

B 含量对 CrFeCoNiTi_{0.6} 高熵合金显微组织和性能的影响

姜越, 李秀明, 周广泰, 朱柏祥

(哈尔滨理工大学 理学院, 哈尔滨 150080)

摘 要: 高熵合金是一种新型的固溶强化金属材料, 具有良好的力学性能。本文采用机械合金化和放电等离子烧结的方法制备 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x($x=0, 0.025, 0.050, 0.075, 0.100, 0.125$)高熵合金。通过 X 射线衍射分析, 扫描电镜观察和能谱分析以及维氏硬度测试和压缩强度测试等, 研究 B 含量对 CrFeCoNiTi_{0.6} 系高熵合金的显微组织和性能的影响。结果表明, CrFeCoNiTi_{0.6}B 高熵合金由 FCC 结构和简单四方晶系相构成, 同时包含硼化物, 当 $x=0.125$ 时, 合金由 FCC 结构转变为 FCC+BCC 结构。由于 B 元素的加入, 合金综合力学性能显著提高。当 $x=0.1$ 时, 合金同时具有最高的硬度和压缩强度, 分别为 207.3 HV 和 813.9 MPa。

关键词: 高熵合金; 硼; 显微组织; 维氏硬度; 压缩强度

中图分类号: TG113

文献标志码: A

文章编号: 1673-0224(2020)05-403-07

Effects of B content on microstructure and properties of CrFeCoNiTi_{0.6} high-entropy alloy

JIANG Yue, LI Xiuming, ZHOU Guangtai, ZHU Baixiang

(School of Science, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150080, China)

Abstract: High entropy alloy is a new kind of solid solution reinforced metal material with good mechanical properties. CrFeCoNiTi_{0.6}B_x($x=0, 0.025, 0.050, 0.075, 0.100, 0.125$) high entropy alloy was successfully prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering. The microstructure of the high-entropy alloy was analyzed by X-ray diffraction analysis, scanning electron microscope observation and energy spectrum analysis. The properties of the high-entropy alloy were analyzed by Vickers hardness test and compression strength test. The effects of B content on the microstructure and properties of CrFeCoNiTi_{0.6} series high-entropy alloy were also investigated. The results show that CrFeCoNiTi_{0.6}B high-entropy alloy is composed of FCC structure, simple tetragonal system and boride. When x is 0.125, the alloy structure changes from FCC structure to FCC+BCC structure. The mechanical properties of the alloy are significantly improved because of the addition of B. When x is 0.1, the alloy has the highest hardness of 207.3 HV and compressive strength of 813.9 MPa.

Keywords: high-entropy alloy; boron; microstructure; vickers hardness; compressive strength

高熵合金是近些年发展起来的一种新型材料, 区别于传统合金的以 1 种元素为主、少量添加其它 2 种或 3 种元素来改变合金性能, 它是由至少 5 种元素以相等或相近摩尔比组合而形成^[1]。高熵合金中元素所形成的固溶体绝大部分是 FCC、BCC、HCP 这种简单的晶体结构^[2]。由于高熵合金的高熵效应、迟滞扩散效应、晶格畸变效应和鸡尾酒效应^[3], 使其具有高强度和高韧性^[4-6], 良好的抗磨损性能^[7]、耐腐蚀性能^[8]

以及高温热稳定性能^[9]。高熵合金的主要制备工艺是真空电弧熔炼法^[10-11], 此方法制备的合金化学成分偏析严重, 树枝晶组织粗大。而放电等离子烧结法(SPS)结合了等离子熔化、电阻加热和热压烧结等过程, 具有短时、低温和快速烧结致密化的特点^[12-14]。烧结得到成分均匀、结构致密、晶粒细小以及无成分偏析的合金。贾强等^[15-16]研究的 CrFeCoNiTi 系高熵合金在室温下硬度达到 819 HV, 经 600 °C 热处理后硬度达

基金项目: 国家自然科学基金青年项目(51807042)

