

Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金 的动态力学性能及失效研究

朱新杰, 范群波, 余 洪, 王朵朵

(北京理工大学, 北京 100081)

摘 要: 针对近 β 型 Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 新型钛合金, 研究了轧制及热处理 2 种状态下材料的动态力学性能及其失效行为。结果表明, 经 880 °C 多道次轧制, 获得由 β 相基体及“等轴+条状”非均匀分布的 α 相组成的双态组织; 经 895 °C 保温 0.5 h 炉冷热处理后, 其组织则由 β 相及完全等轴化的 α 相构成。3100~3800 s⁻¹ 不同应变率条件下的动态压缩试验结果表明, 轧制态钛合金较热处理态钛合金的动态抗压强度高出 200~400 MPa, 最高可达 2133 MPa, 但其临界断裂应变则明显较低, 最高仅 10.8%; 热处理后, 虽然动态抗压强度有所下降, 但临界断裂应变最高可达 23.6%, 表现出良好的强塑性匹配特性。进一步研究发现, 轧制态钛合金高的位错密度及非均匀的组织分布特征, 导致其在动态压缩过程中出现分叉的绝热剪切带, 断口呈现出平滑区及韧窝区 2 种特征, 表明其断裂机制为脆性断裂+韧性断裂; 而热处理态钛合金断口则以韧窝区为主, 表明其断裂机制为韧性断裂。相关研究为该新型合金的工程化制备及应用提供了理论及技术支持。

关键词: 钛合金; 动态力学性能; 绝热剪切带; 失效机制

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1235-07

由于具有强度高、塑韧性好、密度低及抗冲击等良好的综合性能^[1], 钛合金已经成为各装甲强国为减轻整车重量和提高防御能力所竞相采用及研究的材料^[2]。在高应变率服役条件下, 由于热导率过低导致的绝热剪切带可以使合金突然丧失承载能力而失效^[3], 因此装甲用钛合金的动态力学性能与绝热剪切带的形成密切相关^[4-6]。科学界对相关课题做了大量的研究, 比如绝热剪切带的影响因素^[7-9]、绝热剪切带的形成过程^[10]及绝热剪切带的微观结构演化等^[11,12]。

轧制及后续热处理是得到高性能装甲用钛合金的重要手段, 各国学者对轧制态及热处理态钛合金进行了大量研究。Mendoza 等^[13]对轧制态 Ti-6Al-4V 钛合金的绝热剪切带内裂纹扩展行为的研究表明, 裂纹在绝热剪切带内的扩展主要是通过韧窝-孔洞机制进行; Singh 等^[14]对轧制态及不同热处理态 Ti-6Al-4V 钛合金组织与准静态力学性能及抗弹性能的响应关系的研究表明, 在两相区进行固溶和时效热处理的钛合金具有较好的准静态力学性能和抗弹性能; Kuang 等^[15]对轧制态及热处理态商业纯钛在冲击条件下的失效行为的研究表明, 钛合金的失效机制均为绝热剪切破坏; Me-Bar 等^[16]对轧制态及不同热处理态 Ti-6Al-4V 钛合金组织与动态力学性能及抗弹性能的响应行为的研究

表明, 马氏体组织钛合金具有较好的动态力学性能和抗弹性能。然而, 迄今为止鲜有关于轧制态及热处理态钛合金的组织与动态力学性能及失效行为关系的系统对比报道。本研究利用分离式 Hopkinson 压杆技术, 对一种近 β 型新型钛合金轧制状态及热处理状态的试样进行了动态压缩试验, 并结合显微分析手段研究了轧制态及热处理态钛合金组织与动态力学性能及失效行为响应关系, 为抗冲击新型钛合金的工程化制备及应用提供了理论及技术支持。

1 实 验

实验中所用原始材料为三次真空自耗电弧熔炼方法制备的近 β 型铸造态 Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金, 钛合金铸锭尺寸为 80 mm×300 mm×34 mm, 其化学成分如表 1 所示。

经金相法测定, Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金的相变点为 925±5 °C。对 Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金进行轧制和热处理。将钛合金铸锭在 1050 °C 保温 1 h, 并在 880 °C 进行轧制, 每道次变形量为 15%, 经过 8 道次轧制后, 得到尺寸为 300 mm×300 mm×9 mm 的钛合金板材, 钛合金总变形量为 73.5%。对轧制态钛合金取样进行热处理, 热

收稿日期: 2019-04-24

作者简介: 朱新杰, 男, 1991 年生, 博士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, 电话: 010-68911144, E-mail: zhuxinjielyw@163.com

表 1 Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn titanium alloy (ω/%)											
Al	Cr	Mo	Fe	Zr	Sn	Zn	O	N	H	C	Ti
5.12	2.5	4.48	0.52	1.8	1.1	2.9	0.08	0.02	0.002	0.01	Bal.

