

AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金组织与性能研究

曾 聪¹, 何 文^{1,2}, 梁炳亮¹, 陈卫华¹, 欧阳晟^{1,2}, 艾云龙¹, 张建军¹

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063)

(2. 南昌航空大学 分析测试中心, 江西 南昌 330063)

摘 要: 采用电弧熔炼制备了 AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$)高熵合金, 研究不同 Nb 含量对 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$)高熵合金物相主要包含有序 fcc 的 L2₁相和 Laves 相, 还有少量的 bcc(A2)和 fcc 相; Nb 元素的添加能促进 Laves 相的生成且对 Cu 元素的偏析具有一定的抑制效果; 通过相判据参数计算找到了适合 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的相形成判据; 添加适量的 Nb 元素能够改善 AlCrCuFeNiTi 六元高熵合金的力学性能; AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi 高熵合金具有较好的综合力学性能, 抗压强度达到 1587.4 MPa, 硬度(HV)达到 5688 MPa; Nb 元素含量过高时会形成过多的 Laves 相使合金表现出过早脆化现象。

关键词: 高熵合金; 金属间化合物; 相组成; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-4031-06

高熵合金(HEAs)的设计打破了传统合金设计理论, 是一种以多主元混合方式、高混乱度原则的新型设计理论^[1]。高的熵值能够抑制复杂金属间化合物的形成, 但由于元素之间复杂的相互作用也会导致金属间化合物的形成, 如 Laves^[2]、 σ ^[3]和 μ ^[4]等相结构。金属间化合物作为第二相能够有效改善合金的力学性能^[5-7]。

以往金属间化合物增强高熵合金的研究通常依赖无序固溶体相。Xu 等^[8]在 CoCrFeNi 合金添加 Hf 导致 Laves 相的含量增加, 从而提高合金屈服强度, 在室温和高温下均显示出高强度。Sunkari 等^[9]通过添加不同含量 Nb 制备 CoCrFeNi_{2.1}Nb_x($x=0, 0.2, 0.4, 0.74$) HEAs, 发现添加 Nb 则促进了 Laves 相的形成, 硬度得以增加, 但过多的 Laves 相会导致合金脆化。对于高熵合金有序相(B2、L1₂、L2₁相)的研究在近几年才逐渐受到关注^[10-14]。而对于金属间化合物增强有序固溶体相高熵合金的研究相对较少, 其中大多针对有序 bcc(B2)相。Müller 等^[15]制备 B2 和 Laves 相组成的 NbMoCrTiAl, 分析了温度对相组成的影响, 但并未对合金性能进行研究; Stepanov 等^[16]研究表明由 B2 基体相和 Laves 相组成的 AlNbTiVZr_x 合金在室温和高温下均具有出色的力学性能。

在高浓度的 Ni、Al 的高熵合金体系中往往表现出 B2-NiAl 相^[17-19], 而适当 Ti 的添加可能促进 B2-NiAl 相向 L2₁-Ni₂AlTi 相的转变^[20,21], Nb 的添加

通常能够促进 Laves 相的形成^[22]。根据合金元素的作用效果, 本实验选择 AlCrCuFeNb_xNiTi 合金成分, 以期获得一种由有序 fcc 相(L2₁相)和 Laves 相组成的合金。通过探究不同 Nb 含量对 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金组织演变和力学性能变化, 研究 Laves 相对有序 fcc 相高熵合金组织性能的影响, 补充 Laves 相增强有序 fcc 相高熵合金方面的相关研究数据, 为金属间化合物增强高熵合金方面的研究提供基础数据和理论支持。

1 实 验

AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$, 摩尔比), 分别用 Nb0, Nb0.25, Nb0.5, Nb1 表示。高熵合金是在氩气气氛下通过电弧熔炼制备而成, 通过反复熔化至少 5 次以确保合金获得更大的化学成分均匀性。

