

# 相变/孪晶诱发塑性的 $\beta$ 钛合金加工硬化行为研究

陈冠方<sup>1</sup>, 张金勇<sup>1,2</sup>, 钟艺<sup>1</sup>, 张帅<sup>1</sup>, 付洋洋<sup>1</sup>, 张平<sup>1</sup>, 陈正<sup>1</sup>,  
孟庆坤<sup>1</sup>, 沈承金<sup>1</sup>, 沈宝龙<sup>1</sup>

(1. 中国矿业大学, 江苏 徐州 221116)

(2. 江苏省高效储能技术与装备工程实验室, 江苏 徐州 221008)

**摘要:** 研究了具有相变诱发的塑性变形/孪晶诱发的塑性变形(transformation induced plasticity/twinning induced plasticity, TWIP/TRIP)效应的 Ti-12Mo-5Zr 钛合金的加工硬化行为, 并利用 Hollomon 理论分析了该合金的加工硬化指数  $n$  变化趋势。根据加工硬化率的演变趋势, 该合金的加工硬化过程可分为 3 个不同阶段: Stage I ( $\epsilon \approx 0 \sim 0.02$ ), 弹-塑性变形过渡阶段; Stage II ( $\epsilon \approx 0.02 \sim 0.15$ ), 加工硬化率  $\theta$  和硬化指数  $n$  逐渐增大阶段; Stage III ( $\epsilon \approx 0.15 \sim 0.34$ ), 加工硬化率  $\theta$  逐渐减小直到颈缩阶段, 该阶段硬化指数  $n$  达到稳定值 0.34。结合金相显微镜 (OM)、透射电镜 (TEM) 等手段详细研究了该合金在这 3 个不同加工硬化阶段的显微结构演化过程, 探讨了每个阶段的变形机理及其硬化行为。

**关键词:**  $\beta$  钛合金; TRIP/TWIP 效应; 加工硬化行为; 变形机理

中图分类号: TG113.12; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0297-07

Beta 钛合金作为钛合金 3 种不同类型 ( $\alpha$  型,  $\alpha+\beta$  型和  $\beta$  型) 的重要分支, 由于低密度、高比强度和比模量、无磁性、良好的耐腐蚀和生物相容性等优异的综合性能, 广泛应用于航空航天、汽车、石油化工、医疗器械等众多国民经济领域<sup>[1-4]</sup>。这种  $\beta$  钛合金在变形过程中的变形产物通常包括应力诱发相变 (stress-induced phase transformation)、机械孪晶 (deformation twinning) 和位错滑移 (dislocation slip) 3 种方式<sup>[5]</sup>。应力诱发, 相变分为应力诱发马氏体相变 (SIM  $\alpha''$ ) 和应力诱发  $\omega$  相变。机械孪晶分为  $\{332\}\langle 113 \rangle$  和  $\{112\}\langle 111 \rangle$  2 种类型。这些变形产物的出现与合金的  $\beta$  稳定性密切相关。一般来说, 在  $\beta$  钛合金中, 随着合金的  $\beta$  稳定性的增加, 3 种变形方式从应力诱发相变转变到机械孪晶然后再逐渐过渡到位错滑移<sup>[3, 6]</sup>。

目前, 国内外一些学者通过调控合金的  $\beta$  稳定性, 采用 d-电子设计方法和控制合金电子浓度  $e/a$  的策略, 来控制合金在变形过程中的不同变形产物交替出现或共存。比如当前研究者设计的具有 TRIP/TWIP 效应的亚稳 beta 钛合金<sup>[7-12]</sup>。这种钛合金在塑性变形过程中由于应力诱发相变、孪晶和位错滑移 3 种变形方式共同存在, 导致该合金相比于其他类型的钛合金具有高强、高塑性和优异的加工硬化能力。特别值得一提的是目前开发的 TRIP/TWIP 钛合金的加工硬化区间 (最

大抗拉强度 UTS 与屈服强度 YS 的差值) 高于 200 MPa, 克服了以前的钛合金无加工硬化区间的缺陷 (或者比较小, 如加工硬化区间大约 80 MPa)<sup>[13]</sup>。然而, 当前对这种 TRIP/TWIP 钛合金的加工硬化行为鲜有研究。因此, 本实验以作者及合作者先前开发的具有 TWIP/TRIP 效应的 Ti-12Mo-5Zr 钛合金<sup>[14]</sup> 为研究对象, 利用经典的 Hollomon 理论研究该合金的加工硬化率  $\theta$  和加工硬化指数  $n$  变化趋势。借助光镜 (OM)、X-ray diffraction (XRD)、透射电镜 (TEM) 等手段详细分析该合金在塑性变形过程中的显微结构特征, 以此揭示隐藏在合金变形过程中的变形机理及其硬化机制。

