



冷轧 Ti-Nb-Zr-O 高弹性钛合金的组织演变和力学性能

王春阳, 王玉会, 李 野, 张旺峰

(中国航发北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 以 Ti-35Nb-2Zr-0.3O(Ti3523)为研究对象, 研究了冷轧变形量对合金的组织 and 性能的影响规律, 分析了其塑性变形机制。结果表明: 冷轧过程中, 合金存在{332}⟨113⟩孪生变形、应力诱发马氏体 α'' 相变、滑移变形三种变形机制。当变形量为 42.3% 时, 应力诱发马氏体相变, 较强的⟨110⟩织构和晶体缺陷密度较多的松散结构导致其弹性模量较低, 此时 Ti3523 合金的弹性模量仅为 54 GPa、屈服强度为 875 MPa、抗拉强度可达 1013 MPa, 实现了单一材料高强度和低弹性模量的有机调和, 有望满足高超声速、可变机翼飞行器新型航空装备对高性能弹性材料的需求。

关键词: 高弹性钛合金; 弹性模量; 弹性封严; 组织演变

文章编号: 1004-0609(2021)-12-3544-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 王春阳, 王玉会, 李 野, 等. 冷轧 Ti-Nb-Zr-O 高弹性钛合金的组织演变和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(12): 3544–3551. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36652

WANG Chun-yang, WANG Yu-hui, LI Ye, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of cold rolled Ti-Nb-Zr-O high elastic titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(12): 3544–3551. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36652

钛及钛合金因密度低、比强度高、弹性模量低、无毒无磁性、可焊接性好等优异的综合性能在航空领域得到了广泛应用, 如飞机起落架、机身蒙皮、壳体、发动机的叶片、压气机盘、机匣等^[1-3], 按其特性主要分为高强韧钛合金、高温钛合金、阻燃钛合金、损伤容限钛合金、钛基复合材料这几大类^[4-8]。然而, 随着高超声速、可变机翼飞行器等新型航空装备的不断发展, 航空领域对高性能弹性材料的要求也越来越高, 常规钛合金、高强钢等材料已经不能满足航空领域对高性能弹性材料的要求, 研制新型的超弹性钛合金可以满足航空装备对高性能弹性材料的需求。

对于金属材料, 可以用屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与弹性模量 E 的比值 $\sigma_{0.2}/E$ (柔韧性指数) 来表示弹性性能^[9]; 材料的屈服强度越大, 弹性模量越低, 其弹性性能越好, 但高强度和低弹性模量是目前单一材料难于

协调兼顾的技术难题。目前生物医用领域所用的 β 钛合金具有很低的弹性模量, 但强度不高^[10-11], 如 Ti-35Nb-2Ta-3Zr, 弹性模量约为 52 GPa, 屈服强度仅 311 MPa^[12]; 而目前航空领域应用的 TB 系列高强度钛合金其强度虽高, 但弹性模量也高, 如 Ti-10V-2Fe-3Al (TB6) 的屈服强度为 1150 MPa, 而其弹性模量约为 108 GPa; Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (TB9) 的屈服强度达 1300~1450 MPa, 其弹性模量约为 104 GPa^[13]。

2003 年, 日本丰田中央研究院利用“d-电子理论”和“价电子浓度法”开发了一种综合性能优异的多功能钛合金(橡胶金属)^[14], 其典型成分为 Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr-1.2O。该合金经过冷轧变形后达到了较低的模量(40 GPa), 较高的强度(>1000 MPa)^[15]。随后国内也开展了高强度低模量高弹性钛合金的研究工作, 如北京航空航天大学赵新青等^[16-17]

开发了 Ti-Nb-Mo-Sn 系列的低弹性模量高强度钛合金。该系列合金经固溶-冷轧变形-低温短时退火处理获得了优异的弹性变形能力, 但屈服强度一般低于 850 MPa。

北京航空材料研究院利用“d-电子理论”和“价电子浓度”设计了一种低模量高强度超弹性钛合金 Ti-35Nb-2Zr-0.3O(Ti3523)^[15], 通过合理的工艺控制可以实现高强度低弹性模量的有机调和。为此, 本文作者以 Ti-35Nb-2Zr-0.3O(Ti3523)为研究对象, 研究冷轧变形量对合金的组织 and 性能的影响规律, 分析其塑性变形机制, 确定了高强度、低弹性模量 Ti3523 合金的最佳制备工艺参数, 为制备高性能超弹性钛合金提供了理论指导。

1 实验

本实验所用原材料为海绵钛、Nb 棒、海绵 Zr 和 TiO₂, 采用 3 次真空自耗熔炼制备出化学成分(质量分数)为 Ti-34.6%Nb-1.87%Zr-0.36%O 的 350 kg 钛合金铸锭; 经开坯、锻造、热轧, 制备出宽 200 mm、厚 4.5 mm 的板材; 板材经过 850 °C 固溶 30 min 后水冷, 采用四辊可逆式轧机进行冷轧, 获得冷轧板。本实验所用轧机支承辊直径为 350 mm, 工作辊直径为 170 mm, 辊面宽为 500 mm, 最大载荷为 2000 kN。利用 JSM-7001F 型扫描电镜对样品的 RD-ND 面进行 EBSD 微观组织分析, 扫描步长 0.3 μm, 采用 XRD 进行物相分析。拉伸试样如图 1 所示, 利用 MTS810-15 液压伺服拉伸试验机测试其拉伸性能。

