

# 挤压速度对大尺寸 TC11 钛合金管材组织与性能的影响研究

宁博, 吴俊宇, 袁利红, 陈贵曾, 张瑶, 王丹

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 采用 45 MN 卧式挤压机制备外径 145 mm、内径 120 mm 的 TC11 钛合金管材, 并采用扫描电子显微镜(SEM)、电子万能材料试验机和轴向拉伸蠕变试验机对不同挤压速度下管材的组织及室温与高温力学性能进行研究。结果表明: 当挤压速度为 20 mm/s 时, 热挤压管材中再结晶晶粒出现长大粗化现象, 此时管材室温强度较低, 但塑性较高; 当挤压速度增大至 30 mm/s 时, 初生  $\alpha$  相变得细小均匀, 管材室温强度增加, 塑性降低; 当挤压速度继续增大至 40 mm/s 时, 初生  $\alpha$  相虽细小但均匀性变差, 管材室温强度基本不变, 塑性则进一步降低; 管材在 500 °C/640 MPa 条件下的蠕变速率随着挤压速度的增加而提升。综合分析表明, 在 30 mm/s 挤压速度下制备的 TC11 钛合金管材具有更优的综合力学性能。

**关键词:** TC11 钛合金; 管材; 挤压速度; 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: 1009-9964(2026)03-025-06

## Research on Influence of Extrusion Speed on Microstructure and Properties of Large-sized TC11 Titanium Alloy Tube

Ning Bo, Wu Junyu, Yuan Lihong, Chen Guizeng, Zhang Yao, Wang Dan

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

**Abstract:** TC11 titanium alloy tubes with outer and inner diameters of 145 mm and 120 mm, respectively, were prepared using a 45 MN horizontal extruder. The microstructure and mechanical properties at room temperature and elevated temperature of the tubes obtained at different extrusion speeds were investigated by scanning electron microscopy, tensile testing, and creep testing. The results show that at an extrusion speed of 20 mm/s, the recrystallized grains in the hot-extruded tube coarsen, resulting in lower room-temperature strength but higher ductility. When the extrusion speed increases to 30 mm/s, the primary  $\alpha$  phase becomes finer and more homogeneous, leading to increased room-temperature strength and reduced ductility. As the extrusion speed is further increased to 40 mm/s, the primary  $\alpha$  phase remains fine but becomes less uniform. Under this condition, the room-temperature strength of the tube remains unchanged, whereas its ductility continues to decrease. The creep rate of the tube at 500 °C under 640 MPa increases with increasing extrusion speed. Comprehensive analysis indicates that the TC11 titanium alloy tube extruded at 30 mm/s exhibits superior overall mechanical properties.

**Keywords:** TC11 titanium alloy; tube; extrusion speed; microstructure; mechanical properties

钛合金凭借卓越的比强度和优异的耐腐蚀性能, 已成为航空航天、深海探测及核能工程等战略领域中不可或缺的关键材料<sup>[1]</sup>。热挤压工艺因成形效率高且表面质量控制能力强, 成为制备高性能钛合金无缝管材的主流技术。然而, 钛合金属于典型的难变形金属, 导热性差且热加工窗口窄, 因此挤压参数的选择至关

重要, 直接决定管材的微观组织与力学性能。戚运莲等人<sup>[2]</sup>对 Ti-1300 合金挤压管材的研究表明, 坯料加热温度高于相变点虽有利于挤压成形, 但管材组织较为粗大; 相比之下, 在双相区 820 °C 下挤压可获得较好的综合力学性能。陈胜川等人<sup>[3]</sup>研究了相变点以下加热温度对 Ti31 合金热挤压管材组织和力学性能的影响, 发现加热温度为 930 °C 时, 挤压管坯呈网篮组织; 加热温度为 900 °C 时, 管坯横向呈等轴组织, 纵向由

