

20Zr-70Ti-6Al-4V 合金静动态力学性能研究

聂洋洋¹, 程兴旺¹, 聂宇坤¹, 刘日平²

(1. 北京理工大学 冲击环境材料技术重点实验室, 北京 100081)

(2. 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004)

摘要: 以 20Zr-70Ti-6Al-4V 合金为研究对象, 采用 XRD、DSC、OM 和 SEM 等测试分析技术, 研究了合金在退火处理和固溶时效处理过程中的相变及组织演化规律, 并通过万能试验机和分离式霍普金森压杆, 进一步研究了组织与应变速率对合金静动态力学性能的影响。结果表明: 20Zr-70Ti-6Al-4V 合金经退火和固溶时效后均由 α 相和 β 相组成, 呈现为网篮组织, 在静态加载条件下, 抗拉强度最高可达 1301 MPa, 塑性应变最高可达 14.9%, 抗压强度最高可达 1386 MPa, 断裂方式为韧性断裂; 在动态加载条件下, 应变速率处于 1000 到 3000 s^{-1} 这一高应变率范围时, 20Zr 合金的动态抗压强度有明显提高, 表现为应变率强化效应, 在同一应变速率下, 20Zr 合金固溶时效态的抗压强度和失效应变均高于退火态; 动态压缩试样表面观测到与压缩轴呈 45° 角的宏观裂纹, 动态破坏模式为绝热剪切失稳破坏。

关键词: 锆钛合金; 抗拉强度; 动态力学性能; 绝热剪切带

中图分类号: TG146.4⁺14; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)04-1210-06

锆金属及其合金具有中子吸收截面小、抗辐射、耐高温、耐腐蚀、抗氧化、密度小、膨胀系数小等优异的物理化学性能, 广泛用于核能与化工领域^[1]。通过成分设计及热处理控制, 可以大幅度地提高锆合金的机械性能, 从而拓宽锆合金的应用领域。

新型锆钛合金 (Zr-Ti-Al-V 四元合金系) 综合性能优异, 可替代传统合金钢作为结构和承重材料^[2]。刘清雪等^[3]以 47Zr-45Ti-5Al-3V 为对象, 研究退火温度对微观组织和力学性能的影响规律。结果表明, 合金的初始组织为 $\alpha+\beta$ 结构, 具有高强度低塑性; 最佳退火温度为 590 °C, 此时合金的抗拉强度为 1398 MPa, 伸长率为 3.1%。王浦等^[4]选用不同组分的 ZrTiAlV 系合金材料, 研究不同热处理工艺对合金力学性能的影响。结果表明, 51Zr-40Ti-5Al-4V 合金经 800 °C 退火, 强度达到 1439.73 MPa, 且具有 3.62% 的塑性; 15Zr-75Ti-6Al-4V 合金经 1000 °C 固溶淬火 700 °C 时效后, 强度达到 1234 MPa, 塑性为 7.07%。Jing 等^[5]研究了退火温度对 Ti-15Zr-6Al-4V、Ti-20Zr-6Al-4V、Ti-51Zr-6Al-4V 合金相变规律的影响。结果表明, 次生 α 片层宽度与退火温度和保温时间密切相关, 随着退火温度的升高和保温时间的延长, α 相趋于等轴化。Liang 等^[6]设计了成分为 30Zr-62Ti-5Al-3V 和 47Zr-45Ti-5Al-3V 的高强度锆合金。结果表明, 通过

固溶时效处理, 2 种合金的抗拉强度最高可达 1622 和 1638 MPa; 锆合金的强度受合金成分、相结构、片层 α 宽度以及参与 β 相体积分数的影响。综上所述, 可以看到目前针对新型锆钛合金的研究, 多集中于热处理工艺对组织及其静态力学性能的影响^[7-9], 而关于其在动态加载条件下的力学性能还有待进一步研究。

本研究针对 20Zr-70Ti-6Al-4V 合金制定了不同的热处理工艺, 对所获得的合金进行静态力学试验, 并利用分离式霍普金森压杆, 进一步研究了组织与应变速率对 20Zr-70Ti-6Al-4V 合金动态力学性能的影响规律。

1 实验

本研究使用的原始材料为燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室提供的锻造态 20Zr-70Ti-6Al-4V 合金 (以下简称 20Zr 合金), 其具体化学成分及 DSC 测试结果如表 1 所示, 原始微观组织如图 1 所示。

