

模锻变形速率对 TC18 钛合金锻件组织 及力学性能影响研究

王 华

(海军装备部, 陕西 西安 710021)



王 华

摘 要: 研究了 TC18 钛合金不同模锻变形速率条件对显微组织及力学性能的影响规律。结果表明: 较低模锻变形速率促进 TC18 钛合金 β 晶粒的动态再结晶过程, 形成具有破碎的晶界 α 相的网篮组织, 该组织断口具有韧性断裂组织特征, 具有优异的塑性和断裂韧性; 在较高变形速率条件下仅发生动态回复过程, 形成具有平直的晶界 α 相的网篮组织, 该组织塑性和断裂韧性均较低, 断口呈冰糖状解理断裂组织特征; TC18 钛合金强度性能对变形速率不敏感。

关键词: TC18; 钛合金锻件; 模锻变形速率; 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:** 1674-3962(2018)11-0923-04

Influence of Hot Die Deformation Rates on Microstructure and Mechanical Properties of TC18 Titanium Alloy

WANG Hua

(Navy Equipment Department, Xi'an 710021, China)

Abstract: The influence of die deformation rates (range from 2 mm/s to 10 mm/s) on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy was investigated. The results showed that the low die deformation rate promoted the dynamic recrystallization of TC18 titanium alloy. The basket-wave microstructure with broken grain boundary α phase was formed. The fractography characterization showed ductility dimple and the forged sample possessed excellent ductility and K_{IC} fracture toughness. While only the dynamic recovery occurred during high die deformation rate, which produced the basket-wave microstructure with straightness grain boundary α phase. The fractography characterization showed brittle cleavage and the forged sample possessed low ductility and K_{IC} fracture toughness. The strength properties have insensitivity on the die deformation rates.

Key words: TC18; titanium alloy forge piece; die deformation rate; microstructure; mechanical properties

1 前 言

钛合金由于具有较高的比强度、淬透性、良好的可焊接性、优异的冷热成形性能以及可通过热处理强化获得优异的强度-塑性-韧性匹配, 目前已广泛应用于航空、航天、船舶、能源等领域^[1, 2]。TC18 钛合金是一种高合金化的 $\alpha+\beta$ 型钛合金材料, 名义成分 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 该合金退火后抗拉强度可达 1080 MPa 以上, 是目前退火状态下强度最高的钛合金材料^[3]。该合金平衡状

态下由 α 相和 β 相组成, 与相同强度级别的 Ti-17 和 Ti-1023 相比, 具有更好的熔炼性能以及良好的强度-韧性匹配, 且其最大淬透界面厚度可达 250 mm (Ti-17 和 Ti1023 仅为 150 和 100 mm)^[4, 5], 因此该合金作为飞机大型主承力结构件材料具有独特优势, 是一种优异的高强、高韧航空结构钛合金材料。

航空钛合金主要采用以锻造为主的成形方式, 锻造过程中的热变形工艺对锻件的组织及性能具有重要影响, 主要包括加热温度、保温时间、变形量及变形速率等方面^[6, 7]。徐杰等^[8]研究了 TC18 钛合金热变形过程中的组织演变, 结果表明, 在 β 相区热变形, β 晶粒逐渐长大形成粗大的 β 晶粒组织, 并伴随着动态回复和动态再结晶两种软化机制, 该研究作为 TC18 合金 β 相区锻造工

