

SPS 制备 Ti-18Mo-xSi 合金的高温氧化行为研究

汝金明, 王月美, 阮红雁, 周玉华, 许晓静, 李建伟

(江苏大学 先进制造与现代装备技术工程研究院, 江苏 镇江 212013)

摘要: 采用高能球磨-放电等离子烧结技术制备了 Ti-18Mo、Ti-18Mo-0.5Si、Ti-18Mo-1Si 和 Ti-18Mo-2Si 4 种合金, 研究了 Si 含量对合金微观结构、相组成的影响及 700 和 800 °C 空气中合金的氧化行为。结果表明: 烧结合金中主要由 Ti (Mo) 固溶体组成, 添加 Si 元素合金出现了 Mo₅Si₃ 相。在 700 和 800 °C 空气中分别氧化 100 h 后, 合金表面主要有 TiO₂、TiO、MoO₂ 和 MoO₃ 相, 添加 Si 元素的合金氧化后还出现了 SiO₂ 相。4 种合金在 700 °C 下的氧化增重明显小于 800 °C 下的氧化增重, Ti-18Mo-0.5Si 合金在 700 和 800 °C 下平均氧化速率分别为 0.09 和 0.10 g·(m²·h)⁻¹, 其抗氧化性明显优于其他合金。

关键词: Ti-18Mo-xSi 合金; 放电等离子烧结; 微观结构; 物相组成; 氧化行为

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)03-1075-08

钛合金具有比强度高、塑性好、耐腐蚀、生物相容性好等优点, 在航空航天、航海、生物医学、汽车等领域有着广泛的应用^[1]。近年来, 高 Mo 含量的钛合金引起学者的广泛关注^[2-4]。Mo 元素不仅具有与 Ti 相似的晶格常数、相同的结构类型和空间点群, 而且还可以在高温下完全溶解于钛中并形成 β 钛合金^[5]。Ti 与 Mo 的合金化不仅可以提升钛合金的室温强度和断裂韧性^[6], 同时高 Mo 含量的钛合金还可以用于高温环境中, 如 β 21s^[7]、Ti6246^[8]等。值得注意的是, 此类钛合金中含有的 Si 元素可以与 Ti 和 Mo 形成 Ti-Si 金属间化合物(如 Ti₅Si₃)^[9]和 Mo-Si 金属间化合物(如 MoSi₂)^[10]。与其他金属硅化物相比, 这 2 种过渡族金属硅化物具有熔点高、密度适中、高温环境下抗氧化性能和力学性能好等优点^[11], 同时 Si 元素在氧化过程中可以在合金表面生成 SiO₂, 阻碍氧扩散到合金内部^[12], 进而提升钛合金的抗氧化性能。Katsuuki 等人^[13]研究了 Mo-Si-Ti 合金的氧化行为。氧化过程中, 非晶 SiO₂ 和金红石相的生成改善了 Mo-Si-Ti 合金的抗氧化性能, (Mo_{0.9}, Ti_{0.1}) Si₂ 在 1500 °C 下具有良好的抗氧化性能。Oh 等人^[14]采用加氢脱氢工艺制备了 Ti-Mo-Si 粉末并研究了其抗氧化性能。Si 元素对 Ti-Mo-Si 合金粉末的抗氧化性能有着显著影响, 随着 Si 含量的增加, 1500 °C 下 Ti-Mo-Si 合金粉末的氧化增重从 8.85% 下降至 7.5%。因此, 高 Mo 含量的 Ti-Mo-Si 合金集成了

Ti-Si 金属间化合物和 Mo-Si 金属间化合物各自的优势, 在高温有氧环境下极具潜力。

粉末冶金工艺特别适合钛合金的加工, 然而传统的烧结工艺所获得的钛合金质量不高, 存在较多的孔洞、裂纹等缺陷, 仍需要后续加工来提升钛合金质量^[15]。与传统烧结工艺相比, 放电等离子烧结技术(SPS)具有升降温速率快、烧结时间短、烧结温度低、样品致密度高等优点, 可以有效改善传统烧结工艺导致的成分偏析和组织不均匀等问题^[16]。

本研究采用高能球磨-放电等离子烧结工艺制备了 4 种 Ti-18Mo-xSi 合金, 并分别在 700 和 800 °C 空气中进行了 100 h 的氧化实验。通过分析 4 种合金氧化前后的表面形貌、横截面形貌、物相组成、氧化动力学曲线等, 初步探究 SPS 制备 Ti-18Mo-xSi 合金的高温氧化行为。

1 实验

实验原料为 Ti (50~75 μm, 99%, 国药集团化学试剂有限公司)、Mo (≤75 μm, 99%, 国药集团化学试剂有限公司)、Si (≤75 μm, 99%, 国药集团化学试剂有限公司)单质粉末, 根据 4 种名义成分 Ti-18Mo、Ti-18Mo-0.5Si、Ti-18Mo-1Si 和 Ti-18Mo-2Si 进行配比, 随后将粉料在 QM-3SP4 型行星式球磨机上以 400 r/min 的转速球磨 48 h (球料比为 8:1), 球磨后的

收稿日期: 2019-03-20

基金项目: 国家自然科学基金青年基金 (51801073); 江苏省自然科学基金面上项目 (BK20181448); 江苏省高等学校自然科学研究面上项目 (17KJB430009); 江苏大学高级人才科研启动基金 (15JDG150)

