

高强 Ti-26 合金室温压缩性能和显微组织演变研究

杨海瑛¹, 刘全明²

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

摘 要: 通过单道次压缩实验研究了压缩速率 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 和压缩量 20%~60% 条件下 Ti-26 合金室温压缩变形行为, 分析了 Ti-26 合金室温压缩力学性能, 显微组织演变和变形机制。研究表明: 相同压缩量条件, 压缩速率为 0.1 s^{-1} 时, 真应力-应变曲线存在明显不连续屈服现象, 且屈服强度对压缩速率变化更敏感。随着压缩速率、压缩量增加, 大变形区晶粒由等轴状变为细长纤维状, 且两者增加越大, 晶粒伸长程度越显著。室温小变形量条件, 合金显微组织存在明显滑移和少量孪晶, 位错滑移和孪生协调进行并促进合金室温变形; 大变形量条件, 滑移占据更多单个 β 晶粒并向周围 β 晶粒扩展, 大量滑移将少量孪晶完全吞噬, 位错滑移成为合金室温变形的唯一机制。

关键词: Ti-26 合金; 室温压缩; 力学特性; 组织演变; 变形机制

中图分类号: TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)04-1232-06

亚稳态 β 型钛合金凭借其高强度、良好淬透性、优异抗腐蚀和疲劳性能已成为现代制造高强钛合金紧固件理想结构材料之一^[1,2], 广泛应用于基于减重效果需求大量采用高强钛合金紧固件作为机械连接结构件的近代航空航天领域^[3,4]。亚稳态 β 型钛合金研究大多数集中于合金拉伸组织和性能^[5,6], 生物相容性^[7,8]和热变形行为^[9,10], 合金室温变形对调节亚稳态 β 相中的析出相行为来获得高密度微细析出相的作用显著, 然而, 亚稳态 β 型钛合金室温压缩变形行为及其室温变形机制缺乏系统研究。Bai^[11]研究表明孪晶、应力诱导 α'' 转变和位错滑移是 Ti-3Zr-2Sn-3Mo-25Nb 合金室温压缩变形机制; Sadeghpour^[12]研究发现应力诱导马氏体转变和机械孪晶是 Ti-4Al-7Mo-3V-3Cr 合金室温压缩变形机制。一种新型高强、高韧、紧固件用亚稳态 β 型钛合金 Ti-26 合金由西北有色金属研究院在美国 Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 合金基础上添加适量合金元素 Nb 和 Zr 研发, 合金经固溶时效处理力学性能可达 $\sigma_b \geq 1250\text{ MPa}$, $A \geq 10\%$, $Z \geq 30\%$ 。国内研究者仅对 Ti-26 合金在热处理工艺^[13]、热变形行为^[14]和本构关系模型^[15]等方面开展过初步探索。材料压缩过程产生的应力-应变存在着一种能量相关性, 这种相关性由是材料形变过程内部显微组织演变规律综合反映, 研究室温压缩过程应力-应变相关性和材料内部显微组织演变

规律有助于优化合金制备工艺, 探究合金塑性变形机理, 拓展合金应用领域和发掘潜能。作者基于热模拟试验机, 金相显微镜, 透射电子显微镜等实验和检测手段研究了 Ti-26 合金室温压缩变形力学特性和显微组织演变规律, 揭示了其室温压缩变形机制。

1 实 验

选用实验材料为 Ti-26 合金, 其名义成分为 Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn-1Nb-1Zr, 坯料经两次真空自耗电弧炉熔炼而成, 其化学成分如下: V 14.8, Al 3.3, Cr 2.95, Sn 2.78, Nb 1.02, Zr 0.92, Fe 0.08, C 0.02, O 0.11, N 0.011, H 0.014 和余量 Ti (质量分数, %), 铸锭经开坯、锻造、精锻、轧制成 $\Phi 6.5\text{ mm}$ 棒材, 经 $790\text{ }^\circ\text{C}/60\text{ min}$ 固溶处理后, 采用线切割机将材料加工成 9 个规格为 $\Phi 5.0\text{ mm} \times 7.5\text{ mm}$ 圆柱形试样。试样通过 Gleeble-3800 热模拟试验机进行室温单道次压缩变形, 试样和压头之间放置钼片以减小两者之间摩擦力, 保持试样变形均匀一致性, 变形量分别为 20%、40%、60%, 同一变形量条件又分别采用 0.001 、 0.01 、 0.1 s^{-1} 3 个变形速率。压缩变形过程, 同步记录压缩真应力-应变曲线变化趋势; 压缩变形完成后, 将全部试样沿压力轴方向剖开, 纵截面金相制样后用于金相组织形貌观察, 试样采用 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:7$ 配比

