

退火对 CrCuFeMnTi 高熵合金组织结构和力学性能的影响

农智升¹, 张波¹, 朱景川²

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 为了研究退火处理对 CrCuFeMnTi 高熵合金组织结构和力学性能的影响, 通过真空电弧熔炼法在氩气保护下制备了铸态合金, 在不同温度下对合金进行退火处理, 观察其组织结构并进行力学性能测试。结果表明: 铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金由 1 个密排六方和 1 个面心立方结构固溶体构成, 形成由枝晶相和枝晶间相组成的典型枝晶组织形貌; 合金在 750 °C 以下退火时, 主要以元素的扩散和组织的均匀化为主, 经过 900 °C 等温退火处理后, 合金中密排六方结构的固溶体逐渐转变成体心立方结构固溶体, 该相变过程是由元素扩散引起及控制的; 经过 750 °C 以下的退火处理后, 合金的硬度和断裂强度均有所提高, 但断裂行为均表现出脆性特征。

关键词: CrCuFeMnTi 高熵合金; 退火; 组织结构; 相变

中图分类号: TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)09-2827-06

作为突破传统合金设计理念的新型合金体系, 高熵合金由于在力学上的高硬度强度、耐磨性, 化学性质上的耐腐蚀性以及物理性质上的热阻、电阻等方面都具有传统合金无法比拟的综合性能, 使其成为材料科学研究邻域的一个新热点^[1-4]。目前高熵合金的设计通常是将 5 个或 5 个以上的元素组元按照等摩尔比或近等摩尔比方式进行成分配比, 高熵合金并非出现过复杂的金属间化合物, 而是形成两相或三相固溶体结构(一般以体心立方和面心立方结构为主), 仅有极少数的高熵合金体系形成简单的单相固溶体结构^[5-7]。由于多种元素的混合, 高熵合金具有的高混合熵要远远大于形成金属间化合物所需要的熵, 因此有效抑制了金属间化合物的形成, 使高熵合金以多相固溶体的形式存在, 这是经典的高熵效应, 也是高熵合金具有优异综合性能的主要来源^[8-10]。

自高熵合金被提出以来, 大部分研究主要集中于铸态下合金的组织结构和性能, 但是铸态合金由于本身制备工艺的原因所带来的如成分偏析、缩孔和内应力较大等本质缺陷, 严重影响合金的性能^[11-13]。因此目前许多学者也致力于研究热处理对高熵合金组织和性能的影响。例如, 随着退火温度升高, CoCrFeNiMo 合金中面心立方相逐渐减少, 共晶相逐渐增多; 硬度

则随着退火温度的升高先增大后减小^[14]。高熵合金经过退火处理后可以有效消除铸件的内应力和成分偏析, 对改善合金组织, 提高加工性能有很大帮助。同时在研究中也发现高熵合金在一定温度下会发生相变, AlCoCrFeNi 高熵合金在 650 °C 加热时无序的体心立方固溶体将转变为面心立方固溶体, 而继续加热至 975 °C 时无序的体心立方固溶体又再次析出^[15]。合金的相组成通过相变发生改变, 同时对合金的组织性能产生影响, 但对高熵合金相变的研究还比较缺乏, 对相变过程的了解还不是很清晰。

因此, 本实验选择 CrCuFeMnTi 五元高熵合金作为研究体系, 研究退火处理对合金组织结构和力学性能的影响, 结合实验结果分析合金在退火处理中出现的相变过程, 为高熵合金的进一步应用以及微观结构转变行为的认识提供一定的指导。

1 实 验

本实验采用纯度均大于 99.9% 的 Cr、Cu、Fe、Mn 和 Ti 5 种纯组元作为原料, 按等摩尔配比方式进行合金体系设计。实验所用的铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金采用 ZKY-I 型非自耗真空电弧熔炼炉进行熔炼, 熔炼过程在氩气保护下进行, 采用水冷铜坩埚进行冷

收稿日期: 2017-09-18

基金项目: 辽宁省博士启动基金(201501079); 国家自然科学基金(51401131)

