

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5286

# TiAl 合金的工程应用现状与强塑化策略分析

郑国明<sup>1</sup>, 吴敬玺<sup>1</sup>, 杨 奇<sup>1</sup>, 王 新<sup>1</sup>, 刘继雄<sup>2</sup>, 张智鑫<sup>2</sup>,郑国俊<sup>3</sup>, 唐 斌<sup>4,5</sup>, 陈玉勇<sup>6</sup>, 李金山<sup>4,5</sup>, 王 俭<sup>1</sup>

(1. 宝鸡钛业股份有限公司 宝钛研究院, 陕西 宝鸡 721000 2. 西安宝钛新材料科技有限公司, 陕西 宝鸡 710016 3. 中国五矿 青海盐湖海纳化工有限公司, 青海 西宁 812399 4. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072; 5. 西北工业大学重庆科创中心, 重庆 401135 6. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 本文系统综述了 TiAl 合金的工程应用现状与强塑化策略。首先梳理了其三代合金的迭代历程, 指出第二代合金(如 Ti-48Al-2Cr-2Nb)已在航空发动机低压涡轮叶片上实现规模化应用, 而第三代合金旨在兼顾更高温性能与良好热加工性, 但仍面临组织稳定性等挑战。文章详细阐述了 TiAl 合金在航空、航天及汽车领域的具体应用与价值, 并分析了其固有的“强度-塑性矛盾”对制造与服役造成的制约。进而, 从微观组织设计出发, 重点综述了适用于 TiAl 合金的五大强塑化策略: TWIP 效应、纳米片层结构、核壳/蜂窝结构、复合材料以及 PST 单晶技术, 深入剖析了其提升强塑性的微观机理。最后, 展望了通过多尺度组织设计、先进制备工艺、复合材料开发和一体化设计等途径, 推动 TiAl 合金在更高端装备中实现更广泛的应用前景。

**关键词:** TiAl 合金; 强度-塑性协同; 显微组织设计; 工程应用

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0272-23

## Analysis of the Current Engineering Application Status and Strong Plasticization Strategies of TiAl Alloys

ZHENG Guoming<sup>1</sup>, WU Jingxi<sup>1</sup>, YANG Qi<sup>1</sup>, WANG Xin<sup>1</sup>, LIU Jixiong<sup>2</sup>, ZHANG Zhixin<sup>2</sup>,  
ZHENG Guojun<sup>3</sup>, TANG Bin<sup>4,5</sup>, CHEN Yuyong<sup>6</sup>, LI Jinshan<sup>4,5</sup>, WANG Jian<sup>1</sup>

(1. Baoji Titanium Industry Co., Ltd., Baoji Titanium Research Institute, Baoji 721000, China; 2. Xi'an baoti New Materials Technology Co., Ltd., Xi'an 710016, China; 3. Qinghai Salt Lake Hai Na Chemical Co., Ltd., China Minmetals, Xining 812399, China; 4. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 5. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China; 6. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** This review systematically summarizes the engineering application status and strengthening-ductilization strategies of TiAl alloys. It first outlines the three-generation evolution of TiAl alloys; notably, second-generation alloys (e.g., Ti-48Al-2Cr-2Nb) have been applied on a large scale in low-pressure turbine blades of aeroengines, whereas third-generation alloys aim to achieve a better balance between high-temperature performance and hot workability but still face challenges such as microstructural instability. This article details the specific applications and value of TiAl alloys in the aviation, aerospace, and automotive fields and analyses the constraints imposed by their inherent “strength-ductility trade-off” on manufacturing and service. Furthermore, from the perspective of microstructure design, five major strengthening-ductilization strategies applicable to TiAl alloys, namely, the TWIP effect, nanolamellar structures, core-shell/honeycomb structures, composites, and PST single-crystal technology, are reviewed, and their underlying

收稿日期: 2025-12-28

基金项目: 国家自然科学基金(52174377); 凝固技术全国重点实验室自主研究课题(2025-TS-07); 陕西省自然科学基金面上项目(2025JC-YBMS-494)

作者简介: 郑国明, 1990 年生, 博士, 工程师. 主要从事 TiAl 和 Ti 合金显微组织设计与力学性能优化. Email: zgming0409@163.com

通信作者: 唐 斌, 1984 年生, 博士, 教授. 研究方向为航空航天用先进金属结构材料及其特种制造技术. Email: toby@nwpu.edu.cn

李金山, 1966 年生, 博士, 教授. 研究方向为先进金属结构材料及其精确热成形技术. Email: ljsh@nwpu.edu.cn

引用格式: 郑国明, 吴敬玺, 杨奇, 王新, 刘继雄, 张智鑫, 郑国俊, 唐斌, 陈玉勇, 李金山, 王俭. TiAl 合金的工程应用现状与强塑化策略分析[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 272-294.

ZHENG G M, WU J X, YANG Q, WANG X, LIU J X, ZHANG Z X, ZHENG G J, TANG B, CHEN Y Y, LI J S, WANG J. Analysis of the current engineering application status and strong plasticization strategies of TiAl alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 272-294.

micromechanisms for enhancing strength and ductility are delved into. Finally, the future prospects of TiAl alloys are discussed, highlighting pathways such as multiscale microstructure design, advanced processing techniques, composite development, and integrated design to promote their broader application in more advanced equipment.

**Key words:** TiAl alloy; strength-ductility synergy; microstructure design; engineering application

进入 21 世纪,航空航天等高端产业向大动力、强机动、持久续航和安全可靠方向发展。一代装备,一代材料,航空航天及自动化工业的持续发展对材料提出了“轻质、高强高韧、耐高温、安全可靠”的要求。TiAl 合金密度低( $3.7\sim 4.0\text{ g/cm}^3$ ),仅为镍基高温合金( $8.19\sim 8.47\text{ g/cm}^3$ )的  $1/2$ ,低于钛合金密度( $4.4\sim 4.8\text{ g/cm}^3$ )。此外,TiAl 合金比强度和比模量高,具有较高的高温强度和优异的蠕变抗力,良好的抗氧化和抗燃烧性能,服役温度覆盖  $650\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[1-3]</sup>,是当前少数可在钛合金使用温度上限与镍基高温合金使用温度下限区间应用的金属间化合物之一。以 TiAl 合金在该温度区间替代镍基高温合金,应用于航空航天及自动化工业的耐热结构件,可实现大幅结构减重,显著提升飞行器机动性和工作效率,带来显著经济效益。

从 20 世纪 80 年代至 21 世纪前十年,TiAl 合金一直是各国争相研制的重点。美国、日本和欧盟分别启动了相关重大项目(表 1)<sup>[4]</sup>,旨在全力推动其工程化应用。日、美、欧形成互补共进格局:日本通过国家级项目主导基础研究,在合金设计与数据库建立方面成就斐然;美国由军方和航天局驱动,依托通用电气(general electric, GE)等企业,率先实现顶尖商用航空发动机上的大规模工程化与商业化应用;欧洲则凭借多国协作,尤其在德国引领下攻克尖端精密铸造工艺,成为全球关键 TiAl 部件制造中心。三者从材料科学、工程应用和高端制造不同层面共同推动了 TiAl 技术的成熟与飞跃。

经过 40 多年研究,TiAl 合金工程化应用已进入推广阶段,相关技术创新仍在继续。2006 年,美国成

功将第二代 Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金应用于 GE 发动机涡轮叶片,标志其正式进入工程应用阶段<sup>[3]</sup>。该合金在  $650\sim 700\text{ }^\circ\text{C}$  表现出优异高温强度和抗蠕变性能,可实现减重 50%、节油 40%、降噪 20%<sup>[5-6]</sup>。相较之下,国内 TiAl 合金研发起步较晚,虽启动了一系列国家级重大科技项目,但仍处于“跟跑”状态,产业化应用与国外差距显著。随着我国高推重比航空发动机/高超飞行器进入新材料、新工艺跨越式阶段,轻质高强 TiAl 合金已成为重点研究对象。

尽管 TiAl 工程化取得很大成就,但除 4822 合金外,绝大多数合金尚未真正实现大规模应用,最主要原因在于其从室温到服役温度区间强度与塑性匹配不佳<sup>[7-8]</sup>。具体表现为:室温塑性差导致加工制造困难;高温强度不足限制使用温度上限。如图 1 所示,材料脆性大带来 4 大难题:①加工制造易开裂——熔炼、铸造、锻造及机械加工产生的应力易超过塑性极限,导致开裂或微观裂纹,成品率低,成本高;②成形困难——热加工窗口狭窄,热轧、挤压或等温锻造需精确控制,对设备与工艺要求高;③连接与装配挑战——TiAl 叶片与镍基合金轮盘连接时,因热膨胀系数差异大且 TiAl 塑性差,热循环中易在榫头/榫槽处产生巨大应力,引发裂纹萌生;④损伤容限低——对孔隙、夹杂、微裂纹等缺陷敏感,循环载荷下缺陷易扩展,疲劳寿命骤降,需保守设计并确保材料内部质量近乎完美。高温强度不足使其在约  $750\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$  以上无法与先进镍基单晶高温合金媲美,故 TiAl 合金目前主要应用于航空发动机低压涡轮叶片和高压压气机末级叶片(工作温度  $650\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ ),而对超  $900\text{ }^\circ\text{C}$  的高压涡轮叶片则无能为力。

表 1 欧美日发达国家启动的 TiAl 合金相关项目<sup>[4]</sup>

Tab.1 TiAl alloy-related projects initiated by developed countries in Europe, America and Japan<sup>[4]</sup>

| Country | Project name                                                                                                                                        | Core research institution                                                                                                      | Key application companies & engine model                                                                                                                    |
|---------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Japan   | New century plan high-temperature intermetallics basic research advanced intermetallics project                                                     | National institute for materials science (NIMS)                                                                                | Mitsubishi heavy industries IHI corporation (developing TiAl blades for XF5-1, XF9-1 engines)                                                               |
|         | Ultra-efficient engine technology integrated high performance turbine engine technology program versatile, affordable advanced turbine engine       | NASA US air force research laboratory national laboratories (e.g., oak ridge national laboratory) GE aviation, pratt & whitney | GE aviation: GENx engine (first batch application) LEAP engine GE9X engine pratt & whitney (for geared turbofan engines) F136 engine (alternative for F-35) |
| America | BRITE-EURAM Program (including TiAl special research) 6th framework program: IMPESS 7th framework program & “Clean Sky” joint technology initiative | GKSS research center ACCESS alliance                                                                                           | MTU aero engines (providing blades for pratt & whitney PW1100G-JM, safran silvercrest engines) rolls-royce safran aircraft engines                          |
|         |                                                                                                                                                     |                                                                                                                                |                                                                                                                                                             |

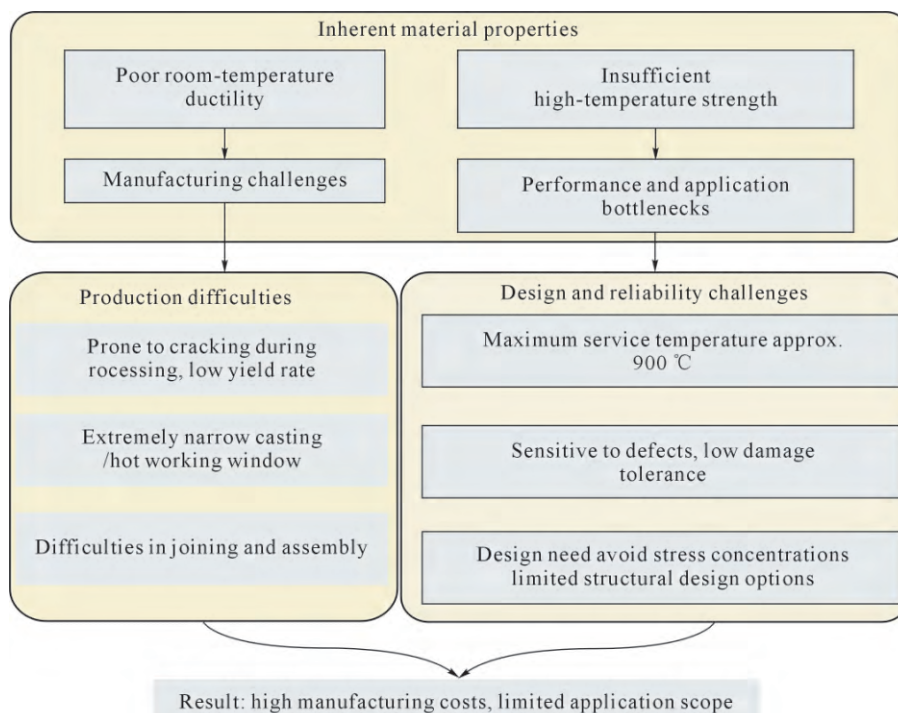


图1 TiAl 合金强度与塑性矛盾及其对工程化的制约环节

Fig.1 Conflict between the strength and plasticity of TiAl alloys and their restrictive links in engineering

TiAl 合金的强度与塑性矛盾本质源于其有序金属间化合物晶体结构,直接导致制造挑战与性能局限。其工程化应用史,即是通过合金设计、工艺创新与组织调控不断克服和平衡这一矛盾的历史。本文系统归纳 TiAl 合金的迭代历程、工程化应用现状,并借鉴其他合金成功经验,分析其强塑化策略。

## 1 TiAl 合金的发展

### 1.1 发展历程

TiAl 合金于 20 世纪 50 年代被发现,70 年代起进入实质研究。迄今已历经三代迭代,每一代合金均有其特点。如图 2 所示,TiAl 合金承温能力、强度与抗蠕变性能逐步提高,工程化应用步伐加快<sup>[3,9]</sup>。各代合金化学成分、工艺路线及主要研发者/单位详见表 2<sup>[4]</sup>。

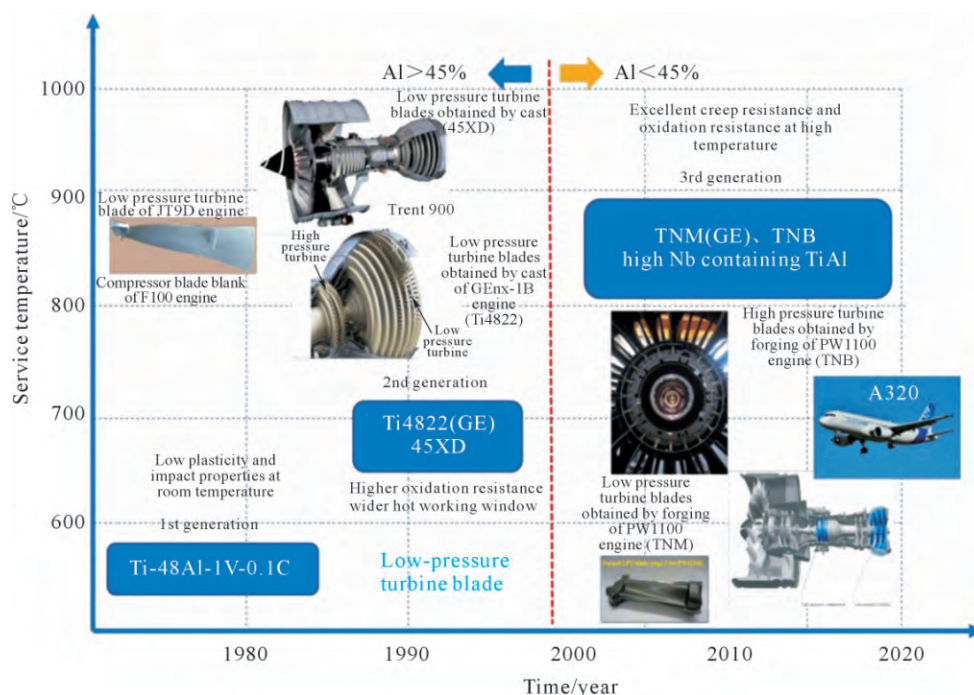
图2 TiAl 合金迭代历程及主要应用<sup>[3]</sup>Fig.2 Iterative process and main applications of TiAl alloys<sup>[3]</sup>

表 2 TiAl 合金的发展阶段及主要合金<sup>[4]</sup>  
Tab.2 Developmental stages and main alloys of TiAl alloys<sup>[4]</sup>

| Stage      | Composition/at. %                                                                                 | Processing route    | Developer |
|------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------|-----------|
| First gen  | Ti-48Al-1V-0.3C                                                                                   | Lab-scale           | PW        |
|            | Ti-(46~48)Al-2(Cr, Mn)-2Nb (4822)                                                                 | Casting/deformation | GE        |
|            | Ti-45Al-2(Cr, Mn)-2Nb-0.8%TiB <sub>2</sub> (45XD)                                                 | Casting             | Howmet/RR |
| Second gen | Ti-47Al-3.5(Nb, Cr, Mn)-0.8(Si, B)                                                                | Casting             | GKSS      |
|            | Ti-47Al-2W-0.5Si                                                                                  |                     | ABB       |
|            | Ti-46.2Al-2Cr-3Nb-0.2W (K5)                                                                       | Deformation         | Y-W. Kim  |
|            | Ti-(45, 47)Al-(1~2)Cr-(1~5)Nb-(0~2)(W, Ta, Mo, Zr)-(0~0.2)B-(0.03~0.3)C-(0.03~0.2)Si-(0.15~0.25)O | Deformation         | Y-W. Kim  |
| Third gen  | Ti-(43~47)Al-(4~8)Nb-(1~3)Mo-B                                                                    | Casting/deformation | GKSS      |
|            | Ti-(45~48)Al-(5~8)Nb-Ta-B                                                                         |                     | MTU       |

