

时效温度对 Ti1023 和 Ti5553 合金微观组织与析出硬化的影响规律

王文婷¹, 李沛¹, 寇文娟¹, 孙巧艳¹, 刘彬², 肖林¹, 孙军¹

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 研究了 Ti1023 和 Ti5553 钛合金经过固溶与低温时效处理(ST-SQA)获得的微观组织和析出硬化行为。采用扫描电镜和透射电镜观察了不同温度时效处理后 α 相的析出形貌以及分布特点, 统计了时效析出次生 α 相的析出密度和宽度随时效温度的变化情况, 并测试了合金的维氏硬度。结果表明: Ti1023 合金时效处理时次生 α 相的析出温度低于 Ti5553 合金。Ti1023 合金在 300 °C 时效时 α 相已经析出, 400 °C 时效时 α 相析出密度到达峰值; Ti5553 合金在 450~500 °C 时效 α 相开始析出, 在 550 °C 时效 α 相的析出密度达到峰值。Ti1023 合金硬度随着时效温度的增加先升后降, 400 °C 时效硬度最高; 在相同的时效温度范围, Ti5553 合金硬度变化出现双峰规律, 硬度峰值分别对应于 350 和 550 °C 时效温度。2 种合金的硬度变化规律源于合金时效中第二相的析出行为: 时效温度低于 400 °C, Ti1023 合金的硬度取决于 α 相和 ω 相, 而 Ti5553 合金的硬度取决于 ω 相; 时效温度高于 400 °C, 2 种合金的硬度均主要取决于次生 α 相的数量与尺寸。

关键词: 高强 β 钛合金; 次生 α 相; 时效; 硬化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1707-08

随着航空飞行器向着高速、高机动、高可靠性以及长寿命方向发展, 飞行器结构件多采用耐久性/损伤容限设计理念, 高强高韧 β 钛合金则是满足上述高性能飞行器要求研发的一类高性能钛合金^[1,2]。Ti-10V-2Fe-3Al (Ti1023) 和 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe (Ti5553) 都属于高强高韧 β 钛合金。Ti1023 合金是 20 世纪 70 年代美国 Timet 公司研制, 具有高强度、高断裂韧性、优良的淬透性和抗裂纹扩展性能, 应用于飞机起落架、机翼发动机短舱接头和飞机小型扣件等^[3,4]。Ti5553 合金是 20 世纪 90 年代美国 Boeing 公司和俄罗斯 VSMPO 公司在 BT22 合金基础上共同研发的新型亚稳 β 钛合金, 比 Ti1023 合金具有更优异的强度-塑性-韧性匹配和近乎 2 倍的淬透性^[5,6], 目前已经应用于飞机起落架以及其他部件。

对于近 β 型钛合金, 通过采用不同的固溶时效工艺参数来调控析出相的形貌、尺寸和含量, 以获得良好的力学性能^[7-10]。最近研究人员报道了 β 钛合金经过类似于钢的等温淬火工艺 (Step-quench) 处理后显著细化的组织。该工艺将试样固溶处理后迅速移入较低温度 (M_s-T_β) 保温一定时间, 使 β 相转变为 $\alpha+\beta$ 两

相混合的组织。研究发现在某一个特定温度保温可形成尺寸更为细小的微观组织, 提高合金的强度^[11]。S. Nag 等进一步提出 Ti5553 合金在 550 °C 温度 step-quench, β 相将发生一种新型相变机制, 即伪调幅分解, 先结构转变再达到成分平衡。结构转变是通过局部小幅度成分波动, 让 β 相先形成密排六方晶体结构的 α 相, 然后再经过扩散使 α 相成分达到平衡成分, 其特点是形核率高, 合金的组织得到显著细化^[12]。近期研究结果表明相比于传统的时效工艺 (固溶后水冷到室温, 再加热到一定温度时效), step-quench 工艺能够提高合金的硬度^[13]。

对于 Ti1023 合金, 国内研究主要集中在传统固溶+时效工艺的优化和单、双时效的组织性能结果对比, 例如王世洪^[14]和商国强^[15,16]等探究了固溶/时效热处理工艺参数和加热速率与冷却方式等对微观组织和力学性能的影响, 确定了第二相的析出方式和综合性能匹配; 陈威^[17,18]等对比研究了单时效和双时效 2 种时效方式对微观组织和力学性能的影响差异, 并分析了两者产生强塑性匹配差异的原因。对于 Ti5553 合金, step-quench 工艺已获得了细小的组织^[8], 但仍需进一

收稿日期: 2019-05-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51671158, 51621063); 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2014CB644003); 高等学校学科创新引智计划 2.0 (PB2018008)

作者简介: 王文婷, 女, 1994 年生, 硕士生, 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049, E-mail: 2657110835@qq.com

步了解这种工艺对其它 β 钛合金组织与性能的影响规律。Ti5553 合金与 Ti1023 合金都是高强高韧 β 钛合金，2 个合金目前都应用于飞机起落架等构件。可以看出，Ti1023 和 Ti5553 合金具有相同的应用领域。但这 2 种合金中所含合金元素不同导致钼当量有一定差异，Ti1023 的钼当量为 11.7，Ti5553 合金的钼当量为 13.35^[19]，可见前者 β 相的稳定性低于后者， β 相的稳定性将影响时效中第二相的析出进程和组织特征。因此，经过上述 step-quench 工艺处理后，Ti1023 和 Ti5553 合金时效时的 β 相相变过程及其微观组织演化和相应的变化规律还需要详细了解。

