

合金元素对 β - γ TiAl 合金热处理组织的影响

徐 萌^{1,2}, 张树志^{1,2}, 赵 宇³, 张长江^{1,2}, 林 鹏^{1,2}, 韩建超¹, 朱冬冬⁴

(1. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(2. 先进镁基材料山西省重点实验室, 山西 太原 030024)

(3. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(4. 衢州学院, 浙江 衢州 324000)

摘要: 以 Ti-Al-M 三元合金 (M 为 V、Mo 强 β 相稳定元素) 为对象, 研究了合金元素 V、Mo、Al 对其铸态组织以及不同热处理条件下显微组织的影响。增加 β 相稳定元素可以将 β 相保留在室温, 但是仅通过降低 Al 含量而获得 β 相凝固合金 (Ti-38Al), 铸态组织中不含 β /B2 相。Al 含量较高时, 添加 β 相稳定元素仍不能消除枝晶偏析。在合金淬火组织中, 增加 V、Mo 元素或者降低 Al 元素含量可以发生马氏体转变。在双步热处理过程中, 由于 1320 °C 淬火的过饱和作用, Ti-Al-Mo 合金经过 1200 °C 随炉冷却后, 组织内将会同时析出 β 相和 γ 相, 形成 β + γ 的混合组织。

关键词: 热处理; β / γ -TiAl; 相变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0183-07

TiAl 金属间化合物具有较低的密度, 较高的高温强度以及优异的高温抗氧化性能^[1-5], 在一定条件下可以替代镍基高温合金, 提高航空发动机的推重比以及燃油经济性。然而传统 TiAl 合金晶粒粗大, 综合力学性能较低, 热变形温度窗口小, 对设备条件要求苛刻。 β / γ -TiAl 合金由于具有良好的高温变形能力^[6], 已经成为当前轻质结构材料研究的热点。通过添加 V、Mo 元素可以在合金热变形过程中保留更多的 β 相, 增大热变形窗口, 提高 β / γ -TiAl 合金热变形能力。同时, β 相的存在能够阻碍 α 晶粒过快长大, 进而细化晶粒, 提高合金的机械性能。在 β / γ -TiAl 合金中, 体心立方晶体结构的无序 β 相具有较多的独立滑移系, 可以提高合金的热变形能力^[7]。目前, V、Mo 已经成为常用的 β 相稳定元素。例如, 哈工大成功制备的 Ti-42Al-9V 合金板材^[8], 国外学者 Clemens 利用常规锻造设备成功制造了航空发动机毛坯叶片^[7, 9]。

β 相稳定元素对 β / γ -TiAl 合金的热变形能力有明显改善, 但是合金元素对相变规律同样具有显著的影响。例如, 利用不同温度和不同冷却速度的热处理工艺, 合金相的组成及组织形貌都会发生改变。合金从较高温度处以空冷或者更高的冷却速度进行冷却, 显微组织将会显著偏离热力学平衡状态。这种转变可能会导致魏氏组织、羽毛组织甚至块状转变的发生。国

外学者对固态相变研究较为深入, 例如高 Nb 合金块状转变 ($\alpha \rightarrow \gamma_m$) 的界面研究^[10], Cr、Nb、Ta 等重金属元素对块状转变的影响^[11], 以及在不同热处理条件下合金元素对 TNM (Ti-Al-Nb-Mo) 合金显微结构的影响^[12]。国内学者彭超群研究了热处理工艺对 TiAl 基合金显微组织的影响^[13]。采用高温快速冷却, 随后低温 ($< T_E$) 退火处理, TNM(Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B)合金发生包状反应, 生成细小的珠光体组织, 机械性能显著提高^[14]。可见, 热处理工艺已经成为一种改善显微组织的有效手段。但是, V、Mo 以及 Al 元素对 β - γ TiAl 合金的相变规律等的影响并不清楚, 在快速冷却过程中组织变化规律同样值得研究。

本实验以 Ti-Al-M 三元合金 (M 为 V、Mo 强 β 相稳定元素) 为研究对象, 着重讨论合金元素 V、Mo 以及 Al 元素对合金凝固路径的影响以及在不同热处理条件下的相变特征。

1 实 验

以高纯铝 (99.99%, 质量分数)、高纯海绵钛 (99.9%)、铝钼合金、铝钒合金为原料, 利用水冷铜坩埚真空电弧熔炼炉制备 Ti-Al-M 三元合金 (M 为 V、Mo 强 β 相稳定元素), 反复熔炼 4 次确保成分均匀。为了探究合金元素的影响, 设计了 Ti-38Al、