收稿日期: 2020-05-01; 修订日期: 2020-07-12

通信作者: 姜越, 教授, 博士。电话: 13114511002; E-mail: yjiang@hrbust.edu.cn

到 914 HV, 压缩强度达到 605 MPa; 在室温和热处理后有较高的硬度和耐腐蚀性, 但是压缩强度较低。如果在高熵合金中加入 C、B 等间隙元素, 就可能会在高熵合金中形成硬质相, 而且由于 B 的生成焓较低, B 的加入会比 C 的加入更容易促进硬质相的形成; 同时, B 元素的加入还可以细化晶粒, 提高材料的力学性能^[17]。AGUILAR-HURTADO 等^[18]研究的 $\text{Fe}_{50-x}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{B}_x$ 系高熵合金随 B 含量增加, 硬度由 296 HV 提高到 452 HV, 高熵合金的 HCP 结构减少, M_2B 型硼化物增加。FERRARI 等^[19]研究了 B 的加入对 AlCoCrFeNi 系高熵合金微观组织的影响, 结果表明 B 可促使 B2、FCC 和 BCC 相生成, 而且 B 的加入可形成具有正交晶结构的针状富铬硼化物。这两位学者研究了 B 元素的加入对高熵合金组织的影响, 但并未对高熵合金的力学性能做详细研究, 尤其是压缩强度。由于 CrFeCoNiTi 系高熵合金具有优良的力学性能, 本文选择在 $\text{CrFeCoNiTi}_{0.6}$ 高熵合金中添加 B 元素, 利用机械合金化法和 SPS 烧结制备 $\text{CrFeCoNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ ($x=0\sim 0.125$, x 、0.6 为摩尔比) 合金, 通过对材料微观组织和性能的研究, 量化 B 元素对高熵合金性能的影响, 为高性能高熵合金的研究提供实验参考和理论指导。

1 实验

采用放电等离子烧结法, 以 Co、Cr、Fe、Ni、Ti 和 B 粉末为原料制备 CoCrFeNiTiB 高熵合金。原料粉末纯度大于 99% (质量分数), $\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ ($x=0, 0.025, 0.050, 0.075, 0.100, 0.125$) 的化学成分比如表 1 所列。粉末粒度小于 45 μm , 放入 QM-3SP04 行星式球磨机球磨, 采用硬质合金材质磨罐和高铬合金磨球, 磨球的直径分别为 5, 7 和 10 mm, 球料的质量比为 10:1, 球磨时间为 10 h, 转速为 400 r/min。在球

磨过程中, 通入氩气作为保护气体。将球磨后的粉末进行 SPS 烧结, 烧结压力为 30 MPa, 真空度为 0.1 Pa, 烧结温度为 1 200 $^{\circ}\text{C}$, 升温 and 烧结时间均为 10 min, 烧结后待炉冷取出样品。对烧结好的样品进行线切割后从中间部分取尺寸为 $\Phi 13\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 的柱状试样。用 800、1 000、2 000 和 3 000 目的水砂纸按顺序将样品表面磨平, 并用金刚石抛光剂进行抛光处理。

用 D/MAX-2400 型 X 射线衍射 (XRD) 仪进行物相分析, 用 S-3000N 型扫描电镜 (SEM) 及附带的能谱分析 (EDS) 仪进行微观形貌和成分分析。采用 HXD-1000 维氏硬度计测试硬度, 每个样品选取 10 个不同位置进行测量, 取平均值作为试样的维氏硬度值, 测试载荷 200 g, 加载时间 15 s。取 $\Phi 6\text{ mm}$ 的 $\times 9\text{ mm}$ 的柱状试样进行压缩强度测试实验, 实验仪器为 WDW-200 万能实验测试机。测试所加载荷为 50 kN, 测试速度为 3 mm/min。每个成分测量 4 个样品, 压缩强度值为测量数值的平均值。

