

高熵合金焊接行为研究进展

李忠涛 徐静茹 张卫东 吴正刚

(湖南大学材料科学与工程学院)

摘要 高熵合金的焊接行为研究与可焊性评价研究可为合金成分设计与加工工艺优化提供参考。从目前已开展的高熵合金焊接行为研究出发,综述了典型高熵合金焊接行为研究中所使用的焊接工艺及参数、焊接过程中的组织演化规律及成分变化、焊接接头力学性能及其与焊缝组织之间的相关性等,并对未来高熵合金焊接行为的研究进行展望。

关键词 高熵合金;焊接行为;焊接工艺;焊缝组织;接头性能

中图分类号 TG131;TG139

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.03.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Progress in Welding Behavior of High Entropy Alloys

Li Zhongtao, Xu Jingru, Zhang Weidong, Wu Zhenggang

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University)

Abstract: Welding research and weldability assessment of HEAs normally provide feedback information to adjust composition and pre-weld processing condition of the alloy. Herein the welding methods, process parameters, microstructural evolution, element distribution and mechanical properties of weld joint were briefly summarized starting from developed high entropy alloy systems. The correlation between the microstructure and mechanical properties of welding HEAs was reviewed. A future tendency on the research directions of welding behavior of HEAs was also proposed.

Key Words: High Entropy Alloy, Welding Behavior, Welding Process, Joint Microstructure, Joint Properties

金属材料性能(如强度与韧性等)往往由其组织结构(晶体结构与相组成等)所决定,而合金成分与加工条件是材料组织结构的决定性因素。在进行合金设计时,一般以所需性能为导向,选取合适的合金元素,优化热/冷加工工艺和热处理制度等,从而调控合金晶体结构、相组成及分布、组织形貌等,最终获得满足各项性能要求的金属材料。近年来,一种新型金属材料——高熵合金受到了合金设计领域的重视。高熵合金是由 YE H J W 等^[1]与 CANTOR B 等^[2]于 20 世纪初提出。与传统合金成分设计不同,高熵合金并不是以一种金属元素为主,以少量其他合金元素为辅,而是一类具有 4 种及 4 种以上等摩尔分数或近等摩尔分数的金属元素的材料。随后,合金设计与物理冶金方面的学者开展了大量的研究工作^[3~35],主要包括 3 方面:①针对具有复杂成分并可形成单一固溶体的高熵合金,建立预测其组织结构与物相组成的理论标准;②设计开发具有优异性能的高熵合金体系。性能指标主要包括强度、韧性、抗

蠕变性、抗疲劳性、抗腐蚀性、抗氧化性、抗辐照性等;③对单/多晶高熵合金固溶强化机制与变形行为进行了深入解读。从合金设计的角度来讲,其最终目的都是开发高强高韧的新型高熵合金。而对于如何评判所设计的高熵合金性能,可在材料“断裂韧性-屈服强度香蕉图”中,将高熵合金与其他材料进行比较,见图 1^[4]。

随着大量关于高熵合金的理论研究与试验研究的展开,一系列的简单结构高熵合金(如单相固溶体合金)被开发。其中一部分高熵合金呈现出了优异的综合性能,如被称为“Cantor 合金”的 CoCrFeMnNi 高熵合金,其为面心立方(FCC)结构单相固溶体,FCC 单相结构非常稳定,试验证明在 500 °C 下保温 500 天以上其单相结构才有可能被破坏^[3];CoCrFeMnNi 高熵合金及其子合金(如四元 FeNiCoCr 合金与三元 NiCoCr 合金)在低温下具有 200 MPa·m^{1/2} 的超高断裂韧度及 1 GPa 以上的高抗拉强度,这主要归因于其特殊的变形机制:位错滑移与纳米孪晶混合机制^[4,5]。体心立方结构高熵

收稿日期:2021-07-01

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51901077)

第一作者简介:李忠涛,男,1994 年出生,博士研究生,长沙(410082),E-mail:zhongtao@hnu.edu.cn

通信作者:吴正刚,男,1987 年出生,教授,长沙(410082),E-mail:zwu9@hnu.edu.cn

引用格式:李忠涛,徐静茹,张卫东,等. 高熵合金焊接行为研究进展[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(3):275-281.

LI Z T, XU J R, ZHANG W D, et al. Progress in welding behavior of high entropy alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(3):275-281.

