

# 高 Nb-TiAl 合金中 $\omega$ 相的研究进展

张树志<sup>1</sup>, 张长江<sup>1</sup>, 侯赵平<sup>1</sup>, 孔凡涛<sup>2</sup>, 陈玉勇<sup>2</sup>

(1. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(2. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国防科技重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 高 Nb-TiAl 合金具有比传统 TiAl 合金更优异的力学性能, 但铸态、热加工态及服役温度的热暴露组织中含有硬脆的  $\omega$  相, 不利于高 Nb-TiAl 合金力学性能的提高, 限制了高 Nb-TiAl 合金的工程化应用。综述了高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的最新研究进展, 从  $\omega$  相的形成机理、组织形态、对力学性能的影响以及  $\omega$  相消除等方面对高 Nb-TiAl 合金中的  $\omega$  相进行讨论。

**关键词:** 高 Nb-TiAl 合金;  $\omega$  相; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.4<sup>+</sup>16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)07-1903-07

作为一种高温高性能 TiAl 合金, 高 Nb-TiAl 合金具有比传统 TiAl 合金更优异的高温强度、蠕变抗力和高温抗氧化能力, 是当前 TiAl 金属间化合物结构材料研究的热点, 已经在航空发动机和汽车发动机领域得到开发和应用<sup>[1-3]</sup>。Nb 元素的大量添加在对  $\gamma$  相进行固溶强化, 提高高 Nb-TiAl 合金强度的同时, 又由于 Nb 元素是  $\beta$  相稳定元素, 且熔点高, 熔炼过程中容易产生元素偏析, 导致高 Nb-TiAl 合金片层晶团晶界上含有大量的  $\beta/B2$  相, 形成  $\alpha_2+\gamma+\beta/B2$  三相 TiAl 合金<sup>[4-6]</sup>。近来研究表明, 有序的 B2 相会稳定的向室温有序相  $\omega$  相分解, 并形成 2 种有序相的混合组织<sup>[7]</sup>。室温有序的  $\omega$  相是一种亚稳脆性相, 对高 Nb-TiAl 合金的性能产生不利影响, 因此研究者对高 Nb-TiAl 合金的铸态组织、热加工组织以及高温热暴露组织中  $\omega$  相的形成规律、形成条件、组织演变等进行了广泛的研究<sup>[8-10]</sup>。综述了高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的形成规律、组织形态以及不同组织状态的高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的最新研究进展。

## 1 形成机理及组织形态

$\omega$  相发现于 1954 年, 主要在含有大量稳定  $\beta$  相元素的 Ti 合金以及 Zr 合金中<sup>[11,12]</sup>。Ti 合金中  $\omega$  相是在时效过程中从  $\alpha$  或者  $\beta$  相内析出的<sup>[12, 13]</sup>。黄泽文对高 Nb-TiAl 合金长时间暴露于服役温度下组织稳定性和力学性能的研究发现高 Nb-TiAl 合金中  $\alpha_2+\gamma$  片层组织以及 B2 相会发生分解, 以 2 种不同析出机制形成  $\omega$  相<sup>[14]</sup>。此外, 高 Nb-TiAl 合金某些温度下的高温变形同样导致  $\omega$  相的形

成, 并出现应变诱发的  $\omega$  相<sup>[10, 15]</sup>。

### 1.1 $\beta/B2$ 相内 $\omega$ 相的形成

高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相在  $\beta/B2$  相内的形成与 Ti 合金中  $\omega$  相在  $\beta$  相内的形成具有相同的形成机理和形成路径, 都是一个位移性转变过程<sup>[9]</sup>。Ti-46Al-5Nb-1W 合金在 700 °C 下暴露 5000 h 的组织中  $\omega$  相与 B2 相具有如下位向关系<sup>[16]</sup>:  $\{110\}_{B2} // \{1\bar{1}20\}_{\omega}$  和  $\langle 1\bar{1}1 \rangle_{B2} // \langle 0001 \rangle_{\omega}$ 。B2 相是体心立方结构  $a=0.316$  nm, 而  $\omega$  相是六方晶系结构  $a=0.448$  nm,  $c=0.263$  nm,  $c/a=0.587$ 。可以理解  $\omega$  相的形成是通过 B2 相的一对  $(222)_{\beta}$  面原子沿着  $\langle 111 \rangle_{\beta}$  晶向的一个中间位置崩溃, 剩下的另一对  $(222)_{\beta}$  不变而形成的, 并且位移性转变之后会进行化学成分的重新排列, 原子从 B2 相出发向  $\omega$  相移动<sup>[9, 16, 17]</sup>。然而,  $(222)_{\beta}$  没有崩溃成双层来形成理想的 P6/mmm 六边形结构, 而是产生 1 种  $P\bar{3}m1$  三角形结构, 最终形成扩散型  $\omega$  相或者结晶型  $\omega$  相 2 种。扩散型  $\omega$  相其晶体结构沿着  $(000)_{\beta}$  面和  $(222)_{\beta}$  面与理想  $\omega$  相发生偏离, 而结晶型  $\omega$  相遗传了 B2 相的化学稳定性且具有有序的 B82 或者 D88 晶体结构, 可以直接通过 B2 相转变形成, 也可以从亚稳的中间过渡  $\omega$  相通过内部有序转变或者位移重叠形成<sup>[9]</sup>。

