

FCC+TiC 型共晶高熵合金的成分设计和力学性能

谢衡科 任驰骋 龙耀慧 李天昕

(贵州大学材料与冶金学院, 贵阳 550025)

摘要 结合 $A-(M+N)$ 成分设计模型和相图计算, 设计出一种含 C 的新型共晶高熵合金 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 并分析了其组织和力学性能。结果表明, 该合金组织由 FCC 固溶体和 TiC 碳化物共同组成, 其屈服强度, 抗拉强度和伸长率分别为 304 MPa、594 MPa 和 8%。同时, 该合金展现出较高的加工硬化率 (1 500 MPa), 具有良好的加工硬化能力以及优异的均匀变形能力。断口分析表明, FCC 相表现出韧性断裂特征, TiC 相表现出脆性解离断裂特征。利用经典的 Orowan 强化模型分析了该合金强度的来源, 结果表明, TiC 碳化物相对合金强度的贡献约为 62%, 第二相强化是其主要强化机制。

关键词 共晶高熵合金; 成分设计; 微观组织; 力学性能; 第二相强化

中图分类号 TG139; TG113.25

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250286

Composition Design and Mechanical Properties of FCC+TiC Type EHEA

XIE Hengke, REN Chicheng, LONG Yaohui, LI Tianxin

(College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025)

Abstract: A novel carbon-containing $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ EHEA was designed combined with $A-(M+N)$ composition design model and phase diagram calculations, and microstructure as well as mechanical properties was investigated. The results reveal that the alloy consists of FCC solid solution phase and TiC carbide phase, where the yield strength, tensile strength and elongation reach up to 304 MPa, 594 MPa and 8%, respectively. Additionally, the alloy exhibits a high work-hardening rate (1 500 MPa), indicating excellent work-hardening capability and superior uniform deformation ability. Fracture analysis demonstrates that FCC phase is characterized by dimple fracture, while TiC phase displays brittle cleavage fracture. Classical Orowan strengthening model was employed to assess the strength source, and contribution of TiC carbide approximately accounts for 62%, confirming that second-phase strengthening is dominated.

Key Words: EHEA, Composition Design, Microstructure, Mechanical Properties, Second-phase Strengthening

多主元高熵合金因其优异的力学性能和广阔的成分设计空间得到广泛关注。然而, 由于多主元特征带来的“双刃剑”, 高熵合金的制备始终存在着严重的成分偏析和铸造缺陷, 难以实现大尺寸、复杂结构件的一体成形, 限制了其在工业上的大规模应用。为解决上述问题, LU Y P 等^[1]提出了共晶高熵合金 (EHEA) 的概念。共晶高熵合金兼具高熵合金和共晶合金的优点, 不仅延用了高熵合金的多主元设计思路, 拥有广阔的成分设计空间和强韧化潜力, 还具有共晶合金良好的铸造流动性、均匀的组织以及优异工业化应用潜力^[2-4]。

自共晶高熵合金概念提出以来, 大量共晶高熵合金设计及制备方法被提出^[5]。DIAO Z H 等^[6]利用混合熔法开发

出 $\text{Co}_{27.6}\text{Cr}_{7.89}\text{Fe}_{18.34}\text{Ni}_{32.5}\text{Nb}_{13.67}$ 、 $\text{Co}_{29.44}\text{Cr}_{8.1}\text{Fe}_{18.5}\text{Ni}_{29.96}\text{Ta}_{14}$ 、 $\text{Cr}_{11.62}\text{Fe}_{27}\text{Ni}_{47.38}\text{Nb}_{14}$ 和 $\text{Cr}_{11.93}\text{Fe}_{27.2}\text{Ni}_{47.37}\text{Ta}_{13.5}$ 等新型共晶高熵合金, 其在室温压缩试验中展现出良好的强塑性匹配, 屈服强度大于 1 700 MPa、伸长率大于 11%。JIN X 等^[7]利用伪二元法组合两种不同稳定结构的相对应的元素, 设计出 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{14.3}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{14.3}\text{Ni}_{40.1}$ 、 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{28.6}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{14.3}\text{Ni}_{25.8}$ 和 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{14.3}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{28.6}\text{Ni}_{25.8}$ 新型共晶高熵合金, 均展现出良好的拉伸力学性能, 其抗拉强度大于 1 000 MPa, 伸长率大于 10%。然而, 目前所设计的大部分共晶高熵合金仍局限在 Al-Co-Cr-Fe-Ni 体系。虽然部分研究尝试通过添加原子尺寸和密度高、价格昂贵的 Nb、Ta、Zr 等金属元素构建 Laves 型共

