

热处理工艺对 Ti-1300 合金的组织 和拉伸性能的影响

汶建宏^{1,2}, 葛 鹏², 杨冠军², 毛小南², 周 伟²

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 研究了 Ti-1300 合金经不同温度固溶+缓慢升温时效处理后的显微组织和拉伸性能。结果表明, 在相变点之上和之下固溶+随炉升温时效处理后合金发生了不同的相变, 对应的拉伸性能也有很大的不同。Ti-1300 合金在相变点之上固溶处理后缓慢升温到 500 °C 时效处理发生 $\beta \rightarrow \omega$ 转变, 试样强度很高, 而塑性很差。Ti-1300 合金在相变点之下固溶处理+随炉升温时效处理发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 试样经随炉升温到 570 °C 时效处理后的抗拉强度为 1430 MPa, 而延伸率也达到 8%。

关键词: Ti-1300 合金; 热处理; 显微组织

中图法分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)08-1490-05

近几十年来, 近 β 钛合金的重要性逐步提高, 世界各国都在加紧研制新的高强度近 β 钛合金。这些合金经强化后, 可以获得 1400 MPa 以上的极高的强度。这类合金所具有的复杂的显微组织可以使设计者获得最佳的强度和韧性匹配。针对航空飞行器更快, 更先进, 更节能的发展趋势, 西北有色金属研究院最近研制出了一种近 β 型超高强钛合金——Ti-1300。该合金具有良好的可锻性和高淬透性, 在 1300 MPa 强度级别下具有良好的塑性和韧性匹配。该类型合金在固溶和时效过程中相变过程比较复杂, 合金的组织 and 性能对热处理制度较为敏感^[1~4]。

基于上述考虑, 本实验研究了 Ti-1300 合金经常规固溶处理和不同温度固溶+随炉升温时效处理后的显微组织和拉伸性能, 以期为该合金的应用提供一些参考。

1 实 验

实验材料采用真空自耗电弧 3 次熔炼的 25 kg 的 Ti-1300 合金铸锭, 经开坯、锻造得到边长 55 mm 的方坯, 用线切割方法在方坯上切取 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 和 $\Phi 8 \text{ mm} \times 52 \text{ mm}$ 的试样。金相检测法表明合金的相变点为 825 °C 左右。拉伸试验在 1185 万能拉伸试验机上进行。热处理在箱式电阻炉中进行。金相试样经砂纸粗磨,

细磨后机械抛光, 然后采用 HF:HNO₃:H₂O 为 1:3:6 (体积比) 腐蚀剂进行腐蚀, 用金相显微镜、扫描电子显微镜和透射电子显微镜对组织及断口进行分析。

本实验的设计方案就是分别将 Ti-1300 合金经常规固溶处理和不同温度固溶+随炉升温时效处理, 再做室温拉伸, 并且利用金相、扫描、透射和 X 射线衍射等手段对显微组织进行观察和分析。其中常规固溶处理为分别在 880、850、790、760 °C 保温 1 h 空冷, 而不同温度固溶+随炉升温时效处理是将试样先固溶处理后再以 1 °C/min 的升温速率从室温分别升高到 300、400、500 和 570 °C 后空冷。表 1 为 Ti-1300 合金经不同温度固溶后随炉升温时效的热处理制度。

表 1 Ti-1300 合金随炉升温热处理工艺
Table 1 Heat treatment process of Ti-1300 alloy

Number	Heat treatment process	Rate
1	850 °C, 1 h AC+Furnace heating 300 °C AC	
2	850 °C, 1 h AC+Furnace heating 400 °C AC	
3	850 °C, 1 h AC+Furnace heating 500 °C AC	
4	850 °C, 1 h AC+Furnace heating 570 °C, 4 h AC	1 °C/ min
5	790 °C, 1 h AC+Furnace heating 300 °C AC	
6	790 °C, 1 h AC+Furnace heating 400 °C AC	
7	790 °C, 1 h AC+Furnace heating 500 °C AC	
8	790 °C, 1 h AC+Furnace heating 570 °C, 4 h AC	

