

## 应变速率对 CT20 孪生变形行为的影响

刘 伟, 杜 宇, 毛小南, 杨海瑛

(西北有色金属研究院, 西安 710016)

**摘要:** 在不同应变速率下对 CT20 钛合金的拉伸变形行为进行研究, 并采用 SEM 和 TEM 等方法观察应变组织及断口形貌, 揭示应变速率对 CT20 孪生变形行为的影响规律。结果表明: 在 300 K 温度下, 应变速率的提高使 CT20 合金的强度提高, 延伸率降低; 在 20 K 下, 应变速率提高, 使 CT20 合金的强度和延伸率均下降。在温度为 300 K、应变速率高于  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  和温度为 20 K、应变速率低于  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  的条件下, CT20 合金的变形均为滑移和孪生共同作用。在温度为 20 K 下, 当 CT20 合金拉伸应变速率超过  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 孪生变形受到抑制, 材料的延伸率迅速降低。

**关键词:** CT20; 钛合金; 孪生; 应变速率; 拉伸

**中图分类号:** TG146.2      **文献标志码:** A

## Influence of strain rate on twinning deformation behavior of CT20 alloy

LIU Wei, DU Yu, MAO Xiao-nan, YANG Hai-ying

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

**Abstract:** The tensile deformation behavior of titanium alloy CT20 under different strain rates was investigated. The deformation microstructure was observed and analyzed by SEM, TEM and metallographic technology. The influence of different strain rates on the alloy deformation behavior and the relations between twinning and mechanical properties were revealed. The results show that, with strain rate increasing, the strength increases but elongation decreases at 300 K, while both the strength and elongation reduce at 20 K. CT20 keeps a good plasticity because both slip and twins dominate in the deformation at strain rate of  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ , 300 K and strain rate lower than  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 20 K, respectively. At strain rate above  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  and 20 K, the elongation of CT20 decreases directly and the fractures are brittle because both low temperature and high strain rate keep the twins from influencing deformation.

**Key words:** CT20 titanium alloy; twin; strain rate; tensile

钛及钛合金具有密度小、比强度高等优异的综合性能, 被广泛应用于航空航天等领域<sup>[1]</sup>。CT20(Ti-Al-Zr-Mo 系)是西北有色金属研究院研制开发的一种近  $\alpha$  型低温钛合金, 室温拉伸强度  $\geq 600 \text{ MPa}$ , 延伸率  $\geq 16\%$ 。在 20 K 低温下, 其强度较室温提高 1 倍, 延伸率仍能保持在 10% 以上。由于冷变形性能良好, 可将该合金冷加工成管材。目前, 采用该合金制备的管材已应用于某航天发动机液氢管路系统中<sup>[2-4]</sup>。

高的应变速率和低的变形温度都有使金属材料发生脆化的倾向。已有对工业纯钛的研究表明应变速率对材料在室高温下的力学性能有较大的影响, 但应变速率对钛合金在较低温度下力学性能及孪生变形行为的影响缺乏深入系统的研究。对 CT20 钛合金不同应变速率下的拉伸变形行为及孪生对材料塑韧性的影响进行研究, 充分发挥孪晶在材料变形过程中的作用, 使材料在低温下的性能潜力得到最大发挥, 可促进我国自创的该合金材料在低温工程中的推广和应用, 而

且有助于该合金在液氢发动机的低温环境中安全使用。为此, 本文作者对 300 K 和 20 K 温度下应变速率( $10^{-5}\sim10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )的变化对 CT20 合金的拉伸性能和变形孪晶的影响进行研究。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

采用纯度较高的海绵钛、Al-Mo 中间合金、Al 豆和原子能级海绵锆, 通过真空自耗电弧炉进行两次熔炼, 得到 CT20 合金铸锭。铸锭开坯锻造后再热轧成 13 mm 厚板。对板材进行 800 °C、1 h 再结晶退火。沿板材纵向制取拉伸试样。

