

Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 合金中次生 α 相对强度和塑性的影响

张浩宇¹, 王川^{1,2}, 刘丹¹, 程军³, 周舸¹, 陈立佳¹

(1. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 辽宁大学, 辽宁 沈阳 110036)

(3. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 利用 EBSD、扫描电镜和透射电镜观测时效处理后新型近 β 钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 的次生 α 相尺寸、形貌和分布, 对时效态合金进行室温拉伸试验, 研究次生 α 相对合金强度和塑性的影响。结果表明: 时效温度由 520 °C 升高至 560 °C, 晶内析出的 α_i 相尺寸变化不大但间距明显减小, 时效温度继续升高, α_i 相宽度和间距明显增大。时效时间由 4 h 延长至 8 h, α_i 相宽度增大但间距减小, 时效时间延长至 12 h, α_i 相无明显变化。建立次生 α 相与合金强度的关系式, 并计算次生 α 相对合金强度的影响项, 二者相吻合, 表明 α_i 相间距是影响该合金强度的主要因素。经 560 °C/8 h 时效处理后, α_i 相间距最窄, 抗拉强度最高为 1502 MPa。晶内和晶界析出的次生 α 相联合影响合金塑性。经 560 °C/8 h 时效处理后, 形成最小间距的 α_i 相和连续的 α_{GB} 相, 合金塑性最差。经过 680 °C/8 h 时效处理后, 形成沿晶界分布且向晶内平行生长的 α_{WGB} 相, 此外 α_{GB} 相不连续且 α_i 相间距最大, 合金塑性大幅度提高。

关键词: 近 β 钛合金; 次生 α 相; 强度; 塑性

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2137-07

钛合金具有密度低、抗腐蚀性优和无磁性等诸多优点, 在航空、航天、轨道交通和海洋工程等各个领域都有广泛的应用前景^[1]。比强度最高的近 β 钛合金是制作航空航天器构件的理想材料之一, 例如, TB8 合金被用来制作飞机的发动机舱罩; Ti-15-3 合金被用来制作人造卫星的舱体球壳^[2,3]。为了追求航空航天飞行器减重、降耗和提高安全性等目的, 需要近 β 钛合金不断向高强度、高塑性的高性能方向发展。

第二相强化是近 β 钛合金的主要强化机制。 α 相作为该类合金最主要的第二相, 与 β 基体之间形成的 α/β 界面有效地阻碍位错运动, 从而大幅度提高合金的强度, 同时 α 相的尺寸、形貌及其在 β 晶粒内和晶界的分布都对合金塑性产生影响^[4-6]。在工业生产过程中, 主要通过热处理来实现对 α 相的调控。因此, 相关研究大多集中于热处理对 α 相演变及力学性能变化的影响开展研究工作。王文婷等^[7]发现时效温度高于 400 °C 时 Ti1023 合金和 Ti5553 合金的强度主要由次生 α 相决定。Zhang 等^[8]对 TC21-5V 合金进行了 820 °C/0.5 h 固溶处理及 500 °C/6 h 时效处理, 获得了特别细小的次生 α 相, 使合金的

强度大幅度提高。Wu 等^[9,10]通过固溶处理改变 Ti55531 合金初生 α 相的尺寸和形貌, 并发现这对后续的时效处理中次生 α 相的间距和宽度产生明显影响, 且经 620 °C/10 h 时效处理后, 合金的强塑性匹配最佳。杨柳等^[11]对 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金进行不同温度和时间的时效处理后发现, 晶界析出的次生 α 相分布和数量主要影响合金塑性。可见, 相对于初生 α 相, 次生 α 相对近 β 钛合金的强度和塑性具有更重要的影响。

Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 合金是一种新型的近 β 钛合金, 该合金基于 d-电子理论和 Mo 当量准则设计, 具备作为高强钛合金的潜力。然而, 次生 α 相对该合金强度和塑性的影响仍有待明确。为此, 本研究通过对该合金进行不同温度和时间的时效处理, 获得不同形貌、尺寸和间距的次生 α 相, 并对拥有不同组织特征次生 α 相的合金进行室温拉伸性能测试, 计算次生 α 相对合金强度的影响项, 建立次生 α 相与合金强度的关系式, 分析次生 α 相对该合金的强化机制以及对该合金塑性的影响。本研究工作以期为该合金在工业应用过程中力学性能的优化提供参考, 并有助于丰富高强近 β 钛合金的强化机制理论。

收稿日期: 2021-06-10

基金项目: 国家自然科学基金(51901193); 辽宁省教育厅青年科技人才“育苗”项目(LQGD2020012); 陕西省重点研发计划(2020GY-251)

作者简介: 张浩宇, 男, 1987 年生, 博士, 副教授, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: zhanghaoyu@sut.edu.cn

