

固溶和时效对 Ti2041 合金组织与硬度的影响

周璇, 王克鲁, 鲁世强, 李鑫

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘要: 研究了不同温度的固溶和时效工艺对 Ti2041 合金组织和硬度的影响。结果表明: 当固溶温度为 700 °C 时, 随着保温时间增加, 组织中初生 α 相(α_p)的含量逐渐增多, 晶粒尺寸逐渐增大; 当固溶温度为 750 °C 时, 随保温时间增加, 发生了静态再结晶, 且有次生 α 相(α_s)析出, 晶粒尺寸也逐渐增大; 当固溶温度为 800 °C 时, 晶粒内部出现 α' 马氏体, 形貌由等轴状变为板条状。在不同固溶温度下硬度值变化也不同, 当固溶温度为 700 °C 时, 随着保温时间的增加, 硬度(HV)值从 3016 MPa 降到 2852 MPa; 在固溶温度为 750 °C 时, 硬度值随着保温时间的增加先升高后降低, 最大值为 3082 MPa; 在固溶温度为 800 °C 时, 硬度值随着保温时间的增加逐渐增大, 最大值为 3314 MPa。在经时效处理后, 不同时效温度下均出现了次生 α_s 相。随时效温度的升高, 次生 α_s 相尺寸越小, 显微硬度值逐渐增大, 最大值达到 4517.5 MPa, 主要强化机制为第二相(次生 α_s 相)弥散强化。

关键词: Ti2041 合金; 固溶和时效; 微观组织; 马氏体; 硬度值

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2155-08

β 钛合金具有低密度、良好的生物相容性、高的比强度和良好的耐腐蚀性等优异性能, 广泛应用于航空航天、汽车、医疗器械等领域^[1-4]。 β 钛合金的性能与其微观组织有紧密联系, 经热处理能在不改变合金形状与尺寸条件下提高其性能^[5,6]。固溶处理和时效处理为钛合金常用的热处理工艺流程, 也是改善合金组织、提高合金力学性能的手段之一^[7,8]。固溶处理是将合金加热、保温并快速冷却到室温的工艺, 一般在 $(\alpha+\beta)$ 两相区和 β 单相区。在高温快速冷却时, β 相可转变成 α' 马氏体、 α'' 马氏体、 ω 相等亚稳相^[9,10], 改善了合金的强度和塑性^[11,12]。时效处理是指将经固溶处理后的试样再加热至适当的温度保温并冷却的工艺。时效处理一般在 $(\alpha+\beta)$ 两相区, 使固溶处理得到的亚稳相转变为次生 α_s 相和 β 相, 提高合金的力学性能^[13]。

Ti2041 属于 β 型钛合金。近年来国内外学者对 β 钛合金热处理进行了一定量的研究。李超等^[14]利用 SEM 和 TEM 等研究了固溶+时效处理对 Ti-55511 合金的影响。结果发现: 在退火过程中出现亚晶和析出针状 α 和 α_2 相, 强化机制为细晶强化和第二相弥散强化, 合金强度和硬度逐渐升高。随着退火温度的升高, α 相发生形核长大, 未出现弥散针状 α 相, 第二相弥散强化减弱, 合金强度逐渐降低。张志超等^[15]采用

SEM 和 TEM 方法分析了 Ti-1300 合金在初始锻态、固溶+淬火态和固溶+时效态下的显微组织变化规律。结果发现: 低温时效时析出细小弥散的类球形 ω 相; 先析出的 ω 相为 α 相提供了形核地点, 高密度分布的 ω 相阻碍了 α 相快速长大; 高温时效时, β 相晶内析出含量相对较少的片状 α 相。马权等^[16]研究了固溶+时效处理时亚稳相的形成和演变对 Ti1023 钛合金的影响。结果发现: 双重时效时均有 ω 相, 随着时效温度的升高, ω 相数量减少, 尺寸变小。时效过程中生成的 ω 相会使合金强度有所提高, 塑性严重降低。张丰收等^[17]研究了 Ti-5553 合金固溶+时效处理条件下的微观组织和力学性能。结果发现: Ti-5553 合金棒材在相变点之上 β 退火+时效处理的组织具有优异的损伤容限性能, 近 β 相区固溶+时效处理的组织具有较好的强度和塑性匹配; 在 820 °C 固溶后具有优异的力学性能, 580 °C 时效时最高强度达到 1420 MPa。

目前, 国内外对 Ti2041 合金热处理研究的文献还比较少。本工作研究了 Ti2041 合金在固溶时效后的微观组织和性能变化规律, 以为该合金的热处理工艺提供理论依据。

1 实验

收稿日期: 2020-06-25

基金项目: 国家自然科学基金(51464035)

作者简介: 周璇, 男, 1995 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83863039, E-mail: 935593664@qq.com

