



# Ti1023 钛合金在时效过程中的组织演化和拉伸性能

马 权<sup>1</sup>, 郭爱红<sup>1</sup>, 周 廉<sup>2</sup>

(1. 宝鸡文理学院 机械工程学院, 宝鸡 721004;  
2. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072)

**摘 要:** 为了明确热处理时亚稳相的形成和演变对 Ti1023 钛合金最终组织和性能的影响, 将固溶态合金样品分别在 250 °C 和 350 °C 预时效 5 h, 再在 520 °C 最终时效 5 h。用 XRD、OM 和 TEM 研究样品的组织演变, 测试样品各阶段的拉伸性能, 分析热处理对合金组织和拉伸性能的影响。结果表明: 固溶空冷时形成了马氏体  $\alpha''$  相和无热  $\omega$  相; 250 °C 时效时产生了稠密的等温  $\omega$  相, 但在  $\beta$  基体中没有  $\alpha$  相形核。350 °C 时效时,  $\alpha$  相在基体中大量形核, 并形成大量细小的颗粒状  $\alpha$  相。由于  $\alpha$  相生长消耗  $\omega$  相, 350 °C 时效后,  $\omega$  相数量减少, 尺寸变小。 $\omega$  相使预时效样品的强度升高, 但是塑性降低甚至消失。固溶空冷时形成的  $\alpha''$  相, 在预时效时转变为针状  $\alpha$  相, 并最终生长为片层组织。在 250 °C 预时效的最终样品中  $\alpha$  相全部为片层组织, 其拉伸强度达到 1369 MPa, 而在 350 °C 预时效的最终样品中除了由  $\alpha''$  相转变而来的片层  $\alpha$  相, 还有在时效过程中析出的长宽比为 2:1 的短棒状  $\alpha$  相, 这种微观组织使合金的伸长率达到 8.5%。

**关键词:** Ti1023 钛合金;  $\alpha$  相形核; 力学性能; 组织演化

文章编号: 1004-0609(2019)-06-1219-07

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

Ti1023(Ti-10V-2Fe-3Al)钛合金是一种高可靠性、低成本的近  $\beta$  钛合金, 具有比强度高、断裂韧性好、各向异性小等诸多优点, 制造飞机起落架是其典型应用<sup>[1-3]</sup>。钛合金的力学性能与其微观组织紧密联系, 热处理能在不改变构件形状与尺寸的条件下改善合金力学性能。双重时效是近  $\beta$  钛合金的常用热处理工艺, 包含固溶淬火、预时效、最终时效 3 个阶段, 分别达到获得过饱和  $\beta$  相固溶体, 借助亚稳相和晶格缺陷促进  $\alpha$  相形核, 最后获得理想、稳定的  $\alpha+\beta$  两相组织。Ti1023 钛合金在淬火和低温时效过程中的相变比较复杂, 可能形成斜方马氏体  $\alpha''$  相、六方马氏体  $\alpha'$  相以及密排六方  $\omega$  相这 3 种过渡相。 $\alpha''$ 、 $\alpha'$  和  $\alpha$  相的形成与降温速率有关, 当降温速率由高到低变化时, 三者依次形成<sup>[4-6]</sup>。马氏体相转化包括形核和长大过程, 在最终样品中成为稳态  $\alpha$  相。Ti1023 钛合金在淬火和低温时效时都可以析出  $\omega$  相, 分别形成无热  $\omega$  相和等温  $\omega$  相。 $\omega$  相的形态与错配度有关, 低错配度时为椭球形, 高错配度时为立方形。 $\beta/\omega$  界面是  $\alpha$  相形核的有利位置, 大量  $\omega$  相可以促进  $\alpha$  相均匀形核, 形核后  $\alpha$  相将

继续向  $\omega$  相内生长, 使  $\omega$  相减少或消失。当然除  $\beta/\omega$  界面外, 晶界、晶体缺陷也能促进  $\alpha$  相形核<sup>[5-10]</sup>。明确合金在双重时效过程中的相变过程和亚稳相对最终组织形成的影响, 对规模化生产时合理选择热处理工艺具有重要的借鉴意义。

本文研究双重时效过程中 Ti1023 钛合金的微观组织演化, 及预时效温度对  $\alpha$  相形核,  $\omega$  相对拉伸力学性能和最终微观组织形貌对拉伸强度与塑性的影响。

## 1 实验

将锻态 Ti1023 合金切成边长为 10 mm 的立方体热处理样品, 合金的化学成分如表 1 所示。根据 Ti1023 钛合金的  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变温度  $(785\pm 5)^\circ\text{C}$ , 确定固溶处理 (Solid solution, SA) 制度为 840 °C、1 h, 空冷处理 (Air cooling, AC)。为了促进  $\alpha$  相形核, 并抑制其长大, 预时效制度定为  $(250^\circ\text{C}、5\text{ h, AC})$  和  $(350^\circ\text{C}、5\text{ h, AC})$ 。

基金项目: 陕西省自然科学基金资助项目(2018JM5142)

收稿日期: 2018-01-10; 修订日期: 2018-04-20

通信作者: 马 权, 副教授, 博士; 电话: 0917-3364295; E-mail: 3345883588@qq.com

表1 Ti1023 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti1023 alloy (mass fraction, %)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
2.93	10.24	2.01	0.02	0.01	0.005	0.05	Bal.