作者简介: 农智升, 男, 1986 年生, 博士, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: nzsir@126.com

却。合金试样正反面交替熔炼 4 次, 每次熔炼时间为 2 min 左右, 以保证各元素混合均匀, 最终冷却后获得实验所需的 CrCuFeMnTi 高熵合金铸锭 (由于 Mn 元素沸点较低, 在熔炼过程中易于挥发, 在合金配料时多添加 2% 的 Mn 元素作为余量; 在第 1 次熔炼时先把 Cr、Cu、Fe 和 Ti 4 种元素炼成熔点较低的合金锭, 然后再把该合金锭与 Mn 元素一起熔炼成为所需 CrCuFeMnTi 合金锭, 这样可以降低熔炼温度来有效地避免 Mn 的挥发, 接着将获得的合金锭正反面交替熔炼 4 次; 之后的成分分析结果表明合金的成分满足成分设计要求, 因此该熔炼方法可以很好的制备出 CrCuFeMnTi 高熵合金锭)。为了研究退火处理对 CrCuFeMnTi 高熵合金组织结构和力学性能的影响, 本实验采用等温退火的热处理工艺, 保温时间均为 4 h, 冷却方式为炉冷, 其中退火温度的选择根据差热分析结果。

采用 TGA-1600 差热分析仪测定铸态试样的 DTA 曲线, 以 10 °C/min 的升温速率从室温升到 1200 °C, 再随炉冷却, 将得到的数据进行处理绘出热流与温度的关系, 其 DTA 曲线作为判定合金相变点以及确定退火温度的依据; 采用 D/max-rB 型旋转 X 射线衍射仪分析铸态及退火态合金的相组成, 扫描范围均从 20° 到 80°, 扫描速度为 5°/min; 采用 S-4700 扫描电子显微镜的背散射电子成像观察铸态及退火态试样的微观组织, 并利用点扫描来研究合金的成分分布; 采用 HV-5 型小负荷维氏硬度计测量合金硬度, 测试载荷选择 4.9 kg, 保压时间为 15 s; 采用 Instron5569 电子万能试验机测试铸态及退火态合金的强度, 其中压缩试验的测试载荷为 4500 kg, 加载速度为 1.0 mm/min。

2 结果与分析

2.1 铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的组织结构

图 1 为铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的 SEM 背散射电子像。从图中可以观察到该合金的组织形态为典型的枝晶组织, 由颜色较深的树枝晶 (DR) 和颜色较浅的枝晶间 (ID) 两相组成, 其中枝晶形状呈树枝状, 枝晶臂宽度为 15~20 μm。

表 1 是通过能谱分析 (EDS) 获得的铸态 CrCuFeMnTi 合金枝晶与枝晶间相, 以及在约 1 mm×1 mm 范围内的成分分布。熔炼的 CrCuFeMnTi 合金在一个较大的尺度范围内 (约 1 mm×1 mm) 的成分很好的满足元素之间的等摩尔比要求, 说明本实验制备的 CrCuFeMnTi 合金铸锭与所要设计的合金成分吻合。铸态 CrCuFeMnTi 合金在枝晶间 Cu 的含量很高, 高达 41 at%, 在枝晶内部 Cu 的含量仅为 2 at%, 这说明枝

