

文章编号 1672-6634(2024)03-0053-09

DOI 10.19728/j.issn1672-6634.2023060003

固溶冷却方式对新型高强近 β 钛合金 Ti-5321 微观组织及力学性能的影响

宋 博, 安明宇, 王红阳, 王一森, 甄金明

(聊城大学 材料科学与工程学院, 山东 聊城 252059)

摘 要 以新型高强近 β 钛合金 Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe (Ti-5321, 式中数值为对应元素的质量分数的 100 倍) 为实验材料, 研究了固溶冷却方式对钛合金组织演变、相变过程及力学性能的影响。结果显示合金固溶后经不同方式冷却会形成不同类型的组织, 在连续加热过程中发生不同的相变, 导致时效后 α 相析出特征明显不同, 合金具有不同力学性能。Ti-5321 合金固溶后空冷, β 相基体中会形成 ω 和 O' 两种亚稳相。与水淬态样品相比, 空冷态样品时效处理后 α 相尺寸更小, 密度更高, 析出强化效果也更高。当时效温度为 600 $^{\circ}\text{C}$ 时, 空冷态合金时效后的抗拉强度最高, 达到 1 421 MPa, 水淬态合金的抗拉强度为 1 220 MPa。合金固溶后炉冷 α 相以板条状析出, 形成网篮组织, 时效处理不改变组织特征, 合金强度最低, 塑性最好。

关键词 钛合金; 冷却方式; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG166.9

文献标志码 A

开放科学(资源服务)标识码(OSID)



Effect of Cooling Method After Solution on Microstructure and Mechanical Properties of New Near- β Ti Alloy Ti-5321

SONG Bo, AN Mingyu, WANG Hongyang, WANG Yisen, ZHEN Jinming

(School of Materials Science and Engineering, Liaocheng University, Liaocheng 252059, China)

Abstract Influence of cooling method after solution on microstructure evolution, phase transformation and mechanical properties of new high strength Ti alloy Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe (these values are mass fraction multiplied by 100, Ti-5321) was studied in this work. The results showed that different microstructures were developed depending on solution cooling method. The samples under different cooling conditions experienced different phase transformation processes, leading to α precipitates exhibiting different characters after aging treatment and finally obtained different properties. For the air cooled sample, two types of intermediate phases ω and O' would be formed in β matrix. In comparison with the water

收稿日期: 2023-06-06

基金项目: 国家自然科学基金项目(52105190); 山东省自然科学基金资助项目(ZR2022QE115); 聊城市重点研发计划政策引导类项目(2022YDSF85); 聊城大学大学生创新创业训练计划项目(CXCY2023029)资助

通信作者: 宋博, 男, 汉族, 博士, 讲师, 研究方向: 高性能钛合金材料, E-mail: songbo@lcu.edu.cn; 甄金明, 男, 汉族, 博士, 副教授, 研究方向: 复合材料摩擦学, E-mail: zhenjinming@lcu.edu.cn.

quenched sample, the air cooled sample developed α precipitates having smaller size and larger number density, as well as stronger precipitation hardening effect. When aged at 600 °C, the air cooled sample obtained highest ultimate tensile strength 1 421 MPa, and the strength of water quenched one was 1 220 MPa. In the furnace cooled sample, these α precipitates presented plate-like shape, forming basketweave microstructure. It could not be affected by aging treatment, and the furnace cooled alloy had lowest strength and best ductility.

Key words titanium alloy; cooling method; microstructure; mechanical properties

0 引言

钛合金因具有密度小、比强度高和耐腐蚀等优点,在航空航天、国防装备、石油化工和医疗卫生等领域获得广泛应用。室温强度超过 1 000 MPa 的钛合金被称为高强钛合金,主要应用于航空航天领域,制备飞机起落架、转向架和螺栓螺钉等紧固件和连接件^[1-3]。我国“十四五”规划中明确提出建设航空航天强国、发展新材料。随着我国航空航天事业的快速发展,现有高强钛合金已经无法完全满足需求,研发与制备新型高强钛合金对于发展新一代先进飞机具有十分重要的意义。

高强钛合金主要依靠在 β 相基体中析出 α 相,产生强烈的析出强化效果。根据 α 相析出特征不同,合金热处理后可以形成不同类型的微观组织,包括等轴组织、双态组织、网篮组织和魏氏组织。一般认为钛合金的热处理工艺主要包括固溶和时效工艺,不同热处理参数下合金中 α 相的析出特征可能明显不同^[4]。影响 α 相析出特征的热处理参数主要是固溶温度/时间、固溶冷却速率,时效温度/时间、时效加热速率和时效方法等。大量研究表明^[5-9],合金在 α 相析出之间可能发生复杂的相变过程,在不同成分的合金中相变过程可能完全不同。Ti-5553 合金 β 固溶水淬后,在时效加热过程中会形成 O' 、 ω 和 O'' 相,而加入 1% 的中性元素 Zr 后, Ti-55531 合金在连续升温过程中会形成 α'' 和 ω 相转变过程^[8, 10, 11]。除合金化学成分外,热处理参数也会影响合金相变过程,在众多热处理参数中,温度和时间对 α 析出行为影响最为显著。除温度和时间外,加热和冷却速率也会影响合金的相变,导致合金组织特征发生变化。Zheng 等^[8, 12] 在 Ti-5553 合金 β 固溶后慢速加热至时效温度,观察到 O' 、 ω 和 O'' 等亚稳相形成,而当加热速率提高至 100 °C/min 时,合金不会形成任何亚稳相, α 相通过伪调幅分解机制析出。类似现象在 Ti-1023、Ti-15-3 等合金中也有报道^[13-15]。固溶处理后的冷却速率对合金组织演变及力学性能的影响也十分显著, Wang 等^[16] 对 Ti-Mo 二元合金 β 固溶后不同方式冷却至室温后的组织进行表征,发现冷却方式可以使合金形成不同类型组织,获得不同特征的力学性能,如 Ti-10Mo 合金 β 固溶后水淬会形成 $\beta+\alpha''$ 马氏体组织,而空冷则形成 $\beta+\omega$ 组织。近年来,学者们尝试构建金属材料基因工程系统^[17, 18],推算钛合金微观组织特征与宏观力学性能之间的映射关系,然而钛合金材料基因工程数据库必然建立在大量实验结果的基础之上,对于新型钛合金,有必要详细研究热处理参数对其组织性能影响。