最终时效的目的是使 $\alpha$ 相充分析出,达到组织稳定并完全消除过渡相,所以最终时效热处理制度定为520℃、5h,炉冷(Furnace cooling, FC),热处理制度和对应的样品编号如表2所列。用Nikon MA100型倒置光学显微镜观察合金的金相组织,金相样品腐蚀剂的配比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:9$ ,拉伸力学性能测试在Instro-1185型拉伸机上按国标进行,样品的直径为5mm,标距为25mm。用D8 ADVANCE型X射线衍射仪(XRD)分析固溶、预时效及最终时效后样品中的相。用JEM-200CX型透射电镜(TEM)对热处理各阶段样品进行明场、暗场、以及选区电子衍射(SAED)分析,确定 $\omega$ 、 $\alpha''$ 等过渡相的形貌和分布。

表2 样品的热处理制度

Table 2 Heat treatment of specimens and corresponding

Sample No.	Heat treatment
1	840℃, 1h, AC
2	(840℃, 1h, AC)+(250℃, 5h, AC)
3	(840℃, 1h, AC)+(350℃, 5h, AC)
4	(840℃, 1h, AC)+(250℃, 5h, AC)+(520℃, 5h, FC)
5	(840℃, 1h, AC)+(350℃, 5h, AC)+(520℃, 5h, FC)

## 2 结果与分析

### 2.1 时效处理各阶段样品的拉伸力学性能

表3所列为时效处理各阶段的拉伸力学性能。由表3可以看出,固溶处理后样品(样品1)的拉伸强度( $R_m$ )和屈服强度( $R_{0.2}$ )分别为1189MPa和1077MPa,弹性模量( $E$ )为90GPa。在250℃(样品2)和350℃(样品3)时效5h后合金的 $R_m$ 和 $R_{0.2}$ 升高,但伸长率( $Z$ )和断面收缩率( $A$ )急剧下降,呈现脆性断裂。特别是样品2,其在拉伸试验时断成3截,塑性完全消失,样品3的 $Z$ 和 $A$ 也仅为3.5%和6.5%。与塑性相反,样品2的 $E$ 却达到119GPa。在520℃最终时效后样品4和5的 $R_m$ 分别达到1369MPa和1239MPa,塑性也大幅提高。

表3 不同时效制度样品的室温拉伸性能

Table 3 Ambient temperature tensile properties of specimens with different heat treatments

Sample No.	$R_m$ /MPa	$R_{0.2}$ /MPa	$Z$ /%	$A$ /%	$E$ /GPa
1	1189	1077	6.5	15.0	90
2	1250	1135	—	—	119
3	1210	1100	3.5	6.5	106
4	1369	1308	7.5	15.0	105
5	1239	1191	8.5	16.5	101

“—” represents complete brittle fracture, and tensile properties are not available.

### 2.2 时效处理过程中的组织演变

#### 2.2.1 时效处理各阶段样品组织的XRD分析

图1所示为样品1~4的XRD谱。样品1的XRD谱约在41.2°、53.5°和54.8°处存在 $\alpha''$ 相的特征衍射峰,表明经840℃、1h、AC处理后样品为 $\beta+\alpha''$ 组织。样品2的XRD谱显示在250℃预时效后, $\alpha''$ 相的衍射峰消失,但在51°、56°和66°附近出现了 $\omega$ 相的衍射峰,而且56°附近的 $\omega$ 相衍射的峰值很高,反映出在250℃预时效处理后样品中产生了大量的 $\omega$ 相。另外,衍射图在35.2°附近有 $\alpha$ 相的衍射峰,但强度很低,表明样品2中形成了少量 $\alpha$ 相,因此,250℃时效后,样品为 $\beta+\omega+\alpha$ 三相组织。样品3的XRD谱显示在350℃预时效后,与样品2相同,样品中 $\alpha''$ 相的衍射峰消失,但约在40.5°、53.5°等角度出现了更显著的 $\alpha$ 相衍射峰,表明合金中生成了一定数量的 $\alpha$ 相。文献[5]表明,固溶态Ti1023钛合金在350℃短时停留将形成大量 $\omega$ 相,但样品3的XRD谱中没有 $\omega$ 相的峰,这与 $\alpha$ 相的形核及生长有关,因为 $\alpha$ 相在 $\beta/\omega$ 界面形