收稿日期: 2017-04-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51671152)

作者简介: 杨海瑛, 女, 1972 年生, 硕士, 高级工程师, 西北有色金属研究院钛及钛合金研究所, 陕西 西安 710016, E-mail: 452025142@qq.com

溶液进行腐蚀, 组织观察由 Axio Vert.A1 研究级倒置数字材料显微镜测试完成。在变形速率 0.1 s^{-1} , 变形量为 20%、40%、60% 3 个试样纵截面芯部位置分别切取 3 个厚度为 0.5 mm 薄片样品, 砂纸打磨减薄至 $50 \mu\text{m}$, 双喷电解抛光技术中间减薄穿孔, 双喷电解液配比为: $\text{HClO}_4:\text{C}_4\text{H}_9\text{OH}:\text{CH}_3\text{OH}=6:34:60$, 用 FEI TEM Tecnai F20 透射电子显微镜观察和分析室温压缩试样微观组织结构。

2 结果与分析

2.1 压缩速率、压缩量对 Ti-26 合金室温压缩性能影响

固溶态 Ti-26 合金 3 种压缩速率条件下的室温压缩真应力-应变曲线如图 1 所示 (压缩量为 40%, 压缩速率分别为 0.001 、 0.01 、 0.1 s^{-1})。由图 1 可知, 真应力-应变曲线大致分为 2 个阶段, 真应变量低于 0.06, 曲线表现出弹性变形特性, 流变应力随真应变量增加成线性变化趋势; 真应变量在 0.06~0.50 之间, 曲线呈现出应变强化特征, 流变应力继续增加, 合金变形过程没有足够时间进行动态回复和能量释放, 加工硬化占据主导地位。合金压缩过程压缩速率对流变应力影响出现分阶段现象。弹性变形阶段, 压缩速率对流变应力影响不大, 流变应力随真应变量增加成线性变化趋势, 三者真应力-应变曲线几乎相同; 进入应变强化阶段, 压缩速率对合金室温压缩流变应力影响呈现差异, 流变应力继续随真应变量增大呈上升趋势但应力升高趋势减弱, 压缩速率越大, 流变应力越高; 在真应变量为 0.22 左右, 压缩速率为 0.01 s^{-1} 的流变应力值最大且升高速度最快, 如图 1 放大图所示。

固溶态 Ti-26 合金 3 种压缩量条件下的室温压缩真应力-应变曲线如图 2 所示 (压缩量为 20%, 40%, 60%, 压缩速率为 0.1 s^{-1})。由图 2 可得, 压缩量对流

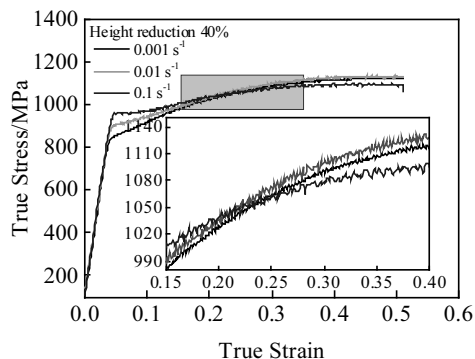


图 1 Ti-26 合金 3 种压缩速率下室温压缩真应力-应变曲线

Fig.1 True strain-stress curves of solid solution state Ti-26 alloy deformed at room temperature at three kinds of strain rates

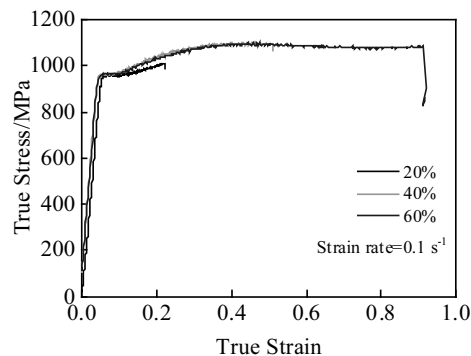


图 2 Ti-26 合金 3 种压缩量条件下室温压缩真应力-应变曲线

Fig.2 True strain-stress curves of solid solution state Ti-26 alloy deformed at room temperature under three types of reductions

