**引用格式**：刘申，张铁邦，刘玉敬，等. TiAl 合金中 B2 相变形机制研究进展[J]. 中国材料进展，2026，45(10)：1047-1058.
LIU S，ZHANG T B，LIU Y J，*et al*. Research Progress on Deformation Mechanisms of the B2 Phase in TiAl Alloys[J]. Materials China，2026，45(10)：1047-1058.

# TiAl 合金中 B2 相变形机制研究进展

刘 申[1]，张铁邦[1]，刘玉敬[2]，宋 霖[1]，梁永锋[3]，林均品[3]
（1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室，陕西 西安 710072）
（2. 宝鸡西工钛合金制品有限公司 昱华先进材料研究院，陕西 宝鸡 721300）
（3. 北京科技大学 新金属材料全国重点实验室，北京 100083）

**摘 要**：TiAl 合金凭借其卓越的高温性能，被视为极具应用潜力的新一代高温结构材料。其中，B2 相的变形行为对合金的服役性能起着至关重要的作用。尽管 B2 相通常被归类为室温脆性相，在 TiAl 合金中往往引发热加工性能与室温塑性之间的矛盾，但近年来的研究为理解其变形机制提供了新视角。综述了近年来关于 TiAl 合金中 B2 相变形机制的研究进展，系统阐述了 B2 相的晶体学特征与滑移系类型，重点分析了制约其塑性变形的关键因素。研究表明，B2 相在一定条件下具备激活<111>、<110>和<001>等多种类型位错滑移的潜力。然而，其宏观塑性变形受到温度、应力状态、内部析出相(如 $\omega_0$ 相)以及周围组织的多重制约。此外，通过对比不同合金体系，探讨了有序度对滑移系选择的影响，并总结了通过界面工程与合金设计激活 B2 相塑性的有效策略。最后，对未来进一步揭示 TiAl 合金 B2 相变形机制的研究方向进行了展望。

**关键词**：TiAl 合金；B2 相；变形机制；位错滑移；有序度
**中图分类号**：TG146.23 **文献标识码**：A **文章编号**：1674-3962(2026)10-1047-12

# Research Progress on Deformation Mechanisms of the B2 Phase in TiAl Alloys

LIU Shen[1], ZHANG Tiebang[1], LIU Yujing[2], SONG Lin[1],
LIANG Yongfeng[3], LIN Junpin[3]
(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)
(2. Yuhua Advanced Materials Research Institute, Baoji Xigong Titanium Alloy Products Co., Ltd., Baoji 721300, China)
(3. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract**: TiAl alloys are regarded as a new generation of high-temperature structural materials with great application potential due to their excellent high-temperature performance. In particular, the deformation behavior of the B2 phase plays a crucial role in the service performance of the alloys. Although the B2 phase is often classified as a room-temperature brittle phase, and its presence often leads to a conflict between hot workability and room-temperature plasticity, recent studies have provided new perspectives for understanding its deformation mechanism. This paper reviews recent research progress on the deformation mechanisms of the B2 phase in TiAl alloys, systematically elucidating the crystallographic characteristics and slip system types, with a focus on the key factors constraining its plastic deformation. Studies have indicated that, under certain conditions, the B2 phase has the potential to activate various dislocation slip systems, including <111>, <110>, and <001>. However, its macroscopic plastic deformation is constrained by multiple factors, including temperature, stress state, internal precipitates (such as the $\omega_0$ phase), and the surrounding microstructure. Furthermore, by comparing different alloy systems, the influence of ordering degree on slip system selection is discussed, and effective strategies for activating the plasticity of the B2 phase through interface engineering and alloy design are summarized. Finally, the paper provides an outlook on future research directions for further revealing the deformation mech-

**收稿日期**：2026-04-07 **修回日期**：2026-06-08
**基金项目**：国家自然科学基金项目(52471145)；凝固技术全国重点实验室项目(2025-QZ-02)；新金属材料全国重点实验室项目(2025-Z06)；中央高校基本科研业务费项目(D5000250265)
**第一作者**：刘 申，1999 年生，博士研究生
**通讯作者**：宋 霖，1988 年生，副教授，博士生导师，Email：songlin@nwpu.edu.cn
**DOI**：10.7502/j.issn.1674-3962.202604007

anisms of the B2 phase in TiAl alloys.

Key words: TiAl alloys; B2 phase; deformation mechanism; dislocation slip; ordering degree

## 1 前 言

随着航空航天、能源动力及汽车工业对结构部件轻量化以及高性能化需求的日益迫切，轻质高强 TiAl 金属间化合物基合金受到了广泛关注。TiAl 合金因兼具低密度(约 3.9~4.2 g/cm$^3$)、高比强度、优异的抗蠕变性能和良好的高温抗氧化性，被认为是 650~900 ℃温度区间内替代镍基高温合金的理想候选材料，已在低压涡轮叶片等关键部件上获得成功应用[1-4]。工程用 TiAl 合金通常是基于 Ti-Al 二元体系，通过添加 Nb，Mo，Cr，Mn 等合金元素发展而来的多相合金[5-8]。其典型微观组织通常由具有 $L1_0$ 结构的 $\gamma$-TiAl 相、具有 $D0_{19}$ 结构的 $\alpha_2$-$Ti_3Al$ 相以及具有 B2 结构的 $\beta_o$ 相组成[9, 10]。其中，B2 相源于高温无序 $\beta$-Ti 固溶体在冷却过程中发生的有序化转变。

在合金设计与应用中，B2 相扮演着双重角色。一方面，高温无序的 $\beta$ 相具有充足的滑移系，能有效协调热变形过程中的应变，显著改善合金的热加工性能，因此在 TiAl 合金的热加工过程中常常引入高温 $\beta$ 相[11, 12]。另一方面，有序化后的 B2 相在室温下通常被认为是脆性相，其可开动的滑移系有限，容易引发应力集中，从而降低 TiAl 合金的室温塑性和损伤容限[13, 14]。由此带来 TiAl 合金设计中的核心矛盾：热加工过程中需要引入高温 $\beta$ 相以改善塑性变形能力，而室温和服役状态下又需要控制 B2 相含量，以避免塑性和损伤容限下降。2024 年，Tetsui 等[15]进一步从实际服役性能角度指出，虽然高温无序 $\beta$ 相有利于热加工，但冷却后形成的有序 $\beta_o$/B2 相会显著提高局部硬度和脆性，并对冲击性能、加工性和蠕变性能产生不利影响。因此，深入理解 B2 相的变形机制，对于高性能 TiAl 合金，特别是像 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B(%，原子数分数)(简称 TNM 合金)这类含 $\beta$ 稳定元素合金的成分设计和组织调控具有重要的理论指导意义。

目前，关于 TiAl 合金中 B2 相的研究主要集中在相含量调控与相变机理等方面[16-21]。相比之下，针对 B2 相的变形机制的研究相对有限，且现有结论之间存在争议，尚未形成统一认识。一方面，许多研究支持 B2 相的脆性本质。例如，Hoppe 等[22]在多相 TiAl 合金中观察到位于变形片层团之间的 B2 晶粒内部无位错活动，推测其仅通过弹性变形传递片层团之间的应力。另一方面，少数研究揭示了 B2 相在特定条件下具备有限塑性变形的潜力。例如，Morris 等[23]报道称，在 Ti-44Al-2Mo(%，原子数分数)合金中，$\beta_o$ 相中可以激活两种位错，即<001>位错和<111>超位错。此外，Leitner 等[24]在评估 TNM 合金断裂韧性时也指出，B2 相以连续网状分布在片层团边界时，确实会成为裂纹扩展的优先通道，但其本征的力学响应仍有待深入探究。

综上所述，TiAl 合金中 B2 相的变形行为是一个复杂的科学问题，其表现究竟是“脆性”还是“受条件制约的有限塑性”，以及其内在的位错滑移机制如何启动与演化，目前仍缺乏系统性的研究与共识。鉴于此，本文总结了近年来关于 TiAl 合金中 B2 相变形机制的研究进展，探讨了微观组织约束、成分调控及外部加载条件对其变形行为的影响，以期为新型高性能 TiAl 合金的组织调控提供理论依据。

## 2 B2 相的晶体学特征与滑移系类型

B2 相是由高温 $\beta$ 相经有序化转变而形成的有序结构，通常出现在含有 $\beta$ 稳定元素($X$)的三元及多元 TiAl 合金体系中，其成分大致可表示为 $Ti_2AlX$[25]。高温 $\beta$ 相具有体心立方(bcc)结构，空间群为 $Im\bar{3}m$，其点阵结构如图 1a 所示。在此无序结构中，Ti、Al 及 $X$ 原子以随机统计形式占据晶胞的 1a 位置(即晶胞顶点)。B2 相则为有序 bcc 结构，属于 $Pm\bar{3}m$ 空间群，其点阵结构如图 1b 所示。在此有序结构中，原子占位发生分化，Ti 原子主要占据 1a 位置，而 Al 原子与 $\beta$ 稳定元素(如 Nb)原子则倾向于占据 1b 位置[26]。

