

高氧含量 Ti-15Mo 合金的组织性能研究

王艳晶, 徐再东, 徐荣正, 胡秋野, 施冬雨, 芦鑫

(沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

摘要: 针对氧含量较高的 Ti-15Mo 合金, 研究了该合金的铸态组织以及通过不同温度固溶处理得到的组织和对应的性能。成分分析表明, 该合金溶入了 0.8%(质量分数)的 O, 以下称为 Ti-15Mo-0.8O 合金。利用光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM) 和 X 射线衍射仪 (XRD) 观察分析了 Ti-15Mo-0.8O 合金的组织转变。结果表明: 合金的铸态组织由 α 和 β 两相组成; 经过 900、1000、1100 °C 保温 2 h 固溶处理后, 合金的相组成转变过程为 $\alpha+\beta+\text{Ti}_6\text{O}\rightarrow\beta+\text{Ti}_6\text{O}\rightarrow\beta$; 随着固溶温度的上升, 合金 β 相的晶格常数逐渐增加。利用维氏硬度计和万能试验机进行硬度和室温压缩测试。结果表明: 1100 °C/2 h 固溶处理后的试样获得最高硬度, 其值 HV_{20} 为 4550 MPa; 1100 °C/2 h 固溶处理后的试样具有最好的压缩性能, 压缩屈服强度为和抗压强度分别为 1617 和 2308 MPa, 压缩率为 22%。

关键词: Ti-15Mo 合金; 氧含量; 固溶处理; 室温压缩

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2425-06

β 型钛合金是应用最广泛的一类钛合金, β 型钛合金具有最高的强度/质量比, 而且大横截面的 β 型钛合金零件具有非常优异的强度、韧性和抗疲劳性能^[1]。具有体心立方的 β 型 Ti-Mo 基金属具有优良的时效强化性 (ω 相和 α 相)、塑性变形方式的多样性 (位错滑移、应力诱发马氏体相变 (SIM)、机械孪晶), 同时还具有孪生诱发塑性变形和马氏体诱发塑性变形效应 (TWIP/TRIP), 从而产生了广阔的力学性能空间, 显示了较好的应用前景。可以应用到航空航天、生物医用、海洋工程、新能源开发等领域^[2-6]。O 作为 β 型钛合金中主要的一种间隙元素, 会显著提高 β 型钛合金的相变点并对合金的组织性能造成一定的影响。Wei 等^[7,8]认为 O 可以显著改变橡胶金属的相组成、强度以及弹性模量。李强等^[9]认为 O 能够细化 β 相晶粒, 抑制淬火过程中 α'' 和 ω 2 种相的转变, 具有很强的固溶强化作用并且能够提高 β 相临界滑移强度和降低 M_s 点, 显著提高钛合金强度、硬度和耐磨性。闵小华等^[10-12]认为氧元素会显著改变 β 型钛合金的相稳定性, 从而造成塑性变形机制与第二相析出行为的变化, 进而影响到合金的力学性能。可见, O 对 β 型钛合金的影响较大, 具有深入研究价值。作者在研究 Ti-15Mo 合金时发现由于原材料钼粉被氧化而使合金融入 0.8% (质量分数)的 O 后, 合金的固溶处理和室温压缩过程都发生很大的变化, 对此国内外很少有人研究。

因此, 本工作研究了该合金铸态组织以及在不同温度保温后淬火 (以下均称为固溶处理) 得到的平衡组织和对应的性能。分析了合金固溶处理组织中 Ti_6O 相的析出可能性和合金室温压缩变形机制。因此, 本研究对了解较高氧含量的 β 型钛合金的组织性能具有一定意义, 并可为含氧钛合金的设计提供依据。