所有测试试样均通过电火花线切割机切割而成。样品的结构表征通过 X 射线衍射仪(XRD)(D8 ADVANCE), 在 Cu K α 辐射, $\lambda=0.154$ nm 下进行, 扫描速度为 6°/min, 扫描范围为 20°~90°。为了观察显微组织并分析成分, 使用王水溶液(HCl:HNO₃=3:1)进行腐蚀, 样品的显微组织及元素分布是通过配备有能量色散 X 射线光谱仪(EDS)的场发射扫描电子显微镜(SEM)(FEI Nova Nano SEM450)进行分析的。使用 DuraScan 维氏显微硬度计在 5 kg 的载荷和 10 s 的保

收稿日期: 2020-11-17

基金项目: 江西省自然科学基金面上项目(20202BAB204013); 江西省研究生创新专项资金(YC2020-S529); 博士启动基金项目(EA201901296)

作者简介: 曾 聪, 男, 1997 年生, 硕士生, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: 13755922186@163.com

持时间下测量维氏硬度。压缩性能测试试样的形状为圆柱体($\Phi 6\text{ mm}\times 9\text{ mm}$), 通过电液伺服疲劳试验机(INSTRON 8801)在室温下测试压缩性能, 应变速率为 0.25 mm/min 。

2 结果与讨论

2.1 AlCrCuFeNb_xNiTi 合金物相分析

AlCrCuFeNb_xNiTi($x = 0, 0.25, 0.5, 1.0$)高熵合金相组成是通过 XRD 进行表征的, 如图 1 所示。不含 Nb 的 HEAs(即 Nb0 合金)主相为 Ni₂TiAl 型 L₂₁ 相, 并存在少量的 bcc(A2)和 fcc 相结构。而在含 Nb 的 HEAs(Nb0.25, Nb0.5, Nb1)中均可以观察到 Laves 相的衍射峰, 该 Laves 相被识别为 C14(Mg₂Zn)类型; 在 Nb0.5 合金中发现 bcc(A2)衍射峰几乎消失; 在 Nb1 合金中未能检测到 fcc 相结构衍射峰。此外, 图 1 中还显示了合金主峰的局部放大图, 注意到随着 Nb 含量的增加, 主峰逐渐向较低角度移动, 这是由于大原子半径原子的加入造成严重的晶格畸变, 导致晶格常数增加和衍射角减小。综上所述可初步推测 Nb 的添加能够促进 Laves 相的形成。

科技工作者已使用一些参数判据来预测 HEAs 的相形成^[23-25]。在本研究中, 选择如下表 1 所示 AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$) HEAs 的参数作为判据。获得的相结构是以有序 fcc 的 L₂₁ 相为主的一种多相结构。对于热力学参数而言, 多组分无序固溶体通常具有相当小的形成焓, 而有序相通常具有非常小的熵^[26], 所以对于固溶体相形成准则的一些参数(如 $\Omega \geq 1.1$ 、原子尺寸差 $\delta \leq 6.6\%$)不一定能够适用本成分。关于有序相和金属间化合物的形成准则, 其中 Lu^[27]参考高温合金参数 M_d 来研究包含更多过渡元素的 HEAs 中拓扑密排相(TCP 相)的稳定性, 发现 TCP 相在 d 轨道能级 $M_d > 1.09$ 时是稳定的。Lu^[28]还通过计算电负性研究 d 级电子的结构特征对于 HEAs 稳定性的影响, 发现 TCP 相在电负性差异 $\Delta\chi_{\text{Pauling}} > 13.3\%$ 时是稳定的, 而没有 TCP 相在 $\Delta\chi_{\text{Pauling}} < 11.7\%$ 时形成,

然而当 HEA 含有大量 Al 时, $\Delta\chi_{\text{Pauling}}$ 用来预测是不准确的。Yurchenko 等^[29]提出了 HEAs 的 Laves 相形成准则, $\delta \geq 5.0\%$ 和 $\Delta\chi_{\text{Allen}} \geq 7.0\%$ 。由表 1 中计算出的参数可知, AlCrCuFeNb_xNiTi($x = 0, 0.25, 0.5, 1.0$)合金的 $M_d \geq 1.25$ 、 $\delta \geq 6.58\%$ 、 $\Delta\chi_{\text{Allen}} \geq 10.1\%$, 可推断该 HEAs 具有有序 fcc 的 L₂₁ 相和 Laves 相, 这一推断结果与 XRD 分析结果相一致, 也与上述一些有序相及金属间化合物计算判据结果相吻合, 从而获得适合 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的相形成判据。