收到初稿日期: 2008-07-31; 收到修改稿日期: 2009-06-24

基金项目: 国家“973”项目(2007CB613805)

作者简介: 汶建宏, 男, 1979 年生, 博士生, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231078, E-mail: jianhongwen@126.com

2 结果及讨论

2.1 Ti-1300 合金固溶处理后的组织和性能

图 1 为 Ti-1300 试样固溶处理后的显微组织。从图中可以看出, 相变点之上固溶处理后为单一的等轴 β 组织, 并且随着温度的降低, 晶粒尺寸减小, 由 880 °C 时的平均尺寸 150 μm 减小到 850 °C 的 50 μm (图 1a, 1b)。而相变点之下固溶处理后的显微组织由在 β 基体上析出的晶界和晶内颗粒状的 α 相和针状 α 相组成。随着温度的降低, 析出的 α 相增多, 分布在整个 β 晶内 (图 1c, 1d)。

表 2 是试样经普通固溶处理后的拉伸性能。可以看出, 固溶温度为 760 °C 时其抗拉强度为 1030 MPa, 屈服强度为 950 MPa, 随着固溶温度的升高, 该合金的强度迅速降低, 在 850 °C 时抗拉强度为 815 MPa, 屈服强度为 760 MPa, 而在 880 °C 抗拉强度略有下降, 屈服强度略有上升。表中塑性的变化规律为: 从 760~790 °C, 延伸率基本无变化, 断面收缩率降低, 随着固溶温度的升高, 延伸率和断面收缩率略有增长, 880 °C 时延伸率和断面收缩率分别为 19.5% 和 52%。

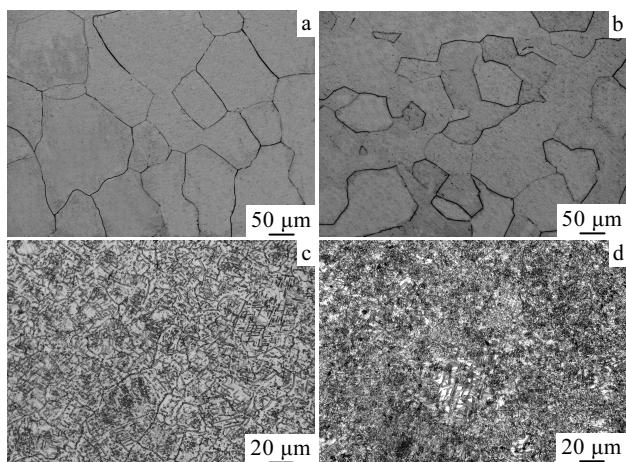


图 1 不同温度固溶处理后试样的金相组织

Fig.1 OM microstructures of Ti-1300 samples solution treated at (a) 880 °C, (b) 850 °C, (c) 790 °C, and (d) 760 °C for 1 h

表 2 Ti-1300 试样固溶处理后的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of solution-treated Ti-1300 specimens

Solution conditions	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	RA/%
880 °C, 1 h AC	800	770	19.5	52
850 °C, 1 h AC	815	760	17.5	51
790 °C, 1 h AC	975	860	11	36.5
760 °C, 1 h AC	1030	950	11.5	48

2.2 Ti-1300 合金随炉升温热处理后的组织和性能

图 2 为 Ti-1300 合金经不同温度固溶后随炉升温时效处理的试样的显微组织。合金在相变点之上固溶后随炉升温至 300、400 °C, 其组织为单一的等轴 β 相 (图 2a, 2b)。而在相变点之下固溶+随炉升温时效处理后合金的组织为晶界上析出的初生 α 、晶内针状初生 α 和短棒状的次生 α 相 (图 2c, 2d)。

