

Ti6321 钛合金退火处理过程中组织演变 及其对冲击韧性的影响

杨治军, 郭爱红, 吴义舟

(中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 洛阳 471003)

摘 要: 为了调整合金显微组织参量, 提高冲击韧性, 采用 OM 研究 Ti6321 合金退火处理过程中组织演变及其对冲击韧性 α_{kv} 的影响。结果表明: Ti6321 合金冲击韧性随退火温度和时间发生明显变化。当退火温度低于 T_β 时, 初生等轴 α 相晶粒尺寸和次生条状 α 相宽度随退火温度升高而增大, 次生 α 相条长宽比减小, 使 Ti6321 合金冲击韧性 α_{kv} 显著提高。当退火温度高于 T_β 时, 退火后初生等轴 α 相减少, β 相含量急剧增加, 空冷时从 β 相中析出大量针状次生 α 相, 次生 α 相条长宽比增大, 使合金冲击韧性 α_{kv} 下降。在 2 h 内随退火时间延长, 次生 α 相条粗化, 长宽比降低, 冲击韧性上升; 退火时间超过 2 h 后, 合金组织和冲击韧性趋于稳定。

关键词: Ti6321 合金; 冲击韧性; 热处理; 显微组织

中图分类号: TG 146.4

文献标志码: A

Microstructure evolution of Ti6321 titanium alloy during annealing treatment and its effect on impact toughness

YANG Zhi-jun, GUO Ai-hong, WU Yi-zhou

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

Abstract: The microstructure evolution and its effects on impact toughness of Ti6321 titanium alloy were investigated by the OM in order to enhance the impact toughness by changing microstructure through adjusting annealing temperature. The results indicate that the impact toughness greatly changes with the increase of annealing temperature. When the annealing temperature is lower than t_β , exquiauxed primary α grain and the secondary α lath grow up with annealing temperature increasing, and the impact toughness is remarkably enhanced. However, when annealing temperature is higher than t_β , exquiauxed primary α phase is reduced, and β phase contents rapidly increase. Large numbers of needle-like secondary α phases precipitate from β phase during air cooling, and the ratio of length to width of secondary α lath increases, which makes the impact toughness decrease. Within 2 h, secondary α lath coarsen and the ratio of length to width decreases with increase of annealing time, and then impact toughness increases. When annealing time is longer than 2 h, the microstructure and impact toughness are unchanged with annealing time prolonging.

Key words: Ti6321 titanium alloy; impact toughness; heat-treatment; microstructure

Ti6321 是一种近 α 型船用钛合金, 具有中等室温强度、高强塑韧性、良好焊接性能以及抗海洋环境腐蚀能力, 可用于深潜器耐压壳体、高压容器、船舶焊接结构件等建造^[1-8]。通常, Ti6321 合金在退火状态下使用, 产品强度和塑性批次稳定性好, 但冲击韧性随退火工艺波动变化较大^[9]。目前, 对 Ti6321 合金的

研究主要集中在合金成分设计^[2]、合金元素对力学性能的影响^[10-15]、锻造工艺对显微组织与力学性能影响^[16]等方面。而关于退火温度对 Ti6321 合金冲击韧性和显微组织的影响, 尤其是“退火温度、时间-组织参量-冲击韧性”三者之间相互依存的内在机理研究较少。为此, 本文作者采用金相显微镜(OM)、透射电镜

TEM 系统研究分析了退火温度对 Ti6321 合金锻件显微组织和冲击韧性的影响, 阐明了“退火温度、时间-组织参量-冲击韧性”三者之间相互依存的内在关系机理, 为 Ti6321 合金产品冲击韧性批次稳定性控制提供理论依据。

1 试验

1.1 实验材料

试验材料为真空自耗电弧炉 2 次熔炼制备的铸锭, 经 β 相区开坯, 在相变点以下 20~30 °C 多火次锻造, 热锻态 Ti6321 合金锻件, 长×宽×高为 600 mm×500 mm×90 mm, 其化学成分如表 1 所列。

表 1 Ti6321 合金锻件化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6321 forgings (mass fraction, %)

Al	Zr	Nb	Mo	Fe	Si	H	O	Ti
6.1	1.93	3.00	1.06	0.04	0.04	0.01	0.10	Bal.