2.2 AlCrCuFeNb_xNiTi 合金微观组织

为了进一步分析 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的组织及化学成分, 通过扫描电子显微镜背散射电子信号来观察合金显微组织, 如图 2 所示, 并通过 EDS 来分析 AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$) HEAs 中各种组织的化学成分(列于表 2)。从图 2a 可以看出, Nb0 合金组织主要由花瓣状的灰色基体和白色区域的枝晶组成, 在局部放大图上可以看到灰色颗粒分布在基体组织上。通过 EDS 对各组织分析其化学成分并结合 XRD 分析结果可知, 灰色基体被识别为 L₂₁ 相, L₂₁ 相富含 Ni、Al、Ti、Cu; 白色区域被识别为 fcc 相(富 Cu 相); 灰色颗粒被识别为无序 bcc(A2)相(富 Fe-Cr 相)。从图 2b 可以看出 Nb0.25 合金也包含树枝晶的灰色共晶

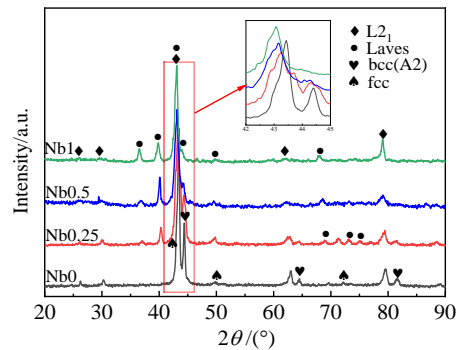


图 1 铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs 的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs

表 1 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的计算参数

Table 1 Calculated parameters of AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs

Alloy	$\Delta H_{\text{mix}}/\text{kJ mol}^{-1}$	$\Delta S_{\text{mix}}/\text{J (K mol)}^{-1}$	Ω	$\delta/\%$	$\Delta\chi_{\text{Pauling}}/\%$	$\Delta\chi_{\text{Allen}}/\%$	M_d
Nb0	-13.67	14.90	1.81	6.58	14.48	10.1	1.25
Nb0.25	-14.28	15.70	1.87	6.70	14.46	10.5	1.29
Nb0.5	-14.78	16.00	1.89	6.79	14.41	10.9	1.32
Nb1	-15.43	16.18	1.90	6.89	14.30	11.4	1.37

Note: ΔH_{mix} -enthalpy of mixing; ΔS_{mix} -entropy of mixing; $\Omega = T\Delta S_{\text{mix}}/\Delta H_{\text{mix}}$; δ -atomic size difference; $\Delta\chi_{\text{Pauling}}$ -Pauling electronegativity differences of the constituent elements; $\Delta\chi_{\text{Allen}}$ -Allen electronegativity differences of the constituent elements; M_d -d-orbital energy level

基体组织和枝晶间的亮白色相, Nb0.25 合金的 EDS 和 XRD 结果与 Nb0 合金的相类似, 但部分亮白色相被识别为 Laves 相(富 Nb 相)。从图 2c, 2d 可以看出 Nb0.5 和 Nb1 合金组织呈现出灰色相和亮白色相的树枝状结构, 灰色基体被识别为 L₂₁ 相; 白色区域被识别为 Laves 相(富 Nb 相), 主要区别是各相所占比例不同。如图 2c 所示, Nb0.5 合金的灰色基体相约占 3/5, 白色相大约占 2/5, 在枝晶间仍可看到存在少量的 Cu 偏析。Nb1 合金的基体为白色相, 其比例大约占 3/5, 灰色相占 2/5, 几乎看不到存在 Cu 的偏析现象(见图 2d)。Laves 相含量随着 Nb 添加量的增加而增加, 可推断 Nb 的添加可促进 Laves 相的形成; 另外, Nb 的添加抑制了 Cu 的偏析, 这些结果与文献[2]报道类似。