收稿日期: 2018-09-25

作者简介: 王 华, 男, 1978 年生, 工程师, Email:
waha1978@126.com

DOI: 10. 7502/j. issn. 1674-3962. 2018. 11. 11

艺控制提供了理论依据。黄大荣等^[9]基于位错演变分析了 TC18 钛合金热变形过程中的流变行为,建立了大变形条件下钛合金稳态流动的一种新的本构关系,并通过 TC18 钛合金验证该本构模型,模型预测值与试验结果吻合良好。沙爱学等^[10]研究了变形加热温度对 TC18 钛合金显微组织演变和力学性能的影响规律,结果表明:塑性、冲击韧性以及断裂韧度等性能指标对热变形温度变化敏感,通过在不同相区热变形可以得到不同的显微组织和力学性能。综上所述,国内外对 TC18 钛合金的研究主要集中在热变形机理以及热处理工艺等方面,而对 TC18 钛合金模锻工艺的研究报道尚不多见。本文研究了模锻变形速率对 TC18 钛合金组织及拉伸性能和断裂韧度的影响规律,分析了 TC18 钛合金热变形过程中的组织演变规律,通过对组织和力学性能的综合评估,为合理设计 TC18 钛合金锻件的热变形工艺提供重要的理论基础。

2 实验材料及方法

实验采用湖南金天钛业科技有限公司生产的 TC18 钛合金铸锭,该铸锭经 3 次真空自耗电弧(VAR)熔炼,在 β 相区开坯、并在 $\alpha+\beta$ 相区锻造成 $\Phi 400$ mm 规格棒材,显微组织如图 1 所示。由图中可以看出,TC18 钛合金棒材的显微组织主要由 β 相基体和弥散分布于 β 相基体上的球状初生 α 相组成。采用淬火金相法测得其相变温度为 875 $^{\circ}\text{C}$,棒材化学成分如表 1 所示。该棒材经 $(T_{\beta}-40)$ $^{\circ}\text{C}$ 制坯,在 $(T_{\beta}+20)$ $^{\circ}\text{C}$ 进行模锻,变形速率分别采用 2, 5 以及 10 mm/s。模锻在陕西宏远航空锻造有限责任公司 200 MN 油压机上进行。锻件采用统一的双重退火制度: 860 $^{\circ}\text{C}/2$ h、炉冷至 760 $^{\circ}\text{C}/4$ h、空冷、620 $^{\circ}\text{C}/8$ h/空冷。

室温拉伸试样采用 $\Phi 13$ mm \times 71 mm 标准拉伸试样,断裂韧度实验采用 62.5 mm \times 62.5 mm \times 25 mm 标准 K_{IC} 试样。在 Instron 万能试验机上进行拉伸性能检测,断裂韧

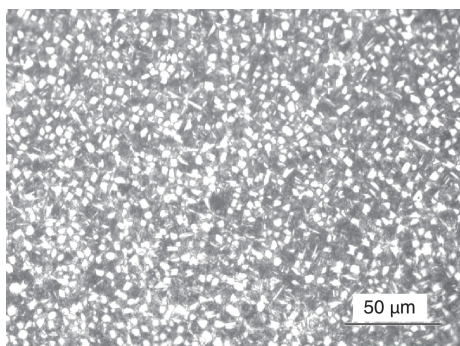


图 1 TC18 钛合金棒材显微组织

Fig. 1 Microstructure of TC18 titanium alloy bar

表 1 TC18 钛合金棒材化学成分

Table 1 Chemical composition of TC18 titanium alloy bar ($\omega/\%$)

Ti	Al	Mo	V	Cr	Fe	C	H	O	N
Bal.	5.15	4.97	5.03	0.99	1.01	0.02	0.001	0.08	0.004

度实验在 MTS-500KN 试验机上进行。金相试样经预磨、抛光后,采用 $V(\text{HF}): V(\text{HNO}_3): V(\text{H}_2\text{O})=1:2:7$ 的 Kroll's 腐蚀液进行侵蚀。显微组织观察采用 Leica DMI3000M 金相显微镜进行,断口分析在 Tecnai G2 F30S 扫描电镜上进行。

