

预应变对 X80 管线钢冲击断裂行为的影响

王朝阳¹, 尤景泽², 孟 彤², 张连旺¹, 孙 超², 王 慧³, 于镇洋¹, 宋 明^{2*}

(1. 天津工业大学机械工程学院, 天津 300387; 2. 中国特种设备检测研究院, 北京 101300; 3. 中国中化控股有限责任公司, 河北 雄安 071051)

摘 要:开展了预应变对 X80 管线钢冲击断裂行为影响的研究, 采用 OM、SEM、EDS 能谱对断口形貌及夹杂物进行分析, 利用 EBSD 获取断口横截面上二次裂纹附近晶体学特征。结果表明, 预应变对最大冲击载荷没有显著影响, 但当材料中存在预应变时, 材料脆性断裂趋势增加、缺口敏感度增加、裂纹形成和材料对裂纹的止裂能力降低; 在冲击断裂过程中, 预应变导致材料内部位错相互缠结, 位错运动受到阻碍, 当受到外力时易发生脆性断裂, 同时材料内部的脆性夹杂物也是裂纹源。由于相邻晶粒之间存在取向差, 裂纹扩展遇到晶界时, 裂纹的扩展路径进入下一个晶粒时发生偏转。此外对横截面近断口区晶体取向进行分析, 发现 X80 管线钢的主要解理面为{100}, 其次为{211}。

关键词:X80 管线钢; 冲击断裂; 预应变; 解理面

中图分类号: TF76, TG115

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)04-0163-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.04.023

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of pre-strain on impact fracture behavior of X80 pipeline steel

Wang Zhaoyang¹, You Jingze², Meng Tong², Zhang Lianwang¹, Sun Chao²,
Wang Hui³, Yu Zhenyang¹, Song Ming^{2*}

(1. School of Mechanical Engineering, Tiangong University, Tianjin 300387, China; 2. China Special Equipment Inspection and Research Institute, Beijing 101300, China; 3. Sinochem Holdings Corporation Ltd., Xiong'an 071051, Hebei, China)

Abstract: The influence of pre-strain on the impact fracture behavior of X80 pipeline steel was studied. Fracture morphology and inclusions were analyzed by OM, SEM, EDS spectroscopy, and the crystallographic characteristics near the secondary crack on the fracture cross-section were obtained by EBSD. The results show that the pre-strain has no significant effect on the maximum impact load, but pre-strain will increase brittle fracture tendency and notch sensitivity, which leads to decreasing the crack formation energy and crack resistance. In the process of impact fracture, the pre-strain causes the internal dislocations of the material to become entangled with each other, and dislocation movement is hindered. Therefore, brittle fracture is easy to occur when the material is subjected to external force, and the brittle inclusions inside the material also act as the source of cracks. Due to the misorientation between adjacent grains, when the crack propagation encounters the grain boundary, the crack propagation path is deflected when it enters the next grain. In addition, analysis on the crystal orientation of the cross-section

收稿日期: 2023-11-13

基金项目: “十四五”国家重点研发计划 (2022YFC3006304)。

作者简介: 王朝阳, 1997 年出生, 男, 硕士研究生, 主要从事钢铁材料失效分析专业方向的研究工作, E-mail: 3189729816@qq.com; * 通讯作者: 宋明, 1983 年出生, 男, 博士, 教授级高工, 主要从事特种设备安全评估与失效分析, E-mail: songm214@foxmail.com。

near the fracture area indicated that the main cleavage plane of X80 pipeline steel was $\{100\}$, followed by $\{211\}$.

Key words: X80 pipeline steel, impact fracture, pre-strain, cleaved surface

0 引言

随着人类对能源需求的增加,石油天然气需求量日益剧增。石油天然气能源具有地域性,分布不均匀,因此管线运输发展迅速^[1]。由于 X80 管线钢具有高强度、良好的韧性等优良性能,被广泛用于油气运输^[2]。管道运输过程中不可避免要经过各种复杂路况,比如山地、冻土层、海底等,有研究表明,管线钢服役过程中会产生塑性变形,进而导致管线接头处韧性降低,当管道再次受到外载荷时有脆断的风险,严重影响管线的安全运行^[3-4]。

自 X80 管线钢投入使用以来,国内外发生多起事故,事故调查发现失效破坏多与环焊缝有关。如 2018 年中缅天然气管道贵州段、马来西亚 SSGP 管道均发生过环焊缝失效事故,造成了重大损失^[5]。目前科研工作者对管线钢环焊缝韧性已开展过相关研究,吴林恩等人^[6]在研究中提出,一定范围内,随着焊接热输入的增加,导致焊缝贝氏体组织粗化,焊缝强度和断裂韧性降低;武刚等^[7]学者在预应变对含焊缝区 X80 管线钢应变响应特征及拉伸性能的