## 1.2 第一代 TiAl 合金

1974—1982 年,普惠(pratt & whitney, PW)航空发动机公司开展了第一轮 TiAl 材料研究,于 1979 年筛选出第一代具有实用价值的合金成分:Ti-48Al-1V-0.1C<sup>[4]</sup>。该合金断裂韧性较好,可机械加工,可铸造,但室温塑性和冲击性能太低,铸件易产生严重偏析和表面疏松<sup>[10]</sup>,无潜在的工程使用价值,故而在实验室阶段就被放弃。

## 1.3 第二代 TiAl 合金

第二代 TiAl 合金主要通过系统性添加合金元素改善塑性,以  $\gamma$ -TiAl 为主,成分可归纳为 Ti-(48~45)Al-(0~4)Nb-(0~4)(Cr, Mn)-(0~1)(Mo, W)-(0~1)B-(0~0.8)(C, Si)<sup>[11]</sup>。典型代表为 GE 公司开发的 Ti-48Al-2Nb-2Cr(4822)合金和美国空军实验室研制的 Ti-45Al-2(Cr/Mn)-2Nb-0.8%TiB<sub>2</sub>(45XD)合金<sup>[12]</sup>。Cr 和 Mn 添加旨在提高室温塑性和韧性,Nb 添加显著提升抗氧化能力与高温强度。4822 合金首开应用先河,成功应用于 GEnx 发动机最后两级低压涡轮叶片,是一项划时代成就<sup>[4,13]</sup>,被视为第二代钛铝合金典范,常作为新开发合金性能对比基准。通过特定热处理可获得均匀细小的全片层或双态组织,优化综合性能。第二代 TiAl 较 Ni 基合金具有更高比强度,较 Ti 合金使用温度更高,已实现大规模应用。

4822 合金成功应用后,研究人员希望进一步提高其使用温度(目标 700~750 °C)及高温强度与蠕变性能。研究发现单纯增加 Al 含量会损害韧性,而添加 Nb 是提升高温性能和抗氧化性的最有效手段之一,由此开发了 Ti-47Al-3.5(Nb, Cr, Mn)-0.8(Si, B)合金<sup>[14]</sup>。其中 Cr 和 Mn 用以补偿高 Nb 和低 Al 带来的室温塑性下降,维持可加工性。

Ti-47Al-2W-0.5Si 合金代表独特的“钨/硅合金化”技术路线,同样旨在提升高温性能<sup>[15]</sup>。W 与 Mo 同族,均为强  $\beta$  稳定剂和固溶强化元素。添加 W 可显著提高高温强度和蠕变抗力,效果与 Nb 类似甚

至更优;同时 W 能稳定高温  $\beta$  相,使合金在热加工(如锻造、轧制)时更具塑性,易于成形,缓解了 TiAl 合金热加工窗口窄的难题,属第二代向第三代过渡的典型产物。其通过 Nb、W、Si 等元素的复合合金化策略,针对性追求更高高温强度和蠕变性能,为发动机高压段等更苛刻环境应用提供可能。

## 1.4 第三代 TiAl 合金

第三代 TiAl 合金始于上世纪 80 年代后期,成分可归纳为 Ti-(42~45)Al-(4~10)Nb-(0~4)(Cr, Mn)-(0~2)(Mo, W)-(0~0.2)B-(0~0.6)(C, Si)<sup>[11]</sup>,典型代表有北京科技大学研发的 TNB(Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.1B-0.1C)和奥地利 Clemens 团队开发的 TNM(Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B)合金<sup>[16]</sup>。第三代合金设计思路是第一、二代基础上的革命性突破,核心从“追求性能均衡”转向“实现可加工性与高性能的统一”。该类合金添加大量  $\beta$  稳定元素,高温时形成含大量滑移系的无序立方  $\beta$  相,利于热变形成型;但无序  $\beta$  相在冷却过程中转变为有序  $\beta_0$  相,显著降低室温塑性。此外,大量 Nb 和 Mn 加入会诱发  $\beta \rightarrow \omega + \gamma$ <sup>[17]</sup>和  $\beta \rightarrow \text{Laves} + \gamma$ <sup>[18]</sup>相变,降低组织稳定性和蠕变抗力,导致材料过早失效。

第二代合金(如 4822)主要在  $\alpha$  相区凝固,形成粗大柱状晶,热加工窗口窄。通过添加 Mo、Nb、W 等强  $\beta$  稳定元素,将凝固路径从  $\alpha$  相改为  $\beta$  相。 $\beta$  凝固能有效抑制粗大柱状晶形成,细化铸态组织<sup>[11]</sup>。热加工过程中  $\beta$  相发生动态再结晶,形成细小等轴晶粒,有效钉扎片层团边界,阻止其长大。微观组织设计方面,第三代 TiAl 合金仍追求全片层,以保证最优蠕变抗性和断裂韧性。

相比第二代,三代 TiAl 合金热机械加工性能显著提高,使制造大型复杂构件成为可能,具有更高高温强度和抗氧化性,但因长时服役下微观组织不稳定而未能真正被航空发动机使用。TNB 和 TNM 体系是第三代中最具代表性的两个体系。TNB 合金研

发背景源于航空发动机对轻质高温材料的迫切需求,旨在突破第二代约 750~800 °C 使用温度上限,挑战 850 °C 乃至更高服役环境。该技术路线主要由北京科技大学陈国良院士和亥姆霍兹国家研究中心(gesellschaft für kernenergieverwertung in schiffbau und schiffahrt mbH, GKSS)研究中心推动,核心设计理念为“高 Nb 合金化”<sup>[16,19]</sup>,通过将 Nb 含量大幅提升至 5%~10%(原子分数)实现。高 Nb 含量极大增强抗氧化能力,并在基体中产生强烈固溶强化效应,赋予 TNB 合金极优异高温强度和蠕变性能,但极高 Nb 含量也使合金变得非常硬脆。

TNM 合金设计哲学转向寻求“优良加工性”与“足够高性能”间的完美平衡<sup>[16]</sup>。该技术路线由奥地利莱奥本大学 Clemens 教授团队与 MTU 发动机公司主导,通过引入  $\beta$  稳定元素 Mo 并精细调控 Al 和 Nb 含量,实现合金“ $\beta$  相凝固”。 $\beta$  相高温下塑性更优,为 TNM 合金带来较宽热加工窗口,使其易于进行锻造等热机械加工。正是这一设计使 TNM 合金通过工程化考验,于 2016 年应用于 PW1000G 航空发动机低压涡轮叶片,但因  $\beta$  相过多,服役过程中组织不稳定导致多次断裂事故而停产<sup>[19]</sup>。

## 2 TiAl 合金的工程化应用现状

TiAl 合金应用紧紧围绕航空航天对轻量化、耐

高温材料的迫切需求,其工程化应用已进入推广阶段<sup>[12]</sup>。目前应用主要集中在航空航天领域(表 3<sup>[3-4, 20-21]</sup>)以及汽车、摩托车等民用领域。

### 2.1 航空发动机中的应用

TiAl 合金在当代航空材料领域的应用是一项标志性成就,其发展已从实验室走向广阔航空天地(表 4),在提升航空发动机性能和推动新型飞行器设计方面发挥着关键作用。得益于低密度(约 3.8~4.0 g/cm<sup>3</sup>),以 TiAl 合金替代传统镍基高温合金制备低压涡轮叶片,可为低压涡轮转子系统带来高达 50% 的减重,显著降低转子惯量,提升发动机加速响应,并带来降低燃油消耗约 15%,减少噪音 20%~25%,减少维护费用约 30%,减少 NO<sub>x</sub> 排放约 80%,减少 CO<sub>2</sub> 排放 15%~20% 以上的综合效益。

#### 2.1.1 低压涡轮叶片

在航空发动机(图 3)这一“工业皇冠”上,TiAl 合金已成功实现低压涡轮叶片应用。国际航空巨头在此领域取得规模化应用辉煌战绩(表 4)。GE 采用第二代经典合金 4822,通过精密铸造技术制造叶片,自 2006 年起装备于 GEnx 发动机(用于波音 787、747-8),累计超数百万飞行小时和起降次数,保持无失效记录,充分验证其可靠性<sup>[9]</sup>。迄今订单高达 3 700 台/年。紧随其后,赛峰集团(Safran)在为 A320neo 和 B737MAX 客机提供的 LEAP 发动机中也大规模使

表 3 TiAl 合金在航空领域的应用<sup>[3-4,20-21]</sup>

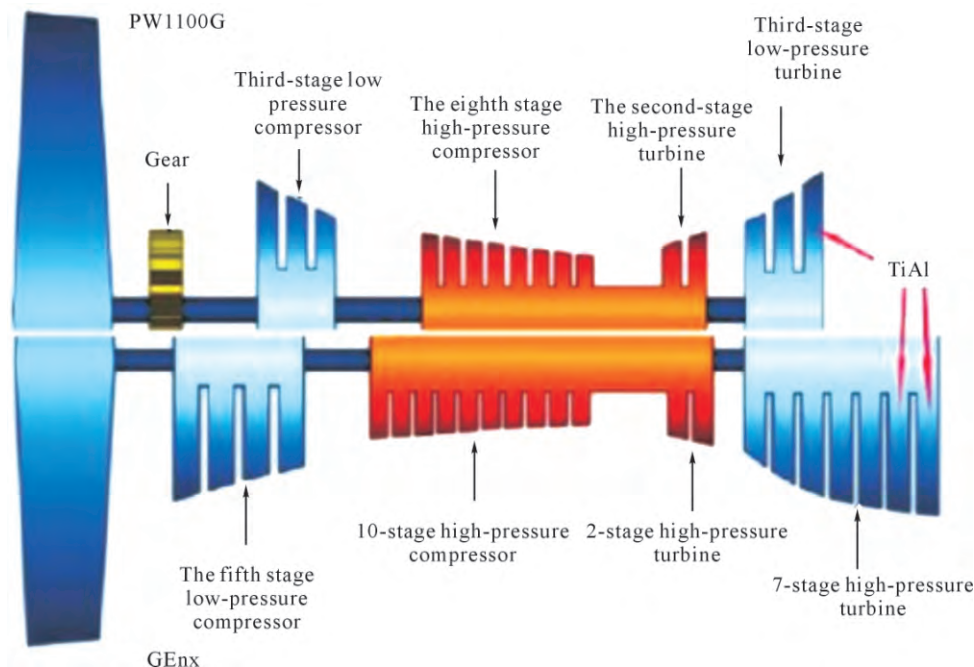
Tab.3 The application of TiAl alloys in the aviation field<sup>[3-4,20-21]</sup>

| Application area    | Typical component                        | Alloy                        | Value and advantage                                              | Status                                                         |
|---------------------|------------------------------------------|------------------------------|------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------|
| Aeroengines         | Low-pressure turbine blades;             | Ti-48Al-2Cr-2Nb (4822)       | 1. Significant weight reduction (up to 50% vs. Ni-based alloys); | 1. International large-scale application (GEnx, LEAP engines); |
|                     | high-pressure compressor blades; bling   | Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM) | 2. Improved fuel efficiency (~15%);                              | 2. Domestic follow-up (CJ-1000/2000)                           |
|                     |                                          | Ti-45Al-2Nb-2Mn-0.8B(45XD)   | 3. Reduced emissions & noise                                     |                                                                |
| Hypersonic vehicles | Control surfaces; hot-section components | -                            | 1. Integrated lightweight thermal protection & load-bearing;     | 1. Under key technology development;                           |
|                     |                                          |                              | 2. Excellent high-temperature strength & oxidation resistance;   | 2. Considered as primary candidate material                    |
|                     |                                          |                              | 3. Major weight savings vs. superalloys                          |                                                                |

表 4 TiAl 合金在航空发动机叶片中的应用

Tab.4 The application of TiAl alloy in Aero engine blades

| Main application            | Alloy | Engine/aircraft model                       | Year of production | Annual quantity (10,000 pieces/year) |
|-----------------------------|-------|---------------------------------------------|--------------------|--------------------------------------|
| Low-pressure turbine blades | 4822  | USB/GEnx/B737                               | 2006               | 30                                   |
|                             | 4822  | EU/LeapA/B/A320/737                         | 2018               | 50                                   |
|                             | 45XD  | China/CJ1000/C919                           | 2030               | 20~30                                |
|                             |       | China/CJ2000/C929                           |                    |                                      |
| Compressor blades/blings    | TNB   | US/8-12 high thrust-to-weight ratio engines | 2006               | <1                                   |
|                             | TNM   | China/5th-gen high-thrust engine            | Under R&D          | <1                                   |

图 3 典型发动机结构示意图<sup>[22]</sup>Fig.3 Schematic diagram of a typical engine structure<sup>[22]</sup>

用同款 TiAl 叶片,年产量达 30 万片,月产量超 150 万片,构成现代商用航空动力核心之一。

普惠在其 PW1000G 齿轮涡扇发动机上曾尝试采用等温模锻 TNM 合金低压涡轮叶片,但服役后出现多次断裂事故,最终停产换回传统镍基合金。TNM 合金工程化应用的失败深刻揭示 TiAl 合金,尤其是第三代合金,在冲击韧性、动态载荷适应性等方面仍需优化,对合金成分设计理念提出新挑战。

在我国,TiAl 低压涡轮叶片研发与应用也进入快车道。规划中的国产大飞机 CJ1000A/CJ2000 型发动机已确定采用改进型 4522XD 合金叶片,目标于 2030 年前后实现年产 20~30 万片的自主保障能力,是中国航空 TiAl 材料迈向自主化的重要一步。

### 2.1.2 压气机静子/转子叶片

除低压涡轮叶片外,TiAl 合金应用正向发动机“更深”和“更热”处进军,即低/高压压气机部位。以 TNB 和 TNM 为代表的第三代 TiAl 合金是此领域前沿探索者。此处目前使用材料为高温钛合金,现有 TiAl 合金因室温拉伸塑性太低(<2%),不敢用于前部压气机。2016 年,南京理工大学陈光院士团队采用定向凝固技术发明聚片孪生(polysynthetically twinned, PST)TiAl 单晶,其室温塑性高达 6%以上<sup>[2]</sup>,有望革新航空发动机材料设计思路。以 PST TiAl 单晶替代镍基高温合金,应用于钛合金承温能力不足的高压压气机叶片,可实现机动性飞跃。

### 2.1.3 其他领域

除旋转部件外,TiAl 合金在发动机静态和次承

力结构上也展现出潜力,应用范围正扩展至过渡风道支撑、密封壳体、轴承支座及喷嘴零件等(表 5)。这些应用风险等级相对较低,但共同为发动机减重增效、提升结构效率做出贡献。

表 5 TiAl 合金在航空领域的其它主要应用部件

Tab.5 Other major application components of TiAl alloys in the aviation field

| Component                           | Alloy | Advantages                           | Risk level |
|-------------------------------------|-------|--------------------------------------|------------|
| Transition duct support             | 4822  | High-temperature strength            | Low        |
| Seal casing                         | 4822  | Burn resistance                      | Low        |
| Seal support                        | 4822  | Rigidity                             | Low        |
| Combustor swirler                   | 45XD  | High-temperature strength            | Low        |
| Bearing support                     | 4822  | Stiffness                            | Medium     |
| Nozzle components                   | 4822  | High-temperature strength, stiffness | Medium     |
| Combustor casing & structural parts | TNB   | High-temperature strength, stiffness | High       |

### 2.2 航天中的应用

随着航天飞行器飞行速度(马赫数)不断提高,关键热端部件服役环境日趋苛刻,对材料轻量化及耐高温特性提出更高需求。航天器减重效益显著:航天飞机每减重 1 g 可直接创造约 100 美元经济效益;洲际导弹弹头每减重 1 g 可将射程提升 15 m 或等效降低运载火箭 50 g 重量<sup>[23]</sup>。兼具轻质与耐高温特性的 TiAl 合金在航天领域展现出广阔应用前景<sup>[20]</sup>。

