

TA32 钛合金板材的超塑性性能研究

程超^{1,2}, 陈志勇^{1,2}, 刘建荣^{1,2}, 王清江^{1,2}

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 研究了真空环境中 TA32 钛合金板材在温度 950 °C、应变速率 $5.32 \times 10^{-4} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性变形行为。结果表明, 在不同应变速率条件下, 合金的流变应力曲线特征和显微组织演变显著不同。在应变速率较低 ($5.32 \times 10^{-4} \sim 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 条件下, 拉伸真应力-真应变曲线呈传统超塑变形的稳态流动特征, 变形后的合金中初生 α 相晶粒尺寸较大; 在高应变速率 ($8.31 \times 10^{-3} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 条件下, 拉伸真应力-真应变曲线中流变应力增大到峰值后快速单调递减直至试样断裂, 合金变形过程中初生 α 相发生动态再结晶, 晶粒尺寸较低应变速率条件下显著细化。950 °C 时, TA32 钛合金板材均具有超塑性变形能力, 超塑性延伸率在 145%~519% 之间; 当应变速率为 $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, 具有最佳的超塑性, 拉伸延伸率可达 519%。断裂区形貌分析发现, TA32 钛合金板材的超塑性断裂模式为空洞聚集-连接-长大型断裂。

关键词: TA32 钛合金; 超塑性; 应变速率; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2020)02-021-05

Research on Superplastic Behavior of TA32 Titanium Alloy Plate

Cheng Chao^{1,2}, Chen Zhiyong^{1,2}, Liu Jianrong^{1,2}, Wang Qingjiang^{1,2}

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: The superplastic behavior of TA32 titanium alloy plate at 950 °C in vacuum environment was studied at a range of strain rate from $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ to $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The results show that, the characteristics of true stress-strain curves and microstructure evolution of TA32 titanium alloy plate are significantly different under different strain rates. Under the deformation condition of low strain rates ($5.32 \times 10^{-4} \sim 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$), the true stress-strain curves exhibit typical feature of traditional steady-state superplasticity, and the grain sizes of primary α phases are increased after deformation. While under the deformation condition of high strain rates ($8.31 \times 10^{-3} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), the flow stress rapidly monotonically decreases until fracturing after reaching the peak point, and the grain sizes of primary α phases are significantly finer than those at low strain rates as result of dynamic recrystallization refinement. TA32 titanium alloy plate shows excellent superplastic deformation ability at 950 °C with an elongation to fracture from 145% to 519%. At the strain rate of $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, it has the biggest elongation of 519%. It is found that the superplastic fracture mode of TA32 titanium alloy plate is the aggregation-linkage-growth of vacancies.

Key words: TA32 titanium alloy; superplasticity; strain rate; microstructure

钛及钛合金因具有高比强度、耐高温和耐腐蚀等优良性能, 在航空航天、海洋船舶、生物医疗等领域得到广泛应用^[1-4]。TA32 钛合金是由中国科学

院金属研究所在 TA12 钛合金的基础上, 进一步优化合金微量元素配比研制而成的一种新型近 α 型高温钛合金, 其在 550 °C 具有较好的长时拉伸、持久和蠕变性能, 同时在 600~650 °C 下具有良好的短时高温性能。近年来, 该合金在航空航天、超声速飞行器等领域得到越来越多的应用。

收稿日期: 2019-07-25

通信作者: 陈志勇(1977—), 男, 博士, 副研究员。

超塑性成形技术是利用材料在超塑性状态下的优异变形性能而发展起来的一种新型热加工技术。由于钛合金热变形温度范围窄,变形抗力大,采用传统的加工工艺很难成形复杂形状的钛合金工件。然而,在超塑性成形条件下,材料可以承受大变形而不被破坏,变形抗力小,工艺简单,可一次成形形状复杂的工件,大幅提高材料的利用率,为难变形材料的塑性加工开辟了新的途径。因此,超塑性成形已经成为钛合金热加工领域的研究热点^[5,6]。

目前,国内外对于钛合金的超塑性研究主要是在大气环境中进行的^[7-10],虽然大部分实验中试样表层涂覆有防氧化涂层,但氧化还是会对实验结果产生影响。为了消除大气氧化的影响,在真空环境中,950℃下以不同应变速率进行超塑拉伸,研究真空环境中变形速率对TA32钛合金超塑拉伸显微组织和变形行为的影响,以期为该合金板材超塑成形工艺优化提供更加精确的理论依据。