实验材料为锻态 Ti2041 合金，其名义成分为 Ti-20V-4Al-1Sn，相变点约为 725 °C。图 1 为原始组织的 SEM 照片。从图中可以看出，Ti2041 合金的原始组织由 β 组织组成。在 SX₂-2.5-10A 箱式电阻炉中进行 3 组热处理试验，设备由湖南前沿科技有限公司生产。第 1 组：固溶温度分别为 700、750 和 800 °C，分别保温 0.5、1 和 1.5 h，冷却方式选择水冷(WQ)；第 2 组：选取保温 1 h 的试样进行 450 °C/8 h、500 °C/8 h 和 550 °C/8 h 时效处理，冷却方式空冷(AC)；第 3 组：选取固溶温度为 700、750 和 800 °C，保温 1 h 的试样进行 450 °C/8 h+WQ 时效处理。将金相样品机械磨制和抛光后用体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:6 的腐蚀液进行腐蚀，在钨灯丝扫描电子显微镜 SU1510 下观察其显微组织，设备由日本日立公司生产。将样品用砂纸研磨抛光后直接用 D8 Advance A25 X 射线衍射仪测量，设备由德国布鲁克公司生产。采用 HVS-1000 型显微硬度计测量 10 组硬度值，并计算其平均值，设备由上海沪工高峰工具有限公司生产。

2 结果与分析

2.1 固溶处理对合金显微组织的影响

图 2 为 Ti2041 合金在固溶温度 700 °C，保温时间为 0.5、1 和 1.5 h 的 SEM 组织。从图中可以看到，保温时间越久，组织中晶粒尺寸越大。当保温时间为 0.5 h 时，组织中还可以看到有初生 α_p 相分布，其晶粒尺寸大小不等。随着保温时间的增加，初生 α_p 相增多，且晶粒发生长大。

在热处理过程中，由于小角晶界更容易发生迁移，使晶粒合并长大，晶界逐渐转化为大角晶界，而大角晶界迁移所需要的能量更高，大角晶界移动会吞噬其它晶粒从而促使晶粒继续长大。晶界移动本质是原子的迁移，温度越高，原子迁移速率越快，晶粒长大的速率就越快^[18]。当保温时间较短时，由于刚完成 $\alpha \rightarrow \beta$

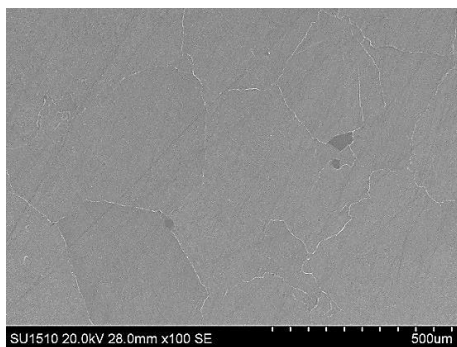


图 1 Ti2041 合金原始组织
Fig.1 SEM microstructure of the Ti2041 alloy

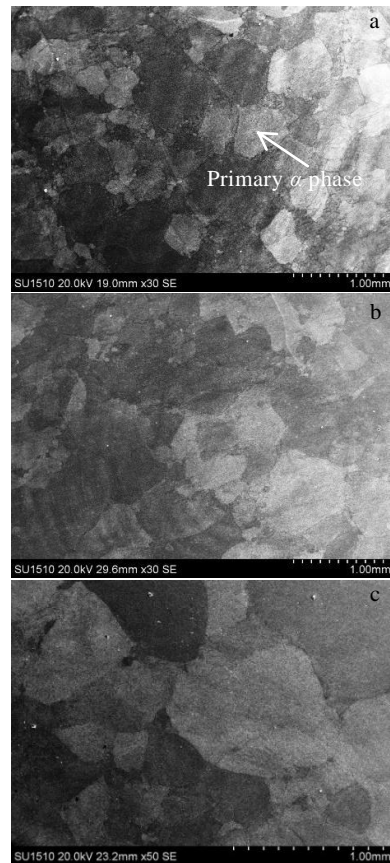


图 2 Ti2041 合金在固溶温度为 700 °C 下不同保温时间的微观组织

Fig.2 SEM microstructures of Ti2041 alloy at solution temperature 700 °C for different holding time: (a) 0.5 h, (b) 1 h, and (c) 1.5 h

相变， β 晶粒还不均匀，弯曲的晶界通过表面张力向其曲率中心移动，即大晶粒生长。随着保温时间的增加，晶粒长大并均匀分布，晶界的表面张力逐渐减弱，晶粒逐渐趋于稳定状态。

图 3 为 Ti2041 合金在固溶温度 750 °C，保温时间分别为 0.5、1 和 1.5 h 的 SEM 组织。可以看出，在不同保温时间下，组织发生了大小程度不一的静态再结晶现象，且可以看到有次生 α_s 相析出。当保温时间为 0.5 h 时，部分 β 晶粒的晶界出现弯曲，且晶界附近有少量的再结晶晶粒出现，同时发现，在组织中弥散分布有次生 α_s 相。随着保温时间的增加(1 h)，再结晶程度明显提高，晶粒明显细化，且次生 α_s 相相对减少。当保温时间为 1.5 h 时，晶粒长大，晶粒尺寸明显比 0.5 和 1 h 要大，且在 β 晶粒附近只有少量未长大的静态再结晶晶粒。

图 4 为 Ti2041 合金固溶温度 800 °C，保温时间为 0.5、1 和 1.5 h 的 SEM 组织。可以看到，在 800 °C 做固溶处理可以得到单相的 β 体心立方结构(bcc)，随