处理工艺为 895 ℃/0.5 h，FC。

分别对轧制态及热处理态钛合金取样进行动态压缩试验，试样尺寸为 $\Phi 5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ ，利用分离式 Hopkinson 压杆开展动态压缩实验。其实验装置如图 1 所示，主要由发射装置、输入杆、输出杆、应变片及数据处理系统组成。该测试技术是基于一维应力波理论，通过测定压杆上的应变来推导试样的应力-应变关系，获得试样在高应变率下的力学性能，文献[17-19]对其进行了详细介绍，实验按照标准 GJB 5365-2005 执行。

采用标准金相抛光技术对轧制态、热处理态钛合金及 SHPB 试验后发生剪切破坏的试样纵面进行处理，并利用 Kroll 试剂(2 mL HF+4 mL HNO₃+94 mL H₂O)对其进行化学腐蚀，观察钛合金的微观组织。通过机械研磨，将试样减薄到 60 μm ，利用离子铣削法制备透射电镜试样，在 Tecnai F30 透射电镜下观察合金的微观组织。

2 结果与分析

2.1 微观形貌

图 2 为轧制态及热处理态钛合金的微观形貌。如图 2a 和图 2c 所示，由于轧制变形在接近($\alpha+\beta$)两相区上部发生，因此，轧制态钛合金的组织由 β 相基体及

“等轴+条状”非均匀分布的 α 相组成^[20]，其中，条状 α 相平均宽度约为 1.3 μm ，等轴 α 相平均尺寸约为 1.7 μm ，且 α 相所占比例较小。如图 2b 和图 2d 所示，热处理态钛合金的组织分布均匀，条状 α 相及等轴 α 相共存组织转化为等轴 α 相组织， α 晶粒稍微长大，平均晶粒尺寸约为 2 μm ，组织中 α 相所占比例较大。

轧制态及热处理态钛合金的 TEM 形貌如图 3a 和图 3b 所示，轧制态钛合金中分布着大量细小的 α/β 亚

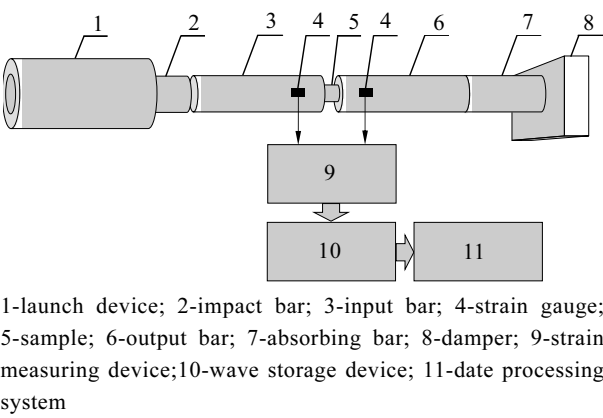


图 1 Hopkinson 压杆装置示意图
Fig.1 Schematic diagram of Hopkinson bar

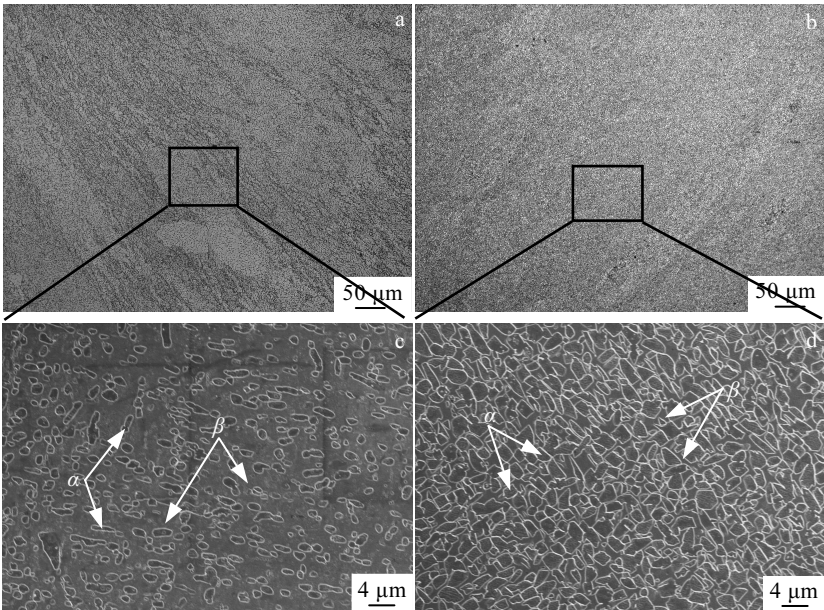


图 2 轧制态及热处理态钛合金的组织形貌
Fig.2 Microstructures of as-rolled (a, c) and heat-treated (b, d) titanium alloys

