

W替代部分Mo对Ti-Al-Mn-Mo合金耐磨及拉伸性能的影响

杨心月^{1,2}, 李小兵², 薛鹏², 陈波², 舒磊², 牛红志¹, 刘奎²

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 季华实验室材料科学与技术研究部, 广东 佛山 528200)

摘要: 对比测试了2种低成本、易变形的Ti-44Al-3Mn-0.8Mo (TMM) 和Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (TMMW) 合金(原子分数, %, 下同)的耐磨性能和拉伸性能, 分析了用0.4Mo-0.4W替代0.8Mo后对其耐磨性、显微硬度、拉伸性能以及显微组织特征的影响。结果表明, W替代部分Mo使Ti-Al-Mn-Mo系合金的耐磨性能与显微硬度得到明显改善, 且合金室温和高温拉伸强度有所提高, 室温延伸率由0.75%提高至1.50%, 高温延伸率稍有降低。对比发现, 合金中W的 β 稳定作用要稍弱于Mo, W的替代使得合金组织中残存的 β_0 相和 γ 相含量降低, α_2 相含量明显增加, 片层组织含量提高, 片层间距减小。TMMW合金具有更高的显微硬度和更佳的耐磨性与W替代后合金组织、相构成变化有密切关系。W替代部分Mo后合金 β_0 相含量减少、片层含量的提高及片层厚度的降低是合金具有更高拉伸强度和更优室温延伸率的主要原因。

关键词: β 凝固 γ -TiAl合金; 耐磨性能; 拉伸性能; 显微组织; W和Mo

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)01-0118-08

γ -TiAl合金具有轻质(密度约4 g/cm³)、高比强、良好抗氧化性的特点,在航空航天、先进汽车等发动机热端部件方面具有广阔的应用前景^[1-4]。按照合金是否经过包晶凝固, γ -TiAl合金通常可分为2类,分别为包晶转变的传统 γ -TiAl和 β 凝固的 γ -TiAl合金^[4]。与传统 γ -TiAl相比, β 凝固 γ -TiAl合金由于高温存在可塑性变形的 β 相,因此可以实现热加工变形,特别是一些Al含量低,Mo、W、Mn等强 β 稳定元素含量高的合金,已经可以在常规条件下进行锻造、轧制热变形^[5-6],这为 β 凝固 γ -TiAl合金工程化应用提供了有力保障。

在常见的 β 凝固 γ -TiAl合金体系中,Ti-Al-Mn系合金由于兼具低成本、易变形特点,近年引起了国内外学者的广泛关注^[6-8]。作者近期一些研究证实^[9],Ti-42Al-5Mn合金中富Mn的B2相在近服役温度会相继发生 $B2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, $\alpha_2 \rightarrow \text{Laves}$ 相变,B2相的失稳转变加速了合金的脆化,致使其高温稳定服役可靠性降低。在对B2相热稳定性调控时发现,微量Mo添加可显著提升Laves相形成能,抑制Laves相的析出^[10]。在此基础上,设计开发出无Laves相析出的Ti-44Al-3Mn-0.8Mo(TMM)合金^[11],但是这类合金高温应用时(如800 °C)仍存在抗氧化性不足的问题。W作为一种抗氧化性改善的典型元素,在Ti-48Al、Ti-42Al-5Mn合金均证实,微量W添加可明显提

升合金的高温抗氧化能力^[12-14],据此进一步采用W替代部分Mo元素,研发出了一种新型的Ti-44Al-3Mn-0.8(Mo,W)(TMMW)合金^[15],这类合金同时具有良好的组织稳定性和高温抗氧化性。

与钛合金相比, γ -TiAl基合金具有更优异的耐磨性,因此,人们也尝试将该类合金制造成一些有轻量化、耐磨性要求的结构部件,如内燃机气门部件,该部件在实际应用过程中,为了尽可能传递燃气燃烧产生的热量,降低气门杆部温度,气门杆部需要配备一些特定尺寸的导管摩擦副^[16-19]。为了大幅提高气门杆与导管间的耐疲劳磨损性能,对于铁、镍基气门材料表面经常采用镀铬或氮化处理。然而,TiAl合金是一种新型的材料,有关其表面涂层的应用报道仍相对较少。尽管如此,若能通过合金化方式最大程度改善基体自身的耐磨性也将对其在一些耐磨有更高要求的部件上的应用有很大的现实意义。在一些钢铁材料中发现,W合金化处理后能够改善高锰钢的硬度和抗拉强度^[16,20]。也有一些研究针对高铬铸铁进行表面W合金化用以提升材料表面区域显微硬度,达到改善材料耐磨性的目的^[21]。虽然W在TiAl合金中的积极作用,如改善热加工性,细化组织等^[5,12],已有一定的报道,但是对其添加带来的耐磨及拉伸性能的变化却鲜有报道。

收稿日期:2024-01-07

基金项目:季华实验室科研项目(X210291TL210);国家自然科学基金(51971215)

作者简介:杨心月,女,1999年生,硕士生,东北大学,辽宁 沈阳 110819,E-mail: 2247752781@qq.com

为此,本工作选择前期开发的TMM和TMMW 2类合金,测试了2类合金与不同导管之间的往复滑动摩擦行为,同时分析了2类合金显微硬度、拉伸性能及微观组织特征,系统探究了W替代部分Mo对Ti-Al-Mn-Mo系合金组织与性能的影响及其内在原因。

