

C合金化对 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金微观组织和拉伸性能的影响

车路长¹, 刘俊¹, 彭菲菲¹, 熊欢¹, 张菲玥¹, 马县能², 高妞², 刘鑫旺²

(1.中国兵器工业第五九研究所, 重庆 400039;

2.华中科技大学 材料科学与工程学院, 武汉 430074)

摘要: 目的 为了显著提高 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金的室温力学性能, 利用 C 合金化的方法研究不同碳含量对微观组织和室温拉伸性能的作用规律。方法 采用电弧熔炼-滴铸方法制备了不同 C 含量的 (AlCrFeCoNi_{2.1})_{1-x}C (x=0、1、2、3, 原子数分数) 共晶高熵合金, 利用 XRD、SEM 和 EDS 等手段研究了不同 C 含量下微观组织、相结构和拉伸性能的变化规律。结果 添加 C 元素后, 合金未形成新相, 仍然由 FCC 相和 B2 相组成, 但其微观组织呈现出由层片状向树枝晶转变的特征。随着 C 含量的增加, 屈服强度和抗拉强度增大, 但伸长率有一定的降低, 其中 (AlCrFeCoNi_{2.1})_{1-3%}C (原子数分数) 合金的屈服强度可达到 791 MPa, 抗拉强度可达到 1 332 MPa, 同时伸长率仍有 6.1%, 与 AlCrFeCoNi_{2.1} 合金相比, 屈服强度和抗拉强度分别提高了 99 MPa 和 296 MPa。结论 该强化效果主要来源于 C 原子的固溶强化作用和微观结构的改变。

关键词: 共晶高熵合金; 相结构; 微观组织; 拉伸性能

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.08.021

中图分类号: TG21⁺1; TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2022)08-0148-07

Effect of C Alloying on Microstructure and Tensile Properties of AlCrFeCoNi_{2.1} Eutectic High Entropy Alloy

CHE Lu-chang¹, LIU Jun¹, PENG Fei-fei¹, XIONG Huan¹, ZHANG Fei-yue¹, MA Xian-neng²,
GAO Niu², LIU Xin-wang²

(1. No.59 Research Institute of China Ordnance Industry, Chongqing 400039, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effects of different C contents on microstructure and tensile properties at room temperature by C alloying, so as to significantly improve the mechanical properties of AlCrFeCoNi_{2.1} eutectic high entropy alloy at room temperature. (AlCrFeCoNi_{2.1})_{1-x}C (x=0, 1, 2, 3, atomic fraction) eutectic high entropy alloys with different C contents were prepared by vacuum arc melting followed by drop casting. The changes of microstructure, phase structure and tensile properties under different C contents were studied by XRD, SEM, EDS, etc. With the addition of C element, the alloy did not form a new phase, and was still composed of FCC phase and B2 phase, but the microstructures transformed from lamellar to dendritic features. With the increase of C content, both the yield strength and ultimate tensile strength increased, but the elongation decreased. The yield strength, ultimate tensile strength and elongation of the (AlCrFeCoNi_{2.1})_{1-3%}C (atomic fraction) alloy reached 791 MPa, 1 332 MPa and 6.1%, respectively. Compared with the AlCrFeCoNi_{2.1} alloy, the yield strength and tensile

收稿日期: 2022-06-07

基金项目: 国家自然科学基金 (51971099)

作者简介: 车路长 (1964—), 男, 研究员, 主要研究方向为金属精密成形工艺和低应力制造技术。

通讯作者: 刘俊 (1986—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向为轻合金成形工艺。

strength were increased by 99 MPa and 296 MPa, respectively. The strengthening effect is mainly due to the interstitial solution strengthening and the change of microstructures by addition.

KEY WORDS: eutectic high entropy alloys; phase structure; microstructure; tensile properties

传统合金由 1 种或 2 种主元组成,合金体系的设计受到一定限制。2004 年, Yeh 等^[1]提出了高熵合金这一新型合金设计理念。不同于传统合金以单一元素为主、其余元素为辅的设计思路,高熵合金采用由多种主元以等物质的量比或近等物质的量比组成合金的设计思路,大大拓宽了合金设计范围,并且有的高熵合金体系表现出了很强的互溶性,可形成简单的固溶体结构^[2]。已提出的高熵合金体系因具有高韧性、高强度、高硬度、高热稳定性、优异的耐腐蚀性和耐磨损性等特点引发了广泛的关注^[3-6]。随着对高熵合金研究的不断深入,研究者发现具有面心立方(FCC)结构的高熵合金表现出了优异的塑性和韧性,但其强度往往相对较低,如典型的 CoCrFeMnNi 高熵合金^[7];具有体心立方(BCC)结构的高熵合金表现出了较高的强度和硬度,但其塑性和韧性一般较差,例如 WTaMoNb 和 WTaMoNbV 高熵合金在室温下几乎没有塑性^[8]。此外,流动性和铸造性能较差以及成分偏析严重的问题进一步限制了高熵合金的实际应用^[9-10]。

