

共晶高熵合金的研究进展及展望

焦文娜^{1,2} 卢一平^{1,2} 曹志强^{1,2} 王同敏^{1,2} 李廷举^{1,2} 殷国茂^{1,2}

(1.大连理工大学材料科学与工程学院; 2.大连理工大学辽宁省高熵合金材料工程研究中心)

摘要 共晶高熵合金(EHEAs)具有优异的综合力学性能和良好的铸造流动性,是最具有工业化应用潜力的高熵合金之一,目前已经成为高熵合金研究领域的一大热点。综述了共晶高熵合金的最新研究进展,详细介绍了共晶高熵合金的相组成、组织形貌、力学性能特点以及成分设计方法,指出了共晶高熵合金面临的挑战并展望了其未来的发展方向。

关键词 共晶高熵合金;组织形貌;力学性能;成分设计

中图分类号 TG131;TG139

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.03.001

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Progress and Prospect of Eutectic High Entropy Alloys

Jiao Wenna^{1,2}, Lu Yiping^{1,2}, Cao Zhiqiang^{1,2}, Wang Tongmin^{1,2}, Li Tingju^{1,2}, Yin Guomao^{1,2}

(1.School of Material Science and Engineering, Dalian University of Technology; 2.High Entropy Alloy Material Engineering Research Center of Liaoning Province, Dalian University of Technology)

Abstract: Eutectic high entropy alloys(EHEA), as one of the most potential high entropy alloys (HEAs) for industrial application due to the excellent comprehensive mechanical properties and desirable castability, have become a hot spot in the research field of high-entropy alloys. The latest research progress in the EHEAs was summarized, and the phase constitutes, microstructure, mechanical properties and methods of designing EHEAs were described in detail. Finally, the challenges of EHEAs were pointed out and the development direction of eutectic high entropy alloys was prospected.

Key Words: EHEAs, Microstructure, Mechanical Properties, Composition Design

高熵合金(HEAs)是一种不同于传统合金的新型合金,一般由5种或5种以上金属或非金属元素以等摩尔比或近等摩尔比组成。自20世纪初首次报道以来,已经成为金属材料领域的研究热点^[1,2]。高熵合金通常倾向于形成以简单固溶体为主的结构,如面心立方(FCC)结构^[3,4]、体心立方(BCC)结构^[5]、密排六方(HCP)结构^[6]等。研究表明,具有FCC结构的高熵合金表现出良好的塑、韧性,具有BCC结构的高熵合金通常具有高硬度、高强度以及高耐磨性,但是塑性较差。以固溶体结构为主的高熵合金的铸造性、流动性较差,在制备大体积铸锭过程中,合金宏观和微观成分偏析严重,成形性较差,不利于高熵合金的工业化应用。

共晶合金是目前应用最广泛的铸造合金,一般由两相或多相构成,可通过改变相组成来调控合金的综合力学性能。基于此,LU Y P等^[7]率先提出了共晶高熵合金的设计思想,即使用共晶合金的理念设计高熵合金。

这种合金兼具共晶合金和高熵合金的优点,从而为高熵合金大规模工业化应用提供了可能。本课题从共晶高熵合金的相组成、组织形貌、力学性能、成分设计方法、应用展望等方面综合梳理了近年来共晶高熵合金取得的成果,以期共晶高熵合金的深入研究和实际应用提供参考。

1 共晶高熵合金的相组成及组织形貌

1.1 共晶高熵合金的相组成

表1为近年来报道的共晶高熵合金成分、组织形貌以及力学性能。可以看出,大部分共晶高熵合金由两相组成,可能是由于共晶高熵合金的凝固机理复杂,扩散和耦合困难,限制了多元共晶相的形成,目前只有OQUAB D等^[8]报道了四相共晶高熵合金。其中,双相共晶高熵合金通常由FCC相和金属间化合物相(B2

收稿日期:2022-09-08

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51822402,U20A20278,51771041);科技部重点研发计划资助项目(2019YFA0209901,2018YFA0702901);兴辽英才计划资助项目(XLYC1807047)

第一作者简介:焦文娜,女,1994年出生,博士研究生,辽宁大连(116024),E-mail:JWN@mail.dlut.edu.cn

通信作者:卢一平,男,1980年出生,教授,辽宁大连(116024),E-mail:luyiping@dlut.edu.cn

引用格式: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 W N, LU Y P, CAO Z Q, et al. Progress and prospect of eutectic high entropy alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(3):265-274.

表 1 共晶高熵合金相组成、组织形貌以及力学性能

Tab.1 A collection of phase composition, microstructure and mechanical properties of reported EHEAs