作者简介: 汝金明, 男, 1982 年生, 博士, 助理研究员, 江苏大学先进制造与现代装备技术工程研究院, 江苏 镇江 212013, E-mail: jmru@ujs.edu.cn

粉末在 100 °C 下真空干燥 10 h。最后将粉末倒入 $\phi 30$ mm 的石墨模具中, 在 DR.SINTER 型 SPS-3.20 设备中进行放电等离子烧结, 具体工艺参数为: 升温速率为 100 °C/min, 烧结温度至 1200 °C, 并在此温度下保温 5 min, 压力为 50 MPa, 加热结束后随炉冷却, 速率为 25 °C/min。将 Ti-18Mo-xSi 合金烧结样品切成尺寸为 7 mm×7 mm×5 mm 的样品, 采用阿基米德排水法测试计算样品的显气孔率, 在 700 和 800 °C 空气中进行氧化实验, 分别在 20、40、60、80、100 h 时将试样取出, 冷却后称重, 通过测量样品氧化增重随时间的变化来分析样品的氧化行为。

采用质量增加法研究合金的氧化行为, 平均氧化速率 (K^+) 如式(1):

$$K^+ = \Delta m / S t \quad (1)$$

式中, Δm 是特定时间下的增重, S 是表面积, t 是时间。

采用 IT-300 扫描电镜 (SEM)、X 射线能谱 (EDS) 仪和 X 射线衍射 (XRD) 仪分析样品氧化前后微观结构、物相组成、氧化膜厚度等。

2 结果与分析

2.1 Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金氧化前微观形貌和物相组成

图 1 为烧结后 Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金的微观形貌。从图 1 可以看出, 4 种合金表面组织均匀, 均由深色基体组织和白色颗粒组成, 各个组分也分布

比较均匀且没有明显的定向性。随着 Si 含量的增加, Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金的显气孔率分别为 0.324%、0.218%、0.333%、0.347%。Ti-18Mo 合金在烧结过程中主要发生 Ti-Mo 之间的固-固扩散反应, 合金表面的白色颗粒很有可能是球磨过程中引入的杂质。添加 Si 元素后 Ti-18Mo-xSi($x=0, 0.5, 1, 2$)合金的致密性有些提高, 一方面是由于 Si 与 Ti、Mo 在高温下会发生反应生成金属硅化物; 另一方面是由于 Si 熔化填充了合金的气孔, 但随着 Si 含量的提高, 体系中元素相互反应生成了较多的金属硅化物, 导致合金的致密性有所降低。这表明, 适量的 Si 元素有助于提高 Ti-18Mo 系合金的致密度, 而过量的 Si 元素反而会降低其致密度, Ti-18Mo-0.5Si 合金的致密度最高。

图 2 为烧结后 Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金的 XRD 图谱。由图 2 可以看出, Ti-18Mo 合金主要含有 Ti, 此外还生成了少量的 Ti_xMo_y , 说明 Ti 和 Mo 之间发生了反应。加 Si 的合金主要含有 Mo_5Si_3 、 Ti_5Si_3 和 Ti_5Si_4 相, 比较 4 种合金衍射峰的强度可知, Mo_5Si_3 和 Ti_5Si_3 相的衍射峰强度随着 Si 含量的增加逐渐增强, 而 Ti_5Si_4 相的衍射峰强度逐渐减弱, 这可能是因为 Si 元素促进了 Ti_5Si_4 相向 Ti_5Si_3 相的转变。随着 Si 含量的增加, 大部分硅化物的衍射峰半峰宽明显变宽, 说明物相数量增多, 组成元素的晶粒尺寸变小。由此可知, Si 元素可以细化晶粒, 增强固溶效果, 提高烧结质量^[17,18]。

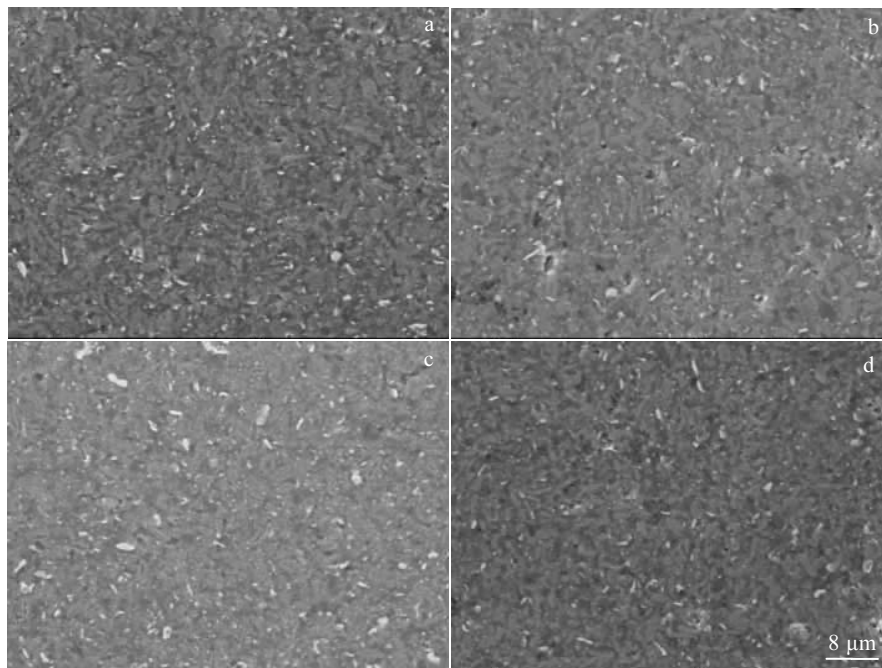


图 1 烧结后合金微观形貌

Fig.1 Microstructures of sintered alloys: (a) Ti-18Mo, (b) Ti-18Mo-0.5Si, (c) Ti-18Mo-1Si, and (d) Ti-18Mo-2Si