1 实验

合金原料为纯钛棒、纯钼粉 (被氧化)。利用非自耗真空电弧炉熔炼合金, 熔炼好的合金用线切割机切割试样, 利用脉冲加热惰气熔融红外吸收法检测氧的含量。金相试样经 240#~2000#的砂纸进行机械研磨后抛光, 采用腐蚀剂 (10%HF+30%HNO₃+60%H₂O) 进行侵蚀, 通过 OLYMPUSPMG3 倒置式金相显微镜和 JSM-6700 型扫描电子显微镜观察合金的显微组织。用于热处理的较小试样置于玻璃管内, 真空通氩气封装, 较大试样直接热处理后切去氧化皮。在 Ultima IV 型 X 射线衍射仪上进行物相分析, 所用靶材为铜靶, 扫描角度为 10°~90°, 扫描速度为 10°/min。利用 HVS-50 型数显维氏硬度计测定各试样的维氏硬度, 试验力大小为 200 N, 保持时间为 10 s。利用 AI-7000-LA20 型材料万能试验机对合金进行室温压缩实验, 试样为 $\Phi 4$ mm×6 mm 的圆柱体, 为了减小摩擦的影响, 在试样端部涂抹石墨粉, 压缩速率选用 0.5 mm/min。

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51601121)

作者简介: 王艳晶, 女, 1973 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: wangyj2006@163.com

2 结果与分析

2.1 Ti-15Mo-0.8O 合金的铸态组织与分析

对合金的铸态件进行成分分析, 结果表明合金含氧量为 0.803%(质量分数)。如图 1a 所示, Ti-15Mo-0.8O 合金的铸态组织特点鲜明, 从光学组织中可以明显的观察到 β 固溶体枝晶, 枝晶间分布着细小的初生 α 相, 合金的晶粒粗大, 达到 1~2 mm。如图 1b 所示, 合金的晶界较粗大, 呈连续状分布, 晶界上有细小的 α 相析出。图 2 为合金铸态 XRD 图谱。如图 2 所示, 合金的铸态组织主要由 α 和 β 两相组成, 这表明合金中的 O 在快速凝固过程中固溶到 α 和 β 两相之中。基于 X 射线衍射的实验结果, 计算得出合金的 β 相晶格常数为 0.3275 nm。此值大于 Ti-15Mo 的 β 相的晶格常数 (0.3260 nm 左右), 造成晶格常数增加的原因很可能是 O 固溶到 β 相晶格中。

2.2 Ti-15Mo-0.8O 合金经过不同温度固溶处理后的显微组织及分析

图 3 为合金在不同固溶处理条件下的 OM 照片。如图 3 所示, 经过 900 °C/6 h 固溶处理后的合金组织中仍含有较多的 α 相, 而经过 1000 °C/6 h 固溶处理后的合金组织中 α 相消失, 这说明合金的相变点在 900~1000 °C 之间。在相同固溶时间条件下随着固溶温度的提高,

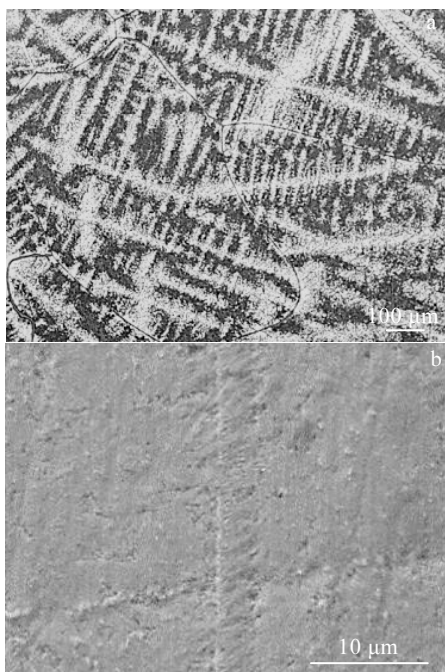


图 1 Ti-15Mo-0.8O 合金的铸态组织

Fig.1 As-cast microstructures of Ti-15Mo-0.8O alloy: (a) OM and (b) SEM

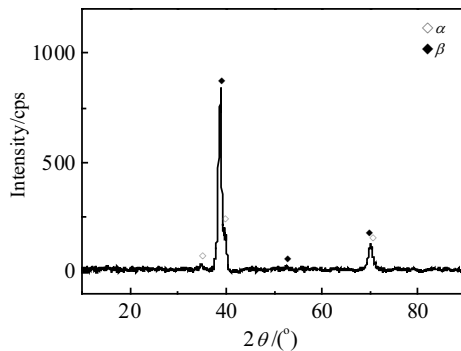


图 2 Ti-15Mo-0.8O 铸态合金 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of as-cast Ti-15Mo-0.8O alloy

