

Ti 对 AlFeCrCoCu 高熵合金组织及耐磨性能的影响

谢红波¹, 刘贵仲¹, 郭景杰², 周敏¹, 刘德飘¹, 毛炜乾¹

(1. 桂林电子科技大学 广西信息材料重点实验室, 广西 桂林 541004)

(2. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 研究了非自耗电弧熔炼 AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi 高熵合金以及 AlFeCrCoCuTi 合金 800 °C 回火后的组织、硬度及耐磨性能。研究发现, 相比于 AlFeCrCoCu 合金, AlFeCrCoCuTi 合金组织结构趋于复杂, 合金由简单的 bcc+fcc 相变为由 bcc1 相, bcc2 相, fcc 相以及析出 ω 相组成的 4 相固溶体。Ti 的加入提升了合金的整体硬度。合金具有很强的抗回火软化能力。3 组合金的摩擦磨损主要以黏着磨损为主。Ti 的添加, 导致析出相的析出强化效应以及枝晶两相共析组织的特殊结构, 提高了合金的耐磨性能。而回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金耐磨性能更优, 主要原因是随着摩擦时间的增加, 回火后的合金表面上生成了一层氧化物附着在摩擦表面, 提高了合金的耐磨性能。

关键词: 高熵合金; 组织结构; 回火; 硬度; 耐磨性能

中图分类号: TG113.12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)01-0145-07

高熵合金由 5 种以上的主要元素组成, 每种元素的原子分数在 5%~35% 之间。由于它没有一种元素在数量上会超过 50% 而成为主要元素, 因而其性质是多种元素集体性能的综合体现。已有的研究表明^[1-4], 高熵合金凝固后不仅不会形成数目众多的金属间化合物, 反而会形成简单的 bcc 或 fcc 固溶体, 原因初步认为是多组元高熵合金具有高的混合熵, 抑制了金属间化合物的形成。高熵合金理念的提出, 开辟了广阔的全新合金体系。

高熵合金体系不但呈现出简单的微观结构, 而且具有优良的综合性能。适当设计合金的成分, 可以获得高硬度, 高强度, 耐磨耐蚀, 耐高温氧化, 抗高温蠕变和电磁等特性组合的合金^[5-10]。目前, 已有部分性能优异的高熵合金应用在生产与生活中^[11,12], 如高熵合金钻头, 高熵合金微机电元件, 高熵合金高尔夫球头等。

高熵合金无论是理论研究还是新型合金的开发利用均具有重要意义。西安科技大学的邱兴武, 张云鹏等对 AlFeCrCoCu 高熵合金做了深入的研究, 研究发现, 该合金是由 bcc 相和 fcc 组成的树枝晶结构, 并显示出了优异的耐腐蚀性能^[13]。哈尔滨工业大学的李邦盛, 王艳萍通过在 AlFeCrCoCuNi 合金中添加等摩尔分数的 Ti 元素发现, 合金由原来的树枝晶结构变为

了由富含 Cr、Fe 的 α 相和富含 Al、Co、Ni、Ti 的 β 相的胞状共晶组织。Ti 的加入可以提高合金的硬度, 但降低了它的塑性^[14]。台湾的叶均蔚等人研究了 Al 元素对 AlFeCrCoCuNi 合金的组织及耐磨性能的影响, 发现随着 Al 元素的增加, 合金逐渐由 fcc 相向 bcc 相转变, 硬度及耐磨性能也随 Al 元素的增加而提高^[7]。而选择合适的热处理工艺可以有效地消除残余内应力, 提高材料的整体性能^[15,16]。钛和钛合金大量用于航空工业, 有“空间金属”之称; 另外, 在造船工业、化学工业、机械部件制造、电讯器材、硬质合金等方面有着日益广泛的应用。本工作在 AlFeCrCoCu 合金的基础上添加等摩尔分数的 Ti 元素, 研究 Ti 对 AlFeCrCoCu 高熵合金组织、硬度及耐磨性能的影响, 并选择合适的热处理工艺提升合金的硬度及耐磨性能, 为后续开展各种多组元高熵合金的研究提供理论参考。