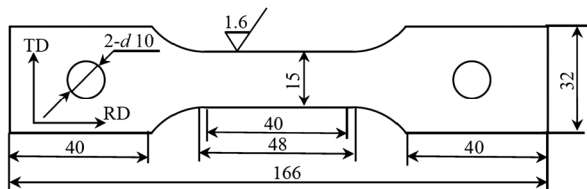


图 1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen (Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 冷轧变形过程组织演变

图 2 所示为 Ti3523 合金热轧板材经 850 °C 固溶后的显微组织。从图 2 中可以看出, 固溶后的热轧

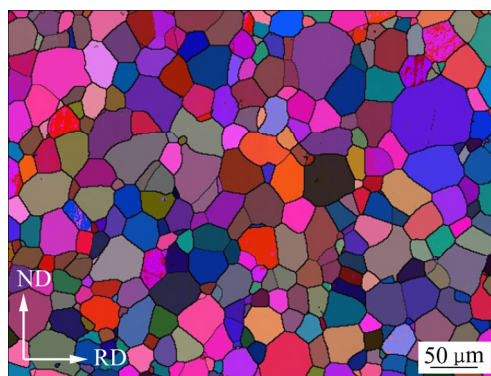


图 2 Ti3523 合金热轧板材固溶处理后的显微组织

Fig. 2 Microstructure of hot rolled Ti3523 sheet after solution treatment

板材为均匀的等轴晶组织, 平均晶粒尺寸约为 50 μm。

图 3 所示为 Ti3523 合金不同冷轧变形量的 RD-ND 截面的 EBSD 取向成像图, 图中细黑线代表 2°~15°的小角度晶界, 粗黑线代表大于 15°的大角度晶界, 粗白线为孪晶界。从图 3 中可以看出, 当变形量为 16.7%时, 孪晶界最多, 且晶粒基本上保持等轴状态, 说明此时合金以孪生变形为主; 当变形量为 28.6%时, 孪晶界减少, 晶粒内部出现了大量的小角度晶界, 说明此时变形机制以滑移变形为主; 当变形量为 42.3%时, 可以看到部分晶粒被拉长, 在剪切带内部存在大量的细小晶粒组织, 孪晶界基本消失; 当变形量增大至 76.9%时, 剪切带平行于轧制方向, 剪切带内部存在大量的大角度晶界, 在剪切带之间存在一些应变较小的胞块, 胞块内部存在少量的小角度晶界。

为进一步分析 Ti3523 合金的变形机制, 需要对 Ti3523 合金在冷轧变形过程中的组织演变进行分析。Ti3523 钛合金是体心立方结构(BCC), 其轧制组织主要沿 γ 取向线、 α 取向线和 λ 取向线演变。 $\varphi_2=45^\circ$ 取向分布函数(ODF)截面图可以充分体现其冷轧变形过程中的组织分布, $\varphi_2=45^\circ$ 时的 ODF 图与组织坐标的对应关系如图 4 所示。

图 5 所示为 Ti3523 合金板材不同冷轧变形量的 $\varphi_2=45^\circ$ ODF 图。从图 5 中可以看出, 固溶态板材存在较弱的 $\{001\} \langle 100 \rangle$ 组织, 组织强度为 4; 随着变形量逐渐增加至 28.6%时, $\{001\} \langle 100 \rangle$ 组织逐渐演变成 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 冷轧 γ 组织, 组织强度可达 16; 当

