

# DH & DP 钢显微组织、力学性能及形变机制差异研究

周莉<sup>1</sup>, 薛仁杰<sup>2\*</sup>, 曹晓恩<sup>3</sup>, 文才君<sup>4</sup>

(1. 重庆工业职业技术学院机械工程与自动化学院, 重庆 401120; 2. 河钢集团材料技术研究院, 河北 石家庄 050000; 3. 河钢集团邯钢公司技术中心, 河北 邯郸 056015; 4. 西安交通大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710049)

**摘要:** 采用高速拉伸试验、综合成形试验、场发射扫描电镜(SEM)、X射线衍射(XRD)、电子背散射衍射(EBSD)等表征方法研究了 DH780 与 DP780 冷轧双相钢组织性能差异。研究表明, DH780 与 DP780 显微组织差异关键在于是否存在残余奥氏体, 前者存在约 5.1% 残余奥氏体, 呈块状、薄膜状、链状与细小粒状位于相界面与铁素体晶界处, 在变形过程中具有显著 TRIP 效应, 同时残余奥氏体具有更多滑移系可有效减缓位错塞积、延缓应力集中与裂纹源的形成, 使得 DH780 较 DP780 具有更优良的强塑积及扩孔性能。高速拉伸试验表明, DH780 较 DP780 具有更高的应变速率敏感性特征; 随着应变速率的提升, DH780 强塑积增加至 38.83 GPa·%, 吸能性能显著增强。

**关键词:** 双相钢; 残余奥氏体; TRIP 效应; 应变速率; 强塑积; 扩孔性能

中图分类号: TF76, TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)06-0186-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.06.026

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



与作者互动  
听语音  
聊科研

## Study on the differences in microstructure, mechanical properties, and deformation mechanism between DH and DP steels

Zhou Li<sup>1</sup>, Xue Renjie<sup>2\*</sup>, Cao Xiaoen<sup>3</sup>, Wen Caijun<sup>4</sup>

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Chongqing Industry Polytechnic College, Chongqing 401120, China; 2. Materials Technology Research Institute, HBIS Group, Shijiazhuang 050000, Hebei, China; 3. Technology Center, Hansteel Company, HBIS Group, Handan 056015, Hebei, China; 4. Material Science and Engineering School, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China)

**Abstract:** High speed tensile test, comprehensive forming test, field emission scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), electron backscatter diffraction (EBSD) and other characterization methods were used to study the differences of microstructure and properties between DH780 and DP780 cold-rolled dual phase steels. The research shows that the main differences between the microstructures of DH780 and DP780 steels depend on the occurrence of retained austenite. The former has about 5.1% retained austenite, which is located at the phase interfaces and ferrite grain boundary in the blocks, thin films, chains and fine particles appearances. It has a significant TRIP effect during deformation. At the same time, the retained austenite has more slip systems, which can effectively retard the dislocation accumulation, stress concentration and crack initiation. DH780 has better strength-ductility bal-

收稿日期: 2022-11-28

基金项目: 重庆市教委科学技术研究项目(KJQN202103211)。

作者简介: 周莉, 1989年出生, 女, 重庆忠县人, 讲师, 硕士, 主要从事高品质钢铁材料研究, E-mail: [zhouli89@yeah.net](mailto:zhouli89@yeah.net);

\*通讯作者: 薛仁杰, 1987年出生, 男, 河北石家庄人, 工程师, 硕士, 主要从事汽车板产品开发及应用技术研究, E-mail: [jjier-enxue@126.com](mailto:jjier-enxue@126.com)。

ance (TS × EL) and hole expanding performance than DP780. High speed tensile test shows that DH780 has higher strain rate sensitivity than DP780; With the increase of strain rate, the strength-ductility balance (TS × EL) of DH780 increases to 38.83 GPa·%, and the energy absorption performance is significantly enhanced.