通过 EDS 分析 AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi 高熵合金各组织元素面分布(见图 3)可知, Al、Ni 和 Ti 富集在灰色

的 L₂₁ 相中, Fe、Cr 和 Nb 则富集在白色的 Laves 相内, Cu 部分分布 L₂₁ 相中, 但在枝晶处仍能看到少量 Cu 的偏析, 与前文分析一致。由 EDS 分析结果可明显观察到 L₂₁ 相和 Laves 相中固溶了大量其他元素, 形成一种高熵有序相, 本研究中报道的这类高熵有序相为探索独特的力学性能或者其他功能特性提供了一个新的选择。

由 EDS 结果可知有序 fcc 的 L₂₁ 相富集的 Al、Ti 和 Ni, Cu 元素容易偏析, 而 Laves 相富集 Cr、Fe 和 Nb。这可能归因于以下原因: 首先, Ni、Al 和 Ti 之间的混合焓较负(如表 3 所示, Ni 与 Ti、Ni 与 Al 和 Al 与 Ti 的混合焓值分别为-35、-22 和-30 kJ/mol), 且部分组分之间的形成焓 ΔH_f 超出了固溶体形成的建议范围(-138 meV/atom < ΔH_f < 37 meV/atom)^[26], 容易发生相分离现象, 如上所述 Ni、Al 和 Ti 的强相互作用

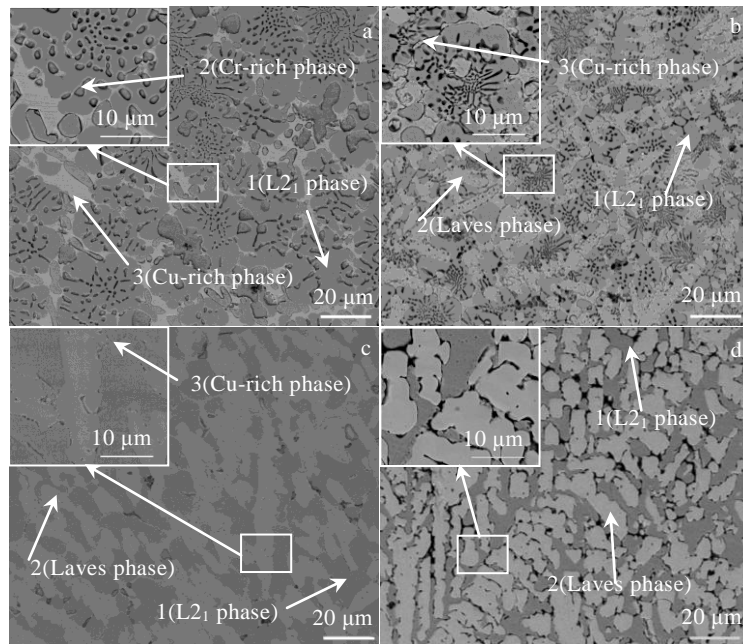


图 2 铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 显微组织 BSE 形貌

Fig.2 BSE images of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi: (a) Nb0, (b) Nb0.25, (c) Nb0.5, and (d) Nb1

表 2 铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 合金不同区域的 EDS 结果

Table 2 EDS results of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi alloy in the dendrite regions (at%)