1 实验

选取 Mo、V 和 Fe 元素作为 β 稳定元素，添加 α 稳定元素 Al 来降低 β 相稳定性，添加中性元素 Zr 来提高的固溶强化效果。基于 d-电子理论 \overline{Bo} 和 \overline{Md} 值和 Mo 当量的计算公式^[12,13]，通过改变各合金元素的添加量来优化 \overline{Bo} 和 \overline{Md} 值和 Mo 当量。最终，确定本合金成分为，Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr(质量分数，%)。本合金的 \overline{Bo} 值为 2.7823、 \overline{Md} 值为 2.3765，与 TB2、TB6 等商用牌号的高强近 β 钛合金接近^[14]。本合金的 Mo 当量为 12.15，属于高强钛合金 8~14 的 Mo 当量区间^[13]。

采用海绵钛、Mo-Al 合金、V-Al 合金、纯 Fe 和海绵锆作为原料，通过 2 次真空自耗熔炼，获得合金铸锭。利用金相法测得该合金的 α/β 转变温度为 $(855 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。对合金铸锭进行 β 相区锻造，获得合金板材，锻造后立即放置于预热至 870°C 的热处理炉中保温 30 min，保温结束后立即水淬，以获得全部为 β 相的组织。在合金板材上切取多组试样后，对试样分别进行温度为 $520 \sim 680^\circ\text{C}$ 且时间为 $4 \sim 12\text{ h}$ 的时效处理，以获得具有不同尺寸、形貌和分布的次生 α 相，具体时效工艺参数如表 1 所示。

利用 XRD-7000 型 X 射线衍射仪分析时效处理前合金的相组成。对时效处理前后的试样进行机械抛光后进行电解抛光处理，电解介质为 6% 的高氯酸、35% 的正丁醇和 59% 的甲醇。利用配置 Nordlys Nano 型 EBSD 探测器的 ZEISS GeminiSEM300 型扫描电子显微镜对电解抛光后试样的组织进行 EBSD 和 BSE 分析。在时效处理后的试样中切取厚度为 0.5 mm 的薄片并将厚度打磨至 $50\ \mu\text{m}$ 后，利用 TenuPol-5 型双喷减薄仪进行减薄，双喷减薄介质与电解抛光介质相同，以制备用于透射电子显微镜观察的样品。利用 JEM-2100 型透射电子显微镜进一步观察次生 α 相。利用 MTS Landmark 370.10 型电液伺服万能试验机对时效处理前后的合金进行室温拉

伸试验，拉伸试样尺寸如图 1 所示，应变速率为 0.0025 s^{-1} ，测得时效处理前后合金的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率，其中每个时效处理工艺测试 3 根试样并对实验数据取平均值以保证结果准确性。

2 实验结果

2.1 次生 α 相析出前的合金组织

为了尽量消除初生 α 相、 β 晶粒形貌和孪晶等因素对次生 α 相析出的影响，需保证次生 α 相析出前合金组织全部为等轴 β 晶粒组成。于是，在时效处理之前，对合金进行 β 相区锻造并在 β 相区保温后水淬。获得的锻态合金组织如图 2 所示，锻态合金的 XRD 图谱如图 3 所示。可见，合金组织由尺寸约 $160\ \mu\text{m}$ 的等轴 β 晶粒

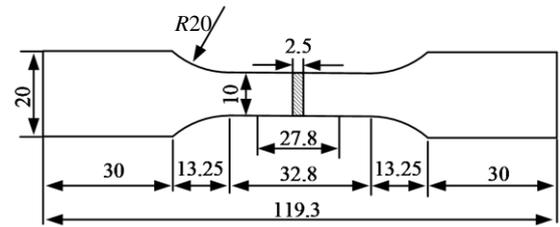


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Size of tensile sample (mm)

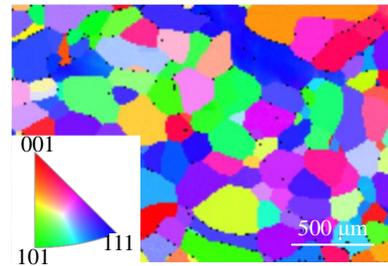


图 2 次生 α 相析出前组织的 EBSD 照片

Fig.2 EBSD image of the microstructure without precipitation of secondary α phase

表 1 时效处理的温度和时间

Table 1 Temperatures and time for aging treatment

| Sample No. | Aging temperature/ $^\circ\text{C}$ | Aging time/h |
|------------|-------------------------------------|--------------|
| AT0 | - | - |
| AT1 | 520 | 8 |
| AT2 | 560 | 8 |
| AT3 | 600 | 4 |
| AT4 | 600 | 8 |
| AT5 | 600 | 12 |
| AT6 | 640 | 8 |
| AT7 | 680 | 8 |