影响中发现随着预应变的增加,焊缝处的应变硬化现象更加显著;最新研究还发现,应变时效会加速管线钢脆断的进程^[4]。管线钢在断裂前的塑性变形很小,对于管线钢环焊缝,组织内部低碳贝氏体晶体结构复杂,小变形下通过金相等方法不易识别,其应变后的断裂行为未引起足够的重视。因此对 X80 管线钢预应变下的环焊缝断裂行为展开研究具有重要意义。笔者通过冲击试验,采用体式显微镜、EBSD 等设备进行分析表征,探究了预应变下管线钢环焊缝的脆性断裂行为。

1 试验材料与方法

试验材料选自未服役 X80 管道,焊缝处化学成分如表 1 所示。在管道上选取两个拉伸试样,焊缝居中,其中一个试样拉伸至 2% 应变,另一个试样作为对照。随后将试样加工为标准夏比冲击试样,V 型缺口开在焊缝中心,如图 1 所示,使用夏比摆锤试验机进行冲击,采用 EBSD 获取晶体取向,用 Channel 5 软件进行数据处理。

表 1 焊缝处化学成分
Table 1 Chemical composition of the weld

C	Si	Mn	P	S	V+Nb+Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	Fe
0.057	0.11	1.37	0.01	0.000 4	0.022	0.001	1.7	0.07	0.03	Bal.

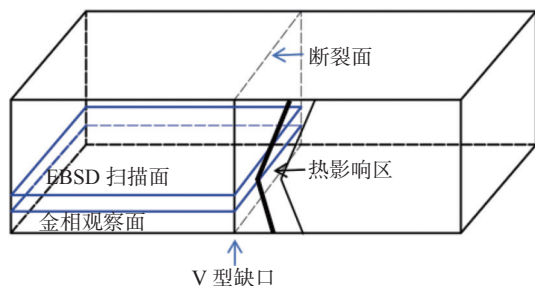


图 1 断口横截面金相 EBSD 观察示意

Fig. 1 Schematic diagram of sampling for metallographic and EBSD observation

2 试验结果及讨论

2.1 冲击断裂结果分析

图 2 为典型的冲击功-位移曲线^[8],其中 $F_{\max}$ 表示最大载荷,此时试样开始产生裂纹,在 F_m 处裂纹

扩展到临界尺寸,随后裂纹失稳扩展导致断裂,其中 F_m 为脆断开始载荷, F_a 为脆断终止载荷。图中曲线包围面积可以划分为三个区,Ⅰ弹性区,此区域内试样以弹性变形为主;Ⅱ塑性区,该区域内试样以塑性变形为主,区域面积越大,则表明材料发生的塑性变形程度较大;Ⅲ断裂区,此区域内试样以裂纹扩展为主,该区域包含了脆性断裂和底部剪切唇撕裂的能量,此区域的面积越小,说明裂纹扩展受到的阻碍越小^[9]。

图 3 为原始试样(焊态)与 2% 预应变下试样的夏比摆锤试验冲击曲线,由图 3 可知两个试样的冲击功-位移曲线有显著区别,两个试样在冲击过程中吸收的能量分别为 180、65 J。此外原始状态下的试样承受的最大载荷 $F_{\max}$ 为 19.82 kN,2% 预应

变试样承受的最大载荷 $F_{\max}$ 为 20.18 kN, 产生此差异的原因是材料中存在应变时, 材料的屈服强度增加。另外发现 2% 预应变下试样的冲击功-位移曲线在最大载荷附近发生突变, 说明材料内部微观组织阻碍了裂纹扩展。 F_m 处提示为裂纹扩展临界尺寸, 随后裂纹失稳扩展并且断裂。原始状态下试样 $F_{\max}$ 与 F_m 的差值约为 6 kN, 2% 预应变下差值约为 2 kN, 两者相比, 在裂纹形成到扩展阶段, 原始状态下试样裂纹尖端发生较大的塑性变形。此外值得注意的是 $F_{\max}$ 与 F_m 相差越小, 说明材料发生脆性断裂的趋势越大; 断裂功的大小与材料的塑性有关, 试样原始状态的断裂功约为 122 J, 2% 预应变下的断裂功约为 57 J。2% 预应变下试样的断裂功较小, 说明应变处理后缺口敏感度降低, 试样对裂纹扩展几乎没有阻碍, 裂纹的扩展速度快, 材料更容易发生脆性断裂; 另外常用 $F_a/F_{\max}$ 值评价止裂效果, 原始状态下试样的 $F_a/F_{\max}$ 值约为 0.25, 2% 预应变的试