1.2 实验仪器

本实验所用仪器主要有: 厢式电阻加热炉, 光学显微镜 OM(OLYMPUS GX71), 透射电镜 TEM(Philips CM200), INSTRON 万能试验机和 JB300B 冲击试验机。

从热锻态锻件上切取长×宽×高为 90 mm×66

mm×60 mm 试块, 按照表 2 所示工艺进行退火处理。退火处理后采用 X 射线衍射仪进行物相结构分析, 采用金相显微镜(OM)和透射电镜(TEM)分析显微组织结构。在 INSTRON 万能试验机上测试室温拉伸性能, 拉伸试样为标距段直径 5 mm, 长 30 mm 的国标试样。室温冲击试样为高和宽 10 mm、长 55 mm 的“V”形缺口夏比冲击试样。

表 2 Ti6321 合金退火工艺

Table 2 Annealing procedure of Ti6321 alloy

Sample No.	Annealing procedure
1	800 °C/2 h, AC
2	850 °C/2 h, AC
3	900 °C/1 h, AC
4	900 °C/2 h, AC
5	900 °C/3 h, AC
6	950 °C/2 h, AC
7	1 000 °C/2 h, AC

2 结果与讨论

2.1 退火工艺对显微组织的影响

2.1.1 退火温度对显微组织的影响

图 1 所示为 800~1 000 °C 不同温度退火 Ti6321 合金金相组织。由图 1(a)~(c)可知: 800~950 °C 退火处理

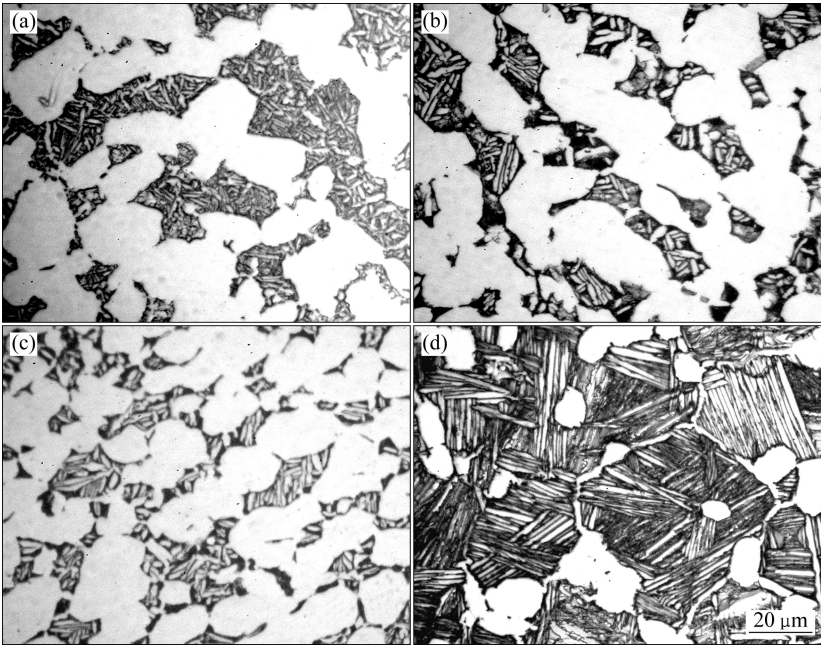


图 1 不同温度下退火 Ti6321 合金的金相组织

Fig. 1 Microstructures of Ti6321 alloys annealed at different temperatures: (a) 800 °C, 2 h, AC; (b) 900 °C, 2 h, AC; (c) 950 °C, 2 h, AC; (d) 1 000 °C, 2 h, AC

后, Ti6321 合金组织均为由等轴初生 α 相和 β_t 内条状次生 α 相组成的典型双态组织; 且随退火温度升高, 等轴初生 α 相尺寸增大, 次生 α 相条长度未见明显变化, 宽度增大, 长宽比由 7 下降为 5。继续升高退火温度至 1 000 $^{\circ}\text{C}$ (t_{β} 以上) 时, 等轴初生 α 相数量大幅度减少, 合金组织形貌转变为典型魏氏组织, β_t 内次生 α 相条变细长, 长宽比急剧增加至 12(图 1(d))。