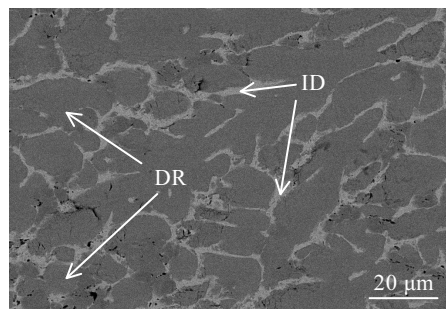


图 1 铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的 SEM 照片

Fig.1 SEM back-scattered electron image of as-cast CrCuFeMnTi high entropy alloy

晶间 Cu 富集的现象特别明显。这是由于 Cu 与 Ti、Cr、Fe 的混合焓分别是 -9, 12, 13 kJ/mol, 其中 Cr₂Cu、Fe₂Cu 的混合焓均已超过 10 kJ/mol, 因此 Cu 与这 3 个元素之间的混合焓不够平衡它们之间如此大的混合焓, 这样将会使 Cu 与 Cr、Fe、Ti 之间不能很好的互溶, 从而导致 Cu 元素在凝固时进入枝晶间隙区, 偏析现象严重。另外 Cr、Fe、Ti 这 3 种元素基本分布在枝晶内部, 而 Mn 在枝晶间含量较高。对于同时含 Cr 和 Fe 的高熵合金来说, Fe 和 Cr 易于在枝晶区域形成 α-(Fe, Cr) 相, 这是由于这 2 种元素的原子半径差异小, 性质相近, 在凝固过程中容易相互混合形成固溶体^[3-5]。

图 2 为铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的 X 射线衍射图谱。从图中可以看出合金仅形成了一个密排六方 (hcp) 和一个面心立方 (fcc) 结构的固溶体, 而非形成数目众多的金属间化合物, 标定出的 2 个固溶体与背散射电子成像观察到两相的结论相吻合。

在含 Cu 元素的高熵合金中形成的 fcc 固溶体一般都是以面心 Cu 为基体的固溶体, 这是由于合金在凝固过程中 Cu 在枝晶间区域偏析严重, 因此易于形成面心 Cu 的晶体点阵结构, 凝固时其余合金元素固溶进该面心点阵中, 最终在枝晶间形成富 Cu 的 fcc 固溶体^[11, 13]。同时在 CoFeMnTiVZr 体系的高熵合金中发现合金会形成一个密排六方结构的固溶体^[16], 说明高熵合金除了可以形成常见的 bcc 和 fcc 固溶体之外,

表 1 铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast CrCuFeMnTi alloy (at%)

Region	Cr	Cu	Fe	Mn	Ti
1 mm×1 mm	20.66	19.89	20.60	19.06	19.79
DR	23.92	2.02	27.84	15.19	31.03
ID	10.06	41.67	11.84	24.25	12.19

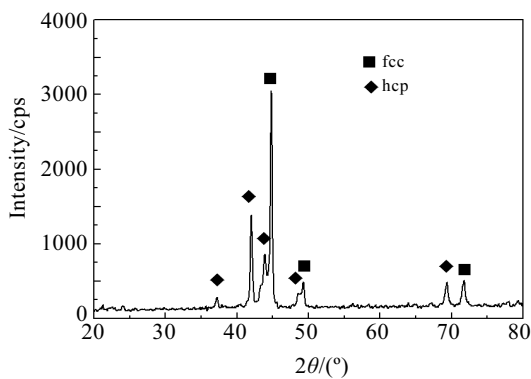


图2 铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of as-cast CrCuFeMnTi high entropy alloy

还可以形成结构较为复杂的 hcp 结构。经过标定, 该 hcp 结构是属于 $MgZn_2$ 型六方结构。因此, 本实验熔炼的合金满足高熵合金的定义要求。

2.2 晶体结构演变

为了表征铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金在升温过程中的组织转变, 以及合理地制定等温退火的温度工艺, 以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速率将铸态合金在高纯氩气保护下进行差热分析实验, 图 3 为关于 CrCuFeMnTi 高熵合金热流与温度关系的 DTA 曲线。从图 3 中可以发现, 合金在 $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ 隐约有 1 个小的放热峰, 说明在此温度有可能有新相产生; 在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右有 1 段很明显的吸热峰出现, 说明此处有相变发生; 合金在 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右出现的明显的吸热峰则为合金熔化的吸热峰, 即说明 CrCuFeMnTi 高熵合金的熔点 T_m 在 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右。根据 DTA 曲线得到的相转变温度, 为了研究退火对 CrCuFeMnTi 高熵合金组织和力学性能的影响, 本实验分别选择 565 , 750 , 900 以及 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 作为等温退火的退火温度。