为了解决上述问题, Lu 等^[11]结合了 FCC 和 BCC 相结构的优点并利用传统合金中共晶的概念设计了新的高熵合金体系,首先提出了共晶高熵合金的概念,采用真空感应熔炼法成功制备出了 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金,该合金由 FCC 相和 B2 相的共晶组织组成,室温下的抗拉强度和断裂伸长率分别可达到 944 MPa 和 25.6%,表现出了良好的力学性能。合金化是一种常见的强化方法,以往的研究结果表明, C 作为一种合金元素,其原子半径较小,一般以间隙原子的形式存在于合金中,添加 C 元素可以产生显著室温强化、表面硬化、同步韧化等多种效应^[12]。另外, C 可以作为溶质元素,起到细化晶粒的作用。例如 C 元素在 AlCoCrFeNi 高熵合金中倾向于沿晶界偏析,因此, C 元素的偏析显著细化了该合金的凝固组织^[13]。虽然 C 元素在 Al-Cr-Fe-Co-Ni 体系高熵合金中的作用已被较多学者研究,例如研究了 AlFeCoNiC_x、Fe_{40.4}Ni_{11.3}Mn_{34.8}Al_{7.5}Cr₆C_x 和 CrFeCoNiC_x 合金中 C 元素对微观组织和力学性能的影响^[14-16],但这些研究更多地针对单相合金,对于凝固过程和凝固组织更加复杂的双相 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金,有关 C 元素对其凝固组织和力学性能作用及机理的研究仍然较为匮乏,亟待深入揭示。此外,值得关注的是,共晶高熵合金微观组织的变化在一定程度上导致了其力学性能的变化^[17-19]。

文中以典型的 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金为研究对象,研究了不同含量的 C 元素(1%、2%、3%, 原子数分数)对该共晶高熵合金凝固组织和室温拉伸性能的影响,并进一步讨论了相应的机理。

1 实验

在高纯氩气的保护下,使用电弧熔炼-滴铸的方法制备了不同 C 含量的(AlCrFeCoNi_{2.1})-x%C(x=0、1、2、3, 原子数分数)共晶高熵合金铸锭,分别记作 C₀、C₁、C₂、C₃。原材料为 Al、Cr、Fe、Co、Ni 的高纯金属(纯度≥99.9%)和 Cr₃C₂ 粉末(纯度≥99%)。熔炼时将配好的原材料按照熔点由低到高的顺序依次放入水冷铜坩锅中,将粉末放置于其他金属之间以防止在熔炼时被电弧吹飞。为了保证合金化学成分均匀,将熔炼得到的纽扣锭翻转重熔 5 次,随后滴铸到铜模中,得到尺寸为 17 mm×10 mm×80 mm 的长方体铸锭。

采用 Shimadzu XRD-7000 型 X 射线衍射仪进行相结构分析,选择 Cu 靶 K_α 射线(波长 λ=0.154 nm),扫描角度范围为 20°~90°,扫描速度为 3 (°)/min。测试的样品在实验前均使用 SiC 砂纸打磨光亮,并使用无水乙醇进行超声波清洗,保证试样表面清洁。

采用 Nova NanoSEM 450 型场发射扫描电镜(SEM)进行微观组织观察,同时用能谱分析仪(EDS)半定量分析样品化学成分、检测微区成分分布和相对含量。用不同目数的 SiC 砂纸依次打磨试样到 2000#,然后在室温下采用电化学抛光法对样品进行抛光处理,抛光液采用由体积分数为 90%的无水乙醇和 10%的高氯酸组成的混合溶液,抛光电压为 30 V,时间为 15 s。

采用线切割方法从铸锭上切取厚度为 1.5 mm 的狗骨状扁平拉伸试样,其总长度为 30 mm,标距为 12 mm,标距宽度为 2.5 mm。室温拉伸实验在 SHIMADZU AG-100 KN 型材料性能实验机上进行,每一种合金需要进行 2 次以上的重复拉伸实验,以确保数据的可靠性和准确性,应变速率为 10⁻³ s⁻¹。

2 结果及讨论

2.1 微观组织与相结构

图 1 为不同 C 含量的铸态 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金的 XRD 衍射谱。结果表明,所有合金均由 FCC

