

doi:10.3969/j.issn.2095-0411.2021.03.001



开放科学标识码  
(OSID)

## 退火温度对共晶和单相 Al-Co-Cr-Fe-Ni 高熵合金显微组织及硬度的影响

吴长军, 熊 伟, 周 琛, 刘 亚, 苏旭平

(江苏省材料表面科学与技术重点实验室(常州大学), 江苏 常州 213164; 常州大学 材料科学与工程学院, 江苏 常州 213164)

**摘要:**采用电弧熔炼法制备了 4 个铸态为 FCC+B2 共晶组织和 B2 单相的 Al-Co-Cr-Fe-Ni 高熵合金, 分析了其相变点, 并研究了 600, 800, 1 000 °C 下真空退火 10 d 对这些合金显微组织及硬度的影响。研究表明: AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 和 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金的共晶反应温度分别为 1 344 °C 和 1 359 °C。600~1 000 °C 退火 10 d 对 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 高熵合金的显微组织无明显影响; 而随着退火温度的增加, Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金中共晶组织的两相层片间距增加。随着 Al 含量的增加, Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi 合金的 B2 相稳定性增加, 合金的固相线温度明显升高, 显微硬度也明显增加。铸态为 B2 单相的 AlCoCrFeNi 合金加热到 605.7 °C 以上会转变为组织细小的 FCC+B2+σ 三相; 继续加热到 906.8 °C 以上, σ 相消失, FCC 相呈大块状分布。而 Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金需要加热到 982.4 °C 以上才会分解为两种不同成分的 B2 相。实验发现: 退火温度越高, 合金的显微硬度越低, 这些合金在 800 °C 以下都具有较高的硬度。

**关键词:** Al-Co-Cr-Fe-Ni; 高熵合金; 退火处理; 共晶; 显微组织

中图分类号: TG 113.12

文献标志码: A

文章编号: 2095-0411(2021)03-0001-08

## Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Hardness of the Al-Co-Cr-Fe-Ni High Entropy Alloys with Eutectic Structure and Single Phase

WU Changjun, XIONG Wei, ZHOU Chen, LIU Ya, SU Xuping

(Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology, Changzhou University, Changzhou 213164, China; School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

**Abstract:** Four Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys, which have FCC+B2 eutectic structure or B2 sin-

收稿日期: 2020-12-30。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51771035); 江苏省自然科学基金资助项目(BK20161190)。

作者简介: 吴长军(1985—), 男, 苗族, 湖南凤凰人, 博士, 副教授。E-mail: wucj@cczu.edu.cn

引用本文: 吴长军, 熊伟, 周琛, 等. 退火温度对共晶和单相 Al-Co-Cr-Fe-Ni 高熵合金显微组织及硬度的影响[J]. 常州大学学报(自然科学版), 2021, 33(3): 1-8.

gle phase in as-cast state, were melted by arc melting. The phase transformation point was firstly examined. The effect of annealing temperature at 600 °C, 800 °C and 1000 °C for 10 days on microstructure and hardness of these alloys were studied. The experimental results showed that the FCC+B2 eutectic reaction temperatures for the  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  and  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  alloys are 1 344 °C and 1 359 °C, respectively. Annealing at 600–1 000 °C for 10 days had no obvious effect on the microstructure of  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  high entropy alloy, but with the increase of annealing temperature, the lamellar spacing between FCC and B2 phases in eutectic structure of  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  alloy increased. With the increase of Al content, the phase stability of B2 phase in the  $\text{Al}_x\text{Co}_{2-x}\text{CrFeNi}$  alloys increased, and the solidus temperature and microhardness of these alloy increased obviously. When the as-cast  $\text{AlCoCrFeNi}$  alloy was heated above 605.7 °C, it would turn into FCC + B2 +  $\sigma$  three-phase, but the microstructure was very fine. When heated up to above 906.8 °C, the  $\sigma$  phase disappeared, and FCC phase was massive. However,  $\text{Al}_{1.75}\text{Co}_{0.25}\text{CrFeNi}$  alloy needed to be heated above 982.4 °C to decompose into two different B2 phases. It was found that the higher the annealing temperature, the lower the microhardness of the alloy. All these alloys have high hardness below 800 °C.

