵合金的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of the CoCrFeMnNiGd_{0.15} HEAs sintered at different temperatures: (a) 800 °C, (b) 900 °C, and (c) 1000 °C

3 结 论

1) 球磨 50 h 后, 各元素粉末基本实现合金化, 形成单相 fcc 结构的成分均匀的固溶体合金粉末, 其晶格常数为 0.3603 nm, 平均晶粒尺寸为 8.2 nm, 微观应变为 0.74%。

2) 经不同温度烧结后, 获得超细 CoCrFeMnNiGd_{0.15} 块体合金 (基体平均晶粒尺寸小于 628 nm), 其组织由球磨粉末的单相 fcc 结构转变成多相组织, 析出了稀土氧化物 Gd₂O₃ 和富 Gd、Ni、Mn 的四方结构相。随着烧结温度的提高, 析出相的尺寸和比例不断增加。

3) 随着烧结温度的提高, 合金的硬度、压缩屈服强度不断下降而塑性则不断上升。在 900 °C 烧结时合金具有最优的综合力学性能, 其压缩屈服强度 ($\sigma_{0.2}$)、抗压强度 ($\sigma_{\max}$)、塑性变形 (ε_p) 和维氏硬度分别达到了 1662 MPa、2518 MPa、30.6% 和 4580 MPa。试样的压缩断面形貌为细小的等轴韧窝, 且随着烧结温度的升高, 韧窝直径和深度不断增大, 撕裂棱逐渐增多。

参考文献 Reference

- [1] Cantor B, Chang I T H, Knight P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 375-377: 213
- [2] Ye J W, Chen S K, Lin S J *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(5): 299
- [3] Fu Z, Macdonald B E, Dupuy A D *et al.* *Applied Materials Today*[J], 2019, 15: 590
- [4] Long Y, Liang X, Su K *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 780: 607
- [5] Shun T, Chang L, Shiu M. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 556: 170
- [6] Chuang M, Tsai M, Wang W *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59(16): 6308
- [7] Lee C P, Chen Y Y, Hsu C Y *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2008, 517(3): 1301
- [8] Huang D, Lu J, Zhuang Y *et al.* *Corrosion Science*[J], 2019, 158: 108 088
- [9] Zuo T T, Li R B, Ren X J *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2014, 371: 60
- [10] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D *et al.* *Science*[J], 2014, 345(6201): 1153
- [11] Otto F, Dlouhý A, Somsen C *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61(15): 5743
- [12] Stepanov N D, Shaysultanov D G, Salishchev G A *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 628: 170
- [13] Fu Z, Chen W, Fang S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 553: 316
- [14] Varalakshmi S, Kamaraj M, Murty B S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 460(1-2): 253
- [15] Joo S H, Kato H, Jang M J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 698: 591
- [16] Tong Y, Chen D, Han B *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 165: 228
- [17] Williamson G K, Hall W H. *Acta Metallurgica*[J], 1953, 1(1): 22
- [18] Fogagnolo J B, Velasco F, Robert M H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 342(1-2): 131
- [19] Vaidya M, Trubel S, Murty B S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 994
- [20] Wu M, Yang Y, Yang G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 784: 975
- [21] Zhang Jinfu(张进福). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2018

Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine-Grained CoCrFeMnNiGd_{0.15} High-Entropy Alloy Fabricated by Powder Metallurgy

Long Yan, Zhang Weihua, Peng Liang, Li Guiqi, Peng Haiyan

(Guangdong Provincial Key Laboratory for Processing and Forming of Advanced Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: The ultrafine-grained CoCrFeMnNiGd_{0.15} high-entropy alloy (HEA) was prepared by mechanical alloying (MA) and spark plasma sintering (SPS). The microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNiGd_{0.15} high-entropy alloy were investigated. Results indicate that the sintered CoCrFeMnNiGd_{0.15} alloy shows a multi-phase microstructure including the fcc matrix, a rare earth oxide (Gd₂O₃) and a tetragonal phase rich in Gd, Ni and Mn element. As the sintering temperature increases, the content and size of the precipitated phase increase continuously, the compressive yield strength of the alloy decreases while the plasticity shows the opposite trend. The sintered alloy achieves the best comprehensive mechanical properties at the sintering temperature of 900 °C, with compressive yield strength of 1662 MPa, compressive strength of 2518 MPa, plastic strain of 30.6 % and Vickers hardness of 4580 MPa.

Key word: metallic materials; high-entropy alloys; powder metallurgy; rare earth element Gd; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Long Yan, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Automobile Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87112111, E-mail: ylong1@scut.edu.cn