由图 1 可见, 原始锻造态微观组织特点表现为相互交织在一起的片层 α 相将残余 β 相隔离开, 为典型的网篮组织形貌。这种微观组织的形成是由于合金热变形的起始温度高于相变温度, 终止温度在两相区内导致的。

采用 SX-G12123 型箱式电阻炉对原始材料进行热处理。根据 20Zr 合金相变温度, 分别制定了退火 (AT) 和固溶时效 (STA) 2 种热处理工艺, 工艺参数列于表 2。

收稿日期: 2017-04-20

作者简介: 聂洋洋, 女, 1992 年生, 硕士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, 电话: 010-68913951, E-mail: 993949513@qq.com

表 1 20Zr 合金化学成分和相变温度

Table 1 Chemical composition ($\omega/\%$) and phase transition temperature of the studied 20Zr alloys

Zr	Ti	Al	V	β phase transus temperature/ $^{\circ}\text{C}$
20	70	6	4	946

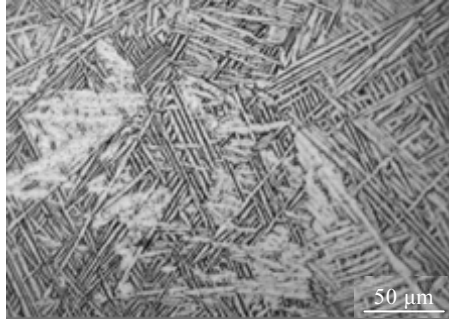


图 1 20Zr 合金原始组织

Fig.1 Optical microstructure of 20Zr alloys

表 2 20Zr 合金热处理工艺参数

Table 2 Heat-treatment parameters of 20Zr alloys

Designation	Heat-treatment
20Zr-AT	800 $^{\circ}\text{C}/2$ h, furnace cooling
20Zr-STA	1000 $^{\circ}\text{C}/0.5$ h, water quenching, and 800 $^{\circ}\text{C}/4$ h, furnace cooling

采用电火花线切割技术切取金相试样, 研磨抛光后, 使用腐蚀液 ($\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=5:45:50$) 腐蚀 5~10 s, 采用 Zeiss Z10 光镜观察, 并利用其金相分析软件 Micro-image Analysis & Process 测量组织结构中 α 相的片层宽度。

依据国标 GBT 228-2002 及 GBT 7314-2005 分别切取静态拉伸及压缩试样, 尺寸如图 2a 和 2b 所示。室温静态拉伸和压缩试验在 Instron 万能试验机开展, 试验应变速率为 10^{-3} s^{-1} 。静拉伸断口使用冷场发射扫描电镜 Hitachi S-4800 观察。

利用分离式霍普金森压杆对试样进行动态压缩实验, 得到不同应变速率加载条件下试样的真应力-真应变曲线, 本研究实测加载应变速率分别为 1000、2000

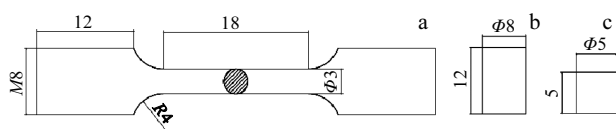


图 2 静态拉伸、静态压缩及动态压缩试样尺寸图

Fig.2 Schematic drawing of the static tensile specimen (a), the static compression specimen (b), and the dynamic compression specimen (c)

和 3000 s^{-1} 。动态压缩试样为柱形试样, 尺寸如图 2c 所示。

2 结果与讨论

2.1 相结构分析

图 3 是不同热处理后 20Zr 合金的 XRD 图谱, 图中显示 20Zr 合金经过退火处理和固溶时效处理后均由密排六方 α 相和体心立方 β 相两相组成。根据 XRD 定量分析原理, 衍射峰强度的高低反映了合金中该衍射峰所对应的物质含量的相对变化。对比这 2 种合金的 XRD 图谱, 可以看到 $2\theta=38^{\circ}$ 处出现了明显的 β 相 (110) 衍射峰, 而固溶时效态 20Zr 合金该衍射峰相对强度高于退火态 20Zr 合金, 表明固溶时效态 20Zr 合金中 β 相相对含量增加。