**Key words:** Al-Co-Cr-Fe-Ni; high-entropy alloy; annealing treatment; eutectic; microstructure

高熵合金是由 5 种或 5 种以上主要元素所构成且每种元素含量为 5%~35% 的合金,即多主元合金<sup>[1-2]</sup>。由于高熵效应、迟滞扩散效应、晶格畸变效应、鸡尾酒效应等赋予了高熵合金独特的简单固溶体结构<sup>[3-5]</sup>,相比普通材料,高熵合金具有高强度、高硬度、高加工硬化、高耐磨、高温稳定性和耐蚀性等优异性能<sup>[6]</sup>。 $\text{AlCoCrFeNi}$  系高熵合金因其极高的强度、优异的热稳定性、良好的耐磨性和耐腐蚀性而得到了广泛的研究<sup>[7-9]</sup>。一般来说,FCC 单相的高熵合金通常具有良好的延展性,但强度不足,而 BCC 型高熵合金具有较高的强度,但延展性相对较低。 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  共晶高熵合金<sup>[10-15]</sup>则是一种将软 FCC 相和硬 BCC 相混合以达到强度和延展性平衡的高熵合金,并已得到广泛研究。

高熵合金在高温状态下具有较好的应用前景,其不同条件下的相稳定性也得到了一定研究。NIU 等<sup>[16]</sup>指出  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$  高熵合金在 650 °C 下退火 0.5~8 h 后具有强度和塑性的优异组合。吴兴财等<sup>[17]</sup>证明了退火对合金的显微组织和力学性能有着显著影响,与铸态相比,退火后合金抗压强度增加。MUNITZ 等<sup>[18]</sup>发现, $\text{AlCoCrFeNi}$  高熵合金 650~975 °C 的热处理导致枝晶间区域的 BCC 基质转变为  $\sigma$  相,从而导致硬度进一步提高。1 100 °C 的热处理导致枝晶间基体中的  $\sigma$  相转变为 BCC 结构并使合金软化。SUN 等<sup>[19]</sup>指出,铸态  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  合金由 FCC+B2 共晶组织组成,而  $\text{AlCoCrFeNi}$  和  $\text{Al}_{1.75}\text{Co}_{0.25}\text{CrFeNi}$  合金由单一的 B2 相组成。在  $\text{Al}_x\text{Co}_{2-x}\text{CrFeNi}$  ( $x=0.75\sim1.25$ ) 高熵合金 800 °C 退火后形成  $\sigma$  相,但与铸态合金相比,800,1 000 °C 退火后的合金硬度降低。LU 等<sup>[20]</sup>设计了具有良好的层状 FCC 和 B2 显微组织的  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  共晶高熵合金,其在室温下表现出前所未有的高拉伸延展性和高断裂强度的结合,优异的机械性能可以保持在 700 °C 以下。BHATTACHARJEE 等<sup>[21]</sup>证明了  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  共晶高熵合金低温状态下的抗拉强度与屈服强度高于室温,而总伸长率保持相似。WANI 等<sup>[22]</sup>发现了  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  共晶高熵合金经过严重的冷轧和退火可以显著增强材料的强度和延展性,1 000 °C 退火可实现最佳的强度和延展性平衡。

在 Al-Co-Cr-Fe-Ni 系高熵合金中, $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  是典型的共晶高熵合金<sup>[20]</sup>,铸态  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  合金也由 FCC+B2 共晶组织组成,而铸态  $\text{AlCoCrFeNi}$  和  $\text{Al}_{1.75}\text{Co}_{0.25}\text{CrFeNi}$  合金由单一的 B2 相组成,经退火后会有其他相析出<sup>[19]</sup>。合金成分的不同使 Al-Co-Cr-Fe-Ni 高熵合金具有不同的显微组织和相组成。为了进一步了解退火温度对 Al-Co-Cr-Fe-Ni 高熵合金显微组织、相组成及显微硬度的影响,