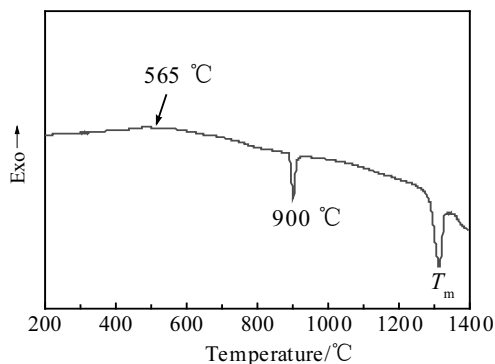


图3 CrCuFeMnTi 高熵合金的 DTA 曲线

Fig.3 DTA curve of CrCuFeMnTi high entropy alloy

2.3 退火对 CrCuFeMnTi 合金组织结构的影响

CrCuFeMnTi 合金在铸态及各退火态的 XRD 分析结果如图 4 所示, 随着退火温度的升高, 合金的结构发生了明显的变化。在铸态时 CrCuFeMnTi 合金是由 1 个 hcp 结构和 1 个 fcc 结构固溶体组成。根据 DTA 的分析结果, 合金在 $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ 出现的疑似放热峰表示有可能有新相产生。通过 XRD 表征结果, 在 565 和 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火时没有明显的新相出现, 合金依然由一个 hcp 和 1 个 fcc 结构固溶体组成, 但是 hcp 相的峰强随着退火温度的升高逐渐减弱而 fcc 相的峰强逐渐升高, 这说明在 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下退火时, 合金并未有新相析出, 而主要以元素的扩散和组织的均匀化为主, 并随着退火温度的升高, fcc 相的含量逐渐增多而 hcp 相的含量减少。在图 3 中, CrCuFeMnTi 合金在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 出现的吸热峰表明合金有相变的发生。通过 XRD 结构分析, 合金经过 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 等温退火处理后, 出现了少量体心立方 (bcc) 结构的峰, 而此时 hcp 固溶体的峰强再次减弱, 说明在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火时 CrCuFeMnTi 合金枝晶相的结构将由 hcp 结构逐步转变为 bcc 结构, 但相变反应并不完全。当退火温度升至 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 合金原来的 hcp 结构的固溶体完全消失, 退火处理后合金由 1 个 bcc 结构和 1 个 fcc 结构的固溶体组成, 此时相变过程已经进行完全。相对于 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火处理而言, 合金在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火后形成的 bcc 结构的衍射峰向右发生偏移, 这是由于当初始 bcc 结构新相形成后, 高熵合金中不同尺寸的原子将陆续固溶进 bcc 相中, 使得 bcc 结构固溶体的晶格畸变严重, 衍射峰发生偏移。

图 5 为 CrCuFeMnTi 高熵合金经过不同温度退火处理后的组织照片, 退火后的组织与铸态的组织相似, 都是典型的枝晶组织, 由枝晶和枝晶间组织构成。但是组织的形态各有不同, 随着退火温度的升高, 从树枝状转变为鱼骨状, 后又转变为圆球状。

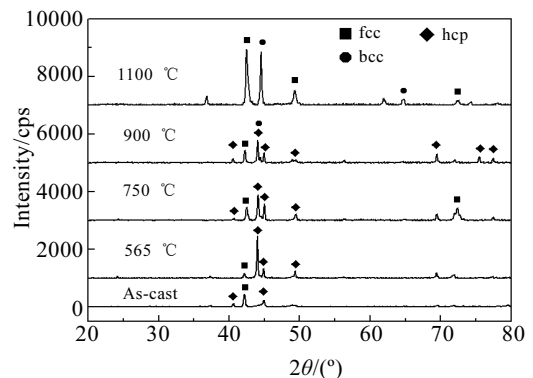


图4 铸态和不同退火态 CrCuFeMnTi 高熵合金的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of CrCuFeMnTi alloy in as-cast and annealed states

