

双时效对 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金 显微组织和力学性能的影响

郭彦霖¹, 罗 群^{2,3}, 王国旗², 刘 斌², 陈 玮⁴, 李 谦^{1,2,3}

(1. 上海大学 材料基因组工程研究院, 上海 200444)

(2. 上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200444)

(3. 上海大学 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

(4. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

摘 要: 研究了固溶、固溶后单时效以及固溶后双时效处理对 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金组织和力学性能的影响。结果表明, 820 °C 下固溶 0.5 h 后, 合金中的 α 相完全溶解; 单/双时效合金的硬度均随时效时间增加先升高后降低; 合金经 300 °C/8 h+500 °C/8 h 双时效处理后可达到 4580 MPa 的峰值硬度 (HV), 1462 MPa 抗拉强度以及 3.4% 延伸率, 其强度比原始合金高 6%, 也高于单时效合金。界面能计算结果表明 ω 相使 α 相形核的阻力降低 50%, 促进了 α 相的析出并细化 α 板条, 从而提升合金的硬度, 强度及塑性。

关键词: Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金; 双时效; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1395-07

亚稳 β 钛合金因具有高比强度, 高韧性以及良好的耐蚀性能而被广泛应用于航空航天领域^[1-3]。固溶和时效等热处理方法是调控钛合金显微组织和改善合金力学性能的常用方法^[4-6]。TB9 合金经 820 °C 固溶 30 min 水冷和 460 °C 时效 8 h 空冷的处理后, 其抗拉强度可显著提高^[7]。锻造态 TC4 合金经 700 °C 固溶和 400 °C 时效处理后, 合金的抗拉强度可提升 6%^[8]。相比于单时效, 双时效可以促进 β 钛合金中 α 相的析出并使析出的 α 板条更加细小, 从而改善合金的抗拉强度, 延伸率, 疲劳极限等力学性能。Ti-15-3 合金经 300 °C/8 h+450 °C/16 h 的双时效处理后, 其屈服强度相比 450 °C/16 h 的单时效合金提高 5%^[9]。双时效处理提高钛合金力学性能的机理是在其低温时效过程中析出的 ω 相为 α 相的形核提供了核心, 从而促进了 α 相的析出, 并细化了 α 板条^[10]。

TB15 钛合金是由宝钛集团研发的亚稳型 β 钛合金^[11], 其名义成分为 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V。该成分的设计依据 Mo 当量和 Al 当量匹配的原则, 合金的 Mo 当量为 13.3^[12]。经固溶和时效处理后, 该合金可以展现出良好的强度韧性匹配^[13]。但是双时效对 TB15 合金显微组织和力学性能的影响还缺乏研究。

本工作针对一种和 TB15 合金成分相近的亚稳 β 钛合金 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb (Ti-45651), 研究了固溶处理, 单时效处理以及双时效处理对合金显微组织和力学性能的影响, 并对其机理进行了探讨。利用 X 射线衍射 (XRD) 研究了固溶处理以及时效处理过程中合金的物相组成, 使用扫描电子显微镜 (SEM) 表征了不同热处理参数下合金的显微组织, 通过硬度仪和万能试验机分别测得了原始合金和热处理后合金的硬度与拉伸性能, 基于边对边匹配 (edge-to-edge matching, E2EM) 模型确定了 ω/α 以及 β/α 界面的取向关系, 通过第一性原理计算得到了 ω/α 和 β/α 界面的界面能。

1 实验和计算方法

实验材料 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金的 β 转变温度为 810 °C。原始锻造合金由 α 相和 β 相组成。使用箱式炉对原始合金进行固溶, 单时效和双时效处理, 热处理工艺如表 1 所示。ST1, ST2 和 ST3 (ST 为 solution treatment 缩写) 为固溶处理合金, SAT1, SAT2, SAT3 和 SAT4 (SAT 为 single aging treatment 缩写) 为固溶后单时效处理合金, DAT1, DAT2 和 DAT3 (DAT

收稿日期: 2019-04-08

基金项目: 航空科学基金 (2017ZF25022)

作者简介: 郭彦霖, 男, 1994 年生, 博士生, 上海大学材料基因组工程研究院, 上海 200444, E-mail: guoyanlin711@126.com

