

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5274

# 中温应力作用下 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金 淬火马氏体的演变机制

杜亚丽<sup>1</sup>, 宋霖<sup>1</sup>, 张铁邦<sup>1</sup>, 李小兵<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072; 2. 季华实验室, 广东佛山 528200)

**摘要:** TiAl 合金以其低密度、高比刚度与高比强度, 以及出色的高温力学性能在航空航天领域展现出重要的应用前景。然而, 该合金目前仍面临室温塑性较差、损伤容限有限及热加工难度较大等挑战, 限制了其在实际工程中的广泛应用。近年来的研究指出, 通过调控合金组织, 获得均匀且细小的片层结构, 被认为是提升其室温塑性和改善加工性能的有效方法之一。本文以 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金为研究对象, 在  $\beta$  单相区进行淬火处理, 获得了以板条马氏体  $\alpha_2$  为主的显微组织, 随后对马氏体组织进行保温及加载实验, 实现了 TiAl 合金组织细化。通过高能 X 射线衍射研究了中温保温及加载过程中的组织演化, 结果表明, 应力促进了  $\alpha_2$  相向  $\gamma$  相转变,  $\alpha_2$  相和  $\gamma$  相力学各向异性导致  $\alpha_2$  相内弹性应变能和晶体缺陷的快速增加, 显著促进了片层  $\gamma$  相形成。

**关键词:** TiAl 合金; 热处理; 马氏体; 高能 X 射线衍射

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0249-10

## Evolution Mechanism of Quenched Martensite in Ti-42Al-6.5V-2Zr Alloy under Intermediate-temperature Stress

DU Yali<sup>1</sup>, SONG Lin<sup>1</sup>, ZHANG Tiebang<sup>1</sup>, LI Xiaobing<sup>2</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Jihua Laboratory, Foshan 528200, China)

**Abstract:** TiAl alloys demonstrate significant application potential in the aerospace field because of their low density, high specific stiffness and strength, and excellent high-temperature mechanical properties. However, challenges such as poor room-temperature plasticity, limited damage tolerance, and difficulties in hot working still hinder their widespread use in practical engineering. Research has suggested that obtaining a uniform and fine lamellar microstructure through microstructural control is an effective approach for enhancing room-temperature plasticity and improving workability. This study focused on a Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy, which was subjected to quenching from the  $\beta$  single-phase region to obtain a microstructure dominated by lath martensite  $\alpha_2$ . Subsequent holding and loading experiments were performed on the martensitic structure to achieve microstructural refinement of the TiAl alloy. The subsequent microstructural evolution during intermediate-temperature holding and loading was studied by high-energy X-ray diffraction. The applied stress significantly promotes the phase transformation from  $\alpha_2$  to  $\gamma$ . The mechanical anisotropy between the  $\alpha_2$  and  $\gamma$  phases leads to rapid accumulation of elastic strain energy and crystal defects within the  $\alpha_2$  phase, which markedly accelerates the formation of the lamellar  $\gamma$  phase.

**Key words:** TiAl alloys; heat treatment; martensite; high energy XRD diffraction

TiAl 合金凭借其轻质化与优异的高温性能, 包括高比强度、高比刚度及出色的抗氧化和蠕变寿命

在航空航天领域关键部件中具有重要的应用前景。该合金可在 600~800 °C 范围内用于制造航空发动

收稿日期: 2025-12-12

基金项目: 国家自然科学基金(524711145); 凝固技术全国重点实验室(2025-QZ-02); 新金属材料全国重点实验室(2025-Z06); 中央高校基本科研业务费(D5000250265)

作者简介: 杜亚丽, 2000 年生, 硕士生. 研究方向为 TiAl 合金的马氏体相变. Email: yalidu@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 宋霖, 1988 年生, 博士, 副教授. 研究方向为轻质金属结构材料. Email: songlin@nwpu.edu.cn

引用格式: 杜亚丽, 宋霖, 张铁邦, 李小兵. 中温应力作用下 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金淬火马氏体的演变机制[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 249-258.

DU Y L, SONG L, ZHANG T B, LI X B. Evolution mechanism of quenched martensite in Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy under intermediate-temperature stress[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 249-258.

机热端部件,其在有效减轻结构质量的同时,显著提升了发动机热效率<sup>[1-3]</sup>。以 Ti-48Al-2Cr-2Nb(原子分数,%)合金为例,其已成功应用于 GENx 发动机低压涡轮叶片,实现叶片减重约 182 kg,并使燃油消耗率降低 20%,氮氧化物排放量减少 80%<sup>[4-5]</sup>。然而这类合金在实际应用中仍面临若干挑战,例如室温塑性较低、损伤容限有限、加工性能不足,导致相关零部件制造成本居高不下,从而限制了大规模应用<sup>[6]</sup>。研究表明,通过调控工艺获得均匀细小的片层组织,是改善 TiAl 合金室温塑性的有效方法之一<sup>[7-8]</sup>。

TiAl 合金片层组织的细化主要可通过两种途径实现<sup>[9]</sup>:①基于相变调控的热处理工艺。Zhang 等<sup>[10]</sup>通过调控预冷速率并结合淬火+回火工艺,成功将 Ti-48Al-2W-0.5Si 合金的平均晶粒尺寸从原始的约 500  $\mu\text{m}$  细化至 70~220  $\mu\text{m}$ 。何双珍<sup>[11]</sup>以 50  $^{\circ}\text{C}$  热水作为淬火介质对 Ti-48Al-2Cr-0.5Mo 合金进行处理,经淬火+回火处理后其组织由初始约为 1 000  $\mu\text{m}$  的全片层组织转变为约 30  $\mu\text{m}$  的双态组织。孙涛等<sup>[12]</sup>采用循环热处理结合双温热处理的方法,不仅将片层晶粒尺寸从 150  $\mu\text{m}$  细化至 30  $\mu\text{m}$ ,同时片层间距由 1.3  $\mu\text{m}$  减小至 0.9  $\mu\text{m}$ 。②热机械处理。Imayev 等<sup>[13]</sup>系统研究了 Ti-45Al-8Nb-0.2C 合金的超塑性行为,通过挤压+热锻工艺将其显微组织细化至 0.9  $\mu\text{m}$ ;在此基础上采用锻造+轧制工艺制备出晶粒尺寸为 1~6  $\mu\text{m}$  的 Ti-45Al-3.59(Nb, Cr, B)-0.2Mo 合金<sup>[14]</sup>。陈玉勇等<sup>[15]</sup>对 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的研究也表明,包套锻造可显著细化合金心部组织,获得尺寸分布在 1~5  $\mu\text{m}$  范围内的再结晶晶粒。综上所述, TiAl 合金片层组织的细化主要通过控制淬火、回火等热处理工艺,利用相变过程直接改变微观形貌实现或借助锻造、轧制等热机械处理,通过塑性变形与动态再结晶实现组织细化。这些方法的核心在于对合金相变过程或变形机制进行调控。

值得注意的是,上述工艺主要涉及扩散控制的相变或再结晶过程。而另一种完全不同的非扩散性相变机制——马氏体相变,也为 TiAl 合金的组织细化提供了新思路。马氏体转变通常发生在较高温度,相关研究较为有限<sup>[9]</sup>,然而其对 TiAl 合金的中低温组织演化具有重要影响。Takeyama 等<sup>[16]</sup>指出,在 Ti-Al-V 体系中,从  $\beta$  相区水淬后,随着 V 含量的增加(Ti-42Al-5V $\rightarrow$ Ti-42Al-10V)或 Al 含量的减少(Ti-42Al-5V $\rightarrow$ Ti-38Al-5V),相变模式明显地从块状转变为马氏体。Chen 等<sup>[17]</sup>的研究指出,添加  $\beta$  稳定元素 Cr 和 V 能够促进马氏体转变,他们认为马氏体板条的宽度随

