

CrMnFeVCu 系高熵合金的微观组织和性能

宋若康¹, 张琳²

(1. 北京机电工程总体设计部, 北京 100854)

(2. 北矿检测技术有限公司, 北京 102628)

摘要: 在 CrMnFeV 四元合金的基础上添加奥氏体形成元素 Cu 元素, 同时降低 Mn 元素含量, 并采用电弧熔炼+铜模吸铸工艺制备了 CrMnFeVCu 系高熵合金, 并系统研究了合金的成分设计和元素对比对高熵合金组织和性能的影响机理。结果表明, CrMnFeV 四元合金由 bcc 固溶体和极少量 B2 颗粒组成, CrMn_xFeVCu_{0.2x}(x=0.3, 0.5, 0.7, 1.0)合金由 bcc 结构的树枝晶相和 fcc 结构的枝晶间相组成, 且随着 Cu 含量的增加, fcc 枝晶间相的体积分数和尺寸逐渐增大, 相形态从颗粒状逐渐转变为长条状和块状。压缩试验表明, CrMn_{0.3}FeVCu_{0.06} 合金的屈服强度最高 (1273 MPa), 且塑性优异 ($\epsilon_r=50.7\%$)。进一步增加 Cu 含量, 合金的力学性能逐渐降低。这主要归因于 CrMn_xFeVCu_{0.2x} 合金中主要的强化机制是位错强化和第二相强化, 而 fcc 相尺寸的增大会降低第二相强化的效果。

关键词: 高熵合金; 树枝晶; 固溶体; 强化机制

中图分类号: TG139; TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3707-07

高熵合金是一种新型设计理念的合金系统, 它是基于非晶的理论基础发展起来的, 人们在大块非晶合金的开发和制备过程中发现了高熵合金^[1]。研究表明^[2], 在大块非晶合金中存在部分具有高混合熵的合金并没有形成非晶合金, 而是形成了单相固溶体, 这表明高混合熵和高的玻璃化形成能力并不是完全对应的关系。Yeh 等人发现^[3], 合金中的这些固溶体虽然具有较高的混合熵, 但是它的热力学稳定性很高, 能够在合金中稳定存在, 因此, 把这种合金称为高熵合金。高熵合金虽然由多种金属元素组成, 但是相结构很简单, 拥有其它传统合金没有的众多优良性能^[4,5]。与传统合金相比, 高熵合金的微观组织结构也有明显的特征^[6]: 第 1, 多主元高熵合金的组织常常由简单的 bcc 和/或 fcc 固溶体组成, 甚至出现非晶结构, 合金中形成复杂的金属间化合物; 第 2, 由于动力学上存在扩散迟滞效应, 铸态或回火态的高熵合金中容易析出纳米相或非晶相。纳米相的析出是高熵合金的典型特点, 它的出现可以赋予高熵合金诸多的力学、电化学及物理特性。正是具有传统合金所不能同时具备的优异性能, 高熵合金成为近些年来最有发展潜力的研究热点之一, 具有很高的学术价值。

本实验以 CrMnFeV 四元等原子比合金为基体进行新型高熵合金设计, 通过添加奥氏体形成元素 Cu

以改善合金的塑性。同时, 考虑到 Cu、Mn 元素可以形成面心立方型的无限固溶体, 适量地调整 Cu、Mn 的含量, 以研究不同的 Cu 和 Mn 含量对合金微观组织、性能和相形成的影响。

1 实验

通过选取 Cr、Mn、Fe、V、Cu 5 种元素作为高熵合金主元, 设计了 1 种四元 CrMnFeV 合金, 以及 4 种五元的 CrMn_xFeVCu_{0.2x}(x=0.3, 0.5, 0.7, 1.0)系高熵合金: CrMn_{0.3}FeVCu_{0.06}、CrMn_{0.5}FeVCu_{0.10}、CrMn_{0.7}FeVCu_{0.14} 和 CrMnFeVCu_{0.20}, 这 5 种合金分别记为 C0、C1、C2、C3 和 C4 合金。采用真空电弧熔炼+铜模吸铸技术制备 5 种 CrMnFeVCu 系高熵合金。采用铜模吸铸制备合金时, 合金在凝固过程中的冷却速度高达 $10^2\sim 10^4$ °C/s, 凝固过程中合金的过冷度大, 晶体的形核速率高, 凝固时间短, 最终得到的合金组织十分细小均匀。本研究中, 通过铜模吸铸得到的棒状样品的直径均为 8 mm, 长度为 100 mm。