本实验研究 Ti1023 和 Ti5553 合金经过固溶和 step-quench 工艺后，时效温度对于这 2 种高强钛合金微观组织形貌、析出 α 相尺寸和析出硬化的影响规律，并基于析出相的形成过程探究导致 2 种合金硬化效果差异的微观机制。本研究工作将为丰富钛合金微观组织与力学性能的调控工艺和高强 β 钛合金的微观组织与力学性能优化提供实验支撑。

1 实验

实验材料为西北有色金属研究院提供的 Ti1023 锻材和中南大学提供的 Ti5553 锻材。Ti1023 与 Ti5553 合金的原始组织如图 1 所示。Ti1023 合金的原始组织为由 β 基体+次生 α 相组成的 β 转变组织，组织中无

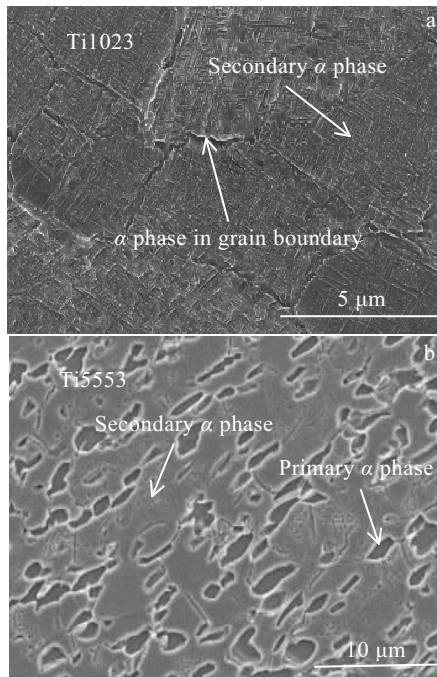


图 1 Ti1023 和 Ti5553 合金的原始显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti1023 titanium alloy (a) and Ti5553 titanium alloy (b)

明显初生 α 相存在，晶界存在少量晶界 α 相，晶粒内部次生 α 相呈层片状，分布均匀，相变点为 $(805 \pm 5)^\circ\text{C}$ ；Ti5553 合金的原始组织为初生 α 相与 β 转变组织共同组成的双态组织，初生 α 相呈等轴状，晶粒内部次生 α 相也呈层片状、分布较均匀，相变点为 $(850 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。

本实验设计的 β 单相区固溶时效的热处理工艺流程图如图 2 所示，具体工艺为：试样在 1000°C 的 β 单相区固溶 (solution treatment, ST) 45 min，虽 2 种材料原始组织存在一定差异，但经过本步骤后可使其微观组织均全部转变成单一的 β 相，让两者保持一致。将试样从 1000°C 的高温炉中取出，迅速放入温度分别为 $300\sim 650^\circ\text{C}$ 的较低温度加热炉 (step-quench, SQ)，保温 1 h 进行时效处理 (aging)，然后水冷至室温。以上工艺流程在本文中记为 ST-SQA。

微观组织用场发射扫描电子显微镜 (SU6600 和 FEI VERIOS 460) 和透射电子显微镜 (JEM-200CX 和 JEM-2100F) 进行观测。扫描电镜试样的制备采用粗磨、细磨、电解抛光后腐蚀的工艺，电解抛光时使用的电解抛光液为 $\text{HClO}_4:\text{CH}_3\text{COOH} (98\%) = 1:9$ ，电压 50 V ，腐蚀时使用的金相腐蚀液比例为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:3:10$ ，透射电镜试样的制备采用的双喷液比例为 $\text{HClO}_4:\text{CH}_3(\text{CH}_2)_3\text{OH}:\text{CH}_3\text{OH} = 1:7:10$ 。利用 X 射线衍射仪 (X'pert pro) 进行 XRD 测试分析不同热处理工艺后物相的组成，并使用维氏硬度仪 (HXD-1000TMC/LCD) 在试验力为 98 N ，保压时间为 10 s 的情况下测量试样的宏观维氏硬度。次生 α 相尺寸和单位面积形核率通过 Image Pro-Plus 6.0 软件进行统计。