1 实验

实验材料为宝钛集团提供的2.0 mm厚热轧退火态TA32钛合金板材,其 β 相转变温度为995℃。TA32钛合金板材原始组织由大量长条状、等轴状的初生 α 相和少量残余 β 相组成,如图1所示。沿板材纵向(RD)切取超塑性拉伸试样。

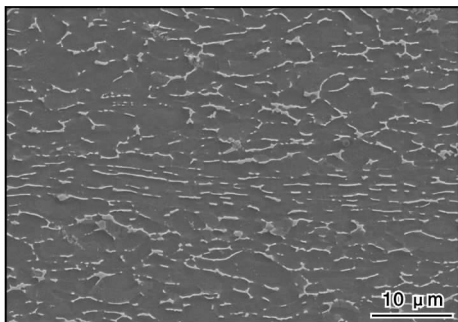


图1 TA32钛合金板材原始组织

Fig. 1 Initial microstructure of TA32 titanium alloy plate

超塑性拉伸试验在配有真空加热炉的MTS CMT-4304电子万能试验机上进行。真空加热炉的真空度约为 10^{-4} Pa。采用五段升温法控制温度,达到试验温度后保温5 min,然后进行拉伸试验。试样拉伸温度为950℃,应变速率分别为 5.32×10^{-4} 、 1.33×10^{-3} 、 3.33×10^{-3} 、 8.31×10^{-3} 、 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$,拉断后炉冷至室温。采用日立S-3400N扫描电镜观察拉伸试样断裂后的微观组织。

2 结果与分析

2.1 超塑性拉伸行为

图2为在真空环境中以不同应变速率进行超塑性拉伸后TA32钛合金试样的宏观形貌。由图2可见,在真空环境中进行超塑性拉伸后,试样表面仍呈现较好的金属光泽。研究表明^[11,12],氧渗透到钛合金中会降低钛合金的成形性,热暴露会加快氧的渗透以稳定表面区域的 α 相,而表面裂纹很容易从这些区域产生,从而导致超塑样品过早失效断裂。真空环境有利于避免样品在高温变形中被氧化,以保证较好的超塑拉伸性能。随着应变速率的降低,断后延伸率呈现逐渐升高的趋势,这主要是因为当应变速率较高时,扩散蠕变和位错滑移不能有效及时地调节晶界的滑动和转动,导致拉伸过程中的加工硬化和应力集中无法及时得到消除,对材料的均匀塑性变形产生不利影响,因而延伸率较低;而当应变速率较低时,高温下的变形时间加长,使得合金有充分的时间进行动态回复和再结晶,扩散蠕变能够充分进行,有效消除部分应力集中,此时流变应力较小,有利于合金均匀变形^[13-15]。由图2可知,在950℃条件下,TA32钛合金板材在不同应变速率下均具有超过100%的超塑性延伸率,当应变速率为 $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时获得的延伸率最大,为519%。

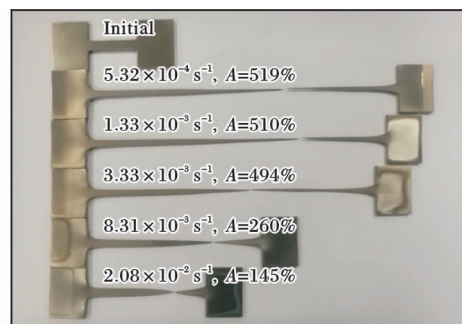


图2 不同应变速率拉伸后TA32钛合金试样的宏观形貌

Fig. 2 Macro-morphologies of TA32 titanium alloy specimens after fracture under different strain rates

图3为TA32钛合金在950℃以不同应变速率进行超塑性拉伸变形的真应力-真应变曲线。从图3可以看出,不同变形速率下,合金在初始变形阶段均出现了加工硬化,这是因为在该阶段合金内部的位错大量增殖。峰值应力随应变速率的降低而降低。在低应变速率($5.32 \times 10^{-4} \sim 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)条件

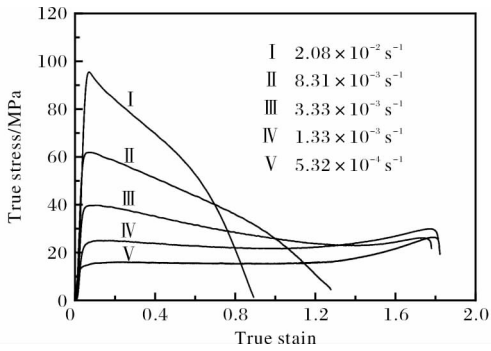


图 3 TA32 钛合金试样以不同应变速率拉伸后的真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves of TA32 titanium alloy specimens under different strain rates

