



## 超高强度钢研究进展与展望

胡春东<sup>1,2,3</sup>, 曹鑫<sup>2</sup>, 汪杨鑫<sup>1,2,3</sup>, 董瀚<sup>1,2,3</sup>

(1 核电关键材料全国重点实验室, 上海 200444; 2 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444;

3 上海大学(浙江)高端装备基础件材料研究院, 嘉兴 314100)

**摘要:** 超高强度钢是航空航天、工程机械等重大装备关键承力构件的核心材料。本文梳理了超高强度钢从理论突破到工程应用的三个发展阶段技术现状: 在实验室阶段突破了 2 600~3 000 MPa 强度极限(块体材料); 在中试阶段实现了 2 000~2 500 MPa 级钢的稳定制备; 在工业化阶段建立了 1 500~2 000 MPa 级钢的成熟生产体系。然而, 随着极端服役环境日益严苛, 现有成熟的超高强度钢已难以满足工程技术需求, 根本制约在于强度与韧性之间的本征倒置关系。本文阐明, 破解强韧性倒置的关键在于材料制备全流程的系统优化, 并凝练出决定性能突破的三大材料学要素: 纯净度—控制杂质元素与夹杂物以消除裂纹源; 均匀度—消除成分偏析与组织梯度以保障整体可靠性; 组织度—调控多尺度微观结构以实现强韧化协同。基于该理论框架, 本文介绍了作者团队研发的 1 700~2 700 MPa 系列超高强度钢技术体系。展望未来, 超高强度钢发展将聚焦超纯净冶炼、高均匀性制备、智能化材料设计和 3 000 MPa 级极限探索等方向。

**关键词:** 超高强度; 纯净度; 均匀度; 组织度

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. N250552 **中图分类号:** TF142. 3

## Research Progress and Prospects of Ultra-High Strength Steel

Hu Chundong<sup>1,2,3</sup>, Cao Xin<sup>2</sup>, Wang Yangxin<sup>1,2,3</sup>, Dong Han<sup>1,2,3</sup>

(1 State Key Laboratory of Materials for Advanced Nuclear Energy, Shanghai 200444, China; 2 School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China; 3 Zhejiang Research Institute for Advanced Machine Component Materials, Jiaxing 314100, Zhejiang, China)

**Abstract:** Ultra-high-strength steel serves as the core material for critical load-bearing components in major equipment such as aerospace and construction machinery. This paper outlines the technological status across three developmental stages of ultra-high-strength steel, from theoretical breakthroughs to engineering applications: At the laboratory stage: Achieved a strength limit of 2 600 MPa-3 000 MPa (bulk material); the pilot-scale stage achieved stable production of 2 000 MPa-2 500 MPa grade steels; the industrialisation stage established mature production systems for 1 500 MPa-2 000 MPa grade steels. However, as extreme service environments grow increasingly demanding, existing mature ultra-high-strength steels struggle to meet engineering requirements, fundamentally constrained by the inherent trade-off between strength and toughness. This paper elucidates that overcoming the strength-toughness trade-off hinges on systematic optimisation throughout the entire material preparation process. It distills three decisive metallurgical factors for achieving performance breakthroughs: Purity – controlling impurity elements and inclusions to eliminate crack initiation sites; Homogeneity – eliminating compositional segregation and microstructural gradients to ensure overall reliability; Microstructural control – regulating multi-scale microstructures to achieve synergistic strengthening and toughening. Building upon this theoretical framework, this paper introduces the 1 700 MPa-2 700 MPa series of ultra-high-strength steel technologies developed by the authors' team. Looking ahead, the advancement of ultra-high-strength steel will focus on ultra-pure metallurgy, high-uniformity preparation, intelligent material design, and the exploration of 3 000 MPa -level limits.

**Key Words:** Ultra-high Strength; Purity; Homogeneity; Microstructural Control

超高强度钢作为战略性结构材料, 是航空航天、工程机械、交通运输及能源工业等关键领域的核心材料基础。其在起落架、装甲防护、轻量化结构及深海工程等应用中发挥着不可替代的作用。

面对日益严苛的极端服役环境, 传统超高强度

钢发展面临重大瓶颈, 强度与韧性之间存在固有的倒置关系。这一矛盾源于传统强化机制的本质缺陷——通过引入微观障碍提升强度的同时, 抑制了均匀塑性变形能力, 导致应力集中和脆性断裂风险增加。其根本问题在于强化微观结构增大了裂纹

**基金项目:** 国家自然科学基金项目(No.52031004), 上海市教育委员会科研创新计划项目(No.2019-01-07-00-09-E00024)

**作者简介:** 胡春东(1981—), 男, 博士, 副研究员; **E-mail:** huchundong99@163.com; **收稿日期:** 2025-09-28

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

扩展驱动力,却未能同步提升裂纹扩展阻力。

实现更高强度和韧性的协同提升,需要在材料的纯净度、均匀度和组织度三个维度开展系统性工作:纯净度控制要求最大限度减少有害杂质和夹杂物,为性能提升扫清障碍;均匀度控制需实现成分和组织的精确均匀分布,避免性能薄弱环节;组织度控制则需通过精巧设计实现多尺度结构的有序排列与协同作用。

突破现有瓶颈需要超越传统合金化和工艺优化的局限,通过精巧的组织设计实现界面强化与塑性变形的协同,为能量耗散创造有效微观路径。同时,工业化生产中的性能一致性控制和长期服役的组织稳定性维持等工程化挑战,亦需从系统性视角重新构建材料设计理念,为新一代超高强度钢的发展奠定理论与技术基础。

## 1 发展现状

钢铁材料的强度提升一直是材料科学领域的重要课题。材料宏观性能的差异源于其微观组织。具体而言,材料的强度与其内部组织的特定构型存在强关联性。不同形态的微观组织通过截然不同的强化机制发挥作用,从而导致其强度值呈现出巨大差别,如图1所示。纯铁单晶的强度仅为约80 MPa,铁素体钢可达900 MPa,铁素体-珠光体钢达1 000 MPa,热轧共析钢超过1 000 MPa,马氏体钢可达3 GPa,冷拉珠光体钢丝超过7 GPa,而理想强度约为13 GPa。

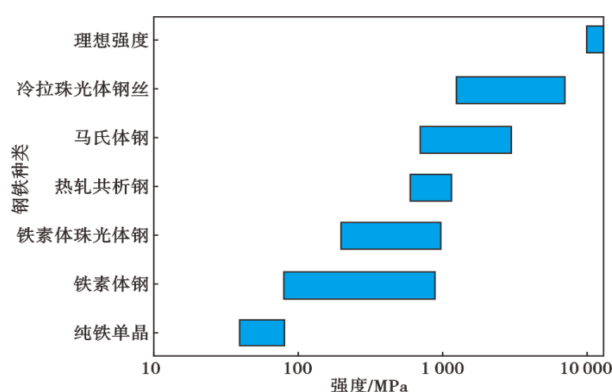


图1 钢铁材料强度等级

Fig. 1 Strength grades of steel materials

钢铁材料强化机制研究主要遵循两种截然不同的技术路径:基于完美晶体结构的理论强度途径和基于显微缺陷的强化机制。完美晶体的理论强度和实际钢材强度存在数量级差距,主要源于显微

缺陷的存在。早在1956年,Brenner通过铁晶须实验首次获得了接近理论强度的13 GPa抗拉强度<sup>[1]</sup>。

相反,显微缺陷强化效果与缺陷密度呈正相关关系。通过精确控制位错、晶界、析出物等显微缺陷的密度,可显著提升材料强度。通过引入高位错密度( $10^{15} \text{ m}^{-2}$ )作为核心强化机制,材料可实现极高的强度。例如,凭借该机制在中锰钢中获得了2.2 GPa的屈服强度<sup>[2]</sup>。基于类似的位错强化原理,在马氏体钢中通过引入高密度位错与纳米级障碍物(如碳化物)的协同作用,其抗拉强度亦可达到2.2 GPa<sup>[3]</sup>。该策略甚至可延伸至纯金属,研究表明,经高压变形的纯铁因其内部产生的高密度位错,其单轴压缩极限强度可达3.7 GPa<sup>[4]</sup>。高密度显微缺陷的引入已使钢铁材料强度达到7 GPa水平<sup>[5]</sup>。