收稿日期: 2025-07-23; 修订日期: 2025-08-26

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52474402); 贵州大学大学生创新创业训练计划资助项目 (gzuxc2024008); 贵州大学“SRT 计划”资助项目 (2024SRT030); 贵州大学特岗基金资助项目 (2023-46); 贵州省基础研究计划项目 (自然科学基金) 资助项目 (QKHJC-MS[2025]575); 贵州省青年科技人才成长资助项目 (QKJ[2024]24); 贵州省科学技术协会青年科技人才托举工程资助项目 (202410)

第一作者: 谢衡科, 男, 2005 年出生, 硕士研究生, E-mail: 3386388535@qq.com

通信作者: 李天昕, 男, 1993 年出生, 副教授, E-mail: ltx@gzu.edu.cn

引用格式: 谢衡科, 任驰骋, 龙耀慧, 等. FCC+TiC 型共晶高熵合金的成分设计和力学性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(6): 855-859.

XIE H K, REN C C, LONG Y H, et al. Composition design and mechanical properties of FCC+TiC type EHEA[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(6): 855-859.

晶高熵合金^[8-15],但并未突破“固溶体相+金属间化合物”的设计瓶颈。

已有研究表明,在高熵合金中引入C元素可以形成“碳化物间隙相”型共晶高熵合金,不仅可以有效地改善金属材料的强韧性匹配关系,还可以降低合金密度,实现轻量化设计^[16]。因此,本研究通过在共晶高熵合金中引入密度低、价格低廉的非金属元素C,调控组织结构,减小其密度,降低生产成本,旨在开发出具有优异强韧性的共晶高熵合金。利用A-(M+N)成分设计模型^[17],设计出一种含非金属相的共晶高熵合金 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 并研究其力学性能,同时通过经典强化模型揭示其强化机理。本研究为设计FCC+TiC型共晶高熵合金提供了一种典型范式,旨在为共晶高熵合金的持续性开发提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 合金成分设计

A-(M+N)的共晶高熵合金成分设计模型^[17],实质上是将FCC+碳化物共晶高熵合金体系中的化学元素划分为A、M和N3组元素,其中A组元素主要参与FCC固溶体相的构建,而M和N组元素则主要参与碳化物共晶相的构建。A组内元素之间利用小的原子半径差(ΔR)和接近0的混合焓(ΔH_{mix})形成FCC固溶体相。相对地,M组元素和N组元素之间,则通过极大 ΔR 和极负 ΔH_{mix} 的协同作用,促使碳化物共晶相的形成。利用极大 ΔR 和极负 ΔH_{mix} ,可在M组和N组元素之间构建一个碳化物共晶相,而小的 ΔR 和接近于零的 ΔH_{mix} ,可在A组元素之间构建一个FCC固溶体相。选择Co、Fe、Ni作为A组元素以形成FCC固溶体,并引入C作为N组元素。为满足材料低密度与轻量化的设计需求,同时依据M组元素与N组元素之间需具有极大的原子半径差(ΔR)和极负的混合焓(ΔH_{mix})原则,最终确定Ti为M组元素。

在含碳共晶高熵合金设计过程中,首先通过Pandat相图计算软件(HEAs数据库)对(Co、Fe、Ni)-(Ti-C)共晶高熵合金体系进行了热力学相图计算,验证了A-(M+N)理想化模型的可行性。在计算过程中,将A组元素Co、Fe和Ni的摩尔比固定为1:1:2.5形成FCC固溶体相,仅调整M组和N组元素的摩尔比,从而获得 CoFeNiTiC 高熵合金体系中的理论共晶成分点。图1为在 CoFeNiTiC 高熵合金体系探索到的共晶成分点的热力学相图计算结果。当合金成分为 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 时,形成由FCC+MC型碳化物所组成的理论共晶成分。