## 1 实验

本实验以海绵钛 Ti、海绵锆 Zr 和 Ti-32Mo (质量分数, %) 中间合金为原料, 在高纯 Ar 保护环境下在真空电弧炉中进行熔炼。为了使每种合金化元素能够充分熔解, 对合金铸锭熔炼了 5 次, 最后获得纽扣状铸锭。然后, 将铸锭在高真空热处理炉中 1200 °C 经过 24 h 均质化处理, 促进合金元素进一步均匀分布。利用日本岛津场发射电子探针显微分析仪 (EPMA-8050G) 对其元素分布和含量进行分析检测。图 1 是该合金铸锭中元素 Mo 和 Zr 的分布图, 可以看出铸锭经过均质化处理, 合金元素分布比较均匀。此外, 合金的 Mo 含

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金 (2015QNA08)

作者简介: 陈冠方, 男, 1993 年, 硕士生, 中国矿业大学材料科学与工程学院, 江苏 徐州 221116, 电话: 0516-83897715, E-mail: jy Zhang@cumt.edu.cn

量为 13.04%，Zr 含量为 4.432%。而其他诸如 N、H、O 等微量元素的含量利用该方法很难检测。

用电火花线切割设备从均质化处理的铸锭切割出 10 mm 厚的样品，经过双辊冷轧设备在室温下进行冷轧，其冷轧变形量约 90%，得到 1.0 mm 厚的薄板。对冷轧后的薄板，采用电火花线切割制备拉伸试样，其长、宽、厚尺寸为 60 mm×6 mm×1.0 mm。将拉伸试样在立式真空淬火炉中进行固溶处理（900 °C，30 min 后淬火）。最后，在室温下将固溶处理后的试样在 INSTRON 5982 进行单轴拉伸试验，应变速率设置为  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。采用奥林巴斯金相显微镜（OM）、JEOL 2100 透射电子显微镜（TEM）观察合金在不同变形阶段的显微结构。金相样品经机械抛光后采用 H<sub>2</sub>O、HNO<sub>3</sub> 和 HF (5:3:1) (vol%) 的溶液进行腐蚀。TEM 样品采用双喷电解抛光法制得。

## 2 结果与分析

### 2.1 加工硬化率 $\theta$ 和硬化指数 $n$

类似于 TWIP 钢，用加工硬化率  $\theta$  和硬化指数  $n$  来描述钛合金材料的加工硬化能力。加工硬化率是真应力应变曲线的一阶导数，其定义式为： $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ ，表征材料在变形过程中实时的硬化速率，在一定程度上反映加工硬化的能力，硬化率越高，说明加工硬化越敏感。而加工硬化指数  $n$  与加工硬化率  $\theta$  不同，它对指定变形阶段的材料硬化能力的衡量，表征均匀塑性变形的能力。一般是由 Hollomon 公式定义：

$$\sigma = K\varepsilon^n \tag{1}$$

其中， $\sigma$  是真应力， $\varepsilon$  是真应变， $K$  是强度系数。对上式（1）两边取对数可得：

$$\ln\sigma = \ln K + n \ln\varepsilon \tag{2}$$

由此式可看出， $n$  值是双对数坐标下  $\ln \sigma - \ln \varepsilon$  曲线的斜率。

图 2a 是 Ti-12Mo-5Zr 合金的真应力应变曲线和加工硬化率曲线。可以看出，Ti-12Mo-5Zr 合金的屈服强度为 650 MPa，抗拉强度(UTS)为 1000 MPa，均匀塑性应变  $\varepsilon$  为 0.34，加工硬化区间为 350 MPa，最大加工硬化率高达 1600 MPa。表明该合金具有高强度、大塑性和优异的加工硬化行为。相比于具有 TRIP/TWIP 效应的 Ti-12Mo 合金<sup>[12]</sup>，其强度的提高可能是由于 Zr 元素的添加导致基体产生固溶强化。根据加工硬化率变化曲线，合金从最初的弹性变形到颈缩可以分为 3 个阶段：Stage I ( $\varepsilon \approx 0 \sim 0.02$ )，弹-塑性变形过渡区；Stage II ( $\varepsilon \approx 0.02 \sim 0.15$ )，加工硬化率逐渐增大区；Stage III ( $\varepsilon \approx 0.15 \sim 0.34$ )，加工硬化率逐渐减小直到颈缩区。其加工硬化率变化曲线与 Ti-12Mo 合金极其相似，而与 TWIP 效应的 Ti-15Mo 合金<sup>[15]</sup>有所不同。事实上，在图 2b 所示的加工硬化指数变化曲线也验证了这 3 个区间的存在。Ti-12Mo-5Zr 合金屈服后，由于加工硬化的作用，其强度逐渐增大，抵抗流变应力的能力逐渐增强，材料的加工硬化指数  $n$  呈非线性逐步递增。当合金的加工硬化率达到峰值后，加工硬化指数  $n$  也达到峰值，然后保持一个稳定值 0.34，直到合金发生颈缩。

