

# TB2钛合金亚稳 $\beta$ 相的分解特性

上海钢铁研究所 姚锦声 北京航空学院 王世洪

## 摘 要

本文主要研究TB2合金在等温和时效过程中亚稳 $\beta$ 相的转变规律,测定了等温分解和时效动力学曲线、各个阶段析出相的性质与取向关系,以及时效硬化特性等。并发现合金成分、纯度、固溶温度及时效加热速度等对时效过程均有明显的影响。

## 一、前 言

TB2属Ti-Mo-V-Cr-Al系亚稳 $\beta$ 型合金,经固溶时效处理可达到高强度水平。为了保证强度与韧性及其他机械性能之间的最佳匹配,热处理是关键环节之一。而作为其基础的合金相变性质,以往的工作<sup>[1]</sup>对此虽有揭示,但不系统 and 深入,特别是低温转变部分,本研究弥补了这方面的不足。

## 二、试验过程

原材料为TB2合金直径5mm的冷拔线材及1.6mm厚的板材,其化学成分见表1。

表1 TB2合金的化学成分(重量%)  
Table 1 Chemical Composition of TB2 Alloy(wt.%)

元 素	Mo	V	Cr	Al	Fe	Si	O	N	C	H
线 材	5.25	5.06	7.86	3.21	0.136	0.026	0.18	0.0182	0.032	
板 材	4.90	5.05	7.54	2.72	0.12	0.047	0.13	0.025	0.016	0.010

全部试样的热处理均在锡浴炉内进行,温度波动小于 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 。金相试样及薄膜均按常规方法制备。显微组织及结构分析手段包括光学金相显微镜(LM),JSM扫描电镜(SEM)、DX-201、JEM-1000A及JEM-200A、透射电镜(TEM),维氏硬度在TM型硬度计上测定。

本批炉次的合金相变点为 $770^{\circ}\text{C}$ (线材)及 $760^{\circ}\text{C}$ (板材)。

### 三、试验结果与分析

#### 1. 等温转变

TB2 合金试样在 800°C 经 30 分钟固溶处理后转入锡浴炉等温，温度范围为 250~700°C，间隔 50°C；时间由 2 分钟至 1000 小时，处理后水冷。由此测定  $\beta$  相分解动力学及确定转变产物的结构性质与取向关系，并鉴定在长期加热后，合金是否发生共析转变。为避免  $\beta$  相初期分解产物与合金中难溶夹杂质点相混淆，试验中采用扫描和透射电镜来确定等温转变的起始点，效果良好，见图 1。由此建立的等温转变动力学曲线（图 2），按其性质可分为高温（450~700°C）、中温（350~400°C）及低温（250~300°C）三个区。

