

51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金拉伸变形过程中的组织演变和力学性能研究

杨秋月^{1,2}, 谭元标², 尹存宏^{1,2}, 刘文昌³, 向嵩², 赵飞²

(1. 贵州大学 现代制造技术教育部重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵州大学 材料与冶金学院 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(3. 燕山大学 材料科学与工程学院 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: 主要研究了 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金室温拉伸变形过程中的组织演变和力学性能变化。研究表明, 室温拉伸变形过程中合金发生从 β 相到 α'' 相的转变, α'' 相的体积分数随拉伸速率的增加而减小。应力诱发 α'' 马氏体相变对合金的力学行为有明显的影 响。在拉伸速率为 0.3 mm/min 时, 触发应力 (TS), 极限拉伸强度 (UTS), 延伸率 (EL) 和弹性模量 (EM) 分别为 770.06 MPa, 1168.60 MPa, 14.96% 和 64 GPa。TS 和 EM 随拉伸速率的增加而增加, 而 UTS 和 EL 则降低。加工硬化率与真应变的关系曲线呈现出 3 个不同的阶段, 应力诱发 α'' 马氏体相变主要影响加工硬化率曲线的第 2 阶段。在给定应变条件下, 第 2 阶段的加工硬化率随拉伸速率的增加逐渐降低。拉伸速率为 0.3 mm/min 时, 合金的断口形貌是由大量韧窝以及少量准解理面组成的, 合金发生塑性断裂, 随着拉伸速率的增加, 合金断裂方式由塑性断裂变为脆性断裂。这主要与应力诱发 α'' 马氏体相含量随拉伸速率的增加而降低有关。

关键词: ZrTiAlV 合金; 变形; 应力诱发马氏体相变; 加工硬化

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0320-07

Ti-6Al-4V 合金因其低密度, 高韧性, 优异的耐腐蚀性和生物相容性等一系列优点被广泛用作生物移植材料^[1-3]。但近期的研究表明, Ti-6Al-4V 合金中的 Al 元素具有细胞毒性, 长时间使用可能对人体健康有害, 而且该合金的弹性模量远大于人骨的弹性模量, 弹性模量相差大会导致合金植入人体后合金附近的骨头弱化。因此, Ti-6Al-4V 合金在生物材料上的应用存在一定的局限性。

研究表明, Zr 元素具有良好的生物相容性、耐腐蚀性和无毒性等优点, 因而被认为是生物医学应用中潜在的合金元素^[4,5]。为了满足生物医学材料的低弹性模量以及无毒性要求, 刘日平教授用 Zr 元素代替 Ti-6Al-4V 合金中的部分 Al 元素开发了一种新的 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金。Zr 元素的添加增强了合金中 β 相的稳定性。51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金为亚稳态 β 型合金, 其力学性能的强化方式主要有冷变形、时效析出 α 相和应力诱发马氏体相变。51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金在室温下进行冷变形, 合金会发生应力诱发马氏体转变 (SIMT)^[6], 发生

SIMT 后合金将表现出一个低的弹性模量 (EM), 高的抗拉强度 (UTS) 和延伸率 (EL)。SIMT 现象广泛存在于亚稳态 β -Ti 合金中^[6-13]。SIMT 的发生与 β 相的稳定性有关, 而 β 相的稳定性主要受各种参数影响, 例如合金成分^[7]、初始 β 晶粒尺寸^[8]、变形温度^[11]、初生 α 相的体积分数^[12]以及应变速率^[13]。我们前期已经研究了初始 β 晶粒尺寸对 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金中 SIMT 的影响, 发现 SIMT 的数量会随着初始 β 晶粒尺寸的增加而减少^[6]。关于应变速率对钛合金中 SIMT 的影响已有大量文献报道^[13-15]。Paradkar 等人^[13]指出, 随着 Ti-18Al-8Nb 合金的应变速率从 $1.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $1.33 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, SIMT 的触发应力 (TS) 明显随之增加, 而抗压强度是先增加, 然后下降。Li 等人^[14]也报道在 Ti-10V-2Fe-3Al、Ti-10V-2Cr-3Al 和 Ti-10V-1Fe-3Al 合金中, 随着应变速率从 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 增大到 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, SIMT 的 TS 值不断增大, 抗压强度先增大后减小。然而, 对于亚稳态 β 型 TB8 钛合金, 当应变速率大于 $500 \sim 2000 \text{ s}^{-1}$ 时, 抗压强度则会随着应变速率的增加而无规律地变化^[15]。