合金组织中初生 α 相逐渐减少, 经过 1100 °C/2 h 固溶处理后得到全 β 组织。在相同固溶温度条件下, 随着固溶时间的延长, 组织中晶内 α 相逐渐粗化, 晶界 α 相逐渐减少直至消融。图 4 为 Ti-15Mo-0.8O 合金 800 °C/2 h 固溶处理后的组织。如图 4a 所示, 合金在 800 °C 下的平衡组织中具有较多的 α 相, α 相紧密分布, 不同晶粒内部 α 相的分布状态不同。从图 4b 中可以看出经过 800 °C/2 h 固溶处理后, 合金组织中的晶内 α 相的生长具有一定的方向性, 局部具有三角形结构, α 相的长度为 2~6 μ m。

图 5 为合金 800 °C/2 h 固溶处理后的 EDS 元素面扫描。如图 5 所示, 合金元素 Mo、O 分布较均匀, 并没有明显的宏观偏析现象, 但是局部区域上的 O 存

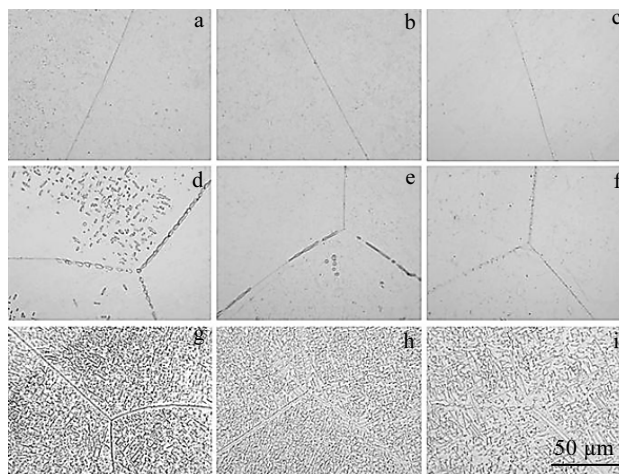


图 3 合金在不同固溶处理条件下的光学组织

Fig.3 Optical microstructures of alloy under different solution treatment conditions: (a~c) 1100 °C; (d~f) 1000 °C; (g~i) 900 °C; (a, d, g) 2 h; (b, e, h) 4 h; (c, f, i) 6 h

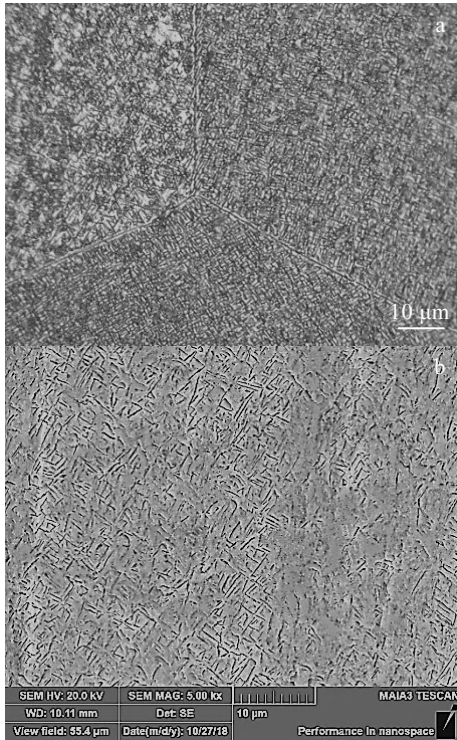


图 4 Ti-15Mo-0.8O 合金 800 °C/2 h 固溶处理后的组织

Fig.4 As-cast microstructures of Ti-15Mo-0.8O alloy after solution treatment at 800 °C/2 h: (a) OM and (b) SEM