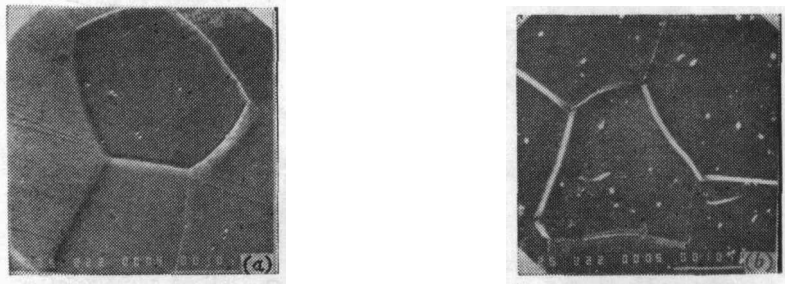


图 1  $\beta$  相分解初期的组织特征 (SEM, 2200×)  
(a) 500°C, 2 分钟 (b) 500°C, 10 分钟

Fig.1 Microstructure features at initial stages of  $\beta$ -phase decomposition

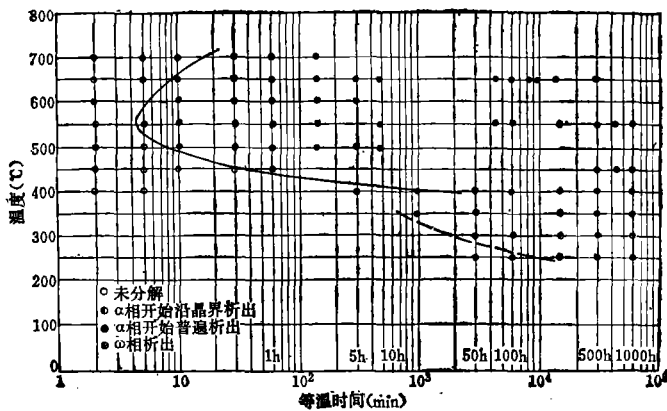


图 2 TB2 合金等温转变曲线

Fig.2 TTT diagram for TB2 alloy

高温部分：在等温转变期间，亚稳  $\beta$  相中直接析出  $\alpha$  相，其特征是优先形成晶界  $\alpha$ ，随后出现晶内魏氏  $\alpha$ ，见图 3 (a)。随着温度下降，晶界  $\alpha$  的数量逐渐减少，而晶内  $\alpha$  的弥散度增加，同时组织中保留的  $\beta$  相数量也有所下降（与各温度下平衡组织相对应）比较图 3 (b) 及 3 (c)。在动力学上，以 550°C 转变最快，孕育期约为 2 分钟。根据选区电子衍射分析，在此温度区间形成的  $\alpha$  相符合 Burgers 关系，即  $(0001)_\alpha // (110)_\beta$ ,  $[11\bar{2}0]_\alpha // [\bar{1}11]_\beta$ ，因此属于 I 型  $\alpha$ ，在试验温度范围内未发现 II 型  $\alpha$ ，见图 4。

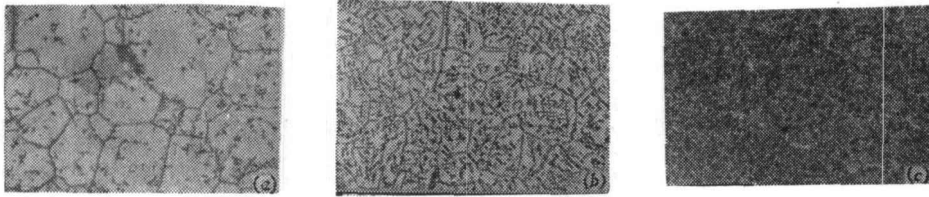


图 3 TB2 合金在高温区的等温转变组织 (LM, 500×)

(a) 650°C 1 小时 (b) 650°C 500 小时 (c) 550°C 1000 小时

Fig.3 Optical micrographs of isothermally treated TB2 alloy in the higher temperatures

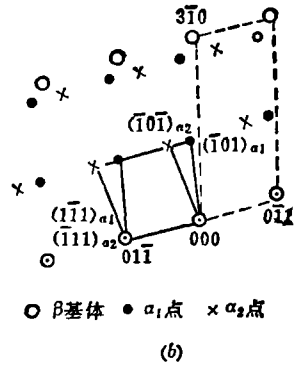
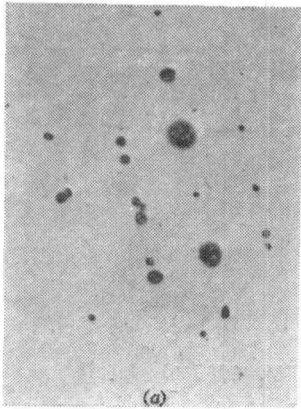


图 4 与图 3(c) 对应的电子衍射图, [133]̢晶带

Fig.4 Selected area diffraction pattern corresponding to Fig.3(c), [133]̢zone

在中温区域 (350~400°C),  $\beta$  相分解速率明显下降, 400°C 16 小时等温处理后仍为单相  $\beta$ , 50 小时晶内才明显出现雪花状  $\alpha$ , 其精细结构已与高温魏氏  $\alpha$  不同, 后者呈单片状, 而雪花状  $\alpha$  是由无数高度弥散的点状  $\alpha$  组成的群体, 见图 5, 这类似于文献 [5] 中的筏形  $\alpha$ , 表明形核机制已有变化。



400°C, 50 小时, 50000×

图 5 中温与高温区形成的晶内  $\alpha$  对比 (TEM)

Fig.5 Contrast of internal  $\alpha$  morphologies precipitated at medial and high temperatures

