

冷轧对 β -ZrTiAlV 合金形变诱导马氏体相变的影响

栾佰峰, 谢 辉, 廖仲尼, 李飞涛, 毛 敏

(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要: 对 β -ZrTiAlV 合金分别采用室温和液氮低温轧制变形, 通过 X 射线衍射 (XRD)、光学显微镜 (OM)、背散射电子衍射 (EBSD) 分析技术, 研究轧制温度和轧制变形量对 β -ZrTiAlV 合金形变诱导马氏体相变及其微观组织演变规律的影响。结果表明, 在室温或低温条件下变形后合金组织中都发生了 $\beta \rightarrow \alpha'$ 形变诱导马氏体相变, 同时在马氏体 α' 中产生 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶, 轧制变形量的增加促进相变马氏体的形成和孪晶变体数量的增加, 而低温变形则抑制了形变诱导马氏体的形成, 但更有利于孪晶的产生。轧制变形量为 5% 时, 形变诱导马氏体以板条状分布于原始 β 晶粒中, 当变形量增至 10% 后, 少数 β 晶粒完全转变为 α' 相。

关键词: β -ZrTiAlV 合金; 轧制变形; 液氮低温; 形变诱导马氏体相变; 孪晶

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)08-2495-07

锆及锆合金具有良好的耐腐蚀和抗辐照特点, 因此被广泛应用于化工业和核工业当中^[1], 而近年来发展的新型锆合金更具有作为航空航天器构件结构材料使用的发展潜力^[2-4]。空间活动构件如舱外活动件, 所处环境极为苛刻, 受到超低温、交变循环、严重摩擦磨损和冷焊等考验, 因此航天器能否在轨长期服役的关键环节便是设法提高空间活动构件材料的性能与寿命。合金化是提高金属材料机械性能的有效方法之一, 如钢铁材料、铝合金、镁合金、钛合金等都通过合金化手段大幅提高了力学性能和使用性能^[5], 研究表明能够有效改善和提高锆合金力学性能的元素主要有 Al、Ti、Nb、Mo、V、Sn、Cu、Mn、Cr 等^[6,7]。目前, 科研工作者已经研制出了多种成分比的新型锆合金, 如 ZrAl^[7]、ZrTi^[8]、ZrTiAl^[9]、ZrCr^[10]、ZrB^[11]、ZrTiAlV^[12] 及 ZrBe^[13] 等。这些锆合金的抗拉强度和纯锆相比显著提高, ZrTiAlV^[12,14-17] 合金的抗拉强度甚至超过了 1600 MPa, 具有非常广阔的应用前景。Ti 和 Zr 元素在周期表中属于同一族元素, 拥有相似的物理化学性能, Zr-Ti 系合金不仅具有高 β 相转变温度, 而且具有低的 α 相转变温度^[6], 显著扩展了 $\alpha+\beta$ 两相混合区, 为调控合金相组成并获得良好使用性能打下了良好的基础, 而且添加 Ti 元素还能够显著增强锆合金的抗弯强度。Al 是典型的 α 相稳定元素, 可以通过短程有序效应显著地影响锆合金的强度; V 则是典型的 β 相稳定元素, 能够有效提高锆钒合金的

机械加工性能。

至今, 已经有多项关于 ZrTiAlV 合金的研究, 例如, 热处理或剧烈塑性变形加工中的相变问题^[16,18-20], 热处理和热轧变形对微观结构演变及机械性能^[5,14,21,22] 的影响规律, 各种应变率条件下合金的热变形行为^[23,24] 等的研究。Liang^[25] 在室温下对 51.1Zr40.2Ti4.5Al4.2V (质量分数, %) 合金进行轧制变形加工, 实验结果表明, 亚稳 β 态组织在变形过程中发生了形变诱导马氏体相变: 体心立方结构的 β 相转变为正交晶系的 α'' 相, 同时存在 $[001]_{\alpha''}/[110]_{\beta}$ 的取向关系。温度对材料的塑性变形有很重要的影响, 低温变形引入的应力很大, 能够加剧应力诱发相变的程度, 有利于组织演化规律研究和相变机理分析。我们尝试在室温及液氮低温条件下对相同组织的 β 态锆合金引入较小的轧制变形后, 发现原始体心立方结构的 β 相转变为密排六方的 α' 相, 而非正交晶系的 α'' 相。因此, 本工作将分别以轧制变形温度和轧制变形量为控制参量, 系统研究了 β -51.1Zr40.2Ti4.5Al4.2V 合金形变诱导马氏体的转变规律, 为深入了解 β -ZrTiAlV 合金变形行为提供一定的实验和理论依据。