目前,TiAl 合金已在国外实现工程化应用(图 4)<sup>[1-2,9-10,12]</sup>,主要涉及航天飞行器推进系统、热结构(如翼

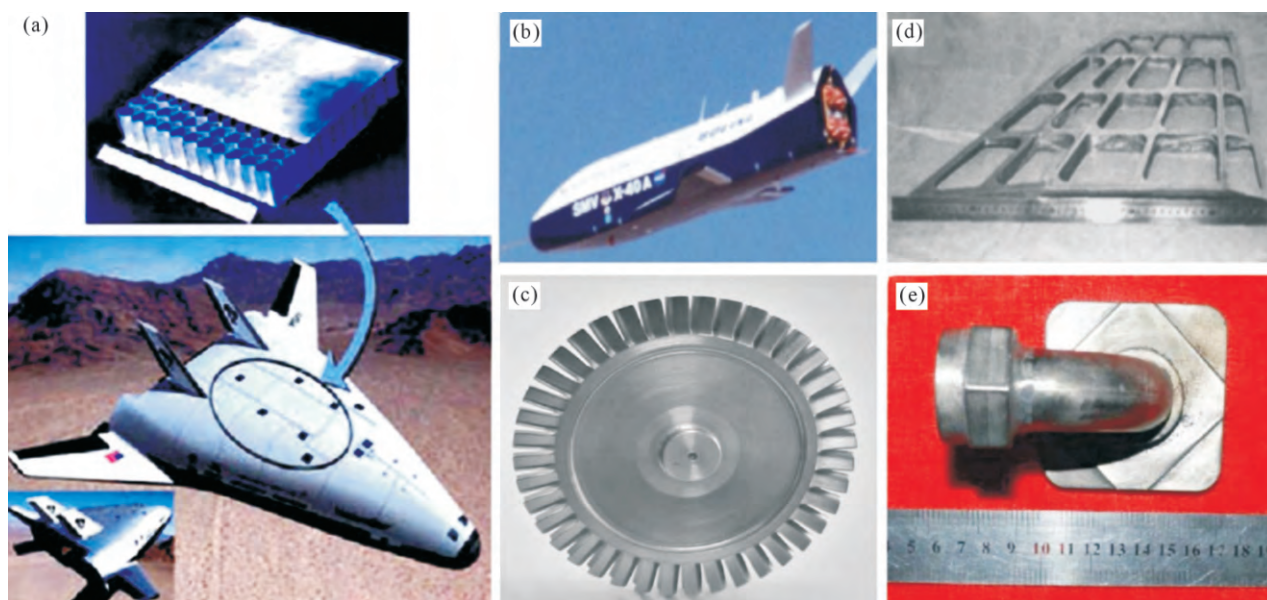


图 4 TiAl 合金在航天领域的潜在应用及典型构件: (a) 航天飞机热防护蒙皮; (b) X-40 太空飞行器; (c) 整体叶盘; (d) 骨架; (e) 弯管<sup>[1-2,9-10,12]</sup>

Fig.4 Potential applications and typical components of TiAl alloys in the spaceflight industry: (a) thermal protection skin of the launch vehicle X33; (b) X-40 spacecraft; (c) disk; (d) skeleton; (e) bent tube<sup>[1-2,9-10,12]</sup>

舵、喷嘴)及热防护系统(如蒙皮、壁板)等(表 6)<sup>[23-27]</sup>。

近年来,我国多家机构在航天用 TiAl 合金构件研制方面取得系列进展(表 7)<sup>[28-32]</sup>。总体而言,我国在该领域仍处技术追赶阶段,目前以实验室验证与预研为主,尚未实现工程规模化应用。

TiAl 合金航天应用发展是材料、工艺与结构设计深度耦合过程。从精密铸造、增材制造到热变形加工,每一种工艺突破都拓展其应用场景。我国已在材料体系、部件验证与粉末制备等方面奠定基础,未来若要在该领域实现全面领先,仍需持续攻关大尺寸

构件工艺稳定性、长寿命服役可靠性及针对 TiAl 合金特性的创新结构设计等核心问题。

### 2.3 汽车领域

TiAl 合金作为一种新型轻质高温结构材料,为应对汽车工业节能降耗、减排降噪需求,已成为国内外关注重点。其主要用于制造发动机增压涡轮和排气阀门(表 8)<sup>[4,6,11,33-44]</sup>,通过替代传统镍基高温合金,可实现减重、提升燃烧效率、降低排放与噪音,并改善发动机响应速度与工作频率。

在国外,TiAl 合金研发与应用起步较早。美国、

表 6 国外 TiAl 合金在航天领域的应用

Tab.6 The application of foreign TiAl alloys in the aerospace field

| Component type            | Specific application/part                                                     | Country/company/program                                                     | Status                                                                                                                    |
|---------------------------|-------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Thermal protection system | Thermal protection skin (Fig.4a)                                              | USA ("VentureStar"/X-33 spaceplane) <sup>[23]</sup>                         | Sheets produced by Plansee (Austria), applied in collaboration with US labs, reaching industrial scale <sup>[23-24]</sup> |
|                           | Wing/control surface structures, vertical tail hot structures <sup>[25]</sup> | USA (global rapid strike vehicle/"Tomahawk" cruise missile) <sup>[25]</sup> | Listed as key candidate material, with great potential <sup>[25]</sup>                                                    |
| Hot structures            | Rocket fairing <sup>[26]</sup>                                                | Japan (Mitsubishi Heavy Industries) <sup>[26]</sup>                         | Ti-42Al-5Mn component fabricated by hot forging in 2005 <sup>[26]</sup>                                                   |
|                           | Spacecraft structures (Fig.4b) <sup>[23]</sup>                                | USA (X-38, X-40) <sup>[23]</sup>                                            | Listed as key candidate material <sup>[23]</sup>                                                                          |
| Propulsion system         | Nozzle expansion flaps <sup>[24]</sup>                                        | USA (certain hypersonic aircraft model) <sup>[24]</sup>                     | Ti-46.5Al-4(Cr, Nb, Ta, B) alloy made by powder metallurgy <sup>[24]</sup>                                                |
|                           | Compressor, nozzle <sup>[24]</sup>                                            | USA ("Tomahawk" cruise missile) <sup>[24]</sup>                             | Offers great potential <sup>[24]</sup>                                                                                    |
| Other/basic materials     | Sheets                                                                        | Austria (Plansee company) <sup>[24]</sup>                                   | First Ti-48Al-2Cr sheet (800 mm×400 mm×1.0 mm) produced in 1955 under German program support <sup>[24]</sup>              |
|                           | Aerospace plane thermal protection structures <sup>[27]</sup>                 | Japan <sup>[27]</sup>                                                       | Research on TiAl alloys & composites (~1 100 °C) started as early as the 20th century                                     |

表7 国内TiAl合金在航天领域的应用

Tab.7 Applications of domestic TiAl alloys in the aerospace field

| Component type                  | Specific research/part                                          | Research institution                                            | Process & application status                                                                                                              |
|---------------------------------|-----------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Process & application status    | Blisk (Fig.4c) <sup>[28]</sup>                                  | Beijing Central iron & Steel Research Institute <sup>[28]</sup> | Hot pack forging, performed well in platform rotation tests <sup>[28]</sup>                                                               |
|                                 | Asymmetric complex rudder core skeleton casting <sup>[29]</sup> | Beijing Aerospace Materials & Technology Research Institute     | Hot isostatic pressing, some components have undergone hot firing tests <sup>[29]</sup>                                                   |
|                                 | Bent tube casting (Fig.4e) <sup>[30]</sup>                      | Harbin Institute of Technology                                  | Investment casting (minimum wall thickness 2 mm), batch production research ongoing <sup>[30]</sup>                                       |
|                                 | Hollow $\gamma$ -TiAl alloy shell (Fig.4d) <sup>[29]</sup>      | Beijing Aerospace Materials & Technology Research Institute     | Hot isostatic pressing ( $\phi 600$ mm $\times$ 400 mm, wall thickness 3 mm) <sup>[29]</sup>                                              |
| Thermal protection/skin systems | Sheets <sup>[31]</sup>                                          | Harbin Institute of Technology                                  | Fabricated by special canned rolling (500 mm $\times$ 200 mm $\times$ (1.5~3.0) mm), highly evaluated by aerospace sector <sup>[31]</sup> |
|                                 | Grid <sup>[32]</sup>                                            | Harbin Institute of Technology                                  | Investment casting ( $\phi 580$ mm $\times$ 10 mm), quality meets Class I casting standard                                                |

表8 TiAl合金在汽车领域的应用

Tab.8 The application of TiAl alloys in the automotive field

| Component type       | Material grade                     | Key processes & technologies                                                        | Application examples/status                                                                                                             | Country |
|----------------------|------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|
| Turbocharger turbine | Ti-46Al-6.5Nb-0.6Cr-0.2Ni (Fig.5a) | Precision casting, centrifugal investment casting <sup>[6,33]</sup>                 | Mitsubishi Lancer Evolution 6 sports car (commercialized 1999, >20,000 units) <sup>[6,33]</sup>                                         | Japan   |
|                      | Ti-47Al-Fe-B                       | Precision casting <sup>[34]</sup>                                                   | Automotive turbocharger turbine, >50% weight reduction, significantly improved response <sup>[34]</sup>                                 | Japan   |
|                      | $\gamma$ -TiAl (Fig. 5b)           | Casting <sup>[35]</sup>                                                             | Tested by Asea Brown Boveri; used in high-speed ferry (>4 000 h) <sup>[35]</sup>                                                        | America |
|                      | TNM(Ti-Al-Mo) (Fig. 5c)            | Hot machine processing <sup>[36]</sup>                                              | Developed in european joint project, certified <sup>[36]</sup>                                                                          | Europe  |
|                      | TiAl (Fig. 5d)                     | Near-net-shape forming <sup>[37]</sup>                                              | Developed by Sungkyunkwan University (Korea), for automotive turbocharger turbine <sup>[37]</sup>                                       | Korea   |
|                      | Ti-46Al-6.5Nb-0.6Cr-0.2Ni          | Centrifugal investment casting <sup>[38]</sup>                                      | Prepared by Shenyang Research Institute of Foundry, supporting single-piece turbine casting <sup>[38]</sup>                             | China   |
|                      | Ti-47Al-2Cr-2Nb                    | Centrifugal precision casting+rapid cooling <sup>[39]</sup>                         | Prepared by University of Jinan, average grain size $\sim 200$ nm <sup>[39]</sup>                                                       | China   |
|                      | Ti-45Al-8Nb (Fig. 5e)              | Electron beam additive manufacturing <sup>[40]</sup>                                | Prepared by Beihang University, suppresses residual stress cracking <sup>[40]</sup>                                                     | China   |
|                      | TiAl                               | Permanent mold casting <sup>[41]</sup>                                              | Developed by Edison Materials Research Center (USA), passed 24,000 km road test, $\sim 2\%$ lower fuel consumption <sup>[41]</sup>      | America |
|                      | TiAl                               | Cold crucible induction melting+ permanent mold centrifugal casting <sup>[42]</sup> | Produced by ALD (Germany), $\sim 600,000$ pieces/year <sup>[42]</sup>                                                                   | Germany |
| Exhaust valve        | $\gamma$ -TiAl (Fig. 6b)           | Multi-step extrusion/forging <sup>[11,36]</sup>                                     | Developed by Märkisches Werk (Germany), used in high-end race cars in 2002 <sup>[11,36]</sup>                                           | Germany |
|                      | $\gamma$ -TiAl(Fig. 6b)            | Hot extrusion <sup>[4,6]</sup>                                                      | Prepared by Institute of Metal Research (CAS, China), supplied to Ilmore (UK) <sup>[4,6]</sup>                                          | China   |
|                      | Ti-48Al-2Cr-2Nb                    | Casting <sup>[42]</sup>                                                             | Developed jointly by Institute of Metal Research & Harbin Institute of Technology, passed 483Q diesel engine bench test <sup>[42]</sup> | China   |
|                      | Ti-47Al-6Nb                        | Centrifugal investment precision casting <sup>[43]</sup>                            | Developed by Shandong Jianzhu University, promoting high-Nb TiAl alloy engineering <sup>[43]</sup>                                      | China   |
|                      | TiAl (Fig. 6c)                     | Low-cost melting & hot working <sup>[44]</sup>                                      | Achieved batch engineering application by Jihua Laboratory (Guangdong) <sup>[44]</sup>                                                  | China   |

欧洲及日本等国多家知名汽车企业,如通用汽车、福特、沃尔沃和尼桑等<sup>[43]</sup>,已开展相关构件研究与试用。英国伯明翰大学早在 20 世纪 90 年代便将其列为未来汽车关键材料并启动专项研究<sup>[45]</sup>。2015 年全球汽车领域 TiAl 合金用量已突破 5 000 t,表明其产业化应用初步成熟<sup>[11,36,46]</sup>。

在国内,随着“碳达峰碳中和”战略推进,排放法规要求日趋严格<sup>[46]</sup>,TiAl 合金研发与应用受高度重视。国内科研单位及相关企业正加速推进其在汽车发动机部件,尤其是排气阀门与涡轮增压器方面的应用研究(图 5 和 6)<sup>[3,15,20-21,23-24,27,32]</sup>,旨在提升燃油经济性、减少尾气污染,推动汽车动力系统轻量化升级。

总体来看,TiAl 合金在汽车关键高温部件上的应用正由研究走向规模化,国内外均通过材料创新推动汽车产业向高效、清洁、静音方向发展。

### 3 金属材料兼具高强度与塑性的显微组织设计策略

现代高端航空航天等工业对材料性能要求日益提高,已从片面追求强度或塑性转向希望二者协同提升,以满足结构部件在复杂载荷下的综合性能需求。

#### 3.1 影响强度与塑性的根本机制

“强度-塑性倒置”困境的微观根源在于位错稳定性与可动性之间的竞争关系。金属材料强度(抵抗变形能力)与塑性(持续变形而不破坏的能力)的根本机制在微观层面均源于位错行为<sup>[47-49]</sup>。两者看似矛盾,实则统一于位错产生、运动、增殖与受阻的复杂竞争过程。强度本质是材料中各种障碍物对位错运动阻力的总和,障碍越多、越强,位错运动越困难,材料越难变形,即强度越高。塑性本质是大量位错能够持续

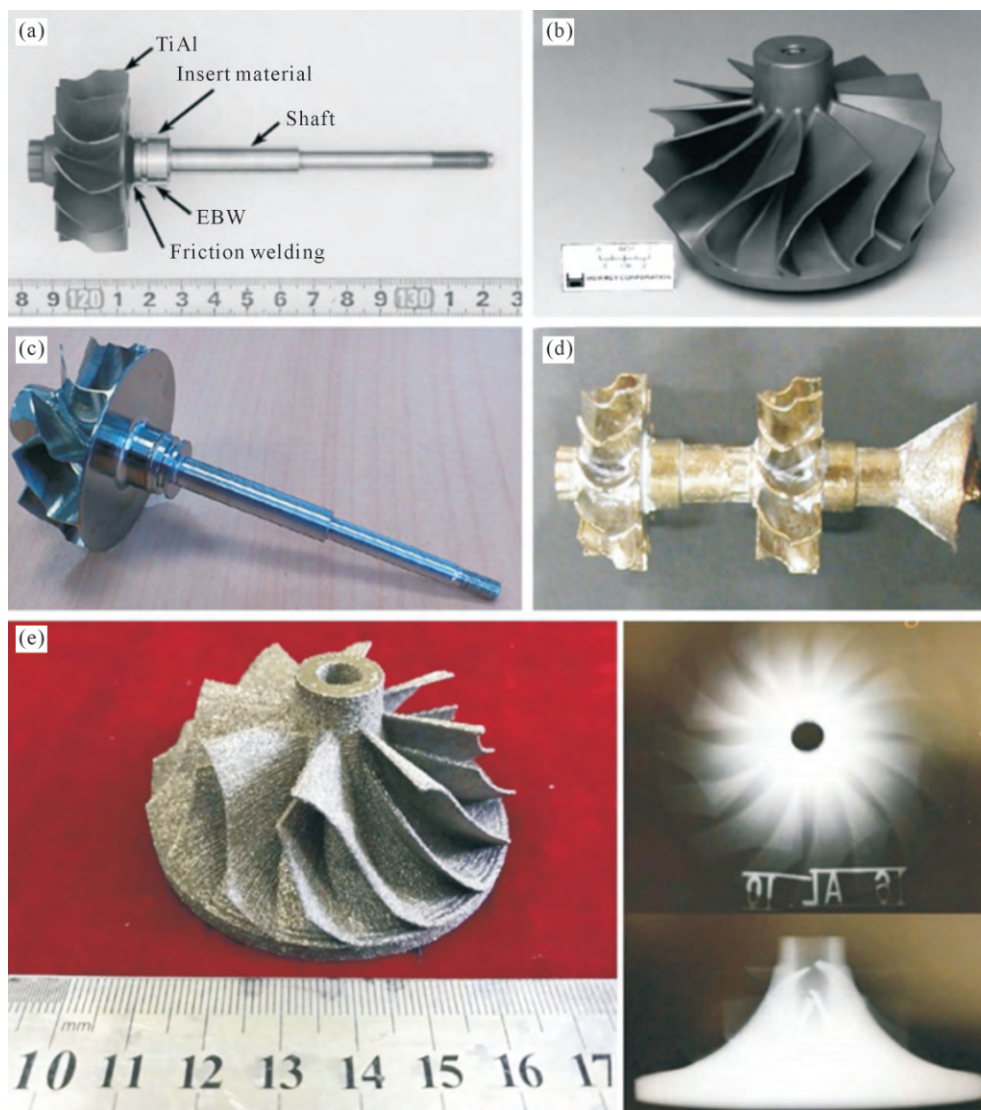
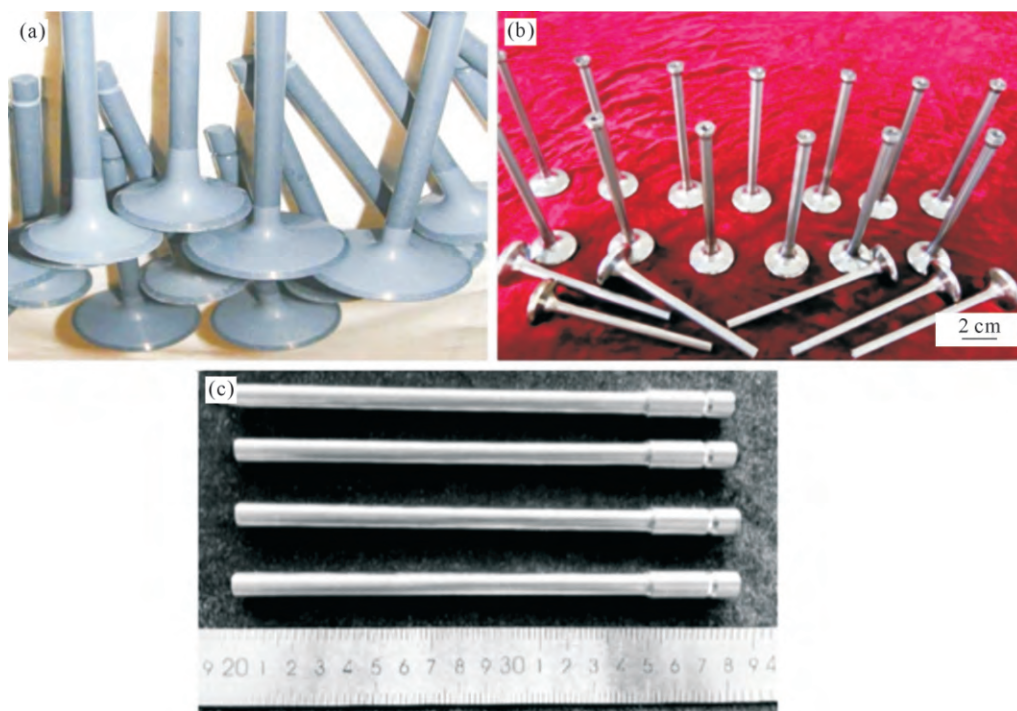