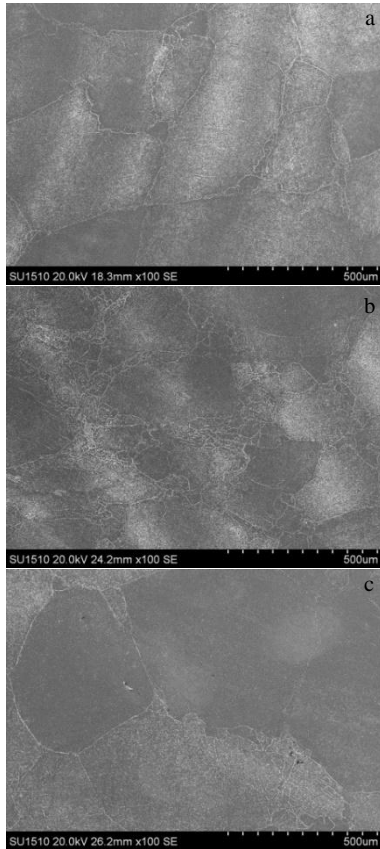


图 3 Ti2041 合金在固溶温度为 750 °C 下不同保温时间的微观组织

Fig.3 SEM microstructures of Ti2041 alloy at solution temperature of 750 °C for different holding time: (a) 0.5 h, (b) 1 h, and (c) 1.5 h

随着保温时间的增加,晶粒尺寸变化不大。在固溶温度相同而保温时间不同的情况下可发现,随着保温时间的增加,在晶粒边界到晶粒内部有 α' 马氏体析出^[19]。在保温 1 h 时,可以看到晶粒内部出现 α' 马氏体,因此时保温时间较短马氏体为等轴状,此时马氏体还未形核长大,如图 4b 所示。当保温 1.5 h 时,可以看到等轴 α' 马氏体发生形核长大,形貌为板条状,板条状的马氏体弥散分布在 β 基体上,呈现各向异性,错综的分布在晶粒内部和晶粒边界,如图 4c 所示。

2.2 时效温度对显微组织的影响

选取固溶温度为 700、750 和 800 °C,保温 1 h 的试样进行时效处理,可知在经过固溶所得到的初生 α_p 相、 α' 相、和亚稳 β 相,在时效过程中会发生转变。图 5 为 Ti2041 合金在 700 °C/1 h/WQ 下固溶处理后,再经过不同温度时效处理的显微组织。可以看到在组织中出现晶界 α 和晶内 α ,为沿等轴晶界分布的条状 α 相,因为原始 β 晶界处属于高能区, α 相优先在此处形核长大生成了连续的晶界 α 相^[20]。当时效温度为

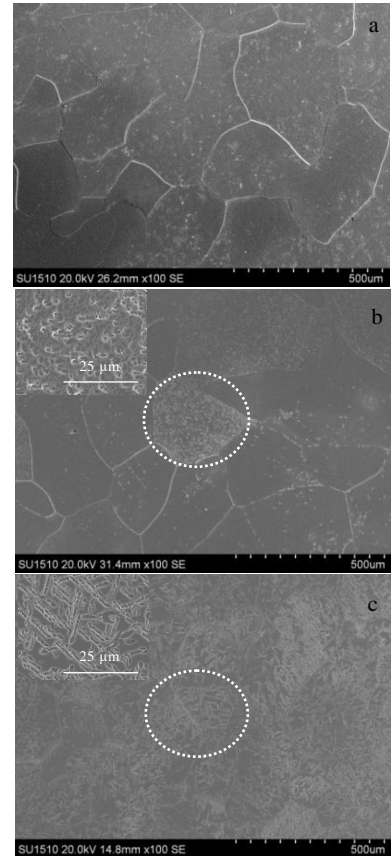


图 4 Ti2041 合金在固溶温度为 800 °C 下不同保温时间的微观组织

Fig.4 SEM microstructures of Ti2041 alloy at solution temperature of 800 °C for different holding time: (a) 0.5 h, (b) 1 h, and (c) 1.5 h

550 °C 时,可以看到连续的晶界 α 消失,组织中全为等轴 α ,细小均匀,弥散分布在 β 基体上。从而可知,Ti2041 合金经过 $(\alpha+\beta)$ 两相区固溶+时效处理后的显微组织主要由初生 α_p 相、次生 α_s 相和 β 基体组成。

图 6 为合金在 800 °C/1 h/WQ 下固溶处理后,再经过不同温度时效处理的显微组织。可以看出在时效温度为 450 °C 时,组织中晶界 α 尺寸较宽,随着时效温度的升高(500 °C),晶界 α 尺寸逐渐变窄。当时效温度为 550 °C 时,可以看到连续的晶界 α 消失,组织中全为等轴 α 相,细小均匀,弥散分布在 β 基体上。综上所述,当时效温度达到 550 °C 时,不同固溶温度下的组织变化相同,组织均细小均匀,析出的 α 相呈弥散分布,且均为等轴 α 相。

从图 5 和图 6 中观察可以看到,在相变点之上单相区固溶时效后的次生 α_s 相尺寸比相变点之下两相区固溶时效后的次生 α_s 相的尺寸大。可能是因为:次生 α_s 相尺寸大小受晶粒大小的影响^[21],相比于单相区而言,在两相区时,由于初生 α_p 相限制了晶粒长大,晶

