

创新点: 提出通过 Ti 掺杂调控 AlMo 基中间合金相组成, 降低富 Mo 高熔点相形成风险, 并验证其在 TC11 钛合金中的应用可行性。利用热力学计算优选出 AlMo55Ti5 合金, 使 AlMo₃ 完全转变为 Al₈Mo₃ 与 Al₆MoTi, 并揭示了 Ti 置换 Mo 引起的晶格畸变机制。合金中 Mo、Al 分布均匀, 经 3 吨级 TC11 钛合金工程验证, 铸锭无偏析、夹杂, 棒材力学性能优于标准要求, 实现了高端航空钛合金用中间合金的均质化设计与应用。

DOI: <https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20260191>

Ti 掺杂对铝钼基合金相稳定性影响及其在钛合金中的应用评价

王琳^{1,2}, 何益可^{1,2}, 魏振帮^{1,2}, 李欢^{1,2,*}, 孙诗淋^{1,2}, 党景波^{1,2}

(1. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710100)

(2. 国家先进稀有金属材料技术创新中心, 陕西 西安 710100)

摘要: 钛合金中 β 稳定元素钼 (Mo) 通常以 AlMo 中间合金形式添加, 但传统 AlMo60 合金中存在高熔点、高 Mo 含量的 AlMo₃ 相, 易导致钛合金铸锭产生 β 偏析及硬质夹杂, 严重危害构件疲劳性能。本文提出通过 Ti 掺杂改性 AlMo 合金, 以调控其相组成, 降低高熔点富 Mo 相 (AlMo₃) 的形成风险。采用热力学计算优选 AlMoTi 合金成分, 通过铝热还原法制备 AlMo60 及 AlMo55Ti5 合金, 利用 XRD、SEM、EDS 及 EBSD 等手段表征物相组成与显微组织, 并将优选合金应用于 TC11 钛合金铸锭及棒材的工程化试制。结果表明: Ti 掺杂量为 5 wt.% 时, AlMo55Ti5 合金中高熔点 AlMo₃ 相完全消失, 转变为 Al₈Mo₃ 及 Al₆MoTi 相, 组织均匀性显著提高。将该合金用于 3 吨级 TC11 钛合金熔炼, 铸锭主成分偏差小、杂质元素可控、无宏观偏析及夹杂缺陷, 锻造后棒材力学性能满足且优于标准要求, 与使用传统 AlMo60 的 TC11 合金性能相当。本研究为高端航空钛合金用中间合金的均质化设计提供了新思路, 具有重要的工程应用价值。

关键词: 钛合金; 中间合金; AlMo 基合金; Ti 掺杂; 相稳定性

中图法分类号: TG?? 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

1 引言

钛合金凭借高比强度、优异耐腐蚀与高低温性能, 已成为现代航空结构与发动机关键部件的核心材料[1-3]。随着国产大飞机产业化加速及航空装备升级, 市场对高端钛材的服役可靠性、性能稳定性和批次一致性提出了更高要求[4-7]。在此背景下, 作为调控钛合金成分与组织的关键母体材料——中间合金的质量, 已成为影响高端钛合金性能稳定性的核心因素。

钼 (Mo) 是钛合金中稳定 β 相、提升高温强度的关键合金化元素[8-10]。由于钼单质熔点高 (2623°C)、密度大 (10.22 g/cm³), 直接添加易产生成分偏析, 故工业上采用铝钼 (AlMo) 中间合金引入 Mo, 主流牌号为 AlMo60。然而 AlMo60 合金中存在 Mo 含量 ≥ 90 wt.%、熔点超过 2150°C 的富 Mo 高温稳定相——AlMo₃ 相[11]。现行铝热还原法制备 AlMo60 合金过程中, 因原料混合不均及反应动力学限制, 易形成高熔点 AlMo₃ 相并残留于合金中[12]。

残留的 AlMo₃ 相易“遗传”至钛合金铸锭, 引发 β 偏析或形成高 Mo 硬质夹杂。对于存在 β 偏析的钛合金构件, 在疲劳载荷下, 软 (β 相) 硬 (α 相) 组织间应变分配不均, 易形成局部应力集中, 显著加速疲劳裂纹萌生, 危及航空发动机叶片等关键部件的服役安全[13-15]。残留的 AlMo₃ 相作为硬质脆性夹杂物, 其危害性堪比曾导致“苏城空难”的硬 α 夹杂[16-18], 在服役过程中会成为疲劳裂纹源, 急剧降低构件的抗疲劳性能。为规避风险, 工业界被迫将合金破碎成细粉 (粒度 ≤ 0.8 mm) 使用, 但这又带来了粉尘污染、电极均匀性差等问题, 且无法根除缺陷。因此, 优化含 Mo 中间合金的成分设计与制备工艺, 抑制 AlMo₃ 相并实现合金高均质化, 是保障航空钛合金可靠性的迫切需求。

因此, 本文拟在 AlMo 合金中引入 Ti 形成 AlMoTi 三元合金, 通过 Ti 掺杂调控合金的相组成, 以期避免 AlMo₃ 相的形成。本工作通过热力学计算优选出可避免 AlMo₃ 相形成的 AlMoTi 合金成分, 采用 XRD、SEM、EBSD 等多种表征手段确定 AlMo 及 AlMoTi 合金的物

收到初稿日期:

基金项目: 陕西省创新能力支撑计划资助 (2024ZG-GCZX-01(1)-03), 西安市科技计划项目资助 (25XYJSZX001-ZDGG07)

作者简介: 李欢, 男, 1990 年生, 博士, 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710100, E-mail: lihuan@nuaa.edu.cn

相组成, 研究 Ti 掺杂对铝钼基合金物相稳定性影响。此外, 本工作将所开发的 AlMoTi 合金应用于 TC11 钛合金进行评价, 明确其工程化前景, 为我国高端航空钛合金的自主可控提供理论基础与材料支撑。

2 实验

采用热力学计算软件 Pandat 计算 AlMoTi 三元相图, 分析 Ti 对物相形成区域影响, 并初步确定 Ti 含量掺杂范围。进一步计算不同 Ti 含量下铝钼基合金的相体积分数随温度变化相图, 获得平衡物相及体积分数, 优选出可避免 AlMo₃ 相形成的 AlMoTi 合金成分。

采用铝热还原法制备铝钼基合金, 利用线切割将其加工成尺寸为 10×10×5mm 的试样。依次使用砂纸粗磨和 SiO₂ 悬浊液抛光至镜面。采用日本理学的 X 射线衍射仪 (XRD, Mini-Flex600) 对样品进行物相分析。随后, 使用德国徕卡亚离子减薄仪 (EM TIC 3X) 对样品表面进行去应力处理, 并通过日立公司的 SU5000 场发射扫描电子显微镜对样品进行扫描电镜 (SEM)、能谱 (EDS) 及电子背散射衍射 (EBSD) 检测, 以表征显微组织、元素分布及物相组成。