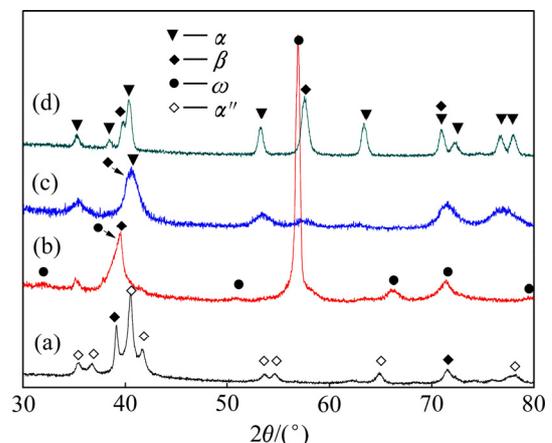


图1 Ti1023 钛合金样品的XRD谱

Fig. 1 XRD patterns of Ti1023 titanium alloy specimens: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

核后将向  $\omega$  相内生长, 从而消耗  $\omega$  相, 使其量减少, 甚至消失<sup>[3]</sup>, 以致不能形成衍射峰。样品 4 的 XRD 谱表明 Ti1023 合金在经过 520 °C、5 h 最终时效后样品中的  $\alpha$  相充分析出, 组织转变为  $\alpha+\beta$  两相稳定组织<sup>[12-14]</sup>。对比样品 1~4 的 XRD 谱, 可以看到随着时效温度的升高,  $\beta$  相在 38.5°附近的(110)衍射峰逐渐向高角度偏移, 说明  $\beta$  相的晶格常数略微减小, 这是时效消除了残余应力所引起的。一方面, XRD 不能检测出含量低于 5%的相; 另一方面, 材料的力学性能与各相的微观形态紧密联系, 所以还需要对热处理各阶段样品的显微组织形貌及其演变进行研究。

### 2.2.2 时效各阶段样品的 OM 组织

图 2(a)所示为固溶后样品 1 的显微组织, 可以看到固溶处理后在  $\beta$  相晶内存在大量的针状  $\alpha''$  相。由于固溶组织主要由  $\beta$  相和  $\alpha''$  相构成, 所以弹性模量  $E$  较低, 仅为 90 GPa<sup>[11]</sup>。图 2(b)所示为在 250 °C 预时效后样品 2 的组织, 可以看到在  $\beta$  相晶粒内形成了大量针状组织, 根据 XRD 的结果, 时效结束后  $\alpha''$  相消失, 这种针状相应该是由  $\alpha''$  相转化而成的  $\alpha$  相。图 2(c)所

示为在 350 °C 预时效后的样品 3 的显微组织, 与样品 2 相比较, 样品 3 中的针状  $\alpha$  相粗化。图 2(d)和(e)显示在 520 °C 最终时效之后样品 4 和 5 的显微组织主要由片层  $\alpha$  相构成, 但从图中不能分清两者的组织细节和差异。

### 2.2.3 时效各阶段样品的 TEM 分析及组织对力学性能的影响

图 3(a)所示为样品 1 中  $\alpha''$  相的 TEM 明场像, 图中显示固溶冷却后合金中形成了针状的  $\alpha''$  相。图 3(b)所示为基体  $\beta$  相和  $\omega$  相的 SAED 谱, 图中高亮的斑点为基体  $\beta$  相的衍射, 基体晶带轴为  $[113]_{\beta}$ 。在  $\{21\bar{1}\}_{\beta}$  衍射斑与中心斑之间接近 1/3, 2/3 处为  $\omega$  相的衍射斑点, 说明样品在固溶冷却过程中形成了无热  $\omega$  相, 衍射斑亮度很弱, 表明生成  $\omega$  相的量很少, 因此, 样品 1 的 XRD 谱中没有无热  $\omega$  相的衍射峰, 与 SAED 的结果一致。图 3(c)所示为无热  $\omega$  相的暗场像, 图中无热  $\omega$  相的尺寸极细, 但数量庞大。 $\omega$  相对材料塑性的影响与  $\omega$  相的尺寸和数量有关, 当  $\omega$  相的尺寸较小, 数量较少时, 其对合金塑性的危害不明显, 因此, 无热  $\omega$