合金	相组成	组织形貌	力学性能	参考文献
AlCoCrFeNiNb _x	BCC+HCP	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=2\ 473\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=3\ 170\ \text{MPa}, \delta=4.1\%$	[9]
Al _{1.2} CrCuFeNi ₂	FCC+B2	棒状共晶		[10]
AlCoCrCuFeNiMo _{0.4}	FCC+ α	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 690\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 660\ \text{MPa}, \delta=1.5\%$	[11]
AlCrFeNiMo _{0.2}	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 487.4\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=3\ 222\ \text{MPa}, \delta=28.7\%$	[12]
AlCrFeNi	BCC1+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 406.2\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 926.5\ \text{MPa}, \delta=28.5\%$	[12]
CoCrFeNiMnPd	FCC+Mn ₇ Pd ₉	海藻状共晶		[13]
CoCrFeNiNb _{0.65}	FCC+Laves	层片状共晶		[14]
AlCoCrFeNi _{2.1}	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=615\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 105\ \text{MPa}, \delta=17\%$	[15]
CoFeNi ₂ V _{0.5} Nb _{0.75}	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=2\ 073\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 232\ \text{MPa}, \delta=3.4\%$	[16]
CoFeNiVMo _{0.6}	FCC+IM	层片状共晶		[17]
CoFeNi _{1.4} VMo	FCC+IM	层片状共晶		[17]
CoCrFeMnNbNi	FCC+Laves	层片状共晶		[18]
Nb ₂₅ Sc ₂₅ Ti ₂₅ Zr ₂₅	HCP+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 020\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=1\ 250\ \text{MPa}, \delta=8.2\%$	[19]
CoCrFeNiZr _{0.5}	FCC+Laves	层片状共晶		[20]
Al ₁₇ Co _{14.3} Cr _{14.3} Fe _{14.3} Ni _{40.1}	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=479\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 067\ \text{MPa}, \delta=14\%$	[21]
Al ₁₇ Co _{28.6} Cr _{14.3} Fe _{14.3} Ni _{25.8}	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=473\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 001\ \text{MPa}, \delta=14.8\%$	[21]
Al ₁₇ Co _{14.3} Cr _{14.3} Fe _{28.6} Ni _{25.8}	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=731\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 145\ \text{MPa}, \delta=10.3\%$	[21]
CoCrFeNiTa _{0.4}	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 316\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 293\ \text{MPa}, \delta=22.6\%$	[22]
CoCrFeNiNb _{0.45}	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 474.5\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 558\ \text{MPa}, \delta=21.3\%$	[23]
Co ₂ Mo _{0.8} Ni ₂ VW _{0.8}	FCC+ μ	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 431\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2364\ \text{MPa}, \delta=14.4\%$	[24]
Zr _{0.6} CoCrFeNi _{2.0}	FCC+Ni ₇ Zr ₂	层片状共晶		[25]
Nb _{0.74} CoCrFeNi _{2.0}	FCC+(Co,Ni) ₂ Nb	层片状共晶		[25]
Hf _{0.55} CoCrFeNi _{2.0}	FCC+Ni ₇ Hf ₂	层片状共晶		[25]
Ta _{0.65} CoCrFeNi _{2.0}	FCC+(Co,Ni) ₂ Ta	层片状共晶		[25]
Ni ₂₅ Fe _{25.3} Cr ₁₅ Co ₁₀ V ₁₀ Mn ₁₀ Nb _{9.7}	FCC+Laves	层片状共晶		[26]
Fe ₂₀ Co ₂₀ Ni ₄₁ Al ₁₉	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=577\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 103\ \text{MPa}, \delta=18.7\%$	[27]
CrFeNi _{2.2} Al _{0.8}	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=479\ \text{MPa}, \sigma_b=956\ \text{MPa}, \delta=12.7\%$	[28]
Co ₂₀ Fe ₂₀ Mn ₂₀ Ni ₂₀ Ti ₂₀	FCC+Laves	层片状共晶		[29]
Co ₂₅ Fe ₂₅ Mn ₂₅ Ni ₂₅ Ti ₂₅	FCC+Laves	层片状共晶		[29]
Co ₃₀ Cr ₁₀ Fe ₁₀ Al ₁₈ Ni ₃₂	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_b=1\ 129.4\ \text{MPa}, \delta=16.7\%$	[30]
(CoFe ₂ NiV _{0.5} Mo _{0.2}) ₉₁ Nb ₉	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 449.2\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 191.7\ \text{MPa}, \delta=19.4\%$	[31]
CoCrFeNiZr _{0.55}	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{bc}=1\ 123\ \text{MPa}$	[32]
CoCrFeNiHf _{0.4}	FCC+Laves	层片状共晶	$\sigma_{bc}=1\ 462\ \text{MPa}$	[32]
AlCrFeNi ₃	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=626\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=1\ 200\ \text{MPa}, \delta=10.1\%$	[33]
AlCo _{0.2} CrFeNi _{2.8}	FCC+B2	层片状共晶		[33]
AlCo _{0.4} CrFeNi _{2.6}	FCC+B2	层片状共晶		[33]
AlCo _{0.6} CrFeNi _{2.4}	FCC+B2	层片状共晶		[33]
AlCo _{0.8} CrFeNi _{2.2}	FCC+B2	层片状共晶		[33]
Ni ₃₀ Co ₃₀ Cr ₁₀ Fe ₁₀ Al ₁₈ W ₂	FCC+BCC	层片状共晶	$\sigma_b=1\ 266.5\ \text{MPa}, \delta=20.3\%$	[34]
Al _{19.3} Co ₁₅ Cr ₁₅ Ni _{50.7}	FCC+B2	层片状共晶		[35]
CoCrFeNiMo _{0.8}	FCC+IM	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=2\ 260\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 219\ \text{MPa}, \delta=6.8\%$	[36]
Al _{1.3} CrFeNi	BCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 122.8\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=3\ 705.3\ \text{MPa}, \delta=24.7\%$	[37]
Fe _{28.2} Ni _{18.8} Mn _{32.9} Al _{14.1} Cr ₆	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=679\ \text{MPa}, \sigma_b=931\ \text{MPa}, \delta=17.8\%$	[38]
AlCrFeNiTi _{0.25}	BCC+B2	棒状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 444.7\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=1\ 829.1\ \text{MPa}, \delta=7.2\%$	[39]
AlSi ₆ Cu ₄ Fe ₂	(Al)+Si+ β +Al ₂ Cu	棒状共晶		[8]
Co _{29.0} Cr _{21.6} Fe _{19.5} Ni _{23.3} Ta _{3.5} Zr _{2.4} Al _{0.7}	L1 ₂ +Laves	层片状共晶		[40]
CrNbTiZrAl _{0.75}	BCC+Laves	不规则共晶	$\sigma_{bc}=417\ \text{MPa}, \delta=4.48\%$	[41]
(Co ₄₀ Cr ₁₀ Fe ₅ Mo ₅ Ni ₄₀) _{82.2} Al _{17.8}	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=668\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=2\ 813\ \text{MPa}, \delta=33.5\%$	[42]
Al _{0.8} CoCr _{0.6} Fe _{0.7} Ni _{1.5}	FCC+B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=490\ \text{MPa}, \sigma_b=980\ \text{MPa}, \delta=14.8\%$	[43]
Al _{0.9} CoFeNi ₂	L1 ₂ +B2	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=559\ \text{MPa}, \sigma_b=1\ 005\ \text{MPa}, \delta=6.2\%$	[44]
Fe ₃₅ Ni ₂₅ Cr ₂₅ Mo ₁₅	FCC+ σ	层片状共晶	$\sigma_{0.2}=1\ 065\ \text{MPa}, \sigma_{bc}=1\ 875\ \text{MPa}, \delta=3.7\%$	[45]
Co _{25.1} Cr _{18.6} Fe _{23.3} Ni _{22.6} Ta _{8.5} Al _{1.7}	FCC+Laves	层片状共晶		[46]
Al ₁ Co ₂₅ Cr ₁₈ Fe ₂₃ Ni ₂₃ Ta ₁₀	FCC+Laves	层片状共晶		[47]
...	...	...	...	...

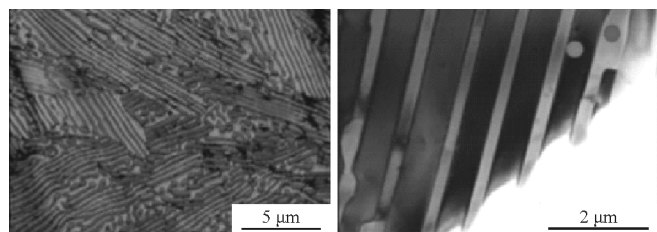
注: $\sigma_{0.2}$ 为屈服强度; σ_b 为抗拉强度; σ_{bc} 为抗压强度; δ 为压缩/拉伸塑性

相、Laves 相、 μ 相等) 构成^[8~47]。在合金变形过程中, 较软的 FCC 相保证了合金的塑性和韧性, 较硬的金属间化合物相保证了合金的强度和硬度, 两相交替排列使得共晶高熵合金具有优异的综合力学性能。

1.2 共晶高熵合金的组织形貌

1.2.1 层片状/棒状形貌

传统共晶合金组织形貌大致可分为层片状、棒状(纤维状)、球状、针状和螺旋状等。层片状和棒状的分布取决于共晶相中两相的体积分数, 当其中一相的体积分数小于 27.6% 时, 有利于形成棒状, 反之有利于形成层片状^[47]。由表 1 可知, 共晶高熵合金大部分表现为层片状组织形貌。图 1 为 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 合金的组织形貌图, 通过真空电弧炉熔炼并吸铸为 $90\text{ mm} \times 15\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 的长方体, 形貌为典型的层片状结构, L_{12} 相的片层厚度约为 $0.57\text{ }\mu\text{m}$, B_2 相的片层间距约为 $2\text{ }\mu\text{m}$, 两相的体积分数分别为 65% 和 35%^[49]。通过真空电弧炉熔炼的纽扣锭 $\text{CoCrFeNiTa}_{0.4}$ 共晶高熵合金也表现为层片状组织形貌^[22], 见图 2, 层片间距仅为 $150\sim 200\text{ nm}$, 构成共晶相的两相分别为 FCC 相和 Laves 相, 其中 Laves 相的占比为 37.5%。统计发现, 表现为层片状的共晶高熵合金均符合二元合金中层片状形貌的形成规律, 即少量相的体积分数大于 27.6% 时, 组织形貌趋向于形成层片状结构。

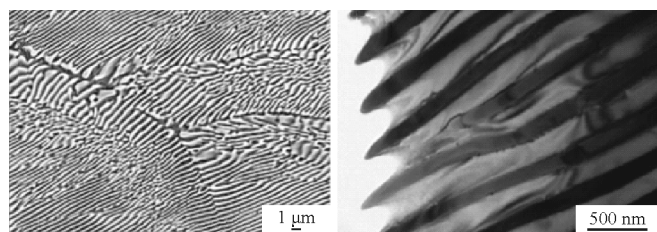


(a) EBSD 图

(b) TEM 图

图 1 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 合金的组织形貌图^[49]

Fig.1 Morphologies of $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ alloy