收稿日期: 2026-02-27

通信作者: 宁博(1988—), 男, 工程师。

板条状  $\alpha$  相和  $\beta$  相组成, 此时屈服强度和伸长率最佳。李倩等人<sup>[4]</sup>采用有限元模拟与实验相结合的方法, 研究了不同坯料加热温度下 TC4 钛合金管材的热挤压变形行为, 结果表明, 当坯料加热温度为 950 °C 时, 挤压力适中, 管材变形均匀, 组织和力学性能较好。李冲等人<sup>[5]</sup>研究了退火温度对大口径 Ti6321 合金无缝管材组织与力学性能的影响, 结果显示, 随着退火温度升高, 管材组织依次由 940 °C 下的等轴组织、970 °C 下的双态组织转变为 1020 °C 下的魏氏组织; 室温屈服强度和抗拉强度随退火温度升高逐渐降低; 塑性指标在相变点以下变化不大, 超过相变点后急剧下降; 冲击韧性则呈先升高后降低的趋势。尚秀丽等人<sup>[6]</sup>对 TA15 钛合金管材热加工工艺的研究表明, 管材强度随挤压比增大而提高。李永林等人<sup>[7]</sup>对 Gr.38 钛合金管材的研究表明, 提高挤压温度或挤压比可促进动态回复与再结晶, 从而降低  $\alpha$  相含量, 导致管材强度略有下降而塑性略有提升。

综上所述, 坯料加热温度与挤压比是当前调控钛合金管材热挤压组织与性能的关键参数。挤压速度同为热挤压工艺的关键参数, 但关于其对组织性能影响的研究报道较少<sup>[7-9]</sup>。为此, 采用不同挤压速度制备大尺寸 TC11 钛合金管材, 系统分析挤压速度对管材微观组织及室温与高温力学性能的影响规律。在此基础上, 确定适用于该规格管材的热挤压工艺窗口, 旨在为 TC11 等双相钛合金管材的高品质制备提供理论依据与技术参考。

## 1 实验

采用三次真空自耗电弧熔炼获得  $\phi 610$  mm 的 TC11 钛合金铸锭, 其化学成分见表 1。采用金相法测得该铸锭( $\alpha+\beta$ ) $\rightarrow\beta$  相变点为 1000~1005 °C。

表 1 TC11 钛合金铸锭化学成分(w%)

Table 1 Chemical composition of TC11 titanium alloy ingot						
Al	Mo	Si	Zr	Fe	O	Ti
6.59	3.63	0.31	1.78	0.038	0.14	Bal.

在 950 °C 下锻造 TC11 钛合金铸锭, 制备出直径为 280 mm 的棒坯(编号 B01), 其横向显微组织如图 1 所示。将 B01 棒坯沿轴向等分为三段, 经机加工后采用铁/铜双包套工艺完成包覆。采用电阻炉加热双包套挤压坯, 加热温度为 950 °C, 保温时间为 150 min。使用西马克 45 MN 卧式挤压机对加热后的挤压坯进行热挤压成形, 挤压筒直径为 280 mm。三块试验棒料的挤压速度分别为 20、30、40 mm/s, 挤压后的管材

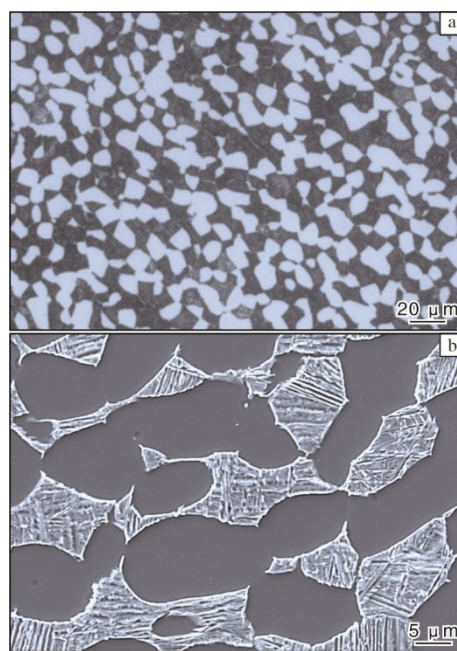


图 1 B01 棒坯横向显微组织

Fig.1 Transverse microstructures of B01 bar billet: (a) optical micrograph; (b) SEM micrograph