样的 $F_a/F_{\max}$ 值约为 0.1, 说明原始状态下的试样止裂效果好于 2% 预应变下的试样^[10], 止裂效果越好的试样底部剪切唇面积越大, 反之剪切唇面积越小, 这与下文的宏观形貌相符合, 由此可见, 预应变对加载过程中样品吸收能量和内部裂纹失稳扩展后的止裂能力有显著影响。

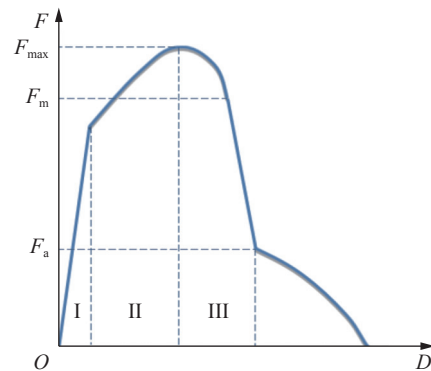


图2 冲击试验载荷-位移曲线
Fig. 2 Load-displacement curve of impact test

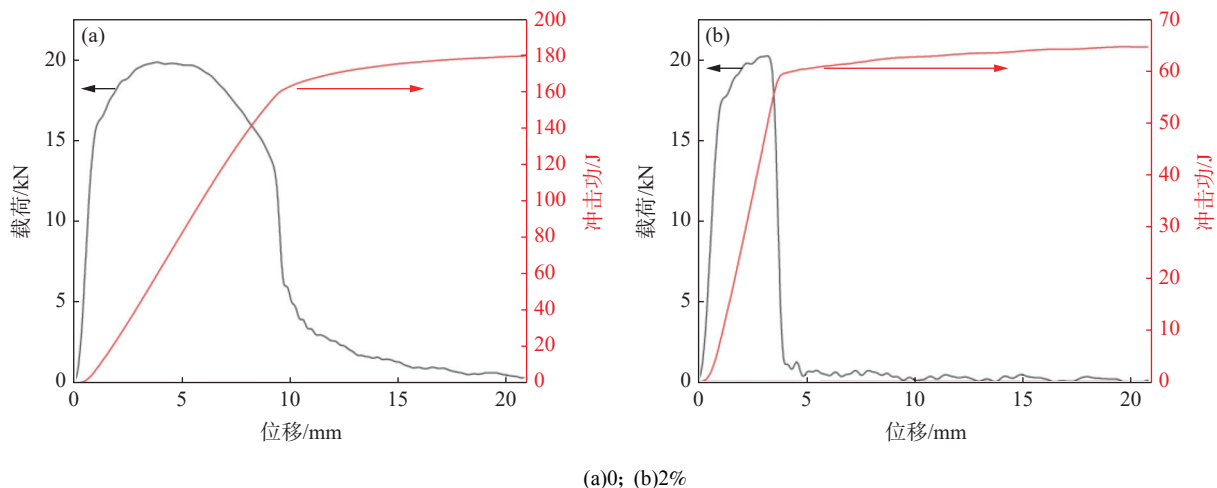


图3 不同应变冲击试验下载荷-位移曲线
Fig. 3 Load-displacement curve under impact test with different stress variables

2.2 金相组织与显微硬度分析

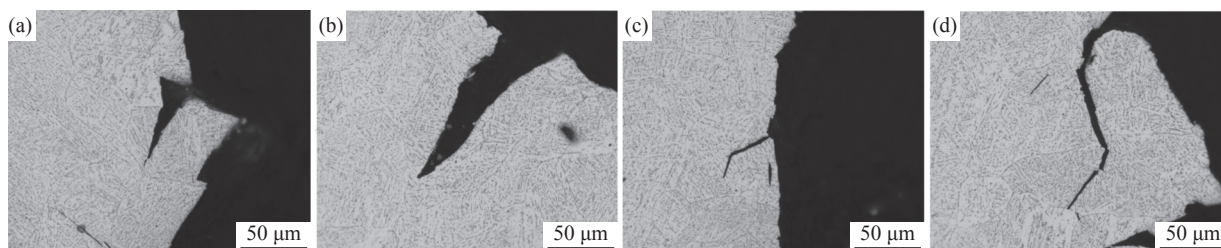
对不同变形量下试样硬度值进行测量, 本试验中每个试样分别取 14 个位置测量维氏硬度 (HV10), 测试结果表明原始状态下试样的平均硬度值约为 229, 预应变处理后试样的平均硬度值约为 237, 产生此差异的原因是应变处理后材料中的位错相互缠结, 造成应力集中, 材料出现加工硬化现象, 表现为硬度值增大。