对比图 1 的铸态组织可以发现, 当 CrCuFeMnTi 高熵合金进行低温退火处理后, 合金的组织明显的细化和均匀化, 这是由于在退火过程中合金元素发生扩散, 消除了部分由铸态成形所带来的合金元素偏析及晶格畸变。对于经退火处理的合金来说, 随着退火温度的升高, 组织发生粗化, 在 900 ℃退火后的组织开始发生了明显的粗化, 在 1100 ℃退火后的组织最为粗大, 但由于此时的退火处理温度接近合金的熔化温度, 因此在合金中发生了一定的烧蚀现象。值得注意的是, 经过 900 ℃退火后, 合金的组织由明显的 3 相构成, 除了枝晶和枝晶间相外, 在合金枝晶和枝晶间交界的区域上出现了均匀分布的富 Cr 相 (富 Cr 相根据接下来的能谱分析获得), 结合 XRD 分析结果可知, 出现的富 Cr 相正是由于在 900 ℃时出现的枝晶 hcp 固溶体转变成 bcc 固溶体的结构相变所形成。当退火

温度升至 1100 ℃, 温度升高使得能量加大, 合金相变过程加速, 因此该温度下退火组织由 bcc 结构枝晶相和 fcc 结构枝晶间相构成。

CrCuFeMnTi 高熵合金经过不同温度退火后各相的化学成分分布如表 2 所示。合金在铸态时, Mn 和 Cu 偏析在枝晶间, 在枝晶间也分布有一定量的 Ti、Cr 和 Fe 元素; 经过退火处理后, 枝晶间相中 Ti、Cr 和 Fe 元素的含量明显减少, 而 Cu 元素偏析更为严重 (高达 65 at%以上), Mn 元素分布与铸态时变化不大。可知经过退火处理后, CrCuFeMnTi 合金的元素进行了重新分布, 主要发生枝晶相中的 Cu 元素往枝晶间扩散, 而枝晶间相中的 Ti、Cr 和 Fe 元素往枝晶扩散。对合金在 900 ℃退火后的新析出的相进行的 EDS 分析发现, 在该相中 Cr 含量很高, 并且还有一定量的 Fe 和 Mn 元素, 说明形成的新相是以 Cr 为基体的固溶体。

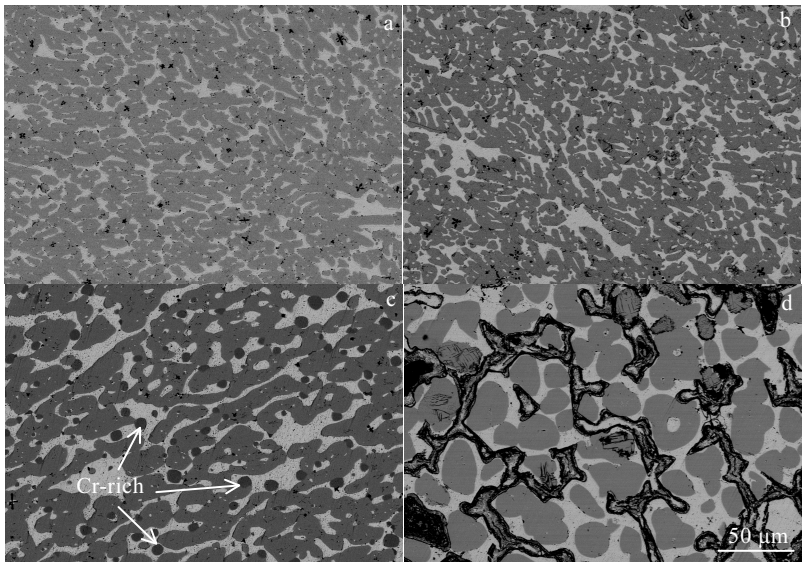


图 5 CrCuFeMnTi 高熵合金经过不同退火温度处理后的 SEM 照片

Fig.5 SEM back-scattered electron images of CrCuFeMnTi alloy at different annealing temperatures: (a) 565 ℃, (b) 750℃, (c) 900℃, and (d) 1100℃