2.2 显微组织

图 4 是 20Zr 合金分别经过退火处理和固溶时效处理的显微组织。由图 4a 可以看出, 20Zr 合金退火后的显微组织较之原始组织, α 相的片层宽度由 $3.25 \mu\text{m}$ 增加到 $7.14 \mu\text{m}$, 但其长度并没有明显变化, 即等轴化程度增加。这可能是由于一方面合金中的 α 相相互交织, 长度方向彼此限制; 另一方面在退火过程中会发生 β 相向 α 相转变过程的形核与长大过程, 新析出的 α 相在残余 β 相中沿一些特定惯习面长大并且与初始存在的 α 相具有一定关系, 因此新析出的 α 相长度方向的生长会受到初始存在的 α 相的阻碍导致等轴程度增加。由图 4b 可以看出, 20Zr 合金固溶时效处理后 α 相片层宽度变窄。已有研究表明^[10,11], Zr 合金在 $\alpha+\beta$ 两相区或 β 单相区固溶时, 随着 β 相稳定程度的增加, 依次会出现 3 种不同结构类型的马氏体相:

(1) 密排六方结构的 α' 马氏体相; (2) 斜方的 α'' 马氏体相; (3) 畸变六方的 ω 马氏体相。20Zr 合金经 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶时超过相变终止温度, 合金中的 α 相逐渐

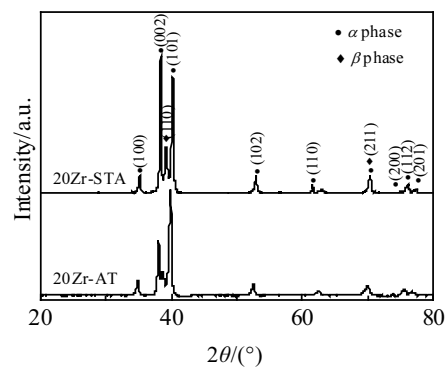


图 3 20Zr 合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of 20Zr alloys

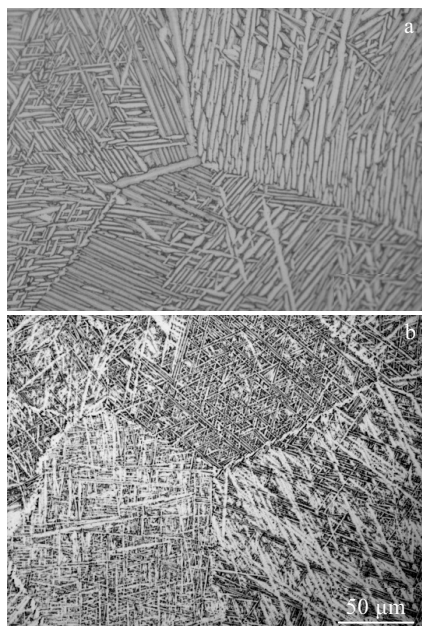


图 4 退火态和固溶时效态 20Zr 合金显微组织
Fig.4 Microstructures of 20Zr alloys: (a) 20Zr-AT and (b) 20Zr-STA

转变为 β 相直至 α 相完全消失。水淬时, 试样从 β 单相区快速冷却至室温, 过饱和的 β 相部分保留至室温, 部分转变为针状 α' 马氏体相。经 800 °C 时效, 针状马氏体消失, 分解为 α 相或 α' 相, 同时合金中原子扩散速度加快, α 相形核和长大的激活能降低, 这均有利于新相的形核和长大, 最终次生 α 相片层增多直到充满原始 β 晶粒。次生 α 相片层宽度为 2.74 μm , 较之原始组织片层宽度 3.25 μm 小。

2.3 静态力学性能

针对 2 种热处理工艺获得 20Zr 合金, 进行室温静态拉伸及室温静态压缩性能测试, 检测结果列于表 3。固溶时效态 20Zr 合金, 其屈服强度、抗拉强度及抗压强度较之退火态均呈现出增加的规律, 而其断后伸长率则呈现出明显下降。合金的力学性能取决于其相结构和微观组织。2 种热处理后合金相结构和相组成几乎一致, 但固溶时效态合金较之退火态合金, 其 α 相片层宽度减小, 强度较好, 塑性较差。这是因为随着

表 3 20Zr 合金的静态力学性能

Table 3 Static mechanical properties of 20Zr alloys

Designation	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	UCS/MPa
20Zr-AT	1025	1229	14.9	1358
20Zr-STA	1137	1301	7.8	1386