### 2.2 变形过程中显微组织演变

通过 OM 观察，Ti-12Mo-5Zr 合金在固溶态结构是等轴晶组成，其平均晶粒尺寸大约 80  $\mu\text{m}$ ，如图 3a 所示。XRD 结果<sup>[14]</sup>显示该合金在固溶态下是由单一的  $\beta$  相组成，其结构是体心立方结构 (bcc)。图 3b 显示

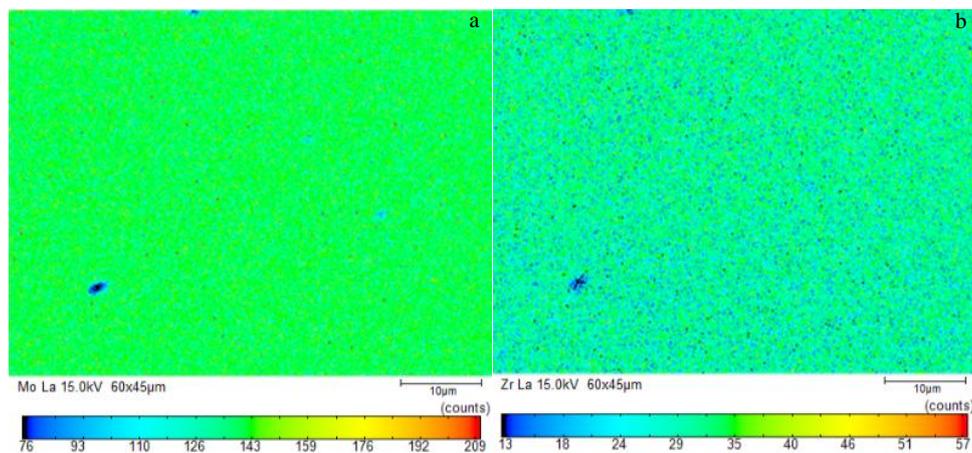


图 1 均质化处理后 Ti-12Mo-5Zr 合金铸锭的元素分布图

Fig.1 EPMA mappings for Mo distribution (a) and Zr distribution (b) in the Ti-12Mo-5Zr alloy

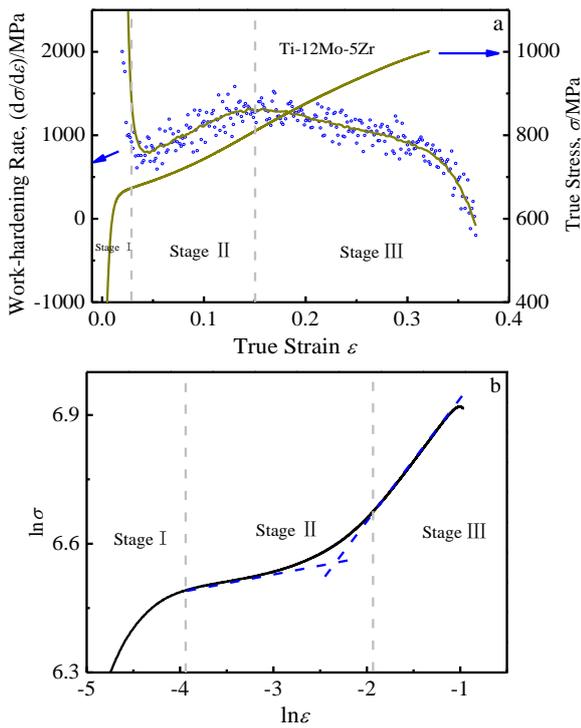


图 2 固溶态 Ti-12Mo-5Zr 合金的真应力应变曲线和加工硬化率曲线, 加工硬化指数变化曲线  
 Fig.2 True stress-strain curves of as-quenched Ti-12Mo-5Zr alloy, where corresponding strain-hardening rate,  $d\sigma/d\varepsilon$ , is also plotted (a); the curve of strain-hardening exponent ( $n$ ) defined by the slope of  $\ln \sigma - \ln \varepsilon$  curve (b)

了 Ti-12Mo-5Zr 合金在固溶态 TEM 暗场相。可以看出该合金在固溶态除了  $\beta$  相外, 还有少量的淬火  $\omega$  相 ( $\omega_{ath}$ ) 析出 (可由图 3b 插图的衍射斑证明)。这些  $\omega_{ath}$  相常出现在亚稳 beta 钛合金基体中, 其尺寸