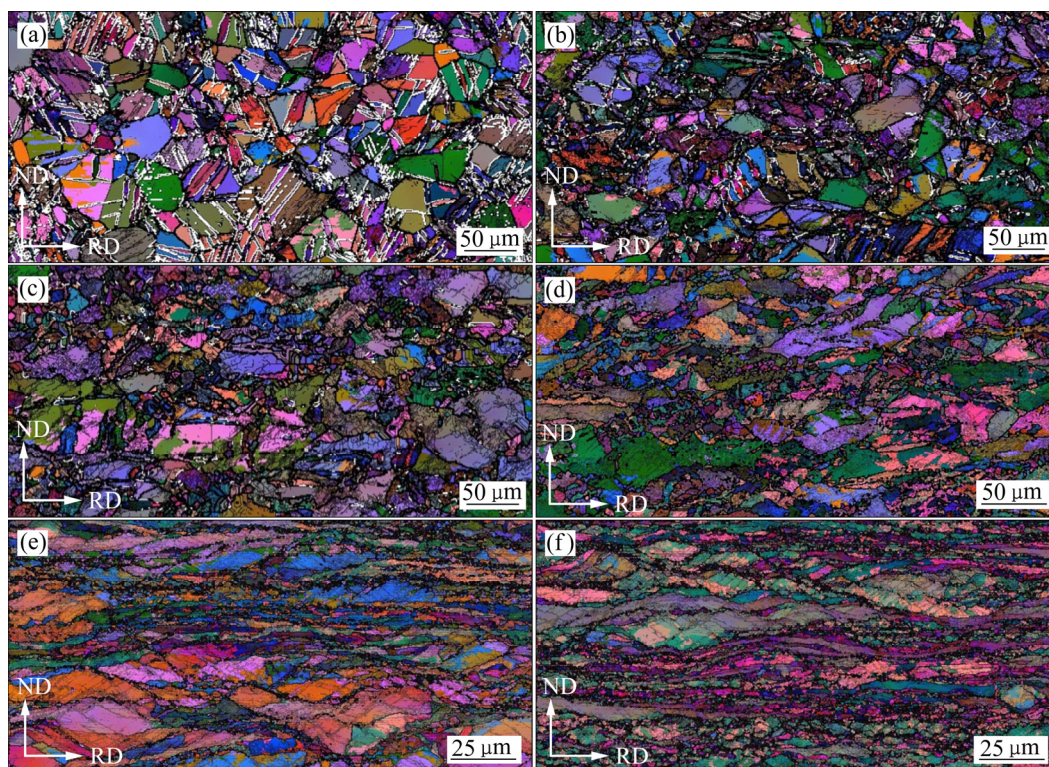


图 3 Ti3523 合金板材不同冷轧变形量条件下的 EBSD 组织图

Fig. 3 EBSD mappings of cold rolled Ti3523 sheet under different cold rolling reductions: (a) 16.7%; (b) 28.6%; (c) 42.3%; (d) 52.4%; (e) 76.9%; (f) 88.1%

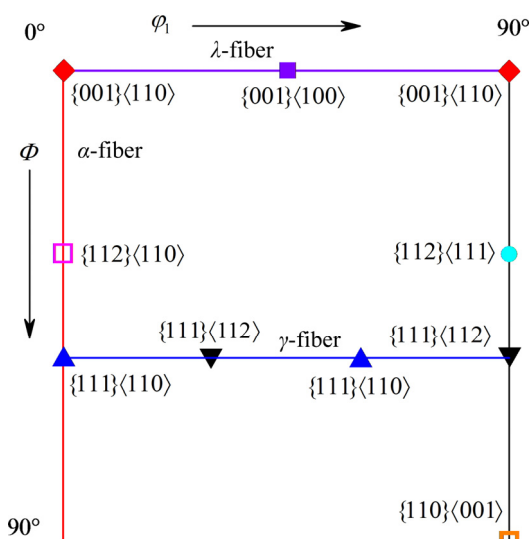


图 4 体心立方金属 $\phi_2=45^\circ$ 取向分布函数(ODF)与典型组织对应关系

Fig. 4 Corresponding relationship between orientation distribution function (ODF) at $\phi_2=45^\circ$ and typical texture for BCC materials

变形量增加到 42.3%时, $\{111\}\langle112\rangle$ 组织强度降低至 10, 同时出现同等强度的 $\{111\}\langle110\rangle$ 冷轧组织,

组织整体沿 γ 取向线($\langle111\rangle//ND$)演变; 继续增大变形量时, γ 组织减弱, 组织强度降低至 7.8; 当变形量达 88.1%时, γ 组织继续减弱, 组织强度约 6, 同时出现了较强的 $\{112\}\langle110\rangle$ 冷轧 α 组织, 组织强度约为 9。

在冷轧过程中, 钛合金板材在剪切力的作用下发生塑性变形, 由于金属的各向异性, 具有特定取向的晶粒会选择性地发生滑移或者孪生变形。BERTRAND 等^[18]和赖敏杰等^[19]研究表明, β 钛合金可以发生 $\{332\}\langle113\rangle$ 和 $\{112\}\langle111\rangle$ 孪生变形, 其中 $\{332\}\langle113\rangle$ 孪晶界的夹角为 50.5° , $\{112\}\langle111\rangle$ 孪晶界的夹角为 70.5° 。另外, Ti3523 合金所属的 BCC 结构金属的滑移系有 $\{110\}\langle111\rangle$ 、 $\{112\}\langle111\rangle$ 和 $\{123\}\langle111\rangle$ 。Ti3523 合金发生孪生/滑移变形主要取决于特定取向晶粒内部 $\{uvw\}$ 晶面 $\langle hkl\rangle$ 方向的施密德因子(S_F)的大小, S_F 越大则表明该方向越容易滑移/孪生。施密德因子可以表示为:

$$S_F = \cos \lambda \cdot \cos \phi \quad (1)$$

式中: λ 为外加力方向与滑移面法向的夹角; ϕ 为

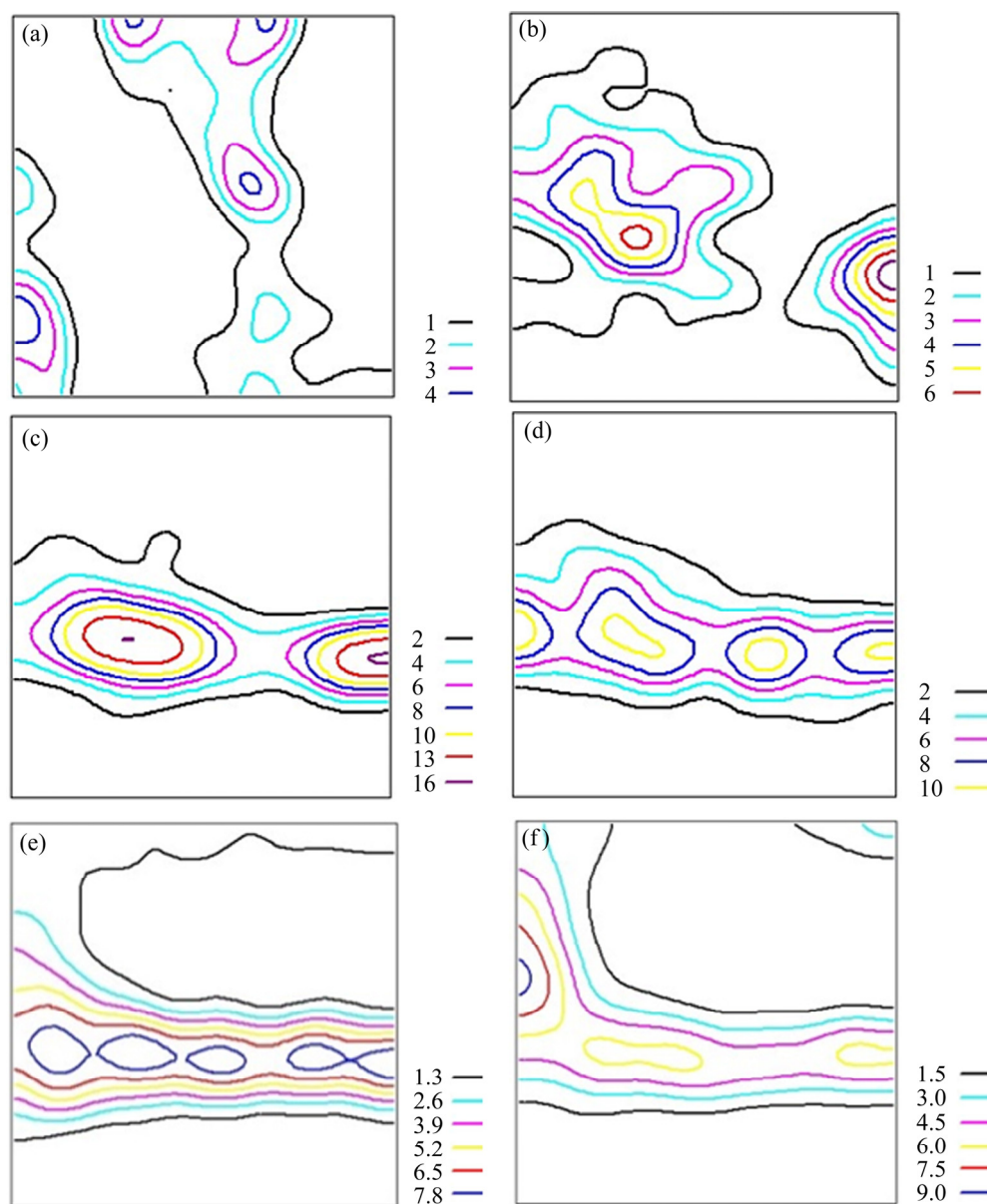


图 5 Ti3523 合金板材不同冷轧变形量条件下 $\phi_2=45^\circ$ 时的 ODF 图

Fig. 5 ODF diagrams of Ti3523 cold rolled sheet at $\phi_2=45^\circ$ and different cold rolling reductions: (a) Solid-solution state; (b) 16.7%; (c) 28.6%; (d) 42.3%; (e) 76.9%; (f) 88.1%

外加力的方向和滑移方向的夹角。Ti3523 冷轧板材的宽厚比很大, 冷轧变形过程可以近似为平面应变状态, 外加力的方向即为轧制方向。

表 1 所列根据式(1)计算得到的 Ti3523 合金不同冷轧变形组织条件下各孪生和滑移系的最大 S_F 。由表 1 可知, 当 β 合金组织类型为 $\langle 112 \rangle$ 时, $\{233\} \langle 331 \rangle$ 孪生变形的 S_F 最大, 为 0.450, 因此合金更易于发生 $\{3\bar{2}3\} \langle 131 \rangle$ 孪生变形; 而随着变形量

的增加到 42.3% 时, 合金的晶粒发生转动, $\langle 112 \rangle$ 组织逐渐转变为 $\langle 110 \rangle$ 组织; 此时 $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 滑移的 S_F 最大, 为 0.471, $\{123\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 滑移的 S_F 为 0.463, 均远大于 $\{332\} \langle 11\bar{3} \rangle$ 孪生的 0.386, $\{123\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 的 S_F 与 $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 的 S_F 比较接近。合金会发生多系滑移, 产生剧烈的剪切变形, 位错不断在晶界附近集聚, 形成了大量的大角度晶界; 原始晶粒被迅速分割成若干个亚晶粒, 因此在剪切带内部产生大量的