在低温区 (250~300°C) 析出相呈点状均匀分布, 经选区电子衍射确定析出产物是具有六方结构的  $\omega$  相, 取向关系为  $(2\bar{1}10)_\omega // (1\bar{1}0)_\beta$ ,  $[0001]_\omega // [111]_\beta$ , 见图 6。在

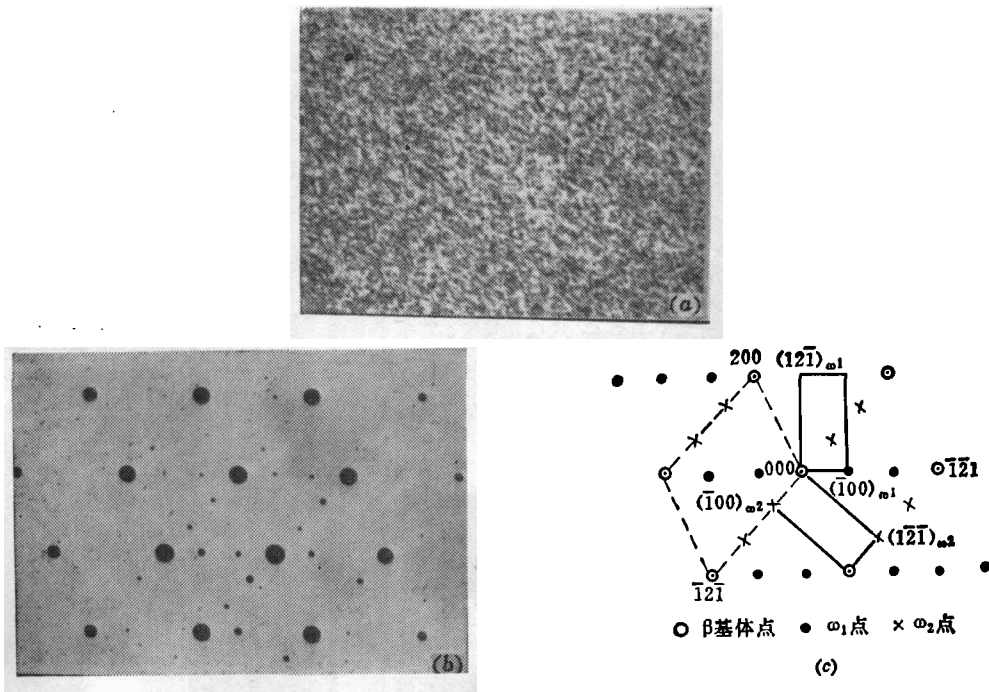


图 6 TB2 合金 250°C 等温 1000 小时后的电镜明场照片 (50000 $\times$ ) 及电子衍射图, [012] 晶带  
Fig.6 Light field TEM micrograph and electron diffraction pattern of isothermally treated TB2 at 250°C for 1000 hrs, [012] $\beta$  zone

300°C 等温处理 50 小时已有  $\omega$  相出现, 250°C 时的  $\omega$  相形成速度减慢, 100 小时后才观察到  $\omega$  相形成。

图 7 是 TB2 合金线材等温处理后的硬度变化曲线, 表明合金的硬化效应与组织变化是一致的。低温部分的硬化速率很低, 250°C 100 小时后硬度始有变化, 250 小时后急剧增加, 这是  $\omega$  相大量析出所致。温度较高时, 时效硬化速率加大, 但仍需 100 小时以上, 方可达到峰值硬度或进入稳定阶段, 这比实际生产中采用的时效时间要长得多。

另一个值得关心的问题是该合金由于含有铬, 在长期加热中是否会因共析转变,  $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiCr}_2$ , 而导致材料脆化? 在本试验规范内, 结构分析未发现  $\text{TiCr}_2$  相, 表明 TB2 合金具有良好的热稳定性。

## 2. 时效处理

TB2 合金线材经 800°C 加热 30 分钟水淬后, 于 250~650°C 分别进行时效处理, 处理时间最长达 500 小时。时效过程中  $\beta$  相的分解特性与等温转变基本相同。高温时效转变产物为  $\alpha$  相, 低温 (300°C 以下) 为  $\omega$  相, 只是分解速率加快, 整个 C-曲线左移, 见图 8, 析出相的弥散度也有所增加, 这种现象在其他  $\beta$  型合金中也曾发现<sup>[8]</sup>, 据推断和淬火空位浓度的增加及时效加热期间  $\beta$  固溶体发生了预沉淀有关。

