

# 热处理对近 $\beta$ 锻造的多元 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金组织和性能的影响

何永胜<sup>1,2</sup>, 胡锐<sup>1</sup>, 罗文忠<sup>2</sup>, 何涛<sup>1,2</sup>, 赖运金<sup>2</sup>, 杜玉俊<sup>2</sup>, 刘向宏<sup>2</sup>, 杨劫人<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司 陕西省航空材料工程实验室, 陕西 西安 710018)

**摘要:** 以近 $\beta$ 锻造的多元 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-0.2Si(原子分数,%)为实验对象,采用扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)和万能试验机等测试手段研究了不同热处理对近 $\beta$ 锻造 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金组织和力学性能的影响。结果表明:经近 $\beta$ 锻造空冷后的组织由初生 $\alpha_2$ 相、针状O相和基体B2相构成。随着固溶温度的升高,合金室温、高温强度升高,塑性降低。而随着时效温度的升高,合金的强度和塑性变化规律与固溶处理的规律正好相反。分析认为,固溶处理主要影响合金中初生 $\alpha_2$ /O相体积分数,随着固溶温度的升高,初生 $\alpha_2$ /O相体积分数减少,使得针状O相的强化作用增强,同时造成 $\alpha_2$ 相对B2晶界钉扎减弱,B2晶粒长大塑性降低。时效处理主要影响析出相形态,随着时效温度的降低,合金中析出板条厚度减小,使得细小板条强化作用增加,而有利于塑性的B2相体积分数减少,导致合金塑性降低。

**关键词:** 多元  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  合金; 近  $\beta$  锻造; 微观组织; 力学性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)11-3460-08

随着航空工业的不断发展,对发动机用材料的性能要求越来越高,迫切需要研制质量更轻,高温服役性能更加优异的结构材料。 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金因具有密度小、比强度高、抗氧化性好等优点成为最具潜在在 650~750 °C 使用的轻质高温结构材料<sup>[1-3]</sup>。然而,  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金在具有上述优异性能的同时,还存在着本征脆性<sup>[4]</sup>,极大地限制了该合金的应用。近十几年来,国内一些材料研究单位围绕着  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金增强增韧开展了一系列研究。其主要是通过合金化手段来提高合金的强韧性。在前期的  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金化研究方面,偏重于单一元素对力学性能影响的研究。结果表明:添加 1%(原子分数)的 Mo 在不降低合金塑形的条件下会显著提高强度、降低蠕变残余伸长量<sup>[5,6]</sup>,且 Mo 和 Si 同时加入效果更加明显<sup>[7]</sup>。适量添加 1%的 Zr 可改善  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金的蠕变性能,且 Zr 的添加对合金的室温强度和延伸率无影响<sup>[8]</sup>。添加 V 不仅可以提高合金的室温强度、塑形和抗蠕变能力,同时可以降低合金的密度,改善室温塑性和韧性<sup>[9]</sup>。而对于多元综合成分对  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金性能影响的研究较少,为此设计了新型多元 Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-0.2Si(at%)的  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$

基合金。

除了合金化外,采用近 $\beta$ 加工也是提高合金强韧性的有效途径之一<sup>[10]</sup>。在钛合金加工中,采用近 $\beta$ 锻造可获得等轴 $\alpha$ 相较少的双态组织,这种组织相比于常规锻造获得的等轴组织具有更加优异的强韧性匹配。而在  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  基合金近 $\beta$ 加工方面,张建伟等人<sup>[11]</sup>采用近 $\beta$ 等温锻造研究了Ti-22Al-25Nb合金的组织 and 性能,验证了近 $\beta$ 锻造后可获得 $\alpha_2$ +B2+O的三态组织,该组织下合金的强度略有下降,但塑性、持久性、断裂韧性和疲劳性能均有不同程度的提高,其各项力学性能的匹配优于双态组织。

热处理工艺对 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金组织和性能同样具有重要影响<sup>[12,13]</sup>。作为新型的多元 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金,近 $\beta$ 锻造和热处理后的组织、性能尚不清楚。为了寻求合金力学性能实现良好匹配,本研究分析了不同热处理对近 $\beta$ 锻造的多元 $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ 基合金组织和性能的影响。

## 1 实验

选用原材料为零级海绵钛、高纯铝、海绵锆、铝钼、铝钒和钛硅中间合金。按Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-

收稿日期: 2017-11-09

基金项目: 国家自然科学基金(51601146); 博士后基金项目(2017M613234)

作者简介: 何永胜,男,1982年生,博士生,西部超导材料科技股份有限公司,陕西 西安 710018,电话:029-86538751, E-mail: heysh1210@126.com

0.2Si (原子分数, %) 名义成分配料, 充分混合均匀后反复熔炼3次后制备成规格为  $\Phi 440$  mm 的圆柱形铸锭。采用线切割方法在  $Ti_2AlNb$  基合金铸锭上切取  $\Phi 5$  mm  $\times$  1 mm 试样进行差热分析(DSC), 具体见图 1。结合  $Ti-22Al-xNb$  相图和差热分析结果确定  $\alpha_2+B2 \rightarrow B2$  的相转变温度为 1060  $^{\circ}C$ 。因此, 选择在 1080  $^{\circ}C$  的 B2 单相区对铸锭进行多火次锻造, 接着在近  $\beta$  附近的 1040  $^{\circ}C$  进行终锻。终锻后在棒材上切取尺寸为  $\Phi 15$  mm  $\times$  70 mm 的试样在箱式电阻炉中进行不同制度下的热处理, 具体热处理制度见表 1。

