



时效过程中 ω 相辅助 α 相形核及 α 相对 Ti-1300 合金力学性能的影响

李 沛, 高 婷, 寇文娟, 孙巧艳, 肖 林, 孙 军

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘 要: 采用扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、X 射线衍射(XRD)和显微硬度仪等技术对 Ti-1300 合金不同热处理工艺的试样进行了观察与表征, 研究 Ti-1300 合金的 ω 相对时效过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变及微观组织与力学性能的影响。结果表明: 固溶处理的试样以 4 °C/min 的速率加热到 350 °C 保温 10 min, 随后加热到 500 °C 保温 4 h, 析出 α 相的平均尺寸(长度)为 54 nm; 而直接在 500 °C 保温 4 h 析出 α 相的平均尺寸(长度)为 202 nm。将固溶后的试样随炉加热(4 °C/min)到 350 °C, β 相中只有 ω 相析出; 加热到 400 °C 时, 在组织中发现了 α 相依附 ω 相形核现象, 加热到 500 °C 保温 4 h 时, ω 相消失, 合金获得极为细小均匀的 α 相。时效过程中析出的 α 相对合金的硬化作用比 ω 相的更为显著。

关键词: Ti-1300 合金; 时效; ω 相; α 相形核

文章编号: 1004-0609(2019)-05-0963-09

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

亚稳 β 钛合金具有较高的热处理强化效应、深淬透性及良好的强韧性匹配等性能特点, 作为新型航空航天器的一种关键结构材料, 其性能对于飞行器的安全服役有着重要的作用。亚稳 β 合金的强化机理主要有位错强化、细晶强化、固溶强化和第二相强化。第二相强化能显著提高合金强度同时保证足够的塑性, 是目前开发高强度钛合金最有效的一种强化方式^[1]。亚稳 β 钛合金时效中的相变过程比较复杂。相关研究发现, β 相在时效过程中随着温度的改变或者 β 相成分的变化其转变产物有 β' 、 ω 、 α , 其中 β' 相对合金强度无明显改善, ω 虽能强化合金但会强烈降低合金塑性韧性^[2], 而且 ω 是亚稳定相, 在高温或者受力时会发生转变从而导致性能不稳定。因此实际应用钛合金强度由 α 相强化保证, 合金的强度则依赖于 α 尺寸、形状、分布等因素^[1]。

细小、均匀分散的 α 相可以提高合金的力学性能和热稳定性, 而 ω 相可作为细小 α 相形核的辅助形核点。为了更好地控制 ω 相辅助 α 相形核的过程, 有必要深入研究 ω 相在合金时效过程中的转变机制。对于 ω 和 β 错配度较高的合金^[3], α 相优先在 β 相和方形 ω 相界面的边缘上形核。对于 ω 相和 β 相错配度较低的合金, ω 相在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变过程中的确切作用机制仍然

存在争议, 之前的研究提出了 3 种机制: AZIMZADEH 认为^[4], 在 Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al 合金中, 由于 ω/β 相界面处 Al 元素含量低, 因此, α 相的形核点与 ω/β 相界面有一定距离(Al 是 α 相稳定元素, ω 相非稳定元素^[5]); PRIMA 等^[6]通过对 Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5 Al 合金研究, 认为 α 相是通过位移机制从 ω 相内部形核而成; 第三种机制认为 α 相是在 ω/β 相界面上形核的, 但是具体的方式又有不同的说法。OHMORI 等^[7]通过对 Ti-1023 合金的研究, 认为 α 相是通过消耗 ω 相颗粒长大的; NAG 等^[8]在对 Ti-5553 合金的研究中提出 $\omega \rightarrow \alpha$ 相转变发生在 ω/β 相界面的 Al 元素富集区, 提出 α 相是通过位移-扩散/混合机制形核生长的结论; LI 等^[9-11]在 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al(Ti-6554)合金中采用原子探针层析成像(APT)及 HRTEM 进行更为严谨详细的透射组织和元素分析, 提出 ω 相边缘的 O 元素富集区可能为 α 相提供了形核地点; ZHENG 等^[12-15]对文献[9]中的实验方法提出了质疑, 并认为 ω 相在 α 相的形核过程中起着直接/间接的作用, 并在另一篇文章中^[15]指出, 对于 Ti-V 这样的 β/ω 高错配度合金, α 相的形核地点是在诸如 ω/β 界面边缘这样的缺陷处。综上所述可知, 在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变过程中, ω 相对于 α 相形核的作用机制较为复杂, 针对具体的合金有必要进一步地

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51671158, 51471136, 51621063); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2014CB644003); 高等学校学科创新引智计划(B06025)