2016 年西北有色金属研究院基于钛合金相变基本理论,结合 [Mo] 原则、d 电子轨道理论、电子浓度等合金设计方法,研发出新型高强近 β 钛合金 Ti-5321^[19]。该合金经热处理后可以实现优异的综合力学性能,与其他合金相比具有十分明显的优势,在航空航天领域具有广阔的应用前景。通过调控热处理温度, Ti-5321 合金的抗拉强度可达 1 147~1 439 MPa,延伸率可达到 3%~26%,断裂韧性为 57~76 MPa·m^{1/2}^[20]。通过透射电镜观察 Ti-5321 合金在时效过程中的相变过程,发现在时效初期合金会形成三种亚稳相, O' 、 ω 和 O'' 相,而 O 相能够直接促进 α 相析出,提高 α 相核率^[21]。王欢等^[22] 和吴聪等^[23, 24] 也分别研究了不同热处理工艺下 Ti-5321 合金中组织形成机制与演变过程,包括连续冷却过程和 β 退火后缓冷再时效工艺。然而,目前针对这种新型高强钛合金的基础理论研究较少,除温度、时效加热速率外,其他工艺参数,如时效方式、冷却速率等,对合金组织性能的影响机制尚没有具体实验结果。基于以上,将 Ti-5321 合金 β 固溶后以不同方式冷却至室温再时效,研究了不同固溶冷却方式对合金组织演变、相变过程及力学性能的影响,为 Ti-5321

合金的加工和应用提供理论基础。

1 实验材料与方法

实验材料采用由西北有色金属研究院提供的 Ti-5321 合金^[19],其名义成分为 Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe (式中数值为质量分数的 100 倍)。合金制备过程为熔炼、开坯锻造、热轧和热处理,熔炼过程采用真空电弧熔炼法。Ti-5321 合金的熔炼原料是纯 Mo 块体、TiAl 中间合金颗粒、海绵钛等,其中 TiAl 中间合金的名义成分为 Al-Ti10 (式中数值为质量分数的 100 倍)。真空电弧熔炼炉是指真空自耗电弧熔炼炉,设备位于西北有色金属研究院,铸锭为 30 g、直径为 70 mm 的方形棒材。铸锭经过开坯锻造,终锻温度为 830 ℃,锻造后经热轧为直径为 20 mm 的棒材,热轧温度也是 830 ℃。通过金相法测得合金相变点温度为 (860 ± 5) ℃, $[\text{Mo}]$ 为 10.3,d 电子轨道参数为 $B_o = 2.77$, $M_d = 2.37$,电子浓度 $e/a = 4.2$ ^[19, 20]。d 电子轨道参数是衡量钛合金稳定性的重要指标; B_o 为金属原子键能,一般认为原子键能越高,金属键力越强,合金稳定性越高,在变形过程中越不容易形成马氏体,变形机制倾向于位错滑移和孪晶机制。 M_d 为金属 d 层轨道能量,一般能量越高结构稳定性越低, M_d 的值越小,代表钛合金稳定性越强,变形机制越倾向于位错滑移和孪晶机制。电子浓度 e/a 是衡量钛合金是否容易出现 ω 亚稳相的指标,一般认为 e/a 处于 4.06%~4.15% 之间时,合金在时效过程初期会形成 ω 亚稳相。上述三种指标均为经验性总结,仅供参考,目前关于钛合金成分的设计方法仍在不断完善中。