### 1.2 试验方法

300 K 拉伸试验在 MTS 810 万能拉伸实验机上进行, 220 K 和 20 K 拉伸试验在 MTS-SANS CMT5000 系列微机控制电子万能试验机上进行。拉伸时分别选择应变速率为  $6.67\times10^{-5}$ ,  $6.67\times10^{-4}$ ,  $6.67\times10^{-3}$ ,  $6.67\times10^{-2}$  和  $6.67\times10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。在 JSM5800 扫描电镜和 S-2700HITACHI 扫描电镜上观察试样的断口形貌和拉伸试样的微观应变组织, 电镜工作电压为 20 kV。在 JEM-200CX 透射电镜上观察合金的精细组织态和孪晶形貌, 电镜工作电压为 160 kV。

## 2 实验结果

### 2.1 不同应变速率 300 K 和 20 K 时的拉伸组织与力学性能

原始热轧板材组织和经过 800 °C、1 h 退火后的组织如图 1 所示。原始热轧组织为变形纤维组织,  $\alpha$  组织沿金属流动方向伸长, 已看不出原始晶界。由于热轧温度较高, 在变形的过程中同时发生动态再结晶, 因此, 在某些区域的纤维边界处出现了新的等轴状再结晶晶粒。热轧板经过 800 °C、1 h 退火后, 伴随着再结晶的过程,  $\alpha$  组织完全球化, 晶粒在 5~15  $\mu\text{m}$  之间。

不同应变速率下 CT20 合金的 300 K 拉伸力学性能结果见图 2。从图 2 可以看出: 随着应变速率的提高, 材料的抗拉强度、屈服强度均呈现缓慢增大的趋势, 而延伸率却呈现下降的趋势。应变速率从  $6.7\times10^{-5} \text{ s}^{-1}$  提高到  $6.7\times10^{-1} \text{ s}^{-1}$ , 抗拉强度和屈服强度分别增加了 10.0% 和 9.7%, 而延伸率下降了 43%, 但仍保持在 13% 以上, 没有发生脆化的现象。从图 2

可以看到, 屈服强度和抗拉强度的曲线随着应变速率的增加逐渐靠近, 说明应变速率的提高使材料的屈强比逐渐增大, 从  $6.7\times10^{-5} \text{ s}^{-1}$  到  $6.7\times10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的应变速率范围内, 屈强比从 0.75 增大到了 0.83。

不同应变速率下 CT20 合金的 20 K 拉伸力学性能见图 3。从图 3 可以看出: 不同应变速率对 20 K 和 300 K 的拉伸力学性能影响存在很大的差异。在 20 K 温度下, 延伸率、屈服强度和抗拉强度都随着应变速率的

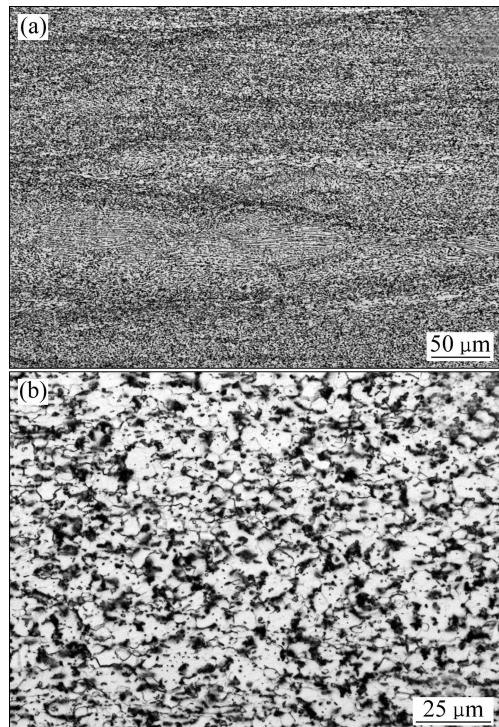


图 1 CT20 合金 OM 组织

Fig. 1 Microstructures of CT20 alloy: (a) Original microstructure; (b) Microstructure of alloy after 800 °C, 1 h annealed