3 结果与分析

3.1 变形速率对 TC18 钛合金组织的影响

图 2 为 TC18 钛合金经不同变形速率模锻后经双重退火的显微组织照片。可以看出,TC18 钛合金在 $(T_{\beta}+20)$ $^{\circ}\text{C}$ 进行等温锻造,显微组织均为典型网篮组织,晶界 α 相沿原始 β 晶粒分布,晶内 α 相编织良好。由图 2a 可知,在变形速率为 2 mm/s 条件下进行热变形,原始 β 晶界不连续且曲折;当变形速率升高到 5 mm/s,仅发生部分原始 β 晶界破碎且晶界较为平直(图 2b);而在变形速率为 10 mm/s 条件下,原始 β 晶粒平直且连续(图 2c)。但在不同变形速率条件下进行变形后晶内网篮状 α 相组织无明显变化。

图 2a 所示显微组织中 β 晶界曲折且晶粒细小,其主要由于 TC18 钛合金在 β 相区热变形过程中 β 晶粒发生了动态回复和动态再结晶。在热变形过程中位错易于在变形不均匀位置(如三角晶界)缠结、积塞,而形成胞状亚晶界,胞状亚晶界通过吸附附近的位错而长大,形成亚晶^[11]。较低变形速率下变形, β 相晶粒有充足的时间形核并长大,因此在三角晶界处形成大量再结晶晶核。随着变形过程中温度降低,大量 α 相优先在 β 晶界处析出。随着变形程度的增加,大量位错在 α/β 相界处聚集,由于位错的交互作用,沿着垂直于滑移面的方向排列成位错墙,随着 β 相的渗入,导致晶界 α 相的破碎,形成破碎的 β 晶界以及细小的 β 晶粒^[12, 13]。因此,TC18 钛合金在较低变形速率条件下发生动态再结晶现象。而在较高变形速率条件下,变形过程中,大量位错在晶界处积塞。由于变形时间较短,无法完成动态再结晶过程,仅发生动态回复现象^[14]。因此,TC18 钛合金在较高变形速率条件下形成平直且完整的 β 晶界。

3.2 变形速率对 TC18 钛合金力学性能的影响

图 3 为不同变形速率条件下锻造、经双重退火后 TC18 钛合金锻件力学性能变化趋势,由图 3a 可知,TC18

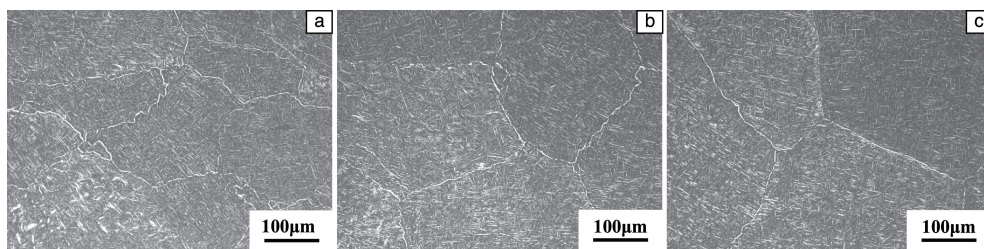


图 2 TC18 钛合金在不同变形速率条件下变形后显微组织

Fig. 2 Microstructures of TC18 titanium alloy die forged at various deformation rates; (a) 2 mm/s, (b) 5 mm/s, (c) 10 mm/s

钛合金随着变形速率的增加, TC18 钛合金锻件抗拉强度均在 1100 MPa 以上, 屈服强度在 1050 MPa 以上, 且变化较小, 说明 TC18 钛合金锻件的强度指标对变形速率的敏感性较小。然而随着变形速率的增加, TC18 钛合金锻件延伸率和断面收缩率明显降低。当变形速率为 2 mm/s 时, 延伸率可达 19%, 而变形速率增加到 10 mm/s, 延伸率仅为 12%; K_{IC} 值由 81.5 降低到 55.7 MPa · m^{1/2}。