高 Nb-TiAl 合金含有大量的高熔点 Nb 元素, 产生严重的偏析, 导致枝晶内含有大量的  $\beta/B2$  相<sup>[18]</sup>。 $\beta/B2$  相是铸态高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的主要来源。L. Song 等人对铸态高 Nb-TiAl 合金中片层晶团晶界处的  $\beta/B2$  相进行 TEM 分析, 发现在  $\beta/B2$  相内以及  $\beta/B2$  相与  $\gamma$  相的晶界处都有  $\omega$  相的析出, 并认为  $\omega$  相是在凝固组织冷却

收稿日期: 2015-07-31

基金项目: 国家自然科学基金 (51074058); 北京科技大学新材料国家重点实验室基金 (2013-ZD06); 太原理工大学校基金-青年团队基金 (2013T004)

作者简介: 张树志, 男, 1984 年生, 博士, 讲师, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6010022, E-mail: zhangshuzhi@tyut.edu.cn

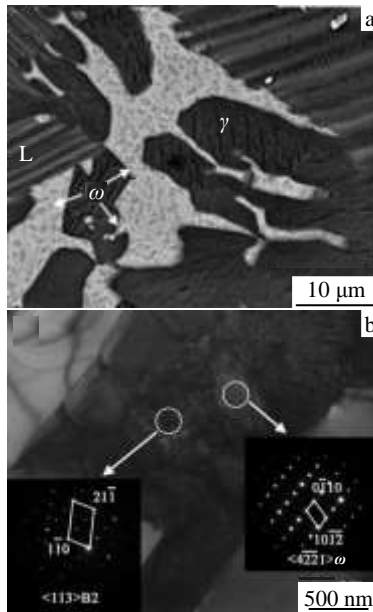


图 1 铸态高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相

Fig.1  $\omega$  phase in as-cast high Nb containing TiAl based alloy:

(a) SEM image and (b) TEM image<sup>[8]</sup>

过程中形成的,如图 1 所示<sup>[8]</sup>。在  $\beta/B2$  相内  $\omega$  相以均匀形核的方式析出,而在  $\beta/B2$  相与  $\gamma$  相的晶界处  $\omega$  相的形核机制为非均匀形核。与 Ti-45Al-7.5Nb-0.2W-0.1B-0.02Y 合金中  $\omega$  相相比, Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.1B-0.02Y 合金中  $\omega$  相的含量以及尺寸都有明显的增加。Ti-45Al-8.5Nb-0.3W-0.3B-0.05Y 合金中  $\omega$  相在 B2 相内析出,并与  $\omega$  相具有如下的位向关系:  $(0001)_\omega // (110)_{B2}$  和  $[11\bar{2}0]_\omega // [111]_{B2}$ <sup>[19]</sup>。

为了消除铸造缺陷、减少元素偏析,铸态高 Nb-TiAl 合金一般都需要进行热等静压处理(HIP)。在压力和温度的共同作用下,高 Nb-TiAl 合金中  $\beta/B2$  相内同样析出  $\omega$  相。对 Ti-45Al-10Nb 合金在 1280 °C, 200 MPa 下热等静压 2 h,发现白亮衬度的晶粒是有序 B82 结构的  $\omega$  相。这些  $\omega$  相是在温度低于 913 °C 时发生  $\beta/B2 \rightarrow \omega/B82$  的反应生成的,而当 TiAl 合金中 Nb 含量降低到 7.5 和 5 后,同样的热等静压工艺下不会形成  $\omega$  相<sup>[10, 20]</sup>。这是由于 Ti-45Al-10Nb 合金在 1280 °C 下处于  $\alpha+\beta+\gamma$  三相区,含有大量的  $\beta$  相,而 Ti-45Al-7.5Nb 合金以及 Ti-45Al-5Nb 合金处于  $\alpha+\gamma$  两相区,所以在随炉冷却到 913 °C 后只有 Ti-45Al-10Nb 合金中形成大量的  $\omega$  相,组织如图 2 所示<sup>[20]</sup>。Ti-45Al-10Nb 合金 1280 °C 热等静压后 B82 结构的  $\omega$  相的体积分数可以达到 10%,其化学成分为 Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb<sup>[21]</sup>。在 800 °C 对含有  $\omega$  相的 Ti-45Al-10Nb 合金进行等温热压缩后,发现  $\omega$  相具有良好的高温变形能力,在 (001) 晶面上产生大量的位错滑移<sup>[10]</sup>。黄泽文对