本文将对这4个成分的合金在600,800,1 000 °C下真空退火10 d后的显微组织、显微硬度及相转变点进行研究。

## 1 实验部分

使用纯度大于99.95%的纯金属,在高纯氩气氛下,采用非自耗电弧熔炼制备了 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 和 Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi( $x=0.75,1.00,1.75$ )共4个合金。每个样品10 g。为确保合金均匀,每个合金重复熔炼4遍以上,并在电弧炉里的水冷铜模中冷却至室温获得样品铸锭。然后将其线切割成4部分:一部分用作铸态分析,其余3部分分别密封在真空石英管中。实验中,首先利用 NETZSCH 差示扫描量热仪以10 °C/min的速率测量合金从室温升温至1 400 °C的差示扫描量热信号(DSC)曲线,获得这些铸态合金在升温过程中的相转变信息。根据 DSC 分析结果,然后将密封于真空石英管中的合金分别于600,800 °C和1 000 °C退火10 d,最后置于水中冷却,以分析退火温度对这些合金显微组织、相组成和显微硬度的影响。

采用配备有 OXFORD INCA 能谱仪(EDS)的 JSM-6510 扫描电子显微镜(SEM)对样品的显微组织和相成分进行表征。使用 D/max 2500PC 的 X 射线衍射仪(XRD)分析样品的物相,仪器使用 Cu 靶的 K<sub>α</sub>射线,以步长为0.02°(2θ)在10°~90°范围内进行扫描。合金的硬度测量则采用 HXD-1000TMC/LCD 维氏显微硬度计,使用载荷为300 g,保持15 s。每个样品测5次,取其平均值为合金的显微硬度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 合金相变温度分析

图1为所制备4个合金的 DSC 曲线。曲线中最强吸热峰对应合金的熔化,其起始温度对应合金的固相线温度。可以看出,AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 共晶高熵合金具有最低的固相线温度,可能对应共晶反应温度,为1 344 °C,这与已报道的结果<sup>[20,23]</sup>基本一致。同样,Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金也由共晶组织组成,其转变温度仅比 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 高熵合金高15 °C。这表明,由液相凝固形成 FCC+B2 的共晶反应温度很高,在1 344 °C以上。而对于只有 Al 和 Co 含量变化的 Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi 合金,随着 Al 含量的增加,合金的固相线温度逐渐增加。虽然 Al 的熔点远低于其他元素,但 Al 的加入使合金的固相线温度提高,提高了合金的相稳定性。Al 含量为35%(除特别说明外,均为原子分数)的 Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金甚至加热到1 400 °C 仍然未开始熔化。

从图1中还可看出,在合金熔化之前,尤其是在900~1 000 °C时基线发生了明显的变化,这表明合金在升温过程中会存在相变。KAFEXHIU 等<sup>[23]</sup>也发现 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金升温至821.6 °C时,DSC 曲线的基线发生了变化。此外,等原子比的 AlCoCrFeNi 合金加热至605.7 °C时还出现了一个明显的吸热峰。为进一步分析退火温度对合金相形成及性能的影响,本文将合金密封于真空石英管中,分别于600,800 °C和1 000 °C退火10 d,进一步研究其组成、显微组织和显微硬度。

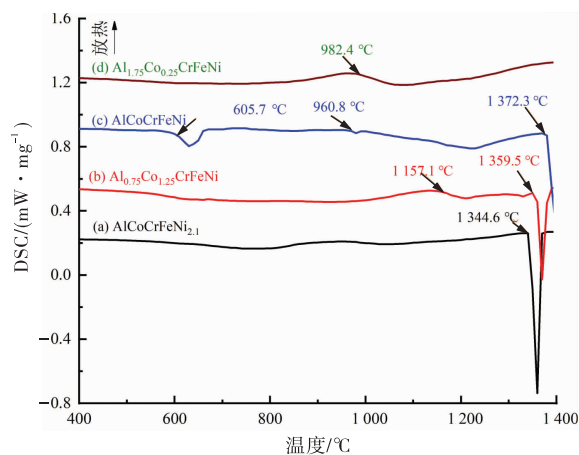


图1 铸态 Al-Co-Cr-Fe-Ni 合金以10 °C/min 的速率升温的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curves of the as-cast Al-Co-Cr-Fe-Ni alloys with heating rate of 10 °C/min