选取 2% 应变试样断口的横截面进行金相制备并分析, 结果如图 4 所示。从图 4 可以看出焊缝区主要由针状铁素体 (AF) 和先共析铁素体 (PF) 组

成, 此外还观察到原奥氏体晶界。针状铁素体组织交错排列, 且内部具有高密度亚结构, 这种结构对位错的扩展起到阻碍作用, 同时降低材料的韧性^[11-12]。此外, 在横截面不同位置发现二次裂纹且都表现为穿晶断裂特征, 这是由于焊缝中心在冷却过程中易生成先共析铁素体, 先共析铁素体基体周围分布有一定量的碳化物, 碳化物的存在使得裂纹沿晶界扩展所需的能量高于穿晶扩展所需的能量^[13]。此外裂纹在晶粒内部扩展时沿直线传播, 如图 4(a)(b) 所示, 当裂纹遇到晶界时, 裂纹的传播路径发生偏转, 如图 4(c)(d) 所示。这是由于裂纹扩展到晶界时, 晶界

处畸变大,对裂纹的扩展起到阻碍作用,裂纹尖端产生应力集中,裂纹路径沿着下一个晶粒内部界面能

低的晶面扩展,由于相邻晶粒之间存在取向差,裂纹的扩展方向会发生变化。



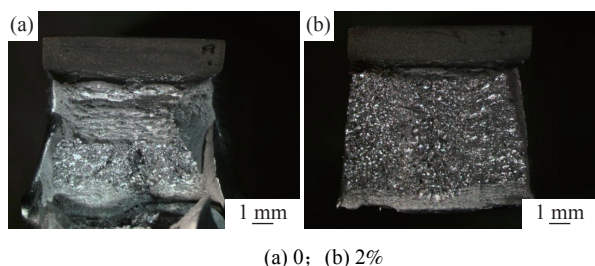
(a)(b) 裂纹沿直线扩展; (c)(d) 裂纹沿曲线扩展

图4 断口横截面处典型二次裂纹

Fig. 4 Secondary crack at cross section of fracture

2.3 冲击断口宏观形貌

图5为冲击断口宏观形貌,在紧邻缺口处呈现出纤维状区,中间部分为放射状结晶状区,在断口边缘和底部出现剪切唇^[8]。出现这种形貌的原因是在冲击试样时,试样缺口端受到拉伸力作用。由于缺口处是平面应力状态,同时样品具有一定的塑性,在裂纹扩展过程中形成纤维区。当裂纹扩展到一定深度后,出现平面应变状态,并且当裂纹尺寸达到格蕾菲斯裂纹尺寸时,裂纹快速扩展而形成结晶区;到达底部区域后试样受到压缩应力,试样的应力状态受到改变,裂纹的扩展速度减小而呈现出纤维状形貌。



(a) 0; (b) 2%

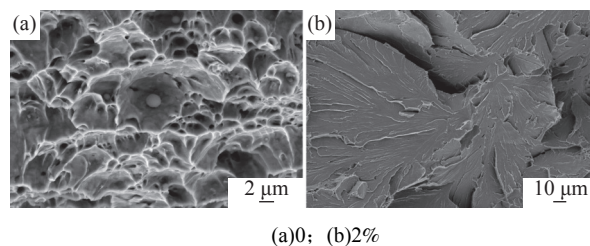
图5 不同变形量下冲击断口宏观形貌

Fig. 5 The macro morphology of impact fracture under different deformation amounts

图5(a)为原始状态试样的冲击断口,在紧邻缺口处有呈现出大面积的纤维状区,剪切唇部位有明显的塑性变形痕迹,断口整体呈现灰暗色,仅有小部分具有亮白色光泽,剪切断面率仅为15%,为典型的韧脆混合断裂。图5(b)为2%预应变试样的冲击断口,断口形貌呈现大面积的放射结晶区,仅有断口底部剪切唇部位出现少量的纤维状形貌,其他位置没有产生明显的塑性变形,剪切断面率为67%。这表明预应变会降低材料的韧性,材料发生脆性断裂的几率增加。

2.4 夹杂物 SEM 形貌及 EDS 成分分析

图6为冲击试样断口微观形貌,从图6(a)可以看出,原始状态下的试样断口呈现韧性断裂特征,韧窝为椭圆状,这是由于试样在冲击过程中受到的力为剪切力。图6(b)为预应变处理后试样的微观断口形貌,呈现出河流状的准解理断裂特征。解理面并不是一个平坦完整的晶面,这是因为材料中存在各种缺陷,断裂并不是沿着单一的晶面,而是沿着一族相互平行的晶面,并在不同高度的解理面之间形成解理台阶。在某些区域内撕裂棱上有韧窝出现,解理面之间有宏观裂纹产生,这可能是沿晶断裂或晶内硬质相周围开裂^[14]。这也进一步表明,应变对材料的韧性有显著影响,即材料存在应变时,由于大量位错相互缠结导致材料的韧性降低,材料脆性断裂的风险增加。