粒尺寸要比单相区小，从而限制了基体中次生 α_s 相的长大；在单相区固溶后 β 基体的稳定性较低，导致次生 α_s 相在时效时的驱动力最大，得到的次生 α_s 相粗化。

图 7 为 Ti2041 合金在不同固溶温度处理后再经 450 °C 时效 8 h 后的微观组织。观察图 7 可知，在不同固溶温度下，组织变化主要为 α 相的形貌变化。当固溶温度为 700 和 750 °C 时，组织中次生 α_s 相的形貌为等轴状和链状分布，当固溶温度为 800 °C 时，链状次生 α_s 相逐渐消失，组织中出现板条状的次生 α_s 相，弥散分布在 β 基体中，这种析出的次生 α_s 相为强化相，可以起到第二相粒子弥散强化效果。

2.3 时效冷却方式对显微组织的影响

图 8 为 Ti2041 合金在时效温度为 450 °C 下空冷和水冷的组织照片。可以看出，时效后空冷的组织中均析出了晶界 α 相和晶内 α 相， α 晶粒很细，呈弥散分布，形貌为沿等轴晶界分布的条状 α 相，且均匀分布在 β 基体上。随着固溶温度的升高(800 °C)， α 相长度和宽度均变大。当冷却速度较慢时(空冷)，由于产生的过冷度很小，晶核只能在晶界上形成，并在晶界区长大为晶界 α 相，而后，许多在晶界区的晶核从晶界向晶内生长，晶界 α 相逐渐消失，晶内 α 相逐渐增多。

与空冷相比，在时效后水冷，组织中出现了针状的 α 相。当固溶温度为 800 °C 时，相比于空冷，水冷下组织中 α 相更细。随着固溶温度的升高，可以看出

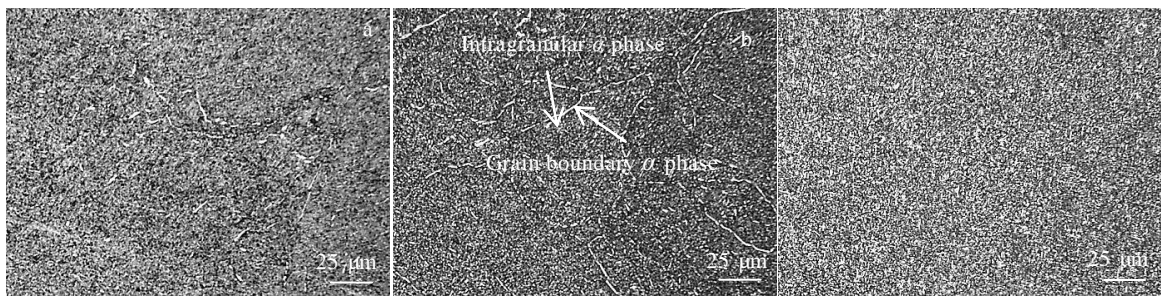


图 5 Ti2041 合金在不同时效温度下的微观组织

Fig.5 Microstructures of Ti2041 alloy at different aging temperatures: (a) 700 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h; (b) 700 °C/1 h/WQ+500 °C/8 h; (c) 700 °C/1 h/WQ+550 °C/8 h

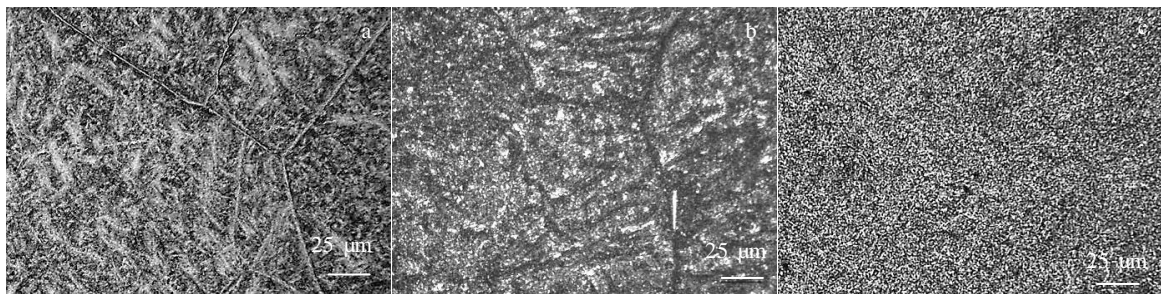


图 6 Ti2041 合金在不同时效温度下的微观组织

Fig.6 Microstructures of Ti2041 alloy at different aging temperatures: (a) 800 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h; (b) 800 °C/1 h/WQ+500 °C/8 h; (c) 800 °C/1 h/WQ+550 °C/8 h



图 7 Ti2041 合金在不同固溶温度下的微观组织

Fig.7 Microstructures of Ti2041 alloy at different solution temperatures: (a) 700 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h; (b) 750 °C/1 h/WQ+450 °C /8 h; (c) 800 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h

