

Ti-6321 钛合金棒材热变形及热处理工艺

陈海生^{1,2}, 罗锦华², 王文盛², 孙小平², 刘向宏^{1,2}, 冯 勇^{1,2}, 张平祥^{1,2}, 傅恒志¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘 要: 对 Ti-6321 钛合金棒坯在两相区进行加热, 再经过 50%~80% 的精锻热变形和普通退火后, 发现原始棒坯的组织类型并没有发生改变, 但 α 相组织的拉长特征得到明显改善。随着变形量增大, 晶粒细化程度逐步提高, 棒材强度呈上升趋势, 冲击韧性呈下降趋势。对 $\Phi 45$ mm 规格棒材进行了普通退火、双重退火、 β 退火和固溶时效热处理实验。结果表明, Ti-6321 合金棒材的组织 and 性能对热处理工艺较为敏感, 应根据使用环境的具体要求, 选择适宜的热处理工艺, 最终实现材料强度、塑性和韧性的良好匹配。

关键词: Ti-6321 钛合金; 变形量; 热处理; 显微组织; 性能

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)11-2948-05

钛及钛合金凭借其优异的特性, 广泛应用于航空、航天、航海和舰船等领域^[1-4]。Ti-6321 合金(名义成分 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo)是在美国 Ti-6211 合金的基础上由我国自主研发的一种中强高韧型近 α 钛合金, 除了拥有钛合金材料常见的密度小、强度高、无磁、透声和耐海水腐蚀等综合性能外, 还具备高冲击韧性、高断裂韧性和良好的可加工性, 现已完成海水环境下的各类应用研究, 并广泛用于潜艇和水中兵器的各类承力构件, 促进了我国航海和舰船用钛合金材料的飞速发展。

舰船上各类应用系统使用环境特殊, 机构复杂, 对所用 Ti-6321 合金材料性能要求的侧重点不同, 其重点是强度、塑性和冲击韧性的适当匹配。有必要根据应用环境的具体要求, 选择适宜的热变形参数和热处理方式, 最终实现锻件强度、塑性和冲击韧性的合理匹配, 扩展材料的应用领域。已经有研究人员针对 Ti-6321 合金开展了锻造加热温度、普通退火和去应力退火对材料组织和性能影响的研究^[5-7], 本研究则针对 Ti-6321 合金棒材, 研究了不同精锻变形量和热处理方式对材料组织和性能的影响规律。

1 实 验

实验材料选用由西部超导材料科技股份有限公司提供的经 3 次真空自耗电弧炉熔炼并锻造至 $\Phi 85$ mm 规格的 Ti-6321 钛合金棒坯, 棒坯的化学成分测试结

果和原始显微组织形貌分别如表 1 和图 1 所示。由图 1 可以看出, 本次实验棒坯的原始金相组织为 $(\alpha+\beta)$ 两相区加工组织, 在转变 β 基体上分布着初生的等轴和拉长 α 相, 其中初生 α 相含量约 60%, 采用金相法测得其相变点为 995~1000 °C。

利用精锻机将 $\Phi 85$ mm 规格的 Ti-6321 棒坯分别精锻到不同规格成品棒材, 所采取的热变形前加热温度均为 940 °C, 保温时间 120 min。热变形工艺分别

表 1 Ti-6321 钛合金棒材成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6321 titanium bars ($\omega/\%$)

Main composition					Impurity	
Ti	Al	Nb	Zr	Mo	Fe	O
Bal.	6.09	3.14	1.98	1.01	0.02	0.09

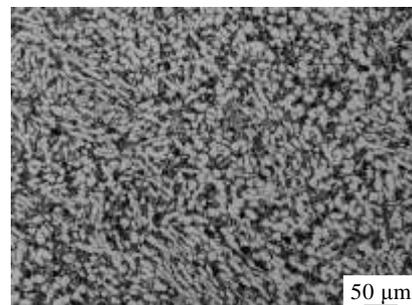


图 1 Ti-6321 合金棒坯的原始组织

Fig.1 Initial microstructure of Ti-6321 alloy billets

收稿日期: 2015-11-10

基金项目: 国家国际科技合作专项(2013DFB50180); 陕西省科技统筹创新工程计划项目(2015KTTSG01-08)

作者简介: 陈海生, 男, 1980 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86514523, E-mail: chenhs15@163.com