对于 bcc 结构金属而言，其滑移系如图 1c 所示[27]。bcc 结构中一般观察到的滑移面为{110}面，此外，滑移也可以在{112}和{123}面上进行。这 3 组滑移面共用一个$[\bar{1}\bar{1}1]$晶带轴，即 3 组{110}、3 组{112}和 6 组{123}相交于同一个<111>方向，此方向即为位错的伯格斯矢

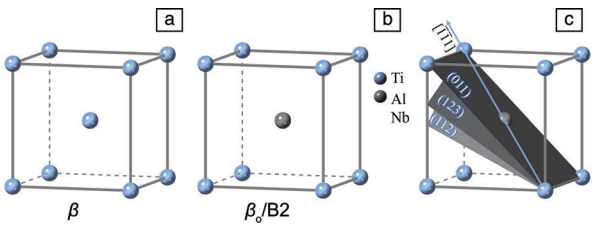



图 1 TiAl 合金中 $\beta$ 相滑移几何学：(a) 高温 $\beta$ 相的晶胞结构示意图，(b) 有序 $\beta_o$/B2 相的晶胞结构示意图；(c) bcc 结构潜在的滑移系[27]

Fig. 1 Slip geometry of the $\beta$ phase in TiAl alloys: (a) unit cell schematic of the high-temperature $\beta$ phase, (b) unit cell schematic of the ordered $\beta_o$/B2 phase; (c) potential slip systems of the bcc structure[27]

量方向。因此，从晶体学角度看，bcc 结构通常拥有超过 5 个独立的滑移系，理论上满足 von Mises 准则对多晶体塑性变形的基本要求[28]。

TiAl 合金中，高温无序 $\beta$ 相具有良好的变形能力，其可能存在的滑移面有{110}、{112}和{123}晶面，滑移方向有<111>、<110>和<001>晶向[9]。然而，发生有序化转变后，B2 相的晶体结构对称性降低，导致滑移过程变得困难。一般来说，低温有序 B2 相中主要观察到<001>和<111>两种伯格斯矢量，并且<001>位错通常在{011}和{100}面上滑移，而<111>位错则在{110}、{112}和{123}面上滑移[27]。事实上，现有研究已证实 TiAl 合金中 B2 相能够开动伯格斯矢量分别为<111>、<110>和<001>的 3 种类型位错[23, 29, 30]。但位错开动的类型受到温度、应力状态以及微观组织约束等因素的共同影响，相关机制将在下文进一步讨论。

## 3　B2 相变形机制的争议与实验证据

### 3.1　脆性行为与弹性变形主导

早期研究普遍认为 B2 相在变形过程中呈现出脆性的特征。Erdely 等[31]利用高能 X 射线衍射技术原位研究了 TNM 合金在拉伸载荷下各相的载荷承载机制及顺序。如图 2a 所示，在变形初期，不同取向的 $\gamma$ 晶粒之间首先发生载荷分配；当 $\gamma$ 相发生塑性变形后，载荷逐渐转移至 $\alpha_2$ 和 B2 相上。随着载荷进一步的增加，有利取向的 $\alpha_2$ 晶粒内开始发生塑性变形，然而 B2 相却始终处于弹性变形状态直至断裂失效。这一结果直接证明了在常规单向拉伸条件下，TNM 合金中 B2 相并未参与塑性变形。

此外，Hoppe 等[22]在对 Ti-45Al-5Nb-2Mo 合金室温拉伸后显微组织的观察中发现，位于片层团之间的 B2 晶粒内部几乎无缺陷，如图 2b 所示。由于该 B2 相晶粒内部并未观察到明显的位错滑移，因此他们推测 B2 相仅作为弹性介质传递不同片层团之间的内应力，并未参与塑性变形行为。Tian 等[32]指出，脆性 B2 相会削弱 TiAl 合金板材的力学性能，是大尺寸高性能板材制备中需重点控制的组织因素。Leitner 等[24]对 4 种不同显微组织的 TNM 合金在室温至 700 ℃条件下进行了单轴拉伸测试，结合原位观察及 SEM 分析评估了断裂机制。研究发现，当合金组织由片层团与 $\gamma$ 晶粒组成时，片层团边界处易产生裂纹（如图 2c 所示）；而当 B2 相呈连续网状分布于片层团边界时（如图 2d 所示），极易成为裂纹扩展的优先路径，会导致合金的断裂韧性显著降低，这进一步支持了其脆性特征。然而，有趣的是，若将片层团边界区域设计为几微米宽、由离散的 B2 和 $\gamma$ 晶粒组成的区域，则能有效阻碍裂纹扩展，将断裂韧性提高 30%左右。因此，尽管早期的一些研究证实了 B2 相在常规变形条件下表现出显著的脆性特征，即缺乏位错滑移能力且容易作为裂纹源导致合金韧性降低，但其对 TiAl 合金力学性能的影响并非绝对负面。

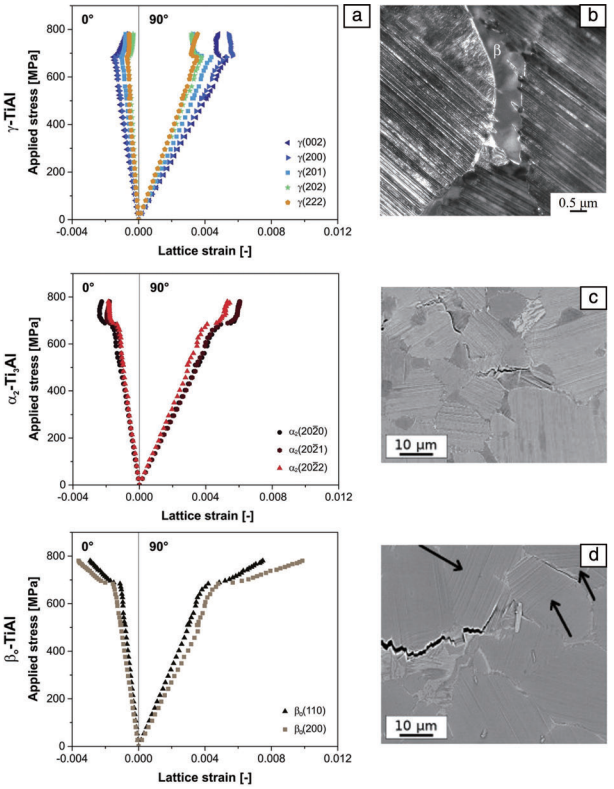



图 2　B2 相弹性变形与脆性的相关实验证据：（a）同步辐射原位室温拉伸过程中 TNM 合金的 $\gamma$、$\alpha_2$、B2 相晶格应变随外加应力的演变[31]；（b）Ti-45Al-5Nb-2Mo 合金在室温拉伸变形后被片层团包围的几乎无缺陷的 B2 相的 TEM 照片[22]；TNM 合金单轴拉伸断裂后的 SEM 照片[24]：（c）片层团与 $\gamma$ 晶粒共存组织中的裂纹扩展形貌，（d）B2 相沿片层团边界连续分布区域中的裂纹扩展形貌

Fig. 2　Experimental evidence related to the elastic deformation and brittleness of the B2 phase: (a) evolution of lattice strains in the $\gamma$, $\alpha_2$, and B2 phases of a TNM alloy during *in-situ* synchrotron radiation tensile testing at room temperature[31]; (b) TEM image of an almost defect-free B2 phase surrounded by lamellar colonies in a Ti-45Al-5Nb-2Mo alloy after room-temperature tensile deformation[22]; SEM images of a TNM alloy after uniaxial tensile fracture testing[24]: (c) crack propagation in the microstructure consisting of lamellar colonies and $\gamma$ grains; (d) crack propagation in the region with continuous B2 phase distribution along the lamellar colony boundaries

### 3.2　有限的塑性变形能力与位错滑移

关于 TiAl 合金中 B2 相的变形机制与位错滑移行为，Morris 等的早期研究提供了关键证据[23]。他们分析 Ti-44Al-2Mo 合金室温变形产生的位错组态时发现，B2 相可以通过{110}面上的<001>位错和<111>超位错进行塑性变形。并且由于细小的“$\omega$”析出相的存在，<001>{110}