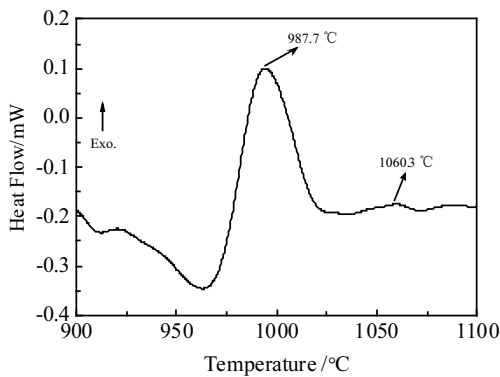


图 1 多元  $Ti_2AlNb$  基合金加热的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curve of multi-composition  $Ti_2AlNb$  based alloy in heating process

表 1 多元  $Ti_2AlNb$  基合金的固溶、时效热处理制度

Table 1 Heat treatment and their abbreviation of multi-composition  $Ti_2AlNb$  based alloy

Abbreviation	Heat treatment
ST1	950 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ
ST2	975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ
ST3	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ
ST4	1025 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ
STA1	975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+750 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA2	975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+800 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA3	975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+850 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA4	975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+900 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA5	950 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+800 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA6	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+800 $^{\circ}C$ /6 h/AC
STA7	1025 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+800 $^{\circ}C$ /6 h/AC
SSTA1	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+750 $^{\circ}C$ /6 h/AC
SSTA2	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+800 $^{\circ}C$ /6 h/AC
SSTA3	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+850 $^{\circ}C$ /6 h/AC
SSTA4	1000 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+975 $^{\circ}C$ /1.5 h/WQ+900 $^{\circ}C$ /6 h/AC

Note: WQ: water quenching; AC: air cooling

采用型号为 INSTRON 5500R 万能试验机进行室温和高温拉伸测试, 采用型号为 OLYMPUS PM-T3 光学显微镜和型号为 JEOL JSM-6390A 扫描电镜观察显微组织和断口。采用型号为 D/Max-Ra 的 X 射线衍射仪分析合金相结构。采用型号为 TECNAI G2F30 型透射电镜进行微观组织分析。

## 2 结果和讨论

### 2.1 多元 $Ti_2AlNb$ 基合金锻态组织及相组成

图 2 为多元  $Ti_2AlNb$  基合金经近  $\beta$  锻造后的微观组织和 XRD 图谱。从图 2a 的金相组织来看, 可以清晰看到 B2 晶粒的晶界和弥散分布的析出颗粒, B2 晶粒的原始平均尺寸为 478  $\mu m$ 。由于金相组织不能清晰表征析出颗粒的微观形态和分布, 所以在扫描电镜下观察显微组织。图 2c 为扫描电镜下观察的合金背散射电子照片。可以看出, 近  $\beta$  锻造后组织形貌呈现 3 种形态, 即由黑板条状  $\alpha_2$  相、白色层片状 B2 相和灰色的 O 相构成。结合图 2b 的 XRD 结果, 分析表明合金主要由 B2 相和 O 相组成, 并未检测到  $\alpha_2$  相。考虑到多元  $Ti_2AlNb$  基合金相比于  $Ti-22Al-25Nb$  合金添加了大量  $\beta$  稳定元素 Mo、V、Zr、Si, 使得 B2+O 相区变宽, 三相区  $\alpha_2+B2+O$  范围变窄,  $\alpha_2$  相析出难度增大, 从而使组织中  $\alpha_2$  相尺寸减小、含量降低, 不易被 XRD 检测。为此, 采用 TEM 方法对合金进一步表征, 表征结果如图 2d 和 2e 所示, 得出图 2c 中黑板条为  $\alpha_2$  相。因此, 确定近  $\beta$  锻造后多元  $Ti_2AlNb$  基合金主要由黑板条状  $\alpha_2$  相、白色层片状 B2 相和灰色的 O 相构成。

### 2.2 热处理对多元 $Ti_2AlNb$ 基合金显微组织的影响

#### 2.2.1 不同固溶处理温度下的显微组织

图 3a 为近  $\beta$  锻造后, 在 950  $^{\circ}C$  固溶处理的显微组织。从图中可以看出, 组织由黑板条状的  $\alpha_2$  相、深灰的 O 相以及 B2 基体构成。与近  $\beta$  锻造组织相比, 近  $\beta$  锻造后空冷时形成的针状 O 相消失, 初生的板条状  $\alpha_2$  相的尺寸变短、变粗。通过  $\alpha_2+B2 \rightarrow rim-O$  包析反应<sup>[14]</sup>形成的 rim-O 相尺寸则变长、变细。随着固溶处理温度升高到 975  $^{\circ}C$ , 如图 3b 所示, 合金中初生  $\alpha_2$  相和 O 相减少, 而 B2 相的含量进一步增加。图 3e 的 XRD 图谱也很好验证了这一结论, O 相的衍射峰强度减弱, B2 相的衍射峰增强。随着固溶处理温度继续升高到 1000 和 1025  $^{\circ}C$ , 如图 3c 和 3d 所示, 初生  $\alpha_2$  相静态球化并溶解到基体中, 直至温度升高到 1060  $^{\circ}C$  进入 B2 单相区。可见, 经近  $\beta$  锻造的  $Ti_2AlNb$  基合金随固溶处理温度升高, 主要发生  $\alpha_2$  相和 O 相向 B2 相的转变, 形成随固溶处理温度升高, 初生  $\alpha_2$  相和 O 相尺寸减小、含量降低的演变规律。