表 2 不同退火态 CrCuFeMnTi 高熵合金的化学成分

Table 2 Chemical composition of CrCuFeMnTi alloy in different annealed states (at%)						
Annealing temperature/℃	Region	Cr	Cu	Fe	Mn	Ti
565	DR	26.71	01.92	27.47	14.22	29.69
	ID	00.81	65.48	00.80	32.38	00.53
750	DR	26.33	02.37	27.52	14.51	29.26
	ID	00.84	75.58	01.07	22.08	00.43
900	DR	19.12	01.02	30.99	18.51	30.35
	Cr-rich	72.67	00.86	08.92	15.30	02.26
1100	ID	00.82	71.78	01.08	25.77	00.55
	DR	28.21	02.55	34.40	13.68	21.15
	ID	00.93	74.94	01.18	22.64	00.32

2.4 CrCuFeMnTi 合金的相变过程

综合退火后合金组织、结构和成分分布的研究结果, 可以初步的解释 CrCuFeMnTi 高熵合金中 hcp 相转变为 bcc 相的相变过程, 图 6 为相变过程的示意图。(1) 当 CrCuFeMnTi 合金在 900 ℃加热时, 合金中的原子获得能量进而发生扩散, 由于 Cu 与 Ti、Cr、Fe 之间的混合熵不够平衡它们之间较大的混合焓, 使 Cr、Fe、Ti 与 Cu 之间不能很好的互溶, 因此枝晶间相中富集的 Cu 原子将强烈地排斥枝晶间相中的 Cr、Fe、Ti 原子, 使其往枝晶相中扩散。当 Cr、Fe、Ti 原子扩散至枝晶和枝晶间的相界时, 由于相界上原子排列混乱且退火温度较

高，聚集的 Cr 原子将有足够的能量作为新相的核心形核，形成富 Cr 的 bcc 结构晶格点阵，并固溶从枝晶和枝晶间相扩散来的 Fe、Ti 及 Mn 原子，作为新的固溶体析出。从图 5c 中可以看出，富 Cr 相都在枝晶间和枝晶交界处析出，也为这相变理论提供了证据。(2) 当枝晶间相中有限的 Cr、Fe、Ti 原子固溶至富 Cr 新相中时，枝晶间的富 Cu 固溶体成分趋于稳定，原子不再扩散；此时枝晶相中富含的 Cr、Fe、Ti 和 Mn 原子仍不断固溶到新析出的富 Cr 相中，使原枝晶相逐渐溶解，富 Cr 相固溶体不断长大。(3) 随着相变的进行，原枝晶相完全溶解，其中的 Fe、Ti 和 Mn 元素均固溶到富 Cr 相中，使得富 Cr 相的成分趋近于原枝晶相成分，最终成为新的枝晶相。总体来说，CrCuFeMnTi 高熵合金的相变过程是由元素扩散引起并控制。虽然 CrCuFeMnTi 高熵合金在低于 900 ℃退火时元素也会发生扩散，但并不会发生相变，这是由于 Cr 原子作为第二相的核心成为体心 Cr 的晶体点阵结构需要一定的形核能，当退火温度到达 900 ℃时才有机会驱使该形核过程进而发生相变。

2.5 退火对 CrCuFeMnTi 合金力学性能的影响

表 3 为 CrCuFeMnTi 高熵合金经过不同退火处理后的合金结构以及相应的维氏硬度值。CrCuFeMnTi 合金在铸态下硬度为 4130 MPa，可以看出，随着退火温度升高，合金硬度先略微提高后降低，在 565 和 750 ℃退火 4 h 后硬度分别达到了 4750 和 4470 MPa，均比铸态下的硬度要高。这主要是由于经过较低温度

(750 ℃以下)的退火处理后，合金组织相对于铸态均匀且细化，有利于合金硬度的提高。随着退火温度的不断提高，合金组织粗化明显，粗大的组织使合金的硬度明显下降，当退火温度高达 1100 ℃时，合金完全软化，硬度值仅为 1430 MPa。

