

## $\omega$ 相对 Ti10V2Fe3Al 合金性能的影响

李士凯, 余 魏, 廖志谦, 闫飞昊, 王美姣

(洛阳船舶材料研究所, 洛阳 471039)

**摘 要:** 采用透射电镜和金相显微镜等分析方法, 研究 Ti10V2Fe3Al 合金  $\omega$  相的形成规律和  $\omega$  相对合金性能的影响。结果表明: 当采用双重退火制度时, 第一退火温度高于相变点或第二退火温度低于再结晶温度时, 有大量  $\omega$  相析出, 此时合金的强度较高, 但塑性非常差, 无法满足使用要求; 同时, 在采用单重热处理制度的条件下, 当处理温度高于相变点时, 随着处理温度的升高,  $\omega$  相析出迹象越明显, 合金的塑性降低。

**关键词:** Ti10V2Fe3Al 钛合金;  $\omega$  相; 热处理

中图分类号: TG146.23

文献标志码: A

## Effects of $\omega$ phase on properties of Ti10V2Fe3Al alloy

LI Shi-kai, YU Wei, LIAO Zhi-qian, YAN Fei-hao, WANG Mei-jiao

(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471003, China)

**Abstract:** The effect of heat treatments on the precipitation of  $\omega$  phase are studied using TEM and optical microscope. The effects of  $\omega$  phase on the tensile properties of the alloy also were conducted. The results show that by solution treatment just above the  $\beta$ -transus and air cooling, a small amount of athermal  $\omega$  phases precipitate. And aging treatment above recrystallization temperature performed subsequent to the solution will largely increase the content and somewhat the size of  $\omega$  phase, which results in the strength increasing extremely and very low plastic. On the other hand, if the solution treatment in  $\alpha+\beta$  phase top field and aging treatment below recrystallization temperature, finely dispersed isothermal  $\omega$  phase could precipitate considerably in  $\beta$  phase zone, which also leads to high strength and nearly brittle breaking.

**Key words:** Ti10V2Fe3Al alloy;  $\omega$  phase; heat treatment

Ti10V2Fe3Al 合金是美国钛金属公司(TIMET)于 20 世纪 70 年代初为适应损伤容限设计准则而生产的高结构效益、高可靠性和低成本的近  $\beta$  型合金, 具有优异的可锻性及强韧性匹配, 用于代替 30CrMnSiA 结构钢可实现减轻结构质量约 40%, 代替 TC4 合金可实现减轻质量约 20%。目前该合金在飞机和直升机制造中得到了广泛的应用, 如超山猫直升机的旋翼浆毂、A380 客机和 Boe777 客机的起落架等<sup>[1-2]</sup>。

20 世纪 80 年代初我国对 Ti10V2Fe3Al 进行了系列研究, 到目前为止重点研究的内容包括两方面: 一是  $\beta$  斑问题<sup>[3]</sup>, 由于该合金含 Fe 元素达到 2%(质量分数), 容易引起偏析, 造成局部相变点降低, 在后续锻

造和热处理过程中, 形成不含初生  $\alpha$  相或初生  $\alpha$  相含量较低的局部不均匀区, 对合金的塑性和疲劳性能产生非常不利的影响; 二是热处理、锻造对合金性能的影响<sup>[4-8]</sup>, 主要还是集中在初生  $\alpha$  相的含量和形貌对合金性能的影响。Ti10V2Fe3Al 合金名义成分铝当量为 4.0, 钒当量为 11.1, 其中  $\beta$  稳定元素 V 含量接近临界浓度 (~11%), 因此, 在热变形或热处理后冷却过程中容易形成  $\omega$  相。 $\omega$  相是在热成型或热处理冷却过程中,  $\beta$  相向  $\alpha$  相转变时形成的一种过渡相, 对合金性能影响非常大。当合金中  $\omega$  相含量较高时, 会使合金几乎丧失宏观塑性, 因此, 如何控制 Ti10V2Fe3Al 合金的热变形或热处理制度, 防止  $\omega$  相大量析出, 对研究该

