● 前沿进展 Research Progress ●

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4025

共晶高熵合金研究进展

晋 玺,乔珺威

(太原理工大学 材料科学与工程学院,山西 太原 030000)

摘 要:共晶高熵合金是凝固过程中发生共晶转变的多组元合金,具有优异的液态充型能力和机械性能,适用于生产形状复杂、对力学性能要求较高且不能进行热机械处理的零件。共晶高熵合金具有 4 种及以上元素,且相组成和组织形貌对合金成分变化不敏感,因此具有很大的性能调控空间及工艺窗口。通过调控共晶高熵合金的相组成及组织形貌可使其叠加各种优异性能。本文从设计方法、制备工艺、组织结构、力学及理化性能等方面综述了共晶高熵合金的研究现状,并对共晶高熵合金未来的发展进行展望。

关键词:共晶高熵合金;设计方法;热机械处理;组织结构;力学性能;耐蚀性

中图分类号:TG27 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2024)04-0309-07

Research Progress of Eutectic High-entropy Alloys

JIN Xi, QIAO Junwei

(College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030000, China)

Abstract: Eutectic high-entropy alloys are multi-component alloys that undergo eutectic transformation during solidification. It has excellent liquid filling ability and mechanical properties and is suitable for the production of parts with complex shapes and high mechanical properties that cannot be processed by thermomechanical processing. An eutectic high-entropy alloy has at least four elements, and the phase component and microstructure are not sensitive to changes in the alloy composition, leading to a large space for performance control and process windows. Various excellent properties can be superimposed by adjusting the phase component and eutectic microstructure. In this paper, the research status of eutectic high-entropy alloys is reviewed from the perspectives of the design method, preparation technology, microstructure, mechanics and physical and chemical properties. The future development of eutectic high-entropy alloys is proposed.

Key words: eutectic high-entropy alloy; design method; thermomechanical treatment; microstructure; mechanical properties; corrosion resistance

传统金属材料主要包括钢铁材料、钛合金、铝合金、镁合金、铜合金、镍基合金等。其共同点是均由一种基体元素和合金化元素组成,其中基体元素含量在 50%(质量分数)以上。经过近百年的发展,传统合金强化理论已趋于完善,合金的机械性能潜力大多已被挖掘,性能进一步大幅提升的可能性日益减小。

2004 年,Yeh 等[1]和 Cantor 等[2]突破了传统合金以单一主元为基体的设计思想,同年提出了多主元合金的设计思想,打开了金属材料的一片新天地。由于多主元合金元素含量为等摩尔比或近等摩尔比,具有较高的混合熵,因此叶筠蔚又将其命名为高熵合金(high-entropy alloys, HEAs)。在 HEAs 研究之初,普遍认为高熵合金较高的混合熵值更利于形成单相固溶体,如CoCrFeMnNi 即为首个单相面心立方(face centered cubic, FCC)结构高熵合金[2]。随着对高熵合金研究的深入,逐渐意识到混合焓值的重要性,即较正或较负的混合焓有利于第二相的析出[3]。此外,研究发现合金性能和元素种类并非正相关,如 CoCrNi 三元合金的断裂韧性高于五元 CoCrFeMnNi 合金[4]。因此,目前对高熵合金的研究已不再局拘泥其组元数目和元素含量,而更关心合金的组织结构调控以及性能优化。

自高熵合金的概念被提出以来,各国学者对该

收稿日期:2024-02-03

基金项目:国家自然科学青年基金(52301217);太原理工大学校基金(2022QN012)

作者简介:晋 玺,1991 年生,博士,讲师.研究方向为共晶高熵合金设计与强韧化.Email:jinxi@tyut.edu.cn

通讯作者:乔珺威,1982 年生,博士,教授.研究方向为特种高熵合金.Email:qiaojunwei@gmail.com

引用格式:晋玺,乔珺威.共晶高熵合金研究进展[J].铸造技术,2024,45(4):309-315.