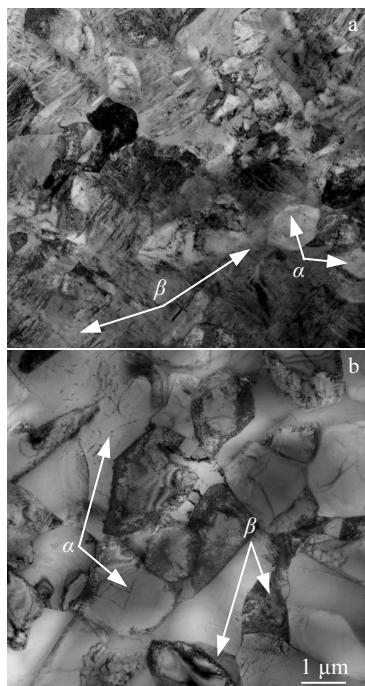


图3 轧制态及热处理态钛合金的 TEM 形貌

Fig.3 TEM micrographs of as-rolled (a) and heat-treated (b) titanium alloys

晶粒, 并形成亚晶界, 晶粒及晶界中存在大量非均匀分布的高密度位错。经 895 °C 保温 0.5 h 炉冷热处理后, 晶粒长大, 形成由 β 相及完全等轴化的 α 相构成的组织, 相对于轧制态钛合金, 热处理态钛合金组织中的位错密度明显降低。

2.2 动态力学性能

对轧制态及热处理态 Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn 钛合金进行动态压缩试验, 得到其

在应变率为 3100、3400 和 3800 s^{-1} 时的真应力-应变曲线, 如图 4a、4b 和 4c 所示。在应变率为 3100、3400 和 3800 s^{-1} 时, 轧制态钛合金的动态抗压强度分别为 1928、1971 和 2133 MPa, 临界断裂应变分别为 10.8%、8.2%和 6.8%; 热处理态钛合金的动态抗压强度分别为 1706、1707 和 1723 MPa, 临界断裂应变分别为 22.1%、17.1%和 23.6%。可以看出, 经过热处理之后, 在 3100~3800 s^{-1} 不同应变率条件下, 钛合金的动态抗压强度虽然有所下降, 下降幅度为 200~400 MPa, 但其临界断裂应变得到大幅度提升, 提升幅度为 2~3.5 倍, 最高可达 23.6%, 表现出良好的强塑性匹配特性。

轧制态钛合金经过热处理之后, 其动态抗压强度下降而临界断裂应变得以改善。如图 2 所示, 轧制态钛合金的组织由条状 α 相及等轴 α 相组成, 而热处理态钛合金组织则由等轴 α 相组成。在钛合金的动态变形过程中, 条状 α 相对位错运动的阻碍作用强于均匀分布的等轴 α 相, 当位错运动到条状 α 相时, 位错在该区域被阻塞并形成位错塞积群, 必须施加更大的外力才可使位错再次开动, 导致轧制态钛合金的动态抗压强度升高。但轧制态钛合金中的条状 α 晶粒变形能力较差, 且与周围等轴 α 晶粒的位向差异较大, 相邻晶粒之间应变差异较大, 引起变形不协调, 易于产生应力集中, 诱使裂纹出现, 最终使得材料提前失效, 导致其临界断裂应变降低。另外, 如图 3a 所示, 轧制态钛合金中存在高密度位错, 这会在一定程度上提高轧制态钛合金的动态抗压强度^[21-23]。因此, 与热处理态钛合金相比, 轧制态钛合金的动态抗压强度较大而临界断裂应变较小。