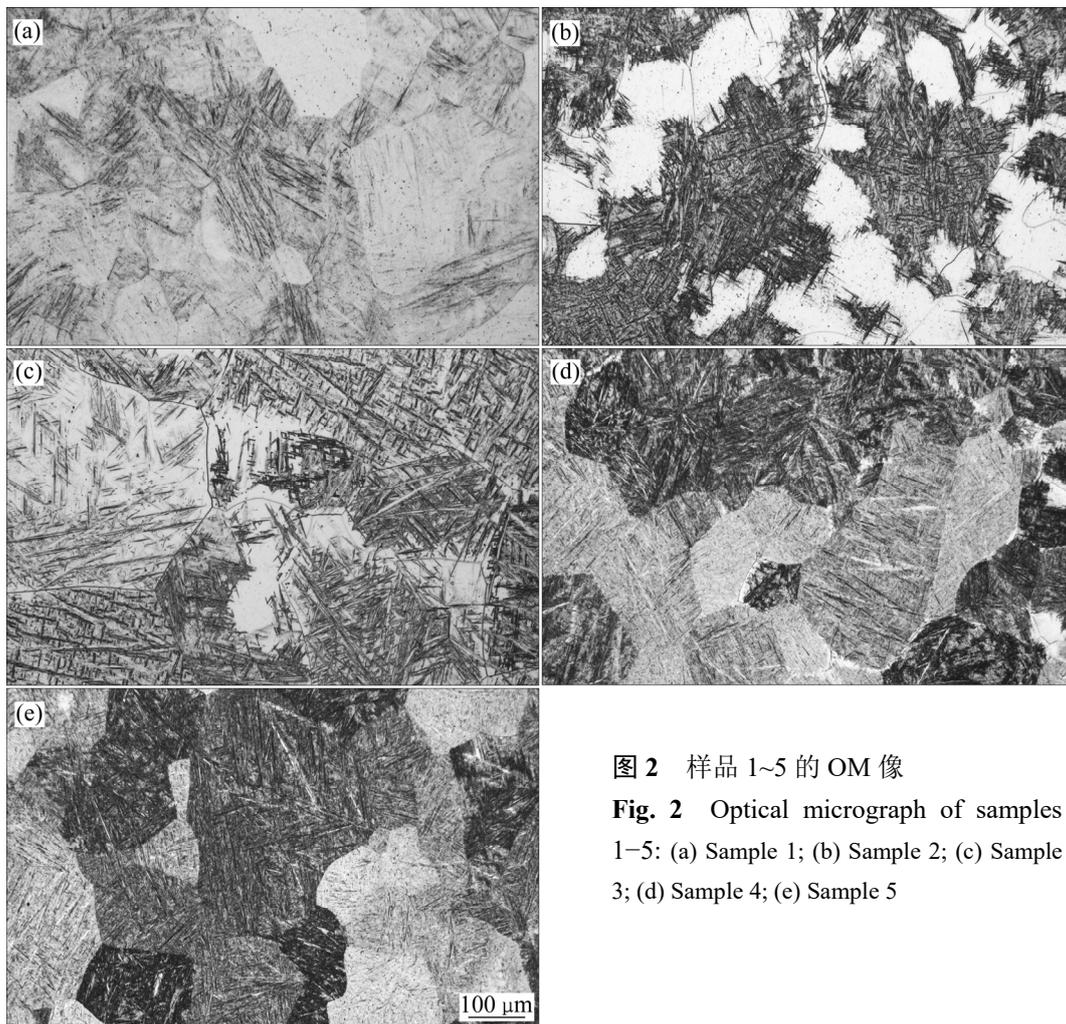


图 2 样品 1~5 的 OM 像

Fig. 2 Optical micrograph of samples 1-5: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4; (e) Sample 5

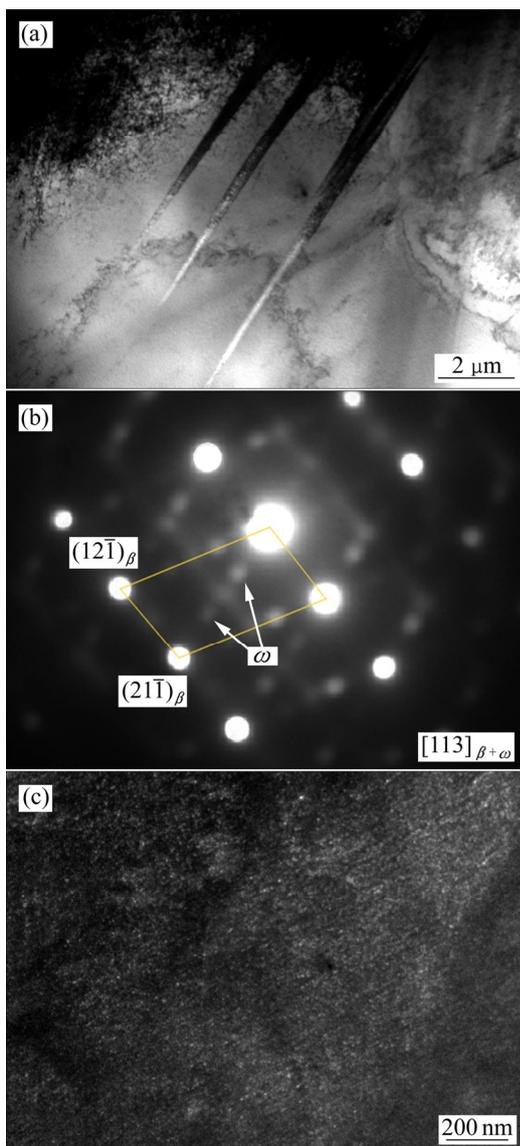


图3 样品1中 $\alpha''$ 相的TEM明场像、选区电子衍射和 $\omega$ 相的暗场像

Fig. 3 TEM bright field image of  $\alpha''$  phases(a), SAED pattern (b) and TEM dark field image of  $\omega$  phases(c) in sample 1