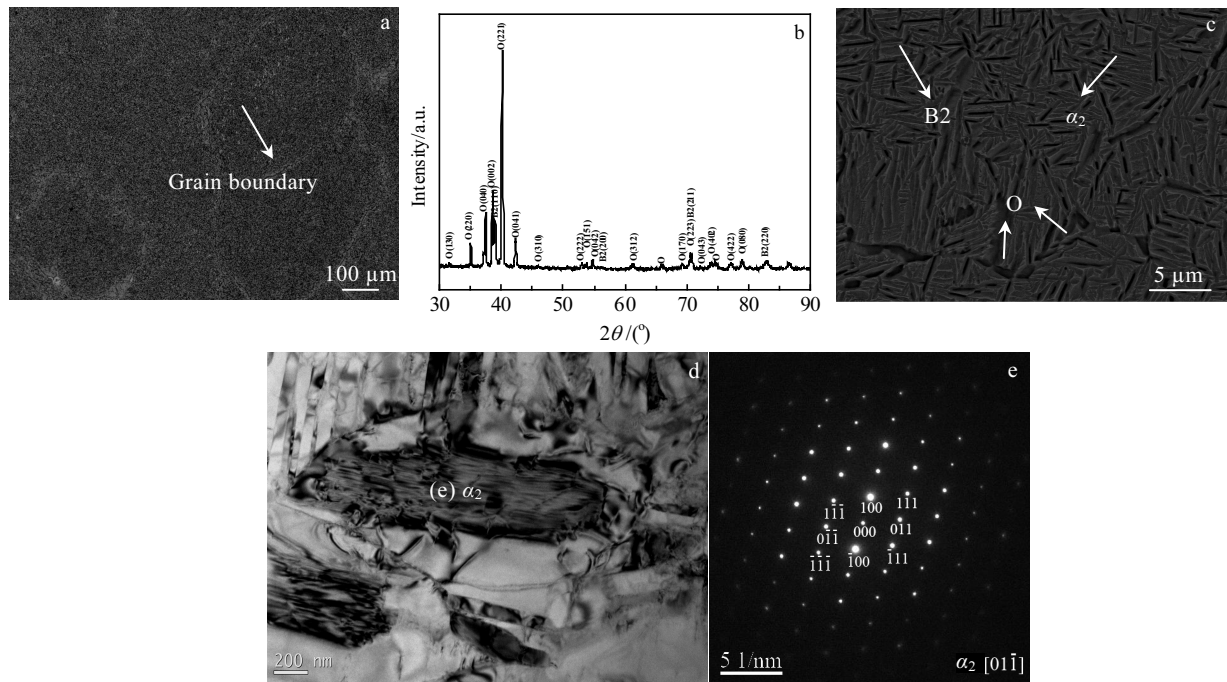


图 2 多元  $Ti_2AlNb$  合金锻造态微观组织和 XRD 图谱

Fig.2 Microstructures and XRD pattern of as-forged multi-composition  $Ti_2AlNb$  based alloy: (a) OM image; (b) XRD pattern; (c) SEM back scatter electron image; (d, e) TEM image and corresponding SAED pattern