变应力影响不大, 变形量为 40%, 60% 时三者真应力-应变曲线趋势几乎相同, 但压缩速率为 0.1 s^{-1} 时, 真应力-应变曲线存在屈服阶段, 室温压缩过程出现不连续屈服现象, 且屈服强度为 967 MPa, 抗压强度为 1100 MPa。Fan 等人^[16]研究了新型近 β 钛合金 Ti-7333 的高温不连续屈服行为, 研究发现不连续屈服现象与位错源局部位错攀移开动、传播, 晶界迁移或者合金元素固溶重排过程相关。高强度材料位错开动数量强烈依赖于变形速率, 变形速率可等效为位错运动速率, 变形速率大有利于晶界处产生可动位错, 可动位错在塑性变形过程向晶粒内部扩展致使位错源局部发生位错攀移开动、传播或晶界迁移等, 使压缩速率为 0.1 s^{-1} 时真应力应变曲线出现不连续屈服现象。压缩速率为 0.01 s^{-1} 在应变强化阶段, 变形速率与位错源局部发生位错攀移开动、传播或晶界迁移达到较理想匹配, 流变应力升高速率大。压缩速率为 0.001 、 0.01 s^{-1} 时, 曲线呈现连续变化特征, 屈服强度以产生 0.2% 变形时的流变应力值表示, 基于真应力应变和工程应力应变转变公式:

$$e = \ln(1 + \varepsilon) \quad (1)$$

其中, e 为真应变; ε 为工程应变。确定产生 0.2% 压缩变形对应的真应变为 0.002。如图 3 所示, 两者屈服强度分别为 860 和 910 MPa, 抗压强度两者基本相同为 1140 MPa; 对比三者屈服和抗压强度, 屈服强度差值最大为 107 MPa, 抗压强度最大差值为 40 MPa, 相同压缩量条件下, 与抗压强度相比, 屈服强度对压缩速率更敏感。

2.2 Ti-26 合金室温压缩变形金相组织演变

固溶态 Ti-26 合金室温压缩变形纵剖面金相组织如图 4 所示。如图 4a 所示, 室温压缩变形过程, 合金纵剖面形状由长方形变为鼓形, 整个变形区剖面划分

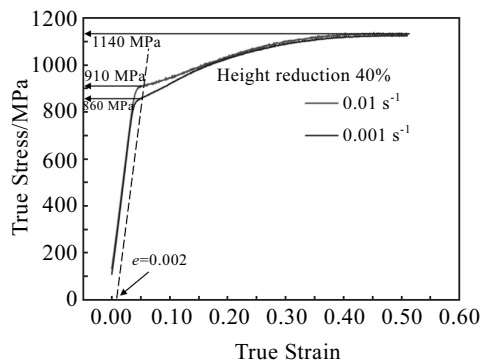


图 3 Ti-26 合金 2 种压缩速率条件下屈服强度和抗压强度标定
Fig.3 Demarcated yield strength and compressive strength under two compression rate conditions in Ti-26 alloy

为 3 个区域：I-难变形区，II-大变形区，III-小变形区。I 区处于纵剖面两端顶部，区域单元体受三向压应力作用，因试样、钼片、压头相接触产生摩擦力的影响随离接触面距离的增加而减弱，I 区大致呈圆锥

体形状；III 区位于纵剖面外侧鼓形区，区域单元体受 II 区金属向外流动产生的径向压应力、切向拉应力和其自身外侧自由表面作用，III 区大致呈凸肚状；纵剖面剩余部分为 II 区，轴向形状由中心向外侧凸凹，径向形状由中心向上、下内凹。观察各试样在图 4a 标记位置的金相组织，微观组织变化不均匀，合金原始组织为单一 β 相等轴组织，合金达到变形极限之前，压缩量 $\leq 20\%$ ， β 相晶粒尺寸没有明显变化，压缩组织与原始组织相近，如图 4b、4c 所示；压缩量 $\geq 40\%$ ，压缩试样芯部金相组织存在因局部大塑性变形而形成的局部流动带 (flow localization band)，其延伸方向与压缩方向大致呈 45° 角，流动带位置发生剧烈变形，但并不表现出宏观微裂纹；而流动带外组织变形较小，如图 4d 所示。合金受冲击载荷作用后，压缩组织呈现出塑性变形流动带，其原因为高应变速率变形，合金热传导性和应变强化能力较差，致使大变形区产生的热量来不及散失而引起合金发生局部塑性失稳。压缩量达到 60% 时，各晶粒形状已变为纤维状条纹而无法