(a) SEM 图

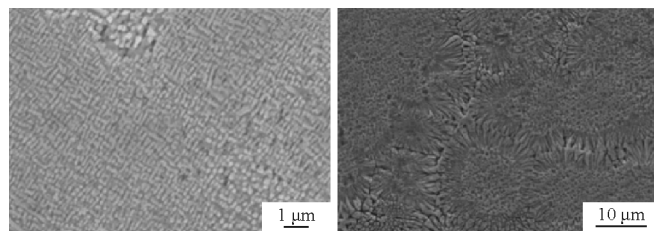
(b) TEM 图

图 2 $\text{CoCrFeNiTa}_{0.4}$ 合金的组织形貌图^[22]

Fig.2 Morphologies of $\text{CoCrFeNiTa}_{0.4}$ alloy

图 3 为 $\text{Al}_{1.2}\text{CrCuFeNi}_2$ 与 $\text{AlCrFeNiTi}_{0.25}$ 共晶高熵合金的组织形貌。可以看出, 两种合金均呈现出部分粒状和短棒状共晶形貌, 少量相的体积分数低于 30%, 略高于二元合金中形貌判别标准的 27.6%, 可认为共晶高

熵合金与传统合金棒状形貌的形成规律基本一致。



(a) $\text{Al}_{1.2}\text{CrCuFeNi}_2$

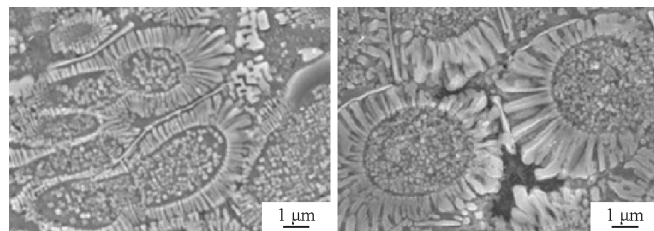
(b) $\text{AlCrFeNiTi}_{0.25}$

图 3 $\text{Al}_{1.2}\text{CrCuFeNi}_2$ 和 $\text{AlCrFeNiTi}_{0.25}$ 合金的 SEM 形貌^[10,39]

Fig.3 SEM morphologies of $\text{Al}_{1.2}\text{CrCuFeNi}_2$ and $\text{AlCrFeNiTi}_{0.25}$ alloy

1.2.2 其他形貌

除了常见的层片状和棒状组织外, $\text{Al}_{2.0}\text{CrCuFeNi}_2$ 和 $\text{Al}_{2.2}\text{CrCuFeNi}_2$ 共晶高熵合金表现为向日葵(菊花)状共晶形貌^[10], 见图 4。该形貌在传统合金中很少出现。TAN Y M 等^[13]在 CoCrFeNiMnPd 共晶高熵合金中发现了海藻状共晶形貌, 见图 5。以上研究表明共晶高熵合金的形貌较传统合金更为复杂。

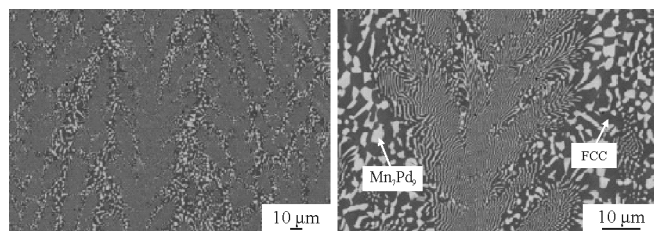


(a) $\text{Al}_{2.0}\text{CrCuFeNi}_2$

(b) $\text{Al}_{2.2}\text{CrCuFeNi}_2$

图 4 $\text{Al}_{2.0}\text{CrCuFeNi}_2$ 和 $\text{Al}_{2.2}\text{CrCuFeNi}_2$ 合金的 SEM 图^[10]

Fig.4 SEM images of $\text{Al}_{2.0}\text{CrCuFeNi}_2$ and $\text{Al}_{2.2}\text{CrCuFeNi}_2$ alloy



(a) 海藻共晶枝晶形貌

(b) 具体的尖端分散

图 5 CoCrFeNiMnPd 共晶高熵合金的微观组织^[13]

Fig.5 Microstructure of CoCrFeNiMnPd EHEA

2 共晶高熵合金的力学性能

图 6 为表 1 中统计的共晶高熵合金的拉伸和压缩力学性能, 空心图形代表合金在拉伸/压缩时的抗拉/抗压强度, 实心图形表示合金的屈服强度, 横坐标表示合金的拉伸/压缩塑性。可以看到大部分散点集中在中间部分, 表明共晶高熵合金能够获得强度和塑性的优异结合。共晶高熵合金优异的力学性能与合金的相组成、层片间距、热处理工艺等都有着密不可分的关系。

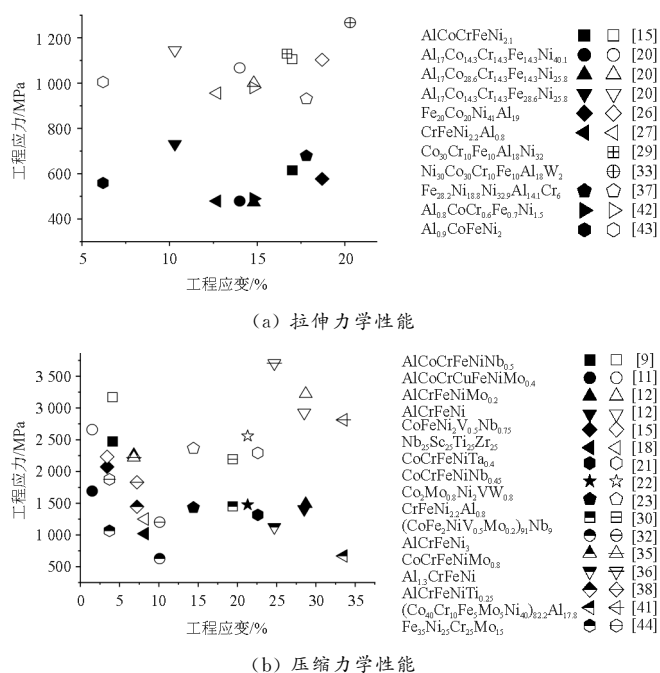


图 6 部分代表性共晶高熵合金的力学性能

Fig.6 Mechanical properties of partial representative EHEAs

2.1 共晶相结构对合金力学性能的影响

由表 1 可知,大部分由 FCC 相和 BCC/B2 相构成的共晶高熵合金拥有较好的综合力学性能,即由软的相与硬的相构成的共晶高熵合金的强度和塑性更好,而由两种较硬的相构成的共晶相的塑性较差。

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金由 FCC 相和 B2 相构成,两相呈层片状交替排列,且 B2 相的层片较 FCC 相的层片细窄,合金的抗拉强度为 (1 000±50) MPa,伸长率为 (18±2)%^[50]。GAO X Z 等^[50]研究了 Al-CoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在拉伸变形时两相对合金力学性能的作用。发现变形后,两相中均出现大量的位错,且由于堆垛层错能较低,FCC 相中位错滑移方式为平面滑移^[51],其与相界面处位错的钉扎效应增强了材料的应变硬化能力,使 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金具有较高的均匀延展性和抗拉强度。B2 相在拉伸变形后具有中等密度位错,位错被 B2 相中的纳米析出相钉扎,产生很好的强化效果。在断裂过程中,FCC 相表现为韧性断裂,B2 相表现为脆性断裂。在断裂时,由于应力集中,裂纹首先在两相界面处形核,随后在 B2 相中以常见模式或剪切模式传播,导致 B2 相的断裂;应力施加在 FCC 相上时,由于其具有较好的应变硬化能力,FCC 相通过收缩成类韧窝的尖线来实现塑性变形,从而使合金具有很好的强塑性。因此,在 AlCoCrFeNi_{2.1} 合金中,FCC 与 B2 软硬两相以半共格界面的形态交替排列形成原位自生复合材料,平衡了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的强、塑性。类似的研究在 Al_{0.9}CoFeNi₂ 合金中也