大约几纳米到几十纳米, 均匀分布在  $\beta$  相基体中。吴等人<sup>[16]</sup>曾指出该  $\omega_{ath}$  相有助于  $\{112\}<111>$  变形孪晶的形成。

图 4 显示了 Ti-12Mo-5Zr 合金在应变  $\varepsilon=1.2\%$  时的显微组织。从图 4a 的 OM 图片可以看出, 有的晶粒开始变形, 而有的晶粒还未参与变形。参与变形的晶粒内部出现一些平行的或者互相交错的、细长的变形条带。这些变形条带一般从晶界的一端延伸到晶界的另外一端, 把晶粒分割成若干个阶梯状或网络状结构。图 4b 的 TEM 图片证实了这些变形条带是  $\{332\}<113>$  变形孪晶 ( $\{332\}T$ )。Lin 等人<sup>[17]</sup>指出在 TRIP/TWIP Ti-12Mo 合金中  $\{332\}T$  能够穿越小角度晶界, 而受阻于大角度晶界。这种穿越晶行为能够缓解晶界的局部应力集中, 有助于位错运动从而提高合金材料的塑性。此外, 在图 4b 还观察到一些位错通道 (dislocation channels)<sup>[18]</sup> 出现在  $\{332\}T$  旁边, 这些位错通道终止于  $\{332\}T$  界面, 被  $\{332\}T$  阻碍。Lai 等人<sup>[19]</sup>曾经指出这些通道里面储存着大量杂乱缠结的位错。此外, 显微组织分析也显示 Ti-12Mo-5Zr 合金在弹-塑性变形过渡阶段, 由于整体应变较小, 尽管在变形的晶粒内部产生了应力诱发的  $\{332\}T$  和位错通道, 但晶界似乎没被拉伸或扭转。

随着应变不断增加, Ti-12Mo-5Zr 合金在 Stage II 阶段所有的  $\beta$  晶粒都参与变形。图 5 显示了 Ti-12Mo-5Zr 合金在该阶段  $\varepsilon=4.0\%$  和  $10\%$  的显微组织特征。从图 5a 可以看出, 密集的条状变形带或平行或交错布满整个晶粒。根据图 5b TEM 图片<sup>[14]</sup>可以判定这些变形带是由应力诱发的  $\{332\}T$  组成。实际上, 除了  $\{332\}T$  外, 应力诱发马氏体相 (SIM  $\alpha''$ ) 也出现在该阶段的变形过程中。图 5b 的 TEM 图片分析表明应力诱发的马氏体相 (SIM  $\alpha''$ ) 出现在  $\beta$  基体中。这说明 Ti-12Mo-5Zr 合金在加载过程中  $\beta$  基体中会产

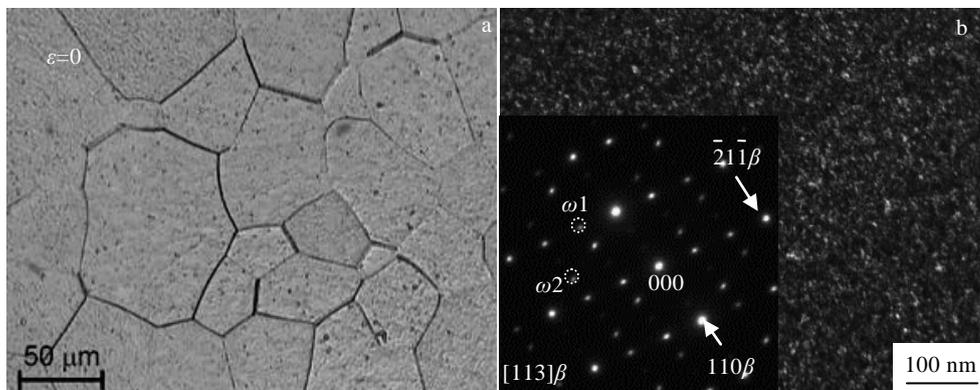


图 3 Ti-12Mo-5Zr 合金在固溶态的显微组织

Fig.3 OM image (a) and TEM dark-field image and selected area electron diffraction pattern (b) of as-quenched Ti-12Mo-5Zr alloy