细小晶粒组织(见图 3(e)和(f))。另外, $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 滑移和孪生的 S_F 相同, 其主要区别在于孪生只滑移 $a\langle 111 \rangle/6$ 个柏氏矢量且晶内所有的晶面都滑动, 而滑移变形则在滑移面上滑移一个完整的柏氏矢量, 多系滑移会将晶粒分割成若干个亚晶粒; 亚晶界会阻碍晶内所有的晶面都沿相同的方向滑动, 此时不会产生较大的孪晶, 只能在亚晶粒内部存在一些微小的 $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ 孪晶。因此, 当变形量较大时, Ti3523 合金以滑移变形为主。

图 6(b)所示为 Ti3523 合金变形量 16.7% 时 1 号和 2 号孪晶内部沿直线 AB 和直线 CD 的取向差分布。由图 6(b)可知, 晶粒内部取向差约 2°, 这主要是因为晶粒内部存在微小的剪切变形, 产生了少量

表 1 Ti3523 合金不同冷轧变形织构条件下各孪生和滑移系最大 S_F

Table 1 Maximum S_F of slip and twinning with different cold rolled textures of Ti3523 alloy

System	$\langle 112 \rangle$ texture	S_F	$\langle 110 \rangle$ texture	S_F
Slip	$\{101\} \langle \bar{1}11 \rangle$	0.408	$\{10\bar{1}\} \langle 111 \rangle$	0.408
Slip	$\{211\} \langle \bar{1}11 \rangle$	0.393	$\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$	0.471
Slip	$\{312\} \langle \bar{1}11 \rangle$	0.411	$\{123\} \langle 11\bar{1} \rangle$	0.463
Twin	$\{\bar{2}33\} \langle 311 \rangle$	0.450	$\{332\} \langle 11\bar{3} \rangle$	0.386
Twin	$\{211\} \langle \bar{1}11 \rangle$	0.393	$\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$	0.471

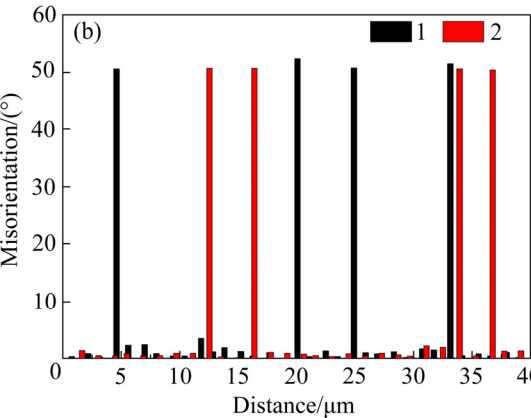
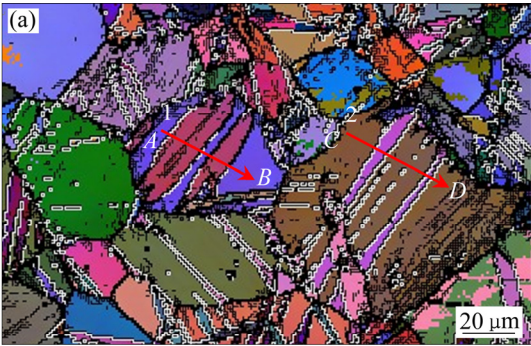


图 6 Ti3523 合金板材变形量 16.8% 时孪晶界取向差
Fig. 6 Misorientation of twinning boundary of Ti3523 sheet with cold rolled reduction of 16.8%: (a) EBSD mapping; (b) Misorientation

的位错; 孪晶界的取向差约为 50.5°, 由此进一步说明当变形量较小时, 合金发生了 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 孪生变形。

为进一步分析冷轧过程中 Ti3523 合金的相组成, 对不同变形量冷轧后的 Ti3523 合金进行了 XRD 测试, 结果如图 7 所示。从图 7 中可以看出, 固溶态 Ti3523 合金由单一的 β 相组成, 当合金冷轧变形 16.7% 后, 产生了应力诱发马氏体 α'' 相, 随着变形量增加到 28.6% 时, α'' 相和 β 相的最高峰的衍射强度比明显增大, 由此可以推测, 此时 α'' 相的相对含量增加。当变形量继续增加至 42.3% 时, α'' 相(021) 峰和(200)峰消失; 当变形量超过 52.4% 时, α'' 相的(020)峰也消失, 仅存在微弱的(220)峰。

当变形量较小时, Ti3523 合金发生 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 孪生变形, 其孪晶面 $\{332\}$ 不是体心立方结构的滑移面, 其孪晶方向 $\langle 113 \rangle$ 也非滑移方向, 该类孪晶不可能通过位错的滑移形成。LAI 等^[20]通过对 Ti-36Nb-2Ta-3Zr 的研究发现, $\{332\} \langle 113 \rangle$ 孪晶表面附着一层应力诱发马氏体 α'' 相, 由此基本可以确定 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 孪晶主要是通过应力诱发马氏体 α'' 相

变实现的。因此, 变形量较小时, XRD 出现了大量的 α'' 衍射峰, 合金中 α'' 含量较高。而随着变形量的增加, 合金组织由 $\langle 112 \rangle$ 向 $\langle 110 \rangle$ 转变, 大部分晶粒向有利于变形的方向转动。一方面, 晶粒内部发生多系滑移, 产生剧烈的剪切变形, 其变形方式以滑移为主, 不会再发生应力诱发马氏体 α'' 相变; 另一方

