

挤压成形 TC4-ELI 厚壁管材组织与力学性能研究

向柳^{1,2}, 辛社伟², 毛小南^{1,2}, 杜宇², 屈磊², 李婷², 应扬²

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 运用有限元数值模拟与实际挤压进行 TC4-ELI 厚壁管材成形研究, 探究厚壁管材不同区域显微组织和力学性能的差异, 以及形成差异的原因。结果表明: 在挤压成形过程中, 管材外部的温度和等效应力较高, 有较多的 α 晶粒沿 ED 方向被拉长, 且长条状 α 晶粒的长大程度更高, 生成相对强度较高的基面织构。而管材内部所受应力较低, 晶粒择优取向行为不明显, 只生成微弱的 $\{1\bar{2}10\}\langle 20\bar{2}1\rangle$ 板织构。力学性能受到晶粒大小和晶体学取向的综合作用, 管材外部虽然晶粒粗大, 但生成的基面织构与轴向拉伸应力的 Schmid 因子较小, 使得管材外部的强度高于内部。

关键词: TC4-ELI 钛合金; 数值模拟; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2112-06

钛合金管材是一种先进的轻量化结构件, 具有良好的力学性能和耐蚀性, 广泛应用于航空航天、汽车和船舶制造等领域^[1,2]。目前, 钛合金管材的制备工艺主要有以下 2 种: 斜轧穿孔和挤压。斜轧穿孔工艺所制备的管材晶粒粗大、不均匀, 且常常有高温变形组织。而挤压工艺所制备的管材组织比较均匀, 晶粒更加细小^[3]。

在挤压成形过程中, 不同的工艺参数会对温度和应力分布造成影响, 使得制备的管材的显微组织和力学性能存在差异。部分学者^[4]模拟不同工艺的挤压成形过程发现, 工件温度和挤压速度对挤压力的影响较大, 模具角度和圆角半径对挤压力影响较小。Li 等^[5]也计算 TC4 钛合金在不同挤压工艺下流变应力和温度的变化, 当挤压温度升高时, 流变应力的增幅减小。同时也有部分学者^[6,7]研究不同挤压工艺对管材显微组织和性能的影响, 发现挤压力较小时, 织构由散漫到集中, 且有形成纤维织构的趋势。当挤压力较大时, 内部形成完整的面纤维织构, 面纤维织构与晶粒细化共同作用, 使得强度和塑形有所提高^[6,7]。Kubota^[8]则对不同挤压温度制备的管材进行研究, 发现不同挤压温度下管材的晶粒大小可用函数 Z 分析, 其中 $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, 式中 $\dot{\epsilon}$ 为变形速率, Q 为合金的激活能, R 为摩尔常数, T 为挤压温度。当只降低挤压温度时, 晶粒变得更加细小。

以上的研究成果在一定程度上揭示了数值模拟或实

际挤压条件下不同工艺对钛合金管材的组织 and 性能势必会产生影响。但是很少有文献研究在同一工艺下厚壁管材的挤压成形过程, 由于局部的变形条件不同, 致使厚壁管材不同区域之间是否存在差异。基于此, 本研究以 TC4-ELI 为研究对象, 运用有限元数值模拟与实际挤压进行 TC4-ELI 厚壁管材成型研究, 探究厚壁管材不同区域显微组织和力学性能的差异, 以及形成差异的原因, 为优化厚壁管材挤压工艺提供更多的参考依据。

1 实验

实验所用的材料为真空自耗电弧炉熔炼的 TC4-ELI 合金, 成分如表 1 所示。将铸锭经六火锻造后, 钻孔加工制成挤压管坯, 尺寸为 $\Phi_{\text{外}}249 \text{ mm}/\Phi_{\text{内}}120 \text{ mm} \times 400 \text{ mm}$ 。然后按照表 2 的挤压工艺参数制备管材, 最终规格为 $\Phi_{\text{外}}150 \text{ mm}/\Phi_{\text{内}}115 \text{ mm} \times 550 \text{ mm}$ 。挤压后管材沿壁厚方向分成外部、内部 2 个区域, 并在不同区域截取金相试样和拉伸试样, 管材区域划分和金相试样、拉伸试样取样位置如图 1 所示。将截取的金相试样利用砂纸研磨, 然后抛光, 选用 10% HNO_3 +30% HF +60% H_2O 溶液腐蚀, 在 Olympus PMG3 光学显微镜下观察显微组织。利用配有 EBSD 探头的扫描电子显微镜 (SEM) 进一步观察管材内部、外部两处 ED-TD 平面的微观结构。并将截取的拉伸试样在 ZWICK50 拉伸机上测试室温力学性能。同时采用机械