表 1 Ti-45651 合金的热处理工艺

Table 1 Heat treatment process of Ti-45651 alloy

Label	Solution treatment process	Aging treatment process
ST1	820 °C/0.25 h/WQ	-
ST2	820 °C/0.5 h/WQ	-
ST3	820 °C/1 h/WQ	-
SAT1		500 °C/1 h/AC
SAT2	820 °C/0.5 h/WQ	500 °C/2 h/AC
SAT3		500 °C/8 h/AC
SAT4		500 °C/16 h/AC
DAT1		300 °C/4 h+ 500 °C/8 h/AC
DAT2	820 °C/0.5 h/WQ	300 °C/8 h+ 500 °C/8 h/AC
DAT3		300 °C/10 h+ 500 °C/8 h/AC

为 duplex aging treatment 缩写) 为固溶后双时效处理合金。使用 BRUKER D2 PHASER X 射线衍射仪对原始合金及热处理后合金进行物相组成分析, 采用 ZEISS SIGMA 500 扫描电子显微镜对显微组织进行观察, 使用 HBRV(D)-187.5A1 型硬度计表征合金的硬度, 通过 MTS C45.305 型万能试验机测得了合金的屈服强度, 抗拉强度和延伸率, 拉伸样品尺寸如图 1 所示, 拉伸实验应变速率为 1 mm/min。

本实验所有密度泛函理论计算均采用 CASTEP (Cambridge serial total energy package) 完成。交换关联泛函采用广义梯度近似 GGA (generalized gradient approximation)-PBE(Perdew-Burke-Ernzerhof)方法^[14]。使用 Monkhost-Pack 方法以 0.4 nm⁻¹ 的间隔划分 K 网格点。截断能选取为 410 eV, 电子迭代收敛判据为 5.0×10⁻⁷ eV/atom, 离子弛豫收敛判据为 5.0×10⁻⁶ eV/atom。

2 结果及讨论

2.1 固溶处理对合金物相组成的影响

图 2 为原始合金及在 820 °C 下固溶处理 0.25, 0.5, 和 1 h 合金的 XRD 图谱。图 2 中原始合金的 XRD 图谱说明原始合金由 α+β 两相组成。在 820 °C 下固溶 0.25 h 后, 合金中 α 相的大部分衍射峰已经完全消失, 仅在 β 主强峰的右侧存在 1 个对应 α 相 (101) 晶面衍射峰的小鼓包。这说明在 820 °C 下进行固溶处理时,

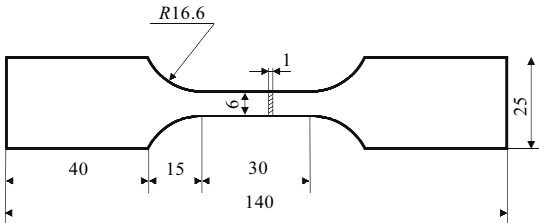


图 1 拉伸样品示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile sample

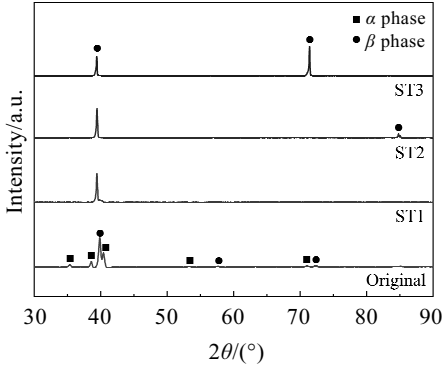


图 2 原始合金及固溶处理合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of original alloy and solution treated alloys

合金中的 α 相会逐渐溶解, 当固溶 0.25 h 后, 合金中大部分 α 相已经溶解, 仅有少量 α 相残留。ST2 合金的 XRD 图谱中仅存在 β 相的衍射峰, α 相的衍射峰完全消失, 说明当固溶 0.5 h 后, 合金中的 α 相完全溶解, 此时合金仅含 β 相。ST3 合金的 XRD 图谱中仍只存在 β 相的衍射峰, 但衍射峰的相对强度发生了变化。这说明随着固溶时间的进一步延长, 合金的物相组成没有发生改变, 仅发生了 β 相取向的变化。固溶处理的目的是使合金中的 α 相溶解, 水冷后形成过饱和 β 基体, 为后续时效处理提供基础。固溶 0.5 h 后合金中的 α 相已完全溶解, 因此 820 °C 下的最佳固溶时间为 0.5 h。之后的单时效和双时效处理都在此基础上进行。