JIN X, QIAO J W. Research progress of eutectic high-entropy alloys[J]. Foundry Technology, 2024, 45(4): 309-315.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

领域进行了广泛探索，设计出诸多具有不同组织结构及性能的高熵合金。美国学者 Miracle 和 Senkov[5]于 2016 年将已报道的 408 种高熵合金分为 7 大类：3d 过渡金属高熵合金，难熔高熵合金，轻质(低密度)高熵合金，镧系(4f)过渡金属高熵合金，高熵青/黄铜，贵金属高熵合金，间隙相化合物高熵合金。不同种类高熵合金具有不同的性能特点，如 3d 过渡金属高熵合金具有优异的力学性能；难熔高熵合金可服役于超高的工作温度[6]；贵金属高熵合金则具有优异的催化性能[7]。

尽管高熵合金性能优异，但较多的组元数目往往会造成合金凝固温度区间增大，使合金铸造缺陷增大，从而劣化其机械性能。通过热锻等方式可消除小型简单零件的铸造缺陷，但无法进行热机械处理的大型复杂零件对合金的铸态力学性能提出了更高要求。基于此，Lu 等[8]提出了共晶高熵合金(eutectic high-entropy alloys, EHEAs)的概念，并设计出性能优异的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金。此后，大量 EHEAs 被设计并成功制备，极大丰富了高熵合金体系。

1 共晶高熵合金的设计方法

EHEAs 具有 4 种及以上元素，因而无法通过查阅相图获得准确的共晶点位置。如何设计 EHEAs 是该合金发展之初的最大难题。迄今，EHEAs 的设计方法主要分为以下几种。

1.1 相图计算法

通过相图可直观判断出合金凝固时的相变过程以及平衡态相组成，因而高熵合金提出以来，不少学者通过相图计算法给出了部分高熵合金系的伪二元相图，借此指导合金成分设计，如 Zhang 等[9]研究了 $Al_xCoFeNi$、$Al_xCoCrFeNi$、$Al_xCo_2CrFeNi$、Al_xCoCr_2FeNi、$Al_xCoCrFe_2Ni$、$Al_xCoCrFeNi_2$ 系合金相图；Liu 等[10]研究了 $CoCrFeNiMo_x$ 系高熵合金的相图；Zhang 等[11]研究了 $Cr_xMoNbTaVW$ 系高熵合金的相图。2016 年，He 等[12]利用 Thermo-Calc 软件计算了 $CoCrFeNiNb_x$ 合金系的伪二元相图，结果如图 1 所示。可以看出该合金系确为共晶体系，共晶组织由 FCC 结构相和拉夫斯(Laves)相组成，且共晶点位于 Nb 含量 ~9%(原子分数)处。作者通过实验确定了共晶点成分为 $CoCrFeNiNb_{0.65}$，较接近相图计算结果，表明相图计算法具有较高的实用价值。随着相图计算软件的普及，越来越多的 EHEAs 或近共晶成分高熵合金被设计出来，如 $Fe_{20.7}Co_{20.7}Ni_{39.6}Al_{19}$[13]，$AlCrFeNiCo_{1.9}$[14]，$Fe_{39}Cr_{39}Ni_{14}C_8$[15]、$CoCrNi_2(V_3B_2Si)_{0.2}$[16]等。

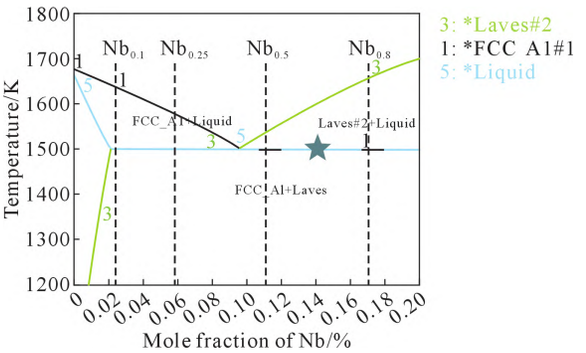


图 1 $CoCrFeNiNb_x$ 的伪二元相图[12]

Fig.1 Pseudo binary phase diagram of $CoCrFeNiNb_x$ alloys[12]

1.2 半经验法

由于相图计算法需要大量的材料学参数以及对共晶体系的合理预判，且庞大的计算量和昂贵的软件门槛限制了该方法的普遍使用。在 EHEAs 研究之初，设计者往往根据自身经验以及对一些热力学参数如混合焓、价电子浓度等的理解来设计 EHEAs。由于此类方法没有明确的理论指导，我们称其为半经验法。