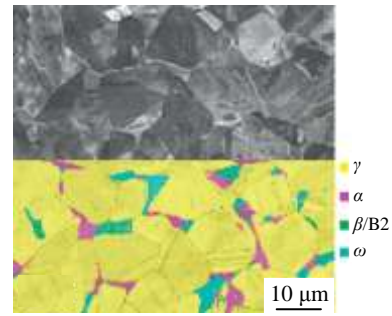


图 2 Ti-45Al-10Nb 合金热等静压后的组织

Fig.2 Microstructures of HIPed Ti-45Al-10Nb alloy<sup>[20]</sup>

Ti-46Al-5Nb-1W 合金的热等静压组织进行分析后,证明该合金中  $\beta$  相是晶格常数为 0.316 nm 的体心立方,而  $\omega$  相是六方晶系晶格常数  $a=0.448$  nm,  $c=0.263$  nm,  $c/a=0.587$ <sup>[16]</sup>。这就证明了  $\omega$  相的形成过程,即  $\beta$  相点阵的一对  $(222)_\beta$  晶面沿着  $\langle 111 \rangle_\beta$  晶向部分崩溃到一个中间位置而形成  $\omega$  相,这种部分崩溃形成的  $\omega$  相称为扩散  $\omega$  相<sup>[22, 23]</sup>。形成的  $\omega$  相镶嵌在体心立方  $\beta$  相的  $\{222\}$  晶面上,晶粒尺寸约为几个纳米。由于  $\beta$  相有 4 个  $\{111\}$  面,因此会形成 4 种  $\omega$  相的变体<sup>[16]</sup>。

$\omega$  相在热等静压过程的形成主要与热等静压的工艺和高 Nb-TiAl 合金的成分有关。高 Nb-TiAl 合金中  $\alpha+\beta$  两相区内,  $k_0=C_\alpha/C_\beta > 1$  ( $C_\alpha$  和  $C_\beta$  分别是 Al 在  $\alpha$  和  $\beta$  相内的浓度),因此在  $\beta \rightarrow \alpha$  的固态相变中, Ti 和 Nb 等  $\beta$  相稳定元素在  $\alpha$  相内浓度逐渐升高,导致最终的  $\beta$  相呈现稳定状态留在  $\alpha$  相的晶界上,而不转变成  $\alpha$  相,并且强  $\beta$  相稳定元素含量越高,这样的效果越明显<sup>[6]</sup>。Ti-44Al-8Nb-1B 合金  $\alpha$  转变温度升高,  $\alpha$  单相区扩大, 1310 °C 的热等静压温度处于  $\alpha$  单相区,热等静压后获得了全层片组织,  $\beta/B2$  相消失,并未形成  $\omega$  相<sup>[24]</sup>。用元素 Zr 部分代替 Ti-44Al-8Nb-1B 合金中的 Nb 元素后, Ti-44Al-4Nb-4Zr 合金的热等静压组织出现了显著的不同<sup>[7, 9]</sup>。热等静压后,合金中含有的  $\beta$  相表现出 2 种形态: 1 种是单元状结构,含有大量的直径为 1~2  $\mu\text{m}$  的胞状组织,另 1 种是在单元状结构之间含有大量的狭小的胞壁组织。由于细小颗粒团的聚集,胞壁组织比较粗糙,而单元状结构相对光滑。这样的胞状结构由  $\beta/B2+\omega$  相组成,并与临近的  $\alpha_2+\gamma$  片层晶团组织保持一定的位向关系,这说明  $\beta/B2+\omega$  相的胞状组织以及  $\alpha_2+\gamma$  片层晶团组织都由同一个  $\beta$  相形成,各相之间的位向关系为<sup>[7, 9]</sup>:  $\{111\}_\gamma // \{0001\}_{\alpha_2} // \{110\}_\beta // \{11\bar{2}0\}_\omega$  和  $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} // \langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta // \langle 0001 \rangle_\omega$ 。不论从尺寸和还是从位置上,  $\omega$  相在 B2 相内的析出都不均匀,在胞壁结构中含有大量的

细小  $\omega$  相，同时 B2 相有残余，而在胞状组织内，所有的  $\omega$  相都具有相同的取向。2 种不同类型的  $\omega$  相具有不同的晶体结构，单元状结构内  $\omega$  相是六方晶系的 B82- $\omega$  相，而胞壁结构的  $\omega$  相具有三方晶系，是 D88 结构<sup>[21,25,26]</sup>。B82 结构和 D88 结构最大的不同在于 Wyckoff 位置是否被占据。D88 结构的形成要求每个晶包的 18 个原子位置有 2 个空位，所以 D88 结构保留了更高的空位浓度<sup>[26]</sup>。可见，Zr 和 Nb 元素的共同添加对 B2 相内空位起到重要作用，导致热等静压后大量的 D88 结构的  $\omega$  相形成，并且 D88 结构  $\omega$  相内 Zr 和 Nb 元素含量大于 B82 结构<sup>[9]</sup>。Ti-44Al-4Nb-4Zr 合金热等静压冷却到室温的过程中，不仅发生 B2 相的崩溃，并且形成了三维的  $\omega$  相颗粒沉淀，如图 3 所示<sup>[9]</sup>。

由于  $\omega$  相的形成是一种位移性相变，固态相变的完成需要大量的元素扩散，因此  $\omega$  相的形成需要在一定温度下保温大量时间才能完成。黄泽文在高 Nb-TiAl 合金长时间热暴露方面进行了大量的研究，热暴露处理的温度一般都不高于 1000 °C，大多在高 Nb-TiAl 合金理论使用温度范围内进行，如 700, 800 °C<sup>[10,16,18,24]</sup>。Ti-46Al-5Nb-1W 合金 700 °C 热暴露过程中， $\omega$  相在  $\beta$  相内沉淀析出，并且随着热暴露时间的延长， $\omega$  相变的粗大，甚至可以达到 0.1  $\mu\text{m}$ 。随着暴露时间的延长， $\omega$  相粗大的同时，细小的  $\omega$  相向  $\beta$  相发生逆反应，重新溶解于母相  $\beta$  相中，也就是说随着暴露时间的延长， $\omega$  相的数量减少，但是在  $\beta$  相中的所占的面积增加，组织如图 4 所示<sup>[16]</sup>。