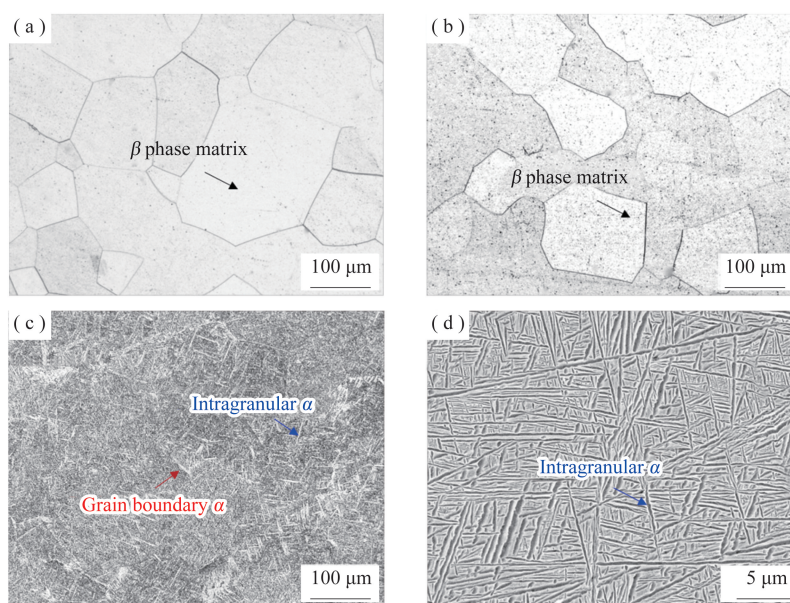


图1 Ti-5321 合金 β 固溶后以(a)水淬、(b)空冷、(c, d)炉冷方式冷却至室温后的微观组织

Fig. 1 Microstructures of the Ti-5321 alloy after β solution followed by (a) water quenching, (b) air cooling and (c) furnace cooling

将 Ti-5321 合金在 900 ℃固溶 0.5 h,后分别以水淬(WQ)、空冷(AC)和炉冷(FC)方式冷却至室温,然后将其快速加热至 600 ℃时效 8 h 空冷。实验中样品厚度为 5 mm,在 900 ℃固溶后以不同方式冷却至室温,水冷方式的冷却速度不低于 1 000 ℃/min,空冷的冷却速度约为 15~20 ℃/min,而炉冷的冷却速率不高于 2 ℃/min。所有热处理过程均在 KSL-1200X 箱式电阻炉中进行,炉体中充进流动 Ar 气以避免样品氧化。时效处理过程为:首先将电阻炉加热至 600 ℃,然后将固溶态样品快速放进电阻炉内。热处理结束后,将样品用砂纸打磨后抛光,并采用 Kroll 溶液腐蚀以观察其微观组织,采用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)表征组织。此外,利用 X 射线粉末衍射(XRD)技术和选区电子衍射方法(SAED)分析合金的相组成,并使用 Crystallmaker 软件对形成的亚稳相进行模拟分析。合金相变过程采用差式扫描量热议(DSC-HX10)进行测试,加热速率为 10 ℃/min。合金的硬度通过显微维氏硬度计测试,载荷为 9.8 N,负载时间为

10 s, 每个样品测试 12 个点, 选择数据平均值作为样品硬度值。合金拉伸性能通过万能材料试验机在室温下测试得到, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 每种热处理工艺测试三个样品。

2 结果与讨论

2.1 固溶态组织

Ti-5321 合金 β 固溶后经不同方式冷却至室温后会形成不同类型的微观组织, 见图 1。合金固溶后水淬形成等轴 β 晶粒组织[图 1(a)], 晶粒直径约为 180 μm 。与水淬态合金相似, 合金固溶后空冷也形成等轴 β 晶粒组织[图 1(b)], 并具有相同的晶粒尺寸。与水淬工艺相比, 空冷过程冷却速率更低, 但是 β 晶粒的尺寸主要由固溶温度和固溶时间决定, 改变固溶冷却方式不会对 β 相晶粒尺寸产生影响。炉冷过程的冷却速率最低, 由于 β 相在低于相变点温度后处于不稳定状态, 容易发生分解, 合金在炉冷过程中有充足的冷却时间, α 相大量析出。图 1(c, d) 为 Ti-5321 合金固溶炉冷态组织, 可以看到合金形成了网篮组织。 β 相基体中存在大量板条状 α 相, α 相的厚度、长度、长径比和数量密度分别为 $(0.31 \pm 0.14) \mu\text{m}$, $(17.3 \pm 3) \mu\text{m}$, 55.8 和 $(3 \pm 1) \text{laths}/\mu\text{m}^2$ 。

利用 XRD 技术分析 Ti-5321 合金固溶后经不同方式冷却至室温的相组成, 如图 2 所示。XRD 结果显示水淬态合金中只存在 β 相, 这说明合金 β 固溶后水淬可以将亚稳 β 相保留至室温不发生分解, 没有 α 相形成。与水淬态合金类似, 空冷态合金的 XRD 结果中也只显示 β 相存在, 没有 α 相形成。只有炉冷态合金中存在大量 α 相的衍射峰, 这与微观组织观察结果一致, 均说明炉冷过程中 α 相已经大量形成。值得注意的是, 与水淬态合金相比, 空冷态合金的衍射峰发生明显宽化, 说明其 β 相的内部缺陷数量比水淬态合金多。经前期研究发现, 水淬态合金中存在 O' 相和 ω 胚胎结构, 为了确定空冷态合金中的亚稳相形成, 采用 SAED 技术对空冷态合金组织进行分析, 其结果如图 3 所示。在沿 $[110]_{\beta}$ 方向的衍射花样中, 除了 β 相基体外, 还存在 ω 和 O' 相的衍射斑点, 说明在空冷态合金中同时形成了 ω 和 O' 两种亚稳相。 O' 相的衍射斑点位于 $1/2(1\bar{1}2)_{\beta}$ 处, 而在 $1/3$ 和 $2/3(1\bar{1}2)_{\beta}$ 处也存在来自 ω 相的衍射斑。通过分析透射斑点与 $(1\bar{1}2)_{\beta}$ 斑点之间的衍射强度, 可以清晰地检测到 ω 和 O' 相的衍射强度分布, 如图 3(b) 所示。