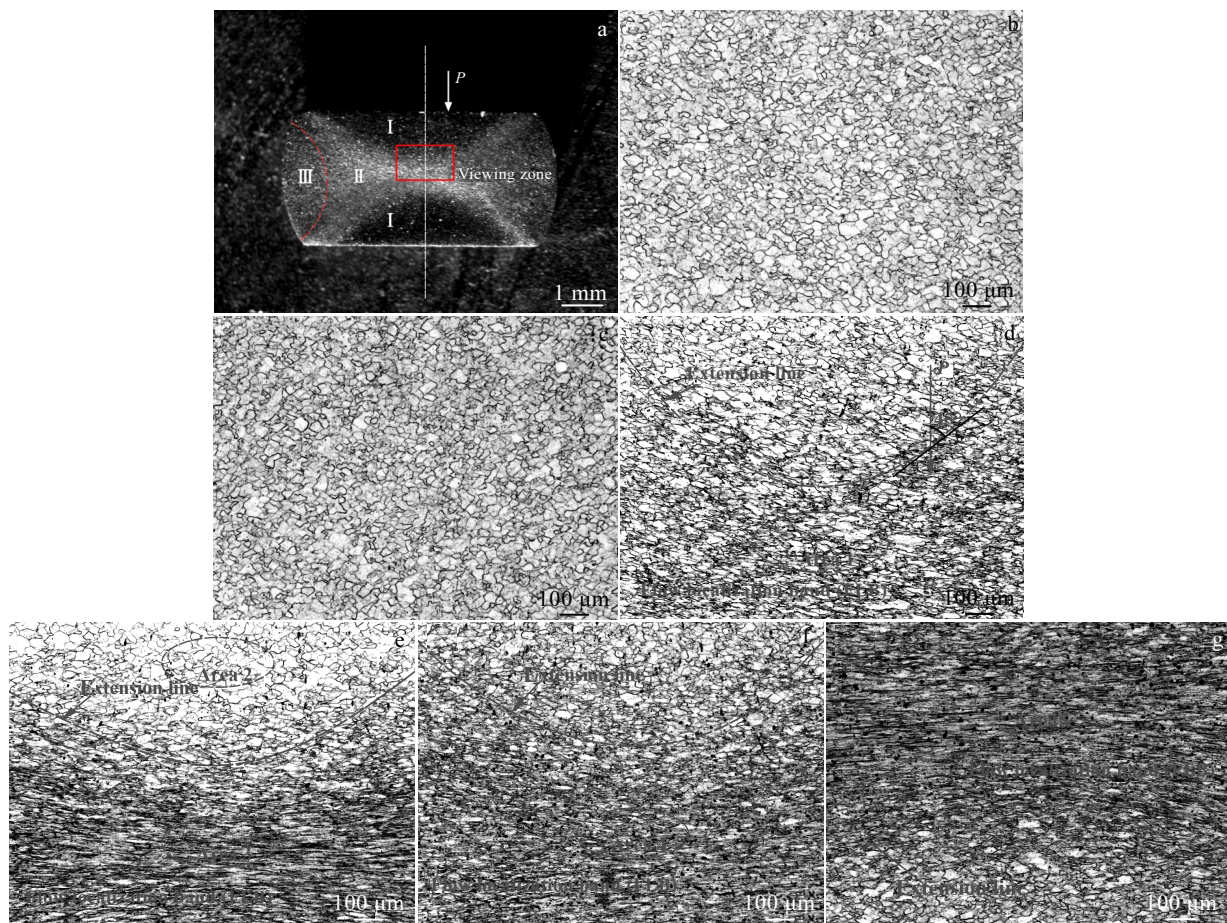


图 4 Ti-26 合金室温压缩变形后的金相组织

Fig.4 Microstructures of Ti-26 alloy after room temperature compressive deformation: (a) low-magnification microstructure, (b) original microstructure, (c) 20%, 0.1 s^{-1} , (d) 40%, 0.1 s^{-1} , (e) 60%, 0.1 s^{-1} , (f) 60%, 0.001 s^{-1} , and (g) 60%, 0.01 s^{-1}