**Key words:** dual phase steel, retained austenite, TRIP effect, strain rate, strength-ductility balance (TS × EL), hole expanding performance

## 0 引言

冷轧双相钢 (DP 钢) 作为第 1 代先进高强钢 (Advanced High Strength Steel), 具有屈服强度低、初始加工硬化率高以及良好强塑性匹配的特点, 广泛应用于白车身零部件<sup>[1]</sup>。传统 DP 钢显微组织由铁素体 (F) 与马氏体 (M) 组成, 其中 F/M 的比例决定了强度/塑性的匹配<sup>[2]</sup>。然而, 随着强度的提升、塑性衰减较快, 限制了复杂零件的成形与应用。随着汽车制造业的发展与升级, 安全与节能成为汽车评价的主要指标, 对汽车用钢的生产提出了更高要求。面对汽车行业新发展需求及高强双相钢的应用限制, 首钢联合北京科技大学成功开发了增强成形性双相钢 (DH 钢), 在传统双相钢两相组织基础上引入少量亚稳态残余奥氏体, 在受力变形状态下, 残余奥氏体发生相变诱导塑性 (即 TRIP 效应), 使材料强度与塑性得到提升<sup>[3]</sup>, 更适合用于复杂结构件与安全件的加工成形, 作为新型先进高强钢极具市场应用前景。

目前, 关于 DH 钢的研究主要集中在退火热处理工艺对组织性能的影响方面<sup>[4-6]</sup>, 关于 DH 钢与 DP 钢显微组织、力学性能及形变机制的差异报道较少。笔者选取典型牌号 DH780 与 DP780 作为研

究对象, 对不同应变速率下钢的力学性能及扩孔性能进行了对比分析, 探究了增强成形性双相钢强韧性机制, 对汽车选材与 DH 钢的应用推广具有重要参考意义。

## 1 试验材料与方法

试验材料为某钢厂采用 260 t 转炉→LF+RH 双精炼→板坯连铸→2250 热连轧→2180 酸连轧→2030 连续退火工艺路径生产的厚度为 1.2 mm 的 DH780 与 DP780 冷轧高强钢, 其主要化学成分如表 1 所示。传统 DP780 采用低 C-Mn-Si-Cr-Nb-Ti 成分体系, 低碳设计保证良好焊接性能; Mn 为奥氏体稳定元素及发挥固溶强化作用<sup>[1]</sup>; Si 为铁素体强化元素, 抑制碳化物的生成; Cr 发挥固溶强化作用, 同时提高淬透性; 固溶 Nb 在高温奥氏体晶界偏聚, 对高温奥氏体晶界具有拖曳作用, 可细化形变奥氏体晶粒, 进而细化相变组织; Nb、Ti 具有第二相析出强化作用<sup>[7]</sup>。增强成形性双相钢 DH780 较 DP780 具有更高 C 含量, 目的是实现两相区均热过程具有足够 C 原子向奥氏体富集, 提升奥氏体 (残余奥氏体) 的稳定性; Al 元素与 Si 元素作用相似, 促进铁素体相变、C 原子扩散与抑制碳化物析出, 同时 Al 具有推迟珠光体相变的作用<sup>[8]</sup>。

表 1 试验钢主要化学成分  
Table 1 Main chemical compositions of experimental steels

牌号	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Nb	Ti
DH780	0.17~0.19	2.1~2.3	0.4~0.5	≤0.010	≤0.005	0.18~0.21	0.7~0.9	0.02~0.04	-
DP780	0.09~0.12	2.0~2.4	0.5~0.6	≤0.010	≤0.005	0.28~0.30	-	0.02~0.03	0.02~0.04

利用 Empyrean 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对试验钢中残余奥氏体含量进行检测。试验采用 Co 靶、步宽为 0.02°、扫描速率 1°/min、扫描角度 30°~130°、管电压 40 kV、管电流 200 mA。选取  $\gamma$  相中 (200)、(220)、(311) 衍射线与  $\alpha$  相中 (200)、(211) 衍射线, 利用五峰法对各晶面累计衍射强度进行计算得到残

余奥氏体含量<sup>[9]</sup>。试验钢经抛光、4% 硝酸酒精溶液侵蚀后分别在 Zeiss 金相显微镜与 Zeiss Ultra55 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 下进行显微组织观察。经 20% 高氯酸酒精溶液电解抛光后进行电子背散射衍射 (EBSD) 表征。

为了研究板料冲压成形过程中的受力状态, 同

时考虑拉伸数据准确性,采用 CMT5305 型拉伸试验机分别以 0.001、0.01、0.1 s<sup>-1</sup> 的应变速率进行准静态拉伸试验,采用 HTM5020 型高速拉伸试验机分别以 1、10、50、100、200、500、1 000 s<sup>-1</sup> 的应变速率进行动态拉伸试验。按照 ISO 26203-2-2011《金属材料.高应变率拉伸试验.第 2 部分:伺服液压和其他试验系统》要求,采用钼丝切割机将钢板加工成高速拉伸试样,线切割加工后用砂纸打磨去除线切割痕,以保证试样切割面平整光滑,试样尺寸如图 1 所示。扩孔试验能够反映板料凸缘翻边性能,为了对比成形过程凸缘翻边能力,按照 ISO16630 标准进行扩孔试验。