合金具有重要的意义,而目前国内有针对性的研究较少。

本文作者主要探讨不同热处理制度对Ti10V2Fe3Al合金中 $\omega$ 相形成的影响,以及 $\omega$ 相对合金性能的影响,为实际生产中对该合金的热处理制度控制及性能分析提供参考。

## 1 实验

试验材料为 $d380$  mm 铸锭,经 $\beta$ 相区开坯和 $\alpha+\beta$ 相区多次锻造成 $d130$  mm 棒材,金相法测定相变点 $t_{\beta}=(795\pm 5)$ ,其化学成分如表1所列。棒材原始显微组织如图1所示。可以看出,原始棒料组织比较均匀,由细的等轴 $\alpha$ 相和长宽比约为6:1的条状 $\alpha$ 相组成,其中等轴 $\alpha$ 相约占25%,条状 $\alpha$ 相占总 $\alpha$ 相的7%。本文作者采用的热处理制度包括相变点以下、相变点以上、单重和双重热处理制度4类,如表2所列。

为消除在热处理时氧化层的影响,热处理后的坯料首先切去约2 mm的氧化层,然后制取 $d5$  mm 标准试样,最后在室温条件下测试不同热条件下合金的拉伸性能。制备电镜试样时,先用化学溶液: $V(\text{HF}):V(\text{H}_2\text{O}_2):V(\text{H}_2\text{O})=2:3:3$ 和 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:5:4$ ,分别减薄和抛光至0.08 mm以下,然后用 $V(\text{HClO}_4):V(\text{CH}_4\text{O}):V(\text{C}_4\text{H}_{10})=1:10:6$ 的电解液进行双喷减薄和穿孔,双喷电压为75 V,电解液温度为 $-20$ 。

表1 Ti10V2Fe3Al合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti10V2Fe3Al alloy (mass fraction, %)

V	Fe	Al	O	H	Ti	Others
9.63	1.72	3.96	0.11	0.001	Bal.	<0.3

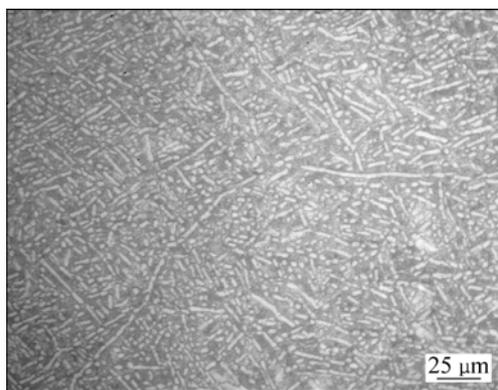


图1 原始棒料的金相组织

Fig.1 Microstructure of Ti10V2Fe3Al alloy bar

表2 Ti10V2Fe3Al合金的热处理制度

Table 2 Heat treatments for Ti10V2Fe3Al alloy

No.	Heat treatment detail
HT1	700 , 2 h, AC
HT2	760 , 2 h, AC
HT3	800 , 2 h, AC
HT4	820 , 2 h, AC
HT5	700 , 2 h, AC+520 , 8 h, AC
HT6	760 , 2 h, AC+420 , 8 h, AC
HT7	760 , 2 h, AC+520 , 8 h, AC
HT8	760 , 2 h, AC+640 , 8 h, AC
HT9	800 , 2 h, AC+520 , 8 h, AC
HT10	820 , 2 h, AC+520 , 8 h, AC