(a) 0; (b) 2%

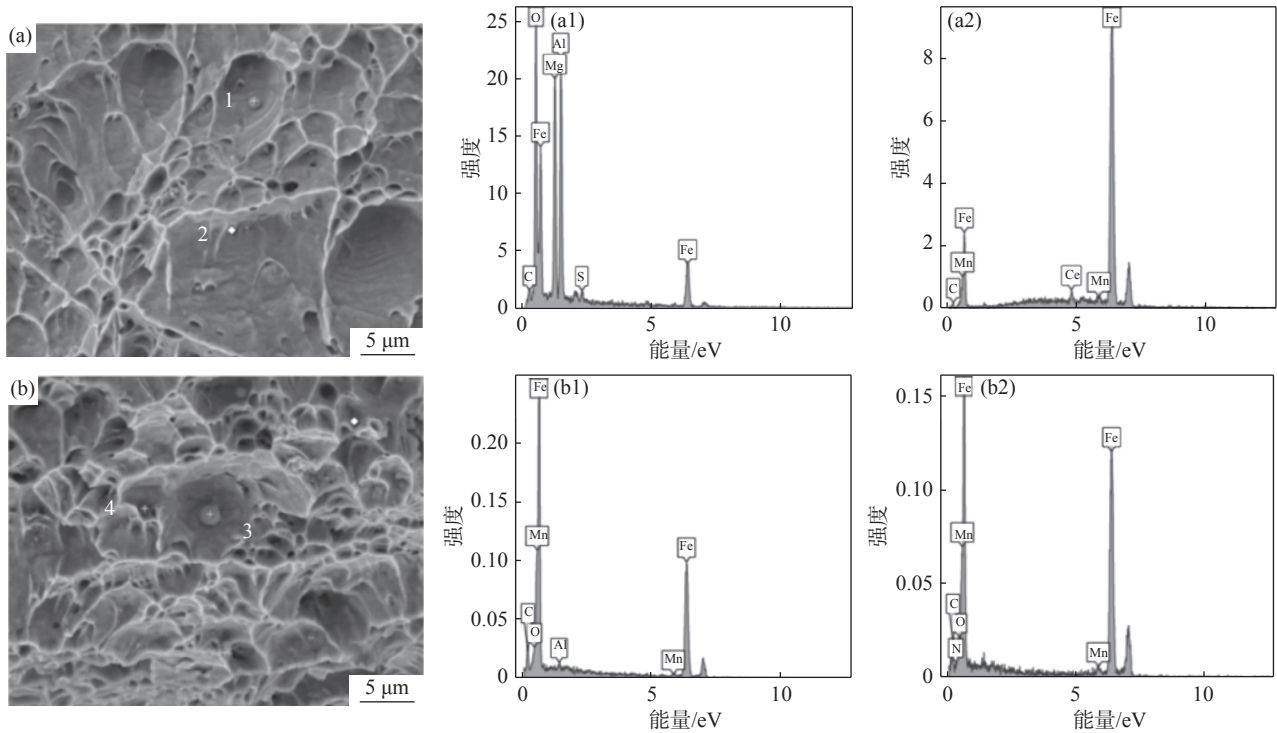
图6 不同变形量下冲击断口 SEM 形貌

Fig. 6 The SEM morphology of impact fracture under different deformation amounts

图7为夹杂物 SEM 图像及相应的 EDS 成分分析,图中大多数韧窝底部都有夹杂物,且多为球状,通过 EDS 分析可知夹杂物成分主要是 Al_2O_3 和 Mn_2S , 以及 C、Mg、N 的化合物,夹杂物的尺寸大小不一。由于夹杂物的大小和分布具有不规则性,因此韧窝的大小具有分散性,呈现典型的微孔聚集断裂特征。微孔的形成与夹杂物有关,当位错线运动

遇到夹杂物时,通常在其周围形成位错环,位错环在外力的作用下在夹杂物周围堆积,当位错环向基体移动时,界面沿滑移面分离,从而形成微孔。由于夹

杂物的存在破坏了基体的连续性,当材料受到外力时容易产生应力集中现象,因此需要采用合理的加工工艺控制夹杂物的大小以及分布。



图中 1~4 点对应的 EDS 能谱依次为 (a1)(a2)(b1)(b2)