Lu 等[17]于 2017 年提出一种混合焓法来设计 EHEAs。该方法内容为：将已知 EHEA 中某一关键元素替换为另一元素，即可得到另一种 EHEAs。替换元素的含量可通过二元混合焓来粗略估计，再通过少量试验即可获得共晶点准确成分。利用该方法，并基于已报道的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金成功设计出 4 种 EHEAs：$Zr_{0.45}CoCrFeNi_{2.1}$、$Nb_{0.73}CoCrFeNi_{2.1}$、$Hf_{052}CoCrFeNi_{21}$、$Ta_{0.76}CoCrFeNi_{2.1}$。通过简单试错法，即可得到准确的共晶点成分，分别为 $Zr_{0.6}CoCrFeNi_2$、$Nb_{0.74}AlCoCrFeNi_2$、$Hf_{0.55}CoCrFeNi_2$、$Ta_{0.65}CoCrFeNi_2$。实际结果和预测结果十分接近，表明该方法预测新 EHEAs 的可靠性。

Jiang 等[18]提出一种简单混合法来设计 EHEAs。该方法如下：若元素性质接近的 A、B、C、D 均可与金属间化合物元素 M 形成二元共晶体系，通过将 A-M、B-M、C-M、D-M 等摩尔比混合，则可能形成 (ABCD)-M 形式的 EHEAs。基于该方法成功设计出 4 种 EHEAs：$CoCrFeNiNb_{0.6}$、$CoCrFeNiTa_{0.47}$、$CoCrFeNiZr_{0.51}$、$CoCrFeNiHf_{0.49}$。经过试错法得到的准确共晶点成分分别为 $CoCrFeNiNb_{0.45}$，$CoCrFeNiTa_{0.4}$，$CoCrFeNiZr_{055}$，$CoCrFeNiHf_{04}$，与计算结果较为接近。

Jin 等[19]提出一种伪二元法设计 EHEAs。在相图绘制过程中，除纯元素外，稳定化合物、固溶体相均可被看作组元。基于这种设计思想，便可从相的角度来设计伪二元合金。具体内容如下：选取两种稳定物相，其中金属间化合物相具有该合金系所有组合中最负的混合焓，将两种物相等摩尔比混合，即可得到伪

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

二元近共晶成分高熵合金。基于该方法设计出 3种 EHEAs：$AlCoCrFeNi_3$、$AlCo_2CrFeNi_2$、$Al\ CoCrFe_2Ni_2$，均为近共晶成分。通过调控 Al 和 Ni 元素相对含量进行少量试错实验，即可得到共晶点成分。

1.3　机器学习法

机器学习法其实是基于计算机应用的半经验法。该方法基于由现有文献结果和计算结果组成的数据库，通过训练人工神经网络模型达到共晶成分预测的目的[20]。利用该方法，可分析不同合金体系中形成共晶组织的关键元素，并预测出共晶点成分的元素含量。相较于其他半经验法，机器学习法可通过持续学习获得更精确地预测结果，减少试错次数。

1.4　共晶线法

迄今，在 Al-Co-Cr-Fe-Ni 合金系中已发现数十种 EHEAs，充分体现了共晶成分的不唯一性。为此，Shafei[21]提出一种方法来预测 Al-Co-Cr-Fe-Ni 体系中具有 FCC+B2(有序体心立方)结构的 EHEAs。Shafei 认为该体系中某些共晶合金之间存在共晶线，位于共晶线上的合金均为共晶合金。因此，通过将位于同一共晶线上的两个共晶合金混合，可以得到新的共晶成分。该方法有利于快速探寻同一合金体系内的未知共晶点。

1.5　二元共晶扩充法

从 2014 年提出 EHEAs 至 2023 年，超过一百种 EHEAs 被设计出来。但是，竟然没有一种无序 FCC+无序 BCC(体心立方)结构 EHEAs。为了设计出这类 EHEAs，Jin 等[22]提出了一种二元共晶扩充法，如图 2 所示。首先选取一种具有无序 FCC+无序 BCC 结构的二元共晶合金，通过大量添加固溶元素，可使该二元合金扩充为多组元 EHEAs。利用该方法，传统的二元 $Cr_{46}Ni_{54}$ 共晶合金可以扩充为多组元共晶合金，如 $Cr_{39}Ni_{37}Co_8Fe_8V_8$，$Cr_{41}Ni_{39}Co_{10}V_{10}$，$Cr_{37}Ni_{43}Fe_{10}V_{10}$，和 $Cr_{47}Ni_{33}Co_{10}Fe_{10}$ 等。除二元共晶合金外，伪二元共晶合金如 $Ni_{35}Al_{35}$-Cr_{30} 等亦可被扩充至多组元 EHEAs[23]。此外，通过合理选择扩充元素，可对合金的微观组织、力学性能以及耐蚀性等进行定向调控。