将熔炼吸铸后的高熵合金棒材进行线切割, 切成块状试样, 经过镶样、磨样、抛光后, 利用稀王水 (50 mL HNO₃+100 mL HCl+50 mL H₂O) 腐蚀液进行化学腐蚀, 进而利用 QUANTA FEG 250 型扫描电镜观察其组织形态特征, 并通过 EDS 分析其相组成。采用

收稿日期: 2020-10-22

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2012AA03A513)

作者简介: 宋若康, 男, 1989 年生, 博士, 北京机电工程总体设计部, 北京 100854, E-mail: songruokang@163.com

D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪对合金试样进行 X 射线衍射检测，以确定高熵合金中物相的晶体结构，物相检测均采用 Cu K α 射线作为 X 射线源，工作电压为 40 kV，电流为 200 mA，扫描速度定为 6°/min，扫描角度范围为 10°~100°。

材料的室温压缩试验采用 Gleeble3500 热模拟试验机进行，压缩应变速率统一选择为 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。压缩试样采用电火花线切割的方法制备，圆柱试样尺寸统一为 $\Phi 3 \text{ mm} \times 4.5 \text{ mm}$ 。为了确保试验的可靠性，每种合金成分至少选取 3 个样品进行试验。

2 结果与分析

2.1 不同的铜、锰含量对合金微观组织的影响

采用 XRD 测试不同 Cu、Mn 含量的 CrMnFeVCu 系高熵合金的相结构，如图 1a 所示。可以看出，C0 合金的衍射峰对应于一个 bcc 固溶体相。通过 Rietveld 计算得知，该 bcc 相的晶格参数为 0.292 nm。当添加了 Cu 元素后，C1~C4 合金由 bcc 固溶体相和微量 fcc 固溶体相组成，该 fcc 相的晶格参数为 0.375 nm。对比可知，5 种合金中 bcc 相的衍射峰角度相同，这表明 5 种合金中的 bcc 相是相同的。如图 1b 所示，C1~C4 合金中 fcc 相的 (111) 衍射峰强度随着 Cu 含量的增加而增加，而且没有明显的峰位移。因此，可以得出结论：C1~C4 合金具有相同的相结构，但 fcc 相的体积分数不同，随着 Cu 含量的增加而增加。根据已报道的研究结果^[7]，合金元素对高熵合金相形成的影响

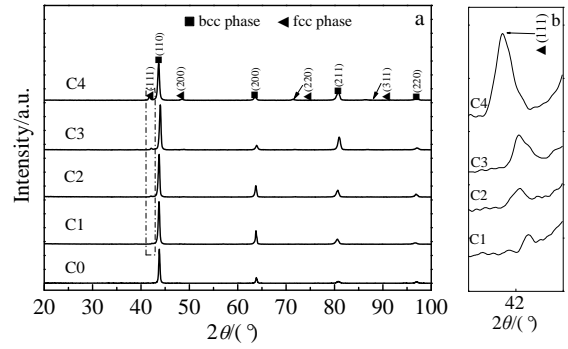


图 1 CrMnFeVCu 系高熵合金的 XRD 图谱；C1~C4 合金中 fcc 相 (111) 衍射峰的放大图

Fig.1 X-ray diffraction patterns of the CrMnFeVCu HEAs (a) and enlarged view of (111) peaks of the fcc phases in the C1~C4 alloys (b)

与钢相似。因此，提高合金中奥氏体形成元素 Cu 的含量，可促进 fcc 相的形成。

采用扫描电镜观察 CrMnFeV 和 CrMn_xFeVCu_{0.2x} 高熵合金的显微组织形貌。如图 2a 和 2b 所示，C0 合金的组织比较单一，基本上只析出了十分少量的细小颗粒，TEM 测试(图 3a)表明该微量(几乎可以忽略)的小颗粒是 bcc 有序相 (B2)。添加 Cu 的合金 C1~C4 的组织呈现出典型的铸造组织形貌。如图 2c 所示，C1 合金由初生树枝晶相(基体)和枝晶间相组成，这里称为“树枝晶相”和“枝晶间相”，其中，枝晶间相