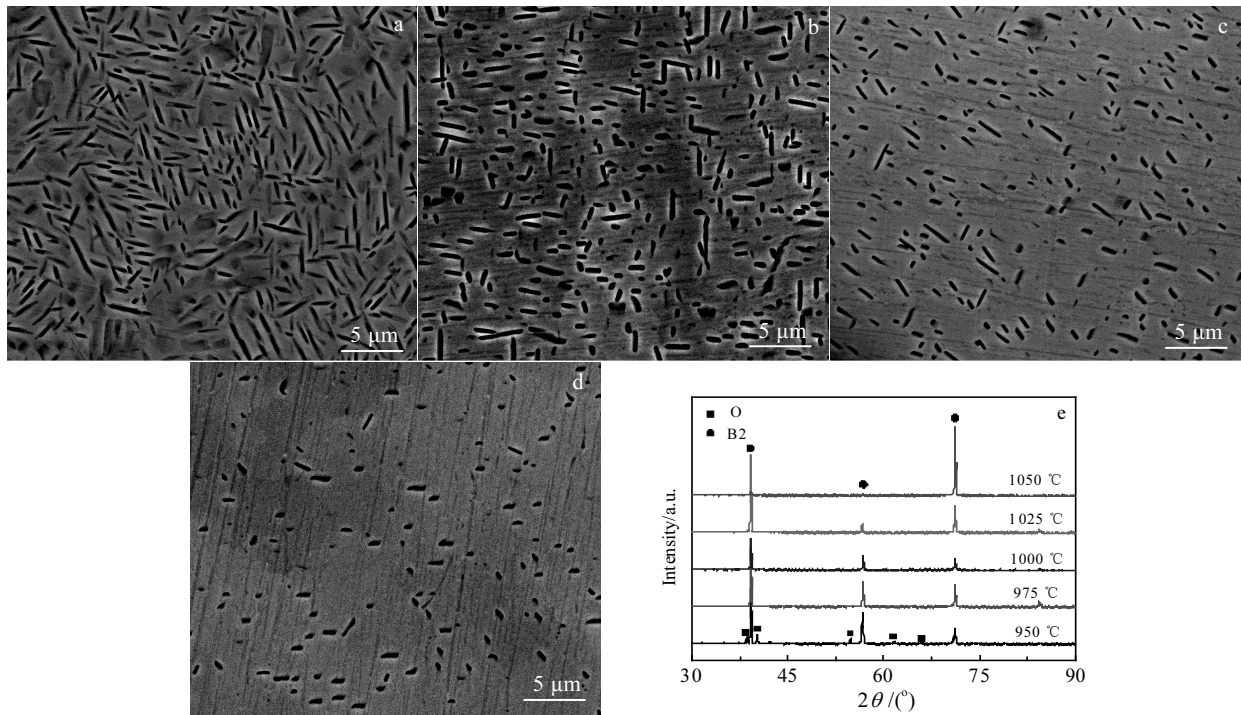


图 3 不同固溶温度下的合金显微组织和 XRD 图谱

Fig.3 Microstructures (a~d) and XRD patterns (e) of the alloy solution-treated at different temperatures: (a) 950 °C, (b) 975 °C, (c) 1000 °C, and (d) 1025 °C

2.2.2 不同固溶处理温度+时效下的显微组织

图 4a 为 950 °C 固溶处理后再在 800 °C 时效 6 h 的显微组织。相比图 3a 的单一固溶处理组织，时效后的板条状  $\alpha_2$  相含量减少，其中初生  $\alpha_2$  相通过  $\alpha_2+B2 \rightarrow rim-O$  包析反应形成大量 rim-O 相，使得 rim-O 相的尺寸沿宽度和长度方向增大，同时在基体中有二次针状 O 相析出。时效后显微组织由初生板条状  $\alpha_2/O$  相、针状的 O 相和 B2 基体构成。随着固溶处理温度的进一步升高，如图 4b~4e 所示，时效后初生的板条状  $\alpha_2$  相含量继续减少，二次针状 O 相含量增加、尺寸减小。

2.2.3 不同固溶处理方式+不同时效温度下的显微组织

图 5 为 975 °C 一次固溶处理后再在不同温度时效处理后的显微组织。从图中可以看出，时效后的显微组织主要包含 B2 基体、初生板条  $\alpha_2/O$  相和二次析出 O 相构成。与固溶处理下的组织相比，初生板条状  $\alpha_2/O$  相的形态和大小受时效温度的影响较小，但二次针状 O 相的形态和数量却随时效温度的升高而发生了显著变化。采用 Image-Pro Plus 软件统计的合金中微观参数见图 5e。从图 5a 中可以看出合金在 750 °C 时效后从原始的 B2 基体中析出大量针状 O 相，O 相彼此相联形成合金基体，而残余的 B2 相以岛状弥散分布其中。当时效温度增加至 800 °C，如图 5b 所示，合金的相组成为  $\alpha_2$  相，rim-O 相，B2 相和针状 O 相。继续提高时效温度，合金的相组成无明显变化，只是 B2

相含量和 O 相尺寸随着时效温度的升高而增加。图 6 为二次固溶处理后再在不同温度时效处理后的显微组织。从图中可以看出，二次固溶处理+时效后的显微组织仍为 B2 基体、初生板条  $\alpha_2/O$  相和析出针状 O 相构成。且同样随着时效温度的升高，B2 相含量增加、针状 O 相宽度方向尺寸增大，其尺寸和含量的演变规律与一次固溶处理的规律一致。

2.3 热处理对多组元  $Ti_2AlNb$  基合金性能的影响

2.3.1 固溶处理对多元  $Ti_2AlNb$  基合金性能的影响

图 7 为多元  $Ti_2AlNb$  基合金不同固溶温度+时效处理后的拉伸力学性能。从图中可以看出，随着固溶温度的升高，合金的室温（图 7a）和高温（图 7b）抗拉强度逐渐升高。结合不同固溶温度处理下的相组成和体积分数（见图 4e）可知，初生板条  $\alpha_2$  相体积分数和二次析出 O 相尺寸减小与合金的强度的升高趋势一致，表明  $\alpha_2/O$  相体积分数和二次 O 相板条厚度是影响合金强度的主要原因。即初生  $\alpha_2/O$  相体积分数的减少，针状 O 相的细化有效降低位错的滑移距离，导致合金的强化作用增加。

从图 7 也可以看出，固溶处理后合金塑性演变规律与强度的正好相反。依照 Wang 等人<sup>[15]</sup>的研究结果，影响合金塑性的主要因素是  $\alpha_2/O$  相尺寸、B2 相体积分以及  $\alpha_2/O$  相界面的连续性。从图 4 可以看出，不同固溶温度下合金中  $\alpha_2/O$  相尺寸和 B2 相体积分数差异较