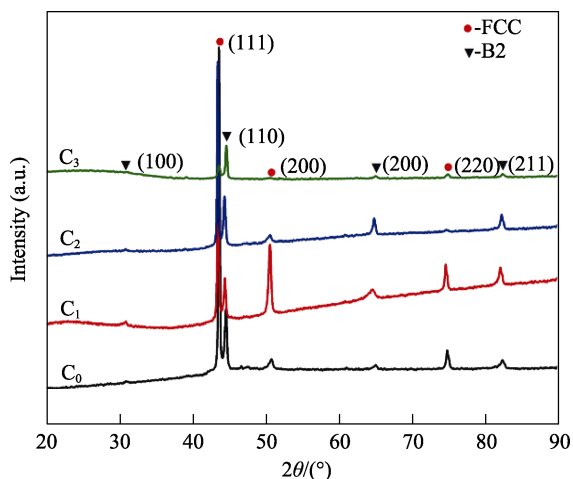


图1 铸态 $(\text{AlCrFeCoNi}_{2.1})-x\% \text{C}$ ($x=0, 1, 2, 3$) 共晶高熵合金的 XRD 衍射谱

Fig.1 XRD diffraction spectra of as-cast $(\text{AlCrFeCoNi}_{2.1})-x\text{at.}\% \text{C}$ ($x=0, 1, 2, 3$) eutectic high entropy alloys

和 B2 两相组成。添加 C 元素后, FCC 相和 B2 相的

衍射峰均向低角度移动, 这表明 FCC 相和 B2 相的晶格常数由于 C 元素的固溶而增大。C 原子间隙固溶于合金中导致晶格畸变, 增大了晶格常数, 类似的现象在含 C 的 $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ 、 CoCrFeMoNi 和 $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ 等高熵合金中都被观察到^[14,20-21]。

图 2 为不同 C 含量的 $\text{AlCrFeCoNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的 SEM 图。可以看出, C_0 合金呈现出典型的由 FCC 相和 B2 相组成的层片状共晶组织。在图 2a 左下角的局部放大图中可以看到, FCC 相和 B2 相之间的层间间距约为 $0.7 \mu\text{m}$, 与 Chen 等^[19]得到的 $0.2\sim 0.5 \mu\text{m}$ 层间间距有点区别, 这主要是因为铸造过程中冷却速率不同。添加 C 元素后, B2 相显著粗化, 同时, 微观组织由层片状向树枝晶形态转变。在 C_1 合金中可以明显观察到这种现象, 其共晶组织由层片状和树枝晶构成。继续增加 C 含量, C_2 合金中层片状形态消失, 出现明显的树枝晶形态, 随着 C 含量进一步增加, C_3 合金中树枝晶呈散乱分布。

