



工业纯钛高温拉伸性能及断口形貌

苏娟华^{1,2}, 周铁柱^{1,2}, 任凤章^{1,2}, 魏世忠^{1,2}, 陈志强³

- (1. 河南科技大学 材料科学与工程学院, 洛阳 471023;
2. 有色金属共性技术河南省协同创新中心, 洛阳 471023;
3. 中国船舶重工集团公司 第七二五研究所, 洛阳 471023)

摘要: 采用锻态工业纯钛 TA1 标准拉伸试样, 利用 Gleeble-1500D 热模拟试验机进行高温拉伸试验, 研究其高温拉伸性能; 并用 SEM 观察并分析工业纯钛拉伸试样断口形貌及其形成机制。结果表明: 随温度升高, 工业纯钛的屈服强度和抗拉强度分别从最初的 83.7 和 94.8 MPa 减小到 19.3 和 29.6 MPa; 伸长率增大, 在 950 和 1000 °C 时分别达到峰值 36.3% 和 28%。在 882.5 °C 相变转变温度以下, 纯钛表现为以微孔聚集型剪切断裂为特征的韧性断裂, 随温度的升高, 达到相变点 882.5 °C, 纯钛发生同素异构转变, 并伴随着塑性提高, 以准解理方式断裂。

关键词: 工业纯钛; 高温拉伸; 断口形貌; 形成机制

中图分类号: TG319

文献标志码: A

High-temperature tensile properties and fracture morphology analysis of commercially pure titanium

SU Juan-hua^{1,2}, ZHOU Tie-zhu^{1,2}, REN Feng-zhang^{1,2}, WEI Shi-zhong^{1,2}, CHEN Zhi-qiang³

- (1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China;
2. Henan Collaborative Innovation Center of Non-ferrous Metal Generic Technology, Luoyang 471023, China;
3. The 725th Research Institute, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: The high-temperature tensile tests of the forged commercially pure titanium TA1 were carried out to study its high-temperature tensile properties by Gleeble-1500D thermal simulated test machine. The tensile properties at high temperatures were investigated. The relevant fracture morphologies and formation mechanism were analyzed by SEM. The result shows that, with the increase of temperature, the yield strength and tensile strength of CP titanium TA1 decrease from the original values of 83.7 and 94.8 MPa to 19.3 and 29.6 MPa, respectively. The ductility reaches the peak values of 36.3% and 28% at the temperatures of 950 and 1000 °C, respectively. Below the phase transition temperature of 882.5 °C, the ductile fracture failure occurs for the CP titanium in the form of microvoid coalescence shear fracturing. With the further increase of temperature, allotropy transformations occur, and the ductility increases, resulting in the quasi-cleavage fracture as the major failure mechanism.

Key words: commercially pure titanium; high-temperature tensile; fracture morphology; formation mechanism

钛和钛合金具有比强度高、塑性韧性好、耐高温、低温性能好、耐腐蚀性能优异等特点, 因此, 被广泛应用于航空航天、舰船车辆、电力、化工装备和生物

工程等领域^[1-2]。工业纯钛因其低密度、高强度、良好的耐蚀性和焊接性能, 得到了广泛应用^[3-4]。目前, 国内外学者针对工业纯钛的拉伸性能^[5-9]、拉伸变形机

基金项目: 河南省科技创新杰出人才支持计划项目(144200510009); 长江学者和创新团队发展计划资助(IRT1234)

收稿日期: 2014-10-27; **修订日期:** 2015-04-10

通信作者: 苏娟华, 教授, 博士; 电话: 13592088565; E-mail: sujh@mail.haust.edu.cn

制和加工硬化^[10]以及大塑性变形条件下的可加工性^[11]和拉伸裂纹损伤^[12]方面展开了大量研究。

通过对断口形貌特征进行观察与分析,可研究其断裂类型、方式、原因和机理等^[13]。针对不同材料的拉伸断口类型及其断裂特征,已有的研究发现^[14~22],材料断裂方式主要有裂纹扩展、微孔聚合形成韧窝造成的韧性断裂以及韧性断裂为主的韧脆混合断裂和准解理穿晶断裂。

已有的关于工业纯钛的研究温度大多集中在 800 ℃ 以下^[23~27]。TSAO 等^[23]的研究表明,纯钛在温度为 623~773 K(350~500 ℃)、应变速率从 $5.0 \times 10^{-2} \sim 8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 范围内的流变应力变化行为呈现典型的动态再结晶软化特征;YUN 等^[24]进行了温度为 298~573 K(25~300 ℃)恒应变速率(0.01 s^{-1})条件下的拉伸试验,结果表明工业纯钛的拉伸变形和损伤行为具有较高的温度敏感性;LONG 等^[25]对比研究了超细晶和粗晶工业纯钛在 77~873 K(-196~600 ℃)下的压缩变形和损伤行为,发现纯钛的损伤形貌取决于试验温度的选择;SUN 等^[26]通过 77~293 K(-196~20 ℃)下的拉伸试验,指出室温下纯钛的主要变形机制是滑移,低温下孪晶成为主要的变形机制;TAN 等^[27]进行了固定应变速率(0.01 s^{-1})不同温度(400~800 ℃)范围的拉伸试验,结果表明空洞的存在使工业纯钛表现出较差的超塑性;THOTA 等^[28]通过热压缩试验研究了 α -Ti 在温度为 700~900 ℃、应变速率在 $0.003 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 范围的变形行为,建立了应变速率敏感性等值线图,发现温度为 700 ℃、应变速率为 0.0003 s^{-1} 和温度范围为 850~900 ℃、应变速率范围为 $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 两个不同的应变速率敏感区域。然而,相对于工业纯钛 TA1 在 800~1050 ℃ 锻造温度范围内表现出来的拉伸性能以及断裂机理和形貌特征的研究尚鲜见报道。本文作者借助于 Gleeble-1500D 热模拟试验机 and 扫描电镜以及金相显微镜研究了工业纯钛 TA1 高温(800~1050 ℃)拉伸下的拉伸性能以及断口形貌,为工业纯钛 TA1 的热加工提供依据。

1 实验

试验材料为锻态工业纯钛 TA1,具体成分见表 1。试样经过线切割加工成 $d 15 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 拉伸试棒,最终经过数控机床加工成如图 1 所示的试样。

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机进行高温拉伸试验,拉伸试样示意图如图 1 所示。根据拉伸试验结果测定相关的拉伸强度和屈服强度,进而研究工业纯

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of specimens used in experiment (mass fraction, %)

Fe	C	N	H	O	Ti
≤ 0.20	≤ 0.08	≤ 0.03	≤ 0.015	≤ 0.18	Bal.