Ti-44Al-4Nb-4Zr 合金在 1360 °C 保温 1 h 炉冷到室温的处理中，在  $\beta$ /B2 相内同样形成大量的  $\omega$  相，尺寸约为 0.5~1  $\mu\text{m}$ ，如图 5a 所示<sup>[27]</sup>。Ti-44Al-4Nb-4Zr 合金在 700 °C 热暴露 1000 h 后，热等静压形成的光滑的单元状 B82 结构组织内析出高密度、5~10 nm 的细小 D88 结构  $\omega$  相，并且随着热暴露时间的延长，晶粒保持纳米尺寸<sup>[7,9]</sup>，如图 5b 所示。而 B82 组织中未析出 D88 结构的区域主要位于  $\omega$ + $\beta$ /B2 相晶处，这是由于晶界处原子空位容易逃逸而满足不了 D88 结构对空位的需求，D88 结

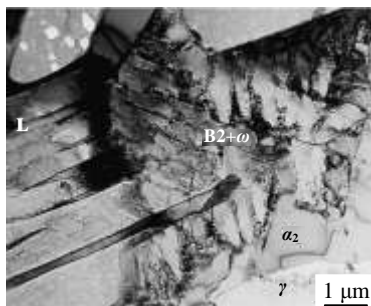


图 3 Ti-44Al-4Nb-4Hf 合金热等静压处理后的组织  
Fig.3 Microstructure of HIPed Ti-44Al-4Nb-4Hf alloy<sup>[9]</sup>

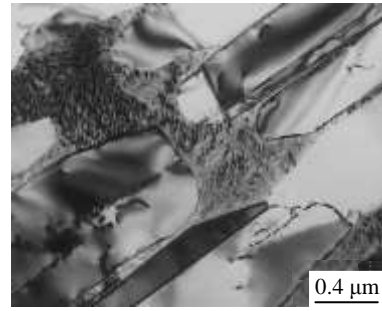


图 4 Ti-46Al-5Nb-1W 合金 700 °C 热暴露 3000 h 的组织  
Fig.4 Microstructure of Ti-46Al-5Nb-1W alloy after 3000 h thermal exposure at 700 °C<sup>[16]</sup>

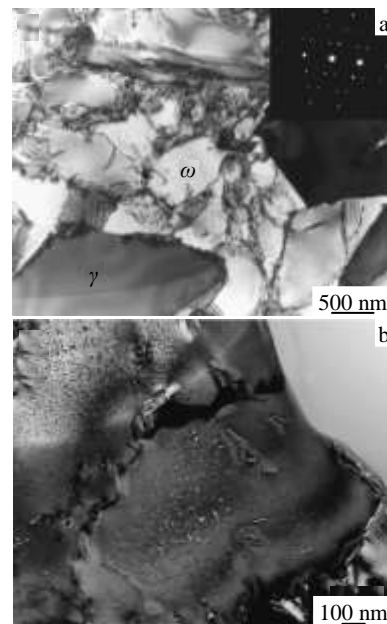


图 5 Ti-44Al-4Nb-4Zr 合金中  $\omega$  相  
Fig.5  $\omega$  phase in Ti-44Al-4Nb-4Zr alloy: (a) 1360 °C/1 h/FC and (b) 700 °C/1000 h<sup>[9,27]</sup>

构是 B82 结构的一种更有序变体<sup>[7,9,28]</sup>。用 Mo 元素逐渐代替合金中的 Zr 元素后，随着 Mo 元素含量的增加，热暴露过程中  $\omega$  相的析出量降低<sup>[27]</sup>。Ti-44Al-8Nb-0.2Si-1B 及 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-1B 合金在 1350 °C 的  $\beta$ + $\alpha$  两相区保温 1 h，炉冷到室温后， $\omega$  相在  $\beta$  相内析出，而当热处理工艺变为 1350 °C 保温 1 h 并 900 °C 保温 5 h 后，Ti-44Al-8Nb-0.2Si-1B 合金内  $\omega$  相没有出现，而 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-1B 合金内  $\omega$  相含量增加，可见 Zr 元素降低了  $\omega$  相析出温度<sup>[29,30]</sup>。

高温中  $\beta$  相是一种软质相，有足够的滑移系可以开动，具有良好的高温变形能力，变形过程中承受大量的塑性变形，而  $\beta$ /B2 相层错能高，容易发生动态回复，异

号位错相互抵消，有效的降低了应力集中，因此高温变形过程中， $\beta/B2$  相几乎不会发生破碎和动态再结晶，因此高温变形对  $\beta/B2$  相内  $\omega$  相的析出作用不大<sup>[15,31]</sup>。Ti-45Al-9Nb-Y 合金 1250 °C 锻造及轧制组织内含有大量的  $\omega$  相，但是这些  $\omega$  相是高温变形组织内的  $\beta/B2$  相随炉冷却到 950 °C 以下后发生  $\beta/B2 \rightarrow \omega$  相变生成的<sup>[15]</sup>。