图 5 TiAl 合金增压涡轮:(a) 日本;(b) 美国;(c) 欧洲;(d) 韩国;(e) 中国<sup>[15,20-21,23-24,27]</sup>  
Fig.5 TiAl turbine wheels: (a) Japan; (b) America; (c) Europe; (d) Korea; (e) China<sup>[15,20-21,23-24,27]</sup>

图 6 TiAl 合金排气阀及气门杆:(a) 铸造排气阀;(b) 挤压排气阀;(c) 气门杆<sup>[3,21,32]</sup>Fig.6 TiAl alloy valves and valve stems: (a) cast valves; (b) extruded valves; (c) valve stems<sup>[3,21,32]</sup>

不断产生和运动的能力,要求材料内部既有足够位错源,又有允许位错滑移的通道,且不会过早形成导致裂纹的局部堆积。最近,Liu 等<sup>[50]</sup>提出的“独立位错空间”模型指出,每个位错维持独立性所需的最小空间面积  $A$  (临界塞积距离  $l$  与临界湮灭距离  $h$  的乘

积)是决定强塑关系的本征参数。当  $A$  恒定时, $l$  与  $h$  此消彼长,表现为传统倒置关系;要实现强度与塑性协同提升,必须通过材料设计缩小  $A$  值,例如通过降低层错能、构筑异质结构等方式,为同时提升位错稳定性和可动性创造空间(图 7)。

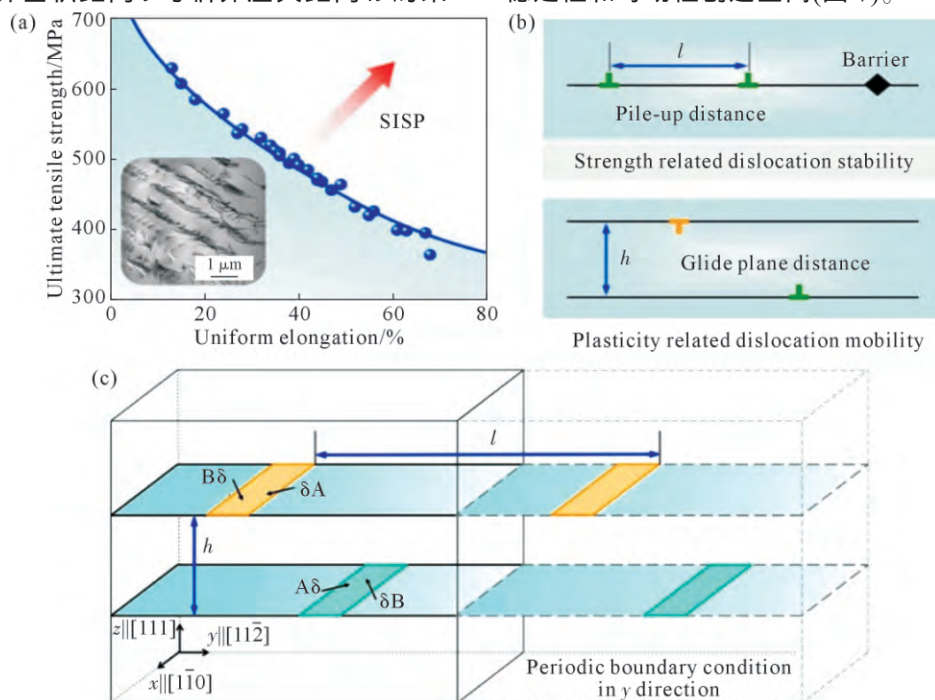


图 7 面心立方金属强度与塑性同步提高的位错机理及相关结构表征:(a) 强度与塑性提高(SISP)的原理探究;(b) 与强度和塑性相关的位错特性及特征参数  $l$  和  $h$ ;(c) 面心立方金属中螺型位错偶极子的模拟元胞结构,其中  $B\delta$ 、 $\delta A$ 、 $A\delta$ 、 $\delta B$  表示局部位错的伯格矢量<sup>[50]</sup>

Fig.7 Dislocation mechanism and related structural characterization for simultaneous improvement of strength and plasticity in face-centered cubic metals: (a) exploration of synchronous improvement of strength and plasticity (SISP) principle; (b) dislocation properties and characteristic parameters  $l$  and  $h$  related to strength and plasticity; (c) structure of the simulation box of screw dislocation dipole in an FCC metal.  $B\delta$ ,  $\delta A$ ,  $A\delta$ ,  $\delta B$  represent the Burgers vectors of partial dislocations<sup>[50]</sup>

缩小  $A$  值可提高单位空间内位错储存密度,从而增强合金加工硬化能力。加工硬化能力提升意味着材料在变形时能更有效将塑性应变(源于位错增殖与运动)转化为强化增量(通过位错储存与相互作用)<sup>[51-52]</sup>。这一机制不仅使材料获得高强度,同时能够抵抗局部集中变形<sup>[53]</sup>,也为实现“既强又韧”的材料设计目标提供核心途径——如通过构建异质结构、引入可变形第二相、降低层错能以促进孪生等策略,均可归因于对加工硬化能力的系统调控。加工硬化能力在塑性变形过程中扮演动态桥梁角色,其提升依赖于位错持续增殖与相互作用,进而将应变能转化为强化增量(图 8)。

### 3.1.1 强度方面:产生持续的“背应力”强化

加工硬化能力本质是材料在塑性变形过程中,通过位错持续增殖、存储与相互作用,将应变能高效转化为强化增量的本领<sup>[53-55]</sup>。这一动态过程直接决定材料屈服后流变应力的上升速率与幅度,是提升其抗拉强度的核心机制<sup>[56]</sup>。高强度不仅源于初始微观结构对位错的阻碍(如细晶、析出相),更依赖于变形中加工硬化能力能否持续产生新的强化效应(如背应力、高密度位错),从而将较高的初始屈服强度“传递”并进一步提升至更高的断裂强度。因此,优异加工硬化能力是材料在获得高屈服强度同时,实现高抗拉强度与良好塑性匹配的关键桥梁。

### 3.1.2 塑性方面:提供优异的“应变分配”与“颈缩抵抗”能力

高加工硬化能力确保材料在变形时具有极高的“应变均匀化”潜力<sup>[53,57-58]</sup>,主要表现在:①在拉伸变形中,任何局部微小收缩都会因该处应变增大而触发强烈加工硬化,使其瞬间变“强”,从而迫使变形转移到其他区域,极大推迟颈缩起始,是获得高均匀延

伸率的根本;②协调异质变形:在复合材料或多相合金中,不同组元变形能力不同。高加工硬化能力允许较软组元在变形初期承担更多应变并迅速硬化,其强度逐渐与硬质组元匹配,从而促进应变在不同组元间更均匀、更协同地传递,避免因变形不协调而过早产生微裂纹。

## 3.2 微观结构设计策略

### 3.2.1 构筑异质结构

异质结构的设计逻辑是在微观尺度引入具有显著性能差异的“软区”和“硬区”<sup>[51,59]</sup>,并优化其空间分布、尺寸和界面结合,从而综合利用多种强化机制并激发额外加工硬化能力。其主要构筑方法及强强化机制如表 9 所示<sup>[60-76]</sup>。

异质结构强塑化机制核心在于微观上“软区”与“硬区”的共存与力学互动(图 9)<sup>[51,77]</sup>:变形时,较软组元率先屈服并产生塑性流动,相邻硬质组元(如硬相、细晶区、第二相等)则对其产生弹性约束,这种应变不相容性会在软硬区界面附近激发高密度几何必需位错,从而产生强大、长程的背应力;该背应力作为一种随变形持续增长的“反向弹簧”作用,不仅对后续位错运动构成额外阻力(贡献强度提升),更赋予材料超常加工硬化能力——促使塑性应变更均匀分配于整个材料中,有效协调异质组元间变形、延迟颈缩发生,从而在获得高强度同时保障优异塑性。简言之,异质结构通过设计引入的内应力场(背应力),将传统位错阻碍强化动态化为持续加工硬化驱动力,协同打破强度与塑性权衡关系。构筑异质结构成功关键在于主动设计和控制非均匀性,“软区”和“硬区”的力学性能差异需处于最佳范围:差异过小,背应力效应弱;差异过大,软区过早失效或界面开裂。

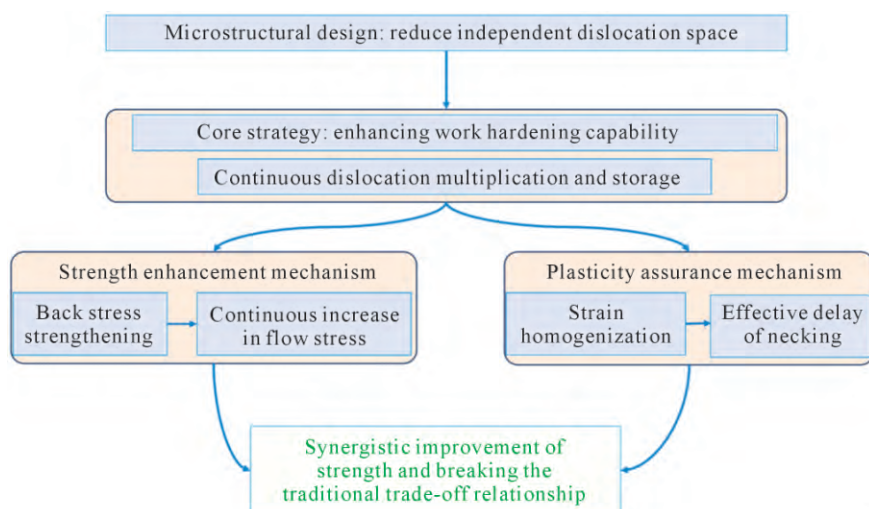


图 8 加工硬化在保障强度与塑性同时提高过程中扮演的角色

Fig.8 Role of work hardening in ensuring the simultaneous improvement of strength and plasticity

表 9 异质结构构筑方法  
Tab.9 Construction methods for heterogeneous structures

| Construction method                                                       | Core concept & typical process                                                                                                                                                                                                                            | Mechanisms for synergistically improving strength & ductility                                                                                                                                                                                                                                                     |
|---------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1. Layered/lamellar structures <sup>[60-64]</sup>                         | Alternating stacking of soft/hard components, forming a “layer-cake” structure <sup>[60]</sup><br>Processes: additive manufacturing <sup>[62]</sup> , accumulative roll bonding <sup>[64]</sup> , physical vapor deposition <sup>[63]</sup>               | Strength: hard layers bear load, providing high-strength matrix; soft/hard interfaces strongly impede dislocation motion<br>Ductility: soft layers yield first, generating geometrically necessary dislocations (GNDs) and strong back stress, leading to sustained work hardening, delaying necking              |
| 2. Dual/multi-phase structures <sup>[65-67]</sup>                         | Introducing second phases with controlled size, shape, distribution into matrix <sup>[65,67]</sup><br>Processes: alloy design+specific heat treatments (aging, annealing), deformation processing <sup>[65,67-68]</sup>                                   | Strength: hard second phases (e.g., intermetallics, carbides) act as non-deformable obstacles, strengthening via precipitation hardening<br>Ductility: softer matrix ensures initial ductility; strain incompatibility between phases generates GNDs & back stress, enhancing work hardening rate                 |
| 3. Gradient structures <sup>[69-73]</sup>                                 | Continuous gradient variation in grain size, phase composition, or dislocation density across space (e.g., surface to core) <sup>[72]</sup><br>Processes: surface mechanical attrition treatment <sup>[71]</sup> , additive manufacturing <sup>[72]</sup> | Strength: fine-grained regions (typically surface) provide high yield strength via grain refinement<br>Ductility: coarse-grained regions (typically core) act as “ductility reservoir”; gradient enables smoother strain transfer, avoiding early failure from stress concentration                               |
| 4. Nanocrystalline/coarse-grained composite structures <sup>[74-76]</sup> | Embedding nanocrystalline zones into coarse-grained matrix, or forming interconnected networks<br>Processes: severe plastic deformation followed by partial recrystallization <sup>[76]</sup>                                                             | Strength: nanocrystalline zones contribute extremely high strength via grain boundary & dislocation strengthening<br>Ductility: coarse-grained zones allow long-range dislocation motion, storing & coordinating plastic deformation; nanocrystalline zones delay softening, maintaining high work hardening rate |

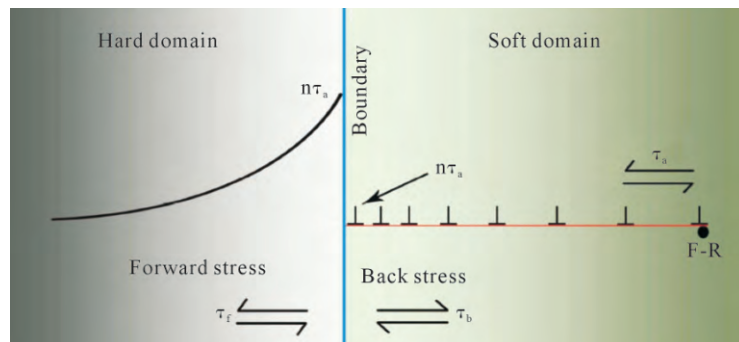


图 9 异质结构强塑化机制:软区产生背应力,硬区产生正向应力,两者在区域边界处大小相等、方向相反。背应力方向与外加载荷方向相反,背应力与正向应力共同形成异质变形诱导应力<sup>[51]</sup>

Fig.9 Schematic of the pile up of geometrically necessary dislocations, which produces back stress in the soft zone and forward stress in the hard zone. The back stress and forward stress are in the same magnitude at the zone boundary but in opposite directions. The back stress is in the opposite direction of the applied stress. The back stress and forward stress collectively produce the hetero-deformation induced (HDI) stress<sup>[51]</sup>

### 3.2.2 调控析出相

调控析出相以协同提高合金强度和塑性,核心在于超越将其仅视为“障碍物”的传统思路,转而将其设计为能够主动引导和转化变形机制、激发超常加工硬化的“战略协调点”<sup>[68,78]</sup>。关键在于对析出相的尺寸/分布、晶体结构/相干性及界面进行三位一体精确调控,通过两种核心机制实现强塑协同。

(1)激发“背应力”硬化<sup>[60]</sup> 均匀分布的纳米析出相(尤其通过 Orowan 机制)迫使位错环绕,产生长程内应力场(背应力)。该背应力像反向弹簧,随变形持续增长,提供极高加工硬化率,使流变应力快速升高