1 实 验

本研究所使用的材料为 ZrTiAlV 四元合金, 该合金是以工业级纯度的海绵锆 (Zr+Hf 含量 $\geq 99.5\%$, 质量分数, 下同), 海绵钛 (Ti 含量 $\geq 99.7\%$), 工业纯

收稿日期: 2018-08-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51531005, 51571174, 51421001); 中央高校基本科研业务费 (106112017CDJQJ138803)

作者简介: 栾佰峰, 男, 1973 年生, 博士, 教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65106067, E-mail: bfluan@cqu.edu.cn

铝 (Al 含量 $\geq 99.5\%$) 和工业纯钒 (V 含量 $\geq 99.9\%$) 为原材料, 采用自耗式真空电弧炉进行熔炼。为了确保熔炼之后合金化学成分均匀, 反复熔炼 3 次再浇铸成铸锭。铸锭经开坯锻造和精锻得到 $\Phi 46$ mm 的棒材, 经计算其名义化学成分为 51.1Zr40.2Ti4.5Al4.2V (质量分数, %)。随后将锻态材料在 850 °C 下保温 60 min 淬火处理 (ST) 获得完全 β 相等轴晶组织, 经线切割加工得到板型试样后分别在室温和液氮低温条件下轧制变形 5% 和 10%。为了保证液氮低温轧制变形过程中样品温度的准确, 每道次轧制前后都将样品浸泡于液氮内保温 20 min, 同时在轧制过程中向轧辊上喷洒液氮, 以尽量保证样品的低温变形温度 (估计在 -170 ~ -196 °C 之间)。

实验采用 Zeiss Axiovert 40 MAT 金相显微镜 (OM) 和 TESCAN MIRA 3 XMU 场发射扫描电镜配备的背散射电子衍射 (EBSD) 技术进行显微组织观察。试样先经砂纸磨光后, 采用 90 vol% 乙醇+10 vol% 高氯酸的混合液进行电解抛光, 再经 10 vol% 高氯酸+5 vol% 氢氟酸+85 vol% 蒸馏水的混合液腐蚀处理分别制得 OM 和 EBSD 样品。合金的相组成通过 Rigaku D/max-2500 X 射线衍射仪进行检测, 衍射角范围为 30° ~ 80° , 步长为 0.02° , 每步收集数据点的时长为 2 s。

2 结果与讨论

图 1 为淬火 (ST) 状态的试样变形前后的金相照片。可以看出, 变形前合金为典型的等轴组织, 如图 1a, 而分别经过室温和低温变形后, 晶粒内部产生了明显的板条状组织, 表明变形过程中有形变诱导产物的产生。

图 1b、1c 分别为样品在室温和液氮低温条件下轧制变形 5% 后的金相照片。部分 β 晶粒内部出现了少量相互平行的板条组织, 但部分晶粒内部未出现板条, 仍保持单相 β 态抛光后的平整表面。图 1b 与 1c 相比可以发现, 在变形量为 5% 时, 板条组织密集程度差别不大, 这可能是因为变形量较小, 变形初期晶粒主要通过滑移来协调变形, 轧制温度对其影响比较小。图 1d、1e 分别为在室温和液氮低温下轧制变形 10% 后, 样品 β 晶粒内部组织形貌。更多晶粒内部出现板条状组织且分布更加密集, 相比而言, 在变形量增大的基础上, 液氮低温促进了板条的形成和密集化。Ahmed 等^[26]对 β -Ti10V3Fe3Al 合金在 725 °C 下进行压缩实验, 出现 $\beta \rightarrow \alpha'' + \beta \rightarrow \omega$ 形变诱导马氏体转变过程以及产生了 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 和 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 孪晶, 他们认为变形量比较大时, 体心立方的 β 相无法提供充足的滑移系