相的生成是样品1塑性较低的原因。除此之外，因为固溶样品中有未溶解的初生 $\alpha$ 相，所以图3(b)中存在微弱的 $\alpha$ 相衍射斑。

图4(a)所示为样品2的SAED谱。可见 $\beta$ 相基体的晶带轴为 $[113]_{\beta}$ ，图中除了 $\omega$ 相的衍射斑点外，在 $\{21\bar{1}\}_{\beta}$ 衍射斑与中心斑之间的1/2位置有 $\alpha$ 相的衍射斑，SAED再次确定样品2为 $\alpha+\beta+\omega$ 三相组织，同时 $\omega$ 相衍射斑具有较高的亮度，说明样品2中 $\omega$ 相的含量很大，这与XRD结果一致。图4(b)所示为 $\omega$ 相的暗场像，可以看出 $\omega$ 相的尺寸极小(但比样品1中的无热 $\omega$ 相尺寸大)，而且数量极多，分布十分稠密。 $\omega$

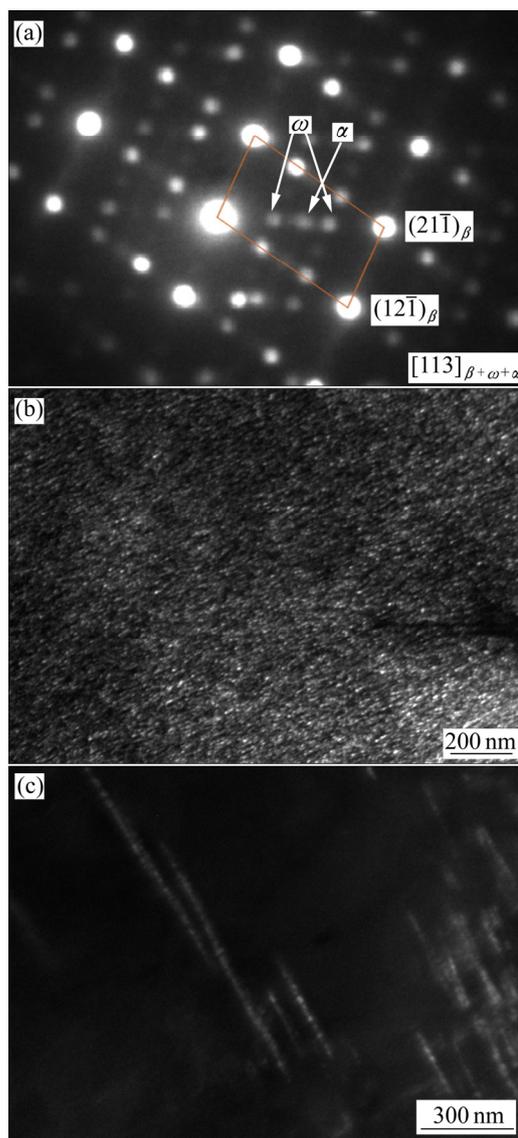


图4 样品2选区电子衍射、 $\omega$ 相的暗场像和 $\alpha$ 相的暗场相  
Fig. 4 SAED pattern(a), dark field image of  $\omega$  phase(b) and dark field image of  $\alpha$  phase(c) in sample 2

相的硬度很大，基本没有塑性，随着 $\omega$ 相数量的增多，合金的塑性逐渐减少，直至消失，所以250℃时效形成的大量等温 $\omega$ 相是造成样品2呈现完全脆断和弹性模量升高的原因。图4(c)所示为 $\alpha$ 相的暗场像，可以看出样品2中的 $\alpha$ 相成细长的针状。在250℃时效不足以使 $\alpha$ 相在 $\beta$ 相基体中形核，并生长成为图4(c)所示的形貌和尺寸。再参考样品1中 $\alpha''$ 相的形态及相互位置关系，确定这种针状 $\alpha$ 相是由 $\alpha''$ 相转化而来。这个转变取决于相变动力学，250℃不能提供 $\alpha$ 相在 $\beta$ 相中形核所需的能量，但是 $\alpha$ 相在 $\alpha''$ 相中形核所需能量较低，因此 $\alpha'' \rightarrow \alpha$ 转变得以发生。这是在250℃预时效时形成 $\beta+\alpha+\omega$ 混合组织的机理<sup>[5]</sup>。