3 结果与讨论

3.1 热力学分析

图 1 为 AlMoTi 的三元相图, 展示了 AlMo60 合金掺杂 Ti 含量 0 wt.% 到 10 wt.% 的物相区域组成。可以看到, 当铝钼基合金掺杂 3.8-10 wt.% Ti 时, 在 350-1080℃ 范围内形成无高熔点 AlMo₃ 相区, 即图中的 Al₈Mo₃ + Al₆MoTi 相区。然而, 当 Ti 含量提高至 7 wt.% 时, 从 Al₈Mo₃ + Al₆MoTi + AlMo₃ 向 Al₈Mo₃ + Al₆MoTi 的转变温度降低至 800℃, 并随 Ti 含量增加继续降低, 在 10 wt.% 时降低至 550℃。另外, 铝热还原是一个瞬时放热、快速冷却的反应过程, 物相转变为非平衡过程, 意味着在实际生产过程中 AlMo₃ 相向平衡物相转变的持续时间非常短。对于 AlMo₃ 物相而言, 起始转变温度越低, 原子扩散速率呈指数级下降, 在极短的冷却时间内, 越不利于 AlMo₃ 相完全转变为平衡物相 (Al₈Mo₃ + Al₆MoTi), 易以亚稳态残留至合金锭中。为避免上述问题, 在设计 AlMoTi 合金成分时, 不宜选择 Ti 含量高于 7 wt.% 的合金成分。

图 2 为四种铝钼基合金的相质量分数随温度变化相图。可以看到, AlMo60、AlMo57Ti3、AlMo55Ti5、

AlMo53Ti7 合金中高熔点 AlMo₃ 物相存在温度区间分别为 0-1469.86℃、0-1284.21℃、0-262.66℃ 与 970.95-1255.77℃、0-265.28℃ 与 808.72-1255.77℃。AlMo60 与 AlMo57Ti3 在平衡状态下稳定存在 AlMo₃ 相, 且其相质量分数分别为 8% 和 2% (图 2a 与 2b)。AlMo55Ti5 与 AlMo53Ti7 均存在无 AlMo₃ 相区, 分别为 262.66-970.95℃ 和 265.28-808.72℃。相比而言, AlMo55Ti5 由 Al₈Mo₃ + Al₆MoTi + AlMo₃ 相组成转变为 Al₈Mo₃ + Al₆MoTi 相组成的起始转变温度更高, 为 970.95℃。上述提到铝热反应在瞬间完成, 熔体在极短时间 (数十秒) 内冷却至低温 (500℃ 以下)。当合金冷却至某一温度区间时, 若该温度高于 AlMo₃ 向平衡物相转变的平衡温度, 则体系中存在有利于该转变的巨大热力学驱动力; 若已远低于该平衡转变温度, 则驱动力减弱甚至几乎消失, 此时即使合金体系中仍然残留 AlMo₃, 由于驱动力不足加上低温下原子迁移率极低, 转变也难以继续发生[19-22]。

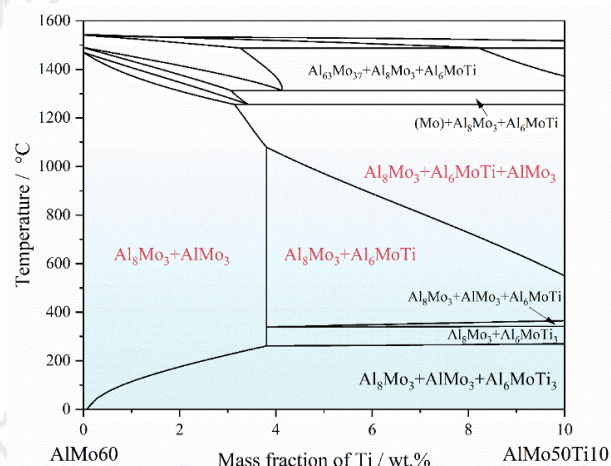


图 1. AlMoTi 三元相图。

Fig.1 AlMoTi ternary phase diagram.

因此, 虽然 AlMo55Ti5 和 AlMo53Ti7 在平衡态下均存在无 AlMo₃ 的“窗口”温度区间, 但在非平衡快速冷却条件下, 转变驱动力随温度降低而衰减, 因此转变起始温度更高的 AlMo55Ti5 更有利[19-22]。也就是说, 在 970℃ 时 AlMo₃ 可以快速转变为平衡物相, 但在 808℃ 及以下温度时驱动力急剧下降, 转变可能难以完成, 导致 AlMo₃ 残留于合金中。因此, 本课题在热力学计算筛选的基础上, 选择 AlMo55Ti5 合金进行实验制备与工程验证。此外本团队将在后续工作中启动针对 AlMo57Ti3 和 AlMo53Ti7 等合金的扩展实验研究, 系统评估不同 Ti 含量对合金物相组成和组织均匀性的影响规律。