2.2 单时效处理对合金组织和力学性能的影响

图 3 为固溶后单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的 XRD 图谱。由图可见, 所有单时效合金均包含 α 相和 β 相。XRD 图谱中某一物相的所有衍射峰的积分强度之和与该相的体积分数成正比, 因此 α 相和 β 相的物相分数可由 XRD 图谱中衍射峰的强度计算获得。对

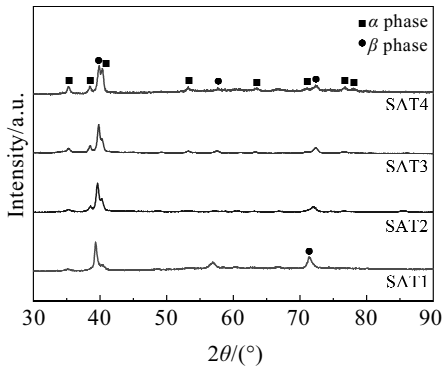


图 3 单时效处理合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of single aging treated alloys

于包含 $\alpha+\beta$ 相的 Ti-45651 合金, 其 α 相体积分数可由下式计算^[15],

$$V_{\alpha} = \frac{\sum_{j=1}^m \frac{I_{\alpha}^j}{R_{\alpha}^j}}{\sum_{j=1}^m \frac{I_{\alpha}^j}{R_{\alpha}^j} + \sum_{i=1}^n \frac{I_{\beta}^i}{R_{\beta}^i}} \quad (1)$$

其中, m 和 n 为 XRD 图谱中 α 相和 β 相衍射峰的个数, R 为对应物相的特征参数。

通过 XRD 图谱算得的单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的物相分数变化曲线如图 4 所示。图中时效时间为 0 h 的点是仅固溶处理合金的物相成分点。由图 4 可见, 随着单时效时间的增加, 合金中 α 相的体积分数不断增加。在 500 °C 下时效处理 2 h 后, 合金中的 α 相的体积分数和 β 相体积分数基本相同, 随着时效时间的进一步增加, α 相将成为合金的主相。而时效 16 h 的 SAT4 合金中的 α 相体积分数最大, 可达 70%。此外, 在时效初期, α 相的体积分数随时效时间的增加迅速增大, 而之后随着时效时间的进一步延长, α 相体积分数的增长速率减慢。

图 5 为固溶后单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的显微组织图片, 图中具有较深衬度的板条状物相为 α 相, 具有较浅衬度的基底为 β 相。所有单时效合金均由板条 α 相和基底 β 相组成。 α 板条厚度随单时效时间变化的曲线如图 6 所示。曲线表明, 随着时效时间的增加, α 板条厚度不断增加。时效处理 1 h 的 SAT1 合金中 α 板条厚度为 25 nm, 而时效处理 16 h 的 SAT4

合金中 α 板条厚度增加至 49 nm, 在整个单时效过程中板条厚度增加了近 1 倍。

图 7 为固溶后单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的硬度随时效时间变化的曲线。其中时效时间为 0 h 的合金为仅固溶处理合金, 其硬度 (HV) 为 2740 MPa。虚线表示原始合金的硬度为 3950 MPa。随着时效时间的增加, 合金的硬度呈先上升后下降的趋势。单时效处理 2 h 的 SAT2 合金的硬度已经和原始合金基本一致。当时效时间增加至 8 h, 合金达到了单时效处理的峰时效硬度 4240 MPa。之后随着时效时间的增加, 合金的硬度略微下降, 至 4090 MPa。

根据物相分数以及 α 板条厚度随时效时间变化曲

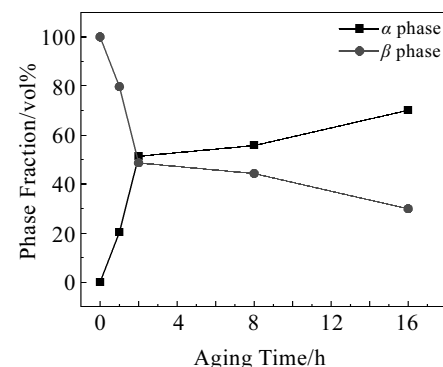


图 4 500 °C 下单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的物相分数

Fig.4 Phase fraction of alloys single aging treated at 500 °C for 1, 2, 8, and 16 h