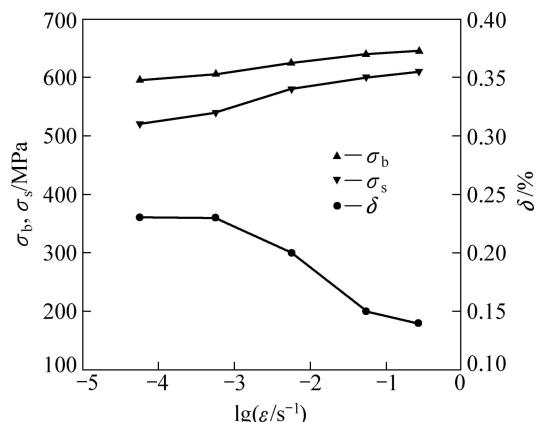


图 2 不同应变速率下 CT20 合金 300 K 拉伸性能

Fig. 2 Tensile properties of CT20 alloy in different strain rates at 300 K

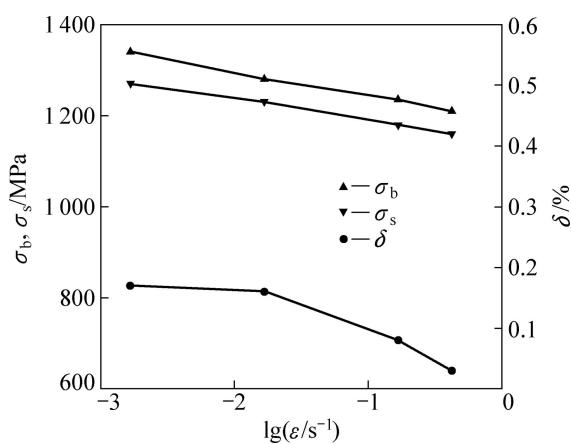


图3 不同应变速率下CT20合金20 K拉伸性能

Fig. 3 Tensile properties of CT20 alloy in different strain rates at 20 K

增加而呈现下降的趋势，而且延伸率的变化趋势以 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率为界限分成了2个阶段；在应变速率低于 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时，随着应变速率增加，延伸率下降趋势缓慢，而且在同一应变速率下变形温度的下降对延伸率的降低幅度不超过15%；当应变速率增加到 $6.7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时，延伸率从 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时的13.5%迅速下降到3.3%，材料发生脆性断裂。在20 K

温度下，即使在较低的应变速率条件下材料的屈强比均在0.9以上。

图4和5所示分别为CT20合金在300 K和20 K温度下经过不同应变速率拉伸后的金相组织。从图4和5可以看出：在温度为300 K、应变速率较低的情况下，合金的延伸率较高，材料的塑性变形能力也较强，因此显微组织的变形程度较大，原始的等轴组织被拉长；随着应变速率的提高，原始等轴组织被拉长变形的趋势越来越不明显；20 K下材料的延伸率都较小300 K的小，因此，材料的塑性变形能力下降，出现脆化的趋势，试样应变区的显微组织的变形程度不明显。

## 2.2 不同应变速率下300 K和20 K拉伸断口形貌

不同应变速率下CT20合金300 K和20 K时的拉伸断口形貌见图6。在300 K温度不同应变速率条件下，拉伸断口均呈现出典型的韧性断裂特征，宏观断口可看到拉断试样的颈缩很明显。从微观断口可明显地发现，随着应变速率的提高，韧窝的数量逐渐增多，且逐渐变浅变小；在温度为20 K、不同应变速率条件下的拉伸宏观断口看不出试样发生明显的颈缩，低应变速率下的微观断口观察发现既有表现韧性断裂特征的韧窝出现，同时还存在大量舌状花样和解理台阶，