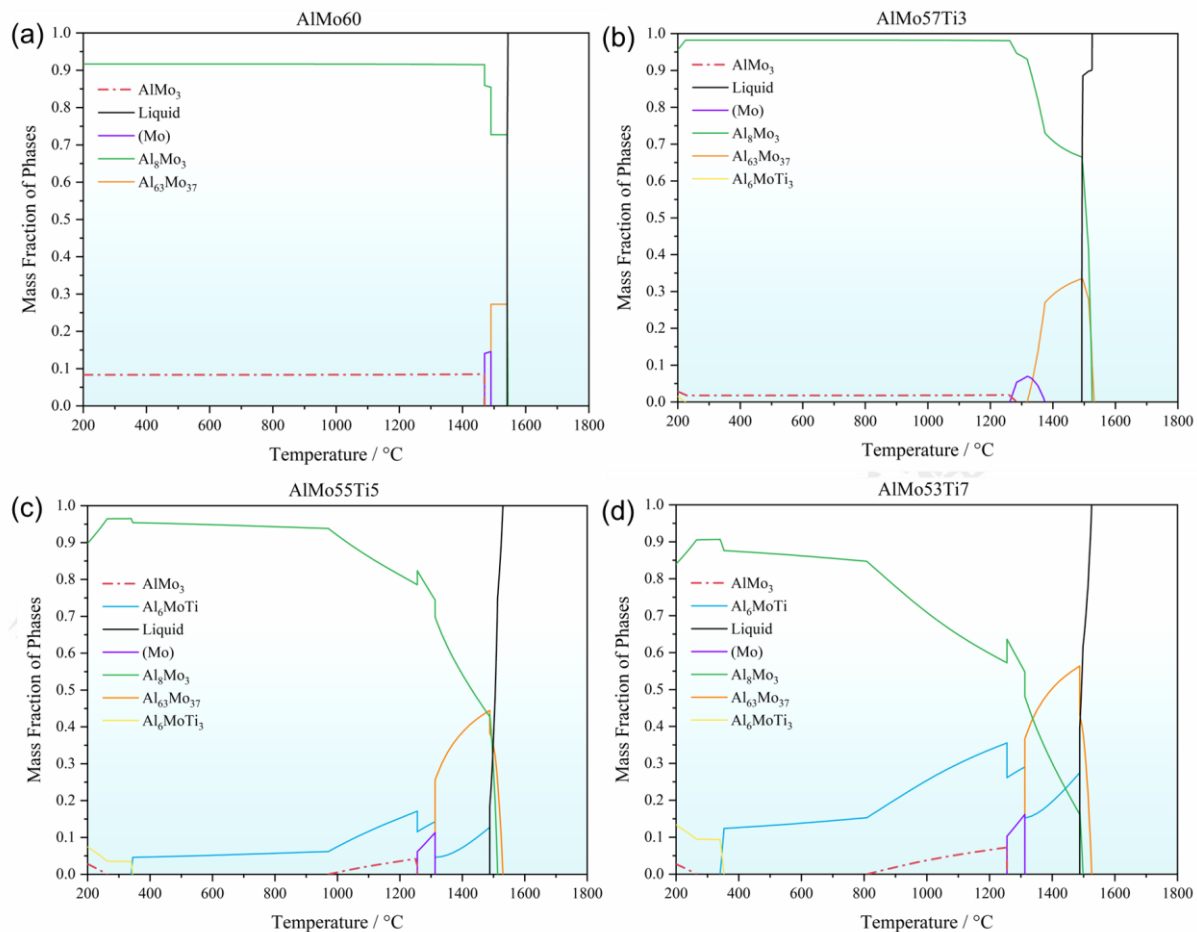


图2. 铝钼基金属物相分数-温度相图: (a) AlMo60 合金; (b) AlMo57Ti3 合金; (c) AlMo55Ti5 合金; (d) AlMo53Ti7 合金。

Fig.2. Phase fraction-temperature phase diagram of aluminum-molybdenum based alloys: (a) AlMo60 alloy; (b) AlMo57Ti3 alloy; (c) AlMo55Ti5 alloy; (d) AlMo53Ti7 alloy.

3.2 Ti 掺杂前后铝钼基金属组织及物相分析

表1所列AlMo60及AlMo55Ti5合金的化学成分中Mo依据YS/T 1075.2—2015标准的钼酸铅重量法测定,Ti依据JY/T 0567—2020标准的电感耦合等离子体发射光谱法(ICP-AES)测定。其中AlMo60的设计目标Mo含量为60 wt.%,AlMo55Ti5的设计目标Mo含量为55 wt.%,Ti含量为5 wt.%,实测结果与设计目标基本吻合(AlMo55Ti5实测Ti含量为4.31 wt.%,略低于设计值,可能与铝热还原反应中Ti的烧损有关)。图3为两种合金的XRD图谱。可以看到,AlMo60合金物相组成为Al₈Mo₃与AlMo₃相,质量分数分别为89.0%和11.0%。对于AlMo55Ti5合金,与AlMo60相比,高熔点AlMo₃相消失,取而代之的是Al₈Mo₃与含Ti新物相Al₆MoTi,两者的质量分数分别为66.3%及33.7%。此外,与AlMo60相比,AlMo55Ti5合金中Al₈Mo₃衍射峰整体向高角度偏移。结合原子半径差异(Mo: 145 pm, Ti: 140 pm, Al: 125 pm),表明固溶进入Al₈Mo₃相晶格的Ti原子优先置换了原子半径更大的Mo原子,导致晶胞收缩与晶格畸变,晶面间距(d值)减小,造成衍射角(2θ)向高角度

移动。需要指出的是,图2(a)热力学计算给出AlMo60合金中AlMo₃平衡相质量分数约为8%,而XRD实验定量结果为11%,两者存在一定偏差。这主要是由于:一方面,铝热还原过程为快速非平衡冷却,部分高温AlMo₃相因动力学限制未能完全转变为平衡物相,导致室温残留量高于平衡计算值;另一方面,XRD定量(RIR法)本身存在约±2%~5%的误差范围。两种结果均表明AlMo60合金中存在显著的AlMo₃相,不影响本文关于Ti掺杂消除AlMo₃相的最终结论。

表1. AlMo60及AlMo55Ti5合金的化学成分(wt.%)

Table 1. Chemical composition of AlMo60 and AlMo55Ti5 alloys (wt.%)

合金	Mo	Ti	Al
AlMo60	60.62	-	余量
AlMo55Ti5	55.24	4.31	余量

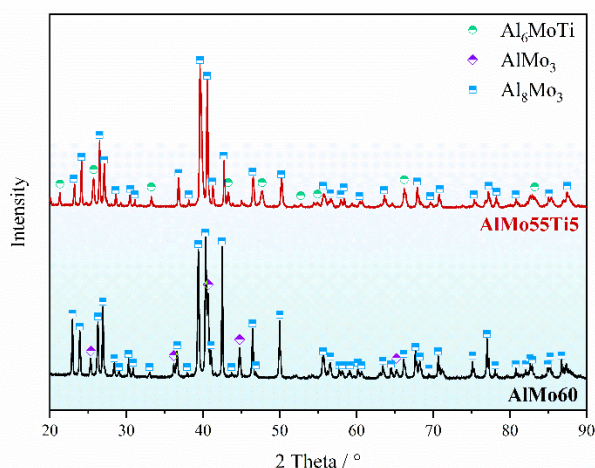


图 3. AlMo60 及 AlMo55Ti5 合金的 XRD 图谱。

Fig.3. XRD patterns of AlMo60 and AlMo55Ti5 alloys.

图 4 为 AlMo60 合金的扫描及能谱图像。可以看到, AlMo60 合金组织形貌由灰色基体相及层状白色相组成 (图 4a), Al、Mo 元素分布极不均匀, 存在明显富 Mo 贫 Al 区域 (图 4b 和 4c)。结合组织形貌可判断, 层状白色相为富 Mo 贫 Al 相。能谱分析表明, 灰色基体相 Mo 含量为 55.88wt.% (图 4d), 白色相的 Mo 含量高达 86.41wt.%, 远超合金设计成分 (60wt.%)。结合 XRD 结果, 推测基体相为 Al_8Mo_3 相, 白色富 Mo 相为 AlMo_3 相。