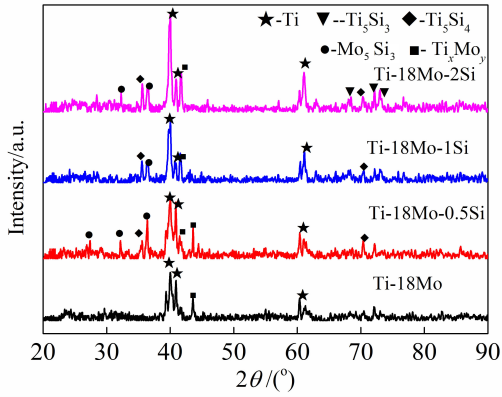


图 2 Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)合金 XRD 图谱
Fig.2 XRD patterns of Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)

2.2 Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)合金氧化后形貌

图 3 为 Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)合金分别在 700 和 800 °C 下氧化 100 h 后的宏观形貌。由图可知, 4 种合金氧化后的表面形貌基本相似, 均有一层黄色的氧化产物。700 °C 下氧化后的合金表面较为平整, 与其他合金相比, Ti-18Mo-0.5Si 表面颜色分布较为均匀, 而其他 3 种合金表面深褐色和浅黑色区域较多。800 °C 下, 合金表面存在较多的氧化产物, 其中, Ti-18Mo-1Si 合金边缘区域还存在明显的剥落现象, Ti-18Mo 和 Ti-18Mo-2Si 合金表面部分区域变得粗糙且存在肉眼可见的孔洞, 合金表面存在着较严重的氧化现象, 氧化程度明显高于 700 °C 下合金的氧化程度。

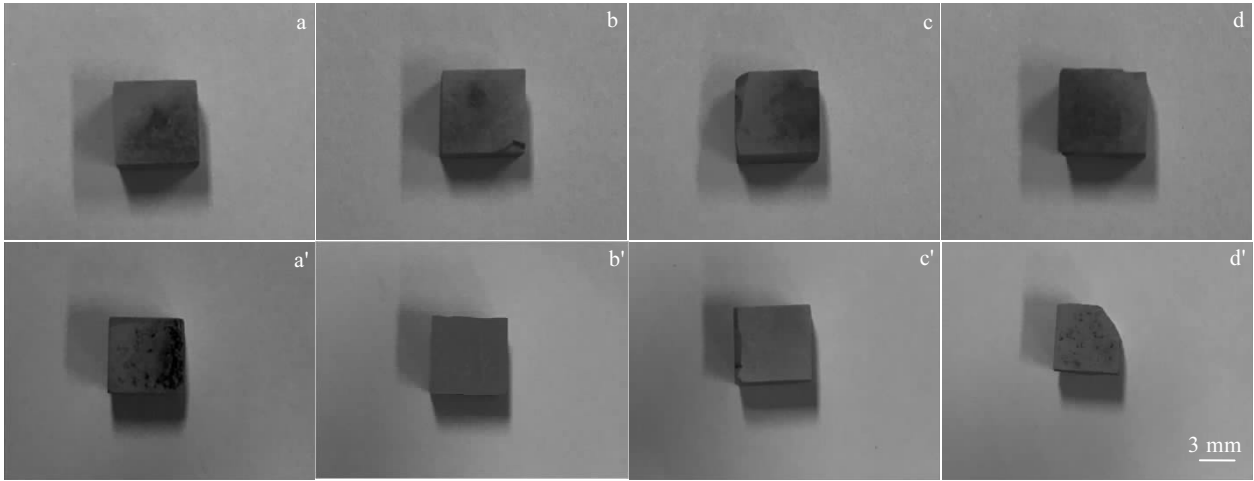


图 3 合金氧化后的宏观形貌

Fig.3 Morphologies of Ti-18Mo-xSi alloys after oxidation at 700 °C (a~d) and 800 °C (a'~d') for 100 h: (a, a') Ti-18Mo; (b, b') Ti-18Mo-0.5Si; (c, c') Ti-18Mo-1Si; (d, d') Ti-18Mo-2Si

图 4 为 Ti-18Mo-xSi 合金分别在温度 700 和 800 °C 下氧化 100 h 后微观形貌。由图 4 可知, 合金在 700 °C 氧化 100 h 后, Ti-18Mo 合金表面形成了较为致密的氧化组织, 添加 Si 元素的合金表面呈现花簇状组织, 其中 Ti-18Mo-0.5Si 合金表面组织较为均匀且存在着尺寸较小的孔洞, 随着 Si 含量的增加, 合金表面组织呈现条状特点, 并且组织有着明显增大且向外生长的趋势。随着氧化温度的升高, Ti-18Mo 合金的表面组织明显长大且出现了较为明显的裂纹, 随着 Si 含量的增加, 合金表面均分布着颗粒状组织且组织存在明显长大的趋势, 其中 Ti-18Mo-2Si 合金表面不仅存着尺寸较大的颗粒状组织, 同时表面还有明显气孔和孔洞。与 800 °C 氧化样品相比, 700 °C 下合金氧化的表面形貌较为平整, 孔洞、裂纹等缺陷较少。