收稿日期: 2020-06-15

基金项目: 军委装备发展部预先研究项目 (41422060206)

作者简介: 向柳, 男, 1998 年生, 硕士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: xl13079007806@163.com

表1 TC4-ELI 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4-ELI alloy ($\omega/\%$)

Ti	Al	V	Fe	O
89.87	5.98	4.00	0.075	0.050

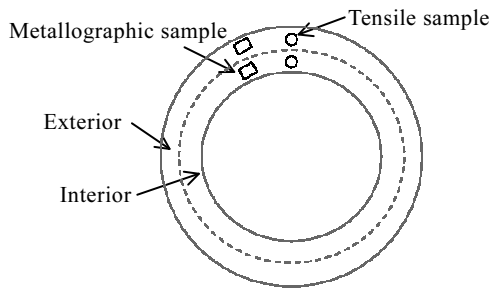


图1 管材区域划分及取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of tube area division and sampling position

设计软件建立管坯和模具的3D模型,将3D模型导入有限元数值模拟软件的数据库,然后按照实际的挤压工艺参数建立挤压成形的有限元模型,进行有限元模拟。

2 实验结果

2.1 管材显微组织

对管坯和管材的不同区域进行显微组织观察,结果如图2所示。挤压前管材显微组织为网篮状形貌,大部分片层 α 交错编织,只有少量片状 α 球化。挤压成形过程中晶粒发生动态再结晶,原有的显微组织结构均被破坏,挤压后管材显微组织有所变化。从整体上来看,管材外部和内部2个区域在ED-TD平面上的显微组织均由等轴 α 、长条状 α 及 β 转变组织组成。但是可以发现2个区域的等轴 α 和长条状 α 的比例和大小不同。分别统计内部、外部2个区域不同形貌的 α 晶粒的占比以及晶粒的大小,结果如表3所示。从表3中可以看出,管材外部的长条状 α 晶粒的体积分数为86%,晶粒长度为38 μm ,长宽比可达4.75,等轴 α 晶粒的体积分数仅为13%,而管材内部只有58%的长条状 α 晶粒,晶粒长度和宽度分别为15和6 μm ,长宽比较小为2.5。

2个区域的晶粒形貌和大小有所不同,也会导致2

个区域的晶界角度分布存在差异。图3为管材外部和内部2个区域的晶界角度分布图,2个区域的小角度晶界均占一半以上,其中 2° 为晶界角度峰值,管材外部峰例高于外部。此外,从图2中还可以看出,管材不同区域的晶粒择优取向行为程度不同,会导致管材不同区域的织构不同。对管材外部和内部进行织构测定,其结果如图4所示。管材外部的主要织构类型为: $\{0001\}/\text{ED}$ 丝织构和 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}\langle 0001\rangle$ 板织构,织构最大强度为3.74。管材内部区域只有微弱的 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}\langle 20\bar{2}1\rangle$ 板织构存在,而且织构的最大强度仅为2.57。

2.2 管材力学性能

对挤压前后管材进行力学性能测试,结果如表4所示。从整体上来看,与挤压前管坯相比,管材外部和内部区域的屈服强度分别提高66和39 MPa。这可能是因为挤压后管材晶粒变得细小,从而细晶强化机制发挥作用,使得管材力学性能上升。但是,挤压后管材不同区域的力学性能存在差异。从表4可以看出管材外部的屈服强度高于管材内部27 MPa,同时抗拉强度也高出20 MPa。相反,管材内部的延伸率为19.3%,断面收缩率为49%,均高于外部。

从上述结果可以看出,挤压后管材不同区域的显微组织和力学性能存在差异。猜测这可能是由于管材挤压成形过程中变形不均匀所致,所以后续运用数值模拟验证该挤压工艺下是否存在管材的变形不均匀现象。