图 3 为 Ti-1300 合金经相变点之上 (850 °C) 固溶后随炉升温时效处理试样的透射电镜照片。合金在相变点之上固溶处理后随炉升温至 500 °C 时析出了点状颗粒, 图 3b 为其 TEM 照片, 图 3c 为图 3b 中黑色析出相的衍射斑点。分析表明, 图 3b 中呈弥散分布的黑色析出物为 ω 相。

ω 相对钛合金性能的影响已在理论上和实验上做过大量的研究^[5~7]。人们发现在 β 基体上如果形成大量的 ω 相, 虽然可以大大提高屈服强度和弹性模量, 但合金的塑性会急剧降低。1954 年美国科学工作者 Frost 和 Parris 提出 Ti-Cr、Ti-Mn 合金中存在 ω 相的概念之后, 经过几十年的研究, 基本上确定出钛合金中 ω 相形成方式主要有两类: (1) 钛合金在 β 相区淬火可以形成 ω 相, 这类 ω 相叫做无热 ω 相 (或淬火 ω 相);

(2) 富溶质钛合金中, 淬火可以获得亚稳定 β 相, 在随后的时效过程中, 也出现 $\beta \rightarrow \omega$ 转变。这类 ω 相叫做热 ω 相 (或等温 ω 相)。发生 $\beta \rightarrow \omega$ 转变的时效温度受合金成分的影响, 通常在 100~500 °C 范围。从图 3

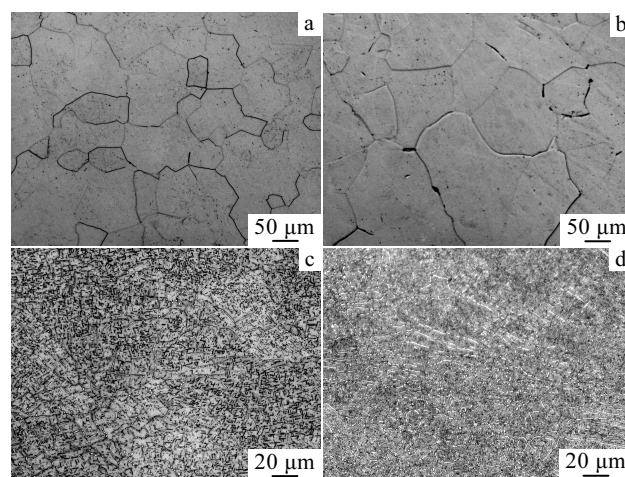


图 2 不同温度固溶+随炉升温处理后试样的金相组织

Fig.2 OM microstructures of Ti-1300 samples heated by: (a) 850 °C, 1 h AC+furnace heating to 300 °C AC, (b) 850 °C, 1 h AC+furnace heating to 400 °C AC, (c) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 500 °C AC, and (d) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 570 °C, 4 h AC

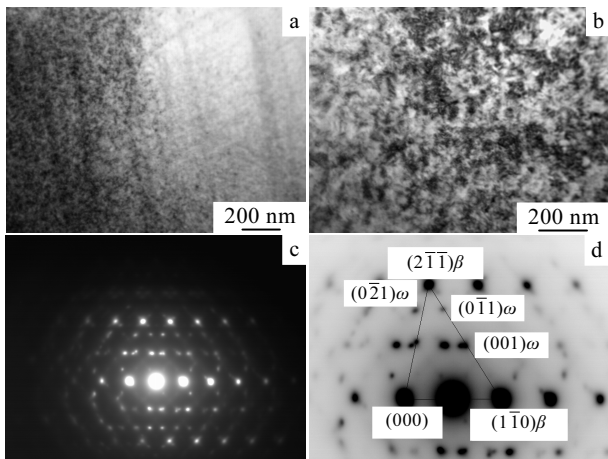


图 3 相变点之上固溶+随炉升温处理后 Ti-1300 试样的 TEM 照片及其衍射花样

Fig.3 TEM images of Ti-1300 samples treated by: (a) 850 °C, 1 h AC+furnace heating to 400 °C AC, (b) 850 °C, 1 h, AC+furnace heating to 500 °C AC, (c) diffraction pattern of black precipitation in Fig.3b, and (d) its indexing