Cr 含量的增加而减小,并成功利用马氏体转变实现了对高 Nb 含量 TiAl 合金组织的细化。Hu 等<sup>[18]</sup>对 Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si 合金在  $\beta$  单相区进行冰盐水淬火,观察到生成的马氏体呈透镜状且其中脊清晰可见。Cheng 等<sup>[19]</sup>则在 Ti-42Al-8.5V 合金油淬后发生马氏体转变的基础上,进一步通过回火处理研究马氏体的分解机制,在 700 和 800  $^{\circ}\text{C}$  回火时发生  $\alpha_2\rightarrow\alpha_2+\gamma$  分解,而在 900 和 1 000  $^{\circ}\text{C}$  下马氏体按  $\alpha_2\rightarrow\alpha_2+\gamma\rightarrow\beta_0+\gamma$  路径分解。Mayer 等<sup>[20]</sup>在 Ti-44Al-3Mo-0.1B 合金中检测到从  $\beta$  相区水淬后得到的超细针状马氏体板条,并用马氏体晶体学唯象理论建立了模型。此外,其他一些  $\beta$  凝固 TiAl 合金在连续冷却实验中也出现了马氏体转变<sup>[21-22]</sup>。在中温条件下,马氏体分解发生于等温热处理和循环热处理中,施加应力的研究较少,而在等温热处理条件下,马氏体的分解属于典型的扩散型固态相变。该过程中,转变量随保温时间延长而逐渐增加,但其动力学速率通常较为缓慢,且受温度影响显著。Yu 等<sup>[23]</sup>采用膨胀法研究了 TC4 钛合金水淬马氏体在等温退火过程中的分解行为,结果表明,在 600  $^{\circ}\text{C}$  保温时,至少需要 4.2 h 才能实现马氏体的完全分解;即使温度提高至 800  $^{\circ}\text{C}$  以上,完成分解仍需超过 2 h。由此可见,马氏体在等温退火条件下的分解过程在动力学上极为缓慢。而引入应力后,不同晶粒各向异性的相互作用可在硬相内引入显著的弹性应变能与晶体缺陷,从而加速分解进程,并为析出相提供形核点,提高形核率。

以上研究表明,通过快冷得到马氏体组织后进一步中温保温加载,可以实现 TiAl 合金片层组织的细化。本文对 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金进行淬火得到马氏体,并研究了中温加载对马氏体分解的影响,利用原位同步辐射技术研究合金加载过程中的组织演化,阐明组织演化过程中的片层细化机制。致力于探索通过马氏体相变实现 TiAl 合金片层组织细化的新机制,研究 TiAl 合金的马氏体相变,分析中温加载条件下马氏体分解的微观动力学,旨在阐明应力场如何协同温度场共同驱动相变影响最终片层组织的形貌与尺寸,有助于深化对马氏体相变机制的理解。同时采用原位同步辐射技术实时表征组织演变,为原位分析相变过程提供了关键技术。研究成果有望为 Ti-42Al-6.5V-2Zr 这类具有优异热加工性但组织难控制的高性能合金,提供一种高效的微观组织调控策略,提升其综合力学性能,推动其在航空航天轻量化关键部件上的应用进程。

## 1 实验材料与方法

实验合金成分为 Ti-42Al-6.5V-2Zr, 利用真空非自耗电弧炉熔炼纽扣锭, 采用高纯 Al 粒(99.99%, 质量分数, 下同)、海绵 Ti(99.97%)、高纯 V 片(99.95%) 与高纯 Zr 粒(99.99%)作为原料制备纽扣锭。配料时依据目标成分计算各元素用量, 并考虑熔炼过程中的烧损补偿。熔炼前, 将熔点低、密度较小的金属置于铜坩埚底部, 将熔点较高的金属置于其上。炉腔经高纯氩气反复洗炉 3 次后, 抽真空至  $5 \times 10^{-3}$  Pa 以下, 再充入高纯氩气至 -0.06 MPa。熔炼前, 先引弧熔化 Ti 锭消耗残留的氧气; 熔炼时用 100 A 电流将原料完全熔化后再加大电流至 200~300 A 熔炼 2 min 左右, 为保证成分均匀性, 每个纽扣锭反复熔炼 7 次, 质量约为 50 g<sup>[24]</sup>。实验所用试样均取自铸锭中心部位(以规避边缘偏析影响), 并经线切割加工成 8 mm×8 mm×8 mm 的立方体, 以备后续热处理。根据 Takeyama 等<sup>[25]</sup>提出的 Ti-Al-V 相图和 TTT 曲线, 合金的  $\beta$ - 转变温度约为 1340 °C, 为在高温下获得单一的  $\beta$  相, 将样品在 1700 °C 箱式炉中加热至 1400 °C, 保温 30 min 后水淬至室温。

在加速电压为 20 kV 的 Tescan 扫描电子显微镜(SEM)背散射电子(BSE)模式下对微观结构进行表征。为了分析晶体取向, 根据微观结构的不同, 采

用不同步长的电子背散射衍射(EBSD)进行分析。利用透射电子显微镜(TEM, FEI Talos F200i)观察试样的微观结构, 工作电压 200 kV。自样品中间切取厚度为 400  $\mu\text{m}$  的薄片, 精细研磨至 50  $\mu\text{m}$  后, 利用电解双喷制备 TEM 试样。电解液成分为 5%高氯酸、35%正丁醇和 60%甲醇, 采用液氮冷却, 温度控制在 -20 °C 左右, 电压为 30 V。

通过同步辐射高能 X 射线衍射(HEXRD)对合金的热处理及施加载荷后的试样进行表征。同步辐射原位实验装置原理如图 1a 所示。同步辐射光源为德国汉堡国家同步辐射中心 PETRA 的 P07 光束, 尺寸设定为 0.5 mm×0.5 mm, 射线能量为 100 keV, 波长为 0.124 Å。利用二维探测器记录衍射后图像。采用 FIT2D 软件处理衍射数据即德拜-谢勒环, 将其转换为二维衍射图像或一维 XRD 谱。通过分析 XRD 谱衍射峰的位置、半高宽随宏观应变的变化来研究微观力学行为。选取德拜-谢勒环上某个方位角  $\pm 5^\circ$  的范围, 将其转变为一维 XRD 谱。在 pseudo-voigt 函数的基础上对 XRD 谱进行拟合, 拟合优度均大于 99%, 得到晶面  $\{hkl\}$  的晶面间距。

通过布拉格方程计算晶面间距<sup>[26]</sup>:

$$2d_{hkl}\sin\theta_{hkl}=\lambda \quad (1)$$

式中,  $d_{hkl}$  为晶面  $\{hkl\}$  的晶面间距;  $\theta_{hkl}$  为晶面  $\{hkl\}$  的衍射角;  $\lambda$  为同步辐射波长。