在微观偏聚，可能存在氧的化合物。图 6 为合金 1100 °C/2 h 固溶处理后试样边部氧化区的 SEM 照片及图 6 中点 1 的 EDS 成分分析。

可以得出热处理后试样边部氧化区的第二相椭圆形析出物的晶格原子与间隙氧原子的原子比为 (84.26+1.38):14.36=6:1，由此分析该椭圆形析出物很可能是 Ti₆O。因此可以初步判断 Ti₆O 的形状为椭圆形，该形状与 1000 °C/2 h 固溶处理后的合金组织中的第二相相似（如图 3d）。如图 7，合金经过 900 °C 固溶处理后组织中存在 α 相、β 相和晶体结构为斜方晶系的钛的低价氧化物 Ti₆O 相。由于该温度低于合金的相变点，除了 β 相以外，在该温度下合金组织中会有较多的 α 相析出。对于纯钛，当温度低于 900 °C 时，含有 2.8%（质量分数）以上氧元素的纯钛中会析出 Ti₆O 相^[1]。根据 Ti-O 相图，此时氧元素在 β 相中的固溶度很低，虽然在此温度下纯钛 α 相可以固溶较多的氧元素，但是此时 α 相的数量较少并不足以固溶所有的氧元素，并且局部存在氧元素扩散不均匀，造成局部氧元素高于 α 相的固溶度，从而产生 Ti₆O 相。1000 °C/2 h 固溶处理后的合金组织中存在 β 相和 Ti₆O 相。因为该温度已经高于合金相变点，此时平衡组织中不会出现 α 相，虽然此时 β 相的固溶度已经达到 0.8%（因

为 6 h 固溶处理后没其他相产生，如图 3f），但是当固溶时间较短时，O 元素没有扩散均匀的情况下会有 Ti₆O 相析出（如图 3d、3e）。1100 °C 固溶处理后合金中只存在 β 相，该温度下 β 相对 O 的固溶度大于 0.8%（质量分数），将 O 全部固溶到 β 相中（如图 3a、3b、3c）。因此，经过 900、1000、1100 °C 固溶处理后，合金的相组成转变过程为 α+β+Ti₆O→β+Ti₆O→β。经过计算得出 900、1000、1100 °C 的 β 相的晶格常数分别为 0.3273、0.3288、0.3294 nm。由此可见，随着固溶温度的提高合金 β 相晶格常数逐渐增加。900 °C 固溶处理后合金中的 α 相的晶格常数为 a=0.2964，c=0.4724，c/a=1.5937。

2.3 0.8% 的 O 对 Ti-15Mo 合金的固溶处理过程的影响

可以通过经验计算法得出合金的相变点，其公式为：

$$T_{\alpha+\beta/\beta} = 885\text{ °C} + \sum_{i=1}^n (C_i \eta_i) \quad (1)$$

式中，885 °C 为纯钛的 α/β 转变温度；C_i 为合金元

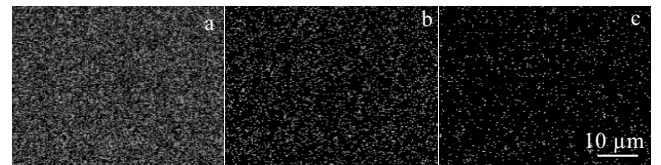
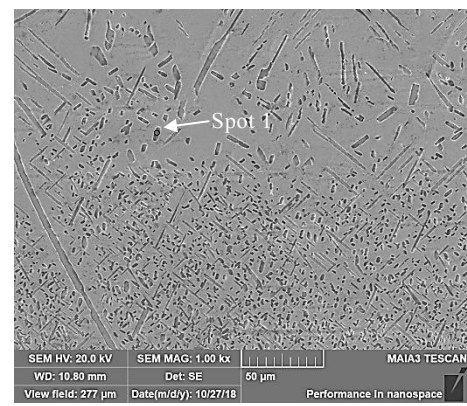


图 5 合金 800 °C/2 h 固溶处理后的 EDS 元素面扫描

Fig.5 EDS element mapping of the alloy after solution treatment at 800 °C/2 h: (a) Ti, (b) Mo, and (c) O