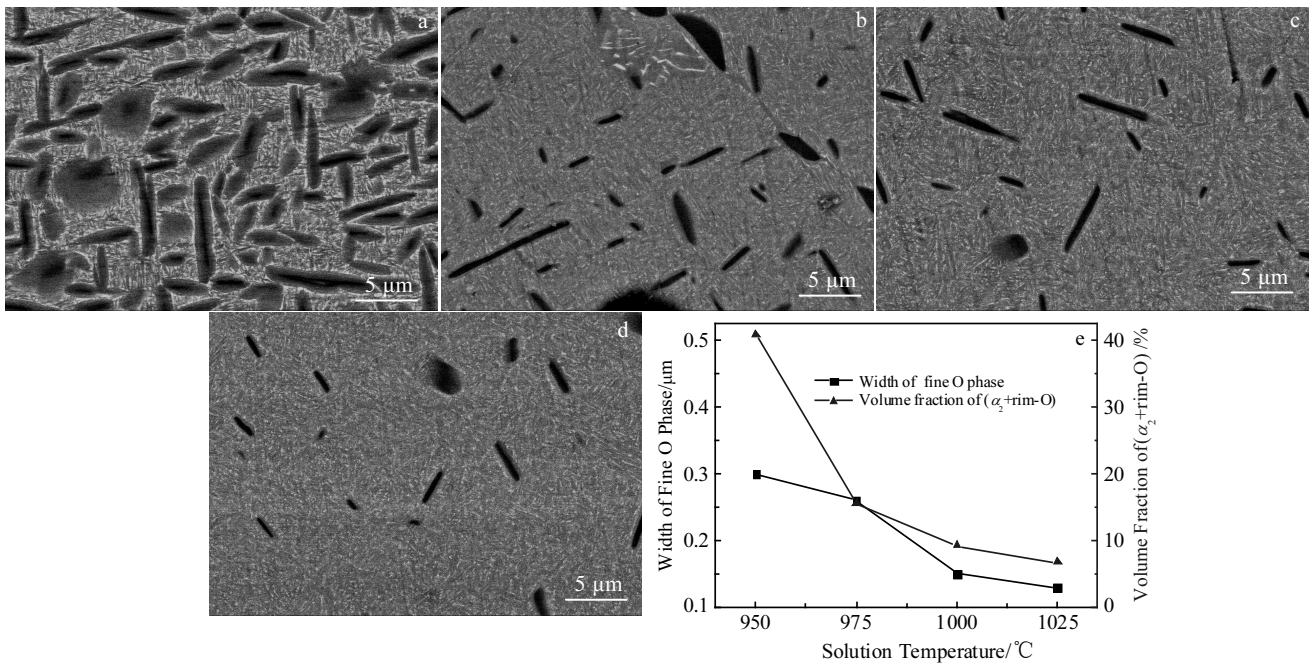


图 4 不同固溶后再在 800 °C 时效后的合金显微组织

Fig.4 Microstructures of the alloy solution-treated at different temperatures and then aged at 800 °C: (a) 950 °C, (b) 975 °C, (c) 1000 °C, and (d) 1025 °C; (e) the measured microstructural parameters

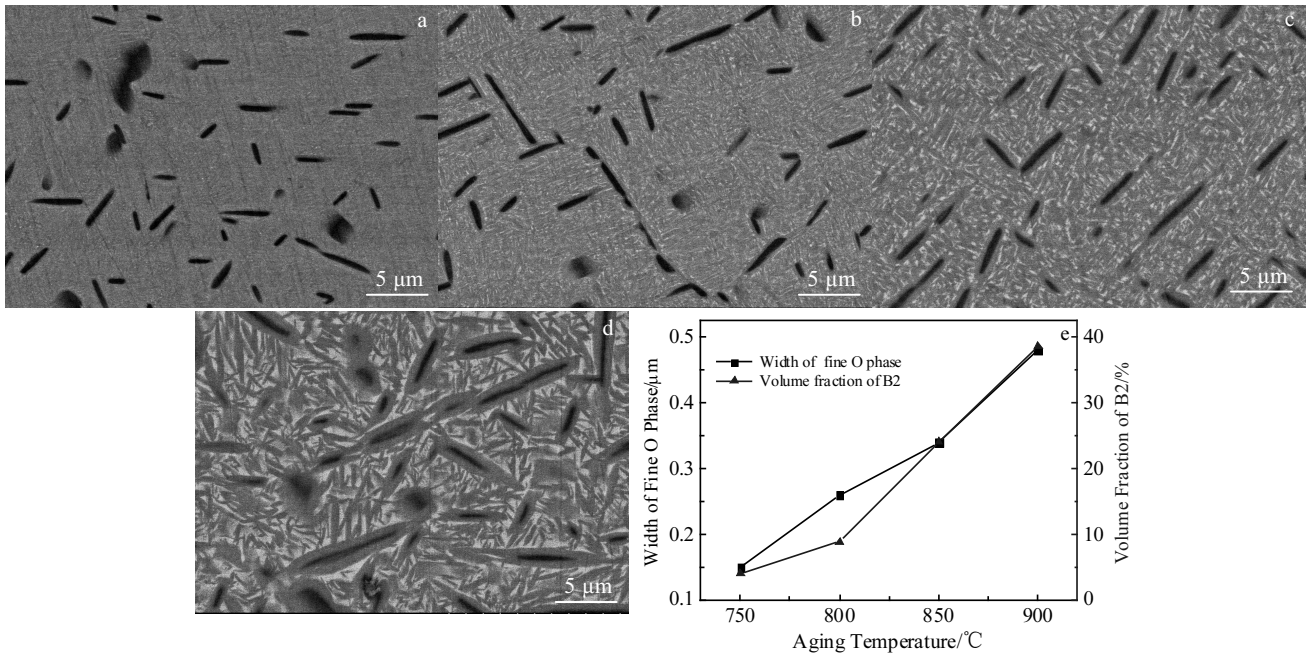


图 5 一次固溶处理后不同温度时效下的合金显微组织

Fig.5 Microstructures of alloy solution treated at 975 °C and then aged at different temperatures: (a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 850 °C, and (d) 900 °C; (e) the measured microstructural parameters