收稿日期: 2018-01-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51604191, 51504163, 51501100); 山西省应用基础研究项目 (201701D221075)

作者简介: 徐 萌, 男, 1990 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6010022, E-mail: xum0718@163.com

Ti-38Al-5V、Ti-45Al-4Mo、Ti-46Al-8V、Ti-46Al-3Mo 合金(都为原子分数, at%, 下同)。同时为了研究 Al 含量对 β 相凝固 TiAl 合金的影响, 基于 Ti-Al 二元相图, 将 Al 含量设定在 38%、45% 以及 46%, 其中 38%Al 完全避开了包晶反应和共析反应, 45%Al 避开了包晶反应而发生共析反应, 46%Al 属于传统 TiAl 合金 Al 含量范围发生了包晶反应及共析反应^[15]。

利用电火花线切割在铸锭中心位置切取 8 mm×8 mm×4 mm 的长方形坯料。热处理实验在 ZY-LS 1600 °C 高温立式炉中进行, 热处理工艺如表 1 所示。HT1 表示在 1400 °C 保温 30 min 后水冷(WQ 为水冷)。HT2 为两步热处理工艺, 首先在 1320 °C 保温 30 min 水冷, 然后在 1200 °C 保温 30 min 炉冷(FC 为炉冷)。研究表明, 1400 °C 为 β 单相区, 而 1320 °C 处于 α 单相区或 $\alpha+\beta$ 两相区^[16]。所有试样采用水砂纸磨至 2000#, 金刚石喷雾剂机械抛光处理。通过 X 射线衍射仪分析相组成, 采用 Quanta 200FEG 场发射扫描电子显微镜(SEM)在背散射电子(BSE)观察 TiAl 基合金材料的显微组织。

2 结果与讨论

2.1 合金元素对铸态组织的影响

图 1 是 Ti-38Al、Ti-38Al-5V、Ti-46Al-8V、Ti-45Al-4Mo、Ti-46Al-3Mo 的铸态组织。图 2 为这 5 种合金的 XRD 图谱。虽然 XRD 结果表明 Ti-38Al 含有 α_2 相和 γ 相, 但如图 1a 所示, Ti-38Al 合金并没有形成($\alpha_2+\gamma$)片层组织。根据 Ti-Al 二元相图^[17], Ti-38Al 合金不经过共析反应, 也就不发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 的相变, 不形成($\alpha_2+\gamma$)片层, 但在室温下处于 $\alpha_2+\gamma$ 两相区。因此, 随着温度的降低, 温度低于 Ti-38Al 的脱溶温度后, 少量 γ 相从基体 α_2 相中析出, 形成 α_2 与 γ 的混合组织。当添加 5% 的 V 元素时, 铸态组织呈竹叶状分布(如图 1b 所示), 在 α_2 相晶界处存在大量的白条状 B2 相, 这与 XRD 分析结果相符。可见, V 元素的添加, 将高温无序的 β 相保留到了室温。Ti-38Al-5V 的组织与钛合金中的网篮组织相似, 交错分布的短片状 α 相在 β 相基体内分布, 如图 1b 所示。5V 的添加对 Ti-38Al 合金具有两个显著的影响: (I) 改变了合金的凝固路径, 避开了 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相的脱溶转变; (II) 将 β 相保留到室温形