有报道^[44],该合金的相组成为 FCC 相与 B2 相,两相的本征特性及相互作用赋予了共晶高熵合金优异的综合力学性能。

2.2 共晶层片对合金力学性能的影响

传统合金中,共晶层片间距 λ_e 可替代 Hall-Petch 公式中的晶粒尺寸 d ,屈服强度与共晶层片间距的关系满足:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + k\lambda_e^{-1/2} \quad (1)$$

式中, σ_0 为摩擦应力; k 为常数^[52]。此外,在大部分珠光体钢中, λ_e^{-1} 与 $\sigma_{0.2}$ 的线性关系更为精确^[53~55]。MENG F L 等^[56]在研究 Al 含量的变化对 FeNiMnAl 合金的组织 and 性能影响时发现,Fe₂₈Ni₁₈Mn₃₃Al₂₁ 高熵合金由 FCC 和 B2 相构成,通过调整 Al 含量及冷却速度控制合金的层片厚度,绘制了层片间距与合金强度的函数关系图,见图 7。当横坐标为 $\lambda^{-1/2}$ 时,该函数关系严格符合 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + k\lambda^{-1/2} \quad (2)$$

该拟合曲线中 $\sigma_0 = -69 < 0$,为了避免这种情况,对 Hall-Petch 公式稍加修正,得到:

$$\sigma'_0 = \sigma'_0 + k'\lambda^{-1} \quad (3)$$

修正过的关系式在 (Fe₃₆Ni₁₈Mn₃₃Al₁₃)_{100-x}Ti_x 系列共晶高熵合金中也得到了应用^[57]。ARMSTRONG R W 等^[58]指出, λ 指数从 -1/2 到 -1 的变化反映了变形机制从晶界处的位错堆积到单个位错向晶界扩展的变形机制的变化。综上,在共晶高熵合金中,共晶层片的间距与合金强度的关系可由修正的 Hall-Petch 公式表示,即随着层片间距增大,合金强度随之降低。

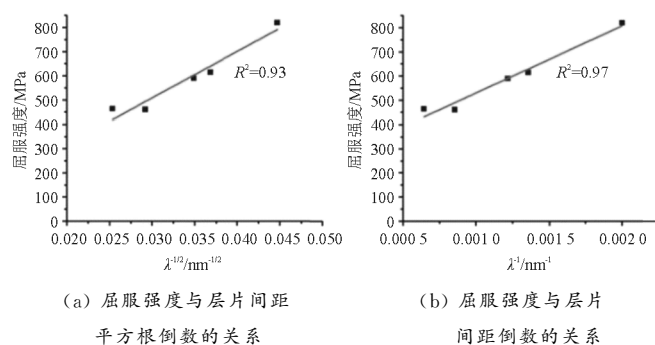

 图 7 层片状 FeNiMnAl 合金的层片间距与屈服强度之间的函数关系^[56]

 Fig.7 Yield stress for lamellar-structured FeNiMnAl alloys as a function of $\lambda^{-1/2}$ and λ^{-1}

GAO Y F 等^[59]研究层片状组织对合金综合性能的影响时发现,金属材料的强度和加工硬化与拉伸延展性的关系通常局限于其延迟宏观颈缩的结果。层片状结构与等轴晶结构相比,相同条件下,在拉伸过程中,层片状组织断裂之前是硬相的颈缩,随后的颈缩生长被周围

软相的塑性变形所抑制,直到由于软相的韧性断裂而失去这种约束;等轴组织断裂是由软相中的空洞形核和生长引起的,因此缩颈容易更早出现,从而引发断裂。图8为缩颈的出现过程,该现象也说明共晶层片状组织对合金的综合力学性能的平衡做出了巨大的贡献。

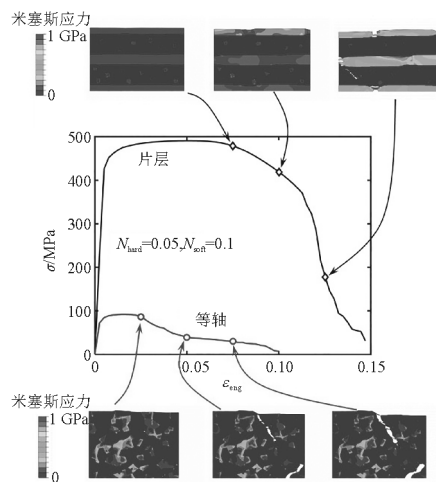


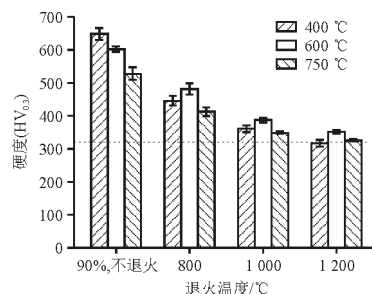
图8 等轴与层片状组织的典型工程应力-应变曲线,以及断裂模式^[59]

Fig.8 Representative engineering stress-strain curves for the equiaxed and lamellar microstructures as well as the failure modes

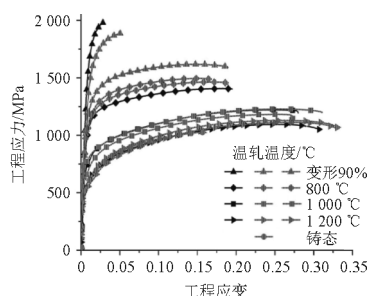
2.3 热处理对共晶高熵合金力学性能的影响

高熵合金发展的早期,对其研究大多局限于铸态条件下的组织与性能。随着高熵合金的发展以及对传统合金研究方法的借鉴,对高熵合金的机械热处理的研究逐渐兴起。DONG Y等^[60]对大体积共晶高熵合金 Al-CrFeNiMo_{0.2}进行了 750~950 °C 及 1 050 °C 退火,发现合金的组织均发生了不同程度的粗化,低温退火后合金中析出富 Mo 的 σ 相,出现了明显的退火硬化,合金的硬度(HV)由 467 增加到 542。高温退火后合金中的析出相消失,硬度(HV)下降到 478,与铸态条件下硬度相当,表现出了良好的抗高温软化性能。BAKER I 等^[38]对 Fe_{28.2}Ni_{18.8}Mn_{32.9}Al_{14.1}Cr₆ 共晶高熵合金进行了冷轧与热处理。经过 65% 的冷轧后,合金的屈服强度从 679 MPa 提高到了 1 442 MPa,塑性从 17.8% 下降到了 2.3%;冷轧后在 1 273 K 退火 1 h 后,合金发生了再结晶,组织由层片状转变为等轴晶,强度降低到 600 MPa,塑性达 19.5%。JIANG L 等^[61]研究了 CoFeNi₂V_{0.5}Nb_{0.75} 共晶高熵合金在不同温度(500、600、700、800、1 000 °C)下热处理 6 h 的组织 and 性能的变化。发现经 500 °C 热处理后,其组织与铸态条件下相似,经 600~800 °C 热处理后,合金中析出 NbNi₄ 金属间化合物,硬度增加,当热处理温度达到 1 000 °C 时,合金层片状组织明显粗化,导致硬度降低。