2 结果与分析

2.1 结构分析

图 1 为 SPS 烧结的 $\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ 高熵合金的 XRD 图谱。由图可以看出, 当 $x=0$ 时, 除 FCC 结构外, 还有强度较弱的四方结构 NiCoCr 相和体心立方结构 Fe-Cr 相。随 B 元素含量增加, NiCoCr 相和 Fe-Cr 相的衍射峰强度降低, 这是由于 B 原子的原子半径较小, 固溶到这两相中时产生晶格畸变, 使漫反射效应增强, 衍射峰强度降低^[20]。而且合金中出现第二相, 经标定为 M_2B (M 为 Fe 或 Cr) 型金属间化合物, 这与 CHANG 等^[21]的研究一致。当 $x=0.125$ 时, 出现 BCC 相衍射峰, 表明 B 元素含量增加会促进高熵合金中 BCC 结构形成。因为 B 元素的原子半径在 $\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ 合金中最小, B 的加入会造成晶格畸变, 使

表 1 $\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ 化学成分配比

Table 1 Chemical composition of $\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_x$ alloys

unit: g

Alloys	Cr	Fe	Co	Ni	Ti	B	Total mass
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}$	6.137	6.591	6.955	6.927	3.390	0	30.000
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_{0.025}$	6.131	6.584	6.948	6.919	3.386	0.032	30.000
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_{0.05}$	6.124	6.577	6.940	6.911	3.382	0.064	29.998
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_{0.075}$	6.117	6.570	6.933	6.905	3.380	0.096	30.001
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_{0.1}$	6.111	6.564	6.926	6.897	3.375	0.128	30.001
$\text{CoCrFeNiTi}_{0.6}\text{B}_{0.125}$	6.105	6.577	6.918	6.890	3.372	0.160	30.002

得体系自由能增加。与 FCC 结构相比, BCC 结构四面体间隙与八面体间隙的数量多, 间隙尺寸偏大, 且结构不对称, 致密度低, 使得 BCC 结构较 FCC 结构松散。这种结构可以降低合金中由于晶格畸变引起的应变能增加, 从而降低体系自由能。

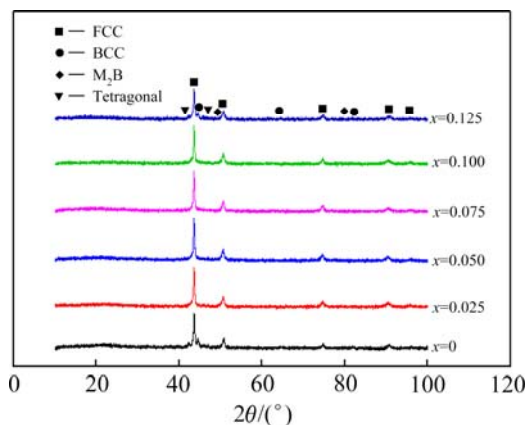


图 1 CoCrFeNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of CoCrFeNiTi_{0.6}B_x high-entropy alloy

2.2 微观组织分析

图 2 为 SPS 的 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的扫描电镜显微组织照片。由图 2(a) 可以看到, 当未添加 B 元素时, 高熵合金主要由高度固溶的基体组织组成, 呈浅灰色和深灰色的树枝状。当添加少量的 B 元素后, 从图 2(b) 的添加 0.025 mol 的 B 后的显微组织中可观察到较多的含 B 化合物分布在基体组织中, 其形态主要为长条状或针状。当 B 添加量继续增加时, 如图 2(c)~(f) 所示, 含 B 化合物数量逐渐增多, 其形貌进一

步粗化, 且在条状含 B 化合物的两侧出现 60° 夹角的侧向分枝, 此时合金中生成了稳定的有序第二相。由于形成的含 B 化合物未能充分固溶到基体组织中, 而是以条状分布在显微组织中, 一定程度上提升了合金的力学性能。