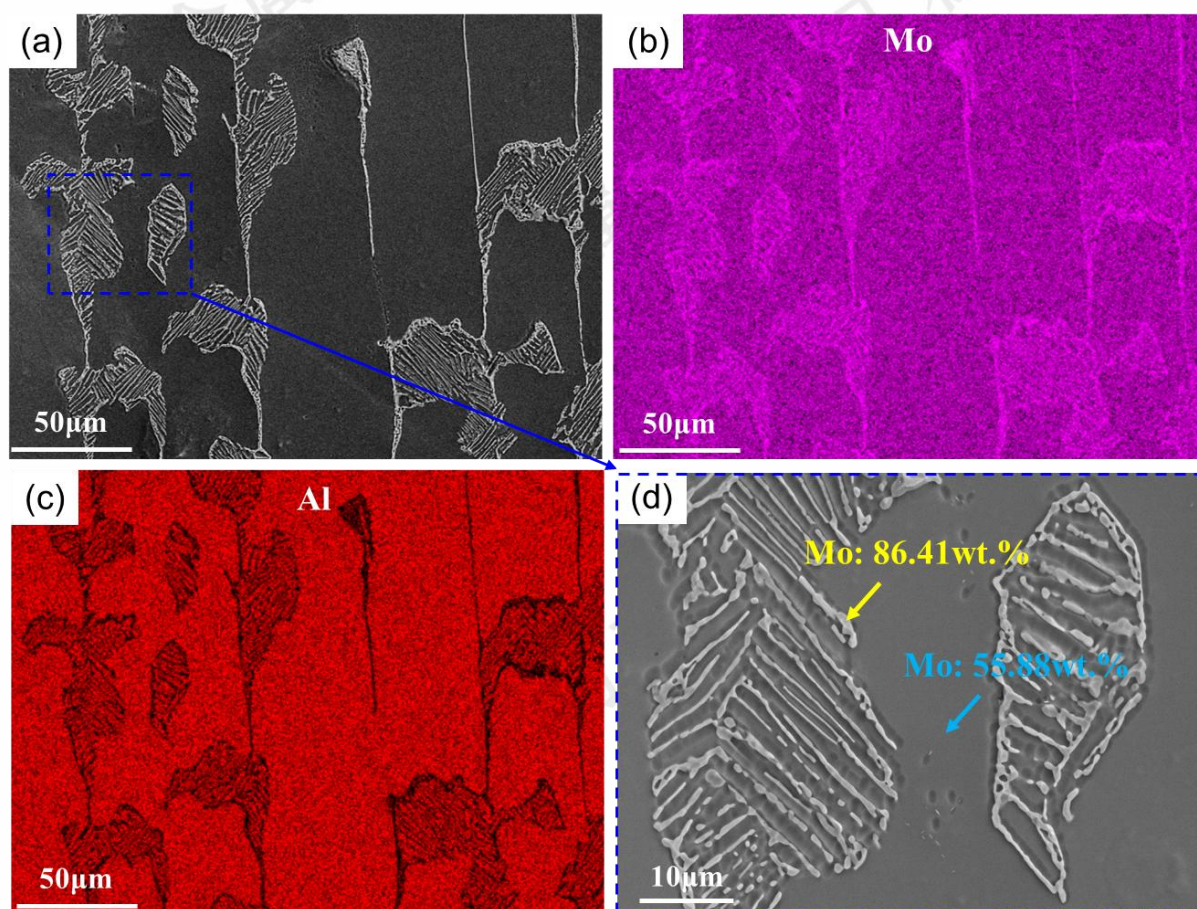


图 4. AlMo60 的 SEM 与 EDS 图像: (a) AlMo60 的组织形貌; (b) 对应 (a) 图 AlMo60 中 Mo 元素分布; (c) 对应 (a) 图 AlMo60 中 Al 元素分布; (d) 对应 (a) 图中蓝色虚线框内的组织局部放大图。

Fig.4. SEM and EDS images of AlMo60: (a) Microstructure morphology of AlMo60; (b) Mo element distribution in AlMo60 corresponding to figure (a); (c) Al element distribution in AlMo60 corresponding to figure (a); (d) Partially enlarged view of the microstructure within the blue dashed box in figure (a).

图 5 为 AlMo55Ti5 合金的扫描及能谱图像。可以看到, AlMo55Ti5 的组织主要由浅灰色基体相、深灰色相以及分布于深灰色相中的针状与棒状浅灰色相组成 (图 5a)。与 AlMo60 相比, AlMo55Ti5 中 Mo、Al 元素分布更均匀, 无明显 Mo 富集区域 (图 5b, 5c)。此外发现, 浅灰色基体相与其他相的 Ti 元素分布存在明显差异, 其

中浅灰色基体相的 Ti 元素分布更少。能谱分析结果显示, 浅灰色基体相的 Mo 和 Ti 含量分别为 55.25wt.% 和 1.05wt.%, 深灰色相的 Mo 和 Ti 含量分别为 44.37wt.% 和 9.22wt.%. 针状与棒状浅灰色相的 Mo 和 Ti 含量分别为 52.20wt.% 和 3.61wt.%, 53.83wt.% 和 3.11wt.%, 两者成分接近, 应为同一种物相。此外, 这两种形态物相的

Mo、Ti 含量总和分别为 55.81wt.%和 56.94wt.%, 与浅灰色基体相 (56.30wt.%) 接近。因此, 结合 XRD 结果, 初步推断浅灰色基体相及针状、棒状相均为 Ti 原子置换了不同比例 Mo 原子的 Al_8Mo_3 物, 深灰色相则为 Al_6MoTi 相。以上推论还需要后续 EBSD 表征结果验证。

图 6 为 AlMo60 与 AlMo55Ti5 合金的 EBSD 相分布图。可以看到, 与 XRD 及 SEM+EDS 的结果一致 (图 3 和图 4), AlMo60 合金由 Al_8Mo_3 和 AlMo_3 两相组成, 质

量分数分别为 93.5%和 6.5% (图 6a)。对于 AlMo55Ti5 合金, 与 XRD 检测结果相比, EDSD 不仅检测到 Al_8Mo_3 和 Al_6MoTi 相, 还检测到少量 Al_3Mo 物相, 三者质量分数分别为 71.3%、28.5%和 0.2%。这是由于 Al_3Mo 相的含量低于 XRD 的检测下限, 因此未在 XRD 中显现。另外, EBSD 结果验证了 SEM+EDS 的推断: 浅灰色的基体相及针状、棒状相均为 Al_8Mo_3 物相, 其形态差异源于 Ti 置换 Mo 比例的不同。