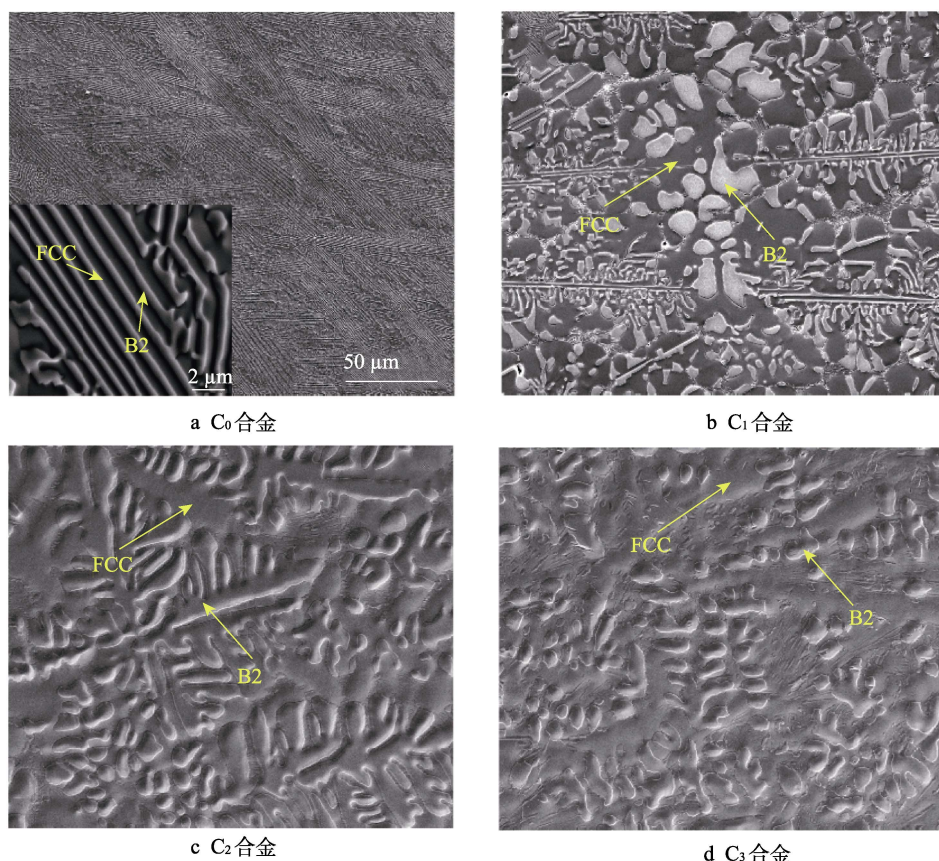


图2 铸态 $(\text{AlCrFeCoNi}_{2.1})-x\% \text{C}$ ($x=0, 1, 2, 3$) 共晶高熵合金的 SEM 图

Fig.2 SEM images of as-cast $(\text{AlCrFeCoNi}_{2.1})-x\text{at.}\% \text{C}$ ($x=0, 1, 2, 3$) eutectic high entropy alloys

对 C_0 和 C_3 共晶高熵合金进行 EDS 成分分析结果如图 3 所示。 C_0 合金中的 FCC 相富集 Cr、Fe、Co 元素, 而 Ni 和 Al 元素贫乏, B2 相则与之相反。尽管凝固条件不同, 但各相的成分与 Lu 等^[11]和 Chen 等^[19]制备的 $\text{AlCrFeCoNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的成分相

似。在 C_3 合金中, 由于 EDS 对轻元素的灵敏度低, 因此没有显示 C 元素的含量, C_3 合金中两相元素分布结果与 C_0 合金的结果相似。

图 4 为 C_3 合金的元素分布图。可以明显看到, FCC 相富集 Cr、Fe 和 Co 元素, B2 相则是富集 Ni

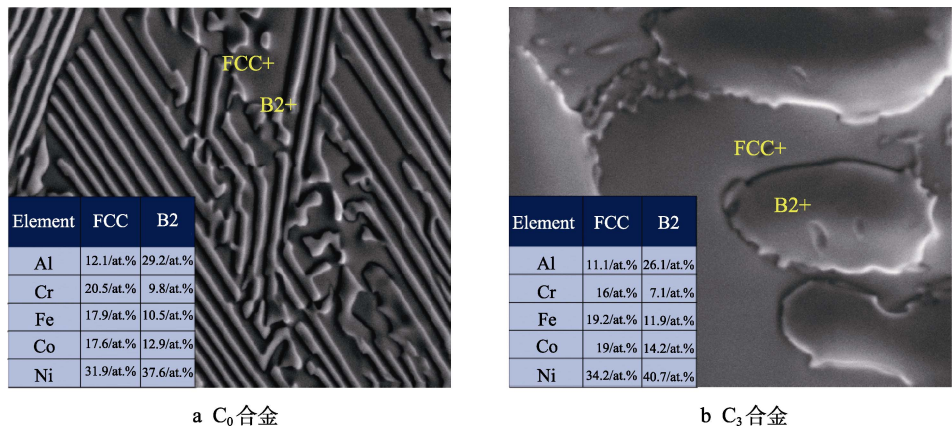


图 3 C₀和C₃共晶高熵合金的EDS分析结果
Fig.3 EDS analysis results of as-cast C₀ and C₃ eutectic high entropy alloys

和 Al 元素,与上述结果一致。另外,C 和 Cr 具有较大的混合焓^[22],具有形成富 Cr 碳化物的倾向,这在添加 C 元素的 AlCoCrFeNi 和 CrFeCoNi 高熵合金中已被证实^[13,16]。颜屹^[23]研究了 C 元素对铸态 (Fe₅₅Mn₂₅Co₁₀Cr₁₀)_{100-x}C_x和 (Fe₄₀Mn₂₀Co₂₀Cr₂₀)_{100-x}C_x 高熵合金微观组织和力学性能的影响,发现在 (Fe₅₅Mn₂₅Co₁₀Cr₁₀)_{100-x}C_x 高熵合金体系中,C 元素的固溶极限约为 4% (原子数分数)。Liu 等^[24]发现在 Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ 高熵合金中 C 元素的固溶极限约为 4% (原子数分数)。Chen 等^[21]发现在 Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ 高熵合金中 C 元素的固溶极限约为 4.4% (原子数分