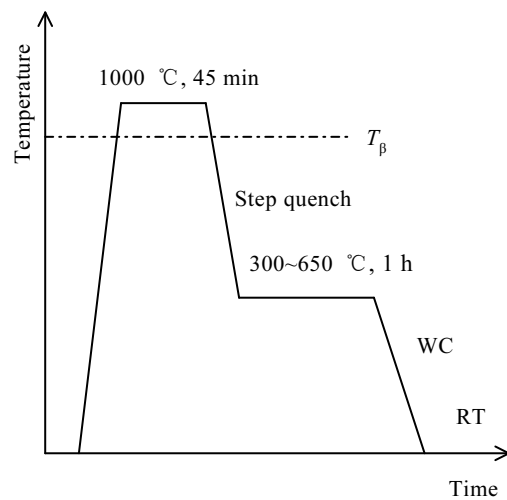


图 2 本研究的 ST-SQA 工艺示意图

Fig.2 Process of step-quenching heat treatment

2 结果与分析

2.1 Ti1023 与 Ti5553 合金 ST-SQA 处理后的硬度随时效温度的变化规律

图 3 为 Ti1023 合金与 Ti5553 合金在上述相同工艺处理后的硬度随时效温度变化规律，可以看出 2 种合金的硬度随时效温度的变化趋势不同。

在图 3a 中，Ti1023 合金的硬度随着时效温度的升高呈现先上升后下降的趋势，时效温度低于 400 °C 时缓慢上升，超过 400 °C 时显著下降，在时效温度为 400 °C 时硬度达到最高值即 4500 MPa；Ti5553 合金的硬度变化如图 3b 所示，时效温度从 300 °C 升高到 400 °C，硬度呈现先上升后下降，时效温度高于 400 °C，硬度开始增加；当时效温度从 500 °C 升到 550 °C，硬度显著增加，550 °C 硬度达到最高值 4390 MPa，继续升高时效温度硬度下降。时效温度在 300~650 °C 范围内 Ti5553 合金的硬度变化呈现双峰变化规律。

2.2 Ti1023 与 Ti5553 合金微观组织随时效温度的变化规律

图 4 给出了 Ti1023 合金微观组织形貌随时效温度的变化规律。

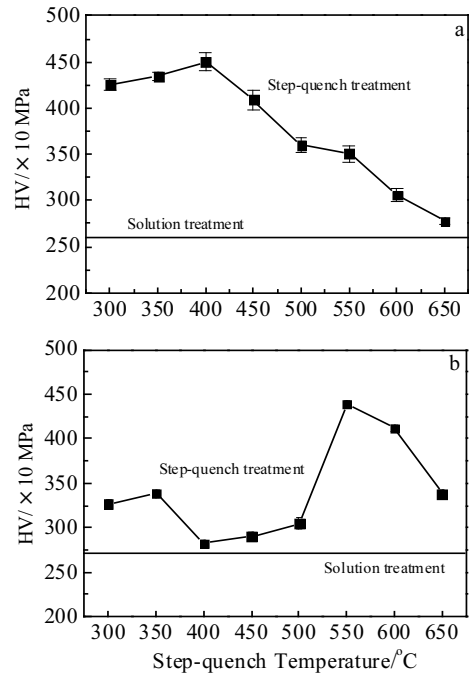


图 3 不同时效温度下 2 种合金的维氏硬度曲线
Fig.3 Variation of Vickers hardness of Ti1023 (a) and Ti5553 (b) alloy with different step-quenching temperature

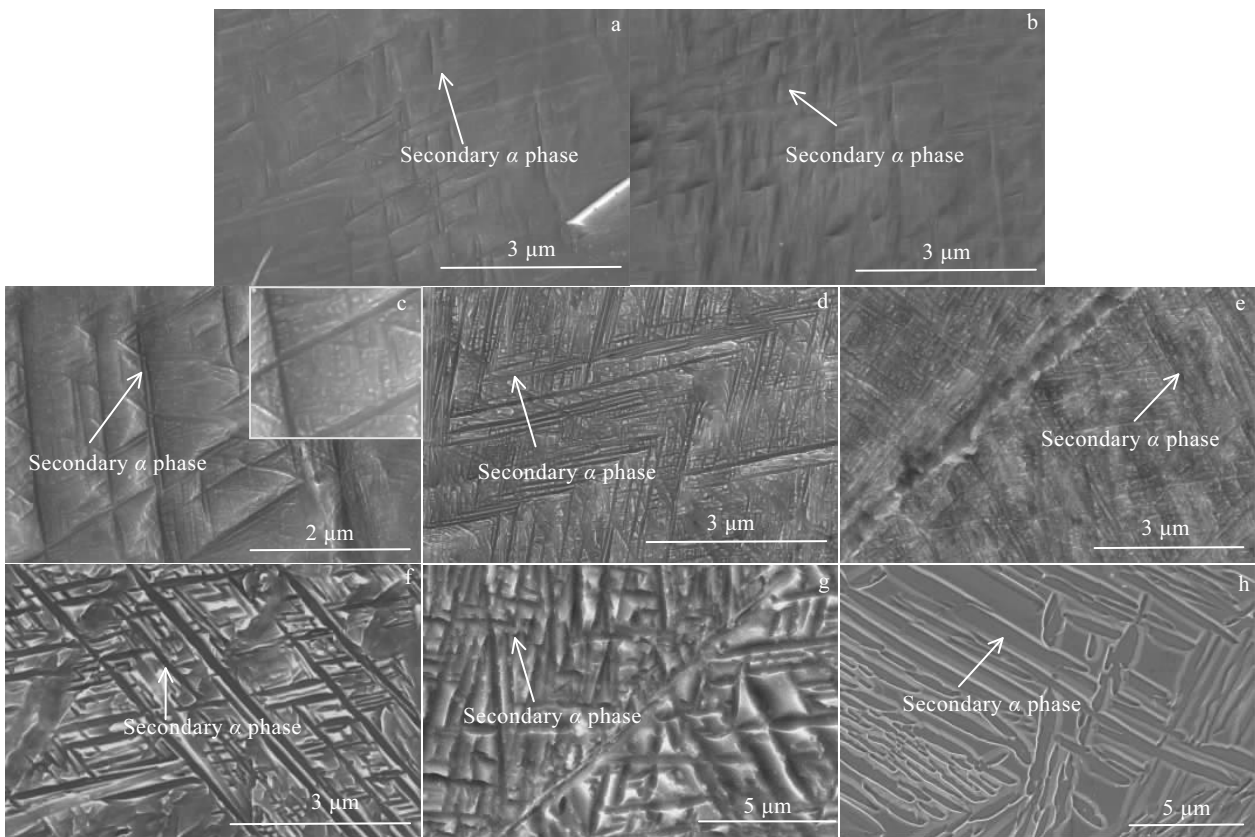


图 4 Ti1023 合金在不同时效温度的微观组织形貌

Fig.4 Microstructures of Ti1023 titanium alloy after step-quenching at the temperature of 300 °C (a), 350 °C (b), 400 °C (c), 450 °C (d), 500 °C (e), 550 °C (f), 600 °C (g), and 650 °C (h)