图 5 为 Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)合金分别在温度 700 和 800 °C 下氧化 100 h 的 XRD 图谱。从图中可以看出, 不同温度下合金表面的氧化产物有所差异, 但都主要为 Ti 的氧化物和 Mo 的氧化物, 添加 Si 元素的合金氧化后的产物, 还出现了 SiO₂ 相。700 °C 下 Ti-18Mo 合金氧化后的表面产物主要为 TiO₂、TiO 和 MoO₂ 相; 800 °C 下 Ti-18Mo 合金氧化后的表面产物主要为 TiO₂、TiO 和 MoO₃ 相。这主要是因为 600 °C 左右, MoSi₂ 与氧气反应生成 MoO₂ 和 SiO₂, 由于 MoO₂ 易挥发, 导致在 700 °C 下合金表面有少许的 MoO₂ 相; 而在 800 °C 左右, MoSi₂ 与氧气反应生成 MoO₃ 和 SiO₂, MoO₃ 在高温下易升华, 所以合金表面含有少量的 MoO₃ 相^[19]。

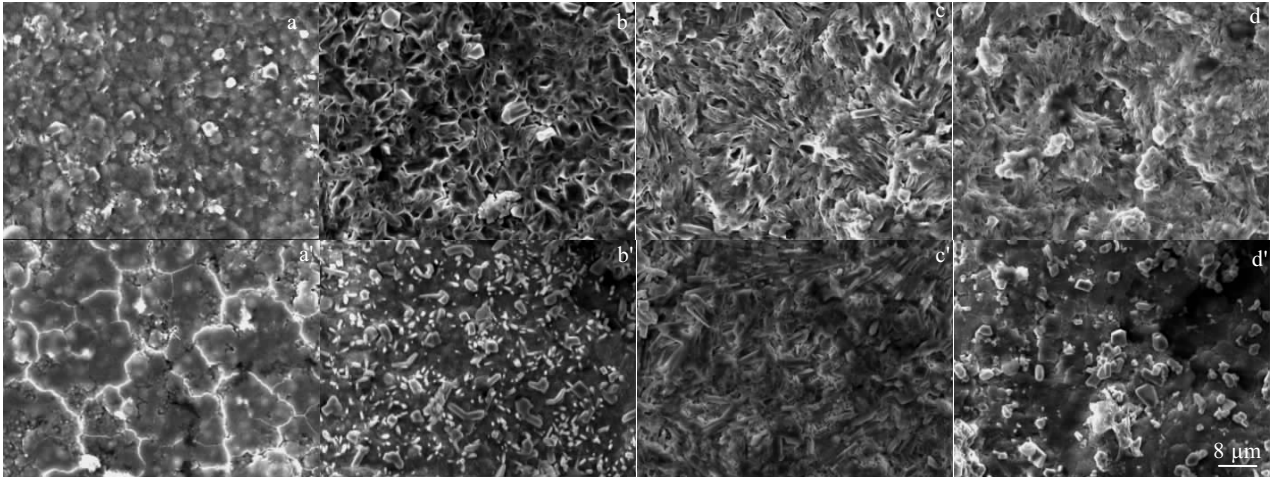


图 4 合金氧化后的微观形貌

Fig.4 Microstructures of Ti-18Mo-xSi alloys after oxidation at 700 °C (a~d) and 800 °C (a'~d') for 100 h: (a, a') Ti-18Mo; (b, b') Ti-18Mo-0.5Si; (c, c') Ti-18Mo-1Si; (d, d') Ti-18Mo-2Si

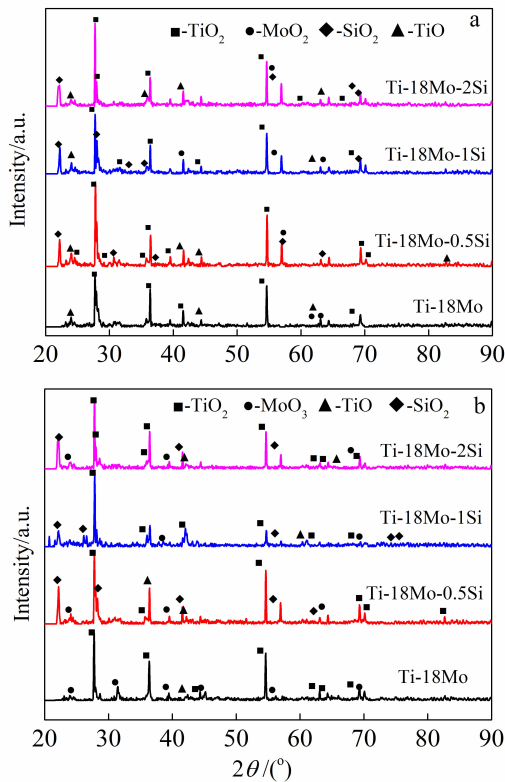


图 5 Ti-18Mo-xSi (x=0, 0.5, 1, 2)合金不同温度氧化 100 h 后 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of alloys after oxidation at 700 °C (a) and 800 °C (b) for 100 h