内径为 120 mm, 外径为 145 mm, 分别编号为 E20、E30 和 E40。

B01 棒坯及 E20、E30、E40 管材经 950 °C/1.5 h/AC+530 °C/16 h/AC 双重退火热处理后, 采用线切割切取金相试样以及轴向室温拉伸、高温拉伸、高温持久和室温冲击试样。其中, B01 棒坯取样位置为半径 1/2 处, 管材取样位置为壁厚 1/2 处。横向金相试样经研磨、抛光后, 用 HF+HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O 混合液(体积比为 1:3:6)浸蚀。采用金相显微镜和 IT510 型扫描电镜(SEM)进行显微组织观察。依据 GB/T 228.1—2021 和 GB/T 228.2—2015 标准, 采用 ETM105D 型电子万能试验机进行室温和 500 °C 高温拉伸试验。试验后采用 IT510 型扫描电镜观察断面形貌。依据 GB/T 2039—2024 标准, 采用 RD100 型轴向拉伸蠕变试验机, 在 500 °C/640 MPa 条件下进行持久试验。室温拉伸、高温拉伸和持久试样的工作段直径均为 5 mm。依据 GB/T 229—2020 标准, 采用 PIT452D 型金属摆锤冲击试验机进行室温冲击试验。冲击试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, U 型缺口深度为 2 mm。

## 2 结果与分析

### 2.1 微观组织

图 2 为热挤压 TC11 钛合金管材的横向金相照片。对比图 1 与图 2 可知, 锻造棒坯和热挤压管材均呈现由等轴  $\alpha$  相和晶间  $\beta$  相组成的  $\alpha+\beta$  两相区加工典型组

织,且均无完整的原始 $\beta$ 晶界。与原始棒坯 B01 相比,在 30~40 mm/s 挤压速度下制备的 E30 和 E40 管材,其初生 $\alpha$ 相细小且均匀。这主要归因于动态再结晶促进了晶粒的显著细化与等轴化演变。然而,当挤压速度降至 20 mm/s 时, E20 管材组织中的再结晶晶粒出现长大粗化现象。进一步分析表明,随着挤压速度的提高,管材组织中初生 $\alpha$ 相尺寸整体呈减小趋势;但当挤压速度达到 40 mm/s 时,变形热效应加剧,导致管材微区温度均匀性下降,致使初生 $\alpha$ 相虽保持细小,但分布均匀性有所降低。

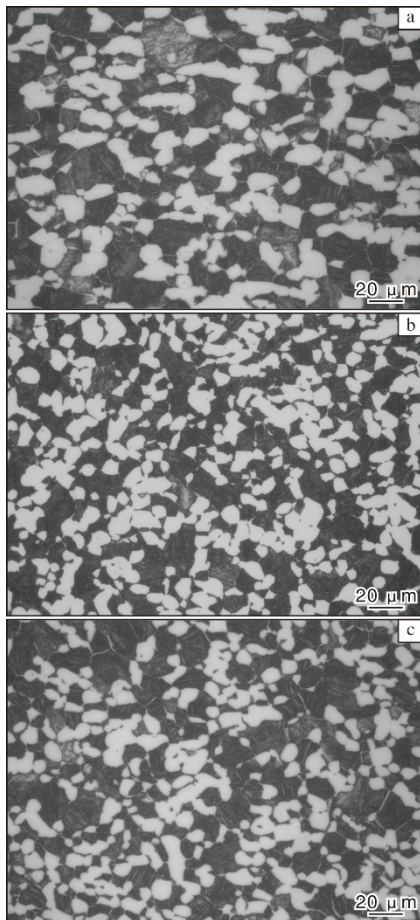


图2 热挤压 TC11 钛合金管材横向金相照片

Fig.2 Metallographs of hot extruded TC11 titanium alloy tubes in transverse direction: (a) E20; (b) E30; (c) E40

图3为热挤压 TC11 钛合金管材横向 SEM 照片。由图3可见,不同挤压速度下管材 $\beta$ 转变组织中的片层厚度差异不大,这是由于热挤压管材的冷却方式均为空冷。