对于 Ti1023 合金, 当时效温度为 300 °C 时 β 相已开始有针状 α 相析出, 如图 4a 所示; 随着时效温度的升高, 在 350 和 400 °C 时针状 α 相的数量增多, 如图 4b、4c 所示, 且在 400 °C 时可以看出尺寸较大的 α 相之间有极致密的细小 α 相互相交割, 见图 4c 的放大图; 当时效温度为 450 °C 时所产生的次生 α 相宽度和长度均有增加, 如图 4d 所示; 当时效温度为 500 °C 时, 次生 α 相宽度变得更加均匀, 尺寸较大次生 α 相之间的细小 α 相也开始发生粗化, 如图 4e 所示; 随着时效温度的进一步升高, 在 550, 600, 650 °C 时次生 α 相的粗化行为更加明显, α 相显著粗化, 如图 4f、4g、4h 所示, 在 650 °C 时次生 α 相的宽度达到最大值。图 4 中次生 α 相之间多呈现大约 60° 的夹角, 这是由于次生 α 相在析出过程中导致其周围产生较大的应变, 而这种位向变体的排列方式可以最大程度降低体系析出 α 相的应变能, 形成一种自适应的低能结构^[20]。

图 5 给出了 Ti5553 合金微观组织随着时效温度的变化规律。

对于 Ti5553 合金, 当时效温度较低时, 在 300, 350, 400 °C 下均未看出晶内有明显的析出相产生, 如图 5a、5b、5c 所示; 当时效温度为 450 °C 时, 次生 α 相开始在

晶界处沿晶界析出, 这是由于析出相最初易于在晶界处形核且当晶界 α 相析出完全后, α 相沿着晶界向晶内继续生长, 形成晶界魏氏组织^[21]。如图 5d 中向晶界两侧晶粒 1、2 生长; 当时效温度为 500 °C 时, 晶粒内部开始有较多次生 α 相析出, 能够明显看出 α 相尺寸和针状形貌, 如图 5e 所示; 当时效温度上升到 550 °C 时, 晶内次生 α 相形核数量增多, 分布在整個晶粒内部, 次生 α 相之间明显形成了呈 60° 夹角的自适应结构^[20], 析出相快速形核并生长, 如图 5f 所示; 随着时效温度的进一步升高, 次生 α 相在 600 和 650 °C 温度时效发生粗化, α 相宽度增加, 形核数量减少, 如图 5g、5h 所示。

为了表征 2 种合金不同时效温度下次生 α 相形核与尺寸变化, 通过统计软件对图 4、图 5 中合金时效形成次生 α 相的尺寸 (宽度, μm) 和形核密度 (每平方微米中次生 α 相的个数, $\text{Number}/\mu\text{m}^2$) 进行了统计, 结果如图 6 所示。

结合图 3~图 6, 对于 Ti1023 合金, 随时效温度升高, 次生 α 相密度逐渐升高, 时效温度为 400 °C 时到达峰值后, 析出相的宽度逐渐增加, 形核密度逐渐降低; 对于 Ti5553 合金, 当时效温度低于 400 °C 时, 没有次生 α 相析出, 当时效温度高于 400 °C 时, 次生

