

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5255

马氏体/贝氏体多级微结构三维表征研究进展

方宇¹, 刘飞龙¹, 申熙美¹, 王磊², 宋韶杰¹, 刘峰¹

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072; 2. 中国石油集团工程材料研究院有限公司油气钻采输送装备全国重点实验室, 陕西西安 710077)

摘要: 板条马氏体/贝氏体被视为高强钢中实现强韧性协同调控的关键组织形态, 其复杂的多级微结构在性能优化过程中扮演着十分重要的角色。近年来, 三维表征技术的快速发展, 为深入理解其内部组织演化提供了前所未有的机遇。本文首先回顾了马氏体/贝氏体研究的历史与背景, 并阐明三维表征技术在揭示其晶体学取向特征和多级微结构中的重要意义; 系统总结了主流三维表征技术的原理, 并比较了其在空间分辨率、数据获取效率以及适用尺度等方面的优势与局限性。在此基础上, 围绕 4 个方面重点综述了马氏体/贝氏体板条的三维表征: ①多级微结构在三维空间中的几何形貌; ②多级微结构边界网络在三维空间中的分布特征; ③贝氏体板条的形核与生长碰撞行为; ④马氏体多级微结构对钢抗裂性能的影响。最后, 结合当前研究中的不足与挑战, 对未来的研究方向进行了展望与思考。

关键词: 三维表征; 马氏体; 贝氏体; 多级微结构; 多级微结构边界

中图分类号: TG142.1+1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)07-0719-21

Recent Advances in the Three-dimensional Characterization of Martensite/Bainite Hierarchical Microstructures

FANG Yu¹, LIU Feilong¹, SHEN Ximei¹, WANG Lei², SONG Shaojie¹, LIU Feng¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. State Key Laboratory of Oil and Gas Equipment, CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an 710077, China)

Abstract: Lath martensite/bainite are key microstructural features that enable the synergistic optimization of strength and toughness in high-strength steels. Their complex hierarchical microstructures play a crucial role in tailoring the mechanical performance. In recent years, the rapid development of three-dimensional (3D) characterization techniques has provided unprecedented opportunities for an in-depth understanding of their internal structural evolution. This review first traces the history of martensite/bainite research and highlights the importance of 3D characterization in revealing their crystallographic orientation features and hierarchical microstructures. Systematically summarizes the principles of mainstream 3D characterization techniques and compares their advantages and limitations in terms of spatial resolution, data acquisition efficiency, and applicable length scales. Accordingly, this review focuses on four key aspects of three-dimensional characterization of martensite/bainite laths: (1) the geometric morphology of hierarchical microstructures in three dimensions; (2) the distribution characteristics of hierarchical microstructure boundary networks in three-dimensional space; (3) the nucleation, growth, and impingement behavior of bainitic laths; (4) the influence of hierarchical martensitic structures on fracture resistance. Finally, after discussing the current limitations and challenges, the review outlines promising future research directions.

Key words: three-dimensional characterization; martensite; bainite; hierarchical microstructure; hierarchical microstructure boundary

收稿日期: 2025-11-19

基金项目: 国家自然科学基金(52474424, 52431002)

作者简介: 方宇, 2002 年生, 硕士生. 研究方向为马氏体/贝氏体微结构三维表征. Email: fangy@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 宋韶杰, 1984 年生, 博士, 副教授. 研究方向为金属相变/形变热-动力学理论、高强韧钢组织-性能调控等.

Email: sjsong@nwpu.edu.cn

引用格式: 方宇, 刘飞龙, 申熙美, 王磊, 宋韶杰, 刘峰. 马氏体/贝氏体多级微结构三维表征研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(7): 719-739.

FANG Y, LIU F L, SHEN X M, WANG L, SONG S J, LIU F. Recent advances in the three-dimensional characterization of martensite/bainite hierarchical microstructures[J]. Foundry Technology, 2026, 47(7): 719-739.

先进高强钢(advanced high strength steels, AHSS)凭借优异的强度和塑/韧性匹配在现代工业尤其汽车工业中备受关注^[1-5]。该类材料通过精准调控相变过程,构造软/硬协同的多相结构,实现力学性能的优化平衡。典型的微观组织包括贝氏体、马氏体和残余奥氏体等。这些非平衡相变组织通常具备高密度位错和复杂的多级微结构,可有效阻碍位错运动、抑制裂纹扩展,并通过变体间的协同作用实现应变协调,是实现高强钢强韧化调控的关键。因此,探究马氏体/贝氏体相变行为特征及多级微结构的形成,对高强钢的工艺优化和性能提升具有重要的指导作用。

马氏体通常呈现板条状或针状形貌,在特定情况下也会形成块状或孪晶状结构,而贝氏体多表现为羽毛状、针状或板条状。由于切变性质,马氏体/贝氏体(体心立方 α 相)在形成过程中始终与原奥氏体(面心立方 γ 相)保持特定的位向关系。以低碳钢中典型的板条马氏体/贝氏体为例,其晶体学取向关系通常接近于 Kurdjumov-Sachs (K-S)关系: $\{111\}_{\gamma} // \{011\}_{\alpha}, <101>_{\gamma} // <111>_{\alpha}$ 。考虑到立方晶体的对称性,单个 γ 晶粒可以演变成24个 α 变体。由于 γ 晶粒包含4个密排(close-packed, CP) $\{111\}$ 面,24个 α 变体被分为4个CP组^[6]。此外,依据Bain变形中压缩轴的不同,这24个变体又可分为3个Bain组。然而,在实际的马氏体/贝氏体相变中,受形状应变的影响,其最终形成的晶体取向关系往往偏离理想的K-S取向关系^[7]。除了具有特定的晶体学取向特征之外,这两种相变组织还表现出明显的多级微结构特征,包括packet、block、lath三个结构层级,如图1所示^[8]。单个 γ 晶粒可转变成多个packet结构,一个packet内的变体共享相同的惯习面,并组合成变体对以构成block,block又可进一步细分为低取向差的sub-block。这种多级微结构对于相变过程中的力学行为和最终性能起着至关重要的调控作用^[9-10]。

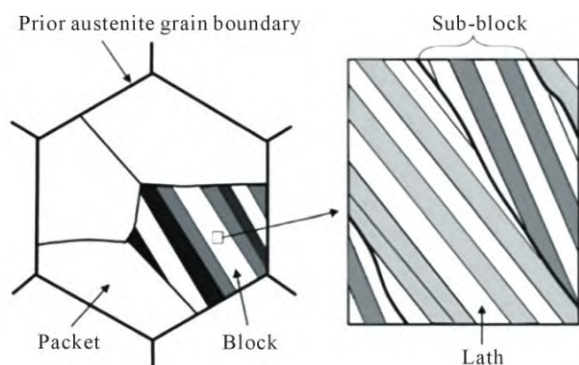


图1 马氏体/贝氏体多级微结构示意图^[8]

Fig.1 Schematic illustration of the hierarchical microstructure of martensite/bainite^[8]

上述对于马氏体/贝氏体的晶体学取向特征和多级微结构的认识,主要依赖于二维表征手段,但由于其成像的局限性,人们对板条马氏体/贝氏体在三维空间中的真实形貌与晶体学特征,例如板条的厚度、长度、分支结构、交叠关系以及相邻变体之间的空间排列方式等,仍缺乏系统深入的认识。这些微观结构特征难以通过单一截面上的二维图像准确获取。例如,二维图像可能将三维空间中连通的板条误判为孤立的片状结构。此外,马氏体/贝氏体的形核及生长过程与其三维特征紧密相关,仅依赖二维观察可能导致对相变动力学、形核机制和生长行为等关键过程产生片面认识。Liu等^[11]利用二维EBSD技术系统研究了原奥氏体晶粒尺寸对低碳钢贝氏体转变行为及变体选择的影响,揭示了不同晶粒尺寸下贝氏体形核动力学、变体选择及其应变协同机制的显著差异,为理解奥氏体晶粒尺寸调控下的贝氏体晶体学行为提供了重要启示。然而,该研究基于二维截面分析,忽视了转变应变在三维空间中的强各向异性和非均匀协调效应。因此,亟需借助三维表征技术以实现对接体邻接空间分布和界面网络的完整可视化,从而获得更全面、准确的微结构信息^[12]。

近年来,随着高分辨率显微技术、计算能力以及数据处理能力的提升,三维表征技术日趋成熟。相比传统的二维表征手段,三维技术突破了维度信息的限制,能够提供更加全面和直观的信息,更真实地反映金属内部组织的真实三维形貌,从而揭示组织结构与材料性能之间的定量关系。在马氏体/贝氏体相变研究中,三维表征技术在复杂微结构的形态演化和晶体学特征方面展现出显著优势与广阔的应用前景。例如,Rowenhorst等^[13]采用EBSD结合连续切片的方法研究了商业高强度低合金钢中粗马氏体晶体的三维形态。Motomura等^[14]采用FIB-SEM技术探究Cu-17Al-11Mn合金中贝氏体相的三维形貌,发现随着时效时间或时效温度的增加,贝氏体相在形成初期成板状,然后转变为透镜状。Morito等^[15]使用三维光学显微成像技术(3D OM)观察了Fe-18Ni马氏体时效钢中packet和block结构的生长,发现packet的形核通常起始于原奥氏体晶界处,沿晶界方向形成四个packet结构,第五个packet则从三重交界处向内生长。这些packet的初始阶段以单block形式生长。随着相关研究的不断推进,三维表征技术已成为揭示马氏体/贝氏体多级微结构不可或缺的关键手段。

本综述回顾了当前马氏体/贝氏体三维表征的研究进展,总结现有技术的突破与局限,旨在深化对

马氏体/贝氏体多级微结构与相变行为的理解,为后续组织调控、性能优化及未来研究方向提供理论依据与参考。

1 三维组织表征技术

材料的三维显微组织表征通常可划分为两个步骤:前期的数据采集与后续的数据分析。微结构的数据采集可以通过两种技术路径实现:一种是破坏性连续切片+显微成像法,另一种是非破坏性高能射线穿透+衍射成像法。后续的数据分析涉及计算机三维重构及可视化、三维组织特征定量化等,从而获取晶粒形貌、晶体取向、晶界网络等微观结构在三维空间中的分布特征^[16-17]。

1.1 破坏性连续切片法

机械抛光是连续切片经典方法之一。首先利用不同粒度的砂纸对样品表面进行逐级研磨与抛光处理。随后,在选定的感兴趣区域利用显微硬度计在样品表面施加压痕。该压痕不仅可作为图像采集的空间定位标记,还可用于计算相邻图像之间的距离,原理如图2所示^[18]。接着,利用OM或EBSD等成像技术对选定的感兴趣区域进行数据采集,并测量压痕对角线的长度。之后重复以上步骤,逐层采集显微组织数据。依据相邻两层压痕的对角线长度变化,可通过式(1)计算两切片之间的垂直间距。最后所得数据经后处理后可导入专用的三维重构软件,以实现样品的三维结构重建与分析。

$$H_1 - H_2 = 0.143 \times (D_1 - D_2) \quad (1)$$

式中, H_1 和 H_2 分别表示抛光前后菱形压痕的深度; D_1 和 D_2 分别为抛光前后菱形压痕的对角线长度。

传统的手动连续抛光需要投入大量的人力和时间,同时在垂直方向上的切片精度难以控制。自动化切片系统则有效解决了这一问题,可在各个步骤间实现高度可重复性,尤其是在表面制备和样品转移过程中,通过全自动的机械操作(包括将样品准

确定位于载物台以进行显微数据采集),可显著降低切片图像之间的偏差。在这一领域,美国空军研究实验室开发的原型 Robo-Met.3D^[19]和 LEROY 系统被视为早期的开拓者。此外,美国海军研究实验室也构建了机器人连续切片系统(RS^{3D})^[20],以及 Adachi 等提出的 Genus_3DTM 系统。近来,有研究人员^[20]通过该类系统对增材制造 316L 不锈钢的复杂微结构进行了分析,展现了其在三维结构重建中的强大潜力与实际应用价值。

除了机械抛光外,常用的连续切片方法还有 FIB-SEM。FIB-SEM 最初是使用 Ga^+ 作为离子源在半导体行业中实现商业化的铣削和图案化应用,到如今已广泛应用于材料研究领域,涵盖连续切片、TEM 薄片制备和样品提取、微加工、故障分析等^[21]。FIB-SEM 双束系统以 Ga^+ 作为离子源,在一定的加速电压条件下轰击样品表面,从而实现对材料的高精度切削,这一特点使其可以作为 3D 连续切片制备的强有力工具。此外,FIB-SEM 还可以结合 EBSD、EDS、SIMS、BSE 等技术形成三维表征分析技术,为材料的微纳结构研究提供深层次的支持。图3展示了 FIB 切割-成像的基本原理^[21]。

FIB-SEM 与机械抛光连续切片的技术相比,优点在于控制精度高,可控制切片厚度达到纳米级,分辨率高。缺点在于能够采集的 3D 尺寸受到 FIB 限制,在几十个微米范围内,速度慢,实验周期长,且成本高。近几年发展出了新的技术 PFIB-SEM,是 FIB-SEM 的改良版本,采用 Xe^+ 离子源代替传统的 Ga^+ 离子源。对比 FIB-SEM,其优点在于切削速度快,离子束损伤小,铣削表面质量高,能够采集的 3D 尺寸较大。其缺点在于分辨率相对较低,成本更高,且其作为新兴技术,设备和技术积累不如 FIB-SEM 充分^[22]。

1.2 非破坏性衍射成像法

非破坏性衍射成像法在数据采集过程中不会破坏试样,主要依靠高能射线获取材料内部信息。以

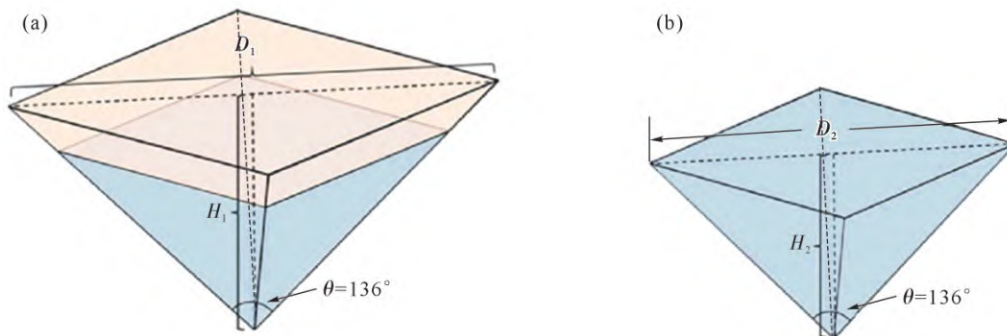
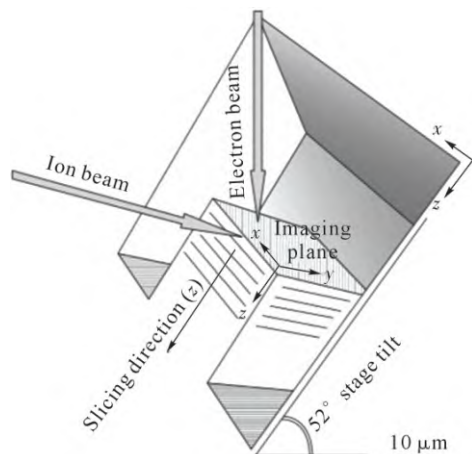