收稿日期: 2018-04-12; **修订日期:** 2018-07-30

通信作者: 孙巧艳, 教授, 博士; 电话: 029-82668614; E-mail: qysun@mail.xjtu.edu.cn

论证。

Ti-1300 合金^[16]是新研发的一种高强高韧近 β 型钛合金。经固溶和时效处理, Ti-1300 合金的抗拉强度超过 1350 MPa, 伸长率超过 8%, 断裂韧性超过 55 MPa·m^{1/2}, 适合应用于航空结构件, 小规格棒丝材适合应用于紧固件和弹簧。WILLIANMS 等^[17]研究得出, β/ω 错配度 < 1.0% 时, ω 相呈椭球形, β/ω 错配度 > 1.0% 时, ω 相呈立方形。万明攀等^[16]对 Ti-1300 合金组织演变的研究中, 发现 ω 相是呈椭球形, 由此可以推断, Ti-1300 合金也属于 β/ω 低错配合金, 其中 ω 相在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变过程中的确切作用机制也未有详细研究。Ti-1300 合金力学性能的优化主要依赖于其 α 相的形貌和分布, 强化效果来源于析出高密度、细小的析出 α 相。而大多数亚稳 β 型钛合金的时效特征相类似, 在低温时效时析出细小弥散的类球形 ω 相, 如何有效借助 ω 相细化合金的微观组织以达到最优的性能匹配则是目前研究的重要内容之一。XU 等^[18]对 Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si 合金的研究中发现, 该合金经过 320 °C、2 h 时效产生的 ω 相将会辅助形成细小均匀的 α 相组织形貌, 合金的屈服强度达到 1437 MPa, 伸长率为 10.6%, 在达到高强度的同时保持了较好的伸长率。因此, 对于 Ti-1300 合金, 有必要研究从低温到高温时效过程的显微组织, 分析其中的转变路径, 讨论细小 α 相显微组织的形成因素, 以便于更好地控制其组织形貌及分布, 提高合金力学性能。在研究转变路路中为了充分保证 ω 相的形成, 实验中多选用缓慢加热或在 ω 相形成温度范围内长时间停留^[13-14], 本文作者也沿用相似工艺。这项内容不但可以对 Ti-1300 合金的相变理论研究做出贡献, 也可以为实际的工业应用提供理论指导。

1 实验

1.1 实验原料

Ti-1300 合金^[16]是西北有色金属研究院提供的一种高强高韧亚稳 β 钛合金, 相变点为 (830±5) °C, 实验材料为 790 °C 下热轧的 $d10$ mm 的棒材, 原始组织如图 1 所示, 为 $\alpha+\beta$ 两相组织。

1.2 实验方法

用线切割的方法在棒材上切取试样, 放在箱式电阻炉中进行热处理, 固溶温度为 850 °C, 保温 37 min, 固溶后立即水淬(Water quenching, 即 WQ)。表 1 给出了本文设计的 5 种合金处理工艺。工艺 A 为将固溶处

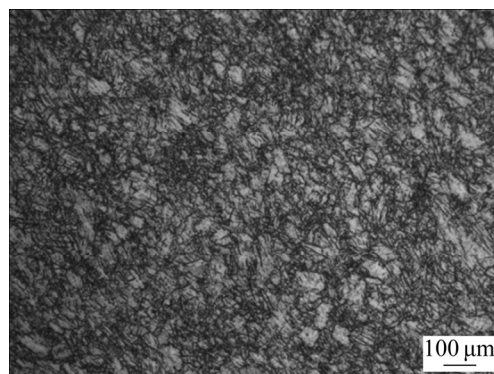


图 1 Ti-1300 合金原始组织的形貌

Fig. 1 Original microstructure of as-received Ti-1300 alloy

表 1 本文的热处理工艺设计及参数

Table 1 Heat treatments and corresponding nomenclature for heat treatments

Process No.	Heat treatment process
A	(850 °C, 37 min, WQ)+(500 °C, 4 h, WQ)
B	(850 °C, 37 min, WQ)+(4 °C/min, 350 °C, 10 min)+(500 °C, 4 h, WQ)
C	(850 °C, 37 min, WQ)+(4 °C/min, 350 °C, 10 min, WQ)
D	(850 °C, 37 min, WQ)+(4 °C/min, 400 °C, WQ)
E	(850 °C, 37 min, WQ)+(4 °C/min, 500 °C, WQ)
F	(850 °C, 37 min, WQ)

理的试样直接在 500 °C 保温 4 h, 工艺 B 为以 4 °C/min 的速率加热到 350 °C, 保温 10 min, 继续加热到 500 °C 保温 4 h。另外, 设计了 3 种热处理工艺分析随炉加热时效时的相变过程, 固溶工艺均为 850 °C、37 min, 水冷至室温。对于时效工艺, 工艺 C 为以 4 °C/min 速率加热到 350 °C, 保温 10 min, 水冷至室温; 工艺 D 为以 4 °C/min 速率加热到 400 °C 即刻冷至室温; 工艺 E 为以 4 °C/min 速率加热到 500 °C 即刻水冷至室温; 工艺 F 代表 β 相固溶处理工艺。

试样经过磨制、电抛、腐蚀制备金相、扫描观察样品。透射样品经磨制、双喷减薄而成, 其中电解抛光由 HClO₄ 和 CH₃COOH(98%, 质量分数)混合而成, 溶液配比为 $V(\text{HClO}_4):V(\text{CH}_3\text{COOH})=1:9$, 电压为 50 V, 电流为 1~2 A, 时间为 37~43 s, 腐蚀液配比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:100$, 双喷液为 $V(\text{HClO}_4):V(\text{CH}_3(\text{CH}_2)_3\text{OH}):V(\text{CH}_3\text{OH})=1:7:12$ 。使用 SU6600 型扫描电子显微镜观察微观组织, 在 JEM-200CX 型透射电子显微镜和 JEM-2100F 型高分辨透射电镜下对组织及位相观察。测试硬度使用的仪器为 HVS-50Z/LCD 型维氏硬度计, 试验力为 9.8 N, 保载

时间为 15 s, 测量 5 次, 取平均值。

2 结果与分析

2.1 两种加热方式对时效析出 α 相的影响

从两种工艺处理试样的组织形貌(见图 2(a)和 2(b))及 α 相尺寸统计结果(见图 2(c)和 2(d))可知, 工艺 A 处理试样中的 α 相形貌为层片状, 工艺 B 处理试样中的 α 相长宽比则更小; 工艺 B 处理试样中 92.39% 的 α 相尺寸在 100 nm 以下, 工艺 A 处理试样中 α 相的尺寸分布跨度则更大, 在 0~1 μm 之间都有分布。对图 2 组织进行统计可得表 2 所示结果, 工艺 A 处理试样中 α 相平均尺寸为 202 nm, α 相形核面密度 50 个/ μm^2 , 工艺 B 处理试样中 α 相平均尺寸为 54 nm, α 相形核面密度 290 个/ μm^2 。工艺 B 时效时先以 4 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 加热到 350 $^{\circ}\text{C}$, 并且保温 10 min, 而工艺 A 是直接在 500 $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h, 两种工艺处理得到的试样中第二相 α 相组织形状和尺寸差异明显, 说明在工艺 B 中存在因素促进 α 相的形核但是抑制 α 相长大。微观组织分析表明工艺 B 处理试样中存在 ω 相, 对 α 相形核有促进作用, 如图 3~5 所示。