Alloy	Regions	Al	Cr	Cu	Fe	Nb	Ni	Ti
Nb0	1(L ₂₁)	18.10	4.36	14.11	14.44	-	25.74	23.26
	2(bcc)	2.64	59.60	1.24	29.26	-	2.33	4.93
	3(fcc)	11.91	0.95	81.00	2.51	-	2.68	0.94
Nb0.25	1(L ₂₁)	22.78	3.13	14.20	11.94	-	26.77	20.50
	2(Laves)	7.43	28.39	-	25.17	13.73	8.12	17.15
	3(fcc)	15.35	1.58	76.60	2.35	-	2.94	-
Nb0.5	1(L ₂₁)	25.83	2.97	19.35	9.15	1.53	23.09	18.09
	2(Laves)	8.86	27.48	-	23.11	22.07	6.51	11.98
	3(fcc)	15.77	4.35	68.11	4.06	2.75	2.54	2.43
Nb1	1(L ₂₁)	21.57	1.13	22.99	5.00	1.79	26.13	21.39
	2(Laves)	11.41	22.08	4.46	18.05	26.15	9.32	8.52

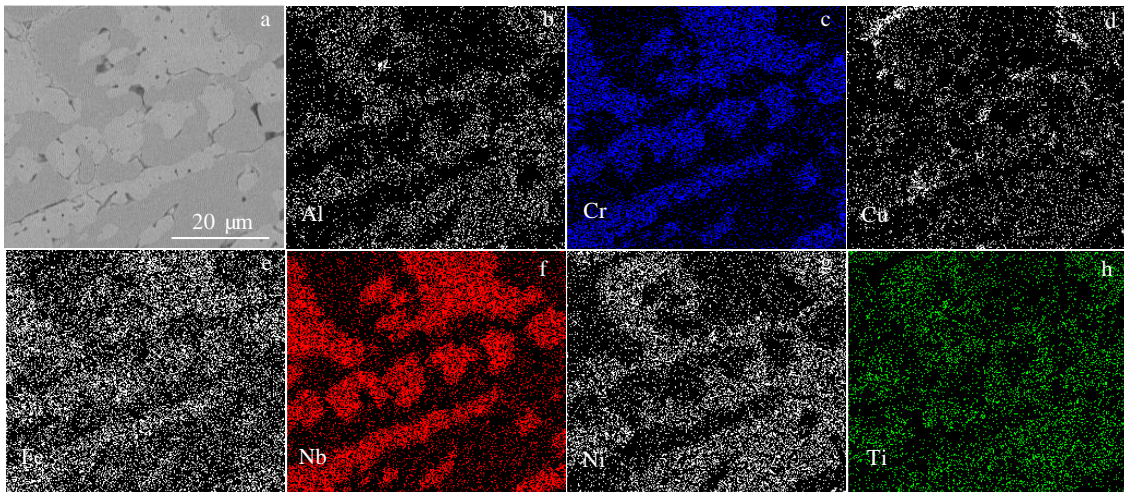


图 3 AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi 高熵合金的元素面分布

Fig.3 Morphology (a) and elemental mapping of distribution Al (b), Cr (c), Cu (d), Fe (e), Nb (f), Ni (g), and Ti (h) of AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi HEAs

导致形成有序 fcc 的 L₂₁ 相, Cr 和 Fe 相似的原子性能易形成一种 bcc 固溶体; 其次, Cu 与大多数元素的混合焓为正值, 从而导致在枝晶间偏析; 最后, 当在此合金体系中添加 Nb 元素后, 由于 Nb 在该合金体系中具有较大的原子尺寸, 并且与其他合金元素的较负的形成焓及混合焓, 这不利于 Nb 形成固溶体, 反而会增强富 Nb 的 Laves 相的形成趋势, Nb 元素将与富 Fe-Cr 形成 Laves 相, 而 Cu 与 Cr 和 Fe 较正的形成焓可能导致 Cu 原子排挤到 L₂₁ 相中, 从而在 L₂₁ 相成分中发现高含量的 Cu, 在文献[21]中也发现 Cu 能够进入到 L₂₁ 相中这一现象。

2.3 AlCrCuFeNb_xNiTi 合金力学性能

图 4 为铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的室温压缩曲线。从图 4 中可看出, Nb0 合金存在短暂的屈服阶段, 而 Nb0.25、Nb0.5 和 Nb1 合金几乎不存在屈服阶段, 直接进入断裂阶段, 显示出脆性断裂特征, 这