图2 相邻切片垂直间距的计算示意图:(a)抛光前;(b)抛光后^[18]

Fig.2 Schematic for the vertical inter-slice spacing calculation: (a) before polishing; (b) after polishing^[18]

图3 FIB 切割-成像示意图^[21]Fig.3 Schematic of the FIB milling-imaging process^[21]

实验室 X 射线衍射衬度断层成像(laboratory X-ray diffraction contrast tomography, LabDCT)^[23-24]为例,其工作原理如图 4a 所示,通过孔径限束后的发散多色点光源照射样品感兴趣区域,基于劳厄聚焦几何原理,样品中的晶粒会作为柱面透镜使 X 射线发生衍射,在样品-探测器距离与光源-样品距离相等的条件下,衍射束将聚焦于劳厄焦平面,并在高分辨率探测器上呈现为线状斑点。样品后方设置有光束阻挡器,用于衰减 X 射线,从而显著提升探测器对衍射信号的灵敏度。记录的衍射信号中包含与衍射晶粒相关的三维形貌信息,据此可实现晶粒三维形态的精确重建。还有另一种基于同步辐射光源的扫描三维 X 射线衍射技术(scanning 3D X-ray diffraction, S3DXRD)^[25],其工作原理如图 4b 所示,利用同步辐射产生的微米级细束 X 射线作为探针,对样品进行三维逐点扫描,通过探测并分析每个扫描点产生的衍射环,即可实现对材料内部三维微观结构和应力场的重构。

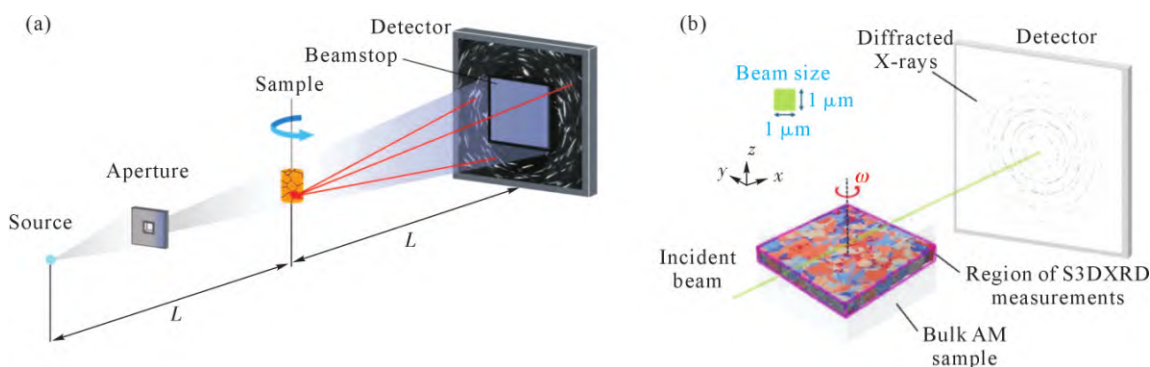
除了前述常见的基于 X 射线衍射的三维成像手段外,近年来还有研究者利用 TEM/STEM 在样品倾转(通常在 $-70^{\circ} \sim +70^{\circ}$ 的角度范围)过程中获取

不同角度的二维投影图像,随后通过傅里叶变换对每张投影图进行处理,并将其按照相应的投影方向填充到三维傅里叶空间对应的切面位置。最后,通过进一步的反傅里叶变换,即可重构出样品的三维结构。这类方法的典型代表便是电子断层扫描(electron tomography, ET)^[26]。相较于依赖连续切片的破坏性三维表征技术,非破坏性衍射成像法的优势在于能够在保持样品完整性的同时实现对较大体积区域的三维结构解析。然而,它们仍存在空间分辨率受限以及实验设备与运行成本较高等不足。

1.3 三维数据处理与分析

获取到三维显微组织数据只是三维显微表征工作的起点,真正关键且面临巨大挑战的环节在于后续三维数据的处理与分析。现如今已经有多款三维显微组织数据分析软件在文献中被使用和报道,例如 FEI(field electron and ion)公司针对自家 3D-TEM 技术开发的专属的数据处理软件;开源图像处理软件 ImageJ^[27]中集成了可用于 3D-OM 分析的三维图像处理模块;用于 3D-EBSD 重建以及可视化的强大工具 DREAM3D-NX(开源软件)。值得一提的是,DREAM3D-NX^[28]由于其强大的功能和高度灵活的工作流程,已成为当前最受欢迎的三维微观结构重建与分析工具之一。该软件通过执行一系列过滤器(filter)模块,对原始数据逐步处理与转换,最终获得用户所需的三维结构和统计结果。这个处理流程被称为管道(pipeline),用户可以根据研究目标定制所需的过滤器顺序与参数设置,运行管道后即可输出数据用于可视化展示,或通过 HDFView、Matlab^[29]等平台进行后续统计分析。

然而,对于马氏体/贝氏体多级微结构三维表征研究而言,后续数据处理面临的核心难题之一是实现马氏体与贝氏体的高精度自动分割。尽管目前的算法多基于二维表征开发,但其方法框架为三维数据的精确分割提供了重要参考。例如,Lavrskyi 等^[30]

图4 实验装置示意图:(a) LabDCT;(b) s3DXRD^[24-25]Fig.4 Schematic illustration of the experimental setup: (a) LabDCT; (b) s3DXRD^[24-25]

针对低碳钢二维 EBSD 表征中的相分离难题,提出了一种弱监督深度学习框架。该方法以 Band Contrast 与 Kernel Average Misorientation 等物理特征作为输入,利用准单相样本进行训练,显著降低对人工标注数据依赖的同时,实现了对马氏体及上、下贝氏体超过 90% 的识别准确率。该研究为三维尺度下的自动相分割提供了可行的技术路径与算法思路。目前这些软件与算法在三维数据分析的深度与功能拓展方面仍存在诸多局限,尚处于持续开发与功能完善的阶段。

2 马氏体/贝氏体微结构三维表征研究

三维表征技术的进展为深入理解马氏体/贝氏体相变中的多级微结构提供了坚实的技术基础。然而,如何从三维角度系统解析多级微结构的形貌特征、界面关系及其演化规律,仍是当前研究的重点与难点。在技术路径选择上,尽管以 3DXRD、Lab-DCT 为代表的非破坏性衍射成像技术在表征多晶材料晶粒形貌、内部取向场以及应力-应变演化方面已取得了显著进展,但针对板条马氏体/贝氏体这类复杂组织,该领域仍面临严峻挑战:一方面,受限于空间分辨率以及高昂的实验成本;另一方面,板条马氏体/贝氏体具有较高的位错密度以及多级微结构特征,其导致的衍射信号宽化与重叠问题对衍射信号的可靠分离与索引提出了更高要求^[31-33]。受上述物理局限与实验成本制约,目前针对板条马氏体/贝氏体多级微结构的三维表征,仍主要依托于基于连续切片的 3D-EBSD 技术。基于此,本章将以 3D-EBSD 技术为核心,重点讨论马氏体/贝氏体板

条在空间尺度上的形态特征、界面网络、形核-生长碰撞行为以及力学性能关联,旨在加深对马氏体/贝氏体多级微结构形成机制及相变行为的理解,为后续的微观组织调控与性能优化提供理论支撑。

2.1 多级微结构在三维空间中的形态特征

马氏体/贝氏体的复杂多级微结构特征是材料强韧性协同调控的关键。碳含量作为影响板条与变体选择的关键因素之一,对其三维组织形态演化起决定作用。因此,本节综述了典型碳钢体系中马氏体多级微结构在三维空间中的形态特征及其随碳含量变化的演化规律。通过对不同碳含量钢中 packet、block 及 sub-block 三维形貌的系统比较,总结了碳含量对马氏体形态复杂性及变体选择的影响机制,揭示了马氏体多级微结构形成与演化的本质特征。

已有相关研究表明碳含量的提升会显著增强板条马氏体组织的形态复杂性。在超低碳钢中^[8,34-36],单个原始奥氏体晶粒 (prior austenite grain, PAG) 内可观察到马氏体粗大 packets 与细小 packets 并存的结构特征,其中粗大 packets 一般占据 PAG 体积的 70%~90%。这些粗大 packets 呈现出片状形态,具有相对平整的边界,并由三种类型的 blocks 组成。图 5a 展示了基于 CP 组着色的三维体素重构模型,可以明显看出,虽然大多数细小 packets 嵌套于粗大 packets 内部,但与其周围的粗大 packets 属于不同的 CP 组,并且其内部通常仅包含单一变体。图 5b~d 展示了一个粗大 packet 中三类 blocks 结构的三维重构图,可以看出单个 block 以两个体积较大的 sub-blocks 为主,这两个 sub-blocks 呈现多孔形态并互相缠结。该结构表明 block 的形成过程本质上源

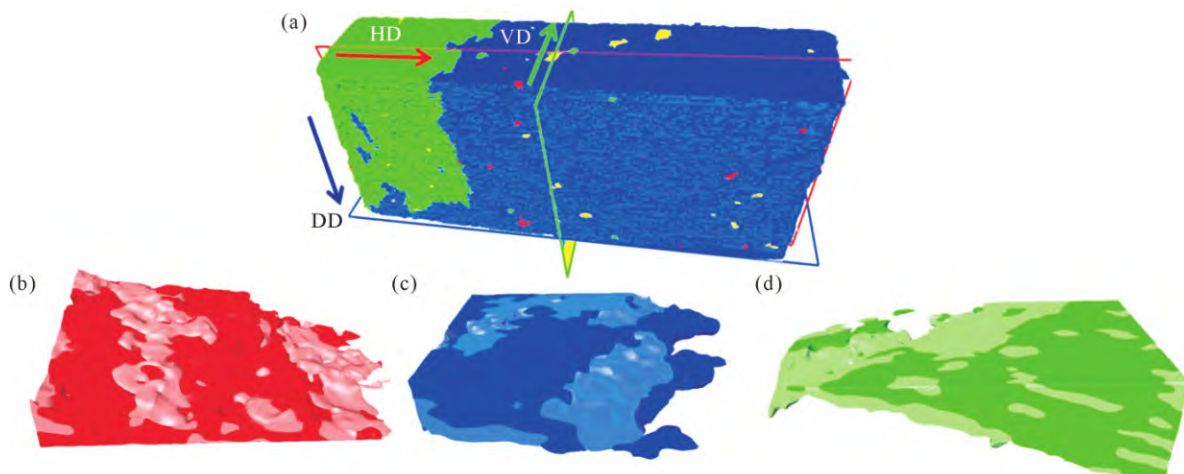


图 5 超低碳钢中 packets 和 blocks 的三维重构图:(a) 基于 CP 组着色的 packets;(b) B1 block;(c) B2 block;(d) B3 block。B1、B2 和 B3 分别由 V1 (红色)-V4 (粉红色)、V2 (天蓝色)-V5 (蓝色)和 V3 (绿色)-V6 (浅绿色)对构成^[34]

Fig.5 3D reconstruction of packets and blocks in ultra-low carbon steel: (a) packets colored by CP group; (b) B1 block; (c) B2 block; (d) B3 block. B1, B2, and B3 are composed of variant pairs V1 (red)-V4 (pink), V2 (sky blue)-V5 (blue), and V3 (green)-V6 (light green), respectively^[34]

于 sub-blocks 的耦合竞争机制: V1 与 V4 变体通过自催化形核交替生长, 其中 V1 引发的局部奥氏体硬化会诱导 V4 的形核, 而 V4 的生长又为新一轮 V1 提供界面能垒更低的形核位点。该过程形成正反馈机制, 促使 V1 和 V4 在体积扩展和空间分布中形成竞争与缠结。最终, 随着奥氏体硬化程度趋于饱和, 竞争过程也趋于终止, 形成以两大 sub-blocks 为主导的 block 结构(两者体积占比超过 90%)。

在低碳钢中^[36], 单个 PAG 内同样可观察到马氏体粗大 packets 与细小 packets 并存的结构特征, 且两者属于不同的 CP 组。图 6a~c 展示了基于 CP 组着色的细小 packets 三维视图, 可以看到在低碳钢中存在大量细小的 packets, 其主要呈针状和粒状, 在图中分别用浅灰色箭头和深灰色箭头标识。而超低碳钢中板条马氏体的大多数细小 packets 表现为粒状形态。这表明, 碳含量的提升促使了这种针状 packet 结构的形成。从晶体学角度分析, 超低碳钢中大多数细小 packets 由单一变体组成^[34], 而低碳钢中的部分细小 packets 则包含多个变体。这表明, 碳含量的提升会使板条马氏体的变体选择减弱。进一步分析粗大 packets 内部结构发现, 其中包含主要 blocks 与次要 blocks 结构。图 6d 和 e 展示了两种 blocks 的三

维视图, 可以看出主要 blocks 多呈现片状结构, 其内部的 sub-blocks 结构复杂且相互缠结, 而次要 blocks 则呈现针状或粒状, 分布于主要 blocks 的内部或边界上, 其虽具有 sub-blocks 结构, 但相互之间并不缠结。此外, 一些次要 blocks 仅包含单一变体。

在高碳钢中, 相关研究^[35]发现马氏体组织表现出粗大 packets 和细小 packets 共存的结构特征。与超低碳和低碳钢不同的是, 高碳钢中马氏体组织由 4 个粗大 packets 为主导, 其余为细小 packets, 并且细小 packets 的数量明显要比超低碳和低碳钢中多。图 7a~f 展示了高碳钢中 PAG 内马氏体 packets 的三维形貌图, 从图中可以看出随着碳含量的增加, 粗大 packets 结构的形貌从原本的片状逐渐转变为海绵状的复杂形态, 其结构变得更细、更复杂。同时, 粗大 packets 内部的结构复杂度也随之提高, 从原本仅包含 3 种类型的 blocks, 发展为包含六种类型的 blocks。这些 blocks 结构中既有呈现片状的, 也存在类似海绵的形貌。

表 1 统计了超低碳与高碳钢中各类结构单元的体积分数, 发现在高碳钢中粗大 packets 所包含的 6 种 K-S 变体体积分数更均匀。这表明碳含量的增加会减弱变体选择, 有助于均匀地形成多变体, 从而在