图 7 夹杂物 SEM 图像

Fig. 7 SEM images of inclusions

2.5 断口区的 EBSD 分析

EBSD 技术的发展和应用于研究晶体学信息提供了强有力的支持,通过对微区逐点扫描获得晶体的取向信息。目前基于 EBSD 对解理面的研究中,对解理面晶体学取向的测量通常有两种方法,即直接法、间接法^[15-16]。直接法测量为直接扫描解理面,获得晶体学取向,该方法操作简单,晶体学信息直接从解理面上获得,然而,由于断口表面不平整,会严重影响 EBSD 的采集信号和标定准确率。因此本研究采用间接法测量解理面晶体学信息。

图 8 为主裂纹附近 EBSD 反极图 (IPF), 其中扫描的标定面为 ND 面 (即 $X0//RD$ 、 $Z0//ND$ 、 $Y0//TD$)。图 8 中 T 是晶粒 G1 区域断口与断口横截面交线轨迹,结合极图研究裂纹实际扩展路径与晶粒晶体学取向夹角。图 9 是 G1 晶粒 $\{100\}$ $\{110\}$ $\{111\}$ $\{112\}$ 极图,图中 L 是晶面与 T 交界轨迹。安

琪^[17] 在研究中提出当晶粒中某一晶面轨迹与晶粒内部实际裂纹扩展方向夹角小于 5° 时即可认为沿晶面发生了解理。图 9 中轨迹线与实际裂纹扩展方向夹角为: L1 与 T 的夹角为 19.8° 、L2 与 T 的夹角为 14.3° 、L3 与 T 的夹角为 28° , 均不在夹角误差范围内, L4 与 T 近似重合,在夹角误差范围内,说明 $\{211\}$ 面即为晶粒 G1 发生解理断裂的解理面。

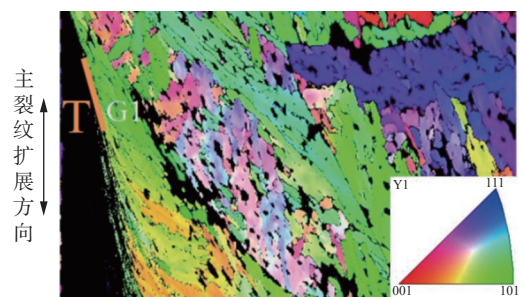


图 8 近断口区 IPF 图

Fig. 8 IPF map of near fracture area

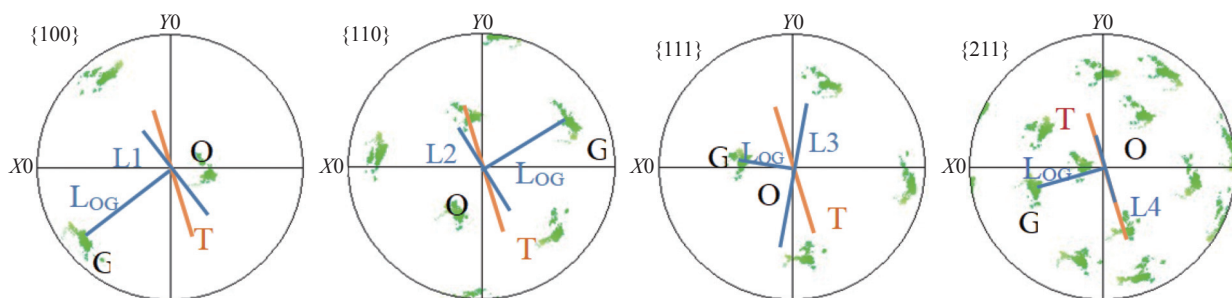


图9 解理面分析

Fig. 9 Cleavage plane analysis

为了探究 X80 断口区的解理面, 本试验对 2% 预应变下试样的断口横截面重复上述操作, 并随机选取了 60 个位置重复该操作, 结果如图 10 所示。由图 10 可知, 与其他晶面相比, $\{100\}$ 晶面出现的次数更多, 说明 X80 管线钢预应变下断裂时材料的主要解理面为 $\{100\}$ 。