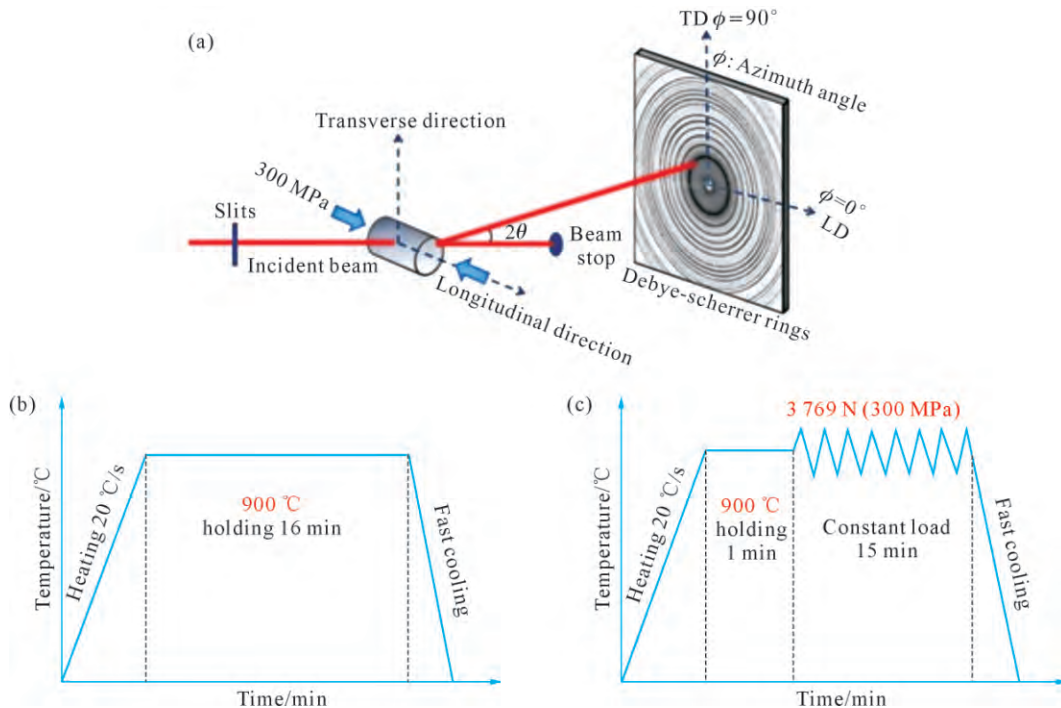


图 1 原位同步辐射实验:(a)原位同步热压缩实验示意图;(b)保温实验工艺参数;(c)加载及保温实验工艺参数,LD:轴向(平行于加载轴方向);TD:横向(垂直于加载轴方向)

Fig.1 In situ synchrotron radiation experiment: (a) schematic diagram of the in situ synchrotron radiation thermal compression experiment; (b) holding process parameters; (c) loading and holding process parameters. LD: parallel to the load axis; TD: perpendicular to the load axis

由下式计算晶格应变<sup>[27]</sup>:

$$\varepsilon_{hkl} = (d_{hkl} - d_{hkl}^0) / d_{hkl}^0 \quad (2)$$

式中,  $d_{hkl}^0$  和  $d_{hkl}$  分别为在压缩温度下没有施加应力和施加应力下的晶面 {hkl} 的晶面间距。原位同步辐射加热与加载实验参数如图 1b 和 c 所示。其中一个样品以 20 °C/s 的升温速率快速加热至 900 °C, 随后保温 16 min(图 1a), 加热实验旨在确定无应力条件下马氏体的演化。另一试样以 20 °C/s 速率快速升温至 900 °C, 保温 1 min 后施加恒定载荷 300 MPa, 并在该温度下保温 15 min(图 1b), 旨在确定应力条件下马氏体的演化。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金铸态组织

Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金铸态显微组织如图 2 所示。BSE 图像表明, 铸态组织主要由粗大的魏氏组织  $\gamma/\alpha_2$  片层团构成, 这是由低温下  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  转变所致, 其形貌为细长的条状, 长度为 150~200  $\mu\text{m}$ 。魏氏组织片层团周围分布了大量的  $\beta_0$  相和一些细

小、弥散分布的  $\gamma$  相, 这主要是由于  $\beta_0 \rightarrow \gamma$  转变所致。由此可以认为合金的凝固路径是  $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta/\beta_0 + \alpha \rightarrow \alpha + \gamma + \beta/\beta_0 \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta/\beta_0$ <sup>[28]</sup>。

### 2.2 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金淬火后的马氏体组织

Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金经 1 400 °C 水淬后的显微组织如图 3 所示。由于短时间内合金元素难以扩散,  $\beta$  相中无法由扩散型相变析出  $\alpha$  相, 只能通过无扩散相变转变为 HCP 结构, 并且  $\beta$  相的成分没有发生变化, 从而形成了马氏体  $\alpha$  相, 其迅速转变为  $\alpha_2$  有序结构。根据图 3a HEXRD 分析结果可知, 淬火后样品主要由  $\alpha_2$  相组成。从图 3b 可以发现, 马氏体的形貌为板条状, 马氏体内部形成了典型的中脊结构, 这些清晰的中脊线沿其惯习面对称分割。马氏体的厚度与尺寸分布不均匀, 最大尺寸为 2.7  $\mu\text{m}$ , 最小的已达纳米级, 排列呈现明显规律性, 3 种不同取向的马氏体变体近似构成等边三角形分布, 该特征见 Ti-40Al-10V 合金中的报道<sup>[9]</sup>。Cheng 等<sup>[29]</sup>研究指出, 此类近等边三角形排布源于马氏体相变过程中的变体选择效应。具体而言, 3 种马氏体变体围绕着  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$  轴以 60° 间隔旋转分布, 以此来降低相

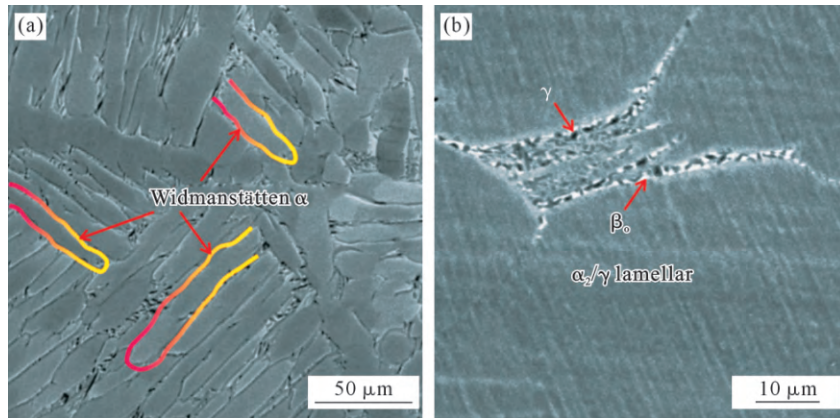


图 2 铸态 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金显微组织:(a) 魏氏组织低倍图;(b) 魏氏组织片层团高倍图

Fig.2 BSE image of the as-cast Ti-42Al-6.5V-2Zr: (a) low-magnification BSE image of the Widmanstätten structure; (b) high-magnification BSE image of the Widmanstätten structure, with the lamellar colony details shown

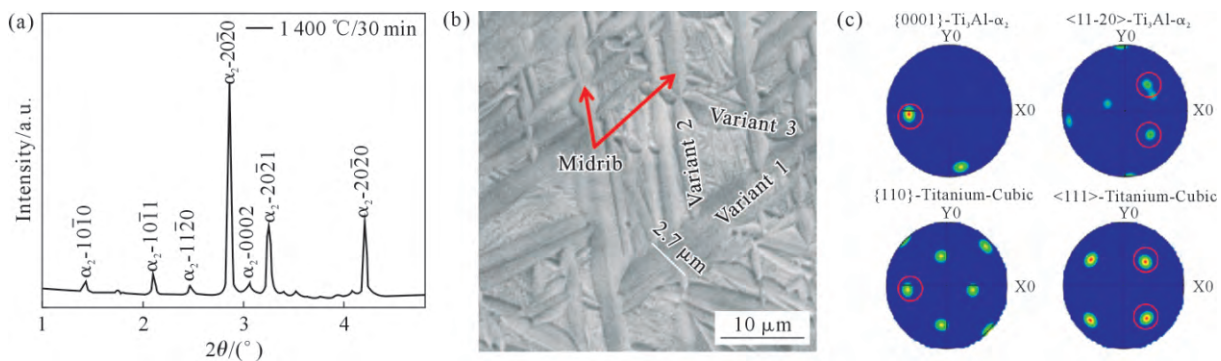


图 3 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金 1 400 °C 淬火后的显微组织:(a) 同步辐射高能衍射 HEXRD 图;(b) 马氏体组织 BSE 图;(c) 马氏体的 {0001} 和  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  极图和残余  $\beta_0$  相的 {110} 和  $\langle 111 \rangle$  极图

Fig.3 Microstructure of the Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy after quenching at 1 400 °C: (a) synchrotron radiation high-energy X-ray diffraction pattern; (b) BSE image of the martensitic microstructure; (c) pole figures of martensite {0001} and  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  and of the retained  $\beta_0$  phase {110} and  $\langle 111 \rangle$