为了进一步分析添加不同含量的 B 元素后合金的物相组成, 对显微组织中的物相进行 EDS 能谱分析。表 2 为高熵合金的各元素名义成分及 EDS 分析结果, 未加入 B 元素时, 1 区深灰色的枝晶间富 Cr, 2 区浅灰色的树枝晶富 Co、Cr、Fe 和 Ni, 结合 XRD 分析结果, 此区域为 FCC 基体。随 B 的加入, 树枝状组织中, 1 区富 Cr 和 B, 3 区富含 Cr、Fe 和 B, 这是由于刚开始凝固时, B 原子半径较小, 首先固溶在枝晶内部, 但是由于其固溶度有限, 当 B 含量继续增加, 即被排斥到枝晶间区域, 形成了 B 的富集区。而且 Cr 和 B 之间以及 Fe 和 B 之间有较大的负混合焓, 当负混合焓较大时, 原子之间具有较强的吸引力, 原子结合更紧密, 原子间距变短, 内能降低, 因而促使 Cr、Fe 与 B 原子在固溶体中偏聚^[22], 原子的二元混合焓如表 3 所列。且随 B 增加, 3 区中 Fe 元素的含量逐渐增加。在 SPS 过程中, 金属液在凝固过程中形成晶粒后会在固液界面前沿形成溶质富集, 排出溶质, 但是生成的硼化物无法溶到高熵合金的任意元素中, 只能以金属间化合物的形式显现, 由此可推断图 2 中树枝状的相为以 Cr₂B 为主, Fe₂B 为辅的硼化物 (Cr, Fe)₂B, 这与 XRD 的分析结果相符。

图 3 为 CoCrFeNiTi_{0.6} 合金的面扫描图片, 由图可以看出未加入 B 时, Cr、Fe、Co 和 Ni 元素分布较为

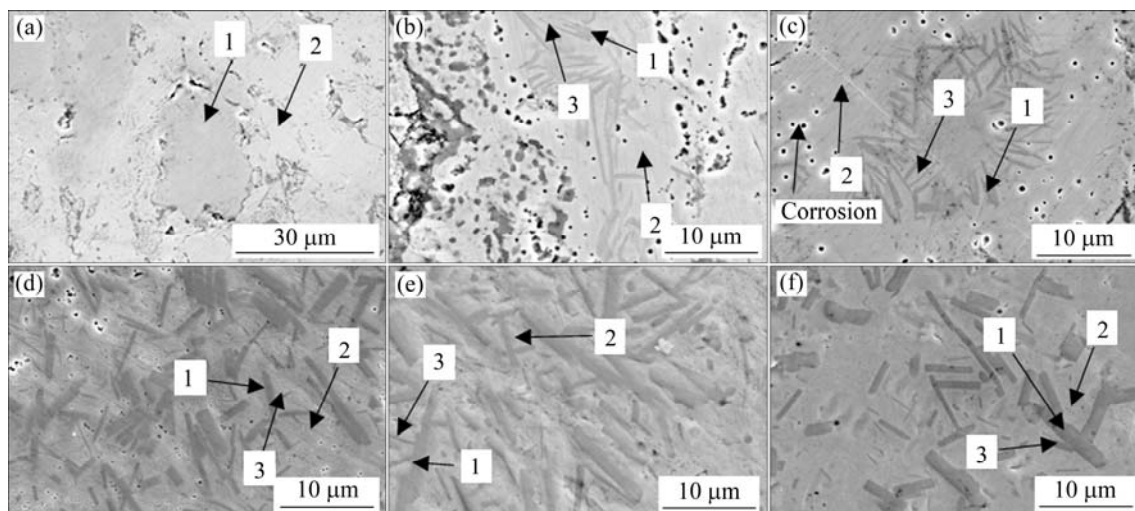


图 2 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of CrFeCoNiTi_{0.6}B_x high entropy-alloy

(a) $x=0$; (b) $x=0.025$; (c) $x=0.050$; (d) $x=0.075$; (e) $x=0.100$; (f) $x=0.125$

表 2 图 2 中 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x (x=0, 0.025, 0.050, 0.075, 0.100, 0.125) 高熵合金各微区 EDS 分析结果