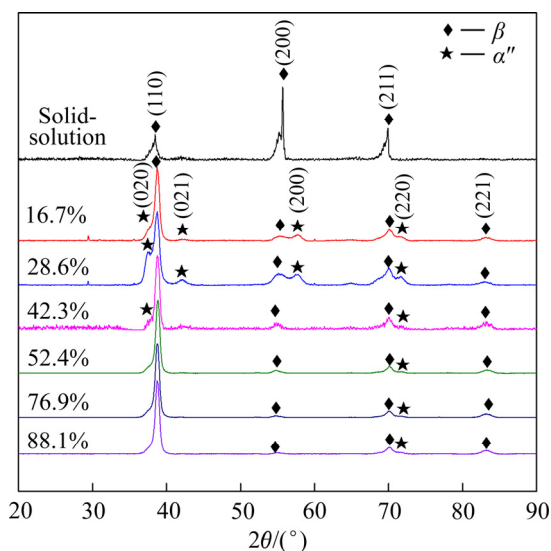


图7 Ti3523 合金板材不同冷轧变形量条件下的 XRD 谱
Fig. 7 XRD patterns of Ti3523 cold rolled sheet under different cold rolling deformations

面, 多系滑移产生大量的位错, α'' 相逐渐被位错破碎、分解, 合金中的 α'' 相含量迅速降低。因此, 变形量超过 52.4% 时, α'' 相仅存在微弱的 (220) 峰。

2.2 变形量对力学性能的影响

图 8 所示为 Ti3523 合金不同变形量的力学性能。从图 8 可以看出, 随着变形量的增加, 其抗拉强度和柔韧性指数 $\sigma_{0.2}/E$ 呈现逐渐增加的趋势, 在变形量为 42.3% 时, 其弹性模量突然出现了一个谷值, 仅为 54 GPa, 屈服强度为 875 MPa。造成上述现象的主要原因是: 变形量较低时, 产生大量的孪晶和应力诱发马氏体 α'' 相, 强化效果明显; 随着变形量的增加, 材料内部发生剧烈的滑移剪切变形, 积累大量的位错, 位错密度逐渐增加, 相互缠绕形成位错墙; 基体晶粒被位错墙分割成胞块, 在剪切带内部变形较为剧烈, 位错墙会演化成晶界, 形成大量的细小晶粒, 如图 9 所示。由于变形带中的晶粒是由附近晶粒被位错墙分割形成, 故其晶体取向与被分割的晶粒一致。冷轧过程中, 基体由 $\langle 100 \rangle$ 织

构转化为 $\langle 112 \rangle$ 织构, 在此过程中形成的晶胞以 $\langle 100 \rangle$ 织构为主, 如图 9 中变形带中的红色晶粒; 随着变形量的增加, $\langle 112 \rangle$ 织构转变为 $\langle 110 \rangle$ 织构, 在此过程中形成的晶粒以 $\langle 112 \rangle$ 为主, 如图 9 中的紫色晶粒。细晶强化作用使材料的强度增加, 同时大量的位错缠结使金属内部产生了较大残余应力, 使晶格发生畸变, 导致位错滑移困难, 因此, 强度随变形量的增加而增加。另外, 随着变形量的增加, 晶体内部的位错等缺陷密度增加, 晶体结构“松散”, 有利于降低弹性模量^[21-22]。当变形量小于 42.3% 时, 冷轧过程中会发生应力诱发马氏体 α'' 相变, 有助于降低合金的弹性模量^[23]; 当变形量增加至 52.4% 时, 不再发生应力诱发马氏体相变, 因而其弹性模量突然增加。此外, 随着变形量的增加, $\langle 112 \rangle$ 织构逐渐向 $\langle 110 \rangle$ 织构转变, 当变形量达到 42.3% 时, 出现了较强的 $\langle 110 \rangle$ 冷轧织构, 而 $E_{\langle 110 \rangle} < E_{\langle 112 \rangle}$ ^[22, 24], 因此其弹性模量进一步降低。综上所述, 当变形量为 42.3% 左右时, 应力诱发马氏体相变, 较强的 $\langle 110 \rangle$ 织构和晶体缺陷密度较多的松散结构导致了其弹性模量出现了一个谷值; 此时, 其屈服强度为 875 MPa, 抗拉强度可达 1013 MPa, 而断后伸长率可达 10%, $\sigma_{0.2}/E$ 约为 1.6%, Ti3523 合