2　共晶高熵合金的组织结构

EHEAs 的制备工艺与传统合金相同，包括真空非自耗电弧熔炼、真空感应熔炼、粉末冶金、定向凝固、3d 打印等。迄今发现的 EHEAs 大多数具有层片组织，少数具有迷宫组织[19]。从晶体结构或相组成的角度可将现有 EHEAs 分为以下几类：FCC+B2 结构[8,19]、FCC+IMC(金属间化合物)结构[12,17]、BCC+B2 结构[24]、

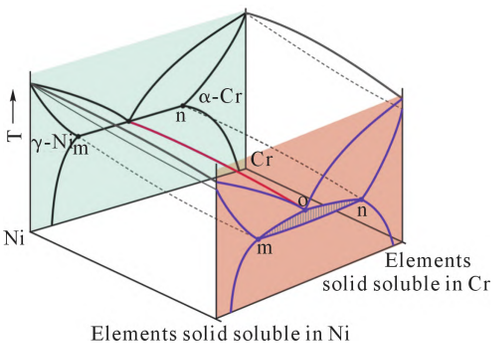


图 2　二元 Cr-Ni 共晶扩充至多组元共晶高熵合金示意图[22]

Fig.2　Schematic diagram for designing EHEAs based on binary Cr-Ni eutectic[22]

BCC+IMC[25]等。Jin 等[26]还设计出首个具有FCC+B2+HCP(密排六方)结构的三相 EHEAs。

在凝固过程中，共晶相的生长过程服从搭桥机制，因而从能量的角度看，EHEAs 相邻两相间通常存在着特定的晶体学位向关系。该位向关系与共晶相的晶体结构密切相关，具有不同晶体结构的 EHEAs 位向关系往往不同。值得注意的是，具有相同晶体结构的 EHEAs，其位向关系也可能不同，这主要取决于共晶相的晶格常数比[27]。位向关系的不同会引起位错滑移连续性的差异，造成变形或断裂机制的改变，进而影响合金力学行为[28-29]。

3　共晶高熵合金的力学性能

3.1　铸态力学性能

考虑到 EHEAs 的一大优势是液态成型能力，因此该类合金在铸态下的力学行为被广泛研究。研究发现，EHEAs 的力学性能与其晶体结构密切相关。在迄今发现的所有 EHEAs 中，只有 FCC+B2 以及 FCC+BCC 结构合金具有超过 5%的静载拉伸伸长率。这些合金的优异塑性来源于两方面，一方面是合金具有至少约 50%(体积分数)的软 FCC 相，可有效促进位错滑移；另一方面，合金中的硬相并非完全脆性相，可发生一定的塑性变形。软硬相的协同塑性变形使合金具有优异的强塑性。FCC+IMC 结构 EHEAs 中虽然也有相当体积分数的软 FCC 相，但该类合金中的 IMC 相均为几乎没有塑性变形能力的硬脆相。软硬相无法进行协同塑性变形导致裂纹的提前萌生及断裂，所以该类合金几乎没有拉伸塑性。

$AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金是 FCC+B2 结构 EHEAs 的典型代表，具有优异的室温拉伸性能，其室温拉伸性能如图 3 所示[30]。对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金低温拉伸性能研究表明，随温度从室温降低至 -70 和 -196 ℃，合金屈服强度由 546 MPa 增至 595 MPa，再增至 690 MPa，断裂强度几乎维持在 1 050~1 150 MPa，而伸长率从

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

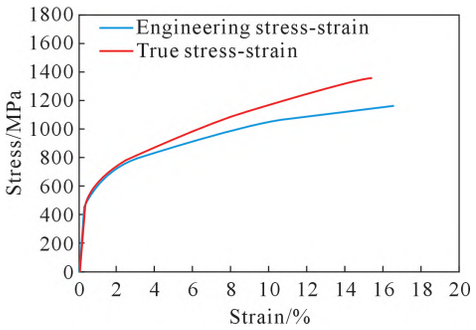


图 3 铸态 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金室温拉伸应力应变曲线[30]

Fig.3 Tensile stress-strain curves of the as-cast $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEA at room temperature[30]

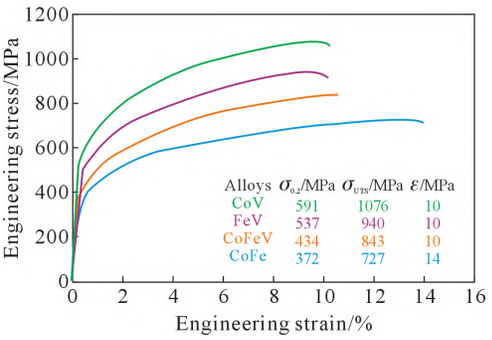


图 4 4 种 FCC+BCC 结构共晶高熵合金的室温拉伸应力应变曲线[22]