图 7 为 CrCuFeMnTi 高熵合金铸态及退火态的室温压缩应力-应变曲线，经退火处理后 CrCuFeMnTi 合金的强度较铸态时均有一定的提高，经 565 ℃退火后的断裂强度最高，可达到 1.03 GPa，合金在铸态时的断裂强度最低，约为 0.4 GPa。CrCuFeMnTi 高熵合金的强度主要与合金的组织形态有关。当合金经过较低温度退火时，合金组织较铸态时均匀且细化，大大增强了合金的强度；而随着退火温度的提高，合金组织明显粗大，过大的组织使得合金强度再次降低。此外，通过分析图 7 中的压缩曲线还可以发现，铸态和退火态的 CrCuFeMnTi 合金在压缩过程中并未发生明显塑性变形而直接断裂，合金均表现出脆性特征。这是由于铸态和退火态 CrCuFeMnTi 合金的枝晶相均为 hcp 结构，仅仅有 3 组滑移系，远远小于 bcc 和 fcc 结构，导致在压缩过程当中合金难以发生滑移变形，使合金样品表现出脆性特征。对于经 1100 ℃退火的合金

表 3 CrCuFeMnTi 高熵合金经过不同退火处理后的合金结构以及对应的维氏硬度值

Table 3 Structure and hardness of CrCuFeMnTi alloy in different annealed states

Annealing temperature/℃	565	750	900	1100
Structure	hcp+fcc	hcp+fcc	hcp+fcc+ bcc	fcc+bcc
Hardness, HV/MPa	4750	4470	3200	1430

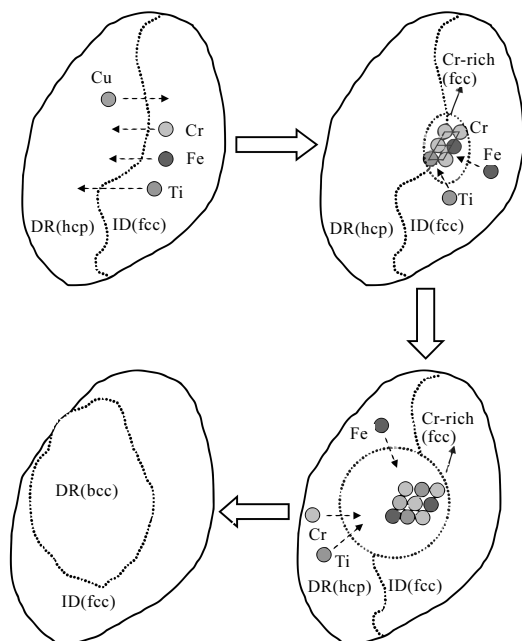


图 6 CrCuFeMnTi 合金相变示意图

Fig.6 Schematic diagram of phase transition for CrCuFeMnTi alloy

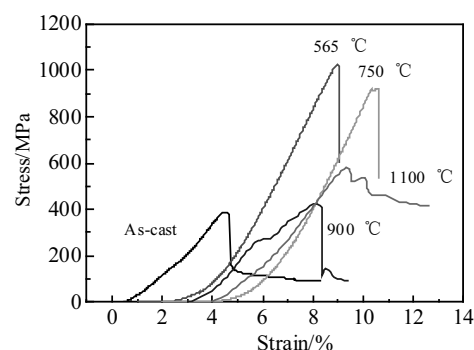


图 7 CrCuFeMnTi 合金铸态及退火态的室温压缩应力-应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curves of CrCuFeMnTi in as-cast and annealed states

来说, 其组织虽由 bcc 和 fcc 结构固溶体组成, 但是由于退火温度过于接近合金熔化温度, 合金出现了烧蚀区域, 同样阻碍了滑移变形过程, 致使合金的塑性降低。通过对比铸态和退火态合金的组织 and 力学性能发现, 对 CrCuFeMnTi 高熵合金进行适当的低温退火, 有助于合金组织成分的均匀化和合金力学性能的提高, 这为高熵合金的进一步应用提供了一定的指导。

3 结 论

1) 通过非自耗真空电弧熔炼的铸态 CrCuFeMnTi 高熵合金由 1 个密排六方和 1 个面心立方结构的固溶体构成, 合金组织为典型的枝晶组织, 由树枝状的枝晶相和枝晶间相组成。