收稿日期: 2020-01-02

基金项目: 国家自然科学基金(51804087); 贵州省联合基金([2017]5788, [2017]7240); 贵州省科技计划项目(黔科合平台人才[2018]5781); 贵州省基础研究计划项目(黔科合基础[2019]1091); 贵州大学现代制造技术教育部重点实验室开放基金(XDKFJJ[2018]01)

作者简介: 杨秋月, 女, 1996 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025, E-mail: yangqy979@126.com

上述结果表明, SIMT 对应变速率非常敏感并且显著影响着合金的力学性能^[7,12]。但是, 在不同的合金中, SIMT 对合金力学性能的影响规律并不相同。然而, 关于应变速率对 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金的 SIMT 行为及力学性能影响的研究却鲜有报道。为了获得低的 EM 以及高的 UTS 和 EL 的 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金, 深入研究应变速率对 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金的 SIMT 行为及力学性能的影响是非常必要的。因此将 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金进行 800 °C, 保温 0.5 h 的固溶处理, 获得单一 β 相组织, 然后将该合金在室温下进行不同拉伸速率的拉伸实验, 采用 XRD、TEM 等表征方法分析拉伸速率对该合金的 SIMT 行为以及拉伸性能的影响。

1 实验

本实验所用的 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V (质量分数, %) 合金是燕山大学的刘日平教授基于 Ti-6Al-4V 合金的基础上设计的, 该实验材料为直径 45 mm 的热锻棒。参考文献[4]介绍了该合金的详细制备过程, 该合金的 T_{β} 的转变温度为 670 °C。沿热锻棒轴向加工出厚度为 2.2 mm 的板材, 将板材进行 800 °C, 保温 0.5 h 的固溶处理, 然后水淬至室温。之后从板材上切出多个板状拉伸样品以进行拉伸测试。

为了研究拉伸速率对 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金的 SIMT 行为和力学性能的影响, 在 Instron 万能材料试验机对该合金进行了 0.3、3、10 和 20 mm/min 的拉伸实验。通过 X 射线衍射仪 (XRD) 测量实验前后样品的相组成, 采用扫描电子显微镜 (SEM) 表征拉伸断裂后的断口形貌, 通过 TEM 表征方法分析固溶处理的合金拉伸变形后的微观组织结构, 在 JEOL 200 CX-II 设备上对固溶处理后合金的晶界取向进行分析。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理后合金的显微组织

图 1 为固溶处理后样品的 EBSD 取向图和取向差分布图。从图 1a 可以看出, 合金经固溶处理后, 其组织主要由等轴的再结晶晶粒组成, 晶粒的平均尺寸约为 223 μm 。从图 1b 可以看出, 晶界类型主要由大角度晶界 ($>15^\circ$) 组成, 这表明 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金经固溶处理后发生了完全再结晶。合金经固溶处理后的相组成如图 2 所示, 图 2 表明固溶处理后合金的相组成为单一 β 相。这主要是由于 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金中添加了 Zr 元素, Zr 元素的添加提高

了 β 相的稳定性^[16]。

2.2 固溶处理后合金的拉伸性能

图 3 的拉伸曲线表明, 拉伸速率为 0.3 mm/min 的拉伸应力-应变曲线有具明显的双屈服现象。Duerig 等人^[11]已报道这种双屈服现象是由于合金拉伸变形过程中发生了 SIMT 引起的。SIMT 过程中, 合金中会形成应力诱发 α'' 马氏体相, α'' 马氏体相具有低弹性模量, 高的抗拉强度和延伸率, 导致拉伸应力应变曲线出现双屈服现象。随着拉伸速率从 0.3 mm/min 增大到 20 mm/min, 从图中可以发现这种双屈服现象随应变速率的增加逐渐消失, 这主要与 SIMT 的 TS 增加有关, TS 增加将使 SIMT 变得更加困难, 从而使应力诱发 α'' 马氏体相的含量减少。