2.2 Ti-1300 随炉加热中 α 相析出过程

固溶的试样以 4 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 随炉升至 350 $^{\circ}\text{C}$ 保温 10

表 2 无 ω 辅助和有 ω 辅助的 α 相分布特征统计

Table 2 Statistics of distribution feature by process A and B

Process	Average size of α phase/mm	Areal density of α phase/ μm^{-2}
A	202	50
B	54	290

min 水冷到室温, 其微观组织如图 3 所示, 此时试样中只有 ω 相, 形貌为球形, 分布均匀。图 3(a)所示为明场像, 图 3(b)所示为衍射斑点, 图 3(c)所示为图 3 (b)的示意图, 图 3(d)所示为 $(0\bar{1}11)_{\omega}$ 的暗场像。 ω 相对钛合金性能的影响已在理论上和实验上做过大量研究。ZHANG 等^[2]研究发现, 在 β 基体上如果形成大量 ω 相, 虽然可以大幅度提高屈服强度和弹性模量, 但合金塑性会降低。

为了解从 350 $^{\circ}\text{C}$ 加热到 500 $^{\circ}\text{C}$ 的相变过程, 将试样以 4 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 随炉升温至 400 $^{\circ}\text{C}$ 即刻水冷, 其组织如图 4 所示, 此时 ω 与 α 两相共存, 图 4(a)所示为明场像, 图 4(b)所示为衍射斑点, 图 4(c)所示为图 4(b)的示意图, 图 4(d)所示为 $(01\bar{1}\bar{1})_{\omega}$ 的暗场像, 图 4(a)所示为 $(1\bar{1}01)_{\alpha}$ 的暗场像, 图 4(f)所示为 $(01\bar{1}\bar{1})_{\omega}$ 和 $(1\bar{1}01)_{\alpha}$ 的暗场像, 存在 α 相在 ω 相旁边形核生长的现象, 弥散分布的 ω 相为 α 相提供了形核点, 同时密集分布的 ω 相阻碍了 α 相的进一步长大^[19]。由图 4(e)

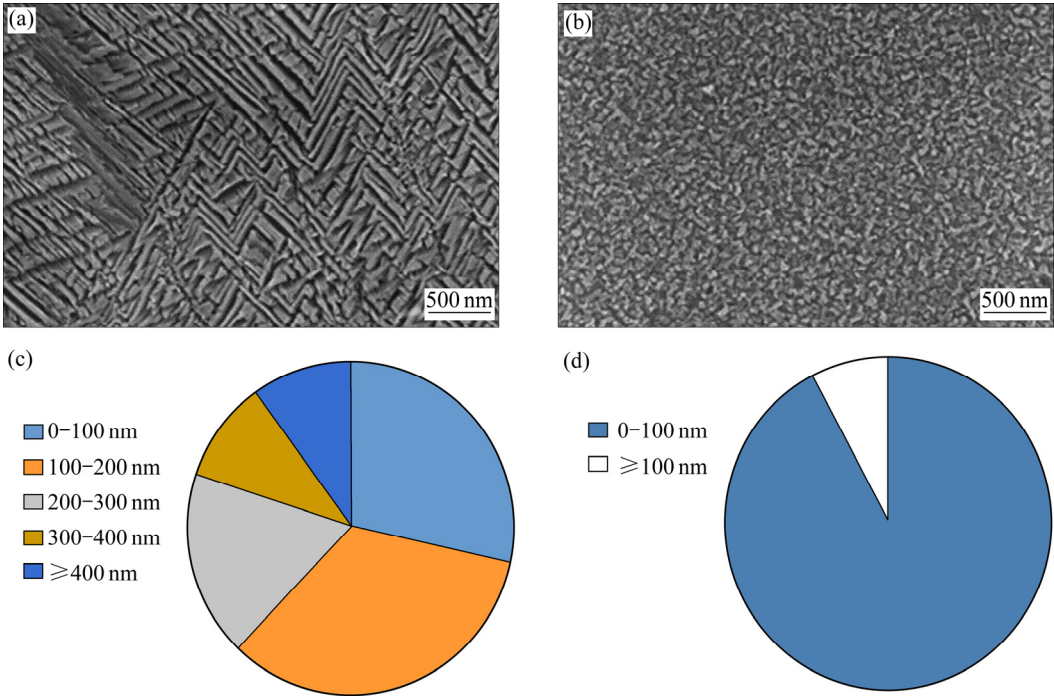


图 2 无 ω 辅助和有 ω 辅助的组织形貌及 α 相尺寸统计
Fig. 2 Morphologies and α phase size distribution diagrams of Ti-1300 samples without and with ω phases: (a), (c) α precipitates transformed from ω phases; (b), (d) α precipitates transformed directly from β phases