2.3 绝热剪切带分析

在冲击载荷作用下, 变形过程中产生的绝大部分

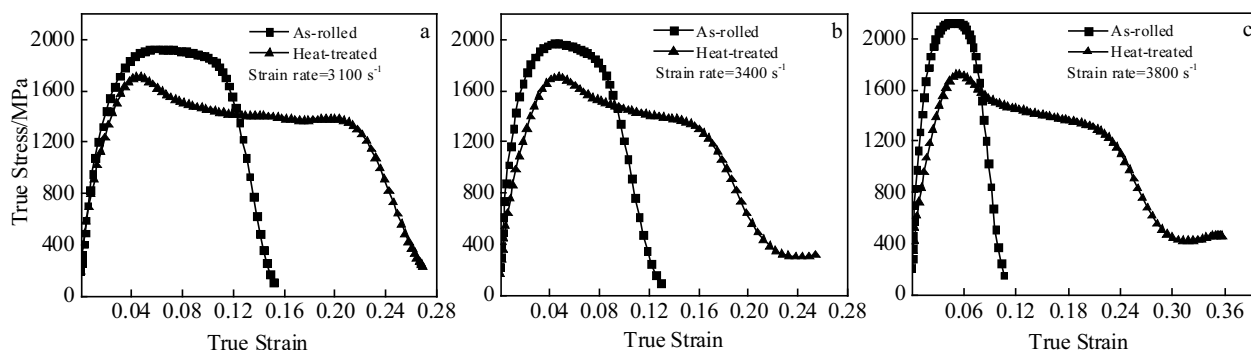


图4 轧制态及热处理态钛合金在不同应变率下的真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-strain curves of as-rolled and heat-treated titanium alloys under different strain rates:

(a) 3100 s^{-1} , (b) 3400 s^{-1} , and (c) 3800 s^{-1}

塑性变形功转化为热量并引起绝热温升, 导致热塑性失稳, 从而引起绝热剪切带的产生和扩展^[24], 这将造成材料承载能力的下降或损失, 因此, 绝热剪切带的产生及扩展对钛合金的动态力学性能有重要影响^[25,26]。轧制态及热处理态钛合金的动态压缩回收试样剪切断裂特征如图 5 所示。回收试样剪切断裂宏观照片如图 5a 所示, 将回收试样沿纵剖面切开, 经过研磨、抛光和化学腐蚀, 在光学显微镜下分别得到轧制态(图 5b)及热处理态(图 5c)钛合金的剪切断裂形貌。如图 5b 和图 5c 所示, 在高应变率下(10^3 s^{-1}), 试样沿着最大剪应力方向断裂失效, 即绝热剪切带的扩展方向。其中, 绝热剪切带两端出现较大裂纹, 该断裂类型为典型的剪切断裂。

轧制态及热处理态钛合金的微观组织如图 6 和图 7 所示。在 2 种状态钛合金的组织中均发现了绝热剪切带, 且裂纹与绝热剪切带的形成和扩展方向一致, 由此可知导致试样断裂的裂纹与绝热剪切带密切相关。

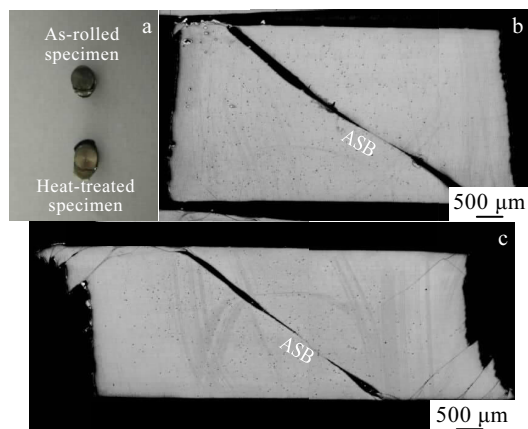


图 5 回收试样剪切断裂特征

Fig.5 Shear fracture characteristics of recycled specimens: (a) macro photograph; distribution of adiabatic shear bands in as-rolled (b) and heat-treated (c) titanium alloys