2.3 数值模拟

本模拟采用四面体单元模型进行有限元网格划分,对管坯和模具划分不同密度的网格,选取有限元数值模拟软件数据库中的塑形剪切摩擦模型完成数值模拟计算,最终得到挤压过程中管坯的温度场和应力场分布图。

由图5a温度分布图可知,在稳态挤压阶段,塑形变形区域的温度最高。在塑形变形区域,管坯外部温度最高可达980 $^\circ\text{C}$,管坯内部温度下降至937 $^\circ\text{C}$,最终形成了一个从管坯外部到管坯内部温度逐渐下降的梯度场。这可能是因为管坯外部在挤压过程中与凹模发生剧烈摩擦,使得温度急剧升高。而管坯内部与挤压针之间的摩擦较小,且两者发生热交换,使得管坯内部温度有所下降。从图5b中可以看出,稳态挤压阶段的最大塑形应力分布在管材变形区的外部,最大应力值为247 MPa。内部区域所受的等效应力比外部区

表2 TC4-ELI 合金挤压工艺参数

Table 2 Extrusion processing parameters of TC4-ELI alloy

Extrusion ratio	Extrusion die preheating temperature/ $^\circ\text{C}$	Workblank preheating temperature/ $^\circ\text{C}$	Extrusion rate/ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	Friction factor
5.21	340	950	30	0.1

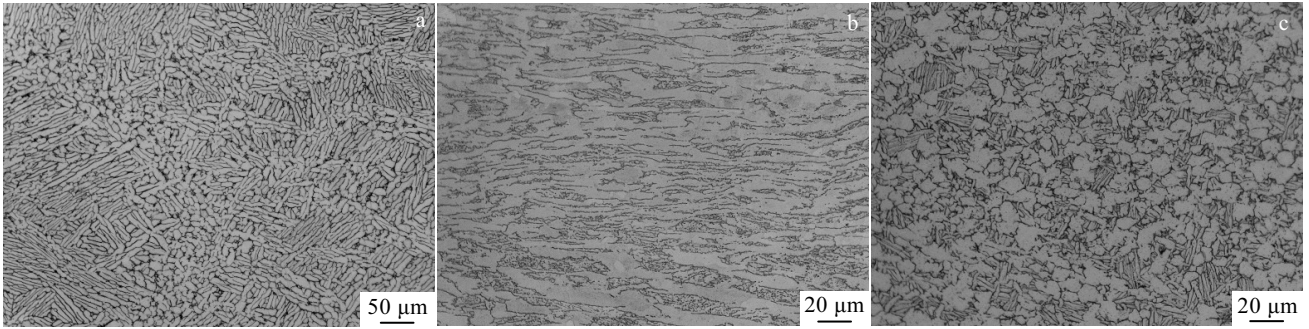


图 2 管坯和管材不同区域的显微组织

Fig.2 Microstructures of pipe blank (a), exterior of pipe (b), and interior of pipe (c)

表 3 不同形貌 α 晶粒所占比例和大小

Table 3 Proportion and size of α grains with different morphologies

Pipe area	Proportion of equiaxed α/%	Proportion of strip α/%	Diameter of equiaxed α/μm	Length of strip α/μm	Width of strip α/μm
Exterior	13	86	9	38	8
Interior	37	58	12	15	6