1 实验

以海绵钛、工业铝、提纯锰、铝钼中间合金、铝钨中间合金为原料,采用真空感应熔炼方式制备Ti-44Al-3Mn-0.8Mo(原子分数)合金和Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W(原子分数)合金铸锭,分别简称为TMM合金和TMMW合金,铸锭质量20 kg,重力浇注成4支尺寸为 $\Phi 50\text{ mm} \times 800\text{ mm}$ 的铸锭。随后对铸锭进行热轧变形,轧制变形是在大气环境下采用三辊Y型轧机一次多道次轧制成直径为12 mm的棒材,轧制初始变形温度为1380 °C,详细轧制过程可见文献[22]。对热轧棒进行1270 °C的高温处理,处理时间为30 min,冷却方式为空冷,然后在850 °C处理3 h,冷却方式为炉冷。

将热处理后的棒材制成 $\Phi 10\text{ mm}$ 的气门杆,气门杆表面粗糙度 R_a 为0.8。测试TiAl杆与PMF10E、5520这2种材质的导管之间的磨损行为,如图1所示。图2为气门杆和导管的工作原理图,气门杆和导管副配,气门杆的一端与传动部件连接,凸轮轴的旋转带动传动部件产生位置的变化,进而带动气门杆的位置变化,气门杆和导管之间产生相对的往复运动,在不断的往复运动过程中,气门杆和导管之间产生摩擦磨损。气门杆/导管间的摩擦磨损测试条件为:(1)100 °C,干摩擦;(2)气门往复运动速度(相当于凸轮轴转速)为1000 r/min,侧向力载荷为11.68 kg的条件下,气门以自传速度3.5 r/min、往复运动距离9 mm与导管之间进行干摩擦2 h。磨损试验完成后,采用STP FA2004型号天平测量气门杆和导管磨损前后质量,评估气门杆和导管往复摩擦过程的磨损量(g)。

材料硬度是衡量金属磨损性能的一项重要指标,硬

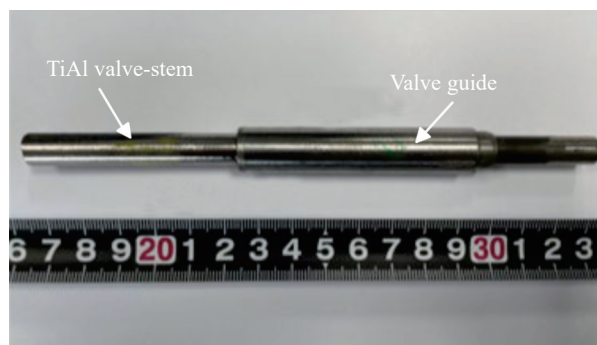


图1 TiAl合金气门杆和导管副配的实物图

Fig.1 Actual photograph of the TiAl valve-stem and valve guide

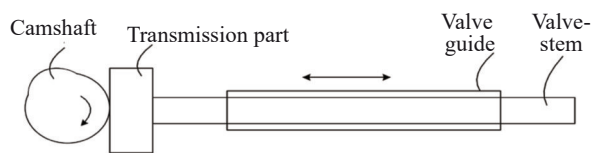


图2 气门杆和导管的工作原理图

Fig.2 Working schematic diagram of valve-stem and valve guide

度越大,材料抵抗弹性变形、塑性变形和破坏的能力越强。因此,本工作同时测量了热处理后两类合金表面的显微硬度。显微硬度在HVS-1000Z显微硬度仪上进行测量,载荷为300 g,保载10 s,测量位置不低于10个。另外,也对两类合金拉伸性能进行了测试,试样尺寸为M10 \times 60 mm,性能测试试验是在美国MTS高温拉伸试验机上测试,测试温度包括室温、750、800和850 °C,平行试样为3个,计算合金抗拉强度,屈服强度和延伸率的平均数值和方差。

对热处理后2种合金试样进行打磨、抛光等标准金相方法处理后,采用JXA-iHP200F场发射电子探针显微分析仪(EPMA)在背散射电子模式(BSE)下观察2种合金的显微组织结构,并用IPP 6.0图像分析软件测量和统计组织中(α_2/γ)片层团的晶团尺寸及体积分数。将上述2种样品安装在70°预倾斜支架上并在配备有EBSD检测器的场发射扫描电子显微镜(Verios 5 UC)上分析其相分布及相分数。采用Talos F200X G2透射电子显微镜(TEM)观察片层组织微观形貌,采用IPP 6.0图像分析软件测量和统计片层尺寸及片层厚度。

2 实验结果

2.1 耐磨性及硬度测试

图3示出的是2种材料制备的气门杆和5520、PMF10E这2种材质的导管之间的疲劳磨损量测试统计结果。可以看出,摩擦试验之后,气门杆与导管均发生了磨损,且导管的磨损量远高于气门杆的磨损量。对比2种合金与相同导管材料磨损量发现,气门杆合金成分变化后,即使采用相同导管材料,对应的气门杆和导管磨损量均存在明显区别。与TMM合金相比,TMMW合金自身的磨损以及与其副配的导管磨损量均较低。具体地,TMMW合金的气门杆与5520导管和PMF10E导管的磨损量与TMM合金相比,分别减少了16.6%和51.5%,两导管的磨损量减少了24.1%和14.8%。由此表明,对于Ti-Al-Mn-Mo系合金,采用W替代部分Mo后可以明显提升合金自身的耐磨性。