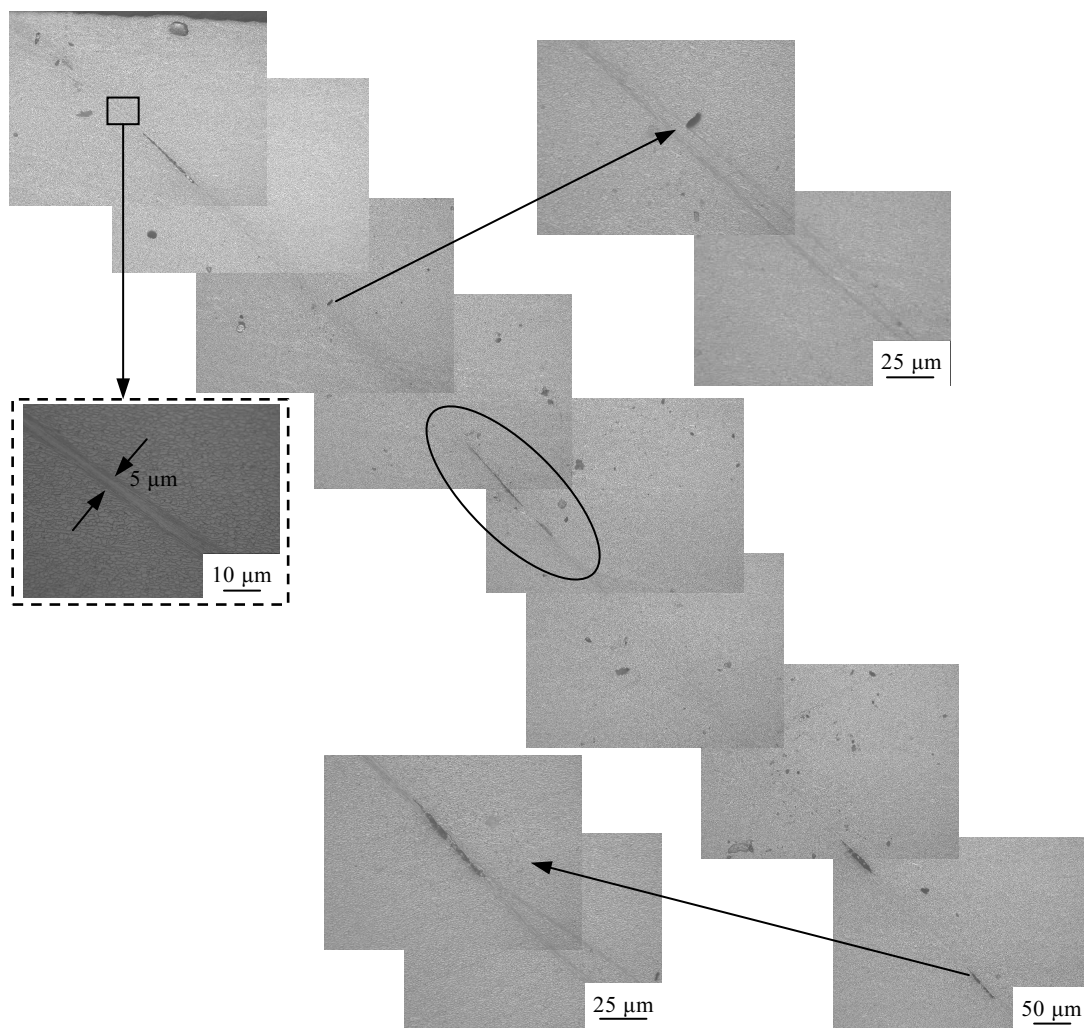


图 6 轧制态钛合金中的绝热剪切带

Fig.6 Micrographs of the adiabatic shear bands of as-rolled titanium alloy

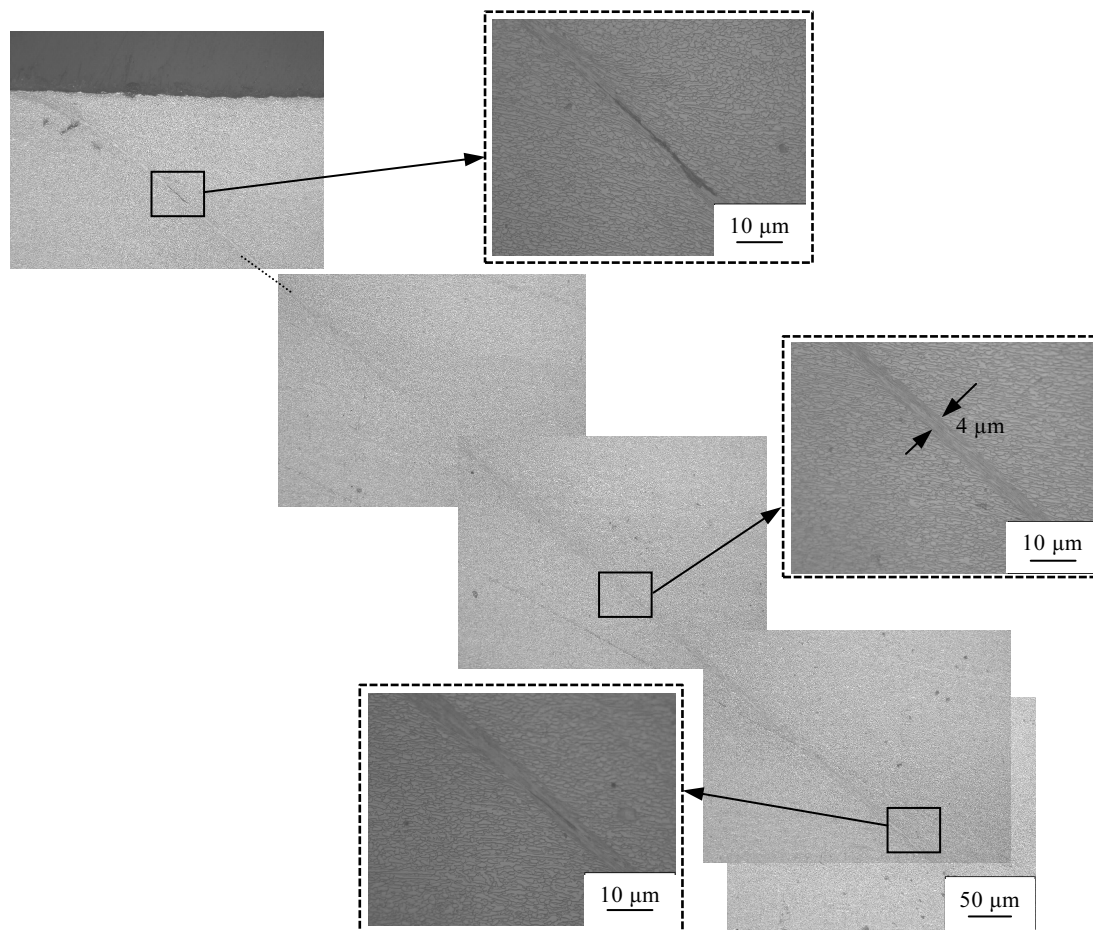


图7 热处理态钛合金中的绝热剪切带

Fig.7 Micrographs of the adiabatic shear bands of heat-treated titanium alloy

轧制态钛合金在动态变形失效后的微观组织如图6所示,绝热剪切带为直线形态,且出现分叉现象,主绝热剪切带的宽度约为 $5\mu\text{m}$,绝热剪切带内部产生较多微裂纹,并有互相连接的趋势;热处理态钛合金在动态变形失效后的微观组织如图7所示,绝热剪切带无交叉或交汇现象,主绝热剪切带宽度约为 $4\mu\text{m}$,绝热剪切带内部产生较少裂纹,且裂纹较为细小,宽度为 $1\sim 2\mu\text{m}$ 。