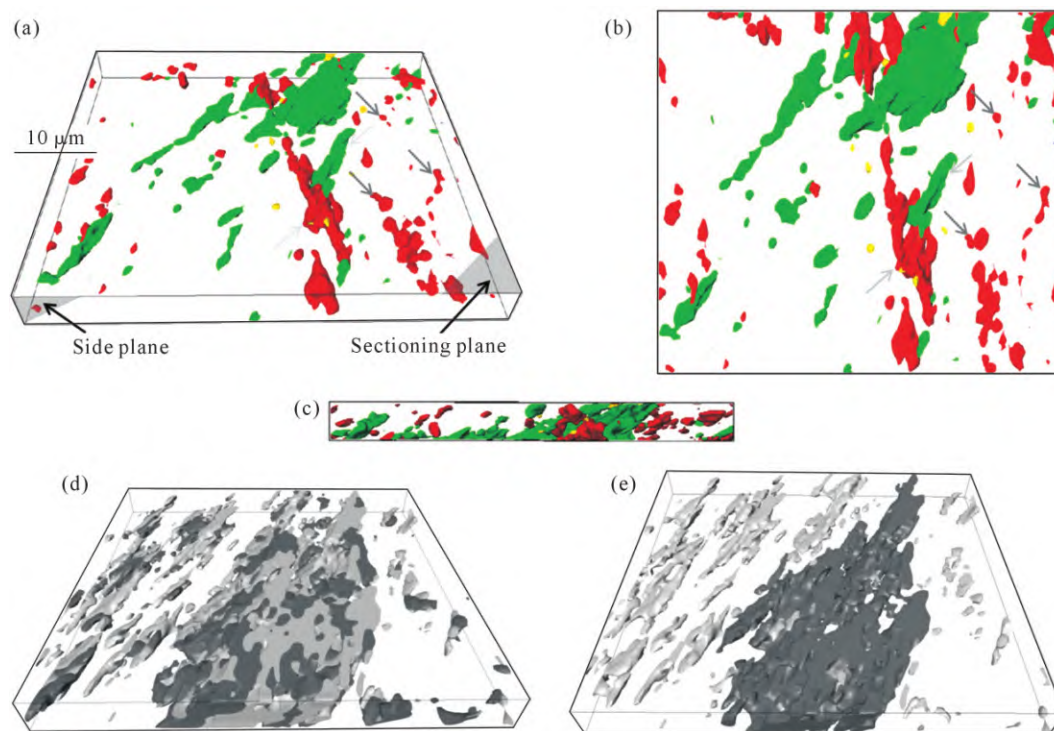


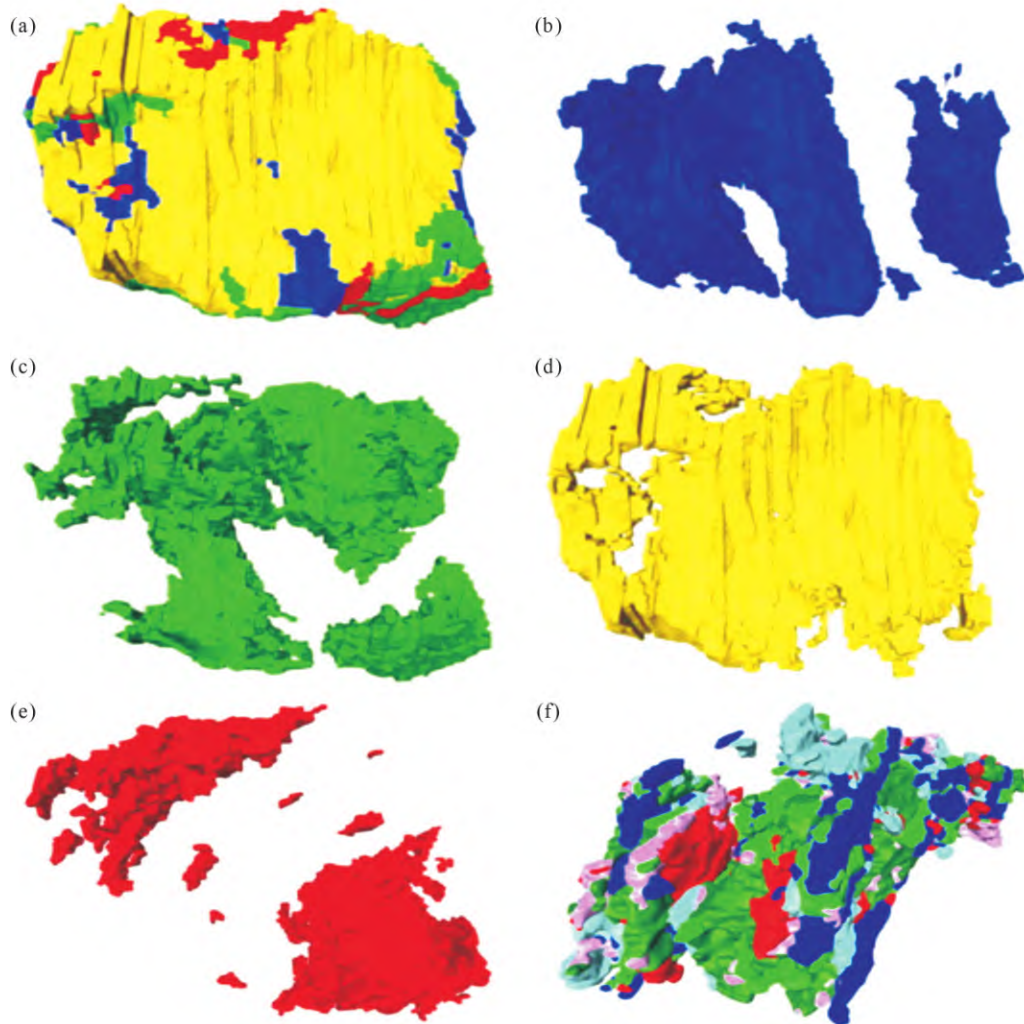
图 6 低碳钢中细小 packets 和 blocks 的三维重构图:(a~c) 基于 CP 组着色的细小 packets, 分别为三维视图、俯视图和侧视图, 其中绿色、黄色和红色的物体分别代表 CP2、CP3 以及 CP4; (d, e) blocks, 其中深灰色物体表示主要 blocks, 浅灰色物体表示次要 blocks^[36]

Fig.6 3D reconstruction of fine packets and blocks in low-carbon steel: (a~c) fine packets colored according to CP groups, shown in 3D, top, and side views, respectively, where green, yellow, and red features represent CP2, CP3, and CP4; (d, e) blocks, where dark gray features represent primary blocks and light gray features represent secondary blocks^[36]

表1 超低碳钢和高碳钢PAG中的CP组、CP组中的blocks和blocks中sub-blocks的体积分数^[35]Tab.1 Volume fractions of CP groups within the PAG, blocks within CP groups, and sub-blocks within blocks in ultra-low carbon and high-carbon steels^[35]

Spec.	In a prior austenite grain				In a CP group						In a block	
	CP1:	CP2:	CP3:	CP4:	V1:	V4:	V5:	V2:	V3:	V6:	V1:	V4:
ULC	1:	42:	33:	24	(V1+V4=)62:		(V5+V2=)23:		(V3+V6=)15		70:	30
HC	32:	33:	21:	14	19:	13:	18:	21:	16:	13	-	

Note: Variant numbers V13-V18 were transformed to V1-V6

图7 高碳钢中PAG内马氏体 packets 的三维形貌:(a) 所有 packets;(b) CP1;(c) CP2;(d) CP3;(e) CP4;(f) 基于 V1-V6 变体着色的粗 CP1^[35]Fig.7 3D morphology of martensitic packets within the PAG in high-carbon steel: (a) all packets; (b) CP1; (c) CP2; (d) CP3; (e) CP4; (f) coarse CP1 colored on the basis of the V1-V6 variants^[35]

马氏体转变过程中更有效地调节转变应变。综合上述的三维观察和分析表明,碳含量的提升显著增强板条马氏体组织的形态复杂性。这一现象的根本原因在于碳含量的提升会强化奥氏体基体,降低马氏体转变温度,导致奥氏体进一步硬化。而奥氏体的硬化效应会阻碍初始变体的自由生长,使其在进行到一定程度后被抑制,促使在初始变体周围发生新的变体形核与生长,最终形成更复杂的组织形态。

2.2 多级微结构边界网络在三维空间中的分布特征

马氏体/贝氏体多级微结构来源于多种 K-S 变体之间错综复杂的交互作用,形成了具有不同取向

差和形态的内部晶界网络,其在调控结构细化程度以及材料力学响应方面发挥关键作用。如表 2 所示,在 K-S 取向关系下,24 个变体之间可以形成 16 种具有不同取向关系的变体对。这 16 个变体对的取向差角主要分布在 $5^{\circ}\sim 20^{\circ}$ 和 $45^{\circ}\sim 60^{\circ}$ 两个范围内,并出现显著的双峰取向差角分布(图 8)。传统的二维表征虽为理解变体界面的晶体学关系奠定了基础,但难以反映边界在三维空间中的真实形态、连通性等特征。随着三维表征技术的发展,研究者得以系统解释变体边界的三维分布特征、能量差异与晶体学本质。本节综述了板条马氏体内部变体边界网络的形

表 2 基于三维数据计算得出的 16 种变体边界百分比^[37]
Tab.2 3D data-derived percentage of the 16 variant boundaries^[37]

Variant	Rotation angle/axis from V1	Percentage of the 16 unique intervariant boundaries calculated using 3D EBSD
V1	-	-
V2	60.00°/[11-1]	11.3
V3	60.00°/[011]	21.5
V4	10.53°/[0-1-1]	8.8
V5	60.00°/[0-1-1]	-
V6	49.47°/[011]	6.8
V7	49.47°/[-1-11]	1.5
V8	10.53°/[11-1]	1.4
V9	50.51°/[-103-13]	3.5
V10	50.51°/[-7-55]	1.6
V11	14.88°/[1351]	6.1
V12	57.21°/[-356]	0.8
V13	14.88°/[5-13-1]	-
V14	50.51°/[-55-7]	-
V15	57.21°/[-6-25]	6.4
V16	20.61°/[11-11-6]	0.8
V17	51.73°/[-116-11]	3.2
V18	47.11°/[-24-1021]	1.7
V19	50.51°/[-31310]	-
V20	57.21°/[36-5]	-
V21	20.61°/[30-1]	1.5
V22	47.11°/[-102124]	-
V23	57.21°/[-2-5-6]	-
V24	21.06°/[9-40]	1.1

成机制及三维结构特征。首先讨论了不同取向关系下变体对的类型划分、边界的取向差分布规律与空间连通性特征；其次聚焦于多级微结构之间的相互作用及其对边界形貌演化的影响；最后探讨了边界网络与惯习面之间的晶体学对应关系，强调三维表征技术在揭示马氏体复杂边界几何特征与确定平均和局部惯习面方面的独特优势。

早期研究通过二维截面下的五参数分析揭示了

板条马氏体变体间界面分布的显著各向异性。Beladi 等^[39]研究发现在低碳钢中，变体界面分布呈现出高度各向异性，其中大多数变体边界倾向终止于{110}晶面，且这一现象的出现频率是随机分布下的 1.71 倍^[40]，而{100}面的分布则显著低于随机值。该现象主要源于剪切相变的晶体学约束，而非界面能最小化的驱动。值得注意的是，60°/[111]和 60°/[011]边界在所有变体边界中占据主导地位，前者表现为{110}对称倾斜边界，后者表现为{110}扭转边界，其分布强度极高，凸显了边界网络在晶体学上的高度择优性。Mosayebi 等^[37]首次通过大体积 PFIB 连续切片结合 EBSD 技术对板条马氏体中的分层边界网络进行了三维表征，为变体边界研究提供新见解。表 2 量化了 16 种变体边界的相对数量，有助于更好地从统计学角度理解边界的分布特征。如图 9 所示，这些边界可根据取向差角划分为 4 组： $5^\circ \leq \theta \leq 12.5^\circ$ ，主要由 sub-block 边界组成，呈现出小型闭环、中型条带状以及大型多孔不规则状 3 种形貌； $12.5^\circ \leq \theta \leq 23^\circ$ ，以 14.88°/[13 5 1]的 packet 边界为主，形成高度连通的长条状网络； $23^\circ \leq \theta \leq 45^\circ$ ，主要由原奥氏体晶界(prior austenite grain boundary, PAGB) 或非 K-S 边界组成，呈现多孔不规则状； $45^\circ \leq \theta \leq 62^\circ$ (如图 10 所示)，主要由高角度 block 边界(BB)与 packet 边界(PB)组成，其中 PBs 和 49.5°/[011]BBs 区域较小，呈现出破碎的几何形状，连通性较低。60°/[111]BBs 和 60°/[011]BBs 区域相对较大，具有更好的连通性，在微观结构的机械互锁中起到关键作用。这些三维研究揭示的边界网络特征(如数量、空间排列、连通性等)对材料的力学行为具有重要影响。分子静态模拟^[41]表明，60°/[111]对称倾斜边界表现出最低能量，60°/[011]扭转边界表现出中等能量，而混合边界多表现出最高能量。分子动力学模拟^[42]表明，裂纹扩展的倾向主要受晶间边界能的控制，高能 60°/[110]扭转边界的裂纹扩展速度比低能 60°/[111]对称倾斜边界的裂

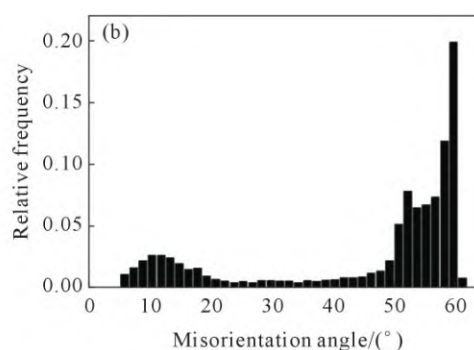
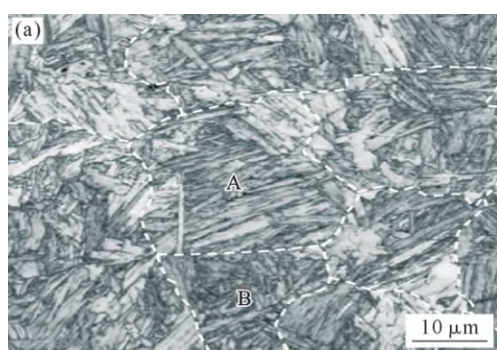


图 8 板条马氏体钢的 EBSD 表征结果:(a) EBSD 菊池带衬度图;(b) 相应的取向差角分布^[38]

Fig.8 EBSD characterization of lath martensitic steel: (a) EBSD band contrast map; (b) the corresponding misorientation angle distribution^[38]