WANI I S 等^[62]将 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金冷轧 90% 后在 800~1 200 °C 进行热处理,发现冷轧后 L₁₂ 相发生了无序化转变,B2 相保持有序化结构。冷轧热处理后合金的组织由层片状转变为等轴晶,随着热处理温度升高,两相生长相互阻碍,导致晶粒细化。BHATTACHARJEE T 等^[15]研究了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金低温轧制 90% 后在 800 °C 进行热处理后力学性能的变化。结果发现,低温轧制并热处理后的试样与冷轧并热处理后的试样相比,综合力学性能更高,前者的屈服强度、抗拉强度以及伸长率分别为(1 437±26) MPa、(1 562±33) MPa 和(14±1)%,后者的屈服强度、抗拉强度以及伸长率分别为(1 100±8) MPa、(1 175±15) MPa 和(11±0.1)%。REDDY S R 等^[63]对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金分别在 400、600、750 °C 进行 90% 温轧,随后在 800~1 200 °C 进行 1 h 的热处理。结果发现,在 400 °C 和 750 °C 温轧后 L₁₂ 相由有序相转变为无序相,600 °C 温轧后,FCC 相仍有一部分保持了有序结构,说明温度对 L₁₂ 相的无序行为有显著影响。图 9 为 AlCoCrFeNi_{2.1} 高熵合金的力学性能随温轧温度和热处理温度的变化趋势。发现随着轧制和热处理温度升高,合金硬度减小,屈服强度逐渐降低,伸长率随之升高。与铸态 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金相比,温轧并热处理后的合金的综合力学性能更优;750 °C 温轧并在 1 000 °C 热处理 1 h 后,合金的屈服强度、抗拉



(a) 硬度变化(虚线表示铸态条件下的硬度,90%表示合金在不同温度经过 90% 轧制)



(b) 拉伸应力-应变曲线

图9 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同热处理状态下的力学性能变化^[63]

Fig.9 Variation of mechanical properties of AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA under different heat-treated conditions

强度和伸长率分别达到了 (705 ± 40) MPa、 $(1\ 194 \pm 50)$ MPa、 $(31.0 \pm 0.1)\%$ 。SHI P J 等^[64]将 $\text{AlCoCrFe-Ni}_{2.1}$ 共晶高熵合金进行 84%~86% 冷轧后分别在 660、700、740、900 °C 保温 1 h 后水淬,得到双相异质共晶 (DPHL) 结构。随着热处理温度升高,合金屈服强度逐渐降低,分别为 $(1\ 490 \pm 17)$ 、 $(1\ 263 \pm 16)$ 、 $(1\ 154 \pm 9)$ MPa;伸长率逐渐升高,分别为 $(16.0 \pm 0.5)\%$ 、 $(21.4 \pm 0.9)\%$ 、 $(25.0 \pm 1.1)\%$ 。此外,SHI P J 等^[65]对 $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{41}\text{Al}_{19}$ 共晶高熵合金进行多级冷轧 83% 后分别在 660、740、780 °C 保温 1 h 后水淬(分别记为 SSMH EHEA, inferior SSMH EHEA-1, inferior SSMH EHEA-2),可见 SSMH EHEA 具有最优的综合力学性能 $[(24.24 \pm 1.26)\%$ 的伸长率和高达 (1.22 ± 0.02) GPa 的屈服强度],见图 10。与铸态相比,伸长率提高了 8.0%,屈服强度提高了 0.7 GPa。该研究开创性地提出了一种顺序激活的多阶段应变硬化机制,揭示出多级异质层片结构的强塑协同提升效应,为共晶合金的强塑化开辟了一条独特的途径。JIN X 等^[66]将 $\text{Al}_{0.9}\text{CoCrNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金轧制 90% 后在 1 000 °C 热处理 1 h,大幅提高了合金的强度和塑性。综上所述,通过合理的轧制和热处理可调控共晶高熵合金的力学性能。

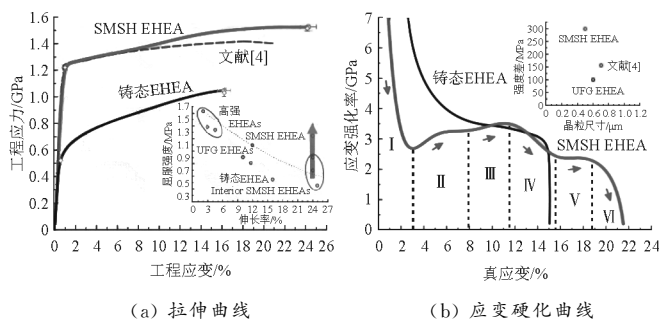


图 10 铸态 $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{41}\text{Al}_{19}$ EHEA 和

SSMH EHEA 的拉伸曲线及其相应的应变硬化曲线^[65]

Fig.10 Tensile curves and corresponding strain-hardening response of as-cast $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{41}\text{Al}_{19}$ EHEA and SSMH EHEA

3 共晶高熵合金的成分设计方法

3.1 相图计算法(CALPHAD)

大部分二元合金都有完善的相图,传统共晶合金很容易确定共晶点,而多主元合金由于元素较多,实际相图的建立相当复杂,借助软件使用相图计算法(CALPHAD)有助于得到多组分伪二元相图,用于设计合金、预测相和计算反应温度。

HE F 等^[14]借助 Thermo-Calc 软件结合 Ni-基合金的数据库计算了 CoCrFeNiNb_x 高熵合金的相图,并通过相图预测了高熵合金的共晶成分点,见图 11。由于 Co、Cr、Fe、Ni 能够形成固溶体,CoCrFeNi 可作为整

体归一化处理,沿用伪二元相图的思路配合 Thermo-Calc 软件作出 CoCrFeNiNb_x 高熵合金的相图。结果表明,当 Nb 含量达到 10% 时,合金为完全共晶成分,与 $\text{CoCrFeNiNb}_{0.65}$ 共晶高熵合金非常接近,因此该方法对共晶高熵合金共晶点的预测是可行的。通过此方法,AI C 等^[67]得到了 CoCrFeNiTa_x 共晶高熵合金,WU M X 等^[68]获得了 $\text{Al}_{17.4}\text{Co}_{21.7}\text{Cr}_{21.7}\text{Ni}_{39.2}$ 和 $\text{Al}_{16.0}\text{Co}_{38.6}\text{Cr}_{22.7}\text{Ni}_{22.7}$ 共晶高熵合金。

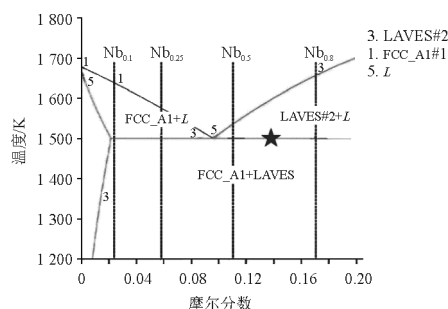


图 11 CoCrFeNiNb_x 高熵合金的伪二元相图^[14]

Fig.11 The pseudo binary phase diagram of CoCrFeNiNb_x alloys

3.2 简单混合法

JIANG H 等^[32]在二元相图及元素混合焓的基础上提出了简单混合法设计共晶高熵合金的概念。共晶高熵合金的相组成特点是:其中一相中元素具有类似的原子半径、化学活性,并且具有较小的混合焓(接近于 0),易形成稳定的固溶体相;相反,另一相中元素具有较负的负混合焓及大的原子半径差,易形成稳定相。根据这一特点将共晶高熵合金看作 A-B 型伪二元合金,其中 A 中各元素易形成固溶体,B 元素与 A 中各元素有较负的混合焓,且 A 中各元素与 B 元素在二元相图中发生共晶反应。共晶高熵合金的成分可以通过二元共晶成分按照一定比例混合得到:首先,在二元合金相图中选择近 FCC 相的共晶点;其次,对得到的二元共晶点进行等比例混合,最终得到共晶高熵合金。通过此方法,得到了 $\text{CoCrFeNiNb}_{0.45}$ 、 $\text{CoCrFeNiTa}_{0.4}$ 、 $\text{CoCrFeNiZr}_{0.55}$ 和 $\text{CoCrFeNiHf}_{0.4}$ 共晶高熵合金,即 CoCrFeNi-M ($M=\text{Nb, Ta, Zr, Hf}$),其中 Co-M, Cr-M, Fe-M, Ni-M 在二元相图中均发生了共晶反应。利用这种方法获得的共晶高熵合金也较为精确和简单。