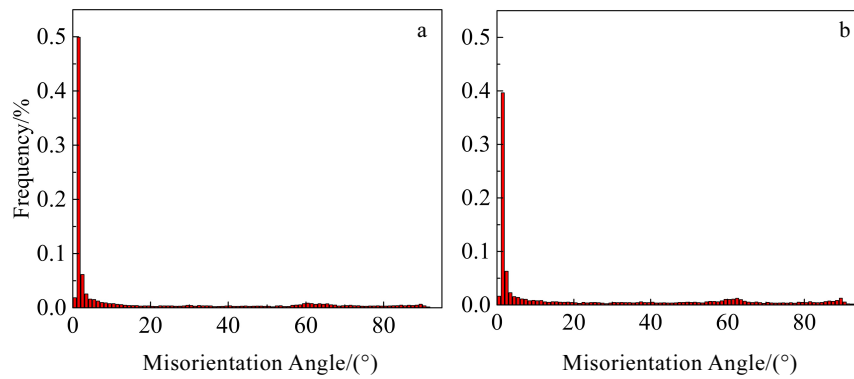


图 3 管材不同区域取向角差分布

Fig.3 Variation of misorientation angle in exterior (a) and interior (b) of pipe

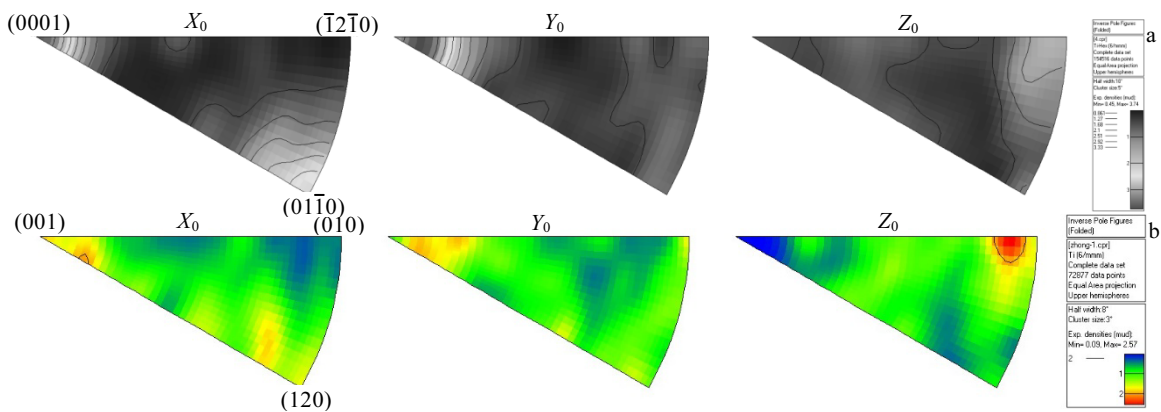


图 4 管材不同区域的的反极图

Fig.4 Inverse pole figures in exterior (a) and interior (b) of the pipe

表 4 管坯和管材不同区域的力学性能
Table 4 Mechanical properties of pipe blank and different regions in pipe

Region	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Reduction of area/%
Pipe blank	718	787	9.0	25
Exterior of pipe	784	856	16.5	47
Interior of pipe	757	836	19.3	49

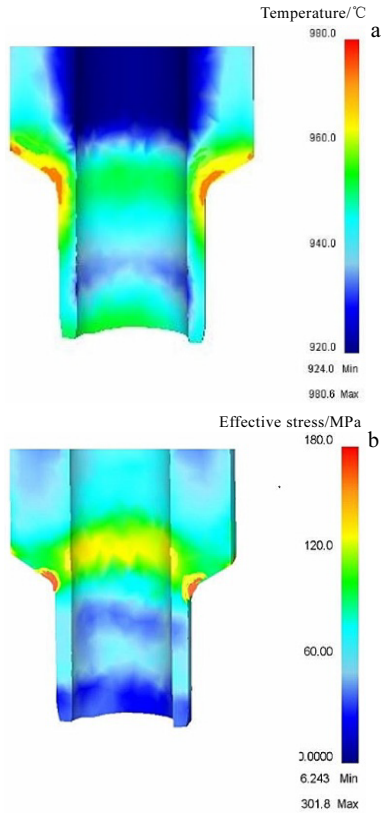


图 5 稳态挤压阶段管材温度和等效应力分布图

Fig.5 Temperature (a) and effective stress (b) distribution at state extrusion stage

域所受应力小, 应力值为 160 MPa, 但未形成从外部到内部等效应力逐渐减小的梯度场。由于内部金属向内流动的趋势受到挤压针的限制, 挤压针对内部金属施加一个反作用力, 使得内部应力有所增加, 中间区域的部分应力相互抵消。

从模拟结果可以看到, 管材挤压变形存在不均匀性, 内外部变形存在温度和应力的较大梯度差, 这种差别必然会对管材组织和性能的均匀性产生不利影响。所以, 下面将会结合数值模拟结果, 深入研究温度和应力的梯度分布如何造成管材不同区域的显微组织和力学性能出现差异。