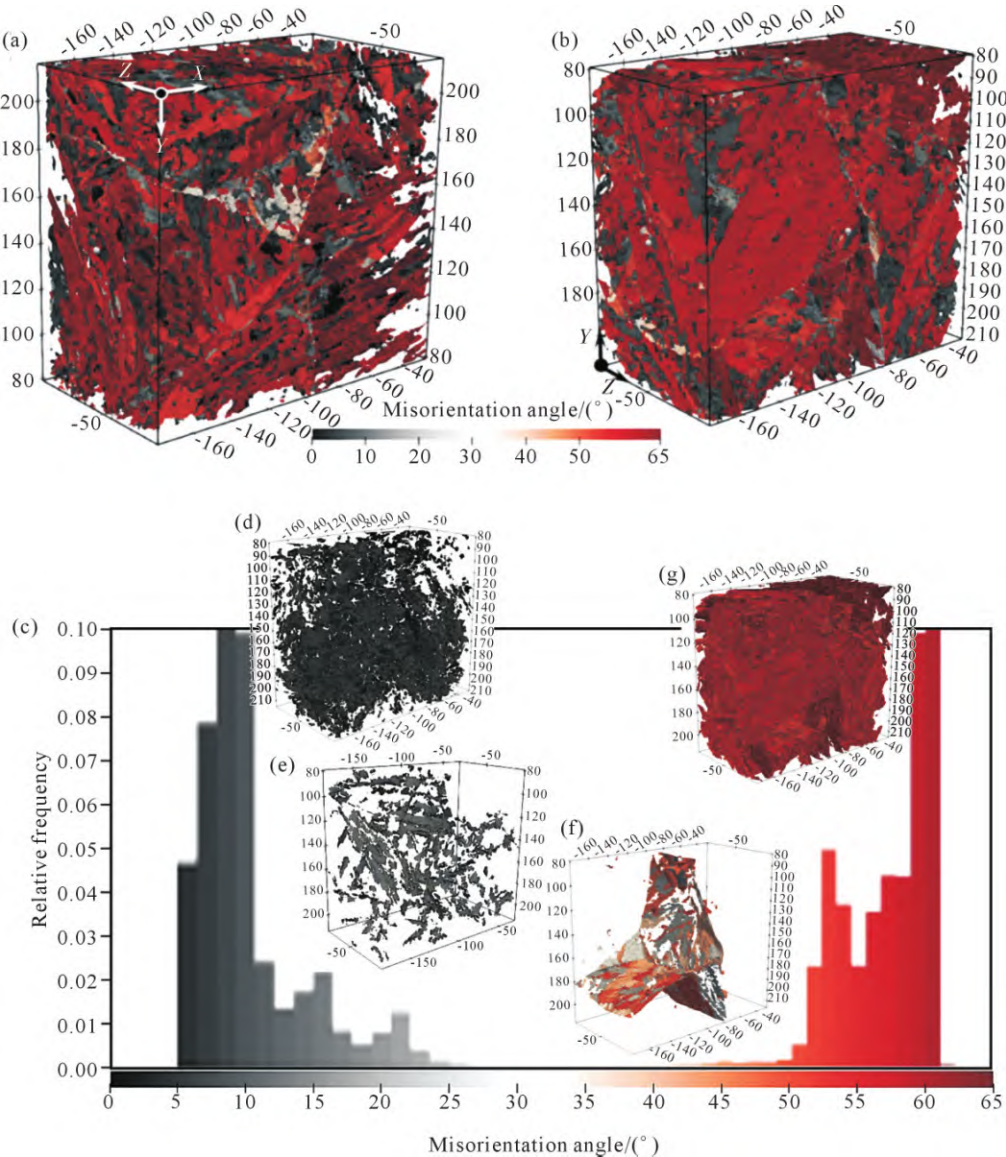


图9 基于取向差角着色的内部边界三维网络图:(a, b) 两个不同视角图;(c) 从图(a)和(b)中提取的 $5^{\circ}\sim 65^{\circ}$ 范围内边界的取向差角分布;(d~g) 内部边界的三维视图,分别按取向差角范围 $5^{\circ}\leq\theta\leq 12.5^{\circ}$ 、 $12.5^{\circ}\leq\theta\leq 23^{\circ}$ 、 $23^{\circ}\leq\theta\leq 45^{\circ}$ 、 $45^{\circ}\leq\theta\leq 62^{\circ}$ 进行分类^[37]

Fig.9 3D networks of internal boundaries colored by misorientation angle: (a, b) two different perspective views; (c) misorientation angle distribution of the boundaries within $5^{\circ}\sim 65^{\circ}$ extracted from (a) and (b); (d~g) 3D views of the internal boundaries, categorized by misorientation angle ranges: $5^{\circ}\leq\theta\leq 12.5^{\circ}$, $12.5^{\circ}\leq\theta\leq 23^{\circ}$, $23^{\circ}\leq\theta\leq 45^{\circ}$, and $45^{\circ}\leq\theta\leq 62^{\circ}$ ^[37]

纹扩展速度更快。因此,增加低能量边界的比例有助于在保持材料强度的同时提高其韧性。此外,母相奥氏体的状态在调控马氏体变体选择以及边界网络的形成中起着重要作用^[43]。例如,细化奥氏体晶粒会导致变体选择机制从3变体簇(V1V3V5)转变为4变体簇(V1V2V3V4),同时会降低高能 $60^{\circ}/[011]$ 扭转边界的比例,增加低能 $60^{\circ}/[111]$ 对称倾斜边界的比例^[44]。合金元素 Mn 的添加具有与细化母相奥氏体晶粒类似的效果,有助于改善材料的力学性能^[45]。

马氏体多级微结构之间复杂的相互作用导致其边界网络在形态和晶体学上表现出高度复杂性和不均匀性,深入理解其机理对优化钢的力学性能具有重要意义^[37]。如图 11a~d 所示,当两个 packets 相互接触时,往往形成波浪状或台阶状的边界,展现出相

对简单的形态和较窄的取向差分布,表明两者之间的相互作用较为简单,通常被称为 packet/block 的硬碰撞。在图 11e~h 中,当两个 packets 相互交叉时,形成了更加复杂的 PBs 网络。这些 PBs 网络呈现出更广泛的取向差分布以及更高的曲率,主要同每个 packet 内部不同变体之间相互渗透所引起的应变效应有关。图 12a~e 展示了一个 packet 由 4 个 blocks 组成。这些 blocks 呈现出多种形态,从较厚的楔形到较薄的不规则状,其各个区域的厚度变化显著。值得注意的是,如图 12f₁~h₂ 所示,这些 blocks 并非简单地堆叠,而是相互渗透,形成极其复杂的 BBs 网络^[34]。其中, $60^{\circ}/[011]$ 边界表现出最高的连续性,是这些界面主要的结构框架^[39]。与 PBs 网络相比, BBs 网络中的台阶状特征相对较少,其轮廓相对平坦。这

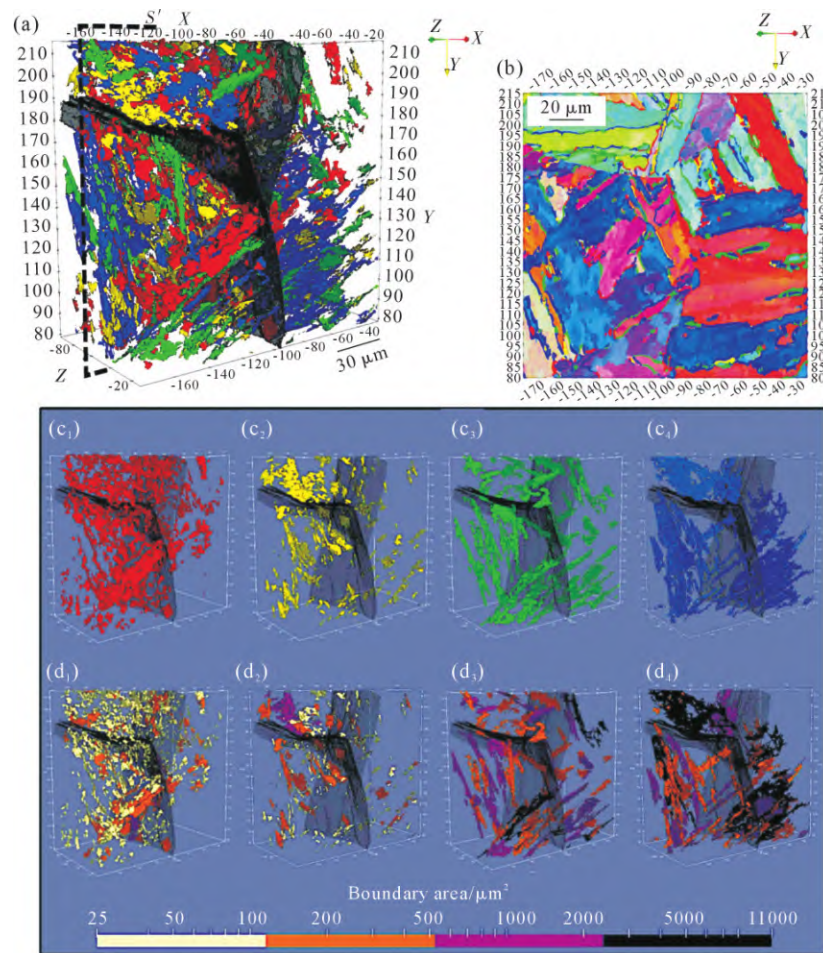


图 10 $45^\circ \leq \theta \leq 62^\circ$ 取向差范围内边界的三维特征: (a) 边界的三维空间分布, 其中红色表示 PBs, 黄色、绿色和蓝色分别对应于 $49.5^\circ/[011]$ 、 $60^\circ/[111]$ 、 $60^\circ/[011]$ 取向差的 BBs; (b) 平行于 (a) 中 S' 截面的 IPF-Z 图, 显示 $45^\circ \sim 62^\circ$ 边界的分布, 颜色编码同 (a); ($c_1 \sim c_4$) 分别为 PBs、 $49.5^\circ/[011]$ BBs、 $60^\circ/[111]$ BBs 和 $60^\circ/[011]$ BBs 的孤立三维网络; ($d_1 \sim d_4$) 对应 ($c_1 \sim c_4$) 中各边界按面积大小进行颜色编码的分布图^[37]

Fig.10 3D characterization of boundaries within the misorientation range of $45^\circ \leq \theta \leq 62^\circ$: (a) 3D spatial distribution of boundaries, where red represents PBs, and yellow, green, and blue represent BBs with misorientations of $49.5^\circ/[011]$, $60^\circ/[111]$, $60^\circ/[011]$, respectively; (b) IPF-Z map of the cross-section parallel to S' in (a), showing the distribution of $45^\circ \sim 62^\circ$ boundaries (color-coded as in (a)); ($c_1 \sim c_4$) isolated 3D networks of PBs, $49.5^\circ/[011]$ BBs, $60^\circ/[111]$ BBs, and $60^\circ/[011]$ BBs, respectively; ($d_1 \sim d_4$) distribution maps corresponding to ($c_1 \sim c_4$), with boundaries color-coded by their area size^[37]

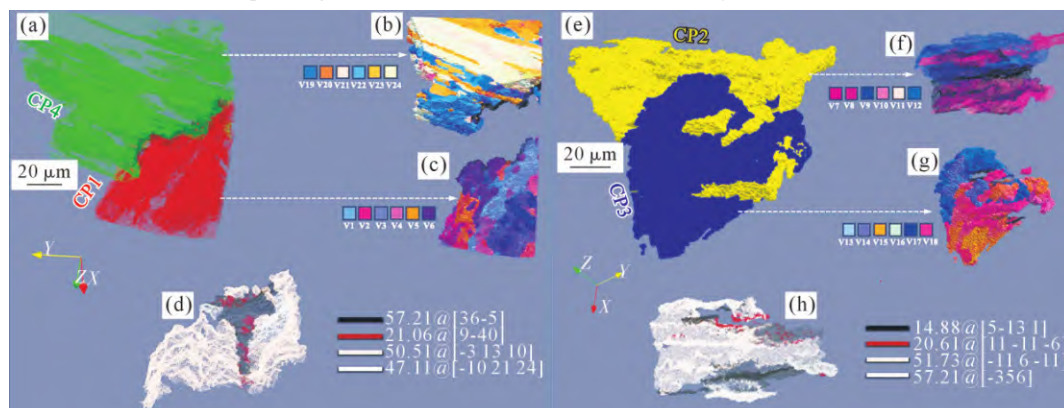


图 11 不同 packets 之间的碰撞与交叉行为三维分析: (a) 两个不同 packets 的硬碰撞及其形成的波浪形界面, 在 (b) 和 (c) 中以黑色高亮显示; (b, c) 显示 packets 内 K-S 变体三维分布的 IPF-Z 图; (d) (a) 中波浪形边界的三维重建及其取向差分布; (e) 两个不同 packets 的相互交叉及其形成的复杂界面, 在 (f) 和 (g) 中以黑色高亮显示; (f, g) 显示 packets 内 K-S 变体三维分布的 IPF-Z 图; (h) (e) 中复杂边界的三维重建及其取向差分布^[37]

Fig.11 3D analysis of the collision and intersection behaviors between different packets: (a) hard collision between two different packets forming a wavy interface, which is highlighted in black in (b) and (c); (b, c) IPF-Z maps showing the 3D distribution of K-S variants within packets; (d) 3D reconstruction and misorientation distribution of the wavy boundary from (a); (e) intersection of two different packets forming a complex interface, which is highlighted in black in (f) and (g); (f, g) IPF-Z maps showing the 3D distribution of K-S variants within packets; (h) 3D reconstruction and misorientation distribution of the complex boundary from (e)^[37]

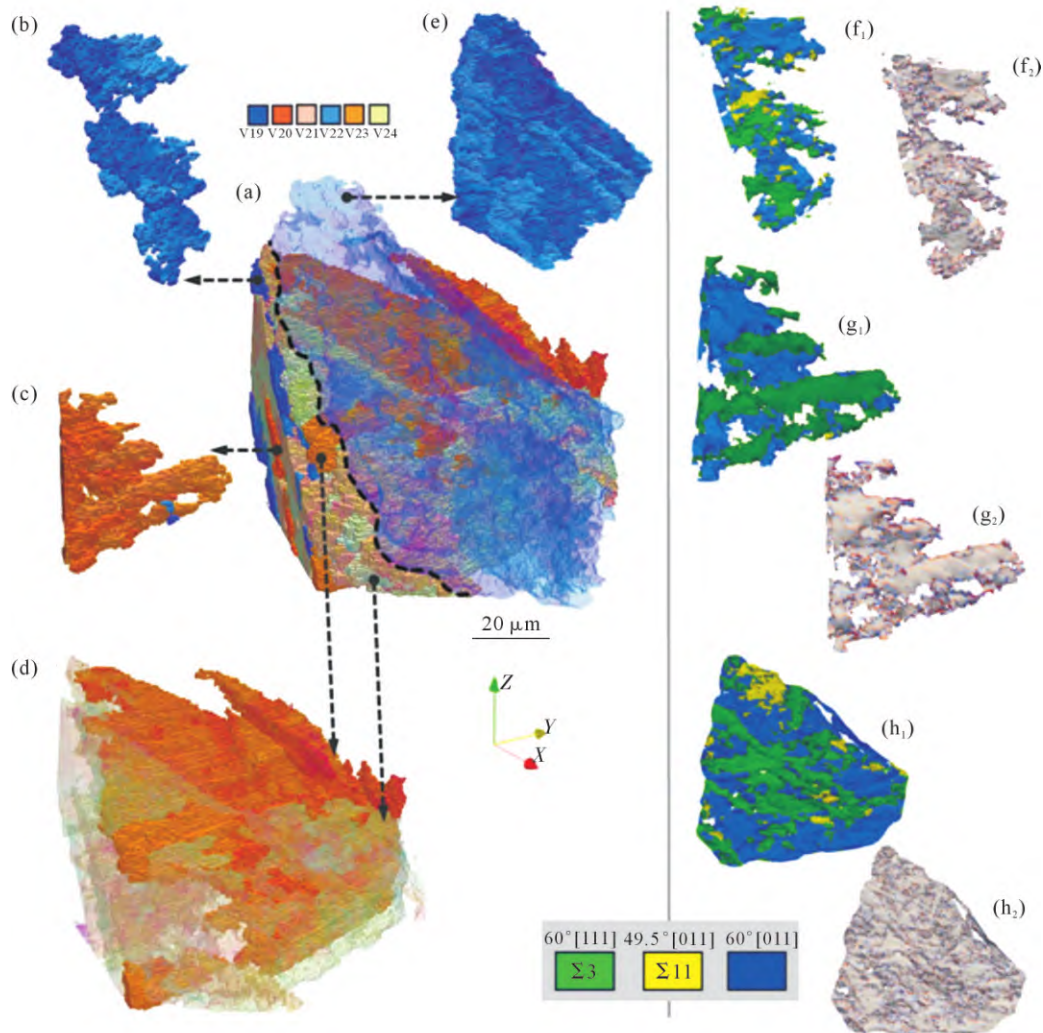


图 12 单个 packet 的分解及其组成 blocks 界面特征的三维分析:(a) 单个 packet 对应的 3D IPF-Z 图;(b~e) 该 packet 分解为最大组成 blocks 的 3D 体积图;(f₁, f₂) (b)和(d)中所示 blocks 之间的界面;(g₁, g₂) (c)和(d)中所示 blocks 之间的界面;(h₁, h₂) (d)和(e)中所示 blocks 之间的界面。(f₁), (g₁)和(h₁)通过取向差角/轴表示,(f₂), (g₂)和(h₂)通过平均曲率分布表示^[37]