滑移系会产生平面滑移的堆积。随着微观表征技术的发展，越来越多的证据表明 B2 相具备塑性变形能力。Molénat 等[30]通过 TEM 原位拉伸实验进一步揭示了 TNM 合金中 B2 相复杂的动态变形机制。该研究发现，尽管 TNM 合金整体表现为有限的室温延展性(断口呈现沿层状界面的解理特征)，但 B2 晶粒本身并非完全无位错活动。B2 相通过<111>超位错发生塑性变形，这些位错在{110}面上滑动，并分解为由反相畴界分隔的两个超不全位错，如图 3a 所示。然而，B2 晶粒内含有 $\omega_0$ 相的纳米析出物，B2 相位错运动受到强烈钉扎，导致位错在晶粒内局部塞积，当塞积到一定程度后，会导致裂纹的形成，如图 3b 所示。这一观察结果具有两方面意义。首先，它表明 B2 相可激活<111>超位错，与 Morris 等的早期结果[23]相一致。其次，B2 相的脆性表现可能与内部 $\omega_0$ 相析出物有关。$\omega_0$ 相析出物限制位错运动，使滑移局域化并形成位错塞积，进而在晶界或片层界面处诱发应力集中和开裂。换言之，B2 相的脆性可能并非源于其晶体结构本身无法滑移，而是由于纳米析出物阻碍了位错的均匀滑移和跨晶界传递。因此，在评估 B2 相变形行为时，必须考虑其内部的亚稳相变($\beta_0 \rightarrow \omega_0$)及析出强化效应。随后，Molénat 等[33]进一步利用 TEM 研究了 TNM 合金 B2 相中的<001>位错，发现该类位错可解离为两个相同的超不全位错，并在室温原位拉伸过程中以跳跃方式传播，进一步证明有序 B2 相可在局部应力作用下发生有限位错滑移。

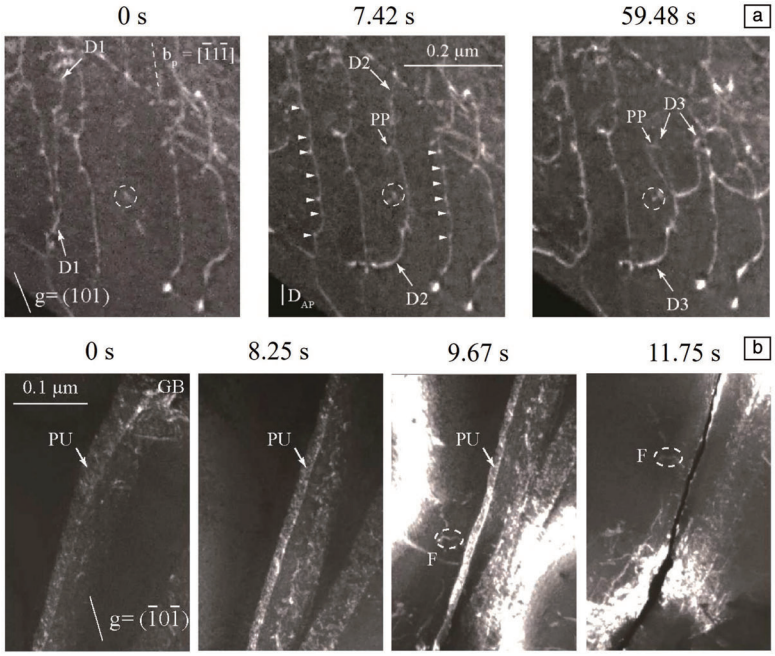



图 3 TNM 合金在 TEM 原位拉伸过程中 B2 相的变形情况[30]：(a) B2 相晶粒中 a<111>超位错的滑移情况，(b) B2 相晶粒中位错的堆积和裂纹的形成(D1、D2 和 D3 表示同一位错 D 在不同时刻的位置；PP 表示位错钉扎点；PU 表示位错塞积；F 表示固定参考点)

Fig. 3 Deformation behavior of the B2 phase in TNM alloy during *in-situ* TEM tensile test[30]: (a) slip of a<111> superdislocations within a B2 grain, (b) dislocation pile-up and crack formation within a B2 grain (D1, D2, and D3 indicate the positions of the same dislocation D at different time intervals; PP denotes the dislocation pinning point; PU denotes the dislocation pile-up; and F denotes the fixed reference point)

此外，Xu 等[34]关于高 Nb-TiAl 合金室温高周疲劳变形机制的研究进一步揭示了 B2 相与 γ 相的协调变形行为。通过 TEM 衍射分析发现，室温下 γ 相的疲劳变形以超晶格位错[01$\bar{1}$]和孪晶为主，B2 相的疲劳变形则以<110>位错为主。值得注意的是，B2 相中激活的<110>位错被证实源于相邻 γ 相中孪晶的诱导作用，如图 4a 和 4b 所示。其微观机制在于通过孪晶界面的原子重排，实现了相邻 γ 相与 B2 相之间的应力传递，如图 4c 所示。局部应力最终由 B2 相、变形孪晶及 γ 相孪晶相交区域的连续位错滑移共同协调。这一结果说明，在室温循环加载等特定条件下，B2 相可通过<110>位错滑移参与局部塑性协调。其滑移活动并非孤立发生，而是与相邻 γ 相的孪生活动和界面应力传递密切相关。

## 4 影响 B2 相塑性变形的因素

尽管上述研究已经证实 TiAl 合金在变形过程中其 B2 相能够开动多种滑移系，但实际材料在室温下往往表现出显著的脆性特征，这意味着 B2 相变形能力受到了多重因素的制约。近年来，随着原位表征技术与微观力学分析手段的进步，限制 B2 相塑性变形的关键机制逐渐被发现。现有研究表明，除了受晶体结构本身的影响外，B2 相的变形行为对外部热力学参数(如温度、应力)高度敏感，且

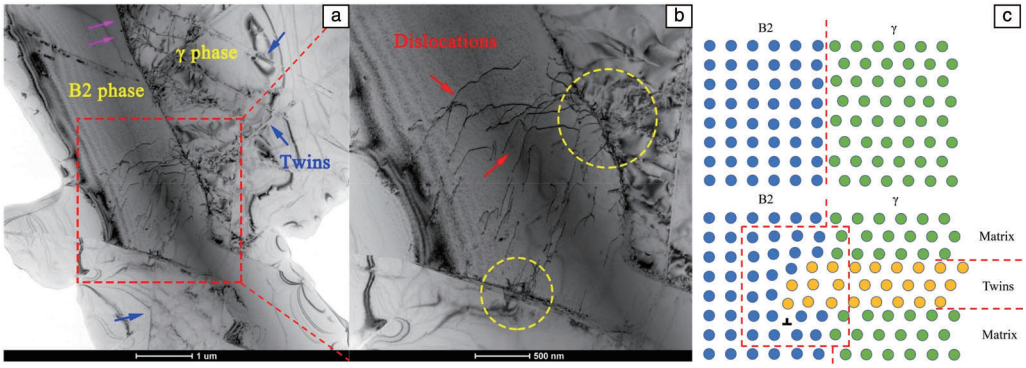



图 4　高铌 TiAl 合金在高周疲劳过程中 γ 孪晶诱导 B2 相晶粒内部位错的形成[34]：(a，b) TEM 照片，(c) B2 与相邻 γ 相原子排列变化示意图

Fig. 4　Formation of dislocations inside B2 grains induced by γ twins in a high-Nb TiAl alloy during high-cycle fatigue[34]: (a, b) TEM images, (c) schematic of atomic arrangement changes between the B2 phase and the adjacent γ phase

强烈依赖于其内部的精细微观结构(如析出相)以及外部组织环境(如几何位置与界面约束)。基于此，本节将主要从以上 3 个方面详细阐述制约 B2 相塑性变形的主要因素，并总结激活 TiAl 合金中 B2 相塑性变形的有效策略。

### 4.1　温度和应力的依赖性

TiAl 合金中 B2 相的变形行为表现出显著的温度阈值效应，其滑移系的启动与演化机制强烈依赖于热激活条件。Liu 等[29]针对 Ti-42Al-6V-1Cr 合金，系统研究了 B2 相在较宽温度范围内的位错结构演变规律，揭示了温度对变形机制的决定性影响。研究结果显示，在相对较低的温度区间(室温至 700 ℃)内，B2 晶粒内的位错活动受到明显限制，主要表现为<110>型位错的滑移，如图 5a 和 5b 所示。在此阶段，由于热激活能不足，其他类型的滑移系难以开动。然而，当变形温度升高至 800 ℃时，原子热运动加剧，位错的可动性显著增强，B2 相的变形机制发生了变化。此时，不仅<110>位错继续保持活跃，还同时观测到了<111>和<100>两种类型位错的协同运动，如图 5c 和 5d 所示。这一由单一位错类型向多类型位错并存的转变，表明了 B2 相的滑移机制具有显著的热激活特征。