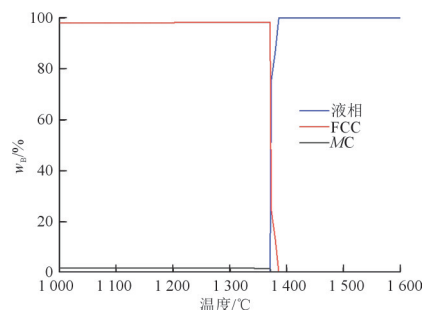


图1 通过Pandat获得的 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 合金热力学相图计算结果

Fig.1 Thermodynamic phase diagram calculation results of $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ alloy obtained by Pandat

1.2 材料制备及分析

选用C粉和质量分数大于99.95%的纯金属颗粒(Co、Fe、Ni、Ti),通过DHL-600真空电弧炉制备 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 共晶高熵合金纽扣锭,并在水冷铜坩埚中快速冷却。通过线切割加工出尺寸为 $20\text{ mm} \times 1.5\text{ mm} \times 0.8\text{ mm}$ 的狗骨状拉伸试样,随后在Zwick Roell Z010TN万能试验机上进行应变速率为 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的单轴室温拉伸试验,并使用10 mm引伸计测量应变,重复3次以上试验,结果取均值,使用80目砂纸将试样表面打磨平整,借助Ultimat IV X射线衍射(XRD)仪对合金的相结构进行分析,扫描速度为 $2(^{\circ})/\text{min}$,步长为 0.02° 。依次使用240、400、800、1 200和2 000目SiC砂纸进行逐级打磨,随后使用粒度为 $5\text{ }\mu\text{m}$ 的金刚石喷雾抛光剂进行机械抛光。借助TESCAN mira4扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)对合金的微观组织、断口形貌及合金元素分布进行观察分析。

2 试验结果与讨论

2.1 合金微观形貌

图2和图3为 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 共晶高熵合金的初始微观组织形貌、片层厚度统计及XRD结果。可以看出, $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 合金具有双相结构,其组成

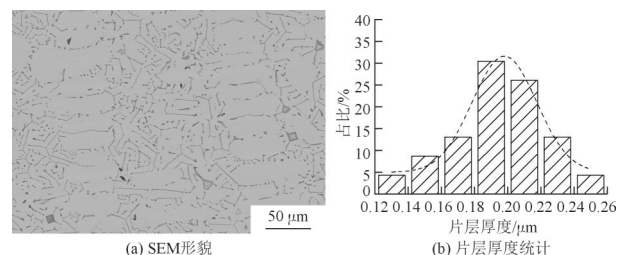


图2 $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ 合金的微观组织及片层厚度
Fig.2 Microstructure and lamella thickness of $\text{CoFeNi}_{2.5}(\text{Ti}_{2.5}\text{C})_{0.086}$ alloy

相主要是FCC固溶体和TiC碳化物相。这与热力学相图计算结果一致。进一步分析发现,TiC相与基体相之间存在明显的相界面,大部分呈片层状分布,棱角分明,且未发现光滑枝晶、等轴晶或球状颗粒,符合小平面凝固的典型特征^[18]。其中,TiC相片层平均厚度约为0.20 μm ,体积分数约为20%,见图2b。

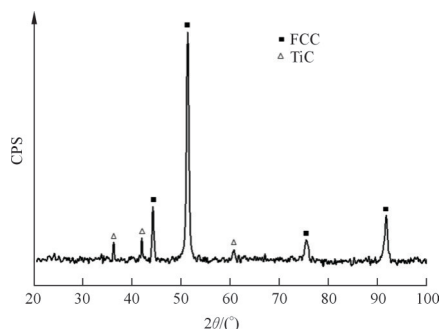


图3 CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}合金的XRD图谱
Fig.3 XRD pattern of CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086} alloy

图4为CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}共晶高熵合金的SEM形貌及EDS面扫描分析。可以看出,Ti元素在TiC相中富集,而在FCC相中分布较少。相对地,Co、Fe和Ni元素在FCC相中富集,在TiC相中分布较少。为进一步分析各相之间元素的分布,分别对其进行EDS线扫描分析和点扫描分析,结果见图5、图6和表1。可以看出,Ti和C在碳化物中富集,而FCC相中则富集Fe、Co、Ni元素。这与A-(M+N)理想化模型的设计理念