数),而在 (Fe₄₀Mn₂₀Co₂₀Cr₂₀)_{100-x}C_x 高熵合金体系中,C 元素的固溶极限约为 3% (原子数分数)。在本文研究中,AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金中 C 的含量位于 Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ 高熵合金和 Fe₄₀Mn₂₀Co₂₀Cr₂₀ 高熵合金的中间,可推测 C 元素在 AlCrFeCoNi_{2.1} 共晶高熵合金中的固溶极限约为 3%~4% (原子数分数),相比于单相 CrFeCoNi 系高熵合金中 C 的固溶度 (2%,原子数分数)有所提升。因此,在 C₃ 合金中没有观察到碳化物,这可能是因为 C 原子的溶解度还未达到其极限,且凝固过程较快,碳化物来不及析出,从而形成亚稳结构。

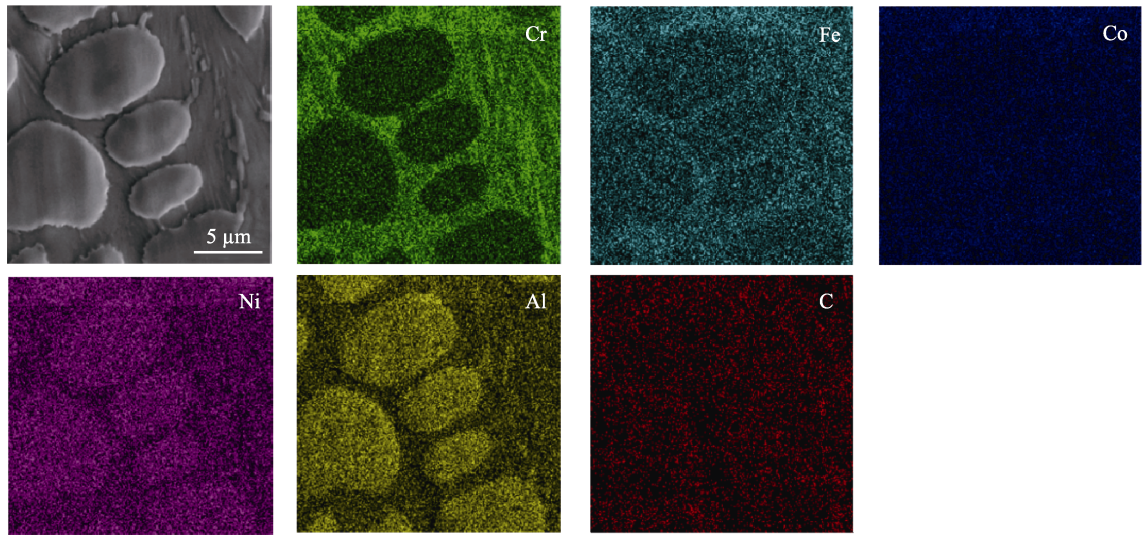


图 4 C₃合金的元素分布图
Fig.4 Element distribution of C₃ alloy

2.2 室温拉伸性能

图 5 是铸态 (AlCrFeCoNi_{2.1})-x%C (x=0、1、3) 共晶高熵合金的室温拉伸性能。表 1 中列出了图 5a 中 (AlCrFeCoNi_{2.1})-x%C (x=0、1、3) 共晶高熵合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率。可以看到,C₀ 合金的屈服强度为 692 MPa ,抗拉强度为 1 036 MPa ,

伸长率为 12.6%,与 Wani 等^[25]的研究结果相当。随着 C 含量的增加,合金的屈服强度和抗拉强度也逐渐提高,但伸长率下降。C₃ 合金的屈服强度达到 791 MPa ,抗拉强度达到 1 332 MPa ,伸长率仍保持 6.1%,与 C₀ 合金相比,屈服强度和抗拉强度分别提高了 99 MPa 和 296 MPa ,表现出了较好的综合力学性能。可以看到,塑性变形开始时 C₀、C₁、C₃ 合金