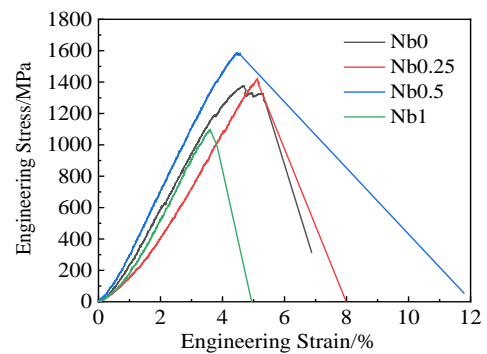


图 4 室温下铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金压缩应力-应变曲线

Fig.4 Compressive stress-strain curves of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs at room temperature

表 3 元素间的 ΔH_{mix} 和 ΔH_f 的计算值

Table 3 Calculated values of ΔH_{mix} ^[30] and ΔH_f ^[26] for elements

Element	Al	Cr	Cu	Fe	Nb	Ni	Ti
Al		-10*	-1*	-11*	-18*	-22*	-30*
Cr	-138 ⁺		12*	-1*	-7*	-7*	-7*
Cu	-224 ⁺	108 ⁺		13*	3*	4*	-9*
Fe	-369 ⁺	-8 ⁺	65 ⁺		-16*	-2*	-17*
Nb	-288 ⁺	-47 ⁺	-29 ⁺	-2505 ⁺		-30*	2*
Ni	-677 ⁺	-30 ⁺	-6 ⁺	-97 ⁺	-316 ⁺		-35*
Ti	-428 ⁺	-372 ⁺	-147 ⁺	-418 ⁺	11 ⁺	-435 ⁺	

Note: * ΔH_{mix} (kJ/mol); ⁺ ΔH_f (meV/atom)

种现象是由于高度有序 L₂₁ 相有限的滑移方式和硬脆 Laves 相共同作用导致而成的。表 4 中给出铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi(x=0, 0.25, 0.5, 1.0)合金的力学性能。由表 4 可知该系列高熵合金维氏硬度随 Nb 含量的增加而增加, 其值从 Nb0 合金的 5164 MPa 增加到 Nb1 合金的 6144 MPa, 这是因为随着 Nb 含量的增加, Laves 相含量逐渐增加, Cu 偏析程度减弱, 导致硬度逐渐提高。AlCrCuFeNb_xNiTi(x=0, 0.25, 0.5, 1.0)高熵合金的抗压强度随 Nb 含量的增加而先增加后减小, x=0.5 时达到极值。Nb0 合金的抗压强度为 1374.1 MPa,

Nb0.25 合金和 Nb0.5 合金的抗压强度分别增加到 1419.3 和 1587.4 MPa。尽管 Nb 的添加提高了合金抗压强度,但牺牲了合金的压缩应变,Nb0.5 合金仅表现出 4.57%的塑性应变。进一步增加 Nb 含量到 $x=1$ 时,Nb1 合金的抗压强度和压缩应变均降低,尤其是前者急剧降低,这是因为 Laves 相含量过多导致合金脆化现象严重。

图 5 为铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi($x=0, 0.25, 0.5, 1.0$) HEAs 的压缩断口 SEM 照片。断面平整,呈准解理断裂特征,表明该铸态合金为脆性材料。图 5a 和 5b 显示了 Nb0 和 Nb0.25 合金断裂的特征,具有解理断口特征的河流花样和舌状花样,在断裂表面上还可以清楚看见基体内部嵌入了富 Cr 颗粒,促进了裂纹的扩展,从而导致合金发生穿晶断裂,在图 5b 中还显示了韧性断口特征(撕裂棱)。图 5c、5d 具有平坦断口特征,

具有较大的解理台阶,但在图 5c 中的基体之间具有少量明亮的富 Cu 相在晶界处,少量富 Cu 相的存在可保证 Nb0.5 合金的压缩应变,而在如图 5d 所示的断口形貌中不存在富 Cu 相,这也导致了 Nb1 合金压缩强度和压缩应变较差,通过对合金力学性能分析,得出 Nb1 合金发生过早脆化现象。