轧制态钛合金中绝热剪切带的分叉现象与其组织不均匀性和高密度位错相关。在轧制态钛合金中,如图3a所示,由于组织的不均匀性,在绝热剪切区域微观组织的演化过程中必然导致变形不协调。另外,高密度位错对绝热剪切带的扩展起阻碍作用。因此,为了协调变形以及减小扩展过程中的阻碍,绝热剪切带即会发生分叉^[27]。同时,轧制态钛合金的组织在动态压缩过程中易于引起变形不协调,产生应力集中,并诱使裂纹的萌生和扩展,因此,轧制态钛合金中的裂

纹数量较多且有互相连接的趋势。

2.4 断口分析

轧制态及热处理态钛合金的断口形貌如图8所示,均由被拉长的韧窝和平滑的剪切区域两部分构成,呈现出典型的绝热剪切断裂特性^[28]。断裂面上拉长的韧窝区和平滑的剪切区相间分布,但韧窝区和剪切区在轧制态及热处理态钛合金中所占面积不同,表明轧制态及热处理态钛合金的主要断裂机制不同。如图8a、图8b所示,除韧窝区域外,轧制态钛合金的断裂表面存在大量剪切变形区域,这是由变形过程中发生不均匀变形导致的。韧窝区域的韧窝平均尺寸较小,约为 $4\mu\text{m}$,少数韧窝存在拉长的现象,因此,轧制态钛合金的断裂机制为韧性断裂+脆性断裂;如图8c、图8d所示,热处理态钛合金的断裂表面主要由韧窝区构成,剪切变形区域面积较小。与轧制态钛合金相比,热处理钛合金中韧窝的平均尺寸明显较大,约为 $7\mu\text{m}$,大部分韧窝均存在被拉长的现象,因此热处理态