TEM 观察用 Philips CM200 透射电镜,使用电压均为200 kV。

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

Ti10V2Fe3Al合金为近 $\beta$ 合金,平衡相由 $\alpha+\beta$ 构成,随着加热温度的升高, $\alpha$ 相逐渐转变为 $\beta$ 相,当温度达到相变点以上时,合金完全进入 $\beta$ 单相区。固溶处理温度决定了最终合金中 $\alpha$ 相与 $\beta$ 相的相比例,同时对两相的形貌也有一定的影响,但决定相形貌的主要因素是冷却速率。在本实验中,由于试样尺寸小于20 mm,统一采用空冷制度代替传统的水冷,因此 $\alpha$ 相形貌差别不大,主要是等轴 $\alpha$ 相和少量的条状 $\alpha$ 相(图2)。HT1制度和HT5制度固溶温度较低,相变点以下近100,其显微组织(图2(a)、(e))与原始锻棒显微组织(图1)差别不大,原始棒材终锻温度也在700~750范围。由图2(b)、(f)、(g)和(h)可以看出,固溶温度提高至760时,合金中 $\alpha$ 相的含量有所减少。从金相显微镜下观测,700~760处理对合金的组织影响不大(图2(a)、(b)、(e)、(f)、(g)、(h))。当固溶温度提高到相变点及相变点以上时(图2(c)、(d)、(i)、(j)),合金中 $\alpha$ 相大量减少。从金相显微组织上看,由于第二次退火温度较低(低于640),因此,退火处理对合金组织形貌的影响不大。

钛合金中 $\omega$ 相为一种不稳定相,是 $\beta$ 相向 $\alpha$ 相转变形核长大时形成的,具有六方结构,并与 $\beta$ 相保持共格关系: $[0001]_{\omega}//[111]_{\beta}$ , $(11-20)_{\omega}//(1-10)_{\beta}$ 。 $\beta$ 相向 $\alpha$ 相转变属于无扩散型转变<sup>[9-10]</sup>,但与马氏体转变不同,点阵改组时原子位移很少,在金相试样上看不出浮凸