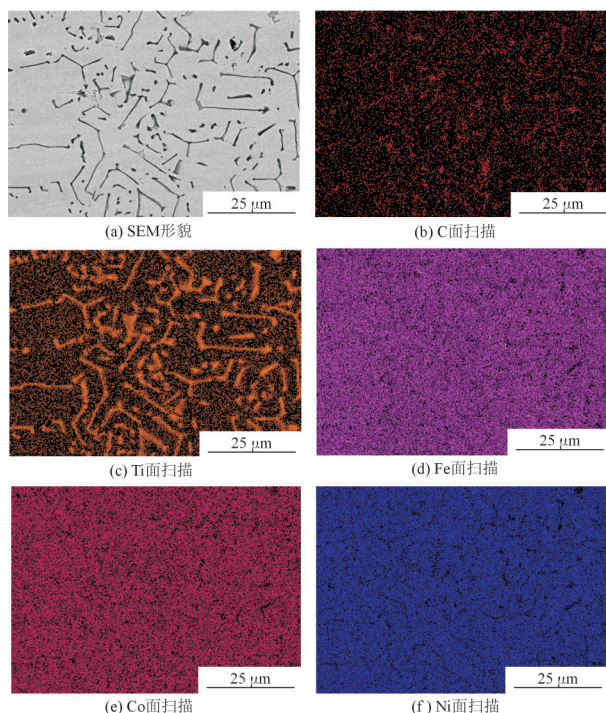


图4 CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}合金的SEM形貌及元素面扫描分析
Fig.4 SEM morphology and elemental mapping of CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086} alloy

相一致。值得注意的是,在上述对TiC相的分析中,C含量远高于Ti含量,这是EDS分析对轻元素的不敏感性导致的^[19]。

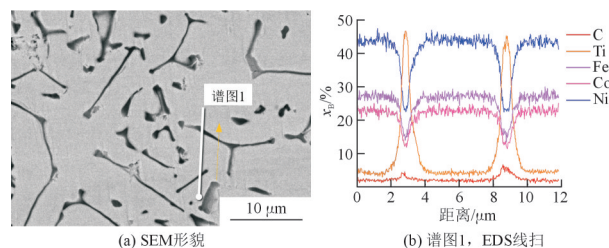


图5 共晶组织SEM形貌及线扫描分析

Fig.5 SEM image and linear scanning analysis of eutectic structure

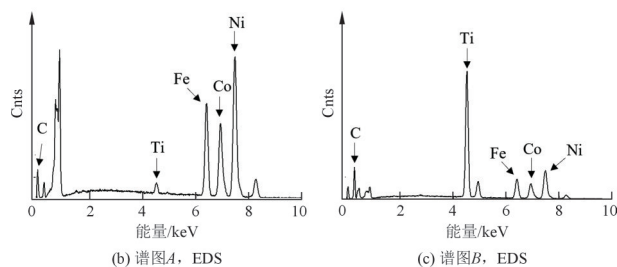
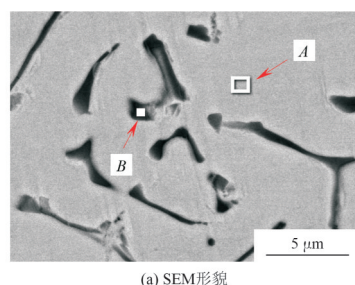


图6 共晶组织SEM图和能谱分析

Fig.6 SEM image and energy spectrum analysis of eutectic structure

表1 TiC相与FCC相中元素含量

相	x_B				
	C	Ti	Fe	Co	Ni
TiC	54.56	22.35	5.84	5.21	12.04
FCC	27.75	1.24	16.15	16.19	38.67

2.2 力学性能

图7为CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}合金的力学性能曲线。由图7a可知,该合金在室温状态下的屈服强度为304±3 MPa,伸长率为(8.1±0.2)%,而抗拉强度为594±5 MPa,约为屈服强度的2倍,这表明该合金具有高的加工硬化率。由图7b可知,合金的真应力(645 MPa)始终低于材料的加工硬化率(1 500 MPa),证明该合金变形时不易发生颈缩现象,具有良好的均匀变形能力。