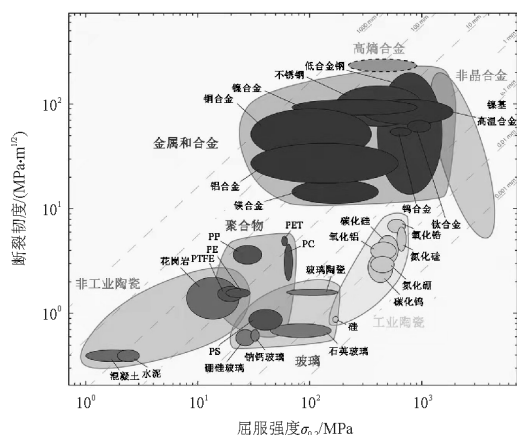

 图 1 高熵合金与其他材料的断裂韧性-屈服强度香蕉图^[4]

 Fig.1 Fracture toughness vs yield strength of HEAs compared with other materials^[4]

合金往往包含多种难熔金属元素,如 WNbMoTa 与 WNbMoTaV 高熵合金,这类高熵合金往往呈现出超高的高温强度^[6,7]。除了上述几类单相结构高熵合金之外,同时也开发了大量具有优异力学性能的多相高熵合金,其中有沉淀强化 FeCoNiCrTi_{0.2} 合金^[8]、纳米颗粒强化 Ni₃₀Co₃₀Fe₁₃Cr₁₅Al₆Ti₆ 合金^[9]、共晶 AlCoCrFeNi_{2.1} 合金^[10]、相变增韧亚稳 Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ 合金^[11]。大多数高熵合金均处于“强度-伸长率香蕉图”的右上角,这也说明与传统金属材料相比,高熵合金展现出了高强度与高韧性的良好匹配^[36]。

焊接是一种通过高热量将材料连接部分熔化随后冷却形成固态焊缝,最终实现同种或异种材料连接的工艺。在焊接过程中,材料连接部分经历急速升温与急速快冷,这种温度变化的速率主要取决于焊接工艺。焊接过程中的这种动态热循环将导致合金组织发生显著变化,如导致焊合区域成分不均匀,部分熔合区晶界偏析以及热影响区的沉淀强化逆转等。这些由焊接加工引发的组织变化将直接导致材料连接部分形成组织缺陷(凝固裂纹),其性能也将大幅下降(强度与韧性的降低)。因此,根据材料焊接行为研究与可焊性评价所反馈的信息,可实时地对合金成分与焊前的加工工艺进行调整。如 2000 系 Al-Cu-Mg 合金与 6000 系 Al-Mg-Si 合金焊接后,其热影响区 θ' 相部分溶解而含量降低,导致焊缝硬度大幅下降^[37]。焊后自然或人工时效可以使得部分 θ' 相再次析出,硬度得到小幅提升。可以根据从焊接行为研究获得的反馈信息,选择不同状态的铝合金母材进行焊接。如固溶态铝合金,其母材中无 θ' 相,焊接过程中也不会发生 θ' 相溶解,后续时效过程中,可以使得母材与焊缝区域同时析出 θ' 相,提高焊接工件强度。在对可热处理的镍基合金焊接行为研究中同样也发现焊缝区域沉淀相溶解现象,并导致其强度下降,

因此可以将该材料进行焊后热处理,其中包括固溶与时效处理,以期释放残余强度,使得焊接后强度达到最高。残余应力的释放与时效收缩的冲突往往会导致焊后热处理裂纹产生。为了避免焊后热处理裂纹的形成,对镍基合金进行了成分优化——降低镍基 718 合金中的 Al、Ti 元素含量。此外,高性能金属材料如果不具备较好的可焊性的话,其应用也将被大幅限制,如具有孪生增塑特性的高强高韧 TWIP 钢^[38,39]。焊接过程中的蒸发、稀释、微观偏析等导致 TWIP 钢焊接区域成分严重不均匀,而 TWIP 钢的变形机制与成分和层错能有直接的关系。成分的变化直接影响其层错能大小,导致其塑性变形机制的改变,即变形过程中无法诱发孪生,最终引起其焊接区域性能大幅降低。这极大地影响了 TWIP 钢在汽车构件领域的应用前景。因此,高熵合金中焊接行为的研究十分重要。

1 高熵合金焊接工艺

图 2 为不同焊接工艺下,高熵合金同种或异种金属焊接接头强度系数与母材抗拉强度的关系(接头强度系数为焊接接头强度与母材强度的比值)^[40]。目前,高熵合金焊接行为的研究很少,实际上高熵合金的焊接工艺存在多种选择。对于固态焊接而言,采用搅拌摩擦焊(FSW)和旋转摩擦焊(RFW)的高熵合金焊接接头具有较高的强度系数,表明接头强度接近母材,然而 FSW 通常要求母材具有低强度和高塑性。扩散焊接的应用范围较广,但接头强度系数在较大范围内波动。对于熔焊而言,电子束焊接(EBW)的接头强度系数比激光束焊接(LBW)和钨极氩弧焊(GTAW)更高且更稳定。LBW 能够适用于焊接不同强度范围的高熵合金,但接头强度系数随母材强度的增加而快速降低。GTAW 母材的成分和强度等要求较低,但接头强度系数偏低。目前,近一半以上的高熵合金焊接研究是以 CoCrFeMnNi

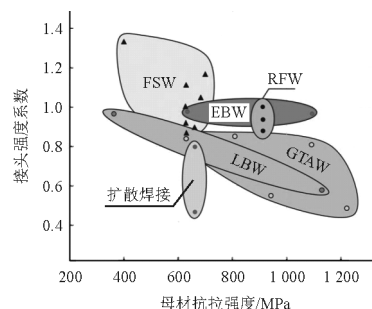

 图 2 不同焊接工艺的高熵合金接头强度系数与母材抗拉强度^[40]