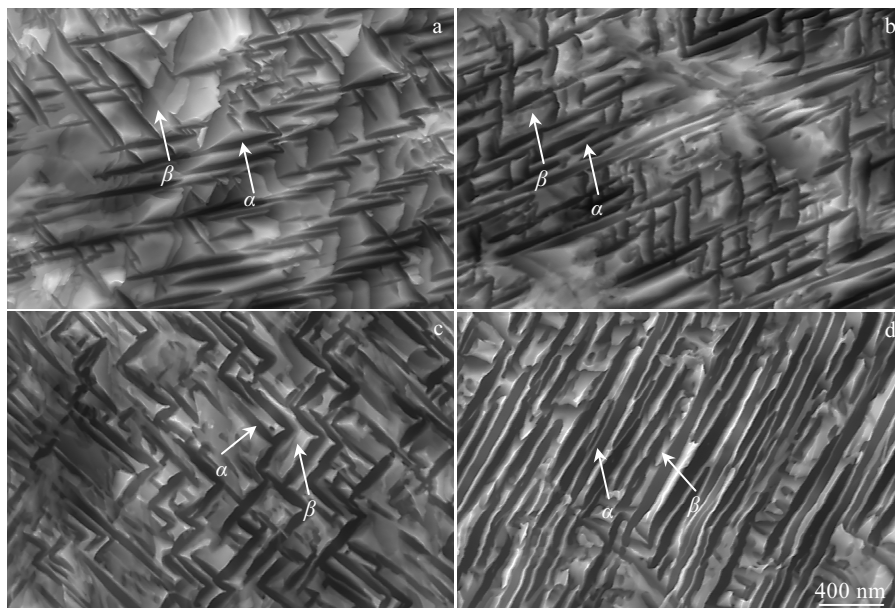


图 5 500 °C 下单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的二次电子图像

Fig.5 Secondary electrons images of alloys single aging treated at 500 °C for 1 h (a), 2 h (b), 8 h (c), and 16 h (d)

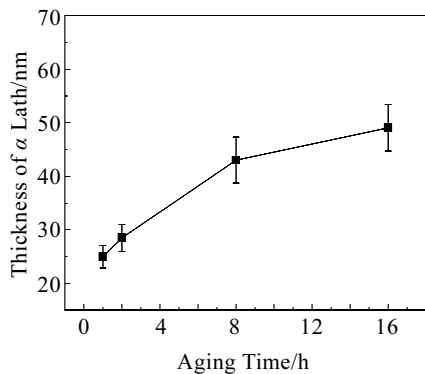


图 6 500 °C 下单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的 α 板条厚度
Fig.6 α lath thickness of alloys single aging treated at 500 °C for 1, 2, 8, and 16 h

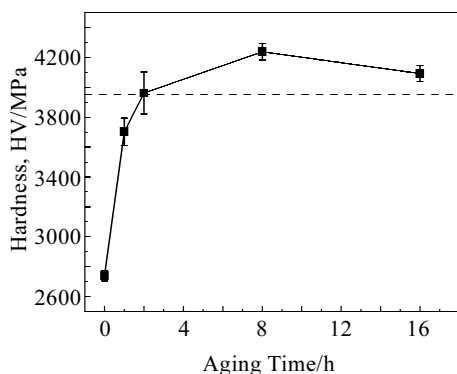


图 7 500 °C 下单时效处理 1, 2, 8, 16 h 合金的硬度
Fig.7 Hardness of alloys single aging treated at 500 °C for 1, 2, 8, and 16 h

线可知, 时效初期合金的硬度随时效时间增加的原因是 α 相析出产生的沉淀强化作用。而在时效处理 8 h 后, 随着时效时间的延长, 尽管 α 相分数继续增加, 但 α 板条粗化导致了沉淀强化作用的减弱, 因此合金硬度下降^[16]。

2.3 双时效处理对合金组织和力学性能的影响

相比于单时效处理, 双时效处理在 500 °C 的时效处理之前添加了 300 °C 的低温时效处理步骤。所有双时效合金的 500 °C 时效处理时间均为 8 h, 即单时效的峰时效合金对应的时效时间。300 °C 低温时效处理时间分别选取为 4, 8, 10 h。图 8 为固溶后双时效处理合金的 XRD 图谱。XRD 图谱表明, 双时效处理合金中也仅含 α 相和 β 相。图 9 为通过 XRD 图谱算得的物相分数随低温时效时间变化曲线。由该曲线可知, 随着低温时效时间的增加, α 相分数单调增加。在所有的双时效合金中 α 相均为主相, 且所有合金的 α 相