这两种强化路径的对比揭示了材料强化的本质机制:完美晶体路径通过消除缺陷以接近理论极限,而缺陷强化路径则通过精确调控缺陷的类型、密度和空间分布来优化强度-韧性匹配。这一认识为现代高性能钢铁材料的结构设计和性能优化提供了重要的理论指导。

目前,广泛应用的超高强度材料主要基于缺陷强化机制,超高强度钢主要包括低合金超高强度钢、马氏体时效钢、高Co-Ni二次硬化钢、马氏体不锈钢和中/高锰钢等。近年来,中高熵合金研究取得显著进展,同样实现了超高强化效果。图2中统计了典型超高强度钢强度-塑韧性,为了对比增加了中高熵合金数据。图2中显示了强度与塑韧性呈现典型的倒置关系。传统超高强度钢(低合金超高强度钢、马氏体时效钢、高Co-Ni二次硬化钢、马氏体不锈钢)的最高强度可达3 GPa。中/高锰钢及中高熵合金凭借其复杂的多尺度微观结构(如相变诱导塑性、严重的晶格畸变等),在强度-塑性协同方面展现出超越传统超高强度钢的巨大潜质。然而,受限于当前复杂的制备工艺与可控性挑战,这两类高性能材料的研究目前大多仍处于实验室阶段,其工业化应用尚待突破。

超高强度钢的研发进程通常历经实验室研究、中试放大与工业化量产三个阶段,实验室阶段完成原理验证,中试阶段实现工程放大,最终在工业化阶段达成规模化稳定应用。其技术成熟度与应用范围随之逐级提升。

工业化阶段已实现4340、300M、AerMet100、PH13-8Mo等钢种的规模化生产,强度级别为1 500~

2 000 MPa, 断裂韧性为 60~120 MPa·m<sup>1/2</sup>。其中, 300M 钢抗拉强度可达 1 860 MPa 以上, 广泛应用于飞机起落架; AerMet100 抗拉强度为 1 930 MPa, 断裂韧性高达 110 MPa·m<sup>1/2</sup> [6]。这些钢种的强化主要通过马氏体相变和细小弥散的析出相强化实现超高强度。目前, AerMet360 钢抗拉强度已达 2 580 MPa, 但伸长率仅为 5.2%, 断裂韧性仅为 22.6 MPa·m<sup>1/2</sup>, 较低的塑韧性限制了其广泛应用。

中试阶段取得重要突破, Wang 等 [7-8] 在中试线上制备出 2 200、2 500 MPa 级 NiAl 和 M<sub>2</sub>C 双析出超高强度钢, 同时, 保持 8~10% 的伸长率。该阶段的强韧化机理主要基于复合析出强化, 传统的马氏体时效钢一般通过 Mo、Ti 金属间化合物的弥散析出来强化基体, 而新型双析出钢通过 NiAl-M<sub>2</sub>C 复合强化机制实现性能突破。

在实验室阶段, 已制备出抗拉强度达 2 600~3 000 MPa 的超高强度钢。Liu 等 [9] 基于 M54 钢成分中添加 1% 的 Al, 通过 NiAl 和 M<sub>2</sub>C 碳化物的双析出强化, 其抗拉强度可达到 2 700 MPa。中碳低锰钢可以达到获得了 2 800 MPa 的超高抗拉强度和 18% 的伸长率, 其优异性能来源多级组织, 该钢微观结构由体积分数分别为 67% 的马氏体、10% 的残余奥氏体和 23% 的铁素体和纳米级沉淀组成 [10]。在 C350 时效钢基础上进行优化, 调整 Mo、Ti 含量, 经过 1.8% 预变形拉伸后抗拉强度可达到 3 002 MPa [11]。

## 2 纯净度、均匀度和组织度

实现超高强度钢强度与塑韧性的协同提升, 从根本上制约于三项关键材料学要素: 纯净度、均匀度和组织度。高纯净度是消除裂纹源、延缓断裂的前提; 高均匀度是确保性能一致、避免局部弱化的基础; 高组织度则是精准调控强化相与韧化相, 实现强韧匹配的根本保障。三者共同构成了超高强

度钢卓越力学性能的内在基石。

### 2.1 纯净度

高纯净度是超高强度钢性能的前提。有害元素、杂质元素和非金属夹杂物作为应力集中源和裂纹萌生点, 对材料的强度、韧性和疲劳性能产生严重的恶化作用。

Davis 等 [12] 通过对比研究发现, 真空电弧重熔工艺相比大气熔炼能显著降低 4340 钢中的气体含量 (质量分数): H、O、N 分别从 1.4×10<sup>-6</sup>、25×10<sup>-6</sup>、100×10<sup>-6</sup> 降低至 0.9×10<sup>-6</sup>、4×10<sup>-6</sup>、53×10<sup>-6</sup>, 材料均匀性提升, 断裂韧性由 44.5 MPa·m<sup>1/2</sup> 提高至 60.4 MPa·m<sup>1/2</sup>。在 0.15C-0.3Si-1.0Mn-0.4Cr-0.1Mo-0.015Ti-0.0015B 超高强度钢体系中, 研究表明, 当 O、N、S 杂质总含量从 55×10<sup>-6</sup> 增至 91×10<sup>-6</sup> 时, 粗大夹杂物数量密度相应从 0.7 个/mm<sup>2</sup> 增至 1.2 个/mm<sup>2</sup>, 导致 -40 °C 下横向和纵向冲击功分别降低 15、11 J [13]。采用 4N 级高纯铁制备的 300M 钢中五害元素 (As、Sn、Sb、Bi、Pb) 质量分数总含量可低至 2.7×10<sup>-6</sup> [14]。

非金属夹杂物通过应力集中效应、界面脱粘机制和氢致开裂影响钢材性能 [15-17]。疲劳失效机制随强度水平转变: 高周疲劳由表面缺陷控制, 超高周疲劳由内部夹杂物控制 [18], 当屈服强度超过 1 500 MPa 时, 内部夹杂物成为疲劳寿命主控因素 [19]。采用 4N 级高纯铁制备的 M50 钢, 滚动接触疲劳寿命显著提升 [14]。

随着冶炼技术不断进步, 目前已实现采用 EAF+LF+VD/VOD 常规工艺替代昂贵的 VIM+VAR 双真空工艺生产部分超高强度钢品种, 生产成本大幅降低。韩顺等 [20] 通过优化单真空熔炼工艺制备 300M 钢, 采用电弧炉氧化精炼脱磷、LF 炉白渣控硫、VD/VHD 强搅拌脱气等关键技术措施, 实现了成本控制与性能保证的有效平衡。相比较电渣重熔, 真空自耗冶炼后钢中氧含量更低, 钢中氧含量由 9×

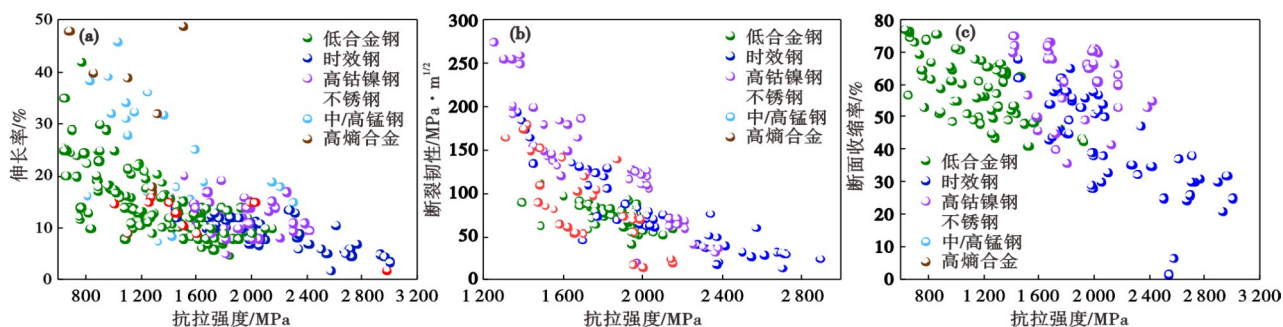


图 2 典型超高强度钢强度与塑韧性 (a)  $A-R_m$ ; (b)  $K_{IC}-R_m$ ; (c)  $Z-R_m$

Fig. 2 Strength and toughness of typical ultra-high strength steels (a)  $A-R_m$ ; (b)  $K_{IC}-R_m$ ; (c)  $Z-R_m$