3.3 混合焓法

LU Y P 等^[25]首次提出在已知共晶高熵合金的基础上用简单混合焓的方法设计新的共晶高熵合金成分,并在 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 成分的基础上设计了 $\text{Zr}_{0.6}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Nb}_{0.74}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Hf}_{0.55}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Ta}_{0.65}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 共晶高熵合金。将 Al、Co、Cr、Fe、Ni

按混合焓分为两组,一组为混合焓相近的 Co、Cr、Fe、Ni,一组为混合焓较负的 Al、Ni(其混合焓为 -22 kJ/mol),将 Al 替换为同样与 Ni 有较负混合焓的 Zr、Nb、Hf、Ta($\Delta H_{\text{mix}}(\text{Zr-Ni}) = -49 \text{ kJ/mol}$, $\Delta H_{\text{mix}}(\text{Nb-Ni}) = -30 \text{ kJ/mol}$, $\Delta H_{\text{mix}}(\text{Hf-Ni}) = -42 \text{ kJ/mol}$, $\Delta H_{\text{mix}}(\text{Ta-Ni}) = -29 \text{ kJ/mol}$),计算如下:

$$\frac{\text{Zr}}{\text{Al}} = \frac{x}{1} = -\frac{22}{-49}, x = 0.45, \frac{\text{Nb}}{\text{Al}} = \frac{x}{1} = -\frac{22}{-30},$$

$$x = 0.73, \frac{\text{Hf}}{\text{Al}} = \frac{x}{1} = -\frac{22}{-42}, x = 0.52, \frac{\text{Ta}}{\text{Al}} = \frac{x}{1} = -\frac{22}{-29}, x = 0.76 \quad (4)$$

根据式(4)可得到近共晶高熵合金 $\text{Zr}_{0.45}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Nb}_{0.73}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Hf}_{0.52}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$ 、 $\text{Ta}_{0.76}\text{CoCrFeNi}_{2.0}$,微调成分可得到完全共晶高熵合金,其组织形貌见图 12。4 种合金均表现为典型的层片状结构,验证了该方

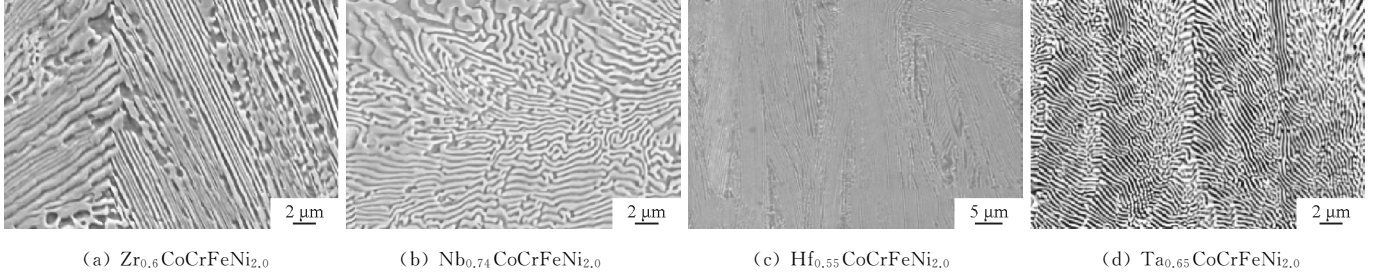


图 12 共晶高熵合金的组织形貌图^[25]

Fig.12 Morphologies of EHEAs

法的可行性、便捷性和准确性。

3.4 伪二元法

JIN X 等^[21]提出用伪二元相图的思想设计共晶高熵合金。分别选择一个稳定的 FCC 相和金属间化合物相(IMC),将其混合得到共晶高熵合金。将不同含量的 CoCrFeNi 作为稳定的 FCC 相(CoCrFeNi_2 、 Co_2CrFeNi 、 CoCrFe_2Ni),将 NiAl 相作为 IMC 相,得到了 AlCoCrFeNi_3 、 $\text{AlCo}_2\text{CrFeNi}_2$ 、 $\text{AlCoCrFe}_2\text{Ni}_2$ 近共晶高熵合金,微调成分得到了 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{14.3}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{14.3}\text{Ni}_{40.1}$ 、 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{28.6}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{14.3}\text{Ni}_{25.8}$ 、 $\text{Al}_{17}\text{Co}_{14.3}\text{Cr}_{14.3}\text{Fe}_{28.6}\text{Ni}_{25.8}$ 共晶高熵合金,该方法也显示出较高的精度。

3.5 元素分组法

HE F 等^[69]在统计了大量的共晶高熵合金后,对合金中各元素对的混合焓进行分析,提出了元素分组法设计共晶高熵合金的理念。图 13 为单相和共晶高熵合金中元素对混合焓的分布图及其标准差分布图。统计共晶高熵合金和单相固溶体高熵合金中元素对的混合焓,发现单相高熵合金中元素对应的混合焓为 $-10 \sim 5 \text{ kJ/mol}$,共晶高熵合金中元素对的混合焓的分布较分散,见图 13a。用混合焓的标准差来表示单相固溶体高熵合金和共晶高熵合金中元素对混合焓的离散程度:

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{r=1}^n (H_{ij}^r - \overline{H}_{ij}^r)^2}, \overline{H}_{ij}^r = \frac{1}{n} \sum_{r=1}^n H_{ij}^r \quad (5)$$

式中, r 为第 r 个元素对; ΔH_{ij} 为第 i 个元素和第 j 个元素的混合焓。由图 13b 可以看出,当 $\sigma_H < 5$ 时,合金表现为单相结构;当 $\sigma_H > 5$ 时,合金表现为共晶结构。通过此方法设计了 $\text{CoCrFeNiTa}_{0.43}$ 共晶高熵合金,说明该

方法对新共晶高熵合金的成分预测具有一定的指导意义。

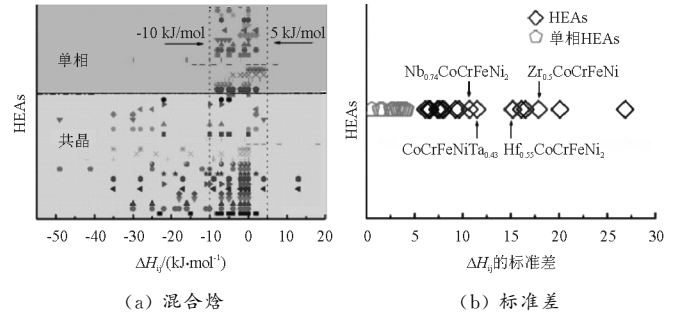


图 13 单相和共晶高熵合金中元素对混合焓的分布图及其标准差分布图^[69]

Fig.13 The distribution of mixing enthalpies and its standard deviation of different pairs in single-phase and EHEA

3.6 参数预测法

高熵合金提出后,很多参数用于预测高熵合金的相形成,如混合熵(ΔS_{mix})、混合焓(ΔH_{mix})、原子半径差(δ_r)、价电子浓度(V_{EC})等。CHANGDA B 等^[70]调研了大量的共晶高熵合金的相组成,研究了上述参数对共晶高熵合金相形成的影响,结果发现,当 $-18 \leq \Delta H_{\text{mix}} \leq -6$, $6 \leq V_{\text{EC}} \leq 8.5$, $\delta_r > 3\%$ 时,能够形成稳定的共晶相。此参数适用于目前报道的大部分共晶高熵合金,因此在设计新型共晶高熵合金时可参考此参数。

3.7 机器学习法(Machine learning)

目前报道的共晶高熵合金的数量仍然十分有限,类推二元、三元合金相图可知,共晶高熵合金的体系及数量十分庞大,确定各合金体系的共晶点位置是一个很大的挑战。因此,WU Q G 等^[71]在统计了 AlCoCrFeNi