图 6 和图 7 分别为合金在温度 700 和 800 °C 下氧化 100 h 的横截面微观形貌和 EDS 元素线扫描。由图可知，合金氧化后表面均覆盖着致密的 TiO₂ 氧化层，添加 Si 元素的合金氧化层是由 TiO₂ 和 SiO₂ 组成。氧化初始阶段，Ti 和 Si 元素分别与 O 反应生成钛和硅的氧化物，但是由于 Si⁴⁺-O 结合能 (465 kJ/mol) 比 Ti⁴⁺-O (323 kJ/mol) 的高^[20]，因此在氧化初始阶段 Ti 先被氧化，Si 相对稳定^[21]。随着氧化时间的延长，各元素原子在高温作用下，活性提高，扩散速率相应提升，Ti 元素不断向表面扩散，在 O₂/MO 界面形成 Ti 的富集层，而在 MO/M 界面处会出现 Si 富集区，Si 的浓度随深度出现升高-降低-升高的现象，这就导致合金的氧化膜组成不断发生变化，一部分 Si 原子在扩散过程中与渗透进的 O 原子发生反应生成 SiO₂，弥散的嵌入到 TiO₂ 氧化层中，形成复合氧化层。

700 °C 下，Ti-18Mo 合金氧化后没有明显的氧化层，氧化膜中存在较明显的孔洞与裂纹，且裂纹有向内扩散的趋势。Ti-18Mo-0.5Si 合金的氧化膜厚度最薄约为 5 μm，氧化层与基体之间连接较为紧密，没有明显裂缝，随着 Si 含量的增加，合金的氧化膜厚度增加，其厚度约为 15 μm，而且氧化膜中出现了少量的孔洞。800 °C 下，Ti-18Mo-0.5Si 合金的氧化膜厚度仅约为 8 μm，而其他 3 种合金氧化膜厚度较大且氧化膜中存在着较多的裂纹和孔洞等缺陷，随着 Si 含量的增加，裂纹沿着氧化方向扩展。由于合金中 Mo 含量高达 18% (质量分数)，当 Si 含量增加时，合金中生成较多的钼硅化合物，钼硅化合物与 O

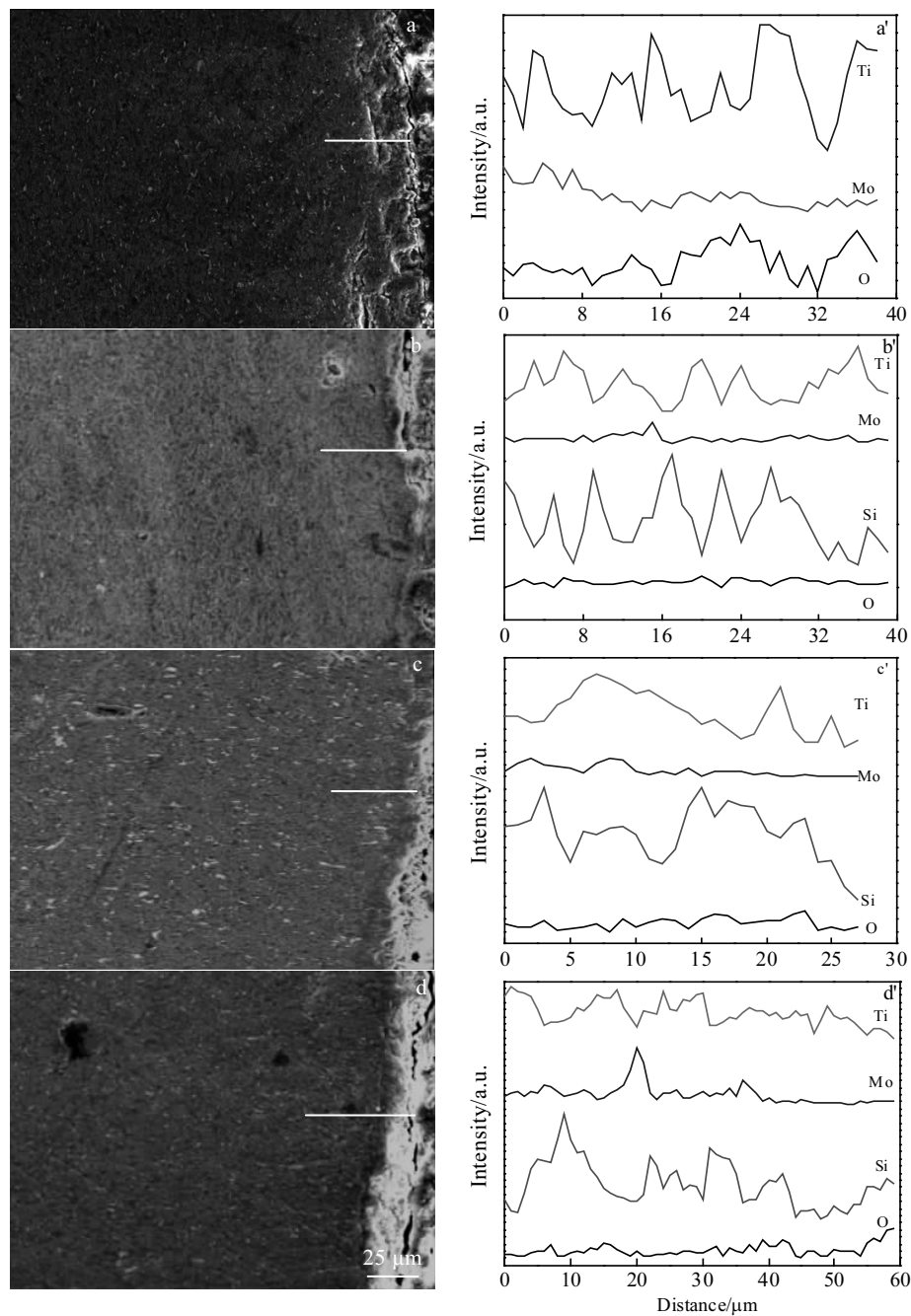


图 6 合金 700 °C 氧化后的横截面形貌和 EDS 元素线分布

Fig.6 Cross section morphologies (a~d) and EDS element line scanning (a'~d') of alloys oxidized at 700 °C for 100 h: (a, a') Ti-18Mo; (b, b') Ti-18Mo-0.5Si; (c, c') Ti-18Mo-1Si; (d, d') Ti-18Mo-2Si