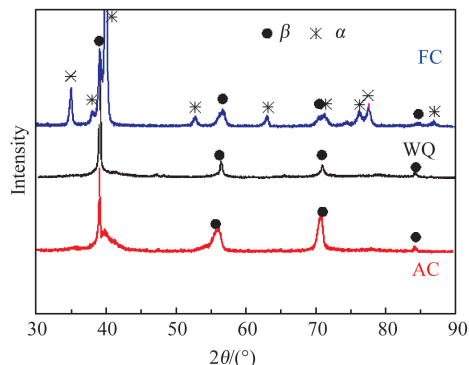


图 2 Ti-5321 合金 β 固溶后以不同方式冷却后的 XRD 谱图

Fig. 2 XRD spectra of the Ti-5321 alloy after β solution followed by different cooling ways

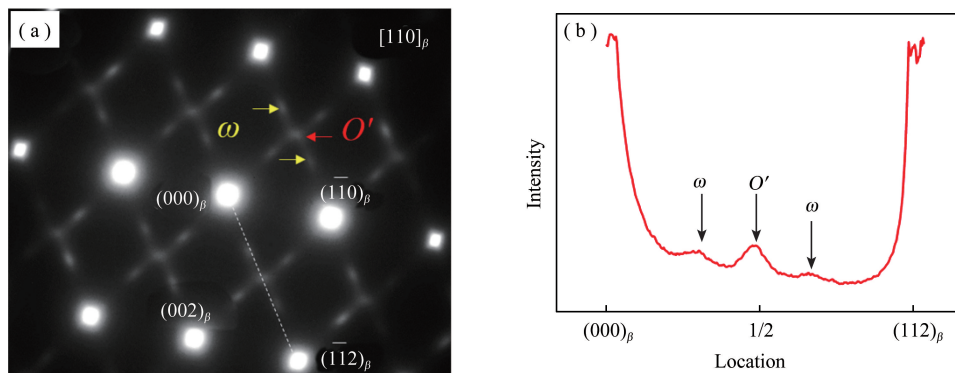


图 3 固溶空冷态合金 (a) 沿 $[110]_{\beta}$ 方向的 SAED 斑点以及 (b) 沿虚线的衍射强度分布

Fig. 3 (a) SAED pattern of the air-cooled alloy along $[110]_{\beta}$ direction and (b) the diffraction intensity recorded along the dash line

ω 相钛合金是一种常见的亚稳相, 具有密排六方晶体结构, 属于 $P6/mmm$ 空间点阵, 其特点是硬、

脆^[25-27]。当合金中 ω 相含量较高时,合金表现为强度高、塑性差。根据其形成过程不同,可分为无热 ω 相和等温 ω 相。无热 ω 相在淬火过程中形成,其形成机制为切变机制,等温 ω 相形成于低温加热过程中,通过晶格切变和元素扩散混合机制形成。在 $\beta \rightarrow \omega$ 相变过程中, $\{111\}_\beta$ 面上的原子沿 $[111]_\beta$ 方向塌陷,如图4(a)所示,B层原子与C层原子均塌陷 $1/6 d_{\{111\}_\beta}$ 距离,组成B'原子面,A原子面上的原子位置保持不动,形成六方晶格结构。为了区分 ω 相斑点的位置,利用Crystallmaker软件构建 ω 相晶格,并对 ω 相的衍射斑点进行模拟,见图4(b~d)。图4(d)中 ω 相衍射斑点的位置位于 $1/3$ 和 $2/3(1\bar{1}2)_\beta$ 位置处,这与图3中的透射电镜观察结果完全一致。 ω 相一共有四种变体,红色斑点与绿色斑点分别对应不同 ω 相变体。 O' 相是通过 $\{110\}[110]_\beta$ 的shuffle机制形成^[28, 29],其可以在冷却过程中形成,也可以在低温时效阶段形成,形成过程中原子迁移方式如图5(a)所示。每两层 $\{110\}_\beta$ 原子面中一层原子保持原位置不动,另一层原子沿 $[110]_\beta$ 方向迁移距离 y , y 的大小主要取决于合金 β 相的化学成分。对 O' 相的模拟衍射花样如图5(b~d)所示, O' 相共存在六种变体,不同颜色代表不同 O' 变体衍射斑点位置。图5(b)中为沿 $[111]_\beta$ 方向 O' 的衍射模拟结果,可以看到 O' 相斑点位于 $1/2(1\bar{1}2)_\beta$ 位置处,与图3(a)中红色箭头所指 O' 相衍射斑点位置完全重合,说明模拟结果与实验观察完全相符。