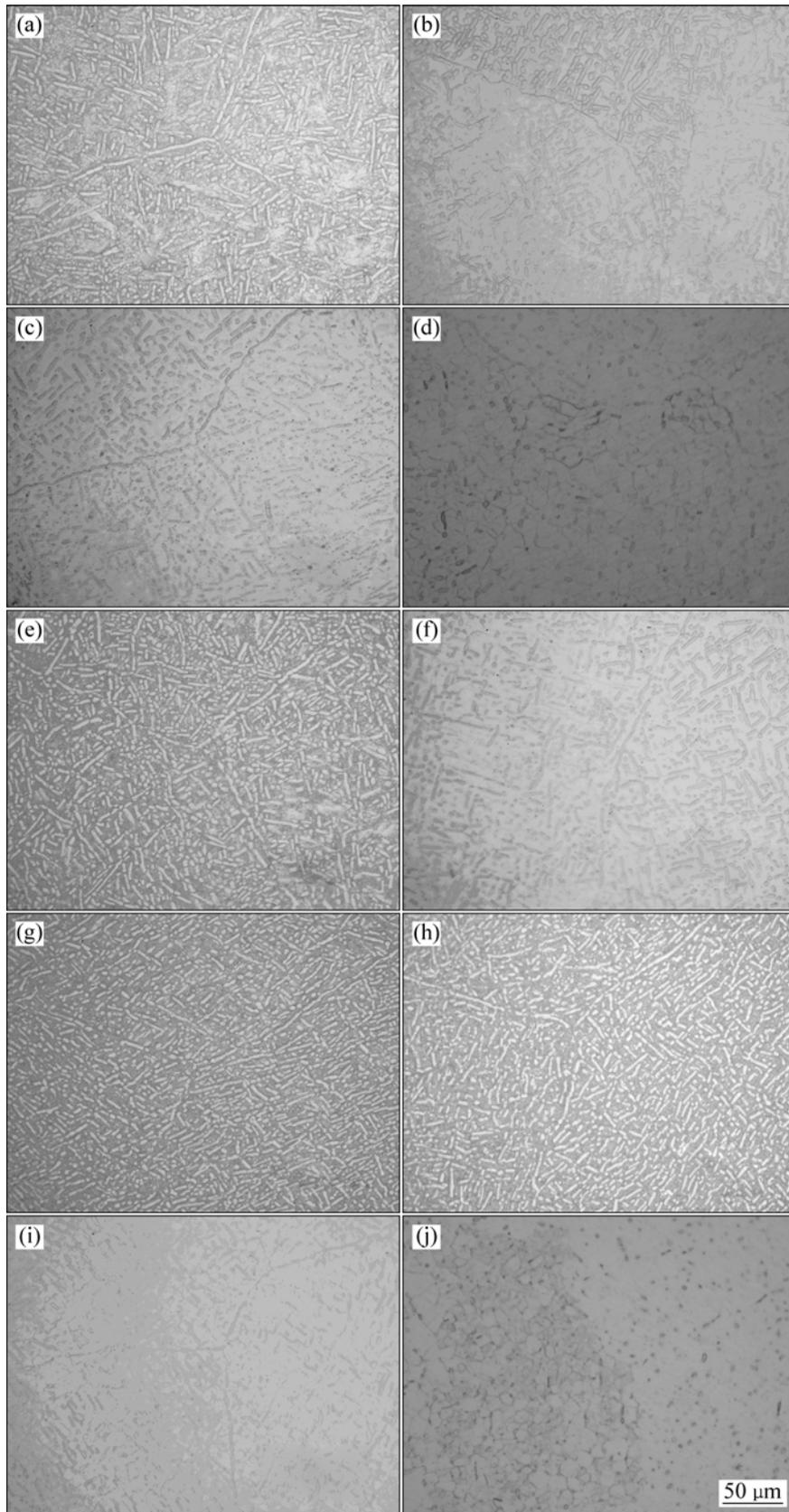


图 2 热处理制度对合金相组织的影响

**Fig.2** Effects of heat treatments on microstructures of Ti10V2Fe3Al alloy: (a) HT1; (b) HT2; (c) HT3; (d) HT4; (e) HT5; (f) HT6; (g) HT7; (h) HT8; (i) HT9; (j) HT10

形貌。根据形成条件不同,将 $\omega$ 相分为淬火 $\omega$ 相( $\omega_a$ )和时效 $\omega$ 相( $\omega_i$ )。 $\omega_a$ 与 $\omega_i$ 的晶体结构相同,区别在于二者的形成条件不同,在形态上 $\omega_a$ 为弥散分布的细小粒子,而 $\omega_i$ 具有椭球状和块状两种形态,取决于区域内同基体的错配度:当错配度较小时, $\omega$ 相与 $\beta$ 相晶格吻合较好,共格转变引起的应变能较低,此时表面能对 $\omega$ 相的形态起关键作用,导致 $\omega$ 相为椭球形;当错配度较大,共格转变引起较高的应变能,界面应变能对 $\omega$ 相形貌起主要作用,导致 $\omega$ 相呈块状。

采用 HT3、HT4、HT6、HT9 和 HT10 热处理制度时,合金中析出了 $\omega$ 相,如图 3 所示,其中 HT3、HT4 是 $\beta$ 区单重固溶处理, $\beta$ 基体形成了少量的 $\omega_a$ 相,其衍射花样条纹如图 3(b)和(d)所示。在 $\omega$ 相衍射位置

处出现了漫散射条纹,原因在于<sup>[11-13]</sup>: 1) 在 $\beta$ 相向 $\omega$ 相转变过程中,(111) $\beta$ 面崩溃,引起溶质原子短程迁移形成 $\omega$ 相; 2) 由于 $\omega_a$ 弥散分布; 3)  $\omega/\beta$ 界面处的畸变应变场。

HT9 和 HT10 制度析出了大量 $\omega_a$ 相(图 3(e)、(f)、(g)、(h))。由于第一次退火产生的少量 $\omega$ 相,在第二次退火处理过程中,通过原子扩散的方式获得长大,另外,原有的不稳定 $\beta$ 相又发生了转变,形成了一定量的 $\omega_i$ 相。图 3(e)和(g)为 $\beta$ 基体上析出 $\omega$ 相的暗场相,可以看出,其形貌主要为椭球状 $\omega$ 相,颗粒较大,也有少量的细小的 $\omega$ 相。另外,采用 HT10 制度时,合金中形成的 $\omega$ 相数量较采用 HT9 制度时的多(图 3(g),暗场相),原因是 HT10 制度第一火温度较高,合金冷