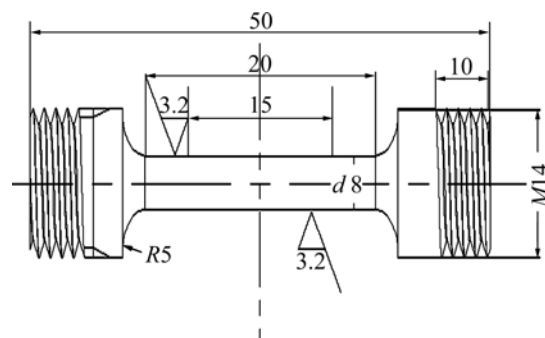


图 1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile test specimens (Unit: mm)

钛的拉伸性能。利用 JSM-5610LV 型扫描电镜观察试样断口特征并分析其断裂机制。

2 结果与讨论

2.1 高温下工业纯钛 TA1 的拉伸性能

图 2 所示为工业纯钛 TA1 在不同温度和应变速率下的应力-应变曲线。由图 2(a)可以看出,在应变速率为 0.01 s^{-1} 、不同温度下拉伸时流变应力随着应变量的增加而增大,但在 800 和 850 ℃ 下应力随着应变量的增加先增大后减小;而当温度为 900~1050 ℃ 时,应力变化没有出现明显的应力峰值。图 2(b)显示应变速率为 0.1 s^{-1} 和温度为 800 时应力达到了极大值。图 2(c)表现出和图 2(a)、(b)相同的变化趋势。综合对比图 2(a)~(c)可以看出,在 800 和 850 ℃ 拉伸时,工业纯钛 TA1 的变形应力-应变曲线在不同应变速率下,均出现明显的应力峰值,而在 900~1050 ℃ 拉伸时,工业纯钛 TA1 的应力-应变曲线没有呈现明显的峰值。这表明以相变温度 882.5 ℃ 为界,低于相变温度的 α -Ti 的变形规律与高于相变温度的 β -Ti 的变形规律有较大区别。

图 3 所示为工业纯钛 TA1 在不同温度下的拉伸测试结果。由图 3 可知,工业纯钛 TA1 的屈服强度和抗拉强度随温度的升高先降低再增加,然后再降低。其中,在 800~900 ℃ 之间,屈服强度和抗拉强度急剧下

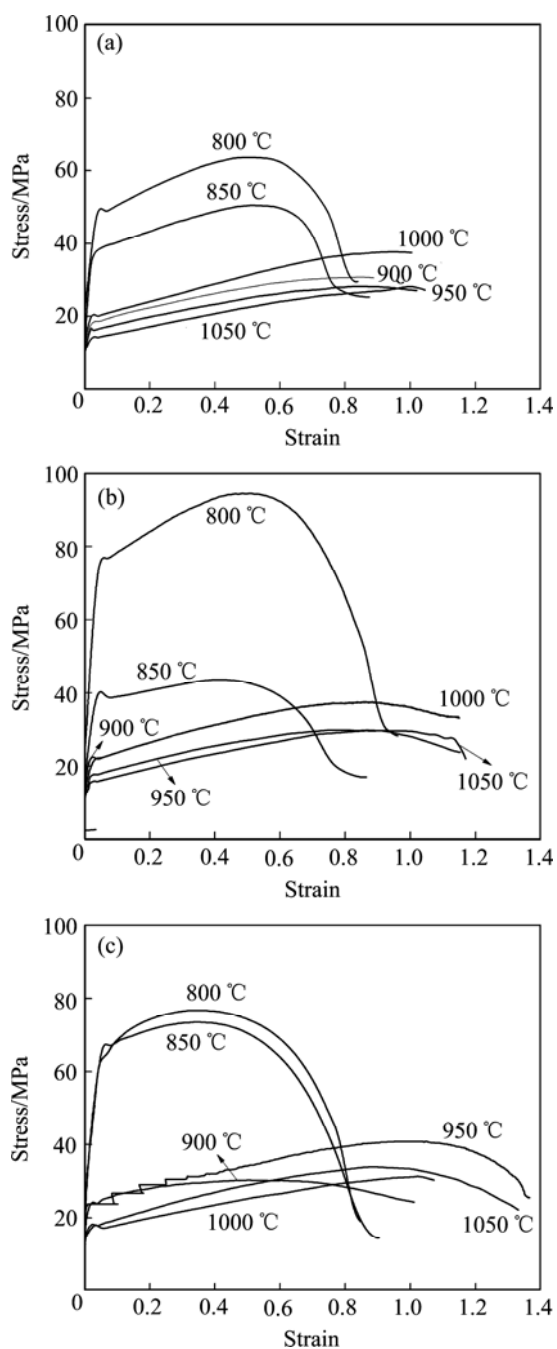


图2 工业纯钛 TA1 在不同温度和应变速率下的拉伸应力-应变曲线

Fig. 2 Tensile stress-strain curves of commercially pure titanium TA1 at different temperatures and strain rates: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1}

降, 这是因为当拉伸变形的温度达到其同素异晶转变温度 (为 $882.5 \text{ }^{\circ}\text{C}$) 时^[29], 材料发生了同素异构转变并伴有动态再结晶导致材料软化。此外, 温度升高促进了滑移系统开动以及金属原子动能的增加, 空位、间隙原子等点缺陷也相对变得更加活跃, 从而产生动态软化, 降低了变形力。另一方面, 当温度在 $950\sim 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$

之间时, 孪晶的出现会细化晶粒, 因而使位错滑移的有效距离减小, 从而提高塑性流动的硬化率, 也即孪晶对材料变形同时也存在硬化效应^[30], 二者综合作用导致工业纯钛 TA1 在此温度区间内抗拉强度和屈服强度的急剧变化。