组织中次生 α_s 相含量逐渐增多, 且形貌为针状和条状, 弥散分布在 β 基体上。总体来看, 时效处理后空冷和水冷区别较小, 主要区别在于 α 形貌上的不同。

2.4 XRD 分析

XRD 图中衍射峰强度的变化反映了 α 和 β 两相的相对含量变化, 同时反映了 α 或 β 相晶粒取向的变化^[22]。为了分析试样经固溶时效处理后的相组成, 选取上述固溶时效处理后的试样进行了 XRD 相分析, 图 9 为不同固溶温度下的 XRD 图谱。图 10 为物相含量分布图。图 11 为不同时效温度下和时效后不同冷却方式的 XRD 图谱。

图 9a 为 Ti2041 合金在固溶温度 700 °C 下的 XRD 图谱。可以看出, XRD 图中有初生 α_p 相和 β 相, 主要衍射峰还是以 β 相为主, 主要分布在 40°、58° 和 72° 左右, 初生 α_p 相分布在 β 相峰附近, 主要以小峰为主。随着保温时间的增加, β 相峰值强度减弱, 其衍射峰宽度稍微变窄, 说明 β 晶粒随着保温时间的增加而变大^[19],

这与实验结果相符合。图 10a 为 Ti2041 合金在 700 °C 下的相含量分布图, 随着保温时间的增加, β 相含量逐渐降低, 初生 α_p 相含量逐渐增加, 在保温时间为 1.5 h 时变化较大。

图 9b 为 Ti2041 合金在固溶温度 750 °C 下的 XRD 图谱。可以看出, XRD 图中有次生 α_s 相和 β 相, 其主要衍射峰对应的角度没什么明显变化, 另外, 由于次生 α_s 相与 α 相同为密排六方结构, 而且点阵常数相近, 因而 XRD 图谱中的衍射峰位置相同^[23]。主要衍射峰还是以 β 相为主, 次生 α_s 相分布在 β 相峰附近, 主要以小峰为主。图 10b 为 Ti2041 合金在 750 °C 下的相含量分布图, 随着保温时间的增加, β 相含量逐渐增多, 次生 α_s 相含量逐渐减少。

图 9c 为 Ti2041 合金在固溶温度 800 °C 下的 XRD 图谱。从图中可以看到, XRD 有 β 相和马氏体 α' 相的衍射峰。主要是以 β 相为主, 马氏体 α' 相峰值强度较低。图 10c 为 Ti2041 合金在 800 °C 下的物相含量。可以

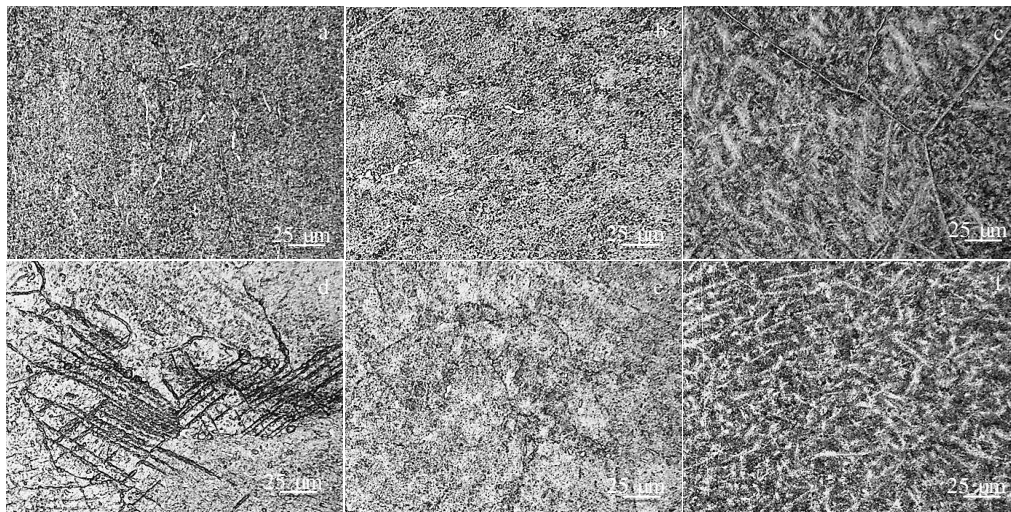


图 8 Ti2041 合金在不同冷却方式下的微观组织

Fig.8 Microstructures of Ti2041 alloy under different cooling methods: (a) 700 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/AC; (b) 750 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/AC; (c) 800 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/AC; (d) 700 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/WQ; (e) 750 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/WQ; (f) 800 °C/1 h/WQ+450 °C/8 h/WQ