1 实验

本实验原料均采用纯度大于 99.99% 的金属 Al、Fe、Cr、Co、Cu、Ti 元素, 按照等摩尔比 AlFeCrCoCu、AlFeCrCoCuTi (at%) 合金成分配料, 在高纯氩气保护下采用 WK-II 非自耗电弧熔炼炉熔炼制备 8 g 左右的合金铸锭。为保证成分熔炼均匀, 每个合金铸锭反复熔炼 5 次, 然后让试样在水冷铜模中随炉冷却后取

收稿日期: 2015-01-25

基金项目: 国家自然科学基金 (511610065)

作者简介: 谢红波, 男, 1989 年生, 硕士, 桂林电子科技大学材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004, 电话: 0773-2291434, E-mail: 1061969193@qq.com

出。采用电火花线切割机把铸锭切成 2 组 10 mm×10 mm×2 mm 的正方形薄片。为保证实验准确性, 采用金相显微镜观察金相照片, 确保微观组织一致。

用 Setaram 公司的 Q2000 差示扫描量热仪 (DSC) 对合金进行热分析, 得到合金的熔点及相变温度等信息。然后将样品封进抽真空后充入适量氩气保护的石英管中, 用电阻炉把 AlFeCrCoCuTi 试样加热到 800 °C 回火温度保温 12 h 后随炉冷却取出。用德国 Bruker 公司 D8 Advance 型 X 射线衍射仪 (XRD), 日本株式会社 (JEOL) 的 JSM-5610 型扫描电子显微镜 (SEM) 和成分分析仪 (EDS), 日本株式会社的 JSM-7800F 热场发射扫描电子显微镜以及金相显微镜对合金微观组织进行分析。

使用 HV-1000 型显微硬度计测定合金的硬度, 每个试样取 20 次测试结果的平均值, 加载载荷为 1.96 N。摩擦磨损试验是在 HSR-ZM 型高速往复摩擦磨损试验机上进行, 对偶件是 GCr15, 加载载荷为 5 N, 运行时间 20 min, 旋转半径 8 mm, 运转速度 500 r/min。图 1 为摩擦磨损试验示意图。

2 结果与讨论

2.1 合金的组织结构

图 2 为 3 组合金的 XRD 图谱。由图可知, AlFeCrCoCu 合金的相结构比较简单, 它由 bcc 相和 fcc 相共同组成。而铸态 AlFeCrCoCuTi 合金的相组成则相对比较复杂, 但经过 XRD 物相检索标定后可以发现它主要仍由 bcc 相与 fcc 相组成。而 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金相结构并没有发生改变, 它们均由 bcc1 相、bcc2 相、fcc 相及晶间 ω 相组成, 但 ω 相衍射峰的强度有所增强, 而晶间富 Cu 相有所减弱。这是因为随热处理温度的升高, 合金扩散系数增大, 元素偏析越来越弱。晶间 Cu 的偏析也减弱了, 晶界处发生回溶^[17], 晶间析出相熔合到一块, 因而 ω 相衍射峰的强度增大。

图 3 为 3 组合金的微观组织。由图可以清楚地看到, 3 组合金都是典型的树枝晶结构。图 3a 为 AlFeCrCoCu 合金, 图 3b 为 AlFeCrCoCuTi 合金。经 XRD、SEM 以及 EDS (表 1) 分析, 确定 AlFeCrCoCu 合金是由富含 Al, Fe, Cr, Co 的枝晶 bcc 相和晶间富 Cu 的 fcc 相组成, 而 AlFeCrCoCuTi 合金的相组成为: 枝晶是富含 Al, Co, Ti 的 β bcc1 相和富含 Cr, Fe 的 (α -Cr, Fe)bcc2 相的共析组织, 晶间则为富 Cu 的 fcc 相和富含 Fe, Cr, Ti 的 ω 析出相。

这 3 组合金一个共同的特点就是元素偏析严重。Al, Co, Ti 之间的混合焓均为很小的负值 (表 2)^[18],

Al-Co 为 -19 kJ/mol, Al-Ti 为 -30 kJ/mol, Co-Ti 为 -28 kJ/mol。它们能很好地互溶, 因此主要集中在枝晶。Cr, Fe 元素半径差异小, 性质接近, 容易形成 (α -Cr, Fe) 相。Cu 元素大量富集在晶间, 是因为 Cu 与 Co, Cr, Fe 的混合焓分别为 +6 kJ/mol, +12 kJ/mol 以及 +13 kJ/mol, 它们均为正值, 并且数值较大, 以至于 Cu 不能与其他元素很好地互溶, 使得这几种元素阻碍 Cu 存在于枝晶; 另外, Cu 自身与其他元素的结合能力也很差, 从而导致在凝固时偏析于晶间。