的真应力分别为 724、762、819 MPa (见图 5b), 所有合金的加工硬化率均呈现出下降的趋势(见图 5c)。

随着 C 含量的增加, 加工硬化率有所提升, 但也更达到了塑性失稳状态。

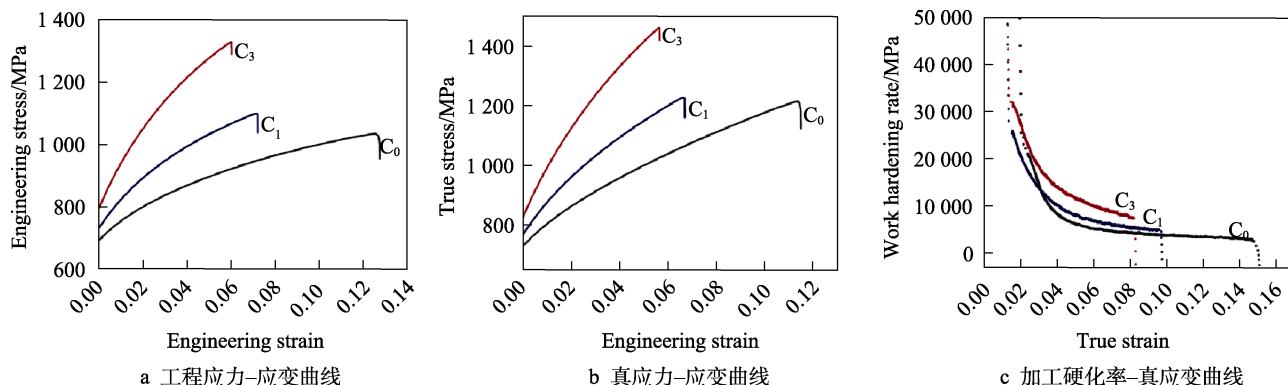


图5 铸态 (AlCrFeCoNi_{2.1}) -x% C (x=0、1、3) 共晶高熵合金的室温拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of as-cast (AlCrFeCoNi_{2.1})-xat.% C (x=0, 1, 3) eutectic high entropy alloy at room temperature

表1 (AlCrFeCoNi_{2.1}) -x% C (x=0、1、3) 共晶高熵合金共晶高熵合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率

Tab.1 Yield strength, tensile strength and elongation of (AlCrFeCoNi_{2.1})-xat.% C (x=0, 1, 3) eutectic high entropy alloy

合金	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
C ₀	692	1 036	12.6
C ₁	730	1 102	7.2
C ₃	791	1 332	6.1

2.3 机理分析

热力学参数与固溶体的形成和稳定性有着密切关系^[26]。预测高熵固溶体相结构的主要参数有 ΔS_{mix} (混合熵)、 ΔH_{mix} (混合焓)、 δ (原子尺寸差, ΔS_{mix} 与 ΔH_{mix} 的比值)、 μ_{VEC} (价电子浓度) 和 χ (电负性)^[4]。相应计算公式见式(1)~(4), 计算结果

如图6所示。

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

$$\Delta H_{\text{mix}} = \sum_{i=1, i \neq j}^n 4\Delta H_{ij}^{\text{mix}} c_i c_j \quad (2)$$

$$\mu_{\text{VEC}} = \sum_{i=1}^n c_i (\mu_{\text{VEC}})_i \quad (3)$$

$$\chi = \sum_{i=1}^n c_i (\chi)_i \quad (4)$$

式中: n 为组成元素的数量; c_i 为第 i 个元素的原子数分数; R 为摩尔气体常数; $\Delta H_{ij}^{\text{mix}}$ 为第 i 个和第 j 个元素之间的混合焓^[22]; $(\mu_{\text{VEC}})_i$ 为第 i 个元素的价电子浓度; $(\chi)_i$ 为第 i 个元素的电负性^[27]。

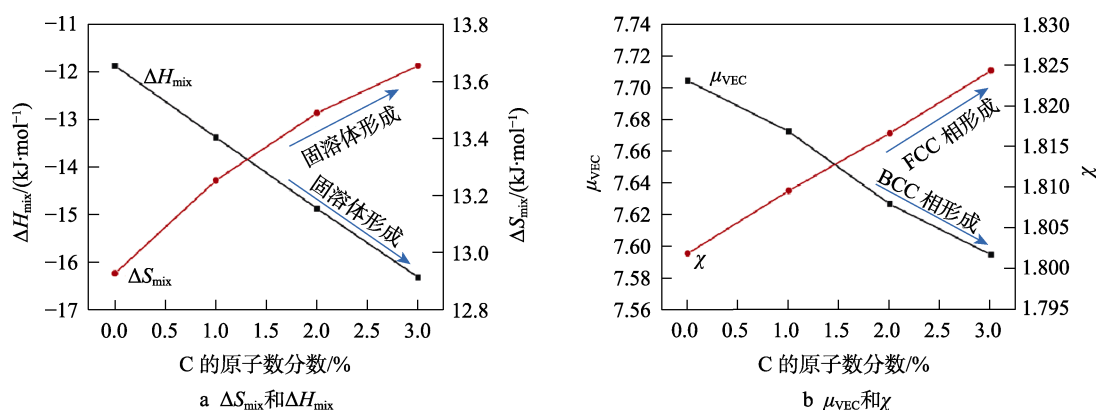


图6 (AlCrFeCoNi_{2.1}) -x% C (x=0、1、2、3) 共晶高熵合金的主要参数值

Fig.6 Main parameters of (AlCrFeCoNi_{2.1})-xat.% C (x=0, 1, 2, 3) eutectic high entropy alloy