系共晶高熵合金的数据及元素间的相关关系后,提出了用机器学习的方法确定共晶成分点。只要有足够的数据,机器学习可以构建模型并发现相关关系,以预测材料的成分、微观结构、物理和化学性质等特征。图 14 为机器学习设计共晶高熵合金的原理图。首先,通过相图计算获得 321 种 AlCoCrFeNi 系合金的成分及相组成数据以建立机器学习的数据库;其次,通过机器学习分析各元素之间的关系,将元素分为关键性元素(Critical element)和强关联性元素(Strong association element),最后得到共晶高熵合金。AlCoCrFeNi 体系中,各元素之间的关系见图 15,Al 为共晶形成的关键性元素,其含量为 5%~20%,Cr 是与 Al 强关联的元素,即在固定 Al 含量时 Cr 存在相应的共晶含量范围,对于 Ni、Co 和 Fe,可以用平均价电子浓度来估计其含量。

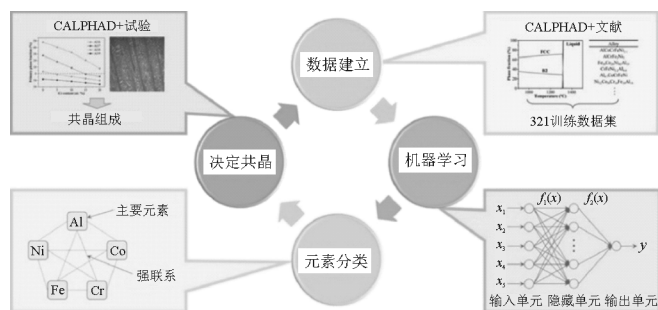


图 14 机器学习设计共晶高熵合金的原理图^[71]

Fig.14 Mechanism diagram of designing EHEAs by machine leaning method

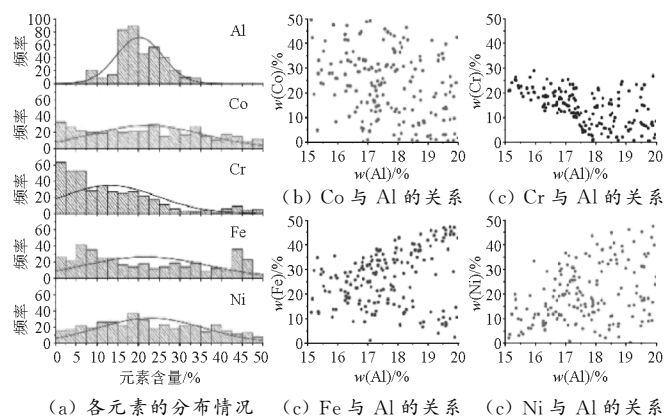


图 15 分析 400 种预测的近共晶成分数据得出的元素关系统计图^[71]

Fig.15 Statistical diagram of element relationships obtained by 400 predicted near-eutectic compositions

4 结论与展望

介绍了共晶高熵合金的相组成、组织形貌、力学性能特点以及成分设计方法。共晶高熵合金兼具高熵合金与共晶合金的优点,其良好的铸造性能有利于实现大体积工业化生产,并有望成为首个在工业领域大规模应

用的高熵合金体系。

目前对共晶高熵合金的研究集中在合金成分的开发及力学性能的研究,而疲劳性能,蠕变性能,抗冲击性能以及对合金物理、化学性能的研究,如磁性能、耐蚀性能、抗氧化性能等涉及较少。因此,未来对共晶高熵合金的研究一方面需要继续开发新的合金成分并研究其相关性能,另一方面要加大对大体积共晶高熵合金制备技术的研究,为推进共晶高熵合金的工业化应用提供理论和技术支撑。

参 考 文 献

- [1] YE H J W. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements novel alloy design concepts and outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299-303.
- [2] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A(375-377): 213-218.
- [3] LI Z Z, ZHAO S T, RITCHIE R O, et al. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys[J]. Progress in Materials Science, 2019, 102: 296-345.
- [4] DING W, LIU N, FAN J C, et al. Diffusion bonding of copper to titanium using CoCrFeMnNi high-entropy alloy interlayer[J]. Intermetallics, 2021, 129, 107 027.
- [5] COUZINIE J P, DIRRAS G. Body-centered cubic high-entropy alloys: From processing to underlying deformation mechanisms[J]. Materials Characterization, 2019, 147: 533-544.
- [6] ZHAO Y J, QIAO J W, MA S, et al. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy[J]. Materials & Design, 2016, 96: 10-15.
- [7] LU Y P, DONG Y, GUO S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys[J]. Sci. Rep, 2014, 4: 6 200.
- [8] OQUAB D, JOSSE C, PROIETTI A, et al. Solidification sequence and four-phase eutectic in AlSi₆Cu₄Fe₂ alloy[J]. Materials Characterization, 2019, 156:109 846.
- [9] MA S G, ZHANG Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2012, A532: 480-486.
- [10] GUO S, NG C, LIU C T. Anomalous solidification microstructures in Co-free Al₂CrCuFeNi₂ high-entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557: 77-81.
- [11] ZHU J M, ZHANG H F, FU H M, et al. Microstructures and compressive properties of multicomponent AlCoCrCuFeNiMo_x alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 497(1-2): 52-56.
- [12] DONG Y, LU Y P, KONG J R, et al. Microstructure and mechanical properties of multi-component AlCrFeNiMo_x high-entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 573: 96-101.
- [13] TAN Y M, LI J S, WANG J, et al. Seaweed eutectic-dendritic solidification pattern in a CoCrFeNiMnPd eutectic high-entropy alloy[J]. Intermetallics, 2017, 85: 74-79.