变弹性能,进而形成该几何构型。图 3c 分别为马氏体的  $\{0001\}$  和  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  极图和残余  $\beta_0$  相的  $\{110\}$  和  $\langle 111 \rangle$  极图,红色圆圈所示的位向关系表明  $\beta_0$  和  $\alpha_2$  相遵循 Burgers 取向关系,即  $\{0001\}_{\alpha_2} // \{110\}_{\beta_0}$  和  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} // \langle 111 \rangle_{\beta_0}$ 。

### 2.3 马氏体组织中温演化的原位同步辐射分析

图 4 显示了 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金得到马氏体后在 900 °C 保温 16 min 的显微图像及保温过程  $\alpha_2$ 、 $\gamma$  和  $\beta_0$  相的衍射峰强度变化。由图 4a 可知,经过 900 °C 保温处理,马氏体发生了  $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  转变,同时片层周围析出了少量纳米级的  $(\beta_0 + \gamma)$  组织。由图 4c 可知转变后  $\alpha_2$  占 31.5%,  $\gamma$  占 42.3%,  $\beta_0$  占 5.8%。对比图 3b 淬火后  $\alpha_2$  相尺寸,发现图 4b 中  $\alpha_2$  相发生了长大和粗化,由 2.7  $\mu\text{m}$  变成了 4  $\mu\text{m}$ 。一些片层结构或晶粒的尺寸相比保温前有所增加,片层结构粗化降低了组织界面能和过饱和度,使组织趋于稳定状态。片层粗化由扩散控制,温度越高、时间越长,

则粗化程度越明显。TiAl 合金片层结构的粗化主要以连续和不连续粗化的方式进行<sup>[30]</sup>。从图 4d 的衍射图中可以观察到,在 900 °C 保温初始阶段已有少量  $\beta_0$  相在组织中形成。随着保温时间的延长,  $(20\bar{2}0)_{\alpha_2}$  衍射峰和  $(20\bar{2}1)_{\alpha}$  衍射峰的强度下降,  $(111)_{\gamma}$  衍射峰的强度不断增加,  $(110)_{\beta_0}$  衍射峰的强度几乎不发生变化,说明保温时间的延长使得更多的  $\gamma$  晶核在  $\alpha_2$  相基体内部形成,为  $\gamma$  相晶核的持续生长及后续的组织粗化(图 4b)提供了必要的原子扩散时间,确保晶界能充分迁移,直至  $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  转变趋于完全<sup>[30]</sup>,而延长保温时间对  $\beta_0$  相的体积分数未产生显著影响。

原位同步辐射恒温恒力加载实验结果如图 5 所示。图 5a 显示 Ti-42Al-6.5V-2Zr 试样在 900 °C/300 MPa 加载时真应力与真应变随时间的变化;图 5b 显示了该合金应变速率随时间的变化。结合图 5a 和 b 可以看出,初始阶段应变速率较高,应变量大达 0.93%,对应材料在加载初期的位错滑移与增殖主导的加工硬

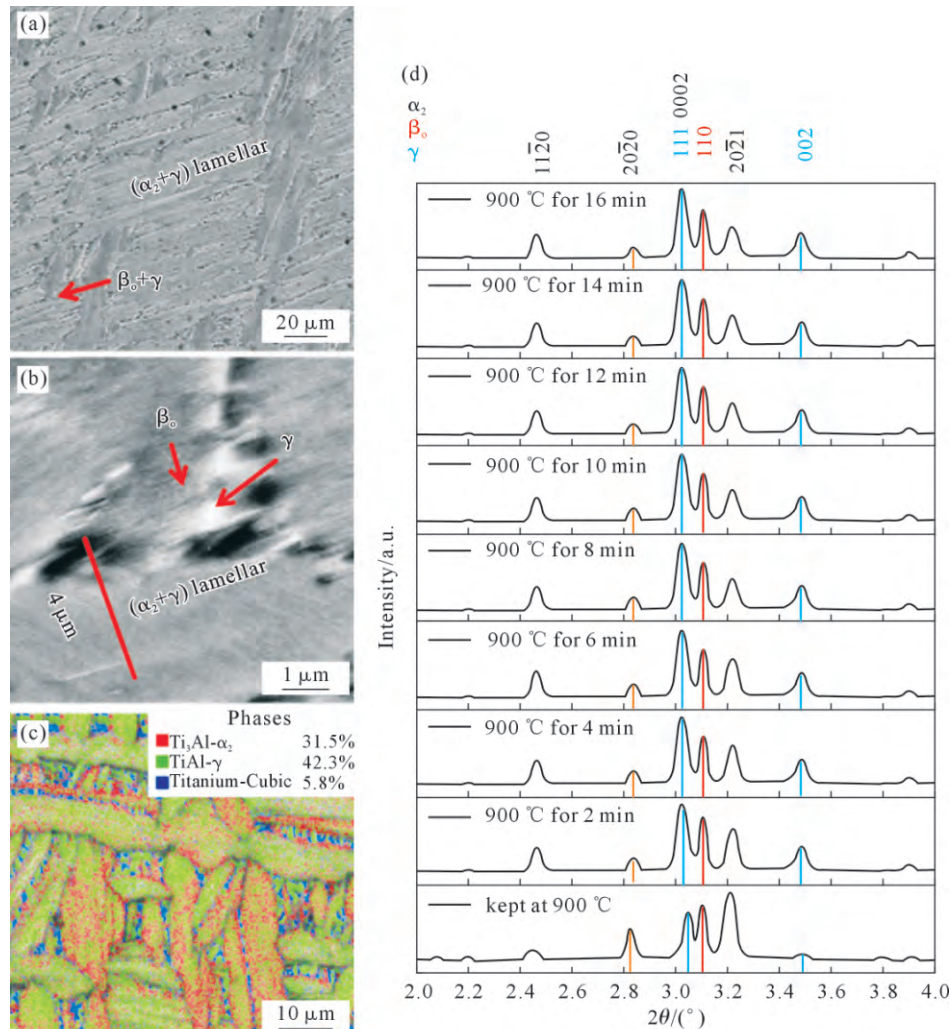


图 4 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金马氏体在 900 °C 保温 16 min 后的显微组织:(a, b)  $(\alpha_2 + \gamma)$  片层组织的 BSE 图;(c)  $\alpha_2$ 、 $\gamma$  和  $\beta_0$  相分布;(d) 处于保温不同阶段沿方位角 360° 积分的一维 HEXRD 图谱

Fig.4 Microstructure of the Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy martensite after holding at 900 °C for 16 min: (a, b) BSE image of  $(\alpha_2 + \gamma)$  lamellar structures; (c) phase distribution diagram of  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  and  $\beta_0$  phases; (d) 1D HEXRD patterns obtained by azimuth integration at 360° during the entire holding process

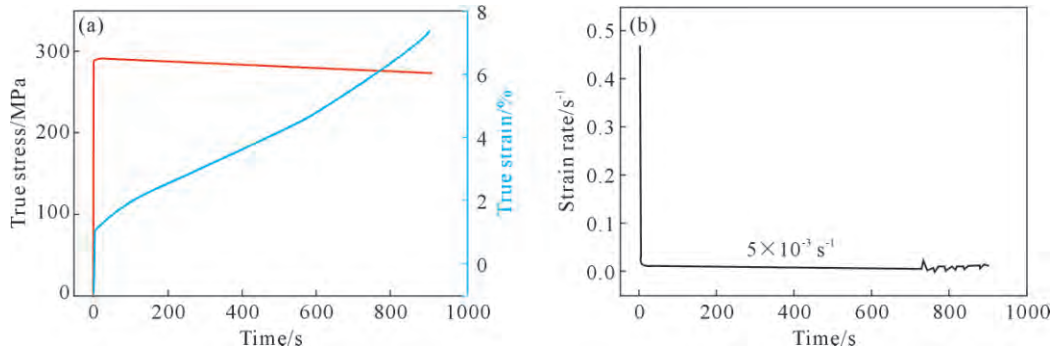


图 5 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金在 900 °C/300 MPa 加载:(a) 真应力与真应变随时间的变化;(b) 应变速率随时间的变化  
Fig.5 Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy at 900 °C/300 MPa loading: (a) true strain and stress as a function of time; (b) strain rate evolution over time