下,合金流变曲线为典型的动态再结晶曲线:应力逐渐增加到达峰值,峰值应力均较小,达到峰值应力后曲线呈平稳趋势,在此过程中,动态再结晶越

容易发生,位错密度降低得越快,进而抵消部分加工硬化,加工硬化和动态软化相互竞争并基本平衡,表现出传统超塑性变形的稳态流动特征,能够获得较高的延伸率^[16,17]。随着应变的增加出现了应力升高的现象,这可能是因为合金长时间处于高温环境而发生了晶粒长大。在高应变速率($8.31 \times 10^{-3} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)条件下,应力很快达到峰值且峰值应力较大,在 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸条件下峰值应力达到最大(95 MPa),随后进入软化阶段,此时合金的软化作用占主导,表现为流变应力快速下降,直至断裂。

2.2 显微组织分析

图 4 为 TA32 钛合金试样在 950 °C 以不同应变速率拉伸后,试样未变形部位(夹持端)、少量变形部位(近夹持段)、变形部位(中间段)及剧烈变形部位(断裂区)的显微组织。

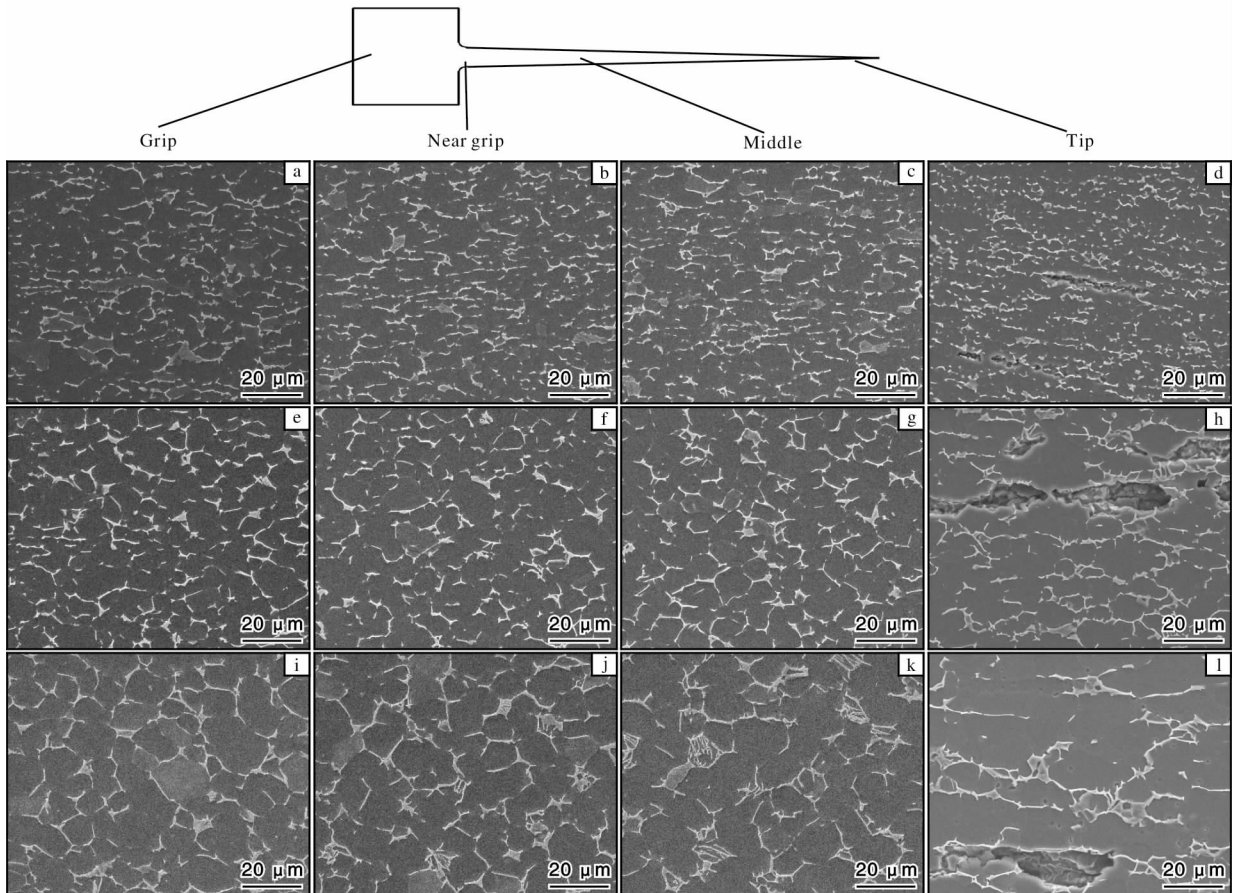


图 4 TA32 钛合金试样在不同应变速率下拉伸断裂后不同位置的显微组织

Fig. 4 Microstructures of TA32 titanium alloy specimens at different locations after fracture under different strain rates; (a~d) $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (e~h) $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (i~l) $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