Fig.12 3D analysis of the decomposition of a single packet and interfacial characteristics of its constituent blocks: (a) 3D IPF-Z map of the single packet; (b~e) 3D volume decomposition of the packet into its largest constituent blocks; (f₁, f₂) interfaces between the blocks shown in (b) and (d); (g₁, g₂) interfaces between the blocks shown in (c) and (d); (h₁, h₂) interfaces between the blocks shown in (d) and (e). Note that (f₁), (g₁), and (h₁) are characterized by the misorientation angle/axis, whereas (f₂), (g₂), and (h₂) are characterized by the mean curvature distribution^[37]

种系统性的边界观察是无法通过传统的二维表征获得的,凸显出三维表征技术在揭示马氏体复杂多级微结构边界网络的重要性。

板条马氏体的边界网络本质上是由惯习面(habit plane, HP)主导或构成的。Morito 等^[35,46]通过三维重构和晶体学界面正态分布分析证实了该结论。在超低碳马氏体钢中,packet, block 和 sub-block 等各级微结构的边界,其三维几何法向在奥氏体晶体坐标系中集中于特定的 $\{111\}_{\gamma}$ 和 $\{011\}_{\gamma}$ 晶面极点附近,这些晶面与马氏体相变晶体学唯象理论所预测的 HP 类型完全一致。原位观察表明^[47],马氏体相变过程中,微结构的形核与生长是沿着特定的 HP 进行的。基于这一结论,可以通过测量三维空间中板条马氏体边界的法向方向(ND),反推并精确确定 HP。

相较于传统的理论分析计算或二维迹线分析,该方法依托于三维数据进行晶体学确认,结果更为直观和可靠。Mosayebi 等^[48]采用此方法分析了马氏体不锈钢中的平均和局部 HP,为它们的空间分布和变化提供新的见解。如图 13a~c₄所示,3 个 PAGs 内所有 packets 的平均 HP 均与 $\{111\}_{\gamma}$ HP 存在角度偏差。经计算,得出图 13 中所有 packets 的平均 $\Delta\theta_{CP}^{\{111\}_{\gamma}}$ 为 $6.6^{\circ}\pm 3.5^{\circ}$,对应的平均 HP 指数为 $(0.51, 0.52, 0.66)_{\gamma}$,与经典的 $\{557\}_{\gamma}$ HP 非常接近(仅相差 2.5°)^[36,49]。这一结果凸显了该方法在直接确定板条马氏体平均 HP 方面的准确性。

由图 14a~d 可以看出,局部 HP 在某些区域()和()显著偏离 $\{111\}_{\gamma}$ HP,最大偏差角可达 18.5° 。进一步计算得出该区域对应的平均 HP 指数为

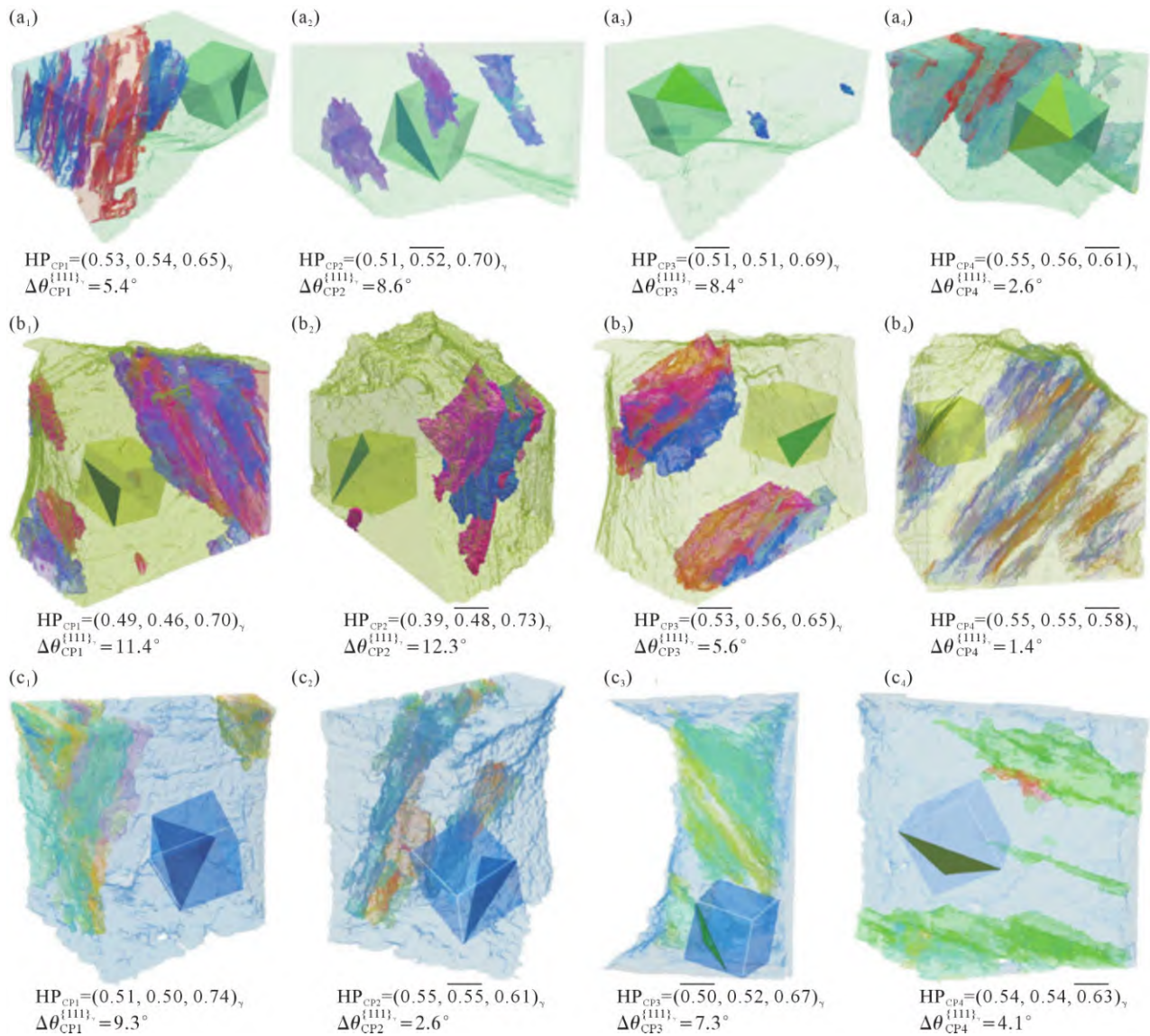


图 13 不同 PAGs 内 CP1-CP4 的平均 HP(显示为透明三角形)及其与理论 K-S HP{111}γ 的角度偏差:(a1~a4) PAG1;

(b1~b4) PAG2;(c1~c4) PAG3^[48]

Fig.13 Average HP of CP1-CP4 within different PAGs (shown as transparent triangles) and their angular deviations from the theoretical K-S HP{111}γ: (a1~a4) PAG1; (b1~b4) PAG2; (c1~c4) PAG3^[48]

(0.42, 0.38, 0.77)_γ, 与 {112}γ 仅相差 1.9°, 相关研究报道该取向在板条马氏体中是次要惯习面^[50]。与此一致的是, Yeddu 等^[51]通过模拟研究预测, 在 Fe-17%Cr-7%Ni 合金的马氏体相变过程中, 一个无限小的马氏体单元会从初始的 {111}γ HP 向 {112}γ 旋转, 以最大程度的降低吉布斯自由能。通过观察图 14a~d, 可以发现高偏差区域主要位于 block 发生明显弯曲的区域, 特别是在相邻 packets 之间的界面处或 BBs 受到显著空间约束的区域。这种弯曲源于相邻 blocks 之间的空间干扰、生长竞争或不同 packets 间 blocks 的硬碰撞^[37]。图 14e 和 f 中的三维 KAM 图进一步证实了这些相互作用, block 弯曲和局部 HP 偏差较大的区域对应于内部取向差的局部峰值。这些区域的 KAM 值升高反映了 block 弯曲引起的晶格畸变, 进而导致界面平面的宏观偏转以及其与理

想 HP 的偏差。上述结果共同表明, 对板条马氏体边界网络的三维重构能够详细分析平均和局部 HP, 提供比二维截面分析更加准确和直观的信息。

2.3 贝氏体板条形核与生长碰撞行为研究

贝氏体的形核与生长碰撞行为直接决定其空间形态、取向分布及组织演化特征, 是理解贝氏体相变机理的关键环节。然而贝氏体板条的高度各向异性使其在传统二维截面观测中呈现复杂的形貌, 导致关于其优先形核位置以及板条碰撞后是穿透还是重新形核等关键机理长期存在争议。随着三维表征技术的发展, 研究者得以从空间角度直接揭示贝氏体在 PAGB 上的真实形核位置及其在 PAG 内部的生长行为, 为深入理解贝氏体形核与生长机理提供了新的实验依据与理论支撑。

贝氏体转变通常始于在 PAGB 上的形核, 并逐

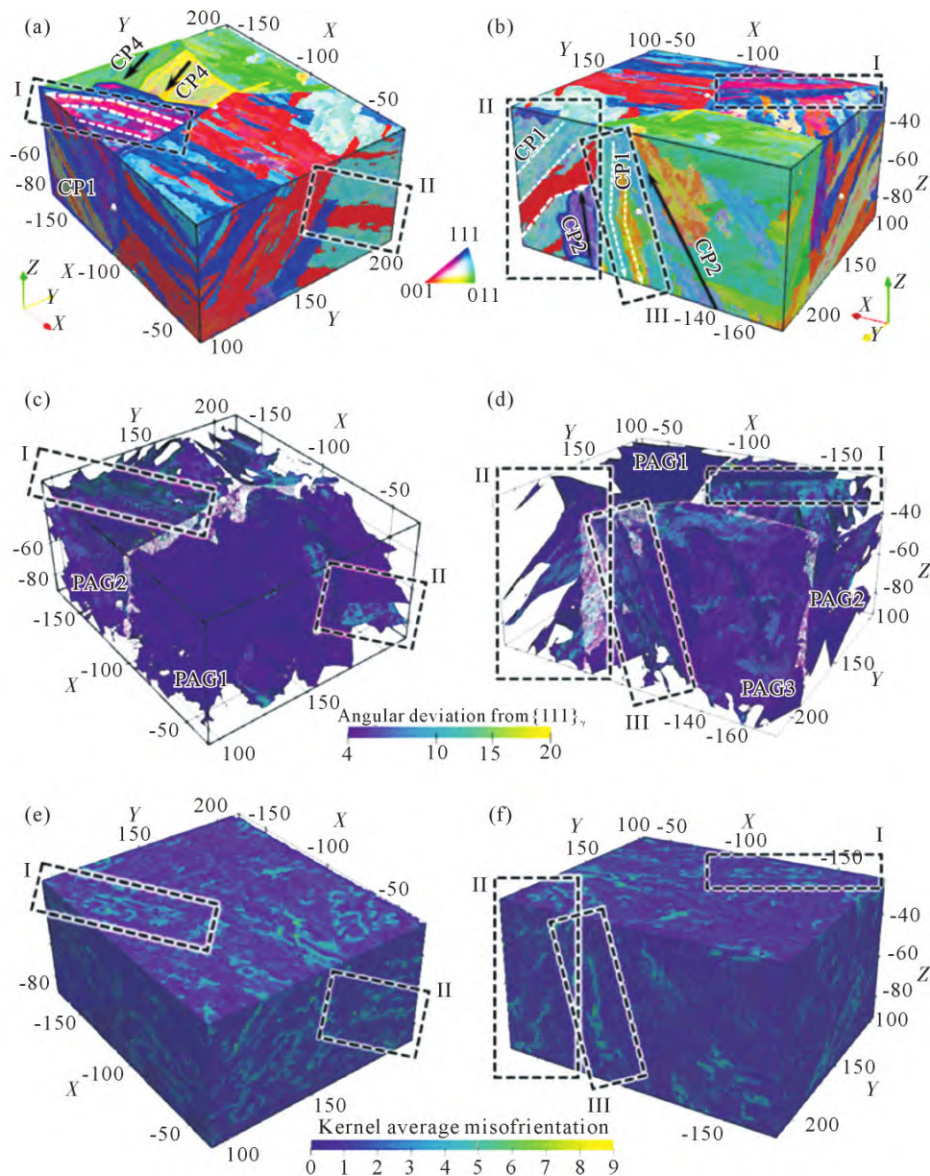


图 14 三维微观结构的两种不同视角:(a, b) IPF-Z 图,突出显示了 I、II 和 III 区域内的 block 形态;(c, d) 高角度 BBs 三维网络,其颜色代表了局部 HP 与理论 K-S $\{111\}_{\gamma}$ 之间的角度偏差;(e, f) 与(a)和(b)中 IPF-Z 图相对应的三维 KAM 图。(a, c, e) 共享同一个三维视角,而(b, d, f) 共享另一个三维视角^[48]

Fig.14 Two different perspectives of the 3D microstructure: (a, b) IPF-Z maps highlighting the block morphology within regions I, II, and III; (c, d) 3D network of high-angle BBs, colored by the angular deviation between the local HP and the theoretical K-S $\{111\}_{\gamma}$; (e, f) 3D KAM maps corresponding to the IPF-Z maps in (a) and (b). The views in (a, c, e) are identical, as are the views in (b, d, f)^[48]

渐向奥氏体晶粒内部生长^[14]。有研究指出,在较高温度下发生的扩散型贝氏体转变早期阶段,贝氏体更倾向于在 PAGB 的角部或边缘区域优先形核,而非晶界平面上。但由于贝氏体具有高度各向异性的形貌特征,传统的二维观测手段难以准确捕捉其真实的起始位置与空间分布^[52-54]。因此,为更准确地揭示贝氏体的具体形核位置及其在三维空间中的分布特征,Jimbo 等^[55]采用 3D OM 技术结合 EBSD 晶体取向分析,构建了贝氏体和 PAG 的三维图像并进行分析。如图 15a~c 所示,三维观测结果表明,贝氏体更倾向于在 PAGB 的平面区域形核生长而非边缘或角落区域,且常在 PAGB 同一平面的两侧形成。如

图 15d 所示,在大多数情况下,同一 PAGB 平面的两侧形成的贝氏体存在较小的取向差。该现象表明,贝氏体之所以更容易在 PAGB 平面而非边缘区域形成,是由于边缘区域相邻 PAG 内的贝氏体难以形成较低的取向差,从而降低了形核的可能性。

随着贝氏体的形核与生长,其在奥氏体晶粒内部逐渐扩展,但在过程中常常会出现贝氏体板条之间的相互碰撞现象,并且贝氏体板条通常不能穿透奥氏体晶界继续生长。Beladi 等^[56]指出,贝氏体的生长动力学受到其与母相奥氏体之间晶体学取向关系的显著影响。而据 Motomura 等^[14]报道,贝氏体板条在生长过程中由于相互交叉或碰撞,会导致生长出