(提强度)并均匀化应变(保塑性)。

(2)引导“位错转化”<sup>[79]</sup> 通过调控析出相影响基体层错能或局部应力,引导有利位错运动模式或诱发相变。

通过纳米化与共格化设计获得高初始强度<sup>[80]</sup>;再通过界面与成分设计,使析出相成为激发背应力和引导有利位错模式的“催化剂”,从而获得持续、超常的加工硬化能力,最终同步提升强度与塑性。此调控路径与独立位错空间(independent dislocation space, IDS)理论完全自洽:纳米析出相及其应力场约束并重新划分位错活动空间,减小有效“独立位错空间” $A^*$ ,从而在提升位错存储密度(强度)同时控制其湮

灭(塑性)。其激发的背应力正是实现超高加工硬化能力、协同突破强塑极限的驱动力。

### 3.2.3 引入界面工程

界面工程协同提升合金强度与塑性的核心在于将界面从被动的结构分隔面,主动设计为能动态调控位错行为与应力分配的“功能单元”<sup>[81]</sup>。如表 10 所示<sup>[80,82-87]</sup>,具体设计聚焦于 3 类关键界面:①构筑共格或半共格界面,利用其原子尺度连贯性作为强效位错障壁,提供直接界面强化<sup>[82]</sup>;②调控界面能及附近化学环境,形成可充当“位错管理器”的活性界面,使其在变形中发射位错以启动塑性,并能吸收位错以缓解应力集中<sup>[88]</sup>;③在界面处引入因模量、热膨胀系数或晶格常数失配而产生的长程内应力场<sup>[89]</sup>。这些设计共同将界面从传统薄弱环节转变为材料内部的强化与增韧节点。界面周围内应力场对运动位错产生持续的、随变形增长的反向作用力(背应力),赋予材料超常加工硬化能力,使流变应力在变形中不断升高(提升强度),同时促使应变均匀分布、显著延迟颈缩(保障塑性)。

### 3.2.4 诱发高密度纳米孪晶

塑性变形过程中诱发高密度纳米孪晶是同时提高合金强度与塑性的有效策略,即孪生诱导塑性(twinning induced plasticity, TWIP)效应。其核心机制在于纳米孪晶界作为一种特殊共格界面,扮演双重角色(图 10)<sup>[8, 90-92]</sup>:①与普通晶界类似,能强有力阻碍位错运动,产生显著晶界强化效应(Hall-Petch 关系),大幅提升强度;②孪晶界具有极低界面能和高对称性,既能作为位错源发射位错以协调塑性变形,又能吸收和存储位错而难以引发裂纹萌生,从而维持甚

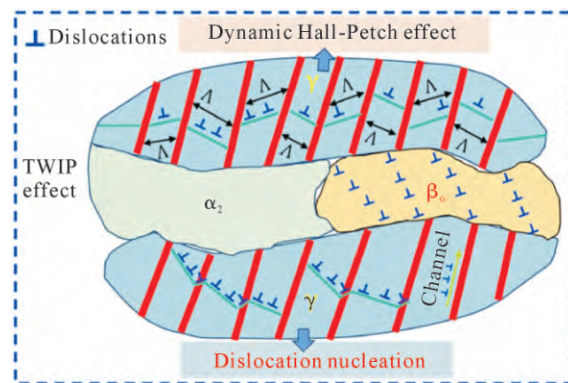


图 10 TWIP 效应示意图<sup>[8]</sup>

Fig.10 Schematic diagram of the TWIP effect<sup>[8]</sup>

至提升塑性。变形过程中,被孪晶界分割的“孪晶片层”内部持续积累位错,赋予材料超高加工硬化能力;同时孪晶界本身在应力下可稳定迁移,进一步协调应变。从“独立位错空间”理论看,高密度纳米孪晶界在物理上将晶体分割成纳米尺度薄片,极大缩小位错可自由滑移的特征尺度(有效  $A$ ),迫使位错在极小空间内以更可控方式存储和运动,同时满足高位错存储密度(高强度)和位错可动性管理(高塑性)要求,最终协同推高材料强度极限与塑性极限。实践中可通过降低层错能的合金化设计或剧烈塑性变形等工艺大量诱发高密度纳米孪晶结构。

### 3.2.5 形成原子团簇

利用间隙原子团簇协同提高合金强度与塑性是一项颠覆传统认知的原子尺度前沿策略。其核心突破在于将合金内部元素通过特定热机械处理从随机分布的固溶状态转变为纳米级、弥散且稳定的“有序团簇”<sup>[93-94]</sup>。这并非简单析出相,而是一种介于固溶原子与第二相粒子之间的亚稳态结构,其强化机制

表10 提高强塑性的界面工程设计

Tab.10 Interface engineering design for enhancing strength and plasticity

| Mechanism direction                                                  | Specific design strategy & goal                                                                                                                                    | Contribution to strength                                                                                                           | Contribution to ductility                                                                                                                                                                                                            |
|----------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1. Inhibit dislocation motion <sup>[80,82]</sup>                     | Designing coherent/semi-coherent interfaces or introducing ordered interfacial phases, optimizing crystallographic & electronic structure                          | Provides strong short-range resistance, effectively blocking dislocation transmission, contributing direct interface strengthening | Strong coherent bonding prevents interfaces from becoming crack initiation sites; ordered interfaces can reversibly absorb energy, improving toughness                                                                               |
|                                                                      |                                                                                                                                                                    |                                                                                                                                    |                                                                                                                                                                                                                                      |
| 2. Interface as “dislocation manager” <sup>[83-85]</sup>             | Tuning interface energy, stacking fault energy near interfaces, and stress state                                                                                   | -                                                                                                                                  | Acts as dislocation source: emits dislocations under stress, initiating and coordinating plastic deformation. Acts as dislocation sink: absorbs arriving dislocations, relieving stress concentration, preventing premature fracture |
| 3. Interface as “internal stress field generator” <sup>[86-87]</sup> | Utilizing modulus mismatch, thermal expansion mismatch, or coherency strain between interface and matrix to introduce controlled long-range internal stress fields | Internal stress fields impose additional resistance to subsequent dislocation motion, providing strengthening                      | This internal stress field is the source of back stress. It drives sustained work hardening, homogenizes strain, greatly delays necking, fundamentally improving uniform ductility                                                   |

独特高效。该策略通过双界面协同机制实现强塑共增:晶粒内部,纳米团簇与基体共格或半共格,产生强烈晶格畸变,对位错运动形成有效钉扎(强度来源);同时团簇在变形中可被位错拖曳并最终富集于晶界。晶界处,这些团簇通过钉扎作用稳定晶界,抑制晶界滑动和裂纹萌生;更重要的,其能优化晶界附近电子结构,钝化裂纹尖端,显著提升材料韧性与塑性(晶界钝化)(图 11)<sup>[93]</sup>。实现这一目标关键在于热力学与动力学的精准调控:通过成分设计(如中/高熵合金体系)提供团簇形成热力学驱动力,并利用快速凝固、短时热处理等工艺控制扩散,避免团簇过度长大为脆性相。

### 3.3 TiAl 合金强塑化策略分析

#### 3.3.1 TiAl 合金塑性变形的特征

TiAl 合金典型力学特征是高强度与极低塑性共存,其拉伸曲线(图 12)<sup>[95]</sup>表现出以下特征。

(1)高屈服强度,但屈服后无明显塑性平台 屈服强度很高(通常 400~700 MPa),与共价键强方向性及有序结构有关。拉伸温度低于韧脆转变温度时,与多数韧性金属不同,TiAl 没有明显屈服点或连续

塑性流动平台,一旦屈服很快进入峰值应力,有些合金甚至不经屈服即在弹性阶段断裂。

(2)极低均匀伸长率(塑性) 均匀变形段(峰前)极短,通常小于 2%。源于有限独立滑移系(室温下通常只有  $\langle 110 \rangle$  方向普通位错和  $1/2\langle 110 \rangle$  超位错可动),导致塑性变形极难协调,应变局部化倾向强。

(3)有限加工硬化能力 从屈服到峰值应力的加工硬化阶段斜率较平缓,意味着加工硬化能力有限。主要因位错在有序结构中运动困难,易形成超位错偶极子或反相畴界,阻碍位错持续存储和增殖,导致反常屈服行为(随温度提高屈服强度增加)。

(4)峰值应力后快速断裂 达到峰值应力后曲线急剧下降,表现为几乎无颈缩阶段的脆性断裂,反映裂纹一旦萌生便迅速扩展,损伤容限极低。

可见,加工硬化能力不足仍是 TiAl 合金低塑性主因。利用各种强塑化途径提高其加工硬化能力,可在内部储存更多位错,在提高塑性同时提高强度。上述金属材料强韧化方法机制适用于特定合金成分并需特定热机械处理工艺,并非全部适用于 TiAl 合金,但可为 TiAl 强塑化提供借鉴。迄今,随熔炼和热

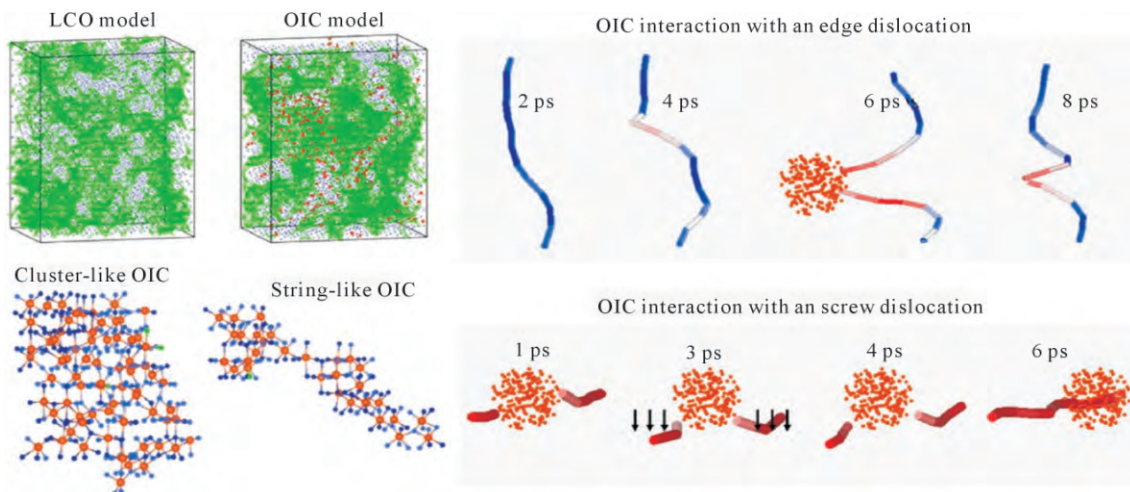


图 11 原子团簇与位错的相互作用<sup>[93]</sup>

Fig.11 Interactions between atomic clusters and dislocations<sup>[93]</sup>

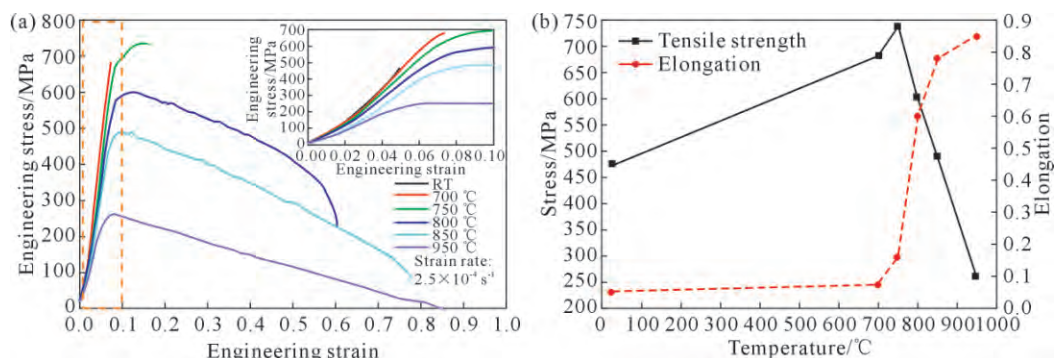


图 12 Ti-45Al-8Nb 合金不同温度下拉伸试样的应力-应变曲线:(a)工程应力-应变曲线,放大图像为黄色虚线矩形区域;(b)应力和伸长率随温度的变化<sup>[95]</sup>

Fig.12 Stress-strain curves of tensile samples of Ti-45Al-8Nb alloy at different temperatures: (a) engineering stress-strain curve; the magnified image is the yellow dotted rectangle region; (b) variation in stress and elongation with temperature<sup>[95]</sup>

机械处理设备与工艺进步, TiAl 合金强塑化取得很大进步, 但多晶结构室温塑性普遍低于 3%,  $\beta$  凝固 TiAl 合金室温塑性甚至低于 1%, 室温塑性不足问题仍困扰国内外材料科学家, 严重阻碍其工程化应用。

### 3.3.2 TWIP 效应

TiAl 合金主要由四方结构  $\gamma$  相、有序密排六方  $\alpha_2$  相和有序立方  $\beta$  相组成, 其中  $\gamma$  相占比通常高达 85% 以上, 承担绝大多数塑性变形。 $\gamma$  相是低层错能相, 塑性变形过程中易产生大量孪晶; 尤其添加 Nb、Mn 等降低层错能元素时, 机械孪生甚至比位错更容易启动。低堆垛层错能环境下 Shockley 不全位错滑移可诱发  $\gamma$  相  $\{111\}\langle 112\rangle$  孪晶及交叉孪晶形核, 这些孪晶既通过减小位错平均自由程、形成位错钉扎提升强度, 又能提供额外滑移路径、缓解应力集中改善塑性, 同时孪晶边界可抑制裂纹萌生与扩展。因此, 理论上利用 TWIP 效应提升强度与塑性非常适用于 TiAl 合金, 但实际效果往往不尽人意。作者多年研究发现, 显微组织尤其是晶粒尺寸设计需适宜, 否则 TWIP 效应对 TiAl 强塑化效果有限。显微结构设计遵循如下原则。

(1) 对于全片层组织, 位错和孪晶很难穿过  $\alpha_2/\gamma$

或  $\gamma/\gamma$  界面, 片层间距不能过细, 过细则不利于位错或孪晶储存, 易因应力集中而解理断裂。

(2) 晶粒尺寸需适当增大, 为位错运动和大量孪晶与孪晶交叉形成留足空间, 此时孪晶和孪晶交叉与位错相互作用会诱发明显 TWIP 效应, 提高加工硬化能力, 有利于强塑化。但晶粒也不能太大, 否则会因晶界含量减少而降低强度。

(3) 适当加入 Mn、Nb、Cr 等元素进行合金化, 降低  $\gamma$  相层错能, 促进位错运动和更多机械孪生。

Zheng 等<sup>[8,90]</sup>通过触发 TNM 合金纳米片层的胞状反应引入晶粒尺寸更大的珠光体状组织(pearlitic-like microstructure, PM), 形成新型三相双态(three-phase bi-modal, T-B)和三相三态(three-phase tri-modal, T-T)结构(图 13)。研究发现, PM 是 TWIP 效应发生的主要载体。塑性变形过程中, 尤其高温条件下, PM 内部能启动机械孪生, 形成高密度纳米孪晶。这些孪晶一方面作为强效障碍阻碍位错运动, 通过动态 Hall-Petch 效应显著提升材料强度; 另一方面, 孪晶界又能作为位错快速运动通道和新形核点, 协调塑性变形, 从而同步提升材料延展性。这种源于 PM 的 TWIP 效应直接打破了 TNM 合金从室温到 700 °C