### 1.2 $\alpha_2$ 相内 $\omega$ 相的形成

高 Nb-TiAl 合金除了含有一定量的  $\beta/B2$  相外，主要由大量的  $\alpha_2+\gamma$  片层组织组成，在一定条件下会发生  $\alpha_2 \rightarrow \omega$  或者  $\alpha_2+\gamma \rightarrow \omega$  的转变。Ti-44Al-8Nb-1B 全层片组织 700 °C 热暴露后  $\omega$  相有 2 种析出路径<sup>[18,24,32]</sup>：(1) 粗大的  $\alpha_2$  相发生平行分解形成细小片层的同时， $B2$  相+ $\omega$  相的混合组织(用  $B2(\omega)$ 表示)在细小的  $\alpha_2$  和  $\gamma$  板条界面上形成，并与  $\alpha_2+\gamma$  片层组织具有 Burgers 位向关系。(2)  $B2(\omega)$ 组织通过单一  $\alpha_2$  相的垂直分解形成并被夹在  $\alpha_2$  块状组织之间。 $B2(\omega)$ 首先在  $\alpha_2$  相和  $\gamma$  相板条界面上形成，然后向  $\alpha_2$  相内生长，导致  $\alpha_2$  板条的垂直分解。Ti-44Al-8Nb-1B 合金垂直分解和平行分解的组织如图 6 所示<sup>[24]</sup>。 $B2(\omega)$ 的形成位置 Nb 元素和 Ti 元素的含量略高于  $\alpha_2+\gamma$  片层组织，但不明显，这导致  $\alpha_2+\gamma$  片层组织向  $B2(\omega)$ 相的固态相变不需要大量的元素扩散，降低了固态相变的难度。 $B2(\omega)$ 相与母相  $\alpha_2$ 相之间，Ti 元素、Nb 元素以及 Al 元素的溶质分配系数约为 1，说明固态相变过程没有的元素大量扩散产生，即固态相变的成分阈值较低<sup>[18]</sup>。此外，垂直分解和平行分解导致界面上有大量的面缺陷和微观偏析，进一步增加了非共格  $\alpha_2/\gamma$  界面上的位错和缺陷，热暴露过程中 Ti 和 Nb 容易扩散和偏析到界面上，有利于  $B2(\omega)$ 在界面上的形核<sup>[24,33-35]</sup>。针对平行分解后  $B2(\omega)$ 相在细小  $\alpha_2+\gamma$  片层内的形成，Huang 进一步研究指出<sup>[18]</sup>：首先， $B2(\omega)$ 相块状组织的出现总是伴随着位错网的出现，即  $B2(\omega)$ 相与母相  $\alpha_2+\gamma$  片层组织之间出现晶格错配，因此沿位错线的扩散将会出现；其次， $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$  的相变速率不同，由于成分上的差异，

$B2(\omega)$ 相首先在  $\alpha_2$  相内形成，然后向  $\gamma$  相生长， $\gamma$  相的被动溶解速率比较慢，导致  $B2(\omega)$ 相块体之间含有少量的细小  $\gamma$  相；最后， $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$  的转变容易在片层晶团的晶界上，而不是晶界内。

高温变形中，热力交互作用下，合金组织发生显著变化，粗大晶粒破碎，发生动态再结晶，发生形变诱发相变等组织变化。高 Nb-TiAl 合金的高温变形促进了  $\alpha_2$  相向  $\omega$  相的转变，缩短了  $\omega$  相的形成时间<sup>[10,15,36]</sup>。Ti-45Al-7.5Nb 合金 800 °C 高温压缩变形后，变形组织内形成  $\omega$  相，而 900 °C 高温变形组织内没有发现  $\omega$  相的形成<sup>[10]</sup>。在变形组织内与  $\omega$  相同时出现的是衬度更深的二次  $\gamma$  相，Al 元素含量更高，且二次  $\gamma$  相总是出现在  $\omega$  相的附近。因此  $\omega$  相的形成可以用  $\alpha_2 \rightarrow \omega+\gamma$  反应来描述，由于  $\omega$  相内 Nb 元素含量高于  $\alpha_2$  相，因此形成的二次  $\gamma$  相含有更多的 Al 元素。为了进行对比研究，Ti-45Al-7.5Nb 合金 800 °C 热暴露 1000 h 后，晶界上同样形成  $\omega$  相以及二次  $\gamma$  相。可见，高温变形显著的促进了  $\omega$  相的形成，在 2000 s 内即可形成大量的  $\omega$  相，这与应力导致的变形过程以及动态再结晶有关。由于 Nb 元素在 800 °C 的扩散速率很小，因此热暴露形成  $\omega$  相需要很长的扩散时间<sup>[37]</sup>。而在高温变形过程中，由于动态再结晶二次  $\gamma$  相的形成， $\alpha_2$  相内 Nb 元素含量增加，为  $\omega$  相的形成提供了条件，因此高温变形促进了  $\omega$  相的形成。Ti-45Al-7.5Nb 合金 800 °C 热变形组织及高温暴露 1000 h 组织如图 7 所示。高 Nb-TiAl 合金变形组织中  $\omega$  相含量除了与变形温度有关外，还随着 Nb 元素含量的增加而增加。此外由于 C 元素是稳定  $\alpha$  相元素，因此高 Nb-TiAl 合金中添加 C 元素可以有效的抑制  $\omega$  相的形成<sup>[38]</sup>。