3 分析与讨论

3.1 显微组织形成差异的原因

管材外部的长条状 α 晶粒的体积分数较高, 且晶粒的长宽比较大。这是因为外部金属变形更加剧烈, 在管坯与挤压筒的滑动摩擦力和挤压筒的压力双重作用下, 管材外部所承受的应力更大。因此, 管材外部有更多的 α 晶粒在动态再结晶之后, 长大时往往会沿着应力较大的轴向生长, 晶粒最终呈纤维状分布。而且管材外部的长条状晶粒的长大程度也高于内部。结合上面的有限元数值模拟结果, 分析造成这种差异的主要原因是: 在塑形变形过程中, 摩擦热和塑性变形功使得外部区域的温度高于内部, 降低了原子移动的能量势垒, 导致界面能下降, 晶界更易迁移, 晶粒长大程度更高^[9]。同时, 管材内部的大角度晶界比例高于外部。这是因为管材内部在挤压过程中所受外加应力小于外部, 内部一半以上的晶粒未在应力作用下被拉长, 仍保持等轴形貌, 而等轴状晶粒的晶界通常为大角度晶界。

在管材的塑形变形阶段, 晶粒转动和定向流动, 使得晶粒的某一取向或者某一晶面与外力方向平行, 形成织构。织构对管材的力学性能有较大影响, 研究管材不同区域的织构差异的形成原因显得至关重要^[10,11]。在多晶材料中, 原始晶粒取向无规则分布, 即使在承受相同的外加应力下, 由于晶粒之间的相互阻碍, 致使晶粒取向的变化有所差别。在挤压成形过程中, 管材外部所受应力较大, 晶内能够开动的滑移系相对较多, 因而有更多的晶粒能够发生定向转动或流动, 更容易形成相对强度较高的基面织构。外部区域的部分晶粒与外界应力之间的 Schmid 因子较小, 位错滑移很难开动, 只能通过其他方式进行塑性变形。部分晶粒开始发生 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}$ 孪生, 外力拉伸孪晶致使部分晶粒的 C 轴与板材的挤压方向平行, 最终形成了 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}<0001>$ 板织构^[12,13], 孪生变形示意图如图 6 所示。同时, 部分晶粒锥面与外加应力的 Schmid 因子较大, 锥面滑移系更易开动, 因此锥面滑移系逐渐激活。这会使基面向应力主轴方向倾斜, 基面随应力主轴转动, 最终这些晶粒的基面平行于挤压方向, 形成 $\{0001\} // ED$ 丝织构^[14,15]。相反, 管材内部所受外加应力较小, 只有少量的滑移系能够开动, 多数晶粒取向并未定向流动。因此晶粒的择优取向行为并不明显, 所形成的织构强度不高^[16,17]。最终, 管材内部区域只有微弱的 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}<20\bar{2}1>$ 板织构存在。

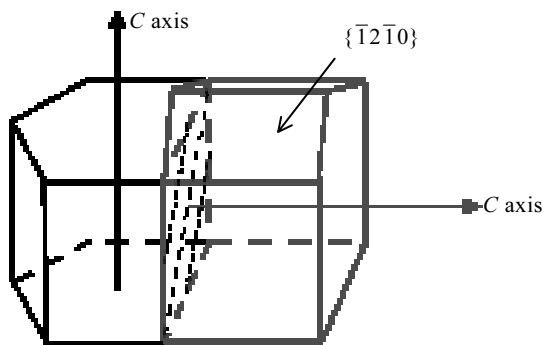


图 6 $\{12\bar{1}0\}$ 孪生变形示意图

Fig6 Schematic diagram of $\{12\bar{1}0\}$ twin deformation

3.2 力学性能形成差异的原因

挤压成形过程中外部、内部 2 个区域应力和温度分布的差异,会造成不同区域之间显微组织存在差异,最终会影响到管材的力学性能。Yoshida 等^[18]发现:对于 hcp 结构的金属材料,力学性能是晶粒取向和晶粒大小综合作用的结果。虽然管材外部的晶粒比管材内部的晶粒粗大,但是管材外部有较强的 $\{0001\}$ //ED 的丝织构,因为这种组织内部的大多数密排六方晶体的 C 轴与 ED 方向平行,当受到轴向的外加应力时,此时应力与 $\{0001\}$ 丝织构之间的 Schmid 因子较小,位错很难开动。只有在较大的拉应力作用下,位错滑移才能启动,从而使得合金的强度较高^[19]。相反,管材内部的晶粒取向相对比较散漫,使得位错在应力作用下开始,滑移时位错可能沿更多的晶体学方向移动。同时,管材内部的晶粒细小,单位体积内的晶界面积增加,致使晶界上的夹杂物相对减少,从而使晶界结合力提高^[20]。最终,管材内部的塑形比管材外部的塑形更高。