图4为2种合金的显微硬度对比结果,由图可知,对测试的10组数据进行平均后,TMM合金的显微硬度($HV_{0.3}$)为3376.1 MPa,采用W替代部分Mo之后TMMW

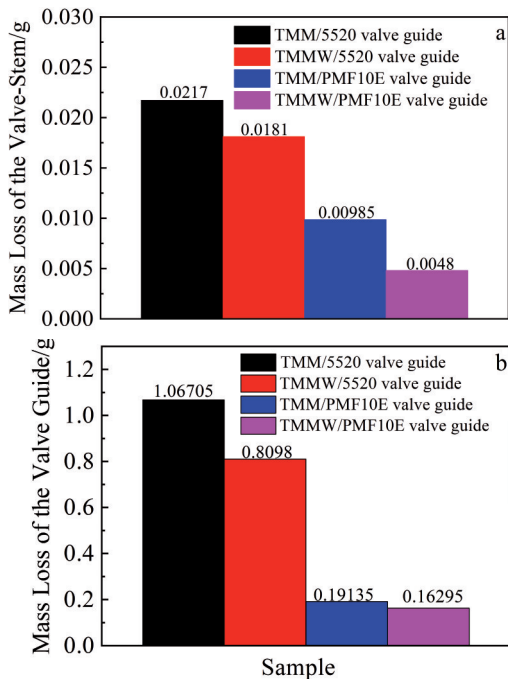


图3 TMM和TMMW材料制备的气门杆和5520、PMF10E材质导管的磨损量

Fig.3 Mass loss of the valve-stem manufactured by TMM and TMMW (a) and valve guide made by 5520 and PMF10E (b)

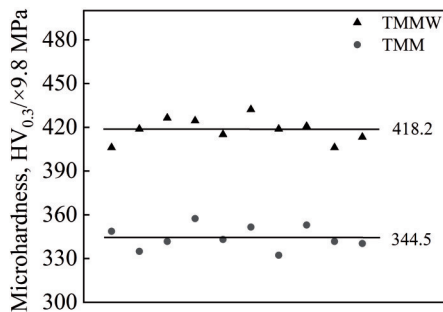


图4 TMM与TMMW的显微硬度

Fig.4 Microhardness of TMM and TMMW

合金显微硬度平均数值提高至 4098.4 MPa, 提高了 21.4%。结合上文 2 种合金与导管副配往复摩擦磨损测试结果可知, TMMW 合金具有更佳的耐磨性与其自身具有更高的显微硬度有密切关系。

2.2 拉伸性能测试

对 2 种合金热处理后的棒材进行了室温/高温拉伸测试, 并将结果列于图 5 中。从图中可以看出, 与 TMM 合金相比, TMMW 合金的拉伸强度更高。具体地, W 替代部分 Mo 后, 合金室温抗拉强度由 781.5 MPa 提高至 884.0 MPa, 提高了 13.1%, 屈服强度从 725.5 MPa 提高至 738.5 MPa, 仅提高了 1.8%。750、800 和 850 °C 的抗拉强度也有所提高, 分别提高了 12.9%, 11.4% 和 15.2%, 而屈

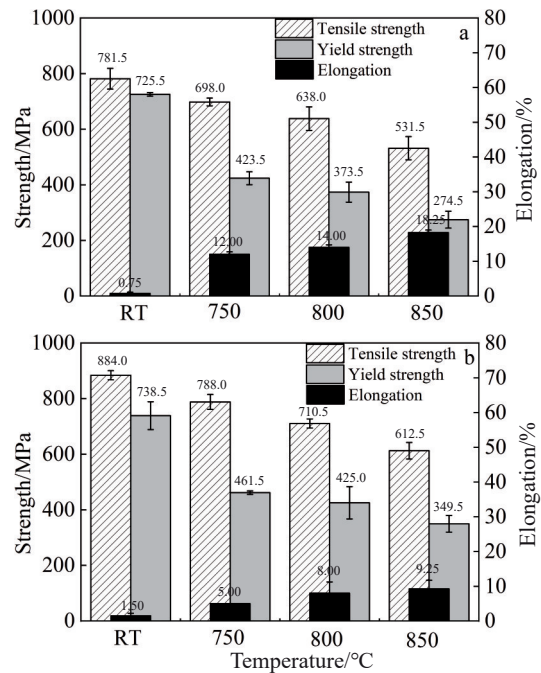


图5 TMM和TMMW合金室温和高温的拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of TMM (a) and TMMW (b) alloys at room temperature (RT) and high temperatures

服强度分别提高了 9.0%, 13.8% 和 27.3%。塑性方面, TMM 合金室温塑性(0.75%)低于 TMMW 合金(1.50%)。而高温拉伸时, 与 TMM 合金相比, TMMW 合金 750, 800 和 850 °C 拉伸时的延伸率分别降低了 7%, 6% 和 9%。

2.3 组织观察

图 6 为 TMM 合金和 TMMW 合金热处理之后的 EPMA-BSE 组织图。可以看出, 2 种合金热处理态的组织均为细小的 α_2/γ 片层团, 以及其界面处的块状 γ 和残余 β_0 相组成的近片层组织。片层体积分数及尺寸的统计结果列于表 1 中, 从表中可以看出, 与 TMM 合金相比, TMMW 合金片层团体积分数从 67.58% 提高至 80.65%, 提高了 13.07%, 而片层团尺寸从 30.66 μm 增大至 36.24 μm , 增加了 18.2%。