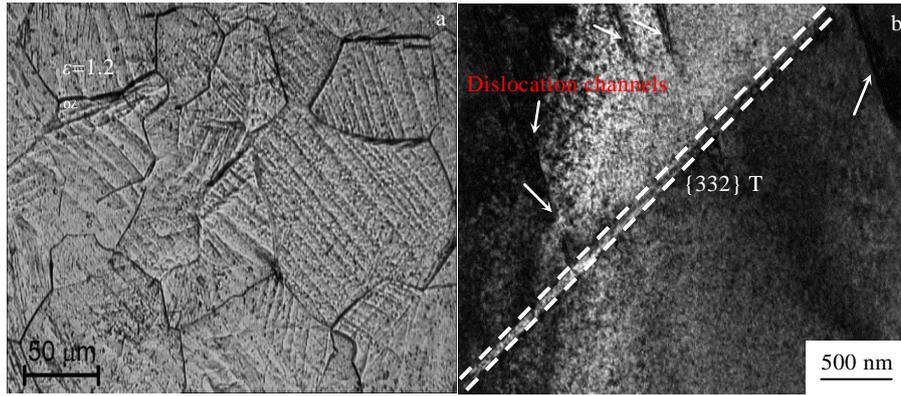


图 4 Ti-12Mo-5Zr 合金在弹-塑性变形过渡阶段的显微组织

Fig.4 OM image (a) and TEM bright-field image with the dislocation channels marked by white arrow (b) of Ti-12Mo-5Zr alloy at  $\epsilon=1.2\%$

生 SIM  $\alpha''$ ，这种马氏体相在卸载过程中由于未能完全回复，残留在基体中。通过 XRD 试验<sup>[14]</sup>也证实了这种残余马氏体相的存在，并且该残余马氏体相的量似乎随着应变的增加而增大。SIM  $\alpha''$  出现将有助于合金的塑性变形，导致所谓的 TRIP 效应。这是由于 SIM  $\alpha''$  是基体  $\beta$  相通过剪切方式形成的正交结构的相，其剪切模量低于其母相  $\beta$  基体<sup>[20]</sup>，导致 SIM  $\alpha''$  与其周围基体之间存在应变差异。同时，SIM  $\alpha''$  在局部微应力约束下具有自调节作用 (self-accommodation)<sup>[21]</sup>。因而，SIM  $\alpha''$  的产生将缓解局部应力集中，与孪晶共同作用导致合金具有良好的塑性。

此外，在图 5b 中也观察到大量的亚结构产生于已存在的 {332}T 孪晶内部。这些亚结构被 TEM 证实是新生的 {332}T 或 SIM  $\alpha''$ ，相关的研究结果已报道在作者先前的文章中<sup>[14]</sup>。至于 {332}T 和 SIM  $\alpha''$  之间的相位关

系、形成机理、产生的先后顺序以及它们之间的相互影响等问题目前还需要进一步研究。Castany 等<sup>[22]</sup>和 Lai 等<sup>[23]</sup>学者曾指出 {332} 孪晶不是直接形成在  $\beta$  相基体中，而是  $\beta$  相基体在加载应力下先转化为应力诱发马氏体，卸载的时候应力诱发马氏体逆转变为  $\beta$  相，{332}T 由此产生在  $\beta \rightleftharpoons \alpha''$  的区域中。通过 TEM 观察，在  $\beta$  相基体中产生的 {332}T 和 SIM  $\alpha''$ ，称之为初生 {332}T 和 SIM  $\alpha''$  (1<sup>st</sup> {332}T 和 1<sup>st</sup> SIM  $\alpha''$ )；而在 {332}T 内部产生新的 {332}T 和 SIM  $\alpha''$ ，称之为次生 {332}T 和 SIM  $\alpha''$  (2<sup>nd</sup> {332}T 和 2<sup>nd</sup> SIM  $\alpha''$ )。有关初生变形产物和次生变形产物的结构分析详见作者文献<sup>[12]</sup>。随着应变增加到  $\epsilon=10\%$ ，密集的初生变形产物进一步增长和变大，在初生的变形产物上面进一步形成细小的次生变形产物，形成极其错综复杂的网状结构，晶界和初生变形产物的界面逐渐发生畸变，如图 5c 所示。