图 5(a)所示为样品 3 的 SAED 谱, 图中亮斑为基体  $\beta$  相的衍射, 晶带轴为 $[110]_{\beta}$ , 圆圈内为  $\alpha$  相和  $\omega$  相的衍射斑, 圆圈的中心为  $\alpha$  相的斑点, 在它周围的是  $\omega$  相衍射斑点。 $\omega$  相的斑点亮度很低和部分位置的  $\omega$  相衍射斑缺失, 说明样品 3 中  $\omega$  相的量较少。图 5(b)所示为  $\alpha$  相的暗场像, 图中显示经过 5 h 的时效后, 样品 3 中生成了大量的板条状  $\alpha$  相, 这说明在 350 °C 时效时  $\alpha$  相大量形核, 并保持尺寸细小。图 5(c)所示为  $\omega$  相的暗场像, 图片显示在样品 3 中,  $\omega$  相的尺寸非常细小, 成颗粒状, 并稀疏、弥散分布, 含量相对于样品 2 的大幅减少, 这与样品 3 的 XRD 谱一致。由于样品 3 中  $\omega$  相的尺寸小, 含量少, 所以塑性较样品 2 的有所改善。同时由于  $\alpha''$  相消失和析出的板条状

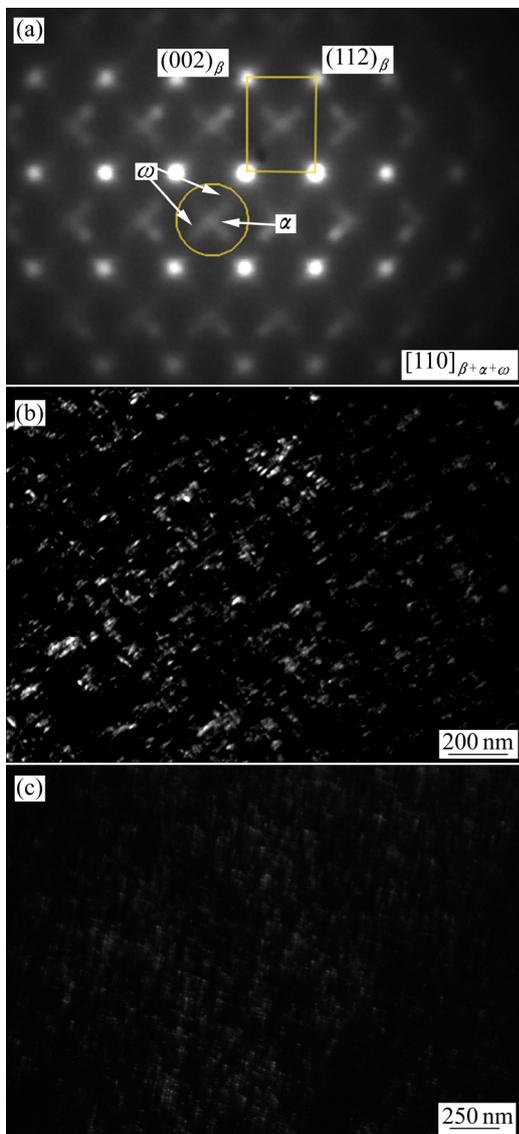


图 5 样品 3 选区电子衍射、 $\alpha$  相的暗场像和  $\omega$  相的暗场像  
Fig 5 SAED pattern(a), dark field image of  $\alpha$  phases(b) and dark field image of  $\omega$  phases(c) in sample 3

$\alpha$  相起到强化作用, 因此强度相对于样品 1 的也有所提高。

图 6(a)和(b)所示为在 520 °C 最终时效后样品 4 和 5 的 TEM 明场像。由图 6(a)可知, 样品 4 中的  $\alpha$  相主要为片层组织, 片层的厚度约为 1  $\mu\text{m}$ 。除此之外, 片层之间还有在炉冷过程中形成的极薄的次生  $\alpha$  相片层。样品 5 的  $\alpha$  相为短棒状组织(见图 6(b)), 长宽比约为 2:1, 结合图 2(c)和(e)得出, 样品 5 中  $\alpha$  相由从  $\alpha''$  相转化而来的片层  $\alpha$  相和在时效过程中从  $\beta$  基体析出的短棒状  $\alpha$  相两部分构成。样品 4 和 5 的组织差异取决于低温预时效过程中  $\alpha$  相是否在  $\beta$  基体中大量形核, 由于预时效温度(250 °C)太低, 样品 4 预时效时  $\beta$  相基体中几乎没有  $\alpha$  相形核, 最终时效时从  $\beta$  相中析出的  $\alpha$  相容易长大, 所以最终得到大尺寸的片层组织。由图 5(b)可知, 当在 350 °C 预时效时  $\beta$  基体中  $\alpha$  相大量形核, 并生成了大量板条形  $\alpha$  相, 尽管这些  $\alpha$  相在最终时效时会继续长大, 但在生长过程中它们相互制约, 限制单个  $\alpha$  相晶粒过分长大, 而且由于它们尺寸相差很小, 最终时效时不能通过相互吞并, 实现长大, 最终在样品 5 中生成了尺寸均匀的短棒状  $\alpha$  相<sup>[15-17]</sup>。