此外，研究表明除温度外，应力状态也在 B2 相的变形过程中发挥关键的协同作用。Singh 等[35]通过分析 Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B 合金的压缩蠕变行为，揭示了温度与应力对 B2 相位错开动的双重调控机制。EBSD 显微组织

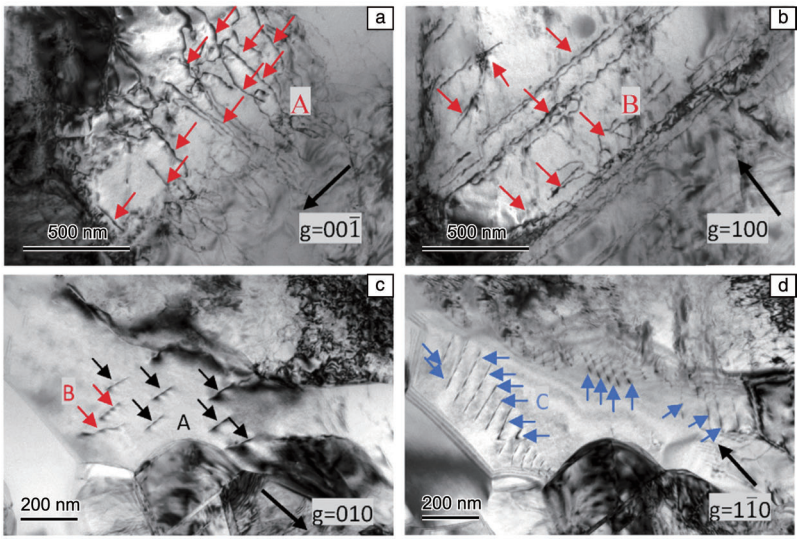



图 5　Ti-42Al-6V-1Cr 合金在不同温度变形下 B2 相的位错典型的 TEM 照片[29]：(a，b) 室温(为<110>型位错，文中指出 700 ℃的位错类型与室温相同)；(c，d) 800 ℃(具有<111>、<110>和<100>3 种类型位错)

Fig. 5　Representative TEM images of dislocations in the B2 phase of a Ti-42Al-6V-1Cr alloy deformed at different temperatures[29]: (a, b) room temperature (the dislocations at room temperature are of the <110> type, it is noted that the dislocation type at 700 ℃ is the same as that at room temperature); (c, d) 800 ℃ (the dislocations are of the <111>, <110>, and <100> types)

分析显示，在温度与应力水平较低时(如 750 ℃/200 MPa、850 ℃/75 MPa)，B2 相的 KAM(kernel average misorientation)图显示几乎无应变积累，如图 6a～6c 所示。此时，由于热激活不足且外部驱动力较低，位错难以启动，变形完全由 γ 相承担，B2 相仅因相邻晶粒的约束而产生微小的弹性应力集中。然而，当温度与应力协同提升至特定阈值(即 850 ℃/125 MPa)时，热激活能的降低与外部驱动力的增加共同促使 B2 相内的位错大量开动，KAM 图表明其发生了显著的塑性变形，如图 6d 所示。类似地，Liang 等[36]研究了热处理后的 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-0.2$B_4C$ 合金在 800 ℃、250～300 MPa 不同条件下的拉伸蠕变行为，同样发现 B2 相仅在特定的蠕变条件下才能参与变形，而变形主要由 γ 相完成。这些结果表明，B2 相在高温蠕变中的变形行为受制于温度与应力的临界组合效应：只有当二者同时满足阈值条件时，才能有效激活 B2 相的滑移系。

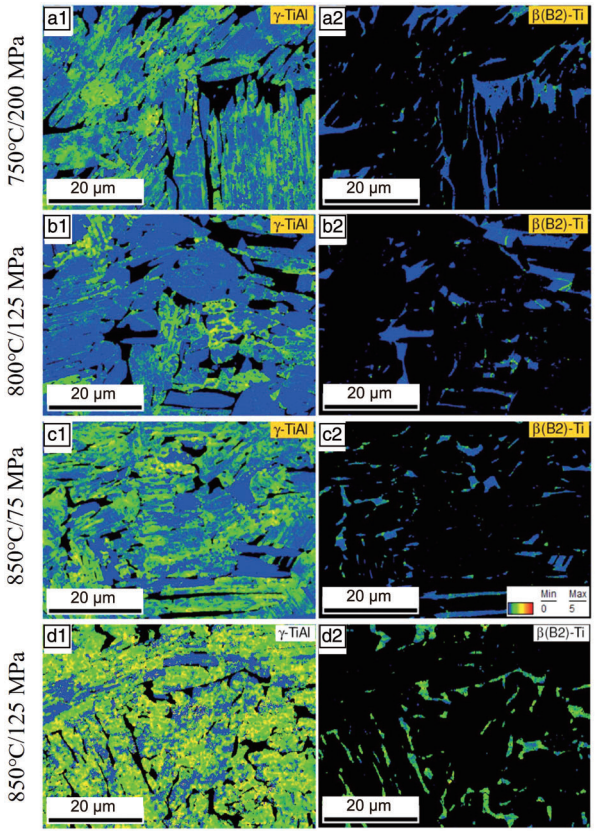



图 6 Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B 合金蠕变变形样品的 γ 相和 B2 相的相应分区的 KAM 图[35]：(a1，a2) 750 ℃/200 MPa，(b1，b2) 800 ℃/125 MPa，(c1，c2) 850 ℃/75 MPa，(d1，d2) 850 ℃/125 MPa

Fig. 6 KAM maps of the corresponding partitions of the γ and B2 phases in the creep-deformed Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B alloy specimens[35]: (a1, a2) 750 ℃/200 MPa, (b1, b2) 800 ℃/125 MPa, (c1, c2) 850 ℃/75 MPa, (d1, d2) 850 ℃/125 MPa

需要指出的是，热加工温度下 β/B2 相的变形机制与服役温度下 B2 相的变形机制并不等同。在热加工温度区间，TiAl 合金中通常存在高温无序 β 相或 β+B2 共存组织。由于 β 相具有 bcc 结构和较多潜在滑移系，且高温下位错交滑移、攀移、动态回复和动态再结晶更容易发生，因此能够协调热变形过程中的应变集中并改善热加工性能[11, 12]。而在冷却及后续服役过程中，高温 β 相会发生有序化形成 B2 相，其位错运动受到反相畴界能、晶格摩擦力、$\omega_o$ 相析出物和界面约束限制，因而通常表现为弹性承载、局部有限塑性或损伤敏感行为[24, 30, 37, 38]。只有当温度和应力达到一定阈值时，B2 相内才可能激活<110>、<111>或<001>等位错滑移并参与局部应变协调[29, 33, 35, 36]。因此，热加工阶段引入 β 相与服役阶段控制残余 B2 相之间存在内在矛盾，合金设计需在热加工性和服役可靠性之间取得平衡。

### 4.2 析出相的钉扎效应

近年来，$\omega_o$ 相在 B2 相内部的析出及其对变形的阻碍作用成为了研究热点。Kolb 等[37]通过高温纳米压痕技术研究了 Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B 合金中 B2 相及其衍生相在室温至 600 ℃范围内的局部力学性能与变形机制。通过对压痕下方变形区的位错分析可以发现，在室温和高温条件下，$\beta_o+\omega_o$ 复合相的塑性变形主要通过 $\beta_o$ 相中<111>型位错滑移来实现。值得注意的是，$\omega_o$ 相纳米析出物即使在 600 ℃高温下仍然是位错运动的有效障碍，如图 7 所示，图中红色箭头指出了位错在 $\omega_o$ 沉淀物周围发生弯曲的区域。这一结果与 Morris 等[23]和 Molénat 等[30]的观察相一致，说明 $\omega_o$ 相纳米析出物可作为 B2 相位错运动的有效障碍，并持续限制其塑性变形能力。

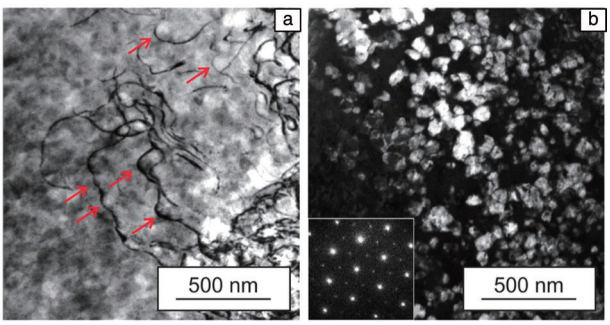



图 7 Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B 合金在 600 ℃下压痕变形区的 TEM 图像[37]：(a) 被 $\omega_o$ 析出相钉扎的弓曲位错，(b) $\beta_o+\omega_o$ 复合相的暗场图像