Table 2 EDS results of each area in CrFeCoNiTi _{0.6} B _x high entropy alloys in Fig.2 (mass fraction, %)							
x	Area	Ti	Fe	Co	Ni	Cr	B
0	Normal	13.04	21.74	21.74	21.74	21.74	0
	1	1.00	1.67	3.07	5.53	88.73	0
	2	8.49	21.51	27.11	21.22	21.67	0
0.025	Normal	12.97	21.62	21.62	21.62	21.62	0.55
	1	0.88	3.40	1.90	0.76	54.81	38.25
	2	3.61	17.29	16.10	7.57	49.14	6.29
	3	2.08	8.13	6.47	2.96	45.33	35.03
0.050	Normal	12.90	21.50	21.50	21.50	21.50	1.10
	1	2.93	12.33	11.44	5.33	41.71	26.25
	2	5.81	20.31	17.79	9.25	36.89	9.95
	3	1.91	7.31	6.18	2.90	44.91	36.78
0.075	Normal	12.83	21.39	21.39	21.39	21.39	1.61
	1	1.34	5.85	2.75	1.40	50.48	38.19
	2	5.77	24.48	20.33	14.86	21.62	12.94
	3	4.15	8.99	7.01	4.05	41.99	33.82
0.100	Normal	12.76	21.28	21.28	21.28	21.28	2.12
	1	0.76	4.40	1.43	0.36	50.89	42.16
	2	5.22	23.53	19.32	13.77	21.67	16.49
	3	3.18	12.38	9.75	7.49	27.80	39.40
0.125	Normal	12.70	21.16	21.16	21.16	21.16	2.66
	1	0.67	4.92	1.59	0.29	51.33	41.20
	2	5.81	28.16	22.17	16.21	24.08	3.58
	3	4.95	17.59	14.30	11.01	28.74	23.40

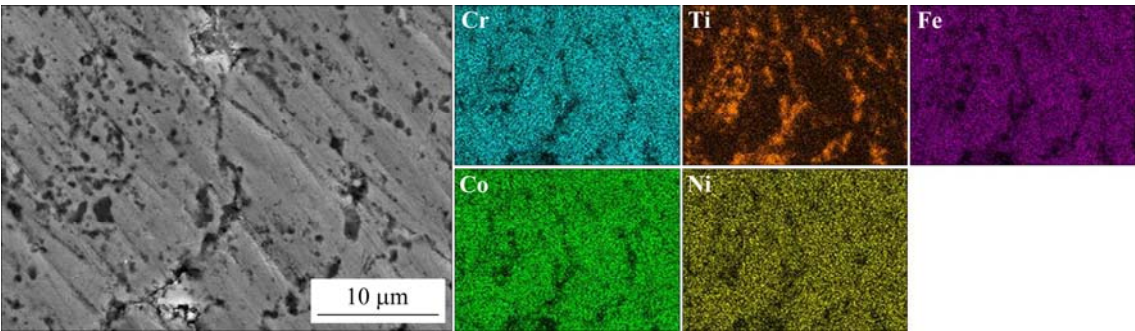


图 3 CrFeCoNiTi_{0.6} 合金 SEM 形貌与 EDS 元素分布图
Fig.3 SEM image and EDS element diagrams of CrFeCoNiTi_{0.6} alloy

均匀，主要分布在浅灰色的树枝晶区域，Ti 元素主要分布在深灰色的枝晶间区域。图 4 为 CoCrFeNi-Ti_{0.6}B_{0.025} 合金面扫描图片，Fe、Co 和 Ni 元素均匀分布在浅灰色的枝晶间区域，Cr 和 B 元素聚集在针状的第二相区域。Ti 元素在枝晶间偏析严重，这是由于 Ti

的原子半径较大，并且 Ti 与其他元素的混合焓的绝对值较大(混合焓见表 3)，这导致 Ti 不易与其他元素互溶，生成化合物，使得 Ti 在凝固时集中在枝晶间，产生严重偏析。其他元素分布均匀，尤其是 B 添加量以 0.025 mol 为间隔，虽然其含量很少，但是分布很