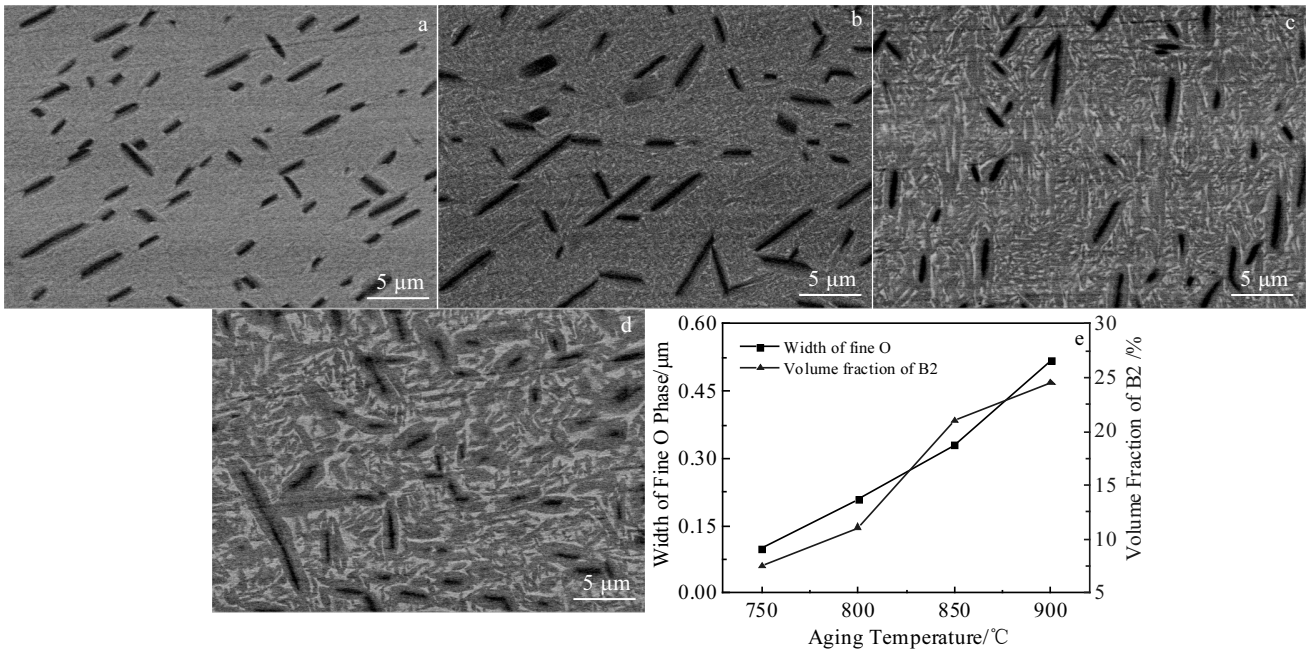


图 6 二次固溶处理后不同温度时效下合金显微组织

Fig.6 Microstructures of alloy solution treated at 1000 and 975 °C and then aged at different temperatures: (a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 850 °C, and (d) 900 °C; (e) the measured microstructural parameters

小，表明影响塑性变化主要是  $\alpha_2/O$  相界面的连续性。由于随着固溶温度的升高，初生  $\alpha_2$  相体积分数减少， $\alpha_2$  相对 B2 晶界钉扎减弱、B2 晶粒长大，最终导致合

金的塑性降低。

### 2.3.2 时效处理对多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金性能的影响

图 8 为多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不同固溶方式+不同时

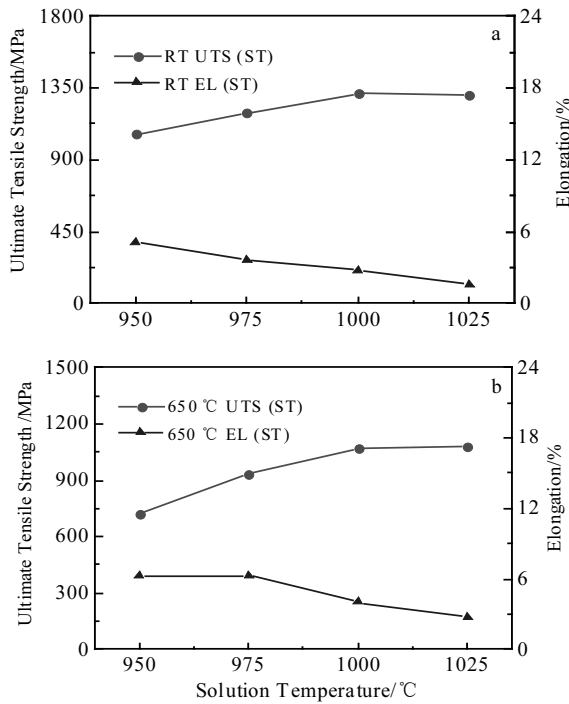


图 7 不同固溶处理下的室温、高温强度和延伸率

Fig.7 Strength and ductility at different solution temperatures: (a) room temperature and (b) 650 °C