3.3 断口分析

图 4 为不同模锻变形速率锻造后断裂韧性试样裂纹萌生区的断口形貌。图 4a 为变形速率 2 mm/s 条件下断

口形貌, 可以看出, 断口存在较深的等轴型韧窝且较为曲折, 表明其在断裂过程中吸收了大量能量, 具有明显的韧性断口特征。在变形速率为 5 mm/s 条件下(图 4b), 断口撕裂棱较浅且粗大, 具有沿晶断口特征, 晶内存在大量韧窝, 为典型韧脆混合型断口。当变形速率提高到 10 mm/s(图 4c)时, 断口呈冰糖块状的解理断裂及沿晶混合断裂, 为脆性断裂。图 4d~4f 为不同变形速率条件锻造后试样断口较高倍数组织照片, 其断口组织特征相同, 均为韧性断口特征。

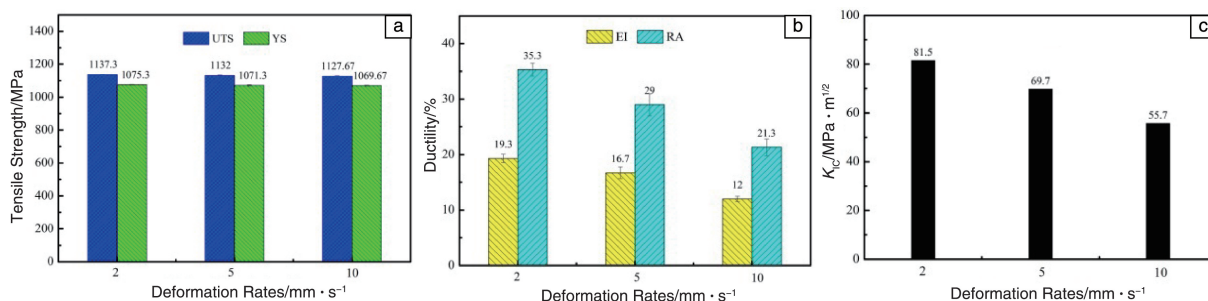


图 3 不同变形速率条件模锻后 TC18 钛合金锻件的力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of TC18 titanium alloy forged under different die deformation rates

TC18 钛合金在断裂过程中, α 相与 β 相基体间相界面结合能较 α 相内部或基体弱, 因此作为微裂纹的形核位置。较低变形速率条件下进行锻造后, TC18 钛合金显微组织中晶界较为曲折且不连续, 裂纹扩展到晶界位置, 当裂纹扩展方向与 α/β 相界面方向不同时, 裂纹将产生停滞或被迫改变扩展方向, 从而消耗更多能量, 导致塑性和 K_{IC} 值提高^[15, 16]。而在较高变形速率条件下进行锻造后, 显微组织中晶界较为平直, 当微裂纹扩展到晶界处, 裂纹沿晶界迅速扩展, 消耗的能量较少, 形成沿晶脆性断裂^[17]。在不同变形速率条件下锻造后的 TC18 钛合金锻件晶内网篮组织和断口特征相同, 其强度也在同一水平, 可以得出, 变形速率对 TC18 钛合金强度的影响较小。

4 结 论

对 TC18 钛合金棒坯在不同变形速率条件下锻造, 然后对显微组织、力学性能以及断裂韧性断口进行分析, 结果表明:

(1) 较低的变形速率有利于 TC18 钛合金锻件 β 晶粒动态再结晶的发生, 形成破碎的 β 晶粒; 而较高变形速率仅引起 TC18 钛合金 β 晶粒动态回复, 形成平直且完整的 β 晶粒。