时效过程中的硬度变化与等温转变时十分相似, 其中以 550°C 时效硬化速率最快, 时效 8 小时后硬度已接近峰值。650°C 时效合金处于过时效状态, 而 500°C 以下时效、硬化速率较低, 100 小时尚未达到峰值。目前工业应用中采用 500°C 时效 8 小时的规范, 从组织及硬度来看, 均未进入稳定阶段, 值得进一步研究。

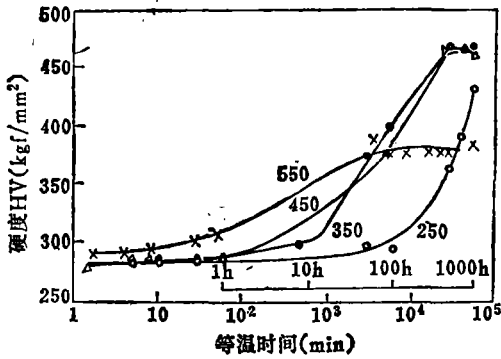


图7 TB2合金硬度与等温温度及时间的关系  
Fig.7 Relationship among hardness isothermally treated temperatures and times

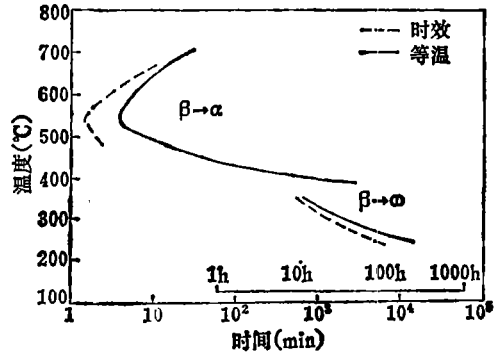


图8 TB2合金等温及时效转变动力学曲线  
Fig.8 Curves of isothermal and aging transformation kinetics in TB2 alloy

### 3. 固溶温度及冷却速度对时效组织的影响

试验中分别选用了900°C, 800°C及730°C进行固溶处理, 随后在550°C时效25~100小时, 以对比时效效应之差异。其中730°C处于 $\alpha + \beta$ 两相区, 图9为相应硬度曲线, 从中可以看出, 730°C固溶处理的时效硬化率较高, 但最终硬化效果不如 $\beta$ 区固溶处理的。在组织上两相区淬火组织, 因存在少量初生 $\alpha$ 相, 相界面是优先形核位置, 促使次生 $\alpha$ 相析出, 故时效硬化较快, 但 $\beta$ 相分解总量下降, 以致峰值硬度较低。同样, 试验证实, 降低淬火速度, 如用空冷, 也会减弱时效硬化效应。

### 4. 其他影响因素

不同炉次的原材料, 由于实际化学成分及加工工艺的差异, 会给时效动力学带来明显的影响。例如, 一炉TB2板材(含0.13%氧), 其 $\beta$ 相分解速率就比同一合金的线材(该炉次含0.18%氧)低得多。氧属强 $\alpha$ 稳定化元素, 有降低 $\beta$ 相稳定性, 促使 $\alpha$ 相析出的作用, 对于合格成分范围的 $\alpha - \beta$ 型合金影响并不显著, 但对 $\beta$ 型合金则不可忽视。另外, 时效加热速度的影响也需考虑, 慢加速, 由于 $\beta$ 固溶体的预沉淀, 将导致最终时效析出过程的加快, 提高次生 $\alpha$ 相的弥散度及均匀性。这一切均意味着, 高强 $\beta$ 型合金的时效组织对工艺因素十分敏感, 值得进一步深入研究。