为了进一步分析 2 种合金的相构成及相体积分数变化, 对 2 种样品进行了 EBSD 分析, 如图 7 所示。可以看出, 2 种合金均由 γ 相, α_2 相和 β_0 相组成, 未发现其它相析出。对比而言, 可以发现, 相比 TMM 合金, TMMW 合金片层周围的 β_0 相有一定程度地减少。通过 EBSD 得到的相体积分数结果及片层尺寸统计结果, 对 2 种合金不同相的含量进行定量统计, 结果列于表 2。需要说明的是, EBSD 只能得到整体 γ 相的含量, 借助统计的片层团定量分析结果, 可以将片层团内部的 γ 片层和片层团周围的 γ 晶粒区分开, 具体区分方法为:

$$\gamma_A = 100\% - \beta_0(\text{EBSD}) - V_L \quad (1)$$

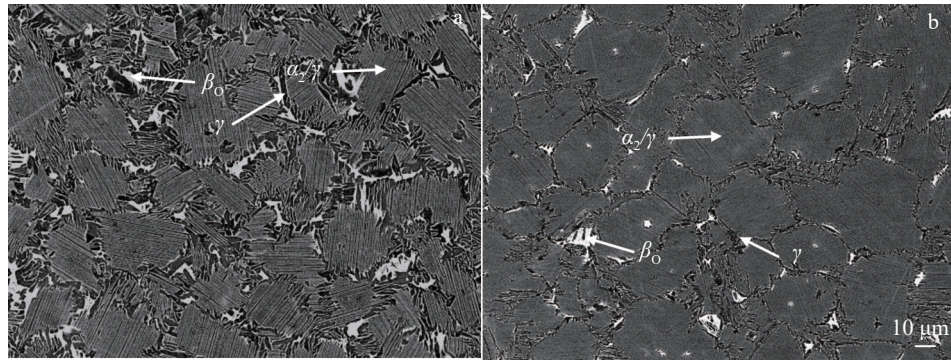


图6 TMM和TMMW合金的EPMA图

Fig.6 EPMA images of TMM (a) and TMMW (b) alloys

表1 TMM合金和TMMW合金中片层的体积分数和尺寸

Table 1 Volume fractions and sizes of lamella in TMM and TMMW alloys

Alloy	Lamellar content/vol%	Lamellar colony size/ μm	Thickness of α_2 lamella/nm	Lamellar spacing/nm
TMM	67.58 \pm 2.48	30.66 \pm 10.84	42.14 \pm 12.48	65.97 \pm 4.02
TMMW	80.65 \pm 2.07	36.24 \pm 14.03	17.17 \pm 10.71	42.05 \pm 3.99

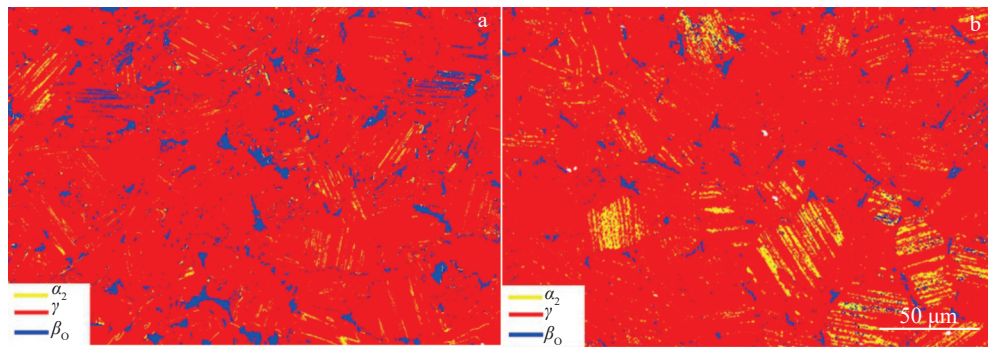


图7 TMM和TMMW合金的EBSD图

Fig.7 EBSD images of TMM (a) and TMMW (b) alloys

表2 TMM合金和TMMW合金组成相的相体积分数

Table 2 Phase fractions of TMM and TMMW alloys (vol%)

Alloy	α_2	β_0	γ phase in α_2/γ lamella	γ (at colony boundaries)	Total content of γ phase
TMM	2.32	5.96	65.26	26.46	91.72
TMMW	7.07	3.71	73.58	15.64	89.22

$$\gamma_L = \gamma(\text{EBSD}) - \gamma_A \quad (2)$$

其中, γ_A 为片层团周围 γ 相含量, $\beta_0(\text{EBSD})$ 为 EBSD 测得的 β_0 相含量, V_L 为统计软件测得的片层团体积分数, γ_L 为片层团内部 γ 相含量, $\gamma(\text{EBSD})$ 为 EBSD 测得的 γ 相含量。

通过表2可以看出,相较于TMM合金,TMMW合金显微组织中 β_0 相减少了2.25%,降低幅度为37.8%; γ 片层含量增加了8.32%,幅度为12.7%,片层周围 γ 相的含量降低了10.82%,降幅为40.9%,整体的 γ 相稍有减少,降低数值2.50%,幅度为2.72%; α_2 相含量增加了4.75%,增