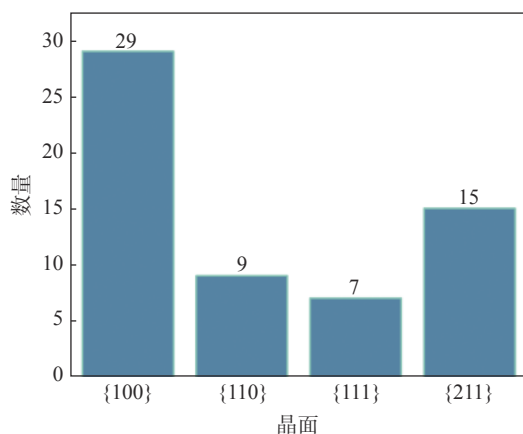


图10 解理面分布

Fig. 10 Histogram of cleavage plane distribution

材料发生解理的过程, 通常与晶面表面能有关, E Aghemenlohde^[18] 在研究中提出体心立方中的晶面表面能: $r_{110} < r_{111} < r_{100}$, $\{110\}$ 晶面的晶面能最低。但本研究中的主要解理面为 $\{100\}$, 此差异可根据位错理论解释^[8-9]: 体心立方中 $\{110\}$ 晶面为密排面, 晶面间距最大, 当受到外力时, 材料内部容易发生沿 $\langle 111 \rangle$ 方向的滑移, 根据位错反应可知 $\frac{a}{2}\{1\bar{1}1\} + \frac{a}{2}\{111\} = a\{100\}$, 新形成的位错线位于 $\{100\}$ 晶面, 由于 $\{100\}$ 晶面不是体心立方的固有滑移面, 因此位错 $[100]$ 为固定位错, 当位错运动时在该不动位错处塞积造成应力集中, 解理面沿着 $\{100\}$ 面开裂, 如图 11 所示。

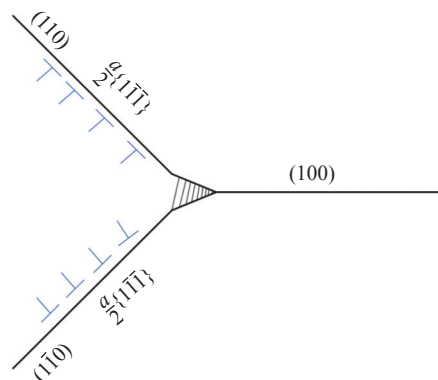


图11 位错反应示意

Fig. 11 Diagram of dislocation reaction

3 结论

1) 通过夏比冲击试验位移曲线可知, 预应变对最大冲击载荷影响较小, 但对裂纹的形成与扩展以及裂纹失稳有明显影响, 在 2% 预应变下裂纹形成成功降低, 缺口敏感度降低导致裂纹扩展速度快, 同时预应变导致裂纹止裂能力下降, 相较于原始状态, 预应变下的剪切断面率更高、剪切唇占比更少。

2) 断口横截面上出现少量二次裂纹, 都表现出穿晶断裂特征, 同时, 由于相邻晶粒之间存在位相差, 裂纹扩展到下一个晶粒内部时, 裂纹路径发生偏转。

3) 对 60 个位置进行 EBSD 分析后, 发现 $\{100\}$ 晶面出现次数远高于其他晶面, 因此可得出结论, $\{100\}$ 晶面为 X80 管线钢在解理断裂时最有利的解理面。应用中应该避免出现 $\{100\}$ 织构以降低发生脆性断裂的风险。