Fig. 7 TEM images of the indentation deformation zone of Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B alloy at 600 ℃[37]: (a) curved dislocations pinned by $\omega_o$ precipitates, (b) dark-field image of the $\beta_o+\omega_o$ composite phase

然而，B2 相内 $\omega$ 型纳米析出物对位错的钉扎作用表现出显著的尺寸效应。Molénat 等[38]进一步地针对 TNM 合金中 $\omega$ 型析出物对 B2 相变形机制的影响进行了深入研究，结果如图 8 所示。在塑性变形过程中，这些纳米析出物充当了位错运动的钉扎点。值得注意的是，位错表现出明显的尺寸选择性钉扎特征，即析出物的平均间距仅为 15 nm，但位错被尺寸较大的析出物所锚定，测得的有效钉扎间距为 34~45 nm。尽管尺寸较小的析出物可被位错切过，但其高的数密度仍会增加位错在 B2 相中的运动阻力。这种由纳米析出物引入的附加阻力叠加在金属间化合物固有的晶格摩擦力之上，显著降低了位错迁移率。此外，这些纳米析出物还会导致位错塞积的局部集中，这一现象被认为是诱发片层结构部分发生解理断裂的潜在原因。

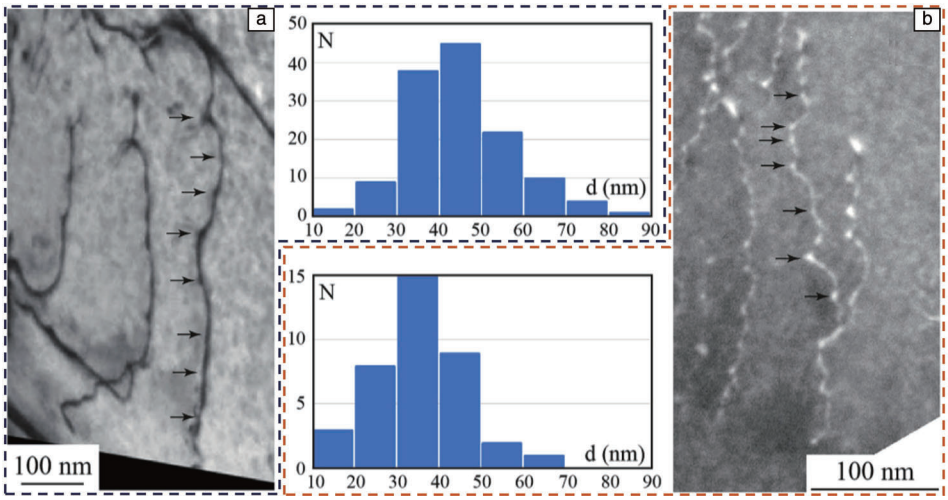



图 8　TNM 合金原位变形实验期间 B2 相内滑移的位错 TEM 照片及钉扎点间距分布直方图[38]：(a) <111>位错的 TEM 明场像及钉扎点间距分布直方图，(b) <100>位错的 TEM 明场像及钉扎点间距分布直方图

Fig. 8　TEM images of sliding dislocations in the B2 phase and histograms of pinning point spacing during *in-situ* deformation of a TNM alloy[38]: (a) bright-field TEM image of <111> dislocations and a histogram of pinning point spacing, (b) bright-field TEM image of <100> dislocations and a histogram of pinning point spacing

### 4.3　晶粒尺寸、微观组织约束与位置效应

除温度、应力和析出相外，B2 相晶粒尺寸及其空间分布同样会显著影响其变形行为。总体来看，粗大或连续分布的 B2 相更容易在 B2/$\gamma$ 界面和片层团边界处引发应力集中，并为裂纹或孔洞形成提供连通路径[24, 39, 40]；而细小、离散分布的 B2 相则可能缩短局部滑移距离，削弱连续损伤路径，并在一定条件下参与局部变形协调[41]。然而，这种作用并非仅由尺寸决定，还与 B2 相含量、相区连通性、B2/$\gamma$ 硬度差以及其相对于 $\gamma/\alpha_2$ 片层团的位置密切相关[21, 30]。已有研究表明，通过热处理获得细小片层团并减少边界残余 B2 相，可改善 TiAl 合金的室温拉伸性能[42]；同时，B2 相的分布方式会影响裂纹扩展路径和孔洞演化行为。因此，评价 B2 相对 TiAl 合金塑性和损伤的影响时，应将其尺寸、分布、连通性和局部力学相容性作为耦合因素综合考虑。

上述尺寸、连通性和局部约束效应，在片层团内部 B2 相与片层团边界 B2 相的变形行为中表现得尤为明显。Liang 等[36]对比了蠕变后片层团内部 B2 相与片层团边界 B2 相的变形行为，发现两者存在显著差异。如图 9 所示，位于片层团内部的 B2 相被 $\alpha_2/\gamma$ 片层剧烈变形产生的高应力集中所包围，这种强烈的局部约束使其滑移系易于被激活，从而表现出较好的变形相容能力。相反，位于片层团边界的 B2 相(如图 9a 和 9b 中 S 框区域所示)，由于其几何位置所受的约束较弱，缺乏足以启动滑移系的高应力驱动，该区域更倾向于保持弹性变形。这种弹性特性导致其难以协调周围基体的变形，从而在界面处引发应力集中，成为蠕变孔洞的优先形核点，如图 9c 所示。由此可见，B2 相是否参与塑性变形并不只取决于它的本征滑移能力，还取决于它与周围片层组织之间的应力传递和几何相容关系。

此外，Shi 等[43]在高熵合金领域的研究为 TiAl 合金提供了重要借鉴。他们通过构筑多级异质层状结构，诱发了显著的异质变形诱导应力和长程背应力，如图 10a 和 10b 所示。在该约束场作用下，B2 相可激活超过 5 个独立滑移系上的<111>型位错，如图 10c 和 10d 所示。这一结果表明，合理设计微观约束场可以有效释放 B2 相的塑性潜力。对于 TiAl 合金而言，$\gamma/\alpha_2$ 片层团本身也构成复杂的异质约束环境[3, 27, 44]。因此，若能通过调控 $\gamma/\alpha_2$ 片层团尺寸、B2 相分布形态、相界连通性和界面几何特征，增强局部应力传递和变形协调能力，便有可能诱导

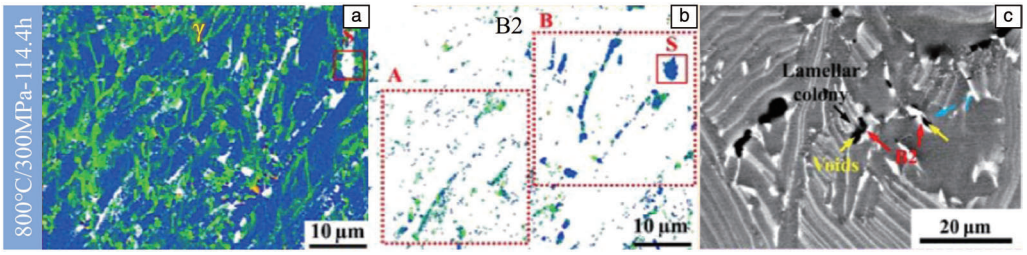



图 9 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-0.2$B_4C$ 合金在 800 ℃/300 MPa 蠕变 114.4 h 后的显微组织分析[36]：(a)γ 相对应 KAM 图，(b)B2 相对应 KAM 图，(c)蠕变空洞的 SEM 照片

Fig. 9 Microstructural analysis of a Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-0.2$B_4C$ alloy after creep at 800 ℃/300 MPa for 114.4 h[36]: (a) KAM map corresponding to the γ phase, (b) KAM map corresponding to the B2 phase, (c) SEM image of creep cavities