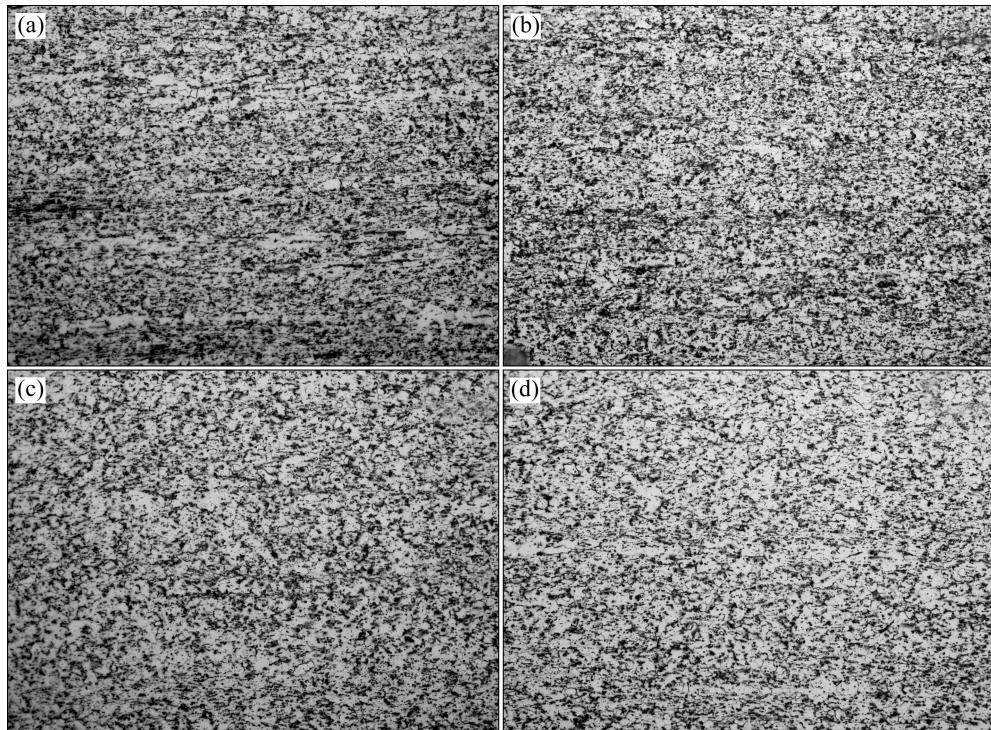


图4 不同应变速率下CT20合金300 K时的拉伸金相组织

Fig. 4 Tensile microstructures of CT20 alloy in different strain rates at 300 K: (a)  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $6.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

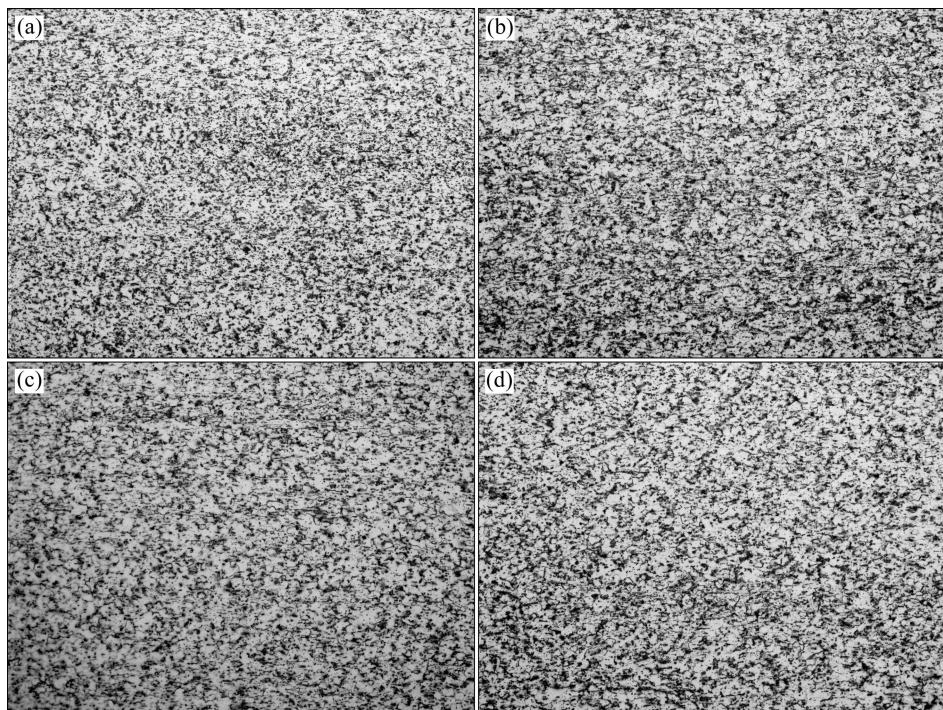


图 5 不同应变速率下 CT20 合金 20 K 时的拉伸金相组织

Fig. 5 Tensile microstructures of CT20 alloy in different strain rates at 20 K: (a)  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $6.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