## 2.2 退火温度对共晶 Al-Co-Cr-Fe-Ni 合金显微组织的影响

图 2 为 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金在铸态及 600, 800, 1 000 °C 下退火 10 d 后的背散射电子(BSE)图。与 KAFEXHIU 等<sup>[23]</sup>的结果一致,虽然铸态合金中的 B2 相多呈长条状或蠕虫状,但也有部分块状组织。XRD 分析也证实,这些样品中均为 FCC 和 B2 两相,如图 2(d)中的 XRD 嵌图所示。由于 B2 相中的 Al 含量较高,在 BSE 图像中颜色较暗,很容易将其与 FCC 相区分开来。从图 2 中可以看出,颜色较亮的 FCC 相的体积分数明显高于颜色较暗的 B2 相;600~1 000 °C 退火 10 d 对合金的显微组织没有明显影响,说明合金冷却时形成的共晶组织十分稳定,在 1 000 °C 下退火 10 d 后仍不发生明显组织变化,只是部分 B2 相发生球化,使得长条状的 B2 相减少;FCC 相中也未见明显的第二相析出。最近,ASOUSHE 等<sup>[24]</sup>研究指出,在 25~500 °C 热机械加工过程中,铸态

AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 共晶高熵合金中的 FCC 相和 BCC 相的体积分数没有明显变化。且在更高的温度下,合金的强度和延展性没有降低,这也进一步证实了 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 共晶高熵合金具有较强的机械稳定性。

铸态及退火态 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金中各相 EDS 分析结果见表 1。可以看出,经 600 °C 和 800 °C 退火 10 d 后,除 Al 含量有少量变化外,FCC 和 B2 相中其余 4 个元素含量变化均在 1% 以内。而经 1 000 °C 退火 10 d 后,B2 相中的 Al 和 Ni 含量明显增加,Co,Cr,Fe 等 3 个组元均显著减少。利用 Jade 软件对 XRD 的计算结果表明,600~800 °C 退火 10 d 后,FCC 和 B2 相的晶格常数变化很小,见表 1。虽然 600~800 °C 退火处理对 FCC 和 B2 相的成分无显著影响,但退火后这两个的晶格常数均有所降低,说明退火处理会减少铸态合金相的晶格畸变。1 000 °C 退火 10 d 后,FCC 相的晶格常数有所减小,而 B2 相的晶格常数有所增加,这主要是由于 Al 含量变化所致。

表 1 铸态及退火态 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金中各相 EDS 分析结果及晶格常数计算结果

Table 1 EDS results and lattice parameters of the phase in as-cast or annealed AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> alloy

状态	相	晶格常数/nm	各元素原子分数/%				
			Al	Co	Cr	Fe	Ni
As-cast	FCC	0.359 42	14.98	16.12	18.04	16.58	34.28
	B2	0.287 33	26.49	12.47	10.61	11.5	38.93
600 °C, 10 d	FCC	0.358 62	11.23	16.87	19.74	18.09	34.07
	B2	0.287 09	27.18	12.29	10.41	11.39	38.22
800 °C, 10 d	FCC	0.358 58	13.66	16.92	17.79	17.36	34.27
	B2	0.287 27	28.13	12.23	11.41	10.89	38.34
1 000 °C, 10 d	FCC	0.358 47	6.75	19.33	20.54	19.77	33.61
	B2	0.287 33	31.69	10.27	4.22	8.49	45.32

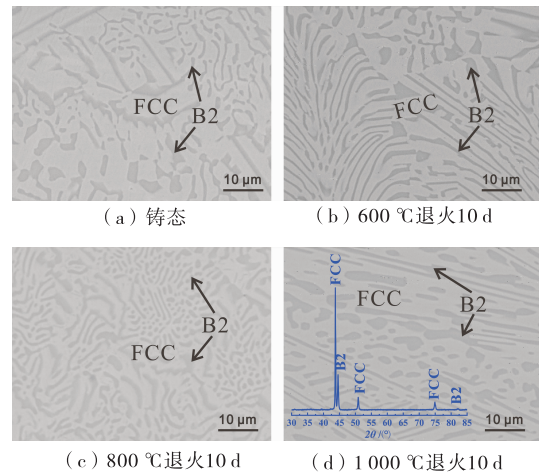


图 2 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金的铸态及在不同温度下退火后的 BSE 图(嵌图为相应的 XRD 图谱)

Fig.2 BSE images of the as-cast or annealed AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> alloy(The inset figure is the related XRD pattern)