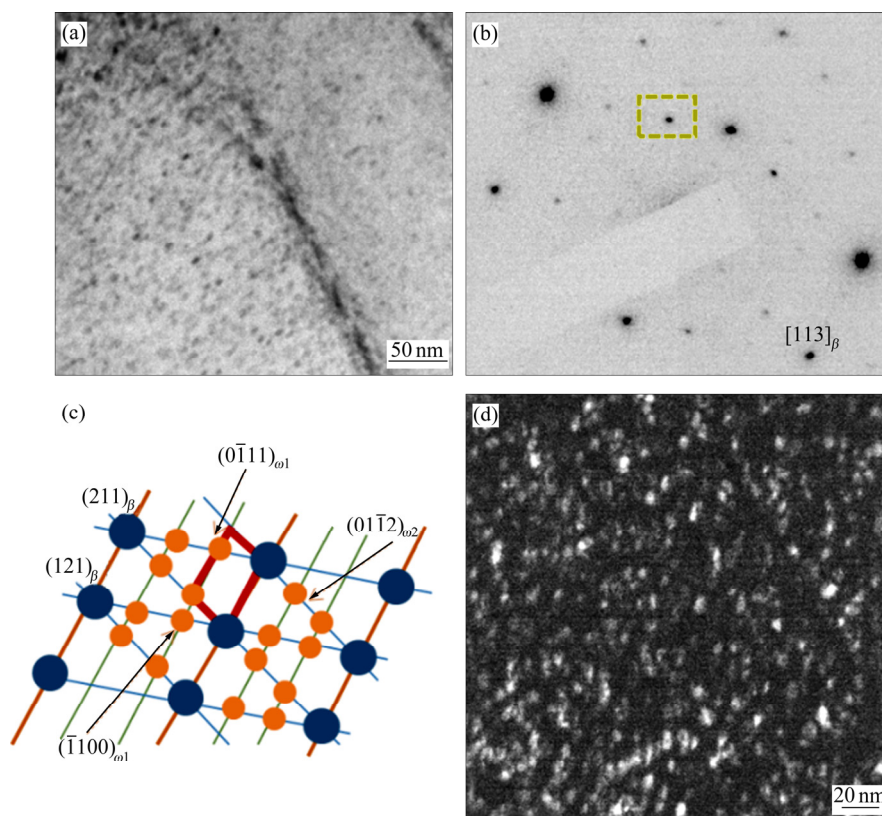


图 3 Ti1300 合金经 350 °C 时效 10 min 处理后的 ω 相

Fig. 3 Precipitation of ω phase particles in Ti-1300 annealed at 350 °C for 10 min: (a) Bright field TEM micrograph; (b) Selected area electron diffraction pattern; (c) Key diagram of Fig. 3(b); (d) Dark field image using $(0\bar{1}11)_{\omega 1}$ phase reflection

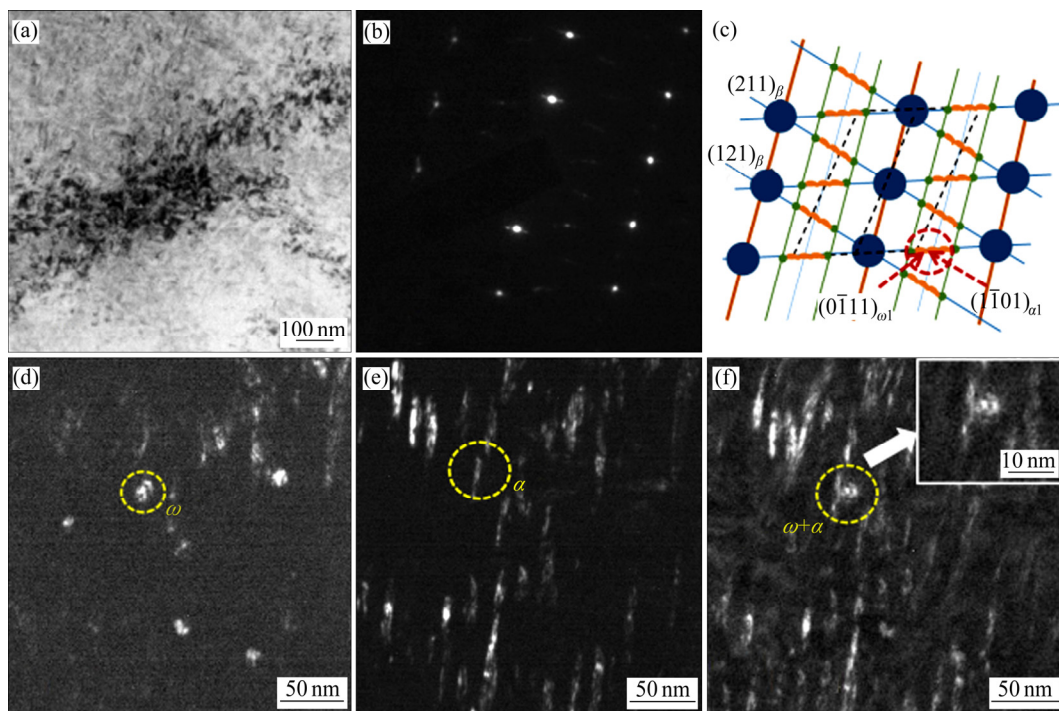


图 4 Ti1300 合金以 4 °C/min 速度升温至 400 °C 时的 $\omega+\alpha$ 相

Fig. 4 Precipitation of $\omega+\alpha$ phase particles in Ti-1300 heated up to 400 °C: (a) Bright field TEM micrograph; (b) Selected area electron diffraction pattern; (c) Key diagram of Fig. 4(b); (d) Dark field image using $(0\bar{1}\bar{1})_{\omega 1}$ phase reflection; (e) Dark field image using $(1\bar{1}01)_{\alpha 1}$ phase reflection; (f) Dark field images of $\omega+\alpha$ phase reflection