 Fig.2 Relationship between strength coefficient of HEAs-related joints with tensile strength of BM under different welding processes^[40]

合金及其子合金为目标。

2 典型高熵合金的焊接行为

2.1 FeCoCrNiMn 高熵合金的焊接行为

“Cantor”合金因其凝固后可形成简单的单相 FCC 固溶体,并具有优异且富有潜力的力学性能(其强度与伸长率随着使用温度的降低而逐渐升高,低温环境下具有更高的强度与更好的韧性),已成为高熵合金领域的研究热点。因此,最初关于高熵合金焊接行为研究的主体也是“Cantor”合金。

WU Z G 等^[41]采用电子束焊接法(EBW)首次研究了“Cantor”合金的焊接行为,对具有等轴晶组织的“Cantor”合金在 1.5 mm 厚薄板部分区域进行电子束重熔,焊接功率为 125 kW,焊接速度为 9.53 mm/s,其目的是对典型高熵合金——CoCrFeMnNi 合金进行可焊性评估。对焊接区域凝固组织和焊接缺陷进行了详细的研究,并对性能退化与组织变化(如晶体结构变化,微观偏析,相分离和杂质)之间的相关性进行了量化分析。结果表明,热影响区(HAZ)及附近并未发现裂纹,熔合区(FZ)的 5 种元素分布均匀。与母材(BM)相比,熔合区晶粒粗大且被拉长。通过应力-应变曲线可知,焊接后合金的抗拉强度和伸长率并没有受到焊接后晶粒组织长大的影响。此外,采用 EBSD 技术对室温及低温拉伸后断口附近组织进行分析,探究熔合区和母材变形行为之间的差异。结果表明,熔合区中的孪晶比母材中更多、更明显。因此,推断熔合区中的孪晶诱发的强度增大抵消了因晶粒长大而引起的强度损失。

WU Z G 等^[42]采用 GTAW 与 LBW 两种不同的方法对铸态“Cantor”合金的焊接行为进行了对比研究,对高熵合金进行了对接焊而非部分区域重熔。该研究更为系统地分析了合金的铸态和焊接态组织的偏析行为及其与性能退化之间的定量关系。同样未在熔合区与热影响区发现裂纹和其他缺陷,见图 3。可见铸态“Cantor”合金和焊接熔合区具有相似的元素偏析行为,存在由 Co、Cr、Fe 元素富集形成的枝晶组织和 Mn、Ni 元素富集形成的枝晶间组织,但枝晶间距和元素偏析程度存在差异,且铸态组织比焊接组织更为明显,LBW 试样组织比 GTAW 试样组织更明显。以差异最为明显的铸态合金为例,枝晶内和枝晶间的成分差异:Mn 为 10%,Ni 为 4%、Co 为 6%、Cr 为 6%、Fe 为 6%。LBW 试样熔合区组织与成分存在明显差异,由于焊接过程中 Mn 的挥发损失,合金中的 Mn 摩尔分数低于 20%,其他 4 种元素(Co、Cr、Fe 和 Ni)的摩尔分数高于 20%。在枝晶内和枝晶间,Mn 的摩尔分数之差为 7%,其他 4

种元素(Co、Cr、Fe 和 Ni)的摩尔分数之差小于 2%。GTAW 熔合区未发现 Mn 损失,枝晶内和枝晶间的成分差异也非常小(Mn 成分差异为 4%,其他 4 种元素成分差异小于 3%)。铸态“Cantor”合金焊接后的力学性能与母材相似,见图 4。可见试验温度从 293 K 降低至 77 K,合金焊接试样强度和伸长率随之升高。在 293 K 和 77 K 下,合金焊接试样屈服强度均比母材高(其中,GTAW 试样屈服强度提高 10%,LBW 试样屈服强度提高 20%)。此外,LBW 试样仍保持 70%的母材抗拉强度与伸长率;GTAW 试样抗拉强度约为母材抗拉强度的 80%,伸长率约为母材的 50%。通过对拉伸后试样断口分析,发现晶粒粗大的熔合区在变形过程中产生大量的孪生组织,孪晶与位错的交互作用诱发了动态的 Hall-Petch 效应,增强了焊接试样的加工硬化能力并起到了延缓缩颈的作用。然而,与母材相比,焊接后试样抗拉强度和伸长率率均有所降低,断裂位置全部出现在熔合区,主要有以下原因:①晶粒尺寸对合金强度的影响大于孪晶的影响;②焊接过程中可能形成了铬、锰氧化物。