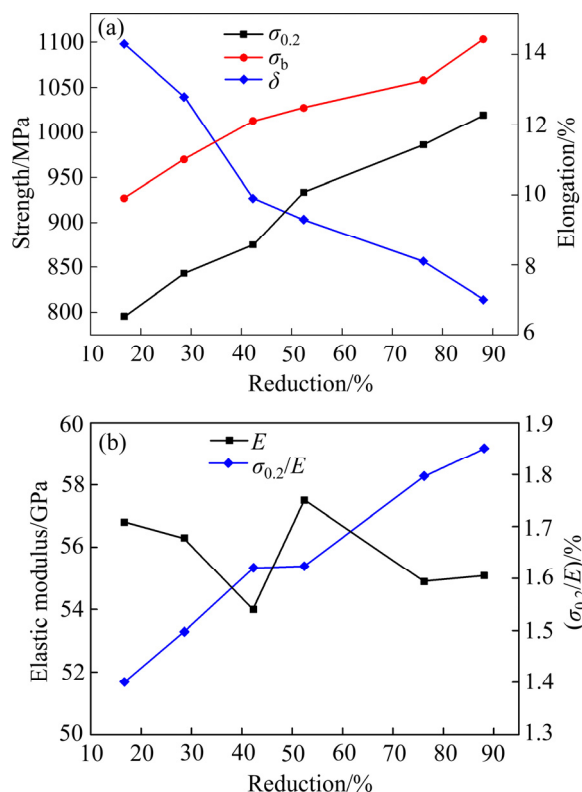


图8 Ti3523 合金不同冷轧变形量条件下的力学性能

Fig. 8 Mechanical properties of Ti3523 alloy under different cold rolling deformations: (a) Strength and elongation; (b) Elastic modulus E and $\sigma_{0.2}/E$

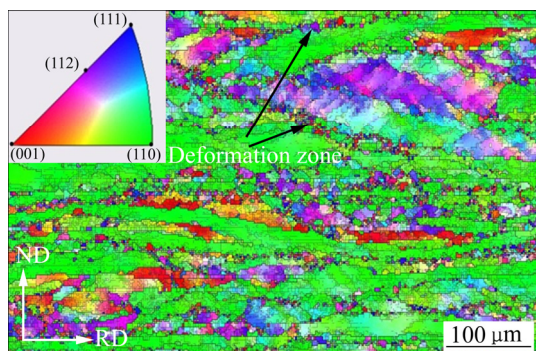


图9 变形量88.1%时 Ti3523 合金板材的 IPF 图

Fig. 9 IPF mappings of cold rolled Ti3523 sheet with 88.1% cold rolling reduction

金的弹性模量、强度和塑性得到了良好的匹配，有望满足航空装备对高性能弹性材料的需求。

3 结论

1) 当变形量较小时，Ti3523 合金冷轧变形方式以孪生变形和应力诱发马氏体相变为主；随着变形量的增加至 52.4%，变形机制以滑移变形为主。

2) 当变形量小于 42.3%时，Ti3523 合金的初始 {001} <100> 织构逐渐演变成 {111} <112> 冷轧 γ 织构；继续增大变形量，{111} <112> 冷轧 γ 织构逐渐演变成 {111} <110> γ 织构和 {112} <110> α 织构。

3) 在变形量为 42.3%左右时，应力诱发马氏体相变，较强的 <110> 织构和晶体缺陷密度较多的松散结构导致 Ti3523 合金弹性模量较低，仅为 54 GPa；此时，其屈服强度为 875 MPa，抗拉强度可达 1013 MPa，而断后伸长率可达 10%， $\sigma_{0.2}/E$ 约为 1.6%，Ti3523 合金的弹性模量、强度和塑性得到了良好的匹配。

REFERENCES

[1] 赵永庆, 奚正平, 曲恒磊. 我国航空用钛合金材料研究现状[J]. 航空材料学报, 2003, 23(S1): 215–219.
ZHAO Yong-qing, XI Zheng-ping, QU Heng-lei. Current situation of titanium alloy materials used for national

aviation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(S1): 215–219.

[2] 朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 44–50.

ZHU Zhi-shou. Recent research and development of titanium alloys for aviation application in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 44–50.

[3] BOYER R R, BRIGGS R D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 14: 681–685.

[4] 王欢, 赵永庆, 辛社伟, 等. 高强韧钛合金热加工技术与显微组织[J]. 航空材料学报, 2018, 38(4): 56–63.

WANG Huan, ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, et al. Review thermomechanical processing and microstructure of high strength-toughness titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(4): 56–63.

[5] 蔡建明, 弭光宝, 高帆, 等. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与进展[J]. 材料工程, 2016, 44(8): 1–10.
CAI Jian-ming, MI Guang-bao, GAO Fan, et al. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 1–10.

[6] 赵永庆. 阻燃钛合金[J]. 稀有金属材料与工程, 1996, 25(5): 1–6.

ZHAO Yong-qing. Burn resistant titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1996, 25(5): 1–6.

[7] 房卫萍, 陈伦, 史耀武, 等. 损伤容限钛合金的研究进展及应用现状[J]. 材料工程, 2010, 38(9): 95–98.

FANG Wei-ping, CHEN Lun, SHI Yao-wu, et al. Research development and application of damage tolerance titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, 38(9): 95–98.

[8] 刘世锋, 宋玺, 薛彤, 等. 钛合金及钛基复合材料在航空航天的应用和发展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 77–94.

LIU Shi-feng, SONG Xi, XUE Tong, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77–94.

[9] 张小明, 田锋, 殷为宏. “橡胶金属”——一种新型多功能钛合金[J]. 钛工业进展, 2005, 22(3): 9–13.

ZHANG Xiao-ming, TIAN Feng, YIN Wei-hong. A new multi functional titanium alloy “gum metal”[J]. Titanium Industry Progress, 2005, 22(3): 9–13.