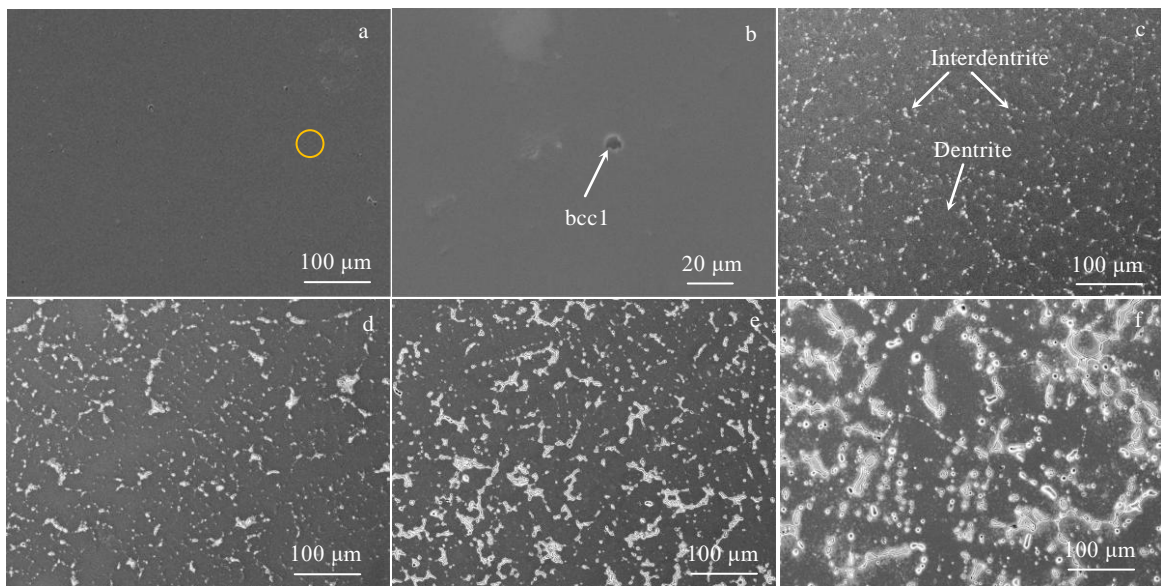


图 2 CrMnFeVCu 系高熵合金的 SEM 二次电子像

Fig.2 SEM-SE images of the CrMnFeVCu HEAs: (a) C0 alloy; (b) enlarged view of the fine particles in the area marked in Fig.2a; (c) C1 alloy; (d) C2 alloy; (e) C3 alloy; (f) C4 alloy

由弥散分布的细小颗粒组成。如图 2c~2f 所示, C2~C4 合金具有与 C1 合金类似的显微组织, 但随着 Cu 含量的增加, 枝晶间相的体积分数和尺寸增加, 形状由粒状变为长条状和块状。

由于 C1~C4 合金具有相同的晶体结构, 这里仅对 C0 和 C1 合金进行 TEM 测试。图 3 是 C0 和 C1 合金的 TEM 明场像和相应的 SAED 花样。如图 3a~3d 所示, 2 种合金都具有较大的铸造晶粒, 树枝晶区域中存在大量位错, 且 C1 合金比 C0 合金的位错密度高。图 3e 所示为沿 C0 合金[011]晶带轴的 SAED 花样, 它包含了细颗粒相和基体相的 2 组衍射斑点。可见, bcc 基体中的细小颗粒也具有 bcc 结构, 这里把它称为 bcc1 相。基于 SAED 中斑点间距的测量, bcc 和 bcc1 相的晶格参数分别为 0.289 和 0.295 nm, 其中 bcc1 相是有序相 (B2), 见图 3f。图 3g, 3h 为 C1 合金衍射斑点, 进一步证实了 bcc 树枝晶相和 fcc 枝晶间相的存在。另外, 图 3d 表明在 C1 合金晶粒内也存在少量的细小 fcc 相颗粒。基于 SAED 斑点的测量, bcc 和 fcc

相的晶格参数分别为 0.289 和 0.372 nm, 这与从 XRD 分析获得的结果一致。

表 1 为 CrMnFeVCu 系高熵合金中不同相的 EDS 元素组成测试结果。可以看出, C0 合金中的 bcc1 相中富含 Mn 和 V (其原子半径大于 Cr 和 Fe), 这可能是 bcc1 相的晶格参数比 bcc 相稍大的原因。添加了 Cu 元素之后, C1~C4 合金中的 bcc 基体和 fcc 相之间存在明显的成分差异。树枝晶区域的 bcc 相富含 Cr、Fe 和 V, 而枝晶间的 fcc 相富含 Cu 和 Mn。