为: 棒坯精锻至 $\Phi 38$ mm 规格, 变形量 80%; 精锻至 $\Phi 45$ mm 规格, 变形量为 70%; 精锻至 $\Phi 55$ mm 规格, 变形量为 60%; 精锻至 $\Phi 60$ mm 规格, 变形量为 50%。所得成品棒材再经过 $900\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}$, AC 的普通退火后测试理化性能。

选用 $\Phi 45$ mm 规格棒材按整体热处理的方式进行普通退火、双重退火、 β 退火和固溶时效热处理实验, 热处理炉选用保温精度为 $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 RX 箱式电阻炉, 具体热处理工艺见表 2。热处理后在棒材的 D/4 处取样并在万能拉伸实验机上进行性能测试, 在 Olympus PMG3 光学金相显微镜观察显微组织, 并采用 JSM6700F 场发射扫描电镜观察室温拉伸断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 变形量对 Ti-6321 合金棒材组织和性能的影响

原始棒坯金相组织如图 1 所示, 属于典型的 $(\alpha+\beta)$ 两相组织, 但在不同区域均存在明显的沿一定方向拉长的初生 α 相, 其中个别拉长 α 相的长度达到 $60\text{ }\mu\text{m}$, 长宽比超过 10。

对 Ti-6321 合金棒坯经过不同程度精锻热变形后的显微组织进行了观察, 如图 2 所示。可以看到棒坯在两相区加热, 经过 50%~80% 的精锻热变形并热处理后, 不会显著改变原始棒坯的组织特征, 所获得的组织也是典型的 $(\alpha+\beta)$ 两相组织, 但组织形貌较原始棒坯发生了一定程度的变化。原始棒坯中遗传的拉长 α 相组织均得到了明显改善, 其长宽比不超过 4, 表明 50% 以上的精锻变形量是充足的, 能够保证对原始坯料的

有效破碎。在 $(\alpha+\beta)$ 两相区变形时, 是一个包含了热变形、动态再结晶和 α 相逐渐球化的过程, 这些过程相互影响, 相互制约。可以看出随着精锻变形量的增加, α 相的晶粒尺寸有细化的趋势, 但当变形量超过 70% 时晶粒的等轴化程度有所降低, 这主要由于当径向变形量过大时, 晶粒发生剧烈变形, α 相出现了压扁和扭折的现象。同时, 在晶粒边界出现了因剧烈变形而产生的缺陷, 具有较高的畸变能, 为变形过程中的动态再结晶和变形结束后的静态再结晶提供了驱动力。

对 Ti-6321 合金棒坯经过不同程度精锻热变形后的室温力学性能进行了测试, 如图 3 所示。可以看出随着变形量的逐步增大, Ti-6321 合金棒材的强度有轻微的上升趋势, 而塑性性能在变形量不超过 70% 时相差不大, 变形量超过 70% 后略有降低, 冲击韧性则随变形量的增大呈下降趋势。以上特点与金相组织上观察到的现象相对应, 随着精锻变形量的增大, 成品棒材直径规格变小, 锻后冷却速度加快, 晶粒更加细化。由于细晶组织中晶界所占比例较高, 所带来的细晶强化效果高于粗晶组织, 而晶界在塑性变形过程中起到阻

表 2 Ti-6321 合金棒材热处理工艺

Table 2 Heat treatment process of Ti-6321 alloy bars		
No.	Heat treatment	Heat treatment process
1#	Conventional annealing	$900\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h AC}$
2#	Dual annealing	$900\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h AC} + 960\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h AC}$
3#	β annealing	$1020\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h AC}$
4#	Solution annealing and aging	$970\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h WQ} + 550\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h AC}$