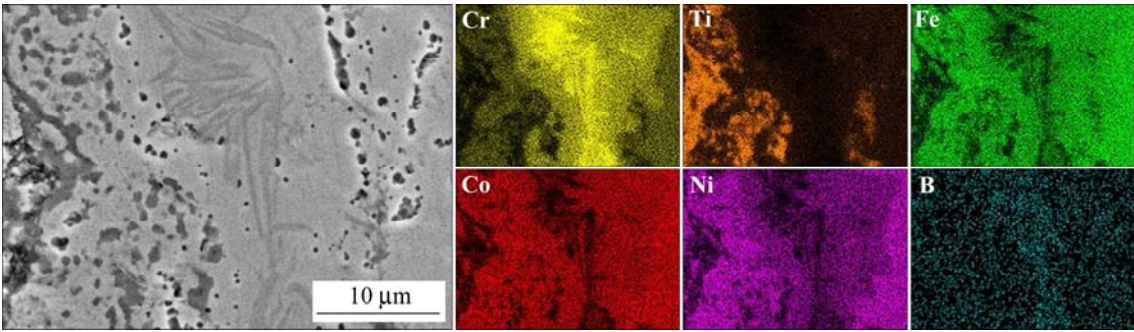


图 4 CrFeCoNiTi_{0.6}B_{0.025} 合金 SEM 形貌与 EDS 元素分布图

Fig.4 SEM image and EDS element diagrams of CrFeCoNiTi_{0.6}B_{0.025} alloy

均匀。说明样品烧结较充分, 成分均匀。与未加入 B 的样品照片相比, Cr 元素由均匀分布在枝晶间区域转变为在针状第二相区域聚集, 说明 B 可促使 Cr 与 B 生成新的第二相化合物。

表 3 高熵合金二元混合焓

Table 3 Binary mixing enthalpies of high entropy alloy

unit: kJ/mol						
Elements	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	B
Ti	—	-7.0	-17	-28	-35	-58
Cr	—	—	-1	-4	-7	-31
Fe	—	—	—	-1	-2	-26
Co	—	—	—	—	0	-24
Ni	—	—	—	—	—	-24

2.3 维氏硬度

图 5 为 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 合金随 B 含量变化的维氏硬度变化曲线。由图可知, CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金硬度随 B 含量增加先增大后减小。当 $x=0.1$ 时, 合金维氏硬度达到最大值 207.3 HV。当 $x=0.025$ 时, 合金的硬度大幅度升高, 原因有二: 一是在 SPS 过程中, B 的原子半径较小, 作为间隙原子固溶到 FCC 结构的固溶体中, 起到固溶强化的作用; 二是生成了硼化物, 这种硼化物有较好的力学性能, Cr₂B 硼化物的 HV 硬度是 20 470 MPa, (Cr,Fe,Co)₂B 硼化物的 HV 硬度是 9 970 MPa^[23]。在 $x=0.05\sim0.1$ 区间, 合金硬度匀速升高但是相差不大, 这是因为一方面生成了大量的硬质硼化物相, 提升了合金的硬度; 但另一方面随 B 含量增加, FCC 结构体积分数增加, 降低了合金的硬度。当 x 超过 0.1 时, 合金硬度下降, 因为 B 元素的含量进一步增加, 导致晶格畸变严重, 产生了更多缺陷。