混合焓反映原子相互结合的能量, 它是原子本征特性的一种宏观综合反映, 与原子的电负性、电子浓度等有关, 所以是影响合金相组成的一个因素。此外, 原子半径因素也影响合金的相组成。在传统金属冶金学中, Hume-Rothery 定律^[19]阐述了原子尺寸、晶体结构、价电子浓度、电负性对元素之间形成固溶体的影响及其规律。该准则认为两元素形成固溶体的话, 它们的原子半径差和电负性差应该分别小于 15% 和 0.4。然而由表 2 列出的数据可知, Al-Co, Co-Ti 等并不符合 Hume-Rothery 定律。这表明, 从二元体系中总结出来的 Hume-Rothery 定律并不适合于多主元合金体系。

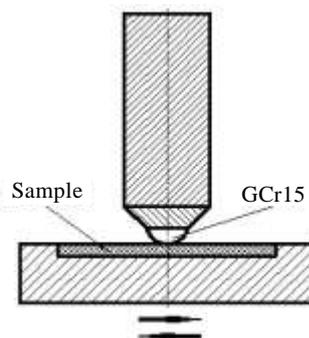


图 1 摩擦磨损试验示意图

Fig.1 Schematic drawing of wear test

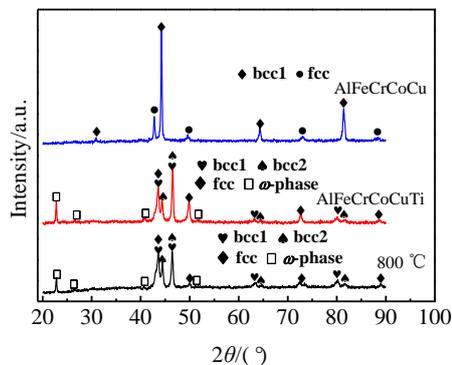


图 2 AlFeCrCoCu、AlFeCrCoCuTi 及其 800 °C 回火的 AlFeCrCoCuTi 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloys

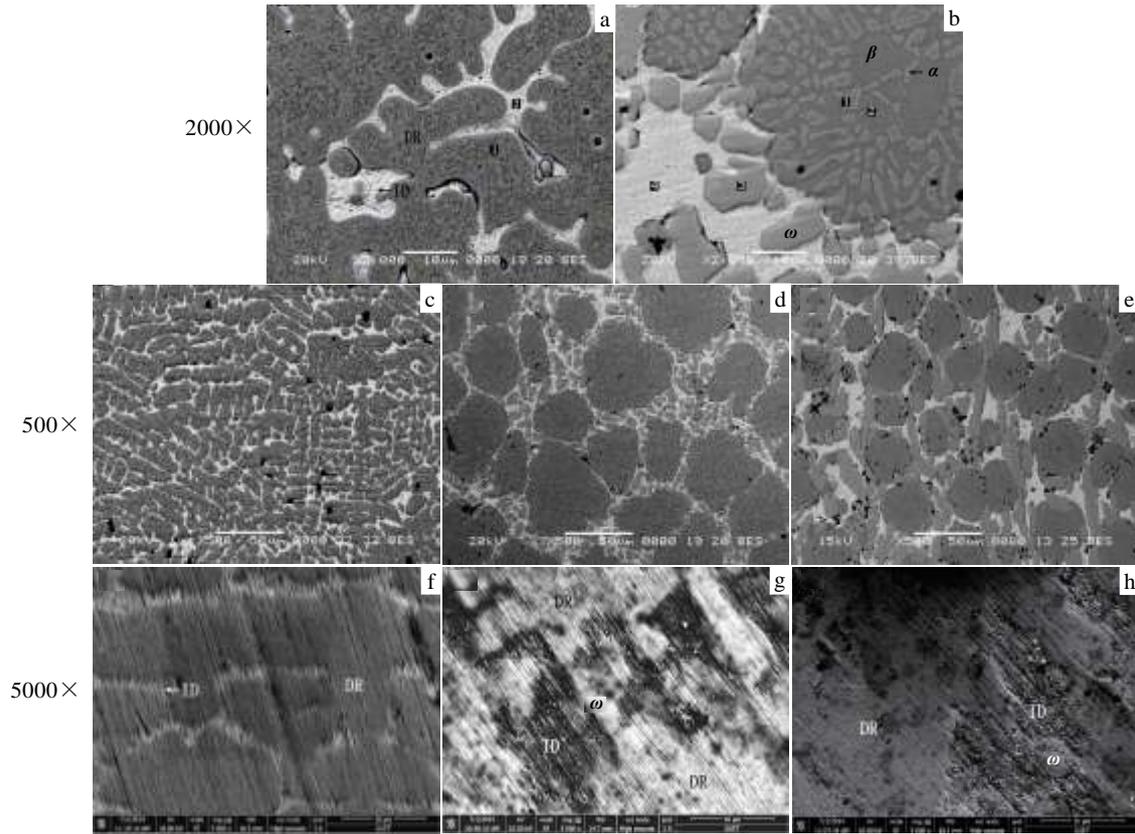


图 3 高熵合金的微观组织

Fig.3 Microstructure images of alloys: (a, c) AlFeCrCoCu, BES, (b, d) AlFeCrCoCuTi, BES, (e) tempered AlFeCrCoCuTi, BES, (f) AlFeCrCoCu, HSEI, (g) AlFeCrCoCuTi, HSEI, and (h) tempered AlFeCrCoCuTi, HSEI

表 1 AlFeCrCoCu 和 AlFeCrCoCuTi 合金各相化学成分

Table 1 Chemical composition of AlFeCrCoCu and AlFeCrCoCuTi alloys by EDS analysis (at%)

Alloy		Al	Fe	Cr	Co	Cu	Ti
AlFeCrCoCu	Nominal	20	20	20	20	20	—
	1 (DR)	19.07	27.47	26.71	22.43	4.32	—
	2 (ID)	14.20	0.97	1.01	1.35	82.47	—
AlFeCrCoCuTi	Nominal	16.67	16.67	16.67	16.67	16.67	16.67
	1 (DR α phase)	6.08	23.95	46.51	10.59	3.31	9.55
	2 (DR β phase)	20.12	13.16	5.94	29.72	7.57	23.49
	3 (ID ω phase)	5.25	32.14	19.18	14.04	2.52	26.86
	4 (ID)	13.95	1.04	1.03	1.20	82.32	0.46

表 2 原子半径和不同元素之间的化学混合焓

Table 2 Atomic radius and mixing enthalpy of element pairs (kJ/mol)^[18]

Atomic radiu	Al	Fe	Cr	Co	Cu	Ti
Al (143 pm)	—	-11	-10	-19	-1	-30
Fe (124 pm)	-11	—	-1	-1	13	-17
Cr (121 pm)	-10	-1	—	-4	12	-7
Co (125 pm)	-19	-1	-4	—	6	-28
Cu (128 pm)	-1	13	12	6	—	-9
Ti (145 pm)	-30	-17	-7	-28	-9	—

由吉布斯自由能定律 $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ ^[20] (ΔG 为自由能, T 为热力学温度, H 为混合焓, S 为混合熵) 可知, 高的混合熵能降低系统的自由能, 降低元素偏析的趋势, 使得合金在凝固时更容易形成固溶体, 而不是金属间化合物。一般情况下, 当 $\Delta G \leq 0$ 时, 可形成固溶体型多主元合金; 当 $\Delta G > 0$ 时, 不能形成固溶体型多主元合金。AlFeCrCoCu 合金中存在 Al, Fe, Cr, Co, Cu 5 种元素互溶, 混合熵很高, 极大地降低了系统的自由能。此外, Al 相对于其它元素的原子半径大, 原

子尺寸差异大，晶格畸变严重，基体的 bcc 相结构比较疏松，因而能够调节晶格上的应变，从而降低系统的自由能^[21]。因此合金体系易于形成具有不同于以上任何一种元素的复杂晶体结构的固溶体^[22]。随着 Ti 元素的添加，6 种元素互溶，混合熵很高，一定程度上抑制了金属间化合物的形成。但是仔细观察表 2 可以发现，Ti 与 Cr 的混合焓最正，甚至要高于 Ti 与 Cu 的混合焓值，因而 Ti 会排斥 Cr，存在于枝晶，所以合金在冷却过程中会析出富 Cr 的 ω 析出相。