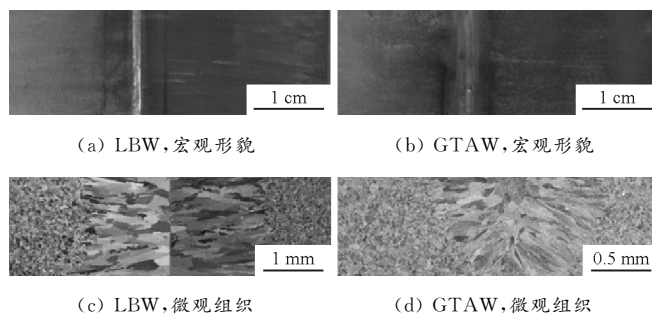


图 3 “Cantor”合金 LBW 与 GTAW 后焊接区域宏观形貌与微观组织^[42]

Fig.3 Morphologies and microstructure in welding region of “Cantor’s alloy” by LBW and GTAW^[42]

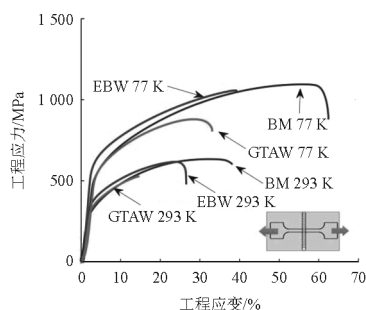


图 4 “Cantor”合金 LBW 与 GTAW 后合金应力-应变曲线^[42]
Fig.4 Engineering stress-strain curves of “Cantor’s alloy” by LBW and GTAW^[42]

JO M G 等^[43]运用 FSW 与激光焊两种焊接工艺对“Cantor”合金进行了焊接行为研究,发现其焊接区域宏观形貌中无明显缺陷。针对的是经热轧及退火后的 2 mm 厚度的 CoCrFeMnNi 合金薄板(轧制温度为 1 100

℃,变形量为80%;退火温度为1 050℃,保温时间为1 h)。其FSW工艺参数如下:搅拌针直径为4~5.76 mm,长度为1.85 mm,轴肩直径为12 mm,搅拌头倾角为3°,焊接速度为150 mm/min,搅拌头旋转速度为600~700 r/min。研究发现,搅拌区(SZ)和热影响区(HAZ)的晶粒尺寸显著降低至5 μm,这主要是因为搅拌过程中发生了动态再结晶导致了晶粒细化,使搅拌区和热影响区的显微硬度比母材高。此外,横向焊缝试样的屈服强度较母材高约10%,抗拉强度和伸长率略低于母材。激光焊接工艺参数如下:功率为3 kW,焊接速度分别为8 mm/min和9 mm/min。激光束焊接试样熔合区组织由随机取向的柱晶组成,每个晶粒都是由从熔合区与母材边界到焊缝中心线的枝晶组成。其枝晶间相对富含Mn、Ni元素,枝晶中心区域则相对富含Fe、Co、Cr等元素,该结果与WU Z G等^[41,42]的研究结果相符。力学性能方面,激光束焊接试样熔合区的硬度较母材约高出30%,而抗拉强度和伸长率均有所降低。

NAM H B等^[44]采用激光束焊接对两种不同状态的“Cantor”合金进行了焊接行为研究(铸态和轧制退火态)。发现铸态母材呈现粗大拉长的晶粒组织,轧制退火态母材为等轴晶粒组织,其晶粒尺寸取决于退火温度和退火时间。而且发现,焊接区域宏观上的缩孔数量和枝晶间距与焊接速度成负相关。对于铸态和轧制态的“Cantor”合金,焊接后试样抗拉强度与焊接速度成正相关,这与其具有不同的枝晶间距有关。此外,与铸态“Cantor”合金焊接后试样相比,轧制退火态合金焊接试样伸长率下降更为明显。

2.2 FeNiCoCrAl_x 高熵合金的焊接行为

FeNiCoCrAl_x合金是另一类被较为广泛研究的高熵合金体系。Al与基体金属FeNiCoCr具有相同的晶体结构,均为FCC结构。Al元素加入到FeNiCoCr中,可促使BCC相的形成。目前,关于FeNiCoCrAl_x合金

的研究大多集中在Al含量对合金组织与力学行为的影响。结果表明,当 $x < 0.3$ 时,FeNiCoCrAl_x倾向于形成FCC结构的单相固溶体;当 $0.3 < x < 1$ 时,更易形成FCC和BCC两相组织,并且随着Al含量增加,BCC相随之增加;当 $x > 1$ 时,合金中全部为BCC相^[45]。