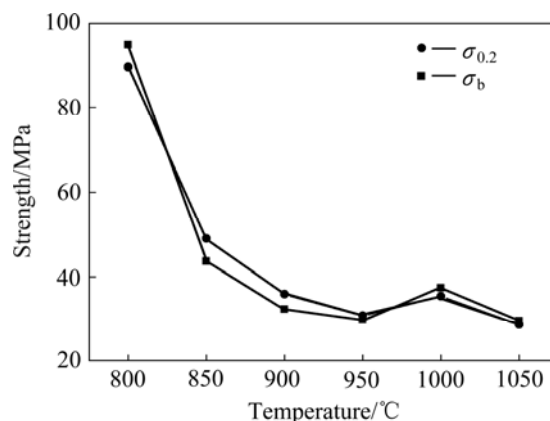


图3 温度对工业纯钛 TA1 屈服强度和抗拉强度的影响

Fig. 3 Influence of temperature on ultimate tensile strength and yield strength of commercially pure titanium TA1

图4所示为不同应变速率下工业纯钛 TA1 拉伸试样断后伸长率与温度的关系。由图4可知, 在不同应变速率下, 随温度升高, 伸长率先升高后降低。温度的升高导致孪晶出现, 使得材料软化, 晶格的取向产生变化, 因而使得原来处于不利取向的滑移系得以启动, 从而降低了位错滑移的阻力, 也就是说孪晶对材料的变形有软化作用。但是, 已有研究表明: 孪晶的密度会随着温度的升高而降低^[24, 30-32]。本实验中对不同温度变形条件下孪晶数量的变化进行了观察表明, $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下出现少量孪晶(见图5(a)), $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下孪晶数量增多(见图5(b)), $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下孪晶数量进一步增多, 并伴随着孪晶的长大(见图5(c))。当温度继续升高到 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 孪晶数量逐渐减少(见图5(d)); 当温度为 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 孪晶数量进一步减少(见图5(e)); 随温度进一步升高至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 孪晶数量急剧减少, 晶粒变小(见图5(f))。显然, 图5(a)~(f)中孪晶数量的变化与文献[31-32]所述随温度升高孪晶密度减少是一致的。孪晶密度减小, 位错运动阻力增大, 导致在高温下伸长率有所减小。所以, 孪晶对工业纯钛 TA1 变形的影响实际上存在双重效应, 即随温度升高, 孪晶的出现导致局部取向变化, 使得材料发生软化, 塑性流动变大, 从而引起伸长率的增大; 另一方面, 随温度升高, 孪晶数量减少, 滑移阻力增加, 塑性流动减小, 材料伸长率减小。两者的共同作用使得材料伸长率随温度的变化先增大后减小(见图4)。

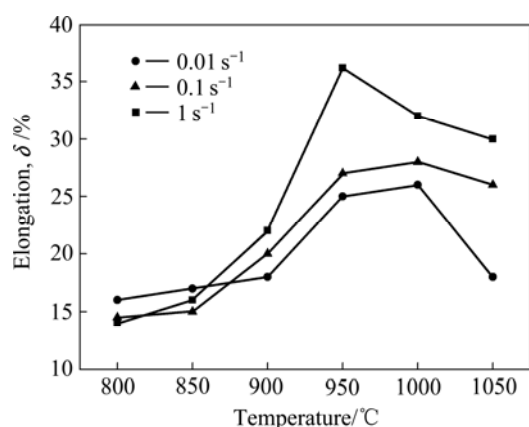


图 4 不同应变速率下工业纯钛 TA1 拉伸试样伸长率与温度的关系

Fig. 4 Relationship between elongation and temperature of pure commercially titanium TA1 at different strain rates

2.2 断口形貌宏观分析

工业纯钛 TA1 高温拉伸下的断口为杯锥状断口, 如图 6(a)和(b)所示。由于高温的作用, 某些断口聚集成点状, 如图 6(c)所示。图 6(a)、(b)和(c)中不同温度下断口形貌各不相同, 但可以看出, 断裂前, 试样均发生了不同程度的颈缩, 在拉断试样的根部均有“蓝脆”区域, 如图 6(a)所示。相比之下, 温度为 800 °C 时(见图 6(a))断口颈缩区域周围表面比较平整光滑, 而 900 和 1000 °C 的试样断口颈缩区域周围出现了明显的褶皱变形。表面的褶皱是由晶粒的转动和晶粒内部变形的不均一性造成的。这说明在断裂前发生了剧烈的塑性变形, 即在 800 °C 时的断裂方式不同于 900 °C 和 1000 °C 下的断裂方式。经过测量后发现 1000 °C 的伸长率明显大于 900 °C 和 800 °C 时的。这是因为随着温