相对于  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  合金,  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  合金中的 FCC+B2 共晶组织十分细小,在铸态及 600~800 °C 退火 10 d 后,均未见块状的 B2 相,如图 3 所示。即使在 800 °C 退火 10 d 后(图 3(b)),共晶组织的层片间距也在 0.5  $\mu\text{m}$  以下,无法用 EDS 进行成分分析。而在 1 000 °C 退火 10 d 后(图 3(c)),FCC 和 B2 两相组织变得粗大。EDS 分析表明,FCC 相的成分为 7.4Al-26.9Co-25.9Cr-24.5Fe-15.3Ni(%),B2 相的成分为 30.3Al-20.4Co-8.3Cr-11.6Fe-29.4Ni(%)。与  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  合金相比,FCC 和 B2 相中除了 Al 含量较为接近外,其余 4 个元素的差异都很大,这说明在 Al-Co-Cr-Fe-Ni 体系中,FCC 和 B2 相具有很大的成分范围。

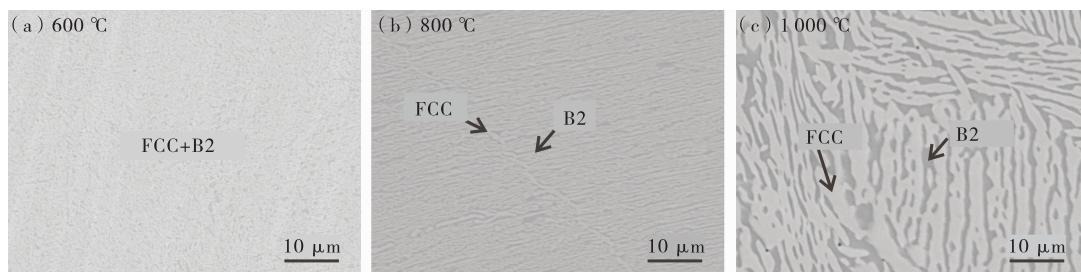


图 3  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  合金在不同温度下退火 10 d 后的 BSE 图

Fig.3 BSE images of the  $\text{Al}_{0.75}\text{Co}_{1.25}\text{CrFeNi}$  alloy after annealing at different temperature for 10 d

### 2.3 退火温度对 B2 单相 Al-Co-Cr-Fe-Ni 合金显微组织的影响

图 4 为铸态为 B2 单相  $\text{AlCoCrFeNi}$  合金在 600~1 000 °C 下退火 10 d 后的显微组织图,相应的 XRD 图谱如图所示。在经 600 °C 退火 10 d 后,合金仍然保持 B2 单相,没有发现析出相,如图 4(a)所示。但经 800 °C 退火 10 d 后,明显有第二相析出(图 4(b))。图 5 的 XRD 图谱证实,该合金中除 B2 相外,还存在 FCC 和  $\sigma$  相。但由于组织十分细小,EDS 无法准确测出其化学成分。经 1 000 °C 下退火 10 d 后,如图 4(c)所示,合金由 FCC 和 B2 两相组成, $\sigma$  相消失,形成了以黑色 B2 相为基、灰色大块状分布的 FCC 相(图 4(c))。ZHAO 等<sup>[25]</sup>也指出, $\sigma$  相在 1 000 °C 退火后消失,而 FCC 相则需要 1 200 °C 退火后才会消失。从图 1 所示的 DSC 曲线中可以看出,铸态  $\text{AlCoCrFeNi}$  合金在升温过程中,于 605.7 °C 有 1 个明显的吸热峰,应该对应于由 B2 相转化为 B2+FCC+ $\sigma$  三相,而 960.8 °C 对应的峰则为  $\sigma$  的分解,转化为 B2+FCC 相。WANG 等<sup>[26]</sup>也指出, $\text{AlCoCrFeNi}$  合金在 800~1 000 °C 退火后会析出 FCC 相。PANDA 等<sup>[27]</sup>也发现,在 800~1 100 °C 退火后, $\text{AlCoCrFeNi}$  合金中的 FCC 相的体积分数达到 30%~35%,随着退火温度的升高,FCC 相的体积分数增加,合金硬度从 540 HV 降低至 390 HV。