成($\beta/B2+\alpha_2$)网篮组织。而将 Al 含量提高到 46%, 同时将 V 的添加量增加到 8%, 如图 1c 所示, Ti-46Al-8V 合金显微组织主要由 α_2/γ 层片组成, 且层片晶界处存在大量的 B2 相枝晶, 存在明显的枝晶偏析。Mo 为强 β 相稳定元素, Ti-46Al-3Mo 合金显微组织相比 Ti-46Al-8V 合金, 含有更多的 B2 相, 而且 B2 相直径明显减小, 主要由 α_2/γ 层片、B2 相以及元素偏析导致的枝晶间 γ 相构成(如图 1d 所示)。由于 Mo 的原子半径大, Mo 元素在 α 相中的固溶度小于 V 元素, 因此, Ti-46Al-3Mo 合金中 B2 相呈网络状, 将 $\alpha_2+\gamma$ 片层分割成细小晶团, 而 Ti-46Al-8V 合金中 B2 相直径更明显。不同于 Ti-46Al-8V 合金, Ti-46Al-3Mo 合金中存在明显的单相 γ 相, 说明凝固过程中该合金没有进入 β 单相区。当降低 Al 元素且增加 Mo 元素含量时, 显微组织将会发生很大的变化。如图 1e 所示, Ti-45Al-4Mo 合金主要由($\alpha_2+\gamma$)片层团及其晶界处 γ 和 B2 相的混合组织组成, B2 相同时分布在片层团内分割片层。相比 Ti-46Al-3Mo 合金, Ti-45Al-4Mo 合金凝固组织比较均匀没有出现明显的 Al 元素偏析, B2 相含量更高, 因此 Ti-45Al-4Mo 合金的凝固路径经过单相 β 相区, 并在随后的降温过程中进入 $\alpha+\beta$ 两相区, 其凝固路径类似于 TNM 合金^[7]。 α 相从 β 相析出, 保持 Burgers 位向关系^[18-20]: $\{110\}_{\beta} // (0001)_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ 可能会出现 12 种不同的晶体取向。取向不同的 α 相晶粒将会限制彼此长大, 进而达到细化晶粒的效果, 晶粒成短棒状分布。此外, Mo 元素在 α 相中的溶解度较低, 大量的 Mo 元素被排出在 α 晶界, 进而在晶界处形成 β 相。随着温度进一步降低, γ 相从 α 晶粒中沉淀析出, 形成片层组织。晶界处发生 $\beta \rightarrow \beta+\gamma$ 转变, 但是由于非平衡凝固的缘故, β 相来不及完全转变被保留在室温形成有序的 B2 相。

结合图 2 所示的 XRD 分析, 未添加 β 相稳定元素的 β 相凝固 TiAl 合金(Ti-38Al), 铸态组织中只含有 α_2 相和 γ 相, 而添加 β 相稳定元素 V、Mo 后, Ti-Al-M 三元合金(M 为 V、Mo 强 β 相稳定元素)室温组织都含有 B2 相。Al 含量低于(等于)45%, 合金组织中 Al 元素偏析不明显, β 相含量增加(Ti-45Al-4Mo)或者形成以 β 相为基体的网篮组织(Ti-38Al-5V)。当 Al 含量高于 45%, 即使添加了 β 相稳定元素 V、Mo, 由于 Al 含量处于 Ti-Al 二元的包晶转变成分点, 产生了枝晶间 Al 元素偏析。

2.2 合金元素对淬火组织的影响

图 3 为几种合金在 1400 °C 保温 30 min 迅速水冷后得到的淬火组织。图 3a 为 Ti-38Al 淬火后的显微组织, 晶粒粗大, 没有明显衬度的变化。结合图 4 XRD

表 1 TiAl 合金热处理工艺

Table 1 Heat treatment processing of TiAl alloys

No.	Heat treatment
HT1	1400 °C, 30 min, WQ
HT2	1320 °C, 30 min, WQ+1200 °C, 30 min, FC