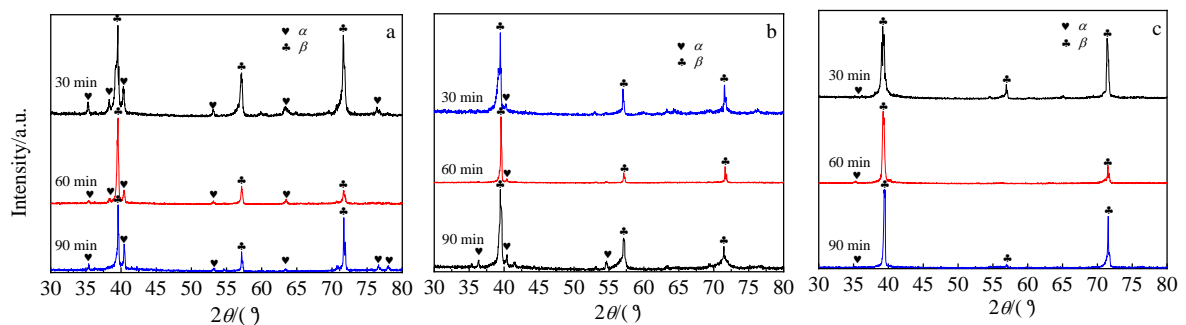


图 9 Ti2041 合金在不同固溶温度下的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of the Ti2041 alloy at different solution temperatures: (a) 700 °C, (b) 750 °C, and (c) 800 °C

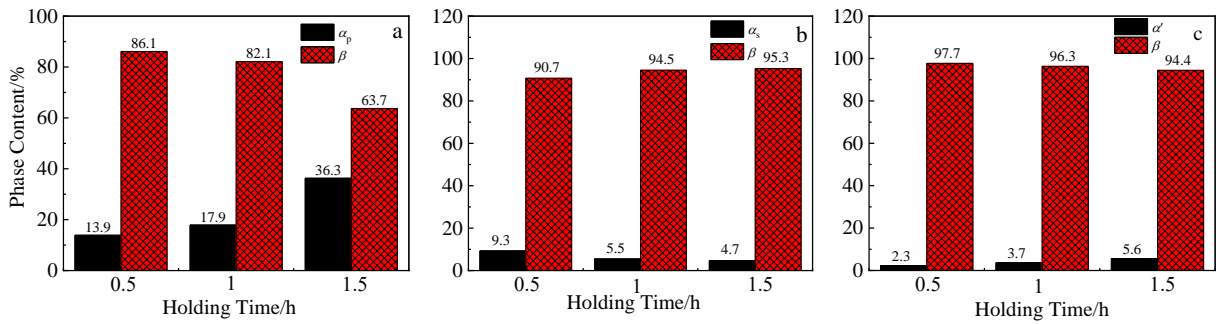


图 10 Ti2041 合金在不同固溶温度下的相含量分布

Fig.10 Phase content distributions of the Ti2041 alloy at different solution temperatures: (a) 700 °C, (b) 750 °C, and (c) 800 °C

看出，马氏体 α' 相含量较低，随着保温时间的增加，马氏体 α' 相含量略微增加。

对比 3 个固溶温度，在相变点之下，基体中存在初生 α_p 相和 β 相，主要以 β 相为主，当固溶温度达到相变点之上(750 °C)，初生 α_p 相逐渐转变为 β 相，在快速冷却时，析出次生 α_s 相。在固溶温度达到 800 °C 时，基体中主要为 β 相，在快速冷却时，析出马氏体 α' 相。

图 11a~11c 为 Ti2041 合金在不同时效温度后的 XRD 图谱。可以看出，XRD 图谱的标定中可以看到经时效后的合金相组成为 α 相和 β 相，不存在其它相。另外，不同时效温度下的峰值强度也不同，总体看来 β 相峰值强度随着固溶温度的升高而增强， α 相的峰值强度变化较小。对比固溶处理时的 XRD 图谱，时效后的 α 相的峰值强度增强， β 相的峰值强度降低，主要是因为组织中在时效过程中发生了相转变。

图 11d 为 Ti2041 合金在时效后不同冷却方式下的 XRD 图谱。可以看出，XRD 图谱标定中可以看到经时效后不同冷却方式的合金相组成为 α 相和 β 相，不存在其它相。另外，不同的冷却方式的衍射峰基本一样，只有少许峰值强度不同。所以，时效处理后不同的冷却方式的区别主要在于 α 相的形貌不同。

2.5 硬度值分析

在试样表面连续测量 10 组硬度值，然后计算其平均

值。图 12 为 Ti2041 合金在不同固溶温度下的硬度变化规律。图 12a 为固溶温度为 700 °C 下的硬度值。可以看出随着保温时间的增加，硬度值逐渐降低，主要原因是：随着保温时间的增加，初生 α_p 相含量较多，这将导致合金室温塑性偏高，合金的硬度也逐渐降低，硬度值从 3016 MPa 降至 2852 MPa。图 12b 为 Ti2041 合金在固溶温度 750 °C 的硬度值。可以看出随着保温时间的增加，硬度值先增大后减小，其最大值为 3082 MPa。在保温 0.5 h 时，合金开始发生静态再结晶，晶粒晶界附近开始出现细小的晶粒，随着保温时间的增加(1 h)，再结晶现象更明显，出现了大量的细小的再结晶晶粒，晶粒发生细化，达到了细化晶粒的效果，合金的硬度和强度也会提高，当保温 1.5 h 时，晶粒发生长大，且尺寸变大，合金的硬度逐渐降低。图 12c 为 Ti2041 合金在固溶温度 800 °C 下的硬度值。可以看到随着保温时间的增加，硬度值逐渐增大，最大值为 3314 MPa 可能是由于组织中析出马氏体，由等轴状逐渐变成板条状，但是钛合金中的马氏体是属于置换式的过饱和固溶体，对合金强化作用不是很明显，所以显微硬度值变化不是很大。