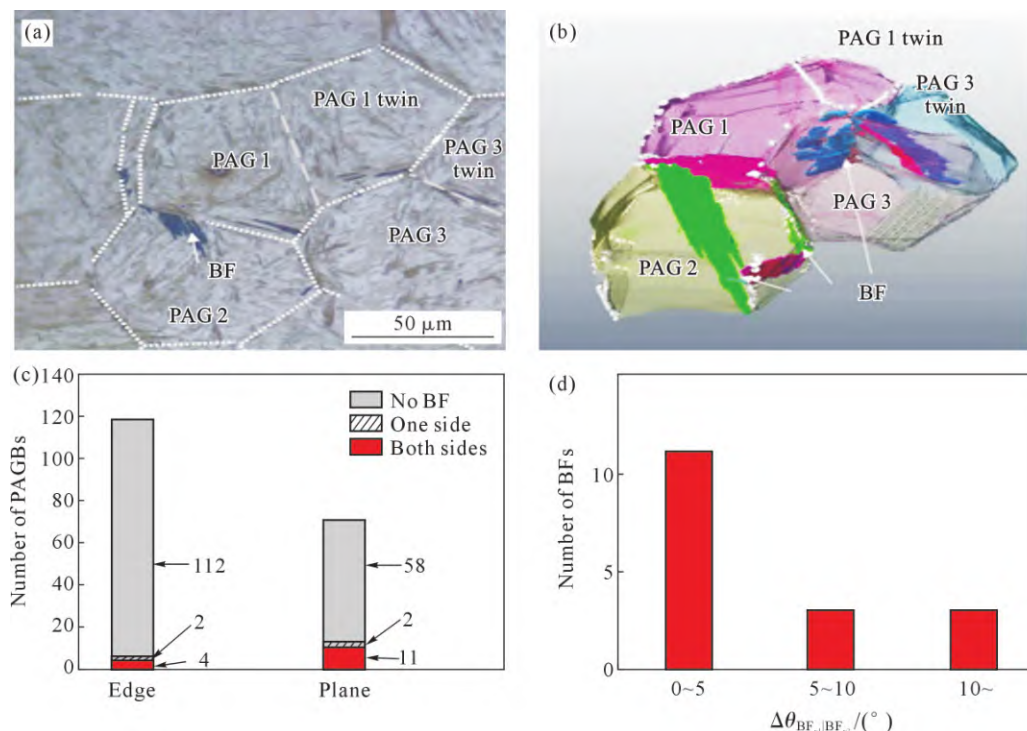


图 15 贝氏体的形貌与分布特征:(a) 贝氏体的 OM 图像;(b) 相应的三维图像;(c) 贝氏体在 PAGB 边缘和平面的形成趋势(红色:在 PAGB 两侧形成贝氏体;蓝色:在 PAGB 一侧形成贝氏体;灰色:不形成贝氏体);(d) 同一 PAGB 平面两侧形成的贝氏体间的取向差角^[55]

Fig.15 Morphology and distribution of bainite: (a) OM image of bainite; (b) corresponding 3D reconstruction; (c) propensity for bainite formation at PAGB edges and planes (red: bainite formed on both sides of PAGB; blue: bainite formed on one side of PAGB; gray: no bainite formation); (d) misorientation angle between bainite formed on two sides of the same PAGB plane^[55]

现暂时性停止。这一现象引发了研究人员对贝氏体生长行为的进一步关注。Hu 等^[57]发现,当新生成的贝氏体板条遇到已存在的贝氏体板条时,其生长会中止。但在短暂停止之后,新贝氏体板可重新继续生长,并保持与先前相同的晶体学取向。但是传统的二维观测手段并无法清楚的解释,暂时停止后的生长是贝氏体板条穿透已有板条,还是在相反表面上发生了新的形核。为了明确这一现象,Wang 等^[18]采用 3D OM 技术结合 EBSD 晶体取向分析,对高碳钢中交叉贝氏体组织进行了系统研究。研究发现,早期形成的贝氏体板条将 PAG 划分为若干个不规则区域。在后续生长过程中,贝氏体之间会发生碰撞,其中部分贝氏体在碰撞以后停止生长,而另一部分贝氏体在发生碰撞以后,经历短暂停止生长,然后在被撞击贝氏体板条的另一侧诱发新的形核并重新生长。这是因为应变会在受冲击贝氏体板条的碰撞区中积累,随着板条的变宽,积累的应变能导致碰撞区域的形核能垒降低,提供驱动力促进新贝氏体的形核。在本课题组的未发表工作中,通过相场模拟进一步解释了这一现象。实验以及模拟结果一致表明,当贝氏体板条生长发生碰撞时会暂时停滞,随后在阻碍板条的另一侧重新启动生长而非穿透原有板条,并且相场模拟证实该行为由应力扰动和局部应变能积累

驱动。

2.4 马氏体多级微结构对钢的抗裂性能的影响

马氏体的多级微结构特征对裂纹的萌生与扩展过程具有显著影响。在工程应用中,马氏体钢主要表现出两种典型的失效模式:一种是在循环载荷作用下发生的疲劳裂纹扩展,另一种则是在低温或氢环境下诱发的脆性断裂,这两种失效形式均与马氏体的多级微结构密切相关^[58-62]。

裂纹方向相对于惯习面的取向直接决定了疲劳裂纹的扩展模式与阻力,这本质上反映了板条马氏体多级微结构的各向异性塑性^[63-64]。Ueki 等^[65]利用 3D-EBSD 技术系统研究了中碳钢的疲劳裂纹扩展行为,设计了两种不同取向的 CT 试样进行研究:分别是缺口方向平行于惯习面(0°取向)和垂直于惯习面(90°取向)的试样。如图 16 所示,两种试样的疲劳裂纹扩展阻力曲线存在显著差异,并且从图中可以看出当裂纹平行于惯习面扩展时,主要由“Trans-lath”滑移系主导,裂纹倾向于沿 packet/block 边界或板条平行方向前进,表现出较高的扩展速率。相反,当裂纹垂直于惯习面扩展时,主要由“Out-of-plane”滑移系主导,裂纹被迫穿透板条扩展,从而导致扩展阻力变大,裂纹扩展速率显著降低。

进一步的三维 EBSD 体素重构解释了 90°取向

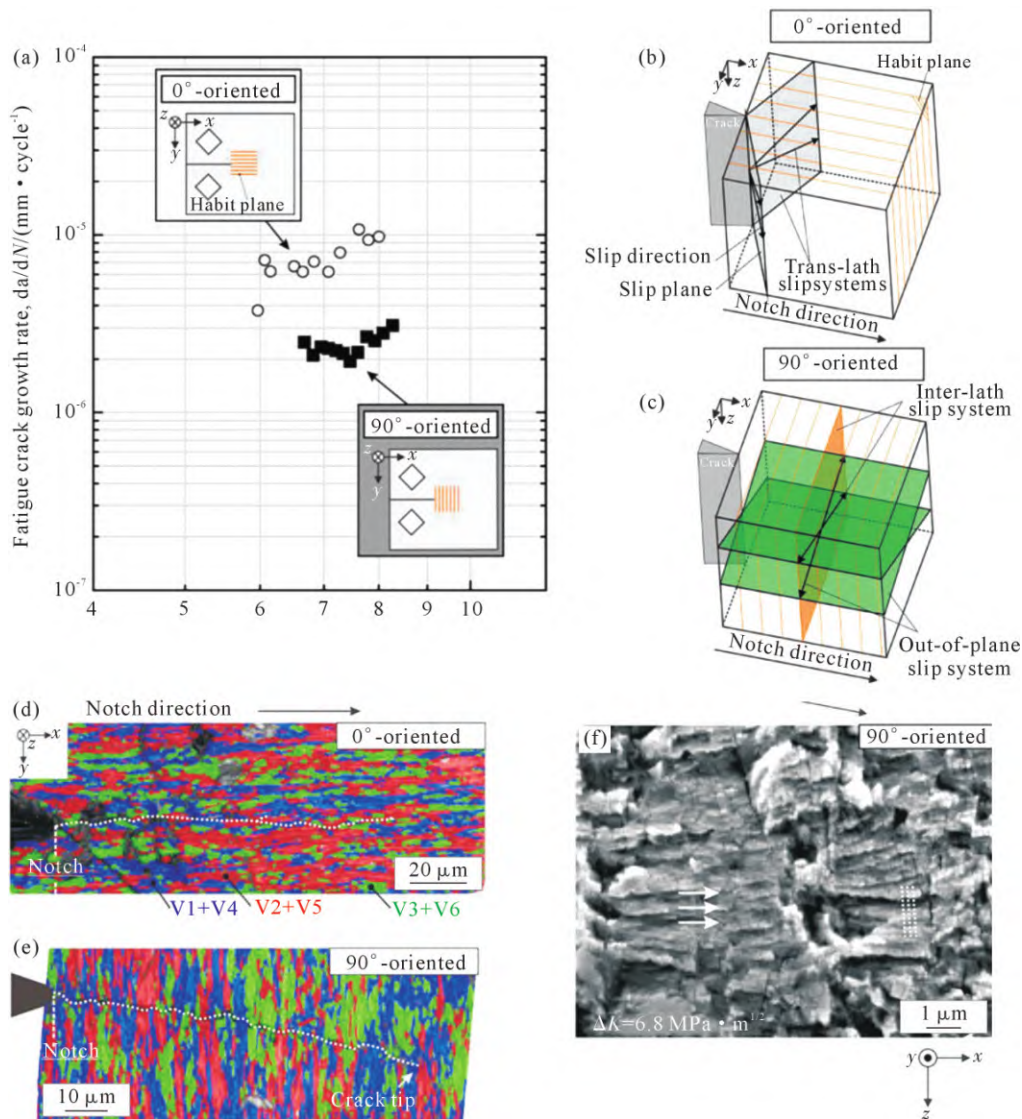


图 16 不同取向试样的疲劳裂纹扩展研究:(a) 疲劳裂纹扩展阻力曲线;(b, c) 分别显示 0°和 90°取向试样中主导滑移系的排列;(d, e) 分别对应 0°和 90°取向试样裂纹路径周围的 EBSD 图;(f) 90°取向试样典型断口特征的 SEM 图^[65]
 Fig.16 Research on fatigue crack growth of samples with different orientations: (a) fatigue crack growth resistance curves; (b, c) arrangements of dominant slip systems in 0° and 90° oriented samples; (d, e) EBSD maps showing the crack paths for 0° and 90° oriented samples; (f) SEM image of typical fracture features in the 90° oriented sample^[65]

试样的裂纹扩展的微观机制。如图 17 所示,当主导的平面外滑移方向与板条纵向近似平行(如 V2+V5 block)时,位错有效滑移长度得以延长,应变集中效应减弱,抑制损伤累积,从而阻碍裂纹扩展。相反,若板条取向对平面外滑移不利(如 V1+V4 block 或 V3+V6 block),位错有效滑移长度缩短,应变在板条内加速累积,从而促进裂纹扩展。对于超低碳钢和低碳钢的研究亦表明^[66-67],裂纹在垂直于惯习面的方向上扩展时表现出更高的阻力。随着碳含量增加,block 尺寸的减小以及粗板条分数的降低并未影响这种取向相关的抗裂趋势。但是在低碳钢中粗板条因位错密度较低而更易发生应变局部化,导致裂纹容易扩展,而细板条区域则表现出更强的抗裂能力^[64,66]。这些结果为高强钢强韧化调控提供了策略:一方面,应尽可能使裂纹扩展方向垂直于惯习面以激活平

面外滑移,并在 packet/block 层级上使板条纵向与平面外滑移方向平行,以延长有效滑移长度来调节局部应变积累,延缓微裂纹聚集。另一方面,通过调控碳含量以最小化粗板条引发的应变局部化,从而实现强度与韧性的平衡。

在高强度马氏体钢中,氢脆通常表现为准解理和沿晶断裂并存的模式。其中,沿晶断裂通常发生在 PAGB 上^[68],而准解理断裂则主要沿 {100} 解理面和 {110} 面扩展,并常伴随着撕裂棱和高密度位错带,这表明局部塑性变形在氢诱导断裂过程中发挥着重要作用^[69]。三维裂纹形貌是沿晶和准解理断裂的重要特征,其中裂纹表面积、裂纹不连续性和裂纹止裂性等都与宏观力学性能密切相关。虽然传统的二维显微观察适合统计分析,但在分析沿晶裂纹的扩展行为方面有一些不可避免的局限性。例如,无法对裂

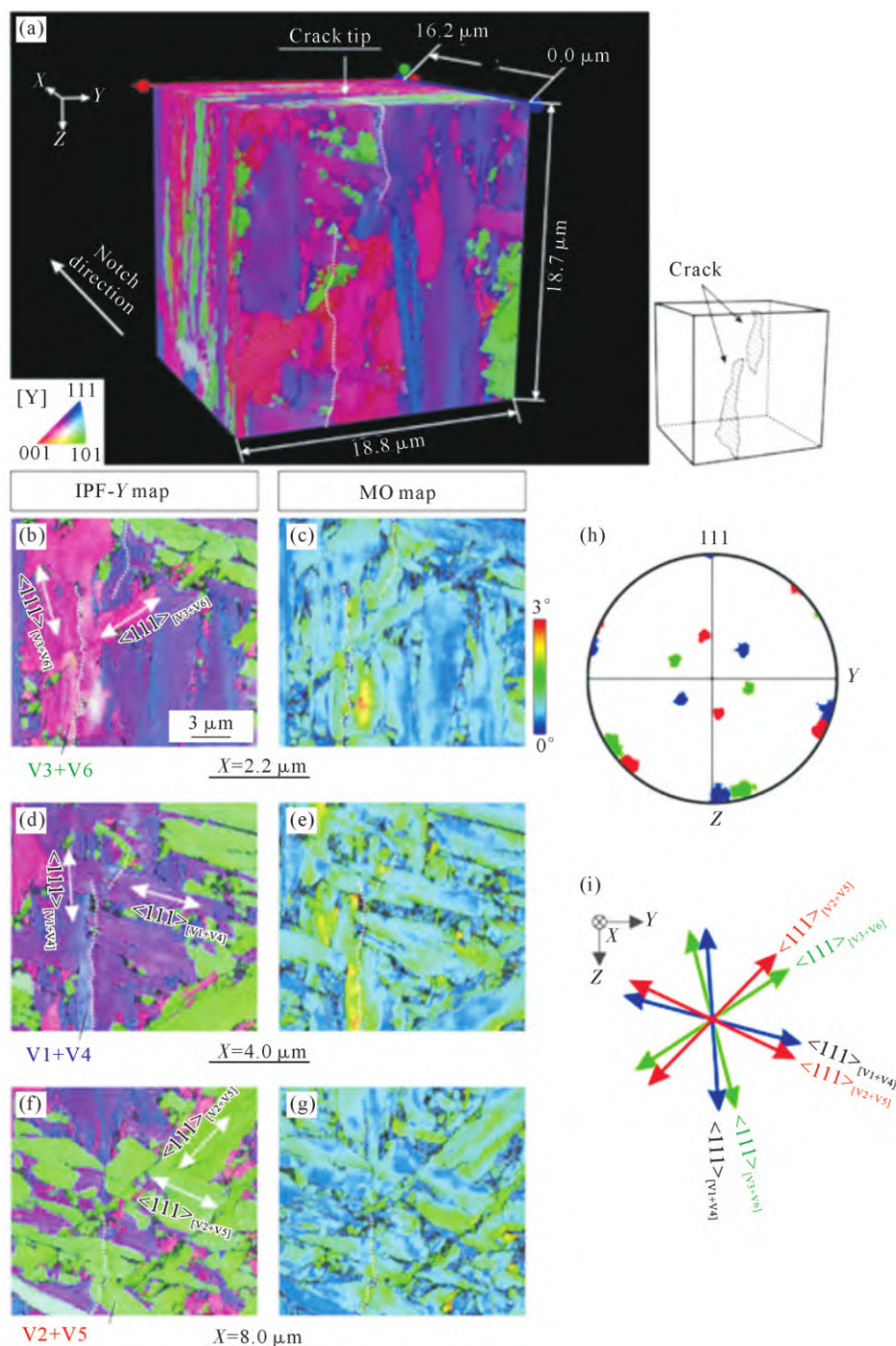


图 17 90°取向试样裂纹尖端区域的组织特征和晶体取向分析:(a) 裂纹尖端处 IPF-Y 图的 3D 体积视图;(b~g) 从(a)中提取的 IPF-Y 图和 MO 图,其中(b, c)对应 $X=2.2 \mu\text{m}$;(d, e) 对应 $X=4.0 \mu\text{m}$;(f, g) 对应 $X=8.0 \mu\text{m}$;(h) 对应的(111)极图;(i) 各 block 的滑移方向^[65]