综上所述, 在样品 4 和 5 中存在两种途径生成的  $\alpha$  相, 即固溶冷却时形成的  $\alpha''$  相在时效时转化而成的

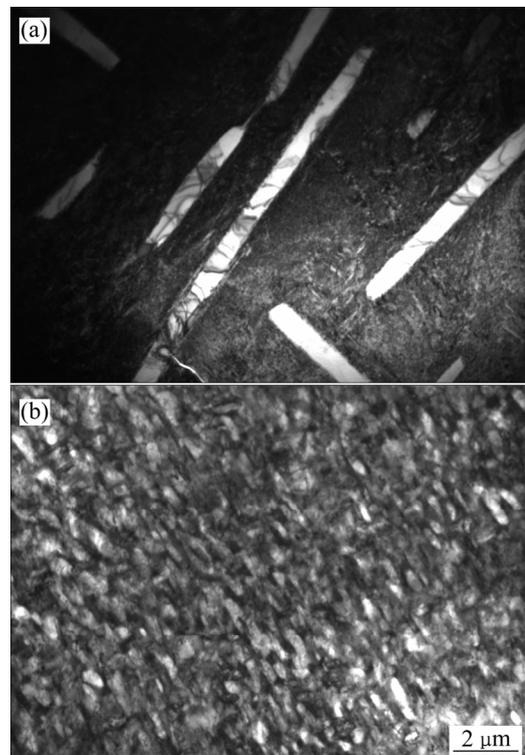


图 6 样品 4 和 5 的 TEM 明场像  
Fig. 6 TEM bright field images of sample 4(a) and sample 5(b)

片层 $\alpha$ 相。另一种是在两次时效过程中形核并长大的 $\alpha$ 相。由于样品4的预时效温度低,预时效时 $\alpha$ 相不能在基体 $\beta$ 相中形核,最终时效后 $\alpha$ 相全部为片层组织。与之相反,样品5在预时效时 $\alpha$ 相在 $\beta$ 基体中大量形核,最终生长成为图6(b)所示的短棒状,所以样品5中的 $\alpha$ 相由片层 $\alpha$ 相和短棒状 $\alpha$ 相构成。 $\alpha$ 相形貌决定了样品4的强度较样品5的高,而塑性相比则低。

### 3 结论

1) Ti1023 钛合金在 840 °C 固溶 1 h, 冷却后样品中生成了无热 $\omega$ 相,在 250 °C 时效 5 h 后样品中形成了大量的等温 $\omega$ 相。在 350 °C 时效时,由于 $\alpha$ 相形核及生长消耗 $\omega$ 相,导致时效 5 h 后样品中仅存少量 $\omega$ 相。 $\omega$ 相的存在使样品的强度有所升高,但是塑性严重降低,甚至消失。

2) 250 °C 时效不能提供 $\alpha$ 相在 $\beta$ 基体形核所需的能量,时效后几乎没有 $\alpha$ 相在 $\beta$ 基体上形核,因此,在 250 °C 预时效的最终样品中, $\alpha$ 相为片层组织,因此合金强度达到 1369 MPa。

3) 350 °C 时效后 $\alpha$ 相在 $\beta$ 基体上大量形核,并形成大量细小条状 $\alpha$ 相。因此,在 350 °C 预时效的最终样品中 $\alpha$ 相由片层 $\alpha$ 相和短棒状 $\alpha$ 相构成,这种组织使合金的伸长率达到 8.5%。