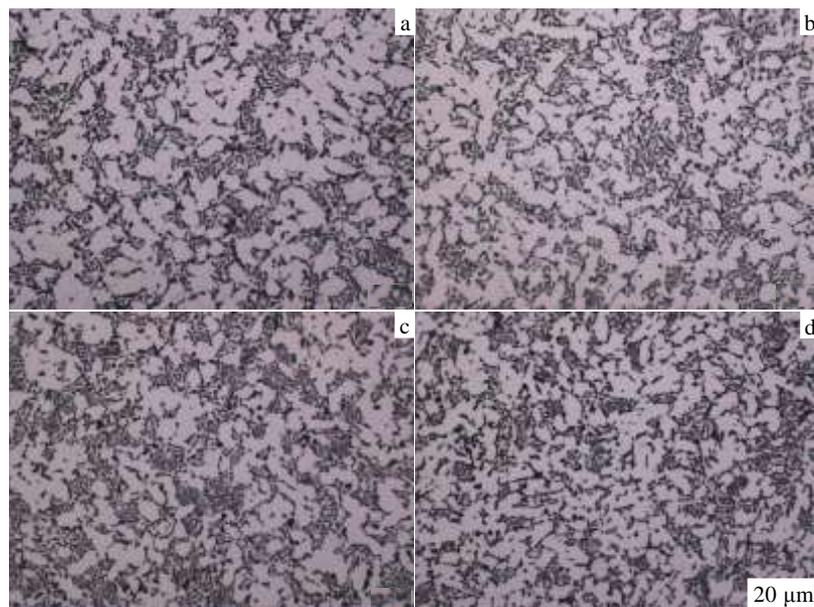


图 2 Ti-6321 合金棒材不同程度热变形后的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-6321 alloy bars after different deformations: (a) 50%, (b) 60%, (c) 70%, and (d) 80%

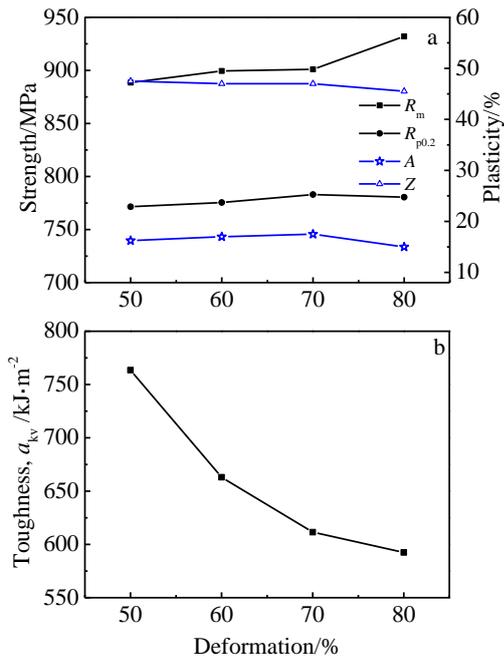


图 3 Ti-6321 合金棒材不同程度热变形后的力学性能

Fig.3 Mechanical properties of Ti-6321 alloy bars after different deformations: (a) tension property and (b) toughness

碍滑移和由于晶界附近多系滑移带来的强化作用，使得棒材的强度随变形量的增大略有提高。当精锻变形量不超过 70%，塑性性能无明显变化；而变形量超过 70%后，由于晶粒开始变得拉长和扭曲，使得塑性性能略有降低。冲击韧性则随着晶粒细化程度的提高逐

步降低，这主要是由于等轴组织中的初生 α 相晶粒尺寸越小，则裂纹扩展的路径越短，所能吸收的裂纹扩展功越小，导致冲击韧性降低。

2.2 不同热处理工艺对棒材组织和性能的影响

采取不同热处理工艺后的 $\Phi 45$ mm 规格 Ti-6321 合金棒材的显微组织结果见图 4。由图 4 可知，Ti-6321 合金棒材经普通退火后获得等轴组织，初生 α 相含量约 55%且存在轻微的扭曲情况，这种组织通常具有较高的强度和良好的塑性性能，但冲击韧性不高。棒材经双重退火，即普通退火后的棒材再经过一次高温固溶处理，可以看出初生 α 相形貌发生较大变化，其等轴化程度进一步提高，晶粒尺寸明显长大，晶界轮廓变得清晰完整；伴随着再结晶晶粒的形核和长大，初生 α 相含量提高到 60%左右，同时转变 β 相中析出的次生 α 相逐渐变粗；这种晶粒粗化和球化程度提高的初生 α 相形貌会使材料强度略有降低，塑性性能得到轻微改善，而次生 α 相的析出和长大对强度贡献不大，但是对冲击韧性的提高起到很大作用。棒材经固溶时效后能获得双态组织，初生 α 相含量明显降低，只有 20%左右，由于高温固溶后的强烈水冷效果，形成了亚稳定 β 相和 α'' 马氏体相；在后续的时效过程中，转变 β 相中弥散分布着极为细碎的、呈交织缠绕的针状 α 相析出物；这种有着大量细小的针状 α 相组织对 Ti-6321 合金基体有着明显的强化效果^[8]，但冲击韧性不高，主要是由于针状 α 相过于细小，对裂纹扩展过程中的阻滞和偏转作用不好，不利于冲击韧性的提高^[9]。