4 结 论

1) 挤压后,管材显微组织均为等轴 α 、板条 α 及 β 转变组织组成,强度和塑形均有所提高。但是管材不同区域的显微组织和力学性能存在差异。

2) 由于管材外部的温度和应力均高于内部,致使外部晶粒择优取向行为更加明显,生成的长条状 α 更多,且晶粒的长宽比更大。同时形成相对强度较高的 $\{0001\}$ //ED 和 $\{12\bar{1}0\}$ <0001>的基面织构。

3) 管材外部和内部区域显微组织差异,造成 2 个区域的力学性能有所不同。外部织构强度较高,与轴向拉伸应力的 Schmid 因子较小,使得管材外部的屈服度大于管材内部,但塑形较低。

参考文献 References

[1] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 1

[2] Nayan N, Singh G, Antony P T *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 128

[3] Zhu Gang(朱刚), Zhang Hui(张晖), Zhang Wangfeng(张旺峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2492

[4] Mirahmadi S J, Hamed M. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2014, 75(1-4): 33

[5] Li L X, Rao K P, Lou Y *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2002, 44(12): 2415

[6] Cai Haijiao(蔡海骄), Ye Wenjun(叶文君), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2013, 35(7): 895

[7] Yu W, Li M, Luo J. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(1): 19

[8] Kubota K, Mabuchi M, Higashi K. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34: 2255

[9] Ueji R, Yoon S, Fujii H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 229: 390

[10] Chen Y, Hu L, Shi L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 769: 138 497

[11] Mao Weimin(毛卫民). *Crystallography Textures and Anisotropy in Metals*(金属材料的晶体学织构与各向异性)[M]. Beijing: Science Press, 2002

[12] Chen Zhenghua(陈振华), Xia Weijun(夏伟军), Cheng Yongqi(程永奇) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(1): 1

[13] Feng S, Liu W, Zhao J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 692: 9

[14] Liu Xiao(刘筱), Lou Yan(娄燕), Li Luoxing(李落星) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(8): 6

[15] Aghion E, Bronfin B, Eliezer D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 117: 381

[16] Luo Yumeng(骆雨萌), Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukui(李树奎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2692

[17] Tao Z, Y H, Li H *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2016(2): 542

[18] Cisar L, Yoshida Y, Kamado S *et al. Materials Transactions* [J], 2003, 44(4): 476

[19] Tang Weiqin(唐伟琴), Zhang Shaorui(张少睿), Fan Xiaohui(范晓慧) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中

国有色金属学报[J], 2010, 20(3): 371

B[J], 2015, 29: 10

[20] Yang F, Gabbitas B. *International Journal of Modern Physics*

Microstructure and Mechanical Properties of TC4-ELI Thick-walled Extruded Pipe

Xiang Liu^{1,2}, Xin Shewei², Mao Xiaonan^{1,2}, Du Yu², Qu Lei², Li Ting², Ying Yang²

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

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

Abstract: The forming of TC4-ELI thick-walled pipe was studied by finite element numerical simulation and actual extrusion. The differences and the reasons for the differences were explored in microstructure and mechanical properties of different areas in thick-walled pipes. The results show that the external temperature and equivalent stress of the pipe are relatively high during the extrusion process. More α grains are elongated along the ED direction, and the elongated α grains grow to a higher degree. Base texture with relatively high strength is generated. However, the internal stress of the pipe is relatively low. The preferred orientation of the grains is not obvious, and only weak $\{\bar{1}2\bar{1}0\}\langle 20\bar{2}1\rangle$ plate texture is generated. Mechanical properties are affected by the combined effect of grain size and crystallographic orientation. Although the exterior of the pipe has coarse grains, the Schmid factor between the axial tensile stress and base texture is small, which causes that the exterior of the pipe has higher strength.

Key words: TC4-ELI titanium alloy; numerical simulation; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Xin Shewei, Ph. D., Professor, Titanium Alloy Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: nwpu_xsw@126.com