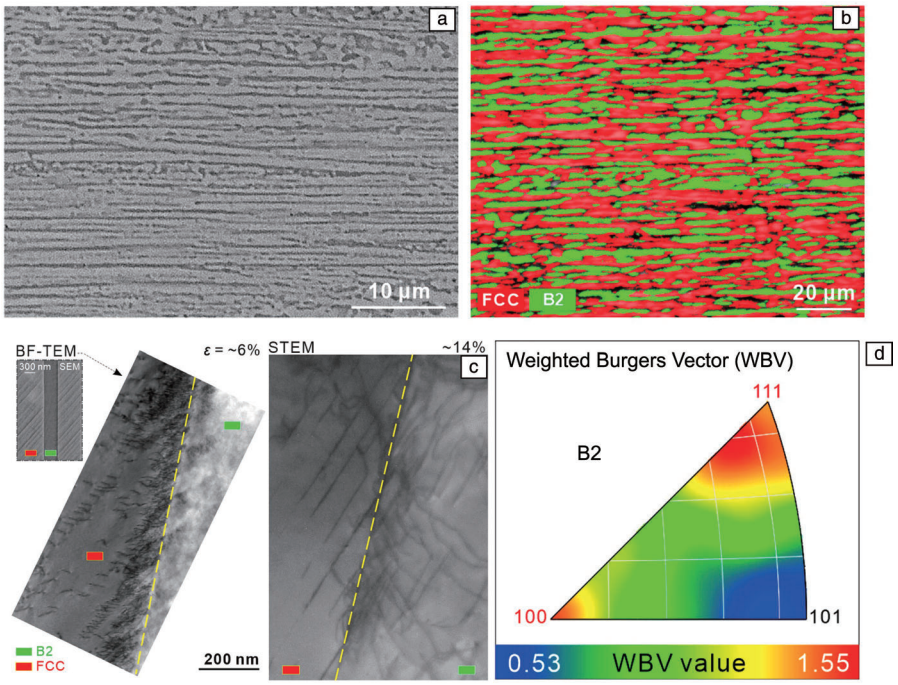



图 10 Al0.7CoCrFeNi 高熵合金多级异质层状结构及变形行为[43]：(a) 层状结构 SEM 照片，(b) 图 10a 对应的 EBSD 相组成分析，(c) 变形过程中 B2 相中位错的 TEM 照片，(d) 变形后 B2 相加权伯格斯矢量(WBV)图

Fig. 10 Hierarchical heterogeneous lamellar structure and deformation behavior of the Al0.7CoCrFeNi high-entropy alloy[43]: (a) SEM image of the lamellar structure, (b) EBSD phase constitution analysis corresponding to Fig. 10a, (c) TEM image of dislocations in the B2 phase during deformation, (d) weighted burgers vector (WBV) map of the B2 phase after deformation

B2 相激活更多<111>超位错，从而在提高高温抗蠕变性能的同时，避免或延缓连续 B2 相引起的室温脆性断裂。

### 4.4 TiAl 合金中 B2 相塑性激活策略

基于对上述 B2 相塑性变形制约机制的深入理解，如何通过微观组织调控，特别是优化界面结构来激发 B2 相的塑性变形能力，已成为提升 TiAl 合金性能的关键途径。近期，Zhou 等[45]在突破 TiAl 合金室温延展性与高温塑性的平衡难题方面取得了重要进展。通过向 Ti-46Al-5Nb 合金中添加 Fe 元素，促使富 Fe 的 B2 结构有序相，即 $\beta_1$ 相在 $\alpha_2/\gamma$ 界面处形核。该 $\beta_1$ 相取代传统 $\alpha_2$ 相，并与 γ 相共同构成新型“类珠光体全片层组织”，即 $\beta_1+\gamma$ 组织，如图 11a~11c 所示。$\beta_1/\gamma$ 界面存在显著的晶格失配和化学非平衡状态，成为高密度位错、层错以及纳米孪晶的形核源，如图 11d 和 11e 所示。在变形过程中，界面和孪晶界诱导高密度层错和超细变形纳米孪晶逐步构建三维纳米孪晶网络，可持续容纳高密度位错(图 11f 和 11g 所示)。图 11h~11j 的结果显示，随着 Fe 含量的增加，合金室温抗压强度提升至 2925 MPa，压缩应变增至 36.8%，并在 950 ℃下表现出高达 97%的超高拉伸应变。这一研究证明，通过合金化(如 Fe 添加)与界面工程调控，可以充分释放 B2 相的塑性变形能力，甚至将其转化为增强增韧的有利相，这为破解 TiAl 合金强度-塑性矛盾难题提供了新的思路。

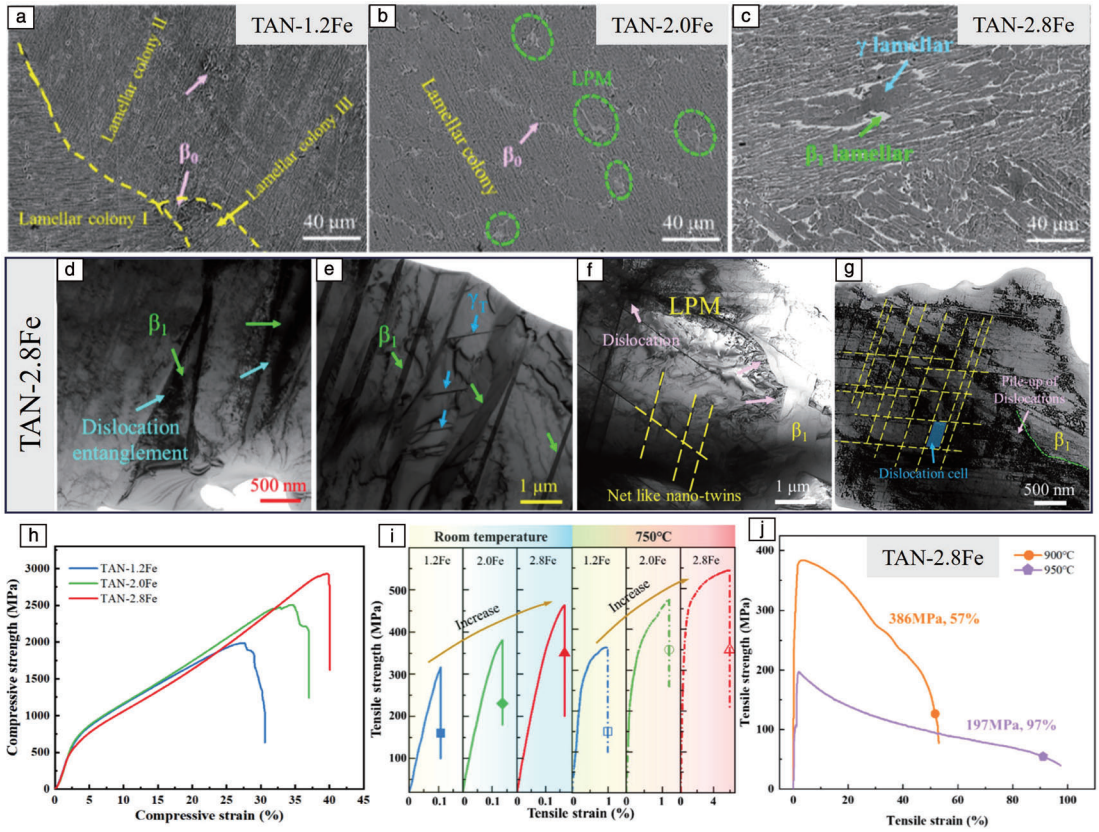



图 11　Ti-46Al-5Nb-*x*Fe（TAN-*x*Fe）合金显微组织特征与力学性能[45]：（a～c）TAN-*x*Fe 合金显微组织的 SEM 照片，（d～g）TAN-2. 8Fe 合金 $\beta_1/\gamma$ 界面 TEM 照片，（h～j）TAN-*x*Fe 合金压缩和拉伸性能

Fig. 11　Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-46Al-5Nb-*x*Fe（TAN-*x*Fe）alloys[45]：（a～c）SEM images of the microstructures of TAN-*x*Fe alloys，（d～g）TEM images of the $\beta_1/\gamma$ interfaces in the TAN-2. 8Fe alloy，（h～j）compressive and tensile properties of TAN-*x*Fe alloys

### 4.5　B2 相有序度与变形行为的跨体系对比分析

$\beta$→B2 有序化转变是影响 B2 相变形行为的重要因素。高温 $\beta$ 相为无序 bcc 结构，Ti，Al 及 Nb，Mo，Cr 等 $\beta$ 稳定元素在晶格中近似随机占位[25, 26]，位错滑移过程中不会产生明显的亚点阵错排，因此在热加工温度下具有较多潜在滑移系和较好的塑性协调能力。相比之下，冷却过程中形成的有序 B2 相具有明确的亚点阵占位特征，位错切过有序点阵时会破坏原子占位顺序并形成反相畴界（antiphase boundary，APB），从而提高位错运动的能量代价。尤其是<111>超位错的运动对 APB 能和有序度高度敏感，当 B2 相有序度较高时，<111>滑移启动困难，B2 相更容易表现为弹性承载、局部受限滑移或裂纹敏感行为；而当有序度降低或局部成分偏离理想有序结构时，<111>滑移能垒下降，B2 相更容易参与塑性协调。因此，不同合金体系中 B2 相位错类型和变形能力的差异，不仅取决于温度和应力状态，还与有序度、APB 能、元素占位及析出行为密切相关[23, 29, 46, 47]。