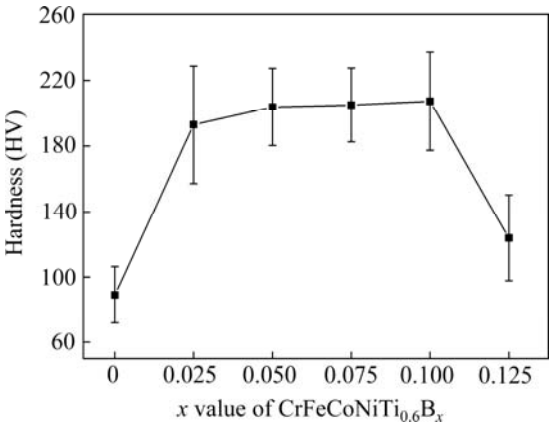


图 5 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的维氏硬度

Fig.5 Vickers hardness of CrFeCoNiTi_{0.6}B_x alloys

2.4 压缩强度

图 6 为 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金压缩强度随 B 含量的变化曲线, 合金的压缩强度先增大后减小。未加入 B 元素时, 合金的压缩强度为 348.5 MPa, 当 $x=0.1$ 时, 合金达到最大压缩强度 813.9 MPa。造成这种现象的原因主要是合金的组织结构变化和 B 含量的变化。未加入 B 元素时, 合金的压缩强度较低。首先是因为 Ti 元素原子半径较大, 在扩散的过程中会导致合金内部出现缺陷, 降低合金的塑性。由图 1 可知, CrFeCoNiTi_{0.6} 是由 FCC 结构、BCC 结构和四方结构组成, 而根据 LIAN 等^[24]的分析, FCC 结构晶体塑性优于 BCC 结构晶体, 所以由于 BCC 结构相的存在, 使得合金的压缩强度较低。随 B 含量增加, 合金的压缩强度升高, 当 $x=0.025\sim0.1$ 时, 合金中 BCC 结构衍射峰降低, BCC 相含量减少, 这会提升合金的塑性, 而且 B 元素的加入会引起严重的晶格畸变, 阻碍位错运动, 同时合金中生成大量的第二相 M₂B, 这种第二相 M₂B 会对合金基体起到弥散强化作用, 使合金的位错移动需要更大的力, 进而提高合金强度。当 $x=0.125$ 时, 合金的压缩强度下降, 首先根据 XRD 分析, 合

金中出现 BCC 相, 这种相硬度较高但塑性较差, 会降低合金的塑性, 同时可能因为生成大量的脆性硼化物占据了主导地位, 降低了合金的压缩强度。

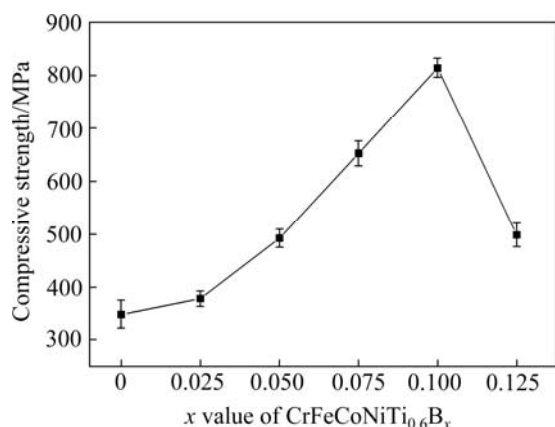


图 6 CrFeCoNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的压缩强度

Fig.6 Compressive strength of CrFeCoNiTi_{0.6}B_x alloys

3 结论

1) SPS 的 CoCrFeNiTi_{0.6}B_x($x=0.025, 0.05, 0.075, 0.1$)高熵合金由 FCC 结构、简单四方晶系相和 M₂B 相构成。当 $x=0.125$ 时, 出现 BCC 相。

2) 随 B 含量增加, CoCrFeNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的枝晶间组织中出现了针状组织, 并逐渐转变为树枝状, 且尺寸变大。

3) 当 $x=0.1$ 时, CoCrFeNiTi_{0.6}B_x 高熵合金的维氏硬度最大, 达到 207.3 HV, 同时压缩强度也达到最大值, 为 813.9 MPa。