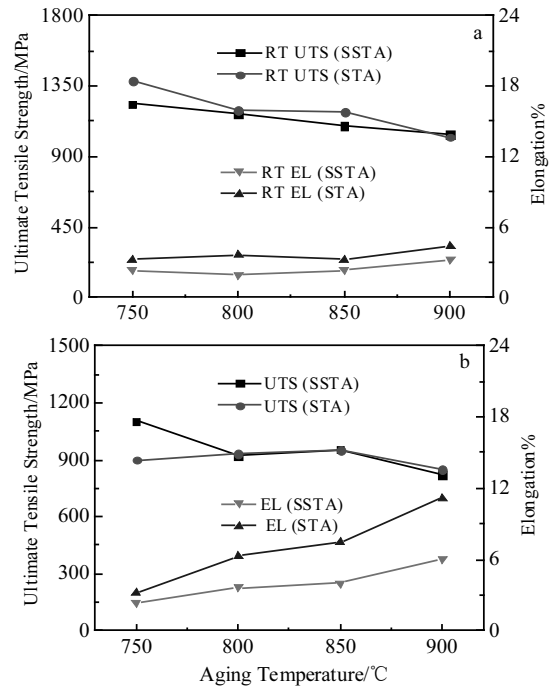


图 8 不同固溶方式、不同时效下的拉伸性能

Fig.8 Strength and ductility under different solution treatments and at different aging temperatures: (a) room temperature and (b) 650 °C

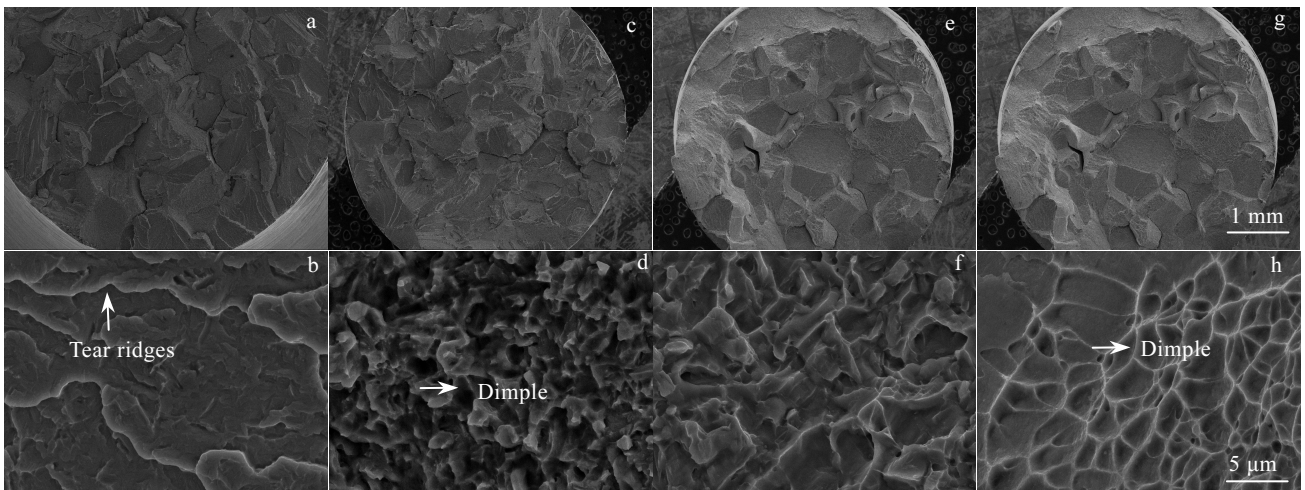


图 9 多元  $Ti_2AlNb$  合金的室温和高温拉伸断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphologies of multi-compositional  $Ti_2AlNb$  alloy: (a, c) macro-fractograph of room temperature tensile sample; (e, g) macro-fractograph of high temperature tensile sample; (b, d) micro-fractograph of room temperature tensile sample; (f, h) micro-fractograph of high temperature tensile sample

效温度下的室温（图 8a）和高温（图 8b）拉伸性能。从图中可以看出，随着时效温度的升高，合金的抗拉强度下降，延伸率上升。通过图 5e 和图 6e 中显微组织的

定量分析发现时效过程主要是控制析出板条的尺寸和体积分数，而对初生颗粒影响不大。因此，不同时效温度下拉伸性能变化主要与析出板条组织有关。按照析出

相尺寸和强度之间的 Hall-Petch 公式:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{1/2} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_0$  为本征摩擦应力,  $k$  为常数,  $d$  为板条厚度。可以看出, 随着板条厚度的增加, 合金的强度减小。而时效温度对塑性的影响与强度的变化规律正好相反, 即随时效温度升高合金塑性增加。结合时效后的显微组织分析认为时效温度升高, 合金中 B2 相体积分数的增加, 相比于  $\alpha_2$  和 O 相, B2 相具有更高的塑性性能, 因此 B2 相的体积分数的增加使得合金塑性升高。