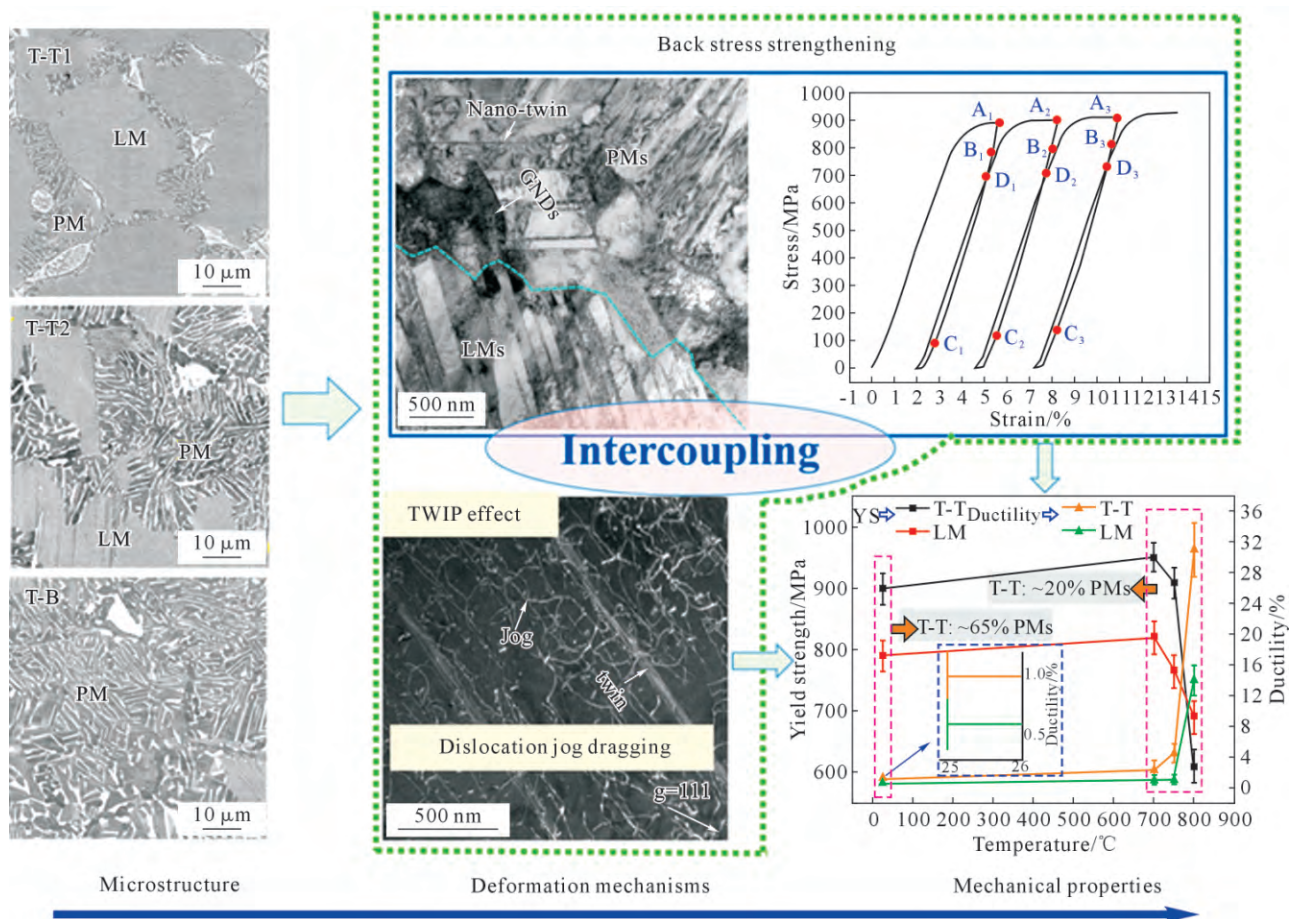


图 13 T-T 结构的设计及其背应力强化带来的强度-塑性的协同提高<sup>[8]</sup>

Fig.13 Design of the T-T structure and the synergistic improvement in strength and plasticity caused by back stress strengthening<sup>[8]</sup>

强度与塑性互斥关系。

Nath 等<sup>[96]</sup>设计了双态组织,适当细化了片层区域的尺寸,但其中片层间距位于微米级,发现这种组织的 TWIP 效应非常显著,并将铸造 TiAl-7Nb 合金在 750 °C 的强度提高至 610 MPa。

Ding 等<sup>[97]</sup>通过高温扭转变形在高铌 TiAl 合金中引入梯度孪晶结构,成功实现 TWIP 效应梯度化调控。该结构使合金在 850 °C 下同时获得高强度(屈服强度 475 MPa)与高塑性(断裂伸长率 47%),突破传统 TiAl 合金高温下强度与塑性不可兼得瓶颈。梯度孪晶既增强加工硬化能力,又通过孪晶界协调塑性变形,显著提升高温拉伸性能。

### 3.3.3 纳米片层

根据经典 Hall-Petch 关系,细化片层间距是提升强度的有效途径<sup>[98-99]</sup>。然而当片层间距被极致细化至纳米尺度(<100 nm)时,传统位错滑移与机械孪生等变形机制被强烈抑制,导致屈服强度出现饱和甚至反常,Hall-Petch 关系随之失效。此尺度下,塑性变形转由界面活动主导。自 20 世纪 90 年代以来,研究者在严重变形 TiAl 合金中偶然观察到如 9R、6H 等长周期堆垛有序结构,暗示一种全新潜在变形机制<sup>[100-102]</sup>。尽管 LPSO (long-period stacking ordered) 结构已被初步发现,但其具体形成条件、演变规律,尤其对材料力学性能的定量影响机制,至今尚未被系统阐明。Zheng 等<sup>[101]</sup>选取具工程应用背景的 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B(TNM)合金,通过“固溶处理+不同时间等温时效”两步热处理工艺,成功制备出四种片层间距在 15~50 nm 的全片层组织。当层间距细化至纳米尺度(通常 20~50 nm)后,材料塑性变形机制发生根本转变:传统位错滑移和机械孪生受强烈几何约束难以启动,迫使变形转由沿片层界面滑动的肖克利不全位错主导。这种界面位错特定运动模式会诱发生成称为“长周期堆垛有序”的新型纳米结构。具体而言,界面不全位错在每隔三层原子面上的周期性滑移会形成 9R-LPSO 结构,其形成能较低,室温和高温下均可启动,为材料提供基本塑性流变通道,是室温塑性得以保持的微观基础。而在高温下(如 700~750 °C),更高热激活能量使不全位错能在相邻三个原子面上连续滑移,进而形成更为复杂、形成能极高的 6H-LPSO 结构。激活 6H 结构需施加远高于启动传统位错或 9R 结构的临界剪切应力,直接导致材料在高温下屈服强度反常升高,显著超越传统粗片层合金。同时,高温变形中产生的大量 LPSO 带(混合 9R 和 6H 结构)本身会引发显著相变诱导塑性效应,并产生持续加工硬化,从而在获得超高强度

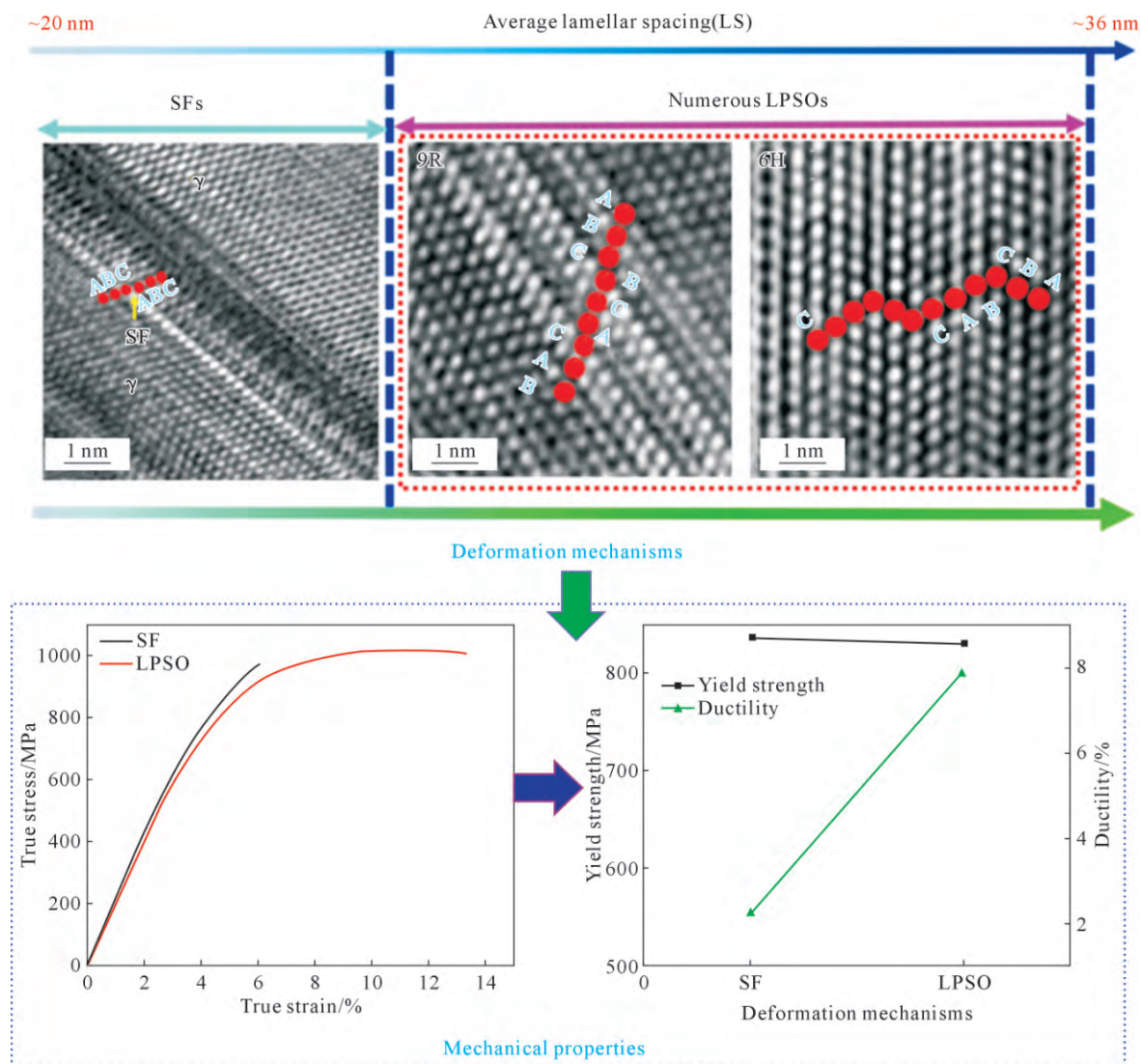
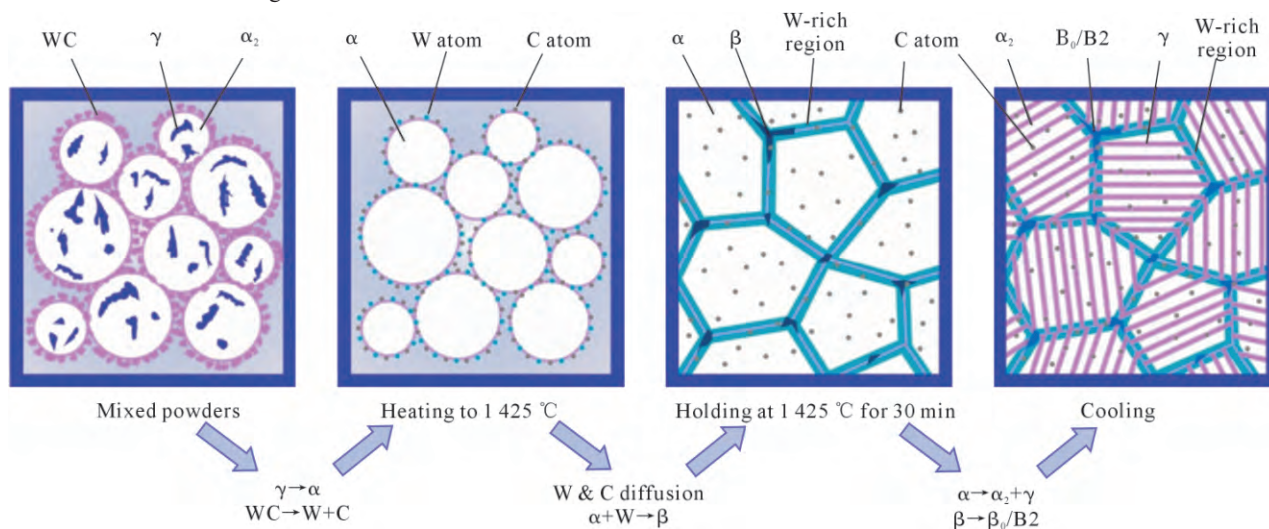
同时,将高温塑性提升至传统材料的 4 倍(图 14)<sup>[7]</sup>。因此,通过将片层结构纳米化,TiAl 合金变形机制从“位错/孪生主导”转变为“LPSO 结构主导”。这一转变巧妙利用不同 LPSO 结构(9R 与 6H)在室温与高温下不同形成难易程度和力学效应:较低形成能 9R 结构在室温下保障塑性,高形成能 6H 结构在高温下提供强化,最终实现高温强度与室温塑性协同优化。

### 3.3.4 核壳结构

核壳结构作为一种新颖界面工程策略,通过将硬质基体(如  $\gamma$ -TiAl)封装于韧性壳层(如  $\beta$ -Nb 或 W 富集相)中,有效协同强度与塑性提升。在 TiAl/Nb 体系中<sup>[103]</sup>,球磨制备的核壳复合粉末经热压烧结后形成强冶金结合界面,并伴随 B<sub>2</sub>、 $\sigma$  等金属间化合物生成。该结构通过多相非同步变形诱导的背应力持续强化基体,同时韧性壳层在变形初期协调基体间相对滑移,中后期缓解应力集中并延缓裂纹扩展,从而实现室温下高压强度(2.4 GPa)与断裂应变(32.9%)协同提升。在 WC/TiAl 复合材料中<sup>[104]</sup>,W 富集壳层包裹层状组织,通过固溶强化、降低堆垛层错能以及促进堆垛层错与孪晶形成,显著阻碍位错运动。难熔元素 W 在晶界偏析还抑制高温动态再结晶与晶界迁移,使材料在 900 °C 仍保持超过 700 MPa 高强度,突破 TiAl 合金传统使用温度上限(图 15)。

蜂窝纳米结构以三维连续网络形式将基体晶粒或层状组织封装于单元内,形成多级约束体系,兼具结构强化与界面韧化双重优势。在 TiAl/Nb 体系中<sup>[104]</sup>,蜂窝状 Nb 富集壳分布于基体团簇之间,其多组分相(如  $\beta/\beta_{ss}$ 、B<sub>2</sub>、O 相)呈现梯度力学响应,通过几何必需位错增殖与传递,实现应变梯度合理分配与背应力再分散,从而延缓应变局部化与裂纹萌生。在 WC/TiAl 体系中<sup>[103]</sup>,W 富集蜂窝壳层不仅通过固溶强化提升高温强度,还因 W 低扩散率稳定层状组织边界,抑制高温软化。更值得注意的是,高温变形中在  $\gamma$  相内发现的长周期堆垛有序结构(如 9R 相),进一步阻碍位错运动,为高温强度保持提供新机制。类似地,在 Mg 合金中,石墨烯氧化物构筑的蜂窝纳米结构通过细化晶粒、阻隔腐蚀介质渗透并增强腐蚀产物层,同时提升力学性能与腐蚀抗力,体现蜂窝结构在多尺度防护与力学承载中的协同效应。

综上,核壳与蜂窝结构均通过界面优化、多相协同变形、固溶强化及高温组织稳定性设计,在提升材料强度同时有效协调塑性变形,尤其通过难熔元素富集、LPSO 相形成等机制显著增强高温强度保留能力,为发展新一代高性能高温结构材料提供新途径。

图 14 纳米片层的变形机制与 750 °C 的拉伸曲线<sup>[7]</sup>Fig.14 Deformation mechanism of the nanosheets and the tensile curve at 750 °C<sup>[7]</sup>图 15 WC/TiAl 核壳结构的形成过程<sup>[104]</sup>Fig.15 Formation process of the WC/TiAl core-shell structure<sup>[104]</sup>

### 3.3.5 复合材料

为突破 800~900 °C 服役温度极限, 研究人员尝试开发 TiAl 基复合材料, 即向 TiAl 合金中加入陶瓷

颗粒(TiB、TiB<sub>2</sub>、TiC、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等)或纤维(SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等)等增强相, 促使基体合金复合化改性, 实现高温强度与室温塑/韧性协同改善<sup>[105-106]</sup>。研究认为<sup>[107]</sup>, TiAl 基

复合材料强韧性改善主要与以下因素有关:一方面增强相自身可有效阻碍裂纹扩展;另一方面增强相可通过脱粘与桥连、促使裂纹偏转/弯曲等消耗能量,抑制裂纹扩展。目前,TiAl 基复合材料已成为改善 TiAl 合金力学性能的重要途径之一<sup>[107]</sup>。Han 等<sup>[108]</sup>研究 TiB<sub>2</sub> 含量对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金微观组织影响发现,添加 TiB<sub>2</sub> 可实现铸态组织显著细化,这与凝固前沿 B 原子促使成分过冷及增强相辅助形核密切相关。Hirose 等<sup>[109]</sup>研究 TiB<sub>2</sub> 体积分数对 Ti-34Al 合金力学性能影响发现,增强相体积分数为 5% 时合金具有最佳室温拉伸强度(550 MPa),较 Ti-34Al 合金提高约 140 MPa。Fang 等<sup>[110]</sup>采用真空电弧熔炼技术制备 Ti<sub>2</sub>AlC/Ti-47.5Al-2Cr-2Nb 复合材料,系统研究多尺度增强相对 TiAl 合金微观组织与力学性能影响。结果发现碳化物可作为异质形核点促进微观组织细化,且部分合金元素溶于碳化物有利于提高微观组织均匀性;纳米级 Ti<sub>2</sub>AlC 析出及由此产生的组织细化使合金力学性能显著提高。Guo 等<sup>[111]</sup>研究纳米 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒对 Ti-45Al-6Nb-2.5V 合金蠕变性能影响发现,Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒可有效阻碍位错运动、抑制裂纹萌生和扩展,显著提高合金蠕变寿命。Shen 等<sup>[112]</sup>系统研究 SiC/TiAl 复合材料室温和高温拉伸性能,发现复合材料室温和 800 °C 拉伸强度较基体合金分别提高 50 和 100 MPa;同时深入揭示其高温失效机制:基体合金层状断裂、钛合金涂层塑性变形、SiC 纤维脱粘和拔出、纤维钨芯拔出及塑性变形、裂纹偏转等。值得注意的是,增强相体积分数过高会导致材料力学性能恶化。例如,Lapin 等<sup>[19]</sup>采用离心铸造技术制备(Ti, Nb)<sub>2</sub>AlC/TiAl 复合材料,系统分析增强相体积分数对室温力学性能影响,发现维氏硬度、压缩强度、动态断裂韧性等均随增强相体积分数增大而降低。近年来,随着先进制造技术与人工智能等研究方法深度融合与快速发展,将有力推动高性能 TiAl 基复合材料研发取得新突破。