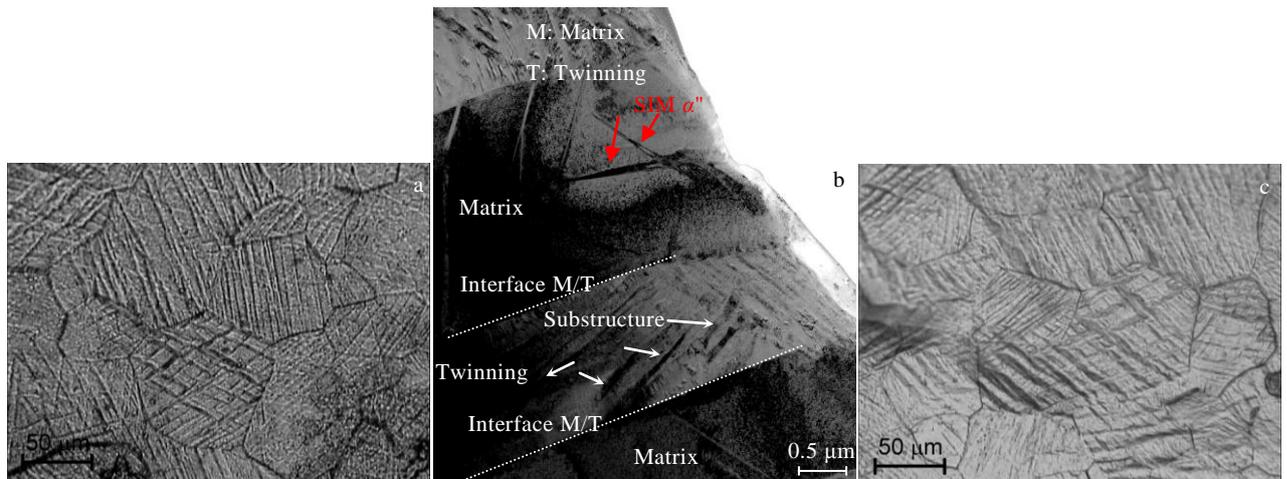


图 5 Ti-12Mo-5Zr 合金在 Stage II 阶段的显微组织

Fig.5 OM images and TEM image of Ti-12Mo-5Zr alloy at stage II: (a) OM image at  $\epsilon=4.0\%$ , (b) TEM bright-field image at  $\epsilon=4.0\%$ <sup>[14]</sup>, and (c) OM image at  $\epsilon=10.0\%$

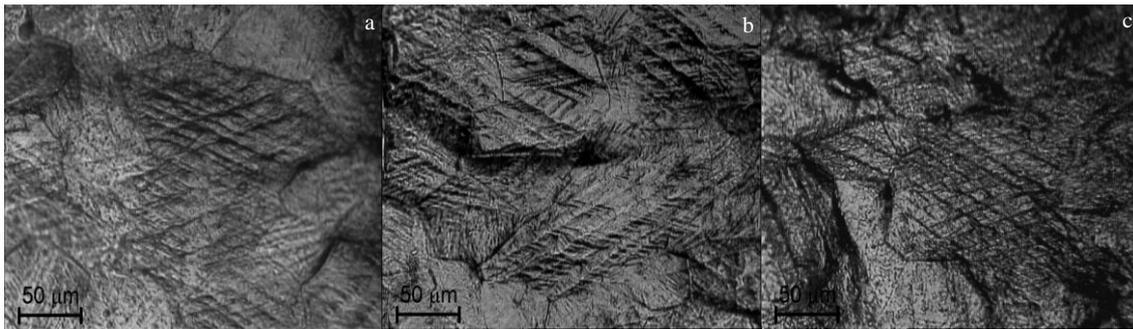


图 6 Ti-12Mo-5Zr 合金在 Stage III 阶段不同加载应变下的 OM 显微组织照片

Fig.6 OM images of Ti-12Mo-5Zr alloy at stage III: (a)  $\epsilon=15.0\%$ , (b)  $\epsilon=25.0\%$ , and (c) fracture

当应力加载到 Stage III 阶段, 晶界在高应力作用下发生严重的畸变, 大量的初生变形产物和次生变形产物互相交割、扭曲, 此时很难用 TEM 技术或 EBSD 技术对其微观结构进行识别和表征。图 6 的 OM 照片显示拉伸试样表面在  $\epsilon=15.0\%$  (图 6a 所示) 已经变得凸凹不平, 晶粒的旋转和扭曲使得晶界逐步消失, 大量的褶皱产生在试样表面, 这种表面褶皱一直伴随到试样断裂 (图 6b 和 6c 所示)。

### 2.3 3 个不同阶段的加工硬化行为讨论

正如前文所述, Ti-12Mo-5Zr 合金与 Ti-12Mo 合金的加工硬化率演变趋势极其相似, 呈现非单调变化趋势。即在 Stage I 阶段, 加工硬化率逐渐减小; 在 Stage II 阶段, 加工硬化率逐渐增大, 达到一个峰值; 在 Stage III 阶段, 加工硬化率逐渐下降直到颈缩。图 4~6 显示了 Ti-12Mo-5Zr 合金从屈服到断裂整个塑性变形过程的显微组织演化过程。基于合金显微组织演化, 现讨论该合金不同阶段的加工硬化行为。

在 Stage I 阶段, 合金内部的部分晶粒参与变形。显微结构分析表明位错通道阻碍位错运动,  $\{332\}T$  的形成阻碍位错通道, 而大角度晶界又阻碍  $\{332\}T$  生长<sup>[17]</sup>。因此, 合金在此阶段的整体硬化行为由基体的晶界、 $\{332\}T$  界面和位错通道三者一起阻碍位错的运动, 导致合金基体的强度不断增加。然而, 在该阶段由于整体应变较小, 位错随着应变的增加不断的增殖, 并沿着有利方向在晶粒内部移动, 以及  $\{332\}T$  的形成共同贡献了合金的塑性变形。