加幅度为204.7%。上述2种合金 β_0 、 γ 和 α_2 三相含量存在的差异与合金中 β 相稳定元素含量及各自的强弱有关,这将在后文分析中加以详述。

图8为2种合金热处理之后片层内部的TEM图。可以看出,片层团是由典型的 α_2 片层(黑色)和 γ 片层(灰色)交替排列组成,片层均较为完整、平直,且满足 Blackburn 晶体学位向关系 $[011]_{\gamma} // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$, 用图像分析软件对 α_2 片层厚度及片层间距进行了测量,统计结果列于表1。可见,W替代部分Mo后,片层结构对应的片层间

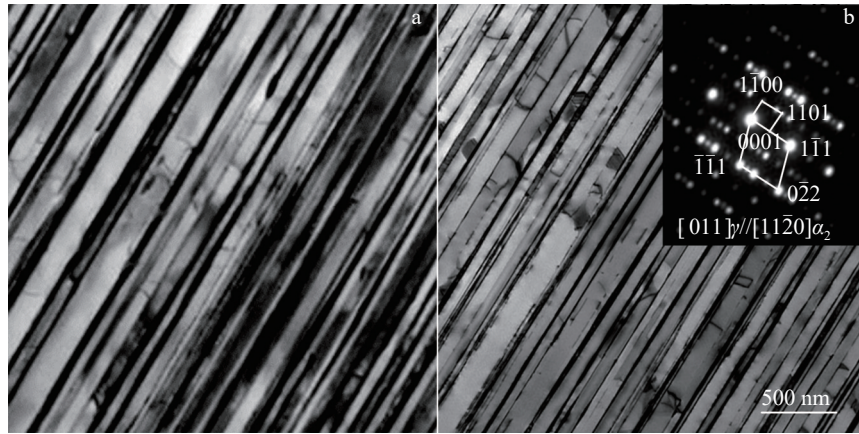


图8 TMM和TMMW合金的片层组织TEM图

Fig.8 TEM images of lamellar structure of TMM (a) and TMMW (b) alloys

距从 65.97 nm 减小至 42.05 nm, 减小幅度达到 36.3%, α_2 片层厚度从 42.14 nm 减小至 17.17 nm, 减小幅度为 59.3%, 即 W 的添加使片层间距得到明显细化。

3 分析与讨论

3.1 W 替代部分 Mo 对合金组织的影响

前文实验结果表明, TMM 和 TMMW 合金均为近片层组织, 但两者的相含量和晶粒尺寸存在一定区别。具体地, W 替代部分 Mo 后, Ti-Al-Mn-Mo 系合金组织中残存的 β_0 相和 γ 相含量降低, α_2 相含量明显增加, 片层组织含量和晶团尺寸增加, 片层间距明显减小。

通常而言, β 凝固 γ -TiAl 合金中 β_0 相含量与 β 稳定元素添加的含量与种类有关, 因此, 可以认为由于 TMM 和 TMMW 2 种合金中 β 相稳定元素的不同使得各自相构成存在上述差异。然而, 目前相关文献报道的 W 和 Mo 对 β 相的稳定作用仍存在一定分歧。如, Sun 等^[23] 基于 Ti-48Al 合金体系, 得出 Cr 当量(式(3))用以评估不同合金元素对 β 相的稳定作用。需要说明的是, Cr 当量公式当中合金元素系数越大, 说明该合金元素对 β 相稳定作用越强。由式(3)可知, 在 Ti-48Al 体系中, W 和 Mo 对 β 相稳定作用相同。Kong 等^[24] 基于 Ti-43Al 合金体系得出室温和 1200 °C 条件下的 Mo 当量(式(4)和式(5))。可以看出, 室温条件下, W 和 Mo 对 β 稳定作用相当, 而高温下 W 的作用则为 Mo 的 2 倍。此外, Kim 等^[4] 基于不同元素对 Ti-44Al 合金 β 相形成影响总结出 Nb 当量(式(6)), 认为 Mo 的 β 稳定作用略强于 W, 为 W 的 4/3 倍。即是说, W 和 Mo 在关于 γ -TiAl 合金体系中对 β 相的稳定作用强弱顺序与合金中 Al 含量以及温度范围有密切关系。基于本研究中 2 种合金热处理后显微组织中对应的残存 β_0 相含量, 可以初步认为, 在 TMM 和 TMMW 合金中, 室温条件下 Mo 的 β 稳定作用要稍强于 W, 这与 Kim 等^[4] 研究结

果相吻合。值得指出的是, 本研究中合金 Al 含量与 Kim 等^[4] 研究体系 Al 含量相同, 据此也可推知, γ -TiAl 合金中 β 相稳定元素强弱程度除与自身特征有关外, 还与合金中 Al 含量存在密切的关系。

$$[\text{Cr}] = \text{Cr} + \text{Mn} + 3/5\text{V} + 3/8\text{Nb} + 3/2(\text{W} + \text{Mo}) + 3\text{Fe} \quad (3)$$

$$[\text{Mo}]_{\text{eq-RT}} = \text{Mo} + \text{W} + 1/3\text{Cr} + 1/4\text{Mn} + 1/4\text{V} + 1/9\text{Nb} \quad (4)$$

$$[\text{Mo}]_{\text{eq-HT}} = \text{Mo} + 2\text{W} + 1/2\text{Cr} + 1/3\text{Mn} + 1/5\text{V} + 1/10\text{Nb} \quad (5)$$

$$[\text{Nb}] = 1/3\text{Cr} + 1/2\text{Mn} + 1/2\text{V} + 1/6\text{Mo} + 1/8\text{W} \quad (6)$$