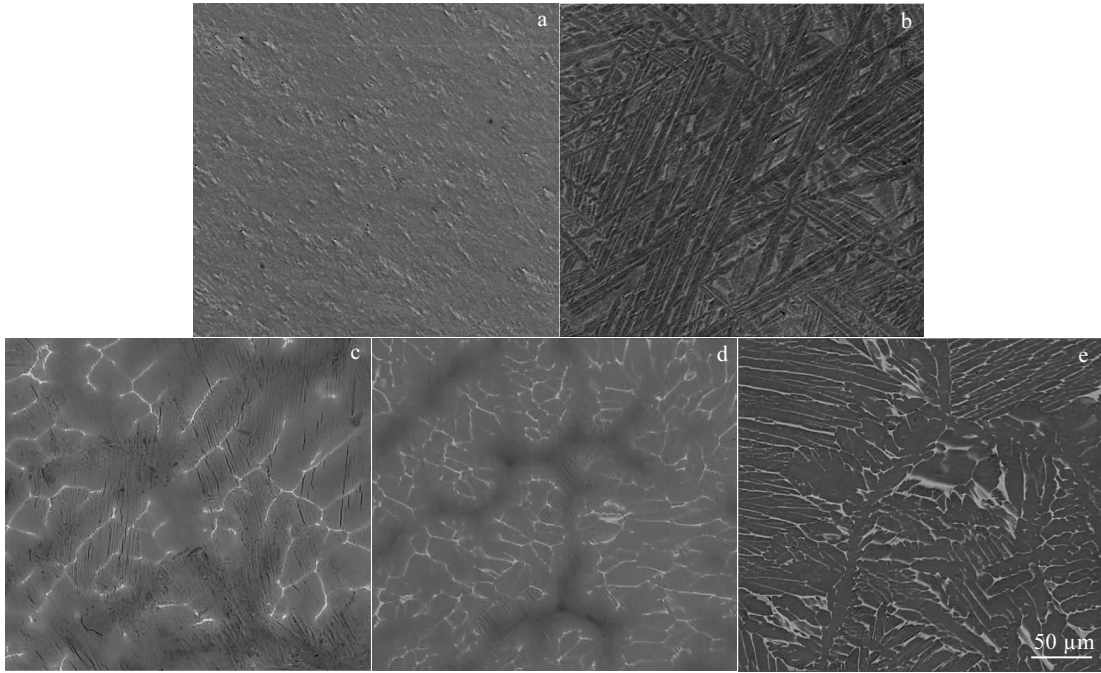


图 1 合金的铸态显微组织

Fig.1 Microstructure of as-cast Ti-Al-M alloys: (a) Ti-38Al, (b) Ti-38Al-5V, (c) Ti-46Al-8V, (d) Ti-46Al-3Mo, and (e) Ti-45Al-4Mo

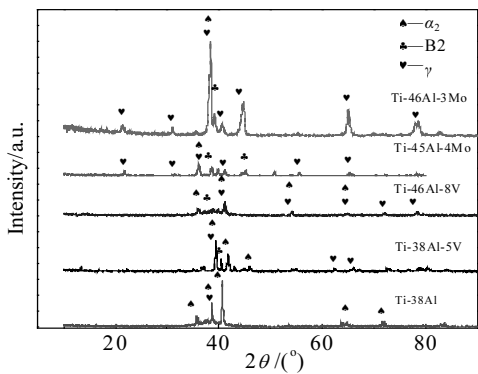


图 2 不同合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Ti-Al-M alloys

分析认为,此单相组织为 α_2 相。当合金加热至 1400 °C 时, Ti-38Al, Ti-38Al-5V, Ti-46Al-8V 以及 Ti-46Al-3Mo 合金均处于 β 单相区, 采用热处理工艺 HT1, 水冷后合金将发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变。

然而 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变包含两种转变模式: 马氏体转变和块状转变^[21]。图 3a 为块状 α_2 相, 因此 Ti-38Al 合金经过 HT1 热处理后发生块状转变。块状转变过程没有成分扩散, 直接从 β 相沉淀出 α 相, 对 β/α 相变驱动力及动力学要求较高。在块状转变过程中, 新相 α 的核与母相 β 具有相同的成分, 并且通过晶界的迁移进行长大。类似的反应也出现低 Al 的 Ti-40Al 合金中^[22]。

Ti-38Al-5V 淬火后的显微组织如图 3b 所示, 主要由块状的 α_2 相和魏氏组织构成。XRD 分析也表明, 组织由 α_2 相及 B2 相组成。在快速冷却过程中, 由 β 相析出针状的 α_2 相, 并形成魏氏组织, 这种反应属于马氏体转变类型。

与 Ti-38Al 合金相比, 由于增加了 V 元素含量, Ti-38Al-5V 合金中 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变由块状转变向马氏体转变过渡。由于冷却速度较快, 大量的 β 相发生块状转变形成块状的 α_2 相, 同时仍有部分 β 相发生马氏体转变形成魏氏组织, 并且有少量 β 相被保留到了室温形成有序 B2 相。与 Ti-38Al 合金相同, Ti-46Al-8V 淬火后为块状转变组织, 如图 3c 所示。XRD 分析表明, 该组织只含有单相 α_2 相。图 3d 为 Ti-46Al-3Mo 合金经过 HT1 热处理后的显微结构, 同样为 α_2 相单相块状组织, 说明重金属元素 Mo 的添加容易发生块状转变。图 5 为 Ti-Al-V 三元合金变温截面相图^[21], 从图中可以看到, 降低 Al 含量或者增加 V 元素将会降低 α 相区稳定存在的温度范围。相区越小, 原子发生扩散的几率将会越低。因此, 发生相变时在新相与母相的界面间, 只存在短程的原子扩散。从动力学角度考虑, 这种短程扩散更有利于发生马氏体相变。因此, 当 Al 元素由 38% 增加到 46% 后, 即使将 V 元素增加到 8%, Ti-46Al-8V 合金同样不能发生马氏体转变, 不能形成魏氏组织, 而 Ti-38Al-5V 却可以部分的发生马氏体转