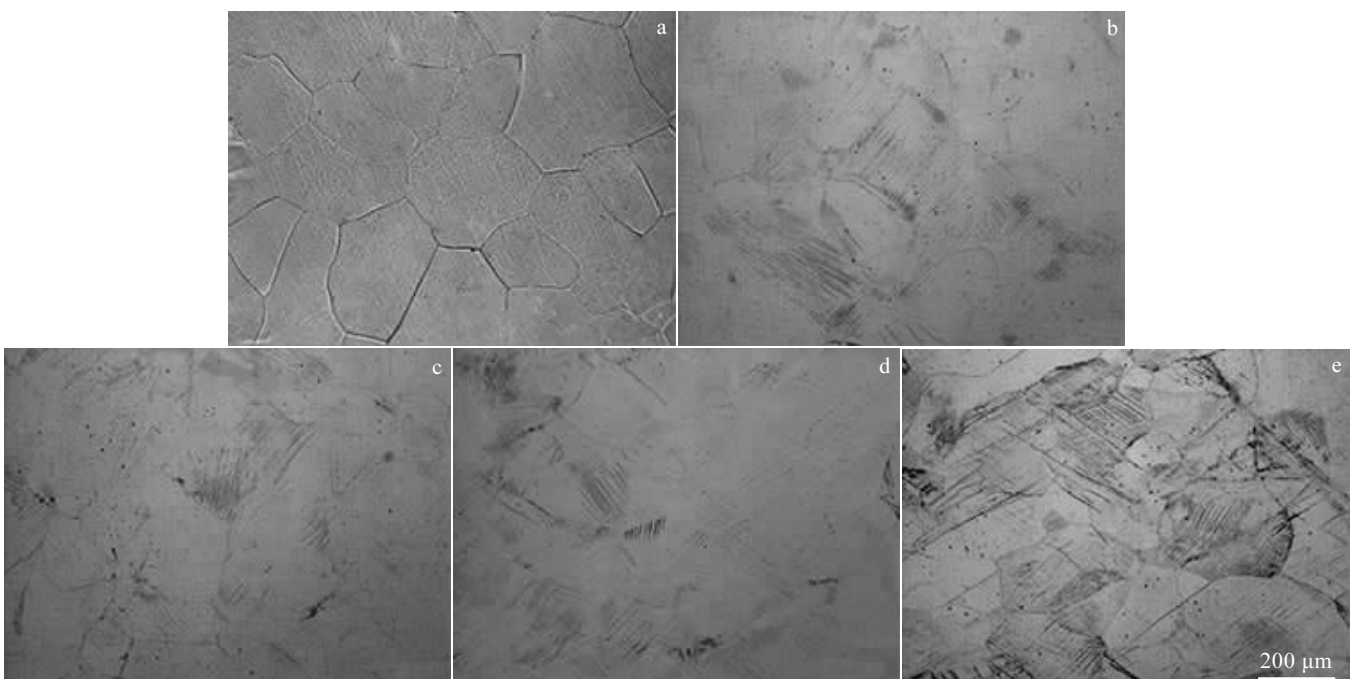


图 1 不同变形条件下试样的金相组织

Fig.1 OM microstructures of the ZrTiAlV alloy after solution treatment (a), after deformation at room temperature (b, d) and liquid nitrogen temperature (c, e) with the rolling reduction of 5% (b, c) and 10% (d, e)

来协调变形, 还需要通过马氏体转变、孪晶等机制进行协调。本研究的 β -51.1Zr40.2Ti4.5Al4.2V 合金在轧制变形过程中产生不均匀组织, 在局部晶粒内部产生了类似的组织来协调变形。

图 2 是 ST 状态的试样变形前后的 XRD 图谱。在 850 °C (β 单相区) 保温 60 min 后淬火处理得到的等轴晶组织为单一体心立方结构的 β 相, 这是由于 β 稳定性元素 V 的加入增强了 β 相的稳定性。但 ST 状态的 β 相在室温条件下是亚稳态的, 这决定其在加热或变形过程中将发生相变, 产生 α' 、 α'' 和 ω 相^[27]。已知文献^[16,18,22]报道, β -ZrTiAlV 合金固溶淬火处理或进行变形加工时, 也将发生形变诱导马氏体相变, 转变产物包括 α' 、 α'' 和 ω 相, 但本研究中的 XRD 分析结果并未检测到 ω 相, 而是只出现了 α' 或 α'' 相, 由于密排六方结构的 α' 相和正交结构的 α'' 相在 XRD 图谱中各峰位的衍射角非常接近, 因此很难通过 XRD 物相分析手段判别。本研究中的 β -ZrTiAlV 合金包含的各物相都为固溶体, 而固溶体本身性质导致其无论是自身元素含量的波动还是使其发生晶格畸变都将导致其晶格常数发生变化, 从而使其在 XRD 图谱中峰衍射角发生偏移, 这些因素都加剧了该合金在 XRD 图谱中区分 α' 或 α'' 相的难度。因此 XRD 图谱中出现的衍射峰能够说明在变形过程中该合金确实发生了形变诱导马氏体相变并产生新相, 但具体产生了哪种形变诱导马氏体相则需通过后续的研究进一步确定。