2.2 合金的热分析

图 4 是把铸态 AlFeCrCoCu、AlFeCrCoCuTi 合金加热到 1400 °C 然后迅速以 50 °C/min 的降温速率降到室温的 DSC 曲线。由曲线可知，AlFeCrCoCu 和 AlFeCrCoCuTi 合金的熔点大概为 1380 °C（根据放热峰大小以及结合合金各相的体积比推断，AlFeCrCoCu 合金枝晶 bcc 相在此温度区间开始凝固，而 AlFeCrCoCuTi 合金率先凝固的是富 Cr 的 ω 相）。在降温过程中，1050 °C 左右都有放热峰出现，因该峰温与 Cu 的熔点 1083 °C 非常接近，所以判断此峰为晶间富 Cu 相的熔化峰。两者不同的地方就是 AlFeCrCoCuTi 合金在 1160 °C 至 1275 °C 之间有 1 个很宽的放热区间，根据此合金各相的体积比推断，这应该是枝晶发生相变(1225 °C 左右)并最终析出(α -Fe, Cr)相(1195 °C 左右)的区间。

2.3 硬度测试

图 5 为 3 组合金的硬度。从图中可以看出，AlFeCrCoCu 合金的平均硬度为 5.2 GPa 左右，而 Ti 的加入提高了合金的硬度，为 5.7 GPa 左右。这是因为 Ti 元素加入以后形成的枝晶共析组织的特殊结构以及析出相的析出强化的共同作用，提升了合金的整体硬度。而 800 °C 回火后合金的整体硬度更高，达到 7.05 GPa 左右。值得一提的是，笔者对 AlFeCrCoCuTi 合金经 600、700、800、900、1000 °C 回火后的组织都

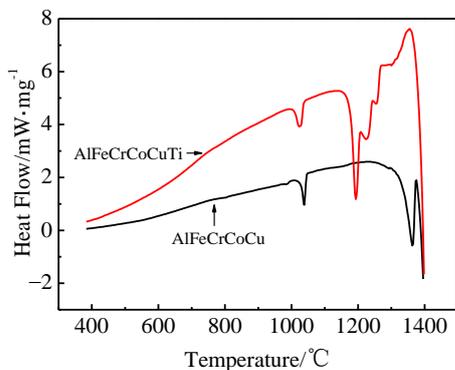


图 4 AlFeCrCoCu 和 AlFeCrCoCuTi 合金的降温 DSC 曲线
Fig.4 DSC curves of AlFeCrCoCu and AlFeCrCoCuTi alloys

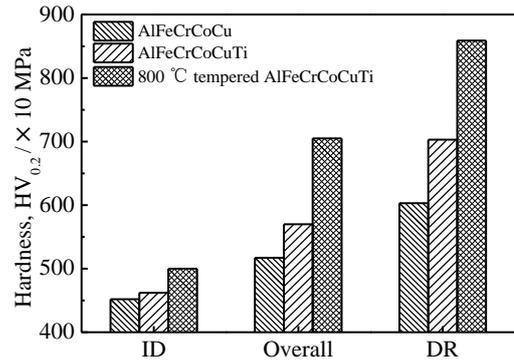


图 5 合金的硬度

Fig.5 Hardness (HV_{0.2}) of the AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloys

做了硬度测试，发现回火后合金的硬度呈先增后降的趋势，但都高于铸态合金的硬度（1000 °C 回火后硬度仍有 6.22 GPa 左右）。说明合金具有很强的抗回火软化能力^[23]。这是因为回火后的合金一方面基体晶粒细化、晶格畸变严重，阻碍位错运动；另一方面晶间富 Cu 相减少，而晶间析出相长大连成一片，起到了强化作用。此外，合金枝晶的显微硬度远远高于晶间的显微硬度，这是因为枝晶为 bcc 相，而晶间为富 Cu 的 fcc 相，bcc 相强度远大于 fcc 相的强度。