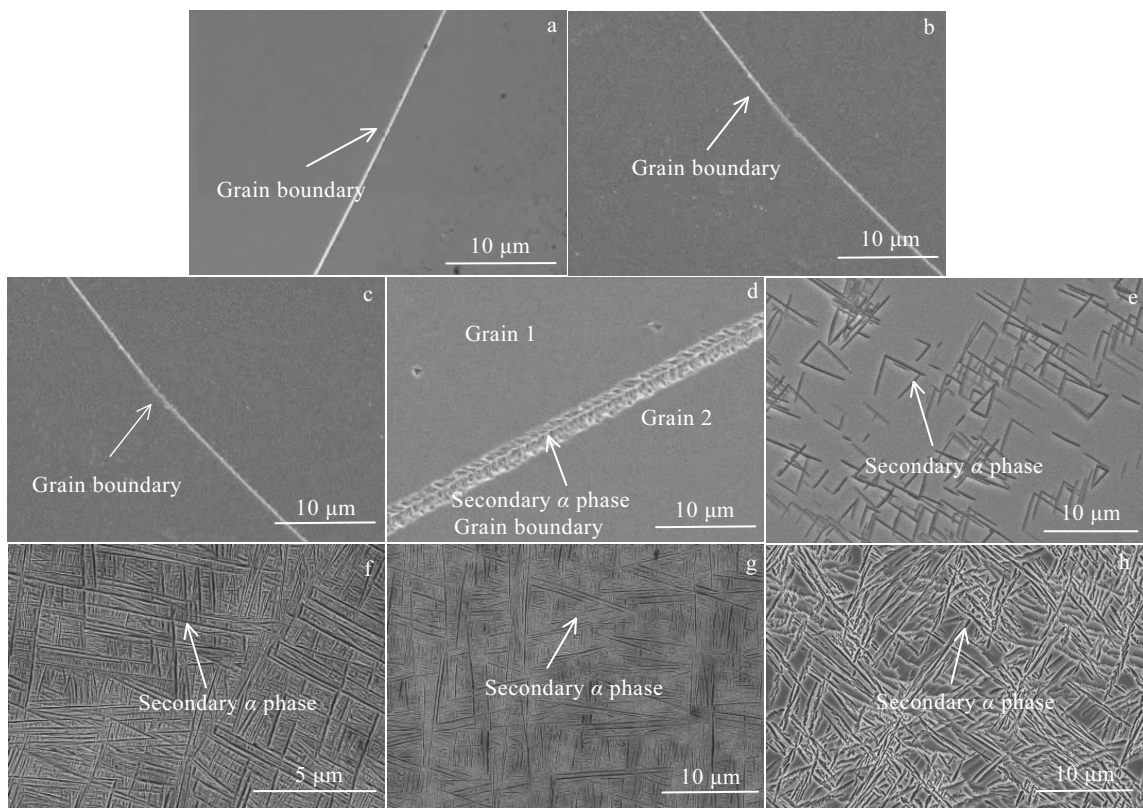


图 5 Ti5553 合金在不同时效温度下的微观组织形貌

Fig.5 Microstructures of Ti5553 titanium alloy after step-quenching at the temperature of 300 °C (a), 350 °C (b), 400 °C (c), 450 °C (d), 500 °C (e), 550 °C (f), 600 °C (g), and 650 °C (h)

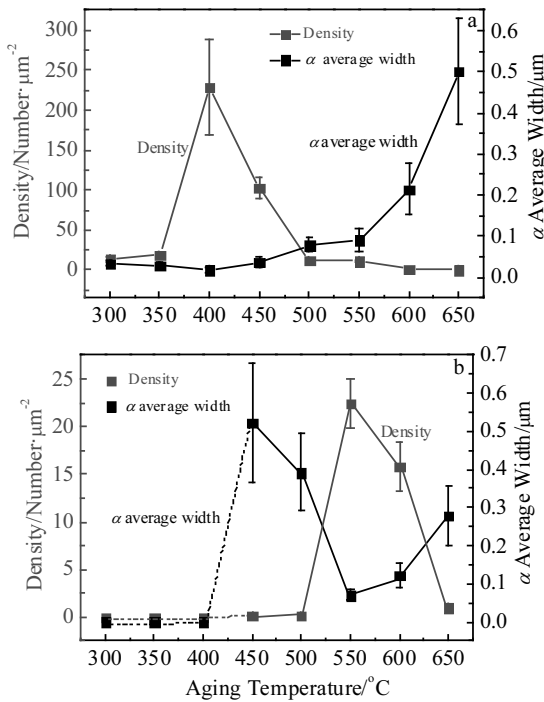


图 6 2 种合金次生 α 相的宽度和形核密度随时效温度的变化
Fig.6 Evolution of secondary α width and density with different step-quenching temperatures: (a) Ti1023 alloy and (b) Ti5553 alloy

α 相开始析出, Ti5553 合金的次生 α 相变化趋势与 Ti1023 合金类似, 但次生 α 相宽度最小、形核密度最高出现在时效温度为 550 °C 时。总体上, 2 种合金硬度随着时效温度的变化趋势主要由 β 相的析出行为决定。

对 2 种合金 ST-SQA 处理的试样进行 XRD 物相分析, XRD 图谱如图 7 所示。

对于 Ti1023 合金, 结合图 4 和图 7 可以看出, 在 300~650 °C 之间时效, 均有明显的析出相产生, 包括 ω 相和 α 相 2 种。其中, 等温 ω 相属于脆而硬的析出相, 它的存在会导致试样硬度增加^[22], 但是, 本研究结果也同样表明 α 相的析出是钛合金硬度增加的主要原因^[23]。

对于 Ti5553 合金, 结合图 5 和图 6 可以看出, 时效温度低于 400 °C 时, Ti5553 合金内部无 α 相析出, 而时效温度高于 400 °C 后, 析出了次生 α 相。James^[24] 等研究了 Ti5553 合金在单相区固溶和 300 °C, 1 h 时效后 ω 相的析出行为, 结果显示 300 °C 下保温 1 h 有明显的 ω 相衍射斑出现; S. Nag^[12] 等研究了 Ti5553 合金双时效时 ω 相的辅助形核作用, 结果证实单相区固溶经过 350 °C, 2 h 时效后同时具有 ω 相与 α 相的衍