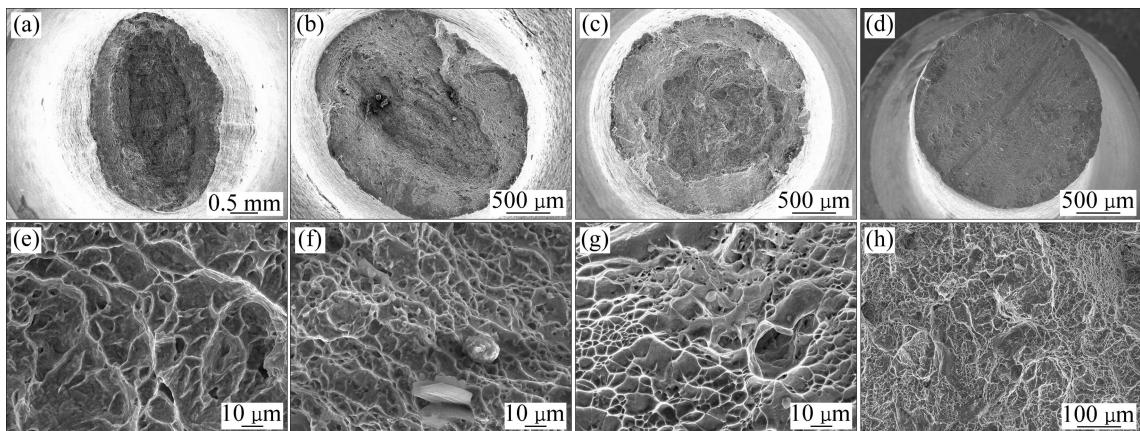


图 6 不同应变速率下 CT20 合金 300 K 和 20 K 时的拉伸断口

Fig. 6 Tensile fractures of CT20 alloy in different strain rates at 300 K and 20 K: (a), (b) 300 K,  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (c), (d) 300 K,  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ; (e), (f) 20 K,  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (g), (h) 20 K,  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

表明材料内部发生了孪生变形, 同时还有一定的解理断裂特征; 随着应变速率提高, 拉伸断口的脆性断裂特征越来越明显, 在  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的应变速率下, 断口表现出典型的解理断裂特征。

### 2.3 不同应变速率下 CT20 合金 300 K 和 20 K 时的微观 TEM 观察

不同应变速率下 CT20 合金 300 K 和 20 K 时的拉

伸试样的微观 TEM 观察结果见图 7。从图 7 可以看出: 在 300 K 拉伸时, 在  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的应变速率下, 应变组织中显示很高的位错密度, 位错缠结聚集形成位错团; 随着应变速率提高, 位错密度有所降低, 但仍保持较高的水平, 同时在个别晶粒内出现了孪晶组织, 孪晶内部的位错密度较高; 当温度降低到 20 K 时, 在  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的低应变速率下, 晶粒内出现较多的孪晶, 位错密度比相同应变速率下 300 K 拉伸的应变组