结合生成了易挥发的 MoO_2 和 MoO_3 , 导致本来致密的 TiO_2 氧化膜中出现孔洞; 其次, SiO_2 与 TiO_2 的热膨胀系数相差近 40 倍, 当 Si 含量越高时, 在氧化过程中, 氧化膜密度变化较大, 由于内应力的产生也可导致合金产生更多的细小裂纹、孔洞等缺陷, 因此氧不断渗透到合金内部使得氧化膜的厚度增大。同时, 氧化温度的升高导致元素扩散加剧, 大量的氧向合金

内部扩散, 高温下钛中氧的溶解度增大, 从而降低了氧在氧化物中的饱和程度, 使得高价氧化物(主要表现为 TiO_2) 发生还原反应生成密度较大的低价氧化物(主要变现为 TiO), 氧化层比容随密度增加而降低, 合金抗氧化性能下降^[22]。

由此可见, 添加适量的 Si 可显著改善 Ti-18Mo 合金的抗氧化性能。Si 通常以金红石的固溶体形式存在,

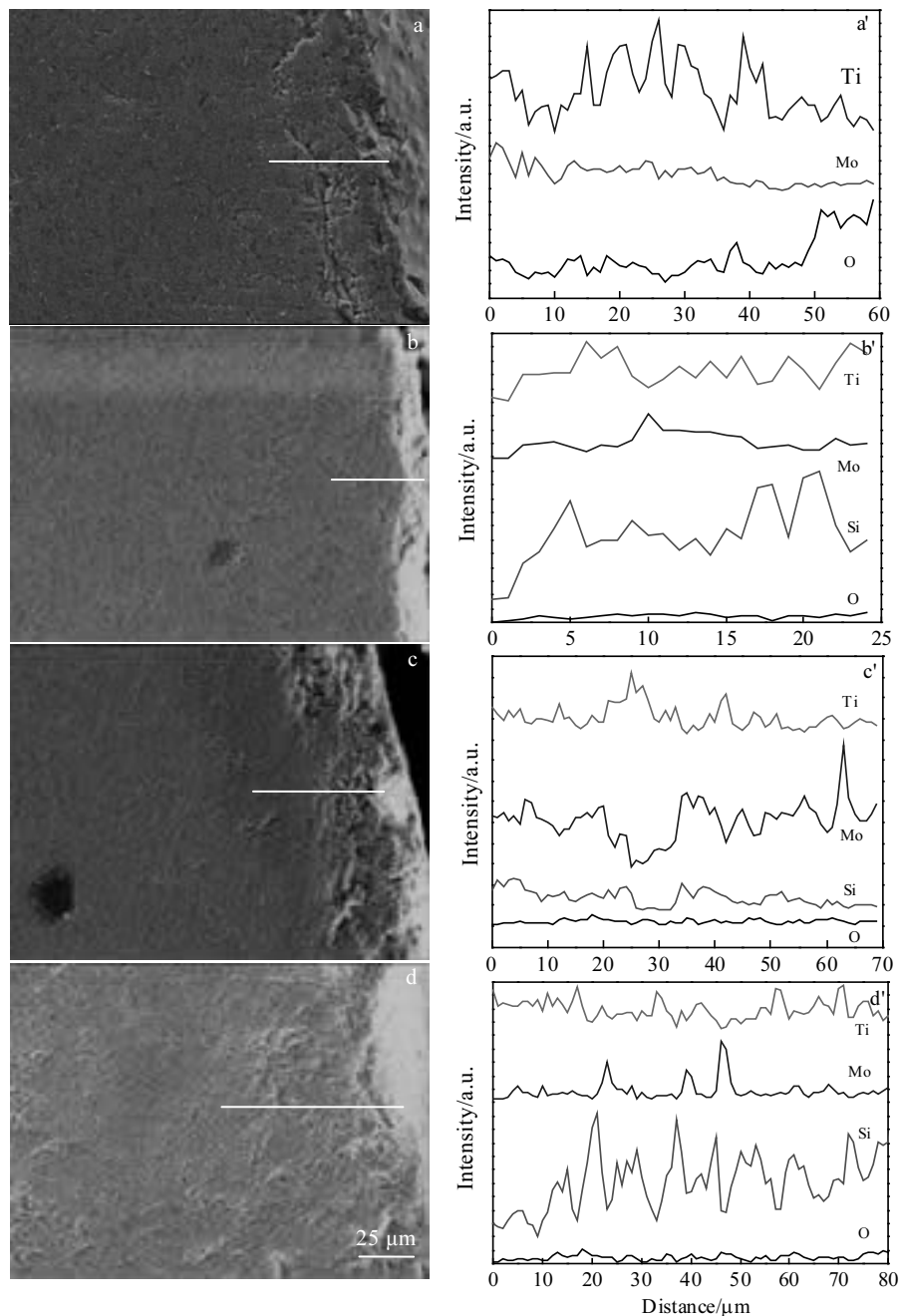


图 7 合金 800 °C 氧化后的横截面形貌及 EDS 元素线分布

Fig.7 Cross section morphologies (a~d) and EDS element line distributions (a'~d') of alloys oxidized at 800 °C for 100 h: (a, a') Ti-18Mo; (b, b') Ti-18Mo-0.5Si; (c, c') Ti-18Mo-1Si; (d, d') Ti-18Mo-2Si