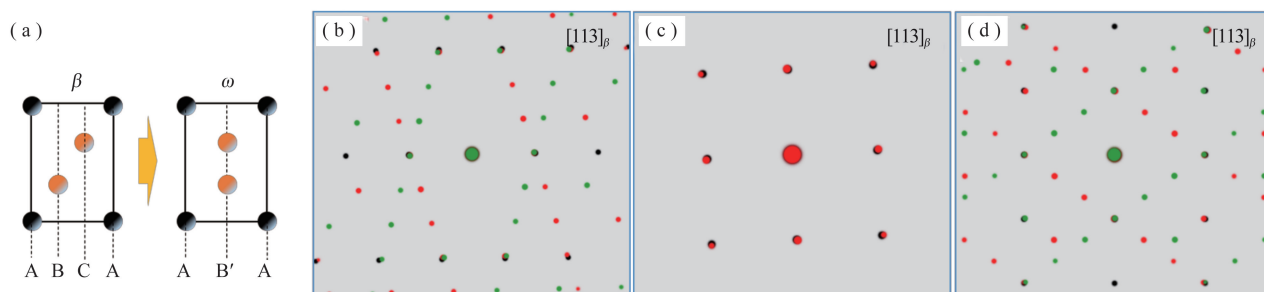


图4 钛合金中(a) ω 相晶格形成过程示意图以及沿(b) $[113]_\beta$ 、(c) $[001]_\beta$ 和(d) $[110]_\beta$ 方向衍射斑点模拟图

Fig. 4 (a) The schematic diagram showing the ω lattice construction, and simulated SAED patterns along (b) $[113]_\beta$, (c) $[001]_\beta$ and (d) $[110]_\beta$ directions

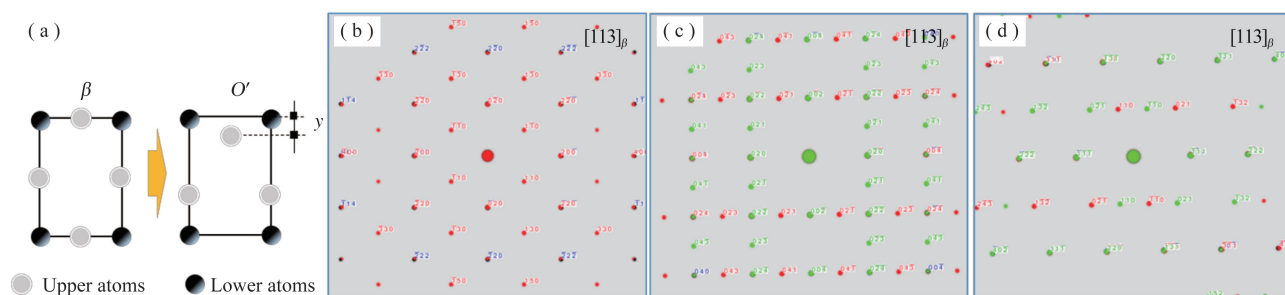


图5 钛合金中(a) O' 相晶格形成过程示意图以及沿(b) $[110]_\beta$; (c) $[001]_\beta$ 和(d) $[113]_\beta$ 方向衍射斑点模拟图

Fig. 5 (a) The schematic diagram showing the O' lattice construction, and simulated SAED patterns along (b) $[113]_\beta$, (c) $[001]_\beta$ and (d) $[110]_\beta$ directions

2.2 相变过程

在合金固溶后连续加热至时效温度的过程中,亚稳 β 相会发生分解,析出 α 相,然而钛合金相变过程十分复杂,不仅与合金稳定性密切相关,也受热处理工艺的影响。记录不同方式冷却的样品的DSC曲线,如图6所示。可以看出在加热过程中空冷态样品与水淬态样品均出现了放热反应,即发生了相变。对于空冷态合金而言,第一个放热反应温度区间为 $291 \sim 376^\circ\text{C}$,第二个放热反应温度区间是 $381 \sim 436^\circ\text{C}$ 。对于水淬态合金而言,第一个放热反应温度区间是 $284 \sim 357^\circ\text{C}$,第二个放热反应温度区间是 $360 \sim 455^\circ\text{C}$ 。炉冷态合金在连续升温过程中没有明显的放热反应出现,说明 α 相在炉冷过程中完全析出,再次加热不会产生相变。

经过前期研究可知,第一个放热过程是由于存在亚稳相析出,第二个放热过程是由 α 相析出产生的。Ti-5321合金在低温阶段会形成 O' 、 ω 和 O'' 三种亚稳相,而当 α 相形核时基体中只存在 O' 相, α 相通过 O' 相辅助形核机制析出^[21, 30]。虽然两种样品的相变顺序相同,但空冷态合金的亚稳相形成温度范围为85℃,而水淬态合金的亚稳相形成温度范围约为73℃,空冷态合金中亚稳相形成温度范围更宽。结合前面对空冷态样品和水淬态样品的组织观察,空冷态样品相组成为 $\beta + \omega$ 胚胎+ O' 相,水淬态样品相组成为 $\beta + \omega + O'$ 相,说明亚稳相在空冷态样品中更容易形成,析出驱动力更高。对于 α 相析出温度区间,空冷态合金中 α 相的形成温度范围为55℃,水淬态合金中 α 相的形成温度范围是95℃,空冷态合金中 α 相的形成温度范围明显更窄。这说明在空冷态合金中 α 相可以更快形成,证实了空冷态合金在低温阶段形成了更多亚稳相,为 α 相析出提供了更多形核质点,提高了 α 相形核率。