基于上述认识，将 TiAl 合金中的 B2 相与其他 B2 化合物进行对比，有助于进一步理解有序度和成分差异对滑移系选择的影响。表 1 汇总了不同合金体系中 B2 相的变形温度及主要伯格斯矢量类型。对比分析表明，B2 相的位错开动类型对温度具有显著的依赖性。以 NiAl 为例，其室温变形通常以<001>滑移为主，而<110>和<111>滑移往往需要在较高温度或超过脆韧转变温度后才能有效激活[48-50]。这一现象与高有序度 B2 化合物中<111>超位错运动所需克服的较高 APB 能密切相关。相比之下，FeAl、YAg、YCu、DyCu、CoTi 以及部分高熵合金中的 B2 相在室温下即可观察到<111>型位错或<001>与<111>位错并存，说明较低有序度或复杂成分占位可降低<111>滑移的启动阻力[43, 48, 51-56]。

TiAl 合金中的 B2 相表现出更复杂的滑移特征。一方面，温度升高可显著提高 B2 相中多类型位错的激活能力。例如，Ti-42Al-6V-1Cr 合金在室温和 700 ℃下主要观察到<110>型位错，而在 800 ℃变形后则同时出现<111>、<110>和<100>位错，说明热激活能够降低有序 B2 结构中的位错运动阻力[29]。另一方面，合金成分和局部有序度

表 1 不同合金体系中 B2 相位错开动的温度以及伯格斯矢量类型

Table 1 Dislocation activation temperature and Burgers vector type of the B2 phase in different alloy systems

| Alloy system | Deformation temperature/℃ | Burgers vector | References |
|---|---|---|---|
| NiAl | 25<br>Above brittle-to-ductile transition temperature | <001><br><001>, <110>, <111> | [48]<br>[49, 50] |
| FeAl | 25 | <111> | [51] |
| YAg, YCu, DyCu, CoTi | 25 | <001>, <111> | [48, 52-56] |
| Al0.7CoCrFeNi | 25 | <111> | [43] |
| $Al_{0.5}NbTa_{0.8}Ti_{1.5}V_{0.2}Zr$ | 600 | <111> | [57] |
| Ti-22Al-23Nb-1Zr-1Mo | 25 | <111> | [58] |
| Ti-22Al-25Nb | 25 | <111> | [59] |
| Ti-42Al-6V-1Cr | 25, 700<br>800 | <110><br><001>, <110>, <111> | [29] |
| Ti-44Al-2Mo | 25 | <001>, <111> | [23] |
| Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B | 25, 600 | <111> | [37] |
| Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B | 25 | <001>, <111> | [30, 33, 38] |
| Ti-46Al-7Nb-0.4W-0.6Cr-0.1B | 25 | <110> | [34] |
| Ti-43Al-8Nb-0.2W-0.2B | 800 | <111> | [60] |

也会改变位错类型。Ti-44Al-2Mo 合金中可观察到<001>和<111>位错，而 TNM 合金中的 $\beta_o$/B2 相同样出现<111>和<001>位错，但其运动常受到 $\omega_o$ 相纳米析出物钉扎，导致局部塞积和损伤敏感性增强[23, 30, 33, 38]。因此，TiAl 合金中 B2 相是否能够发生有效塑性变形，是由有序度、温度、应力、相析出状态和局部组织约束共同决定。

从独立滑移系数量来看，若 B2 相仅依靠<001>滑移，则可提供的独立滑移系数量有限，难以满足多晶体协调塑性变形的要求；而<111>型位错可在{110}、{112}和{123}等多个滑移面上运动，更有利于提供满足 von Mises 准则所需的独立滑移系[27]。因此，如何在 TiAl 合金中降低 B2 相<111>超位错的启动阻力，是改善其局部塑性协调能力的关键之一。结合上述跨体系对比可以认为，降低 B2 相有序度、调控 $\beta$ 稳定元素占位、抑制不利 $\omega_o$ 相析出以及优化相界约束状态，均可能促进<111>型位错的激活，从而改善 B2 相的变形相容性。

值得注意的是，当大量 Nb 原子加入并使合金体系逐渐转向 $Ti_2AlNb$ 合金时，B2 相的塑性变形能力明显增强。Shao 等[59]通过原位拉伸实验研究了 Ti-22Al-25Nb 合金中 B2 相的塑性变形机制，发现 B2 相晶粒内部形成大量滑移迹线，并表现出单滑移、多滑移和交滑移等多种滑移模式(如图 12 所示)。基于 EBSD 滑移迹线分析可知，该

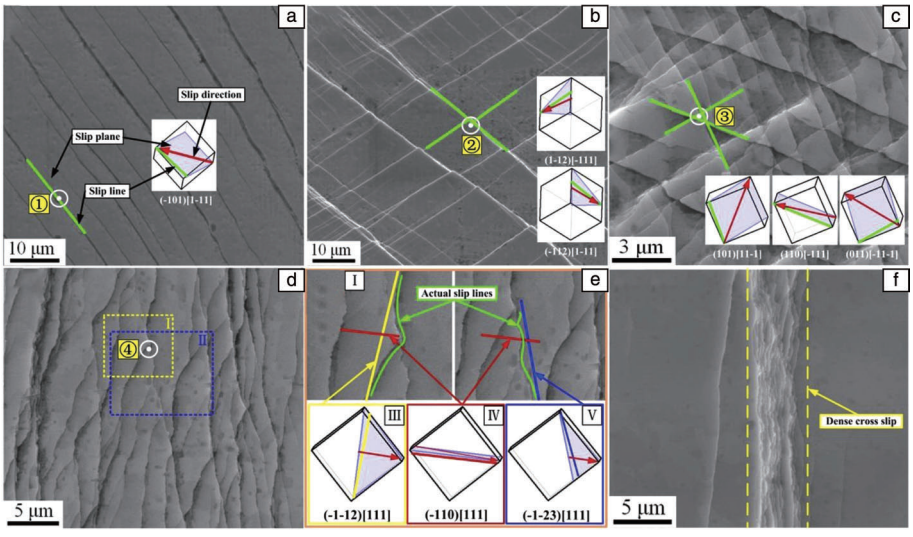



图 12 Ti-22Al-25Nb 合金中 B2 相中滑移模式[59]：(a) 单滑移，(b)双滑移，(c)三滑移，(d~f)交滑移

Fig. 12 Slip modes in the B2 phase of a Ti-22Al-25Nb alloy[59]: (a) single slip, (b) double slip, (c) triple slip, (d~f) cross slip

合金中 B2 相可激活{110}、{112}和{123}滑移面上的<111>型位错滑移。与传统 TiAl 合金相比，$Ti_2AlNb$ 合金中较高 Nb 含量改变了 B2 相的稳定性和有序程度，使其更容易在室温下激活<111>型位错滑移并参与塑性变形。这进一步说明，B2 相的变形行为具有显著的成分和有序度依赖性。对于 TiAl 合金而言，通过合金化和组织调控降低有序化带来的位错运动阻力，是激活 B2 相塑性、缓解其脆性效应的重要思路。

## 5　结　语

尽管已有研究表明 TiAl 合金中的 B2 相在一定条件下可激活<111>、<110>和<001>等位错，但其变形机制研究仍存在若干关键问题。首先，B2 相的本征脆性与表观脆性仍需进一步区分。其宏观脆性可能并非源于完全不能滑移，而是与 $\omega_0$ 析出物钉扎、位错局部塞积、相区连通性和界面应力集中密切相关。其次，$\beta\rightarrow$B2 有序化程度、APB 能和元素占位如何共同影响滑移系选择，目前仍缺乏定量认识。第三，$\omega_0$ 纳米析出物对 B2 相塑性和损伤行为具有双重影响，其强化作用与损伤敏感性之间的关系仍需明确。第四，B2 相晶粒尺寸、空间分布对位错塞积、孔洞形核和裂纹扩展的影响尚未得到系统研究。第五，热加工温度下高温 $\beta$ 相的塑性协调作用与服役温度下有序 B2 相的损伤敏感行为仍需进一步区分。

未来研究应围绕上述问题开展系统探究。一方面，应结合原子尺度表征、第一性原理计算和原位变形实验，建立 B2 相有序度、反相畴界能与位错滑移行为之间的定量关系。另一方面，应利用原位 TEM、原位 SEM/EBSD 和高能同步辐射技术，揭示不同温度、应力和加载条件下 B2 相由弹性承载向局部塑性协调或损伤敏感行为转变的机制。同时，还需通过三维组织重构和局部应变分析，明确 B2 相尺寸、分布和连通性对裂纹扩展及孔洞演化的影响。最后，应从合金设计和热处理调控角度出发，在利用高温 $\beta$ 相改善热加工性和控制残余 B2 相保证服役可靠性之间建立平衡。通过这些研究，有望进一步对 B2 相构建从有序化、位错滑移到损伤演化的跨尺度机制模型，为高性能 TiAl 合金的组织设计提供依据。

## 参考文献　References


[1] DIMIDUK D M. Materials Science and Engineering: A[J], 1999, 263(2): 281-288.