化过程。在加工硬化阶段,变形试样中的缺陷密度不断增加,当缺陷密度达到临界值时,动态软化开始,缺陷密度降低<sup>[31-32]</sup>。随后,应变速率持续下降并进入稳态阶段,速率稳定在约  $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,直至 16 min 时累计总应变约为 7.34%。稳态阶段的出现,表明材料内部的加工硬化效应与以动态再结晶(图 7 中衍

射斑点的演变)及持续相变(图 6d)为代表的软化机制之间达到了动态平衡<sup>[33]</sup>。

图 6 为 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金马氏体在 900 °C/300 MPa 加载后的显微组织及处于不同加载阶段的  $\alpha_2$ 、 $\gamma$  和  $\beta_0$  相的衍射峰强度变化。由图 6a 可以看出,马氏体发生了  $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  转变,同时片层周围析

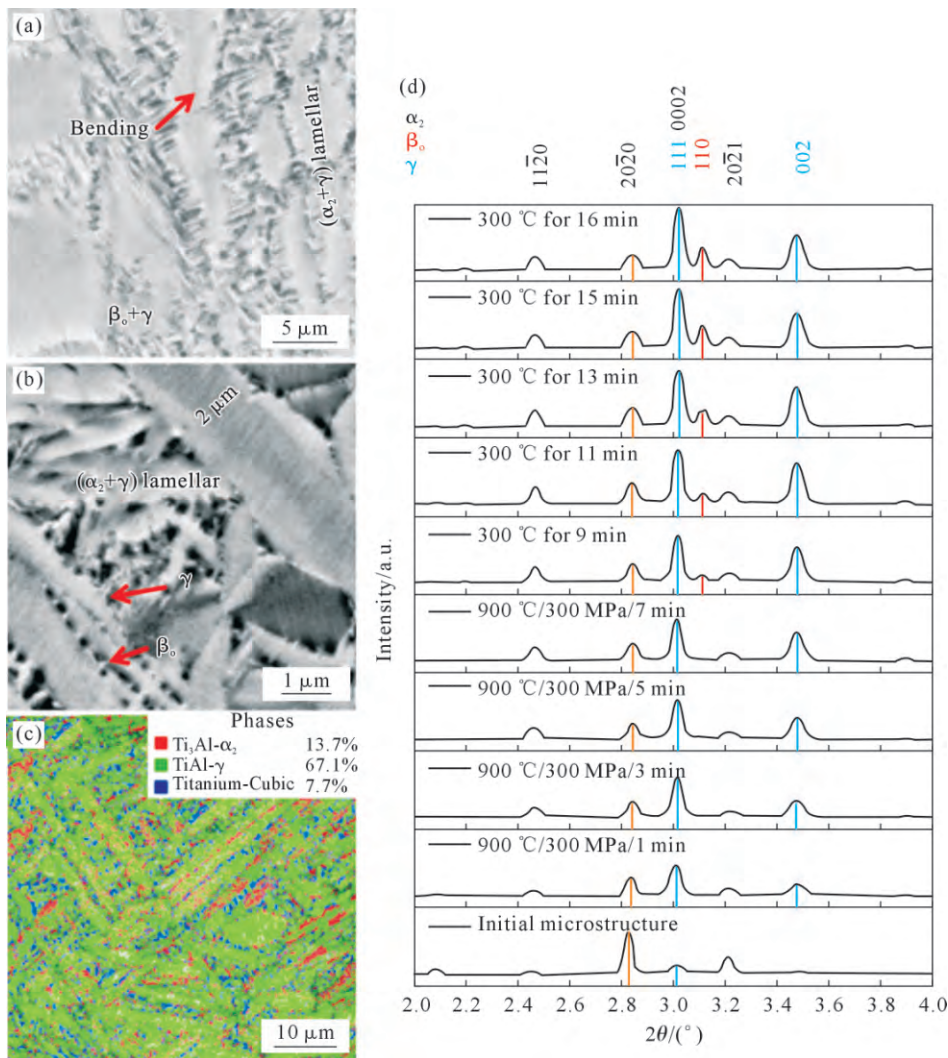


图 6 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金在 900 °C/300 MPa 加载后的显微组织:(a, b)  $(\alpha_2 + \gamma)$  片层组织的 BSE 图;(c)  $\alpha_2$ 、 $\gamma$  和  $\beta_0$  相分布;(d) 处于加载不同阶段沿方位角  $360^\circ$  积分的一维 HEXRD 图谱

Fig.6 Microstructure of the Ti-42Al-6.5V-2Zr alloy after loading at 900 °C/300 MPa: (a, b) BSE images of  $(\alpha_2 + \gamma)$  lamellar structures; (c) phase distribution diagram of  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  and  $\beta_0$  phases; (d) 1D HEXRD patterns obtained by azimuth integration at  $360^\circ$  during different loading periods

出了少量纳米级的( $\beta_0+\gamma$ )组织,片层结构在应力作用下发生弯曲。结合图 6b 的组织形貌可知片层组织中的  $\alpha_2$  是由马氏体板条转化而来,保留了原马氏体形貌,而多数  $\beta_0$  相分布在片层组织的边界处。由图 6c 可得转变后  $\alpha_2$  占 13.7%, $\gamma$  占 67.1%, $\beta_0$  占 7.7%。相较于仅保温处理(图 4b 和 c),施加应力导致  $\gamma$  相体积分数增加了 24.8%,片层团尺寸显著细化,平均减小约 2  $\mu\text{m}$ 。进一步地,不同加载阶段的衍射峰强度(图 6d)揭示了随着加载时间的延长,( $20\bar{2}0$ ) $_{\alpha_2}$  衍射峰的强度下降,( $111$ ) $_{\gamma}$  和 ( $002$ ) $_{\gamma}$  衍射峰的强度不断增加,( $110$ ) $_{\beta_0}$  衍射峰的强度也逐渐增大。说明施加应力显著促进了  $\alpha_2$  相向  $\gamma$  相的转变, $\gamma$  相晶核数量增

加,促使晶粒细化。

图 7 展示了在 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa 不同加载阶段,0 $^{\circ}$ ~360 $^{\circ}$ 方位角范围内的 Debye-Scherrer rings 展开图。由图 7a 可知,加载前的衍射图谱中存在  $\alpha_2$  相、 $\gamma$  相的衍射峰, $\alpha_2$  相的衍射斑点并不连续,呈点状分布。这种斑点状衍射图谱并非如 Liss 等<sup>[34]</sup>所提出的那样,是由于晶粒尺寸相对入射体积较大所致,因为在显微组织(图 3b)中观察到的  $\alpha_2$  晶粒尺寸很小。事实上,在淬火过程中析出的  $\alpha_2$  晶粒和  $\beta_0$  晶粒有固定的取向关系, $\alpha_2$  相表现出较强的择优取向,因此  $\alpha_2$  相的衍射沿方位角  $\phi$  呈点状分布,HEXRD 图像中的单个衍射斑点来自于一组处于相同位向的  $\alpha_2$