2.4 合金耐磨性能的研究

图 6 为 3 组合金的摩擦系数与摩擦时间的关系。由图 6 可知，AlFeCrCoCu 的摩擦系数最大，而且极不稳定，耐磨性能最差。Ti 的加入优化了合金的耐磨性能。这是因为 Ti 的加入，导致合金的整体硬度提高，因而摩擦系数降低了。AlFeCrCoCuTi 合金的摩擦系数始终保持在 0.72 左右，而 800 °C 回火后的合金摩擦系数刚开始比较大，不太稳定，随着摩擦时间的增加，摩擦系数逐步变小，达到 0.62 左右趋于稳定。这说明随

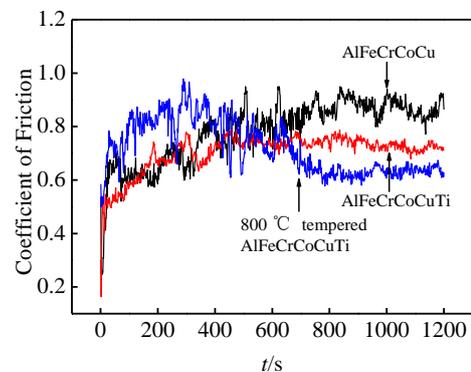


图 6 合金的摩擦系数

Fig.6 Coefficients of friction of the AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloys

着摩擦时间的增加, 回火后的组织比铸态组织更耐磨。

图 7 是 3 组合金磨损后的截面轮廓图。表 3 是 3 组合金轮廓图的具体参数。通常材料的耐磨性与材料硬度相关, 硬度大的材料会表现出较好的耐磨性能。

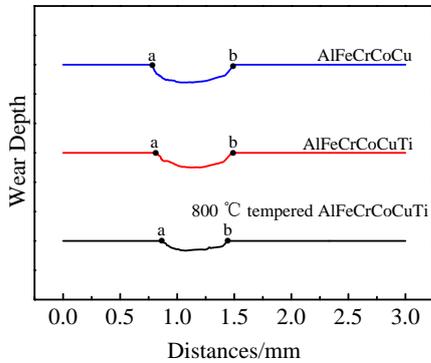


图 7 合金的磨损轮廓图

Fig.7 Wear contours of the AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloys

表 3 合金的磨损轮廓参数

Table 3 Wear parameters of the AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloys

Alloy	Width/mm	Depth/mm	Wearing capacity/mm ³
AlFeCrCoCu	0.718	0.3143	0.0866
AlFeCrCoCuTi	0.654	0.2501	0.0714
800 °C tempered AlFeCrCoCuTi	0.543	0.1702	0.0374

结合图 7 和表 3 可以发现, 由于 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金硬度最大, 因而也最耐磨, 它的磨

损宽度和深度均最小, 磨损体积仅为 0.0374 mm³; 铸态 AlFeCrCoCuTi 合金的磨损量要低于 AlFeCrCoCu 合金, 这是因为 Ti 元素的添加导致合金整体硬度变大, 提高了合金的耐磨性能。

图 8 为 3 种合金进行摩擦磨损试验后的表面磨损形貌。从图中可以清楚地看到, 3 种合金都是以黏着磨损为主, AlFeCrCoCu 磨损最为严重, AlFeCrCoCuTi 合金次之, 而 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金最耐磨。回火后的组织耐磨性之所以优于铸态合金, 是因为磨损机制发生了改变, 由之前的分层磨损变为了氧化磨损。800 °C 回火后的组织虽然在磨损初期摩擦系数较高, 不稳定, 但随着摩擦时间的延长, 高速摩擦产生的热量导致合金表面被氧化, 在摩擦表面黏着了一层氧化层, 时间越长, 氧化层越厚, 从而降低了合金的摩擦系数, 提高了合金的耐磨性^[7]。

表 4 是 3 组合金摩擦表面扫描 EDS 分析结果。可以清楚地看到, 该区域除了含有合金体系的元素外, 还有大量的氧元素存在。其中, 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金氧的摩尔分数达到了 25% 以上, 证明 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金随着摩擦时间的推移, 表面生成了一层氧化层。此外, 在合金表面还检测到了 C 元素的存在, 这是因为对偶件 GCr15 钢含有 C 元素, 摩擦过程中对偶件磨屑黏着在合金摩擦表面所致。