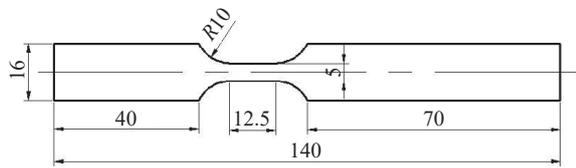


图 1 高速拉伸试样示意(单位:mm)

Fig. 1 Schematic diagram of the sample for high-speed stretching tests

## 2 试验结果与分析

### 2.1 XRD 对比分析

图 2 为 DH780 与 DP780 试样 XRD 衍射图谱,可知, DH780 存在 (200) $\gamma$ 、(220) $\gamma$ 、(311) $\gamma$  特征峰,根据公式 (1)<sup>[10]</sup> 计算,可知 DH780 中残余奥氏体含量为 5.1%,而 DP780 中几乎不存在残余奥氏体。

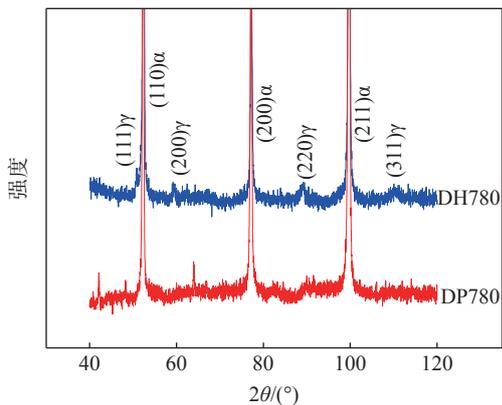


图 2 DH780 与 DP780 试样 XRD 衍射谱

Fig. 2 XRD patterns of DH780 and DP780 samples

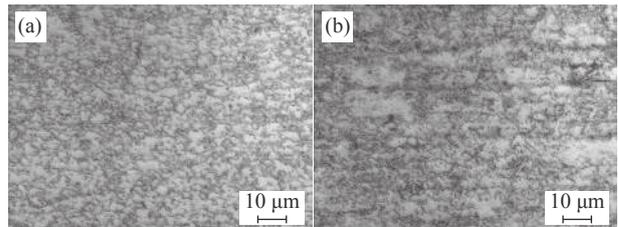
$$V_A = \frac{1 - V_C}{1 + G \frac{I_{M(hkl)_i}}{I_{A(hkl)_j}}} \quad (1)$$

式中,  $V_A$  为奥氏体相的体积分数,%;  $V_C$  为碳化物相

总量的体积分数,%;  $I_{M(hkl)_i}$  为马氏体 (hkl)<sub>i</sub> 晶面衍射线的累计强度;  $I_{A(hkl)_j}$  为奥氏体 (hkl)<sub>j</sub> 晶面衍射线的累计强度;  $G$  为奥氏体 (hkl) 晶面与马氏体 (hkl) 晶面所对应的强度因子之比。

### 2.2 显微组织对比分析

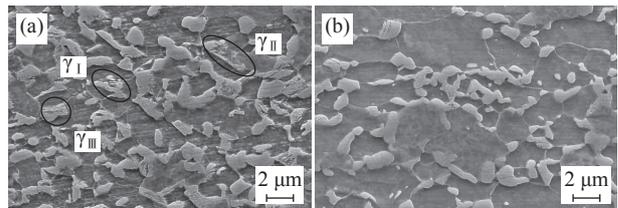
图 3 为 DH780 与 DP780 光学显微组织形貌,二者均为铁素体与马氏体,其中 DH780 晶粒均匀细小,马氏体组织分布更为弥散,而 DP780 组织中存在大块状多边形铁素体与明显的碳化物析出,带状组织较明显。由于光学显微镜无法分辨是否存在残余奥氏体与马氏体的分布形态,需要借助扫描电镜与 EBSD 进一步表征。在扫描电镜下发现, DH780 与 DP780 显微组织中马氏体均为板条马氏体,其中 DP780 中马氏体以淬火态为主,而 DH780 中存在少量回火马氏体,分析与过时效过程中马氏体中碳化物析出有关,如图 4、5 所示。