不同拉伸速率下的拉伸性能数据已被统计, 如表 1 所示。在拉伸速率为 0.3 mm/min 时, TS 为 770.06 MPa。随着拉伸速率从 0.3 mm/min 增加到 20 mm/min, TS 逐渐增加。这表明 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金的 SIMT 的 TS 对拉伸速率非常敏感。Tang 等人^[15]认为在拉伸变形过程中 SIMT 存在一个临界拉伸速率。在临界拉伸速率以下, 应力诱发 α'' 马氏体相的含量是随着拉伸速率的增加而减少。在临界拉伸速率以上, 会抑制 SIMT 的发生。在临界拉伸速率以下, 应变速率对应力诱发

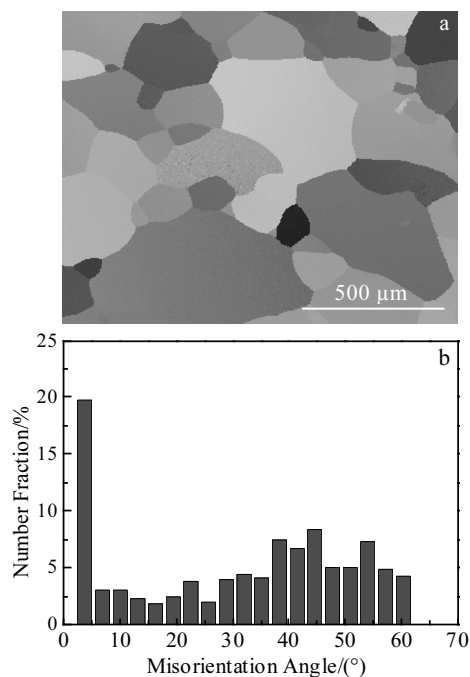


图 1 合金经 800 °C 保温 0.5 h 固溶处理后的 EBSD 取向图和取向差方图

Fig.1 EBSD map (a) and histogram of misorientation angles (b) for the specimen solution-treated at 800 °C for 0.5 h

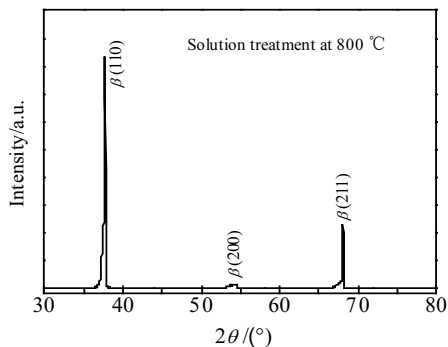


图 2 合金经 800 °C 保温 0.5 h 固溶处理后的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the specimen solution-treated at 800 °C for 0.5 h

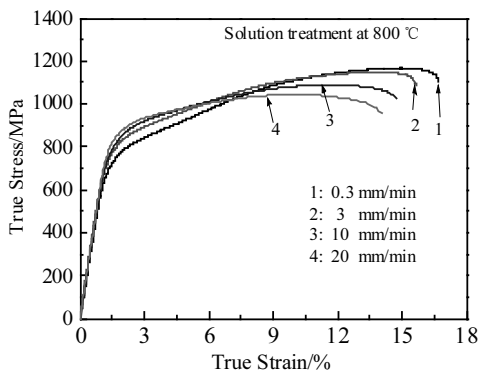


图 3 合金经 800 °C 保温 0.5 h 固溶处理后在不同应变速率的拉伸曲线

Fig.3 Tensile curves of solution-treated specimens (800 °C, 0.5 h) at different tensile rates