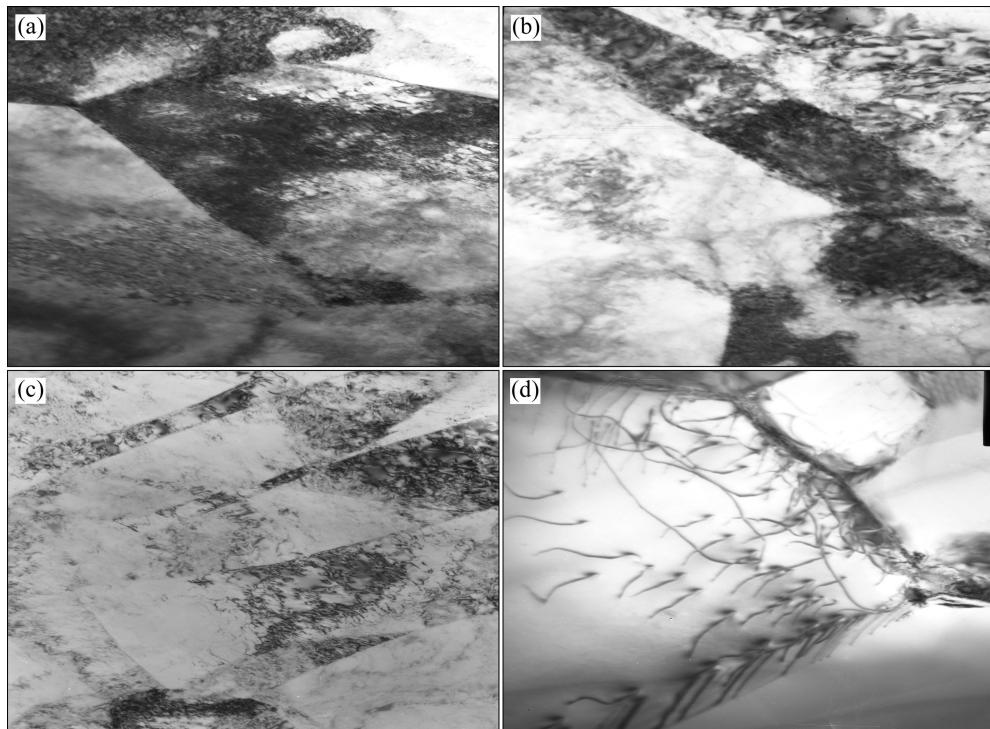


图 7 不同应变速率下 CT20 合金 300 K 和 20 K 时的拉伸 TEM 观察

Fig. 7 Tensile TEM microstructures of CT20 alloy in different strain rates at 300 K and 20 K: (a) 300 K,  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (b) 300 K,  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ; (c) 20 K,  $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (d) 20 K,  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

织低得多, 当应变速率提高到  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  时, 组织内没有观察到孪晶, 而且位错密度也降到很低值, 只有少量的位错线向三叉晶界处聚集。

### 3 分析与讨论

从图 2 可以看出: 随着应变速率的提高, CT20 合金在 300 K 温度下的抗拉强度和屈服强度均提高, 而延伸率随之降低。一般来说, 金属材料都具有明显的应变硬化率效应<sup>[5]</sup>, 即位错运动的速率随着应变速率的增加而增加, 位错的产生变得困难, 位错滑移的阻力提高, 使材料产生附加强化, 宏观表现为材料强度提高, 塑性降低。另一方面, 由于本文拉伸试验涉及的应变速率均在中低应变速率范围内, 所以, 应变速率对 CT20 合金的 300 K 拉伸强度和塑性的影响程度有限。对图 7(a)和(b)进行对比可以明显看出应变速率提高对位错产生具有强烈的阻碍作用。从图 7(b)可以看到: 在  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的拉伸试样微观组织中还观察到少量的孪晶, 高的应变速率使得材料变形的应力集中更快更高, 为孪生的发生提供了有利条件。从图 6

所示的 300 K 拉伸断口可看出: 应变速率提高使得拉伸断口的韧窝数量增多、尺寸变小, 印证了强度的提高和延伸率的降低, 同时, 由于孪晶的产生对材料塑性和强度均有改善作用。因此, 在  $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的应变速率条件下, CT20 仍表现出了较好的塑性。