当应变速率为 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时(图 4a~d),夹持端、近夹持段和中间段的初生 α 相都只发生了部

分球化,还存在较多的未球化的长条状 α 相,与原始组织相比,晶粒有一定程度长大,这主要是因为

这些区域虽经历了一定时间的高温热处理,但在超塑性拉伸过程中没有变形或者变形较小。断裂区组织均匀,初生 α 相得以充分细化,呈等轴状,这主要是因为较高应变速率下拉伸时合金具有较高的流变应力,促进了动态再结晶的发生。同时,在 α/β 相界和 α/α 晶界处存在沿拉伸方向分布的裂纹,这主要是因为高应变速率拉伸条件下,位错密度增加很快,引起应力集中,而应力集中得不到及时的松弛,使得裂纹产生并最终导致断裂。

当应变速率降低至 $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时(图4e~h),夹持端存在较少的长条状初生 α 相,球化比例相比于 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时要高,在近夹持段仍存在纵横比较大的 α 相晶粒,该区域晶粒尺寸分布较广。中间段的初生 α 相完全等轴化,晶粒尺寸分布较为集中,与在 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸条件下的中间段相比, α 相晶粒尺寸有所增大,这主要是因为高温环境中,随着变形量增大以及高温下停留时间的增加,原子的动能增加,因而位错活动性提高,扩散蠕变和晶间滑移作用增强^[18],初生 α 相再结晶后会聚集长大。与 $2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸条件下断裂区相比, $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸条件下断裂区形成的空洞/裂纹尺寸更大,这主要是因为超塑性拉伸过程中形成的空洞有充足的时间聚集、连接与长大。

当应变速率降低到 $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时(图4i~l),夹持端、近夹持段的初生 α 相已完全等轴化,中间段的等轴 α 相晶粒尺寸进一步增大。在断裂区,可以明显的观察到 β 相沿拉伸方向拉长,这主要是因为 β 相的滑移系比 α 相的更多,在长时间的高温拉伸过程中, β 相更容易聚集后发生变形,使得 β 相沿拉伸方向拉长,而大部分 α 相仍保持等轴状。在该区域也发生了空洞的聚集、连接与长大,最终导致断裂。同时,观察到从夹持端到断裂区, β 相含量逐渐增加,这主要是因为超塑性拉伸过程中,从夹持端到断裂区的应变率逐渐增加,合金的变形能增大,诱发 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变^[19,20]。

3 结 论

(1)在 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为 $5.32 \times 10^{-4} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸条件下,细晶TA32钛合金板材具有良好的超塑性,延伸率均超过了100%。应变速率为 $5.32 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,延伸率最大,达到519%。

(2)TA32钛合金在应变速率为 $5.32 \times 10^{-4} \sim$

$3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下,流变曲线为典型的动态再结晶曲线,表现为传统超塑性变形的稳态流动特征。在应变速率为 $8.31 \times 10^{-3} \sim 2.08 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下,流变应力增大到峰值后单调递减直至拉伸断裂。

(3)TA32钛合金在较快的应变速率条件下,初生 α 相发生动态再结晶得到细化;在较慢的应变速率条件下,初生 α 相动态再结晶后,长时间变形过程中会聚集长大, α 相晶粒尺寸增加。

(4)TA32钛合金超塑性断裂机制为空洞的聚集、连接与长大,形成裂纹,最终导致断裂。

参考文献

- [1] Zhao Z L, Li H, Fu M W, et al. Effect of the initial microstructure on the deformation behavior of Ti60 titanium alloy at high temperature processing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 617: 525–533.
- [2] Xiao M J, Tian Y X, Mao G W. et al. Superplasticity of Ti2448 Alloy with nanostructured grains [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2011, 27 (12): 1099–1104.
- [3] 黄瑜, 汤慧萍, 贾文鹏, 等. 元素添加方式对Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo合金性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(12): 2227–2231.
- [4] Roy S, Suwas S. Deformation mechanisms during superplastic testing of Ti-6Al-4V-0.1B alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 574: 205–217.
- [5] Roy S, Suwas S. Enhanced superplasticity for ($\alpha + \beta$)-hot rolled Ti-6Al-4V-0.1B alloy by means of dynamic globularization[J]. Materials & Design, 2014, 58: 52–64.
- [6] Imayev V M, Ganeev A A, Imayev R M. Principles of achieving superior superplastic properties in intermetallic alloys based on γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al [J]. Intermetallics, 2018, 101: 81–86.
- [7] Zhang X M, Cao L L, Zhao Y Q, et al. Superplastic behavior and deformation mechanism of Ti600 alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560: 700–704.
- [8] Liu Z G, Li P J, Xiong L T, et al. High-temperature tensile deformation behavior and microstructure evolution of Ti55 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 680: 259–269.
- [9] Alabort E, Putman D, Reed R C. Superplasticity in Ti-6Al-4V: characterisation, modelling and applications [J]. Acta Materialia, 2015, 95: 428–442.
- [10] Sun Q J, Wang G C, Li M Q. The superplasticity and microstructure evolution of TC11 titanium alloy [J]. Materials