ZHU Z G等^[46]采用FSW对单相FCC结构的FeNiCoCrAl_{0.3}合金进行了焊接试验,获得了无裂纹和孔洞等缺陷的焊接组织。其焊接材料为铸态FeNiCoCrAl_{0.3}合金板材(尺寸为2 mm×10 mm×30 mm)。具体焊接工艺:搅拌针旋转速度为400 r/min,焊接压力为1 500 kg,搅拌头轴肩直径为12 mm,搅拌针直径为4 mm,搅拌针长度为1.8 mm。该研究中还重点探讨了焊接速度对接头组织的影响。发现FSW过程中的试样焊接头保持单相FCC晶体结构,焊接头区域大致可分为搅拌区(SZ)、热机械影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)和母材(BM)等4个明显的区域。搅拌区呈盆状,盆口朝向试样顶部,这种几何形状在金属材料FSW中较为常见。随着焊接速度增加,搅拌区宽度和晶粒尺寸均减小,这也导致该区域硬度最高。SOKKALINGAM R等^[47]采用GTAW对具有FCC+BCC两相组织的FeNiCoCrAl_{0.5}合金进行了焊接行为研究。焊接电流为40 A,电压为12 V,焊接速度为80 mm/min。材料为经锻造及均匀化退火(退火温度为1 150℃,退火时间为24 h)后具有等轴晶组织的FeNiCoCrAl_{0.5}薄板(晶粒尺寸约为60 μm)。由于焊接过程中的快速加热和冷却,熔合区中的BCC相体积分数有所降低并且该区域晶粒得到细化,热影响区晶粒粗化,见图5。此外,SOKKALINGAM R等^[47]还通过静态拉伸试验来确定焊接后试样断裂失效位置并量化性能退化。发现横向焊接试样断裂发生的位置均在热影响区。与母材相比,焊接试样屈服强度和抗拉强度降低20%,这主要与BCC相的减少有关(见图5d)。

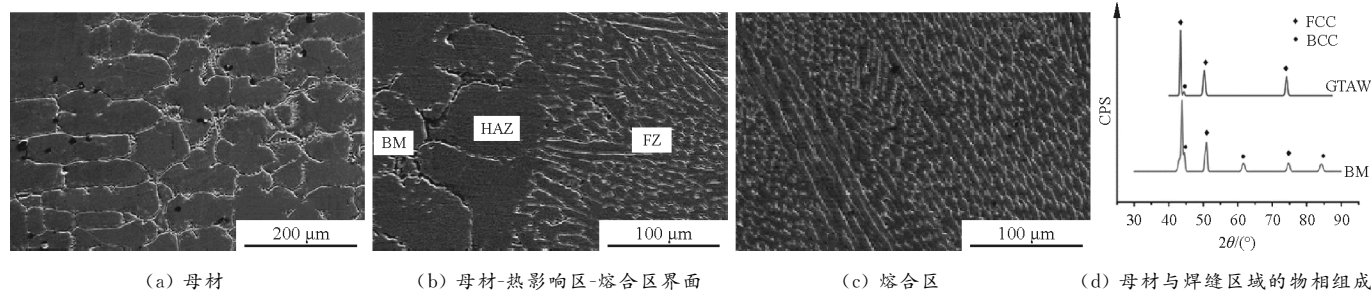


图5 GTAW后FeNiCoCrAl_{0.5}中不同区域的微观组织与相组成^[47]

Fig.5 Microstructure and phase composition of FeNiCoCrAl_{0.5} alloy in different regions after GTAW^[47]

MARTIN A C等^[48]对FeNiCoCrAl_{0.5}合金的成分进行了微调,在该成分的基础上加入了少量的Cu,获得了FeNiCoCrAl_{0.5}Cu_{0.1}合金,并采用GTAW和激光束

焊对3种不同状态的该合金进行了焊接行为研究,并通过组织观察和显微硬度测试来评估合金焊接过程中的凝固行为、偏析倾向、相分离和裂纹敏感性等。焊接

前的合金试样状态分别为铸态,热处理态(退火温度为 650 ℃,退火时间为 2 h)和热轧及热处理(轧制温度为 800 ℃,退火温度为 650 ℃,退火时间为 2 h)。对于铸态合金,无论 GTAW 点焊还是线性焊,熔合区具有比母材更为细小的枝晶组织,这与焊接过程中高的冷却速率有关。此外,GTAW 线性焊铸态合金中热影响区与熔合区 HAZ-FZ 界面处的 BCC 相部分溶解,这种现象也出现在热轧/热处理态材料的 GTAW 试样中。上述合金试样进行焊接后,熔合区硬度变化均较小。MARTIN A C 等^[48]对 3 mm 厚的热处理态 FeNiCoCrAl_{0.5}Cu_{0.1}板材进行激光束焊接,获得了组织细化的熔合区和较窄的热影响区,在熔合区与热影响区界面处并未出现 BCC 相的部分溶解。另外,具有较小宽深比的激光束焊缝处出现了孔洞和凝固裂纹等缺陷,而这些缺陷可以通过增加焊缝的宽深比予以消除。

2.3 其他高熵合金的焊接行为

KASHAEV N 等^[49]通过自蔓延高温合成法制备了含 Al 的 CoCrFeMnNi 合金,其中 Al 摩尔分数为 2.64%,Mn 摩尔分数只有 11%,并含有微量的 Si 和 S。采用激光束焊接技术对合金进行焊接行为研究,具体工艺如下:焊接功率为 2 kW,焊接速度为 3~6 mm/min。发现焊接试样熔合区晶粒呈粗大伸长状,并含有大量的 MnS 及 M₂₃C₆碳化物,M₂₃C₆碳化物呈链状,沿晶界分布。该研究表明,焊接速度为 3 mm/min 时,熔合区较宽;焊接速度为 6 mm/min 时,熔合区变窄但是并未完全熔透;焊接速度为 5 mm/min 时,熔池形状较为规则,熔合区除了 M₂₃C₆碳化物,还有 B2 相形成。这主要是由于激光焊接过程中合金经历的温度峰值低于铸造的温度峰值,并且通过相图计算可以预测纳米尺寸 B2 相粒子的形成。熔合区的硬度值相较于母材有所增加,这也与 B2 相的析出有关。