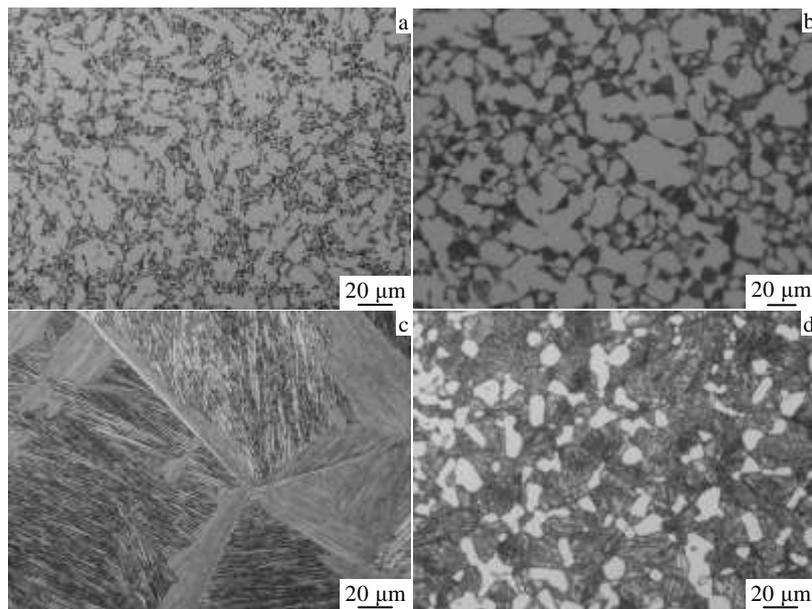


图 4 不同热处理工艺的 Ti-6321 合金棒材显微组织

Fig.4 Microstructures of Ti-6321 alloy bars after different heat treatments processes: (a) conventional annealing, (b) dual annealing, (c) β annealing, and (d) solution annealing and aging

棒材经 β 退火后获得的组织是典型的魏氏组织, 原始 β 晶粒比较粗大, 并具有连续的、平直的晶界 α 相, 晶界内细长、平直的针状 α 相集束按一定取向沿晶界向晶内析出, 这种组织通常会具有较高的断裂韧性和冲击韧性, 但塑性性能相对较差, 并会显著降低材料的热稳定和疲劳性能^[10]。

图 5 为不同热处理工艺的 Ti-6321 合金棒材力学性能。从图 5 可以看出, 经过不同热处理工艺后棒材的性能存在较大的差异: 经普通退火后, 棒材的强度和塑性性能均保持较高水平, 但冲击韧性存在低于要求指标的风险; 经双重退火, 即普通退火后的棒材再进行一次高温固溶热处理后, 棒材的强度大约降低了 30 MPa, 但塑性性能略有改善, 冲击韧性有大幅提高, 且具有较好的富余度; 经 β 退火后, 棒材强度较低, 延伸率和断面收缩率最低, 但冲击韧性很高; 经固溶时效热处理后, 棒材的强度最高, 较普通退火能提高约 80 MPa, 塑性性能也处于较佳水平, 但冲击韧性最低。不同热处理工艺后棒材的性能测试结果与其组织形貌有着很好的对应性。

2.3 不同热处理工艺后拉伸试样的断口观察

图 6 为棒材在普通退火、双重退火、 β 退火和固溶时效处理后室温拉伸试样断口的宏观和微观形貌。从宏观断口形貌图中可知, 采取普通退火、双重退火和固溶时效热处理后, 拉伸试样断口表面呈暗灰色的纤维状, 断面凹凸不平, 有明显的颈缩现象, 属于典