由图 2 中轧制变形后试样的 XRD 图谱可知, 试样中形成了新的马氏体相。在相同轧制温度下, 随着轧制变形量的增加新相衍射峰强度增加; 而对比相同轧制变形量, 可以发现液氮低温轧制样品中形成的新

相衍射峰强度明显低于室温轧制相变产物的衍射峰强度, 表明增加轧制变形量促进形变诱导马氏体的形成, 液氮低温在一定程度上抑制了形变诱导马氏体的形成, 这与金相结果中的液氮低温轧制 10% 出现更多板条组织相矛盾, 将在后面进行解释。值得注意的是, 母相 β 的衍射峰位略向高角度方向偏移 1°~3°, 而新相 α' 或 α'' 的各衍射峰位却基本没有向高角度方向偏移。结合相关文献^[28]分析认为, 这是由于轧制变形过程中母相中的残余应力所致, 而新相中残余应力很小, 所以衍射峰位基本没有偏移。

为了确定温度对形变诱导马氏体的影响, 并更加详尽地阐明小变形量冷轧形变诱导产物的特点, 以及温度和变形量对其转变的综合影响规律, 本实验采用背散射电子衍射 (EBSD) 技术定量表征各种变形条件下的组织结构。图 3 为该合金变形前后的 EBSD 图及添加了 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶界^[29,30] 的衬度成像图。如图 3a 所示, ST 状态下的试样由 EBSD 重构后标定为完全等轴 β (黄色区域) 相组织, 图 3c、3e、3g 和 3i 的变形组织则标定为体心立方的 β (黄色区域) 母相和密排六方的 α' (红色区域) 形变诱导马氏体相, 这表明在本轧制条件下合金发生了 α' 相马氏体转变。图 3c、3g 所示分别在室温和液氮低温条件下轧制变形 5% 样品的组织重构图, α' 相为典型的板条状, 且室温轧制变形后板条组织含量更高, 而当轧制变形量增加至 10% 时, 有些原始 β 晶粒则整个转变为 α' 相, 如图 3e 和 3i 所示。

图 4 中 f_{β} 和 f_{α} 分别表示在室温和液氮低温轧制时随变形量增加 β 相所占的体积分数, 表明随着变形量的增加组织中持续发生形变诱导马氏体转变, 且 α' 相聚集在一定的区域内, 导致随着变形量的增加, α' 相体积分数逐渐增加。相同轧制变形量样品比较, 如图 3c 和 3g 及 3e 和 3i 表明, 液氮低温轧制在一定程度上抑制了形变诱导马氏体的形成, 即 α' 相体积分数随着变形温度的降低而减少。更为有趣的是, 在轧制变形过程中形变诱导 α' 马氏体内出现了 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶, 如图 3d、3f、3h、3j 所示, 绿色细实线代表转轴为 $\langle\bar{2}110\rangle$, 取向差角为 85° 的 $(10\bar{1}2)$ 孪晶。图 5 为图 3j 中白色线段所对应的孪晶角/轴 (θ/n) 关系。图 4 中 f_{β} 和 f_{α} 分别表示在 α' 相区域中孪晶界所占百分比, 表明随着轧制变形量的增加孪晶界数量逐渐增加, 而且液氮低温轧制更有利于孪晶的生成。可以观察到液氮低温轧制 10% 样品中出现了大量孪晶板条, 这也是造成金相照片中其局部区域出现更为密集板条的原因。上述现象证实了形变诱导马氏体相变同时受到变形量和变形温度的综合影响, 随着变形量的增加马氏

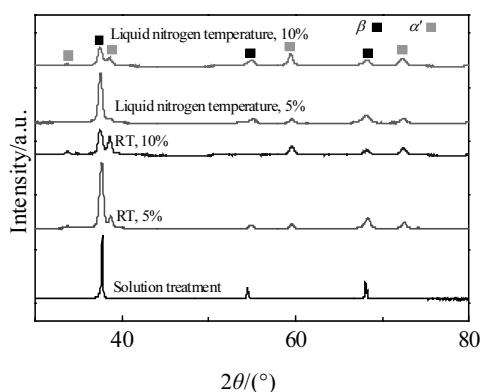


图 2 不同变形条件下试样的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the ZrTiAlV alloy after solution treatment and different deformation at room temperature and liquid nitrogen temperature