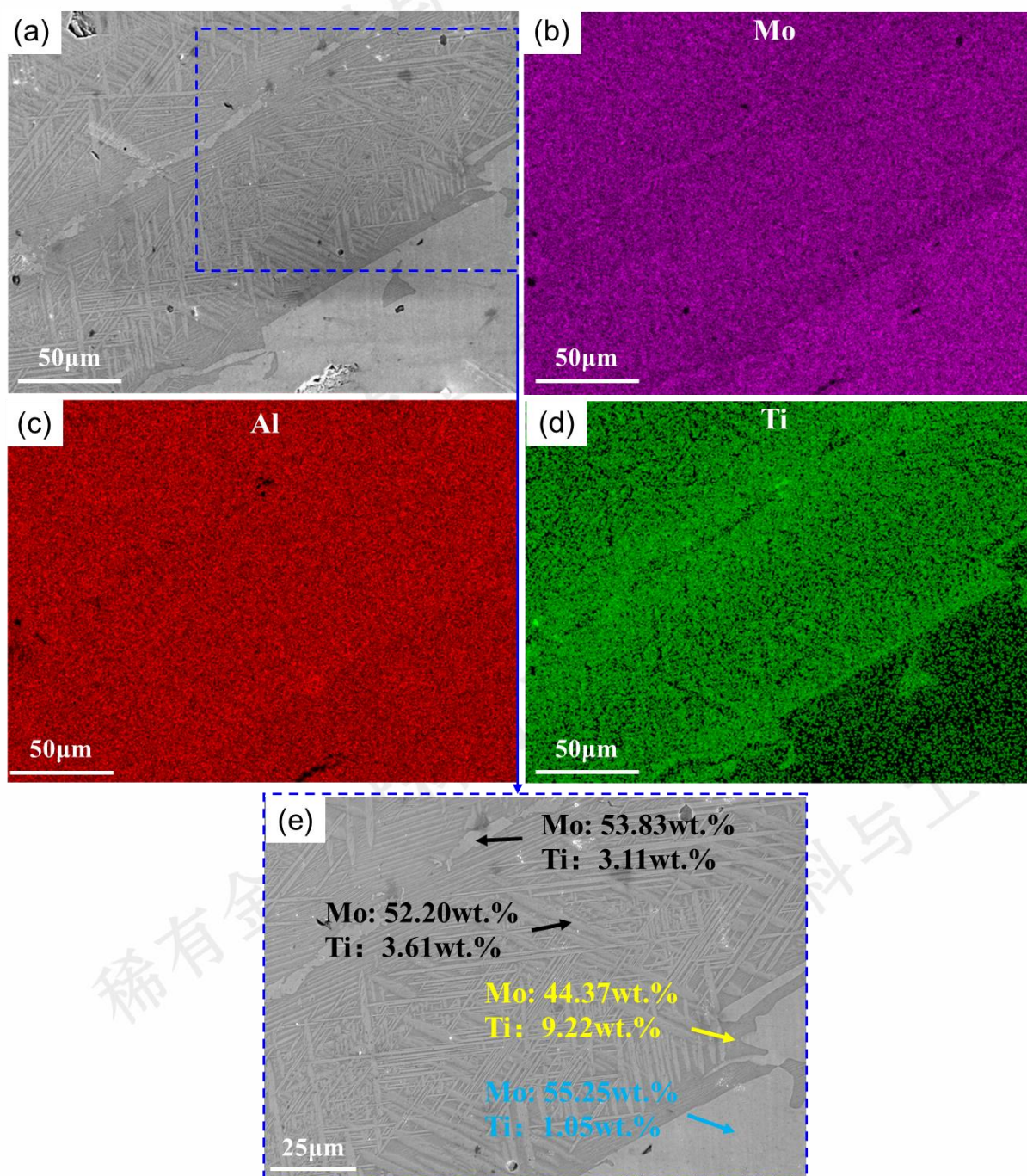


图 5. AlMo55Ti5 的 SEM 与 EDS 图像: (a) AlMo55Ti5 的组织形貌; (b) 对应 (a) 图 AlMo55Ti5 中 Mo 元素分布; (c) 对应 (a) 图 AlMo55Ti5 中 Al 元素分布; (d) 对应 (a) 图 AlMo55Ti5 中 Ti 元素分布; (e) 对应 (a) 图中蓝色虚线框内的组织局部放大图。

Fig. 5. SEM and EDS images of AlMo55Ti5: (a) Microstructure morphology of AlMo55Ti5; (b) Mo element distribution in AlMo55Ti5 corresponding to figure (a); (c) Al element distribution in AlMo55Ti5 corresponding to figure (a); (d) Ti element distribution in AlMo55Ti5 corresponding to figure (a); (e) Partially enlarged view of the microstructure within the blue dashed box in figure (a).

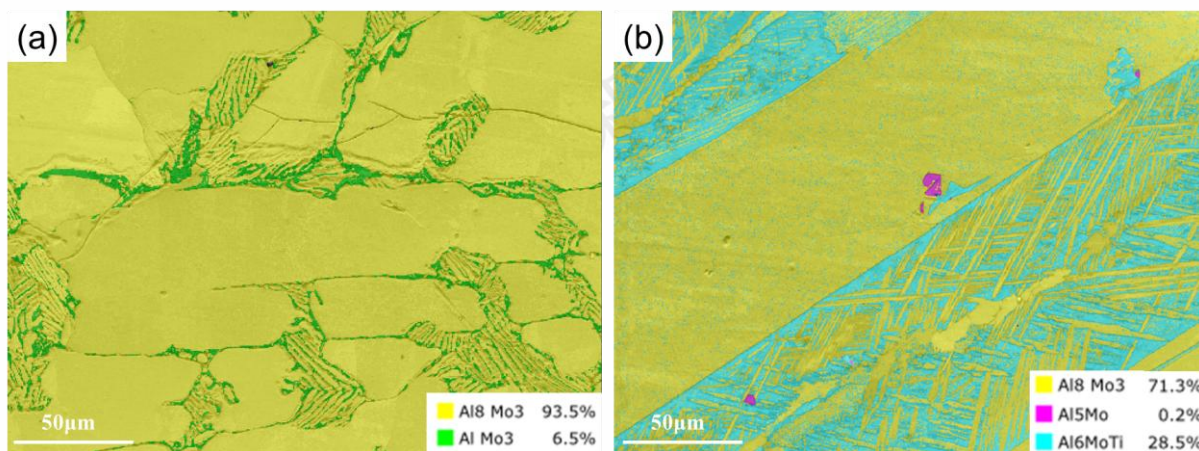


图 6. (a) AlMo60 与 (b) AlMo55Ti5 合金的 EBSD 相分布图。

Fig. 6. EBSD phase maps of (a) AlMo60 and (b) AlMo55Ti5 alloys.