$10^6$ 降低为 $5 \times 10^6$ ,其夹杂物也更加细小,真空自耗夹杂物尺寸主要分布在 $2 \sim 5 \mu\text{m}$ ,而电渣重熔主要分布在 $5 \sim 10 \mu\text{m}$ ,真空自耗冶炼后夹杂周围裂纹萌生驱动减小,超高周疲劳强度更高,在 $10^9$ 循环周次下条件下,疲劳强度较电渣重熔冶炼钢高 $21 \text{ MPa}$ <sup>[21]</sup>。

## 2.2 均匀度

高均匀度是确保性能一致的基础。成分偏析、组织不均会导致各部位力学性能差异显著,形成“木桶效应”,使整体性能受限于最薄弱环节。实现多尺度组织均匀性是确保性能一致性和服役可靠性的关键。影响材料均匀度的主要有偏析、带状等。

成分偏析损害材料的强度与韧性。偏析导致元素浓度不均,形成硬脆相,可能局部区域溶质富集强化,但更易成为裂纹源,削弱整体强度并引发早期脆断,从而导致材料过早颈缩与失效<sup>[22-23]</sup>。偏析区与基体性能差异导致变形不协调,产生应力集中,Guo等<sup>[24]</sup>研究表明,在 $1500 \text{ MPa}$ 的超高强度钢中,偏析区的室温平均冲击功由约 $47 \text{ J}$ 降低至约 $32 \text{ J}$ ,无元素偏析区域中的组织均匀弥散分布,具有较多的大角度晶界和较低的KAM值,能够有效阻碍裂纹扩展<sup>[25]</sup>。Ritchie等<sup>[26]</sup>研究发现,合金元素Ni, Mn与杂质元素P, Si在原奥氏体晶界的共偏析造成了300M钢的脆化。由于宏观偏析造成的Cr, Mo, Ni合金元素的降低,会降低300M钢的耐腐蚀性能<sup>[27]</sup>。

带状组织作为超高强度钢中的主要缺陷,不仅导致显著的力学性能各向异性,还会恶化材料的韧

性、延展性和成形性能,在动态载荷下更易形成应力集中和裂纹萌生点。基体与偏析带之间的应变梯度促进裂纹萌生,特别是在基体与偏析带界面处产生应力集中<sup>[28]</sup>。在马氏体时效钢中,Ti和Mo的偏析是带状组织形成的主要原因,当这些元素的浓度超过临界水平时,会形成由不同晶粒尺寸组成的带状结构,夹杂物优先存在于带状组织的界面处<sup>[29]</sup>。高合金钢冶炼锻造后通常会形成带状组织<sup>[30]</sup>,带状组织的存在使钢组织不均匀,容易形成各向异性,降低钢的塑韧性。形成带状组织的主要原因是钢液在铸锭结晶过程中选择性解决、各种溶质原子的溶解度不同、合金成分密度差异形成了化学成分不均匀的枝晶组织,在锻造变形时大部分粗大树枝晶会在锻造时沿变形方向被拉长,并逐渐与变形方向一致,并在一定程度上仍保留着枝晶偏析从而形成碳及合金元素的贫化带彼此交替堆叠。

## 2.3 组织度

组织度体现组织设计的精巧性。通过精确控制晶粒大小、析出相分布、界面结构、奥氏体分布等,构建多尺度微观结构,实现强化机制协同作用,在保证高强度的同时为塑性变形提供有效路径。

组织度作为超高强度钢组织设计的核心理念,通过精确控制晶粒大小、析出相分布、界面结构<sup>[31]</sup>以及亚稳奥氏体分布<sup>[32]</sup>等多尺度微观结构参数,构建层次化多级组织架构,实现了固溶强化、析出强化、细晶强化、位错强化等多重强化机制的协同作

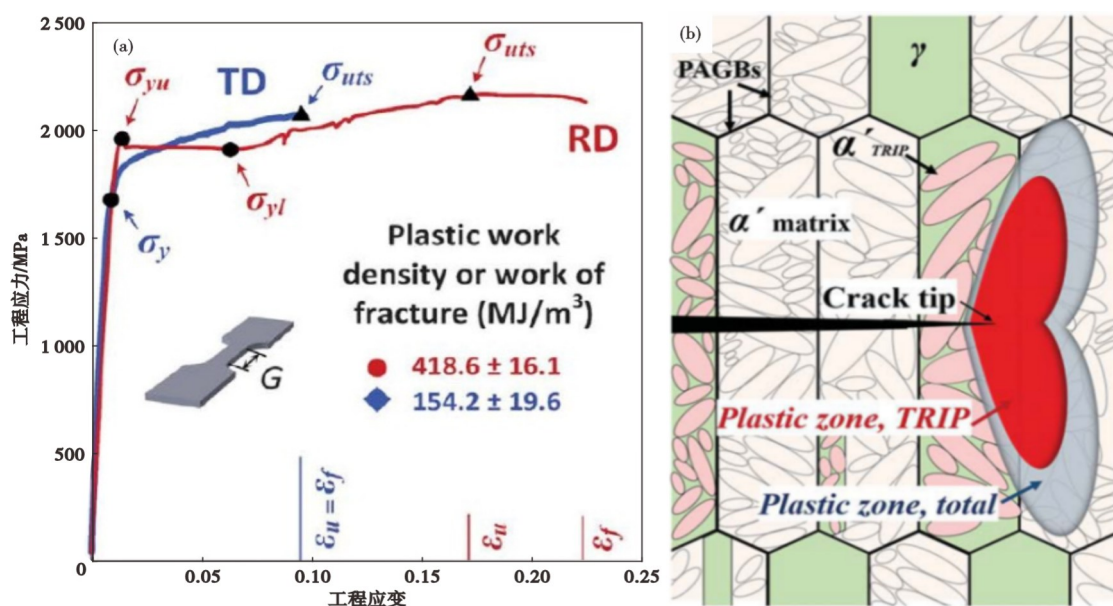


图3 0.44C-9.95Mn-1.87Al-0.67V钢的应力应变曲线(a)和增韧机制(b)

Fig. 3 Stress strain curve (a) and toughening mechanism (b) of 0.44C-9.95Mn-1.87Al-0.67V steel

用以及 TRIP 效应<sup>[33-35]</sup>、TWIP 效应<sup>[36-37]</sup>等应变硬化机制的优化配置,为塑性变形提供了有效的位错滑移路径和相变强化机制<sup>[38]</sup>,突破传统材料学中“强度-韧性”倒置的经典制约关系。这一设计理念不仅体现在 Gong 等开发的多尺度铁素体/马氏体结构<sup>[39]</sup>、Zhang 等设计的多元析出强化体系<sup>[40]</sup>、以及 Kwok 等构建的分层变形行为组织<sup>[41]</sup>等前沿研究中,还在增材制造超高强度合金<sup>[42]</sup>、海洋工程用耐蚀高强钢<sup>[43]</sup>、以及核聚变反应堆结构材料<sup>[44]</sup>等实际应用中展现出巨大潜力,代表了现代钢铁材料设计从经验驱动向理论指导、从单一强化向协同优化、从均匀组织向有序结构转变的重要发展趋势,为解决航空航天、汽车制造、海洋工程等高端装备制造领域对超高性能材料的迫切需求提供了重要的科学基础和技术路径。

奥氏体增韧增塑是高组织度的典型应用,残余奥氏体抑制裂纹扩展的物理本质可用裂尖发射位错理论进行解释<sup>[45]</sup>。裂纹尖端残余奥氏体塑性变形从而发射位错,已发射的位错在裂尖前方塞积所产生的应力强度因子如式(1)。

$$K_{td} = -\frac{3Gb}{2(1-\nu)\sqrt{2\pi r}} \sin\theta \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (1)$$