SHAYSULTANOV D 等^[50]采用双面搅拌摩擦焊对碳掺杂的 CoCrFeMnNi 合金进行焊接行为研究,其中 C 含量为 0.9%。焊接主体为经过冷轧及退火后的合金薄板(退火温度为 900 ℃,退火时间为 1 h)。发现该合金薄板由细小的等轴晶(晶粒尺寸约为 9 μm)及纳米级 M₂₃C₆碳化物组成(体积分数为 2%)。经 FSW 之后,合金焊接区域组织中不存在明显焊接缺陷,但在搅拌针前进侧发现了晶粒细小的白色条带组织。该条带主要是由于 W 的富集造成,W 的引入是由 WC-Co 搅拌头所引起。此外,焊接试样中搅拌区的晶粒得到明显细化,M₂₃C₆碳化物体积分数增加至 7%,其形态由球形转变为多边形,具有清晰的边界。与母材相比,由于组织的细化及碳化物的增多,焊接试样的显微硬度和屈服

强度显著提高;显微硬度(HV)由 170 上升至 210,试样沿轧向和垂直轧向的屈服强度分别提高了 20% 和 70%。然而焊接后试样沿轧向和垂直轧向的伸长率分别下降了 50% 和 20%。

ZHU Z G 等^[51]采用 FSW 对成分与 CoCrFeMnNi 有着较大差异的四元合金(Fe₂₈Ni₂₈Co₁₆Cr₂₈)进行焊接行为研究。材料为经 1 100 ℃均匀化退火 24 h,随后冷轧及再结晶退火(900 ℃×1 h)的等轴晶组织合金薄板。焊接工艺如下:焊接速度分别为 30 和 50 mm/min,搅拌头旋转速度为 400 r/min,载荷为 15 kN。焊接组织可分为母材、热机械影响区和搅拌区等 3 个明显的区域。研究表明,焊接速度影响着焊接深度,焊接速度为 30 mm/min 时出现了全熔透;焊接速度为 50 mm/min 时,焊接深度为 1.4 mm。热机械影响区出现了不完全再结晶导致了低角度晶界(LAB)的形成,部分 LAB 转变成高角度晶界(HAB)。在搅拌区,含有高体积分数的 HAB(>90%),不同位置的晶粒尺寸存在差异,前进区的晶粒尺寸大于后退区,顶部的晶粒尺寸大于底部。搅拌区平均晶粒尺寸随着焊接速度的增大而减小,搅拌区和热机械影响区组织的细化也导致了这些区域的硬度提高。

3 高熵合金焊接行为研究展望

高熵合金的焊接行为研究与可焊性评价研究是合金设计必不可少的一部分。与高熵合金成分设计其他方面的研究(如微观结构调控与性能优化等)相比,对其焊接行为的研究刚起步,仍需要高熵合金研究领域与焊接研究领域的工作者展开更加全面系统的研究,为高熵合金成分设计与加工条件优化提供更具价值的反馈信息。关于高熵合金焊接行为研究:

(1)高熵合金焊接行为研究对象不够广。目前高熵合金焊接行为研究还只局限于 CoCrFeMnNi、FeNiCo-CrAl_x 以及与其成分相近的合金体系。然而,高熵合金成分范围非常广,除了所提到的合金之外,还有大量具有优异性能的高熵合金,其焊接行为还有待研究。如:高熵超合金(沉淀强化 FeCoNiCrTi_{0.2}合金与纳米颗粒强化 Ni₃₀Co₃₀Fe₁₃Cr₁₅Al₆Ti₆合金)、共晶高熵合金(高强高韧 AlCoCrFeNi_{2.1}合金)、具有 TRIP 效应的高熵合金(Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀合金);难熔高熵合金(VNb-MoTaReW 合金与 WNbMoTa 合金)等。

(2)高熵合金成分-焊接条件-微观组织-性能之间的物理冶金关系待建立。现有的高熵合金焊接行为研究大多基于试错的试验方式,报道的大多是经过大量失败试验后的成功范例所使用的焊接参数(如焊接能量、焊接速度等),然而失败的试验参数并未公开。事实上,作

为新型金属材料体系,高熵合金焊接行为研究的试验数据与实践经验均非常匮乏。因此,建立高熵合金成分-焊接条件-微观组织-性能之间的物理冶金关系图谱是非常必要的,也是建立完整系统的高熵合金焊接数据库的关键。