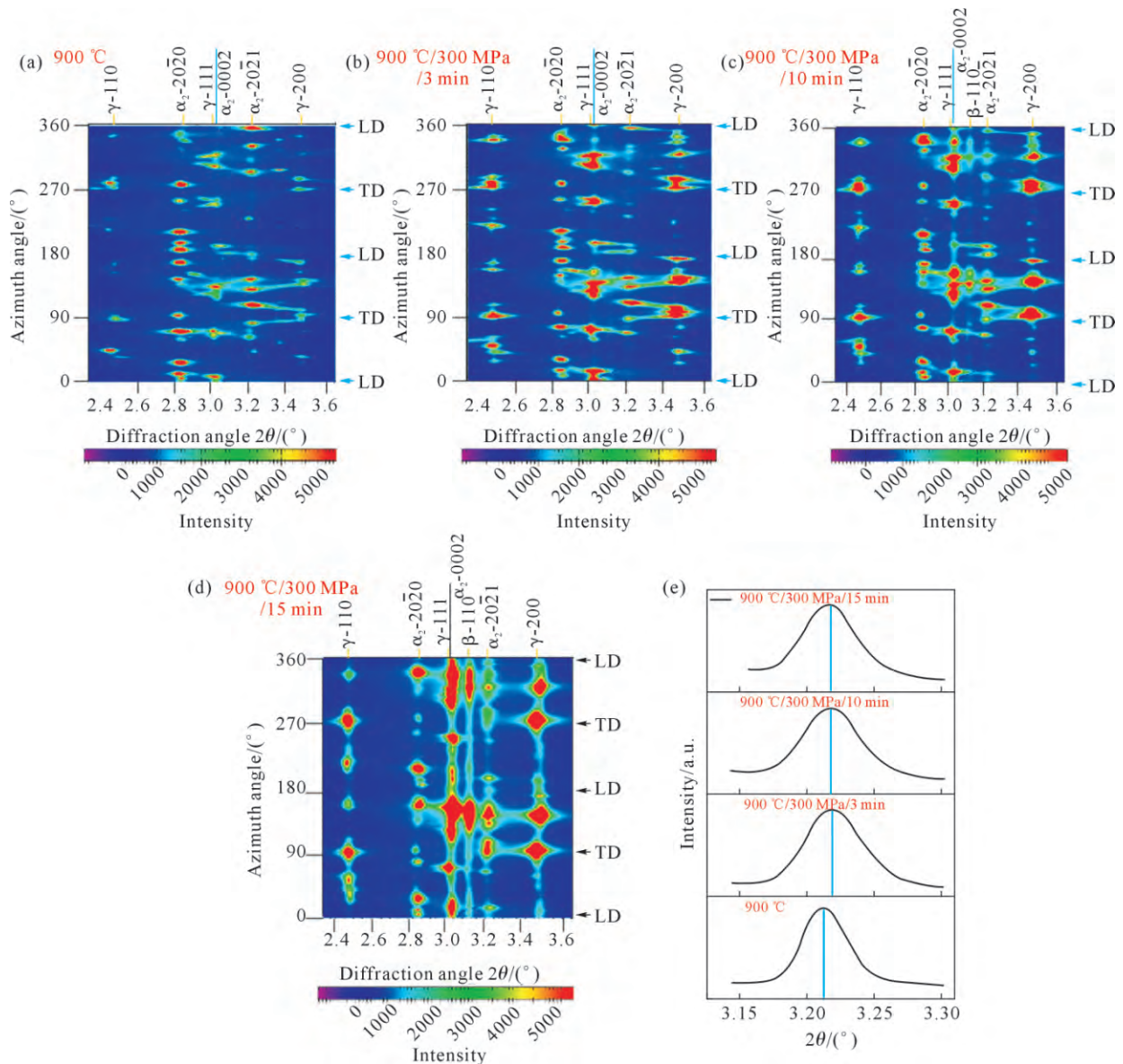


图 7 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金 0 $^{\circ}$ ~360 $^{\circ}$ 方位角范围内的衍射斑点在加载过程中的演变:(a) 900  $^{\circ}\text{C}$  不加载的保温条件;(b) 900  $^{\circ}\text{C}$  /300 MPa 保温 3 min 的加载条件;(c) 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa 保温 10 min 的加载条件;(d) 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa 保温 15 min 的加载条件; (e) ( $20\bar{2}1$ ) $_{\alpha_2}$  晶面对应于 a~d 状态的一维 HEXRD 图谱

Fig.7 Evolution with the azimuth angle in the range of 0 $^{\circ}$ ~360 $^{\circ}$  in the Ti-42Al-6.5V-2Zr sample: (a) holding at 900  $^{\circ}\text{C}$  without loading; (b) loading at 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa for 3 min; (c) loading at 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa for 10 min; (d) loading at 900  $^{\circ}\text{C}$ /300 MPa for 15 min; (e) 1D HEXRD patterns of ( $20\bar{2}1$ ) $_{\alpha_2}$  for states a~d

晶粒。此外,所有选定的衍射峰沿  $\phi$  角方向呈直线排列,这表明加载前合金处于近乎无应力状态<sup>[35]</sup>。当应力达到  $\sim 300$  MPa 后(图 7b~d),  $(111)_\gamma$  和  $(200)_\gamma$  衍射环上开始出现尖锐、明亮的斑点。说明当施加应力促进了  $\alpha_2$  相向  $\gamma$  相的迅速转变,生成了大量的  $\gamma$  晶粒,同时表明晶粒处于动态再结晶阶段<sup>[36]</sup>。随着应力持续施加,  $(111)_\gamma$  和  $(200)_\gamma$  衍射环的斑点变得越来越连续,同时  $(110)_{\beta_0}$  的衍射斑点开始出现且变得十分连续,这可以归因于  $\gamma$  和  $\beta_0$  细小晶粒的形成。图 7e 为对应于图 7a~d 状态的  $(20\bar{2}1)_{\alpha_2}$  晶面的 XRD 谱。从图中可以看出衍射峰向右发生了偏移,即向较大的  $2\theta$  方向偏移,  $900^\circ\text{C}$  时  $2\theta$  为  $3.208^\circ$ ; 施加 300 MPa 应力 3 min 时  $2\theta$  偏移为  $3.214^\circ$ ; 施加 300 MPa 应力 10 min 时  $2\theta$  偏移为  $3.216^\circ$ ; 施加 300 MPa 应力 15 min 时  $2\theta$  偏移为  $3.219^\circ$ 。根据式(1)的布拉格方程可以计算出不同时刻对应的晶面间距,取图 6 中初始组织的  $(20\bar{2}1)_{\alpha_2}$  晶面间距为  $d_0$ ,经计算  $d_0=2.183$ 。根据式(2)可以计算出刚升温至  $900^\circ\text{C}$  时的晶格应变为  $14.24\times 10^{-3}$ ,经计算加载 3 min 时相较于仅保温晶格应变减少了 12.7%;在加载 10 min 时相较于保温时晶格应变减少了 17.6%,加载 15 min 时相较于保温时晶格应变减少了 24.6%,计算结果表明  $\alpha_2$  相发生晶格畸变,内部积累了较大的残余应力,且衍射峰发生明显宽化,衍射峰的宽化主要是由于位错密度的增加<sup>[37]</sup>。位错密度可通过下式计算<sup>[38]</sup>:

$$\rho = \frac{3E}{Gb^2(1+\nu^2)} \left( \frac{\text{FWHM}-\text{FWHM}_0}{\text{FWHM}_0} \right)^2 \quad (3)$$

式中,  $E$  为剪切模量;  $G$  为杨氏模量;  $\nu$  为泊松比;  $b$  为伯格斯矢量。在 TiAl 合金中,  $\alpha_2$  相的  $E/G=2.57$ <sup>[39]</sup>, 伯格斯矢量  $b=1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$ <sup>[40-41]</sup>, 大小为  $5.631 \text{ \AA}$ 。FWHM 和  $\text{FWHM}_0$  分别代表加载过程中和加载前的半高宽。取  $900^\circ\text{C}$  的 FWHM 为  $\text{FWHM}_0$ , 计算加载 3、10 和 15 min 后的位错密度分别是  $3.481\times 10^{18}$ 、 $4.04\times 10^{19}$  和  $5.41\times 10^{19} \text{ m}^{-2}$ 。表明在施加应力的过程中部分滑移系被激活,位错增殖,位错之间发生缠结,位错密度迅速增加。