表 4 铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的力学性能

Table 4 Mechanical properties of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs

Alloy	σ_{max}/MPa	$\epsilon_p/\%$	HV/MPa
Nb0	1374.1	5.39	5164
Nb0.25	1419.3	5.20	5360
Nb0.5	1587.4	4.57	5688
Nb1	777.2	3.62	6144

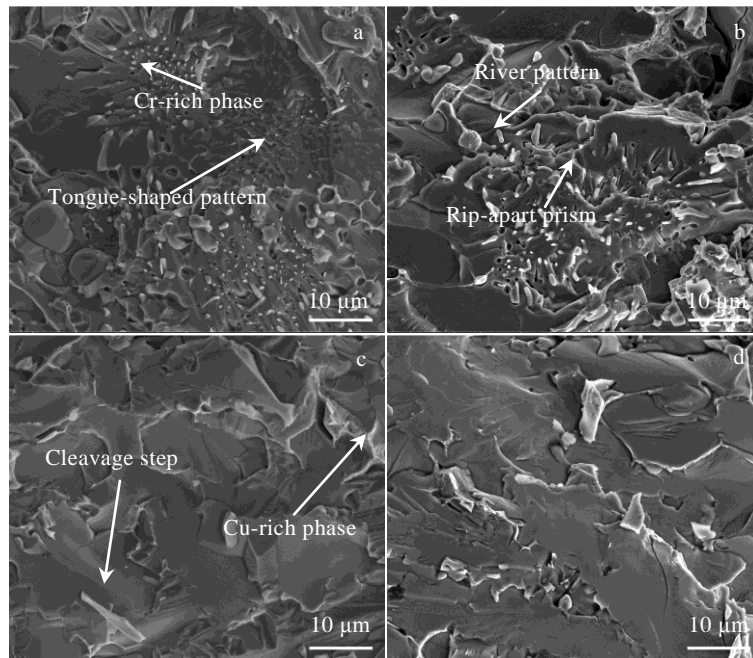


图 5 铸态 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的压缩断口形貌

Fig.5 Compression fracture morphologies of as-cast AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs: (a) Nb0, (b) Nb0.25, (c) Nb0.5, and (d) Nb1

3 结 论

1) AlCrCuFeNb_xNiTi($x = 0, 0.25, 0.5, 1.0$)高熵合金主相为有序 fcc 的 L2₁相(其中富集 Ni、Al、Ti),Nb 的添加能促进 Laves 相的生成,且能够抑制 Cu 的偏析。

2) 通过使用相判据参数分析,表明一些热力学参数标准(如 ΔH_{mix} 、 ΔS_{mix} 、 Ω)并不能有效预测 AlCrCuFeNb_xNiTi HEAs 中有序相的形成;而准则 M_d 、 $\Delta\chi_{Pauling}$ 、 $\Delta\chi_{Allen}$ 更适合于预测当前合金系统中有序相及金属间化合物的形成,得到适合 AlCrCuFeNb_xNiTi 高熵合金的相形成判据。

3) Nb 的添加能够改善 HEAs 的力学性能。与 AlCrCuFeNiTi 六元高熵合金相比,添加适量 Nb 的合金具有更高的硬度,抗压强度。其中 AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi HEAs 具有较好的抗压强度和硬度,分别达到 1587.4 MPa 和 5688 MPa,但会稍微牺牲其塑性。Nb 含量过高时会形成过多的 Laves 相使合金表现出过早脆化现象。

参考文献 References

[1] George E P, Raabe D, Ritchie R O. *Nature Reviews Materials*[J], 2019, 4(8): 515