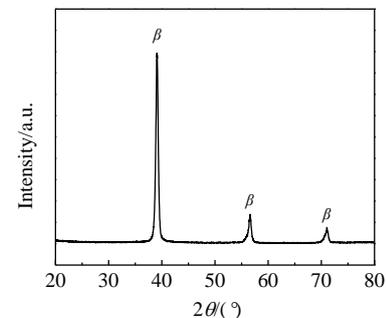


图 3 次生 α 相析出前合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of the alloy without precipitation of secondary α phase

组成, 在晶内和晶界均未发现初生 α 相、孪晶等存在, XRD 结果再次证明合金组织全部为 β 相。

2.2 时效析出的次生 α 相

图 4 和图 5 分别为不同时效温度和不同时效时间下析出的次生 α 相在 β 晶粒内和 β 晶界的 SEM 照片。

由图 4 可见, 在 β 晶粒内, 经过时效处理后析出了针状的晶内 α 相 (intragranular α phase, α_i 相)。对于近 β 钛合金, 相变驱动力主导了次生 α 相的析出^[15]。当时效温度为较低的 520 °C 时, 不足以驱动大量的 α_i 相析出, 析出的 α_i 相宽度较小、数量较少且间距较大。当时效温度升高至 560 °C 时, 析出的 α_i 相数量明显增多且间距最窄。随着时效温度升高至 600 °C 及以上, 过冷度降低导致 α_i 相形核速率降低, 同时却为已析出 α_i 相的长大提供了更大的驱动力, 导致 α_i 相数量减少且发生粗化。由于 Mo、V 和 Fe 等 β 稳定元素在 α 相中固溶度较低, α_i 相的析出将导致其周围基体形成 β 稳定元素的富集区, 该区域 β 相稳定性较高而难以发生析出。随着 α_i 相的粗化, 该区域范围变大, 导致 α_i 相间距增大。特别是, 当时效

温度达到 640 和 680 °C 时, α_i 相发生明显粗化且间距明显增大。对比图 4c 与图 5 可知, 当时效时间为较短的 4 h 时, α_i 相未充分析出, 其数量较少且间距较大; 当时效时间延长至 8 h 时, α_i 相大量析出导致其间距变小, 但同时其宽度增大; 继续延长时效时间至 12 h, α_i 相宽度和间距未发生明显增大。

在 β 晶界, 温度为最小的 520 °C (图 4a) 和时间为最短的 4 h (图 5a) 的时效处理后均形成了连续且较宽的晶界 α 相 (grain boundary α phase, α_{GB} 相)。这是由于 β 晶界处存在大量缺陷, 导致 α_{GB} 相优先在此形核并长大。随着时效温度升高至 560 °C, α_{GB} 相宽度减小。当时效温度升高至 600 °C 时, α_{GB} 相开始出现少量的不连续区域。当时效温度升高至 640 °C 时, α_{GB} 相形貌完全不连续 (图 4d)。当时效温度达到 680 °C 时, 沿 α_{GB} 相形成了平行分布且向晶内生长的 α_{WGB} 相 (图 4e)。很多近 β 钛合金经过较高温度的时效处理后都形成了类似的组织, 例如, 文献[16]报道经过 700 °C 时效处理后的 Ti-7333 合金中出现了 α_{WGB} 相。