由图 6a 可知, 随着 C 含量的增加, ΔS_{mix} 的值逐渐增加, ΔH_{mix} 的值降低, 表明有利于固溶体的形成^[13,26]。由图 6b 可知, 该系列共晶高熵合金的 μ_{VEC}

均位于形成 FCC 相和 BCC 相的区间 ($6.87 \leq \mu_{\text{VEC}} \leq 8$) 内^[27], 这与实验结果相吻合。随着 C 含量的增加, μ_{VEC} 的值降低, 从而促进了 BCC 相的形成; χ 随着

C含量的增加而增加,说明高的 χ 值有利于促进FCC相的形成^[6,13]。 μ_{VEC} 和 χ 之间的耦合效应较为复杂,其耦合结果会有一个BCC相和FCC相转变的临界值(K),当大于 K 值时形成FCC相,否则就形成BCC相^[13]。

在AlCrFeCoNi_{2.1}共晶高熵合金中加入C元素将增加 ΔS_{mix} 和 χ 、降低 ΔH_{mix} 和 μ_{VEC} ,这有利于固溶体的形成、抑制高熵合金体系中金属间化合物的形成,这与实验结果相一致。添加的C元素首先是以间隙原子的形式存在于合金中,随着C含量的增加,C元素在凝固过程中会偏析于固液界面前沿^[13,16]。另外,C元素与合金中各元素的混合焓不同,这会诱导元素的偏析。因此,C元素的添加会导致合金的微观结构发生变化。

力学性能的变化原因如下:(1)软的FCC相和硬的B2相都发生了弹性变形;(2)软的FCC相开始发生塑性变形,导致性能不相容,因此,可塑性变形的软FCC相不能自由变形^[19];(3)随着C含量的增加,B2相的形态发生了由层片状向枝晶状转变,B2相相对于FCC相强度更高,且更不易发生塑性变形,其形态的转变导致它对FCC的牵制作用增强,进一步导致强度提高,故微观结构中FCC相和B2相的改变也必定会引起力学性能的变化;(4)C元素的添加导致的固溶强化也有利于强度的提升。

3 结论

研究了不同C元素含量对AlCrFeCoNi_{2.1}共晶高熵合金的微观组织和力学性能的影响,主要结论如下。

1)在添加不同C元素含量后,合金仍然是由FCC相和B2相组成的双相结构。随着C含量的增加,B2相开始粗化,同时,微观组织的形态由层片状向树枝晶形态转变。

2)C元素的添加导致合金强度提高,而伸长率则略有降低。其中,(AlCrFeCoNi_{2.1})-3%C(原子数分数)合金表现出优良的综合力学性能,这主要是因为添加C元素后导致了固溶强化。

参考文献:

- [1] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299-303.
- [2] 崔宇, 杜辉, 徐丽萍, 等. 碳化物析出对CrFeCoNi高熵合金拉伸和腐蚀性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(10): 1130-1134.

- CUI Yu, DU Hui, XU Li-ping, et al. Effects of Carbide Precipitation on Tensile and Corrosion Properties of the CrFeCoNi High-Entropy Alloy[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2019, 39(10): 1130-1134.
- [3] ANIRUDHA K, GURUVIDYATHRI K, VS H, et al. Thermal Stability of AlCoFeMnNi High-Entropy Alloy[J]. Scripta Materialia, 2019, 162: 465-467.
- [4] ZHANG Y, ZUO T, TANG Z, et al. Microstructures and Properties of High-Entropy Alloys[J]. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.
- [5] HUANG Y, CHEN L, LUI H, et al. Microstructure, Hardness, Resistivity and Thermal Stability of Sputtered Oxide Films of AlCoCrCu0.5NiFe High-Entropy Alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 457(1/2): 77-83.
- [6] YE Qing-feng, FENG Kai, LI Zhu-guo, et al. Microstructure and Corrosion Properties of CrMnFeCoNi High Entropy Alloy Coating[J]. Applied Surface Science, 2017, 396: 1420-1426.
- [7] OTTO F, DLOUHÝ A, SOMSEN C, et al. The Influences of Temperature and Microstructure on the Tensile Properties of a CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy[J]. Acta Materialia, 2013, 61(15): 5743-5755.
- [8] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory High-Entropy Alloys[J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758-1765.
- [9] 王伟彤, 陈淑英, 张勇, 等. 高熵合金强韧化方法及力学性能的研究进展[J]. 材料导报, 2021, 35(17): 17043-17050.
- WANG Wei-tong, CHEN Shu-ying, ZHANG Yong, et al. Research Progress of Strategies for Improving Strength-Ductility Combinations and Mechanical Properties of High Entropy Alloys[J]. Materials Reports, 2021, 35(17): 17043-17050.
- [10] 焦文娜, 卢一平, 曹志强, 等. 共晶高熵合金的研究进展及展望[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(3): 265-274.
- JIAO Wen-na, LU Yi-ping, CAO Zhi-qiang, et al. Progress and Prospect of Eutectic High Entropy Alloys[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2022, 42(3): 265-274.
- [11] LU Y, DONG Y, GUO S, et al. A Promising New Class of High-Temperature Alloys: Eutectic High-Entropy Alloys[J]. Scientific Reports, 2014, 4: 6200.
- [12] 白莉, 王宇哲, 吕煜坤, 等. 碳对无Co高熵合金Fe₄₀Mn₃₀Ni₁₀Cr₁₀Al₁₀组织以及力学性能的影响[J]. 材料导报, 2020, 34(17): 17072-17076.
- BAI Li, WANG Yu-zhe, LYU Yu-kun, et al. Effect of Carbon on Microstructures and Mechanical Properties of Co-Free Fe₄₀Mn₃₀Ni₁₀Cr₁₀Al₁₀ High-Entropy Alloy[J]. Materials Reports, 2020, 34(17): 17072-17076.
- [13] QIN G, XUE W, CHEN R, et al. Grain Refinement and FCC Phase Formation in AlCoCrFeNi High Entropy Alloys by the Addition of Carbon[J]. Materialia, 2019, 6: 100259.
- [14] WANG Zhang-wei, BAKER I, CAI Zhong-hou, et al. The Effect of Interstitial Carbon on the Mechanical Properties and Dislocation Substructure Evolution in