Element	ω/%	at%
O	5.22	14.36
Ti	91.76	84.26
Mo	3.02	1.38

图 6 合金 1100 °C/2 h 固溶处理后试样边部氧化区 SEM 照片及(Spot 1)的 EDS 成分分析

Fig.6 SEM image and EDS analysis of oxidation zone (Spot 1) at edge of the alloy after solution treatment at 1100 °C/2 h

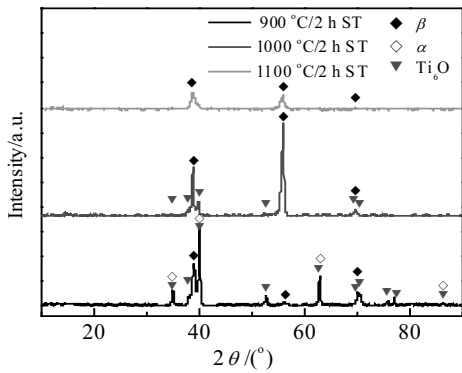


图 7 合金在不同固溶处理条件下的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of the alloy under different solution treatment conditions

素及杂质含量; η_i 为合金元素对相变点的影响值^[13]。根据 Ti-Mo 合金平衡相图和式 (1) 计算得出 Ti-15Mo-0.8O 合金的相变点约为 930 °C。从图 3 可以看出合金的相变点在 900~1000 °C 之间, 可见 0.8%O 的加入显著的提高了 Ti-15Mo 合金的相变点。相比于 Ti-15Mo 合金, 合金的铸态组织和低温固溶处理后的组织具有更多的 α 相析出, 所以 O 的加入扩大了 α 相区, 有利于 α 相的析出。随着固溶温度的升高, 合金中 β 相中固溶氧元素的含量逐渐增加, 导致 β 相的晶格常数逐渐增加, β 相的晶格常数的增加会改变 β 相的晶格应变从而会影响固溶处理后时效过程中第二相的析出, 进而改变合金的时效组织^[14,15]。与纯钛 α 相的 c/a 值 (1.5857) 相比, 经过 900 °C/2 h 淬火后合金 α 相的 c/a 值增加, 这有利于合金 α 相的基面滑移而不利于柱面滑移, 降低 α 相的塑性。在 XRD 图中没有发现 ω 相的衍射峰, 这说明 0.8O 合金经过不同温度保温 2 h 后, 在水冷过程中没有产生淬火 ω 相, 因此 0.8%的 O 抑制了淬火 ω 相的产生。

2.4 Ti-15Mo-0.8O 合金力学性能与分析

2.4.1 硬度

如图 8 所示, 600~800 °C 合金的硬度呈线性下降, 800 °C 后随着固溶温度的提高合金的硬度逐渐提高, 尤其是在合金的相变点区间 (900~1000 °C) 内具有最快的上升率。当合金达到全 β 组织时硬度达到最高, HV₂₀ 硬度值为 4550 MPa。固溶温度低于 800 °C 时, 由 Ti-O 平衡相图, 此时 O 在 α 相中的固溶度远大于 β 相, 并且合金中 α 相较多, 因此 O 主要固溶在 α 相中, β 相较软。此时合金的强度、硬度主要受第二相的数量控制, 随着固溶温度提高, 第二相减少, 合金硬度降低。当固溶温度高于 800 °C 后, 由于接近合金相变