式中, $G$ 为剪切模量, GPa; $b$ 为位错柏氏矢量, nm; $\nu$ 为泊松比; $r$ 为位错距裂纹尖端的距离, nm; $\theta$ 为滑移面与裂纹面的夹角,°。

采用感应炉制备成分为 0.44C-9.95Mn-1.87Al-0.67V(质量分数)%的钢材,经锻造→热轧→温轧→退火→冷轧的完整工艺流程处理后,获得了优异的力学性能:屈服强度 1 978 MPa、抗拉强度 2 144 MPa、均匀伸长率 19.0%,横向和纵向断裂韧性分别达到 136.4 MPa·m<sup>1/2</sup>和 79.4 MPa·m<sup>1/2</sup>。该钢的增韧机理为 Mn 元素偏析形成的原奥氏体晶界为裂纹扩展提供了优先路径,层状马氏体/奥氏体双相组织有效延长了裂纹扩展路径,实现分层增韧效应,如图 3 所示,其中,奥氏体相进一步提升了材料的韧性水平<sup>[46]</sup>。

采用 50 kg 感应炉制备成分为 0.34C-7.4Mn-1Si-0.2V(质量分数)%的钢材,经多梯度温度锻造(总变形量达 91%)+低温回火处理,所获得的细长棱柱状晶粒呈现分层马氏体/亚稳奥氏体微观结构,不同相具有差异化的晶体取向,有效阻碍位错滑移;同时,亚稳奥氏体发生 TRIP 效应,显著提高了材料的塑韧性<sup>[47]</sup>。

对于 0.2C-8Mn-0.2Mo-0.05Nb(质量分数/%)钢,采用冷轧+快速加热淬回火工艺,通过快速加热精确控制 Mn 元素在不同界面的扩散行为,构建化学成分梯度区域,形成精细的马氏体/奥氏体复合组织。该组织在提高强度的同时,通过 TRIP 效应实现有效增韧<sup>[48]</sup>。

### 3 作者团队超高强度钢研发工作

作者团队基于“高纯净度、高均匀度、高组织度”理论与技术,工业化制备出 1 700~2 700 MPa 级超高强度钢。以下简要介绍研制的两类超高强度钢合金成分、制备工艺、微观组织及力学性能。

#### 3.1 低合金超高强度钢

作者团队研发的系列超高强度钢(牌号为 817~821<sup>[49-52]</sup>)的强韧性如图 4 所示,其抗拉强度为 1 700~2 100 MPa, U 型冲击功大于 50 J,断裂韧性均优于 70 MPa·m<sup>1/2</sup>。与典型低合金超高强度钢 300M 和 D6AC 钢的性能对比如图 4 所示,与 300M 钢的详细力学性能对比见表 1。结果显示,819 钢和 820 钢的强韧性匹配优于 300M 钢;特别是 819 钢,在保持 2 000 MPa 级强度的同时,断裂韧性较 300M 钢提升约 26 MPa·m<sup>1/2</sup>。

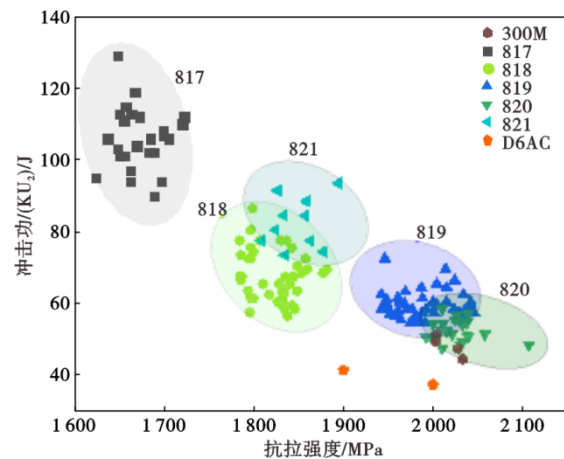


图 4 系列低合金钢的强度与韧性

Fig. 4 Strength and toughness of low-alloy steel series

表 1 819 钢 821 钢与 300M 钢性能

Table 1 Mechanical properties of steels 819, 821, and 300M

钢种	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_m$ /MPa	$A/\%$	$Z/\%$	$KU_2/J$	$KIC/(MPa \cdot m^{1/2})$
819	1 590	2 013	11.0	47	67	97
821	1 322	1 894	15.0	59	83	108
300M <sup>[53]</sup>	1 643	2 018	11.0	47	57	71

818钢采用真空感应→真空自耗→锻造(锻比 $\geq 12$ )→热处理工艺流程,以3N级高纯铁为原料。其名义成分(质量分数)%为0.32C-2.0Si-1.1Mn-0.6Cr-2.2Ni-0.3Mo-0.4V,杂质元素严格控制:S、P、O、N、H总量 $82 \times 10^{-6}$ ,As、Sn、Sb、Bi、Pb总量 $130 \times 10^{-6}$ 。

团队开发的“深冷处理+二次淬火”工艺通过先消除后重新生成残余奥氏体(RA)的策略,获得了细小弥散的RA组织,如图5所示,显著提升了其稳定性与分布均匀性。在RA含量相近条件下,该工艺使冲击功较传统处理提升15%,最终获得抗拉强度1909 MPa、屈服强度1432 MPa、伸长率12%、V型冲击功50.8 J的优异综合性能<sup>[49-50]</sup>。

819钢采用真空感应→真空自耗→锻造(锻比 $\geq 13.5$ )→热处理工艺流程,以3N5级高纯铁为原料。其名义成分(质量分数)%为0.35C-1.62Si-0.86Mn-1.62Cr-3Ni-0.45Mo-0.22V,杂质元素严格控制:S、P、

O、N、H总量 $45 \times 10^{-6}$ ,As、Sn、Sb、Bi、Pb总量 $23 \times 10^{-6}$ ,较818钢降低。

经980 °C淬火+280 °C回火后,819钢形成由板条马氏体、残余奥氏体与 $\epsilon$ -碳化物组成的复合组织,如图6所示。其优异的强韧性源于协同作用机制:高位错密度板条马氏体与弥散 $\epsilon$ -碳化物提供强化效应,板条亚结构与薄膜状残余奥氏体提供韧化贡献。最终获得抗拉强度2013 MPa、均匀伸长率11%、夏比U型冲击功67.2 J的综合性能<sup>[51]</sup>。

821钢采用真空感应→真空自耗→锻造(锻比 $\geq 12$ )→热处理工艺流程,以3N级高纯铁为原料。其名义成分(质量分数)%为0.31C-2Si-1Mn-1Cr-5Ni-0.6Mo-0.1V-1.3Al,杂质元素S、P、O、N、H总量 $89 \times 10^{-6}$ 。