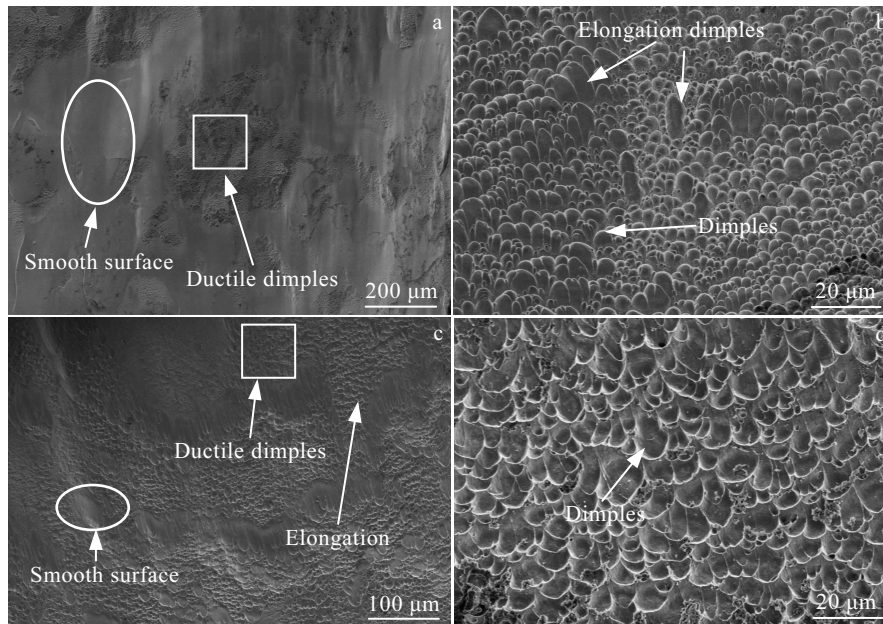


图 8 轧制态及热处理态钛合金的断口形貌

Fig.8 SEM fractographs of as-rolled (a, b) and heat-treated (c, d) titanium alloys

钛合金的断裂机制以韧性断裂为主。在变形过程中，热处理态钛合金中的韧窝被充分拉长，使热处理态钛合金发生断裂失效需要比轧制态钛合金更多的塑性变形能量，因而其临界断裂应变较大。

3 结 论

1) 经过热处理之后，在应变率为 3100、3400 和 3800 s^{-1} 时，钛合金的动态抗压缩强度虽然由 1928、1971 和 2133 MPa 降低至 1706、1707 和 1723 MPa，下降 200~400 MPa，但其临界断裂应变分别由 10.8%、8.2%和 6.8%提升至 22.1%、17.1%和 23.6%，提升幅度为 2~3.5 倍，表现出良好的强塑性匹配特性。

2) 由于轧制态钛合金中的条状 α 相对运动位错的阻碍作用强于等轴 α 相，且轧制态钛合金中存在的高密度位错也可以提高其动态抗压缩强度，因此，轧制态钛合金的动态抗压缩强度较热处理态钛合金高。同时，轧制态钛合金组织中条状 α 晶粒变形能力较差，且与周围等轴 α 晶粒易于引起变形不协调，产生应力集中，诱使裂纹出现，导致材料提前失效，因此轧制态钛合金的临界断裂应变较热处理态钛合金小。

3) 由于轧制态钛合金中非均匀组织分布的特征引起的变形不协调和高密度位错对绝热剪切带的阻碍作用，轧制态钛合金中形成了分叉的绝热剪切带。

4) 轧制态钛合金的断裂机制为韧性断裂+脆性断裂，热处理态钛合金的断裂机制主要为韧性断裂，且

热处理态钛合金组织中的韧窝在变形过程中被充分拉长。因此，与轧制态钛合金相比，热处理态钛合金的临界断裂应变较大。

参考文献 References

- [1] Zhou Wei(周伟), Ge Peng(葛鹏), Xin Haiying(辛海鹰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 781
- [2] Zhang Ziqiang(张自强). *Armor Technology*(装甲防护技术基础)[M]. Beijing: Weapon Industry Press, 2000: 161
- [3] Dodd B, Bai Y L. *Adiabatic Shear Localization: Frontiers and Advances*[M]. London: Elsevier, 2012: 91
- [4] Sukumar G, Singh B B, Bhattacharjee A *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2013, 54: 149
- [5] Li Q, Xu Y B, Bassim M N. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 358(1-2): 128
- [6] You Zhenping(尤振平), Ye Wenjun(叶文君), Hui Songxiao(惠松晓) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2008, 32(6): 799
- [7] Lee D G, Lee Y H, Lee S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(10): 3103
- [8] Kad B K, Schoenfeld S E, Burkins M S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(13): 937
- [9] Sieniawski J, Filip R, Ziaja W *et al.* *Materials and Design*[J], 1997, 18(4-6): 361