2.3 时效态组织

将固溶后的合金在600℃时效8h后的组织如图7所示,可以看出 α 相的析出特征受固溶冷却速率的影响十分显著,不同样品中 α 相的析出特征见表1。在水淬时效态样品中, α 相呈短棒状,长度为 $(0.52 \pm 0.08) \mu\text{m}$,宽度为 $(0.13 \pm 0.04) \mu\text{m}$, α 相长径比约为4.0,数量密度为 $(7.0 \pm 1) \text{ laths}/\mu\text{m}^2$ 。与水淬时效态样品不同,空冷时效态样品中 α 相尺寸更小,数量密度更高,虽然也呈短棒状,但其形貌特征不同于水淬时效态合金, α 相长度、宽度、长径比和数量密度分别为 $(0.34 \pm 0.1) \mu\text{m}$ 、 $(0.11 \pm 0.03) \mu\text{m}$ 、2.7和 $(10.0 \pm 2) \text{ laths}/\mu\text{m}^2$ 。炉冷时效态合金的组织与时效前的组织相似,呈粗大的板条状,说明炉冷态合金在时效过程中没有发生组织变化, α 相在炉冷过程中已经完全析出。

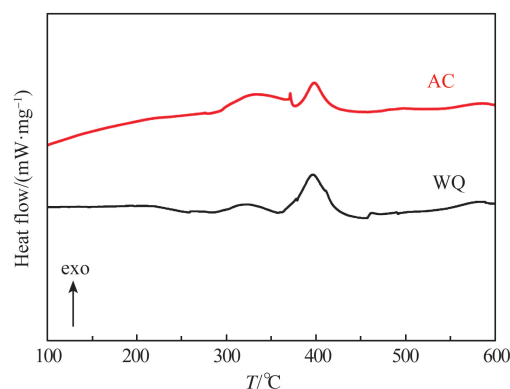


图6 合金固溶经不同方式冷却后
在以10℃/min加热过程中的DSC曲线

Fig. 6 DSC curves showing the phase transformations during heating at 10 °C/min in samples under different cooling ways

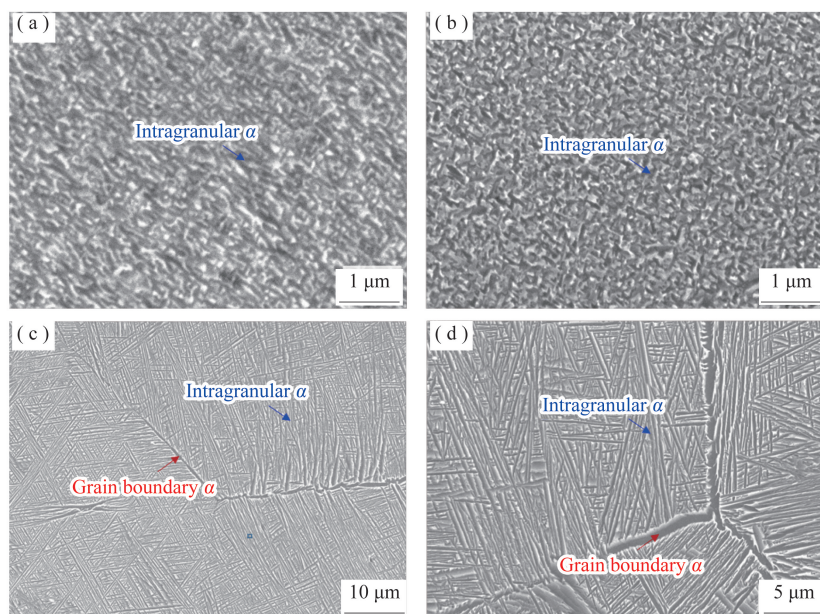


图7 Ti-5321合金 β 固溶以不同方式冷却后在600℃时效8h的微观组织(a)水淬;(b)空冷和(c,d)炉冷

Fig. 7 Microstructures of the Ti-5321 alloy after β solution followed by (a) water quenching, (b) air cooling and (c,d) furnace cooling plus aging at 600 °C for 8 h

表1 合金在 600 °C 时效 8 h 后 α 相的析出特征Table 1 The α features in the samples aged at 600 °C for 8 h

	Water quenched and aged sample	Air cooled and aged sample	Furnace cooled and aged sample
Length/ μm	0.52 ± 0.08	0.34 ± 0.1	20 ± 5
Thickness/ μm	0.13 ± 0.04	0.11 ± 0.03	0.35 ± 0.1
Aspect ratio	4.0	2.7	57.1
Number density/(laths $\cdot \mu\text{m}^{-2}$)	7.0 ± 1	10.0 ± 2	2.0 ± 1

2.4 α 相析出强化

均匀弥散分布的 α 相析出会产生强烈的析出强化效果,而 α 相的析出特征(形貌、尺寸、分布和数量密度)会导致析出强化效果显著不同。Ti-5321 在 900 °C 固溶后以不同方式冷却至室温,水淬态样品和空冷态样品的硬度相近(图 8),均为 (323 ± 3) HV,只有炉冷态样品的硬度较高,达到了 (376 ± 8) HV。板条状 α 相对合金产生了显著的析出强化。合金在 600 °C 时效后,其硬度变化情况与固溶冷却方式也有关。对于水淬态合金而言,时效后硬度提高了 69 HV,达到了 (389 ± 10) HV。空冷态合金时效后所能达到的析出强化效果更加明显,时效后硬度达到了 (442 ± 13) HV,硬度上升了约 120 HV。与上面两种合金不同,炉冷态合金时效后硬度几乎没有变化,再次证实了时效过程中没有 α 相析出。