析出相的强化作用可以通过Orowan位错绕过机制进行分析。当析出相被Orowan位错绕过机制绕过

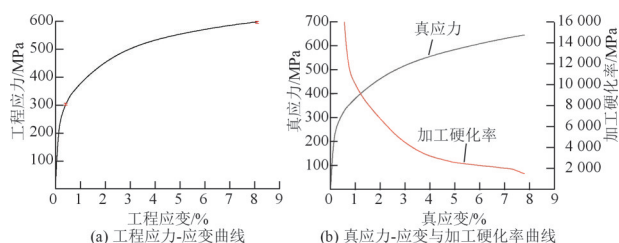

 图7 CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}合金的力学性能曲线

Fig.7 Mechanical property curves of CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086} alloy
时,强度的增量可以表示为^[20-22]:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = M \frac{0.4Gb}{\pi\sqrt{1-\nu}} \frac{\ln\left(\frac{2\bar{r}}{b}\right)}{\lambda_p} \quad (1)$$

式中, M 为FCC基体相的泰勒因子,3.06^[23]; G 为FCC基体相的剪切模量,76.9 GPa; b 为伯氏矢量,0.254 nm; ν 为泊松比,0.25^[23]; $\bar{r}$ 为随机平面上球形沉淀物圆形横截面的平均半径; λ_p 为析出相的平均间距,可分别通过下式确定^[23-24]为:

$$\bar{r} = \sqrt{\frac{2}{3}} r \quad (2)$$

$$\lambda_p = 2\bar{r} \left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right) \quad (3)$$

式中, r 为析出相的平均半径; f 为基体中析出物的体积分数。最终计算结果显示, $\Delta\sigma_{\text{Orowan}}$ 约为180 MPa,占总强度增量的62%,证明第二相为合金的强化发挥了重要作用。

通过计算FCC固溶体的本征强度(σ_{FCC})来估算固溶强化对合金强度的贡献。已有研究表明^[25],共晶多主元素合金中FCC相的本征强度可用Vegard定律表示为:

$$\sigma_{\text{FCC}} = \sum c_i \sigma_i \quad (4)$$

式中, c_i 为 i 元素的含量; σ_i 为由 i 元素引入的失配参数的强化结果,可用下式表示为:

$$\sigma_i = A G \epsilon_i^{\frac{4}{3}} c_i^{\frac{2}{3}} \quad (5)$$

式中, A 为无量纲常数,0.04^[25]; ϵ_i 为由 i 元素引入的错配系数,可通过下式表示^[25-26]为:

$$\epsilon_i = \sqrt{\Delta G_i^2 + \alpha^2 \Delta r_i^2} \quad (6)$$

式中, α 为与位错相关的参数,在FCC合金中取值为16^[27]; ΔG_i 和 Δr_i 分别为 i 元素引入的剪切模量失配和原子尺寸失配,可表示为:

$$\Delta G_i = \xi \sum_{i \neq j} c_j \Delta G_{ij} \quad (7)$$

$$\Delta r_i = \xi \sum_{i \neq j} c_j \Delta r_{ij} \quad (8)$$

$$\Delta G_{ij} = \frac{2|G_i - G_j|}{G_i + G_j} \quad (9)$$

$$\Delta r_{ij} = \frac{2|r_i - r_j|}{r_i + r_j} \quad (10)$$

式中, ξ 为晶格结构因子,在FCC结构中取值为13/12^[26]; ΔG_{ij} 和 Δr_{ij} 分别为 i 与 j 元素原子间的剪切模量差和原子半径差; G_i 、 G_j 和 r_i 、 r_j 分别为元素 i 和 j 的剪切模量和原子半径。计算结果表明,FCC相的本征强度约为92 MPa,占总强度增量的32%,而剩余6%的总强度增量(约18 MPa)则是位错强化导致的。

图8为合金的断口形貌。可以发现,断口处不仅形成了许多尺寸较小、分布均匀的韧窝,还有许多碳化物凸起掺杂。进一步分析发现,在碳化物周围的FCC基体中存在大量韧窝,证明在断裂前FCC相进行了充分的塑性变形,而碳化物则与之相反,其断裂面光滑,无韧窝,展现出脆性解理断裂特征。因此,合金的断裂模式为韧性断裂与脆性断裂的混合断裂模式。

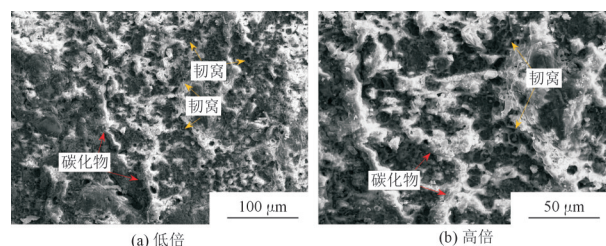

 图8 CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086}合金的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086} alloy