## 2 力学性能

Cheng 认为  $\omega$  相可以提高合金的蠕变性能，Zr 元素的添加提高了  $\omega$  相的低温稳定性，因此改善了合金的蠕变性能<sup>[29]</sup>。Ti-44Al-8Nb-1B 合金铸态全层片组织或者锻

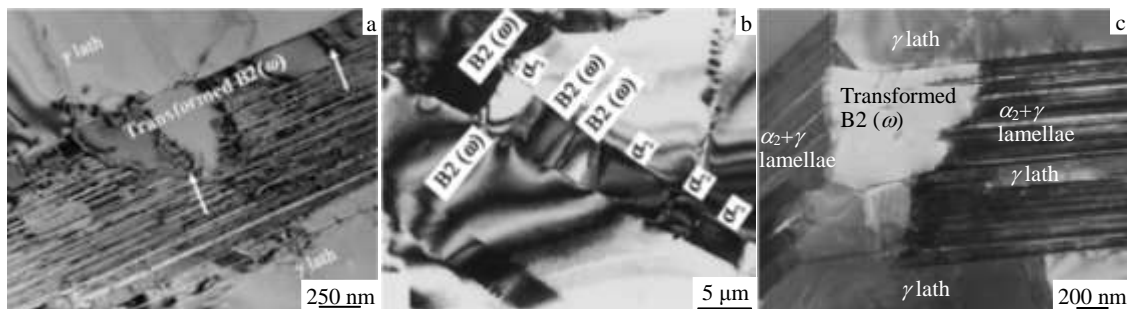


图 6 Ti-44Al-8Nb-1B 合金 700°C 热暴露组织

Fig.6 Microstructure of Ti-44Al-8Nb-1B alloy after thermal exposed at 700 °C: (a) parallel decomposition, (b) perpendicular decomposition, and (c)  $B2(\omega)$  phase at grain boundary<sup>[18, 24, 32]</sup>



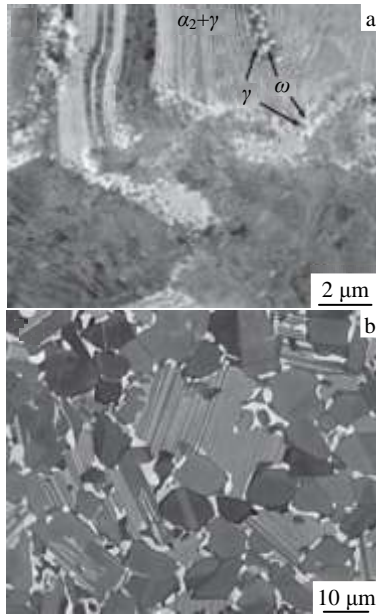


图 7 Ti-45Al-7.5Nb 合金中的  $\omega$  相

Fig.7  $\omega$  phase in Ti-45Al-7.5Nb alloy: (a) deformed microstructure at 800 °C and (b) microstructure after 1000 h thermal exposure at 800 °C<sup>[10]</sup>

态全层片组织在 700 °C 长达 10000 h 的热暴露过程中，层片组织发生分解，对其力学性能产生重大影响，如图 8 所示，室温伸长率仅仅为原始铸态组织的 1/5 或者锻态组织的 1/3，引起了明显的脆性，但是却对  $S-N$  疲劳强度没有明显的影响<sup>[18]</sup>。此外，也有研究表明 800 °C， $\omega$  相具有良好的变形能力<sup>[10]</sup>。

$\omega$  相的析出对 B2 相具有显著的析出强化效果<sup>[39]</sup>。

Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金中 B2 相的纳米硬度为 8.3 GPa，而 B2 相中含有尺寸为 5~100 nm 的  $\omega$  相后，B2+ $\omega$  混合组织的纳米硬度达到 11.3 GPa， $\omega$  相长大为晶粒尺寸 100~200 nm 的椭圆后，B2+ $\omega$  混合组织的纳米硬度低到 9.8 GPa，依然高于 B2 相的纳米硬度。

### 3 $\omega$ 相的消除

$\omega$  相是硬质的脆性相，严重影响了高 Nb-TiAl 合金塑性和高温变形能力，不利于高 Nb-TiAl 合金的工程化应用，因此需要消除。当前通常使用热处理的方法对高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相进行消除，同时也可以采用添加 C 元素、Mo 元素以及提高 Al 元素含量的方法减少  $\omega$  相的形成。

T. T. Cheng 认为 Ti-44Al-8Nb-Nb 合金中  $\omega \rightarrow \beta/B2$  的相转变开始温度为 750 °C<sup>[40]</sup>，而 L. Song 等人发现对铸态高 Nb-TiAl 合金进行 900 °C 热处理可以有效的减少合金中  $\omega$  相，促进  $\omega \rightarrow \beta/B2$  的相变发生，但是要完全消除  $\omega$  相需要更长的热处理保温时间，此外，更高温度