中的透射照片可以看出,合金在相变点之上固溶处理后随炉升温至 500 °C 时发生了 $\beta \rightarrow \omega$ 转变,生成的 ω 相为热 ω 相。

图 4 为 Ti-1300 合金经相变点之下 (790 °C) 固溶后随炉升温时效处理试样的扫描照片。从图 4a 可以明显看出, β 基体上析出的晶界和晶内的初生 α 相,晶界 α 相为长条状,晶内 α 相呈针状和短棒状,并且晶内针状 α 相和短棒状 α 相纵横交错,密集分布。而随着时效温度的提高和时间的延长,晶内针状 α 相变得比较稀疏,如图 4b 所示。这是因为在晶间析出了细小的针状 α 相,由于其非常细小,所以在 SEM 照片中看不出。图 5a 为 790 °C 固溶+随炉升温时效处理后的透射照片。可以看出,图中黑色长条状的析出物即为晶内析出的初生 α 相。图 5b 为随炉升温到 500 °C 后的 TEM 照片。图中白色块状析出物为初生 α 相,

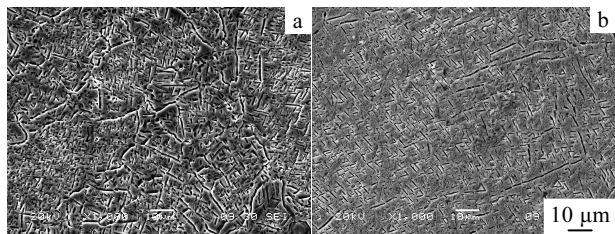


图 4 790 °C 固溶+随炉升温处理后 Ti-1300 试样的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of Ti-1300 samples treated by: (a) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 300 °C AC, and (b) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 500 °C AC

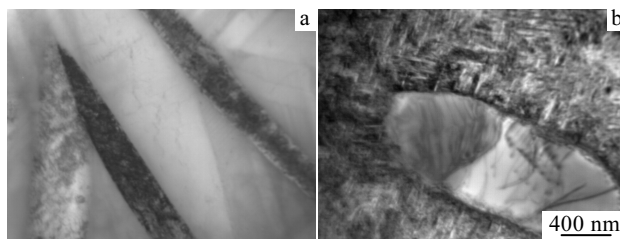


图 5 790 °C 固溶+随炉升温处理后 Ti-1300 试样的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of Ti-1300 samples by: (a) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 300 °C AC, (b) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 500 °C AC

而周围细针状析出物为次生 α 相,长度约为 100 nm 左右,并且按一定的位向交错排列,弥散分布于 β 基体之中,从而使其产生细晶强化,强度增加。

表 3 为 Ti-1300 合金经不同温度固溶+随炉升温时效处理后的拉伸性能。从表中看出,1、2、3 号试样的强度随着温度的上升而增加,由 988 MPa 迅速提高到 1210 MPa,但是其塑性却很差,试样为脆性断裂,这是由于在此热处理条件下发生了 $\beta \rightarrow \omega$ 转变,使其强度升高,塑性急剧下降。4 号试样之所以未发生脆断,是因为随着时效时间的延长和时效温度的升高,使得中间相 ω 转变为 α 相,塑性得到了提高。而 5、6、8 号试样随着温度的升高,强度和塑性均有提高,790 °C 固溶加在 300 °C 时效处理后抗拉强度为 1010 MPa,屈服强度为 960 MPa。7 号试样发生脆断是由于也发生了 ω 相变,但是作者在透射照片中并没有发现 ω 相,这可能是因为 ω 相非常细小,不容易观察。