经970 °C淬火+180 °C低温回火后,821钢组织由板条马氏体、残余奥氏体、 $\epsilon$ -碳化物及高数密度纳

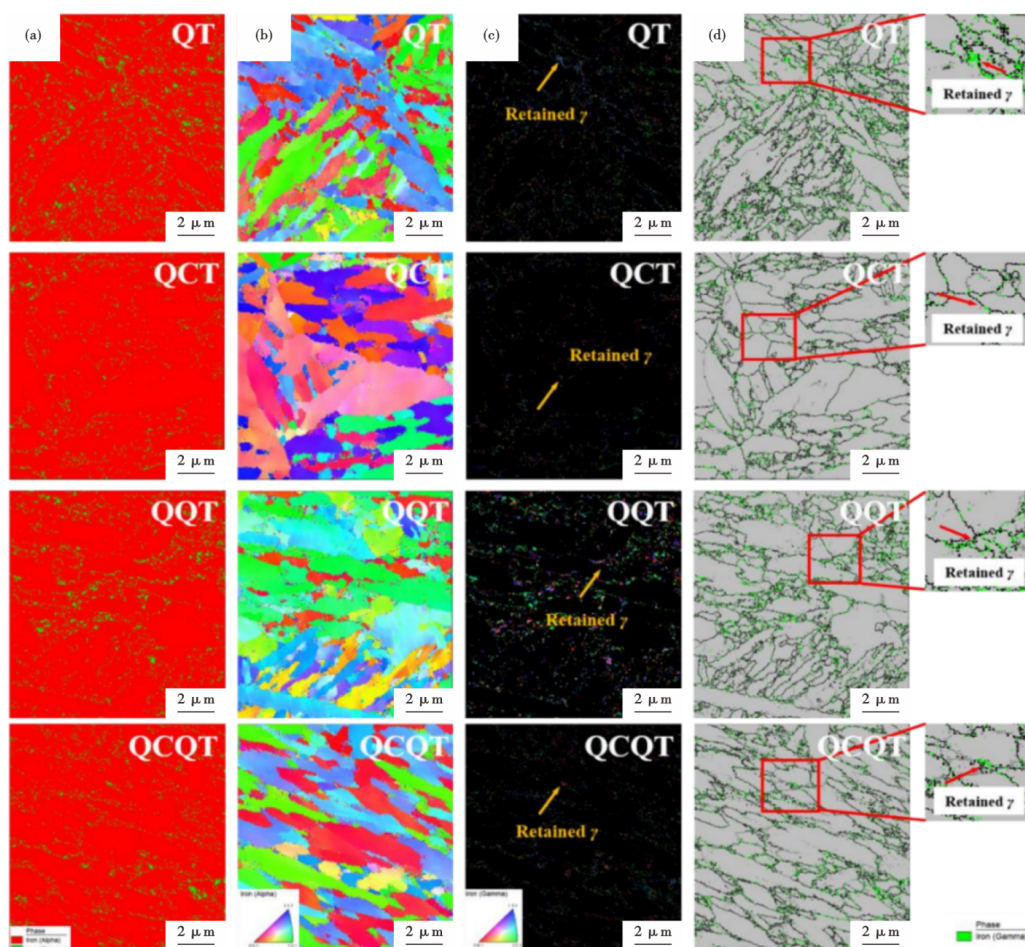


图5 淬回火(QT)、淬火-冷处理-回火(QCT)、淬火-二次淬火-回火(QQT)和淬火-冷处理-二次淬火-回火(QCQT)818钢的EBSD图(a)相图、(b) bcc的IPF图、(c) fcc的相图和(d)晶界图

Fig. 5 EBSD diagrams of 818 steel with quenching and tempering (QT), quenching-tempering-tempering (QCT), quenching-secondary quenching-tempering (QQT), and quenching-tempering-secondary quenching-tempering (QCQT) (a) phase diagram, (b) bcc IPF diagram, (c) fcc phase diagram, and (d) grain boundary map

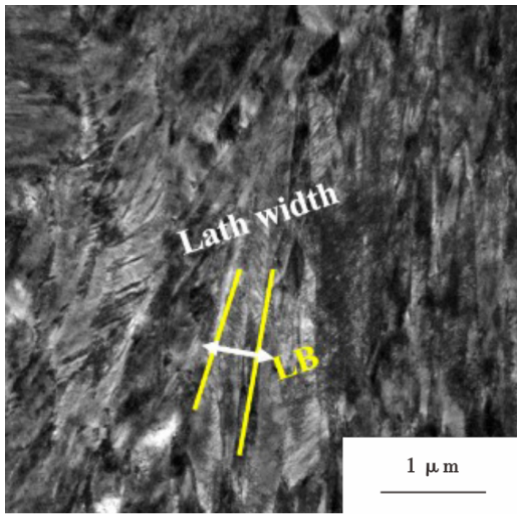


图 6 微观组织TEM形貌  
Fig. 6 Microstructure TEM morphology

米级 NiAl 团簇构成,如图 7 所示。均匀分布的 NiAl 纳米团簇可优化位错分布、减轻界面位错塞积,有效延缓微裂纹萌生,赋予材料卓越的强韧性:抗拉强度 1 894 MPa、均匀伸长率接近 15%、U 型缺口冲击功 83 J、断裂韧性高达 108 MPa·m<sup>1/2</sup>[49]。

### 3.2 高合金超高强钢

本研究通过在二次硬化钢中引入 NiAl 相(与 Co

协同),将 M<sub>2</sub>C 碳化物数量密度提升至 10<sup>24</sup> m<sup>-3</sup>。NiAl 相与 M<sub>2</sub>C 碳化物相互抑制粗化的机制为开发高性能钢种奠定了基础。据此研制的 2112 钢(0.20C-12Co-13.5Ni-1Al-1.3Cr-1.3Mo-0.6 W)和 A800 钢(0.26C-13.5Co-14.2Ni-1.2Al-2.1Cr-1.8Mo-0.6 W)(质量分数)%均表现出优异性能。

2112 钢采用真空感应→真空自耗→锻造开坯→轧制→热处理工艺流程,以 3N 级高纯铁为原料,其强韧性匹配如图 8 所示。

时效温度对 2112 钢的组织 and 性能具有显著影响。200 °C 时效时,马氏体基体中析出亚微米级 ε-碳化物和高数密度纳米级 NiAl 团簇,两者独立形核;高数密度 NiAl 团簇通过缓解位错塞积,使冲击功达到 136 J。500 °C 时效时,析出相演变为数密度达 9.3×10<sup>23</sup> m<sup>-3</sup> 的 NiAl 相和 3.3×10<sup>23</sup> m<sup>-3</sup> 的 M<sub>2</sub>C 碳化物(析出机制如图 9 所示),二者在高位错密度马氏体基体中均匀分布,协同贡献约 600 MPa 的屈服强度增量;此外,板条界面形成厚度约 20 nm 的薄膜状奥氏体,进一步提升了材料的塑韧性[8]。

A800 钢采用真空感应→真空自耗→锻造开坯→轧制→热处理工艺流程,以 4N 级高纯铁为原料,拉伸性能如图 10 所示。

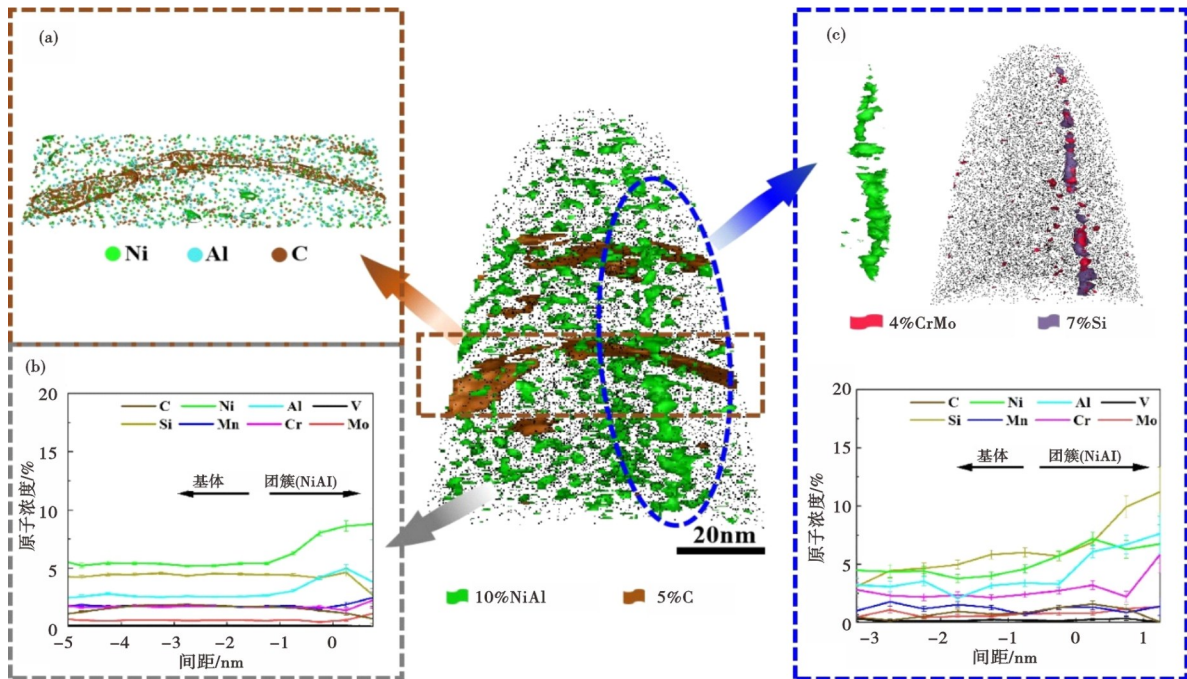


图 7 821 钢的 APT 表征 (a) ε-碳化物截面中原子 Ni、Al、C 的分布; (b) Proximity 柱状图显示弥散型 NiAl 团簇的成分变化; (c) 4 at. % CrMo+7 at. % Si 等浓度面图和偏聚型 NiAl 团簇的 Proximity 柱状图  
Fig 7 APT Characterization of 821 Steel: (a) atomic distribution of Ni, Al, and C across an ε-carbide cross-section; (b) proximity histogram showing compositional variations of dispersed NiAl clusters; (c) 4 at. % Cr + Mo and 7 at. % Si isoconcentration profile and proximity histogram of segregated NiAl clusters