Fig.17 Microstructural characteristics and crystallographic orientation analysis of the crack tip region in a 90°-oriented sample: (a) 3D volumetric view of the IPF-Y map at the crack tip; (b~g) IPF-Y and MO maps extracted from (a), where (b, c) corresponds to $X=2.2 \mu\text{m}$, (d, e) to $X=4.0 \mu\text{m}$; (f, g) to $X=8.0 \mu\text{m}$; (h) the corresponding (111) pole figure; (i) slip directions of each block^[65]

纹形貌进行定量分析。而多尺度三维手段(Micro CT、3D-EBSD 等技术) 能够从宏观到微观系统揭示裂纹扩展行为^[70-72]。在高强度马氏体钢中,通过多尺度三维分析发现,在未充氢试样(如图 18a~d 所示)中的沿晶裂纹并非连续扩展,而是表现出显著的非均匀性,当裂纹遇到含低角度马氏体段的 PAGB(低角度 PAGB 段)时,扩展被有效阻滞,形成未破裂韧

带,并伴随裂纹尖端的钝化^[72]。这表明低角度 PAGB 段和较大尺寸马氏体通过促进裂纹尖端钝化和塑性调节,显著增强局部止裂能力。在充氢试样(如图 18e~h 所示)中,裂纹在空间中扩展更为连续,未破裂韧带的数量和尺寸显著降低,裂纹更容易沿 PAGB 扩展,但低角度晶界片段仍可对裂纹扩展起到有效阻滞作用。此外,裂纹尖端并没有发生钝化^[62,73-74]。第一性原

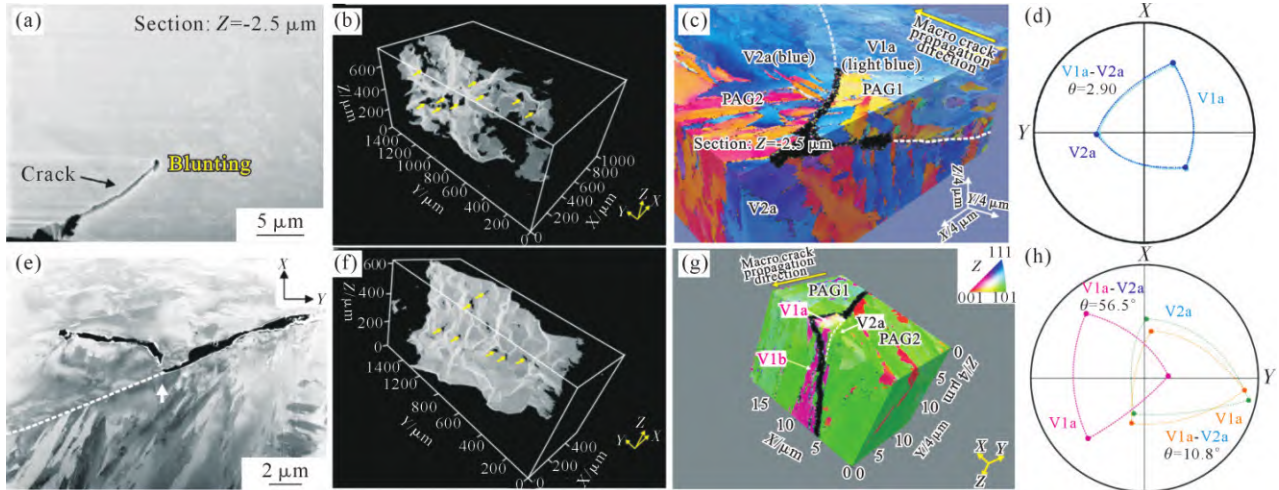


图 18 SEM 图、3D 裂纹形貌图、3D EBSD 图和 $\langle 001 \rangle$ 极图:(a~d) 未充氢试样;(e~h) 充氢试样。(b, f) 中的黄色箭头指的是未破裂韧带^[62,72]

Fig.18 SEM images, 3D crack morphology images, 3D EBSD maps, and $\langle 001 \rangle$ pole figures: (a~d) uncharged samples; (e~h) hydrogen-charged samples. The yellow arrows in (b, f) indicate unbroken ligaments^[62,72]

理计算结果表明^[75],相比低角度 PAGB 段,氢对高角度 PAGB 段的内聚能削弱更为显著,这解释了低角度 PAGB 段能成为氢致裂纹扩展阻碍的原因。Kim 等^[76]对这种结构的来源进行了研究,发现当 PAGB 取向差较小($\Delta\theta_{\gamma} < 10^\circ$)或较大($\Delta\theta_{\gamma} > 45^\circ$)并且满足双 K-S 取向关系时,能够形成低取向差的马氏体变体对,有效抑制裂纹扩展。同时,遵循双 K-S 取向关系的粗大马氏体变体(通常形成于相变早期)表现出更高的裂纹扩展阻力^[72]。这种变体选择机制通过降低 PAGB 的界面能和促进应变协调,从而增强晶界的抗断裂性能。因此,在高强钢强韧化调控中,应尽可能增加低角度 PAGB 段的比例,促进满足双 K-S 取向关系的变体的形成以降低晶界能和改善应变协调,同时调控马氏体变体的尺寸和分布,以增强应变协调和裂纹钝化能力,还可通过抑制氢在晶界处的偏聚以减弱其对晶界内聚能的恶化效应,最终提高钢的抗氢脆可靠性。

3 总结与展望

3.1 结论

(1)在碳钢中,板条马氏体的多级微结构呈现出高度复杂性和显著的各向异性。随着碳含量的增加,组织形态的复杂程度显著提高,变体选择逐渐减弱,有助于均匀地形成多变体,从而在马氏体转变过程中更有效地调节转变应变。

(2)板条马氏体的多级微结构与多种 K-S 变体之间错综复杂的相互作用,形成了具有不同取向差和形态的内部晶界网络,这种边界网络在形态和晶体学上表现出高度的复杂性和不均匀性。借助三维表征技术可以全面地揭示板条马氏体钢内部复杂的

边界网络特征,深化对其晶体学特征、形貌演化以及材料力学响应的理解。此外,通过测量三维空间中板条马氏体边界的法向方向,能够精确地确定其惯习面。

(3)三维表征技术的应用极大推动了对贝氏体相变机制的研究。贝氏体通常优先在 PAGB 平面区域形核,而非晶界角部或边缘,并且同一晶界两侧形成的贝氏体通常保持较小取向差。随着生长,贝氏体板条在奥氏体晶粒内部常发生碰撞,导致部分板条停止生长,或在短暂停止后于碰撞区另一侧重新形核并继续生长。这种现象与局部应变积累降低形核能垒密切相关,新生板条通常保持与原有板条相同的取向与生长方向。

(4)板条马氏体复杂的多级微结构对裂纹的萌生与扩展过程具有显著影响。借助三维表征技术能够在三维空间尺度上准确揭示多级微结构与裂纹扩展路径之间的关联性,阐明多级微结构在阻碍裂纹扩展过程中的关键作用。更为重要的是,三维表征成果能够为高强度与高韧性兼顾的组织优化策略提供坚实的理论支撑。

3.2 展望

(1)在马氏体/贝氏体连续相变研究中,预先马氏体的存在不仅能够提高后续贝氏体转变动力学,还会对后续贝氏体相变变体选择产生影响。此外,由于组织中同时存在残余奥氏体、贝氏体、马氏体,通过软硬相组织间的合理搭配,有望实现优异的力学性能。因此,利用三维表征技术对马/贝氏体混合组织进行系统分析,可以深入揭示预马氏体相变对贝氏体相变行为的作用机制,对提高钢的性能具有重要意义。

(2)利用三维表征技术研究马氏体/贝氏体板条在非均匀效应(如局部预变形、合金元素局部富集

等)下的变体选择机制以及局部应变分布特征。这有助于深入理解相变微观机制,同时为钢的微观结构优化设计提供依据。

(3)将三维表征与计算模型相结合具有十分广阔的应用潜力。目前的模拟通常使用理想化的形状(如球形、立方体或多面体)来简化晶粒结构,这种方法无法准确反映马氏体/贝氏体结构的真实形态。因此,开发一个可数字化三维微观结构的高效框架,对于获得更可靠的材料行为预测具有重要意义。

参考文献:

- [1] 张贵杰,闫凯,林绍峰,魏建波,梁慧,张阔斌.微合金化及应变速率对 TWIP 钢组织与性能影响的研究进展[J].铸造技术,2019,40(12): 1344-1349.
ZHANG G J, YAN K, LIN S F, WEI J B, LIANG H, ZHANG K B. Research progress of microalloying and strain rate on microstructure and properties of TWIP steel[J]. Foundry Technology, 2019, 40(12): 1344-1349.
- [2] 崔潇文,张贵杰,林绍峰,王鹤尧,陈晨.合金元素对 TWIP 钢组织性能影响的研究进展[J].铸造技术,2021,42(8): 733-738.
CUI X W, ZHANG G J, LIN S F, WANG H Y, CHEN C. Research progress on effect of alloying elements on microstructure and properties of TWIP steel[J]. Foundry Technology, 2021, 42(8): 733-738.
- [3] 王法兵,李壮,王灏旭,张润奇,蔡一钦,戴建科,于涛,李朝华.试验温度对不同工艺下的 TRIP 钢拉伸性能的影响[J].铸造技术,2020,41(1): 1-5.
WANG F B, LI Z, WANG H X, ZHANG R Q, CAI Y Q, DAI J K, YU T, LI Z H. Effect of test temperature on tensile properties of TRIP steel under different processes[J]. Foundry Technology, 2020, 41(1): 1-5.
- [4] 张亚军.热处理对汽车用高强度 TRIP 钢组织的影响[J].铸造技术,2015,36(4): 891-893.
ZHANG Y J. Influence of heat treatment on microstructure of high strength TRIP steel used for vehicles[J]. Foundry Technology, 2015, 36(4): 891-893.
- [5] 蔡福宗.汽车用高塑性奥氏体 TWIP 钢的热变形行为及力学性能分析[J].铸造技术,2015,36(9): 2217-2220.
CAI F Z. Hot deformation behavior and mechanical performance of high ductility austenite TWIP steel used in vehicle [J]. Foundry Technology, 2015, 36(9): 2217-2220.
- [6] KHAN M S, GHATEI-KALASHAMI A, WANG X, BIRO E, ZHOU Y N. Refining the hierarchical structure of lath martensitic steel by in situ alloying with nickel: Morphology, crystallography, and mechanical properties[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57(44): 20867-20894.
- [7] MIYAMOTO G, TAKAYAMA N, FURUHARA T. Accurate measurement of the orientation relationship of lath martensite and bainite by electron backscatter diffraction analysis[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(12): 1113-1116.
- [8] 杨然,宋韶杰,刘飞龙,申熙美,宋克兴,刘峰.累积叠轧焊 Cu/Nb 多层材料中的滑移传递研究[J/OL].金属学报,1-13.[2026-07-06].
<https://link.cnki.net/urlid/21.1139.TG.20241217.2127.004>.
- [9] MORITO S, ADACHI Y, OHBA T. Morphology and crystallography of sub-blocks in ultra-low carbon lath martensite steel[J]. Materials Transactions, 2009, 50(8): 1919-1923.
<https://link.cnki.net/urlid/21.1139.TG.20241217.2127.004>.
- [10] WANG K, HU F, ZHOU W, ZHANG D, YIN C, YERSHOV S, WU K. Effect of refined multi-scale microstructures on the ultra-high impact toughness of bainitic steel austempered below ms temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 5773-5785.
- [11] LIU F L, SONG S J, WANG L, SONG K X, LIU F. New insight into the role of austenite grain size in the bainitic transformation of low carbon steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 38: 997-1013.
- [12] SHIBATA A, MIYAMOTO G, MORITO S, NAKAMURA A, MORONAGA T, KITANO H, GUTIERREZ-URRUTIA I, HARA T, TSUZAKI K. Substructure and crystallography of lath martensite in as-quenched interstitial-free steel and low-carbon steel[J]. Acta Materialia, 2023, 246: 118675.
- [13] ROWENHORST D J, GUPTA A, FENG C R, SPANOS G. 3D crystallographic and morphological analysis of coarse martensite: Combining EBSD and serial sectioning[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(1): 11-16.
- [14] MOTOMURA S, HARA T, OMORI T, KAINUMA R, NISHIDA M. Morphological and chemical analysis of bainite in Cu-17Al-11Mn (at.%) alloys by using orthogonal FIB-SEM and double-EDS STEM[J]. Microscopy, 2016, 65(3): 243-252.
- [15] MORITO S, YOSHIDA S, HAYAMIZU R, HAYASHI T, OHBA T, TERASAKI H, KOMIZO Y. Three-dimensional approach to observing growth of blocks and packets in Fe-18Ni maraging steel [J]. Materials Science Forum, 2014, 783-786: 916-919.
- [16] ZHAO J J, YU X P, SHENTU X P, LI D T. The application and development of electron microscopy for three-dimensional reconstruction in life science: A review[J]. Cell and Tissue Research, 2024, 396(1): 1-18.
- [17] 苗田雨,饶磊,柏雪,游凯.基于数值三维重构的含缺陷非均质材料力学性能研究[J].铸造技术,2020,41(3): 214-218.
MIAO T Y, RAO L, BAI X, YOU K. Study on mechanical properties of non-homogeneous materials with defects based on numerical three-dimensional reconstruction[J]. Foundry Technology, 2020, 41(3): 214-218.
- [18] WANG K, HU F, LING Y, WAN X L, ZHOU S B, YERSHOV S, WU K M. Three-dimensional morphology and crystallographic characteristics of the low-temperature bainitic microstructure in high-carbon steel[J]. Vacuum, 2023, 216: 112465.
- [19] GALLEGOS-PATTERSON D, ORTIZ K, DANIELSON C, MADISON J D, POLONSKY A T. A framework for closed-loop optimization of an automated mechanical serial-sectioning system via run-to-run control as applied to a robo-Met.3D[J]. JOM, 2022, 74(8): 2930-2940.
- [20] ROWENHORST D J, NGUYEN L, MURPHY-LEONARD A D,