为进一步探究 2 种合金中 W 和 Mo 元素的 β 稳定作用, 引入了不同相中合金元素的分配系数进行分析。为了说明 TMM 和 TMMW 合金中 W 和 Mo 元素的 β 稳定作用强弱, 本研究主要考虑基体 γ 相和 β_0 相的元素分配行为。表 3 为 TMM 合金和 TMMW 合金 β_0 、 γ 相的化学成分及分配系数, 元素在相中的分配系数定义为

$$k_{i\gamma}^j = c_i^j / c_\gamma^j \quad (7)$$

式中, c_i^j 为 j 元素在 i 相中的浓度; c_γ^j 为 j 元素在 γ 相中的浓度。当 $k_{i\gamma}^j > 1$ 时, j 元素倾向富集在 i 相中, 反之, 则富集在 γ 相中。

由表 3 可知, 除 Al 元素在 β_0 相中分配系数小于 1.0 外, 其余元素对应的分配系数均大于 1.0, 说明 Al 元素主要富集在 γ 相中, 而其它元素均倾向富集于 β_0 相中。值得注意的是, 用 0.4% W (原子分数, 下同) 替代部分 0.4% Mo 之后, TMMW 合金中 β_0 相 W、Mo 绝对含量平均数值分别为 1.14% 和 1.27%, 也就是说, 在添加相同含量 W、Mo 时, β_0 相中富集 Mo 的含量稍高于 W, 高出幅度约为 11.4%, 这进一步证明在 TMM 和 TMMW 合金中, Mo 比 W 的 β 稳定作用更强。另一方面, 对比发现, 2 种合金的 $k_{\beta_0/\gamma}^{\text{Ti}}$ 、 $k_{\beta_0/\gamma}^{\text{Al}}$ 、 $k_{\beta_0/\gamma}^{\text{Mo}}$ 数值相近, 表明用 W 替代部分 Mo 后, 并未明显影响 β_0 、 γ 相中 Ti、Al、Mo 元素的分配倾向。相反, 可以看出, 2 种合金的 $k_{\beta_0/\gamma}^{\text{Mn}}$ 数值却存在一定差异, 即用 W 替代部分 Mo 后, 合金的 $k_{\beta_0/\gamma}^{\text{Mn}}$ 数值由 2.84 提高至 3.01, 提

表3 TMM合金和TMMW合金组成相的化学成分及分配系数
Table 3 Chemical composition and partition coefficients of TMM alloy and TMMW alloy components (at%)

Alloy		Ti	Al	Mn	Mo	W
TMM	β_0	57.76±0.65	34.01±0.51	6.36±0.17	1.87±0.32	-
	γ	51.83±0.02	45.37±0.01	2.24±0.02	0.55±0.03	-
	$k_{\beta_0/\gamma}^Mn$	1.11	0.75	2.84	3.40	-
TMMW	β_0	56.20±0.58	33.13±1.01	8.25±0.40	1.27±0.01	1.14±0.01
	γ	51.87±0.35	44.69±0.43	2.74±0.07	0.37±0.02	0.33±0.02
	$k_{\beta_0/\gamma}^Mn$	1.08	0.74	3.01	3.43	3.45

高幅度约为5.6%。分析认为,W替代部分Mo之后之所以会影响Mn在 β_0 相中的富集倾向,是由于W、Mo的 β 稳定作用均明显高于Mn,二者在 β_0 相中的富集倾向均会比Mn更强,即是说,它们的添加倾向降低合金的 $k_{\beta_0/\gamma}^{Mn}$ 数值,这在本团队已发表的研究结果中得到了证实^[25-26]。基于此原理可以认为,正是由于0.4% Mo-0.4% W整体对 β 稳定作用稍弱于0.8% Mo,因此W替代部分Mo后会在一定程度上增加合金的 $k_{\beta_0/\gamma}^{Mn}$ 数值。

上述分析表明,在Ti-44Al-3Mn-0.4Mo合金中,Mo的 β 稳定作用要稍强于W。即是说,2种合金高温发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变程度会存在一定差异。对于TMMW合金,由于0.4% Mo-0.4% W的 β 稳定作用要弱于0.8% Mo,因此其 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变程度会更高,也就是说,将有更多的高温 β 相发生转变,这将使得高温下合金 α 相含量增多及尺寸增加,进而由高温 α 相转变而来的 α_2/γ 片层的体积分数、片层晶团尺寸以及 α_2 相含量均出现不同程度的提高。此外,已有一些文献报道发现,W会在 γ/γ 和 α_2/γ 界面偏析,对片层起到钉扎作用,影响 γ 与 α_2 层片的侧向生长,从而减缓片层厚度方向生长速度,起到细化片层的作用^[27]。由于W的 β 稳定效果较Mo弱,所以Mo更倾向于富集在 β_0 相中,而W元素则会较多分布于片层团内,W沿着晶界的偏析会抑制片层向厚度方向生长,细化片层。因此,TMMW合金具有更窄的片层间距与W元素自身的钉扎作用有直接关系。

3.2 合金耐磨性演变的原因

通常而言,金属的耐磨性与其表面硬度和内部组织有关^[28-29]。金属在发生磨损时,摩擦表面的微凸起或磨粒会对表面存在切削作用,硬度较高的表面抵御这种作用的能力较强,所以通常硬度和耐磨性能呈正相关,这也在本工作的研究结果中得到证实。关于W改善金属材料的耐磨性、显微硬度及其机理已有一些报道。在高铬铸铁中研究认为,表面W合金化会形成高硬度的硬脆相 Fe_3W_3C ,从而提高表面硬度^[21]。此外,W合金化也可通过细晶强化、固溶强化和弥散强化综合作用提高高锰钢