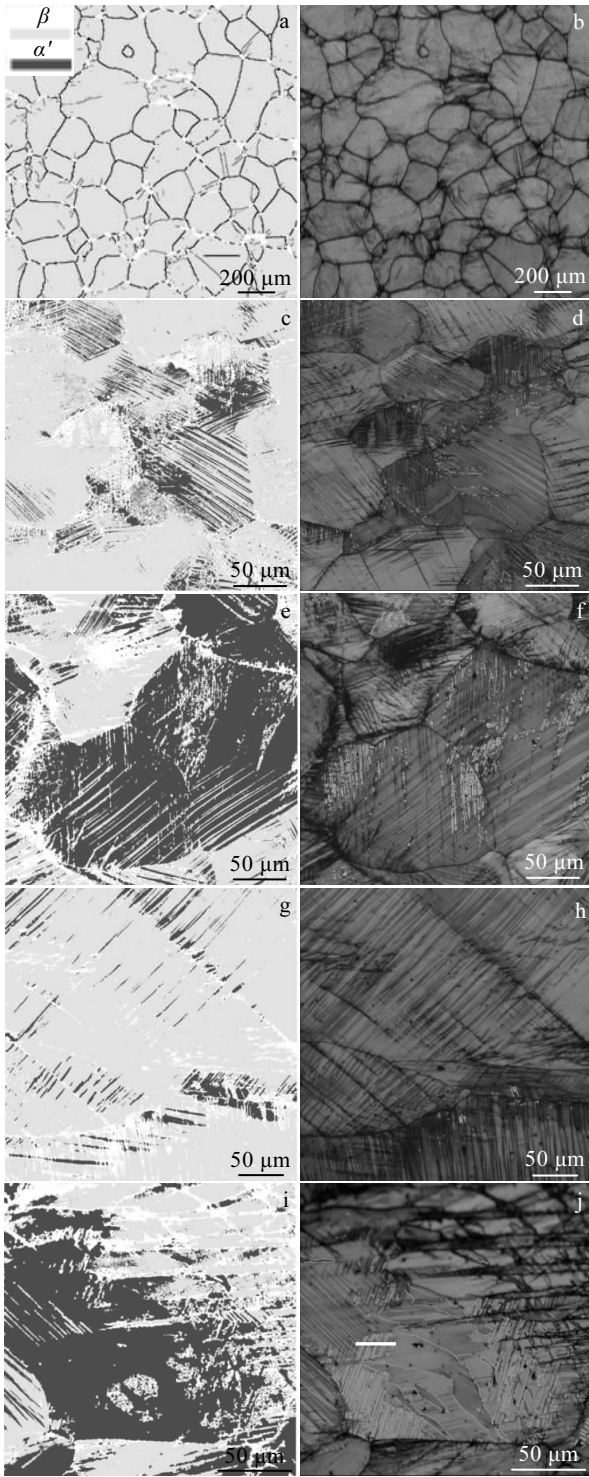


图 3 不同变形条件下的 EBSD 图及添加 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶界的衬度图

Fig.3 EBSD maps (a, c, e, g, i) and corresponding band contrast figures with $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ twin boundaries represented with green lines (b, d, f, h, j) of the ZrTiAlV alloy after solution treatment (a, b) and deformation at room temperature (c~f) and liquid nitrogen temperature (g~j) with the rolling reduction of 5% (c, d, g, h) and 10% (e, f, i, j)

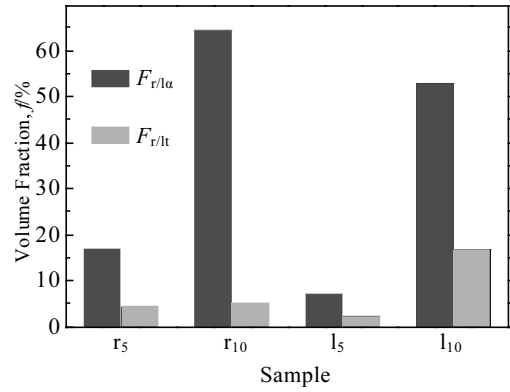


图 4 不同轧制变形量对应的室温及液氮低温轧制样品中 α' 相体积分数和其 α' 相中 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶界所占比例