表 1 经 800 °C 固溶处理后的试样在不同变形速率下变形的力学性能

Table 1 Mechanical properties of 800 °C solution-treated specimens deformed at different tensile rates

Tensile rate/mm·min ⁻¹	TS/MPa	UTS/MPa	EL/%	EM/GPa
0.3	770.06	1168.60	14.96	64
3	819.88	1149.75	13.96	68
10	867.26	1090.45	13.52	73
20	906.76	1045.02	12.84	75

Note: TS-triggering stress, UTS-ultimate tensile strength, EL-elongation, EM-elastic modulus

α'' 马氏体相变中 TS 的影响可以用相变过程中 β 和 α'' 相之间的自由能变化 (ΔG) 来描述^[13,15]。自由能的变化仅取决于室温变形时给定材料的内部弹性能和不可逆功。在这里, 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金是在室温条件下进行拉伸变形实验, 因此, SIMT 过程中的形核

和长大过程主要与合金的界面弹性能和不可逆功有关。不可逆功是指因克服相界面运动所产生的摩擦阻力所做的功。Paradkar 和 Kamat^[13]已表明当 SIMT 的量随应变率的变化不明显时($\pm 5\%$), 由于马氏体的形成而储存在基体中的内部弹性能变化也不明显, 可视为一个常数。从图 4 合金拉伸变形后的 XRD 图谱也可以看出, α'' 马氏体相的含量随拉伸速率的变化幅度非常小。因此, 可认为应力诱发 α'' 马氏体相的形核和长大过程仅与相变过程中的不可逆功有关。Olson 和 Cohen^[17]认为, β 和 α'' 相之间的界面是由 2 种类型的位错组成, 即相干位错或错配位错。根据界面结构的位错模型可知, 拉伸速率对界面运动的作用与滑移速率对位错运动的作用相似。众所周知, 位错的运动是随着滑移速率的增加而变得更加困难。因此, SIMT 过程中, β 和 α'' 相界面运动所产生的摩擦阻力也是随拉伸速率的增加而增加。这意味着相变过程中不可逆功也是随着拉伸速率的增加而增加。因此, 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金 SIMT 的 TS 会随着拉伸速率的增加而增加。此外, SMIT 是一个放热过程, 高的应变速率会导致试样温度快速升高, 增加了 β 相的稳定性, 使得 SIMT 的相变驱动力减小, 从而阻碍了合金发生 SIMT。

从表 1 也可以看出, 在拉伸速率为 0.3 mm/min 时, UTS, EL 和 EM 分别为 1168.60 MPa, 14.96% 和 64 GPa。随着拉伸速率的增加, EM 逐渐增加, 而 UTS 和 EL 逐渐降低。当拉伸速率增加到 20 mm/min 时, EM 增加到 75 GPa, 而 UTS 和 EL 分别减少到 1045.02 MPa 和 12.84%, 这是由于 TS 的增加, 导致 α'' 相的含量降低, 减少了 α'' 相与位错的相互作用。但值得注意的是, 在相同的变形条件下, EM 值明显低于 Ti-6Al-4V 合金, 而 UTS 明显高于 Ti-6Al-4V 合金。这归因于 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金在拉伸变形过程中形成了 SIMT。 α'' 相的形成增加大量的相界面, 阻碍了可动位错的运动, 导致位错在相界面处发生塞积, 从而使合金的强度显著增加。Yu 和 Zhou 等人^[18]和 Matlakhova 等人^[19]也曾报道过 α'' 相的存在导致拉伸实验中合金出现高 UTS, 良好 EL 和低 EM。

由图 4 XRD 图谱可以看出。在拉伸速率为 0.3 mm/min 时, X 射线衍射图谱中除 β 相的衍射峰外, 还可观察到一些强的 α'' 相衍射峰, 表明在拉伸变形过程中合金发生了 SIMT。这是由于在拉伸变形过程中, 大量的应变能被储存在合金内, 这为 SIMT 提供了一个大的相变驱动力, 促进了 SIMT 的发生。SIMT 被认为是一种位移型相变, 在相变过程中 β 相中的所有原子都移动一定位移^[20]。由 α'' 相和 β 相的衍射峰特点可知, 在 XRD 图谱中, α'' (111) 面对应的衍射峰是 α'' 相的最强峰,