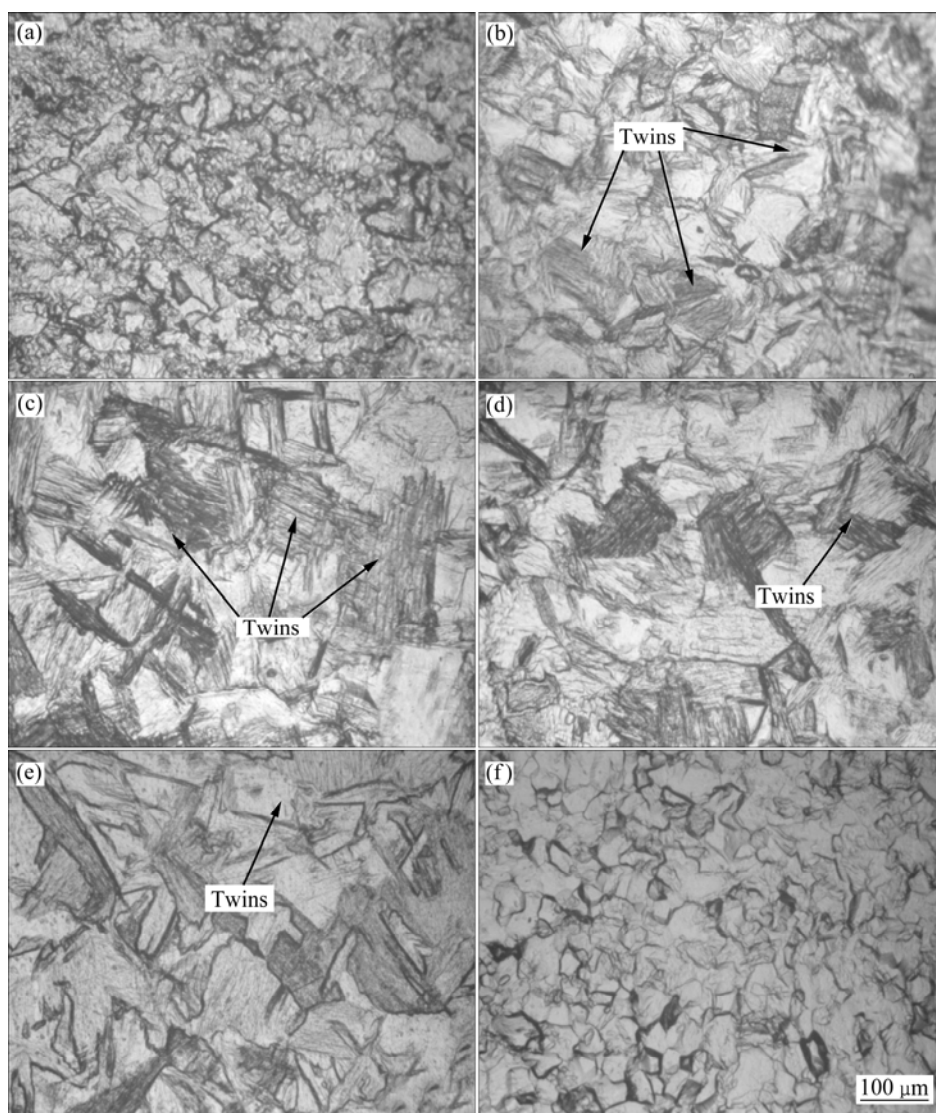


图 5 不同温度变形条件下工业纯钛 TA1 拉伸试样断口金相照片

Fig. 5 Metallographs of fracture of commercially pure titanium TA1 deformed at different temperatures: (a) 800 °C, 0.1 s⁻¹; (b) 850 °C, 0.1 s⁻¹; (c) 900 °C, 0.1 s⁻¹; (d) 950 °C, 0.1 s⁻¹; (e) 1000 °C, 0.1 s⁻¹; (f) 1050 °C, 0.1 s⁻¹

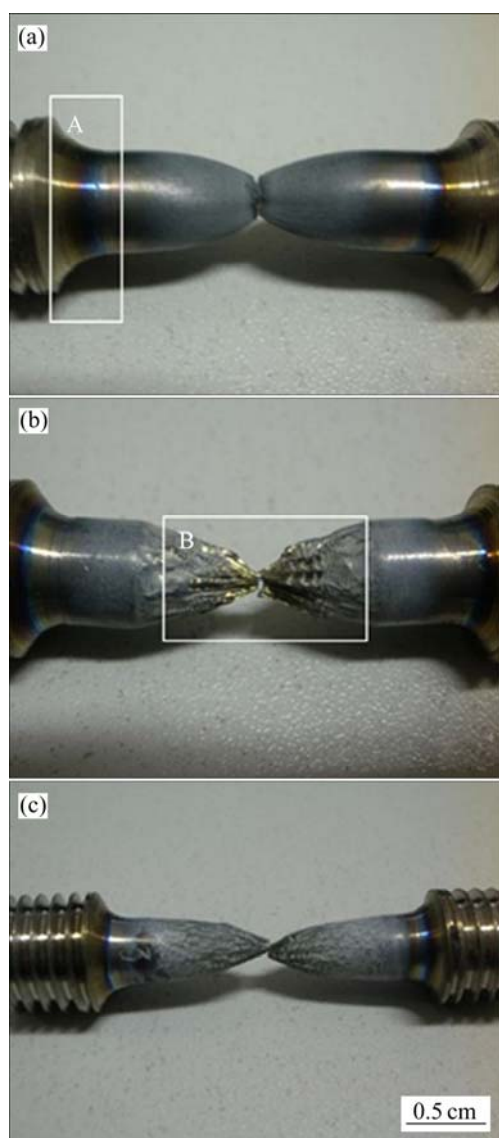


图 6 不同温度下拉伸断裂试样宏观形貌

Fig. 6 Morphologies of tensile specimens at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 900 °C; (c) 1000 °C

度的升高, 工业纯钛 TA1 的塑性变形能力也随之提高所致。

2.3 断口形貌微观分析

图 7 所示为工业纯钛 TA1 相变点(882.5 °C)以下时的拉伸断口形貌。由图 7(a)和(b)方框所示, 断口呈现典型的蜂窝状组织即韧窝, 且韧窝尺寸较大较深, 这是纯金属典型的微孔聚集型韧性断裂特征^[33]。整个断口形貌类似于一个“火山口”, 其周围有明显放射花样, 放射方向与裂纹扩展方向相互平行, 并且逆指向裂纹源, 也就是说, 这些韧性微坑为裂纹起源地方。因为在断裂前, 剧烈的塑性变形使夹杂物界面上首先形成裂纹, 并且不断扩大, 最后杂质元素之间的基体金属

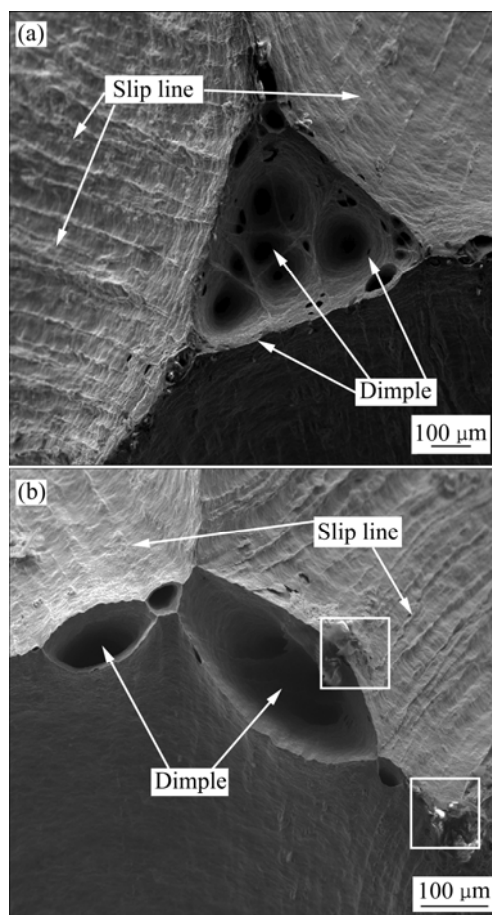


图 7 工业纯钛 TA1 相变点(882.5 °C)以下试样拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of commercially pure TA1 below 882.5 °C: (a) 800 °C; (b) 850 °C