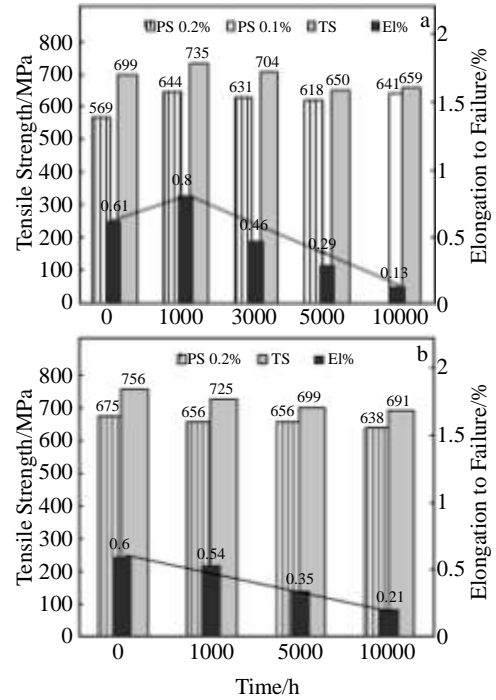


图 8 Ti-44Al-8Nb-1B 铸态和锻态合金的弹性极限应力(PS)、抗拉强度(TS)以及伸长率(EI)与 700 °C 暴露时间的关系

Fig.8 Tensile properties of Ti-44Al-8Nb-1B alloy showing the effects of increasing exposure time at 700 °C in air on the 0.2% (0.1%) proof stress (PS), tensile strength (TS) and elongation to failure (EI%) obtained at room temperature: (a) as-cast and (b) as-forged<sup>[18]</sup>

的全层片热处理同样可以消除高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的存在<sup>[8,41]</sup>。

Ti-45Al-7.5Nb-(0, 0.25, 0.5)C 3 种合金在 800 °C 高温变形后，发现随着含碳量的增加， $\omega$  相的析出量越少，如图 9 所示，这是由于添加 C 元素阻碍了变形过程中动

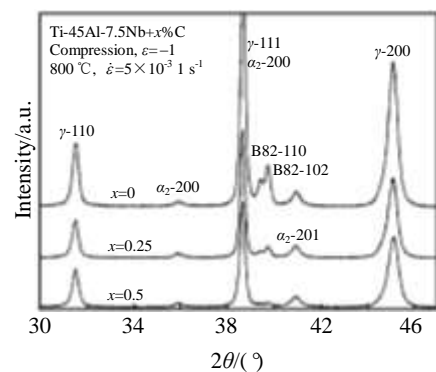


图 9 不同含 C 量的 Ti-45Al-7.5Nb 合金 800 °C 高温压缩 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of Ti-45Al-7.5Nb with different C contents after compression at 800 °C<sup>[10]</sup>

态再结晶的产生,同时 C 元素是稳定  $\alpha$  相元素,阻碍了  $\alpha_2$  相的分解,减少了  $\omega$  相的形成<sup>[10]</sup>。Al 元素在 Ti-Al-X 系合金中可以降低 B2 相内部自由电子的体积,而减少  $\omega$  相在 B2 相内的形成<sup>[42,43]</sup>,因此可以提高 Al 元素在高 Nb-TiAl 合金中含量,较少  $\omega$  相的形成。此外在高 Nb-TiAl 合金中添加溶质分配系数低的 Mo 元素或者用 Mo 元素代替 Zr 元素可以显著的减少  $\omega$  相在热处理过程中的出现<sup>[27]</sup>。

## 4 结 语

$\omega$  相在高 Nb-TiAl 合金的铸态组织、热加工及热暴露组织中广泛存在,给高 Nb-TiAl 合金的力学性能带来严重的影响。在热加工及热暴露过程中发生  $\alpha_2$  相及 B2 相向  $\omega$  相的转变, $\omega$  相是硬质脆性相,因此含有  $\omega$  相的高 Nb-TiAl 合金硬度上升的同时,塑性进一步恶化,不利于高 Nb-TiAl 合金的工程化应用,需要对高 Nb-TiAl 合金中的  $\omega$  相进行消除。高于  $\omega$  相溶解温度的热处理工艺可以消除  $\omega$  相,获得  $\omega$  相重新固溶或者全层片的高 Nb-TiAl 合金组织,同时在高 Nb-TiAl 合金中添加  $\alpha$  相稳定元素 C 或者添加低溶质分配系数的 Mo 等合金化元素都可以减少  $\omega$  相的形成。但是不论是热处理还是添加其他合金元素都不能完全消除  $\omega$  相对高 Nb-TiAl 合金力学性能的不利影响,因此需要进一步开展高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的研究,为高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相的消除奠定理论基础,同时进一步综合评价高 Nb-TiAl 合金中  $\omega$  相对力学性能的影响,做好  $\omega$  相含量的控制。