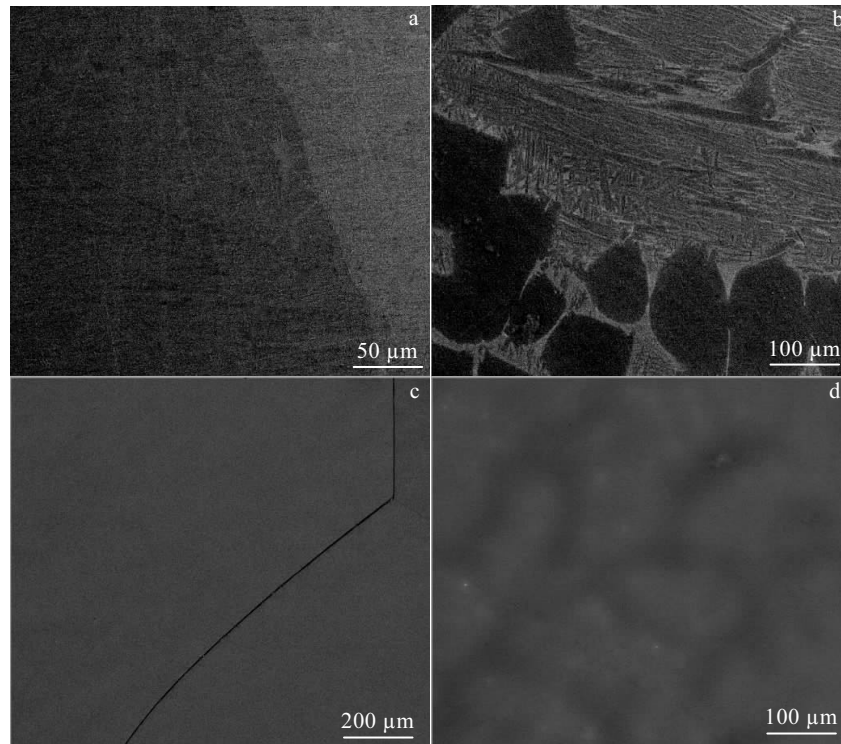


图 3 Ti-Al-M 合金经过 HT1 热处理后的 BSE 像

Fig.3 SEM-BSE images of Ti-Al-M alloys after HT1: (a) Ti-38Al, (b) Ti-38Al-5V, (c) Ti-46Al-8V, and (d) Ti-46Al-3Mo

变而形成魏氏组织。此外， β 相稳定元素尤其是 Nb、Cr、Ta、Mo 等重金属元素，可以通过抑制羽毛状或者片层组织的形成，进而降低发生块状转变的临界冷却速度^[11]。依据相变动力学条件，这些重金属元素具有较低的扩散系数，发生相变时不易形成 (α_2/γ) 片层组织。

图 6 为 Ti-Al-Mo 合金经过 TH1 热处理后的显微组织。2.2 节分析表明，Ti-46Al-3Mo 合金经过 TH1 热处理后发生块状转变，形成块状单相 α_2 相组织。由于 Mo 为强 β 相稳定元素，当增加 Mo 含量时，且降低 Al 含量后，Ti-45Al-4Mo 合金中的 β 相相区将会同时向高 Al 及低温区域扩展。因此，Ti-45Al-4Mo 合金在 1400 °C 时处于 $\alpha+\beta$ 两相区。同时由于 Mo 含量的增加，Mo 元素在 β 相中的偏析更严重， β 相中含有更多的 Mo 元素，远远高出了 α_2 相对 Mo 的固溶度，并且水冷过程中扩散受到抑制。所以，快速冷却时更容易将无序 β 相稳定到室温，形成 B2 相。因此，结合图 4 中 XRD 分析结果可知，Ti-45Al-4Mo 合金淬火组织由黑色衬度区域的 α_2 相和灰白色衬度区域的 B2 相组成，如图 6b 所示。可见，Mo 元素可以抑制块状转变的发生，并且其具有比 V 元素更强的 β 相稳定能力。