- [14] HE F, WANG Z J, CHENG P, et al. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 656: 284-289.
- [15] BHATTACHARJEE T, WANI I S, SHEIKH S, et al. Simultaneous strength-ductility enhancement of a nano-lamellar AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy by cryo-rolling and annealing[J]. Sci. Rep., 2018, 8(1): 3 276.
- [16] JIANG L, LU Y P, DONG Y, et al. Effects of Nb addition on structural evolution and properties of the CoFeNi₂V_{0.5} high-entropy alloy[J]. Applied Physics, 2015, A119(1): 291-297.
- [17] JIANG L, CAO Z Q, JIE J C, et al. Effect of Mo and Ni elements on microstructure evolution and mechanical properties of the CoFeNi_xVMo_y high entropy alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 649: 585-590.
- [18] HUO W Y, SHI H F, REN X, et al. Microstructure and wear behavior of CoCrFeMnNbNi high-entropy alloy coating by TIG cladding[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2015: 1-5.
- [19] ROGAL Ł, MORGIEL J, ŚWIAŁEK Z, et al. Microstructure and mechanical properties of the new Nb₂₅Sc₂₅Ti₂₅Zr₂₅ eutectic high entropy alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2016, A651: 590-597.
- [20] 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: 226-233.
- [21] 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.
- [22] JIANG H, HAN K M, QIAO D X, et al. Effects of Ta addition on the microstructures and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2018, 210: 43-48.
- [23] JIANG H, JIANG L, QIAO D X, et al. Effect of niobium on microstructure and properties of the CoCrFeNb_xNi high entropy alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33 (7): 712-717.
- [24] JIANG H, ZHANG H Z, HUANG T D, et al. Microstructures and mechanical properties of Co₂Mo_xNi₂VW_x eutectic high entropy alloys[J]. Materials & Design, 2016, 109: 539-546.
- [25] LU Y P, JIANG H, GUO S, et al. A new strategy to design eutectic high-entropy alloys using mixing enthalpy[J]. Intermetallics, 2017, 91: 124-128.
- [26] RAHUL M R, PHANIKUMARG. Design of a seven-component eutectic high-entropy alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2019, A50(6): 2 594-2 598.
- [27] 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.
- [28] JIN X, BI J, ZHANG L, et al. A new CrFeNi₂Al eutectic high entropy alloy system with excellent mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770: 655-661.
- [29] JAIN R, RAHUL M R, JAIN S, et al. Phase evolution and mechanical behaviour of Co-Fe-Mn-Ni-Ti eutectic high entropy alloys [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71 (11): 2 795-2 799.
- [30] YANG Z S, WANG Z J, WU Q F, et al. Enhancing the mechanical properties of casting eutectic high entropy alloys with Mo addition[J]. Applied Physics, 2019, A125(3): 208.
- [31] LI R, REN J, ZHANG G J, et al. Novel (CoFe₂NiV_{0.5}Mo_{0.2})_{100-x}Nb_x eutectic high-entropy alloys with excellent combination of mechanical and corrosion properties [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(8): 1 046-1 056.
- [32] 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.
- [33] DONG Y, YAO Z Q, HUANG X, et al. Microstructure and mechanical properties of AlCo_xCrFeNi_{3-x} eutectic high-entropy-alloy system [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 823: 153 886.
- [34] WU Q F, WANG Z J, ZHENG T, et al. A casting eutectic high entropy alloy with superior strength-ductility combination[J]. Materials Letters, 2019, 253: 268-271.
- [35] LIU D J, YU P F, LI G, et al. High-temperature high-entropy alloys Al_xCo₁₅Cr₁₅Ni_{70-x} based on the Al-Ni binary system [J]. Materials Science and Engineering, 2018, A724: 283-288.
- [36] GUO Y, LIU L, ZHANG Y, et al. A superfine eutectic microstructure and the mechanical properties of CoCrFeNiMo_x high-entropy alloys[J]. Journal of Materials Research, 2018, 33(19): 3 258-3 265.
- [37] CHEN X, QI J Q, SUI Y W, et al. Effects of aluminum on microstructure and compressive properties of Al-Cr-Fe-Ni eutectic multi-component alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2017, A681: 25-31.
- [38] BAKER I, MENG F L, WU M, et al. Recrystallization of a novel two-phase FeNiMnAlCr high entropy alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 656: 458-464.
- [39] LIU S, GAO M C, LIAW P K, et al. Microstructures and mechanical properties of Al_xCrFeNiTi_{0.25} alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619: 610-615.
- [40] HAN L L, XU X D, WANG L, et al. A eutectic high-entropy alloy with good high-temperature strength-plasticity balance [J]. Materials Research Letters, 2019, 7(11): 460-466.
- [41] ZHU M, YAO L J, LIU Y Q, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a novel CrNbTiZrAl_x (0.25 ≤ x ≤ 1.25) eutectic refractory high-entropy alloy [J]. Materials Letters, 2020, 272: 127 869.
- [42] GASAN H, OZCANA. New eutectic high-entropy alloys based on Co-Cr-Fe-Mo-Ni-Al: Design, characterization and mechanical properties[J]. Metals and Materials International, 2019, 26(8): 1 152-1 167.
- [43] MA L L, WANG J N, JIN P P. Microstructure and mechanical properties variation with Ni content in Al_{0.8}CoCr_{0.6}Fe_{0.7}Ni_x (x = 1.1, 1.5, 1.8, 2.0) eutectic high-entropy alloy system [J]. Materials Research Express, 2020, 7(1): 016 566.
- [44] JIANG H, QIAO D X, JIAO W N, et al. Tensile deformation be-

- havior and mechanical properties of a bulk cast $\text{Al}_{0.9}\text{CoFeNi}_2$ eutectic high-entropy alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 61: 119-124.
- [45] YIN Y, TAN Q Y, WANG T, et al. Eutectic modification of Fe-enriched high-entropy alloys through minor addition of boron[J]. Journal of Materials Science, 2020, 55(29): 14 571-14 587.
- [46] 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.
- [47] HAN L L, QUAN T, LIU B, et al. Revealing the excellent high-temperature oxidation resistance of a non-equimolar $\text{Al}_1\text{Co}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{23}\text{Ni}_{23}\text{Ta}_{10}$ compositional complex eutectic alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 846: 156 265.
- [48] 胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010.
- [49] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, et al. Ultrafine-grained $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(3): 174-179.
- [50] GAO X Z, LU Y P, ZHANG B, et al. Microstructural origins of high strength and high ductility in an $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 141: 59-66.
- [51] 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): 5 743-5 755.
- [52] HALL E O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results[J]. Proceedings of the Physical Society, 1951, B64(9): 747-753.
- [53] DOLLAR M, BERNSTEIN I M, THOMPSON A W. Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(2): 311-320.
- [54] KARLSSON B, LINDÉN G. Plastic deformation of eutectoid steel with different cementite morphologies[J]. Materials Science and Engineering, 1975, 17(1): 153-164.
- [55] MARDER A R, BRAMFITT B L. The effect of morphology on the strength of pearlite[J]. Metallurgical Transactions, 1976, A7(3): 365-372.
- [56] MENG F L, QIU J W, BAKER I. Effect of Al content on the microstructure and mechanical behavior of two-phase FeNiMnAl alloys[J]. Journal of Materials Science, 2013, 49(5): 1 973-1 983.
- [57] WANG Z W, WU M, CAI Z H, et al. Effect of Ti content on the microstructure and mechanical behavior of $(\text{Fe}_{36}\text{Ni}_{18}\text{Mn}_{33}\text{Al}_{13})_{100-x}\text{Ti}_x$ high entropy alloys[J]. Intermetallics, 2016, 75: 79-87.
- [58] ARMSTRONG W. Hall-Petch analysis of dislocation pileups in thin material layers and in nanopolycrystals[J]. Journal of Materials Research, 2013, 28(13): 1 792-1 798.
- [59] GAO Y F, ZHANG W, SHI P J, et al. A mechanistic interpretation of the strength-ductility trade-off and synergy in lamellar microstructures[J]. Materials Today Advances, 2020, 8: 100 103.
- [60] DONG Y, JIANG L, JIANG H, et al. Effects of annealing treatment on microstructure and hardness of bulk $\text{AlCrFeNiMo}_{0.2}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Materials & Design, 2015, 82: 91-97.
- [61] JIANG L, LU Y P, WU W, et al. Microstructure and mechanical properties of a $\text{CoFeNi}_2\text{V}_{0.5}\text{Nb}_{0.75}$ eutectic high entropy alloy in as-cast and heat-treated conditions[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(3): 245-250.
- [62] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, et al. Cold-rolling and recrystallization textures of a nano-lamellar $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high entropy alloy[J]. Intermetallics, 2017, 84: 42-51.
- [63] REDDY S R, SUNKARI U, LOZINKO A, et al. Microstructural design by severe warm-rolling for tuning mechanical properties of $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high entropy alloy[J]. Intermetallics, 2019, 114: 106 601.
- [64] SHI P J, REN W L, ZHENG T X, et al. Enhanced strength-ductility synergy in ultrafine-grained eutectic high-entropy alloys by inheriting microstructural lamellae[J]. Nat. Commun., 2019, 10(1): 489.
- [65] SHI P J, ZHONG Y B, LI Y, et al. Multistage work hardening assisted by multi-type twinning in ultrafine-grained heterostructural eutectic high-entropy alloys[J]. Materials Today, 2020, 41: 62-71.
- [66] JIN X, LIANG Y X, BI J, et al. Enhanced strength and ductility of $\text{Al}_{0.9}\text{CoCrNi}_{2.1}$ eutectic high entropy alloy by thermomechanical processing[J]. Materialia, 2020(10): 100 639.
- [67] AI C, HE F, GUO M, et al. Alloy design, micromechanical and macromechanical properties of CoCrFeNiTa_x eutectic high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735: 2 653-2 662.
- [68] WU M X, WANG S B, HUANG H J, et al. CALPHAD aided eutectic high-entropy alloy design[J]. Materials Letters, 2020, 262: 127 175.
- [69] HE F, WANG Z J, AI C, et al. Grouping strategy in eutectic multi-principal-component alloys[J]. Materials Chemistry and Physics, 2019, 221: 138-143.
- [70] CHANDA B, DAS J. An assessment on the stability of the eutectic phases in high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 798: 167-173.
- [71] WU Q G, WANG Z J, HU X B, et al. Uncovering the eutectics design by machine learning in the Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy system[J]. Acta Materialia, 2020, 182: 278-286.

(编辑:彭瑾)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com