- FONDA R W. Characterization of microstructure in additively manufactured 316L using automated serial sectioning[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2020, 24(3): 100819.
- [21] HOLZER L, CANTONI M. Review of FIB-tomography [M]//UTKE I, MOSHKALEV S, RUSSELL P. Nanofabrication using focused ion and electron beams: Principles and applications. New York: Oxford University Press, 2012: 410-435.
- [22] WINIARSKI B. Focused beams for use in EBSD [C]//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Bristol: IOP Publishing, 2025, 1324(1): 012013.
- [23] HOLZNER C, LAVERY L, BALE H, MERKLE A, MCDONALD S, WITHERS P, ZHANG Y, JENSEN D J, KIMURA M, LYCKEGAARD A, REISCHIG P, LAURIDSEN E M. Diffraction contrast tomography in the laboratory-applications and future directions[J]. *Microscopy Today*, 2016, 24(4): 34-43.
- [24] MCDONALD S A, BURNETT T L, DONOGHUE J, GUENIN-CHAULT N, BALE H, HOLZNER C, LAURIDSEN E M, WITHERS P J. Tracking polycrystal evolution non-destructively in 3D by laboratory X-ray diffraction contrast tomography[J]. *Materials Characterization*, 2021, 172: 110814.
- [25] ZHANG Y, BALL J, HENNINGSSON A, WRIGHT J, LOPEZ L, JOBES D, PROUDHON H, GORDON J V. Unveiling 3D sub-grain residual stresses in as-built additively manufactured steel using scanning 3DXRD[J]. *Materials Research Letters*, 2025, 13(7): 700-708.
- [26] 唐明华, 郭军, 陈木子. 透射电子显微镜三维重构技术及其在材料研究领域的应用[J]. *电子显微学报*, 2015, 34(2): 142-148.
- TANG M H, GUO J, CHEN M Z. Introduction to electron microscopy 3D reconstruction and its application in materials science [J]. *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*, 2015, 34(2): 142-148.
- [27] COLLINS T J. ImageJ for microscopy[J]. *Biotechniques*, 2007, 43(1): 25-30.
- [28] JACKSON M, GROEBER M, DONEGAN S, DIMIDUK D. Advancements to the digital representation environment for analysis of materials in 3-dimensions - DREAM.3D [J]. *Microscopy and Microanalysis*, 2019, 25(S2): 176-177.
- [29] BACHMANN F, HIELSCHER R, SCHAE BEN H. Grain detection from 2d and 3D EBSD data—specification of the MTEX algorithm [J]. *Ultramicroscopy*, 2011, 111(12): 1720-1733.
- [30] LAVRSKYI M, GEY N, GUERAUD B, COUTURIER A, SALIB M, GERMAIN L. Segmentation of phases in low carbon steels by weak-supervised deep learning: A round robin test on different microscopes and EBSD systems[J]. *Materials Characterization*, 2025, 230: 115718.
- [31] LUDWIG W, KING A, REISCHIG P, HERBIG M, LAURIDSEN E M, SCHMIDT S, PROUDHON H, FOREST S, CLOETENS P, ROSCOAT S R D, BUFFIÈRE J Y, MARROW T J, POULSEN H F. New opportunities for 3D materials science of polycrystalline materials at the micrometre lengthscale by combined use of X-ray diffraction and X-ray imaging[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 524(1-2): 69-76.
- [32] LINDKVIST A, FANG H, JUUL JENSEN D, ZHANG Y. Optimizing laboratory X-ray diffraction contrast tomography for grain structure characterization of pure iron[J]. *Journal of Applied Crystallography*, 2021, 54(1): 99-110.
- [33] CHEN B, LI D, DAVIES P, JOHNSTON R, GE X, LI C. Recent progress of digital reconstruction in polycrystalline materials [J]. *Archives of Computational Methods in Engineering*, 2025, 32(6): 3447-3498.
- [34] MORITO S, HOANG PHAM A, OHBA T, HAYASHI T, FURUHARA T, MIYAMOTO G. Three-dimensional observations of morphology of low-angle boundaries in ultra-low carbon lath martensite [J]. *Journal of Electron Microscopy*, 2017, 66(6): 380-387.
- [35] MORITO S, EDAMATSU Y, ICHINOTANI K, OHBA T, HAYASHI T, ADACHI Y, FURUHARA T, MIYAMOTO G, TAKAYAMA N. Quantitative analysis of three-dimensional morphology of martensite packets and blocks in iron-carbon-manganese steels[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 577: S587-S592.
- [36] MORITO S, PHAM A H, HAYASHI T, MIYAMOTO G, FURUHARA T. Three-dimensional characterisation of microstructures in low-carbon lath martensite[J]. *ISIJ International*, 2022, 62(10): 1972-1980.
- [37] MOSAYEBI M, PAQUET D, DESCHÊNES P A, TÔN-THÂT L, BASSIM N. Three-dimensional characterization of morphology and distribution of boundary networks in a low-carbon martensitic stainless steel[J]. *Materials Characterization*, 2025, 229: 115456.
- [38] BELADI H, NUHFER N T, ROHRER G S. The five-parameter grain boundary character and energy distributions of a fully austenitic high-manganese steel using three dimensional data [J]. *Acta Materialia*, 2014, 70: 281-289.
- [39] BELADI H, ROHRER G S, ROLLETT A D, TARI V, HODGSON P D. The distribution of intervariant crystallographic planes in a lath martensite using five macroscopic parameters[J]. *Acta Materialia*, 2014, 63: 86-98.
- [40] PATHAK P, TIMOKHINA I, MUKHERJEE S, ROHRER G S, BELADI H. On the grain boundary network characteristics in a dual phase steel[J]. *Journal of Materials Science*, 2021, 56(35): 19674-19686.
- [41] MIRZAEI A, BARRETT C D, MA X, HODGSON P D, BELADI H. On the propensity of lath martensite intervariant boundaries to hydrogen absorption using molecular statics simulation[J]. *Materialia*, 2022, 25: 101539.
- [42] MIRZAEI A, BARRETT C D, MA X, HODGSON P D, BELADI H. New insight into toughness enhancement in a lath martensitic steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2024, 55(5): 1409-1417.
- [43] MIRZAEI A, GHADERI R, HODGSON P D, MA X, ROHRER G S, BELADI H. The influence of parent austenite characteristics on the intervariant boundary network in a lath martensitic steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2022, 57(19): 8904-8923.
- [44] MIRZAEI A, HODGSON P D, MA X, PETERSON V K, FARABI E, ROHRER G S, BELADI H. The role of parent austenite grain size on the variant selection and intervariant boundary network in a lath martensitic steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 889: 145793.
- [45] GOVINDARAJ V, FARABI E, KADA S, HODGSON P D, P

- SINGH R, ROHRER G S, BELADI H. Effect of manganese on the grain boundary network of lath martensite in precipitation hardenable stainless steels[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 886: 161333.
- [46] MORITO S, HAYASHI T, OHBA T, ADACHI Y. The relationship between microstructural units and their boundary natures in ultra-low carbon lath martensite[A]//*Journal of Physics: Conference Series*[C]. Bristol: IOP Publishing Ltd. 2014: 397-404.
- [47] ZHANG S, MORITO S, KOMIZO Y I. Variant selection of low carbon high alloy steel in an austenite grain during martensite transformation[J]. *ISIJ International*, 2012, 52(3): 510-515.
- [48] MOSAYEBI M, DESCHÊNES P A, PAQUET D, TÔN-THÂ L, BASSIM N. Three-dimensional analysis of local and dominant habit planes in a lath martensitic stainless steel [J]. *Materialia*, 2025, 42: 102494.
- [49] SUGIYAMA M, TAKEI M, SEKIDA S, MARUYAMA N. Characterization of hierarchical lath martensite microstructure in low carbon steels using ultra-high voltage TEM and SEM-EBSD analysis [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2022, 1249(1): 012020.
- [50] CAYRON C, BAUR A, LOGÉ R. Intricate morphologies of laths and blocks in low-carbon martensitic steels[J]. *Materials & Design*, 2018, 154: 81-95.
- [51] YEDDU H K, RAZUMOVSKIY V I, BORGSTAM A, KORZHAVYI P A, RUBAN A V, ÅGREN J. Multi-length scale modeling of martensitic transformations in stainless steels[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(19): 6508-6517.
- [52] ZHANG G H, TAKEUCHI T, ENOMOTO M, ADACHI Y. Influence of crystallography on ferrite nucleation at austenite grain-boundary faces, edges, and corners in a Co-15Fe alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(6): 1597-1608.
- [53] 魏玄理, 黄林科, 刘峰. 通过预变形奥氏体加速中锰钢贝氏体相变及其对力学性能的影响[J]. *铸造技术*, 2025, 46(5): 439-447.
- WEI X L, HUANG L K, LIU F. Accelerated bainite transformation of medium manganese steel by austenite predeformation and its influence on mechanical properties[J]. *Foundry Technology*, 2025, 46(5): 439-447.
- [54] 郭建良, 程巨强, 麻以林. 冷却工艺对高强度贝氏体钢组织和性能的影响[J]. *铸造技术*, 2021, 42(6): 509-512.
- GUO J L, CHENG J Q, MA Y L. Effect of cooling process on microstructure and properties of high strength bainite steels [J]. *Foundry Technology*, 2021, 42(6): 509-512.
- [55] JIMBO S, NAMBU S. Three-dimensional observation of upper bainite in the initial stage of transformation in 0.4 wt% C TRIP steel[J]. *Metals*, 2023, 13(2): 355.
- [56] BELADI H, TARI V, TIMOKHINA I B, CIZEK P, ROHRER G S, ROLLETT A D, HODGSON P D. On the crystallographic characteristics of nanobainitic steel [J]. *Acta Materialia*, 2017, 127: 426-437.
- [57] HU H, XU G, NABEEL M, DOGAN N, ZUROB H S. In situ study on interrupted growth behavior and crystallography of bainite[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(2): 817-825.
- [58] TSUBOI M, SHIBATA A, TERADA D, TSUJI N. Role of different kinds of boundaries against cleavage crack propagation in low-temperature embrittlement of low-carbon martensitic steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(7): 3261-3268.
- [59] WANG X L, WANG Z Q, DONG L L, SHANG C J, MA X P, SUBRAMANIAN S V. New insights into the mechanism of cooling rate on the impact toughness of coarse grained heat affected zone from the aspect of variant selection[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 704: 448-458.
- [60] WANG X L, MA X P, WANG Z Q, SUBRAMANIAN S V, XIE Z J, SHANG C J, LI X C. Carbon microalloying effect of base material on variant selection in coarse grained heat affected zone of X80 pipeline steel [J]. *Materials Characterization*, 2019, 149: 26-33.
- [61] WANG X L, WANG Z Q, MA X P, SUBRAMANIAN S V, XIE Z J, SHANG C J, LI X C. Analysis of impact toughness scatter in simulated coarse-grained HAZ of E550 grade offshore engineering steel from the aspect of crystallographic structure [J]. *Materials Characterization*, 2018, 140: 312-319.
- [62] SHIBATA A, GUTIERREZ-URRUTIA I, NAKAMURA A, OKADA K, MIYAMOTO G, MADI Y, BESSON J, HARA T, TSUZAKI K. Three-dimensional propagation behavior of hydrogen-related intergranular cracks in high-strength martensitic steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2023, 48(88): 34565-34574.
- [63] YANG M, ZHONG Y, LIANG Y I. Competition mechanisms of fatigue crack growth behavior in lath martensitic steel [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2018, 41(12): 2502-2513.
- [64] MORS DORF L, TASAN C C, PONGE D, RAABE D. 3D structural and atomic-scale analysis of lath martensite: Effect of the transformation sequence[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 366-377.
- [65] UEKI S, MINE Y, LU X, CHIU Y L, BOWEN P, TAKASHIMA K. Effect of geometric lath orientation on fatigue crack propagation via out-of-plane dislocation glide in martensitic steel[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 203: 114045.
- [66] UEKI S, MINE Y, TAKASHIMA K. Microstructure-sensitive fatigue crack growth in lath martensite of low carbon steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 773: 138830.
- [67] UEKI S, MATSUMURA T, MINE Y, MORITO S, TAKASHIMA K. Microstructural fatigue crack growth in single-packet structures of ultra-low carbon steel lath martensite[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 173: 80-85.
- [68] SHIBATA A, MOMOTANI Y, MURATA T, MATSUOKA T, TSUBOI M, TSUJI N. Microstructural and crystallographic features of hydrogen-related fracture in lath martensitic steels[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(13): 1524-1532.
- [69] CHO L, BRADLEY P E, LAURIA D S, MARTIN M L, CONNOLLY M J, BENZING J T, SEO E J, FINDLEY K O, SPEER J G, SLIFKA A J. Characteristics and mechanisms of hydrogen-induced quasi-cleavage fracture of lath martensitic steel[J]. *Acta Materialia*, 2021, 206: 116635.
- [70] TODA H, TAKIJIRI A, AZUMA M, YABU S, HAYASHI K, SEO D, KOBAYASHI M, HIRAYAMA K, TAKEUCHI A, UESUGI K. Damage micromechanisms in dual-phase steel investigated with combined phase- and absorption-contrast tomography[J]. *Acta Materialia*, 2017, 126: 401-412.

- [71] KNIGHT S P, SALAGARAS M, TRUEMAN A R. The study of intergranular corrosion in aircraft aluminium alloys using X-ray tomography[J]. Corrosion Science, 2011, 53(2): 727-734.
- [72] SHIBATA A, GUTIERREZ-URRUTIA I, NAKAMURA A, MIYAMOTO G, MADI Y, BESSON J, HARA T, TSUZAKI K. Multi-scale three-dimensional analysis on local arrestability of intergranular crack in high-strength martensitic steel[J]. Acta Materialia, 2022, 234: 118053.
- [73] SHIBATA A, GUTIERREZ-URRUTIA I, NAKAMURA A, MORONAGA T, OKADA K, MADI Y, BESSON J, HARA T. Local crack arrestability and deformation microstructure evolution of hydrogen-related fracture in martensitic steel [J]. Corrosion Science, 2024, 233: 112092.
- [74] SHIBATA A, GUTIERREZ-URRUTIA I, OKADA K, MIYAMOTO G, MADI Y, BESSON J, TSUZAKI K. Relationship between mechanical response and microscopic crack propagation behavior of hydrogen-related intergranular fracture in as-quenched martensitic steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142288.
- [75] MATSUMOTO R, RIKU M, TAKETOMI S, MIYAZAKI N. Hydrogen-Grain boundary interaction in Fe, Fe-C, and Fe-N systems [J]. Progress in Nuclear Science and Technology, 2011, 2: 9-15.
- [76] KIM J H, MIYAMOTO G, SHIBATA A, HOJO T, KOYAMA M, ZHANG Y, FURUHARA T. Influence of austenite grain boundary misorientation on hydrogen-induced intergranular crack propagation in a medium carbon martensitic steel[J]. Acta Materialia, 2024, 274: 120036.

(责任编辑:宫文婧)