2.2 合金中相形成的热力学原理

从上述讨论可知, 在合金中添加了 Cu 元素后, 合金组织结构从 CrMnFeV 合金中的 bcc+bcc1 演变为 CrMn_xFeVCu_{0.2x} 合金中的 bcc+fcc 结构。一般地, 高熵合金中存在 4 种相: 单相固溶体、多相固溶体、金属间化合物和金属玻璃 (metallic glass) [8]。为了进一步揭示 CrMnFeVCu 系高熵合金中相形成的热力学规律, 这里计算了 2 个经验参数: 原子错配度 δ 和 Ω 。根据 Yang 等人研究, 当 $\delta \leq 6.6\%$ 且 $\Omega \geq 1.1$ 时, 高熵合金

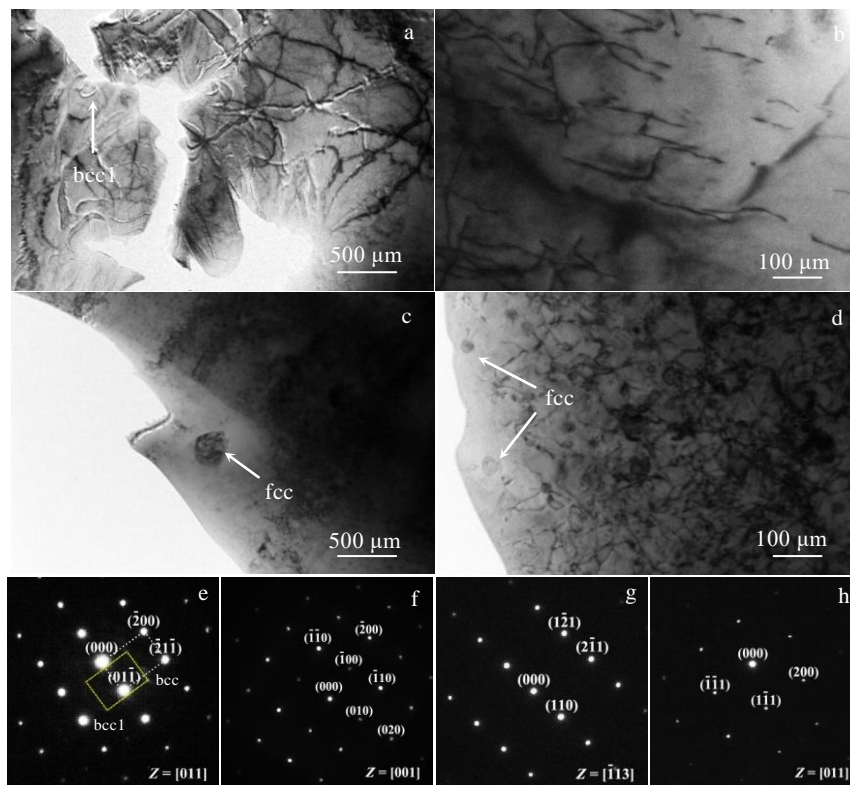


图 3 C0 和 C1 合金的 TEM 明场像和 SAED 花样

Fig.3 TEM bright-field images (a~d) and SAED patterns (e~h) of the C0 (a, b) and C1 (c, d) alloys: (e) SAED pattern of the matrix and fine particle in Fig.3a, corresponding to a bcc phase and a bcc1 phase along [011] zone axis; (f) SAED pattern of the fine particle in Fig.3a along [001] zone axis, indicating that the bcc1 phase is B2 ordered phase; (g, h) SAED patterns of the matrix and interdendritic phase in Fig.3c, corresponding to a bcc phase along $[\bar{1}13]$ zone axis and an fcc phase along [011] zone axis, respectively

表 1 CrMnFeVCu 系高熵合金的 SEM-EDS 元素分析

Table 1 Chemical composition of the CrMnFeVCu high-entropy alloys determined by SEM-EDS (at%)