### 2.2 室温拉伸与冲击性能

图4为 TC11 钛合金棒坯及热挤压管材的室温拉伸性能和冲击性能。根据热挤压 TC11 钛合金管材与

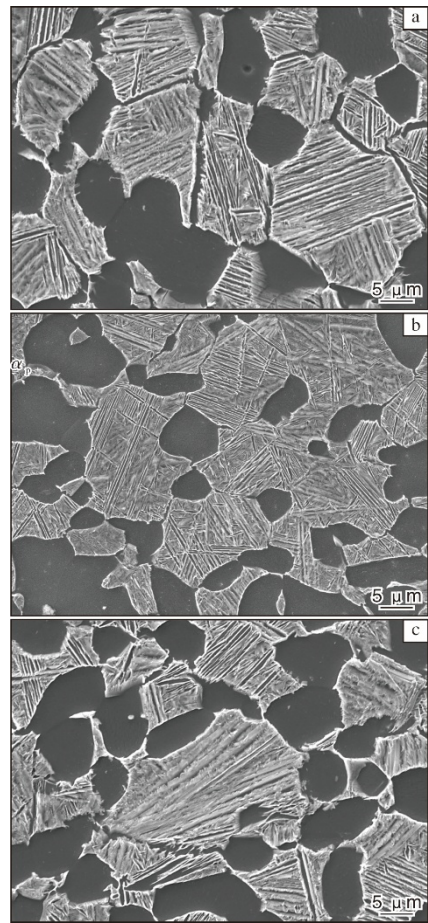


图3 热挤压 TC11 钛合金管材横向 SEM 照片

Fig.3 SEM micrographs of hot extruded TC11 titanium alloy tubes in transverse direction: (a) E20; (b) E30; (c) E40

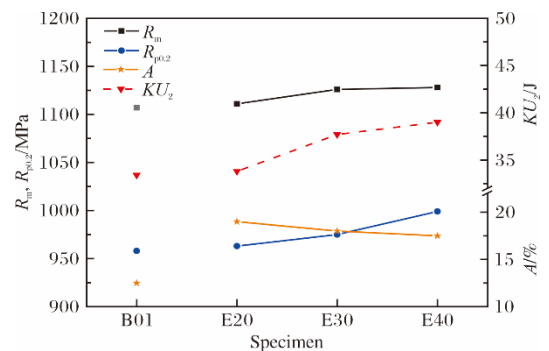


图4 TC11 钛合金棒坯和热挤压管材的室温力学性能

Fig.4 Mechanical properties at room temperature of TC11 titanium alloy bar billet and hot extruded tubes

棒坯的尺寸参数,计算得到管材挤压比为 5.7。热挤压过程中,棒坯处于三向压应力状态,剧烈的塑性变形使晶粒进一步破碎,从而获得显微组织更为细小、均匀的热挤压管材<sup>[10]</sup>。因此, E20、E30 和 E40 管材的室

温抗拉强度(1111~1128 MPa)和屈服强度(963~999 MPa)均略高于 B01 棒坯(分别为 1107 MPa 和 958 MPa)。

热挤压管材的室温塑性相比锻造棒坯具有明显优势,断后伸长率由 B01 棒坯的 12.5%提升至管材的 17.5%~19.0%。此外, E30 和 E40 管材的室温冲击吸收能量(37.7 J 和 39.0 J)明显高于 B01 棒坯(33.4 J)。一方面是由于管材沿挤压方向具有明显的流线型组织,使纵向试样的冲击性能更优;另一方面, E30 和 E40 管材的组织相比 B01 棒坯更为细小(图 1 和图 2),这种细晶组织增大了裂纹扩展路径,从而提高了 E30 和 E40 管材的冲击吸收能量。E20 管材因挤压速度较低,热挤压过程中晶粒长大明显,导致其室温冲击吸收能量(33.8 J)相比 E30 和 E40 管材明显降低。

图 5 为 E30 管材纵截面的金相照片。由图 5 可见, E30 管材组织沿挤压方向(ED)呈现明显的流线型特征。当热挤压速度较低(20 mm/s)时, TC11 钛合金管材虽发生再结晶,但随后晶粒显著长大,导致其室温强度较低;同时,等轴  $\alpha$  晶粒的位错密度也较低,自由变形能力较强,因此试样在拉伸试验中表现出更高的塑性。当挤压速度增至 30 mm/s 时,热挤压后的管材组织发生充分再结晶,但晶粒长大不明显,此时管材室温强度升高、塑性降低。当挤压速度进一步增至 40 mm/s 时,管材中的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织出现轻微不均匀,导致其室温强度与 E30 管材相当,但塑性进一步降低。