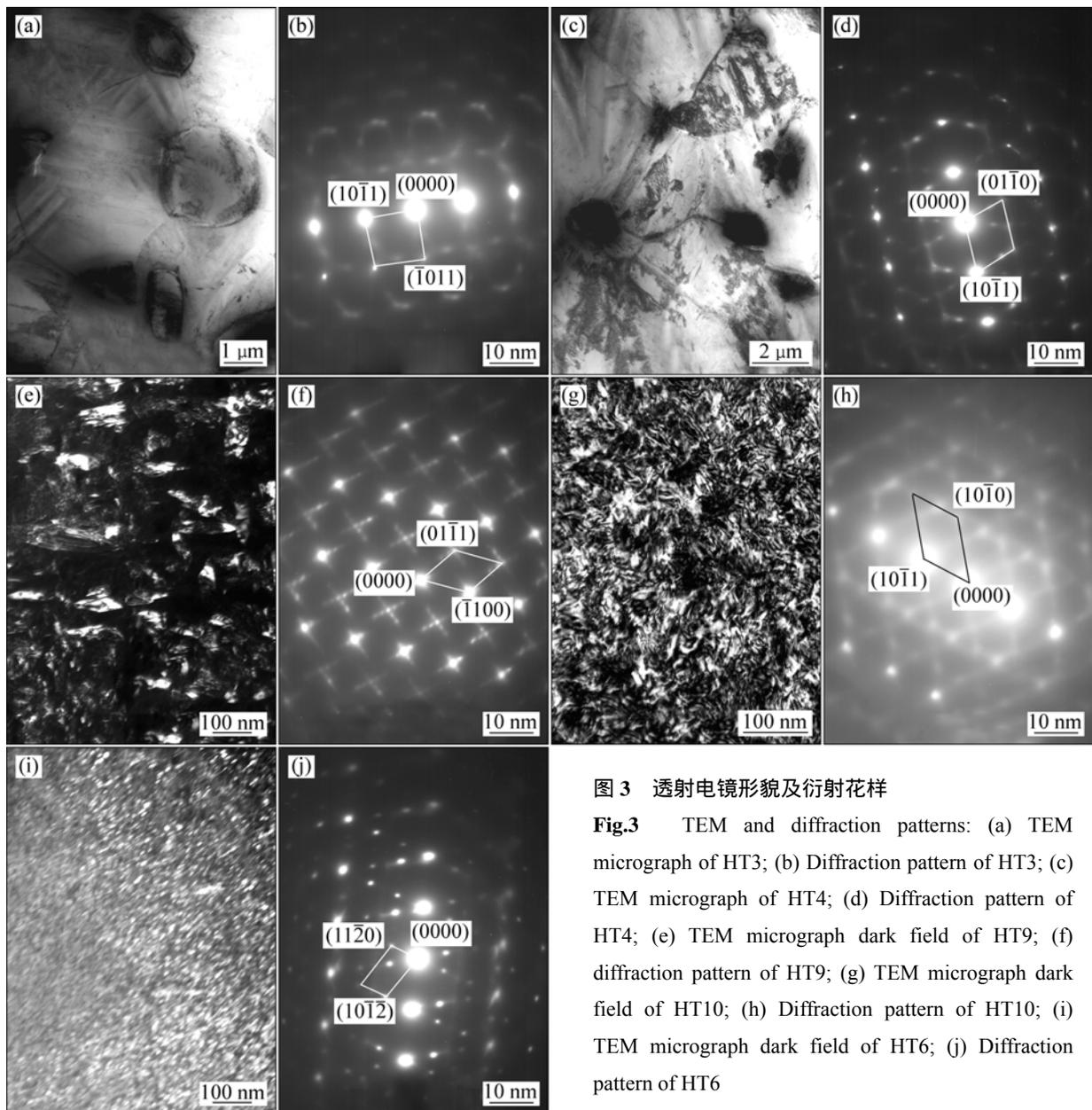


图 3 透射电镜形貌及衍射花样

Fig.3 TEM and diffraction patterns: (a) TEM micrograph of HT3; (b) Diffraction pattern of HT3; (c) TEM micrograph of HT4; (d) Diffraction pattern of HT4; (e) TEM micrograph dark field of HT9; (f) diffraction pattern of HT9; (g) TEM micrograph dark field of HT10; (h) Diffraction pattern of HT10; (i) TEM micrograph dark field of HT6; (j) Diffraction pattern of HT6