Fig.4 Tensile stress-strain curves of four as-cast FCC+BCC EHEAs at room temperature[22]

17.7%降至 15.8%，再大幅降低至 6.7%。可见，合金在 -70℃下仍具有优异的强塑性匹配，其优异的塑性变形能力来源于试样各处的均匀变形[31]。此外，该合金 600 ℃下拉伸弹性极限强度，断裂强度，伸长率分别为 95 MPa，806 MPa，33.7%，700 ℃下拉伸弹性极限强度，断裂强度，伸长率分别为 108 MPa，538 MPa，22.9%。可见，合金在 700 ℃以内的中高温范围均具有优异的强度及塑性[8]。

FCC+BCC 结构 EHEAs 的典型代表有 4 个：$Cr_{39}Ni_{37}Co_8Fe_8V_8$，$Cr_{41}Ni_{39}Co_{10}V_{10}$，$Cr_{37}Ni_{43}Fe_{10}V_{10}$，和 $Cr_{47}Ni_{33}Co_{10}Fe_{10}$[22]。在微观组织和两相体积分数大致相同的情况下，4 种合金展现出差异显著的力学行为，拉伸应力应变曲线如图 4 所示。分析发现其屈服强度差异来源于软 FCC 相的强度差异，而合金的加工硬化能力差异则源自于软硬相的强度差。软硬两相的强度差异越大，加工硬化现象越明显。当然，如果硬相的强度过大，会导致合金的过早断裂，此时的EHEAs 力学行为类似于上述 FCC+IMC 结构 EHEAs。

相较于上述两类合金，FCC+IMC 结构和 BCC+IMC 结构 EHEAs 中含有大量的脆性金属间化合物相，导致合金室温拉伸塑性较差，但正是这些硬脆相，赋予了合金优异的耐磨性[32]。当合金服役于高温时，其高温强度受到更多关注。具有 BCC+$L2_1$ 结构的 $AlCr_{1.3}TiNi_2$ EHEAs 具有优异的高温抗软化性能，可作为服役于高温环境下的候选材料[25]。

3.2 热机械处理对合金力学性能的影响

当 EHEAs 不在铸态下使用时，其力学性能可通过热机械处理的方式进一步提高。冷轧+退火处理是最常用的热机械处理方式。Wani 等[33]对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金进行 90%冷轧 +800 ℃-1 h 退火处理，得到超细晶组织如图 5a 所示。合金在铸态、冷轧态和退火态的拉伸工程应力–应变曲线如图 5b 所示，结果表明冷轧态合金虽强度大幅提升(拉伸屈服强度升高 ~1 000 MPa，抗拉强度升高 ~750 MPa)，却牺牲了拉伸塑性(伸长率降低 ~11%)。而退火态合金兼具强度与塑性。拉伸屈服强度与抗拉强度为 ~1 100 MPa 和 ~1 200 MPa，伸长率 ~12%。

Shi 等[34]调控冷轧和退火工艺，制备出继承 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 铸态层片结构的超细晶异质双相 EHEAs。其微观组织可明显分成两个薄片状区域。不同于铸态时凝固形成的层片组织，热处理后的薄片由许多再结晶晶粒组成，如图 6 所示。独特的多级异质结构赋予合金超高的背应力强化和加工硬化能力。使之表现出 ~1 500 MPa 的拉伸屈服强度和~16%的伸长率。

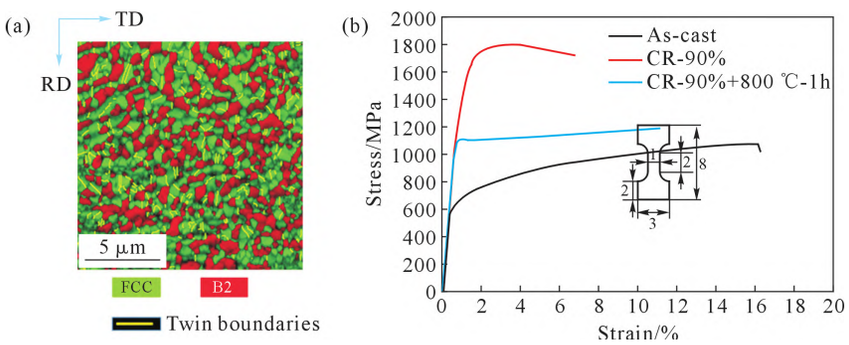


图 5 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金：(a) 冷轧退火后电子背散射衍射照片；(b) 室温拉伸应力–应变曲线[33]