- & Design, 2011, 32: 3893 – 3899.
- [11] Pilchak A L, Porter W J, John R. Room temperature fracture processes of a near- α titanium alloy following elevated temperature exposure [J]. Journal of Materials Science, 2012, 47(20): 7235 – 7253.
- [12] Patankar S N, Kwang Y T, Jen T M. Alpha casing and superplastic behavior of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 112(1): 24 – 28.
- [13] Liang H Q, Guo H Z, Ning Y Q, et al. Dynamic recrystallization behavior of Ti-5 Al-5 Mo-5 V-1 Cr-1 Fe alloy [J]. Materials & Design, 2014, 63: 798 – 804
- [14] Lin P, He Z B, Yuan S J, et al. Tensile deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy at elevated temperatures [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 556: 617 – 627
- [15] 刘章光, 李建辉, 李培杰, 等. Ti-55 钛合金板材的超塑性变形及组织演变[J]. 稀有金属, 2016, 38(6): 283 – 291.
- [16] Deng J, Lin Y C, Li S S, et al. Hot tensile deformation and fracture behaviors of AZ31 magnesium alloy [J]. Materials & Design, 2013, 49: 209 – 219.
- [17] 席兵, 巨建辉, 王静, 等. TA15 钛合金超塑性变形时的组织演变[J], 稀有金属, 2014, 38(2): 328 – 333.
- [18] 曾立英, 赵永庆, 李丹柯, 等. SPZ 钛合金超塑性变形后的微观组织研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(12): 1940 – 1943.
- [19] Matsumoto H, Yoshida K, Lee S H, et al. Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained microstructure exhibiting low-temperature-high-strain-rate super plasticity [J]. Materials Letters, 2013, 98: 209 – 212.
- [20] Koike J, Shimoyama Y, Ohnuma I, et al. Stress-induced phase transformation during superplastic deformation in two-phase Ti-Al-Fe alloy [J]. Acta Materialia, 2000, 48: 2059 – 2069.

行业动态

ATI 及其子公司 2020 年第 1 季度经营状况

美国 ATI 公司 2020 年第 1 季度(2020 年 1 月 1 日至 3 月 31 日)销售额为 9.56 亿美元, 其中高性能金属部销售额为 4.20 亿美元, 较去年同期下降 15.4%, 去除钛铸件和锻件部分, 实际下降 6%, 所有销售额中 85% 来源于航空航天领域; 先进合金 & 解决方案部销售额为 5.35 亿美元, 较去年同期增长 5.3%, 与 2019 年第 4 季度相比增长 2.6%。

营业利润为 0.236 亿美元, 较去年同期增长 44.7%。其中, 高性能金属部营业利润为 0.571 亿美元, 先进合金 & 解决方案部营业利润为 0.241 亿美元。

何蕾编译自美国 ATI 公司官网

东北特钢抚顺公司成功冶炼高品质医用 TC20 钛合金

4 月份, 抚顺特钢为某用户研发的高品质医用 TC20 钛合金产品顺利完成冶炼和锻制工作, 其成品棒材经检验全部合格。目前, 此批产品已入库发往用户。TC20 钛合金的成功生产, 为抚顺特钢扩大医用钛合金市场份额, 抢占未来市场奠定了坚实基础。

与传统同类医用钛合金 TC4 相比, TC20 钛合金选用原子浓度相同且稳定、无毒害的 Nb 替代 V, 消除了材料中有害元素对人体健康的影响。经长期临床应用后, TC20 现已被世界医学界认可, 并正在逐步替代 TC4 钛合金, 市场前景可观。TC20 钛合金的生产难点主要集中在冶炼环节, 此次成功冶炼, 为公司扩大医用钛合金市场份额, 抢占未来市场奠定了坚实基础。

来源: 抚顺特殊钢股份有限公司官网