Fig.4 Volume fraction of α' phase (f_{ra}) and $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ twin boundary proportion in the interior of α' phase rolled at room temperature (f_{rt}); volume fraction of the α' phase (f_{la}) and $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ twin boundary proportion in the interior of the α' phase rolled at liquid nitrogen temperature (f_{lt})

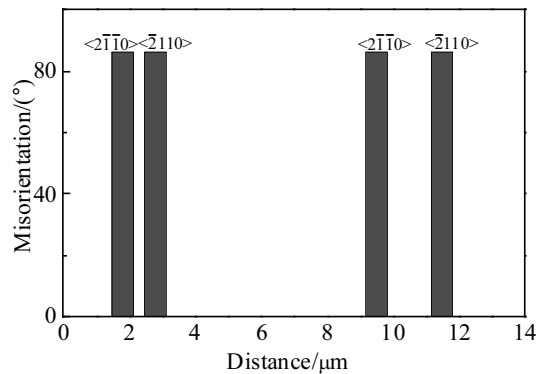


图 5 对应于图 3j 中白色线段的 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle\alpha'$ 孪晶界角/轴 (θ/n) 关系

Fig.5 Angle/axis (θ/n) pair relationship for $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle\alpha'$ twinning corresponding to the white line in Fig.3j

体体积分数及孪晶占比逐渐增加，但液氮低温轧制在一定程度上抑制了形变诱导马氏体的生成却更有利于孪晶的产生。

Zhao^[31]采用室温冷轧技术对 β -Zr30Ti x Mo 合金进行轧制变形，发现当 Mo 含量为 5% 时产生了形变诱导马氏体 α' 相，当增加 Mo 含量后形变诱导 α' 相含量逐渐减少。分析认为这样的结果与 β 相稳定元素 Mo 的含量有关，即随着 Mo 含量的增加， β 相的稳定性增

强，因此难于发生形变诱导马氏体相变。Marteleur^[28]对 β -Ti12Mo 合金进行拉伸实验，拉伸应变为 0.05 时也发生了形变诱导马氏体 α' 相变，分析认为在应变较小的变形阶段合金中就已经发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 形变诱导马氏体相变，但随着应变增加又转变为 $\beta \rightarrow \alpha''$ 形变诱导马氏体转变，而这种不同相变机制的变化规律目前还没有得到充分的研究。通过本实验可以证明， β -ZrTiAlV 合金在轧制变形量小于 10%时，发生了 $\beta \rightarrow \alpha'$ 马氏体转变，而 Shi^[20]对相同 β 状态下的该合金进行轧制变形 35%时发生了 $\beta \rightarrow \alpha''$ 马氏体转变，但本研究尚未观察到类似现象，随着变形量进一步增大是否也发生 $\beta \rightarrow \alpha''$ 马氏体转变还需深入的工作验证。

根据有关文献^[32-34]报道，当 β 相转变成 α 或 α' 相时，新相 α 或 α' 将与母相 β 保持特定的取向关系，即 Burgers 关系 (BOR)： $\{110\}_\beta // \{0002\}_\alpha$ 和 $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 0\bar{2}11 \rangle_\alpha$ ，因此一个单一的 bcc 结构母相 β 晶粒可以转变成 12 个 hcp 结构 α 相变体。图 6 分别选取并重构了

室温轧制变形 5% (图 6a) 和室温轧制变形 10% (图 6c) 样品的反极图配色取向成像图，并分别选取不同晶粒中的区域 A、B、C、D 分别给出 α' 相与 β 相的 OR 图，结果表明形变诱导马氏体相变过程中 α' 与 β 母相仍遵循比较严格的 Burgers OR: $(0001)_{\alpha'} // \{011\}_\beta$, $\langle 1120 \rangle_{\alpha'} // \langle 111 \rangle_\beta$ 。

分析结果表明室温轧制变形 5%时，试样中同一变形 β 晶粒可能具有 1 种 α' 变体 (如区域 A) 或 2 种变体 (如区域 B)，而当室温轧制变形量达到 10%时，同一变形晶粒中都同时含有 2 种 α' 变体。液氮低温轧制样品中也具有类似情况，因此可以推测在变形过程中同一 β 晶粒具体产生几种 α' 变体与形变量密切相关，即变形量的增加将促进 α' 变体的数量的增加和随机选择。如果继续增大变形量，是否会产生更多的 α' 变体，以及变体数量是否可以同时出现理论上的 12 种等相关工作还有待后续深入研究。