2.1.2 900 $^{\circ}\text{C}$ 退火时间对显微组织的影响

图 2 所示为 900 $^{\circ}\text{C}$ 不同退火时间处理的 Ti6321 合金相组织。由图 2 可知: 900 $^{\circ}\text{C}$ 退火处理后, Ti6321 合金组织为由等轴初生 α 相和 β_t 内条状次生 α 相组成的典型双态组织, 随退火时间延长初生 α 相含量基本不发生变化; 1~2 h 内, 随退火时间延长, β_t 内条状次生 α 相条长度、宽度均增大, 但长宽比降低, 退

火时间延长至 2 h 时, β_t 内条状次生 α 相条长宽比由 4 降低至 3(见图 2(c)); 继续延长退火时间至 3 h, 次生 α 相条长宽比不再变化。

2.2 退火工艺对冲击韧性的影响

2.2.1 退火温度对冲击韧性 α_{kv} 的影响

图 3 所示为 Ti6321 合金冲击韧性随退火温度变化曲线。由图 3 可以看出: 退火温度为 800~900 $^{\circ}\text{C}$ 时, 冲击韧性 α_{kv} 随退火温度升高呈线性增长规律; 退火温度为 900~950 $^{\circ}\text{C}$ 时, 冲击韧性 α_{kv} 随退火温度升高基本不发生变化; 退火温度超过 950 $^{\circ}\text{C}$, 冲击韧性 α_{kv} 随退火温度升高急剧下降。这是因为: 退火温度为 800~900 $^{\circ}\text{C}$ 时, Ti6321 合金组织均为由等轴初生 α 相和 β_t 内条状次生 α 相组成的典型双态组织, 虽然显微组织结构不发生变化。但随退火温度升高, β_t 内条状次生 α 相条长宽比下降, 在冲击断裂过程中充当裂纹形核中心和裂纹扩展通道的 α/β 相界面面积减少, 裂纹形成和扩展难度增大, 裂纹形成和扩展所需要的功增大, 表征材料冲击断裂过程吸收能量总和的冲击韧性 α_{kv} 值, 随退火温度升高呈线性增长。退火温度为 900~950 $^{\circ}\text{C}$ 时, 合金显微组织结构和尺寸参数(β_t 内条状次生 α 相条长宽比 l/w) 基本不变, 冲击韧性 α_{kv} 随退火温度升高基本不发生变化。退火温度超过 950 $^{\circ}\text{C}$, 随退火温度升高初生 α 相数量减少, 合金组织形貌转变为魏氏组织, β_t 内次生 α 相条长宽比增大, 在冲击断裂过程中充当裂纹形核中心和裂纹扩展通道的 α/β 相界面面积增大, 裂纹形成和扩展相对容易, 裂纹形成和扩展所需要的功增大, 冲击韧性 α_{kv} 随退火温度升高急剧下降。