REFERENCES

- [1] 叶均蔚, 陈瑞凯. 高熵合金[J]. 科学发展, 2004, 377(5): 16–21. YE Junwei, CHEN Ruikai. High entropy alloy[J]. Science Development, 2004, 377(5): 16–21.
- [2] ZHAO Y J, QIAO J W, MA S G, et al. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy[J]. Materials & Design, 2016, 96: 10–15.
- [3] YE J W. Recent progress in high-entropy alloys[J]. Annales de Chimie-Science des Matériaux, 2006, 33(6): 633–648.
- [4] SEKHAR R A, BAKSHI S R. Microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Ni-Cr-Co-Fe-based high-entropy alloys[J]. Transactions of The Indian Institute of Metals, 2019, 72(6): 1413–1416.
- [5] SEKHAR R A, SAMAL S, NAYAN N, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Ni-Co-Fe based high entropy alloys prepared by powder metallurgy route[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 123–132.
- [6] YANG T, ZHAO Y L, LIU W H, et al. Ductilizing brittle high-entropy alloys via tailoring valence electron concentrations of precipitates by controlled elemental partitioning[J]. Materials Research Letters, 2018, 6(10): 600–606.
- [7] KANYANE L R, MALATJI N, POPOOLA A P I, et al. Synthesis of equi-atomic Ti-Al-Mo-Si-Ni high entropy alloy via spark plasma sintering technique: Evolution of microstructure, wear, corrosion and oxidation behaviour[J]. Results in Physics, 2019, 14: 102465.
- [8] WANG H L, GAO T X, NIU J Z, et al. Microstructure, thermal properties, and corrosion behaviors of FeSiBAlNi alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2016, 23(1): 77–82.
- [9] CHANG F, CAI B J, ZHANG C, et al. Thermal stability and oxidation resistance of FeCr_xCoNiB high-entropy alloys coatings by laser cladding[J]. Surface & Coatings Technology, 2019, 359: 132–140.
- [10] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2012, 26: 44–51.
- [11] MUNITZ A, KAUFMAN M J, CHANDLER J P, et al. Melt separation phenomena in CoNiCuAlCr high entropy alloy containing silver[J]. Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2013, 560: 633–642.
- [12] MUNIR Z A, ANSELMITAMBURINI U, OHYANAGI M, et al. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(3): 763–777.
- [13] SRIHARITHA R, MURTY B S, KOTTADA R S, et al. Alloying, thermal stability and strengthening in spark plasma sintered Al_xCoCrCuFeNi high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 583: 419–426.
- [14] JI W, FU Z Y, WANG W M, et al. J Alloys Compd. Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 589: 61–66.
- [15] 贾强. CrFeCoNiTi_x 高熵合金力学性能及耐腐蚀性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2015: 1–42. JIA Qiang. CrFeCoNiTi_x high entropy alloy mechanical properties and corrosion resistance research[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2015: 1–42.
- [16] 张月. 放电等离子烧结制备 CoCrFeNiTi_x 高熵合金组织与性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2016: 1–44. ZHANG Yue. Research on microstructure and properties of

- CoCrFeNiTi_x high entropy alloys by spark plasma sintering[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2016: 1–44.
- [17] HSU C Y, YE H J W, CHEN S K, et al. Wear resistance and high-temperature compression strength of FCC CuCoNiCrAl_{0.5}Fe alloy with boron addition[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35: 1465–1469.
- [18] AGUILAR-HURTADO J Y, VARHAS-USCATEGUI A, ZAMBRANO-MERA D, et al. The effect of boron content on the microstructure and mechanical properties of Fe₅₀-XMn₃₀Co₁₀Cr₁₀B_x($x=0, 0.3, 0.6$ and $1.7\text{wt}\%$) multi-component alloys prepared by arc-melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 748: 244–252.
- [19] FERRARI V, WOLF W, ZEPONN G, et al. Effect of boron addition on the solidification sequence and microstructure of AlCoCrFeNi alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 775: 1235–1243.
- [20] CHEN Q S, LU Y P, DONG Y, et al. Effect of minor B addition on microstructure and properties of AlCoCrFeNi multi-component alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(9): 2958–2964.
- [21] CHANG F, CAI B J, CHONG Z, et al. Thermal stability and oxidation resistance of FeCr_xCoNiB high-entropy alloys coatings by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 359: 132–140.
- [22] LIU X T, LEI W B, MA L J, et al. Effect of boron on the microstructure, phase assemblage and wear properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high-entropy alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(9): 2201–2207.
- [23] YOUSSEF K M, ZADDACH A J, NIU C, et al. A novel low-density, high-hardness, high-entropy alloy with close-packed single-phase nanocrystalline structures[J]. Materials Research Letters, 2015, 3(2): 95–99.
- [24] 连世海, 彭文屹, 章爱生. FeCoNiAlCu_x 多主元高熵合金组织与力学性能的研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(12): 1–5.
- LIAN S H, PENG W Y, ZHANG A S. Research on Microstructure and mechanical properties of FeCoNiAlCu_x high entropy alloys with multi-principal element[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(12): 1–5.

(编辑 高海燕)