在 Stage II 阶段, 所有的晶粒参与变形, 在应力的作用下晶粒内部不断的产生着初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$ , 这些变形产物对  $\beta$  晶粒进行切割细化, 变形产物所形成的新界面阻碍着位错的移动。此外, 在初生  $\{332\}T$  内部也不断产生新的次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$ , 这些次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  也会阻碍位错在初生  $\{332\}T$  内部滑动, 从而导致初生  $\{332\}T$  的强度增大。增强的初生

$\{332\}T$  将会进一步阻碍位错滑移。正是由于初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  和次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  互相综合作用, 使合金的基体发生动态结构细化 (dynamic microstructural refinement), 缩短位错的平均自由程 (dislocation mean free path), 引起动态的 Hall-Petch 效应 (dynamic Hall-Petch effect)<sup>[15]</sup>, 导致加工硬化率和硬化指数不断增加, 造成材料的强度不断增强。另一方面, 晶粒在较高应力作用下发生扭转, 晶体内部源源不断产生的  $\{332\}T$  极有可能会使原来处于不利取向的位错滑移系转变为有利取向。位错的滑移方向发生改变, 进一步激发位错滑移, 有利于局部应力的松弛; 以及  $SIM \alpha''$  相的形成, 能够“软化” $\beta$  基体<sup>[24]</sup>, 也有利于位错的进一步运动, 它们共同维持塑性变形继续进行。在此阶段, 正是由于初生和次生的  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  源源不断形成, 相互作用, 使得合金的强度不断增强, 产生高的加工硬化率, 导致塑性变形持续进行。

然而 Ti-12Mo-5Zr 合金的加工硬化率演变趋势与 Ti-3Al-5Mo-7V-3Cr 合金<sup>[10]</sup>和 Ti-15Mo 合金<sup>[15]</sup>有所不同 (这 2 种钛合金的加工硬化率在 Stage II 阶段几乎处于稳定状态)。Sadeghpour 等人<sup>[10]</sup>用孪晶畸变概率 (twin fault probability, TFP) 来解释 Ti-3Al-5Mo-7V-3Cr 合金在 Stage II 阶段加工硬化率处于稳定状态的原因。他们认为 TFP 类似于堆垛层错能, Ti-3Al-5Mo-7V-3Cr 合金的 TFP 相比于 Ti-12Mo 合金较低, 在相同的应变下该合金的孪晶形成率较低, 而孪晶形成的缓慢趋势可持续到一个较高的应变水平且不会饱和, 从而导致合金的加工硬化率几乎处于稳定状态。

在 Stage III 阶段, 晶界和初生变形产物在高应力下发生严重的扭曲和旋转。对加工硬化率起主要贡献作用的初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  达到饱和, 这种现象曾在与该合金变形机理极其类似的 Ti-12Mo 合金中观察过<sup>[24]</sup>。次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  继续形成在初生  $\{332\}T$

内部,对合金继续强化,但其强化速率逐渐变小,导致加工硬化率  $\theta$  逐渐降低。而加工硬化指数  $n$  达到峰值后开始稳定在 0.34 左右。这也说明加工硬化指数的变化主要来源于晶粒内部初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$ ,而不是次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$ 。当应力高于材料的最大抗拉强度 UTS 时,材料内部密集的界面(包括晶界、孪晶界面和  $SIM \alpha''$  界面)互相缠绕交错,钉扎位错滑移,造成局部应力集中极其严重,从而导致裂纹萌生,造成材料开始颈缩,直到断裂破坏。

### 3 结论

1) 固溶态 Ti-12Mo-5Zr 合金具有高强度、大塑性和优异的加工硬化行为,其屈服强度为 650 MPa,抗拉强度 UTS 为 1000 MPa,均匀塑性应变  $\epsilon$  为 0.34,加工硬化区间约为 350 MPa,最大加工硬化率高达 1600 MPa。

2) 根据加工硬化率变化可将加工硬化演变过程分为 3 个阶段: Stage I 弹-塑性变形过渡阶段; Stage II 加工硬化率逐渐增大阶段; Stage III 加工硬化率逐渐减小直到颈缩阶段。Hollomon 公式分析表明 Ti-12Mo-5Zr 合金的加工硬化指数从屈服到颈缩阶段变化趋势是先增加,然后达到稳定值 0.34。

3) Ti-12Mo-5Zr 合金在 Stage I 阶段的加工硬化主要来源于基体的晶界、变形晶粒内产生的  $\{332\}T$  界面和位错通道共同阻碍位错的运动,使合金基体的强度不断增加;在 Stage II 阶段加工硬化来源于初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  和次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  互相综合作用,大量的变形产物的出现使合金的基体发生动态结构细化,从而缩短位错的平均自由程,引起动态的 Hall-Petch 效应,导致加工硬化率和硬化指数不断增加,造成材料的强度不断增强;而在 Stage III 阶段加工硬化主要是在初生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  对基体已强化的基础上,次生  $\{332\}T$  和  $SIM \alpha''$  继续形成在初生  $\{332\}T$  内部,对合金进行强化。