而 $\beta(110)$ 面对应的衍射峰是 β 相的最强峰,这2个面的衍射峰强度之比可半定量的表征应力诱发 α'' 马氏体相与拉伸速率之间的关系。从图中可以看出, $\alpha''(111)$ 面与 $\beta(110)$ 面的峰强度比是随拉伸速率的增加而逐渐降低。这说明 α'' 相的含量是随拉伸速率的增加而减少。这也表明高的拉伸速率是不利于从 β 相到 α'' 相的转变。

2.3 加工硬化行为

图5为试样在不同拉伸速率下的加工硬化率曲线。可以看出,在不同的拉伸速率下,加工硬化率($\theta = d\sigma/d\varepsilon$)曲线明显不同。在拉伸速率为0.3 mm/min时,随着真应变的增加,加工硬化率曲线呈现出3个不同的阶段。

如图所示,第1阶段为变形初期阶段,该阶段也称为弹塑性过渡区。随着真应变的增加,加工硬化率急剧降低。这主要是由于第1阶段的应变比较小,由变形所产生的应变能也比较低。低的应变能并不能为SIMT提供足够的相变驱动力,因此,所形成的 α'' 相含量非常少。在变形过程中, α'' 相与位错的相互作用非常弱,因此,几乎可以忽略 α'' 相在塑性变形过程中对加工硬化率的影响。在此阶段,加工硬化率主要取决于位错控制的应变硬化^[21]。在这一阶段,移动位错的密度是随真应变的增加而逐渐增加,增殖速率却逐渐降低,导致加工硬化率随真应变的增加而降低。

在第2阶段,加工硬化率随着真应变的增加而逐渐增加,这可能是由于拉伸变形的继续进行,拉伸变形过程中累积的应变能迅速增加,这促进了SIMT,导致 α'' 相的体积分数迅速增加到一个峰值^[17]。因此,在塑性变形过程中, α'' 相对加工硬化率的影响更为强烈,导致加工硬化率增加^[9]。然而在相同的真应变条件下,该阶段的加工硬化率随拉伸速率的增加而逐渐降低,这与Guo等^[22]和Wang等^[23]报道的结果相反,这主要与SIMT在塑性变形过程中的作用有关。在高的拉伸速率条件下,SIMT的TS显著增加,这阻碍了SIMT的发生,从而降低了合金中的 α'' 相的数量。 α'' 相的相界对位错的阻碍作用降低,从而导致加工硬化率随拉伸速率的增加而降低。当拉伸速率达到20 mm/min时,从加工硬化率曲线中,只能观察到阶段1和3。在第3阶段,从图中可以看出,所有曲线的加工硬化率随着真应变的增加而降低,这主要是由于该阶段应变较大,较大的变形量会使合金内部温度升高,从而发生了动态回复,导致位错密度的降低^[24]。

2.4 拉伸变形后合金的微观组织

为了进一步分析合金拉伸变形后的微观组织,本采用TEM对拉伸速率分别为0.3和3 mm/min的试样进行分析,如图6所示。图6a和6b分别对应于拉伸

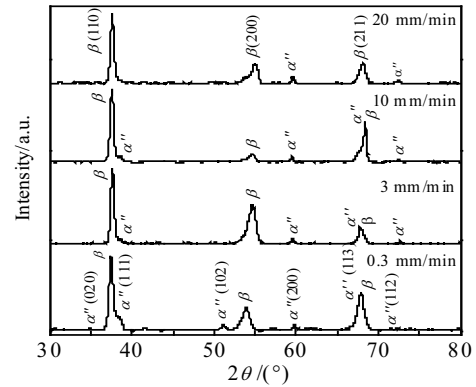


图4 经固溶处理后的试样在不同拉伸速率下的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of the specimens solution-treated at 800 °C and then deformed at different tensile rates