### 3.3.6 0° PST 单晶

PST 单晶 TiAl 合金的成功研制是改善传统 TiAl 合金室温塑性、进一步提高其服役极限温度的另一标志性成果,实现了室温塑性、高温强度、蠕变抗力的协同优化匹配(图 16)<sup>[22]</sup>。1990 年,Fujiwara 等<sup>[113]</sup>首次将全片层 TiAl 合金单晶命名为 PST 并沿用至今。1992 年,Inui 等<sup>[114]</sup>研究片层取向对 PST TiAl 合金单晶拉伸性能影响。结果表明,片层取向为 0° 时单晶强度约 300 MPa,难以满足实际服役要求;片层取向 30°~60° 时单晶具有优异塑性、较低强度;片层取向 90° 时则呈现高强度、低塑性特征。1996 年,Yokoshima 等<sup>[114]</sup>研究片层取向对 PST TiAl 合金单晶断裂韧性影响,发现片层取向 0° 时单晶具有更优异室温和高温断裂韧性。Kishida 等<sup>[115]</sup>通过研究 PST Ti-49.3Al 单晶高温变形机制发现, $\gamma$  相变形模式主要是  $b=1/2\langle 110 \rangle$ 、 $1/2\langle 112 \rangle$  位错滑移及孪生, $\alpha_2$  相变形模式主要是  $b=1/6\langle 11-20 \rangle$  和  $[0001]$  位错滑移;同时随变形温度提高至 1 000 °C, $\gamma$  相中孪生占比逐渐降低。Chen 等<sup>[2]</sup>采用定向凝固技术制备片层取向可控的 PST Ti-45Al-8Nb 单晶,系统研究其室温和高温力学性能,发现片层取向 0° 时单晶室温屈服强度 708 MPa、伸长率高达 6.9%;900 °C 抗拉强度 637 MPa、伸长率 8.1%。同时,与 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金相比,该单晶蠕变性能(测试条件:900 °C、150 和 210 MPa)提高 1~2 个数量级。Jin 等<sup>[116]</sup>采用籽晶法(以 Ti-43Al-3Si 作为籽晶)制备出大尺寸 PST Ti-46Al-8Nb 单晶,该单晶表现出超高的室温塑性,平均伸长率高达 14.5%。Wang 等<sup>[117]</sup>采用籽晶法(以 Ti-43Al-3Si 为籽晶)制备大尺寸 PST Ti-46Al-8Nb 单晶,该单晶表现出超高室温塑性,平均伸长率高达 14.5%。Wang 等<sup>[118]</sup>通过分析片层取向对 PST Ti-45Al-8Nb 单晶微尺度塑性变形行为影响发现,片层取向 0° 时微观结构更均匀且  $\alpha_2$  相与  $\gamma$  相间硬度差异更小,使其塑性变形更均匀。整体而言,PST TiAl 合金

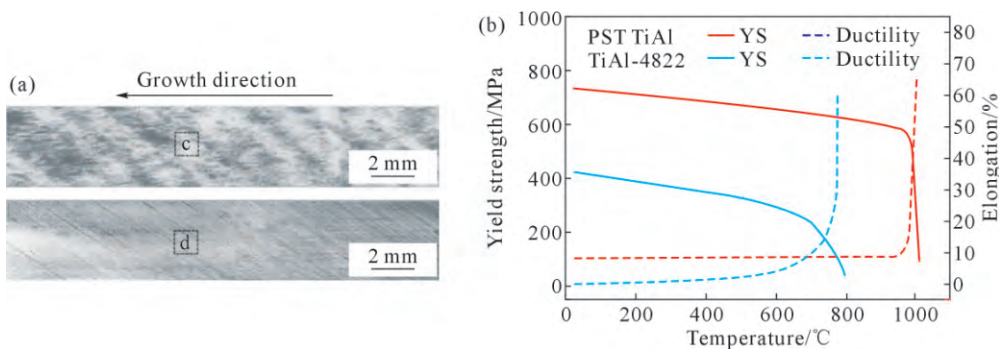


图 16 PST 聚片孪生 TiAl 单晶微观组织及力学性能:(a) PST 聚片孪生 TiAl 单晶的微观组织;(b) PST 聚片孪生 TiAl 单晶与 4822 合金从室温到 1 000 °C 的强度和塑性对比<sup>[22]</sup>

Fig.16 Microstructure and mechanical properties of the PST TiAl single crystals: (a) microstructure of the PST TiAl single crystals; (b) comparison of strength and plasticity between the PST TiAl single crystals and the 4822 alloy from room temperature to 1 000 °C<sup>[22]</sup>

单晶凭借优异综合力学性能在航空航天领域展现出广阔应用潜力,有望替代镍基高温合金应用于高压压气机叶片、700℃以上环境涡轮叶片,或与陶瓷隔热层复合用于950℃以上极端环境<sup>[22]</sup>。

## 4 总结与展望

TiAl合金作为一种轻质高强的金属间化合物,在650~900℃温度区间展现出替代镍基高温合金的巨大潜力,已成为航空航天、汽车等领域高温轻量化结构材料的重要选择。经过数十年发展,其工程化应用已取得显著突破:第二代合金(如Ti-48Al-2Cr-2Nb)在民用航空发动机低压涡轮叶片上实现规模化应用;第三代合金则在高温性能与热加工性方面取得重要进展。然而,TiAl合金仍面临室温塑性低、高温强度与组织稳定性不足等固有挑战,制约其在更高温度与更复杂部件上的广泛应用。

未来TiAl合金发展应聚焦于以下方向:①通过多尺度微观组织设计(如纳米片层、梯度孪晶、核壳结构等)协同提升强度与塑性,特别利用LPSO结构、TWIP效应等新机制拓宽其强塑化路径;②发展新型制备与加工技术,如增材制造、定向凝固、热机械处理等,实现组织精准调控与大型复杂构件成形;③推进复合材料化,通过引入陶瓷增强相或韧性相,进一步提升高温性能与损伤容限;④加强材料-工艺-结构一体化设计,结合仿真与人工智能手段,实现从材料研发到工程应用的全链条优化。

随着我国航空航天、高端装备等领域对轻量化、高温性能需求的持续提升,TiAl合金有望在更高推重比发动机、高超声速飞行器及新一代汽车动力系统中扮演更关键角色。通过持续的材料创新与工艺突破,TiAl合金必将实现从“跟随”到“并行”乃至“引领”的跨越,为国家高端制造提供坚实材料支撑。

### 参考文献:

- [1] JANSCHKE P. Wrought TiAl blades[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2015, 2: S92-S97.
- [2] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, QI Z X, WANG M Z, YU H C, DONG C L, LIU C T. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. *Nature Materials*, 2016, 15: 876-881.
- [3] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. *JOM*, 2018, 70: 553-560.
- [4] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 129-147.  
YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [5] XU R R, LI M Q, ZHAO Y H. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of  $\gamma$ -TiAl alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 932: 167611.
- [6] XU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10-11): 1114-1122.
- [7] ZHENG G M, TANG B, CHEN W, ZHAO S K, XIE Y Z, CHEN X F, LI J S, ZHU L. Long-period stacking ordering induced ductility of nanolamellar TiAl alloy at elevated temperature[J]. *Materials Research Letters*, 2023, 11(6): 414-421.
- [8] ZHENG G M, TANG B, ZHAO S K, WANG J, XIE Y Z, CHEN X F, WANG W Y, LIU D, YANG R, LI J S. Breaking the high-temperature strength-ductility trade-off in TiAl alloys through microstructural optimization[J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 170: 103756.
- [9] ZHAO Z Q, CHU L L, YU M L, GUO W L, ZHANG Z H. Advanced TiAl based alloys: From polycrystals to polysynthetic twinned single crystals[J]. *Advanced Functional Materials*, 2024, 34(49): 2409381.
- [10] YAN M J, YANG F, ZHANG H T, ZHANG C Z, ZHANG H F, CHEN C G, GUO Z M. Multiple intermetallic compounds reinforced Ti-48Al alloy with simple composition and high strength[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 858: 144152.
- [11] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2012, 15(4): 191-215.
- [12] DAS G, KESTLER H, CLEMENS H, BARTOLOTTA P A. Sheet gamma TiAl: Status and opportunities[J]. *JOM*, 2004, 56: 42-45.
- [13] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, SUZUKI A, SUBRAMANIAN P R. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2013, 1516: 49-58.
- [14] VENTZKE V, BOHM K M, KOÇAK M, RIEKEHRS, HORSTMANN M, MERHOF P, WATZLAW M. Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften der reibgeschweißten  $\gamma$ -TiAl-Feingusslegierung Ti-47Al-3.5(Mn+Cr+Nb)-0.8(B+Si)[J]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2006, 37(8): 649-660.
- [15] KNAISLOVÁ A, NOVÁK P, CABIBBO M, JAWORSKA L, VOJTĚCH D. Development of TiAl-Si alloys-A review[J]. *Materials*, 2021, 14(4): 1030.
- [16] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, GÜTHER V, OTTO A, BARTELS A. Design of novel  $\beta$ -solidifying TiAl alloys with adjustable  $\beta$ /B2-phase fraction and excellent hot-workability[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(8): 707-713.
- [17] SONG L, LIN J, LI J S. Effects of trace alloying elements on the phase transformation behaviors of ordered  $\omega$  phases in high Nb-TiAl alloys[J]. *Materials & Design*, 2017, 113: 47-53.
- [18] 王强, 李小兵, 郝俊杰, 陈波, 张滨, 张二林, 刘奎. 一种新型Ti-Al-Mn-Nb合金的固态相变行为[J]. *金属学报*, 2025, 61(7): 1060-1070.  
WANG Q, LI X B, HAO J J, CHEN B, ZHANG B, ZHANG E L, LIU K. Solid-state phase transformation behavior of a novel Ti-Al-Mn-Nb alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2024, 61(7): 1060-1070.
- [19] LAPIN J. TiAl-based alloys: Present status and future perspectives[A]. *Proceedings of the Metal 2009* [C]. Hradec nad Moravicí:

- Tanger Ltd., 2009. 1-12.
- [20] XIA Z W, SHAN C W, ZHANG M H, CUI M C, LUO M. Machinability of  $\gamma$ -TiAl: A review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 36(7): 40-75.
- [21] ZHANG X S, CHEN Y J, HU J L. Recent advances in the development of aerospace materials[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2018, 97: 22-34.
- [22] 陈光,陈奉锐,祁志祥,冯辰铭,曹月德,许昊,郑功. 聚片孪生TiAl单晶及其应用展望[J]. 振动、测试与诊断, 2019, 39(5): 915-926, 1126.
- CHEN G, CHEN F R, QI Z X, FENG C M, CAO Y D, XU H, ZHENG G. PST TiAl single crystal and its application prospect[J]. Journal of Vibration, Measurement & Diagnosis, 2019, 39(5): 915-926, 1126.
- [23] 李中权,肖旅,李宝辉,王先飞. 航天先进轻合金材料及成形技术研究综述[J]. 上海航天, 2019, 36: 9-21.
- LI Z Q, XIAO L, LI B H, WANG X F. Review of study on advanced light alloy materials and forming technique in spaceflight industry[J]. Aerospace Shanghai, 2019, 36: 9-21.
- [24] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic  $\gamma$ -TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(9): 551-570.
- [25] 周海涛. Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y合金板材的轧制及组织性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- ZHOU H T. Rolling, microstructure and mechanical properties of Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y alloy sheet[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [26] TETSUI T, SHINDO K, KAJI S, KOBAYASHI S, TAKEYAMA M. Fabrication of TiAl components by means of hot forging and machining[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 971-978.
- [27] 韩鸿硕. 国外航天器防热系统和材料的应用研究现状[J]. 宇航材料工艺, 1994(6): 1-12.
- [28] 张继,仲增镛. TiAl金属间化合物工程实用化研究与进展[J]. 中国材料进展, 2010, 29(2): 9-13.
- ZHANG J, ZHONG Z Y. Research and development of TiAl intermetallics-based alloys[J]. Materials China, 2010, 29(2): 9-13.
- [29] 郎泽保,于峰,毕建勋,张绪虎,史金靛. 粉末冶金 $\gamma$ -TiAl系合金的性能及成形工艺[J]. 宇航材料工艺, 2011, 41(2): 83-86.
- LANG Z B, YU F, BI J X, ZHANG X H, SHI J L. Properties and forming technologies of P/M  $\gamma$ -TiAl based alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2011, 41(2): 83-86.
- [30] 韩建超. TiB<sub>2</sub>及Ni对Ti-48Al-2Cr-2Nb合金凝固组织与性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- HAN J C. Influence of TiB<sub>2</sub> and Ni on solidification microstructure and properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [31] 林均品,张来启,宋西平,叶丰,陈国良. 轻质 $\gamma$ -TiAl金属间化合物的研究进展[J]. 中国材料进展, 2010, 29(2): 1-8.
- LIN J P, ZHANG L Q, SONG X P, YE F, CHEN G L. Status of research and development of light-weight  $\gamma$ -TiAl intermetallic based compounds[J]. Materials China, 2010, 29(2): 1-8.
- [32] JIA Y, XIAO S L, TIAN J, XU L J, CHEN Y Y. Modeling of TiAl alloy grating by investment casting[J]. Metals, 2015, 5(4): 2328-2339.
- [33] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329-331: 582-588.
- [34] 赵松. Ti-47Al-2Cr-2Nb合金熔模精密铸造工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2008.
- ZHAO S. Research on investment casting of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008.
- [35] LORIA E A. Gamma titanium aluminides as prospective structural materials[J]. Intermetallics, 2000, 8(9-11): 1339-1345.
- [36] MAYER S, ERDELY P, FISCHER F D, HOLEC D, KASTENHUBER M, KLEIN T, CLEMENS H. Intermetallic  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl based alloys - From fundamental research to application[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(4): 1600735.
- [37] SUNG S Y, KIM Y J. Economic net-shape forming of TiAl alloys for automotive parts[J]. Intermetallics, 2006, 14(10-11): 1163-1167.
- [38] ZHAO J, ZHANG Z Y, LIU S B, SHI K, BAO C L, NING Z S, YAN P, WANG L, LOU Y C. Elimination of misrun and gas hole defects of investment casting TiAl alloy turbocharger based on numerical simulation and experimental study[J]. China Foundry, 2020, 17: 29-34.
- [39] WANG S R, GUO P Q, YANG L Y. Centrifugal precision cast TiAl turbocharger wheel using ceramic mold[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 204(1-3): 492-497.
- [40] CHEN W, LI Z Q. Additive manufacturing of titanium aluminides [M]//FROES F, BOYER R. Additive Manufacturing for the Aerospace Industry. Amsterdam: Elsevier, 2019: 235-263.
- [41] MITAO S, MINAKAWA K. Effects of microstructure on the mechanical properties and fracture of  $\gamma$ -base titanium aluminides[J]. Materials Science and Engineering: A, 1991, 143(1-2): 51-62.
- [42] 盛文斌,李东,杨锐,郭景杰,刘羽寅,苏彦庆,贾均. 金属型离心铸造 Ti-48%Al-2%Cr-2%Nb合金汽车排气阀的研制[J]. 铸造, 2001, 50(3): 129-133.
- SHENG W B, LI D, YANG R, GUO J J, LIU Y Y, SU Y Q, JIA J. Research on Ti-48% Al-2% Cr-2% Nb automobile exhaust valve cast by centrifugal casting process in permanent mold[J]. Foundry, 2001, 50(3): 129-133.
- [43] 袁乃强. 汽车排气阀用高铌钛铝基合金的研究[D]. 济南: 山东建筑大学, 2019.
- YUAN N Q. Study on high Nb-TiAl alloy for automotive exhaust valve[D]. Jinan: Shandong Jianzhu University, 2019.
- [44] 李小兵,陈波,刘奎,薛鹏,舒磊,潜坤. TiAl合金气门杆及其制备方法: CN116690112B[P]. 2025-11-11.
- LI X B, CHEN B, LIU K, XUE P, SHU L, QIAN K. TiAl alloy valve stem and its preparation technique: CN116690112B [P]. 2025-11-11.
- [45] 张继,李世琼,邹敦叙,仲增镛. 钛铝金属间化合物及其作为车用发动机部件材料的研究[J]. 汽车工艺与材料, 1996(5): 31-33.
- [46] 符浩. 车用增压器涡轮熔模铸造工艺设计及数值模拟优化研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2022.
- FU H. Research on the investment casting process design and numerical simulation optimization of vehicle turbocharger turbine [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2022.
- [47] SHI P J, ZHONG Y B, LI Y, REN W L, ZHENG T X, SHEN Z,