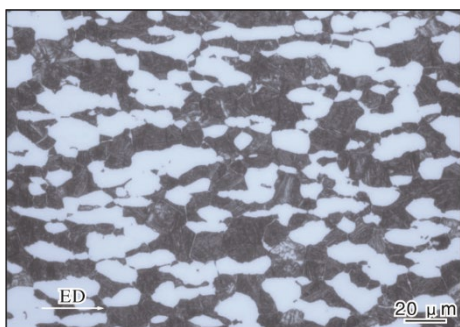


图 5 E30 管材纵向金相照片

Fig.5 Metallograph of E30 tube in longitudinal direction

### 2.3 高温拉伸性能

图 6 为 TC11 钛合金棒坯及热挤压管材的高温力学性能。与 B01 棒坯相比, E20 管材的高温强度略有降低,而 E30 和 E40 管材的高温强度略有升高,这与各管材晶粒尺寸的差异有关<sup>[11]</sup>。由于 E20 管材的挤压速度较低,热挤压过程中组织发生了明显的晶粒长大,初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织较 B01 棒坯更为粗大;相比之下, E30 和 E40 管材的晶粒长大特征不明显。此外,

E20 管材挤压速度较低,挤压过程中产生的变形热在挤压筒内积累时间较长,导致其变形温度会略高于 E30 和 E40 管材,更接近  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点,使得 E20 管材中的初生  $\alpha$  相含量减少,这也会导致其高温强度降低。与锻造棒坯相比,热挤压管材的高温断后伸长率变化不大。

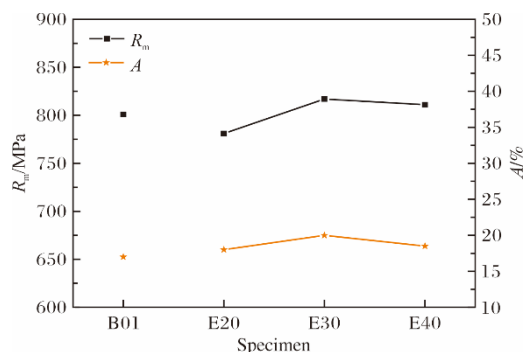


图 6 TC11 钛合金棒坯及热挤压管材的高温力学性能

Fig.6 Mechanical properties at elevated temperature of TC11 titanium alloy bar billet and hot extruded tubes

图 7 为 TC11 钛合金棒坯及热挤压管材的高温拉伸断口形貌。由图 7 可见,高温拉伸断口呈现大小不等的等轴韧窝特征,表现为韧性断裂,且韧窝尺寸与各试样的原始组织具有明显一致性。断口中较大较深的韧窝通常由  $\alpha$  集束或等轴  $\alpha$  相在断裂过程中形成,而较小的韧窝一般由片状  $\alpha$  相或  $\beta$  相在断裂时形成<sup>[12]</sup>。B01 棒坯和 E20 管材的断口上存在少量尺寸较大、深度较浅的韧窝(如图 7 箭头所示),这与其横向组织(图 1a 和图 2a)中存在的少量粗大晶粒有关。E30 和 E40 管材的断口上未观察到此特征。

### 2.4 蠕变持久性能

图 8 为 TC11 钛合金热挤压管材在 500 °C/640 MPa 条件下的蠕变性能。由图 8a~8c 蠕变位移-时间曲线可知,所有管材在 36 h 内均处于稳态蠕变阶段<sup>[13]</sup>,表明本实验制备大尺寸 TC11 钛合金管材时所采用的 20~40 mm/s 挤压速度均能满足设计要求。一般而言,细晶组织有利于提高强度,粗大晶粒组织则有助于改善高温持久性能和蠕变抗力<sup>[14]</sup>。蠕变速率曲线(图 8d)亦表明, E20 管材的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织较为粗大,因而具有最低的蠕变速率; E30 管材的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织较为细小,蠕变速率略有增加; E40 管材虽同样具有细小的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织,但由于挤压速度较高,组织均匀性变差,导致其蠕变速率和蠕变位移增大,持久性能降低。综合分析表明,在 30 mm/s 挤压速度下成形的 TC11 钛合金管材,其综合力学性能最为优异。