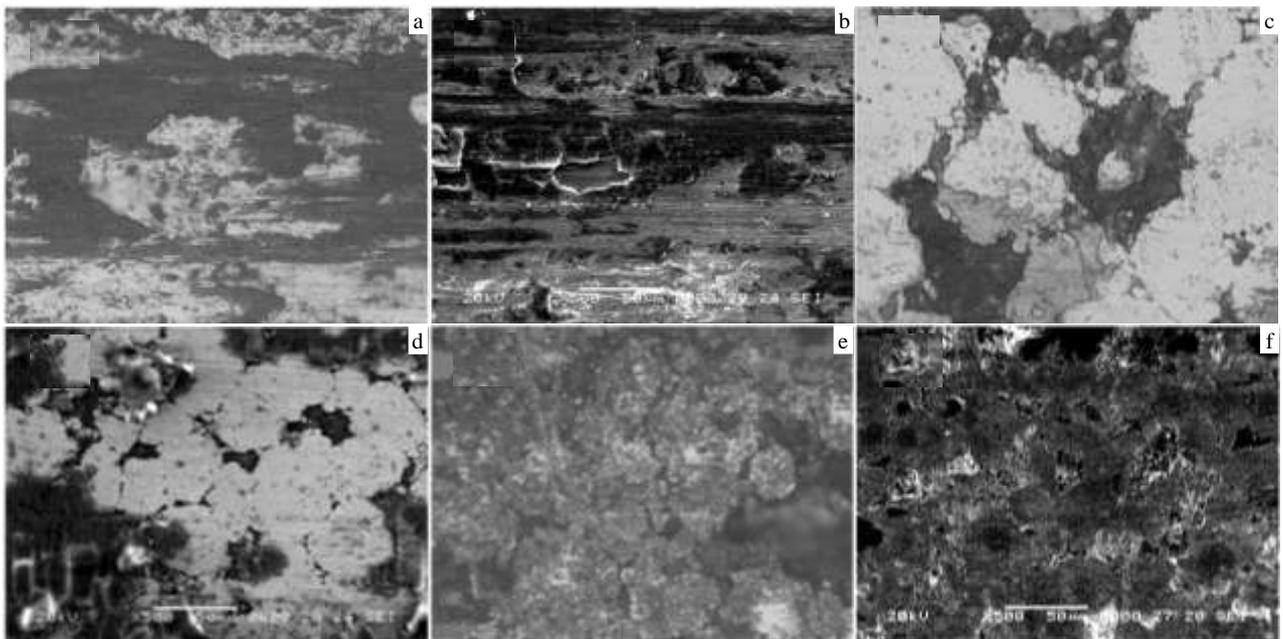


图 8 合金的表面磨损形貌

Fig.8 Surface morphologies after friction: (a, b) AlFeCrCoCu alloy, (c, d) AlFeCrCoCuTi alloy, and (e, f) 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloy

表 4 合金磨损表面能谱分析结果

Table 4 EDS analysis of wear surface of the alloys (at%)

Element	AlFeCrCoCu	AlFeCrCoCuTi	800 °C Tempered AlFeCrCoCuTi
C	16.23	16.33	15.19
O	13.47	18.25	25.10
Al	9.32	6.58	5.10
Fe	27.28	22.49	21.17
Cr	12.98	9.82	8.75
Co	11.83	9.46	9.27
Cu	8.91	6.62	5.60
Ti	—	10.45	9.82

3 结 论

1) AlFeCrCoCu 合金由简单的 bcc+fcc 相组成, Ti 的加入使合金变为由 bcc1 相和 bcc2 相组成的枝晶共析组织以及晶间 fcc 相和 ω 析出相组成的 4 相固溶体。

2) 随着 Ti 的加入, 由于枝晶共析的特殊结构以及析出富 Cr 相的共同强化作用, 提高了合金的硬度。AlFeCrCoCuTi 高熵合金具有很强的抗回火软化能力, 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金硬度更大。

3) Ti 的加入, 硬度的提高, 使得合金的耐磨性能也得到提高。AlFeCrCoCuTi 合金的耐磨性能优于 AlFeCrCoCu 合金, 而 800 °C 回火后的 AlFeCrCoCuTi 合金耐磨性能最好, 这是因为随着摩擦的进行, 摩擦表面形成了一层氧化层, 提高了合金的耐磨性能。