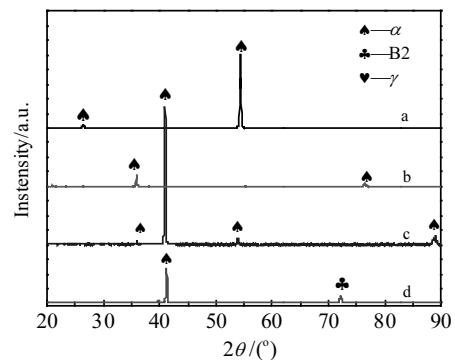


图 4 淬火后不同成分合金的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of Ti-Al-M alloys with different compositions after HT1 (a) Ti-46Al-3Mo, (b) Ti-46Al-8V, (c) Ti-38Al, and (d) Ti-38Al-5V)

2.3 合金元素对双步热处理组织的影响

图 7a 为 Ti-46Al-3Mo 合金经过 HT2 热处理后的低倍显微组织。该合金主要由细小的 (α_2/γ) 片层团以及少量 B2 相（分布于片层团晶界处）组成。其反应路径： $\beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ 。分析认为，1320 °C 接近 β/α 转变温度。所以，在 1320 °C 保温 30 min 时，合金处

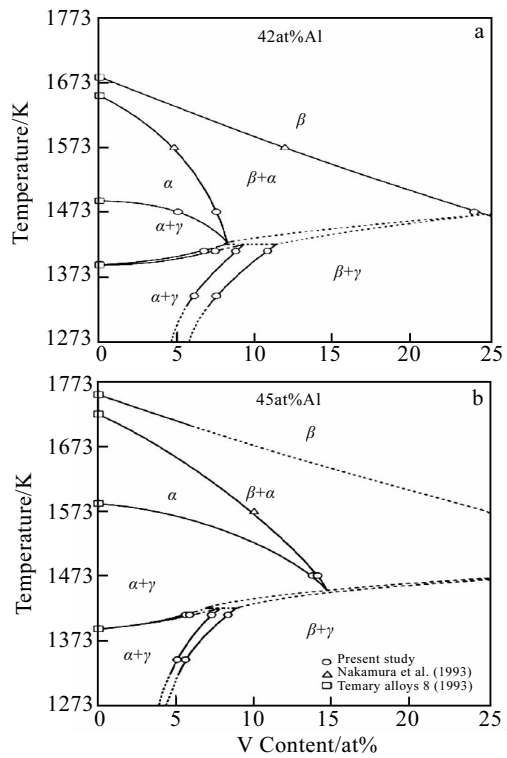


图 5 Ti-Al-V 三元合金变温截面相图

Fig.5 Vertical sections of Ti-Al-V ternary system at 42% Al (a) and at 45% Al (b) [21]

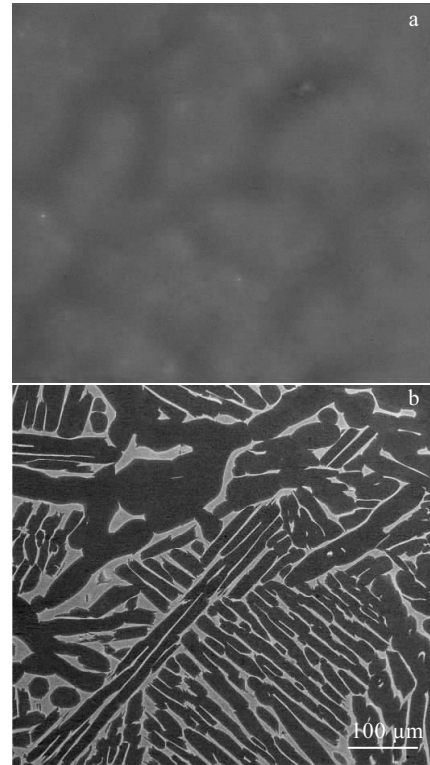


图 6 合金经过 HT1 热处理后的 BSE 像

Fig.6 SEM-BSE images of Ti-Al-Mo alloys after HT1: (a) Ti-46Al-3Mo and (b) Ti-45Al-4Mo