(a) DH780; (b) DP780

图 3 DH780 与 DP780 显微组织(OM)

Fig. 3 Optical microstructures of DH780 and DP780



(a) DH780; (b) DP780

图 4 DH780 与 DP780 显微组织(SEM)

Fig. 4 Scanning electron microscopes of DH780 and DP780

综合 SEM 与 EBSD 结果显示, DH780 中残余奥氏体呈块状、薄膜状、链状与细小粒状在铁素体基体中分布<sup>[11]</sup>,其主要以 3 种形式分别位于铁素体界面 (F/F,  $\gamma_I$ )、位于铁素体或马氏体晶粒中 (M&F,  $\gamma_{II}$ )、位于铁素体和马氏体交界 (F/M,  $\gamma_{III}$ ),且多数位于相界面与铁素体晶界处,如图 4 与图 5 所示。点链状或者薄膜长条状分布的残余奥氏体较稳定,一般在应力加载过程的中期才发生应力诱导马氏体相变;块状形式存在的残余奥氏体在施加应力初期优

先发生 TRIP 效应。残余奥氏体  $\gamma_{\text{M}}$  在 F/M 边界呈亮白边圈, 主要因为两相区退火过程中 Mn 元素短程扩散致使在 F/M 边界形成富 Mn 区, 富 Mn 区淬透性较高, 局部区域 Ms 点下降, 奥氏体稳定性提高, 以残余奥氏体形式保留至室温, 与岛内马氏体组织具有不同的色差效应。

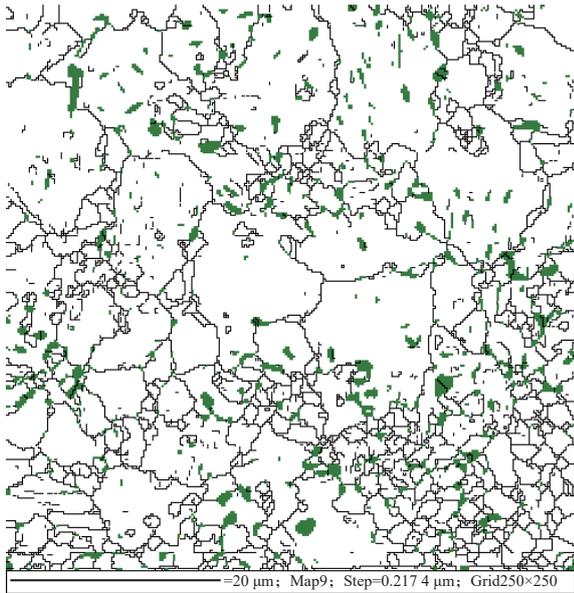


图 5 DH780 残余奥氏体分布

Fig. 5 Distribution of residual austenite in DH780

### 2.3 力学性能及扩孔性能对比分析

#### 2.3.1 不同应变速率下力学性能对比分析

钢铁材料变形本质是位错滑移与增殖的过程。

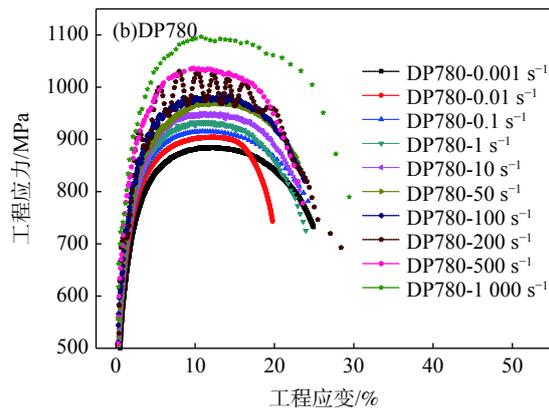
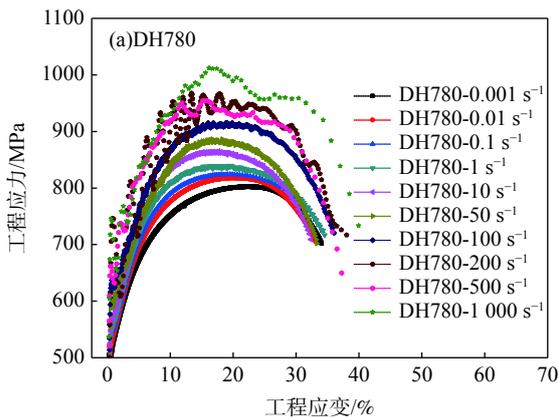