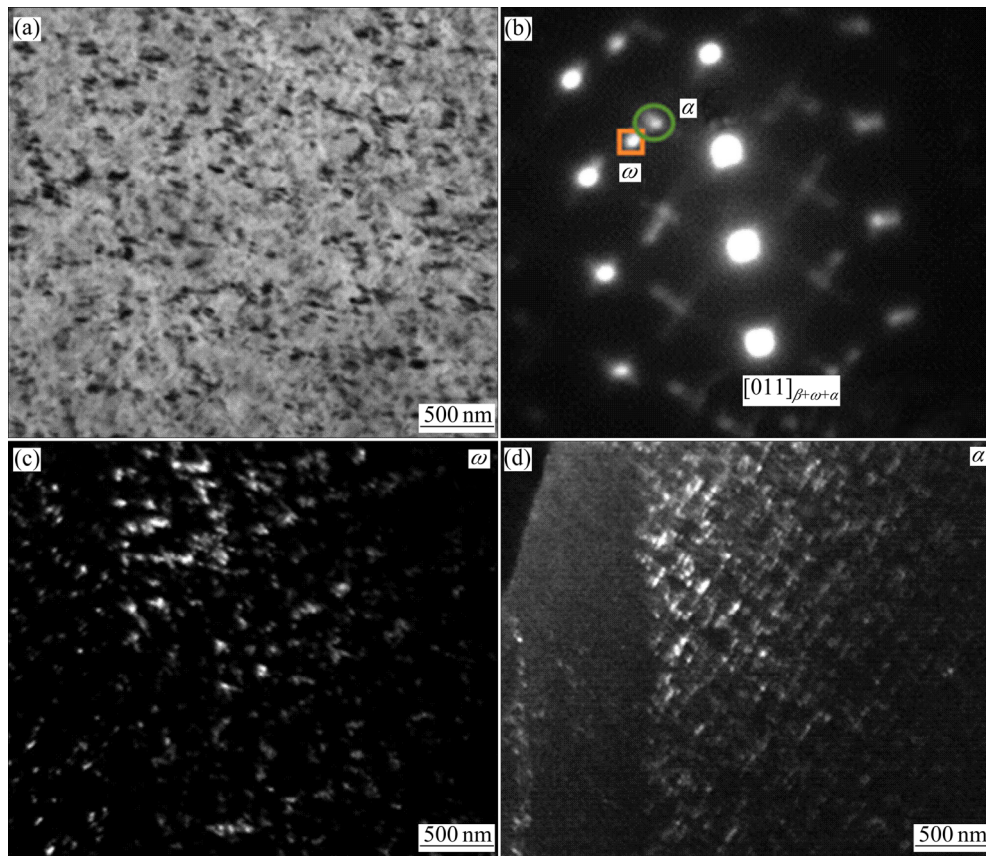


图 5 Ti1300 合金以 4 °C/min 的速度升温至 500 °C 时的 $\omega+\alpha$ 相

Fig. 5 Precipitation of $\omega+\alpha$ phase particles in specimen heated up to 500 °C: (a) Bright field TEM micrograph; (b) Selected area electron diffraction pattern; (c) Dark field image using ω phase reflection; (d) Dark field image using α phase reflection

可知, 此时合金中已经有一定数量的 α 相形成, 且尺寸为 10~30 nm。根据文献[7]的分析可知, ω 、 α 、 β 相之间的晶格位向关系为 $(1\bar{1}00)_{\omega} \parallel (10\bar{1}0)_{\alpha} \parallel (211)_{\beta}$, $(1\bar{1}20)_{\omega} \parallel (0001)_{\alpha} \parallel (0\bar{1}1)_{\beta}$, $(0001)_{\omega} \parallel (\bar{1}2\bar{1}0)_{\alpha} \parallel (\bar{1}11)_{\beta}$ 。

固溶后的样品以 4 °C/min 的速度升到 500 °C 即刻水冷时的 TEM 如图 5 所示, $\omega+\alpha$ 两相共存, 图 5(a) 所示为明场像, 图 5(b) 所示为衍射斑点, 图 5(c) 所示为 ω 的暗场像, 图 5(d) 所示为 α 的暗场像, 由图 5 可知相对于 400 °C 的组织, 500 °C 时 α 相数量增多。文献[6]中提出 LCB 钛基合金中 α 相通过位移机制在 ω 相内部形核, α 相长大受界面控制, 文献[7]中提出 α 片层在 ω/β 界面处形核并通过消耗 ω 相而长大, 而由本文图 5 可知, 此时已有很多 α 相, 但是 ω 相数量依旧未明显减少, 由此可见 Ti-1300 合金中 ω 相对于 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变的作用机制不属于文献[6-7]中的任何一种。

文献[16]在研究 Ti-1300 合金不同温度时效时合金的组织演变表明, 500 °C 时析出的第二相是 α 相, 其数量随着时间延长而增多, 并在达到一定程度后保

持不变。张珍宜等^[20]研究压应力下 Ti-1300 合金 ω 相变时, 指出无压力作用时, ω 相转变温度为 314.84 °C (588 K), 峰值温度为 359.87 °C (633 K), 终点温度为 419.84 °C (693 K), 也证明 500 °C 时已经没有 ω 相存在。然而在本实验中随炉升温至 500 °C 即刻水冷时, 合金组织第二相同时包含 ω 、 α 两相, 说明此时温度条件虽然已经满足, 但是没有充分的时间让 ω 相完全消失。

直接在 500 °C 保温 4 h(时效工艺 A)和随炉升温 (4 °C/min)到 500 °C 保温 4 h(时效工艺 B)试样的 TEM 衍射花样及暗场像如图 6 所示, 图 6(a)、(c)所示分别为时效工艺 A 的明场像和暗场像, 图 6(b)、(d)所示分别为时效工艺 B 的明场像和暗场像。由图可知, 两种时效工艺的第二相全部为 α 相, 工艺 B 的 α 相比工艺 A 更细小。如上所述, 工艺 A 随炉升温过程会生成均匀分布的 ω 相, 而这些 ω 相的存在会辅助之后 α 相的形核, 使其尺寸更加细小。