3.3 AlMo55Ti5 合金在 TC11 合金中的应用研究

根据以上实验结果,可确定 AlMo55Ti5 不存在高 Mo 含量高熔点的 AlMo_3 相,且 Al、Mo 成分均匀,可替代 AlMo60 合金成为钛合金的 Mo 元素添加原料。AlMo55Ti5 合金相比于传统 AlMo60 合金,在钛合金熔炼过程中更有利于降低 Mo 元素的偏析风险,其原因可从以下三个方面进行分析。

首先,从物相组成来看,AlMo60 合金中含有大量高熔点 ($>2150^\circ\text{C}$)、高 Mo 含量的 AlMo_3 相(理论 Mo 含量 $\geq 90 \text{ wt.}\%$),该相在钛合金熔炼温度(约 $1700\sim 1800^\circ\text{C}$)下难以完全溶解,易以未溶颗粒形式残留于熔体中,或因局部富集形成 Mo 偏析区。而 AlMo55Ti5 合金中 AlMo_3 相完全消失,主相为 Al_8Mo_3 (Mo 含量约 $52\sim 60 \text{ wt.}\%$) 和 Al_6MoTi (Mo 含量约 $44 \text{ wt.}\%$),两者的熔点均低于 AlMo_3 ,更易于在钛合金熔体中快速溶解和扩散。

其次,Ti 的添加促进了低熔点共晶组织的形成,进一步降低了合金的整体熔化温度范围[23]。AlMo55Ti5 合金在升温过程中, Al_6MoTi 相与 Al_8Mo_3 相之间存在共晶反应路径,可在较低温度下形成液相,有利于合金在熔炼初期迅速熔解并释放 Mo 元素,从而延长 Mo 在熔体中的扩散时间,提高成分均匀性[24]。

第三,AlMo55Ti5 合金的组织均匀性显著优于 AlMo60。如图 5 所示,AlMo55Ti5 中 Mo、Al 元素分布均匀,不存在类似 AlMo60 中 Mo 含量高达 $86.41 \text{ wt.}\%$ 的富 Mo 层状相。这种微观均匀性遗传至钛合金熔炼过程,意味着中间合金颗粒内部 Mo 元素分布更加均匀,熔解时 Mo 的释放速率更一致,减少了局部过饱和或贫化区的形成概率。

在固化 AlMo55Ti5 合金的工程化工艺后,联合宝钛

集团有限公司开展 AlMo55Ti5 在 3 吨级 TC11 钛合金铸锭的试制与应用评价。图 7 和图 8 分别为三次熔炼后 TC11 钛合金铸锭不同位置的 Al、Mo 主成分与杂质元素含量,并依据 GB/T 3620.1—2016 标准要求对成分进行限定。可以看到,仅经一次熔炼,铸锭各位置的主成分 (Al、Mo) 均已达到标准要求;二次熔炼后,成分均匀性显著提升,偏差范围大幅减小;三次熔炼后的成品锭成分均匀性进一步提高,偏差更小(图 7)。同时可以看到,Fe、C、N、H 杂质元素含量在所有位置均远低于标准上限;O 在一次锭明显低于指标要求,在二次及成品锭有所上升但仍满足要求,主要与熔炼设备状态及工艺有关。以上结果表明,使用 AlMo55Ti5 熔炼 TC11 钛合金可获得各元素满足标准且成分均匀的铸锭。

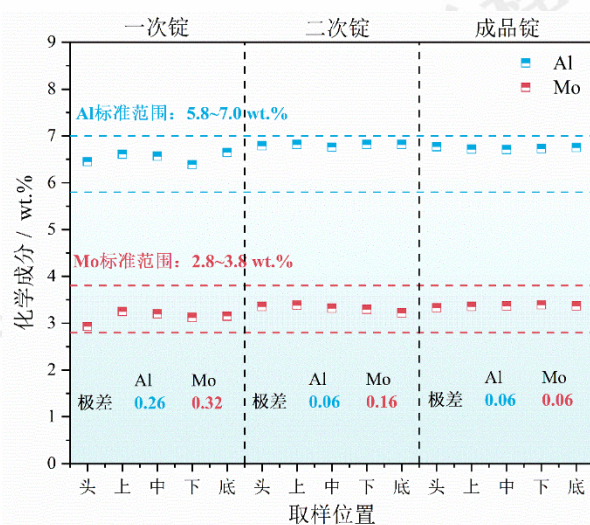


图 7. TC11 铸件不同部位三次熔炼的主成分。

Fig. 7. Variation of main elements at different positions of TC11 casting after three melting cycles