将该共晶高熵合金的力学性能与其他类型合金进行对比,见表2。可以看出,本研究提出的新型共晶高熵合金的塑性较为8.1%,但强度有待提高。

 表2 合金性能对比^[7,28-30]

 Tab.2 Comparison of alloy properties^[7,28-30]

合金成分	相结构	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
CoFeNi _{2.5} (Ti _{2.5} C) _{0.086}	FCC+碳化物	304	594	8.1
Fe ₂₀ Co ₂₀ Ni ₄₁ Al ₁₉	FCC+B2	577	1 103	18.7
Al ₁₇ Co _{14.3} Cr _{14.3} Fe _{14.3} Ni _{40.1}	FCC+B2	479	1 067	14.0
Al ₁₇ Co _{28.6} Cr _{14.3} Fe _{14.3} Ni _{25.8}	FCC+B2	473	1 001	14.8
Al ₁₇ Co _{14.3} Cr _{14.3} Fe _{28.6} Ni _{25.8}	FCC+B2	731	1 145	10.3
Al ₁₈ Co ₁₃ Cr ₁₀ Fe ₁₄ Ni ₄₅	FCC+B2	623	1 047	10.8
(Al ₁₈ Co ₁₃ Cr ₁₀ Fe ₁₄ Ni ₄₅) _{99.5} Ti _{0.5}	FCC+B2	690	1 065	9.2
(Al ₁₈ Co ₁₃ Cr ₁₀ Fe ₁₄ Ni ₄₅) ₉₉ Ti	FCC+B2	779	1 244	7.5
Al _{0.97} Cr _{0.4} Fe _{1.6} Ni _{2.03}	FCC+B2	490	951	15.2
Al _{0.91} Cr _{0.6} Fe _{1.4} Ni _{2.09}	FCC+B2	549	979	12.1
Al _{0.86} Cr _{0.8} Fe _{1.2} Ni _{2.14}	FCC+B2	575	1 012	12.6

3 结 论

(1)通过A-(M+N)模型引入C设计出一种含C的新型共晶高熵合金 CoFeNi_{2.5}(Ti_{2.5}C)_{0.086},其相组成为

FCC固溶体和TiC碳化物。

(2)该合金的屈服强度为304 MPa、抗拉强度为594 MPa、伸长率为8.1%。此外,该合金具有较高的加工硬化率(1 500 MPa),且始终高于真应力(645 MPa),展现出良好的加工硬化能力及优异的均匀变形能力。

(3)在该合金的强化机制分析中,利用Orowan强化模型分析了该合金强度的来源,计算出TiC碳化物相对合金强度的贡献。计算结果表明,TiC碳化物为合金提供了约180 MPa的强度增量,占总强度增量的62%,证明第二相强化是合金的主要强化机制。