清晰辨认,如图 4e 所示。相同变形速率条件,随压缩量增加,大变形区晶粒沿径向被逐步拉长,甚至碎化,晶粒形状由等轴状变为细长纤维状,且压缩量越大,晶粒伸长程度越显著。压缩速率、压缩量对合金微观组织影响规律基本一致。相同压缩量条件,随着压缩速率增加,大变形区晶粒沿径向被拉长程度增大,晶粒纤维状条纹排布密集程度增加,如图 4e, 4f, 4g 所示。

2.3 Ti-26 合金室温压缩变形 TEM 组织演变

图 5 所示为固溶态 Ti-26 合金压缩速率为 0.1 s^{-1} , 压缩量分别为 20%、40%、60% 3 个试样的透射电镜形貌图。压缩量为 20% 时, β 晶粒内部出现大量相互平行的滑移迹线, 滑移线将 β 晶粒分成许多“长条状”区域, 晶粒内部或晶界附近存在大量位错, 外力作用下位错发生滑移, 出现位错纠缠, 形成“胞状组织”和位错带, 如图 5a 所示。同时在 TEM 照片中还观察到少量边界平直, 且平行排列的孪晶, 多数孪晶在晶界处形成, 孪晶贯穿或存在于“长条状”区域内部, 孪晶周围或内部存在一定量位错缠结(如图 5b 所示), 基面滑移在部分 β 晶粒内充分开动, 大量位错在晶界处堆积, 引发晶粒内局部应力集中或晶格转动, 诱发孪晶形成。压缩量达到 40%, β 晶粒内部平行滑移线数量更多, 继续将 β 晶粒划分为更密集“长条状”区域, 位错滑移形成大量位错纠缠和“胞状组织”, 且长条状区域贯穿位错纠缠局部呈规则排列。大量滑移将少量孪晶完全吞噬, 晶粒内未观测到孪晶现象, 如图 5c 所示。压缩量增至 60% 时, β 晶粒出现明显扭转、

扭曲和拉长现象, 晶粒内部“长条状”区域消失, 只存在一定量位错缠结, 晶界处有大量位错纠缠形成的位错带, 因 β 晶粒扭转、扭曲和拉长致晶粒表面浮凸和褶皱加剧, 晶粒形状趋于纤维状组织形态(如图 5d 所示), 晶粒变化趋势与前面金相组织分析结果一致。

2.4 Ti-26 合金室温压缩变形机制分析

多数亚稳态 β 型钛合金具备良好室温变形特性, 变形机制与 β 相稳定性、变形程度相关^[17,18], 涉及位错滑移^[19]、孪生、应力诱发相变^[20]、扭折、无位错塑性变形^[21]。Yang 等人^[22]基于室温压缩试验研究了含铌 β 型钛合金 Ti-22.4Nb-0.73Ta-2Zr-1.34O 塑性变形行为, 其真应力-应变曲线呈现多峰波动形变特征, 依次呈现弹性阶段、应力平台、第一次应变硬化、起始应变软化、二次应变硬化阶段, 其原因是形变过程存在位错滑移、孪生、应力诱发相变、位错纠缠、变形扭折等多种变形机制, 每一阶段存在两种或多种不同变形机制共同作用。Morinaga^[23]等人首先运用分子轨道理论分析过渡族元素组成的面心立方结构合金固溶度, 建立合金相稳定理论。而后这种理论被应用到钛合金领域, 根据元素在钛及钛合金中的 B_0 (原子间原子轨道的重叠积分之和) 和 M_d (合金元素 d 轨道能) 值带入公式 (2)、(3) 中计算合金的 $\overline{B}_0$ 和 $\overline{M}_d$, 在合金相稳定图^[24]观测两值对应直线交点的位置, 大致判断该合金的室温变形机制。