(2) TC18 钛合金强度性能对模锻变形速率不敏感, 而塑性, 特别是延伸率、断面收缩率以及断裂韧性等性能指标对模锻变形速率的变化敏感。

(3) 在较低模锻变形速率(2 mm/s)条件下进行变形,

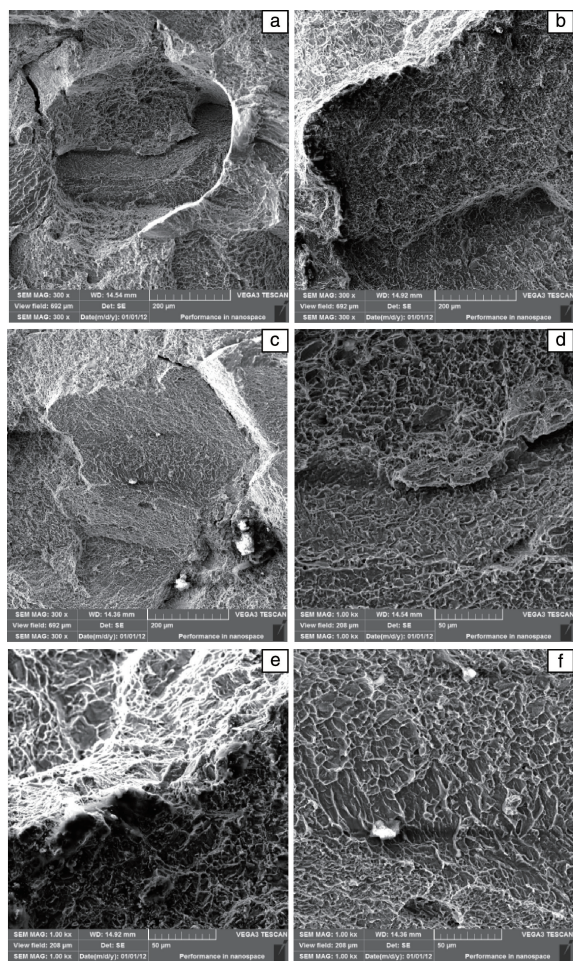


图 4 不同模锻变形速率条件下 TC18 钛合金锻件断裂韧度断口 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of TC18 titanium alloy fracture die forged at various deformation rates: (a, d) 2 mm/s, (b, e) 5 mm/s, (c, f) 10 mm/s

TC18 钛合金锻件具有较高的断裂韧度 ($81.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 和塑性 ($A \geq 19.3\%$, $Z \geq 39.3\%$), 具有良好的强度-塑性-韧性匹配。

参考文献 References

- [1] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强), et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 7-12.
- [2] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Aeronautica ET Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2008, 29(3): 701-706.
- [3] Wang Xiaoyan(王晓燕), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Yao Zekun(姚泽坤). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2009, 30(1): 100-103.
- [4] Zhou Jun(周军). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005.
- [5] Fu Yanyan(付艳艳), Song Yueqing(宋月清), Hui Songxiao(惠松晓), et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2009, 33(1): 92-95.
- [6] Wang Zhen(王震), Hong Quan(洪权), Zhao Yongqing(赵永庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2010, 27(3): 13-18.
- [7] Jia D, Wang Y M, Ramesh K T, et al. *Applied Physics Letters*[J], 2001, 79(5): 611-613.
- [8] Xu Jie(徐杰), Xiao Tiezhong(肖铁忠), Huang Juan(黄娟). *Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2017, 42(1): 111-115.
- [9] Huang Darong(黄大荣), Wang Min(王敏), Guo Hongzhen(郭鸿镇), et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(1): 108-111.
- [10] Sha Aixue(沙爱学), Li Xingwu(李兴无), Wang Qingru(王庆如), et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(8): 1167-1172.
- [11] Peng Xiaona(彭小娜), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Qin Chun(秦春), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1855-1861.
- [12] Wang Z, Wang X, Zhu Z. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 692(1): 149-154.
- [13] Peirs J, Tirry W, Amin-Ahmadi B, et al. *Materials Characterization*[J], 2013, 75(2): 79-92.
- [14] Wang Zhe(王哲), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 0810-0815.
- [15] Li Hongen(李红恩), Sha Aixue(沙爱学). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2010, 2010(1): 85-88.
- [16] Ning Y Q, Xie B C, Liang H Q, et al. *Materials & Design*[J], 2015, 71(4): 68-77.
- [17] Tao Haiming(陶海明), Wei Yanguang(魏衍广), Luo Zheng(罗峥), et al. *Materials Review*(材料导报)[J], 2014, 28(16): 107-110.

(编辑 惠琼)