Note: UCS-compressive strength

α 相片层宽度的减小, α/β 相界相应增多, 位错滑移阻力增大, 位错塞积, 故而具有较窄片层宽度的固溶时效态组织具有较高的强度。而这些沿着原始 β 晶界处析出的片层 α 相使得晶界处的应力集中比较大, 导致裂纹萌生和扩展, 在拉伸变形时, 裂纹易沿着原始晶界扩展导致材料过早断裂, 明显降低合金的塑性。

利用扫描电镜观察静拉伸断口, 图 5 所示为 2 种热处理工艺获得 20Zr 合金的静拉伸断口的宏微观形貌 SEM 图片。由图 5 可以看到, 无论是在低倍数条件下还是高倍数条件下, 20Zr 合金的静拉伸断口均呈现出以韧窝为特征的韧性断裂模式, 退火态合金韧窝的直径和深度较固溶时效态更大, 表现出更好的韧性。这与拉伸实验结果中 20Zr 合金经过不同热处理工艺的断后伸长率的规律相符合。

2.4 动态力学性能

图 6 所示为动态压缩试验不同应变速率下不同组织 20Zr 合金的真应力-真应变曲线, 各应变速率下不同 20Zr 合金的动态抗压强度、塑性应变和冲击吸收功经计算列于表 4。

由图 6 及表 4 可以看到, 在同种热处理工艺下, 随着应变速率的提高, 20Zr 合金的动态抗压强度和塑性应变均呈现出增加的规律。同时从图中可以明显看到, 随着应变速率的提高, 流变应力塑性阶段的斜率 ($\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$) 逐渐减小。在动态压缩过程中, 随应变速率的提高, 试样中产生的热量将逐渐升高。应变速率较低时, 试样中产生的热量较少, 在变形中产生的热软化导致流变应力的下降不足以抵抗应变硬化导致流变应力的上升, 此时应变硬化占主导地位, 在应力应变曲线上表现为 $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon > 0$, 而随着应变速率的逐渐提高, 试样中产生的热量逐渐增多, 此时热软化占主导地位, 在应力应变曲线上表现为 $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon \approx 0$ 。如图 6 中, 在 3000 s^{-1} 应变速率下 20Zr 合金的动态压缩应力-应变曲线存在明显平台。这说明了动态压缩变形过程是一个应变硬化和热软化竞争的过程。

而在同一应变速率下, 固溶时效态的抗压强度和失效应变均高于退火态。以应变速率 3000 s^{-1} 为例, 固溶时效态 20Zr 合金的动态抗压强度 1942 MPa, 较之退火态合金的 1885 MPa 增加了 3.02%; 固溶时效态 20Zr 合金的失效应变为 16.40%, 较之退火态合金的 15.64% 增加了 4.86%。

除此之外, 对比静态加载条件, 当应变速率由 10^{-3} s^{-1} 提高到 10^3 s^{-1} 时, 2 种热处理工艺 20Zr 合金的动态抗压强度大幅度提高, 表明 20Zr 合金为应变速率敏感材料; 当应变速率处于 1000 s^{-1} 到 3000 s^{-1} 这一高应变速率范围时, 20Zr 合金的动态抗压强度有明显提高,