图 8 为  $(20\bar{2}0)_{\alpha_2}$ 、 $(20\bar{2}1)_{\alpha_2}$  和  $(001)_\gamma$  衍射峰的强度随时间的演变。图 8a 和 b 为施加应力, c 和 d 为只保温不施加应力。峰强作为测量体积分数的指标,揭示了马氏体分解的程度。从图中可以看出,  $(001)_\gamma$  在施加应力后强度变化明显比仅保温快,且  $\gamma$  相的变化速率随着加载快速增加。随着时间变化,马氏体的分解速率开始变得平缓。Yu 等<sup>[23]</sup>采用膨胀法研究 TC4 钛合金中水淬马氏体在等温退火过程中的分解动力学,结果表明在  $600^\circ\text{C}$  的保温温度下,需要至少 4.2 h 才能实现马氏体完全分解,即使保温温度超过  $800^\circ\text{C}$ ,完成分解过程也需要 2 h 以上。由此可见,马氏体的等温退火分解过程在动力学上是极其缓慢的。对比加载后  $\alpha_2$  占 13.7%,  $\gamma$  占 67.1%,而在仅保温之后  $\alpha_2$  占 31.5%,  $\gamma$  占 42.3%。这表明当外部

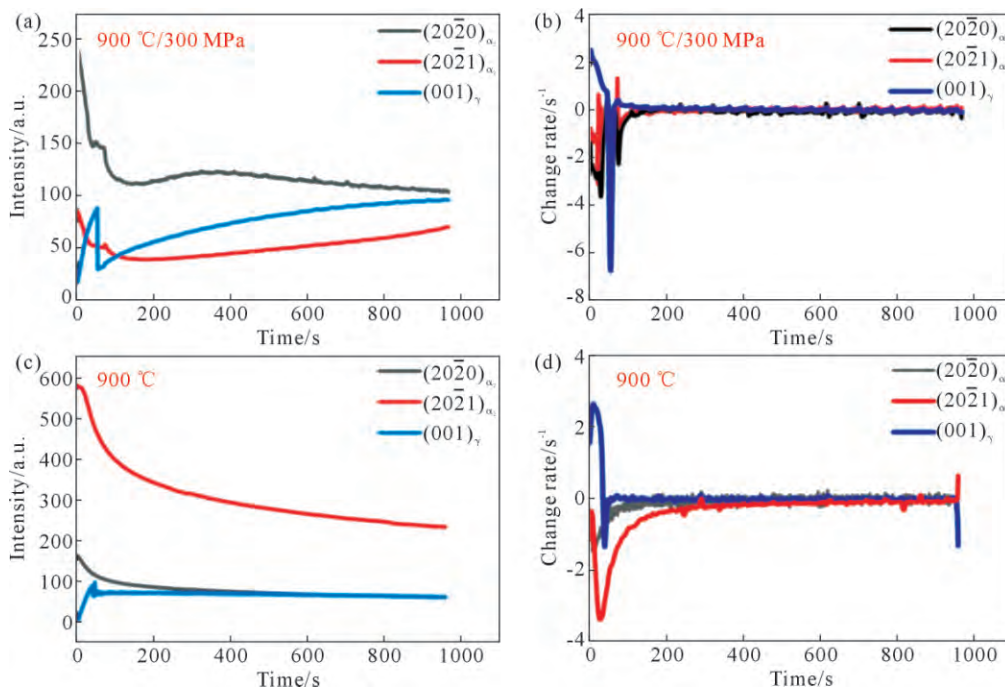


图 8  $(20\bar{2}0)_{\alpha_2}$ 、 $(20\bar{2}1)_{\alpha_2}$  和  $(001)_\gamma$  衍射峰的强度随时间的演变:(a)  $900^\circ\text{C}/300 \text{ MPa}$  的加载条件;(b) (a) 随时间的变化速率;

(c)  $900^\circ\text{C}$  保温的条件;(d) (c) 随时间的变化速率

Fig.8 Intensity vs. time curves for the  $(20\bar{2}0)_{\alpha_2}$ 、 $(20\bar{2}1)_{\alpha_2}$  and  $(001)_\gamma$  reflections: (a) loading at  $900^\circ\text{C}/300 \text{ MPa}$ ; (b) change rate for (a) over time; (c) holding at  $900^\circ\text{C}$ ; (d) change rate for (c) over time

施加应力时,应力会诱导更多的  $\alpha_2$  向  $\gamma$  相发生转变。首先,  $\alpha_2$  相由于滑移系有限,其变形能力不足,所以在施加应力后会发生弹性变形,而  $\gamma$  发生塑性变形。这种力学各向异性导致了  $\alpha_2$  相内弹性应变能和晶体缺陷的快速增加,这部分能量提升了相变的驱动力,而这些缺陷可以作为  $\gamma$  相的快速形核点,显著促进了片层  $\gamma$  相的形成。

### 3 结论

(1)铸态 Ti-42Al-6.5V-2Zr 合金的显微组织由粗大的魏氏组织  $\gamma/\alpha_2$  片层团构成,其形貌为细长的条状,长度为 150~200  $\mu\text{m}$ 。魏氏组织片层团周围分布了大量的  $\beta_0$  相和少量细小、弥散分布的  $\gamma$  相。

(2)在  $\beta$  单相区水淬后,试样发生了马氏体相变。初始  $\beta$  基体转变为大量多取向的  $\alpha_2$  马氏体板条,其厚度与尺寸不均匀,最大约为 2.7  $\mu\text{m}$ ,最小的已达纳米尺度。马氏体内部可见中脊线,这些中脊线将板条对称分割,且马氏体排列具有规律性,不同取向的板条呈近等边三角形分布。

(3)马氏体在 900  $^\circ\text{C}$  保温并施加 300 MPa 恒定应力,该过程发生了  $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  的转变,同时片层周围析出了少量纳米级的 ( $\beta_0 + \gamma$ ) 组织。外应力和保温的共同作用促进了 TiAl 合金中  $\alpha_2$  马氏体的分解。片层粗化受扩散机制控制,保温时间越长,则粗化程度越明显。应力促进机制源于  $\alpha_2$  相和  $\gamma$  相力学各向异性,这导致  $\alpha_2$  相内弹性应变能和晶体缺陷的快速增加,为片层  $\gamma$  相的形成提供驱动力。

致谢:感谢德国电子同步加速器(DESYP07)线站的 Andreas Stark 博士在同步辐射实验中的协助。

#### 参考文献:

- [1] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 19.  
YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 19.
- [2] 林均品, 陈国良. TiAl 基金属间化合物的发展[J]. 中国材料进展, 2009, 28(1): 31-37.  
LIN J P, CHEN G L. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. Materials China, 2009, 28(1): 31-37.
- [3] SONG L, APPEL F, WANG L, OEHRING M, HU X G, STARK A, HE J Y, LORENZ U, ZHANG T B, LIN J P, PYCZAK F. New insights into high-temperature deformation and phase transformation mechanisms of lamellar structures in high Nb-containing TiAl alloys[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 575-586.
- [4] KOTHARIK, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques [J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.
- [5] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for

- intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.
- [6] IMAYEV R M, IMAYEV V M, OEHRING M, APPEL F. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys[J]. Intermetallics, 2007, 15(4): 451-460.
- [7] WEI D X, KOIZUMI Y, NAGASAKO M, CHIBA A. Refinement of lamellar structures in Ti-Al alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 81-97.
- [8] 杨肖肖. 基于亚稳全 B2 组织分解的 TiAl 合金超细晶制备及其组织稳定性研究[D]. 西安: 陕西科技大学, 2022.  
YANG X X. Preparation and stability of the ultra-refined microstructure in TiAl alloys based on the decomposition of a metastable fully-B2 microstructure[D]. Xi'an: Shaanxi University of Science and Technology, 2022.
- [9] 邢晨, 程亮, 朱彬, 陈逸. 马氏体 TiAl 合金的热变形行为[J]. 金属热处理, 2022, 47(10): 58-64.  
XING C, CHENG L, ZHU B, CHEN Y. Hot deformation behavior of martensite TiAl alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(10): 58-64.
- [10] ZHANG W J, EVANGELISTA E, FRANCESCO L. Effect of prior cooling rate on the grain size of fully-lamellar TiAl-base alloy developed by tempering/quenching [J]. Scripta Materialia, 1996, 35(1): 41-45.
- [11] 何双珍. 热处理细化铸态 TiAl 基金属显微组织的研究[D]. 长沙: 中南大学, 2003.  
HE S Z. Study on microstructure refinement of a cast TiAl-based alloy by heat treatment [D]. Changsha: Central South University, 2003.
- [12] 孙涛, 王清, 耿明, 孙东立, 武高辉. TiAl 合金片层组织的形成与细化工艺及其机理研究[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(2): 96-100.  
SUN T, WANG Q, GENG M, SUN D L, WU G H. Study on procedure and mechanism of formation and refinement of lamellar structure in a TiAl alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(2): 96-100.
- [13] IMAYEV R M, SALISHCHEV G A, SENKOV O N, IMAYEV V M, SHAGIEV M R, GABDULLIN N K, KUZNETSOV A V, FROES F H. Low-temperature superplasticity of titanium aluminides [J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 300(1): 263-277.
- [14] IMAYEV V M, IMAYEV R M, KUZNETSOV A V, SHAGIEV M R, SALISHCHEV G A. Superplastic properties of Ti-45.2Al-3.5 (Nb, Cr, B) sheet material rolled below the eutectoid temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 348(1): 15-21.
- [15] 陈玉勇, 杨非, 孔凡涛, 肖树龙. TiAl 合金的热加工、组织和性能 [J]. 中国材料进展, 2010, 29(3): 12-17.  
CHEN Y Y, YANG F, KONG F T, XIAO S L. Processing, microstructure and properties of TiAl alloy [J]. Materials China, 2010, 29(3): 12-17.
- [16] TAKEYAMA M, KOBAYASHI S. Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides: Microstructure control through phase transformations [J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 993-999.
- [17] CHEN L, LIN J P, XU X J, LI C, XU Y, LIANG Y F. Microstructure refinement via martensitic transformation in TiAl alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 741: 1175-1182.

- [18] HU D, JIANG H. Martensite in a TiAl alloy quenched from beta phase field[J]. *Intermetallics*, 2015, 56: 87-95.
- [19] CHENG L, ZHANG S J, YANG G, KOU H C, BOUZY E. Tailoring microstructure and mechanical performance of a  $\beta$ -solidifying TiAl alloy via martensitic transformation[J]. *Materials Characterization*, 2021, 173: 110970.
- [20] MAYER S, PETERSMANN M, FISCHER F D, CLEMENS H, WAITZ T, ANTRETTER T. Experimental and theoretical evidence of displacive martensite in an intermetallic Mo-containing  $\gamma$ -TiAl based alloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 115: 242-249.
- [21] XU H, LI X B, XING W W, SHU L, MA Y C, LIU K. Phase transformation behavior of a Mn containing  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl alloy during continuous cooling[J]. *Intermetallics*, 2018, 99: 51-58.
- [22] LI X B, XU H, XING W W, CHEN B, MA Y C, LIU K. Phase transformation behavior of a  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl-based alloy from different phase regions with various cooling methods [J]. *Metals*, 2018, 8(9): 731.
- [23] YU H, LI W, LI S S, ZOU H B, ZHAI T G, LIU L G. Study on transformation mechanism and kinetics of  $\alpha'$  martensite in TC4 alloy isothermal aging process[J]. *Crystals*, 2020, 10(3): 229.
- [24] 吴与伦. 含钕  $\gamma$ -TiAl 合金的相变特征及力学行为[D]. 西安: 西北工业大学, 2022.  
WU Y L. The phase transformation characteristics and mechanical properties of ru-containing  $\gamma$ -TiAl alloys[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2022.
- [25] KOBAYASHI S, TAKEYAMA M, MOTEGI T, HIROTA N, MATSUO T. Microstructure control using  $\beta$ -titanium phase for wrought gamma TiAl based alloys[A]. *Gamma Titanium Aluminides 2003*[C]. California, 2003. 165.
- [26] BRAGG W H. The reflection of X-rays by crystals [J]. *Nature*, 1913, 91(2280): 477-477.
- [27] YOUNG M L, ALMER J D, DAYMOND M R, HAEFFNER D R, DUNAND D C. Load partitioning between ferrite and cementite during elasto-plastic deformation of an ultrahigh-carbon steel [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(6): 1999-2011.
- [28] 王琪斌. Ti-42Al-3Nb-1Mo-0.1B 合金热加工及不连续析出行为[D]. 太原: 太原理工大学, 2021.  
WANG Q B. Hot working and discontinuous precipitation behavior of Ti-42Al-3Nb-1Mo-0.1B alloy[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2021.
- [29] CHENG L, CHEN Y, YANG G, XIE L, WANG J T, LU Y L, KOU H C. Hot deformation behavior of a Ti-40Al-10V alloy with quenching-tempering microstructure[J]. *Materials*, 2018, 11(6): 872.
- [30] 高子彤, 胡锐, 吴与伦, 杨劫人. TiAl 基合金片层结构粗化行为研究进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(9): 3071-3080.  
GAO Z T, HU R, WU Y L, YANG J R. Research progress of lamellar structure coarsening behavior in TiAl based alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(9): 3071-3080.
- [31] ZHANG W J, DEEVI S C. Analysis of the minimum creep rates of TiAl alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 362(1-2): 280-291.
- [32] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, MAYER S. Effect of microstructural instability on the creep resistance of an advanced intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2017, 80: 1-9.
- [33] ERDELY P, STARON P, MAAWAD E, SCHELL N, CLEMENS H, MAYER S. Lattice and phase strain evolution during tensile loading of an intermetallic, multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloy [J]. *Acta Materialia*, 2018, 158: 193-205.
- [34] LISS K D, BARTELS A, CLEMENS H, BYSTRZANOWSKI S, STARK A, BUSLAPS T, SCHIMANSKY F P, GERLING R, SCHEU C, SCHREYER A. Recrystallization and phase transitions in a  $\gamma$ -TiAl-based alloy as observed by ex situ and in situ high-energy X-ray diffraction [J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(14): 3721-3735.
- [35] LIU X, SONG L, STARK A, PYCZAK F, ZHANG T B. In-situ synchrotron high energy X-ray diffraction study on the deformation mechanisms of  $D0_{19}$ - $\alpha_2$  phase during high-temperature compression in a TiAl alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 33: 5850-5862.
- [36] SCHMOELZER T, LISS K D, KIRCHLECHNER C, MAYER S, STARK A, PEEL M, CLEMENS H. An in-situ high-energy X-ray diffraction study on the hot-deformation behavior of a  $\beta$ -phase containing TiAl alloy[J]. *Intermetallics*, 2013, 39: 25-33.
- [37] RIEMER M, JENTSCH H G, BIERMANN H, MUGHRABI H. The internal stress state in lamellar PST-crystals of the intermetallic alloy TiAl after compressive deformation[J]. *Intermetallics*, 1999, 7(3-4): 241-249.
- [38] CHRISTIEN F, TELLING M T F, KNIGHT K S. Neutron diffraction in situ monitoring of the dislocation density during martensitic transformation in a stainless steel[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(7): 506-509.
- [39] LIU X, SONG L, STARK A, PYCZAK F, ZHANG T B. In-situ synchrotron high energy X-ray diffraction study on the internal strain evolution of  $D0_{19}$ - $\alpha_2$  phase during high-temperature compression and subsequent annealing in a TiAl alloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 163: 212-222.
- [40] INUI H, TODA Y, SHIRAI Y, YAMAGUCHI M. Low-temperature deformation of single crystals of a  $D0_{19}$  compound with an off-stoichiometric composition (Ti-36.5 at.% Al)[J]. *Philosophical Magazine A*, 1994, 69(6): 1161-1177.
- [41] UMAKOSHI Y, NAKANO T, TAKENAKA T, SUMIMOTO K, YAMANE T. Orientation and temperature dependence of yield stress and slip geometry of  $Ti_3Al$  and  $Ti_3Al-V$  single crystals[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(4): 1149-1154.

(责任编辑: 李亚敏)