以上所有工艺的 XRD 谱如图 7 所示, 随炉至 350 °C 保温 10 min 时, 除了 β 基体的衍射峰, XRD 谱

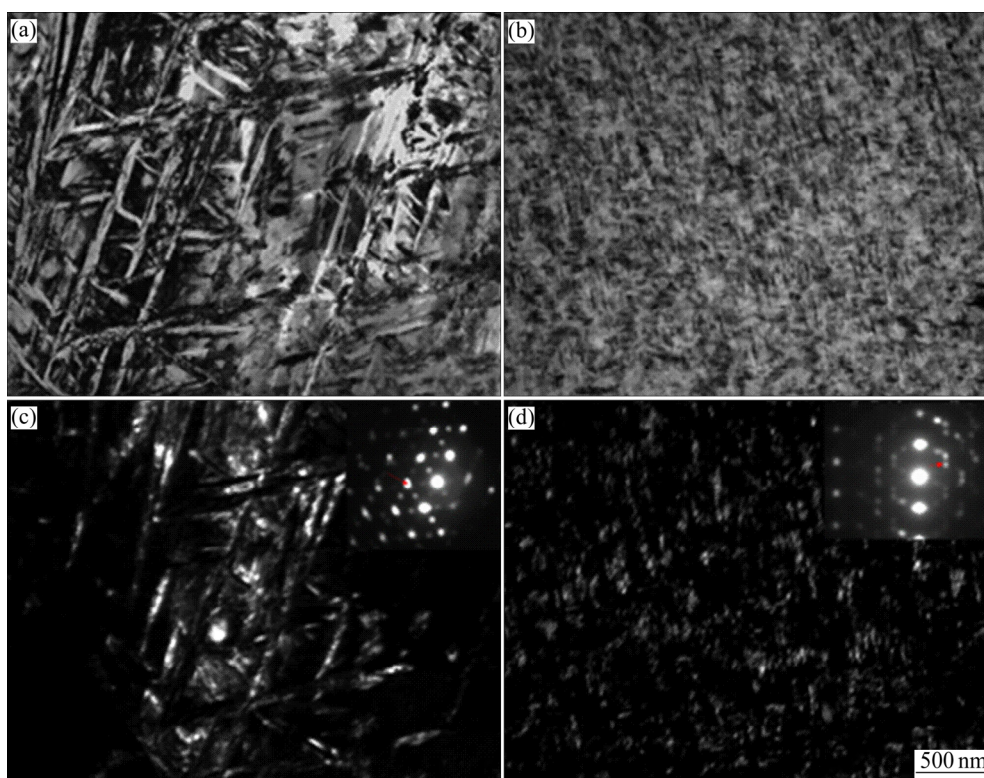


图6 两种时效工艺处理 Ti-1300 合金的微观组织

Fig. 6 Microstructures of Ti-1300 alloy after being treated by different aging treatments: (a) Bright field, 500 °C, 4 h; (b) Bright field, (350 °C, 10 min)+(500 °C, 4 h); (c) Dark field, 500 °C, 4 h; (d) Dark field, (350 °C, 10 min)+(500 °C, 4 h)

中存在 $(112)_{\omega}$ 的衍射峰,且没有任何 α 相的衍射峰,说明时效温度为350 °C时确实还没有 α 相生成,第二相只有 ω 相,这与图3的结果一致。而随炉升至400 °C和500 °C时,虽然第二相中也有 ω 相,但此时的 ω 相数量少,且 ω 相本身尺寸小,半高宽大,XRD衍射峰不明显,因此,未观察到 ω 相衍射峰;由曲线2可知,时效到400 °C时, α 相的峰只有(100)、(112)两处,此时 α 相还未充分形核长大,含量少,这与图4实验结果是吻合的;由曲线3可知,时效到500 °C时, α 相的峰又增加了两处(102)、(110),其中(110)的峰不是很明显,这一变化说明相对于400 °C来说,随着温度继续升高到500 °C时有更多的 α 相借助于 ω 相的作用形核生长,数量增多,如图5(d)所示的那样, α 相致密均匀地分布在 β 基体上。曲线4、5分别对应工艺B、工艺A,合金在500 °C保温4 h后已经充分时效,第二相只有 α 相,与图6中的TEM结果一致,且相对于曲线3来说,曲线4、5又增加了(002)、(101)两处 α 的峰。

2.3 硬度

Ti-1300合金相变点为 (830 ± 5) °C,850 °C固溶是

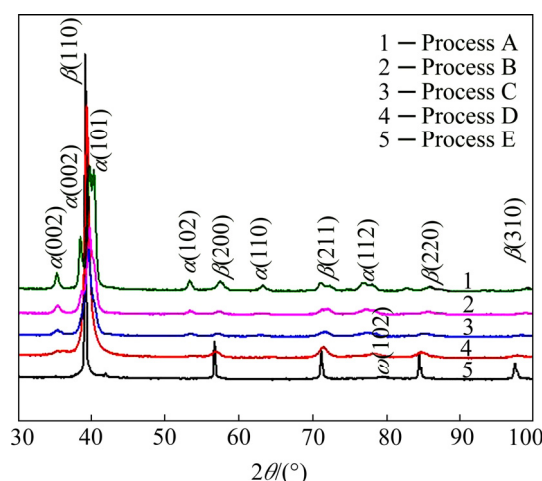


图7 Ti-1300合金试样经不同热处理工艺处理后的XRD谱
Fig. 7 XRD patterns of Ti-1300 alloy heated by different heat treatments