表 3 Ti-1300 合金随炉升温热处理后的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of Ti-1300 specimens after solid solution and furnace heating ageing treatment

Heat treatment process	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	RA/%
1	988	—	—	—
2	1195	—	—	—
3	1210	—	—	—
4	1550	1525	3.8	7.3
5	1010	960	12	29.5
6	1030	980	13	36.5
7	1420	—	—	—
8	1430	1390	8	25.5

图 6 为 Ti-1300 合金经不同温度固溶+随炉升温时效处理后的拉伸断口形貌。试样经相变点之上固溶+随炉升温时效处理后均为脆性断裂,宏观断口为正断。图 6a 断口形貌为明显的沿晶断裂和局部穿晶断裂的混合断裂,同时有少量小而浅的韧窝。从图 6b 中可

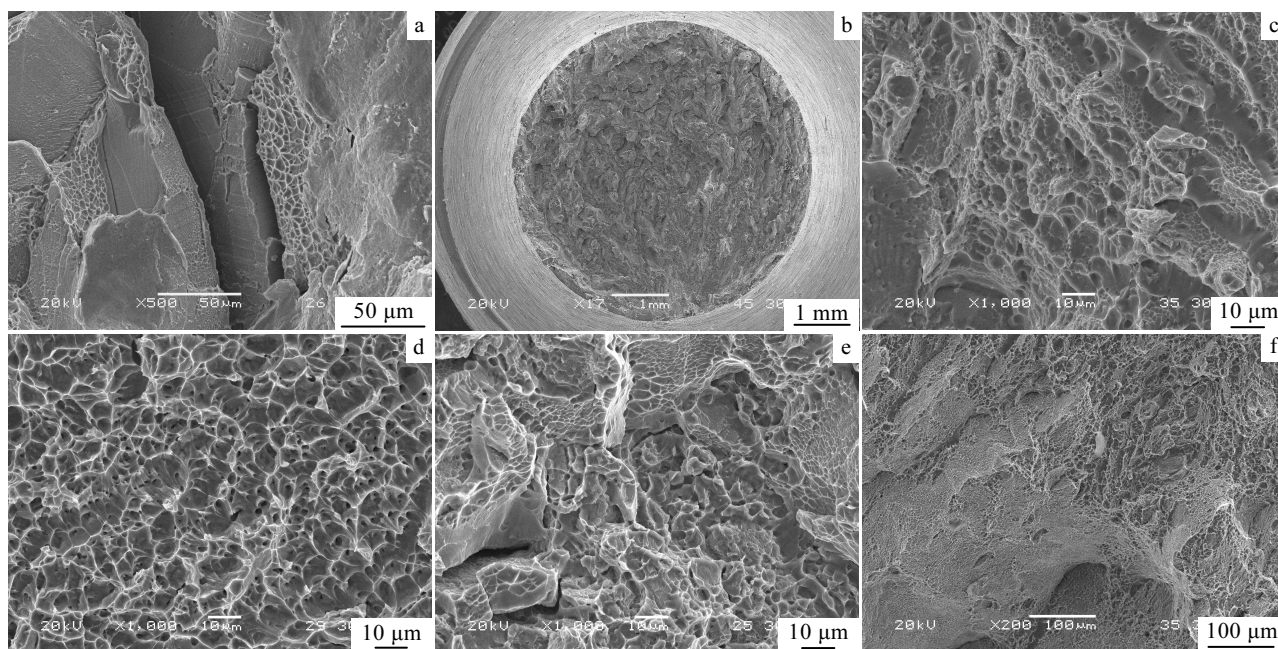


图6 不同温度固溶+随炉升温处理后 Ti-1300 试样拉伸断口的 SEM 照片

Fig.6 SEM fractures of Ti-1300 samples after solid solution and age treatment: (a) 850 °C, 1 h AC+ furnace heating to 300 °C AC, (b) 850 °C, 1 h AC+ furnace heating to 500 °C AC, (c) 850 °C, 1 h AC+ furnace heating to 570 °C, 4 h AC, (d) 790 °C, 1 h AC+ furnace heating to 300 °C AC, (e) 790 °C, 1 h AC+ furnace heating to 500 °C AC, and (f) 790 °C, 1 h AC+furnace heating to 570 °C, 4 h AC