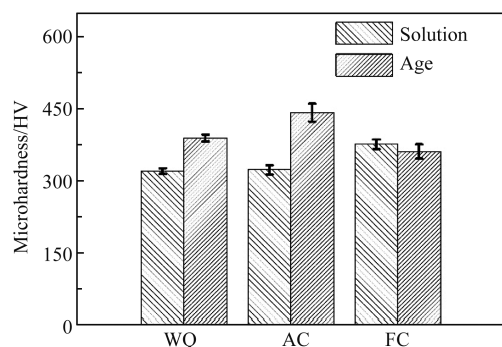


图8 合金固溶后经不同方式冷却并在 600 °C 时效前后的硬度

Fig. 8 Microhardness of the samples aged at 600 °C under different cooling conditions

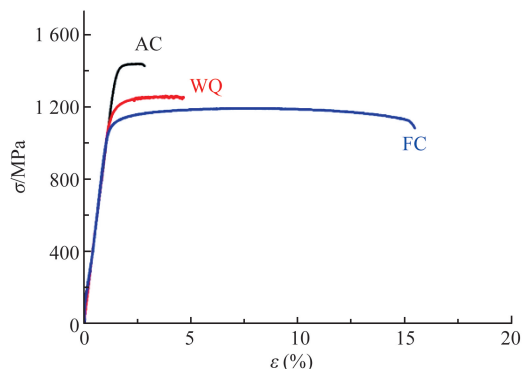


图9 合金固溶后经不同方式冷却在 600 °C 时效 8 h 后的拉伸曲线

Fig. 9 Engineering tensile curves of the samples aged at 600 °C for 8 h under different cooling conditions

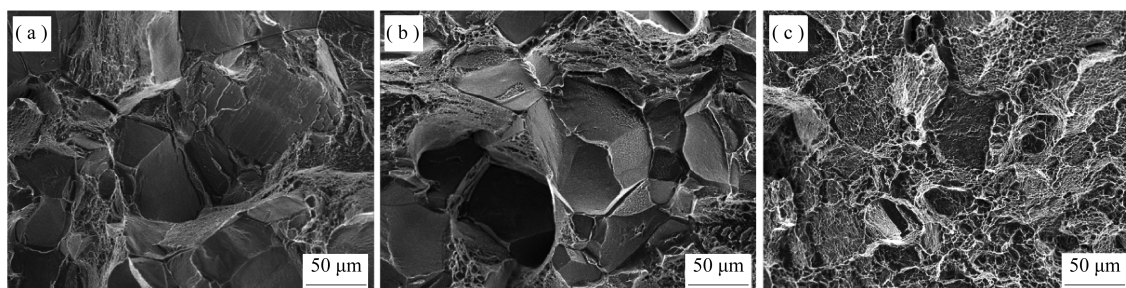


图10 Ti-5321 合金拉伸试样断口形貌 (a) 水淬时效态; (b) 空冷时效态以及 (c) 炉冷时效态

Fig. 10 Fractographs of Ti-5321 tensile specimens under (a) water quenching plus aging, (b) air cooling plus aging and (c) furnace cooling plus aging conditions

时效后合金的室温拉伸曲线如图 9 所示,可以看出空冷时效态合金的强度最高,其次是水淬时效态合金,而炉冷时效态合金的强度最低。空冷时效态合金的抗拉强度达到了 1 421 MPa,但塑性较差,延伸率仅为 3%。水淬时效态合金的抗拉强度为 1 220 MPa,延伸率为 4.5%。炉冷时效态合金的抗拉强度最低,为 1 156 MPa,但其塑性最高,延伸率达到了 15.5%。三种合金的拉伸断口形貌如图 10 所示,可以看出空冷时

效态合金与水淬时效态合金的拉伸断口形貌相似,断口表面出现大量解理面,并且在这些小平面周围分布着一些细小而浅的韧窝,这说明二者都是脆性和韧性混合断裂机制。值得注意的是空冷时效态合金断口表面的解理面数量更多,这也说明空冷时效态合金脆性更高,塑性更差,与拉伸性能结果相符合。炉冷时效态合金的断口表面没有解理面,均等地分布着大量韧窝,呈现典型的韧性断裂特征。

3 结论

以新型高强近 β 钛合金 Ti-5321 为实验材料,研究了固溶冷却方式对合金组织特征及力学性能的影响,得出以下几点结论:(1) Ti-5321 合金在 β 相区固溶后以不同方式冷却,形成不同类型组织。空冷或水淬后形成等轴 β 晶粒组织,而炉冷后形成网篮组织,在炉冷过程中 α 相完全析出,其形貌呈板条状。在空冷态合金 β 相基体中形成了 ω 和 O' 两种亚稳相。(2) 合金固溶后空冷或水淬至室温,在时效加热过程中相变顺序相同,在 α 相析出之前都会经历亚稳相转变过程;但是空冷态合金中亚稳相析出驱动力更高,数量更多,为 α 相析出提供更多形核位置,使 α 相可以在更短时间内全部析出。(3) 与固溶后水淬相比,合金固溶后空冷再时效可以得到更加细小的 α 相,从而获得更强的析出强化效果。当时效温度为 600 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金的拉伸强度可达到 1 421 MPa,延伸率为 3%。