Fig.5 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs: (a) electron backscatter diffraction image of the alloy after cold rolling and annealing; (b) tensile stress-strain curves under as-cast, cold-rolled and annealed conditions[33]

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

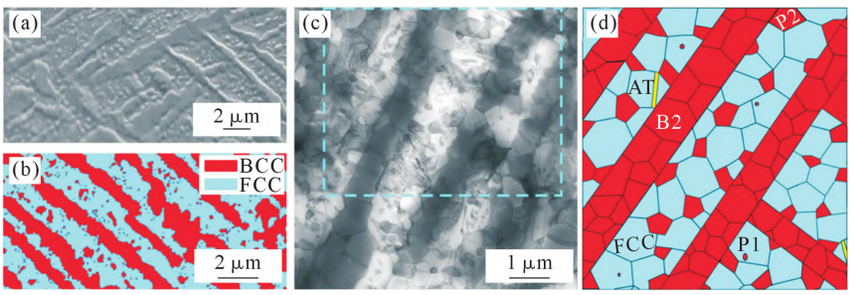


图 6 超细晶异质 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金组织:(a) 扫描组织照片;(b) 背散射电子衍射图;(c) 扫描透射显微照片;(d) 图 (c) 中蓝色方框区域的显微组织示意图[34]

Fig.6 Microstructures of ultrafine-grained $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEA: (a) SEM image; (b) EBSD phase image; (c) TEM image; (d) microstructural schematic sketch of the blue boxed area in (c)[34]

Wu 等[35]提出一种适用于双相合金的热机械处理工艺,即相选择再结晶工艺。不同于传统完全再结晶工艺，相选择再结晶工艺利用双相合金显著的应变分配行为(软相比硬相承担更多变形)实现了软相单独再结晶和硬相回复;利用该工艺处理后的 $Al_{18}Co_{30}Cr_{10}Fe_{10}Ni_{30}W_2$ EHEA 在抗拉强度提升到 1 850 MPa 的同时均匀伸长量也达到了 30%。

3.3 热处理对合金力学性能的影响

虽然热机械处理可显著改善 EHEAs 的力学性能,但也大大降低了合金优异浇铸性能的优势。对于部分形状复杂的零件,只能通过单纯热处理的方式调控其力学行为。对于组织稳定性不高,且塑性较差的 EHEAs,通过高温退火工艺可实现共晶层片的球化,进而改善 EHEAs 的脆性问题[36-37]。$CoCrNi_2$-$(V_3B_2Si)_{0.2}$ 合金是由 FCC+M_3B_2 相组成的 EHEAs,铸态拉伸塑性极差,伸长率约 1%。通过对其进行1 100 ℃-24 h 的球化退火,可使合金总伸长率增加至 8.5%,合金的抗拉强度亦由 923 MPa 增加至 1 050 MPa,实现了合金的强韧化[36]。对于塑性较好的 EHEAs,通过中低温时效工艺，可促进沉淀相的弥散析出,进而提高 EHEAs 的强度[38-39]。

3.4 特种制备工艺对合金力学性能的影响

除热机械手段和单纯热处理手段外,特种制备工艺如定向凝固、增材制造、拉拔、粉末冶金、搅拌摩擦等也可以有效提升 EHEAs 的力学性能。Chen 等[40]通过多道次拉拔工艺,制备出直径 500 μm 且具有独特梯度层片结构的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金丝材。该丝材在室温下具有均衡的力学性能(抗拉强度 1.85 GPa,伸长率 12%),在低温 77 K 下展现出更优异的强塑性匹配(抗拉强度 2.52 GPa,伸长率 14%)。合金低温下的优异强塑性来源于 B2 相开启的大量位错交滑移网络以及 FCC 相中激活的三维层错–孪晶网络。

Shi 等[41]采用定向凝固法制备出具有多级鱼骨状组织的 $Al_{0.95}CoFeNi_{2.05}$ EHEA。鱼骨状组织可有效减缓裂纹的萌生与扩展，使合金具有 ~50%的超高断裂应变。这种工艺的成功应用凸显出在双相材料中通过调控微观组织形貌实现强韧化的巨大潜力。