点, 随着固溶温度的提高, 合金中 α 相减少速率加快, 由于 α 相减少而析出的 O 一部分固溶到随着温度上升而固溶度增加的 β 相中造成 β 相的晶格畸变程度逐渐增大, 从而产生固溶强化作用, β 相逐渐硬化。另一部分进入剩余 α 相中, 当 O 浓度超过剩余 α 相的固溶度时就会析出 Ti₆O。当温度高于合金相变点时, α 相消失, 随着固溶温度的提高, Ti₆O 逐渐减少。因此, 当 α 相逐渐减少时, 体积分数较大的 β 相的硬化以及 Ti₆O 相的增多使合金逐渐硬化。而当合金中 α 相消失, Ti₆O 相逐渐减少时, 合金中 β 相的体积分数已经远大于 Ti₆O 相的体积分数, 仍以 β 相的硬化为主。综上所述, 氧元素对 Ti-15Mo 合金 β 相的固溶强化效应十分显著, 造成随着固溶温度升高而合金逐渐硬化的反常规现象。而在相变点区间合金 α 相减少速率最快, 与此同时合金中 β 相固溶氧元素的速率增加最快, 同时产生 Ti₆O 的速率也加快, 最终造成在相变点区间合金具有最快的硬化率。

2.4.2 压缩性能

如图 9 所示, 1100 °C/2 h 固溶处理试样具有最高的压缩屈服强度和抗压强度, 分别为 1617 和 2308 MPa, 相比于相同条件下的 Ti-15Mo 合金, 该合金的强度显著提高。但是此时合金塑性较差, 达到 22% 压缩率时发生脆性断裂。与 1100 °C/2 h 固溶处理后的试样相比, 900 °C/2 h、1000 °C/2 h 固溶处理后的试样的压缩屈服强度、抗压强度和压缩率均下降。压缩屈服强度、抗压强度的下降可以和硬度的结果相对应, 压缩率降低的原因可能是 900、1000 °C 固溶处理的试样组织的晶界上有 α 相或者 Ti₆O 相析出, 第二相在晶界上析出会强烈降低合金的塑性。

2.5 0.8%的 O 对 Ti-15Mo 合金室温变形行为的影响

β 型钛合金的冷变形机制与 β 相的形变稳定性密

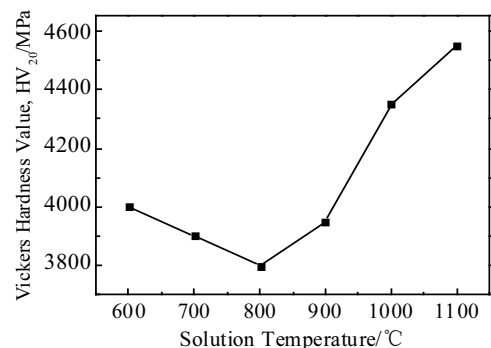


图 8 合金经过不同温度 2 h 固溶处理后试样的硬度曲线

Fig.8 Hardness curve of alloy after solution treatment at different temperatures for 2 h

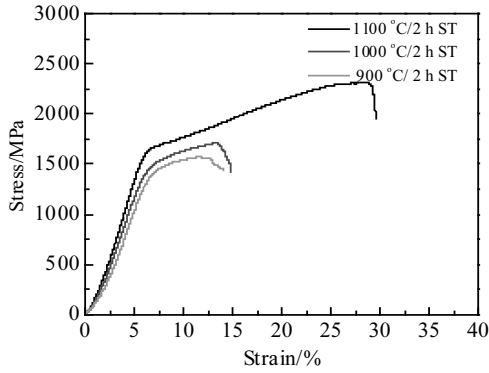


图 9 合金不同固溶处理条件下的室温压缩工程应力-应变曲线

Fig.9 Compression engineering stress-strain curves of alloy under different solution treatment conditions at room temperature

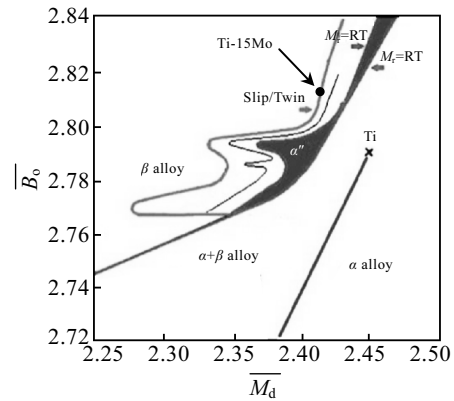


图 10 基于 \overline{B}_0 和 \overline{M}_d 值的相稳定图

Fig.10 Phase stability diagram based on \overline{B}_0 and \overline{M}_d values^[21]