图 6 工程应力-应变曲线

Fig. 6 Engineering stress-strain curves

残余奥氏体的引入使 DH780 具有 TRIP 效应的增塑机制, 可有效降低位错运动阻力, 较传统 DP780 表现出更高强塑特性。随着应变速率提升, DH780 强塑积由 27.06 GPa·% 增加至 38.83 GPa·%, 其材料吸能性能显著增强。表 2 为试验钢应变速

冷轧双相钢以马氏体与铁素体组织为主, 两相中位错主要以无钉扎自由态存在, 在低应变速率下(含准静态), 铁素体内可动位错优先开启进行滑移与增殖, 故 DP780 与 DH780 应力-应变曲线均无明显屈服现象, 如图 6 所示。应变速率增加初期, DP780 和 DH780 的屈服强度、抗拉强度随应变速率的增加均呈现小幅度增加的趋势。在准静态条件下, 当应变速率达到  $10 \text{ s}^{-1}$  时, 屈服强度、抗拉强度出现较为明显的提升, 之后随着应变速率增加, 强度不断升高。

图 7 为应变速率对强塑性指标的影响。应变速率的提高改变了位错滑移与增殖机制, 高应变速率下材料强塑性均明显增加。在应变速率由  $0.001 \text{ s}^{-1}$  增加至  $1000 \text{ s}^{-1}$  过程中, DP780 屈服强度由 531 MPa 增加到 724 MPa, 增加了 36%, 抗拉强度由 876 MPa 增加到 1021 MPa, 增加了 16%; 而 DH780 屈服强度由 500 MPa 增加到 690 MPa, 增加了 38%, 抗拉强度由 796 MPa 增加到 997 MPa, 增加了 26%, 说明 DH780 较 DP780 表现出较强的应变速率敏感性特征。由于 DH780 基体存在一定量的残余奥氏体, 奥氏体面心立方结构(FCC)中可动滑移系多, 有利于位错滑移, 更为重要的是变形过程应变速率的提高为残余奥氏体转变为马氏体(即 TRIP 效应)提供了足够动力, 使变形区域的塑性进一步提升, 从而延缓裂纹的形成与扩展, 提高材料的变形能力。

率  $0.01 \text{ s}^{-1}$  条件下的准静态力学性能, DP780 和 DH780 垂直轧制方向(横向)的强度均高于轧制方向, DH780 的断后延伸率均达到 30% 以上, 整体断后延伸率较 DP780 高 6.9 ~ 12.5 个百分点, 塑性指标显著优于 DP780。

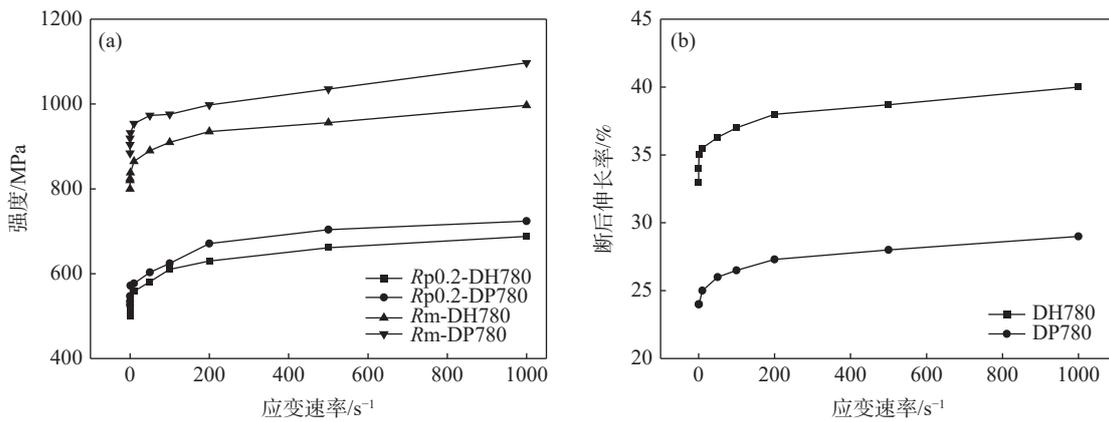


图7 强塑性指标与应变速率的关系  
Fig. 7 Relationship between strength & plasticity index and strain rate

表2 准静态力学性能( $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ )  
Table 2 Quasi-static mechanical properties ( $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ )