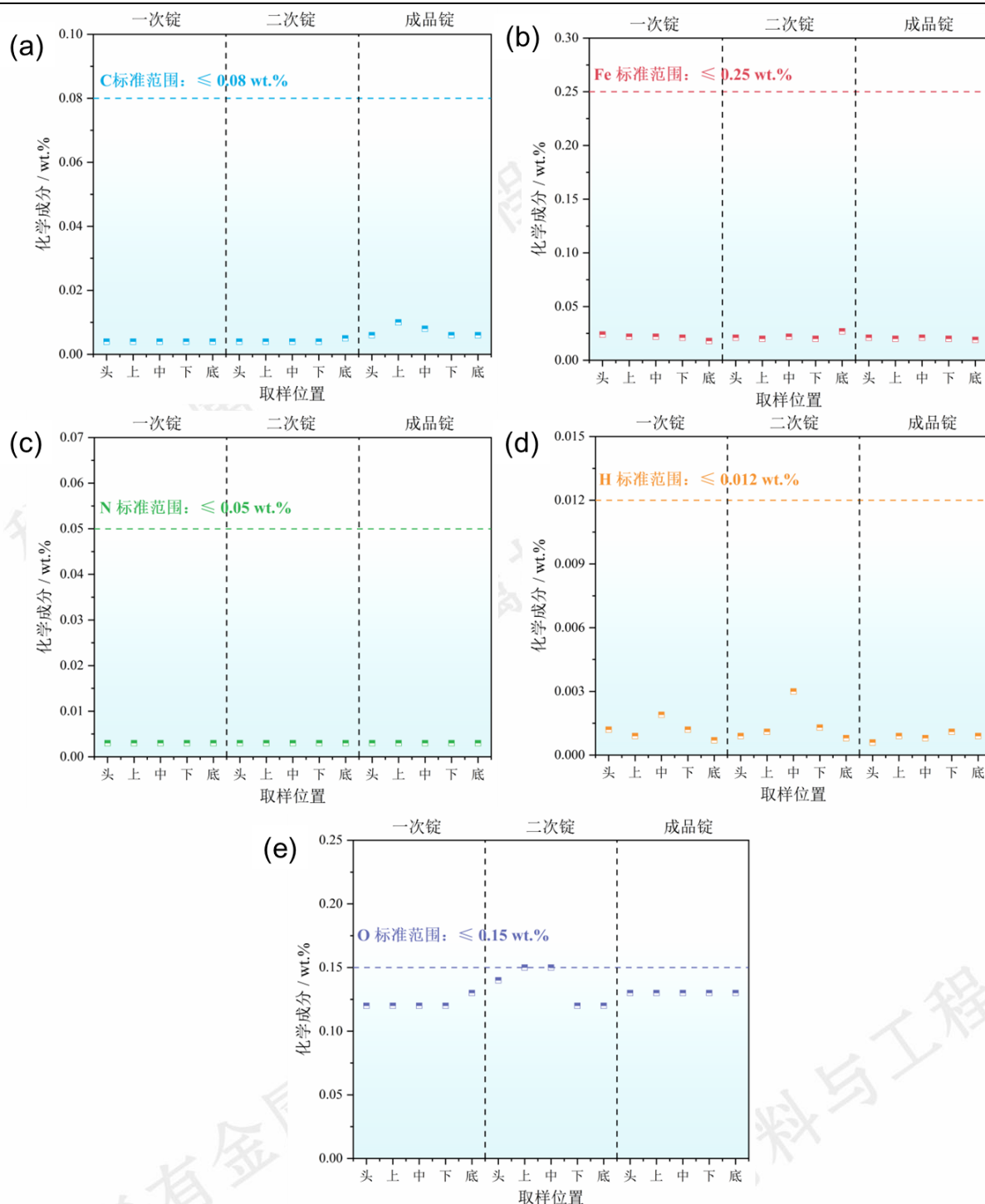


图 8. TC11 铸件不同部位三次熔炼的杂质元素含量: (a) C 含量; (b) Fe 含量; (c) N 含量; (d) H 含量; (e) O 含量。

Fig. 8. Impurity element contents at different positions of TC11 casting after three melting cycles: (a) C content; (b) Fe content; (c) N content; (d) H content; (e) O content.

图 9 为 TC11 成品锭头部及底部的射线检测 (RT) 图像。可以观察到, TC11 合金铸锭冶金质量极高, 内部致密无缺陷, 未观察到任何黑点 (代表气孔、疏松)、亮斑 (代表高密度夹杂物, 如钨块) 或不规则暗区 (代表缩孔、夹渣)。表明使用 AlMo55Ti5 熔炼的 TC11 钛合金铸锭成分均匀, 无宏观偏析及高密度夹杂。

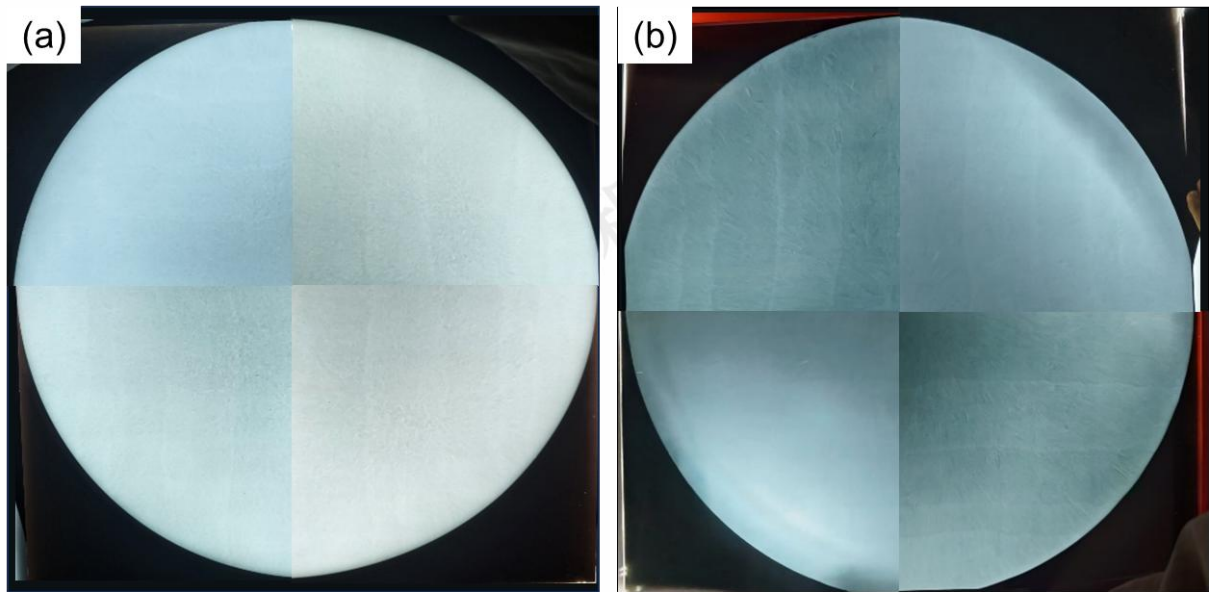


图 9. TC11 成品锭 (a) 头部与 (b) 底部的 RT 检测图像。

Fig. 9. RT images of (a) the head and (b) the bottom of the TC11 finished ingot.

对 TC11 铸锭进行三火次锻造、矫直及机加后, 获得 $\phi 230\text{mm}$ 成品棒材。对棒材头部及底部的 R/2 部位横向取样, 进行力学性能检测, 并与采用 AlMo60 生产的同规格 TC11 棒材对比, 结果如表 2 所示。可以看出, 使用 AlMo55Ti5 生产的 TC11 棒材与常规使用 AlMo60 生产的棒材性能相当, 且远超指标要求。以上结果表明, 在本试验条件下 AlMo55Ti5 中间合金可满足 TC11 钛合金产品的使用要求, 展现出替代 AlMo60 的潜力。需要说明的是, 本研究中 TC11-AlMoTi (使

用 AlMo55Ti5) 与 TC11-AlMo (使用传统 AlMo60) 均采用相同批次的海绵钛、Al 豆及其他中间合金原料, 在同一台 3 吨真空自耗电弧炉、采用相同的熔炼工艺参数 (熔炼电压、电流、稳弧强度、冷却时间等) 进行三次熔炼, 后续的锻造 (三火次锻造、始锻温度、终锻温度、变形量) 和热处理制度 (固溶+时效的温度和时间) 也完全相同。以上所述 TC11 钛合金的熔炼、锻造及热处理工艺参数和检测方法均严格按照宝钛集团有限公司内控工艺规程及检验规程执行。

表 2. TC11 钛合金力学性能。

Table 2. Mechanical properties of TC11 titanium alloy.

合金	部位	抗拉强度 Rm (MPa)	延伸率 A (%)	断面收缩率 Z (%)	500°C Rm (MPa)
TC11-AlMoTi	头部	1140	14	37	812
	底部	1140	15	38	796
TC11-AlMo	头部	1130	13	37	794
	底部	1140	14	43	792
标准值	/	≥ 1030	≥ 8	≥ 23	≥ 685

4 结论

1) 热力学计算表明, AlMo 合金中 Ti 掺杂量达到 5 wt.% 时 (AlMo55Ti5), 可在 262.66~970.95°C 范围内形成无 AlMo₃ 相区, 且由高温相向室温相的转变温度较高, 有利于在铝热还原快速冷却过程中降低 AlMo₃ 相残留的风险。

2) 实验制备的 AlMo60 合金物相为 Al₈Mo₃ 与 AlMo₃ (质量分数 89.0%、11.0%), 而 AlMo55Ti5 合金中 AlMo₃ 相完全消失, 形成 Al₈Mo₃ 及 Al₆MoTi 相。Ti