切相关^[16]。可以利用价电子数目定性分析置换型合金元素对合金 β 相形变稳定性影响，价电子数目多于纯钛价电子数目（4 个）的元素可以提高 β 相的形变稳定性。作者认为间隙元素 O 虽然是 α 相稳定元素，但是氧元素（价电子数为 6 个）和置换型 β 相稳定元素一样可以提高 β 相的变形稳定性。此外通常可以用 Al、Mo 当量、价电子浓度 (e/a) 以及 d-电子合金理论的原子间化学键的数目(B_0)和元素的 d-轨道能级(M_d)等参数定量的来衡量置换型合金元素对 β 相稳定性影响的大小^[17,18]。本研究采用 \overline{B}_0 和 \overline{M}_d 参数来判别 β 钛合

金的变形机制， \overline{B}_0 和 \overline{M}_d 的值可通过式 (2) 式求出：

$$\overline{B}_0 = \sum_{i=1}^n X_i(B_0)_i, \quad \overline{M}_d = \sum_{i=1}^n X_i(M_d)_i \quad (2)$$

式中， \overline{B}_0 和 \overline{M}_d 分别为所有元素的平均值， X_i 、 $(B_0)_i$ 、 $(M_d)_i$ ，分别为合金元素 i 的原子分数、 B_0 和 M_d 值^[19,20]。

计算得到 Ti-15Mo 合金的 \overline{B}_0 和 \overline{M}_d 值分别为 2.812 和 2.408，根据图 10^[21]，Ti-15Mo 合金的变形方式处在滑移/孪晶临界线附近，在变形过程中会有少量孪晶产生，因为在变形过程中氧元素可以提高 β 相的稳定性，减少变形过程中产生的孪晶的数量，并且 0.7% 以上的氧会使 Ti-15Mo 合金的变形趋于单一的位错滑移变形^[22]，所以当 Ti-15Mo 合金中含有 0.8% 的氧元素时合金的变形方式是稳定的位错滑移变形。与此同时，大量的氧元素固溶在 β 相中显著提高了合金的强度。此外在滑移变形过程中，固溶在基体中的氧原子通常被晶体

缺陷所捕获如位错、晶界、相界等，因此偏聚在位错处的氧原子会钉扎位错，使位错稳定性增强，阻碍位错的运动，进一步增加 β 相的强度，降低 β 相的塑性。如图 9，相比于 Ti-15Mo 合金，Ti-15Mo-0.8O 合金的 β 相强度显著提高，但是同时塑性降低明显，因此较高含量的 O 会使 Ti-15Mo 合金的 β 相硬脆化。如果希望在不减少氧元素含量的情况下提升高含氧量 Ti-15Mo 合金的塑性，应加入降低合金变形稳定性的元素，例如铝元素。

3 结 论

1) Ti-15Mo-0.8O 合金的铸态组织由 α 和 β 两相组成，铸态组织中原始 β 相晶粒粗大，晶界上有细小的针状 α 相析出，晶内存在大量的细小 α 相。

2) Ti-15Mo-0.8O 合金的相变点在 900~1000 °C 之间，经过 900、1000、1100 °C 固溶处理后，合金的相组成转变过程为 $\alpha+\beta+\text{Ti}_6\text{O} \rightarrow \beta+\text{Ti}_6\text{O} \rightarrow \beta$ ；随着固溶温度的提高，合金中 β 相的晶格常数逐渐增加。

3) 随着固溶温度的提高合金的硬度先降低后增加，合金硬度的增加是由 β 相的逐渐硬化和存在 Ti_6O 相析出造成。随着固溶温度的升高，合金的抗压缩强度和压缩率均提高，全 β 组织的合金试样具有最好的室温压缩性能，但是此时塑性仍较差。0.8% (质量分数) 的 O 能提高合金 β 相的变形稳定性，此时 β 相的变形方式是比较稳定的位错滑移方式。如果希望不降低氧含量而提高合金塑性可以加入降低 β 相变形稳定性的元素 Al。