参 考 文 献

- [1] 赵永庆,葛鹏,辛社伟. 近五年钛合金材料研发进展[J]. 中国材料进展, 2016, 35(7-8): 914-917.
- [2] 杨冬雨,付艳艳,惠松晓,等. 高强高韧钛合金研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2011, 35: 576-579.
- [3] BANERJEE S, MUKHOPADHYAY P, Phase transformations examples from titanium and zirconium alloy[M]. 2th ed, Elsevier, Oxford, 2010.
- [4] SUDHAGARA R S, JITHIN. V, GEETHA M, et al. Heat treatment of metastable beta titanium alloys[J]. Metal Heat Treatments, 2020, 5: 1-18.
- [5] DING C, LI X, ZHU H, et al. Microstructure evolution and phase transformation kinetics of low cost Ti-35421 titanium alloy during continuous heating[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 620-630.
- [6] RAFAEL P G, BRUNA C, FERNANDO W, et al. In situ analysis of the phase transformation kinetics in the β -water-quenched Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy during ageing after fast heating[J]. Quantum Beam Science, 2020, 4(12): 1-16.
- [7] NEJEZCHLEBOVA J, SEINE H, SEDLAK P, et al. On the complementarity between resistivity measurement and ultrasonic measurement for in-situ characterization of phase transitions in Ti-alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 762: 868-872.
- [8] ZHENG Y, WANG D, SHI R P, et al. 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.
- [9] NAG S, ZHENG Y, WILLIAMS R, et al. Non-classical homogeneous precipitation mediated by compositional fluctuations in titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2012, 60: 6247-6256.
- [10] PERE B V, REQUENA G, SCHWRZ S, et al. Influence of phase transformation kinetics on the formation of α in a β -quenched Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy[J]. Acta Materialia, 2015, 95: 90-101.
- [11] ZHENG Y, ROBERT E A W, JOHN M S, et al. 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.
- [12] ZHENG Y, STOICHKO A, FENG Q, et al. Shuffle-induce modulate structure and heating-induce ordering in the metastable β -titanium alloy, Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. Scripta Materialia, 2020, 176: 7-11.
- [13] PERE B V, GUILLERMO R, FERNANDO W, et al. Phase transformation kinetics during continuous heating of a β -quenched Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Journal of Materials Science, 2014, 50: 1412-1426.
- [14] MARIANA G M, BEATRIZ P D, RUBENS C, et al. Influence of heating rate and aging temperature on omega and alpha phase precipitation in Ti-35Nb alloy[J]. Materials Characterization, 2018, 145: 268-276.
- [15] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, MATVIYCHUK Y V, et al. A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 457: 296-309.

- [16] WANG C H, LIU M, HU P F, et al. The effects of α'' and ω phases on the superelasticity and shape memory effect of binary Ti-Mo alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 720: 488-496.
- [17] ZHAO Q, SUN Q, XIN S, et al. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: a review on melting-forging process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 845(143260): 1-43.
- [18] SHI R, GAO Y, LI D, et al. Recent advances in the design of novel β -Titanium alloys using integrated theory, computer simulation and advanced characterization[J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 2100152: 1-26.
- [19] 赵永庆, 马朝利, 常辉, 等. 1200 MPa 级新型高强韧钛合金[J]. 中国材料进展, 2020, 39: 527-534.
- [20] REN L, XIAO W, CHANG H, et al. Microstructural tailoring and mechanical properties of a multi-alloyed near β titanium alloy Ti-5321 with various heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 711: 553-561.
- [21] SONG B, CHEN Y, XIAO W, et al. Formation of intermediate phases and their influences on the microstructure of high strength near- β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 793: 139886.
- [22] WANG H, ZHAO Y, ZHAO Q, et al. Microstructure evolution and fracture behavior of Ti-5Al-3Mo-3V-2Zr-2Cr-1Nb-1Fe alloy during BASCA heat treatments[J]. Materials Characterization, 2021, 174: 110975.
- [23] WU C, ZHAO Q, ZHAO Y, et al. Effect of cooling rate on α variant selection and microstructure evolution in a near β Ti-5321[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 841: 155728.
- [24] WU C, ZHAO Y, HUANG S, et al. New insights in the development of α phase during continuously heating in a β -quenched Ti-5321 alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 103: 29-33.
- [25] CHEN W, CAO S, KOU W, et al. Origin of the ductile-to-brittle transition of metastable β -titanium alloys: Self-hardening of ω -precipitates[J]. Acta Materialia, 2019, 19: 1359-6454.
- [26] CHEN W, CAO S, ZHANG J, et al. New insights into ω -embrittlement in high misfit metastable β -titanium alloys: Mechanically-driven ω -mediated amorphization[J]. Materials Design, 2021, 205: 109724.
- [27] WANG W, ZHANG X, MEI W, et al. Role of omega phase evolution in plastic deformation of twinning-induced plasticity β Ti-12V-2Fe-1Al alloy[J]. Materials Design, 2020, 186: 108282.
- [28] LIANG Q, WANG D, ZHENG Y, et al. Shuffle-nanodomain regulated strain glass transition in Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 415-424.
- [29] ZHENG Y, DIPANKAR B, HAMISH L F. A nano-scale instability in the β phase of dilute Ti-Mo alloys[J]. Scripta Materialia, 2016, 116: 131-134.
- [30] SONG B, XIAO W, FU Y, et al. Role of nanosized intermediate phases on α precipitation in a high-strength near β titanium alloy[J]. Materials Letters, 2020, 275: 128147.

(责任编辑:蒲锡鹏)