在单相区固溶,组织为 β 单相区,如图8所示,850 °C固溶处理后合金硬度为282HV,工艺C处理合金的硬度为314HV,比固溶工艺处理合金的硬度高32HV,这是因为工艺C处理过的试样中组织为 β 基体上分布有均匀细小的 ω 相(见图3),等温 ω 相是一种硬而脆

的相(HB 约为 500, $\delta=0$), 合金中出现等温 ω 相时会阻碍位错运动, 其硬度会提高^[21]。相对于工艺 C, 工艺 D 的时效温度提高了 50 °C, 如图 4 所示, 此时第二相为 $\omega+\alpha$ 两相共存, 硬度为 415 HV, 比工艺 C 处理合金的硬度高 101HV, 工艺 C、D 处理合金的显微组织区别为工艺 D 处理合金中形成有一定量的 α 相, 说明相较于 ω 相, α 相对合金的强化作用更显著。JONES 等^[22]在 Ti-5553 合金中发现单独的 ω 第二相对合金的力学性能提升极为有限, 合金力学性能的提升主要来自于低温时效(570 °C)时产生的纳米尺度的 α 相。工艺 D 时效时继续随炉加热 100~500 °C 时, 即刻水冷便得到了工艺 E 处理合金的组织(见图 5), 相比工艺 D 处理合金组织中 α 相数量增多了, 此时硬度为 476HV, 比工艺 D 处理合金的硬度高 61HV, 说明随着 α 相数量的增多, 合金硬度进一步得到了提升。HE 等^[23]在对 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe(Ti55511)合金的研究中得出了同样的结论, 该作者推断在 Ti55511 合金中纳米尺度的 α 相体积分数增多, 即 α/β 晶界增多, 硬度值随之提高。工艺 B 是在合金的时效温度升到 500 °C 时保温了 4 h, 组织中 ω 相已全部消失, α 相则有更为充分地析出, 此时的 α 相细小均匀地分布在 β 基体上, 使得合金硬度值达到了 505HV, 比固溶后的单 β 相硬度提高了 223HV。由此可见, α 相对于合金的硬度提升作用之显著。工艺 A 处理合金硬度为 476HV, 该工艺处理合金中 α 相的平均尺寸比工艺 B 处理合金中 α 相的平均尺寸大, 硬度比工艺 B 处理合金的硬度低, 硬度相差约 29HV。

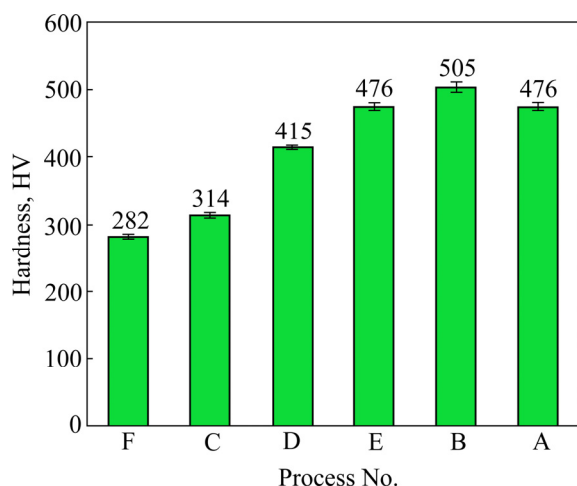


图 8 Ti-1300 合金经不同热处理工艺处理后的硬度

Fig. 8 Hardness of Ti-1300 alloy heated by different heat treatment

3 结论

1) Ti-1300 合金经 β 相区固溶处理后, 直接在 500 °C 时效 4 h, 析出 α 相平均尺寸(长度)为 202 nm, α 相形核面密度 $50 \mu\text{m}^{-2}$; 随炉缓慢加热并在 350 °C 保温 10 min 继续缓慢加热到 500 °C 保温 4 h 析出 α 相平均尺寸(长度)为 54 nm, α 相形核面密度 $290 \mu\text{m}^{-2}$ 。

2) TEM 观察结果表明: Ti-1300 合金随炉升至 350 °C 保温 10 min 时有大量均匀分布的纳米尺度 ω 相, 当随炉升至 400 °C 时, α 相紧邻 ω 相形核, 表明在 Ti-1300 合金中 ω 相的确促进 α 相形核, 但是 ω 相在 500 °C 长时间保温后消失。

3) Ti-1300 合金中, 等温 ω 相提高合金硬度的程度有限; 时效中析出的 α 相对合金硬度贡献更为显著。时效过程中等温 ω 相辅助 α 形核、细化组织, 合金的硬度最高。

REFERENCES

- [1] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 曾卫东, 王 磊. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
ZHAO Yong-qing, CHEN Yong-nan, ZHANG Xue-min, ZENG Wei-dong, WANG Lei. Phase transformation and heat treatment of titanium alloys[M]. Changsha: Central South University Press, 2012.
- [2] ZHANG X F, KIM K B, YI S. Effect of martensitic ω phase on mechanical properties of $\text{Ti}_{100-x}\text{Co}_x$ alloys with $x=5, 7$ and 9 [J]. Intermetallics, 2010, 18(4): 725–729.
- [3] TAKEMOTO Y, HIDA M, SAKAKIBARA A. Mechanism of omega approaching alpha transformation in beta-Ti alloy[J]. Japan Institute of Metals, Journal, 1993, 57(3): 261–267.
- [4] AZIMZADEH S, RACK H J. Phase transformations in Ti-6.8Mo4.5Fe1.5Al[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(10): 2455–2467.
- [5] HICKMAN B S. The formation of omega phase in titanium and zirconium alloys: A review[J]. Journal of Materials Science, 1969, 4(6): 554–563.
- [6] PRIMA F, VERMAUT P, TEXIER G, Ansel D, GLORIANT T. Evidence of α -nanophase heterogeneous nucleation from ω particles in a β -metastable Ti-based alloy by high-resolution electron microscopy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(4): 645–648.
- [7] OHMORI Y, OGO T, NAKAI K, KOBAYASHI S. Effects of