Alloy	Phase	Cr	Mn	Fe	V	Cu
C0	bcc	25.3	24.7	25.8	24.2	-
	bcc1	22.5	26.5	23.6	27.4	-
C1	bcc	33.0	6.9	28.7	29.9	1.5
	fcc	1.2	25.6	1.0	1.5	70.7
C2	bcc	32.4	10.3	23.9	31.7	1.7
	fcc	1.0	27.0	0.9	1.0	70.1
C3	bcc	31.5	13.8	23.5	29.1	2.1
	fcc	1.1	26.9	1.4	1.3	69.3
C4	bcc	27.7	17.8	26.2	26.1	2.2
	fcc	0.9	27.4	1.1	1.2	69.4

体系中可形成稳定的固溶体相, Ω 和 δ 定义如下^[9-11]:

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{mix}}{|\Delta H_{mix}|} \quad (1)$$

$$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n (c_i \ln c_i) \quad (2)$$

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^N c_i (1 - r_i / (\sum_{i=1}^N c_i r_i))^2} \quad (3)$$

$$\Delta H_{mix} = \sum_{i=1, i \neq j}^N 4\Delta H_{mix}^{ij} c_i c_j \quad (4)$$

其中, r_i 是第 i 个元素的原子半径, c_i 是第 i 个元素的摩尔分数, R 是气体常数 ($8.314 \text{ J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$); ΔH_{mix}^{ij} 是元素 i 和 j 之间原子对的混合焓, ΔH_{mix}^{ij} 可以用 Takeuchi 提出的方法计算^[12]. $T_m = \sum c_i (T_m)_i$ 是由混合规则计算出的合金的平均熔点, $(T_m)_i$ 是合金的第 i 个元素的熔点. 表 2 列出了 CrMnFeVCu 系合金中各元素的 ΔH_{mix}^{ij} 和 r_i 的值^[12].

根据公式 (1)、(2)、(3) 和 (4), 计算出了 CrMnFeVCu 系高熵合金的 Ω , ΔS_{mix} , δ 和 ΔH_{mix} 值, 如表 3 所示. 可以看出, 所有合金的 δ , Ω 值都满足条件: $\delta \leq 6.6\%$ 和 $\Omega \geq 1.1$. 因此, 热力学计算结果表明, 每种合金都可以形成固溶相, 这与实验结果一致.

从表 1 所示的 EDS 结果可以看出, CrMnFeVCu 系高熵合金的不同相具有明显不同的组成. Tropevsky 的研究指出^[13], 如果合金中组元元素的所有可能的二元化合物的形成焓 (ΔH_f) 在指定范围内, 则该高熵合金将形成单相合金: $-T_{crit} \Delta S_{mix} < \Delta H_f < 37 \text{ meV}$, 其中, T_{crit} 一般选择为 $0.6T_m$. 否则, 当 $\Delta H_f < -T_{crit} \Delta S_{mix}$ 时, 2 种元素之间具有强的化学亲和力, 合金中会优先形

表 2 CrMnFeVCu 系合金各元素的混合焓 ΔH_{mix}^{ij} 及原子半径 r_i

Table 2 Mixing enthalpies ΔH_{mix}^{ij} and atomic radius r_i of unlike atomic pairs for CrMnFeVCu HEAs^[12]

Atomic radius, r_i/nm	Mixing enthalpy, $\Delta H_{mix}^{ij}/\text{kJ mol}^{-1}$				
	V	Cr	Mn	Fe	Cu
$r_V/0.134$	-	-2	-1	-7	5
$r_{Cr}/0.127$	-2	-	2	-1	12
$r_{Mn}/0.130$	-1	2	-	0	4
$r_{Fe}/0.126$	-7	-1	0	-	13
$r_{Cu}/0.128$	5	12	4	13	-

表 3 CrMnFeVCu 系高熵合金的 δ , Ω , ΔH_{mix} 和 ΔS_{mix} 值

Table 3 Parameters δ , Ω , ΔH_{mix} and ΔS_{mix} of the CrMnFeVCu HEAs calculated by Eqs. (1)~(4)

Alloy	$\delta/\%$	Ω	$\Delta H_{mix}/\text{kJ mol}^{-1}$	$\Delta S_{mix}/\text{J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$
C0	2.40	9.76	-2.25	11.53
C1	2.69	7.99	-2.81	11.36
C2	2.53	12.01	-1.94	11.98
C3	2.46	18.89	-1.25	12.33
C4	2.36	48.20	-0.49	12.57