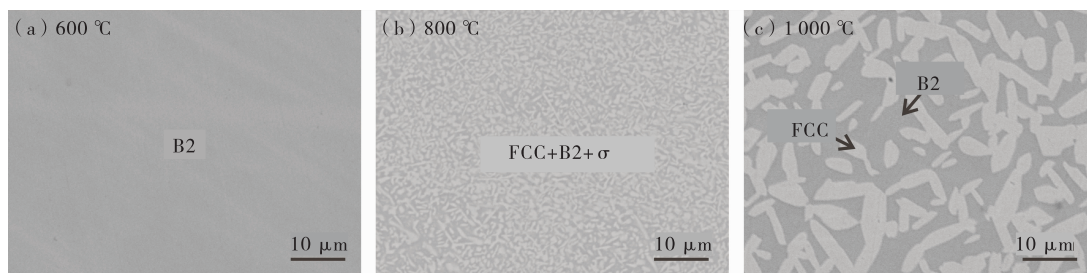


图 4  $\text{AlCoCrFeNi}$  合金在不同温度下退火 10 d 后的显微组织图

Fig.4 Microstructures of the  $\text{AlCoCrFeNi}$  alloy after annealing at different temperature for 10 d

对于 Al 含量达 35%的  $\text{Al}_{1.75}\text{Co}_{0.25}\text{CrFeNi}$  合金,其在 800 °C 下退火 10 d 后仍为 B2 单相,如图 6(a)所示。但在 1 000 °C 下退火后,明显看出有细小颗粒状的第二相析出(图 6(b))。EDS 分析表明,析出

的灰色相成分为 20.0Al-4.2Co-37.5Cr-27.6Fe-7.7Ni (%)。其 XRD 图谱(图 6(b)内的嵌图)显示只有 BCC 或 B2 的特征峰,由于析出相中的 Al 含量高达 20%,因此,它不是 BCC 固溶体,而是另一种成分的 B2 相。图 1(c)表明,Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金升温至 982.4 °C 后,DSC 曲线的基线发生了明显的变化。也就是说,Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金需要加热到 982.4 °C 以上,凝固形成的原 B2 相会分解为两种成分的 B2 相。

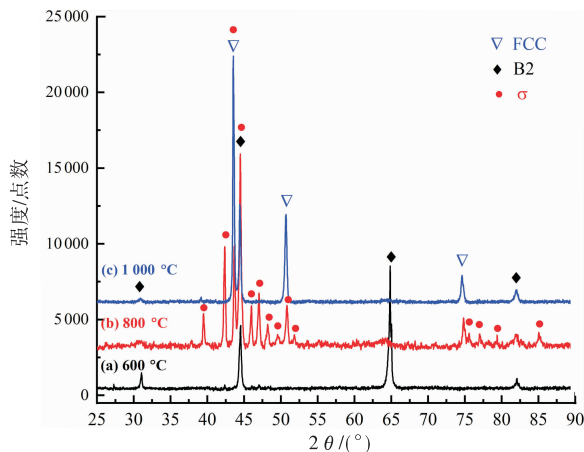


图 5 AlCoCrFeNi 合金在 600~1 000 °C 退火 10 d 后的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of the AlCoCrFeNi alloy after annealing at 600—1 000 °C for 10 d

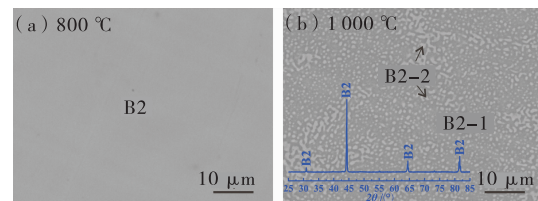


图 6 Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金在 800 °C 和 1 000 °C 退火 10 d 后的显微组织 (嵌图为相应 XRD 图谱)

Fig.6 Microstructures of the Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi alloy after annealing at 800 °C and 1 000 °C for 10 d (The inset figure is the related XRD pattern)

## 2.4 合金显微硬度变化

图 7 为所制备的合金在铸态及不同温度退火 10 d 后的显微硬度。可以看出,AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 共晶高熵合金的显微硬度最低。虽然 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金也由 FCC+B2 共晶组织组成,但其硬度明显比 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金高。600 °C 退火 10 d 能使 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 和 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 2 个共晶合金的显微硬度增加;而随退火温度升高,合金的显微硬度逐渐下降,这主要受 FCC 相中的 Al 含量降低及晶粒增大所致。在 600, 800, 1 000 °C 退火后,前者比后者的硬度分别高 106, 73, 28 HV, 这可能是由于 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金具有更细小的共晶相间距。而在 Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi 合金中,随着 Al 含量的增加,合金的显微硬度逐渐提高。虽然在