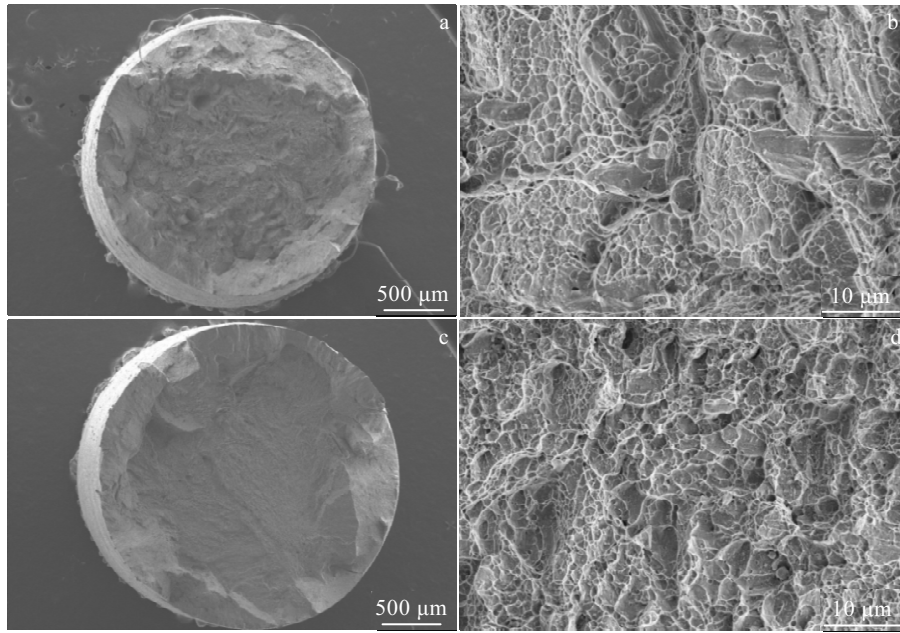


图 5 20Zr 合金的静拉伸断口 SEM 图片

Fig.5 SEM fractographs of tensile specimens of 20Zr alloys: (a, b) 20Zr-AT and (c, d) 20Zr-StA

表 4 20Zr 合金在不同应变速率下的动态压缩性能

Table 4 Dynamic compression properties of 20Zr alloys at different strain rates

Designation	Flow strength/MPa			Strain/%			Energy absorbed/MJ·m ⁻³		
	1000 s ⁻¹	2000 s ⁻¹	3000 s ⁻¹	1000 s ⁻¹	2000 s ⁻¹	3000 s ⁻¹	1000 s ⁻¹	2000 s ⁻¹	3000 s ⁻¹
20Zr-AT	1669	1789	1885	9.31	15.52	15.64	140	260	276
20Zr-StA	1774	1865	1942	9.84	15.66	16.40	154	311	350

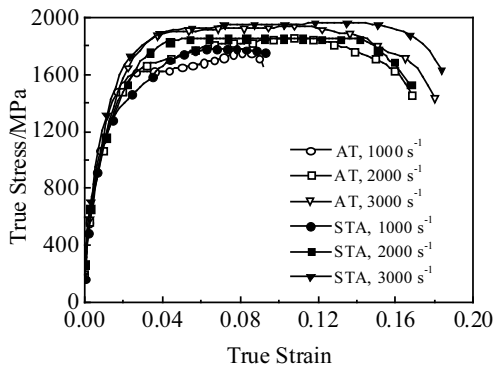


图 6 20Zr 合金不同组织不同应变速率的真应力-真应变曲线

Fig.6 Dynamic true stress-true strain curves of 20Zr alloys at different strain rates

表现为应变率强化效应。

2.5 动态破坏模式

已有研究表明^[12], 锆金属在动态压缩载荷下, 发生宏观剪切破坏, 与加载方向呈 45°角由端面向中心

发展贯通的绝热剪切带。这是因为在高应变速率加载条件下, 材料由于低的热导率, 导致在发生变形时所产生的大量热量无法及时传导而造成绝热温升, 从而引起热软化效应, 而当热软化效应超过了由于塑性变形引起的应变硬化和应变率强化效应时, 则会形成局域化变形的区域, 这个高度局域化的变形区域被定义为绝热剪切带^[13]。图 7 为试样动态压缩变形和破坏的实物图。图 8 为 2 种热处理 20Zr 合金的绝热剪切带微观形貌。

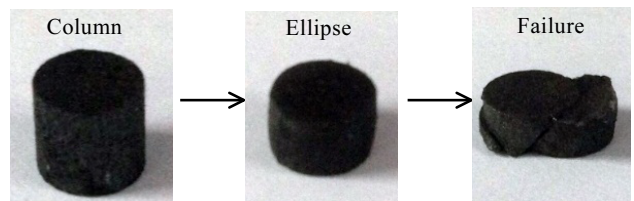


图 7 20Zr 合金的变形和破坏情况

Fig.7 Deformation and fracture process of 20Zr alloys

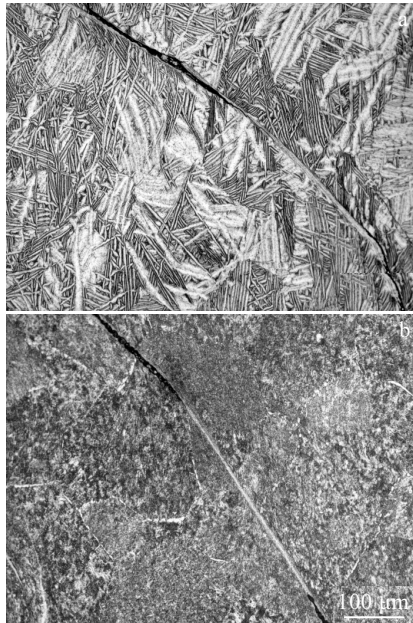


图 8 退火态和固溶时效态 20Zr 合金剪切带微观形貌

Fig.8 Optical microstructures of the adiabatic shear bands observed in 20Zr alloys: (a) 20Zr-AT and (b) 20Zr-STA