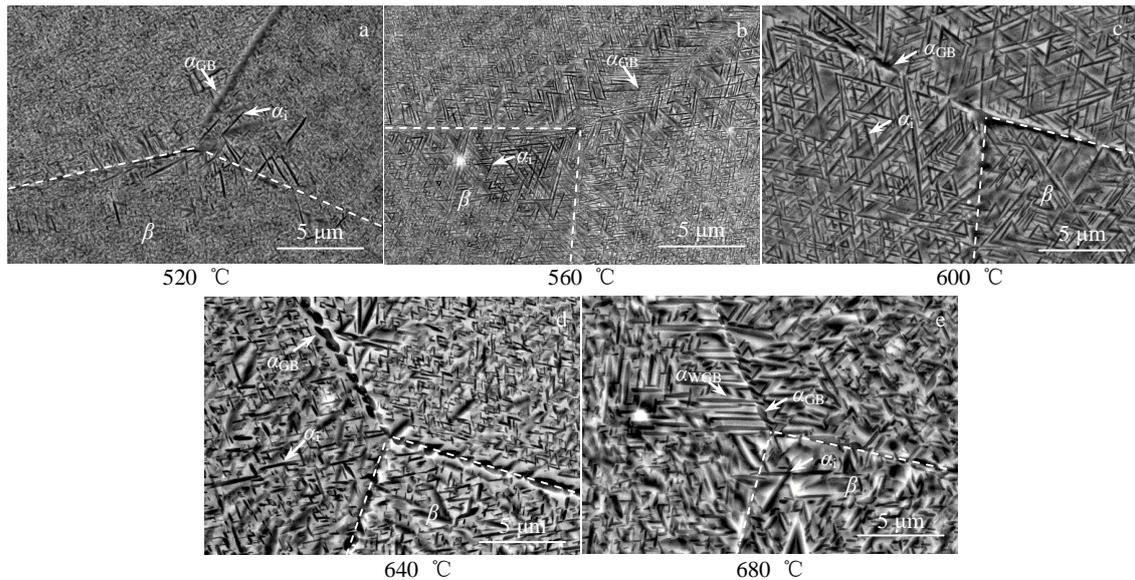


图 4 不同温度下时效处理 8 h 后析出的次生 α 相的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of secondary α phase precipitated after aging at different temperatures for 8 h

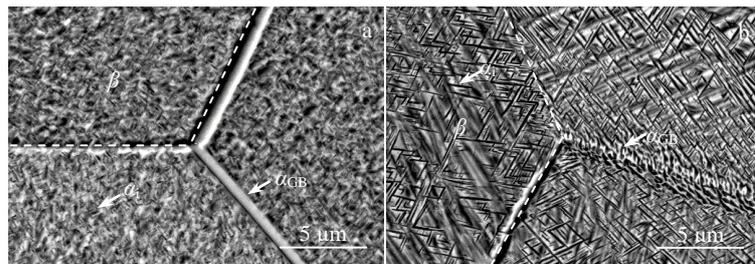


图 5 600 °C 不同时间下时效处理后析出的次生 α 相的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of secondary α phase precipitated at 600 °C after aging for 4 h (a) and 12 h (b)

利用 TEM 进一步观察 α_i 相, 如图 6 所示, 对 α_i 相的宽度和间距分别取样 50 个并计算平均值, 得到不同时效工艺下 α_i 相的平均宽度 w_α 和平均间距 λ_α 如表 2 所示。

当时效温度小于 600 °C 时, 析出的 α_i 相宽度变化不大, 但间距随时效温度升高而明显减小; 当时效温度达到 600 °C 并继续升高时, α_i 相宽度和间距均明显增大。当时效时间不超过 8 h 时, 随时效时间延长, α_i 相宽度增大且间距减小; 当时效时间超过 8 h 时, α_i 相变化不大。TEM 下观察到的 α_i 相演变趋势与 SEM 下的观察结果相吻合。

2.3 合金的强度和塑性

对时效处理前后的试样进行室温拉伸试验, 测得合金的工程应力-应变曲线如图 7 所示, 测得的屈服强度 (σ_s)、抗拉强度 (σ_b)、断后伸长率 (δ) 和强塑积 (P_{SP}), 如表 3 所示。在时效析出次生 α 相后, 合金的强度均大幅度提高。随着时效温度的升高, 合金强度先增大后减小, 塑性的变化趋势则相反。时效时间由 4 h 增至 8 h 时, 合

金强度显著提高, 但塑性变化并不明显。时效时间继续增加到 12 h 时, 合金的强度略有下降, 同时塑性仍未发生明显变化。其中, 经过 560 °C/8 h 时效处理的 AT2 试样强度最高 ($\sigma_b=1502$ MPa、 $\sigma_s=1398$ MPa); 经过 600 °C/8 h 时效处理的 AT4 试样的强塑积相对最高, 为 8.54 GPa%, 说明其强塑性匹配相对最佳。可见, 次生 α 相的析出对合金的强度和塑性均具有显著影响。

表 2 α_i 相的平均宽度 w_α 和平均间距 λ_α

Table 2 Average width (w_α) and average spacing length (λ_α) of α_i

| Sample | w_α /nm | λ_α /nm |
|-------------------|----------------|----------------------|
| AT1 (520 °C/8 h) | 58 | 310 |
| AT2 (560 °C/8 h) | 62 | 71 |
| AT3 (600 °C/4 h) | 56 | 224 |
| AT4 (600 °C/8 h) | 98 | 101 |
| AT5 (600 °C/12 h) | 101 | 143 |
| AT6 (640 °C/8 h) | 158 | 326 |
| AT7 (680 °C/8 h) | 296 | 434 |