产生“内颈缩”, 当颈缩到一定程度后被撕裂或剪切断裂, 从而使空洞连结, 形成大大小小的微坑。从 882.5 °C 下的断口可以看到纤维区在拉伸三向应力的作用下向中心聚集形成韧窝。放射区内可以看到滑移线的痕迹(见图 7 中箭头所指), 这符合韧性断口的特征。韧性断口特征是材料断裂前发生了大量塑性变形, 原晶粒被拉长或破碎, 不再保持原来的大小、形状, 断口呈灰色无光泽的纤维状, 有时看到滑移痕迹。出现滑移线是由位错源连续产生的新位错环和不同滑移面上的位错环不断被推向微孔, 导致微孔以内颈缩方式迅速扩展造成的。可以看到断裂多伴有韧窝微坑, 这是在外力作用下由位错运动导致弹性形变能的产生造成的^[34]。当弹性形变能足以克服纯钛内的杂质元素与基体间的界面结合力而形成新表面时, 便形成了显微空洞。而空洞的形成使后面的位错受到排斥力大大降低, 外力作用使大量位错向新形成的显微空洞运动, 使显微空洞长大; 同时, 导致空洞间横截面积不断缩

小,直至空洞间彼此相连而断裂,形成韧窝。温度升高,位错密度及位错阻力减小,位错运动速度加快,显微空洞形成及扩展进程加速,韧窝的大小、数量和深浅根据材料的韧性以及试验温度决定,随温度升高,韧性提高,微坑尺寸变大,数量变少,由图 7(a)和(b)也可以发现这一现象。当拉伸至一定阶段后,试样出现颈缩在三向应力的作用下试样以滑移剪切的方式发生断裂。断口周边的放射花样很好地解释了这一点。在整个断裂过程中因滑移变形强烈,位错堆积,在拉

伸的颈缩处产生了显微空洞,空洞在拉伸剪切应力的作用下长大、连接聚集成新的空洞,最终导致材料的断裂。微孔聚集长大是断裂的主要原因,所以 800 和 850 °C 时的断裂为微孔聚集型剪切断裂,这是韧性断裂的一种形式。

随温度升高,温度达到 882.5 °C 发生同素异晶转变,断口形貌明显不同于相变以前,很少有韧性微坑。在 900、950 和 1000 °C 下的断裂特征都比较相似,如图 8(a)~(c)所示,断口纤维区表现出不规则断裂周围存