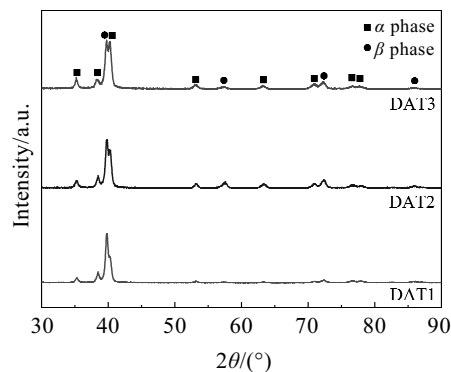


图 8 双时效处理合金的 XRD 图谱
Fig.8 XRD patterns of duplex aging treated alloys

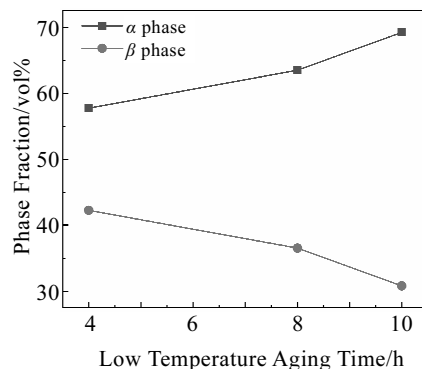


图 9 低温时效处理 4, 8, 10 h 的双时效处理合金的物相分数
Fig.9 Phase fraction of duplex aging treated alloys with low temperature aging time of 4, 8, and 10 h

体积分均高于 SAT3 合金。经 300 °C/10 h+500 °C/8 h 双时效处理合金的 α 相分数最大, 可达 69%。

图 10 为固溶后低温时效处理 4, 8, 10 h 的双时效处理合金的显微组织图片。显微组织图片表明, 双时效处理合金的显微组织和单时效处理合金类似, 也由具有较深衬度的板条状 α 相和衬度较浅的 β 基体组成。图 11 为 α 板条厚度随低温时效时间变化的曲线。由图可见, 随着低温时效时间的增加, 合金中 α 板条的厚度也呈单调增加的趋势。低温时效处理 4 h 的 DAT1 合金具有较细小的 α 板条厚度 (33 nm), 而时效 10 h 的 DAT3 合金中 α 板条厚度将长大至 41 nm。

图 12 为固溶后单时效处理以及双时效处理合金的硬度随总时效时间变化的曲线。可以看到, 随着低温时效时间的增加, 双时效合金的硬度也呈先上升后下降的趋势。300 °C 低温时效 8 h 加 500 °C 高温时效 8 h 的 DAT2 合金为双时效处理的峰时效合金, 其硬度可达 4580 MPa。此外, 双时效合金的硬度整体上都高于单

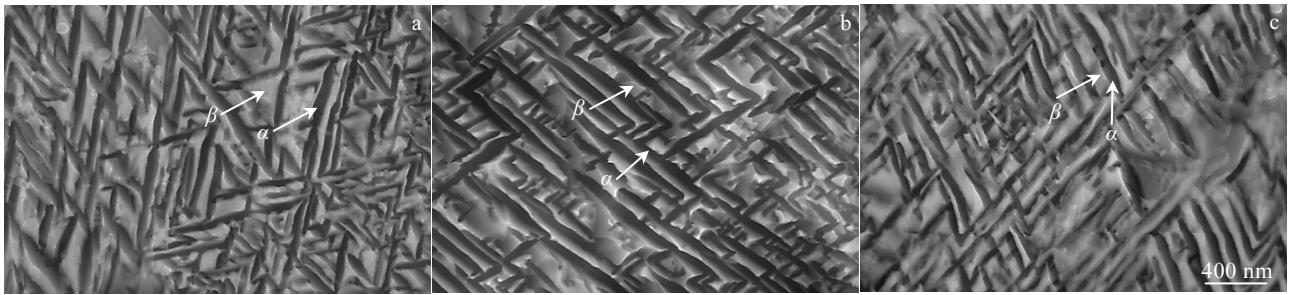


图10 低温时效处理 4, 8, 10 h 的双时效处理合金的二次电子图像

Fig.10 Secondary electrons images of duplex aging treated alloys with low temperature aging time of 4 h (a), 8 h (b), and 10 h (c)