由图 3 可以看到: 当温度降低到 20 K 时, 延伸率、屈服强度和抗拉强度都随着应变速率的增加而呈现下降的趋势。这是由于低温使滑移的萌生应力显著提高, 位错滑移变得困难<sup>[6]</sup>, 提高应变速率进一步增大了位错滑移的阻力, 在低温和较高应变速率的双重影响下, 材料表现出明显的脆化趋势, 强度和延伸率同时下降。从图 6 所示 CT20 合金 20 K 时的拉伸断口形貌也可看出, 随应变速率提高, 材料表现出明显的脆性断裂特征。当应变速率低于  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 20 K 的应变组织中有较多的孪晶, 这对改善材料的塑性有很大的帮助, 因此, 材料的延伸率仍能保持在 10% 左右; 但是, 当应变速率超过  $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 延伸率迅速下降到 3%, 应变组织中既没有观察到孪晶, 位错密度也迅速下降。这是由于应变速率提高使位错运动的速率增大, 位错难以产生, 滑移变形受到抑制, 孪生变形也来不及发生, 合金的屈强比增大到 0.9 以上, 材料一屈服

就迅速发生脆性断裂。

综合图6和7的组织观察照片可以得出:在300 K温度下,当应变速率较低时,材料变形主要以位错滑移为主,当应变速率达到 $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时,应变组织中观察到了孪晶,材料变形机制为滑移和孪生共同作用,孪生参与变形使材料的塑性得以提高,变形更加均匀,因此,即使应变速率较高的情况下,断口仍然表现出韧性断裂的特征;在20 K下应变速率较低的情况下,低温条件对孪生的产生提供了促进的作用,但是,当应变速率提高到超过 $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时,由于低温和较高应变速率共同作用,孪生受到了抑制,材料不能发生均匀的塑性变形,出现脆性断裂。

## 4 结论

1) 在300 K温度下,应变速率提高使CT20合金的强度提高,延伸率降低;在20 K温度下,应变速率提高使CT20合金的强度和延伸率均下降。

2) 在温度为300 K、应变速率高于 $6.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 和在温度为20 K、应变速率低于 $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的条件下,CT20合金的变形均为滑移和孪生共同作用,材料保持较好的塑性。相对于提高应变速率,降低温度更容易引发孪生参与塑性变形。

3) 在20 K下,CT20拉伸时若应变速率超过 $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,则由于低温和较高应变速率的双重作用,孪生变形受到了抑制,材料的延伸率迅速降低,表现出典型的脆性断裂特征。

## REFERENCES

- [1] 杨冠军, 赵永庆, 于振涛, 周廉. 钛合金研究、加工与应用的新进展[J]. 材料导报, 2001, 15(10): 19–21.  
YANG Guan-jun, ZHAO Yong-qing, YU Zhen-tao, ZHOU Lian. New advances in titanium alloy research, processing and applications[J]. Materials Review, 2001, 15(10): 19–21.
- [2] 刘伟, 杜宇, 卢亚峰, 毛小南, 戚运连, 郭萍. CT20钛合金管材的冷弯成形[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s743–s747.  
LIU Wei, DU Yu, LU Ya-feng, MAO Xiao-nan, QI Yun-lian, GUO Ping. Cold bending of CT20 titanium alloy tubes[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s743–s747.
- [3] 赵彬, 杨英丽, 赵恒章, 杜宇, 郭荻子. 低温用CT20钛合金的电子束焊接工艺[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s838–s842.  
ZHAO Bin, YANG Ying-li, ZHAO Heng-zhang, DU Yu, GUO Di-zi. Electron beam welding process of CT20 Ti alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s838–s842.
- [4] 刘伟, 杜宇. 低温钛合金的研究现状[J]. 稀有金属快报, 2007, 26(9): 6–10.  
LIU Wei, DU Yu. Research situation of the cryogenic titanium alloy[J]. Rare Metals Letters, 2007, 26(9): 6–10.
- [5] YOO M H, LEE J K. Deformation twinning in hcp metals and alloys[J]. Phil Mag A, 1991, 63(5): 987–1000.
- [6] SALEM A, SURYA R, DOHERTY R D. Strain hardening of titanium: role of deformation twinning[J]. Acta Materialia, 2003, 51(14): 4225–4237.

(编辑 陈灿华)