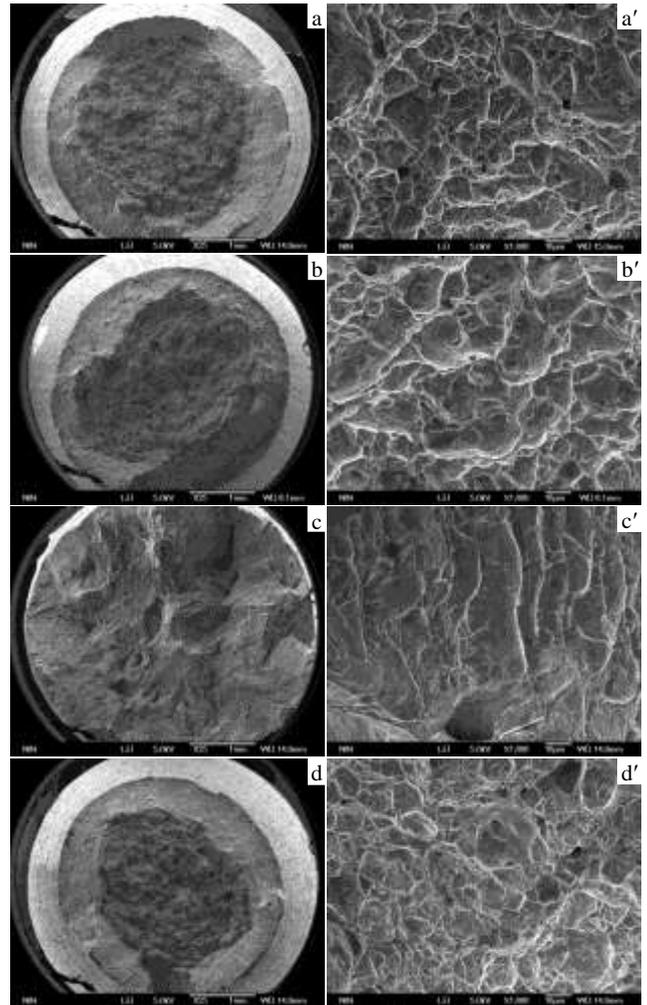


图 6 不同热处理方式处理后的 Ti-6321 合金拉伸试样断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of Ti-6321 tension specimens after different heat treatments processes: (a, a') conventional annealing, (b, b') dual annealing, (c, c') β annealing, and (d, d') solution annealing and aging

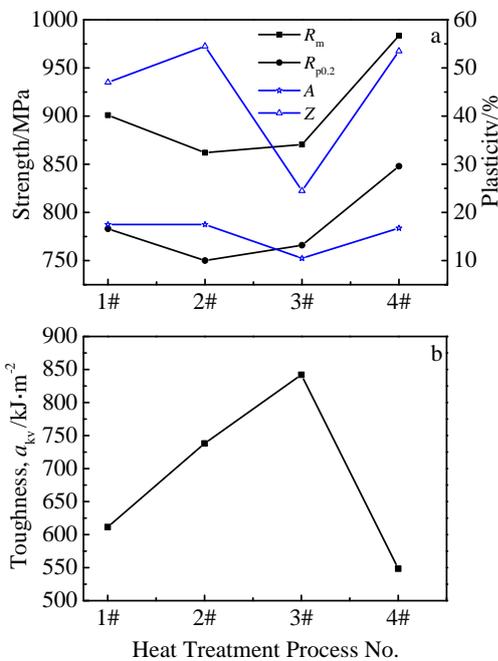


图 5 不同热处理工艺的 Ti-6321 合金棒材力学性能

Fig.5 Mechanical properties of Ti-6321 alloy bars after different heat treatment processes: (a) tension property and (b) toughness

型的韧性断裂。根据塑性变形理论, 断口形貌属于杯锥形断口, 由 3 个区域组成, 即纤维区、放射区和剪切唇。拉伸裂纹起源于试样中央的纤维区并开始缓慢扩展, 然后进入放射区快速扩展。放射区相对比较平整, 在该区域能够比较清晰的看到从纤维区向外扩展的放射状棱线。断口边缘较规则的圆环为剪切唇, 其表面平滑, 与拉伸试样的轴向约为 45° , 在该区域裂纹扩展非常迅速, 是一种剪切型断裂。这 3 种热处理工艺所获得的拉伸试样断口的纤维区面积较大, 表明材料的塑性较好。 β 退火后, 拉伸试样断口没有明显的径缩, 断面很不规则, 棱角锋锐, 断口表面有光亮的结晶状小断面, 属于典型的脆性断裂。