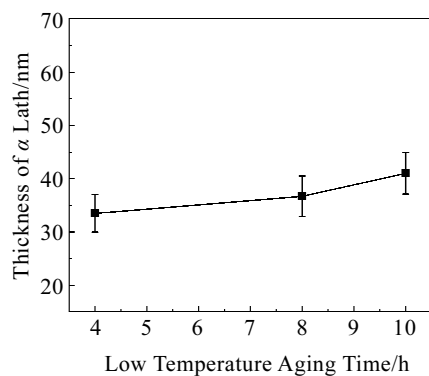
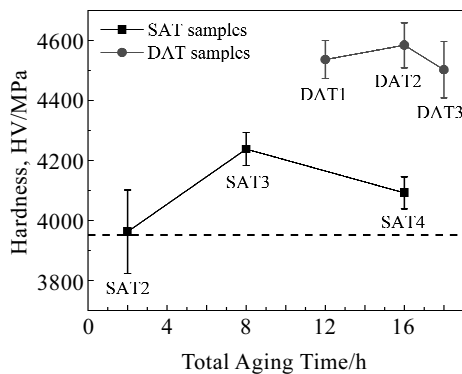
图11 低温时效处理 4, 8, 10 h 的双时效处理合金的 α 板条厚度Fig.11 α lath thickness of duplex aging treated alloys with low temperature aging time of 4, 8, and 10 h

图12 单时效处理和双时效处理合金的硬度

Fig.12 Hardness of single aging treated and duplex aging treated alloys

时效合金。DAT2 合金的硬度比 SAT3 合金高 8%，比原始合金高 16%。相比于文献[17]中在不同温度下时效 16 h 的 TB15 合金，DAT3 合金的硬度可以达到与 440 °C 时效处理合金相同的水平，并比 500 °C 时效合金高

12%。根据物相分数以及 α 板条厚度随低温时效时间变化曲线可知，双时效合金硬度变化的原因和单时效类似，即最初 α 相体积分数的增加造成了合金硬度的提升，而随后 α 板条厚度的过度长大导致了合金硬度的下降。

图 13 为原始合金、单时效峰时效的 SAT3 合金以及双时效峰时效的 DAT2 合金的平均屈服强度，抗拉强度及延伸率。实验结果表明，时效处理可以改善合金的强度和塑性，且双时效处理合金具有最高的强度和延伸率。DAT2 合金的平均屈服强度和平均抗拉强度分别可达 1420 和 1462 MPa，比原始样品分别高 9% 和 6%，也比 SAT3 合金高。此外，DAT2 合金的平均延伸率也提高至 3.4%。

图 14 为单时效和双时效处理合金中 α 相体积分数和板条厚度对比图。由图 14a 可见，双时效合金的 α 相体积分数均高于 SAT3 合金，低温时效 10 h 的 DAT3 合金的 α 相分数已接近 SAT4 合金。图 14b 表明，双时效处理合金的 α 板条厚度均小于 SAT3 合金。上述结果表明，相比于单时效，双时效处理可以促进 α 相的析出以及 α

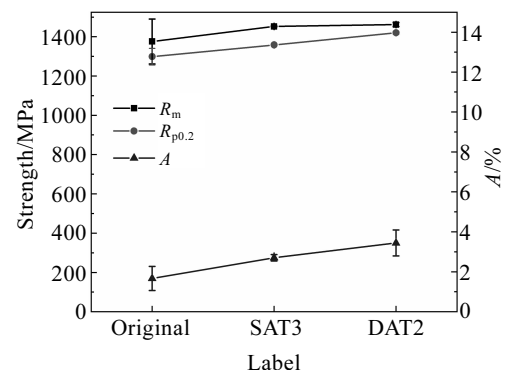


图13 原始合金和峰时效合金的平均屈服强度，抗拉强度及延伸率

Fig.13 Average yield strength, ultimate tensile strength and elongation of original and peak-aged alloys

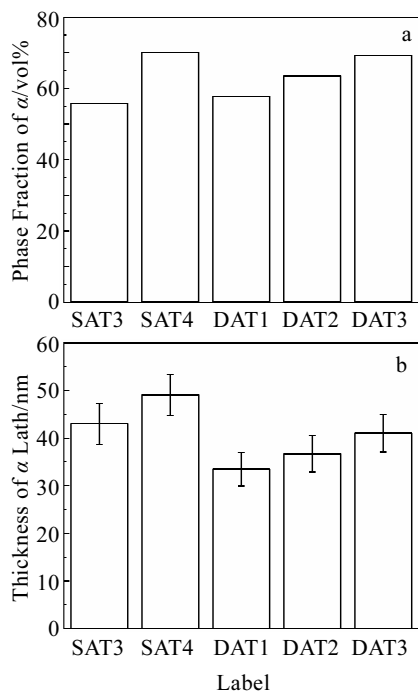


图 14 单时效和双时效处理合金的 α 相分数和 α 板条厚度
Fig.14 Phase fraction of α (a) and thickness of α lath (b) in single and duplex aging treated alloys