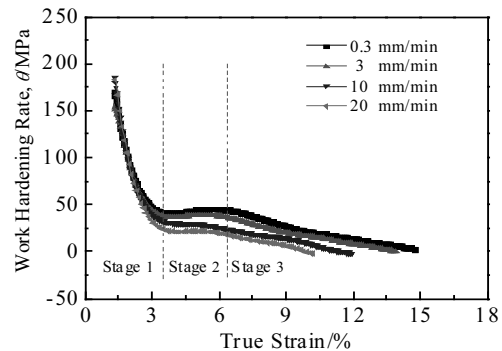


图5 合金拉伸变形后的加工硬化率随真应变的变化曲线

Fig.5 Variation of the work hardening rate with true strain at different tensile rates for the solution-treated specimens

速率为0.3 mm/min时合金的明场像和暗场像。从图中可以看到许多位错和粗大的变形带,并且粗变形带的内部观察到大量细的针状相(图6b)。对变形带中这些针状相进行选区电子衍射分析,电子衍射花样如图6a插图所示。通过电子衍射花样标定,可确定这些细小的针状相就是正交的 α'' 马氏体,这也表明51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V合金在室温下拉伸变形过程中发生了SIMT。当拉伸速率增加到3 mm/min时,在变形带内也会形成 α'' 相。但是, α'' 相的体积分数明显比0.3 mm/min时的小(图6c和6d)。这是由于在拉伸变形过程中高的拉伸速率会提高SIMT的TS,从而阻碍了SIMT的发生^[13-15]。

2.5 拉伸变形后试样的断口形貌

图7为合金拉伸变形后的断口形貌图。从图7a中可以看出,在拉伸速率为0.3 mm/min时,断口形貌由大量韧窝以及少量准解理面组成,韧窝深并且呈等轴状,准解理面呈撕裂棱状,这是塑性断裂的

典型特征, 这表明 SIMT 的发生可以提高合金的塑性。随着拉伸速率的增加, 韧窝的尺寸逐渐增大, 而韧窝的逐渐减少 (图 7b 至 7d), 表明合金的塑性

随拉伸速率的增加而降低, 这是因为 SIMT 的体积分数随拉伸速率的增加而减小, 从而使合金的塑性降低。

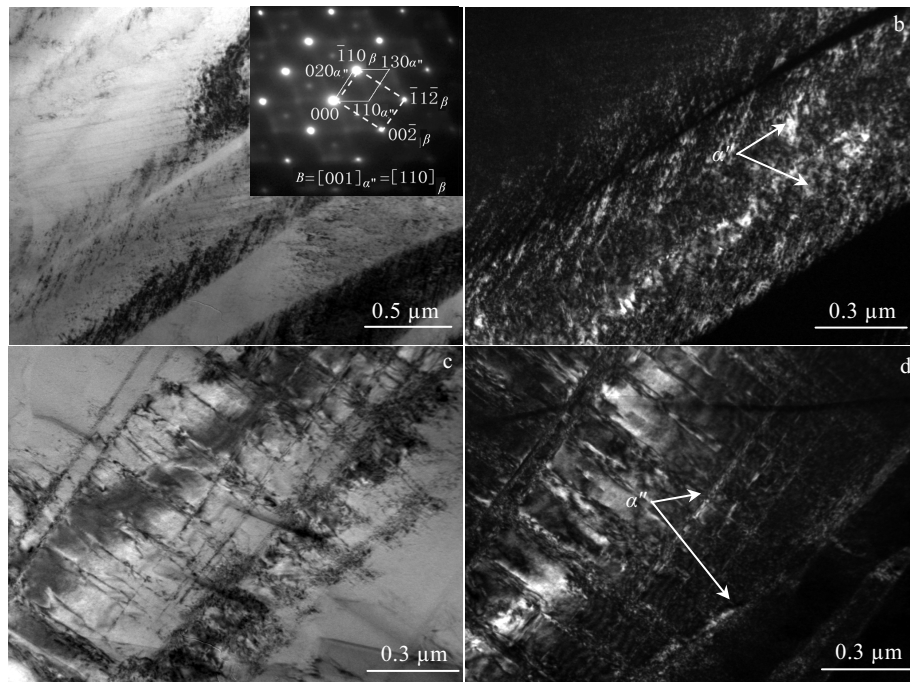


图 6 合金拉伸变形后的 TEM 明场和暗场像

Fig.6 TEM bright-field (a, c) and dark-field (b, d) images of the solution-treated specimens after tensile deformation at different tensile rates: (a, b) 0.3 mm/min and (c, d) 3 mm/min