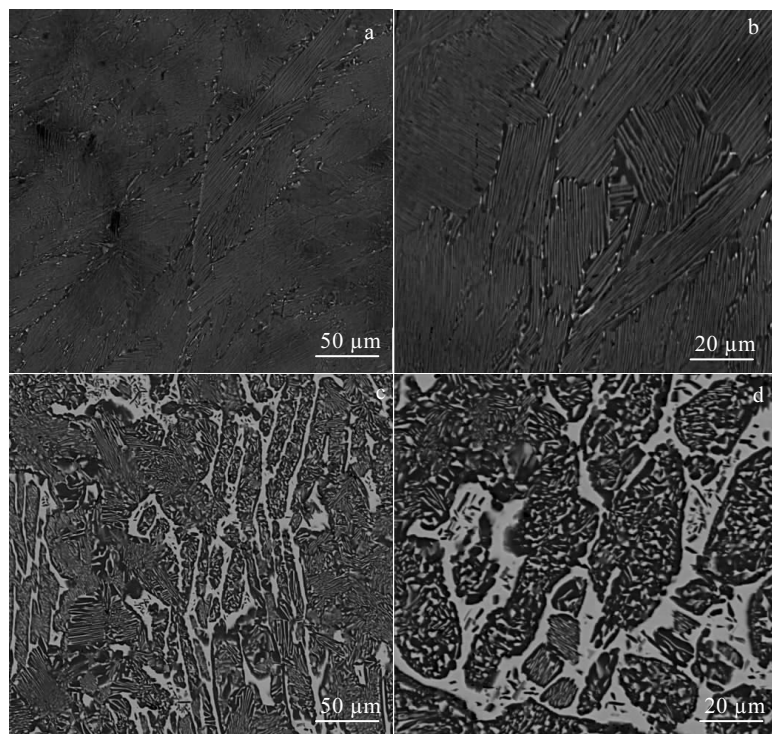


图 7 Ti-Al-Mo 合金经过 HT2 热处理后的 BSE 像

Fig.7 SEM-BSE images of Ti-Al-Mo alloys after HT2: (a, b) Ti-46Al-3Mo alloy, and (c, d) Ti-45Al-4Mo alloy

于 $\alpha+\beta$ 两相区 (β 相含量较少)。由于 β 相的阻碍作用, 快速水冷处理后 α 相晶粒比较细小。在随后的 1200 °C 保温 30 min, 随炉冷却时 γ 片层从 α 晶粒中析出, 且满足 Blackburn 位向关系: $(0001)_{\alpha_2} // \{111\}_{\gamma}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} // \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma}$ 。高倍显微结构如图 7b 所示, 为近片层组织。

图 7c 为 Ti-45Al-4Mo 合金经过 HT2 热处理后低倍显微组织。对比图 7a 可以发现, 提高 Mo 含量, 降低 Al 含量, 显微组织发生了较大变化。大量的 β 相分布在晶内和晶界处, 并且 $\alpha_2+\gamma$ 片层团消失, 在部分区域发现了相对粗化、弯曲了的 β/γ 片层, 作者称之为类珠光体组织^[9], 主要是因为 Mo 元素在 α 相中处于过饱和状态, 导致 β 和 γ 同时析出, 发生 $\alpha \rightarrow \beta+\gamma$ 相变。对比图 7c 及图 6b 可以发现, 淬火温度选择 1320 °C 时, Ti-45Al-4Mo 合金显微组织内, 灰色区域 (α_2 相) 所占比例增多。这是因为该温度远低于 β/α 转变温度, 并且只有少量的 α 、 γ 相转变成 β 相, 大量的 α 相未发生相变。

图 7d 为 Ti-45Al-4Mo 合金经过 HT2 热处理后高倍显微组织。图中白色衬度区域有黑色的块状 γ 相析出, 这是因为合金在 1320 °C 淬火处理, 处于热力学不平衡状态。溶质元素在 γ 相内过饱和, 导致 γ 相析出, 发生 $\beta \rightarrow \beta+\gamma$ 相变。随后在较高温度对合金进行退火处理, 如 1200 °C 保温后随炉冷却。较高的退火温度能够促进元素的扩散, 进而片层团 (α_2/γ) 将被分解、消耗。同时, 较高的化学自由能, 层片团内的界面能都会促进珠光体组织的形成。最终, 合金经过淬火+回火处理, 组织得到明显细化。

3 结 论

1) 仅通过降低 Al 含量而获得 β 相凝固合金 (Ti-38Al), 铸态组织中不含 $\beta/B2$ 相。Ti-38Al-5V 合金的铸态组织呈类钛合金的网篮组织。Al 元素高于 45%, 即使添加 β 相稳定元素, Ti-Al-M 三元合金 (M 为 V、Mo 强 β 相稳定元素) 也不能消除 Al 元素的枝晶间偏析。