板条的细化, 从而提升合金的硬度, 强度以及延伸率。

研究表明^[18,19], TB15 钛合金在 300 °C 低温时效过程中会析出 ω 相, 合金中 ω 相、 α 相和 β 相之间具有 $(\bar{1}11)_\beta//(\bar{1}1\bar{2}0)_\alpha//(\bar{0}001)_\omega$ 的晶面取向关系以及 $[110]_\beta//[0001]_\alpha//[11\bar{2}0]_\omega$ 的晶向取向关系。 ω 相可以作为 α 相的异质形核基底, 降低 α 相形核的阻力, 从而促进其析出并细化其板条尺寸^[10]。如表 2 所示, 本研究使用 E2EM^[20]模型寻找到了 ω/α 和 β/α 界面可能的取向关系并对其错配度进行了计算。使用 E2EM 确定的界面取向关系和文献中的实验结果虽然在表述上不同, 但本质上是相同的。 ω/α 的原子间距错配小于 β/α , 但面间距错配的趋势相反。因此, 仅从错配度无法准确判断哪一相对 α 相的异质形核能力更强。

本研究利用第一性原理计算方法得到了 ω/α 和 β/α 界面的界面能, 以此判断 ω 相和 β 相对 α 相的异质形核能力。根据 E2EM 结果构建出的 ω/α 和 β/α 界面

表 2 ω/α 和 β/α 界面的取向关系、原子间距错配度和面间距错配度

Table 2 Orientation relationships, interatomic spacing misfit (f_r), and interplanar spacing mismatch (f_d) of ω/α and β/α interfaces

Interface	Plane	Direction	$f_r/\%$	$f_d/\%$
ω/α	$(11\bar{2}0)_\omega/(0002)_\alpha$	$[0001]_\omega/[11\bar{2}0]_\alpha$	3.64	1.61
β/α	$(110)_\beta/(0002)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta/[11\bar{2}0]_\alpha$	4.02	1.11

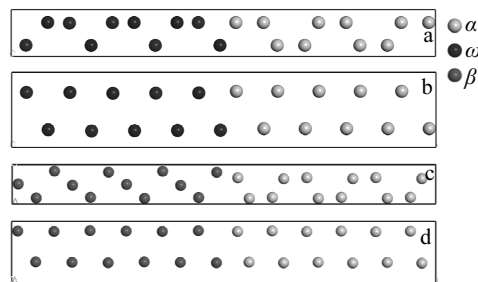


图 15 $(11\bar{2}0)_\omega/(0002)_\alpha$ 界面和 $(110)_\beta/(0002)_\alpha$ 界面示意图
Fig.15 Schematic diagrams of a $(11\bar{2}0)_\omega/(0002)_\alpha$ interface of the view from $[0001]_\alpha$ ($[11\bar{2}0]_\omega$) (a) and $[11\bar{2}0]_\alpha$ ($[0001]_\omega$) (b), and a $(110)_\beta/(0002)_\alpha$ interface of the view from $[0001]_\alpha$ ($[110]_\beta$) (c) and $[11\bar{2}0]_\alpha$ ($[1\bar{1}\bar{1}]_\beta$) (d)

原子结构如图 15 所示。界面能可以通过式(2)计算^[21],

$$E_{\omega/\alpha} = \frac{E_{\text{slab}} - N_\omega E_\omega - N_\alpha E_\alpha}{2A} \quad (2)$$

其中, E_{slab} 为界面结构的总能量, N_ω 和 N_α 分别为界面结构中 ω -Ti 和 α -Ti 原子的数量, E_ω 和 E_α 分别为单个 ω -Ti 和 α -Ti 原子在各自体相中的能量, A 为界面面积。计算得到 ω/α 界面的界面能为 0.079 J/m²。 β/α 界面的计算公式与式(2)类似, 界面能计算结果为 0.157 J/m²。计算结果表明, ω/α 界面能仅为 β/α 界面能的一半, 即 α 相在 ω 相上的形核阻力更小, ω 相对 α 相的异质形核效果更强。因此 ω 相可以促进 α 相的析出并使其板条厚度减小。