(3)目前焊接所使用的高熵合金原材料尺寸应从试验级扩大到工业使用级。当前关于高熵合金焊接行为的研究所使用的原材料尺寸仍停留在试验级。这种试验原材料尺寸与数量非常受限,大多数焊接试验只能在10 mm厚度以内的薄板上进行,所得焊缝也不具代表性。众所周知,原材料尺寸对合金焊接行为有重要影响,如试样尺寸对焊接热循环具有决定性的影响,这最终也决定焊接区域缺陷形成的难易程度以及残余应力的大小。因此,焊接所使用的原材料尺寸应从试验级扩大到工业使用级,这样才能更好地验证高熵合金的可焊性,进一步拓展其作为承力件的使用范围。

4 结 语

高熵合金的出现极大地拓展了合金设计的空间,使合金设计的空间由传统合金位于相图一角扩展到了相图中心的更广阔区域,设计并开发优异性能的高熵合金,可以为高性能金属结构材料的应用领域提供更多的选择。作为合金设计中必不可少的一环,高熵合金焊接行为的研究十分重要。焊接行为的研究将有助于研发综合性能更加优异的高熵合金体系。关于高熵合金焊接行为的下一步研究,首先应拓展其研究对象,针对目前已开发的多种高性能高熵合金,评估其可焊接性,研究其焊接行为,建立高熵合金成分-焊接条件-微观组织-性能之间的相关性数据库。此外,还应根据已有高熵合金焊接行为研究,对其合金成分及加工过程进行优化,最终制备出可焊性良好的高性能高熵合金结构件。

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] CANTOR B, CHANG I, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2004, A375-377: 213-218.
- [3] OTTO F, DLOUHY A, PRADEEP K G, et al. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2016, 112: 40-52.
- [4] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, CATOOR D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J]. *Science*, 2014, 345: 1 153-1 158.
- [5] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, THURSTON K, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures[J]. *Nature Communications*, 2016, 7: 10 602.
- [6] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2010, 18(9): 1 758-1 765.
- [7] SENKOV O N, WILKS G B, SCOTT J M, et al. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698-706.
- [8] TONG Y, CHEN D, HAN B, et al. Outstanding tensile properties of a precipitation-strengthened FeCoNiCrTi_{0.2} high-entropy alloy at room and cryogenic temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2019, 165: 228-240.
- [9] YANG T, ZHAO Y L, LUAN J H, et al. Nanoparticles-strengthened high-entropy alloys for cryogenic applications showing an exceptional strength-ductility synergy[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 164: 30-35.
- [10] 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.
- [11] LI Z M, PRADEEP K G, DENG Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off[J]. *Nature*, 2016, 534: 227-230.
- [12] 吕昭平, 雷智锋, 黄海龙, 等. 高熵合金的变形行为及强化[J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1 553-1 566.
- [13] LI X, LI Z T, WU Z G, et al. Strengthening in Al-, Mo- or Ti-doped CoCrFeNi high entropy alloys: A parallel comparison[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 94: 264-274.
- [14] WANG Z, LI Z T, ZHAO S J, et al. High-entropy carbide ceramics: A perspective review[J]. *Tungsten*, 2021(3): 131-142.
- [15] LI Z T, WANG Z, WU Z G, et al. Phase, microstructure and related mechanical properties of a series of (NbTaZr)C-Based high entropy ceramics[J]. *Ceramics International*, 2021, 47: 14 341-14 347.
- [16] HE J Y, LIU W H, WANG H, et al. Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system[J]. *Acta Materialia*, 2014, 62: 105-113.
- [17] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2012, 26: 44-51.
- [18] LAPLANCHE G, KOSTKA A, REINHART C, et al. Reasons for the superior mechanical properties of medium-entropy CrCoNi compared to high-entropy CrMnFeCoNi[J]. *Acta Materialia*, 2017, 128: 292-303.
- [19] ZHU Z G, MA K H, WANG Q, et al. Compositional dependence of phase formation and mechanical properties in three CoCrFeNi-(Mn/Al/Cu) high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2016, 79: 1-11.
- [20] XU Z J, LI Z T, YANG T, et al. Microstructural and mechanical behavior of a CoCrFeNiCu₄ non-equiatomic high entropy alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 60: 35-43.