并且以细小且均匀分布的非晶 SiO₂ 颗粒的形式存在，这种在氧化层中精细分散的 SiO₂ 颗粒抑制了 TiO₂ 的再结晶并生成更致密的氧化膜，对钛合金的抗氧化性能产生影响。当 Si 含量较低时，合金中的硅主要分布在固溶体和细硅化物颗粒中；而当 Si 含量超过 0.5% (质量分数) 时，合金中生成比较粗糙的硅化物颗粒。在氧化过程中，氧原子通过氧化膜扩散与硅化物颗粒

反应并将 Si 原子释放到氧化膜中，形成具有金红石中的 Si (或 SiO₂) 的固溶体。因此，只有在足够的氧化时间后，二氧化硅颗粒才以金红石和固溶体形式细小且均匀分布。因此，在相同的氧化时间内，低硅合金可以较快的形成致密的氧化膜，提高合金的抗氧化性能。此外，在 860 °C 时，Si 在钛合金中最大固溶度为 0.45%^[23]，当 Si 含量大于 0.5% 时，由于高于 Si 在钛

合金中的最大固溶度, 固溶的 Si 会依附前面的硅化物析出, 影响合金的抗蠕变性能, 而不均匀析出的硅化物也会降低合金的热稳定性能, 从而影响了合金的高温抗氧化性能。

2.3 氧化动力学分析

图 8 为 Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金分别温度在 700 和 800 °C 下氧化 100 h 的动力学曲线。4 种合金的氧化大体分为 3 个阶段, 氧化初期属于氧化加速阶段, 增重较快, 这是由于各元素在高温作用下迅速扩散而被氧化; 随后进入氧化过渡阶段, 此时元素之间的化学反应受阻, 扩散阻力继续增大, 氧化膜继续增厚; 随着氧化时间的增加, 曲线趋于平缓, 氧化进入“钝氧化”阶段, 氧化规律基本符合抛物线规律。对比合金的氧化动力曲线可知, 合金在 800 °C 下的氧化增重均高于 700 °C 时的氧化增重, Ti-18Mo-0.5Si 合金在 700 和 800 °C 下增重最少(分别为 0.93 和 0.97 $\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$), 明显优于其他 3 种合金。

表 1 为合金分别在 700 和 800 °C 下氧化 100 h 的平均氧化速率, 4 种合金中, Ti-18Mo-0.5Si 合金在 700 和 800 °C 下氧化速率分别为 0.09 和 0.10 $\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 。根据 GB/T 13303-1991 钢的抗氧化性能测定方法中抗氧化性能级别评定标准可知, 氧化速率 K^+ 为 0.1~1.0 时属于抗氧化等级, 4 种合金均达到抗氧化等级, Ti-18Mo-

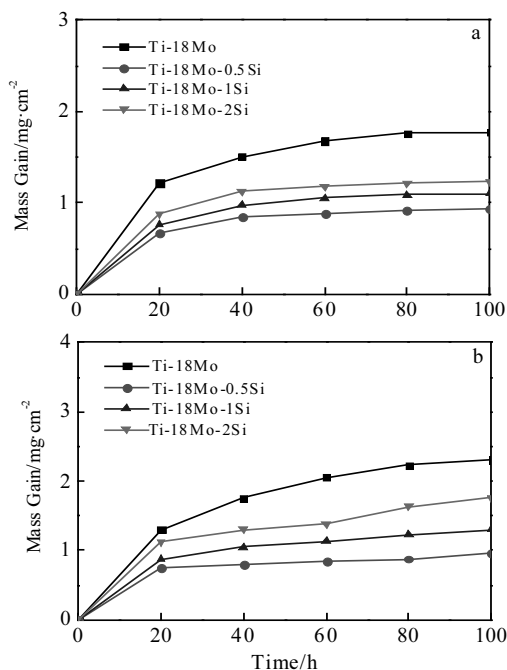


图 8 合金氧化动力学曲线

Fig.8 Oxidation kinetics curves of alloys oxidized at 700 °C (a) and 800 °C (b)

表 1 不同温度下合金平均氧化速率

Table 1 Average oxidation rate of alloys at different temperatures

Alloy	$K^+(0\sim 100\text{ h})/\text{g}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{h})^{-1}$	
	700 °C	800 °C
Ti-18Mo	0.18	0.23
Ti-18Mo-0.5Si	0.09	0.10
Ti-18Mo-1.0Si	0.11	0.13
Ti-18Mo-2.0Si	0.12	0.18

0.5Si 合金的平均氧化速率最小, 抗氧化性能优于其它合金。

氧化动力学分析结果与合金氧化后横截形貌分析结果基本一致, Ti-18Mo-0.5Si 合金在 700 和 800 °C 下抗氧化性能明显优于其余 3 种合金, 说明加入适量的 Si 可以改变合金的抗氧化性能。