不同温度退火后,合金的显微组织发生了不同的变化,但是退火温度对共晶型或 B2 单相型高熵合金的显微硬度影响趋势基本一致。对于 AlCoCrFeNi 和 Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金,由于 600 °C 退火 10 d 后仍为 B2 单相,合金显微硬度与铸态相当。随着退火温度的升高,合金的硬度也逐渐下降。800 °C 退火 10 d 后的 Al<sub>1.75</sub>Co<sub>0.25</sub>CrFeNi 合金的显微硬度降低了 40 HV,而 AlCoCrFeNi 合金的硬度仍然与铸态相当,这

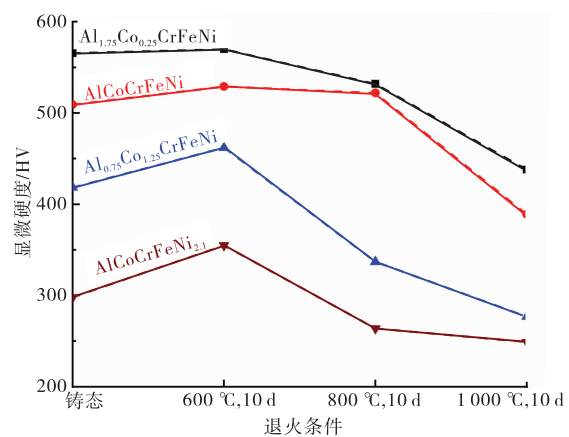


图 7 不同状态下 Al-Co-Cr-Fe-Ni 合金的显微硬度

Fig.7 Microhardness of the Al-Co-Cr-Fe-Ni alloys at different states

主要是因为析出了 FCC 和 B2 相。继续升高退火温度至 1 000 °C 后,合金的显微硬度进一步降低,比铸态低了 120 HV 以上。

### 3 结 论

1) 600~1 000 °C 退火 10 d 对 AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金的共晶组织无明显影响;而 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金的共晶层片间距随退火温度的增加而明显增厚。它们的共晶反应温度分别为 1 344 °C 和 1 359 °C,具有很好的高温稳定性。

2) 600 °C 退火可使合金硬化,但在 800 °C 以上退火后会使得共晶高熵合金的显微硬度有所降低。Al-CoCrFeNi<sub>2.1</sub> 合金的硬度比 Al<sub>0.75</sub>Co<sub>1.25</sub>CrFeNi 合金低 28~106 HV,且退火温度越低,差别越大。

3) 800 °C 和 1 000 °C 退火对铸态为 B2 单相的 AlCoCrFeNi 合金的显微组织和相组成都有很大影响。加热到 605.7 °C 以上会转变为细小的 FCC+B2+ $\sigma$  三相,继续加热到 906.8 °C 以上, $\sigma$  相消失,FCC 相呈大块状分布。

4) Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi 合金的固相线温度随 Al 含量增加而明显升高,B2 相稳定性增加,其显微硬度也显著增加。

5) 600~800 °C 退火 10 d 对铸态为 B2 单相的 Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi( $x=1\sim1.75$ ) 合金的显微硬度影响较小,但 1 000 °C 退火 10 d 可使它们的显微硬度降低 120 HV 以上。