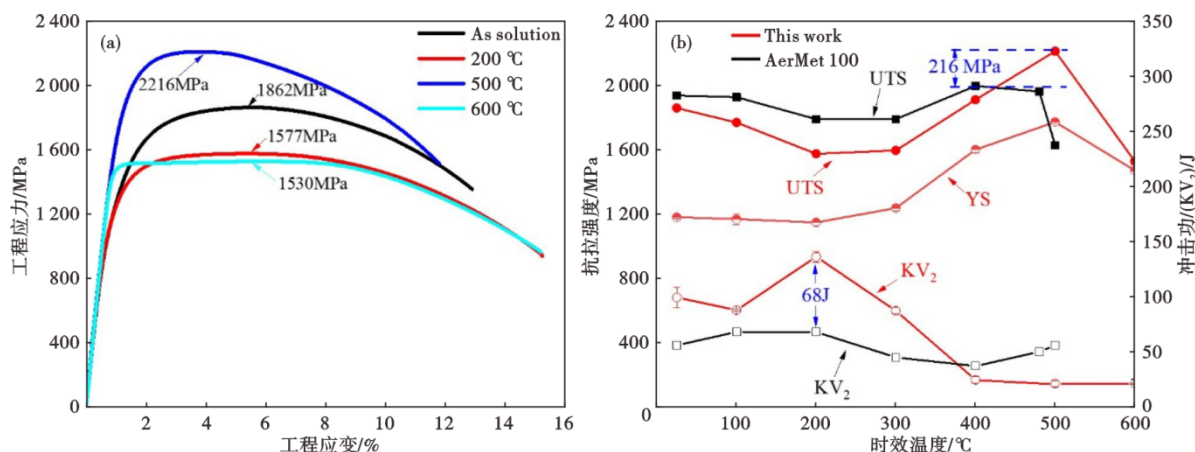


图8 (a) 工程应力应变曲线; (b) 不同时效温度条件下强度与韧性

Fig. 8 (a) Engineering stress-strain curve; (b) strength and V-notch impact energy under different ageing temperatures

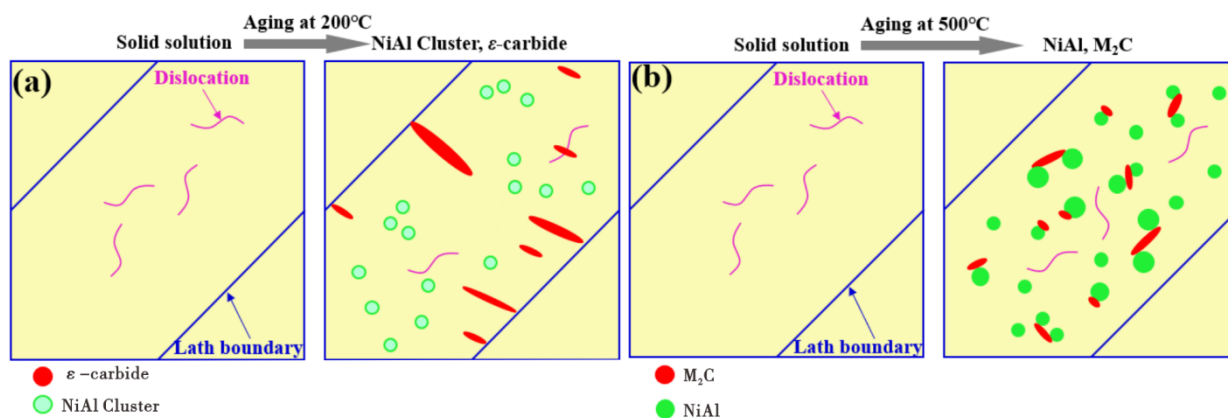


图9 析出机制示意图(a)200 °C时效2 h; (b)500 °C时效2 h

Fig. 9 Schematic diagram of precipitation mechanism (a) aging at 200 °C for 2 h; (b) aging at 500 °C for 2 h

510 °C时效后,马氏体基体中均匀析出高数密度纳米相: NiAl相  $14.5 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ 、M<sub>2</sub>C碳化物  $2.2 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ ,后者数密度是AerMet100钢的3倍<sup>[54]</sup>。在Co协同作用下<sup>[55]</sup>,析出相尺寸控制在0.5~20 nm(图11),通过与位错的交互作用贡献超过1 000 MPa的屈服强度增量。

NiAl-M<sub>2</sub>C双析出体系呈现协同强化机制: NiAl相优先高密度析出并促进M<sub>2</sub>C形核<sup>[56]</sup>,双析出提高了M<sub>2</sub>C数密度、细化了其尺寸并抑制相互粗化<sup>[57]</sup>,显著提升了强度和热稳定性。此外,深冷时效调控形成的均匀薄膜状奥氏体改善了材料韧性<sup>[58]</sup>。

## 4 展望

超高强度钢的未来发展将聚焦于实现更高水平的强韧性协同,核心目标是在维持超高强度的同时,显著提升断裂韧性及损伤容限性能,以满足新一代先进装备对材料安全性与可靠性的极限要求。其主要发展方向可概括为以下四个方面:

1)超纯净冶炼技术。通过采用高超纯铁为原料,采用多级真空熔炼技术,将钢中P、S、O、N等杂质元素及有害痕量元素的含量降至极低水平,从源头改善材料的韧性、疲劳抗力与环境耐久性。

2)高均匀性制备技术。深入开展凝固过程与塑性变形的基础理论研究,通过技术创新有效控制宏观偏析、缩松等凝固缺陷,并实现微观组织的均匀化调控,从而获得成分与结构高度一致的理想组织,为突破现有强韧化极限奠定基础。

3)人工智能驱动的材料设计。深度融合人工智能、机器学习与材料大数据,构建“成分-工艺-组织-性能”一体化智能设计平台。通过高通量计算与数据挖掘,逆向设计最优成分与热处理窗口,实现新材料的高效、精准开发,大幅缩短研发周期。