- [10] Luo J, Wang L F, Li M Q *et al. Rare Metals*[J], 2016, 35(8): 598
- [11] Martinez F, Murr L E, Ramirez A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 454-455: 581
- [12] Zhang Z, Eakins D E, Dunne F P E. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 79: 196
- [13] Mendoza I, Villalobos D, Alexandrov B T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 645: 306
- [14] Singh B B, Sukumar G, Bhattacharjee A *et al. Materials and Design*[J], 2012, 36: 640
- [15] Kuang L J, Chen Z Y, Jiang Y H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685: 95
- [16] Me-Bar Y, Rosenberg Z. *International Journal of Impact Engineering*[J], 1997, 19(4): 311
- [17] Yao Junchen(姚俊臣), Wen Lifang(文丽芳), Han Shoubo(韩寿波) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006, 6: 46
- [18] Zhao Shougen(赵寿根), He Zhu(何 著), Yang Jialing(杨嘉陵) *et al. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*(北京航空航天大学学报)[J], 2007, 33(8): 982
- [19] Lu Shouke(路守克), Shi Guochuan(史国川), Chen Xia(陈侠). *Computer Development and Application*(电脑开发与应用)[J], 2010, 23(9): 47
- [20] Ouyang Wenbo(欧阳文博), Xie Yingjie(谢英杰), Fu Wenjie(付文杰) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(17): 58
- [21] Sekido N, Ohmura T, Perepezko J H. *Intermetallics*[J], 2017, 89: 86
- [22] Wang Y T, Zhao Y G, Xu X F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 154
- [23] Saastamoinen A, Kaijalainen A, Porter D *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 1
- [24] Noël J P, Renson L, Grappasonni C *et al. Mechanical System and Signal Processing*[J], 2016, 74: 95
- [25] Wang B F, Yang Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 452-453: 273
- [26] Yang Y, Wang B F. *Materials Letters*[J], 2006, 60(17-18): 2198
- [27] Sun Kai(孙 凯). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2014
- [28] Nemat-Nasser S, Guo W G, Nesterenko V F *et al. Mechanics of Materials*[J], 2001, 33(8): 425

Dynamic Mechanical Properties and Failure of Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn Alloy

Zhu Xinjie, Fan Qunbo, Yu Hong, Wang Duoduo
(Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: The dynamic mechanical properties and failure behavior of rolled and heat treated Ti-4.5Mo-5.1Al-1.8Zr-1.1Sn-2.5Cr-2.9Zn alloys were studied. The results show that after multi-pass rolling at 880 °C, a duplex microstructure consisting of β matrix and non-uniformly distributed “equiaxed+strip” α phase is obtained, and the microstructure is composed of β matrix and fully equiaxed α phase after the heat treatment at 895 °C for 0.5 h. The results of dynamic compression tests under different strain rates of 3100~3800 s⁻¹ show that the dynamic compression strength of rolled titanium alloys is 200~400 MPa higher than that of heat treated titanium alloys, with a maximum value of 2133 MPa, but the critical fracture strain is obviously lower, with a maximum value of only 10.8%. Although the dynamic compression strength of titanium alloys decreases after heat treatment, the critical fracture strain can reach 23.6%, showing better matching feature of strength and plasticity. Further study finds that the characteristic of high dislocation density and inhomogeneous structure distribution of rolled titanium alloys results in bifurcated adiabatic shear bands during dynamic compression tests. The fracture surfaces of rolled titanium alloys show two characteristics: smooth zone and dimple zone, indicating that the fracture mechanism is brittle fracture+ductile fracture, while that of heat treated titanium alloys is mainly dimple zone, indicating that the fracture mechanism is ductile fracture. The research provides theoretical and technical support for the engineering preparation and application of the new alloy.

Key words: titanium alloys; dynamic mechanical properties; adiabatic shear bands; failure mechanism

Corresponding author: Fan Qunbo, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68911144-863, E-mail: fanqunbo@bit.edu.cn