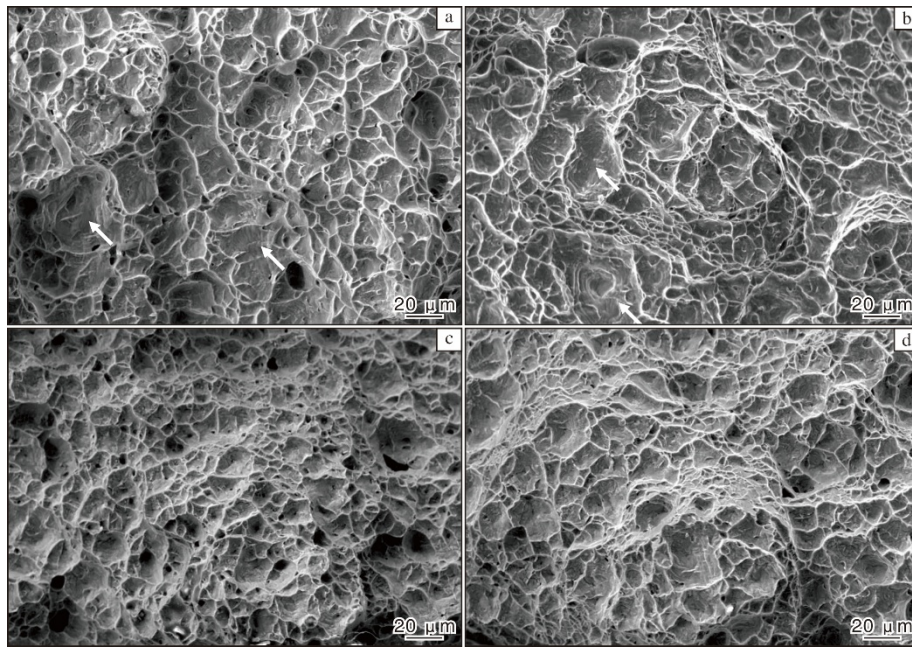


图 7 TC11 钛合金棒坯及热挤压管材的高温拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies at elevated temperature of TC11 titanium alloy bar billet and hot extruded tubes:

(a) B01; (b) E20; (c) E30; (d) E40

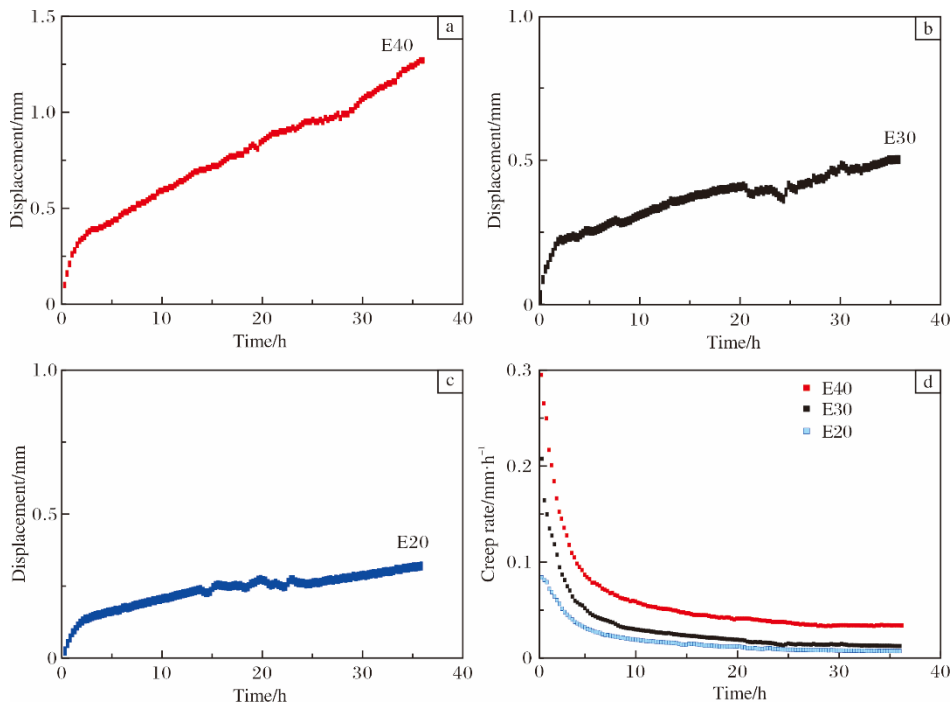


图 8 TC11 钛合金热挤压管材的蠕变性能(500 °C/640 MPa)

Fig.8 Creep properties of hot extruded TC11 titanium alloy tubes: (a-c) creep displacement-time curves; (d) creep rate curves