- [21] SHUN T T, CHANG L Y, SHIU M H. Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTi_x alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2012, A556: 170-174.
- [22] HE F, WANG Z J, WU Q F, et al. Phase separation of metastable CoCrFeNi high entropy alloy at intermediate temperatures[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 126: 15-19.
- [23] ZHAO S J, STOCKS G M, ZHANG Y W. Stacking fault energies of face-centered cubic concentrated solid solution alloys[J]. *Acta Materialia*, 2017, 134: 334-345.
- [24] WU Z, BEI H. Microstructures and mechanical properties of compositionally complex Co-free FeNiMnCr18 FCC solid solution alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2015, A640: 217-224.
- [25] WU Z G, GAO Y F, BEI H B. Thermal activation mechanisms and Labusch-type strengthening analysis for a family of high-entropy and equiatomic solid-solution alloys[J]. *Acta Materialia*, 2016, 120: 108-119.
- [26] FU Z, JIANG L, WARDINI J L, et al. A high-entropy alloy with hierarchical nanoprecipitates and ultrahigh strength[J]. *Science Advances*, 2018, 4: 8 712.
- [27] ZHANG R P, ZHAO S T, DING J, et al. Short-range order and its impact on the CrCoNi medium-entropy alloy [J]. *Nature*, 2020, 581: 283-287.
- [28] JIA N, LI Y, HUANG H, et al. Helium bubble formation in refractory single-phase concentrated solid solution alloys under MeVHe ion irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2021, 550: 152 937.
- [29] DONG Y G, CHEN S, JIA N N, et al. Microstructures and mechanical properties of Ta-Nb-Zr-Ti-Al refractory high entropy alloys with varying Ta/Ti ratios[J]. *Tungsten*, 2021(3): 406-414.
- [30] LI D, DONG Y G, ZHANG Z Q, et al. An as-cast Ti-V-Cr-Al light-weight medium entropy alloy with outstanding tensile properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 877(19): 160 199.
- [31] LI W D, XIE D, LI D Y, et al. Mechanical behavior of high-entropy alloys [J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 118: 100 777.
- [32] MIRACLE D B, MILLER J D, SENKOV O N, et al. Exploration and development of high entropy alloys for structural applications [J]. *Entropy*, 2013, 16: 494-525.
- [33] TSAI K Y, TSAI M H, YEH J W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 4 887-4 897.
- [34] VAIDYA M, PRADEEP K G, MURTY B S, et al. Bulk tracer diffusion in CoCrFeNi and CoCrFeMnNi high entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2017, 146: 211-224.
- [35] CAO B X, WANG C, YANG T, et al. Cocktail effects in understanding the stability and properties of face-centered-cubic high-entropy alloys at ambient and cryogenic temperatures[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 187: 250-255.
- [36] YE Y F, WANG Q, LU J, et al. High-entropy alloy: Challenges and prospects[J]. *Materials Today*, 2016, 19(6): 349-362.
- [37] KOU S. *Welding Metallurgy*[M]. New York: Wiley press, 1987.
- [38] RONCERY L M, WEBER S, THEISEN W. Welding of twinning-induced plasticity steels[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(12): 997-1 001.
- [39] RAZMPOOSH M H, SHAMANIAN M, ESMAILZADEH M. The microstructural evolution and mechanical properties of resistance spot welded Fe-31Mn-3Al-3Si TWIP steel[J]. *Materials & Design*, 2015, 67: 571-576.
- [40] LI J C, MENG X C, WAN L, et al. Welding of high entropy alloys: Progresses, challenges and perspectives[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 293-331.
- [41] WU Z G, DAVID S A, FENG Z, et al. Weldability of a high entropy CrMnFeCoNi alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 124: 81-85.
- [42] WU Z G, DAVID S A, LEONARD D N, et al. Microstructures and mechanical properties of a welded CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(7): 585-595.
- [43] JO M G, KIM H J, KANG M J, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded and laser welded high entropy alloy CrMnFeCoNi[J]. *Metals & Materials International*, 2018, 24(1): 73-83.
- [44] NAM H B, PARKA C, MOON J, et al. Laser weldability of cast and rolled high-entropy alloys for cryogenic applications[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, A742: 224-230.
- [45] CHOU H P, CHANG Y S, CHEN S K, et al. Microstructure, thermophysical and electrical properties in Al_xCoCrFeNi (0≤x≤2) high-entropy alloys [J]. *Materials Science and Engineering*, 2009, B163(3): 184-189.
- [46] ZHU Z G, SUN Y F, GOH M H, et al. Friction stir welding of a CoCrFeNiAl_{0.3} high entropy alloy[J]. *Materials Letters*, 2017, 205: 142-144.
- [47] SOKKALINGAM R, MISHRA S, CHEETHIRALA S R, et al. Enhanced relative slip distance in gas-tungsten-arc-welded Al_{0.5}CoCrFeNi high-entropy alloy[J]. *Metallurgical & Materials Transactions*, 2017, A48(8): 1-5.
- [48] MARTIN A C, FINK C. Initial weldability study on Al_{0.5}CrCoCu_{0.1}FeNi high-entropy alloy[J]. *Welding in the World*, 2019, 63: 739-750.
- [49] KASHAEV N, VENTZKE V, STEPANOV N, et al. Laser beam welding of a CoCrFeNiMn-type high entropy alloy produced by self-propagating high-temperature synthesis [J]. *Intermetallics*, 2018, 96: 63-71.
- [50] SHAYSULTANOV D, STEPANOV N, MALOPHEYEV S, et al. Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 145: 353-361.
- [51] ZHU Z G, SUN Y F, NG F L, et al. Friction-stir welding of a ductile high entropy alloy: microstructural evolution and weld strength[J]. *Materials Science and Engineering*, 2018, A711: 524-532.