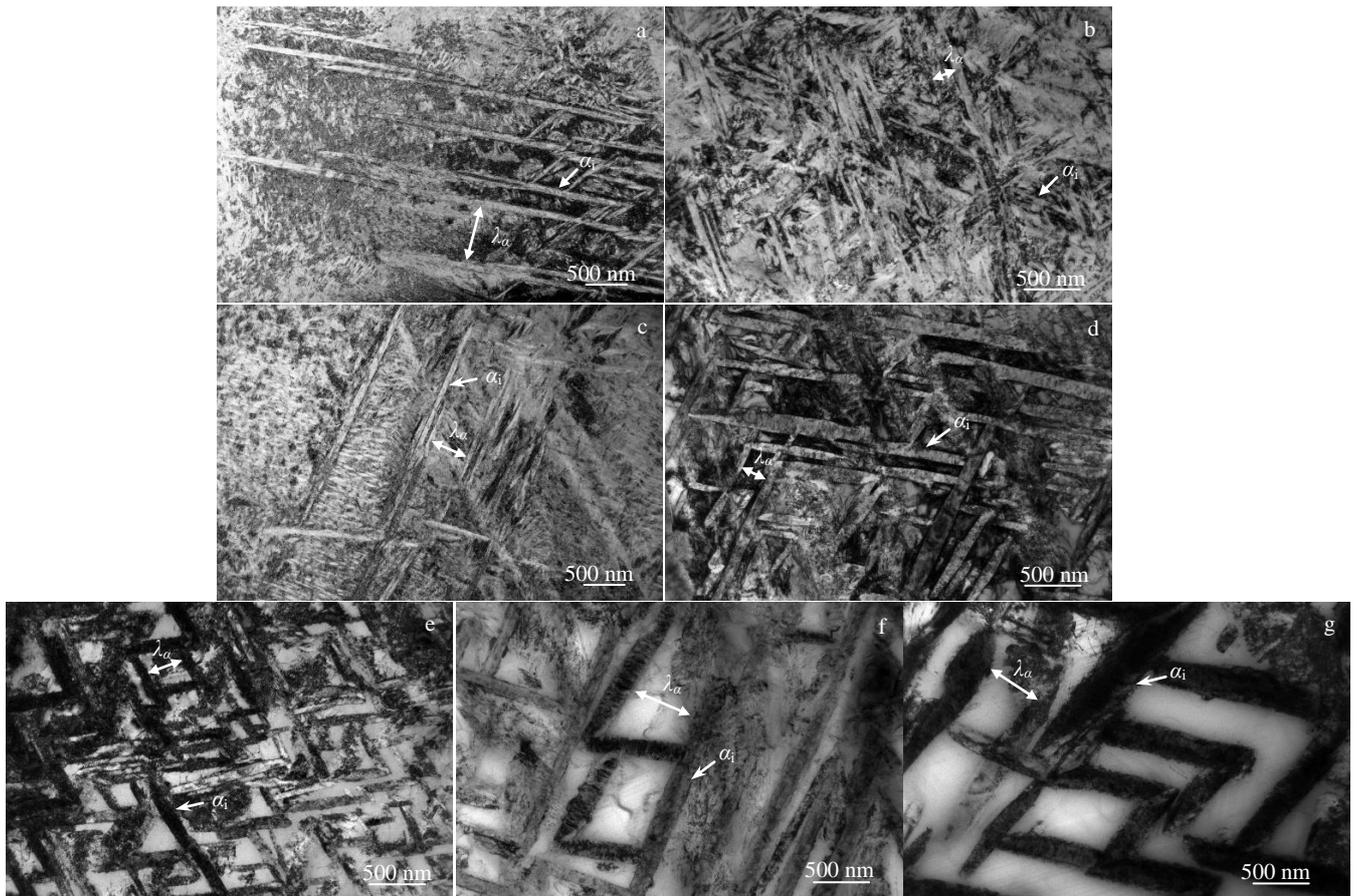


图 6 时效析出次生 α 相的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of secondary α phase precipitated after aging: (a) 520 °C/8 h; (b) 560 °C/8 h; (c) 600 °C/4 h; (d) 600 °C/8 h; (e) 600 °C/12 h; (f) 640 °C/8 h; (g) 680 °C/8 h

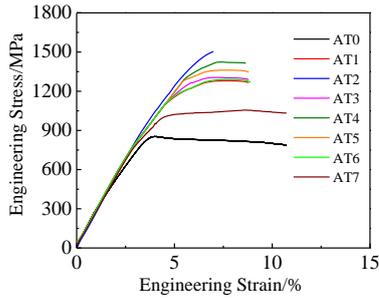


图 7 室温拉伸试验后合金的工程应力-应变曲线

Fig.7 Engineering stress-strain curves of the alloys after tensile test at room temperature