3 结 论

1) Ti-45651 合金在 820 °C 下的最佳固溶处理时间为 0.5 h。经此参数固溶处理后, 合金中的 α 相完全溶解。

2) 固溶后经 300 °C 时效处理 8 h 加 500 °C 时效处理 8 h 合金的硬度可以达到 4580 MPa, 而在 500 °C 单时效处理 8 h 合金的硬度仅为 4240 MPa。双时效处理合金相比单时效的峰值硬度提升 8%, 相比原始合金提升 16%。双时效峰时效合金的强度和延伸率均高于单时效峰时效合金以及原始合金, 其平均屈服强度、抗拉强度和延伸率分别可达 1420 MPa、1462 MPa 和 3.4%。

3) 单时效处理和双时效处理合金的 α 相分数和 α 板条厚度均随时效时间呈单调增加的趋势。时效初期 α 相增加导致合金硬度上升, 后期 α 板条厚度增加导致合金硬度下降。双时效合金中更多的 α 相分数以及更细的 α 板条厚度使其硬度, 强度和延伸率均高于单时效合金。

4) ω 相将 α 相形核的界面能阻力从 0.157 J/m² 减少到 0.079 J/m², 促进了双时效合金中 α 相的析出以及 α 板条的细化, 进而提升合金的力学性能。

参考文献 References

- [1] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 681
- [2] Nyakana S L, Fanning J C, Boyer R R. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 799
- [3] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [4] Guo Ping(郭萍), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1221
- [5] Zhou Wei, Ge Peng, Zhao Yongqing et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(10): 2852
- [6] Hou Zhimin, Zhao Yongqing, Zeng Weidong et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(8): 2087
- [7] Wang Jian(王健), Huang Liujie(黄鋈杰), Jin Wei(金伟). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 129
- [8] Du Gang(杜刚), Sun Xiaoping(孙小平), Gao Yushe(高玉社) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1941
- [9] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457(1-2): 296
- [10] Santhosh R, Geetha M, Rao M N. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2017, 70(7): 1681
- [11] Li Chenglin, Mi Xujun, Ye Wenjun et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 578: 103
- [12] Zhang Pinghui(张平辉), Li Chenglin(李成林), Hui Songxiao(惠松骁) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(5): 639
- [13] Li Chenglin(李成林), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(1): 22
- [14] Perdew J P, Burke K, Ernzerhof M. *Physical Review Letters* [J], 1996, 77(18): 3865
- [15] Li Mengchen, Cai Qi, Liu Yongchang et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(9): 4365
- [16] Welk B A. *Thesis for Master*[D]. USA: Ohio State University, 2010
- [17] Kent D, Wang G, Wang W et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 531: 98
- [18] Li T, Kent D, Sha G et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 106: 353
- [19] Li T, Kent D, Sha G et al. *Scripta Materialia*[J], 2016, 117: 92
- [20] Zhang M X, Kelly P M, Easton M A et al. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(5): 1427
- [21] Guo Yanlin, Li Yang, Liu Bin et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 750(25): 117

Effect of Duplex Aging on Microstructure and Mechanical Property of Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb Alloy

Guo Yanlin¹, Luo Qun^{2,3}, Wang Guoqi², Liu Bin², Chen Wei⁴, Li Qian^{1,2,3}

(1. Materials Genome Institute, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

(3. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

(4. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The effects of solution treatment, single aging treatment after solution treatment, and duplex aging treatment after solution treatment on the microstructure and mechanical property of Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb alloy were studied. The results show that after the solution treatment at 820 °C for 0.5 h, α phase completely dissolves. The hardness of single/duplex aging treated alloys both increases at the beginning and then decreases. The alloy duplex aging treated at 300 °C for 8 h and 500 °C for 8 h possesses the peak-aging hardness (HV) of 4580 MPa, ultimate tensile strength (UTS) of 1462 MPa and elongation of 3.4%, whose UTS is 6% higher than that of original alloy and even higher than that of single aging treated alloy. The calculation of interface energy indicates that ω phase can promote the precipitation of α phase and the refinement of α lath by decreasing the nucleation resistance of α phase by 50%, thus increasing the hardness, strength, and elongation of alloys.

Key words: Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb; duplex aging; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Li Qian, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, P. R. China, Tel: 0086-21-66135659, E-mail: shuliqian@shu.edu.cn