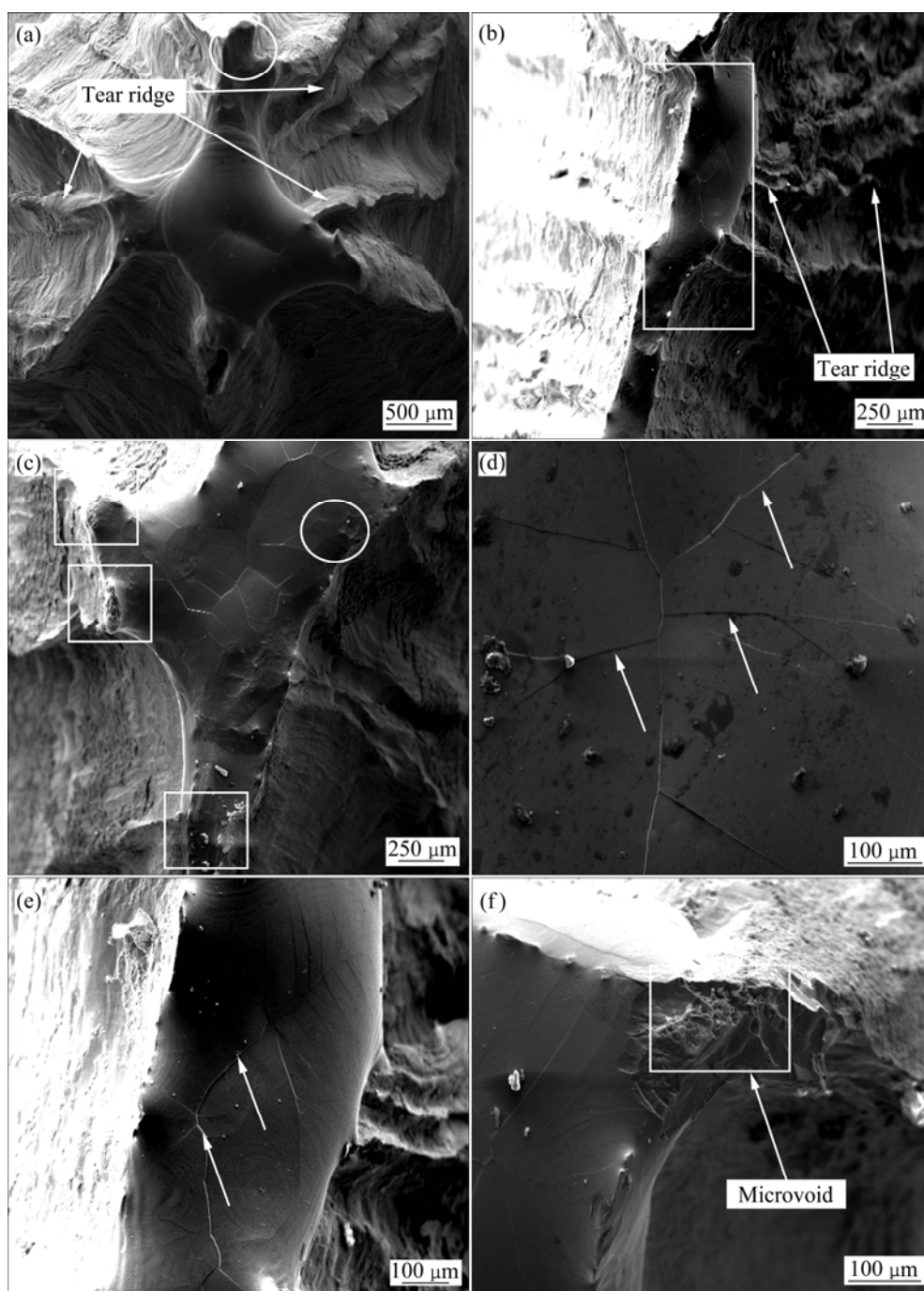


图 8 882.5 °C 以上时试样的拉伸断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphologies of samples above 882.5 °C: (a) 900 °C; (b) 950 °C; (c) 1000 °C; (d) Magnified image of (a); (e) Magnified image of (b); (f) Magnified image of (c)

在明显的因大量塑性变形而出现的“河流状”撕裂棱, 其方向垂直于拉伸轴方向, 原因可能是由于在该方向上受力较小, 断裂前有充裕的时间进行连续变形。断口呈现出区域分布, 并呈现出多源开裂特征: 图 8(a) 中所示为温度 900 °C 下的拉伸断口, 断口的纤维区在拉伸颈缩三向应力的作用下向中心区域聚集, 纤维区表面光滑, 局部放大图如图 8(d) 所示, 可以看到有许多位于不同高度的解理小刻面以及河流状花样; 紧接着是放射区, 放射区呈现放射剪切状花样, 如图 8(a) 箭头所示。放射剪切花样是一种典型的剪切脊, 它是低能量撕裂的一种标志^[33]。图 8(b) 所示为 950 °C 下拉伸断口, 其中断口在剧烈塑性变形下纤维区(方框所示)面积减小呈长条状; 放射区面积增大, 放射花样变细。对纤维区局部放大后(见图 8(e)), 同样可以看到许多不平行的解理小刻面, 以及河流状花样。图 8(c) 所示为试样 1000 °C 下的断口形貌, 纤维区表面光亮, 在纤维区周围有多个小断口(见图 8(c)中方框所示)。局部放大后如图 8(f) 所示, 可见高密度短而弯曲的撕裂棱线条、二次裂纹、微坑, 这些都是准解理断裂特征^[35-37]。此外, 图 8(a) 和 (b) 中圆圈所标识的是在撕裂棱周边存在的小断口, 并且这些断口大多是脆性断口。断裂面与拉伸应力垂直, 断口平齐光亮, 呈放射状或结晶状。之所以会出现这种脆性的断裂特征可能是随纯钛温度升高, 其化学活性增大, 并且在固态下能强烈吸收各种气体, 例如纯钛加热到 300 °C 时, 在表面就开始吸收氢气, 加热到 400 °C 时吸收氧气, 加热到 600 °C 时吸收氮气。含有氢、氧、氮等元素的纯钛, 强度显著提高, 而塑性急剧下降^[38]。由图 8(d) 和 (e) 可以看出, 断口细平、有光泽并分布着河流状花样(见图 8(d) 和 (e) 中箭头所示), 呈现解理断裂的典型特征。

对比图 7 和 8 可知, 断口形貌有着截然不同的差别, 即纯钛发生相变以前和以后的断裂形式不同。同素异晶转变点(882.5 °C)以前的 α -Ti, 表现出微孔聚集型剪切断裂是典型的韧性断裂特征; 同素异晶转变点(882.5 °C)后, β -Ti 具有体心立方的结构, 同时, 存在有解理面(100)和主要滑移面(112)、(110), 另外, 材料可能由于外界温度或变形条件的变化而发生由剪切断裂向解理断裂的转变^[33]。因此, 相变温度以上的断裂是介于解理脆性断裂与剪切韧性断裂之间的准解理断裂。

随温度继续升高到 1050 °C 时, 试样拉伸断口形貌如图 9(a) 所示, 可以看到纤维区内断口表面粗糙形状不规则, 呈明显的颗粒状, 并伴随高温氧化作用, 可看到断口出现熔化聚集成滴的现象。局部放大图如图 9(b) 所示, 可以看到拉伸断口呈结晶状, 由解理小断

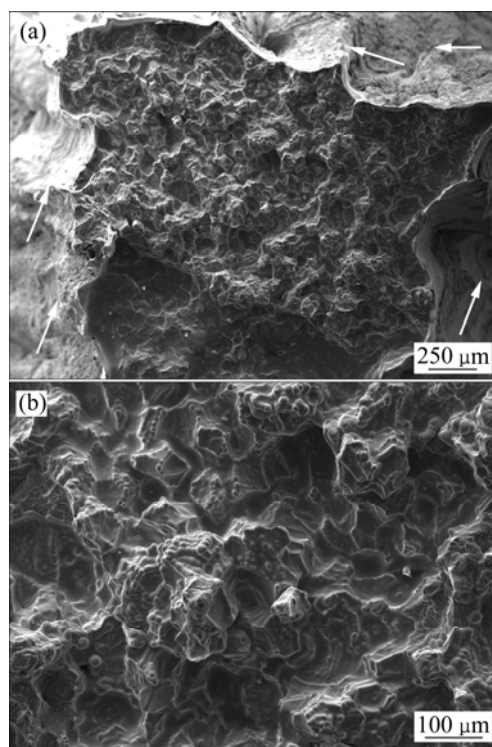


图 9 1050 °C 下拉伸试样结晶状断口形貌

Fig. 9 Intercrystalline fracture morphologies of sample after tension at 1050 °C: (a) Original fracture morphology; (b) Magnified image of (a)