由图 7 可以看到, 原始试样为圆柱形, 在一定的高应变速率下, 试样内部损伤演化使得试样墩粗, 横截面呈现为椭圆形, 应变速率继续提高, 侧面可见与压缩轴呈 45° 角的贯通的裂纹。

由图 8 可知, 2 种 20Zr 合金靠近对角线端面处均产生了绝热剪切带, 剪切带和周围基体之间出现了明显边界, 且呈现出“白亮”特征, 剪切带内部组织较周围基体明显细化。裂纹与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。绝热剪切带从试样边缘开始向试样中心发展, 首先在试样边缘产生裂纹, 裂纹随之沿绝热剪切带方向发展, 最终造成试样的贯通性破坏。这就证实了在动态加载条件下, 2 种 20Zr 合金的破坏模式表现为绝热剪切失稳破坏, 破坏过程包括剪切带内裂纹的萌生、扩展和聚合等阶段, 最终导致了试样的断裂。

3 结 论

1) 在静态加载条件下, 20Zr 合金的抗拉强度最高可达 1301 MPa, 塑性应变最高可达 14.9%, 抗压强度最高可达 1386 MPa。20Zr 合金的断裂方式为韧性断裂。

2) 在动态加载条件下, 应变速率处于 1000 s^{-1} 到 3000 s^{-1} 这一高应变速率范围时, 20Zr 合金的动态抗压强度有明显提高, 表现为应变速率强化效应; 在同一应变速率下, 20Zr 合金固溶时效态的抗压强度和失效应变均高于退火态。

3) 动态压缩试样表面观测到与压缩轴呈 45° 角的裂纹, 动态破坏模式为绝热剪切失稳破坏。

参考文献 References

- [1] Griffiths M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1988, 159: 190
- [2] Tan Y B, Yang L H, Tian C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 577: 218
- [3] Liu Qingxue(刘清雪), Li Yongqiang(李永强). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2014, 35(11): 2588
- [4] Wang Pu(王 浦). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2012
- [5] Jing R, Liang S X, Liu C Y *et al. Materials and Design*[J], 2013, 52: 981
- [6] Liang S X, Ma M Z, Jing R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 42
- [7] Liu D M, Zhao B, Wang J *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 50(12): 1498
- [8] Tan Y B, Yang L H, Tian C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 597: 171
- [9] Jing R, Liang S X, Liu C Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 474
- [10] Aurelio G, Guillermet A F, Cuello G J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2002, 335(1-2): 132
- [11] Jing R, Liu C Y, Ma M Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 552: 202
- [12] Xiao Dawu(肖大武), Li Yinglei(李英雷), Hu Shisheng(胡时胜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2122
- [13] Yang Yang(杨 扬), Cheng Xinlin(程信林). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(3): 401

Static and Dynamic Mechanical Properties of 20Zr-70Ti-6Al-4V Alloy

Nie Yangyang¹, Cheng Xingwang¹, Nie Yukun¹, Liu Riping²

(1. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact,

Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: This study aims to evaluate the static and dynamic mechanical properties of 20Zr-70Ti-6Al-4V alloy. The XRD, DSC, OM and SEM were used to test and analyze the phase transition and microstructural evolution of the 20Zr alloys subjected to different heat treatments. Dynamic compression tests were conducted by the SHPB (split Hopkinson pressure bar) to study the dynamic mechanical properties. The results show that all 20Zr alloys are composed of α and β phase and they present typical basketweave microstructures. Under static conditions, the tensile strength is up to 1301 MPa, the plastic strain is up to 14.9%, and the compressive strength is up to 1386 MPa. The static failure is caused by ductile fracture. Under dynamic compression condition, the dynamic compressive strength increases as the strain rate increases from 1000 s^{-1} to 3000 s^{-1} , which reflects the strain hardening effect. In addition, the dynamic compressive strength and the plastic strain of 20Zr alloys undergoing the solid solution and aging treatment exceed those of the annealed alloys. Besides, the dynamic failure of alloys results from the adiabatic shear bands.

Key words: Zr-Ti alloy; tensile strength; dynamic mechanical properties; adiabatic shear bands

Corresponding author: Cheng Xingwang, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68913951, E-mail: chengxw@bit.edu.cn