图 13 为时效处理后不同固溶温度下的硬度值。可以看出，相对于固溶处理，在经时效处理之后合金硬度值明显提高，硬度强度增加。在不同固溶温度下，硬度值都随着时效温度的升高而增大，在时效温度为 550 °C 时，

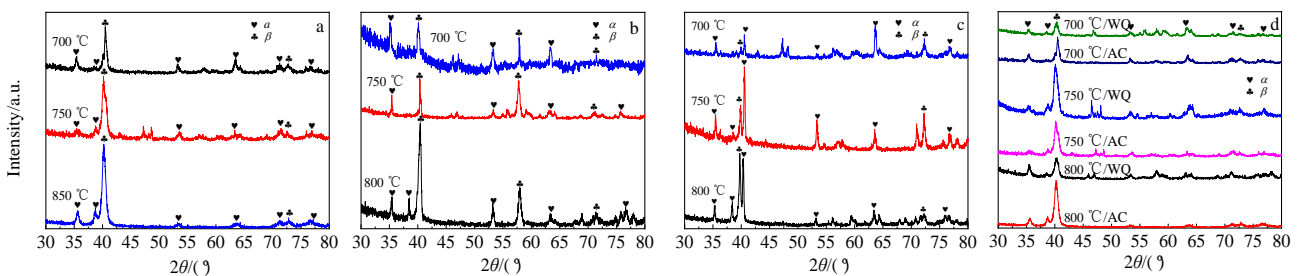


图 11 Ti2041 合金在不同时效温度下及时效后不同冷却方式的 XRD 图谱

Fig.11 XRD patterns of the Ti2041 alloy at different aging temperatures: (a) 450 °C, (b) 500 °C, and (c) 550 °C; (d) different cooling methods

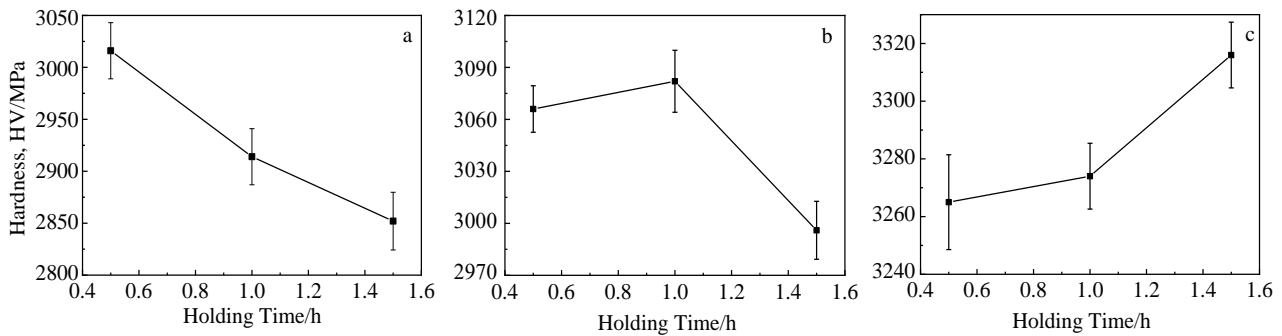


图 12 Ti2041 合金在不同固溶温度下的显微硬度

Fig.12 Microhardness of the Ti2041 alloy at different solution temperatures: (a) 700 °C, (b) 750 °C, and (c) 800 °C

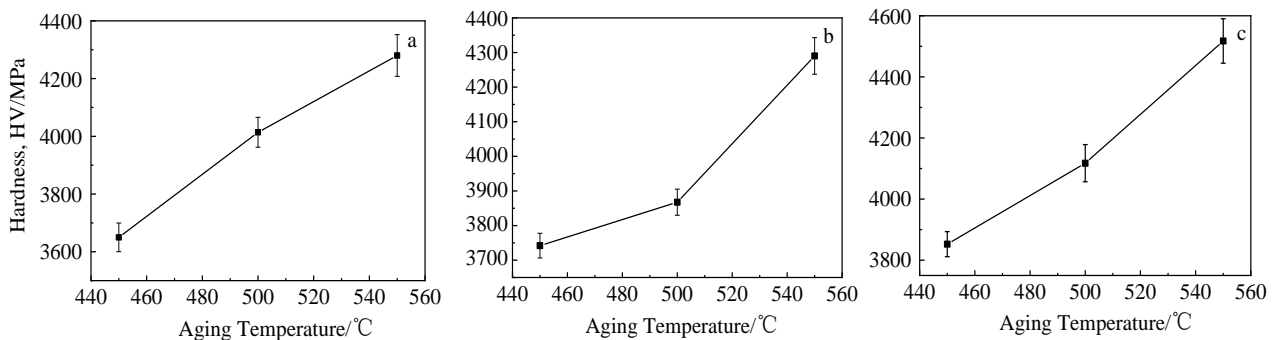


图 13 Ti2041 合金在时效处理后不同固溶温度下的显微硬度

Fig.13 Microhardness of the Ti2041 alloy at different solution temperatures after aging treatment: (a) 700 °C, (b) 750 °C, and (c) 800 °C

