

表面纳米化 Zr 的拉伸性能

孙彩云¹, 武晓雷², 洪友士²

(1. 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024;

2. 中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100080)

摘要: 利用表面机械研磨处理(SMAT)技术在 Zr 片状拉伸样品表面施加剧烈变形, 获得超细/纳米晶粒组织的变形细化表层, 其中 Zr 板厚度 1 mm, 两侧变形层厚度均为 100 μ m。拉伸实验结果表明, 表层细化组织提高了屈服强度和抗拉强度, 使加工硬化能力及伸长率下降。应变速率 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 范围时, 拉伸强度随应变速率的提高而提高; 应变速率增大至 10^{-2} s^{-1} 量级时, 抗拉强度下降。扫描电镜观察显示出韧性韧窝状断裂特征。

关键词: 表面纳米化; 拉伸性能; 表面机械研磨处理; 锆

中图分类号: TG115.5; TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1009-6264(2005)03-0073-03

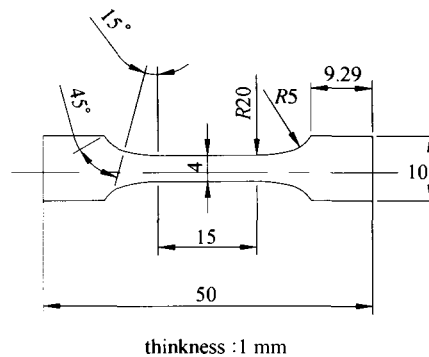


在许多情况下, 金属材料的变形与断裂开始于表面, 优化表面组织及性能可提高材料的整体性能和服役行为。与传统的粗晶粒材料相比, 纳米/超细晶粒材料通常具有独特的力学性能, 如超高强度和硬度等^[1]。通过表面纳米化可望实现材料的改性。表面机械研磨处理(SMAT)技术可以实现材料的表面纳米化^[2], 通过在材料表面反复施加剧烈塑性变形, 可细化粗晶粒获得超细/纳米晶粒的梯度表层。表面纳米化可显著提高材料的力学性能, 例如, SMAT 低碳钢的屈服强度提高 35%, 伸长率仅下降 4%, 而纳米结构表层仅占试样厚度的 3% 左右^[3]; SAMT 316L 不锈钢的屈服强度提高 96%, 抗拉强度提高 13%, 纳米结构表层也仅占试样厚度的 2% 左右^[4]。前两种金属均为立方结构, 塑性变形方式为位错滑移。而密排六方结构金属的滑移系较少, 其塑性变形涉及孪生与位错滑移。本文研究了表面纳米化 Zr 的拉伸性能。

1 实验过程

实验材料为再结晶态 Zr 板, 化学成份(wt%)为:

0.15 Fe, 0.03 Cr, 0.007 Ni, 0.01 Hf, O < 0.06, 0.0065 N, 测得平均晶粒尺寸为 $8.2 \pm 3.14 \mu\text{m}$ 。拉伸试样形状如图 1 所示。



thickness: 1 mm

图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of the tensile sample

利用 SMAT 技术在拉伸样品两侧表面进行表面纳米化处理, 工艺参数为振动频率 20 kHz, 弹丸直径 3 mm, 处理时间 960s。利用 MTS810 材料实验机进行拉伸实验, 载荷传感器为 2 kN, 引伸计标距为 10 mm, 可测最大应变为 50%。采用原始态和 SMAT 态两组试样, 夹头移动速率分别为 0.5、5 和 10 mm/min。由时间-应变曲线得到应变速率。

利用光学显微镜和 FEI Sirion400NC 型扫描电镜(SEM)观察组织及断口形貌。

2 结果与讨论

图 2(a)为拉伸样品横截面的显微组织, 可以看出, 从基体到形变表层, 晶粒连续细化, 孪晶密度同时

收稿日期: 2005-03-26

基金项目: 国家自然科学基金(50471086, 10472117, 20271037); 国家重大基础研究项目(2004CB619305, 2004CB217808); 中国科学院创新研究基金(KJ92-SW-L2)

作者简介: 孙彩云(1980—), 女, 太原理工大学材料科学与工程学院硕士研究生, 从事材料的强度与强化方面的研究, 电话: 0351-6018940, E-mail: leo_scy@sohu.com。

增加。形变层厚度为 $\sim 100\mu\text{m}$ 。图2(b)为距表面 $\sim 40\mu\text{m}$ 处的组织,孪晶密度极高。

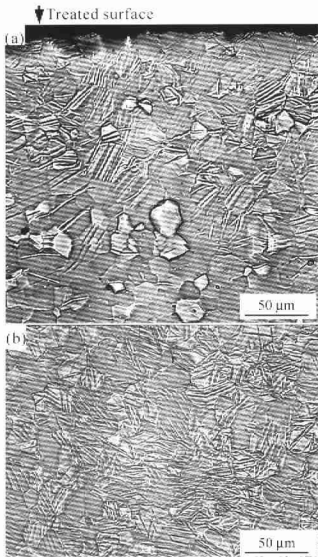


图2 SMAT试样的金相组织

(a)为横截面;(b)为距处理面约40μm处

Fig.2 Optical micrographs showing microstructures of the sample after SMAT

(a) surface layer; (b) the layer about 40μm deep below the treated surface

图3为纳米化样品和原始态样品在不同应变速率下的真应力-应变曲线,表1列出力学性能参数。可以看出,表面纳米化提高了屈服强度和抗拉强度,但导致均匀伸长率下降,加工硬化能力降低。形变表层中为超细/纳米晶粒组织,晶粒显著细化,同时孪晶与位错等晶体学缺陷密度很高,提高了屈服强度和抗拉强度。同时,表层经历SMAT变形后,其加工硬化能力已接近饱和,所以屈服后没有明显的加工硬化现象,迅速达到其抗拉强度随即失稳,导致均匀伸长率降低。