以明显看到断面上有许多放射状条纹,并汇聚于边部的剪切唇,形成裂纹源。试样经 850 °C 固溶后在 570 °C 保温 4 h 热处理的断口为韧性断裂,断口由放射区和剪切唇组成,形貌为沿晶断裂,如图 6c 所示。相变点之上固溶+随炉升温时效处理后试样之所以产生如图 6a、6b 的断裂,可能是由于在此热处理条件下确实发生了 $\beta \rightarrow \omega$ 转变,使其强度升高,塑性急剧下降。570 °C 保温 4 h 热处理之所以未发生脆断,是因为随着时效时间的延长和时效温度的升高,使得中间相 ω 转变为 α 相,塑性得到了提高。图 6d、6e、6f 为试样经相变点之下固溶+随炉升温时效处理后拉伸断口形貌。可以看出,300 °C 时效和 570 °C 保温 4 h 时效处理的试样均为韧性断裂,断口有大量等轴状的韧窝。500 °C 时效试样低倍显示明显的脆性断裂,图 6e 为其高倍照片。可以看到冰糖状花样,显示为脆性断裂。

3 结 论

1) Ti-1300 合金在相变点之上固溶处理后随炉升温 500 °C 处理发生 $\beta \rightarrow \omega$ 转变,继续升温中间相 ω 最终转变为 α 相。由于 ω 相可以提高强度,试样抗拉强度由 988 MPa 迅速提高到 1210 MPa,但 ω 相又急剧降低合金的塑性,所以拉伸试样呈现脆性断裂。

2) Ti-1300 合金在相变点之下固溶处理后发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,在晶界和晶间析出条状、针状以及短棒状初生 α 相。随炉升温到 500 °C,周围析出细针状次生 α 相,弥散分布于 β 基体之中,从而使其产生细晶强化,强度增加。

参考文献 References

- [1] Chang Hui(常 辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1589
- [2] Ge Peng(葛 鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(5): 790
- [3] Ge Peng(葛 鹏). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(1): 44
- [4] Ge Peng(葛 鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(9): 968
- [5] Shen Guiqin(沈桂琴). *Material Engineering*(材料工程)[J], 1999(3): 19
- [6] Zhang Tingjie(张廷杰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1989, 28(5): 77
- [7] Cui Yuyou(崔玉友) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1993, 29(2): 61

Effect of Heat Treatment Process on Microstructure and Tensile Properties of Ti-1300 Alloy

Wen Jianhong^{1,2}, Ge Peng², Yang Guanjin², Mao Xiaonan², Zhou Wei²

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The microstructures and tensile properties of Ti-1300 alloy after solid-solution treatment at different temperatures followed by slow heating aging were studied. The results indicate that the different phase transformations of the alloy took place after the solid-solution/aging treatment at up-and-down phase transformation temperature (PTT), and the corresponding tensile properties of the alloy also showed obvious difference. $\beta \rightarrow \omega$ transformation occurred when the samples were solid-solution treated at the upper PTT and then aged heating slowly to 500 °C. After this treatment, the alloy had high strength but low plasticity. On the contrary, when the samples were solid-solution treated at the down PTT followed by furnace heating ageing, $\beta \rightarrow \alpha$ transformation occurred and the tensile strength of the alloy was 1430 MPa and elongation was 8.0% after aging heating up to 570 °C.

Key words: Ti-1300 titanium alloy; heat treatment; microstructure

Biography: Wen Jianhong, Candidate for Ph. D., Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: jianhongwen@126.com