参考文献 References

[1] Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloys (钛与钛合

- 金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 1
- [2] Alves A P R, Santana F A, Rosa L A A *et al. Materials Science & Engineering C*[J], 2004, 24(5): 693
- [3] Min X H, Emura S, Sekido N *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(10-11): 2693
- [4] Zhang J Y, Li J S, Chen Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 699: 775
- [5] Min X H, Tsuzaki K, Emura S *et al. Materials Science & Engineering A* [J], 2011, 528(13-14): 4569
- [6] Xiang Li (向力), Min Xiaohua(闵小华), Mi Guangbao(弭光宝) *et al. Materials Engineering(材料工程)*[J], 2017, 45(7): 128
- [7] Wei L S, Kim H Y, Miyazaki S. *Acta Materialia*[J], 2015, 100: 313
- [8] Furuta T, Kuramoto S, Morris J W *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 68(10): 767
- [9] Li Qiang(李强), Ma Dong(马东), Zhou Kai(周凯) *et al. Nonferrous Materials and Engineering(有色金属材料与工程)*[J], 2017, 38(6): 351
- [10] Min Xiohua(闵小华), Xang Li(向力), Li Mingjia(李明佳) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(9): 1262
- [11] Min X H, Bai P F, Emura S *et al. Mater Sci Eng*[J], 2017, 684(27): 534
- [12] Yin F, Iwasaki S, Ping D *et al. Advanced Materials*[J], 2010, 18(12): 1541
- [13] Cui Xuefei(崔雪飞), Mi Xujun(米绪军), Lin Chenguang(林晨光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(9): 2118
- [14] Banerjee D. *Scripta Materialia*[J], 2017, 141: 146
- [15] Li Shaojun(李少君), LvYaping(吕亚平), Zhang Xiaoyong(张晓泳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(11): 3353
- [16] Ezaki H, Morinaga M, Yukawa N *et al. Philosophical Magazine A*[J], 1992, 65(5): 1249
- [17] Wang Liqiang(王立强). *Thesis for Doctorate(博士学位论文)*[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009
- [18] Kuroda D, Niinomi M, Morinaga M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 244
- [19] Li Ping(李萍), Jiang Zheng(江政), Yuan Baoguo(袁宝国) *et al. Journal of Plastic Engineering(塑性工程学报)*[J], 2012, 19(6): 15
- [20] Yang Haiying(杨海瑛), Liu Quanming(刘全明). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(4): 1232
- [21] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 746: 206
- [22] Xiang Li(向力). *Thesis for Doctorate(博士学位论文)*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017

Microstructure and Properties of Ti-15Mo Alloy with High Oxygen Content

Wang Yanjing, Xu Zaidong, Xu Rongzheng, Hu Qiuye, Shi Dongyu, Lu Xin

(Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: The as-cast microstructure of Ti-15Mo alloy with high oxygen content and its microstructure and corresponding properties obtained by solution treatment at different temperatures were studied. Composition analysis shows that 0.8wt% O is dissolved in the alloy, hereinafter referred to as Ti-15Mo-0.8O alloy. The microstructure transformation of Ti-15Mo-0.8O alloy was observed and analyzed by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results show that the as-cast structure of the alloy consists of α and β phases. After solid solution treatment at 900, 1000, 1100 °C for 2 h, the phase composition transformation process of the alloy is $\alpha+\beta+\text{Ti}_6\text{O}\rightarrow\beta+\text{Ti}_6\text{O}\rightarrow\beta$. The lattice constant of β phase of alloy gradually increases with the increase of solid solution temperature. Hardness and room temperature compression tests were carried out by Vickers hardness tester and universal testing machine. The results show that the highest hardness (HV₂₀) of the sample after solution treatment of 1100 °C/2 h is 4550 MPa. The sample after solution treatment of 1100 °C/2 h has the best compression performance, with the compressive yield strength of 1617 MPa, the compressive strength of 2308 MPa, and the compression ratio of 22%.

Key words: Ti-15Mo alloy; oxygen content; solid solution treatment; room temperature compression

Corresponding author: Wang Yanjing, Ph. D., Associate Professor, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: wangyj2006@163.com