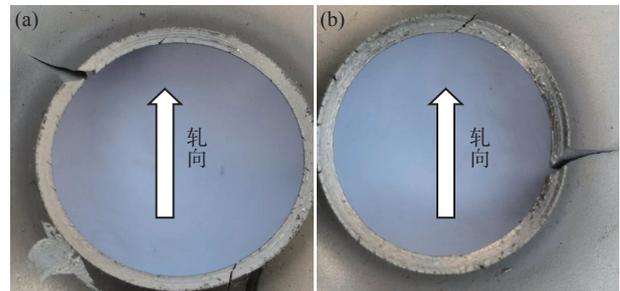
牌号	方向	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	断后伸长率 /%	强塑积 /(GPa·%)
DH780	0°	501	823	31.3	25.76
	45°	487	804	31.6	25.41
	90°	522	831	30.8	25.59
DP780	0°	511	818	19.5	18.41
	45°	529	821	24.7	17.82
	90°	541	843	18.3	16.27

2.3.2 扩孔性能对比分析

根据 GB/T 24524-2021《金属材料 薄板和薄带扩孔试验方法》分别对试验钢 DH780 和 DP780 进行扩孔率检测,测量 3 次取平均值。DP780 试样扩孔率为 50.32%,而 DH780 试样扩孔率达到 74.61%,较 DP780 提升 48.27%。扩孔试验过程中与锥头接触的板料下表面(凸缘翻边后为内侧)受压应力作用,而板料上表面(凸缘翻边后为外侧)受张应力作用。扩孔过程中板料上表面变形程度大于下表面,随着扩孔直径的增大,凸缘翻边外侧受到的张应力越大,当超过材料强度极限时出现裂纹萌生及扩展,裂纹由凸缘翻边外侧向内侧延伸,扩展路径与板料厚度方向呈 45°分布。由于板带横向强度高,塑性指标低于轧制方向,裂纹多在垂直轧向的两侧出现,具体如图 8 所示。

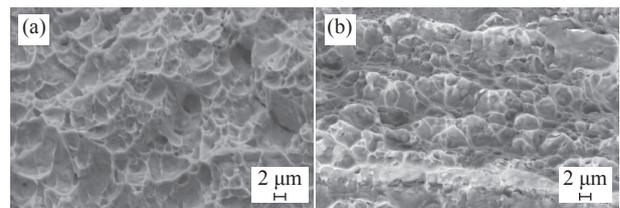
宏观而言由于铁素体与马氏体硬度、弹性模量不同,受力过程两相变形能力存在显著差异,导致在铁素体/马氏体两相界面处产生应力集中,当相界面处应力超过两相结合力时开始萌生裂纹,并且随着变形过程裂纹沿铁素体/马氏体相界面处扩展。微观组织观察可知,DH780 与 DP780 显微组织均以铁素体与弥散分布马氏体为主,组织细小均匀,扩孔变

形初期,位错在铁素体中滑移,并在晶界与相界面处产生塞积,随着应力提高,马氏体位错开启与增殖,在相界面处不断交织与缠结,形成较大应力集中,进而发展成为裂纹源。试验钢 DH780 中存在约 5% 残余奥氏体,奥氏体具有更多滑移系可有效减缓位错塞积,同时应力作用下残余奥氏体 TRIP 效应更为显著,从而延缓了应力集中与裂纹源的形成<sup>[12]</sup>。



(a)DH780; (b)DP780  
图8 扩孔裂纹宏观形貌  
Fig. 8 Macro morphology of reaming cracks

图 9 为试验钢扩孔试验断口微观形貌,两者均为韧性断裂,DH780 韧窝较大且深、撕裂脊明显,而 DP780 韧窝相对较浅、无明显撕裂脊。亦说明扩孔过程中 DH780 抗局部变形能力更强,具有更高的塑性与扩孔性能。



(a) DH780; (b) DP780  
图9 扩孔裂纹断口形貌  
Fig. 9 Fracture morphology of reaming cracks

### 3 结论

1) 试验钢 DH780 由铁素体、马氏体、残余奥氏体组成,其中残余奥氏体含量约 5.1%,呈块状、薄膜状、链状与细小粒状,位于相界面与铁素体晶界处。

2) 随着应变速率的提升,材料屈服强度、抗拉强度均呈现增强趋势,DH780 较 DP780 具有更高的

应变速率敏感性特征,DH780 强塑积增加至 38.83 GPa·%,吸能性能显著增强。

3) DH780 残余奥氏体在塑性变形过程中转变为马氏体,TRIP 效应显著实现材料塑性提升;同时奥氏体具有更多滑移系可有效减缓位错塞积、延缓应力集中与裂纹源的形成,使得 DH780 较 DP780 具有更高扩孔率,扩孔率达到 74.61%。