[10] 李崇崇, 王健, 王春仁, 等. 低模量钛合金骨科植入物

- 材料研究进展[J]. 中国药事, 2019, 33(11): 1310–1314.
- LI Chong-chong, WANG Jian, WANG Chun-ren, et al. On research progress of low modulus titanium alloy orthopedic implant materials[J]. Chinese Pharmaceutical Affairs, 2019, 33(11): 1310–1314.
- [11] 麻西群, 于振涛, 牛金龙, 等. 新型生物医用钛合金的设计及应用进展[J]. 有色金属材料与工程, 2018, 39(6): 26–31.
- MA Xi-qun, YU Zhen-tao, NIU Jin-long, et al. Design and application progress of novel titanium alloys for biomedical application[J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2018, 39(6): 26–31.
- [12] LIN Z J, WANG L Q, XUE X B, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a Ti-35Nb-3Zr-2Ta biomedical alloy processed by equal channel angular pressing (ECAP)[J]. Materials Science and Engineering C, 2013, 33(8): 4551–4561.
- [13] 王玉会, 陈 锋, 张旺峰, 等. 用于机械密封件的钛合金及其制备方法: 中国, CN104962777A[P]. 2015–10–07.
- WANG Yu-hui, CHEN Feng, ZHANG Wang-feng, et al. Titanium alloy for mechanical seal and its preparation method: China, CN104962777A[P]. 2015–10–07.
- [14] SAITO T, FURUTA T, HWANG J H, et al. Multifunctional alloys obtained via a dislocation-free plastic deformation mechanism[J]. Science, 2003, 300(5618): 464–467.
- [15] 黄伯云. 中国材料工程大典: 第4卷. 有色金属材料工程[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- HUANG Bo-yun. China materials engineering canon: volume 4. Nonferrous materials engineering[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [16] GUO S, MENG Q K, CHENG X N, et al. Deformation behavior of metastable β -type Ti-25Nb-2Mo-4Sn alloy for biomedical applications[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2014, 38: 26–32.
- [17] GUO S, MENG Q K, CHENG X N, et al. α' martensite Ti-10Nb-2Mo-4Sn alloy with ultralow elastic modulus and high strength[J]. Materials Letters, 2014, 133(15): 236–239.
- [18] BERTRAND E, CASTANY P, PÉRON I, GLORANT T. Twinning system selection in a metastable β -titanium alloy by Schmid factor analysis[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(12): 1110–1113.
- [19] 赖敏杰, 李金山. 亚稳 β 钛合金的变形孪晶和应力诱发相变[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2185–2191.
- LAI Min-jie, LI Jin-shan. Deformation twinning and stress-induced phase transformation in metastable β titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2185–2191.
- [20] LAI M J, TASAN C C, RAABE D. On the mechanism of $\{332\}$ twinning in metastable β titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 111: 173–186.
- [21] COJOCARU V D, RADUCANU D, GLORANT T, et al. Effects of cold-rolling deformation on texture evolution and mechanical properties of Ti-29Nb-9Ta-10Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 586: 1–10.
- [22] WANG Y, ZHAO J, DAI S J, et al. Influence of cold rolling and ageing treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-30Nb-5Ta-6Zr alloy[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2013, 27: 33–42.
- [23] XU Y F, YI D Q, LIU H Q, et al. Effects of cold deformation on microstructure, texture evolution and mechanical properties of Ti-Nb-Ta-Zr-Fe alloy for biomedical applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 547: 64–71.
- [24] WANG L, LU W, QIN J, et al. The characterization of shape memory effect for low elastic modulus biomedical β -type titanium alloy[J]. Materials Characterization, 2010, 61(5): 535–541.

Microstructure evolution and mechanical properties of cold rolled Ti-Nb-Zr-O high elastic titanium alloy

WANG Chun-yang, WANG Yu-hui, LI Ye, ZHANG Wang-feng

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloy,
AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The effects of cold rolling deformation on the microstructure and properties of Ti-35Nb-2Zr-0.3O (Ti3523) titanium alloy were studied, and the plastic deformation mechanism was analyzed. The results show that

there are three deformation mechanisms during the cold rolling process: $\{332\}\langle 113\rangle$ twining, stress-induced martensitic α'' transformation and slipping. The stress-induced martensitic transformation, the appearance of $\langle 110\rangle$ texture and the more “looser” structure due to high crystal defect density lead to the lowest elastic modulus at the deformation of 42.3%. At this time, the elastic modulus of Ti3523 alloy is only 54 GPA, and the yield strength and tensile strength of Ti3523 alloy can reach 875 MPa and 1013 MPa, respectively. High strength and low elastic modulus were well coordinated in the single material Ti3523, which was expected to meet the requirements of high performance elastic materials for hypersonic, variable wing aircraft and other new aviation equipment.

Key words: high elastic titanium alloy; elastic modulus; elastic seal; microstructure evolution

Received date: 2020-11-03; **Accepted date:** 2021-03-12

Corresponding author: WANG Chun-yang; Tel: +86-13811635067; E-mail: chunyang_2008@163.com

(编辑 李艳红)