Ren 等[42]使用增材制造技术制备了 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合金块体。该合金共晶层片间距约 215 nm,仅为合金粉末层片间距的 1/2。这种快速凝固产生的极细层片使得合金表现出约 1.3 GPa 的拉伸屈服强度和约 14%的伸长率，远超其他增材制造金属材料的拉伸性能。

4 共晶高熵合金的耐蚀性

除力学性能外,EHEAs 还具有优异的耐蚀性[43-44],抗氧化能力[45]等,拓宽了 EHEAs 的应用领域。目前对单相 HEAs 的耐蚀性研究已取得诸多进展，但对于双相 EHEAs 腐蚀机理的基本认知尚不完全清晰。在酸性溶液或含氯离子溶液中,EHEAs 的腐蚀过程包括以下 3 个阶段[44]。

(1)微电偶腐蚀形成的短期自我保护　腐蚀初期,阳极相优先快速溶解产生的大量金属离子促进腐蚀产物沉积，形成的腐蚀产物薄膜会在一定程度上降低表面活性面积,使两相电位差降低,从而减缓腐蚀速率。

(2)低电位阳极相的表面溶解　由于腐蚀产物薄膜较为疏松,不能完全抑制腐蚀进程。随着阳极相的逐渐溶解，暴露的阴极相和阳极相面积比不断增加,这又加剧了阳极相的腐蚀。此外,EHEAs 的耐蚀性亦受到合金组织的影响。迄今已报道的大多数 EHEAs 具有层片组织，且大多数层片状 EHEAs 的组织包括规则层片区和不规则层片区两个区域,而不同区域的腐蚀速率也会不同。

(3)局部溶解　规则层片区和不规则区域腐蚀速率不同,导致两个区域的溶解离子浓度差逐渐增大,在规则区和不规则区之间建立了离子浓度差电池,形成了新的电偶腐蚀系统,使得 EHEAs 的腐蚀机理由单一相的溶解转变为某一区域的局部溶解。

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

5 展望

迄今，对于 EHEAs 的研究主要集中在力学性能和化学性能方面。然而，作为复合材料，物理性能领域是最具有意义的应用领域。因此，EHEAs 未来的研究可涉及高强度宽温度低膨胀系合金、光电效应、电磁效应、冷电子发射以及其它叠加性能。通过将 EHEAs 扩展为共晶高熵材料范畴，有助于探寻更为优异的共晶体系。

参考文献：

[1] YEH 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] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 375-377: 213-218.

[3] OTTO F, YANG Y, BEI H, et al. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(7): 2628-2638.

[4] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, THURSTON K V S, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures[J]. Nature Communications, 2016, 7: 10602.

[5] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.

[6] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758-1765.

[7] YAO Y G, HUANG Z N, XIE P F, et al. Carbothermal shock synthesis of high-entropy-alloy nanoparticles[J]. Science, 2018, 359 (6383): 1489-1494.

[8] 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: 6200.

[9] ZHANG C, ZHANG F, DIAO H Y, et al. Understanding phase stability of Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys[J]. Materials & Design, 2016, 109: 425-433.

[10] LIU W H, LU Z P, HE J Y, et al. Ductile $CoCrFeNiMo_x$ high entropy alloys strengthened by hard intermetallic phases[J]. Acta Materialia, 2016, 116: 332-342.

[11] ZHANG B, GAO M C, ZHANG Y, et al. Senary refractory high-entropy alloy $Cr_xMoNbTaVW$[J]. Calphad, 2015, 51: 193-201.

[12] 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.

[13] ZHANG X K, CHOU T H, LI W P, et al. Microstructure and mechanical properties of $(FeCoNi)_{100-x}(NiAl)_x$ eutectic multi-principal element alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 862: 158349.

[14] VIKRAM R J, GUPTA K, SUWAS S. Design of a new cobalt base nano-lamellar eutectic high entropy alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 202: 113993.

[15] LIANG X Y, CHEN J, YAO Y H, et al. A novel nano-spaced coherent FCC_1/FCC_2 eutectic high entropy alloy[J]. Materials Letters, 2023, 337: 133952.

[16] ZHANG L K, LU Y P, AMAR A, et al. Eutectic high entropy alloys containing B and Si with excellent mechanical properties in annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 856: 143994.

[17] 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.

[18] 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.

[19] 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.

[20] WU Q F, 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.