- [2] Qin G, Wang S, Chen R R *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2018, 34: 365
- [3] He F, Chen D, Han B *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 167: 275
- [4] Cheng Z, Zhu W W, Yang L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 773: 138 881
- [5] Yang T, Zhao Y L, Tong Y *et al.* *Science*[J], 2018, 362(6417): 933
- [6] Lu Y P, Dong Y, Guo S *et al.* *Scientific Reports*[J], 2014, 4: 6200
- [7] Chang Haitao(畅海涛), Huo Xiaofeng(霍晓峰), Li Wanpeng(李万鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3633
- [8] Xu Z Q, Ma Z L, Xia G H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 792: 139 820
- [9] Sunkari U, Seelam R R, Athira K S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 793: 139 897
- [10] Liu S S, Cao P Y, Lin D Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 650
- [11] Yang T, Zhao Y L, Fan L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 189: 47
- [12] Zhou N X, Jiang S C, Huang T *et al.* *Science Bulletin*[J], 2019, 064(12): 856
- [13] Zhao Y L, Yang T, Li Y R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 188: 517
- [14] Soni V, Gwalani B, Alam T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 185: 89
- [15] Müller F, Gorr B, Christ H J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 842: 155 726
- [16] Yurchenko N Y, Stepanov N D, Zhrebtsov S V *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 82
- [17] Su Y, Luo S C, Wang Z M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 842: 155 823
- [18] Lozinko A, Zhang Y B, Mishin O V *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 822: 153 558
- [19] Hou Lili(侯丽丽), Yao Yuhong(要玉宏), Liang Xiaoyu(梁霄羽) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 111
- [20] Li C L, Ma Y, Hao J M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 737: 286
- [21] Choudhuri D, Alam T, Borkar T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2015, 100: 36
- [22] Jiang H, Jiang L, Qiao D X *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33: 712
- [23] Guo S, Liu C T. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2011, 21: 433
- [24] Poletti M G, Battezzati L. *Acta Materialia*[J], 2014, 75: 297
- [25] Ye Qilu(叶奇鲁), Yang Gang(杨钢). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1059
- [26] Troparevsky M C, Morris J R, Kent P R C *et al.* *Physical Review X*[J], 2015, 5(1): 011 041
- [27] Lu Y P, Dong Y, Jiang L *et al.* *Entropy*[J], 2015, 17: 2355
- [28] Dong Y, Lu Y P, Jiang L *et al.* *Intermetallics*[J], 2014, 52: 105
- [29] Yurchenko N, Stepanov N, Salishchev G. *Materials Science and Technology*[J], 2017, 33: 17
- [30] Takeuchi A, Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2005, 46(12): 2817

Microstructure and Properties of AlCrCuFeNb_xNiTi High Entropy Alloys

Zeng Cong¹, He Wen^{1,2}, Liang Bingliang¹, Chen Weihua¹, Ouyang Sheng^{1,2}, Ai Yunlong¹, Zhang Jianjun¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Analysis and Testing Center, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: AlCrCuFeNb_xNiTi ($x = 0, 0.25, 0.5, 1.0$) high-entropy alloys were prepared by arc melting, and the effect of different Nb contents on the microstructures and mechanical properties of AlCrCuFeNb_xNiTi high-entropy alloys was studied. The results show that the phase of AlCrCuFeNb_xNiTi ($x = 0, 0.25, 0.5, 1.0$) high-entropy alloys consists of ordered fcc L2₁ phase and Laves phase, together with minor bcc(A2) and fcc phases. The addition of Nb element can promote the formation of Laves phase and has a certain inhibitory effect on the segregation of Cu elements. The phase formation criterion suitable for AlCrCuFeNb_xNiTi high-entropy alloys is found through the calculation of phase criterion parameters. The addition of an appropriate amount of Nb can improve the mechanical properties of AlCrCuFeNiTi six-element high-entropy alloy. AlCrCuFeNb_{0.5}NiTi high-entropy alloy has better comprehensive mechanical properties. The compressive strength reaches 1587.4 MPa, and the hardness (HV) reaches 5688 MPa. When the Nb element content is too high, too much Laves phase will be formed and the alloy will exhibit premature embrittlement.

Key words: high-entropy alloys; intermetallic compound; phase composition; microstructures; mechanical properties