4) 针对预应变的影响, 埋地管道在铺设时应该充分考虑到地理环境对管道变形的影响。

5) 接下来工作方向: 研究二次裂纹附近晶体学信息; 考虑材料在变形过程中滑移系的开动情况。

参考文献

- [1] Sun Hua, Sun Yanhui, Wang Shuai, *et al.* Formation mechanism of abnormal carbide in API X80 pipeline steel[J]. Journal of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(6): 45-50.
(孙华, 孙彦辉, 王帅, 等. API X80 管线钢异常碳化物形成机理 [J]. 材料热处理学报, 2011, 32(6): 45-50.)
- [2] Liu Gan, Kong Xianglei, Huang Minghao, *et al.* Effect of post-rolling cooling process on microstructure of high-capacity X80M pipeline steel[J]. China Metallurgy, 2023, 32(9): 1-8.
(刘干, 孔祥磊, 黄明浩, 等. 轧后冷却工艺对大输量 X80M 管线钢显微组织的影响 [J]. 中国冶金, 2023, 32(9): 1-8.)
- [3] Song Ming, Wang Hankui, Xu Tong, *et al.* Research on girth weld fracture of high-steel grade oil and gas pipelines[J]. China Special Equipment Safety, 2021, 37(5): 93-97, 101.
(宋明, 王汉奎, 徐彤, 等. 高钢级油气管道环焊缝断裂问题研究 [J]. 中国特种设备安全, 2021, 37(5): 93-97, 101.)
- [4] Wang Hankui, Shang Xuexin, Liu Wang, *et al.* Research on strain aging embrittlement of girth weld of high-steel grade oil and gas pipelines[J]. Pressure Vessel, 2021, 38(5): 8-13.
(王汉奎, 商学欣, 柳旺, 等. 高钢级油气管线环焊缝应变时效脆化研究 [J]. 压力容器, 2021, 38(5): 8-13.)
- [5] Luo Kai, Wang Yunhui, Zhu Liaoyu, *et al.* Risk assessment method of girth weld failure of oil and gas pipeline based on two-dimensional cloud model[J]. World Petroleum Industry, 2023, 30(3): 75-81.
(罗凯, 王云辉, 朱辽宇, 等. 基于二维云模型的油气管道环焊缝失效风险评价方法 [J]. 世界石油工业, 2023, 30(3): 75-81.)
- [6] Wu Lin'en, Liu Yu, Xia Peipei, *et al.* Effect of heat input on metal microstructure properties of X80 grade gas shielded flux-cored welding wire[J]. Electric Welding Machine, 2023, 53(10): 90-96, 114.
(吴林恩, 刘宇, 夏培培, 等. 热输入对 X80 级气保护药芯焊丝焊缝金属组织性能的影响 [J]. 电焊机, 2023, 53(10): 90-96, 114.)
- [7] Wu Gang, Luo Jinheng, Xu Guangda, *et al.* Effect of pre-strain on strain response characteristics and tensile properties of X80 pipeline steel with weld zone[J]. Natural Gas Industry, 2019, 39(7): 120-126.
(武刚, 罗金恒, 许光达, 等. 预应变对含焊缝区 X80 管线钢应变响应特征及拉伸性能的影响 [J]. 天然气工业, 2019, 39(7): 120-126.)
- [8] Shu Delin. Mechanical properties of engineering materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 30-53.
(束德林. 工程材料力学性能 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004: 30-53.)
- [9] Chen Jianqiao. Strength of engineering materials[M]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2008: 100.
(陈建桥. 材料强度学 [M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2008: 100.)
- [10] Deng Wei, Gao Xiuhua, Qin Xiaomei, *et al.* Impact fracture behavior of X80 pipeline steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(5): 533-540.
(邓伟, 高秀华, 秦小梅, 等. X80 管线钢的冲击断裂行为 [J]. 金属学报, 2010, 46(5): 533-540.)
- [11] Liu Xue, Zhong Shifang, Xu Lianyong, *et al.* Corrosion fatigue behavior of X65 pipeline steel welded joints under different stress amplitudes[J]. Journal of Welding Society, 2023, 44(7): 24-31.
(刘雪, 钟史放, 徐连勇, 等. 不同应力幅下 X65 管线钢焊接接头的腐蚀疲劳行为 [J]. 焊接学报, 2023, 44(7): 24-31.)
- [12] Yang Xiaowei, Zhou Yun, Chen Huande, *et al.* Effect of cooling control process on microstructure and refractory mechanism of Mo-Cr-Nb refractory steel bar[J]. Thermal Processing Technology, 2023(22): 99-103.
(杨晓伟, 周云, 陈焕德, 等. 控冷工艺对 Mo-Cr-Nb 耐火钢筋组织性能的影响及耐火机理研究 [J]. 热加工工艺, 2023(22): 99-103.)
- [13] Guo Wenbin, Xiao Pengcheng, Yao Jingwen, *et al.* Development practice of large-line energy welding series hull steel[J]. Wide and Heavy Plate, 2023, 29(4): 13-16.
(郭文斌, 肖鹏程, 么敬文, 等. 大线能量焊接系列船体钢开发实践 [J]. 宽厚板, 2023, 29(4): 13-16.)
- [14] Liu Min, Lu Meipeng, Liu Jiachen, *et al.* Analysis on the causes of head cracking of sour gas aftercooler[J]. Metal Heat Treatment, 2023, 48(8): 265-271.
(刘民, 鲁美朋, 刘嘉晨, 等. 酸气后冷器封头开裂原因分析 [J]. 金属热处理, 2023, 48(8): 265-271.)
- [15] Davies P A, Novovic M, Randle V, *et al.* Application of electron backscatter diffraction (EBSD) to fracture studies of ferritic steels[J]. Journal of Microscopy, 2010, 205(3): 278-284.
- [16] Mohseni P, Solberg J K, Karlsen M, *et al.* Application of combined EBSD and 3D-SEM technique on crystallographic facet analysis of steel at low temperature[J]. Journal of Microscopy, 2013, 251(1): 45-56.
- [17] An Qi. Study on low temperature mechanical behavior and compositional phase interaction of tin-lead alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2022.
(安琪. 锡铅合金低温力学行为及组成相交作用研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2022.)
- [18] Aghemenloh E, Umukoro J O, Azi S O, *et al.* Surface energy calculation of bcc metals using the analytical equivalent crystal theory method[J]. Materials Chemistry and Physics, 2011, 50(12): 3290-3296.