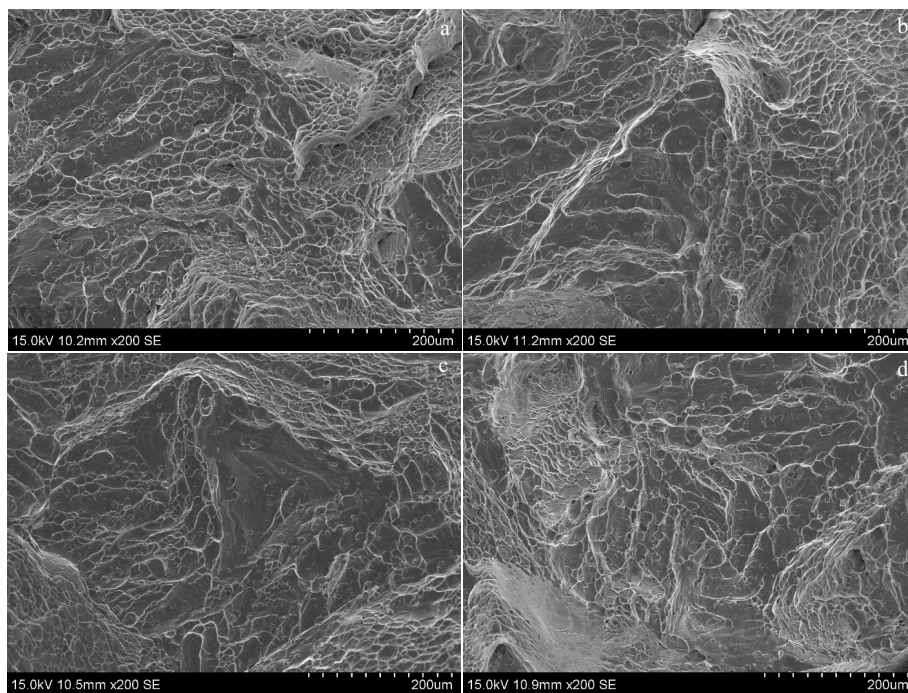


图 7 合金拉伸变形后的 SEM 断口形貌

Fig.7 SEM fractographs of the solution-treated specimens after tensile test at different tensile rates: (a) 0.3 mm/min, (b) 3 mm/min, (c) 10 mm/min and (d) 20 mm/min

3 结 论

1) 在室温拉伸变形过程中 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金发生从 β 相到 α'' 相的转变, α'' 相的体积分数随拉伸速率的增加而减小。

2) SIMT 对 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V 合金的拉伸行为有明显的影响。TS 和 EM 随拉伸速率的增加而增加, 而 UTS 和 EL 则降低。加工硬化率与真应变的关系曲线呈现出 3 个不同的阶段, 应力诱发 α'' 马氏体相主要影响加工硬化率曲线的第 2 阶段, 随着拉伸速率的增加, α'' 相的体积分数增加, 第 2 阶段的加工硬化率逐渐降低。

3) 拉伸速率为 0.3 mm/min 时, 断口形貌是由大量韧窝以及少量准解理面组成, 合金发生塑性断裂, 随着拉伸速率的增加, 合金断裂方式由塑性断裂变为脆性断裂。这主要与应力诱发 α'' 马氏体相含量随拉伸速率的增加而降低有关。