致谢: 作者感谢 F. Prima 和 Fan Sun 教授 (PSL Research University, Chimie ParisTech-CNRS, Institut de Recherche de Chimie Paris (UMR 8247), 75005 Paris, France) 的建议和意见。

#### 参考文献 References

- [1] Williams J C, Starke Jr E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [2] Hao Y L, Li S J, Sun S Y *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2007, 3(2): 277
- [3] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [4] Zhang J Y, Sun F, Hao Y L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563(15): 78
- [5] Grosdidier T, Philippe M J. *Materials Science and Engineering A* [J], 2000, 291(1-2): 218
- [6] Hanada S, Izumi O. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1987, 18(2): 265
- [7] Sun F, Zhang J Y, Marteleur M *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 94: 17
- [8] Ren L, Xiao W, Ma C *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 156: 47
- [9] Brozek C, Sun F, Vermaut P *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 114(15): 60
- [10] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 145: 104
- [11] Gao J, Huang Y, Guan D *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 152(15): 301
- [12] Sun F, Zhang J Y, Marteleur M *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(17): 6406
- [13] Zhang Jinyong(张金勇), Li Jinshan(李金山), Chen Zheng(陈正) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2018, 47(9): 2787
- [14] Zhang J, Li J, Chen G *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 421
- [15] Min X, Chen X, Emura S *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 69(5): 393
- [16] Wu Songquan(吴松全), Yang Yi(杨义), Li Geping(李阁平) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52: 249
- [17] Lin F, Marteleur M, Jacques P J *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2018, 105: 195
- [18] Lai M J, Tazan C C, Raabe D. *Acta Materialia*[J], 2015, 100: 290
- [19] Lai M J, Li T, Raabe D. *Acta Materialia*[J], 2018, 151(1): 67
- [20] Hanada S, Masahashi N, Jung T K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 588: 403
- [21] Kim H Y, Ikehara Y, Kim J I *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(9): 2419
- [22] Castany P, Yang Y, Bertrand E *et al. Physical Review Letters*[J], 2016, 117(24): 1
- [23] Lai M J, Tazan C C, Raabe D. *Acta Materialia*[J], 2016, 111(1): 173
- [24] Zhang J Y, Li J S, Chen Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 699(30): 775

## Stain-Hardening Behavior of a Ductile Beta Ti-alloy with Transformation Induced Plasticity and Twinning Induced Plasticity

Chen Guanfang<sup>1</sup>, Zhang Jinyong<sup>1, 2</sup>, Zhong Yi<sup>1</sup>, Zhang Shuai<sup>1</sup>, Fu Yangyang<sup>1</sup>, Zhang Ping<sup>1</sup>, Chen Zheng<sup>1</sup>,  
Meng Qingkun<sup>1</sup>, Shen Chengjin<sup>1</sup>, Shen Baolong<sup>1</sup>

(1. China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(2. The Jiangsu Province Engineering Laboratory of High Efficient Energy Storage Technology and Equipment,  
Xuzhou 221008, China)

**Abstract:** We investigated the strain hardening behavior of the metastable  $\beta$  Ti-12Mo-5Zr (wt%) alloy combined with TWIP/TRIP effects (TRIP for Transformation Induced Plasticity and TWIP for Twinning Induced Plasticity). The evolution of the strain hardening exponent was analyzed by classical Hollomon theory. The three stages of strain-hardening behavior were divided, labeled as Stage I, Stage II and Stage III. Stage I corresponds to the transition from the elastic to plastic regimes ( $\varepsilon \approx 0 \sim 0.02$ ). Stage II relates to a continuous increase of the strain-hardening rate and the hardening exponent ( $\varepsilon \approx 0.02 \sim 0.15$ ). Then, the strain-hardening rate decreases and the hardening exponent reaches a stable value 0.34 in Stage III ( $\varepsilon \approx 0.15 \sim 0.34$ ). The evolution of microstructure within three stages was observed by employing techniques of optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD) and transmission electron microscopy (TEM). Based on the experimental results, the governing mechanisms for deformation at different stages and strain-hardening behavior of Ti-12Mo-5Zr alloy were discussed.

**Key words:**  $\beta$  Ti-alloys; TRIP/TWIP effects; stain-hardening behavior; deformation mechanism

---

Corresponding author: Zhang Jinyong, Ph. D., School of Material Science and Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, P. R. China, Tel: 0086-516-83897715, E-mail: jy Zhang@cumt.edu.cn