2) 在 1400 °C 淬火处理中, V 元素促进 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变由块状转变向马氏体转变过渡, 而 Al 元素具有相反的作用。Mo 为强 β 相稳定元素, 随着 Mo 含量的增加, 淬火组织从块状组织向 $\beta/B2$ 加块状转变组织过渡。

3) 由于 1320 °C 淬火的过饱和和作用, Ti-45Al-4Mo 合金显微组织同时析出 β 相和 γ 相 (1200 °C 随炉冷却), 形成 $\beta+\gamma$ 混合组织。

参考文献 References

[1] Zhang T B, Wu Z, Hu R *et al.* *Materials & Design*[J], 2016,

103: 100

- [2] Zhang S Z, Zhang C J, Du Z X *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 90: 225
- [3] Wen D S, Zong Y Y, Wang Y Q *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2016, 656: 151
- [4] Zhang S Z, Zhao Y B, Zhang C J *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2017, 700: 366
- [5] Wang Q, Ding H, Zhang H L *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2017, 700: 198
- [6] Kim Y W, Kim S L, Dimiduk D *et al.* *Structural Aluminides for Elevated Temperatures Symposium 2008*[C]. Warrendale: Minerals, Metals & Materials Soc, 2008: 215
- [7] Clemens H, Chladil H F, Wallgram W *et al.* *Intermetallics*[J], 2008, 16(6): 827
- [8] Jiao Zehui(焦泽辉), Su Yongjun(苏勇君), Yu Huichen(于慧臣) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2014, 38(3): 50
- [9] Wallgram W, Schmölzer T, Cha L *et al.* *International Journal of Materials Research*[J], 2009, 100(8): 1021
- [10] Gamsjäger E, Liu Y, Puschning P *et al.* *Intermetallics*[J], 2013, 38: 126
- [11] Hu D, Huang A J, Wu X. *Intermetallics*[J], 2007, 15(3): 327
- [12] Kuznetsov A V, Sokolovskii V S, Salishchev G A *et al.* *Metal Science and Heat Treatment*[J], 2016, 58(5-6): 259
- [13] Peng Chaoqun(彭超群), Huang Boyun(黄伯云). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(3): 192
- [14] Bolz S, Oehring M, Lindemann J *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 58: 71
- [15] Imayev R M, Imayev V M, Oehring M *et al.* *Intermetallics*[J], 2007, 15(4): 451
- [16] Cui Ning(崔宁). *Composition Design and Hot Deformation Behavior of Beta-gamma TiAl Alloys*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016
- [17] Witusiewicz V T, Bondar A A, Hecht U *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 465(1-2): 64
- [18] Burgers W G. *Physica*[J], 1934, 1(7): 561
- [19] Hecht U, Witusiewicz V, Drevermann A *et al.* *Intermetallics* [J], 2008, 16(8): 969
- [20] Oehring M, Stark A, Paul J D H *et al.* *Intermetallics*[J], 2013, 32: 12
- [21] Takeyama M, Kobayashi S. *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 993
- [22] Yamabe Y, Takeyama M, Kikuchi M. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 30(5): 553

Effects of Alloying Element on the Heat-Treated Microstructure Based on β/γ TiAl

Xu Meng^{1,2}, Zhang Shuzhi^{1,2}, Zhao Yu³, Zhang Changjiang^{1,2}, Lin Peng^{1,2}, Han Jianchao¹, Zhu Dongdong⁴

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-based Materials, Taiyuan 030024, China)

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

(4. Quzhou University, Quzhou 324000, China)

Abstract: Based on Ti-Al- M (M represents β phase stabilizing elements, such as V and Mo) alloys, the effects of V, Mo and Al elements on as-cast microstructure as well as the microstructure of different heat treatment processing were studied. Results show that with the content of β phase stabilizing elements increasing, β phase can be preserved to room temperature. However, the β phase solidification microstructure produced just by decreasing Al content in TiAl alloys does not contain β phase. The microsegregation cannot be removed through adding β phase stabilizing elements when the Al content of alloys is higher. The martensite mode can be observed in the microstructure subjected to water quenching, with increasing the content of V, Mo elements or decreasing the content of Al. During two-step heat treatment process, Ti-Al-Mo alloys subjected to water quenching from 1320 °C are in supersaturation state; so after furnace cooling from 1200 °C, β and γ precipitate from the microstructure to form a mixed microstructure of $\beta+\gamma$.

Key words: heat treatment; β/γ -TiAl; phase transformation

Corresponding author: Zhang Shuzhi, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6010022, E-mail: zhshzh1984@163.com