$$\overline{B}_0 = \sum_{i=1}^n x_i (B_0)_i \quad (2)$$

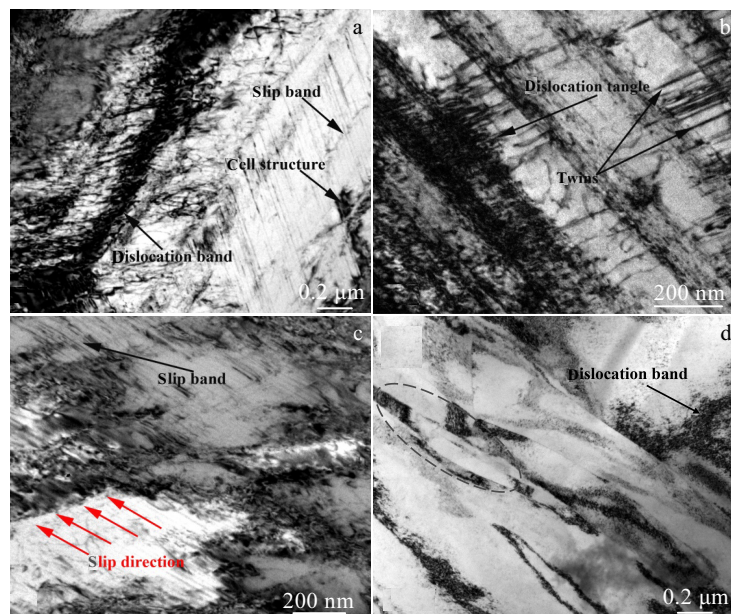


图 5 不同压缩量条件 Ti-26 合金透射电镜形貌

Fig.5 TEM morphologies of Ti-26 alloy under different deformation conditions: (a, b) 20%, (c) 40%, and (d) 60%

$$\overline{M_d} = \sum_{i=1}^n x_i (M_d)_i \tag{3}$$

式中： $\overline{B_o}$ 和 $\overline{M_d}$ 分别为 B_o 和 M_d 平均值； x_i 为原子分数。由表 1 计算得出：Ti-26 合金 $\overline{B_o}=2.769$ ， $\overline{M_d}=2.322$ ，通过标定图 6 两值对应直线交点，判断 Ti-26 在滑移和孪生交界线附近，初步判断该合金室温变形机制为滑移和孪生共存。

结合图 5 显微组织 TEM 分析，Ti-26 合金室温压缩变形首先在部分 β 晶粒中以滑移开始，压缩量为 20% 时，微观组织存在明显滑移和少量孪晶，表明变形方式主要为位错滑移、孪生，且两者协调变形。其中孪生机制本身对金属塑性变形影响不大，但孪生过程的晶粒转动能调整晶体学取向，并释放应力集中和激发新滑移，促使滑移和孪生交替进行，进而促进金属获得大变形量。压缩量增至 40%，滑移占据更多单个 β 晶粒，并向周围 β 晶粒扩展，使部分晶界退化，且大量滑移将少量孪晶完全吞噬，位错滑移成为室温变形唯一协调变形机制。压缩量达到 60%，位错滑移继续为唯一协调变形机制，基于位错滑移塑性变形，因 β 晶粒扭转、扭曲和拉长，晶粒形状由等轴变为细