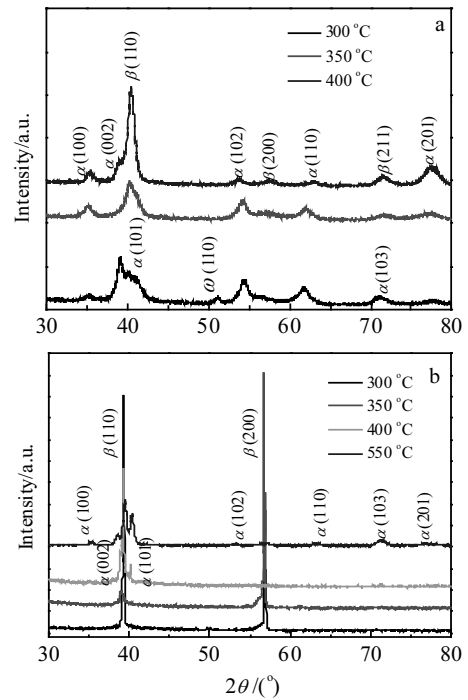


图 7 不同合金时效后的 XRD 图谱
Fig.7 XRD patterns of Ti1023 titanium alloy after different temperature step-quenching from 300 °C to 400 °C (a); XRD patterns of Ti5553 titanium alloy after different temperature step-quenching from 300 °C to 550 °C (b)

射斑出现。综上可得, Ti5553 合金在低温时效 (300~400 °C) 过程中有 ω 相的析出^[24-28]。图 8 给出了 Ti5553 合金 300 °C 低温时效 1 h 的试样高分辨 TEM 观察结果。可以看出, 在采用 ω 相斑点获得的暗场像下, 于 β 相中能观察到极为弥散的纳米尺度 ω 相。这表明 Ti5553 合金中 ω 相在低温 300 °C 时效开始形成。钛合金的 ω 相分为等温 ω 相与绝热 ω 相, 亚稳 β 钛合金在低温时效过程析出的 ω 相为等温 ω 相。这种 ω 相为亚稳相, 时效温度升高, 一方面辅助次生 α 形核^[29,30], 另一方面等温 ω 相也会因为稳定性降低而逐渐消失。因此, 随着 ω 相的逐渐析出, 300~350 °C 时效后的硬度缓慢增加。Ti5553 合金在 300~350 °C 间时效硬度增加与 ω 相的析出有关, 超过 350 °C, ω 相稳定性降低, 温度升高 ω 相逐步溶解于基体, 此时次生 α 相尚未析出, 导致合金硬度降低。

Ti1023 合金与 Ti5553 合金钼当量不同, Ti1023 合金 $[Mo]_{eq}=11.7$, Ti5553 合金 $[Mo]_{eq}=13.35$, 钼当量越高, 合金 β 相稳定性越好, 时效过程中 α 相越难析出^[19]; Ti1023 合金与 Ti5553 合金主要元素组成不同,

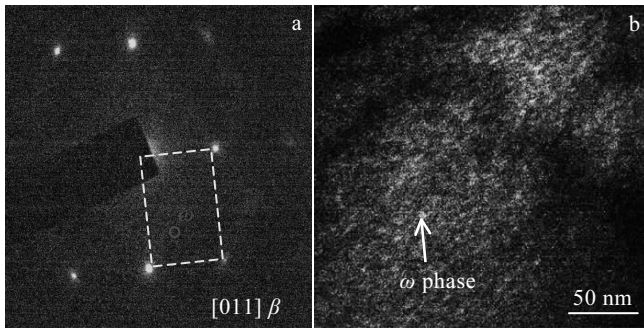


图 8 Ti5553 合金在 300 °C 下低温时效 1 h 后 ω 相的选区电子衍射花样和其对应暗场像

Fig.8 ω phase under 300 °C step-quenching for 1 h of Ti5553 alloy: (a) SAED pattern of [011]β and (b) the corresponding dark field image

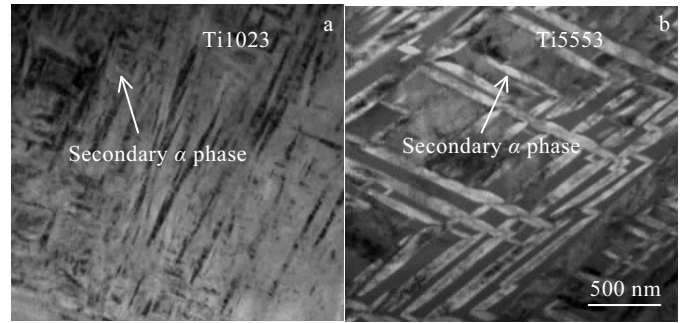


图 9 2 种合金在维氏硬度达到最高值时的热处理工艺下的次生 α 相微观形貌

Fig.9 Dark field microstructures of secondary α with the highest Vickers hardness: (a) Ti1023 alloy in 400 °C step-quenching and (b) Ti5553 alloy in 550 °C step-quenching

Fe 元素在钛合金 β 相中的扩散较快, V、Cr 元素的扩散次之, 而 Mo 元素在钛合金 β 相中的扩散最慢^[31], 因此快扩散元素含量更高的 Ti1023 合金能够比慢扩散元素含量更高的 Ti5553 合金更迅速的完成长程扩散, 率先达到平衡浓度, 同时其 β 相更不稳定, 使得 α 相更容易的析出。上述热力学与动力学原因共同导致了在低温范围 (300~400 °C) 时效中, Ti1023 合金在 300 °C 时已有明显的 α 相析出而 Ti5553 合金在 400 °C 时才刚开始有极少量 α 相析出, 在 450 °C 时才有明显的 α 相析出。

2 种合金在宏观维氏硬度最高值处的具体微观形貌如图 9 所示。图 9 表明, Ti1023 合金在 400 °C 时效时产生的次生 α 相多为极细小致密的针状 α 相, 宽度多在 20~30 nm 之间; Ti5553 合金在 550 °C 时效时产生的次生 α 相则多为平直的单一层片状 α 相, 尺寸约为 70 nm。次生 α 相的形核密度决定 α/β 两相界面的多少, 形核密度越高, 相界面越多, 合金的硬度越高^[32]。