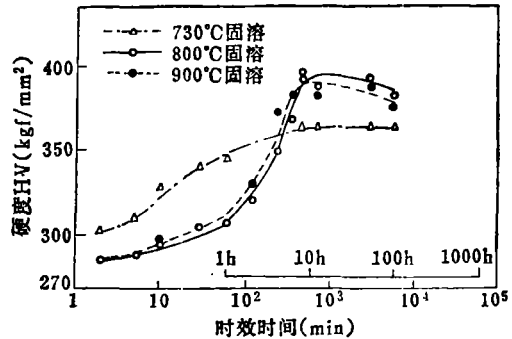


图9 固溶温度对时效硬度的影响  
Fig.9 Effect of solution-treatment temperatures on aging hardness

## 四、结 论

1. 确定了TB2合金线材等温转变曲线的起始位置。合金在400~700°C之间, 亚稳 $\beta$ 相直接析出 $\alpha$ 相, 两相取向关系为 $[11\bar{2}0]_{\alpha} // [\bar{1}11]_{\beta}$ ,  $(0001)_{\alpha} // (110)_{\beta}$ , 符合 Burgers

关系。在试验范围内, TB2合金在高温长时间等温后, 未发现共析转变产物。

TB2合金在 250~300°C 长期等温, 发生  $\beta \rightarrow \omega$  转变, 其取向关系为  $[0001]_{\omega} // [111]_{\beta}$ ,  $(2110)_{\omega} // (110)_{\beta}$ 。

2. 确定了 TB2 合金线材时效转变曲线, 与等温转变相比, 曲线左移。

3. 提高淬火加热温度或淬火速度, 有利于时效过程中亚稳  $\beta$  相的分解。

4. 合金实际化学成分的波动及时效加热速度对亚稳  $\beta$  相分解速率有明显影响, 是控制时效组织的重要因素。

参加本研究工作的还有谢希文、梁佑明、李春志同志。

此外, 原材料由有色金属研究总院 202 室提供, 试验中得到该院陈海珊、张翥工程师的热情帮助, 谨表示衷心感谢。

### 参 考 文 献

- [1] 有色金属研究院, 介稳定  $\beta$  钛合金 TB2 中的两个新的温度参数, 稀有金属, (1979), vol. 1.1.
- [2] Naik, Uma M., Omega and alpha precipitation in Ti-15Mo alloy, proceedings of the Fourth Inter. conf. on titanium, (1980), 1335.
- [3] Toran, J. R., Biederman. R. R., Phase Transformation Study of Ti-10V-2Fe-3Al, *ibid*, 1571.
- [4] de Fontaine, D., *Acta Met.*, (1970), 18, 275.
- [5] Williams, J. C., *Critical Review in Titanium Science and Technology*, (1973), V.3, 1433.
- [6] Rhodes, C. G., and Paton, N. E., The Influence of Microstructure on Mechanical Properties in Beta C Met. *Trans.*, 8A, (1977), 1749.

# PRECIPITATION CHARACTERISTICS OF METASTABLE $\beta$ PHASE IN TITANIUM ALLOY TB2

*Yao Jinsheng*

*(Shanghai Institute of Iron and Steel)*

*Wang Shihong*

*(Beijing Institute of Aeronautics and Astronautics)*

## Abstract

The purpose of the research is to study the transformation behavior of metastable  $\beta$  phase and to establish relationship between microstructure and parameters of heat treatment in TB2 alloy. Quantitative optical and scanning electron microscopy methods have been used to measure the extent of transformation. The crystal structure and orientation relationship have been identified by electron diffraction analysis. According to the results of experiments, isothermal and aging transformation diagrams are illustrated. The factors exerting effect on transformation kinetics are also discussed. It is found that the  $\alpha$  phase is directly precipitated from the metastable  $\beta$  phase at 400 to 700°C and follows the well known Burgers orientation relationship, i. e.  $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ ,  $\langle 110 \rangle_{\beta} // \langle 0001 \rangle_{\alpha}$  referred to as type 1. At temperature below 400°C,  $\beta$  phase transforms into  $\omega$ , an intermediate precipitate, which is related to  $\beta$  matrix by the orientation relationship  $\langle 0001 \rangle_{\omega} // \langle 111 \rangle_{\beta}$ ,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\omega} // \langle 110 \rangle_{\beta}$ . The remarkable influence of the solution-ning temperature, content of oxygen and heating rate of aging on the transformation kinetics of the alloy is confirmed.