硬度 (HV) 值达到了 4517.5 MPa, 结合组织可知, 在时效温度为 550 °C 时, 组织中为等轴次生 α_s 相, 细小均匀, 这种析出的次生 α_s 相为强化相, 提高了合金的硬度和强度。

3 结 论

1) 不同固溶温度下, 组织均发生了变化。当固溶温度为 700 °C 时, 基体中初生 α_p 相含量逐渐增多, 晶粒尺寸逐渐增大; 随固溶温度升高(750 °C), 发生静态再结晶, 晶粒随着保温时间增加逐渐长大; 当固溶温度为 800 °C 时, 晶粒内部出现 α' 马氏体, 形貌由等轴状变为板条状。

2) 在不同温度下进行时效处理, 组织中均出现了次生 α_s 相, 且形貌为沿等轴晶界分布的条状 α 相, 在时效温度为 550 °C 时, 组织中全为等轴状 α , 细小均匀, 弥散分布在 β 基体上。

3) 固溶温度为 700 °C 时, 硬度值从 3016 MPa 降至 2852 MPa; 固溶温度为 750 °C 时, 合金的硬度值先增大后减小, 最大值为 3082 MPa; 固溶温度为 800 °C 时, 合金的硬度值逐渐增加, 最大值为 3314 MPa; 时效处理

后, 硬度值随着时效温度的升高而增大, 最大值达到了 4517.5 MPa, 主要是强化机制为第二相(次生 α_s 相)弥散强化。

参考文献 References

- [1] Williams J C, Starke Jr E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [2] Hao Y L, Li S J, Sun S Y *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2007, 3(2): 277
- [3] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [4] Zhang J Y, Sun F, Hao Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563: 78
- [5] Yin Renkun(尹仁锷), Wang Qingjuan(王庆娟), Gao Qi(高 颀) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2016, 40 (5): 415
- [6] Lai Yunjin(赖运金), Zhang Pingxiang(张平祥), XinShewei(辛社伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(6): 1469
- [7] Qi Min(齐 敏), Ma Yingjie(马英杰), Huang Sensen(黄森森) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J],

- 2020, 49(3): 997
- [8] Zhang Ruixue(张瑞雪), Ma Yingjie(马英杰), Huang Sensen(黄森森) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 985
- [9] Wang Guo(王国), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(11): 3015
- [10] Davis R, Flower H M, West D R F. *Journal of Materials Science*[J], 1979, 14(3): 712
- [11] Li Chenglin(李成林), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(1): 22
- [12] Sheng Jinwen(盛金文). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 825
- [13] Lei Xiaofei(雷晓飞), Dong Limin(董利民), Zhang Zhiqiang(张志强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1038
- [14] Li Chao(李超), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Li Zhiyou(李志友), *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(5): 1251
- [15] Zhang Zhichao(张志超), Jin Tounan(金头男), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(8): 2115
- [16] Ma Quan(马权), Guo Aihong(郭爱红), Zhou Lian(周廉). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(6): 1219
- [17] Zhang Fengshou(张丰收), Lai Yunjin(赖运金), Wang Kaixuan(王凯旋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(6): 1507
- [18] Zhang Qing(张青). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2010
- [19] Wang Guoqiang(王国强), Zhao Zibo(赵子博), Yu Bingbing(于冰冰) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2017, 31(5): 352
- [20] Wang Pengyu(王鹏宇), Zhang Haoyu(张浩宇), Zhang Zhipeng(张志鹏) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2020, 34(6): 473
- [21] Lüjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1): 32
- [22] Zeng L, Bieler T R. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2005, 392(1-2): 403
- [23] Shahriyaria F, Taghiabadia R, Razaghiana A *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 31: 776

Effects of Solution and Aging Treatment on Microstructure and Hardness of Ti2041 Alloy

Zhou Xuan, Wang Kelu, Lu Shiqiang, Li Xin

(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The effects of solution and aging at different temperatures on the microstructure and hardness of Ti2041 alloy were studied. The results show that at the solution temperature of 700 °C, the content of primary α phase and the grain size increase gradually with the increase of holding time. At the solution temperature of 750 °C, with the increase of holding time, it can be seen that there are secondary α phases in the microstructure and static recrystallization occurs. The grain size increases gradually. At the solution temperature of 800 °C, α' martensite appears in the microstructure, and the morphology changes from equiaxed to lath. The change of hardness value is also different under different solution temperatures. At the solution temperature of 700 °C, with the increase of holding time, the hardness value decreases from 3016 to 2852 MPa. At the solution temperature of 750 °C, with the increase of holding time, the hardness value increases first and then decreases. The maximum value is 3082 MPa. At the solution temperature of 800 °C, with the increase of holding time, the hardness value increases gradually and the maximum value is 3314 MPa. After aging treatment, secondary α phase appears in the microstructure at different aging temperatures. With the increase of aging temperature, the size of secondary α phase decreases. The hardness value increases gradually and the maximum value is 4517.5 MPa. The main strengthening mechanism is the second phase (secondary α phase) dispersion strengthening.

Key words: Ti2041 alloy; solution and aging; microstructure; martensite; hardness value

Corresponding author: Wang Kelu, Professor, School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863039, E-mail: wangkelu@126.com