- Fe_{40.4}Ni_{11.3}Mn_{34.8}Al_{7.5}Cr₆ High Entropy Alloys[J]. *Acta Materialia*, 2016, 120: 228-239.
- [15] FAN J, ZHANG L, YU P, et al. Improved the Microstructure and Mechanical Properties of AlFeCoNi High-Entropy Alloy by Carbon Addition[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 728: 30-39.
- [16] LIU X W, LIU L, LIU G, et al. The Role of Carbon in Grain Refinement of Cast CrFeCoNi High-Entropy Alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2018, 49(6): 1-10.
- [17] JOSEPH J, IMRAN M, HODGSON P, et al. Towards the Large-Scale Production and Strength Prediction of Near-Eutectic Al_xCoCrFeNi_{2.1} Alloys by Additive Manufacturing[J]. *Manufacturing Letters*, 2020, 25: 16-20.
- [18] DONG Yong, LU Yi-ping, KONG Jiao-run, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Multi-Component AlCrFeNiMo_x High-Entropy Alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 573: 96-101.
- [19] CHEN Xiao-hua, XIE Wei-yang, ZHU Jin, et al. Influences of Ti Additions on the Microstructure and Tensile Properties of AlCoCrFeNi_{2.1} Eutectic High Entropy Alloy[J]. *Intermetallics*, 2021, 128: 107024.
- [20] 马文林, 王府伯, 张爱军, 等. CoCrFeMoNiC_x 中熵合金的组织及其力学和摩擦学性能[J]. *摩擦学学报*, 2021, 41(6): 913-923.
- MA Wen-lin, WANG Fu-bo, ZHANG Ai-jun, et al. Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of CoCrFeMoNiC_x Medium-Entropy Alloys[J]. *Tribology*, 2021, 41(6): 913-923.
- [21] HEN L, WEI R, TANG K, et al. Heavy Carbon Alloyed FCC-Structured High Entropy Alloy with Excellent Combination of Strength and Ductility[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 716: 150-156.
- [22] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element[J]. *Materials Transactions*, 2005, 46(12): 2817-2829.
- [23] 颜屹. C、Mo 微合金化 FeMnCoCr 系双相高熵合金[D]. 西安: 西安工业大学, 2021: 1-55.
- YAN Yi. C, Mo Microalloyed FeMnCoCr System Dual-Phase High Entropy Alloys[D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2021: 1-55.
- [24] LIU X, ZHAO X, CHEN J, et al. Effect of C Addition on Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast HEAs (Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀)_{100-x}C_x[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, 254: 123501.
- [25] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, et al. Ultrafine-Grained AlCoCrFeNi_{2.1} Eutectic High-Entropy Alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2016, 4(3): 174-179.
- [26] LI Zhe, YOU Jun-hua, GUO Yao-zu, et al. Phase Transition Mechanism and Mechanical Properties of Al-CrFe₂Ni₂ High-Entropy Alloys with Changes in the Applied Carbon Content[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(3): 1901363.
- [27] GUO S, NG C, LU J, et al. Effect of Valence Electron Concentration on Stability of FCC or BCC Phase in High Entropy Alloys[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 103505.

责任编辑：蒋红晨