成二元化合物; 当 $\Delta H_f > 37 \text{ meV}$ 时, 则由于元素的不混溶性, 高熵合金将具有多相结构. 如表 4 所示, 5 种合金的一些二元化合物的 ΔH_f 不在形成单相合金所需的形成焓范围内, 这表明该 5 种高熵合金中在热力学上均不能形成单相结构. 对于 C0 合金, 富含 Mn 和 V 的第二相 (bcc1 相) 的形成主要归因于 Mn 和 V 之间具有强的亲和力 (-286 meV). 对于 C1~C4 合金,

表 4 由 V、Cr、Mn、Fe 和 Cu 元素所组成的具有最低能量结构的二元化合物的形成焓(ΔH_f), 以及 CrMnFeVCu 系高熵合金形成单相合金所需的形成焓区间

Table 4 Formation enthalpies (ΔH_f) of the lowest energy structures of binary compounds containing the elements: V, Cr, Mn, Fe and Cu^[13], and the specified enthalpy range for formation of single-phase structure in the HEAs concerned (meV)

Element/ ΔH_f	V	Cr	Mn	Fe	Cu
V	0	-88	-286	-176	54
Cr	-88	0	-110	-8	108
Mn	-286	-110	0	9	29
Fe	-176	-8	9	0	65
Cu	54	108	29	65	0
Alloy	C0	C1	C2	C3	C4
Enthalpy range	-137~37	-139~37	-145~37	-147~37	-147~37

Cu-V、Cu-Cr 和 Cu-Fe 化合物的 ΔH_f 均大于 37 meV, 这表明 Cu 与 V、Cr 和 Fe 不混溶。值得注意的是, 只有 Cu-Mn 的 ΔH_f (29 meV) 满足形成单相合金所需的形成焓范围, 因此, 在 C1~C4 合金中会形成富 Cu-Mn 的 fcc 枝晶间相。

2.3 不同的铜、锰含量对合金力学性能的影响

图 4 为 CrMnFeVCu 系高熵合金的压缩真应力-应变曲线。表 5 列出了每种合金室温下的相应的屈服强度 (σ_y), 抗压强度 (σ_{max}), 断裂应变 (ϵ_f) 和显微硬度值 (bcc 基体)。可以看出, 5 个合金都具有优异的延展性。随 Cu 和 Mn 含量的变化, 合金的抗压强度和硬度具有相同的变化趋势。其中 C0 合金具有最低的强度和硬度, 当添加 Cu 元素之后, C1 合金的屈服强度最高, 达到 1273 MPa, 而 C2 合金的抗压强度最高, 达到 1562 MPa, HV 硬度最高, 达到 4730 MPa。可见, 在 C1 和 C2 合金中适量的 Cu 元素可以引起析

表 5 CrMnFeVCu 系高熵合金的室温力学性能

Table 5 Mechanical properties of the CrMnFeVCu HEAs at room temperature

Alloy	σ_y /MPa	σ_{max} /MPa	ϵ_f /%	Hardness, HV/ × 10 MPa
C0	727	946	53.8	383
C1	1273	1543	50.7	451
C2	1087	1562	49.2	473
C3	1068	1385	49.8	445
C4	862	1135	48.7	424

出强化, 从而提高合金的强度。此外, 在晶界处的细小 fcc 相颗粒可通过引起裂纹桥接, 裂纹钝化和偏转来改善合金的塑性。

然而, 过量的 bcc 软相会导致合金强度和硬度的降低。当 Cu 含量达到 0.14 和 0.20 ($x=0.7, x=1$) 时, C3 和 C4 合金中 fcc 相的尺寸和体积分数大大增加。沿晶界粗大的条状/块状 fcc 相会降低晶粒的连续性, 降低了第二相强化的效果。粗大 fcc 相的弱化效应掩盖了其强化作用, 因而导致了 C3 和 C4 合金的力学性能下降。

图 5 示出了 CrMnFeVCu 系高熵合金与其他高熵合金的压缩强度、应变对比图^[14-22]。可以看出, 这 5 种 CrMnFeVCu 系高熵合金在强度和塑性之间表现出良好的平衡, 其中, C1 合金具有最高的屈服强度。图 6a 和 6b 示出了 C1 合金的高分辨率透射 (HRTEM) 像和相应的快速傅里叶变换 (FFT) 花样, 从图 6b 中衍射斑点特征可知, 所示区域为 bcc 基体相。图 6c 中所示的反 FFT 像表明 C1 合金基体中存在高密度位错 (约 $10^{16} m^{-2}$)。合金基体中高密度的位错会缠结并堆积起来, 阻碍位错的运动, 提高合金的强度, 此外,