2.3 Ti1023 与 Ti5553 合金硬度变化与第二相析出行为关系

图 10 给出了 Ti1023 与 Ti5553 合金硬度变化与时效处理第二相析出行为的示意图。

如图 10a, 对于 Ti1023 合金, 当时效温度为 300 °C 时有明显的 α 相析出, 根据 XRD 结果, 在 300 °C 时效等温 ω 相也会析出, 此时合金强化作用主要源于 α 相和 ω 相的共同作用; 随着时效温度的提高, α 相数量增多, 350 °C 时 α 相析出数量提高, 此时的宏观维氏硬度是由致密的次生 α 相与还未完全消失的等温 ω 相耦合作用导致; 当时效温度为 400 °C 时, 出现了

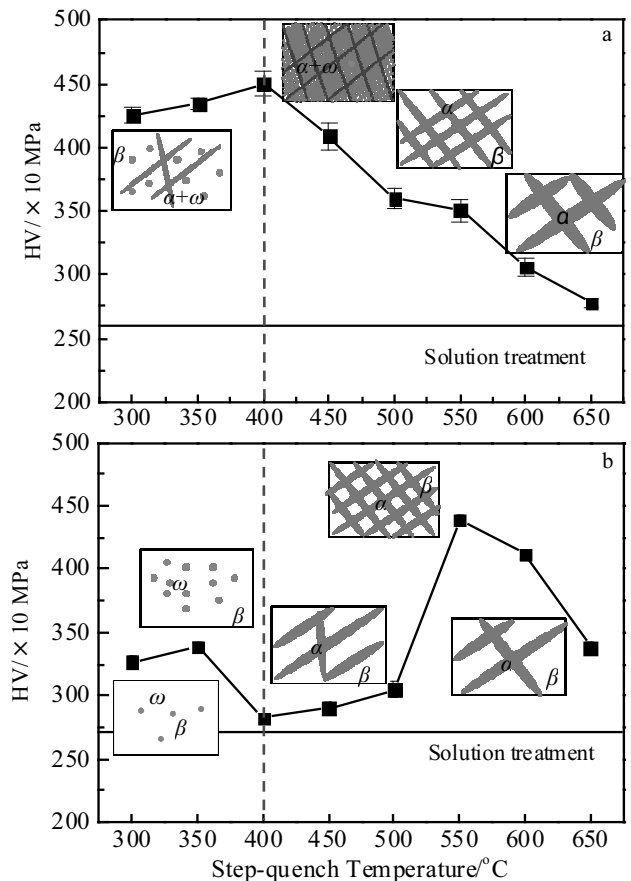


图 10 不同时效温度下 Ti1023 与 Ti5553 合金硬度变化与析出相关关系示意图

Fig.10 Relationship between Vickers hardness and phase transformation with different step-quenching temperatures: (a) Ti1023 alloy and (b) Ti5553 alloy

形核密度的激增,在单位面积形成了尺寸极小密度极高的次生 α 相,但是 ω 相在 400 °C 下稳定性降低,重新融入 β 基体,大量致密的次生 α 相和部分未转变等温 ω 相的耦合作用使得维氏硬度达到最高值即 4500 MPa; 当时效温度高于 400 °C 时,次生 α 相形核密度降低而且宽度逐渐增加并逐步粗化,导致硬度下降。时效温度为 500 和 550 °C 时,次生 α 相形核密度和平均宽度均降低缓慢,对应于此温度范围内宏观维氏硬度下降较为平缓。时效温度继续升高,次生 α 相持续发生粗化,硬度持续下降。

图 10b 给出了 Ti5553 合金硬度变化与第二相析出行为关系示意图。当时效温度为 300~400 °C 时,硬度变化主要因为 ω 相的开始形成、到达峰值与逐渐消失。当时效温度为 300 °C 时, ω 相开始产生,合金的硬度比固溶态略高;当时效温度为 350 °C 时,硬度到达第 1 个峰值,结合 SEM 形貌,此时合金没有 α 相析出,硬度的增加主要源于 ω 相;当时效温度为 400 °C 时,由于温度升高 ω 相逐渐消失,此时次生 α 相尚未析出,因此硬度下降。当时效温度为 450 °C 时, β 晶界处已有明显的沿晶界生长的 α 相产生,因此 450 °C 下时效的合金其维氏硬度开始升高;当时效温度为 500 °C 时,次生 α 相开始在 β 晶粒内部析出,分布较为均匀,因此合金的硬度继续升高;当时效温度为 550 °C 时,次生 α 相形核密度达到最高值,而且平均宽度最小,因此,维氏硬度达到最高值即 4390 MPa; 当时效温度高于 550 °C,次生 α 相开始粗化,形核密度逐渐下降,宽度持续增加,故硬度持续下降。

3 结论

1) 对于 Ti1023 合金,随时效温度升高,维氏硬度先增后降,400 °C 时效合金的硬度最高,达到 4500 MPa,随后硬度随时效温度升高逐渐降低。

2) 对于 Ti5553 合金,随时效温度升高,合金硬度呈现双峰规律。峰值硬度对应的时效温度分别为 350 和 550 °C,其中时效温度为 550 °C 时合金硬度达到最高值 4390 MPa。