的硬度^[20]。但是关于W对 γ -TiAl合金耐磨性影响及其机理的研究仍较少。基于上述分析,本文认为TMMW合金较TMM合金具有更佳的耐磨性与其组织、相存在的差异有密切关联。目前的研究已证实, β 凝固的 γ -TiAl合金中 α_2 相、 β_0 相和 γ 相的硬度有区别^[30-32]。有研究还指出, α_2 相的硬度高于 β_0 相和 γ 相,即 $\alpha_2 > \beta_0 > \gamma$, α_2 相含量的增加有利于合金硬度的提高^[28]。从表2中可以看到,TMMW合金硬度最高的 α_2 相含量增加4.75%,而硬度相对较低的 β_0 相减少2.25%、 γ 相减少2.5%,这使得整体硬度提高21.4%。而磨损行为试验结果表明,TMMW合金在和导管摩擦的过程中气门和导管的磨损量都要小于TMM合金,耐磨性能的提高归因于W替代部分Mo之后硬度的提高。此外,细小的片层组织也有利于硬度和耐磨性能^[29]。在合金受到摩擦时,产生的高应力集中会导致材料中出现位错活动,在片层内会导致片层发生弯曲以及产生裂纹,片层不连续的地方更利于裂纹的萌生,快速扩展及断裂^[33]。对于近片层组织, α_2/γ 片层界面更易阻碍位错的运动,所以片层含量的增加也对耐磨性能有利。从表1中可以看出,用0.4W-0.4Mo替换0.8Mo之后片层的体积分数增加了13.07%,而片层的增加将对耐磨性能起到积极作用。此外,从图8可以看出,2种合金片层平直连续,几乎不存在对裂纹萌生及扩展有利的位置,所以片层更细的TMMW合金的耐磨性能更优异。

3.3 拉伸性能

拉伸性能测试结果表明,TMMW合金的拉伸强度要高于TMM合金,不同温度下的抗拉强度均较TMM合金提升10%以上,但室温拉伸时屈服强度仅提高了1.8%;塑性方面,TMM合金的高温塑性更好,高于TMMW合金7%左右,但室温塑性更低。性能的不同一方面与 α_2/γ 片层有关,另一方面与片层团周围的 γ 相和 β_0 相也有关系。W替代部分Mo之后片层团体积分数增加了13.07%,片层间距减小了36.3%, α_2 片层厚度减小了59.3%,细片层的界面会对位错的运动造成阻碍,增加跨

层变形和层间变形的阻力,使强度提高^[34];另一方面因为 TMM 合金片层周围的 β_0 相含量更高,而 β_0 相室温下为脆性相,在受到拉应力时,由于变形不协调,容易产生应力集中,当应力达到一定阈值后萌生裂纹,裂纹易在 β_0 相与 γ 相或 α_2/γ 片层团的边界处形成并扩展,当裂纹密度足够高时样品开裂失效^[35]。所以片层团周围的 β_0 相含量增多会更易萌生裂纹,恶化合金的室温塑性,使脆性的 TMM 合金在室温拉伸过程中塑性变形阶段没有完全结束就发生了断裂,从而导致虽然 TMM 合金屈服强度降低不明显,但抗拉强度有较明显下降。此外,虽然 β_0 相为室温脆性相,但在高温下 β_0 相会发生软化,更易变形,所以高温拉伸时, β_0 相对塑性是有利的。高温拉伸时,高温下原子扩散和热激活等过程会加速位错运动,温度的升高也会降低晶格对位错运动的阻力使变形更加容易。由于 γ 相比较软,可开动滑移系数数量相对更多,孪晶开动活跃,变形能力更优,所以 γ 相的增加,尤其是片层团周围的 γ 相的增加,对塑性有利^[32],所以高温下 TMM 合金的塑性有明显提高。分析认为,拉伸性能的变化是由 α_2/γ 片层,片层团周围 γ 相和 β_0 相共同作用的结果。

4 结论

1) Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (TMMW) 合金与 Ti-44Al-3Mn-0.8Mo (TMM) 合金热处理后均为近片层组织,但 TMMW 合金的片层体积分数更高,片层团尺寸稍大,片层间距和片层厚度更小。

2) 用 W 替换部分 Mo 之后,合金的 α_2 相含量增加, β_0 相和 γ 相含量减少,使得 TMMW 合金的硬度较 TMM 合金提高了 21.4%。

3) TMMW 合金制备的气门杆和 5520、PMF10E 这 2 种材质的导管摩擦后的磨损量与 TMM 合金相比,分别减少了 16.6% 和 51.5%,耐磨性能更好,这归因于硬度的提高。

4) 用 W 替换部分 Mo 之后,合金的室温和高温拉伸抗拉强度和屈服强度都有所提高,室温延伸率由 0.75% 提升至 1.50%,而高温拉伸塑性降低了 6%~9%。

参考文献 References

[1] Appel F, Clemens H, Fischer F D *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2016, 81: 55
 [2] Chen Guang, Peng Yingbo, Zheng Gong *et al.* *Nature Materials*[J], 2016, 15(8): 876
 [3] Perepezko J H. *Science*[J], 2009, 326(5956): 1068
 [4] Kim Young Won, Kim Sang Lan. *JOM*[J], 2018, 70(4): 553
 [5] Wang Guodong(王国栋), Wang Dan(王丹), Xue Shaobo(薛少博) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(1): 16
 [6] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2002, 47(6): 399