## 参考文献 References

- [1] Lin Junpin(林均品), Chen Guoliang(陈国良). *Materials China* (中国材料进展)[J], 2009, 1: 31
- [2] Wang Xing(王 兴), Lin Junpin(林均品), Zhang Laiqi(张来启) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1472
- [3] Clemens H, Kestler H. *Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(9): 551
- [4] Zhang Yonggang(张永刚), Han Yafang(韩雅芳), Chen Guoliang (陈国良) *et al. Structural Intermetallics*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001
- [5] Xu X J, Lin J P, Wang Y L *et al. Journal of Alloys And Compounds* [J], 2006, 414(1-2): 131
- [6] Huang Z W. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(10): 1021
- [7] Huang Z W. *Intermetallics*[J], 2013, 42: 170
- [8] Song L, Zhang L Q, Xu X J *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 68(12): 929
- [9] Huang Z W. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(8): 1689
- [10] Stark A, Bartels A, Clemens H *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2008, 10(10): 929
- [11] Frost P D, Parris W M, Hirsch L L *et al. Transactions of the American Society of Metals*[J], 1954, 46: 231
- [12] Hickman B S. *Journal of Materials Science*[J], 1969, 4(6): 554
- [13] Williams J C, Hickman B S, Leslie D H. *Metallurgical Transactions*[J], 1971, 2(2): 477
- [14] Huang Z W, Voice W, Bowen P. *Intermetallics*[J], 2000, 8(4): 417
- [15] Zhang S Z, Kong F T, Chen Y Y *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 208
- [16] Huang Z W, Voice W E, Bowen P. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 329-331: 435
- [17] Djanarthany S, Viala J C, Bouix J. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2001, 72(3): 301
- [18] Huang Z W, Cong T. *Intermetallics*[J], 2010, 18(1): 161
- [19] Yan Y Q, Zhou L, Wang W S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2003, 361(1-2): 241
- [20] Chladil H F, Clemens H, Zickler G A *et al. International Journal of Materials Research*[J], 2007, 11: 1131
- [21] Bendersky L A, Boettinger W J, Burton B P *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38(6): 931
- [22] Sikka S K, Vohra Y K, Chidambaram R. *Progress In Materials Science*[J], 1982, 27(3-4): 245
- [23] Shao G, Miodownik A P, Tsakiroopoulos P. *Philosophical Magazine A*[J], 1995, 71(6): 1389
- [24] Huang Z W, Voice W, Bowen P. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(1): 79
- [25] Bendersky L A, Burton B P, Boettinger W J *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 24(8): 1541
- [26] Banerjee S, Tewari R, Mukhopadhyay P. *Progress in Materials Science*[J], 1997, 42(1-4): 109
- [27] Jiang H, Hu D, Wu X. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 475(1-2): 134
- [28] Tewari R, Mukhopadhyay P, Banerjee S *et al. Acta Materialia*[J], 1999, 47(4): 1307
- [29] Cheng T T, Willis M R. *Scripta Materialia*[J], 1998, 39(9): 1255
- [30] Cheng T T, Willis M R, Jones I P. *Intermetallics*[J], 1999, 7(1): 89
- [31] Clemens H, Chladil H F, Wallgram W *et al. Intermetallics*[J], 2008, 16(6): 827
- [32] Huang Z W, Zhu D G. *Intermetallics*[J], 2008, 16(2): 156
- [33] Du X W, Zhu J, Zhang X *et al. Scripta Materialia*[J], 2000, 43(7): 597
- [34] Appel F, Beaven P A, Wagner R. *Acta Metallurgica et Materialia*

- [J], 1993, 41(6): 1721
- [35] Pond R C, Shang P, Cheng T T *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48(5): 1047
- [36] Cheng L, Chang H, Tang B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 552: 363
- [37] Bystrzanowski S, Bartels A, Clemens H *et al. Intermetallics*[J], 2005, 13(5): 515
- [38] Imayev R M, Imayev V M, Oehring M *et al. Intermetallics*[J], 2007, 15(4): 451
- [39] Schloffer M, Rashkova B, Schöberl T *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 64: 241
- [40] Cheng T T, Loretto M H. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(13): 4801
- [41] Zhang Shuzhi(张树志). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin University of Technology, 2013
- [42] Shao G, Tsakiroopoulos P, Miodownik A P. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 216(1-2): 1
- [43] Shao G, Tsakiroopoulos P. *Materials Science and Engineering A* [J], 2002, 329-331: 914

## Research Progress of $\omega$ Phase in High Nb Containing TiAl Based Alloy

Zhang Shuzhi<sup>1</sup>, Zhang Changjiang<sup>1</sup>, Hou Zhaoping<sup>1</sup>, Kong Fantao<sup>2</sup>, Chen Yuyong<sup>2</sup>

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. State Key Laboratory of Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** High Nb containing TiAl based alloy has more excellent mechanical properties than traditional TiAl based alloy, but  $\omega$  phase which is a hard and brittle phase in as-cast, as-worked and thermal exposed high Nb containing TiAl based alloy in the range of service temperature is bad for the improvement of mechanical properties and limits the further application of high Nb containing TiAl based alloy. In the present paper, the progress in research on  $\omega$  phase in high Nb containing TiAl based alloy is summarized. Mechanism of  $\omega$  phase formation, microstructure morphology, the effect on mechanical properties and elimination of  $\omega$  phase in high Nb containing based alloy are discussed.

**Key words:** high Nb containing TiAl based alloy;  $\omega$  phase; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Zhang Shuzhi, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6010022, E-mail: zhangshuzhi@tyut.edu.cn