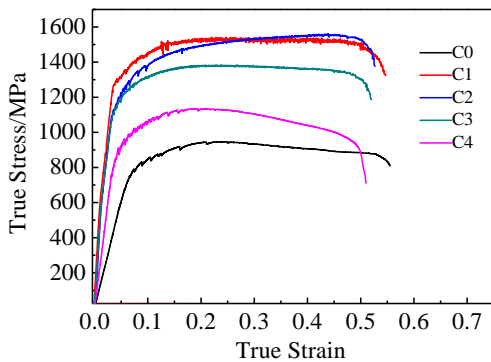


图 4 CrMnFeVCu 系高熵合金的压缩真应力-应变曲线

Fig.4 Compressive true stress-true strain curves of the CrMnFeVCu HEAs

基体中弥散分布的 fcc 相不仅可以引起析出强化，提高强度，而且可以通过变形提高合金的塑性，因此，C1 合金的性能最优。

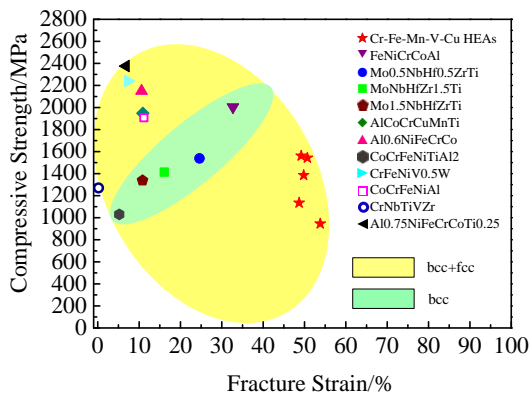


图 5 CrMnFeVCu 系高熵合金与其他高熵合金的抗压缩强度-断裂应变对比图

Fig.5 Compressive strength versus fracture strain for the investigated CrMnFeVCu HEAs in comparison with those of bcc and bcc+fcc structured HEAs in the Refs.[14-22]

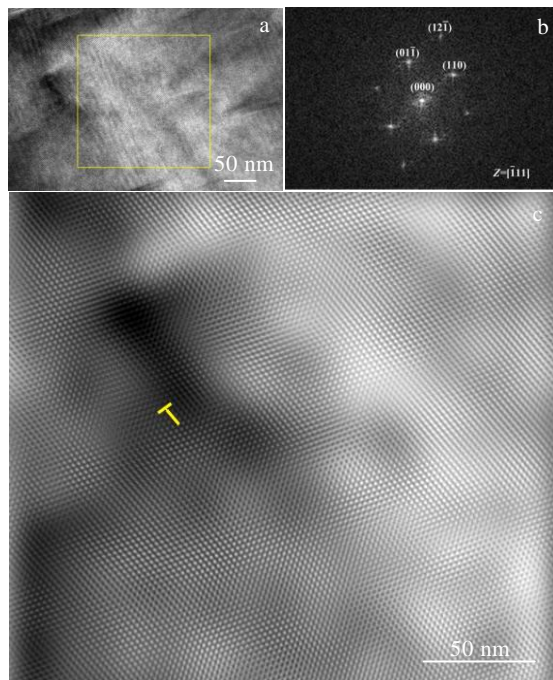


图 6 C1 合金中 bcc 基体的 HRTEM 像及其黄色区域的相应 FFT 花样；与 FFT 花样对应的反 FFT 像 (“T”表示位错)

Fig.6 HRTEM image of bcc matrix of the C1 alloy (a); the corresponding FFT pattern of the area marked with a yellow square in Fig.6a (b); the inverse FFT image showing high dislocation density (“T” indicates the dislocation) (c)

3 结 论

1) 采用真空电弧熔炼+铜模吸铸工艺可以制备 CrMnFeVCu 系列高熵合金，其中四元 CrMnFeV 合金组织由 bcc+bcc1 相组成。添加了 Cu 元素后，bcc1 相消失，在 CrMn_xFeVCu_{0.2x} 合金中形成位于枝晶间的 fcc 相。