- ω -phase precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$, α'' transformations in a metastable β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 312(1/2): 182–188.
- [8] NAG S, BANERJEE R, SRINIVASAN R, HWANG J Y, HARPER M, FRASER H L. ω -assisted nucleation and growth of α precipitates in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5 Fe β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2009, 57(7): 2136–2147.
- [9] LI T, KENT D, SHA G, DARGUSCH M S, CAIMEY J M. The mechanism of ω -assisted α phase formation in near β -Ti alloys[J]. Scripta Materialia, 2015, 104: 75–78.
- [10] LI T, KENT D, SHA G, STEPHENSON L T, CEGUERRA A V, RINGER S P, DARGUSCH M S, CAIMEY J M. New insights into the phase transformations to isothermal ω and ω -assisted α in near β -Ti alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 106: 353–366.
- [11] LI T, KENT D, SHA G, CAIMEY J M, DARGUSCH M S. The role of ω in the precipitation of α in near- β Ti alloys[J]. Scripta Materialia, 2016, 117: 92–95.
- [12] ZHENG Y, WILLIAMS R E A, SOSA J M, WANG Y, BANERJEE R, FRASER H L. The role of the ω phase on the non-classical precipitation of the α phase in metastable β -titanium alloys[J]. Scripta Materialia, 2016, 111: 81–84.
- [13] ZHENG Y, WILLIAMS R E A, WANG D, SHI R, NAG S, KAMI P, SOSA J M, BANERJEE R, WANG Y, FRASER H L. Role of ω phase in the formation of extremely refined intragranular α precipitates in metastable β -titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 850–858.
- [14] ZHENG Y, WILLIAMS R E A, SOSA J M, WANG Y, BANERJEE R, FRASER H L. The indirect influence of the ω phase on the degree of refinement of distributions of the α phase in metastable β -titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 165–173.
- [15] ZHENG Y, CHOUDHURI D, ALAM T, WILLIAMS R E A, BANERJEE R, FRASER H L. The role of cuboidal ω precipitates on α precipitation in a Ti-20V alloy[J]. Scripta Materialia, 2016, 123: 81–85.
- [16] 万明攀. Ti-1300 合金室温变形与组织演变研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2015: 1–14.
- WAN Min-pan. Study on deformation at room temperature and microstructure evolution of Ti-1300 alloy[D]. Xi'an: Northwest University of Technology, 2015: 1–14.
- [17] WILLIAMS J C, BLACKBURN M J. The influence of misfit on the morphology and stability of the omega phase in titanium transition metal alloys[R]. North American Rockwell Science Center, Thousand Oaks, Calif, 1969.
- [18] XU T W, ZHANG S S, ZHANG F S, KOU H C, LI J S. Effect of ω -assisted precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$ transformation and tensile properties of Ti-15Mo-2.7 Nb-3Al-0.2 Si alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 654: 249–255.
- [19] 张志超, 金头男, 赵永庆, 常雷, 王二平. 近 β 型Ti-1300合金的显微组织分析[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(8): 2115–2122.
- ZHANG Zhi-chao, JIN Tou-nan, ZHAO Yong-qing, CHANG Lei, WANG Er-ping. Microstructure analysis of near β Ti-1300 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(8): 2115–2122.
- [20] 张珍宣, 雷旻, 万明攀, 马瑞. 压应力下Ti-1300合金 ω 相变研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 46(11): 3277–3281.
- ZHANG Zhen-xuan, LEI Min, WAN Ming-pan, MA Rui. ω phase transformation of Ti-1300 alloy under compressive stress[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 46(11): 3277–3281.
- [21] 张翥, 王群骄, 莫畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
- ZHANG Zhu, WANG Qun-jiao, MO Wei. Metallurgy and heat-treatment of titanium[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.
- [22] JONES N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D. β Phase decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. Acta Materialia, 2009, 57(13): 3830–3839.
- [23] HE B, CHENG X, LI J, LI G C, WANG H M. ω -assisted α phase and hardness of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe during low temperature isothermal heat treatment after laser surface remelting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 708: 1054–1062.

α phase transformation assisted by ω phase and effect of α phase on mechanical properties of Ti-1300 alloy during annealing

LI Pei, GAO Ting, KOU Wen-juan, SUN Qiao-yan, XIAO Lin, SUN Jun

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

Abstract: The microstructures of the aged samples after solution treatment with different aging treatments were observed and characterized by SEM, TEM and XRD. The effects of ω phase on the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation and microstructures on Ti-1300 alloy were also studied. The results show that the average size (length) of precipitated α phase is 54 nm after being heated at 350 °C for 10 min and then being heated at 500 °C for 4 h. The average size (length) of the α phase is 202 nm when the sample is directly held at 500 °C for 4 h. Only nanoscale ω phase were observed in the sample being heated to 350 °C at the rate of 4 °C/min, while α phase nucleation attached to ω phase was observed in the sample which is heated to 400 °C. When the sample is heated continuously to 500 °C and held for 4 h, ω phase disappeared and very fine uniform α precipitates are obtained in the microstructure. The hardening effect of α phase is stronger than that of ω phase.

Key words: Ti-1300 alloy; aging; ω phase; α phase precipitation

Foundation item: Projects(51671158, 51471136, 51621063) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(2014CB644003) supported by the National Basic Research Program of China; Project (B06025) supported by Overseas Expertise Introduction for Discipline Innovation of China

Received date: 2018-04-12; **Accepted date:** 2018-07-30

Corresponding author: SUN Qiao-yan; Tel: +86-29-82668614; E-mail: qysun@mail.xjtu.edu.cn

(编辑 李艳红)