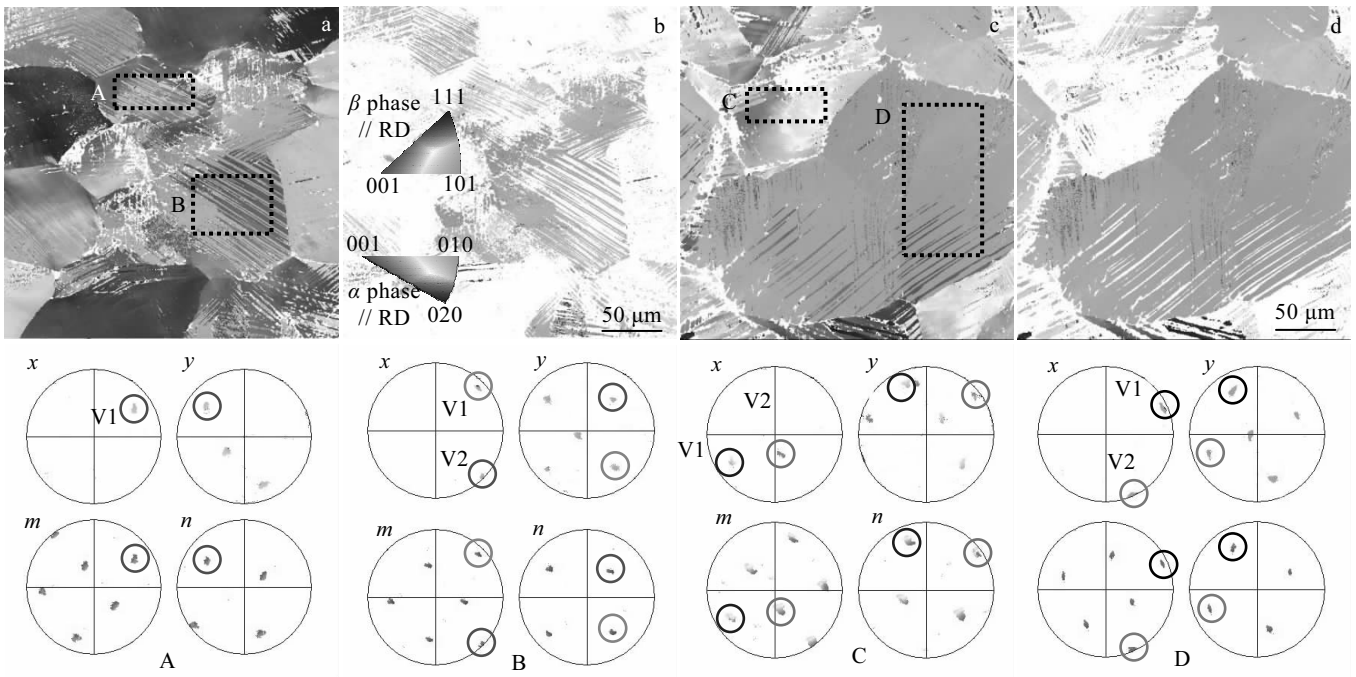


图 6 对应于图 3c 和 3e 的反极图配色取向成像图和去除 β 相后 α' 相反极图配色取向成像图以及 A、B、C 和 D 区域的 $(0001)_{\alpha'}-(x)$, $(11\bar{2}0)_{\alpha'}-(y)$ 和 $(110)_\beta-(m)$, $(111)_\beta-(n)$ 极图

Fig.6 EBSD orientation imaging maps (a, c) and orientation imaging maps of only α' phase (b, d) corresponding to Fig.3c (a, b) and Fig.3e (c, d); pole figures of $(0001)_{\alpha'}-(x)$, $(11\bar{2}0)_{\alpha'}-(y)$ and $(110)_\beta-(m)$, $(111)_\beta-(n)$ corresponding to area A, B, C, D in Fig.6a and Fig.6c

3 结 论

1) 在室温或液氮低温条件下对 β -ZrTiAlV 合金进

行轧制变形，其发生体心立方结构 β 相向密排六方结构 α' 相 ($\beta \rightarrow \alpha'$) 的形变诱导马氏体相变，轧制变形量的增加促进形变诱导马氏体的形成，但相比于室温冷