面和大量高密度短而弯曲的撕裂棱组成, 有明显细小再结晶等轴晶粒, 并伴有少量的韧窝和互相连接的小空洞。断裂沿着晶粒的晶面进行, 断口晶粒明显, 立体感强, 呈现这种形貌是因为高温下晶界上的原子扩散比晶内原子剧烈, 晶界强度明显低于晶内强度, 晶界成为高温断裂的策源地, 因而发生准解理断裂。解理断裂一般来说是脆性断裂, 但这并不等同于脆性断裂, 有时解理断裂也可伴随有很大的延性。该温度状态下的拉伸断裂伸长率为 30%, 如图 4 所示。此外, 从图 9(a) 中可以看出, 放射区内存在有大量的放射花样, 由于裂纹在此时的快速不稳定扩展以及伴随着较大的塑性变形, 放射区和剪切唇区域连成一片, 剪切变形占据了主要地位, 这种情况下材料的塑性较好。放射花样形态呈现出放射剪切状, 如图 9(a) 中箭头所示有大量的剪切脊存在, 说明该状态下的断裂还是伴有很大延性。

3 结论

1) 随着温度的升高, 工业纯钛 TA1 的屈服强度和抗拉强度呈下降趋势, 在 800~900 °C 范围内急剧下

降, 伸长率增大, 在 800~950 °C 范围内, 伸长率提高了近 50%。

2) 工业纯钛 TA1 在 800~850 °C 断裂时, 断口呈现出微孔聚集型剪切断裂, 是典型的韧性断裂; 随温度升高, 在 900~1050 °C 时, 纯钛塑性变形能力提高, 并出现“河流状”撕裂棱等解理特征, 呈现出韧脆共存的微观形貌, 此时的断裂方式为准解理断裂。

REFERENCES

- [1] QIU ZHENG, TETSUhide SHIMIZU, TOMOMI SHIRARORI, MIN YANG. Tensile properties and constitutive model of ultrathin pure titanium foils at elevated temperatures in microforming assisted by resistance heating method[J]. *Materials & Design*, 2014, 63: 389–397.
- [2] ZHANG Z Y, YANG H, LI H, REN N, WANG D. Quasi-static tensile behavior and constitutive modeling of large diameter thin-walled commercial pure titanium tube[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 569: 96–105.
- [3] SUN Q Y, SONG X P, GU H C. Twinning induced plasticity in commercially pure titanium at low temperature[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2001, 11(1): 132–134.
- [4] ZHANG X H, TANG B, ZHANG X L, KOU H C, LI J S, ZHOU L. Microstructure and texture of commercially pure titanium in cold deep drawing[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(3): 496–502.
- [5] 黄文, 汪洋, 李子然, 夏源明. 温度和应变率对多晶纯钛孪晶变形的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(8): 1440–1445.
HUANG Wen, WANG Yang, LI Zi-ran, XIA Yuan-ming. Influences of temperature and strain rate on deformation twinning of polycrystalline titanium[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(8): 1440–1445.
- [6] 周伟, 杨英丽, 于振涛, 周廉. 工业纯钛 TA2 高温变形机制研究[J]. *稀有金属*, 2003, 27(6): 721–725.
ZHOU Wei, YANG Ying-li, YU Zhen-tao, ZHOU Lian. Study on high temperature deformation mechanism of TA2[J]. *Chinese Journal of Rare Materials*, 2003, 27(6): 721–725.
- [7] 支有冉, 李高艳, 业成, 宋前甫. 化工用 TA2 高温拉伸力学性能研究[J]. *材料导报*, 2014, 28(12): 108–122.
ZHI You-ran, LI Gao-yan, YE Cheng, SONG Qian-fu. Study on stretching mechanical property of TA2 for chemical using at high temperature[J]. *Materials Review*, 2014, 28(12): 108–122.
- [8] HUANG Wen, ZAN Xiang, NIE Xu, GONG Ming, WANG Yang, XIA Yuan-ming. Experimental study on the dynamic tensile behavior of crystal pure titanium at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 443: 33–41.
- [9] 张聪慧, 何晓梅, 刘晓燕, 赵西成. 表面纳米化对工业纯钛拉伸性能的影响[J]. *材料热处理技术*, 2010, 39(22): 16–17.
ZHANG Cong-hui, HE Xiao-mei, LIU Xiao-yan, ZHAO Xi-cheng. Effects of surface nano-crystallization on tensile properties of commercial pure titanium[J]. *Material & Heat Treatment*, 2010, 39(22): 16–17.
- [10] BECKER H, PANTLEON W. Work-hardening stages and deformation mechanism maps during tensile deformation of commercially pure titanium[J]. *Computational Materials Science*, 2013, 76: 52–59.
- [11] SAJADIFAR S V, YAPICI G G. Workability characteristics and mechanical behavior modeling of severely deformed pure titanium at high temperatures[J]. *Materials and Design*, 2014, 53: 749–757.
- [12] TESAR K, JAGER A. Electron backscatter diffraction analysis of the crack development induced by uniaxial tension in commercially pure titanium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 616: 155–160.
- [13] 繆建红, 丁锦坤. 金属拉伸试样断口分析方法[J]. *物理测试*, 2003, 3: 35–40.
MIAO Jian-hong, DING Jin-kun. Analysis method of fracture surface of metallic tension test specimen[J]. *Metal Physics Examination and Testing*, 2003, 3: 35–40.
- [14] 冉广, 周敬恩, 王永芳. 铸造 A356 铝合金的拉伸性能及其断口分析[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(10): 1620–1624.
RAN Guang, ZHOU Jing-en, WANG Yong-fang. Study on tensile properties and fractography of cast A356 aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(10): 1620–1624.
- [15] 李旭东, 穆志韬, 苏维国, 王玉刚. 6A02 铝合金腐蚀疲劳断口分析[J]. *青岛科技大学学报*, 2013, 34(3): 285–289.
LI Xu-dong, MU Zhi-tao, SU Wei-guo, WANG Yu-gang. Corrosion fatigue fracture analysis of 6A02 aluminum alloy[J]. *Journal of Qingdao University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2013, 34(3): 285–289.
- [16] 顾健华, 李海, 王芝秀. Al-14Cu-7Ce 铸造铝合金的高温拉伸及断裂行为研究[J]. *热加工工艺*, 2013, 42(14): 36–39.
GU Jian-hua, LI Hai, WANG Zhi-xiu. Tensile tests and fracture behaviors of Al-14Cu-7Ce casting alloy at high temperature[J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(14): 36–39.
- [17] 刘胜濠, 张星, 刘路. C919 铝合金显微组织与拉伸断口分析[J]. *热加工工艺*, 2013, 42(14): 46–47.
LIU Sheng-hao, ZHANG Xing, LIU Lu. Analysis on microstructure and tensile fracture of C919 aluminum alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(14): 46–47.
- [18] 李淑华, 王富耻, 谭成文, 陈志永, 张红松. 工业纯钛 TA2 的损特性与断口特征[J]. *特种铸造及有色合金*, 2006, 26(9): 542–544.
LI Shu-hua, WANG Fu-chi, TAN Cheng-wen, CHEN Zhi-yong, ZHANG Hong-song. Damage characteristics and fracture morphology of commercial pure TA2[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2006, 26(9): 542–544.
- [19] 吴彦骏, 庄新村, 赵震. 不同应力状态下 45 钢断口形貌分析[J]. *塑性工程学报*, 2013, 20(3): 106–110.