表 3 合金的屈服强度、抗拉强度、断后伸长率和强塑积

Table 3 Yield strength, ultimate tensile strength, elongation, and product of strength and plasticity of the alloys

| Sample | σ_s /MPa | st.dev | σ_b /MPa | st.dev | δ /% | st.dev | P_{sp} /GPa% |
|--------------------|-----------------|--------|-----------------|--------|-------------|--------|----------------|
| AT0 (before aging) | 744 | 6.9 | 851 | 7.8 | 8.9 | 0.9 | 7.57 |
| AT1 (520 °C/8 h) | 1174 | 7.8 | 1282 | 8.3 | 6.1 | 0.5 | 7.82 |
| AT2 (560 °C/8 h) | 1398 | 9.0 | 1502 | 9.6 | 3.6 | 0.2 | 5.41 |
| AT3 (600 °C/4 h) | 1218 | 8.7 | 1305 | 7.7 | 6.1 | 0.2 | 7.96 |
| AT4 (600 °C/8 h) | 1325 | 7.7 | 1423 | 8.4 | 6.0 | 0.2 | 8.54 |
| AT5 (600 °C/12 h) | 1269 | 7.5 | 1368 | 9.3 | 6.2 | 0.3 | 8.48 |
| AT6 (640 °C/8 h) | 1155 | 7.0 | 1294 | 8.2 | 6.4 | 0.6 | 8.28 |
| AT7 (680 °C/8 h) | 976 | 6.5 | 1056 | 7.2 | 8.0 | 0.8 | 8.44 |

响项 σ_c 、固溶强化影响项 σ_{ss} 和 β 晶界强化影响项 σ_{gb} 的总和可由次生 α 相析出前合金屈服强度测得, 则公式(2)如下:

$$\sigma_s = \sigma_{s,AT0} + \sigma_{s\alpha} \quad (2)$$

由表 3 可知, $\sigma_{s,AT0}$ 为 744 MPa, 通过式(2)计算的次生 α 相对强度的影响项 $\sigma_{s\alpha}$ 如表 4 所示。

不同时效工艺下析出的次生 α 相的差异主要表现在其宽度和间距上。因此, 次生 α 相对强度的影响与建立 α_i 相的平均宽(w_α)和平均间距(λ_α)项 $\sigma_{s\alpha}$ 之间的关系如图 8 所示。由图 8 可知, $\sigma_{s\alpha}$ 与 w_α 之间并无明显的线性关系,

表 4 次生 α 相对强度的影响项

Table 4 Values of strength change induced by secondary α phase

| Sample | σ_s /MPa | $\sigma_{s\alpha}$ /MPa |
|-------------------|-----------------|-------------------------|
| AT1 (520 °C/8 h) | 1174 | 430 |
| AT2 (560 °C/8 h) | 1398 | 654 |
| AT3 (600 °C/4 h) | 1218 | 474 |
| AT4 (600 °C/8 h) | 1325 | 581 |
| AT5 (600 °C/12 h) | 1269 | 525 |
| AT6 (640 °C/8 h) | 1155 | 411 |
| AT7 (680 °C/8 h) | 976 | 232 |

3 讨论

近 β 钛合金的强化主要包括以下几个方面: 合金元素固溶于 β 相中形成的固溶强化; β 晶界强化; 初生 α 相与 β 基体形成的界面强化; 次生 α 相引发的沉淀强化^[17]。本试验中不存在初生 α 相, 则合金的屈服强度可用下式来描述:

$$\sigma_s = \sigma_c + \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + \sigma_{s\alpha} \quad (1)$$

式中, σ_c 为单晶摩擦应力影响项, MPa; σ_{ss} 为固溶强化影响项, MPa; σ_{gb} 为 β 晶界强化影响项, MPa; $\sigma_{s\alpha}$ 为次生 α 相对强度的影响项, MPa。其中, 单晶摩擦应力影

而 $\sigma_{s\alpha}$ 随 λ_α 发生单调变化, 可推测 α_i 相平均间距是影响合金强度的关键因素。下面进一步分析 α_i 相的强化机制。

在变形过程中, 位错首先开动于 β 基体, 由于 α_i/β

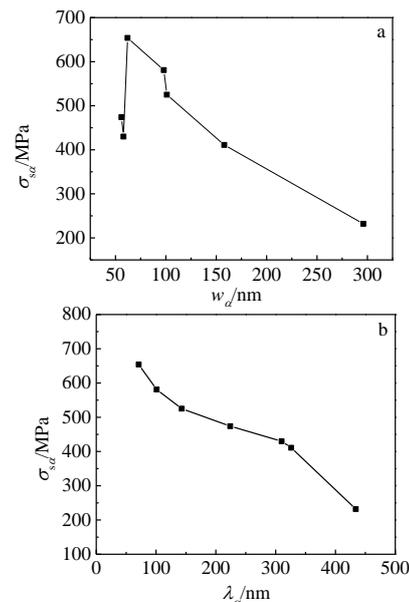


图 8 $\sigma_{s\alpha}$ 与 w_α 之间的关系及 $\sigma_{s\alpha}$ 与 λ_α 之间的关系

Fig.8 Dependence of $\sigma_{s\alpha}$ on w_α (a); dependence of $\sigma_{s\alpha}$ on λ_α (b)