长纤维状。Ti-26 合金室温压缩变形过程，小变形量条件，位错滑移、孪生为主要变形机制；大变形量条件，位错滑移成为唯一协调变形机制。

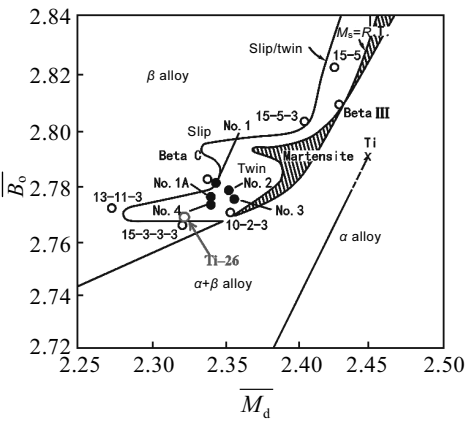
3 结 论

- 1) Ti-26 合金室温压缩变形过程，压缩速率为 0.1 s⁻¹ 时，真应力-应变曲线存在明显不连续屈服现象，且屈服强度为 967 MPa；3 种压缩速率条件，弹性变形阶段，真应力-应变曲线变化趋势基本相同；加工硬化阶段，真应变超过 0.22，压缩速率为 0.01 s⁻¹ 流变应力值最大且增加速率更高；相同压缩量条件，相比抗压强度，屈服强度对压缩速率更敏感。
- 2) 压缩速率、压缩量对 Ti-26 合金室温压缩变形后微观组织演变规律的影响基本相同：随着压缩速率、压缩量增加，试样大变形区晶粒沿径向被逐步拉长，甚至碎化，晶粒形状由等轴状变为细长纤维状，且压缩速率、压缩量越大，晶粒伸长程度越显著。
- 3) Ti-26 合金室温小压缩量条件下，显微组织存在明显滑移和少量孪晶，位错滑移和孪生为协调变形机制；大压缩量条件，滑移占据更多单个 β 晶粒，并向周围 β 晶粒扩展，使部分晶界退化，大量滑移将少量孪晶完全吞噬，位错滑移成为唯一协调变形机制。

表 1 Ti-26 合金 $\overline{B_o}$ 和 $\overline{M_d}$ 值计算

Table 1 Calculated values of $\overline{B_o}$ and $\overline{M_d}$ of Ti-26 alloy

Element	Ti-26/at%	Ti-15333/at%	Standard	
			B_o (bcc)	M_d
Ti	75.18	76.46	2.790	2.447
V	14.32	14.18	2.805	1.872
Al	5.41	5.36	2.426	2.200
Cr	2.81	2.78	2.779	1.478
Sn	1.23	1.22	2.283	2.100
Nb	0.52	-	3.099	2.424
Zr	0.53	-	3.086	2.934
$\overline{B_o}$	2.769	2.766	-	-
$\overline{M_d}$	2.322	2.321	-	-



- and Engineering*[J], 2015, 44(8): 1827
- [12] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650: 22
- [13] Zhao Bin, Yang Yingli, Guo Dizi *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(S1): 532
- [14] Du Yu, Qi Yunlian, Zhao Yongqing *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(S1): 500
- [15] Zhao Hongzhang(赵恒章), Xi Zhengping(奚正平), Guo Dizi(郭荻子) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(S1): 221
- [16] Fan J K, Kou H C, Lai M J *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(4): 808
- [17] Xu W, Kim K B, Das J *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(11): 1943
- [18] Grosdidier T, Philippe M J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 291(1-2): 218
- [19] Wang L Q, Lu W J, Qin J N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490(1-2): 421
- [20] Zhao X L, Niinomi M, Nakai M *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2011, 7(8): 3230
- [21] Saito T, Furuta T, Hwang J H *et al. Science*[J], 2003, 300(5618): 464
- [22] Yang Y, Wu S Q, Li G P *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(7): 2778
- [23] Morinaga M, Yukawa N, Ezaki H *et al. Phil Mag*[J], 1985, 51(2): 223
- [24] Kuroda D, Niinomi M, Morinaga M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1988, 243(1-2): 244

Room-Temperature Compressive Properties and Microstructure Evolution of High-Strength Ti-26 Titanium Alloy

Yang Haiying¹, Liu Quanming²

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

(2. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The mechanical properties, microstructural evolution and deformation mechanism of room-temperature compressive deformed Ti-26 titanium alloy were investigated using the single pass compression experiment at strain rates of $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ and height reductions of 20%~60%. The results show that discontinuous yielding appears at a strain rate of 0.1 s^{-1} and the yield strength is more sensitive to the change of the compression rate in the same height reduction. With increasing strain rate and height reduction, the initially equiaxial grains evolve into fibrous grains; the larger the height reduction and strain rate are, the more significant the elongation of the β grains is. Under the small deformation condition, the microstructure of Ti-26 alloy has obvious slip and a small amount of twinning, and dislocation slip and twinning promote the alloy deformation coordinately at room temperature. Under the large deformation condition, the slip occupies more single β grains and expands to the around β grain, a small amount of twins can be completely engulfed, and dislocation slip becomes the only deformation mechanism.

Key words: Ti-26 titanium alloy; room-temperature compression; mechanical properties; microstructural evolution; deformation mechanisms

Corresponding author: Yang Haiying, Master, Senior Engineer, Titanium and Titanium Alloy Research Institute, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: 452025142@qq.com