2.2.2 900 $^{\circ}\text{C}$ 退火时间对冲击韧性 α_{kv} 的影响

为进一步探索“退火工艺-组织参量-冲击韧性”间的系统关系及内在机理, 研究了冲击韧性 α_{kv} 与 900 $^{\circ}\text{C}$

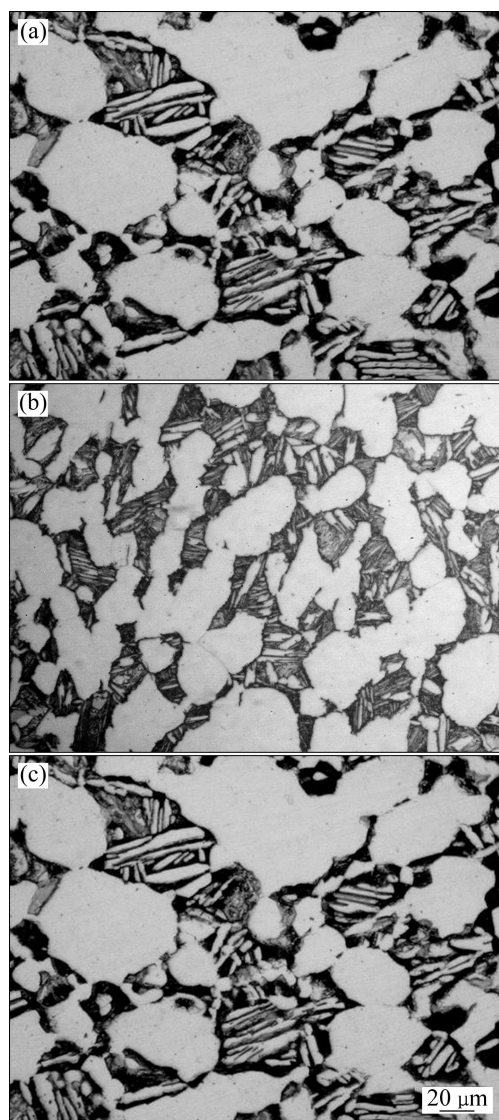


图 2 900 $^{\circ}\text{C}$ 不同退火时间 Ti6321 合金金相组织

Fig. 2 Microstructures of Ti6321 alloys annealed at 900 $^{\circ}\text{C}$ for different times: (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 3 h

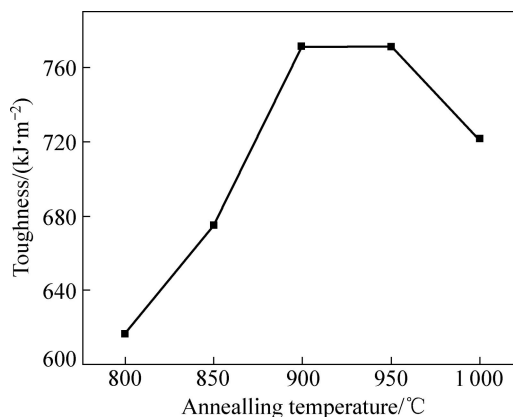


图 3 冲击韧性 α_{kv} —退火温度曲线

Fig. 3 Toughness—annealing temperature curve

退火时间的关系曲线,具体如图4所示。图4所示曲线表明:1~2 h内,随退火时间延长,冲击韧性 α_{kv} 急剧上升;2~3 h,冲击韧性 α_{kv} 随退火时间延长基本不发生变化。这是因为:1~2 h内,随退火时间延长,合金组织结构不变,但 β_1 内条状次生 α 相条长度、宽度增大,长宽比降低(由4降为3), α/β 相界面积减少,裂纹形成和扩展所需能量增大,故冲击韧性 α_{kv} 增大。继续延长退火时间至3 h,合金组织结构和次生 α 相条长宽比不再变化,材料冲击断裂机理基本不变,故冲击韧性 α_{kv} 亦不变。

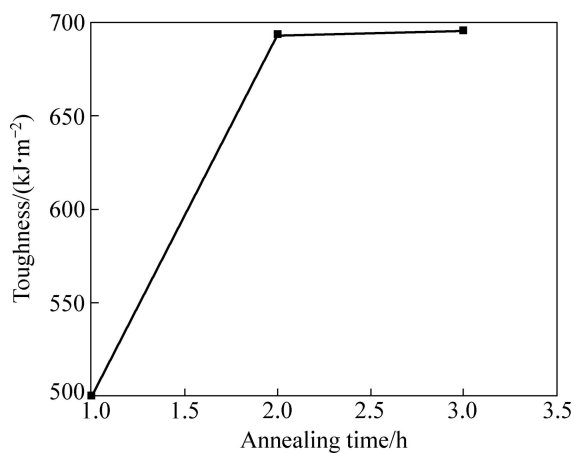


图4 900℃退火时冲击韧性 α_{kv} 退火时间曲线

Fig. 4 Toughness-annealing time curve at 900℃

3 结论

1) Ti6321 合金冲击韧性对组织参量反应敏感,随退火工艺及组织变化,发生明显变化。

2) 退火温度低于 t_β 时,初生等轴 α 相晶粒尺寸和次生条状 α 相宽度随退火温度升高而增大,次生 α 相条长宽比减小,使Ti6321合金冲击韧性 α_{kv} 显著升高。退火温度高于 t_β 时,初生等轴 α 相减少, β 相含量增加,空冷时从 β 相中析出大量针状次生 α 相,使次生 α 相条长宽比增大,合金冲击韧性 α_{kv} 下降。

3) 2 h内,随退火时间延长,次生 α 相条粗化及长宽比降低,导致冲击韧性上升;超过2 h,合金组织和冲击韧性随时间延长基本不再变化。

REFERENCES

[1] 邵世单. 船用 Ti6Al3Nb2Zr1Mo 钛合金的应用[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(3): 110-113.
SHAO Shi-dan. Application of Ti6Al3Mo2Zr1Nb alloy used for

ship[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(3): 110-113.