### REFERENCES

- [1] REN Lei, XIAO Wen-long, HAN Wei-zhong, MA Chao-li, ZHOU Lian. Influence of duplex ageing on secondary  $\alpha$  precipitates and mechanical properties of the near  $\beta$ -Ti alloy Ti-55531[J]. Materials Characterization, 2018, 144: 1–8.
- [2] 曹春晓. 钛合金在大型运输机上的应用[J]. 稀有金属快报, 2006, 25(1): 17–21.  
CAO Chun-xiao. Applications of titanium alloys on large transporter[J]. Rare Metals Letters, 2006, 25(1): 17–21.
- [3] NAG S, BANERJEE R, SRINIVASAN R, HWANG J Y, HARPER M, FRASER H L.  $\omega$ -assisted nucleation and growth of  $\alpha$  precipitates in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe  $\beta$  titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2009, 57(7): 2136–2147.
- [4] ZENG L, BIELER T R. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructure evolution and crystallographic texture of  $\alpha$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  and  $\beta$  phases in Ti-6Al-4V wire[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 392(1/2): 403–414.
- [5] YASUYA O, TOSHITAKA O, KIYOMICHI N, SENGO K. Effects of  $\omega$ -phase precipitate on  $\beta \rightarrow \alpha$ ,  $\alpha''$  transformations in a metastable  $\beta$  titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 312(1/2): 182–188.
- [6] 李士凯, 余巍, 廖志谦, 闫飞昊, 王美姣.  $\omega$  相对 Ti10V2Fe3Al 合金性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s387–s392.  
LI Shi-kai, YU Wei, LIAO Zhi-qian, YAN Fei-hao, WANG Mei-jiao. Effect of  $\omega$  phase on properties of Ti10V2Fe3Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s387–s392.
- [7] PRIMA F, VERMAUT P, TEXIER G, ANSEL D, GLORANT T. Evidence of  $\alpha$ -nanophase heterogeneous nucleation from  $\omega$  particles in a  $\beta$ -metastable Ti-based alloy by high-resolution electron microscopy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(4): 645–648.
- [8] 费玉环, 曲恒磊, 张廷杰, 赵永庆, 周廉. Ti-700 合金显微结构的 TEM 研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(1): 24–28.  
FEI Yu-huan, QU Heng-lei, ZHANG Ting-jie, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. TEM investigation of the microstructure and the phases of Ti-700 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(1): 24–28.
- [9] YAN M, LUO S D, SCHAFFER G B, QIAN M. TEM and XRD characterisation of commercially pure  $\alpha$ -Ti made by powder metallurgy and casting[J]. Materials Letters, 2012, 72: 64–67.
- [10] AHMED T, RACK H J. Phase transformations during cooling in  $\alpha+\beta$  titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 206–211.
- [11] CUI W F, GUO A H. Microstructures and properties of biomedical TiNbZrFe  $\beta$ -titanium alloy under aging conditions[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 527(1/2): 258–262.
- [12] ANES F, CLODUALDO A J, GUO B Q, JOHN J J. Dynamic transformation of  $\alpha \rightarrow \beta$  titanium at temperatures below the  $\beta$ -transus in commercially pure titanium[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 722: 156–159.
- [13] GLAVICIC M G, SEMIATIN S L. X-ray line-broadening investigation of deformation during hot rolling of Ti-6Al-4V with a colony-alpha microstructure[J]. Acta Materialia, 2006, 54(20): 5337–5347.
- [14] 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: 98v122.

- 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: 98–122.
- [15] NARAYANA P L, KIM S W, HONG J K, REDDY N S, YEOM J T. Tensile properties of a newly developed high-temperature titanium alloy at room temperature and 650 °C[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 718: 287–291.
- [16] CLEMENS H, BARTELS A, BYSTRZANOWSKI S, CHLADIL H, LEITNER H, DEHM G, GERLING R, SCHIMANSKY F P. Grain refinement in  $\gamma$ -TiAl-based alloys by solid state phase transformations[J]. Intermetallics, 2006, 14(12): 1380–1385.
- [17] WRONSKI S, JEDRYCHOWSKI M, TARASIUK J, BACROIX B. Microstructure evolution of titanium after tensile and recrystallization[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 692: 113–126.

## Microstructure evolution and tensile properties of Ti1023 titanium alloy during aging

MA Quan<sup>1</sup>, GUO Ai-hong<sup>1</sup>, ZHOU Lian<sup>2</sup>

(1. College of Mechanical Engineering, Baoji University of Arts and Sciences, Baoji 721004, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xian 710072, China)

**Abstract:** The solid solution alloy specimens were pre-aged at 250 °C and 350 °C for 5 h, respectively, and then aged at 520 °C for 5 h as final treatment in order to confirm the effect of formation and evolution of Ti1023 alloy metastable during heat treatment on the final microstructure and tensile properties. The microstructure evolution was studied by XRD, OM, and TEM, the tensile properties of specimens at each stage were tested, and the effects of heat treatment on microstructure evolution and microstructure on tensile properties were analyzed. The results indicate that the  $\alpha''$  and a few athermal  $\omega$  phases form during cooling process after solution. The massive isothermal  $\omega$  phases form, but few  $\alpha$  phases nucleated from the  $\beta$  matrix during ageing at 250 °C. Contrarily  $\alpha$  phases nucleated largely, and grew to small  $\alpha$  laths during aging at 350 °C. The growth of  $\alpha$  phase consumes the  $\omega$  phases, as a result,  $\omega$  phases number decreases, and the size reduces. The  $\omega$  phases make the strength increase slightly and ductility decrease, even vanish. The  $\alpha''$  phases produced in the solution-cooling process transform to acicular  $\alpha$  phases during pre-aging and then to lamellar structure during final ageing. The ultimate specimen pre-aged at 250 °C is lamellar microstructure, and the tensile strength increases to 1369 MPa, but that pre-aged at 350 °C show not only lamellar  $\alpha$  phases which form from  $\alpha''$  phases, but also short rod-like  $\alpha$  phases with length-width ratio of 2:1 form during aging, as a result, the elongation ratio reaches 8.5%.

**Key words:** Ti1023 titanium alloy;  $\alpha$  phase nucleation; metastable phase; duplex aging

**Foundation item:** Project(2018JM5142) supported by Basic Research Plan in Shaanxi Province, China

**Received date:** 2018-01-10; **Accepted date:** 2018-04-20

**Corresponding author:** MA Quan; Tel: +86-18591716170; E-mail: 779744542@qq.com

(编辑 龙怀中)