3) Ti1023 和 Ti5553 合金的硬度变化主要取决于 β 相的稳定性和第二相的析出行为。对于 Ti1023 合金,时效温度低于 400 °C 时其硬度由 ω 相与 α 相共同作用;时效温度超过 400 °C,硬度取决于次生 α 相。Ti5553 合金在 300~400 °C 时效,其硬度由等温 ω 相决定,时效温度高于 400 °C 时,硬度则由次生 α 相决定。

参考文献 References

- [1] Boyer R R. *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103
- [2] Sha Aixue(沙爱学), Wang Qingru(王庆如), Li Xingwu(李兴无). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2004, 28(1): 239
- [3] Boyer R R. *JOM*[J], 1980, 32(3): 61
- [4] Yang Jian(杨健). *Aeronautical Manufacturing Technology*(钛合金在飞机上的应用)[J], 2006(11): 41
- [5] Jones N G, Dashwood R J, Dye D *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2009, 40(8): 1944
- [6] Fu Y Y, Hui S X, Ye W J *et al.* *Applied Mechanics & Materials*[J], 2013, 365-366: 1003
- [7] Fei Y, Chang H, Shang G *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*[J], 2011, 31(1): 48
- [8] Guo Hongzhen(郭鸿镇), Wang Cixiao(王慈校). *Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(6): 408
- [9] Schwab H, Palm F, Kühn U *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 105: 75
- [10] Wu X, Sharman R, Mei J *et al.* *Materials & Design*[J], 2004, 25(2): 103
- [11] Ingelbrecht C D. *Journal of Materials Science*[J], 1985, 20(8): 3034
- [12] Nag S, Zheng Y, Williams R E A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(18): 6247
- [13] Salvador C A F, Opini V C, Lopes E S N *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(4): 400
- [14] Wang Shihong(王世洪), Shen Guiqin(沈桂琴), Liang Youming(梁佑明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1990, 19(4): 26
- [15] Shang Guoqiang(商国强), Kou Hongchao(寇宏超), Wang Xinnan(王新南) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2009, 33(4): 484
- [16] Shang Guoqiang(商国强), Kou Hongchao(寇宏超), Fei Yue(费跃) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(6): 1061
- [17] Chen Wei(陈威), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Xiao Lin(肖林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 30(4): 708
- [18] Chen Wei(陈威), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Xiao Lin(肖林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1911
- [19] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer, 2003
- [20] Balachandran S, Kashiwar A, Choudhury A *et al.* *Acta*

- Materialia*[J], 2016, 106: 374
- [21] Appolaire B, Hélicher L, Aeby-Gautier E. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(10): 3001
- [22] Zhang Zhu(张翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫畏). *Metallography and Heat Treatment of Titanium*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009
- [23] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloy*(钛合金相变及热处理)[M]. Changsha: Central South University Press, 2012
- [24] James Coakley, Vassili A Vorontsov, Nicholas G Jones *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 646: 946
- [25] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2136
- [26] Fei Yue(费跃), Chang Hui(常辉), Shang Guoqiang(商国强) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(1): 48
- [27] Sabeena M, Murugesan S, Mythili R *et al. Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2015, 68(1): 1
- [28] Nakai M, Niinomi M, Hieda J *et al. Isij International*[J], 2012, 52(9): 1655
- [29] Li T, Kent D, Sha G *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 117: 92
- [30] Li T, Kent D, Sha G *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 106: 353
- [31] Peart R F, Tomlin D H. *Acta Metallurgica*[J], 1962, 10(2): 123
- [32] Sujoy Kumar Kar, Swati Suman, Shivaprasad S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 610(5): 171

Effect of Aging Temperature on Microstructures and Precipitation Hardening in Ti1023 and Ti5553 Alloys

Wang Wenting¹, Li Pei¹, Kou Wenjuan¹, Sun Qiaoyan¹, Liu Bin², Xiao Lin¹, Sun Jun¹

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures and precipitation hardening of Ti1023 and Ti5553 alloys after the same solution treatment and step-quench aging treatment (ST-SQA) have been studied. The morphology of α phase about precipitation and distribution in different aging treatment were observed by using SEM and TEM, and the variation of density and width of secondary α phase were analyzed. The hardness of these two alloys was measured. The result shows that Ti1023 alloy is more likely to precipitate α phase than Ti5553 alloy due to low stability of β phase. Ti1023 alloy precipitates α phase at 300 °C aging and gets the maximum density of precipitation at 400 °C, while Ti5553 alloy precipitates α phase at 450 °C, and gets the maximum density of precipitation at 550 °C. As for Ti1023 alloy, the peak of hardness is obtained at 400 °C aging, while as for Ti5553 alloy, double peaks of hardness are shown at 350 °C and 550 °C aging. The variation of hardness was caused by the precipitation of secondary phase in β phase for different aging temperatures. When aging temperature is below 400 °C, the hardness of Ti1023 alloy depends on both α phase and ω phase, and the hardness of Ti5553 alloy depends on only ω phase. As aging temperature is over 400 °C, the hardness of both Ti1023 and Ti5553 alloys depend on the density of precipitation and the size of α phase.

Key words: β titanium alloy; the secondary α phase; aging; hardening

Corresponding author: Sun Qiaoyan, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, E-mail: qysun@mail.xjtu.edu.cn