2) CrCuFeMnTi 合金在 750 °C 以下退火时, 主要以元素的扩散和组织的均匀化为主; 经过 900 °C 等温退火处理后, 合金析出了少量体心立方结构固溶体; 当退火温度升至 1100 °C 时, 合金原来的 hcp 结构的固溶体完全转变为 bcc 结构的固溶体。

3) 经过退火处理后的合金组织明显的细化和均匀化, 随着退火温度的升高, 组织发生粗化, 在 1100 °C 退火后的组织最为粗大。合金经退火处理后, 枝晶相中的 Cu 元素往枝晶间扩散, 而枝晶间相中的 Ti、Cr 和 Fe 元素往枝晶扩散。CrCuFeMnTi 高熵合金在 900 °C 附近发生的相变是由元素扩散引起并控制。

4) 合金经过 750 °C 以下的退火处理后, 相对于铸态合金硬度有所提高, 随着退火温度的提高, 合金的硬度再次下降。合金的强度经退火处理后均有一定的提高, 但在压缩过程中并未发生明显塑性变形而直接断裂, 合金均表现出脆性特征。

参考文献 References

- [1] Miracle D B, Senkov O N. *Acta Mater*[J], 2017, 122: 448
- [2] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L *et al. Acta Mater*[J], 2017, 124: 143
- [3] Fu Zhiqiang(付志强), Chen Weiping(陈维平), Fang Sicong(方思聪). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2411
- [4] Yeh J W. *Ann Chim Sci Mater*[J], 2006, 31: 633
- [5] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D *et al. Science*[J], 2014, 345: 1153
- [6] Dong Y, Lu Y P, Jiang L *et al. Intermetallics*[J], 2014, 52: 105
- [7] Jiang L, Lu Y P, Jiang H *et al. Mater Sci Tech*[J], 2016, 32: 588
- [8] Santodonato L J, Zhang Y, Feygenson M *et al. Nat Commun*[J], 2015, 6: 5964
- [9] Lu Y P, Dong Y, Guo S *et al. Sci Rep*[J], 2014, 4: 6200
- [10] Zhang Y, Zuo T T, Tang Z *et al. Prog Mater Sci*[J], 2014, 61: 1
- [11] Qiu X W, Zhang Y P, He L *et al. J Alloy Compd*[J], 2013, 549(2): 195
- [12] Hong Lihua(洪丽华), Zhang Hua(张 华), Tang Qunhua(唐群华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 424
- [13] Wu Z F, Wang X D, Cao Q P *et al. J Alloy Compd*[J], 2014, 609: 137
- [14] Liu Liang(刘 亮), Zhang Yue(张 越), Zhao Zuofu(赵作福) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2016, 41(8): 29
- [15] Munitz A, Salhov S, Hayun S *et al. J Alloy Compd*[J], 2016, 683: 221
- [16] Kao Y F, Chen S K, Sheu J H *et al. Int J Hydrogen Energ*[J], 2010, 35: 9046

Effect of Annealing on Microstructures and Mechanical Properties of CrCuFeMnTi High Entropy Alloy

Nong Zhisheng¹, Zhang Bo¹, Zhu Jingchuan²

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

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

Abstract: In order to investigate the effect of annealing treatment on microstructures and mechanical properties of CrCuFeMnTi high entropy alloy, a as-cast CrCuFeMnTi alloy ingot was prepared by vacuum arc melting under the argon protection, and then the microstructures observation and mechanical properties testing of alloy samples under annealing treatment at different temperatures were performed. The results show that the as-cast CrCuFeMnTi alloy is composed of a hexagonal close packed phase and a face centered cubic solid solution, and typical microstructures with dendrite and interdendrite phases are observed. There is mainly element diffusion and morphology homogenization when the annealing temperature is under 750 °C, and the hexagonal close packed phase will transform into body centered phase after the alloy is annealed at 900 °C. Element diffusion causes the phase transition and controls it. The hardness and strength of the alloy are all improved when the alloy is annealed below 750 °C; meanwhile, all the fracture exhibits a brittle character.

Key words: CrCuFeMnTi high entropy alloy; annealing; microstructures; phase transition

Corresponding author: Nong Zhisheng, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: nzsfr@126.com