2) 随着 Cu 含量的增加，CrMn_xFeVCu_{0.2x} 合金中 fcc 相的体积分数和尺寸逐渐增大，且相形态逐渐从颗粒状转变为长条状和块状，fcc 相的长大会导致合金的强度降低。

3) 在 CrMn_xFeVCu_{0.2x} 系合金中，高密度位错和细小的析出相是其兼具高强度和良好延展性的主要因素。由于 CrMn_{0.3}FeVCu_{0.06} 合金中具有弥散分布的 fcc 相颗粒和高密度位错，因此，它的屈服强度 (1273 MPa) 和延展性 (ε_f=50.7%) 都十分优异。

参考文献 References

[1] Miracle D B, Senkov O N. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 448
 [2] Rao Z Y, Wang X, Zhu J *et al. Intermetallics*[J], 2016, 77: 23
 [3] Huang P K, Yeh J W. *Scripta Materialia*[J], 2010, 62(2): 105
 [4] Wang Ruixin(王睿鑫), Tang Yu(唐宇), Li Yongyan(李永彦) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2417
 [5] Jiang Shuying(蒋淑英), Lin Zhifeng(林志峰), Xu Hongming(许红明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 2014
 [6] Han Jiasheng(韩杰胜), Wu Youzhi(吴有智), Meng Junhu(孟军虎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 2021
 [7] Jiang Hui, Jiang Li, Han Kaiming *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(12): 4594
 [8] Ye Y F, Wang Q, Lu J *et al. Materials Today*[J], 2016, 19(6): 349
 [9] Fu Z Q, Chen W P, Wen H M *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 107: 59
 [10] He J Y, Wang H, Huang H L *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187
 [11] Nong Zhisheng(农智升), Li Hongyu(李宏宇), Wang Jijie(王继杰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 191
 [12] Takeuchi A, Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2005, 46(12): 2817
 [13] Troparevsky M C, Morris J R, Kent P R C *et al. Physical Review X*[J], 2015, 5(1): 11 041

- [14] Ji W, Fu Z Y, Wang W M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 589(4): 61
- [15] Chen Z, Chen W P, Wu B Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 648(1): 217
- [16] Fu Z Q, Chen W P, Wen H M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 646(18): 175
- [17] Chen X, Qi J Q, Sui Y W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 681: 25
- [18] Duan L, Pan D, Wang H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1547
- [19] Zhou Y J, Zhang Y, Wang Y L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 455(16): 260
- [20] Senkov O N, Semiatin S L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 649(1): 1110
- [21] Dong Y, Gao X X, Lu Y P *et al.* *Materials Letters*[J], 2016, 169: 62
- [22] Seidman D N, Marquis E A, Dunand D C. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(16): 4021

Microstructure and Mechanical Properties of CrMnFeVCu High Entropy Alloys

Song Ruokang¹, Zhang Lin²

(1. Beijing System Design Institute of Electro Mechanic Engineering, Beijing 100854, China)

(2. Bgrimm MTC Technology Co., Ltd, Beijing 102628, China)

Abstract: A series of Cr-Mn-Fe-V-Cu high-entropy alloys were designed by adding Cu and decreasing Mn in CrMnFeV alloy, and prepared using arc melting and suction casting. The effects of composition on microstructure and mechanical properties of CrMnFeVCu HEAs were systematically investigated. It is found that the CrMnFeV HEA is consisted of bcc and minor B2 phases, whereas the CrMn_xFeVCu_{0.2x} HEAs are consisted of bcc and fcc phases. With increase of Cu content, the volume fraction and grain size of fcc phase increase, and the morphology of the fcc phase transforms from granular particles to long strips and blocks. The compression test shows that the CrMn_{0.3}FeVCu_{0.06} alloy exhibits the highest compressive yield strength (1273 MPa) and excellent ductility ($\epsilon_f=50.7\%$). However, further increase of Cu content can reduce the mechanical properties of the HEA. The dislocation and precipitate strengthening are responsible for the high strength of the CrMn_xFeVCu_{0.2x} HEAs. With increase of Cu, therefore, the long strip and block shaped fcc phase would degrade the precipitate strengthening effect.

Key words: high entropy alloy; dendrites; solid solution; strengthening mechanism

Corresponding author: Song Ruokang, Ph. D., Beijing System Design Institute of Electro Mechanic Engineering, Beijing 100854, P. R. China, E-mail: songruokang@163.com