参考文献 References

- [1] Zhao S, Hou W T, Hao Y L *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(S1): 195
- [2] Luo Yumeng(骆雨萌), Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukun(李树奎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(5): 1334
- [3] Wang Changliang(汪常亮), Li Feng(李 峰), Chen Fuwen(陈福文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3917
- [4] Liang S X, Ma M Z, Jing R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 1
- [5] Luan Baifeng(栾佰峰), Xie Hui(谢 辉), Liao Zhongni(廖仲尼) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(8): 2495
- [6] Tan Y B, Liu W C, Xiang S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(12): 6040
- [7] Paradkar A, Kamat S V, Gogia A K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 487(1-2): 14
- [8] Tan Yuanbiao(谭元标), Liu Wenchang(刘文昌), Shi Wei(石维) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3789
- [9] Grosdidier T, Combres Y, Gautier E *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, (4): 1095
- [10] Grosdidier T, Philippe M J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 291(1-2): 218
- [11] Duerig T W, Albrecht J, Richter D *et al. Acta Metallurgica*[J], 1982, 30(12): 2161
- [12] Paradkar A, Kamat S V, Gogia A K *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(9): 2086
- [13] Paradkar A, Kamat S V. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 496(1-2): 178
- [14] Li C, Chen J H, Wu X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573:111
- [15] Tang B, Tang B, Han F B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 565: 1
- [16] Hao Y L, Zhang Z B, Li S J *et al. Acta Metallurgica*[J], 2012, 60(5): 2169
- [17] Olson G B, Cohen M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1975, 6(4): 791
- [18] Yu Z T, Zhou L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 438-440: 391
- [19] Matlakhova L A, Matlakhov A N, Monteiro S N. *Materials Characterization*[J], 2008, 59(9): 1234
- [20] Kim H Y, Wei L, Kobayashi S. *Acta Metallurgica*[J], 2013, 61(13): 4874
- [21] Mittra J, Dubey J S, Kulkarni U D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 512(1-2): 87
- [22] Guo L L, Chen Z C, Gao L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(29-30): 8537
- [23] Wang S Q, Liu J H, Chen D L. *Materials and Design*[J], 2014, 56: 174
- [24] Feaugas X. *Acta Metallurgica*[J], 1999, 47(13): 36

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V During Tensile Deformation

Yang Qiuyue^{1,2}, Tan Yuanbiao², Yin Cunhong^{1,2}, Liu Wenchang³, Xiang Song², Zhao Fei²

(1. Key Laboratory of Modern Manufacturing Technology of Ministry of Education, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Guizhou Key Laboratory of Materials Mechanical Behaviour and Microstructure, College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(3. Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, College of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The microstructure evolution and mechanical properties of 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V alloy during tensile deformation at room temperature were studied. The results show that the phase transformation from β to α'' phase is observed in the process of tensile deformation at room temperature, and the volume fraction of the α'' phase decreases with the increase of the tensile rate. The existence of the α'' phase has an obvious effect on the mechanical properties of the alloy. At the tensile rate of 0.3 mm/min, the trigger stress (TS), ultimate tensile strength (UTS), elongation (EL) and elastic modulus (EM) are 770.06 MPa, 1168.60 MPa, 14.96% and 64 GPa, respectively. TS and EM increase with the increase of tensile rate, while UTS and EL decrease. Three different stages are presented in the curve of work hardening rate. Particularly, the second stage is affected by the α'' phase. At a given strain, the work hardening rate at the second stage is gradually decreased with increasing the tensile rate. When the tensile rate is 0.3 mm/min, the fracture morphology of the alloy is composed of a large number of dimples and a small number of quasi-cleavage planes, which show a typical feature of plastic fracture. With the increase of the tensile rate, the fracture mode of the alloy changes from plastic fracture to brittle fracture. This is mainly due to the fact that the volume fraction of the α'' phase decreases with the increase of the tensile rate.

Key words: ZrTiAlV alloys; deformation; stress-induced martensite transformation; work hardening rate

Corresponding author: Tan Yuanbiao, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Materials Mechanical Behaviour and Microstructure, College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: ybtan1@gzu.edu.cn