却时形成的 $\omega_a$ 数量相对较多。

HT6 制度第一次火温度处于两相区上部,空冷时 $\omega$ 相变可以忽略不计;第二次退火,温度低于 500 ,亚稳态 $\beta$ 相在冷却过程中发生了溶质原子的偏聚,形成了局部溶质富集区和贫化区,贫化区溶质浓度接近临界浓度时,有大量等温 $\omega$ 相析出。图 3(i)和(j)所示分别为 $\beta$ 基体暗场相和衍射花样,可以看出, $\omega$ 相呈球形,并大量弥散分布于 $\beta$ 基体中。

## 2.2 力学性能

$\omega$ 相硬而脆,位错不能在其中移动,因此会大大提高合金的强度、硬度、弹性模量,但合金塑性会随着 $\omega$ 相含量的增加而急剧下降。当 $\omega$ 相体积分数达到 80%以上时,合金表现为无宏观塑性<sup>[14]</sup>。图 4 所示为不同热处理制度对 Ti10V2Fe3Al 合金性能的影响。由图 4 可以看出,采用单重热处理时,随着处理温度的升高,合金的强度略有提高,但塑性会大幅度降低;当温度超过相变点以上 20 时,合金的抗拉强度与屈服强度差增大,塑性最低,这是因为合金中初生 $\alpha$ 相含量较少,同时冷却时析出的 $\omega_a$ 增多。采用双重退火时,当第一退火温度达到或超过相变点时,合金的强度急剧升高,同时也几乎丧失了宏观塑性,主要原因是 $\omega$ 相的大量析出,因此,在热处理或锻造过程一定要严格控制炉温,不能超过相变点。同时,由于 Ti10V2Fe3Al 合金非常适合等温成型精密复杂大型构件,所以要精确控制锻造保温炉的温度,保持在(760±5) ,控制变形速率,避免炉温不准或局部变形升温超过相变点温度,使得锻件整体或局部区域超过相变点,降低或失去塑性,从而造成变形困难或性能降低。除了采用 HT9 和 HT10 制度使合金强度升高而塑性降低外,采用 HT6 制度处理的试样的塑性也

非常差,其主要原因是第二次退火温度低于再结晶温度,导致大量弥散分布的球形 $\omega_a$ 析出,体积分数超过 80%(图 3(i))。

当采用单重固溶处理时,HT1 制度处理的合金强度与 HT2 制度处理的相当,但塑性较好;当采用双重处理时,合金强度会提高,但塑性有所降低(图 4)。此外,采用 HT5 和 HT8 制度处理的合金强度和塑性水平相当,而目前国际上应用较多的是 HT7 制度。与前两种制度相比,采用 HT7 制度处理的合金强度有所提高,塑性有所降低,而且抗拉强度与屈服强度差较大,合金的韧性较好。

## 3 结论

1) 当热处理温度达到或超过相变点温度时,合金中有 $\omega$ 相析出;当采用双重退火制度处理时,若第一火温度超过相变点 或者第二退火温度低于 500 时,有大量的 $\omega$ 相析出,合金几乎丧失塑性。

2) 在热处理或热变形过程,要保证合金温度不能超过相变点,特别是在热变形时,也应对局部变形热进行估算,防止局部温升超过相变点,造成性能降低,不利于变形;另外,在热处理时,处理温度也不能低于 500 ,避免产生大量 $\omega$ 相。

## REFERENCES

- [1] ROYER R, ROSENBERG H. Beta titanium alloys in the 1980's[M]. Wood Head Publishing, 1984: 446-452.
- [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, 1: 17-21.  
CAO Chun-xiao. Applications of titanium alloys on large transporter[J]. Rare Metals Letters, 2006, 1: 17-21.
- [3] ZENG W D, ZHOU Y G. Effect of beta flecks on mechanical properties of Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 260: 203-211.
- [4] TERLINDE G T, DUERIG T W, WILLIAMS J C. The effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1983, 36: 1571-1581.
- [5] 黄利军, 鲍如强, 黄旭. Ti1023 合金细晶化和组织控制工艺研究[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 54-57.  
HUANG Li-jun, BAO Ru-qiang, HUANG Xu. Grain size fining and macro/microstructure controlling process of Ti-1023 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 54-57.
- [6] 余孟舒. Ti10V2Fe3Al 合金锻件组织和性能的控制[J]. 洪都科