参 考 文 献

- [1] LU Y P, DONG Y, GUO S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: eutectic high-entropy alloys [J]. Scientific Reports, 2014, 4(1): 6 200.
- [2] ZHANG Y L, LI J G, WANG X G, et al. The interaction and migration of deformation twin in an eutectic high-entropy alloy AlCoCrFeNi_{2.1} [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(5): 902-926.
- [3] LI Y, SHI P J, WANG M Y, et al. Unveiling microstructural origins of the balanced strength - ductility combination in eutectic high-entropy alloys at cryogenic temperatures [J]. Materials Research Letters, 2022, 10(9): 602-610.
- [4] DUAN X T, HAN T Z, GUAN X, et al. Cooperative effect of Cr and Al elements on passivation enhancement of eutectic high-entropy alloy AlCoCrFeNi_{2.1} with precipitates [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 136: 97-108.
- [5] 李肖逸, 高绪杰, 史程程, 等. 共晶高熵合金研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(1): 32-37.
- [6] DIAO Z H, LEI H F, YE X C, et al. A new strategy for composition design of eutectic high -entropy alloys based on mixing enthalpy [J]. Intermetallics, 2024, 174: 108 451.
- [7] JIN X, ZHOU Y, ZHANG L, et al. A new pseudo binary strategy to design eutectic high entropy alloys using mixing enthalpy and valence electron concentration [J]. Materials & Design, 2018, 143: 49-55.
- [8] HUO W Y, ZHOU H, FANG F, et al. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZr_x eutectic high-entropy alloys [J]. Materials & Design, 2017, 134: 226-333.
- [9] JIANG H, HAN K M, GAO X X, et al. A new strategy to design eutectic high-entropy alloys using simple mixture method [J]. Materials & Design, 2018, 142: 101-105.
- [10] JIANG H, QIAO D X, LU Y P, et al. Direct solidification of bulk ultrafine-microstructure eutectic high-entropy alloys with outstanding thermal stability [J]. Scripta Materialia, 2019, 165: 145-149.
- [11] HAN L L, XU X D, LI Z M, et al. A novel equiaxed eutectic high-entropy alloy with excellent mechanical properties at elevated temperatures [J]. Materials Research Letters, 2020, 8(10): 373-382.
- [12] LIU Y L, ZHANG F, HUANG Z Y, et al. Mechanical and dry sliding tribological properties of CoCrNiNb_x medium-entropy alloys at room temperature [J]. Tribology International, 2021, 163: 107 160.
- [13] FANG D, WU X, XU W Q, et al. Microstructure and properties of a novel cost-effective FeNi-based eutectic high entropy alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2023, A870: 144 919.
- [14] SHI X L, LI G, ZHANG M D, et al. Laves phase assisted the passive behaviors of Co-free non-equiatom Cr-Fe-Ni-Nb eutectic high-entropy alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960: 170 905.
- [15] YE X C, LEI H F, LIU X W, et al. Design of synergistic alloying CoCrFeNi eutectic high entropy alloy based on infinite solid solution [J]. Materials Letters, 2023, 343: 134 395.
- [16] HUANG T D, JIANG L, ZHANG C L, et al. Effect of carbon addition on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy [J]. Science China Technological Sciences, 2018, 61(1): 117-123.
- [17] 张令坤. 含非金属元素Si、B和C共晶高熵合金成分设计及性能优化研究 [D]. 辽宁大连:大连理工大学, 2024.
- [18] 唐玲, 刘文义, 王永善. Mg-Sn共晶合金的凝固组织演化及晶体生长机理 [J]. 航空材料学报, 2023, 43(5): 50-57.
- [19] 高尚, 黄梦诗, 杨振英, 等. 扫描电镜中X射线能谱仪的技术进展 [J]. 分析科学学报, 2022, 38(1): 115-121.
- [20] MA K K, WEN H M, HU T, et al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy [J]. Acta Materialia, 2014, 62: 141-155.
- [21] LOU L H, GAO L, LI R, et al. Effects of raw materials on microstructure and mechanical properties of second phase particles reinforced W Re composites [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2024, 124: 106 860.
- [22] 刘辉, 施洋, 卢大海, 等. NbC沉淀强化FeCoNiCrMn高熵合金的高温力学性能 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(11): 1 575-1 578.
- [23] 熊婷. 共晶高熵合金AlCoCrFeNi_{2.1}微观结构和性能研究 [D]. 合肥:中国科学技术大学, 2020.
- [24] ARGON A S, BIKERMAN J J. Physics of strength and plasticity [J]. Physics Today, 1971, 24(8): 60.
- [25] LI L, FANG Q H, LI J, et al. Lattice-distortion dependent yield strength in high entropy alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2020, A784: 139 323.
- [26] 文成, 莫湾湾, 田玉琬, 等. 高熵合金固溶强化问题的研究进展 [J]. 材料导报, 2021, 35(17): 17 081-17 089.
- [27] HUANG L F, HAN Y C, SUN Y N, et al. Vermicular eutectic multi-principal element alloy with exceptional strength and ductility [J]. Advanced Science, 2025, 12(25): 2 501 150.
- [28] JIN X, ZHOU Y, ZHANG L, et al. A novel Fe₂₀Co₂₀Ni₄₁Al₁₉ eutectic high entropy alloy with excellent tensile properties [J]. Materials Letters, 2018, 216: 144-146.
- [29] ZHENG J Q, WANG M L, JIAO W N, et al. Effect of Ti addition on microstructure evolution and mechanical properties of Al₁₈Co₁₃Cr₁₀Fe₁₄Ni₄₅ eutectic high-entropy alloys [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2023, 36(9): 1 493-1 501.
- [30] MAO Z Z, JIN X, XUE Z, et al. Understanding the yield strength difference in dual-phase eutectic high-entropy alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2023, A867: 144 725.

(编辑:刘晨辉)