### 3 结 论

(1) 当挤压速度为 20 mm/s 时, TC11 钛合金热挤压管材中再结晶晶粒出现长大粗化现象, 此时管材室

温强度较低, 但塑性较高; 当挤压速度增大至 30 mm/s 时, 初生  $\alpha$  相变得细小均匀, 管材室温强度升高, 塑性降低; 当挤压速度继续增大至 40 mm/s 时, 初生  $\alpha$  相虽细小但均匀性变差, 管材室温强度基本不变, 塑

性进一步降低。

(2) 随着挤压速度的提高, TC11 钛合金热挤压管材的高温强度呈先升高后略有降低的趋势; 管材在 500 °C/640 MPa 条件下的蠕变速率随着挤压速度的增加而提升。

(3) 采用 30 mm/s 的挤压速度对 TC11 钛合金管材进行热挤压, 可使其获得优异的综合力学性能。

参考文献 References

[1] 贾如雷, 计波, 吕维洁, 等. 钛材热挤压成形技术的研究与发展[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 897-901.  
 [2] 戚运莲, 辛社伟, 杜宇, 等. Ti-1300 钛合金挤压管材组织性能研究[J]. 有色金属材料与工程, 2019, 40(4): 6-12.  
 [3] 陈胜川, 刘彦昌, 陈睿博, 等. 挤压温度对 Ti31 合金管坯组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(7): 145-147.  
 [4] 李倩, 罗登超, 任伟宁, 等. 钛合金管材热挤压过程模拟[J]. 材料科学, 2025, 15(10): 1943-1954.  
 [5] 李冲, 石红杰, 孙二举, 等. 退火温度对大口径 Ti6321 合金无缝管材组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(4): 1002-1007.  
 [6] 尚秀丽, 佟学文, 晏小兵, 等. TA15 钛合金管材热加工工艺

[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 765-769.  
 [7] 李永林, 曾卫东, 李修勇, 等. 挤压工艺参数对 Gr.38 钛合金管材组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(9): 940-943.  
 [8] 陶欢, 宋德军, 许飞凡, 等. Ti75 合金挤压加工对组织与性能的影响[J]. 材料开发与应用, 2020, 35(5): 7-11.  
 [9] Li C M, Luo H J, Zhao N, et al. Constitutive model and microstructure evolution of as- extruded Ti-6554 alloy based on temperature rise correction[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(9): 2189-2198.  
 [10] 韩明臣, 倪沛彤, 谢翀博, 等. 大口径 TC4 钛合金管材的挤压组织与性能[J]. 钛工业进展, 2014, 31(5): 19-22.  
 [11] 王伟, 罗焯铖, 蒋立, 等. TC11 钛合金显微组织特征参数与拉伸性能定量关系研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(5): 1291-1298.  
 [12] 董少峥, 张明玉, 曲太旭, 等. TA15 钛合金高温与室温拉伸性能的研究[J]. 热加工工艺, 2023, 52(10): 129-133.  
 [13] 南榕, 蔡建华, 孙花梅, 等. 固溶温度对大规格 Ti6246 合金棒材组织及性能的影响[J]. 钛工业进展, 2025, 42(6): 6-11.  
 [14] 韦康, 张勇, 王涛, 等. GH4169 合金晶粒尺寸与持久性能的相关性[J]. 航空材料学报, 2020, 40(1): 93-99.

行业动态

2025 年 4—6 月日本海绵钛产销数据统计

时间	海绵钛产量/t	国内出货量/t	国外出货量/t	出货量合计/t
2025 年 4 月	4549	1307	3487	4794
2025 年 5 月	4594	686	3483	4169
2025 年 6 月	4475	890	4603	5493
合计	13 618	2883	11 573	14 456

2025 年 4—9 月日本钛产品进出口数据统计

时间	出口量/t			进口量/t		
	未锻轧钛	粉末及废料	其他钛制品	未锻轧钛及粉末	废料	其他钛制品
2025 年 4 月	3497	671	727	285	198	162
2025 年 5 月	2592	476	674	0	83	195
2025 年 6 月	4186	734	578	193	132	200
2025 年 7 月	3988	486	644	296	175	206
2025 年 8 月	2794	449	422	136	79	195
2025 年 9 月	3316	599	576	131	92	179
合计	20 373	3415	3621	1041	759	1137

王运锋摘自《チタン》