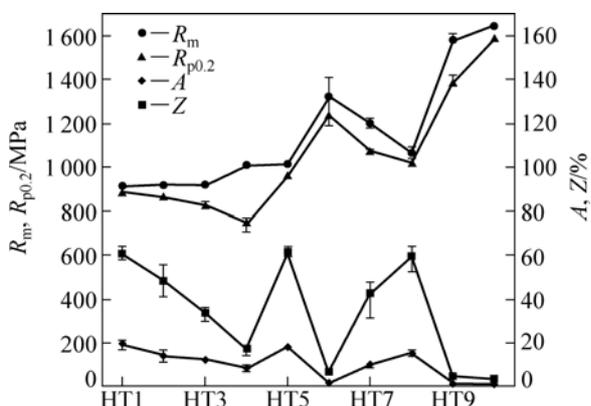


图 4 不同热处理制度对合金性能的影响

Fig.4 Effects of different heat treatments on the tensile properties

- 技, 1998, 3: 25-30.
- YU Meng-shu. Controlling of structure and performance of alloy forging Ti10V2Fe3Al[J]. Hongdu Science and Technology, 1998, 3: 25-30.
- [7] 郭鸿镇, 姚泽坤, 兰芳, 苏祖武, 王慈校, 魏迎光, 苏梅英. 形变热处理对 Ti1023 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(6): 408-410.
- GUO Hong-zhen, YAO Ze-kun, LAN Fang, SU Zu-wu, WANG Ci-xiao, GUO Ying-guang, SU Mei-ying. Effect of deformation heat-treatment on microstructure and properties of the alloy Ti-1023[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(6): 408-410.
- [8] 刘彬, 黄旭, 黄利军, 齐立春. 多重固溶时效处理对 TB6 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2009, 33(4): 489-493.
- LIU Bin, HUANG Xu, HUANG Li-jun, QI Li-chun. Effects of multiple solution and aging treatment on microstructure and mechanical property of TB6 alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(4): 489-493.
- [9] TERLINDE T, DUERIG T W, WILLIAMS J C. The  $\omega$  phase reaction in titanium alloy[C]//Titanium'80 Science & Technology Proceedings of the 4th International Conference on Titanium, Springer-Verlag, 1980: 1299-1308.
- [10] JACKSON M, DASHWOOD R, CHRISTODOULOU L, CHRISTODOULOU L, FLOWER H M. The microstructural evolution of near beta alloy Ti10VFe3Al during substance forging[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36: 1317-1321.
- [11] 张廷杰. 钛合金相变研究[J]. 稀有金属材料与工程, 1989, 5: 77-82.
- ZHANG Ting-jie. The study on the phase transformation of titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1989, 5: 77-82.
- [12] 张启海. TiNi 合金 B2 相选区电子衍射花样中的漫散射条纹[J]. 稀有金属材料与工程, 1993, 22(6): 13-20.
- ZHANG Qi-hai. Diffuse scattered streaks in SADPs of B2 phase in TiNi alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1993, 22(6): 13-20.
- [13] 张金民, 李慧, 高一龙, 许庆合, 魏保恒. 钛合金  $\beta$  相向  $\omega$  相转变产生的漫散射条纹特征[J]. 材料开发与应用, 2008, 23(1): 8-16.
- ZHANG Jin-min, LI Hui, GAO Yi-long, XU Qing-he, WEI Bao-heng. Features of diffuse scattered streak in  $\beta$  phase of Ti alloy[J]. Development and Application of Material, 2008, 23(1): 8-16.
- [14] LUTJERING G. Titanium[M]. New York: Springer, 2003.

(编辑 李向群)