### 参考文献:

- [1] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys (HEAs) and related concepts[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.
- [2] ZHANG Y, ZUO T T, TANG Z, et al. Microstructures and properties of high-entropy alloys[J]. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.
- [3] 王重, 林万明, 马胜国, 等. 冷轧对 Al<sub>10</sub>Cu<sub>25</sub>Co<sub>20</sub>Fe<sub>20</sub>Ni<sub>25</sub> 高熵合金组织结构及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2015, 43(8): 50-55.
- [4] LU Z P, WANG H, CHEN M W, et al. An assessment on the future development of high-entropy alloys: summary from a recent workshop[J]. Intermetallics, 2015, 66: 67-76.
- [5] LAPLANCHE G, GADAUD P, HORST O, et al. Temperature dependencies of the elastic moduli and thermal expansion coefficient of an equiatomic, single-phase CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 623: 348-353.
- [6] 周航, 杨少锋, 杨亚楠, 等. 高熵合金的研究进展及发展趋势[J]. 热加工工艺, 2018, 47(18): 5-9.
- [7] QIAO J W, MA S G, HUANG E W, et al. Microstructural characteristics and mechanical behaviors of AlCoCrFeNi high-entropy alloys at ambient and cryogenic temperatures[J]. Materials Science Forum, 2011, 688: 419-425.
- [8] PARK N, WATANABE I, TERADA D, et al. Recrystallization behavior of CoCrCuFeNi high-entropy alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(4): 1481-1487.
- [9] 孙娅, 吴长军, 刘亚, 等. 合金元素对 CoCrFeNi 基高熵合金相组成和力学性能影响的研究现状[J]. 材料导报, 2019, 33(7): 1169-1173.
- [10] LU Y P, GAO X Z, JIANG L, et al. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 143-150.
- [11] GAO X Z, LU Y P, ZHANG B, et al. Microstructural origins of high strength and high ductility in an AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 141: 59-66.
- [12] SHI P J, REN W L, ZHENG T X, et al. Enhanced strength-ductility synergy in ultrafine-grained eutectic high-en-

- tropy alloys by inheriting microstructural lamellae[J]. *Nature Communications*, 2019, 10(1): 489.
- [13]ZHANG Y L, WANG X G, LI J G, et al. Deformation mechanism during high-temperature tensile test in an eutectic high-entropy alloy AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub>[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 724: 148-155.
- [14]REDDY S R, SUNKARI U, LOZINKO A, et al. Microstructure and texture of a severely warm-rolled and annealed AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high entropy alloy[J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, 1270:12054.
- [15]ZHENG H J, CHEN R R, QIN G, et al. Phase separation of AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high-entropy alloy during directional solidification and their effect on tensile properties[J]. *Intermetallics*, 2019, 113: 106569.
- [16]NIU S Z, KOU H C, GUO T, et al. Strengthening of nanoprecipitations in an annealed Al<sub>0.5</sub>CoCrFeNi high entropy alloy[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2016, 671: 82-86.
- [17]吴兴财, 张伟强, 秦力, 等. 退火处理对 AlCoCrFeNi 高熵合金组织结构及性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2015, 44(8): 220-222, 226.
- [18]MUNITZ A, SALHOV S, HAYUN S, et al. Heat treatment impacts the micro-structure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 683: 221-230.
- [19]SUN Y, WU C J, PENG H P, et al. Phase constituent and microhardness of as-cast and long-time annealed Al<sub>x</sub>Co<sub>2-x</sub>CrFeNi multicomponent alloys[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2019, 40(5): 706-714.
- [20]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): 6200.
- [21]BHATTACHARJEE T, ZHENG R X, CHONG Y, et al. Effect of low temperature on tensile properties of AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high entropy alloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 210: 207-212.
- [22]WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, et al. Tailoring nanostructures and mechanical properties of AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high entropy alloy using thermo-mechanical processing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 675: 99-109.
- [23]KAFEXHIU F, PODGORNIK B, FEIZPOUR D. Tribological behavior of as-cast and aged AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> CCA[J]. *Metals*, 2020, 10(2): 208.
- [24]ASOUSHE M H, HANZAKI A Z, ABEDI H R, et al. Thermal stability, microstructure and texture evolution of thermomechanical processed AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 799: 140012.
- [25]ZHAO C, LI J, LIU Y, et al. Tailoring mechanical and magnetic properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy via phase transformation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 73: 83-90.
- [26]WANG R, ZHANG K, DAVIES C, et al. Evolution of microstructure, mechanical and corrosion properties of Al-CoCrFeNi high-entropy alloy prepared by direct laser fabrication[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 694: 971-981.
- [27]PANDA J P, ARYA P, GURUVIDYATHRI K, et al. Studies on kinetics of BCC to: A, FCC phase transformation in AlCoCrFeNi equiatomic high entropy alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2021, 52(5): 1679-1688.

(责任编辑:李艳)