### 参考文献

- [1] Tang Di, Zhao Zhengzhi, Mi Zhenli, *et al.* Advanced high strength strip steel for automobile[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2016.  
(唐荻,赵征志,米振莉,等.汽车用先进高强板带钢[M].北京:冶金工业出版社,2016.)
- [2] Kang Yonglin. Theory and technolog of processing and forming for advanced automobile steel sheets[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.  
(康永林.现代汽车板工艺及成形理论与技术[M].北京:冶金工业出版社,2009.)
- [3] Liang Jiangtao, Zhao Zhengzhi, Liu Kun, *et al.* Microstructure and properties of 1300 MPa grade Nb microalloying DH steel[J]. Chinese Journal of Engineering, 2021, 43(3): 392–399.  
(梁江涛,赵征志,刘锟,等.1300 MPa级Nb微合金化DH钢的组织性能[J].工程科学学报,2021,43(3):392–399.)
- [4] Wang Hui, Deng Zhaojun, Lin Chengjiang, *et al.* Effect of temper-aging temperature on the microstructures and properties of the annealed high aluminum dual phase steel[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(S2): 184–187.  
(王辉,邓照军,林承江,等.连退时效温度对高铝双相钢组织及性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2011,40(S2):184–187.)
- [5] Deng Zhaojun, Liu Jing, Wang Hui, *et al.* Influence of annealing temperature on microstructure of a high aluminum dual phase steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(3): 111–114.  
(邓照军,刘静,王辉,等.退火温度对高铝双相钢微观组织的影响[J].材料热处理学报,2011,32(3):111–114.)
- [6] Zhou Li, Xue Renjie, Cao Xiao'en, *et al.* Study on microstructure and properties of high aluminum dual phase steel 980DH with high formability[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2022, 43(2): 186–191.  
(周莉,薛仁杰,曹晓恩,等.高铝增强成形性双相钢980DH组织性能研究[J].钢铁钒钛,2022,43(2):186–191.)
- [7] Du Yifei, Li Wang, Tian Yaqiang. Application progress of Nb, V and Ti microalloying in TRIP steel for automobile[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(8): 50–59.  
(杜一飞,黎旺,田亚强. Nb、V、Ti微合金化在汽车用TRIP钢中的应用进展[J].金属热处理,2019,44(8):50–59.)
- [8] Lu Lin, Tang Di, Jiang Haitao. Microstructure and properties of high aluminum 1000 MPa cold rolling hot dip galvanized dual phase steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(4): 116–120.  
(卢淋,唐荻,江海涛.高铝1000 MPa级热镀锌双相钢的组织 and 性能[J].材料热处理学报,2015,36(4):116–120.)
- [9] Tian Yaqiang, Tian Geng, Zheng Xiaoping, *et al.* C and Mn elements characterization and stability of retained austenite in different locations of quenching and partitioning bainite steels[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(3): 332–340.  
(田亚强,田耕,郑小平,等.淬火配分贝氏体钢不同位置残余奥氏体C、Mn元素表征及其稳定性[J].金属学报,2019,55(3):332–340.)
- [10] YB/T5338-2019. Retained austenite in steel-quantitative determination-method of X-ray diffractometer[S].  
(YB/T5338-2019.钢中奥氏体定量测定X射线衍射仪法[S].)
- [11] Hou Xiaoying, Bi Yongjie, Hao Liang. Analysis on microstructure and strengthening mechanisms of hot-rolled TRIP980 steel[J]. Iron and Steel, 2019, 54(4): 63–67.  
(侯晓英,毕永杰,郝亮.热轧TRIP980钢微观组织及强化机制分析[J].钢铁,2019,54(4):63–67.)
- [12] Zhang Wei, Pan Yue, Liu Huasai, *et al.* Effect of strain rate on properties of dual phase steel with high formability[J]. Iron and Steel, 2022, 57(4): 123–129.  
(张伟,潘跃,刘华赛,等.应变速率对增强成形性双相钢性能影响分析[J].钢铁,2022,57(4):123–129.)