从图3还可看出,应变速率在 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 量级时,原始态和SMAT态的强度均随应变速率的增加而略有提高;应变速率增大至 10^{-2} 量级时,SMAT态的强度却略有降低。这是由于,Zr室温下的主要塑

性变形方式为孪生和位错滑移^[5,6],低温和高应变速率有利于孪生变形。位错滑移协调变形时,应变速率的提高将使材料的抗拉强度提高;而孪生协调变形时,应变速率的提高将使之下落。

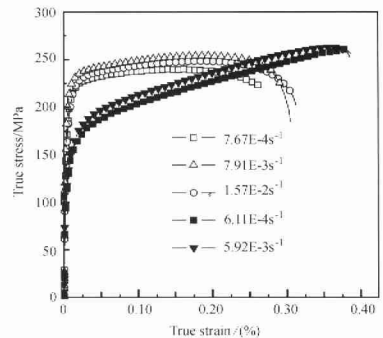


图3 原始态和SMAT态试样对不同应变速率的响应
实心符号代表原始态,空心符号代表SMAT态

Fig.3 True stress-strain curves for as-received Zr and surface mechanical attrition treated (as-SMAT) Zr at different strain rates (the solid symbols for as-received samples and the hollow symbols for as-SMAT samples)

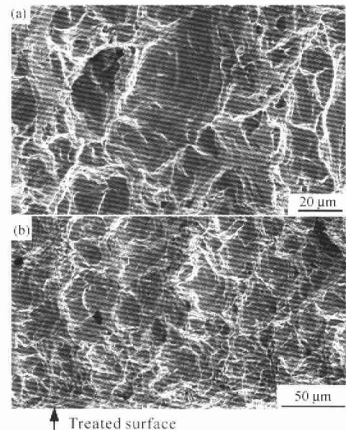


图4 试样断口形貌(a)为原始态(b)为SMAT态
Fig.4 SEM micrographs showing the tensile fracture surface of (a) as-received Zr and (b) as-SMAT Zr

表 1 原始态和 SMAT 态力学性能参数的比较

Table 1 Average mechanical properties of as-received and as-SMAT

	Strain rate $/s^{-1}$	Yield strength (0.2%)/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Uniform elongation(%)	Elongation to fracture(%)	Work hardening exponent n
As- received	6.11E-4	185	98	18.6	60	0.14949
	5.92E-3	194	108	17.6	60	0.15944
As- SMAT	7.67E-4	218	148	3.8	37	0.18631
	7.91E-3	235	187	3.4	38	0.12287
	1.57E-2	226	174	3.7	37	0.14291

图 4(a)为原始态试样的韧窝断口形貌,有明显的塑性变形撕裂棱。图 4(b)为 SMAT 态试样的断口形貌,主要特征亦为韧窝,但靠近 SMAT 处理面的韧窝较为细小,表明晶粒细化的影响。

3 结论

(1)表层组织细化提高了 Zr 的屈服强度和抗拉

强度,使加工硬化能力及伸长率下降。

(2)应变速率在 $10^{-4} \sim 10^{-3} s^{-1}$ 范围时,抗拉强度随应变速率的提高而提高;应变速率增大至 $10^{-2} s^{-1}$ 量级时,抗拉强度下降。

(3)原始态 Zr 和 SMAT 态 Zr 均呈现韧窝状断裂特征,靠近 SMAT 处理面的韧窝较为细小。

参 考 文 献

- 1 Suryanarayana C, Koch C C. Nanocrystalline materials-current research and future directions[J]. *Hyperfine Interactions*, 2000,130: 5 ~ 44.
- 2 Lu Ke, Lu Jian. Surface nanocrystallization(SNC)of metallic materials-presentation of the concept behind a new approach[J]. *J Mater Sci Technol*, 1999,15(3), 193 ~ 197.
- 3 Liu G, Wang S C, Pan D, Lu J, Lu K. Low carbon steel with nanostructured surface layer induce by high-energy shot peening[J]. *Scripta Mater*, 2001, 44(8/9):1791 ~ 1795.
- 4 Lu K, Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 375 ~ 377:38 ~ 45.
- 5 Choi W S, Ryoo H S, Hwang S K, et al. Microstructure evolution in Zr under equal channel angular pressing[J]. *Met Mater Trans A*, 2002, 33A(March): 973 ~ 980.
- 6 Sarma D S, Al-Otaibi K M, Murty K L. Tensile properties and deformation mechanisms in zirconium[J]. *Mater Trans JIM*, 1992, 33(6):596 ~ 603.