界面处存在严重的晶格失配，当位错运动至此界面处时被阻挡^[18]。随着越来越多的位错开动， α_i/β 界面处将形成位错塞积，使合金的强度提高。在此过程中， α_i 相平均间距的影响可分为以下 2 种情况：

(1) 位错塞积于 α_i/β 界面

图 9 为在 α_i 相之间位错运动示意图。当位错于 β 基体开动且方向垂直于 α_i/β 界面运动时，位错将塞积于 α_i/β 界面，其前缘的局部应力为 $N\tau b$ ，其中， N 为 α_i/β 界面堆积位错的数量； τ 为施加的应力； b 为合金的柏格斯矢量；与此同时，位错塞积前缘将承受一个对其产生排斥力的短程应力场 τ_* ，在平衡状态下有如下关系式^[17]：

$$N\tau b = \tau_* b \tag{3}$$

α_i/β 界面塞积位错的数量 N 如下式所示^[17]：

$$N = \frac{(1 - \nu) \pi \tau}{\mu b} \cdot \frac{\lambda_\alpha}{2} \tag{4}$$

式中， ν 为合金的泊松比， μ 为合金的剪切模量， λ_α 为 α_i 相的平均间距。

根据式(3)和式(4)，得到位错塞积于 α_i/β 界面对应的应力如下：

$$\tau = \left(\frac{2\mu b \tau_*}{(1 - \nu) \pi} \right)^{\frac{1}{2}} \lambda_\alpha^{-\frac{1}{2}} = k_1 \lambda_\alpha^{-\frac{1}{2}} \tag{5}$$

式中， k_1 为常数。

(2) 位错滑移平行于 α_i/β 界面

当位错的开动方向与 α_i/β 界面呈一定角度 θ 时，塞积位错的滑移方向将与 α_i/β 界面平行以协调变形的继续进行^[19]，如图 9 所示。于是，式(3)有如下形式：

$$N \cos \theta \tau b = \tau_* b \tag{6}$$

此时 τ_* 为位错沿 α_i/β 界面开动的临界应力。结合式(4)和式(6)，则有

$$\tau = \left(\frac{2\mu b \tau_*}{(1 - \nu) \cos \theta \pi} \right)^{\frac{1}{2}} \lambda_\alpha^{-\frac{1}{2}} = k_2 \lambda_\alpha^{-\frac{1}{2}} \tag{7}$$

式中， k_2 为常数。

由式(5)和式(7)可知，次生 α 相的强化效果与 α_i 相平均间距 λ_α 的 -0.5 次幂呈线性关系，这与图 6 所示的趋势相符。因此， α_i 相平均间距是影响时效析出后合金强度的主要因素，随着 α_i 相平均间距减小，合金强度提高。合金塑性不仅受晶内 α_i 相的影响而且受晶界处次生 α 相的影响。与时效析出前的组织对比，试样 AT1 和 AT3 晶界处都出现了连续的 α_{GB} 相。这种连续 α_{GB} 相的存在将导致变形过程中裂纹易于萌生于 β 晶界并沿连续的 α_{GB} 相扩展^[20]。因此，试样 AT1 和 AT3 的塑性均较低。试样 AT2 除存在连续 α_{GB} 相外，其 α_i 相间距最窄，约束了位错的有效滑移范围，导致其塑性最差。然而，试样

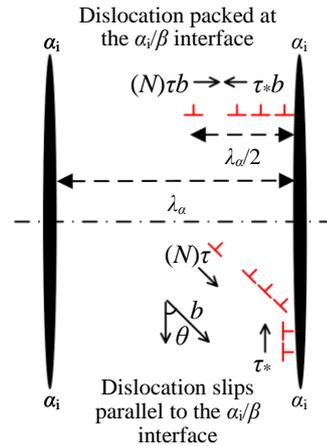


图 9 在 α_i 相之间位错运动示意图

Fig.9 Schematic illustration of dislocation movement in α_i phase spacing

AT4、AT5、AT6 的塑性有所提高。这是因为它们的 α_{GB} 相出现不连续区域，沿 β 晶界扩展的裂纹在穿过这些区域时需消耗大量的能量，降低了裂纹的扩展速率^[21]；此外， α_i 相间距增大，增加了位错的自由滑移距离。值得注意的是，试样 AT7 出现了沿晶界分布并向晶内平行生长的 α_{WGB} 相。 α_{WGB} 相的存在改变了 β 晶界处裂纹的扩展方向，对塑性具有积极影响^[22]。同时，试样 AT7 还拥有最大的 α_i 相间距。在大间距 α_i 相、不连续 α_{GB} 相和 α_{WGB} 相三者的联合影响下，试样 AT7 表现出相对最佳的塑性。