[7] Butler C J, McCartney D G. *Intermetallics*[J], 1999, 7(6): 663
 [8] Chen Leyi, Li Chonghe, Qiu Aitao *et al.* *Intermetallics*[J], 2010, 18(11): 2229
 [9] Tang Hongjian, Li Xiaobing, Ma Yingche *et al.* *Intermetallics*[J], 2020, 126: 106932
 [10] Tang Hongjian, Xing Weiwei, Li Xiaobing *et al.* *Intermetallics*[J], 2021, 128: 107022
 [11] Liu Kui(刘奎), Li Xiaobing(李小兵), Ma Yingche(马颖澈) *et al.* *China Patent*(中国专利), CN113528891A[P]. 2021
 [12] Li Xiaobing(李小兵), Qian Kun(潜坤), Shu Lei(舒磊) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(10): 1401
 [13] Shida Yoshiaki, Anada Hiroyuki. *Corrosion Science*[J], 1993, 35(5-8): 945
 [14] Shida Yoshiaki, Anada Hiroyuki. *Materials Transactions*[J], 1994, 35(9): 623
 [15] Li Xiaobing(李小兵), Liu Kui(刘奎), Chen Bo(陈波) *et al.* *China Patent*(中国专利), CN116716512A[P]. 2023
 [16] Gebauer K. *Intermetallics*[J], 2006, 14(4): 355
 [17] Liu K, Ma Y C, Gao M *et al.* *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 925
 [18] Keller M M, Jones P E, Porter W J *et al.* *JOM*[J], 1997, 49(5): 42
 [19] Eylon D, Keller M M, Jones P E. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 703
 [20] Wan Wenfeng(王文锋), Zhuang Wenwei(庄文玮), Zhang Piao(张飘) *et al.* *Mechanical & Electrical Engineering Technology*(机电工程技术)[J], 2021, 50(9): 55
 [21] Zhang Zhexuan(张哲轩), Zhou Zaifeng(周再峰), Shan Quan(山泉) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(z1): 362
 [22] Hao Junjie, Qian Kun, Li Xiaobing *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26, 7722
 [23] Sun F S, Cao C X, Yan M G *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(7): 1573
 [24] Kong Fantao, Cui Ning, Chen Yuyong *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(11): 5574
 [25] Li Xiaobing(李小兵), Zhao Pengxiang(赵鹏翔), Chen Bo(陈波) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3850
 [26] Li Xiaobing, Tang Hongjian, Xing Weiwei *et al.* *Intermetallics*[J], 2021, 136: 107230
 [27] Sun Hongliang(孙红亮), Sun Cai(孙才), Huang Zewen(黄泽文) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2011, 40(22): 15
 [28] Chu C L, Wu S K. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 33(1): 139
 [29] Pradeep G V K, Duraiselvam M, Prasad K S *et al.* *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2020, 73(6): 1661
 [30] Kempf M, Göken M, Vehoff H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329: 184
 [31] Göken M, Kempf M, Nix W D. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(5): 903
 [32] Schloffer Martin, Rashkova Boryana, Schöberl Thomas *et al.*

Acta Materialia[J], 2014, 64: 241

Design[J], 2016, 106: 90

[33] Rastkar A R, Bloyce A, Bell T. *Wear*[J], 2000, 240(1–2): 19

[35] Dong Shulin, Chen Ruirun, Guo Jingjie *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(4): 1097

[34] Li Huizhong, Qi Yelong, Liang Xiaopeng *et al. Materials &*

Effect of W Replacing Part of Mo on Wear Resistance and Tensile Property of Ti-Al-Mn-Mo Alloy

Yang Xinyue^{1,2}, Li Xiaobing², Xue Peng², Chen Bo², Shu Lei², Niu Hongzhi¹, Liu Kui²

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Materials Science and Technology Research Department, Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, China)

Abstract: The wear resistance and tensile property of two low-cost, easy-to-deform Ti-44Al-3Mn-0.8Mo (TMM) and Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (TMMW) alloys (atomic fraction, %, the same below) were comparatively tested. The effects of replacing 0.8 Mo with 0.4Mo-0.4W on their wear resistance, microhardness, tensile property and microstructure were analyzed. The results show that replacing part of Mo with W can obviously improve the wear resistance and microhardness of Ti-Al-Mn-Mo alloy, and also increase the tensile strength of the alloy at room temperature and high temperature. The room temperature elongation is increased from 0.75% to 1.50%, while the high temperature elongation is slightly reduced. It is found that the β -stabilizing effect of W in the alloys is slightly weaker than that of Mo, and the replacement of W reduces the content of β_0 phase and γ phase remaining in the structure, increases the content of α_2 phase obviously, increases the content of lamellar structure, and decreases the lamellar spacing. The higher microhardness and better wear resistance of TMMW alloy are closely related to the changes of microstructure and phase composition. The decrease in β_0 phase content, the increase in lamellar content and the decrease in lamellar thickness are the main reasons for the higher tensile strength and better room temperature elongation of the alloy after W replaces part of Mo.

Key words: β -solidifying γ -TiAl alloy; wear resistance; tensile property; microstructure; W and Mo

Corresponding author: Li Xiaobing, Ph. D., Professor, Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, P. R. China, E-mail: lixb@jihualab.ac.cn