[21] SHAFIEI A. Design of eutectic high entropy alloys in Al-Co-Cr-Fe-Ni system[J]. Metals and Materials International, 2021, 27: 127-138.

[22] JIN X, XUE Z, MAO Z Z, et al. Exploring multicomponent eutectic alloys along an univariant eutectic line[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 877: 145136.

[23] TANG B, COGSWELL D A, XU G L, et al. The formation mechanism of eutectic microstructures in NiAl-Cr composites[J]. Physical Chemistry Chemical Physics, 2016, 18(29): 19773-19786.

[24] 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: A, 2017, 681: 25-31.

[25] WANG M L, LU Y P, WANG T M, et al. A novel bulk eutectic high-entropy alloy with outstanding as-cast specific yield strengths at elevated temperatures[J]. Scripta Materialia, 2021, 204: 114132.

[26] JIN X, BI J, LIANG Y X, et al. Triple-phase eutectic high-entropy alloy: $Al_{10}Co_{18}Cr_{18}Fe_{18}Nb_{10}Ni_{26}$[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2021, 52: 1314-1320.

[27] DAHMEN U. Orientation relationships in precipitation systems[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(1): 63-73.

[28] JIN X, LIANG Y X, BI J, et al. Enhanced strength and ductility of $Al_{0.9}CoCrNi_{2.1}$ eutectic high entropy alloy by thermomechanical processing[J]. Materialia, 2020, 10: 100639.

[29] XIONG T, YANG W F, ZHENG S J, et al. Faceted kurdjumov-sachs interface-induced slip continuity in the eutectic high-entropy alloy, $AlCoCrFeNi_{2.1}$[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 65: 216-227.

[30] GAO X Z, LU Y P, ZHANG B, et al. Microstructural origins of high strength and high ductility in an $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 141: 59-66.

[31] LU Y P, GAO X Z, JIANG L, et al. Directly cast bulk eutectic and

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 143-150.

[32] YU Y, HE F, QIAO Z H, et al. Effects of temperature and microstructure on the tribological properties of $CoCrFeNiNb_x$ eutectic high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 775: 1376-1385.

[33] 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.

[34] 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]. Nature Communications, 2019, 10: 489.

[35] WU Q F, HE F, LI J J, et al. Phase-selective recrystallization makes eutectic high-entropy alloys ultra-ductile[J]. Nature Communications, 2022, 13: 4697.

[36] ZHANG L K, AMAR A, ZHANG M Y, et al. Enhanced strength-ductility synergy in a brittle $CoCrNi_2(V_3B_2Si)_{0.2}$ eutectic high-entropy alloy by spheroidized M_3B_2 and recrystallized FCC [J]. Science China Materials, 2023, 66: 4197-4206.

[37] JIANG L, LU Y P, WU W, et al. Microstructure and mechanical properties of a $CoFeNi_2V_{0.5}Nb_{0.75}$ eutectic high entropy alloy in as-cast and heat-treated conditions[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(3): 245-250.

[38] CHENG Q, ZHANG Y, XU X D, et al. Mechanistic origin of abnormal annealing-induced hardening in an $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic multi-principal-element alloy[J]. Acta Materialia, 2023, 252: 118905.

[39] PENG P, FENG X N, LI S Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of as-cast $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 939: 168843.

[40] CHEN J X, LI T, CHEN Y, et al. Ultra-strong heavy-drawn eutectic high entropy alloy wire[J]. Acta Materialia, 2023, 243: 118515.

[41] SHI P J, LI R G, LI Y, et al. Hierarchical crack buffering triples ductility in eutectic herringbone high-entropy alloys[J]. Science, 2021, 373(6557): 912-918.

[42] REN J, ZHANG Y, ZHAO D X, et al. Strong yet ductile nanolamellar high-entropy alloys by additive manufacturing[J]. Nature, 2022, 608: 62-68.

[43] SHUANG S, YU Q, GAO X, et al. Tuning the microstructure for superb corrosion resistance in eutectic high entropy alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 109: 197-208.

[44] WEI L, QIN W M. Corrosion mechanism of eutectic high-entropy alloy induced by micro-galvanic corrosion in sulfuric acid solution [J]. Corrosion Science, 2022, 206: 110525.

[45] LU J, ZHANG H, CHEN Y, et al. Y-doped $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy with excellent oxidation resistance and structure stability at 1 000 ℃ and 1 100 ℃[J]. Corrosion Science, 2021, 180: 109191.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net