4)3 000 MPa级超级钢的极限探索。面向未来极端服役条件,挑战3 000 MPa强度级别的极限目

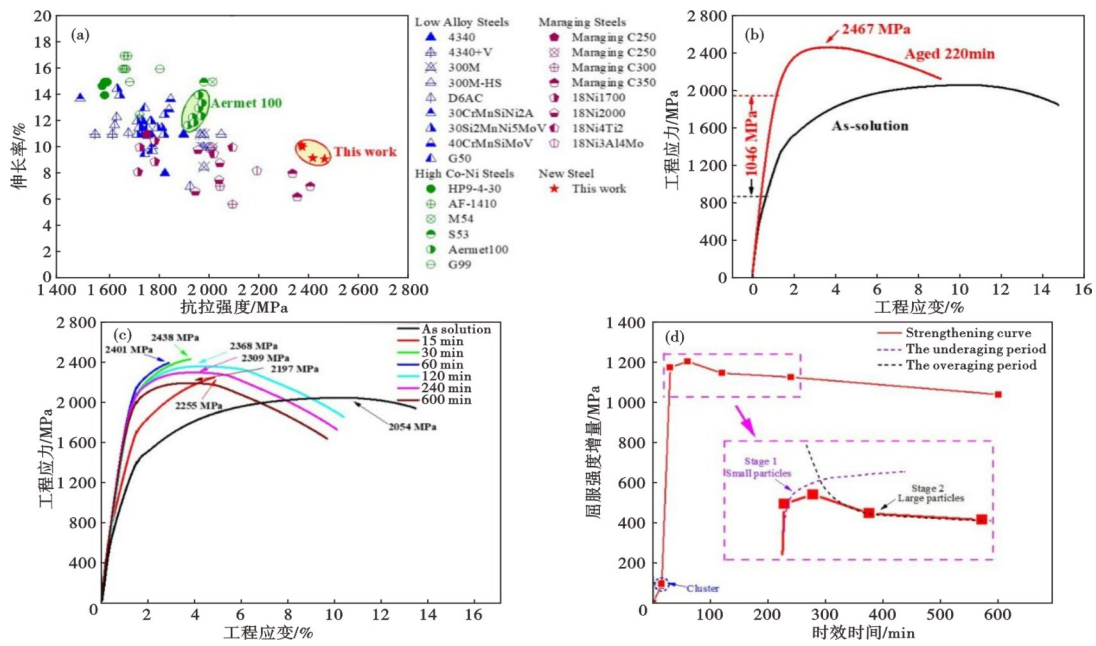


图 10 (a) 典型超高强度钢与 A800 钢的抗拉强度与伸长率比较; (b) A800 钢应力应变曲线; (c) 在不同时效时间条件下应力应变曲线; (d) 在不同时效条件下的屈服强度增量

Fig. 10 (a) Comparison of tensile strength and elongation between typical ultra-high-strength steel and A800 steel; (b) stress-strain curve of A800 steel; (c) stress-strain curves under different ageing durations; (d) incremental yield strength under varying ageing conditions.

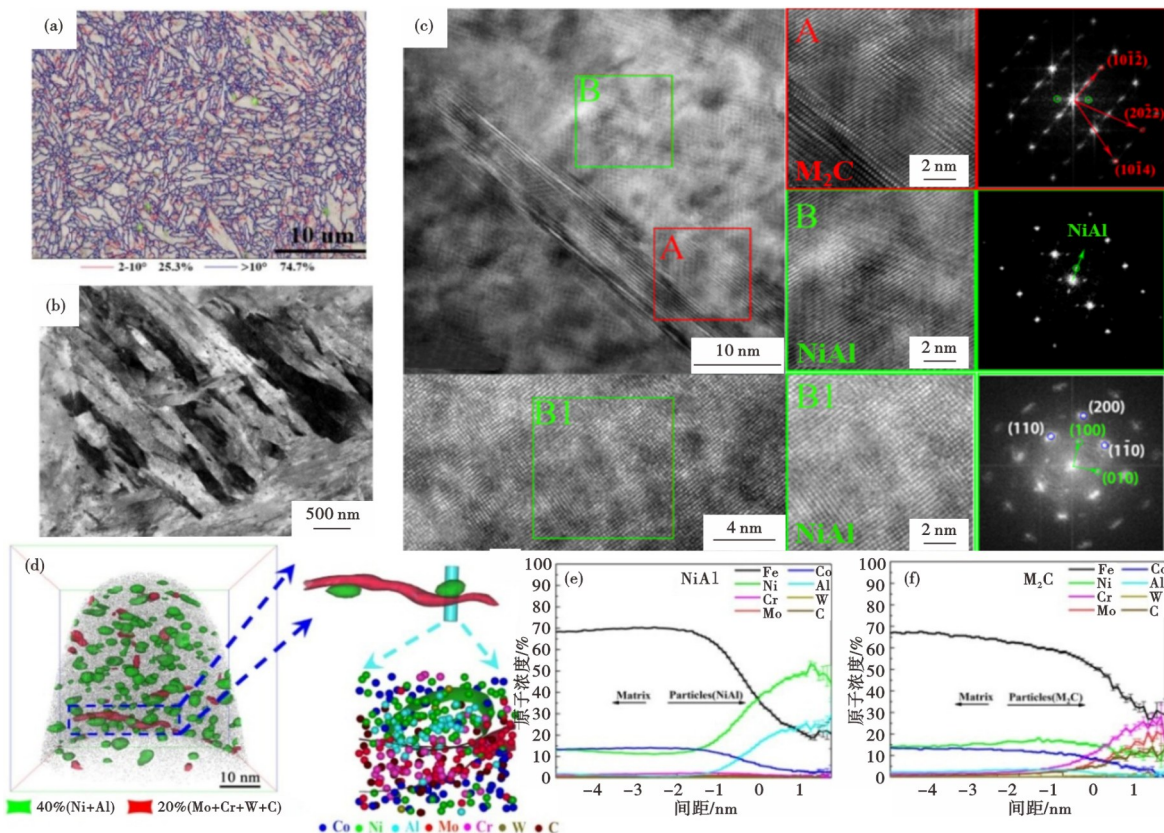


图 11 A800 钢微观结构表征 (a) 电子背散射衍射; (b) 透射电子显微镜; (c) 高分辨率透射电子显微镜; (d) 三维原子分布分析; (e, f) NiAl 和  $M_2C$  析出相的一维邻近度直方图

Fig. 11 Microstructure characterization of A800 (a) EBSD; (b) TEM; (c) HR-TEM; (d) 3DAP; (e, f) the 1D proximity histograms for NiAl and  $M_2C$  precipitates respectively