从微观断口形貌图中可知, 采取普通退火、双重

退火和固溶时效热处理后, 拉伸断口的形貌均以韧窝为主, 同时存在一定量的韧窝空洞; 其中双重退火后, 纤维区的韧窝较深且尺寸相对较大, 材料具有较佳的塑性性能。 β 退火后拉伸断面中存在明显的相互平行的撕裂棱, 断口表面高低起伏, 呈现出“河流花样”和解理台阶, 具备塑性断裂特征, 材料塑性性能较低。

根据以上实验结果, 对于 Ti-6321 钛合金棒材的热处理可以实行以下选取原则: 采取普通退火相对简单易行, 能够保证较高的强度水平, 但冲击韧性存在低于要求指标的风险, 适用于冲击韧性要求不高的结构件; 采取双重退火适用于强度要求不高, 但冲击韧性要求较高的结构件; 固溶时效是一种强化热处理制度, 适用于对强度要求很高, 但冲击韧性要求较低的结构件; β 热处理虽然能够获得较高的冲击韧性, 但会严重的降低塑性性能, 除非对材料有高断裂韧性等特殊要求, 否则不建议采用。

3 结 论

1) Ti-6321 钛合金棒坯在两相区进行加热, 再经过 50%~80% 的精锻热变形和普通退火后, 发现原始棒坯的组织类型并没有发生改变, 但 α 相组织的拉长特征得到明显改善。随着变形量增大, 晶粒细化程度逐步提高, 棒材强度呈上升趋势, 冲击韧性呈下降趋势。

2) 棒材对热处理工艺比较敏感, 应根据用途选择适宜的工艺: 普通退火简单易行, 适用于中强中韧型结构件; 双重退火适用于低强高韧型结构件; 固溶时效适用于高强低韧型结构件; β 退火后材料具有高冲击韧性, 但塑性性能很差, 通常不建议采用。

参考文献 References

- [1] Jiang Peng(蒋 鹏), Meng Xianliang(孟宪亮), Liu Yinqi(刘茵琪) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 286
- [2] Chen Jun(陈 军), Zhao Yongqing(赵永庆), Chang Hui(常 辉). *Materials Review*(材料导报)[J], 2005, 6: 67
- [3] Li Liang(李 梁), Song Dejun(宋德军). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20: 738
- [4] Gorynin I V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263: 112
- [5] Zhang Yi(张 奕), Yu Gaofeng(庾高峰), Du Yuxuan(杜予喆) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2010, 27(6): 34
- [6] Zhang Binbin(张斌斌), Chen Bin(陈 斌), Chen Liyang(陈利阳) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(S1): 517
- [7] Ma Fanjiao(马凡蛟), Du Yuxuan(杜予喆), Chen Haisheng(陈海生) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2012, 37(4): 119
- [8] Sha Aixue(沙爱学), Li Xingwu(李兴无), Chu Junpeng(储俊鹏) *et al. Rare Metals*(稀有金属)[J], 2006, 30(1): 26
- [9] Chen, Jun(陈 军), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2007, 32(7): 69
- [10] Wang Jinyou(王金友), Ge Zhiming(葛志明), Zhou Yanbang(周彦邦). *Titanium Alloy for Aviation*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Scientific and Technology Press, 1985: 208

Heat Deformation and Heat Treatment Process of Ti-6321 Alloy Bars

Chen Haisheng^{1,2}, Luo Jinhua², Wang Wensheng², Sun Xiaoping², Liu Xianghong^{1,2},
Feng Yong^{1,2}, Zhang Pingxiang^{1,2}, Fu Hengzhi¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

Abstract: Ti-6321 titanium alloy billets were heated in the ($\alpha+\beta$) phase region, forged in the deformation range of 50%~80% and underwent conventional annealing. Then we can find that the microstructure types of original billets are not changed, but the elongated α phase structure is crushed obviously. With the increasing of deformation, the degree of grain refinement is improved gradually, the strength of bars increases and the impact toughness of bars decreases. The bars with 45 mm in diameter were heat treated by conventional annealing, dual annealing, β annealing, and solution annealing and aging. The result shows that the microstructure and properties of Ti-6321 alloy bars are sensitive to the heat treatment process. Therefore, we should select the optimum heat treatment method to achieve an appropriate combination of strength, plasticity and toughness according to the special requirements.

Key words: Ti-6321 titanium alloy; deformation; heat treatment; microstructure; property

Corresponding author: Chen Haisheng, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86514523, E-mail: chenhs15@163.com