参考文献 References

[1] Yeh J W. *Metals & Materials Society*[J], 2013, 65: 1759
 [2] Zang Y, Yang X, Liaw P K. *Metals & Materials Society*[J], 2013, 64: 831
 [3] Ren M X, Li B S, Fu H Z. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(4): 991
 [4] Nong Z S, Zhu J C, Yu H L et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(6): 1437
 [5] Yu Yuan(于 源), Chen Min(陈 敏), Li Yanxiang(李言祥) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(9): 1602
 [6] Zuo T T, Ren S B, Liaw P K et al. *International Journal of*

Minerals, Metallurgy and Materials[J], 2013, 20(6): 549
 [7] Wu J M, Lin S J, Yeh J W. *Wear*[J], 2006, 261: 513
 [8] Nong Zhisheng(农智升), Li Diansheng(李殿生), Zhu Jingchuan(朱景川) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 550
 [9] Huang Y S, Chen L, Liu H W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 457(1-2): 77
 [10] Fan Yuhu(范玉虎), Zhang Yunpeng(张云鹏), Guan Hongyan(关红艳). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1127
 [11] Yeh J W(叶均蔚), Chen R K(陈瑞凯). *Journal of Industrial Materials*(工业材料杂志)[J], 2005, 224: 71
 [12] Zhang Yong(张 勇), Zhou Yunjun(周云军), Chen Guoliang(陈国良). *Physical*(物理)[J], 2008, 37(8): 601
 [13] Qiu X W, Zhang Y P, He L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 549: 195
 [14] Li B S, Wang Y P, Ren M X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 498: 482
 [15] He Junguang(贺俊光), Wen Jiuba(文九巴), Zhou Xudong(周旭东) et al. *Transactions of Materials and Heat treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(6): 69
 [16] Zhang Xiaobo(章晓波), Xue Yajun(薛亚军), Wang Zhangzhong(王章忠) et al. *Transactions of Materials and Heat treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(8): 20
 [17] Tang Q H, Zhao Y G, Cai J B et al. *Nonferrous Metals*[J], 2011, 4: 47
 [18] Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2005, 46(12): 2117
 [19] Pan Jinsheng(潘金生), Tong Jianmin(仝健民), Tian Minbo(田民波). *Fundamentals of Material Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1998: 96
 [20] Xu Zuyao(徐祖耀). *Material Thermodynamics*(材料热力学)[M]. Beijing: Science Press, 2000: 19
 [21] Wang F J, Zhang Y, Chen G L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 478: 321
 [22] Yeh J W, Chen Y L, Lin S J et al. *Materials Science Forum* [J], 2007, 560: 1
 [23] Yu Yuan(于 源), Xie Faqin(谢发勤), Zhang Tiebang(张铁邦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(5): 862

Effect of Ti Addition on the Microstructure and Wear Properties of AlFeCrCoCu High-Entropy Alloy

Xie Hongbo¹, Liu Guizhong¹, Guo Jingjie², Zhou Min¹, Liu Depiao¹, Mao Weiqian¹

(1. Guangxi Key Laboratory of Information Materials, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

(2. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The microstructures of AlFeCrCoCu, AlFeCrCoCuTi and 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi high-entropy alloys fabricated by an arc remelter were investigated by XRD, SEM, EDS and DSC. The alloys' hardness and wear properties were also tested. The results show that AlFeCrCoCu alloy possesses face-centered cubic (fcc) and body-centered cubic (bcc) phases. After the addition of titanium, AlFeCrCoCuTi alloy is composed of primary dendrite phase (The β phase rich in Al, Co, Ti and the α phase rich in Fe, Cr eutectoid structure), interdendrite phase rich in Cu and the precipitated phase rich in Cr. Meanwhile, the hardness of AlFeCrCoCuTi alloy increases. AlFeCrCoCuTi alloy exhibits a superior resistance to tempering and softening. The wear of the three alloys is adhesive wear, while the wear resistance of the AlFeCrCoCuTi alloy improves, and the wear resistance of 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloy is better than that of as-cast alloys. The main reason is that with the increase of friction time, the 800 °C tempered AlFeCrCoCuTi alloy generates a layer of oxide on the surface and it attaches to the friction surface, thus improving the wear resistance of the alloy.

Key word: high-entropy alloy; microstructure; tempering treatment; hardness; wear resistance

Corresponding author: Liu Guizhong, Ph. D., Associate Professor, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, P. R. China, Tel: 0086-773-2291434, E-mail: lgzlgz@guet.edu.cn