轧, 液氮低温抑制形变诱导马氏体的生成。

2) 轧制变形激发了 α' 区域中 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶的产生, 且随着变形量的增加孪晶分数提高, 相比于室温, 液氮低温轧制变形促进 $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ 孪晶的产生。

3) 随着轧制变形量的增加, $\beta\rightarrow\alpha'$ 马氏体转变的变体增多, 但远低于理论数量。

参考文献 References

- [1] Goel S, Jayaganthan R, Singh I V *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 55: 612
- [2] Liang S X, Yin L X, Jiang R J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 603: 42
- [3] Tan Y B, Ji L Y, Duan J L *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(12): 5974
- [4] Shi Y D, Wang L N, Wu C X. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(12): 5054
- [5] Liang S X, Ma M Z, Jing R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 541: 67
- [6] Hsu H C, Wu S C, Sung Y C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 488(1): 279
- [7] Fecht H J, Han G, Fu Z *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1990, 67(4): 1744
- [8] Hsu H C, Wu S C, Hsu S K *et al.* *Materials Characterization*[J], 2011, 62(2): 157
- [9] Jiang X J, Wang X Y, Feng Z H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 635: 36
- [10] Zhang Z G, Feng Z H, Jiang X J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 652: 77
- [11] Xia C Q, Jiang X J, Wang X Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 168
- [12] Liang S X, Yin L X, Liu X Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 619: 87
- [13] Feng Z H, Xia C Q, Jing R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 286
- [14] Liang S X, Yin L X, Jing R *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 58: 368
- [15] Shi Y D, Zhang G S, Li M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 665: 1
- [16] Qu L, Yang Z N, Zhang F C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 612: 80
- [17] Jing R, Liang S X, Liu C Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 474
- [18] Zhang Y, Liu Z Y, Zhao Z S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 45
- [19] Liang S X, Ma M Z, Jing R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 42
- [20] Shi Y D, Wang L N, Liang S X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 674: 696
- [21] Yin L X, Liang S X, Zheng L Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 649: 726
- [22] Zhang Z B, Li M, Guo D F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 588: 416
- [23] Tan Y B, Liu W C, Yuan H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(12): 5284
- [24] Tan Z B, Yang L H, Tian C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 577: 218
- [25] Liang S X, Yin L X, Liu X Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 374
- [26] Ahmed M, Gazder A A, Saleh A A *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(6): 2791
- [27] Tahara M, Kim H Y, Hosoda H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2461
- [28] Marteleur M, Sun F, Gloriant T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2012, 66(10): 749
- [29] Xu S, Schuman C, Lecomte J S. *Scripta Materialia*[J], 2016, 116: 152
- [30] Xu S, Toth L S, Schuman C *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 124: 59
- [31] Zhao X L, Niinomi M, Nakai M. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2011, 4(8): 2009
- [32] Chai L J, Luan B F, Zhang M *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 440(1-3): 377
- [33] Klimova M, Zherebtsov S, Salishchev G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 645: 292
- [34] Luan B F, Chai L J, Wu G L *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(7-8): 716

Effect of Rolling on Deformation-Induced Martensite Transformation in a Metastable β -ZrTiAlV Alloy

Luan Baifeng, Xie Hui, Liao Zhongni, Li Feitao, Mao Min

(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The influence of rolling reduction and temperatures at room and liquid nitrogen on the formation of deformation-induced martensite and microstructural evolution in a β -ZrTiAlV alloy was investigated by X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM) and electron backscatter diffraction (EBSD) technique. The results indicate that a deformation-induced martensite phase transformation process from body-centered cubic β to closed-packed hexagonal α' accompanying with $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ twinning in the α' phase simultaneously occurs. With the increase of rolling reduction, the deformation-induced phase transformation and the volume fraction of martensite variant increase. Nevertheless, lower temperature (liquid nitrogen) results in the inhibition of α' martensite transformation and the promotion of the $(10\bar{1}2)\langle\bar{2}110\rangle$ twinning. When the specimen is subjected to the rolling reduction of 5%, plate-like deformation-induced martensite starts appearing in the equiaxed parent β grains. However, when the rolling reduction increases to 10%, the deformation-induced martensite would be generated fully within some β grains.

Key words: β -ZrTiAlV alloy; rolling deformation; liquid nitrogen low temperature; deformation-induced martensite transformation; twin

Corresponding author: Luan Baifeng, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65106067, E-mail: bfluan@cqu.edu.cn