原子置换 Al₈Mo₃ 相中的部分 Mo 原子, 引起晶格收缩及衍射峰高角度偏移。

3) AlMo55Ti5 合金中 Mo、Al 元素分布均匀, 无 Mo 富集区域。EBSD 进一步确认其主相为 Al₈Mo₃ 与 Al₆MoTi, 另含微量 Al₃Mo 相 (<0.2%)。

4) 采用 AlMo55Ti5 合金制备的 TC11 钛合金铸锭, 经三次熔炼后主成分 (Al、Mo) 分布均匀, 杂质元素 (Fe、C、N、H、O) 含量远低于标准上限, 射线检测无任何夹杂、气孔或偏析缺陷, 冶金质量优良。

5) 锻造后 $\phi 230\text{ mm}$ TC11 棒材的室温及 500°C 高

温拉伸性能均满足且优于标准要求,与常规 AlMo60 合金生产的棒材性能相当。AlMo55Ti5 中间合金在 TC11 钛合金制备中表现出替代 AlMo60 的应用潜力,后续仍需在更多钛合金体系和批次稳定性中进一步验证。

参考文献 References

- [1] Cui C, Hu B M, Zhao L, et al. [J]. Materials and Design, 2011, 32(3): 1684-1691.
- [2] Luo Hengjun(罗恒军), Deng Hao(邓浩), Yuan Wushan(袁武华), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2025, 54(5): 1185-1193.
- [3] Wang Wei(王伟), Luo Chicheng(罗炽铖), Jiang Li(蒋立), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2025, 54(5): 1291-1298.
- [4] Cai Jianming(蔡建明), Wang Yang(王洋), Zeng Fanchang(曾凡昌). [J]. Forging and Metalforming(锻造与冲压), 2020, 4(15): 20-26.
- [5] Cai Jianming(蔡建明), Wang Yang(王洋), Zeng Fanchang(曾凡昌). [J]. Forging and Metalforming(锻造与冲压), 2020, 3(17): 47-49.
- [6] Gao Huixian(高慧贤), Li Ke(李珂), Shao Shan(邵珊), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2026, 55(4): 841-855.
- [7] Ye Xiaojun(叶小军), Xu Jianlong(徐建龙), Xiao Xianfeng(肖先锋), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2025, 54(10): 2541-2552.
- [8] Lu Jianwei(刘建伟), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆). [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2014, 43(4): 775-779.
- [9] Zheng Zhuangzhuang(郑壮壮), Lu Zichuan(陆子川), Yang Jianhui(杨建辉), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2025, 54(8): 2086-2093.
- [10] Chen Zubin(陈祖斌), Wang Xuhong(王旭红), Tang Huaguo(汤华国), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程), 2026, 55(1): 124-135.
- [11] Tang Renzheng(唐仁政), Tian Rongzhang(田荣璋). 二元合金相图及中间相晶体结构[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2009: 66.
- [12] Qiao Min(乔敏). [J]. World Nonferrous Metals(世界有色金属), 2019, 3(6): 1-3.
- [13] Zheng Z, Zhao P, Zhan M, et al. [J]. International Journal of Plasticity, 2022, 149: 103161.
- [14] Liu Qingquan(刘庆琰). 航空发动机钛合金叶片制造技术及失效分析[M]. 北京: 航空工业出版社, 2018: 808-1071.
- [15] Sun Xiaoping(孙小平), Liu Dong(刘东), Du Yuxuan(杜予珲), et al. [J]. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程) 2026, 55(2): 535-542.
- [16] Shen Haijun(沈海军), Wang Ning(王宁), Zhang Ge(张戈). [J]. Shanghai Metals(上海金属), 2010, 5(2): 38-45.
- [17] Zou Yushen(邹煜申). 含硬 α 夹杂钛合金轮盘疲劳裂纹扩展特性研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2018.
- [18] Hu D, Pan J, Mao J, et al. [J]. Materials & Design, 2020, 193: 108844.
- [19] Fartushna I, Witusiewicz V, Samelyuk A, et al. [J]. Journal of Materials Science, 2024, 59: 18159-18195.
- [20] Jin X, Xu Z, Hsu T Y, et al. [J]. Science in China Series E Technological Sciences, 1999, 42(3): 266-274.
- [21] Zduji M, Poleti, Karanovi L, et al. [J]. Materials Science and Engineering: A, 1994, 185(1-2): 77-86.
- [22] Hallstedt B, Risold D, Gauckler L J. [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1997, 18(6): 1185-1196.
- [23] Damian M C, Olga F, Fereshteh E, et al. [J]. Intermetallics, 2010, 18: 1185-1196.
- [24] Mario J K, Alexander W, Benedikt D. [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 811: 152055.

Effect of Ti Doping on Phase Stability of Al-Mo Based Alloys and Its Application Evaluation in Titanium Alloys

Lin Wang^{1,2}, Yike He^{1,2}, Zhenbang Wei^{1,2}, Huan Li^{1,2,*}, Shilin Sun^{1,2}, Jingbo Dang^{1,2}

(1. Xi'an Rare Metal Materials Institute Co.Ltd, Shaanxi Xi'an, 710100)

(2. Technology Innovation Center for Advanced Rare Metal Materials, Shaanxi Xi'an, 710100)

Abstract: Molybdenum (Mo) as a β -stabilizer in titanium alloys is typically added via AlMo master alloys. However, the conventional AlMo60 alloy contains a high-melting, Mo-rich AlMo₃ phase, which readily causes β segregation and hard inclusions in titanium alloy ingots, severely deteriorating the fatigue performance of components. This study proposes Ti doping to modify the AlMo alloy, tailoring its phase constitution to

reduce the risk of forming the Mo-rich high-melting AlMo_3 phase. The optimal AlMoTi alloy composition was determined by thermodynamic calculations. AlMo60 and AlMo55Ti5 alloys were prepared by an aluminothermic reduction method, and their phase constitution and microstructure were analyzed using XRD, SEM, EDS, and EBSD. The optimized alloy was then evaluated in the industrial-scale production of TC11 titanium alloy ingots and bars. The results show that at a Ti doping level of 5 wt.%, the high-melting AlMo_3 phase in the AlMo55Ti5 alloy completely disappears, transforming into Al_8Mo_3 and Al_6MoTi phases, along with significantly improved microstructural uniformity. When applied to the melting of a 3-ton TC11 alloy ingot, the main element deviations were small, impurity elements were well controlled, and no macro-segregation or inclusion defects were observed. The mechanical properties of the forged bars met and even exceeded the standard requirements, and were comparable to those of TC11 alloys produced using the conventional AlMo60 master alloy. This study provides a novel strategy for the homogenization design of master alloys for high-end aerospace titanium alloys, with considerable engineering application value.

Key words: titanium alloy; master alloy; AlMo -based alloy; Ti doping; phase stability

Corresponding author: Huan Li, Ph. D., Xi'an Rare Metal Materials Research Institute Co., Ltd., Xi'an 710100, P. R. China, E-mail: lihuan@nuaa.edu.cn