[2] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, *et al*. Materials at High Temperatures[J], 2016, 33(4/5): 549-559.

[3] APPEL F, WAGNER R. Materials Science and Engineering: R[J], 1998, 22(5): 187-268.

[4] 杨锐. 金属学报[J], 2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Acta Metallurgica Sinica[J], 2015, 51(2): 129-147.

[5] IMAYEV R M, IMAYEV V M, OEHRING M, *et al*. Intermetallics[J], 2007, 15(4): 451-460.

[6] CLEMENS H, MAYER S. Advanced Engineering Materials[J], 2013, 15(4): 191-215.

[7] GENC O, UNAL R. Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 929: 167262.

[8] 李金山, 张铁邦, 常辉, 等. 中国材料进展[J], 2010, 29(3): 1-5.
LI J S, ZHANG T B, CHANG H, *et al*. Materials China[J], 2010, 29(3): 1-5.

[9] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Progress in Materials Science[J], 2016, 81: 55-124.

[10] 李小兵, 郝俊杰, 陈波, 等. 中国材料进展[J], 2025, 44(2): 154-168.
LI X B, HAO J J, CHEN B, *et al*. Materials China[J], 2025, 44(2): 154-168.

[11] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, LINDEMANN J, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2014, 614: 297-310.

[12] 油如月, 王强, 赵春玲, 等. 中国材料进展[J], 2023, 42(8): 669-680.
YOU R Y, WANG Q, ZHAO C L, *et al*. Materials China[J], 2023, 42(8): 669-680.

[13] XU X J, LIN J P, TENG Z K, *et al*. Materials Letters[J], 2007, 61(2): 369-373.

[14] CHEN G L, XU X J, TENG Z K, *et al*. Intermetallics[J], 2007, 15(5): 625-631.

[15] TETSUI T, MIZUTA K. Metals[J], 2024, 14(8): 908.

[16] SONG L, XU X J, SUN J, *et al*. Materials Characterization[J], 2014, 93: 62-67.

[17] LI Y Q, KOU H C, WANG Y R, *et al*. Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 946: 169370.

[18] HU X, LI J, SONG L, *et al*. Materials & Design[J], 2018, 148: 135-144.

[19] LIU Y, LI J, TANG B, *et al*. Acta Materialia[J], 2023, 242: 118492.

[20] 陈国清, 汤华平, 王琪, 等. 材料热处理学报[J], 2015, 36(12): 19-25.
CHEN G Q, TANG H P, WANG Q, *et al*. Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2015, 36(12): 19-25.

[21] 冯像征, 高帆, 刘宏武, 等. 航空材料学报[J], 2024, 44(4): 96-108.
FENG X Z, GAO F, LIU H W, *et al*. Journal of Aeronautical Materials[J], 2024, 44(4): 96-108.

[22] HOPPE R, APPEL F. Acta Materialia[J], 2014, 64: 169-178.

[23] MORRIS M A, LI Y G. Materials Science and Engineering: A[J], 1995, 197(2): 133-145.

[24] LEITNER T, SCHLOFFER M, MAYER S, *et al*. Intermetallics[J], 2014, 53: 1-9.

[25] KAINUMA R, PALM M, INDEN G. Intermetallics[J], 1994, 2(4):

321-332.
[26] BANERJEE D, NANDY T K, GOGIA A K. Scripta Metallurgica[J], 1987, 21(5): 597-600.
[27] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2011.
[28] ANDERSON P M, HIRTH J P, LOTHE J. Theory of Dislocations [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2017.
[29] LIU H, LI Z, GAO F, *et al*. Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 785: 131-135.
[30] MOLÉNAT G, GALY B, MUSI M, *et al*. Intermetallics[J], 2022, 151: 107653.
[31] ERDELY P, STARON P, MAAWAD E, *et al*. Acta Materialia[J], 2018, 158: 193-205.
[32] TIAN S W, LIAO Z Q, SONG D J, *et al*. Metals[J], 2026, 16 (1): 126.
[33] MOLÉNAT G, MONCHOUX J P, MUSI M, *et al*. Scripta Materialia [J], 2023, 226: 115247.
[34] XU X, DING H, HUANG H, *et al*. International Journal of Fatigue [J], 2023, 171: 107597.
[35] SINGH V, MONDAL C, SARKAR R, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 774: 138891.
[36] LIANG Z, XIAO S, LI Q, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2023, 863: 144522.
[37] KOLB M, WHEELER J M, MATHUR H N, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 665: 135-140.
[38] MOLÉNAT G, MONCHOUX J P, WAROT-FONROSE B, *et al*. Materials Characterization[J], 2024, 218: 114509.
[39] ZHANG S, CUI N, SUN W, *et al*. Metals[J], 2021, 11(8): 1231.
[40] CHENG L, LI J, XUE X, *et al*. Journal of Alloys and Compounds [J], 2017, 693: 749-759.
[41] CHO K, ODO H, OKAMOTO K, *et al*. Crystals[J], 2021, 11 (7): 809.
[42] DAI C, SUN J. Materials Characterization[J], 2022, 185: 111743.
[43] SHI P, LI Y, LI Z, *et al*. Proceedings of the National Academy of Sciences[J], 2025, 122(2): e2409317121.
[44] INUI H, OH M H, NAKAMURA A, *et al*. Acta Metallurgica Et Materialia[J], 1992, 40(11): 3095-3104.
[45] ZHOU L Y, FANG H Z, LI K X, *et al*. Acta Materialia[J], 2026, 305: 121860.
[46] BAKER I. Materials Science and Engineering: A[J], 1995, 192-193: 1-13.
[47] LIN Y S, CAK M, PAIDAR V, *et al*. Acta Materialia[J], 2012, 60 (3): 881-888.
[48] GSCHNEIDNER K, RUSSELL A, PECHARSKY A, *et al*. Nature Materials[J], 2003, 2(9): 587-591.
[49] MILLS M J, DAW M S, ANGELO J E, *et al*. MRS Online Proceedings Library[J], 1994, 364(1): 401-406.
[50] MILLS M J, SRINIVASAN R, DAW M S. Philosophical Magazine A [J], 1998, 77(3): 801-823.
[51] POLLOCK T M, LU D C, SHI X, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2001, 317(1): 241-248.
[52] CAO G H, SHECHTMAN D, WU D M, *et al*. Acta Materialia[J], 2007, 55(11): 3765-3770.
[53] CHEN Q, JI M, WANG C Z, *et al*. Intermetallics[J], 2010, 18(3): 312-318.
[54] XIE S, RUSSELL A M, BECKER A T, *et al*. Scripta Materialia[J], 2008, 58(12): 1066-1069.
[55] CAO G H, YU Z. Journal of Alloys and Compounds[J], 2009, 488 (1): 44-46.
[56] MULAY R P, AGNEW S R. Acta Materialia[J], 2012, 60(4): 1784-1794.
[57] COUZINIÉ J P, HECZKO M, MAZÁNOVÁ V, *et al*. Acta Materialia [J], 2022, 233: 117995.
[58] ZHOU M, BU Z, ZHOU Y, *et al*. Journal of Alloys and Compounds [J], 2025, 1032: 181160.
[59] SHAO B, SHAN D, GUO B, *et al*. International Journal of Plasticity [J], 2019, 113: 18-34.
[60] YANG J, WANG X, DONG C, *et al*. International Journal of Fatigue [J], 2022, 163: 106933.

(青年编委撰稿)



青年编委 宋 霖

**宋 霖**：男，1988年生，西北工业大学材料学院/凝固技术全国重点实验室副教授、博士生导师。2017年12月至2019年12月曾于德国亥姆霍兹联合会材料研究所任访问研究员。主要从事钛铝金属间化合物的相变机理、变形机制以及组织稳定性的电子显微学及原位同步辐射高能X射线衍射分析研究。主持国家自然科学基金青年项目、面上项目，陕西省重点研发计划项目、陕西省青年基金B类项目、国家重点实验室课题、企业协作科研项目20余项，参与国家及省部级项目多项，获西北工业大学“翱翔新星”称号。在 *Acta Mater.*, *Scripta Mater.* 等学术期刊上发表论文80余篇，申请或授权发明专利18项。担任 *Adv. Mater.*, *Acta Mater.*, *Scripta Mater.*, *Acta Crystal.*, *JMST* 等期刊的审稿人。出版《Gamma钛铝合金：科学与技术》译著。