[2] 文志刚. 热处理温度对 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金板材显微组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): s647-649.

WEN Zhi-gang. Effects of heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): s647-649.

[3] 毛彭龄, 曹振新. STi80 钛合金中合金元素对力学性能的影响[J]. 上海钢研, 2001, 5(4): 10-13.

MAO Pmang-ling, CAO Zhen-xin. A study of effect of compositions on mechanical properties of titanium alloy STi80[J]. Journal of Shanghai Iron and Steel Research, 2001, 5(4): 10-13.

[4] 李士凯, 惠松晓, 叶文君, 于洋, 熊柏青. 微观组织对 TA15 ELI 钛合金损伤容限性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(7): 1119-1123.

LI Shi-kai, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, YU Yang, XIONG Bai-qing. Effects of microstructure on damage tolerance properties of TA15 ELI titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(7): 1119-1123.

[5] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 98-99.

ZHANG Xi-yan, ZHAO Yong-qing, BAI Chen-guang. Titanium alloy and application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 306.

[6] 张奕. 锻造工艺对 Ti-6321 合金棒材显微组织与力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2010, 27(6): 34-35.

ZHANG Yi. The effect of forging process on microstructure and properties of Ti-6321 alloy bar[J]. Titanium Industry Process, 2010, 27(6): 34-35.

[7] 曹振新. STi80 船用钛合金的研究[J]. 钛工业进展, 2003, 20(6): 22-25.

CAO Zhen-xin. Study of STi80 alloy for shipbuilding[J]. Titanium Industry Process, 2003, 20(6): 22-25.

[8] 李赛毅, 文浩, 雷力明, 张慧儒. TC11 合金两相区退火对微观组织与显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(11): 3022-3028.

LI Sai-yi, WEN Hao, LEI Li-ming, ZHANG Hui-ru. Effect of annealing in two phase field on microstructure and microtexture of TC11 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(11): 3022-3028.

[9] 张尧武, 曾卫东, 史春玲, 康超, 彭雯雯. 真空去应力退火对 TC18 钛合金残余应力及组织性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2780-2785.

ZHANG Yao-wu, ZENG Wei-dong, SHI Chun-ling, KANG Chao, PENG Wen-wen. Influence of vacuum stress relieving annealing on residual stress and microstructure properties of TC18 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous

- Metals, 2011, 21(11): 2780–2785.
- [10] 古 一, 戚延龄, 夏长清, 李学雄, 王志辉. 热暴露对 TC11 钛合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 2(4): 997–1004.
- GU Yi, QI Yan-ling, XIA Chang-qing, LI Xue-xiong, WANG Zhi-hui. Effects of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 2(4): 997–1004.
- [11] OHNUMA I, FUJITA Y, MITSUI H, ISHIKAWA K, KAINUMA R, ISHIDA K. Phase equilibria in the Ti-Al binary system[J]. Acta Mater, 2000, 48: 3113–3123.
- [12] ZHANG X K, WIEZOREK J M K, BAESTACK W A. Precipitation of ordered α_2 phase in Ti-62222 alloy[J]. Acta Mater, 1998, 46: 4485–4495.
- [13] ZENG L, BIELER T R. Effects of working heat treatment and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phase in Ti-6Al-4V wire[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 392: 403–414.
- [14] LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. Berlin: Springer, 2003.
- [15] LENYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.
- [16] 蒋 鹏, 孟宪亮, 刘茵琪. Ti80 合金锻造工艺对显微组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(增 3): 286–288.
- JIANG Peng, MENG Xian-liang, LIU Yin-qi. The effects of forging process on microstructure and properties of Ti80 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(S3): 286–288.

(编辑 赵 俊)