3 结论

1) 放电等离子烧结后的 Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$)合金主要是由 Ti (Mo) 固溶体组成, 添加 Si 元素后, 合金出现了 Mo_5Si_3 、 Ti_5Si_3 和 Ti_5Si_4 。适量的 Si 可提高合金的致密度 (Ti-18Mo-0.5Si 的显气孔率仅为 0.218%), 而过量的 Si 反而会降低合金的致密度。

2) 合金氧化层中存在的孔洞、裂纹等缺陷很可能是由于合金中 Mo 含量较高, 在高温氧化过程中生成了易挥发的 Mo 的氧化物以及 SiO_2 和 TiO_2 的热膨胀系数相差过大所导致的。

3) 适量的 Si 元素可显著改善合金的抗氧化性能, Ti-18Mo-0.5Si 合金在 700 和 800 °C 经 100 h 氧化后增重分别为 0.93 和 0.97 $\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$, 平均氧化速率 K^+ 分别为 0.09 $\text{g}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{h})^{-1}$ 和 0.10 $\text{g}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{h})^{-1}$, 其抗氧化性明显优于其他合金。

参考文献 References

- [1] Zhang Pingping(张平平), Wang Qingjuan(王庆娟), Gao Qi(高 颀) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2012, 41(14): 51
- [2] Xu Lijuan, Chen Yuyong, Liu Zhigang *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2008, 453: 320
- [3] Nithideth S, Sankara N T S N, Yukyoung K *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2015, 356: 1117
- [4] Zheng Yufeng, Alam T, Banerjee R *et al.* *Scripta Materialia* [J], 2018, 152: 150
- [5] Li Chunliu, Zhan Yongzhong, Jiang Wenping. *Materials and Design*[J], 2012, 34: 479

- [6] Wu Jie, Zhu Gaoming, Feng Peizhong *et al.* *Materials Research*[J], 2015, 18: 806
- [7] Clément C, Ioana P, Jean-Michel B *et al.* *Oxidation of Metals*[J], 2017, 87(5-6): 729
- [8] Dai Jingjie, Zhu Jiyun, Chen Chuanzhong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 685: 784
- [9] Zhang Tongtong, Yang Xuesong, Miao Kesong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 713: 28
- [10] Zhang Yingyi, Li Yungang, Cai Chenguang. *Ceramics International*[J], 2017, 43(8): 6250
- [11] Wang Chiuyen, Yuan Fangwei, Hung Yuchen *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 735: 2373
- [12] Serhii T, Oleg D, Karel D *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 694: 1098
- [13] Katsuki Y, Toshio M, Kazuhiro N. *Intermetallics*[J], 1995, 3(3): 243
- [14] Oh Jung-Min, Lee Back-Kyu, Kim Wonbaek *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2015, 21: 521
- [15] Christoph Leyens, Manfred Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2003: 258
- [16] Liu Wanli(刘万理), Zhang Yuqin(张玉勤), Jiang Yehua(蒋业华) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2017(4): 99
- [17] Su Yong(苏勇), Fu Guangyan(付广艳), Liu Qun(刘群) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 139
- [18] Liu Qinghui(刘庆辉). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Suzhou: Jiangsu University, 2016
- [19] Li Jiefei(李洁翡), Yin Fucheng(尹付成), Liu Yongxiong(刘永雄) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015(11): 3084
- [20] Vojtěch Dalibor, Bártová Barbora, Kubatík Tomáš. *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 361(1): 50
- [21] Li Tiefan(李铁藩). *High Temperature Oxidation and Hot Corrosion of Metals*(金属高温氧化和热腐蚀)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003: 33
- [22] Jia Weiju, Zeng Weidong, Zhang Xuemin *et al.* *Journal of Materials Sciences*[J], 2011, 46: 1351
- [23] Dong Fei(董飞), He Guoqiang(何国强), Zhang Guitian(张贵田). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2007, 32(11): 5

High Temperature Oxidation-resistance Behavior of Ti-18Mo-xSi Alloy Prepared by SPS

Ru Jinming, Wang Yuemei, Ruan Hongyan, Zhou Yuhua, Xu Xiaojing, Li Jianwei

(Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: Ti-18Mo, Ti-18Mo-0.5Si, Ti-18Mo-1Si and Ti-18Mo-2Si alloys were prepared by high-energy ball mill and SPS. The effects of Si content on the oxidation-resistance behavior of Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$) alloys at 700 and 800 °C in air were investigated by analyzing the microstructure, phase composition of sintered and oxidized alloys. The results show that the sintered alloys contain Ti(Mo) solid solution and the alloys with Si contain Mo_5Si_3 phase. After oxidation at 700 and 800 °C for 100 h, the main phases of alloys are TiO_2 , TiO, MoO_2 and MoO_3 , and the oxidized alloys with Si contain SiO_2 phase. The oxidation resistance of Ti-18Mo-xSi ($x=0, 0.5, 1, 2$) alloys at 700 °C is better than that at 800 °C. Average oxidation rate of Ti-18Mo-0.5Si alloy are $0.09 \text{ g}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{h})^{-1}$ and $0.10 \text{ g}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{h})^{-1}$ at 700 and 800 °C, respectively. The Ti-18Mo-0.5Si alloy is superior to other alloys in oxidation resistance.

Key words: Ti-18Mo-xSi alloy; SPS; microstructure; phase composition; oxidation-resistance behavior

Corresponding author: Li Jianwei, Ph. D., Associate Researcher, Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88797906, E-mail: kenshin963@gmail.com