- YANG B, PENG J C, HU P F, ZHANG Y, LIAW P K, ZHU Y T. Multistage work hardening assisted by multi-type twinning in ultrafine-grained heterostructural eutectic high-entropy alloys [J]. *Materials Today*, 2020, 41: 62-71.
- [48] SCHIÖTZ J, JACOBSEN K W. A maximum in the strength of nanocrystalline copper[J]. *Science*, 2003, 301(5638): 1357-1359.
- [49] YU Q, SHAN Z W, LI J, HUANG X X, XIAO L, SUN J, MA E. Strong crystal size effect on deformation twinning[J]. *Nature*, 2010, 463: 335-338.
- [50] LIU R, LI K Q, ZHANG Z J, QU Z, ZHANG P, ZHANG Z F. Independent dislocation space model for synchronous improvement of strength and plasticity in fcc metals[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 224: 239-244.
- [51] ZHU Y T, WU X L. Heterostructured materials[J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 131: 101019.
- [52] HU J J, ZHANG D M, HU Z H, WANG S Z, XIAO L R, GAO B, YIN D D, ZHOU H, ZHAO Y H. Improving the uniform elongation of ultrafine-grained pure titanium through judicious allocation of work hardening[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 330: 118484.
- [53] PAN Q S, YANG M X, FENG R, CHUANG A C, AN K, LIAW P K, WU X L, TAO N R, LU L. Atomic faulting induced exceptional cryogenic strain hardening in gradient cell-structured alloy[J]. *Science*, 382(6667): 185-190.
- [54] CLAREBROUGH L M, HARGREAVES M E. Work hardening of metals[J]. *Progress in Metal Physics*, 1959, 8: 1-40, IN1-IN2, 41-48, IN3-IN4, 49-56, IN5, 57-103.
- [55] RAUCH E F, GRACIO J J, BARLAT F. Work-hardening model for polycrystalline metals under strain reversal at large strains[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(9): 2939-2948.
- [56] MOAT R J, ZHANG S Y, KELLEHER J, MARK A F, MORI T, WITHERS P J. Work hardening induced by martensite during transformation-induced plasticity in plain carbon steel [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(20): 6931-6939.
- [57] LU L, CHEN X, HUANG X, LU K. Revealing the maximum strength in nanotwinned copper[J]. *Science*, 323: 607-610.
- [58] SUI X C, LIU Q, LUO S Y, LIU Y K, LI Z L, KANG Q X, WANG G F. Achieving high ductility of  $Ti_2AlNb$  sheet without sacrificing the tensile strength without post heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142897.
- [59] WU X L, ZHU Y T. Heterogeneous materials: A new class of materials with unprecedented mechanical properties[J]. *Materials Research Letters*, 2017, 5(8): 527-532.
- [60] SHI P J, REN W L, ZHENG T X, REN Z M, HOU X L, PENG J C, HU P F, GAO Y F, ZHONG Y B, LIAW P K. Enhanced strength-ductility synergy in ultrafine-grained eutectic high-entropy alloys by inheriting microstructural lamellae [J]. *Nature Communications*, 2019, 10: 489.
- [61] REN J, ZHANG Y, ZHAO D X, CHEN Y, GUAN S, LIU Y F, LIU L, PENG S Y, KONG F Y, POPLAWSKY J D, GAO G H, VOISIN T, AN K, WANG Y M, XIE K Y, ZHU T, CHEN W. Strong yet ductile nanolamellar high-entropy alloys by additive manufacturing[J]. *Nature*, 2022, 608: 62-68.
- [62] ZHANG R B, ZHANG Y Y, LIU Q, CHEN G Q, ZHANG D M. Effect of a ductility layer on the tensile strength of TiAl-based multi-layer composite sheets prepared by EB-PVD[J]. *Materials Characterization*, 2014, 95: 157-163.
- [63] CHEN R P, QIAN W J, LIU H Y, XIE W B, CHEN H M, WANG H, YANG B. Dual heterogeneous Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Cu laminated composite with high strength and ductility prepared by accumulative roll bonding[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3606-3613.
- [64] LI Z M, PRADEEP K G, DENG Y, RAABE D, TASAN C C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off[J]. *Nature*, 2016, 534: 227-230.
- [65] KOU H N, LU J, LI Y. High-strength and high-ductility nanostructured and amorphous metallic materials [J]. *Advanced Materials*, 2014, 26(31): 5518-5524.
- [66] WU G, CHAN K C, ZHU L L, SUN L G, LU J. Dual-phase nanostructuring as a route to high-strength magnesium alloys[J]. *Nature*, 2017, 545: 80-83.
- [67] LEI Z F, LIU X J, WU Y, WANG H, JIANG S H, WANG S D, HUI X D, WU Y D, GAULT B, KONTIS P, RAABE D, GU L, ZHANG Q H, CHEN H W, WANG H T, LIU J B, AN K, ZENG Q S, NIEH T G, LU Z P. Enhanced strength and ductility in a high-entropy alloy via ordered oxygen complexes[J]. *Nature*, 2018, 563: 546-550.
- [68] WU X L, JIANG P, CHEN L, YUAN F P, ZHU Y T T. Extraordinary strain hardening by gradient structure[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 2014, 111(20): 7197-7201.
- [69] YANG M X, PAN Y, YUAN F P, ZHU Y T, WU X L. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure[J]. *Materials Research Letters*, 2016, 4(3): 145-151.
- [70] FANG T H, LI W L, TAO N R, LU K. Revealing extraordinary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper[J]. *Science*, 2011, 331(6024): 1587-1590.
- [71] DAN X D, REN C X, SONG Z Z, WAQAR S, ZHANG D D, WANG M, LIU Q, SUN Y X, CHEN X L, JIANG W T, NI S, LU J, CHAN K C, LIU L, PAN J, ZHU Y T, CHEN Z B. Exceptional strength and ductility in heterogeneous multi-gradient TiAl alloys through additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2024, 281: 120395.
- [72] LIU X C, ZHANG H W, LU K. Strain-induced ultrahard and ultrastable nanolaminated structure in nickel [J]. *Science*, 2013, 342(6156): 337-340.
- [73] WANG Y M, CHEN M W, ZHOU F H, MA E. High tensile ductility in a nanostructured metal[J]. *Nature*, 2002, 419: 912-915.
- [74] SURYANARAYANA C, KOCH C C. Nanocrystalline materials-Current research and future directions [J]. *Hyperfine Interactions*, 2000, 130: 5-44.
- [75] DONG X X, GAO B, XIAO L R, HU J J, XU M N, LI Z Y, MENG J Q, HAN X D, ZHOU H, ZHU Y T. Heterostructured metallic structural materials: Research methods, properties, and future perspectives [J]. *Advanced Functional Materials*, 2024, 34 (51): 2410521.
- [76] ZHU Y T, WU X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress [J]. *Materials Research Letters*, 2019, 7(10): 393-398.

- [77] FAN L, YANG T, ZHAO Y L, LUAN J H, ZHOU G, WANG H, JIAO Z B, LIU C T. Ultrahigh strength and ductility in newly developed materials with coherent nanolamellar architectures[J]. Nature Communications, 2020, 11: 6240.
- [78] ZHANG C L, LIU S Y, ZHANG J Y, ZHANG D D, KUANG J, BAO X Y, LIU G, SUN J. Trifunctional nanoprecipitates ductilize and toughen a strong laminated metastable titanium alloy[J]. Nature Communications, 2023, 14: 1397.
- [79] LI W L, DING Q Q, WEI X, ZHANG Z, BEI H B. Achieving the strength and ductility synergy in a steel through nanoprecipitation and its induced grain refinement[J]. Materials Today, 2025, 83: 213-222.
- [80] JIANG S H, WANG H, WU Y, LIU X J, CHEN H H, YAO M J, GAULT B, PONGE D, RAABE D, HIRATA A, CHEN M W, WANG Y D, LU Z P. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation[J]. Nature, 2017, 544: 460-464.
- [81] TRAUTT Z T, UPMANYU M, KARMA A. Interface mobility from interface random walk[J]. Science, 2006, 314(5799): 632-635.
- [82] LU K, LU L, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale[J]. Science, 2009, 324(5925): 349-352.
- [83] WANG J, MISRA A. An overview of interface-dominated deformation mechanisms in metallic multilayers[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2011, 15(1): 20-28.
- [84] WU H, FAN G H, HUANG M, GENG L, CUI X P, XIE H L. Deformation behavior of brittle/ductile multilayered composites under interface constraint effect[J]. International Journal of Plasticity, 2017, 89: 96-109.
- [85] HUANG C X, WANG Y F, MA X L, YIN S, HÖPPEL H W, GÖKEN M, WU X L, GAO H J, ZHU Y T. Interface affected zone for optimal strength and ductility in heterogeneous laminate[J]. Materials Today, 2018, 21(7): 713-719.
- [86] FITZPATRICK M E, HUTCHINGS M T, WITHERS P J. Separation of macroscopic, elastic mismatch and thermal expansion mismatch stresses in metal matrix composite quenched plates from neutron diffraction measurements[J]. Acta Materialia, 1997, 45(12): 4867-4876.
- [87] ZHONG Z, JIANG X S, SUN H L, WU Z X, YANG L, MATA-MOROS-VELOZA A. Recent research on the optimization of interfacial structure and interfacial interaction mechanisms of metal matrix composites: A review[J]. Advanced Engineering Materials, 2024, 26(23): 2401392.
- [88] SUN B H, LU W J, GAULT B, DING R, MAKINENI S K, WAN D, WU C H, CHEN H, PONGE D, RAABE D. Chemical heterogeneity enhances hydrogen resistance in high-strength steels[J]. Nature Materials, 2021, 20: 1629-1634.
- [89] BU Y Q, WU Y, LEI Z F, YUAN X Y, LIU L Q, WANG P, LIU X J, WU H H, LIU J B, WANG H T, RITCHIE R O, LU Z P, YANG W. Elastic strain-induced amorphization in high-entropy alloys[J]. Nature Communications, 2024, 15: 4599.
- [90] ZHENG G M, TANG B, ZHAO S K, WANG W Y, CHEN X F, ZHU L, LI J S. Evading the strength-ductility trade-off at room temperature and achieving ultrahigh plasticity at 800 °C in a TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2022, 225: 117585.
- [91] VARENNE C, PRIMA F, BROZEK C, BOURGON J, BESSON J, GOURGUES-LORENZON A F. High impact resistance of a TWIP  $\beta$  titanium alloy: linking the multi-scale deformation and fracture mechanisms[J]. Journal of Materials Science, 2020, 56: 5201-5214.
- [92] FAN J, QIAO J W, WANG Z H, RAO W, KANG G Z. Twinning-induced plasticity (TWIP) and work hardening in Ti-based metallic glass matrix composites[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 1877.
- [93] ZHOU X Y, WU H H, WU Y, LIU X J, PENG X Y, HOU S, LU Z P. Formation and strengthening mechanism of ordered interstitial complexes in multi-principle element alloys[J]. Acta Materialia, 2024, 281: 120364.
- [94] SUN W W, ZHU Y M, MARCEAU R, WANG L Y, ZHANG Q, GAO X, HUTCHINSON C. Precipitation strengthening of aluminum alloys by room-temperature cyclic plasticity[J]. Science, 2019, 363(6430): 972-975.
- [95] ZHANG H, LU D, PEI Y B, CHEN T, ZOU T F, WANG T J, WANG X Y, LIU Y J, WANG Q Y. Tensile behavior, microstructural evolution, and deformation mechanisms of a high Nb-TiAl alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Materials & Design, 2023, 225: 111503.
- [96] NATH P, BAR H N, BHATTACHARJEE A, SEN I. Designing of novel microstructure and its impact on the improved service temperature mechanical performance of 2nd and 3rd generation advanced intermetallic TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 893: 146108.
- [97] DING J, ZHANG M H, LIANG Y F, REN Y, DONG C L, LIN J P. Enhanced high-temperature tensile property by gradient twin structure of duplex high-Nb-containing TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2018, 161: 1-11.
- [98] MARUYAMA K, YAMAGUCHI M, SUZUKI G, ZHU H L, KIM H Y, YOO M H. Effects of lamellar boundary structural change on lamellar size hardening in TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5185-5194.
- [99] SUN Y Q. Strengthening of fully-lamellar TiAl: A dislocation pileup analysis[J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 239-240: 131-136.
- [100] WANG J G, ZHANG L C, CHEN G L, YE H Q. Formation of stress-induced 9R structure in a hot-deformation Ti-45Al-10Nb alloy[J]. Scripta Materialia, 1997, 37(2): 135-140.
- [101] SONG L, XU X J, PENG C, WANG Y L, LIANG Y F, SHANG S L, LIU Z K, LIN J P. Deformation behaviour and 6H-LPSO structure formation at nanoindentation in lamellar high Nb containing TiAl alloy[J]. Philosophical Magazine Letters, 2015, 95(2): 85-91.
- [102] ZHANG X Y, LI C W, WU M H, YE Z H, WANG Q, GU J F. Atypical pathways for lamellar and twinning transformations in rapidly solidified TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2022, 227: 117718.
- [103] SHEN J Y, WANG L T, CAO Z H, HU L X. Synergistically enhanced strength and ductility in TiAl/Nb composites via core-shell structure design[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 918: 147417.
- [104] WANG H J, GUO Y C, SUN D B, LIANG Y F, PANG Q H, LIN J P. A novel core-shell structure of TiAl-based composite with supe-

- rior high temperature mechanical properties[J]. Composites Part B: Engineering, 2025, 297: 112352.
- [105] LIU P, XIE J P, WANG A Q. Recent research progress in TiAl matrix composites: A review [J]. Journal of Materials Science, 2022, 57: 16147-16174.
- [106] HU D W. Role of boron in TiAl alloy development: A review[J]. Rare Metals, 2016, 35: 1-14.
- [107] 胡锐, 李劲光, 周咪, 罗贤. TiAl 合金复合韧化及其复合材料研究进展[J]. 精密成形工程, 2022, 14(11): 133-142.
- HU R, LI J G, ZHOU M, LUO X. Recent advance on toughening of TiAl composite and TiAl matrix composites [J]. Journal of Net-shape Forming Engineering, 2022, 14(11): 133-142.
- [108] HAN J C, XIAO S L, TIAN J, CHEN Y Y, XU L J, WANG X P, JIA Y, DU Z X, CAO S Z. Grain refinement by trace  $\text{TiB}_2$  addition in conventional cast TiAl-based alloy[J]. Materials Characterization, 2015, 106: 112-122.
- [109] LAPIN J, KLIMOVÁ A, GABALCOVÁ Z, PELACHOVÁ T, BAJANA O, ŠTAMBORSKÁ M. Microstructure and mechanical properties of cast in-situ TiAl matrix composites reinforced with  $(\text{Ti}, \text{Nb})_2\text{AlC}$  particles[J]. Materials & Design, 2017, 133: 404-415.
- [110] FANG H Z, WANG S, CHEN R R, XU Q, YAN Y D, SU Y Q, GUO J J. The effects of the formation of a multi-scale reinforcing phase on the microstructure evolution and mechanical properties of a  $\text{Ti}_2\text{AlC}/\text{TiAl}$  alloy[J]. Nanoscale, 2021, 13(29): 12565-12576.
- [111] XIAO S L, GUO Y F, LIANG Z Q, WANG X N, YANG J K, WANG X, XU L J, TIAN J, CHEN Y Y. The effect of nano- $\text{Y}_2\text{O}_3$  addition on tensile properties and creep behavior of as-cast TiAl alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 825: 153852.
- [112] SHEN Y Y, JIA Q, ZHANG X, LIU R H, WANG Y M, CUI Y Y, YANG R. Tensile behavior of  $\text{SiC}$  fiber-reinforced  $\gamma$ -TiAl composites prepared by suction casting [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34: 932-942.
- [113] FUJIWARA T, NAKAMURA A, HOSOMI M, NISHITANI S R, SHIRAI Y, YAMAGUCHI M. Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition [J]. Philosophical Magazine A, 1990, 61(4): 591-606.
- [114] YOKOSHIMA S, YAMAGUCHI M. Fracture behavior and toughness of PST crystals of TiAl[J]. Acta Materialia, 1996, 44(3): 873-883.
- [115] KISHIDA K, INUI H, YAMAGUCHI M. Deformation of PST crystals of a TiAl/ $\text{Ti}_3\text{Al}$  two-phase alloy at 1 000 °C [J]. Intermetallics, 1999, 7(10): 1131-1139.
- [116] JIN H, JIA Q, XIAN Q G, LIU R H, CUI Y Y, XU D S, YANG R. Seeded growth of Ti-46Al-8Nb polysynthetically twinned crystals with an ultra-high elongation [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 54: 190-195.
- [117] WANG D P, QI Z X, ZHANG H T, CHEN G, LU Y, SUN B A, LIU C T. Microscale mechanical properties of ultra-high-strength polysynthetic TiAl- $\text{Ti}_3\text{Al}$  single crystals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 14-20.

(责任编辑:杨浩雪)