- WU Yan-jun, ZHUANG Xin-cun, ZHAO Zhen. Fracture topography analysis of C45 steel under different stress state[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2013, 20(3): 106–110.
- [20] 林有智, 宋莉莉, 刘珍珠, 魏 炜. 船舶钛合金构件拉伸疲劳断口分析[J]. *宁德师范学院学报*, 2012, 24(3): 238–241.
- LIN You-zhi, SONG Li-li, LIU Zhen-zhu, WEI Wei. Fracture analysis of fatigue tensile for titanium alloy used for vessel[J]. *Journal of Ningde Normal University*, 2012, 24(3): 238–241.
- [21] 朱宝辉, 胡晓晨, 吴孟海, 王培军, 刘彦昌. TC1 钛合金精锻棒材的拉伸性能及断口形貌[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 144–147.
- ZHU Bao-hui, HU Xiao-chen, WU Meng-hai, WANG Pei-jun, LIU Yan-chang. Tensile properties and fractographs of finish forged bar of TC1 titanium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(1): 144–147.
- [22] 成会朝, 范景莲, 卢明园, 李鹏飞, 田佳敏. 高强韧Mo-0.1Zr合金制备、性能及组织[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(1): 114–120.
- CHENG Hui-chao, FAN Jing-lian, LU Ming-yuan, LI Peng-fei, TIAN Jia-min. Preparation, performance and structure of high tenacious Mo-0.1Zr alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(1): 114–120.
- [23] TSAO L C, WU H Y, LEONG J C, FANG C J. Flow stress behavior of commercial pure titanium sheet during warm tensile deformation[J]. *Materials and Design*, 2012, 34: 179–184.
- [24] YUN J G, YAN Y, LONG F W, LI X W. Characterizations of temperature-dependent tensile deformation and fracture features of commercially pure titanium[J]. *Materials Transactions*, 2013, 54(9): 1709–1714.
- [25] LONG F W, JIANG Q W, XIAO L, LI X W. Compressive deformation behaviors of coarse- and ultrafine-grained pure titanium at different temperatures: A comparative study[J]. *Materials Transactions*, 2011, 52(8): 1617–1622.
- [26] SUN Q Y, GU H C. Tensile and low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium and Ti-5Al-2.5Sn alloy at 293 and 77 K[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 316(1/2): 80–86.
- [27] TAN M J, ZHU X J, THIRUVARUDCHELVAN S. Cavitation phenomenon of commercially pure titanium[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 191(1/3): 202–205.
- [28] THOTA M K, KAPOOR R, BASAK C B, MUKHERJEE A B, CHAKRAVARTTY J K. High temperature deformation of α -Ti[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 624: 213–219.
- [29] 黎文献. 有色金属材料工程概论[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 65–70.
- LI Wen-xian. Introduction to nonferrous metals engineering[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 65–70.
- [30] NEMAT-NASSER S, GUO W G, CHENG J Y. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercial pure titanium[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(13): 3705–3720.
- [31] CHICHILI, D R, RAMESH K T, HEMKER K J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: Experiments, deformation mechanisms and modeling[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(3): 1025–1043.
- [32] 黄 文. 纯钛高温动态拉伸力学性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2006: 38–55.
- HUANG Wen. Study on the dynamic behavior of polycrystalline titanium at elevated temperature[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2006: 38–55.
- [33] 上海交通大学金属断口分析编写组. 金属断口分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1979: 127–128.
- Shanghai Jiaotong University Compile Group. Fracture analysis of metals[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1979: 127–128.
- [34] 冷邦义, 鲜晓斌, 庞晓轩, 叶林森, 刘婷婷. 纯钒的高温力学性能及断口特征[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(8): 1470–1472.
- LENG Bang-yi, XIAN Xiao-bin, PANG Xiao-xuan, YE Lin-sen, LIU Ting-ting. High temperature mechanical properties and fracture characteristics of pure vanadium[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(8): 1470–1472.
- [35] 初雅杰, 李晓泉, 吴申庆. 热碾压对AZ31 镁合金焊接接头组织和性能影响[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(11): 2739–2743.
- CHU Ya-jie, LI Xiao-quan, WU Shen-qing. Effect of hot rolling on microstructure and mechanical properties of welded joints of AZ31 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(11): 2739–2743.
- [36] 徐 强, 曾效舒, 周国华. 钟罩浸块铸造法制备的CNTs/AZ31 镁基复合材料的力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(2): 189–194.
- XU Qiang, ZENG Xiao-shu, ZHOU Guo-hua. Mechanical properties of CNTs/AZ31 composites prepared by adding CNTs block with plunger[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(2): 189–194.
- [37] 毛萍莉, 于金程, 刘 正, 董 阳, 席 通. 挤压态 MgGdY 镁合金动态压缩力学性能与失效行为[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(4): 889–897.
- MAO Li-ping, YU Jin-cheng, LIU Zheng, DONG Yang, XI Tong. Dynamic mechanical property and failure behavior of extruded MgGdY alloy under high strain rate compression[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(4): 889–897.
- [38] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 22–45.
- ZHANG Xi-yan, ZHAO Yong-qing, BAI Chen-guang. Titanium alloys and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 22–45.

(编辑 龙怀中)