4 结 论

1) 经 560 °C/8 h 时效处理后，合金强度达到峰值，屈服强度为 1398 MPa，抗拉强度为 1502 MPa；经 600 °C/8 h 时效处理后，合金强塑性匹配相对最佳，强塑积为 8.54 GPa%。

2) 建立了次生 α 相与合金强度的关系式，与计算得到的次生 α 相对合金强度的影响趋势相吻合，证明了晶内 α_i 相间距是影响该合金强度的主要因素，合金强度随 α_i 相间距减小而增大。

3) 晶界处连续的 α_{GB} 相和晶内间距较小的 α_i 相导致合金塑性恶化；沿晶界分布且向晶内平行生长的 α_{WGB} 相、不连续的 α_{GB} 相和间距较大的 α_i 相，对合金塑性具有积极影响。

参考文献 References

[1] Huang Lujun(黄陆军), Geng Lin(耿林), Peng Huaxin(彭华新). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2019, 38(3): 214
 [2] Liu Quanming(刘全明), Zhang Chaohui(张朝晖), Liu Shifeng(刘世锋) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2015, 27(3): 1

- [3] Zhang Lijun(张利军), Xue Xiangyi(薛祥义), Chang Hui(常 辉). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2012, 31(8): 40
- [4] Ren L, Xiao W L, Chang H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 711: 553
- [5] Zhang H Y, Li X H, Lin L *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(12): 3812
- [6] Lu Z D, Zhang C J, Du Z X *et al. Rare Metals*[J], 2019, 38(4): 336
- [7] Wang Wenting(王文婷), Li Pei(李 沛), Kou Wenjuan(寇文娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1707
- [8] Zhang L G, Zhou J Y, Wang Z Y *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7: 026 541
- [9] Wu C, Zhan M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1144
- [10] Wu C, Zhan M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(5): 997
- [11] Yang Liu(杨 柳), Wang Ying(王 莹), Lin Chongzhi(林崇智) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 1936
- [12] Abdel-Hady M, Hinoshita K, Morinaga M. *Scripta Materials*[J], 2006, 55(5): 477
- [13] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650: 22
- [14] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Scripta Materials*[J], 2018, 145: 104
- [15] Zhang X, Kou H C, Li J S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 577: 516
- [16] Hua K, Zhang Y D, Kou H C *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 132: 307
- [17] Zhu W G, Lei J, Zhang Z X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 762: 138 086
- [18] Zhang H Y, Zhang Z P, Li Z Y *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7: 026 555
- [19] Scudino S, Liu G, Sakaliyska M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(15): 4529
- [20] Foltz J W, Welk B, Collins P C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(3): 645
- [21] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 682: 107
- [22] Zhang H Y, Wang C, Zhang S Q *et al. Materials*[J], 2018, 11: 2283

Effects of Secondary α Phase on Strength and Ductility of Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr Alloy

Zhang Haoyu¹, Wang Chuan^{1,2}, Liu Dan¹, Cheng Jun³, Zhou Ge¹, Chen Lijia¹

(1. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. Liaoning University, Shenyang 110036, China)

(3. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The size, morphology and distribution of the secondary α phase in the novel near β titanium alloy Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr were observed by EBSD, SEM and TEM. Tensile properties of aged alloys were measured at room temperature. Effects of secondary α phase on strength and ductility of alloy were studied. The results show that with the increase of aging temperature from 520 °C to 560 °C, the size of the intragranular α_i phase changes little but the spacing decreases. With further increase of aging temperature, the width and spacing of the α_i phase increase. As the increase of aging time from 4 h to 8 h, the width of the α_i phase increases but the spacing changes little. When the aging time is 12 h, there is no significant change in the α_i phase. A relationship equation between secondary α phase and alloy strength was established, which shows a good agreement with the calculated values of strength change induced by secondary α phase. It can be indicated that the spacing of the α_i phase determines the alloy strength. The spacing of α_i phase is the smallest and the ultimate tensile strength is the highest (1502 MPa) after aging at 560 °C for 8 h. The alloy ductility is affected by both intragranular α phase and grain boundaries α phase. The continuous α_{GB} phase and α_i phase with the smallest spacing form after aging at 560 °C for 8 h, resulting in poor alloy ductility. The α_{WGB} phase, which is distributed along the grain boundaries and grows parallel into the grains, as well as discontinuous α_{GB} phase and α_i phase with the largest spacing, form after aging at 680 °C for 8 h, resulting in significant improvement of alloy ductility.

Key words: near β titanium alloy; secondary α phase; strength; ductility

Corresponding author: Zhang Haoyu, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, E-mail: zhanghaoyu@sut.edu.cn