### 2.3.3 多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的断口

图 9 为多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金热处理下的典型室温和高温拉伸断口。图 9a~9d 分别为室温拉伸断口形貌。从图中可以看出, 试样的断口既有河流花样的解理特征, 又有韧窝, 呈现出典型的准解理特征。图 9e~9h 分别为高温拉伸断口形貌。从图中可以看出断口微观呈现撕裂棱、韧窝等特征, 但宏观下仍为沿晶断裂特征。

多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金采用近  $\beta$  锻造后并未显著提升塑性指标。结合断口形貌分析认为, 合金经近  $\beta$  锻造后减少了初生板条数量、提高合金强度, 同时减弱了  $\alpha_2$  相对 B2 晶界的钉扎, 使得 B2 晶粒尺寸粗大(平均 B2 晶粒为 478  $\mu\text{m}$ )。晶粒尺寸的粗大促使变形时晶粒间协调性变差, 从而导致合金易在晶界处萌生裂纹, 降低了合金塑性。另外, 由于合金中添加了 Mo、V 和 Zr 等  $\beta$  元素, 使得 B2 晶内的固溶强化作用增强, 变形时晶界强度相对降低, 从而发生沿晶断裂。因此, 多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金后续提高强韧性的工作一方面是采用近  $\beta$  锻造的同时细化 B2 晶粒; 另一方面是优化成分匹配晶界内外强度。

## 3 结 论

1) 多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金经近  $\beta$  锻造空冷后, 组织是由黑色板条状  $\alpha_2$  相、层片状 B2 相和 O 相组成的三态组织。

2) 随着固溶温度的升高, 合金室温、高温强度升高, 塑性降低。而随着时效温度的升高, 合金的强度和塑性变化规律与固溶处理的规律正好相反。

3) 近  $\beta$  锻造的多元 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金室温拉伸断口既

有河流花样的解理特征, 又有韧窝, 呈现出典型的准解理特征。高温拉伸断口呈现沿晶断裂特征。

### 参考文献 References

- [1] Banerjee D, Gogia A K, Nandy T K *et al.* *Acta Metall*[J], 1988, 36(4): 871
- [2] Lin Peng(林 鹏). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013
- [3] Gogia A K, Nandy T K, Muraleedharan K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1992, 159(1): 73
- [4] Xue Chen(薛 晨). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014
- [5] Mao Y, Hagiwara M, Emura S. *Scripta Materialia*[J], 2007, 57(3): 261
- [6] Tang F, Emura S, Hagiwara M. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(4): 471
- [7] Lu Bin(卢 斌), Yang Rui(杨 锐), Cui Yuyou(崔玉友) *et al.* *Acta Metal Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 55
- [8] Germann L, Banerjee D, Guédou J Y *et al.* *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 920
- [9] Tang F, Nakazawa S, Hagiwara M. *Materials Science and Engineering A*[J] 2002, 329(6): 492
- [10] Sheegarev A S, Glyaooev A P. *Research on High-strength Alloys and Refined Grain*[M]. Moscow: Academy of Science of Press, 1963: 142
- [11] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1157
- [12] Ma Xiong(马 雄), Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1375
- [13] Zhang Jianwei(张建伟), Zhang Haishen(张海深), Zhang Xuecheng(张学成) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(2): 372
- [14] Semiatin S L, Smith P R. *Material Science and Engineering A*[J], 1995, 202(1-2): 26
- [15] Wang W, Zeng W D, Li D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, A662: 120

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Near- $\beta$ Forged Ti<sub>2</sub>AlNb Based Alloy

He Yongsheng<sup>1,2</sup>, Hu Rui<sup>1</sup>, Luo Wenzhong<sup>2</sup>, He Tao<sup>1,2</sup>, Lai Yunjin<sup>2</sup>, Du Yujun<sup>2</sup>, Liu Xianghong<sup>2</sup>, Yang Jieren<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Shaanxi Province Engineering Laboratory for Aerial Material, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

**Abstract:** The new multi-compositional Ti<sub>2</sub>AlNb alloy Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-0.2Si was treated by the process of near  $\beta$  forging and heat treatments. The effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties were analyzed by the scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and tensile test machine. The results show that the initial microstructure consists of the primary  $\alpha_2$  phase, the needle like O phase and the matrix B2 phase. On the one hand, with the increase in solid solution temperature, the alloy strength is enhanced at room and high temperature, but the alloy ductility is reduced. On the other hand, with the increase in aging temperature, the variation of strength and ductility is completely opposite, compared to the increase in solid solution temperature. The primary alpha phase volume fraction ( $\alpha_2/O$ ) is mainly influenced by the solid solution treatment for the alloy. With the increasing of the solution temperature, the volume fraction of primary  $\alpha_2/O$  alpha phase is reduced, enhancing the strengthening effect of needle like O phases. At the same time, the grain boundary pinning effect of the  $\alpha_2$  to B2 phase is weakened, and then the growth of B2 grain decreases the plasticity. The morphology of precipitated phase is mainly affected by aging treatment. With the decrease in aging temperature, the thickness of precipitated fine O phase is decreased to enhance the strengthening effect of O phase, thus decreasing the volume fraction of B2 phase and the ductility of the alloy.

**Key words:** Ti<sub>2</sub>AlNb alloy; near  $\beta$  forging; micro-structure; tensile properties

---

Corresponding author: He Yongsheng, Candidate for Ph. D., Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, Tel: 0086-29-86538751, E-mail: heysh1210@126.com