标。亟须发展超越传统理念的新型强韧化理论(如多级异构结构设计、纳米尺度相变调控等),通过多

尺度、多维度的协同优化,解决该强度级别下材料韧塑性急剧下降的瓶颈问题。

### 参考文献

- [1] Brenner S S. Tensile strength of whiskers[J]. *Journal of Applied Physics*, 1956, 27(12): 1484-1491.
- [2] He B B, Hu B, Yen H W, et al. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels [J]. *Science*, 2017, 357(6355): 1029-1032.
- [3] Li Y J, Yuan G, Li L L, et al. Ductile 2-GPa steels with hierarchical substructure[J]. *Science*, 2023, 379(6628): 168-173.
- [4] Gu C, Chen H Y, Zhao Y S, et al. Formation of hierarchically structured martensites in pure iron with ultrahigh strength and stiffness[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2024, 121(42): e2408119121.
- [5] Li Y J, Raabe D, Herbig M, et al. Segregation stabilizes nanocrystalline bulk steel with near theoretical strength [J]. *Physical Review Letters*, 2014, 113(10): 106104.
- [6] Hemphill R M, Wert D E, Novotny P M, et al. High strength, high fracture toughness alloy [P]. US5087415 A. 1992.
- [7] Wang Y X, Li A J, Wang T, et al. Effects of NiAl on precipitation behavior and mechanical properties of M2C strengthened secondary hardening steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 35: 3107-3117.
- [8] Wang Y X, Wang T, Hu C D, et al. Developing high strength/high toughness grades steels by dual-precipitates co-configuration during aging process [J]. *Materials Characterization*, 2024, 208: 113623.
- [9] Liu X Q, Wang C C, Zhang Y F, et al. Design of a 2.7 GPa ultra-high-strength high Co - Ni secondary hardening steel by two-step nano-size precipitation tailoring[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 4212-4221.
- [10] Dong X X, Shen Y F, Yin T W, et al. Strengthening a medium-carbon steel to 2800 MPa by tailoring nanosized precipitates and the phase ratio[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 759: 725-735.
- [11] 崔永恩. 3000 MPa级马氏体时效钢组织与性能研究[D]. 秦皇岛:燕山大学, 2024.
- [12] ASM Handbook Committee. Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys[J]. 1990.
- [13] Tervo H, Kaijalainen A, Pikkarainen T, et al. Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 697: 184-193.
- [14] 董瀚. 高超纯铁的制备与特性[M]. 北京:冶金工业出版社, 2025.
- [15] da Costa e Silva A L V. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(2): 2408-2422.
- [16] Guo J, Zhao A M, Yang M S. Crack initiation mechanism of M50 bearing steel under high cycle fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 174: 107587.
- [17] Strnadel B. Failure of steels caused by hydrogen induced micro-cracking[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1998, 61(3-4): 299-310.
- [18] Karr U, Schönbauer B M, Sandaiji Y, et al. Effects of non-metallic inclusions and mean stress on axial and torsion very high cycle fatigue of SWOSC-V spring steel [J]. *Metals*, 2022, 12(7): 1113.
- [19] Schönbauer B M, Ghosh S, Kömi J, et al. Influence of small defects and nonmetallic inclusions on the high and very high cycle fatigue strength of an ultrahigh-strength steel[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2021, 44(11): 2990-3007.
- [20] 韩顺, 厉勇, 赵肃武, 等. 商用飞机起落架用单真空300M钢疲劳性能控制现状及展望[J]. *特殊钢*, 2023, 44(5): 53-59.
- [21] 李云昆, 尉文超, 何肖飞, 等. 不同冶炼方法对扭杆弹簧钢超高周疲劳性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2020, 32(11): 1006-1013.
- [22] Briant C L, Banerji S K. Intergranular failure in steel: The role of grain-boundary composition [J]. *International Metals Reviews*, 1978, 23(1): 164-199.
- [23] Bee C J. The influence of compositional segregation on the deformation and bendability of S960 ultra high strength steel[D]. University of Warwick, 2023.
- [24] Guo W B, An T B, Zheng S X, et al. Influence mechanism of PWHT on strength and toughness of deposited metal with 1500 MPa grade ultra-high strength steel welding wire [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 925: 147846.
- [25] Zhang D Z, Xu T F, Xu J K, et al. Effect of microstructural homogeneity on ultra-low temperature impact fracture mechanism of high-strength 9%Ni steel [J]. *Materials & Design*, 2025, 256: 114318.
- [26] Ritchie R O. Influence of impurity segregation on temper embrittlement and on slow fatigue crack growth and threshold behavior in 300-M high strength steel [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1977, 8(7): 1131-1140.
- [27] Liu J, Li J, Cheng X, et al. Effect of dilution and macrosegregation on corrosion resistance of laser clad AerMet100 steel coating on 300M steel substrate [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 325: 352-359.
- [28] Tong K K, Sun H R, Duan L X, et al. Influence of TiN inclusions and segregation bands on the mechanical properties and ballistic performance during ballistic impact tests in low-alloy high-strength steel[J]. *Frontiers in Materials*, 2025, 12: 1545242.
- [29] Ahmed M, Salam I, Hashmi F H, et al. Influence of banded

- structure on the mechanical properties of a high-strength maraging steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1997, 6(2): 165-171.
- [30] 徐玉松, 李国一, 张伟, 等. 马氏体时效钢带状组织产生的原因及消除方法[J]. *材料开发与应用*, 2009, 24(6): 62-66.
- [31] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, et al. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(2): 658-670.
- [32] Godet S, Jacques P J. Beneficial influence of an intercritically rolled recovered ferritic matrix on the mechanical properties of TRIP-assisted multiphase steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 645: 20-27.
- [33] Kwok T W J, Dye D. A review of the processing, microstructure and property relationships in medium Mn steels [J]. *International Materials Reviews*, 2023, 68(8): 1098-1134.
- [34] Hu C, Huang C P, Liu Y X, et al. The dual role of TRIP effect on ductility and toughness of a medium Mn steel [J]. *Acta Materialia*, 2023, 245: 118629.
- [35] Zou Y M, Ding H, Zhang Y, et al. Microstructural evolution and strain hardening behavior of a novel two-stage warm rolled ultrahigh strength medium Mn steel with heterogeneous structures [J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 151: 103212.
- [36] Bouaziz O, Allain S, Scott C P, et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2011, 15(4): 141-168.
- [37] Jabłońska M B. Effect of the conversion of the plastic deformation work to heat on the behaviour of TWIP steels: A review [J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2023, 23(2): 135.
- [38] Ritchie R O. The conflicts between strength and toughness [J]. *Nature Materials*, 2011, 10(11): 817-822.
- [39] Gong P, Kwok T J, Wang Y Q, et al. A multi-scale microstructure to address the strength-ductility trade off in high strength steel for fusion reactors [J]. *Nature Communications*, 2025, 16(1): 2746.
- [40] Li J H, Tian J L, Zhan D P, et al. Designing a new ultra-high strength steel with multicomponent precipitates under material genetic design [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 33: 4449-4461.
- [41] Kwok T W J, Rahman K M, Xu X, et al. Design of a high strength, high ductility 12 wt% Mn medium manganese steel with hierarchical deformation behaviour [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 782: 139258.
- [42] Zhou Y H, Xiao W C, Wang D W, et al. Highly printable, strong, and ductile ordered intermetallic alloy [J]. *Nature Communications*, 2025, 16(1): 1036.
- [43] An F C, Li J B, Xu S J, et al. Hierarchical microstructure design to tune the mechanical and corrosion behaviors of a marine structural steel [J]. *Construction and Building Materials*, 2024, 456: 139216.
- [44] Zinkle S J, Boutard J L, Hoelzer D T, et al. Development of next generation tempered and ODS reduced activation ferritic/martensitic steels for fusion energy applications [J]. *Nuclear Fusion*, 2017, 57(9): 092005.
- [45] 董瀚, 廉心桐, 胡春东, 等. 钢的高性能化理论与技术进展 [J]. *金属学报*, 2020, 56(4): 558-582.
- [46] Liu L, Yu Q, Wang Z, et al. Making ultrastrong steel tough by grain-boundary delamination [J]. *Science*, 2020, 368(6497): 1347-1352.
- [47] Li Y J, Yuan G, Li L L, et al. Ductile 2-GPa steels with hierarchical substructure [J]. *Science*, 2023, 379(6628): 168-173.
- [48] Ding R, Yao Y J, Sun B H, et al. Chemical boundary engineering: A new route toward lean, ultrastrong yet ductile steels [J]. *Science Advances*, 2020, 6(13): eaay1430.
- [49] Wang T, Wang Y X, Hu C D, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of 1800 MPa grade low alloy ultrahigh strength steel during quenching and tempering process [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2025, 32(6): 1691-1700.
- [50] Wang T, Sheng J J, Deng Y H, et al. Regulation of nanosized retained-austenite morphology making low alloy ultrahigh strength steel tough [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 35: 3563-3572.
- [51] Wu Z P, Yang C, Chen G Y, et al. The variation patterns of the martensitic hierarchical microstructure and mechanical properties of 35Si<sub>2</sub>MnCr<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>MoV steel at different austenitizing temperatures [J]. *Materials*, 2024, 17(5): 1099.
- [52] Duan X H, Cao X, Wang Y X, et al. Making low alloy ultrahigh strength steel tough by high-density NiAl clusters [J]. *Materials Characterization*, 2025, 229: 115480.
- [53] 许昌淦, 曾忠屏. 航空用超高强度钢的动态断裂韧性 [J]. *金属学报*, 1990, 26(6): 63-67.
- [54] Wang Y X, Li A J, Wang T, et al. Effects of NiAl on precipitation behavior and mechanical properties of M2C strengthened secondary hardening steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 35: 3107-3117.
- [55] Li A J, Liu J X, Wang Y X, et al. Synergistic effects of co on nanoscale dual-precipitation in 2.3 GPa-grade steel [J]. *Materials*, 2025, 18(13): 2979.
- [56] Wang Y X, Guo X F, Hu C D, et al. Industrially produced 2.4 GPa ultra-strong steel *via* nanoscale dual-precipitates configuration [J]. *Materials Characterization*, 2024, 208: 113646.
- [57] Li A J, Wang Y X, Duan X H, et al. The evolution and toughening mechanism of austenite in high Co - Ni ultrahigh strength steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 33: 3384-3394.
- [58] Li A J, Wang Y X, Jin X Y, et al. Synergistic evolution of dual-precipitation and reverted austenite on mechanical properties in 2.4 GPa ultrahigh strength steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 34: 1449-1459.