

应变时效对高应变管线钢焊接接头断裂韧性的影响

高杉杉¹, 邱新杰¹, 利成宁¹, 姜圆博¹, 李为卫², 吉玲康²

(1. 天津大学, 天津, 300350; 2. 中国石油天然气集团公司管材研究所, 西安, 710077)

摘要: 为探究应变时效对高应变管线钢焊接接头的影响, 对应变时效前后高应变管线钢焊接接头的显微组织和力学性能进行了研究. 通过硬度测试、断裂韧性试验、数字图像相关 (DIC) 应变测试方法探究了应变时效处理前后高应变管线钢焊接接头的力学性能特点. 并基于光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM)、电子背散射衍射技术 (EBSD) 及 X 射线衍射技术分析了应变时效处理前后焊接接头的微观组织及亚结构特点. 结果表明, 应变时效处理后, 焊接接头的显微组织未发生明显变化, 但内部微裂纹数量增多, 焊接接头断裂韧性呈下降趋势, 且下降幅度随预应变程度的增大而增大. 分析发现, 位错密度增大, 应变集中程度伴随几何必要位错密度的升高是导致焊接接头塑性变形能力下降, 断裂韧性恶化的重要原因.

创新点: (1) 探究了应变时效前后焊接接头的显微组织演变及力学性能变化.

(2) 探究了预应变程度对焊接接头断裂韧性的影响.

(3) 从位错密度、应变集中程度及几何必要位错密度等多角度分析了断裂韧性恶化的原因.

关键词: 应变时效; 管线钢; 断裂韧性; 位错密度

中图分类号: TG 401

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20210328001

0 序言

管道运输因其安全系数高、运输规模大、效率高等优点, 已成为长距离油、气运输的主要方式. 随着石油和天然气的开采延伸到地质灾害频发的地区, 管道的服役环境恶化, 传统管线钢已无法满足服役要求, 基于应变设计要求管线钢具有抗大变形能力^[1]. 高应变管线钢通过微合金化成分设计和控轧控冷技术 (TMCP) 得到贝氏体 + 铁素体 (B + F) 双相组织^[2-3], 可以同时满足较高的强度和优良的韧性需求.

服役中的大变形管道会因地层移动等外力作用产生应变, 并随时间的推移发生自然时效, 这将改变管线钢的力学性能, 导致管线钢强度、硬度提高, 韧性的下降, 管道脆性断裂概率增大^[4-5]. 目前应变时效引发的脆化现象已引起国内外学者的关注^[6-7], 而针对大变形管线钢应变时效行为的研究还处于起始阶段. 焊接接头作为管道的薄弱环节, 其

因应变时效而引发的性能变化不可忽视. 文中以 31.8 mm 厚的 L485 高应变管线钢焊接接头为研究对象, 探究应变时效对其显微组织和力学性能的影响, 为大变形管道的施工和安全服役提供试验依据.

1 试验方法

试验材料为国家重点研发计划项目团队所研制的 L485 高应变管线管, 规格为 $\phi 558 \text{ mm} \times 31.8 \text{ mm}$, 显微组织由准多边形铁素体 (QPF) 和粒状贝氏体 (GB) 组成, 如图 1 所示. 采用项目组研发的焊

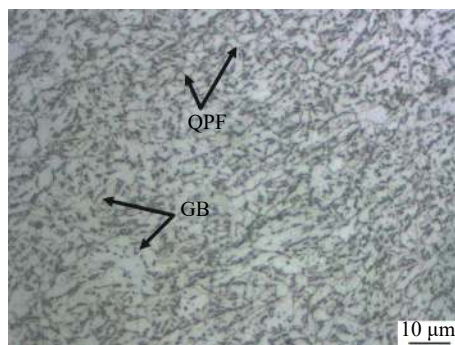


图 1 L485 高应变管线钢显微组织

Fig. 1 Microstructure of L485 high strain pipeline steel

丝进行熔化极气体保护焊 (GMAW) 焊接, 保护气为 50% Ar + 50% CO₂ 的混合气体, 焊接坡口形式采用 U 形坡口, 具体焊接试验参数见表 1。试验用钢和焊缝金属的化学成分如表 2 所示。

表 1 焊接工艺参数
Table 1 Welding parameter

焊道	焊接电流 <i>I</i> /A	焊接电压 <i>U</i> /V	焊接速度 <i>v</i> /(mm·min ⁻¹)	热输入 <i>E</i> /(kJ·cm ⁻¹)
根焊	230 ~ 280	24.0 ~ 25.0	900	4.2
填充	220 ~ 250	24.0 ~ 25.5	580	6.0
盖面	200 ~ 230	23.0 ~ 24.0	600	5.1

表 2 试验材料和焊丝的化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical composition of experimental materials and core wire

名称	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ti	Cu	B	Al
L485钢	0.04	0.17	1.71	0.006	0.002	0.002	0.11	0.20	0.06	0.005	0.015	0.13	0.0003	0.03
焊缝金属	0.04	0.17	1.70	0.007	0.002	0.24	0.12	0.20	0.059	0.005	0.015	0.14	0.0005	0.31

焊接后将焊接接头加工成预应变试样, 如图 2 所示。采用液压伺服万能试验机对其进行拉伸预应变试验, 拉伸速率为 0.5 mm/min。利用引伸计对其应力应变进行实时监测, 当试样的名义应变达到预定数值时停止加载并卸载。根据 DVN-OS-F101 标准及材料实际服役环境, 预拉伸名义应变变量设计为 0.5%, 1%。在预拉伸过程中, 采用数字图像相关方法 (digital image correlation, DIC), 记录试样厚度方向的变形行为。

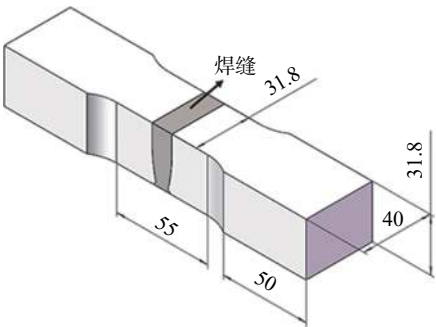


图 2 预应变试样尺寸示意 (mm)
Fig. 2 Schematic diagram of pre-strained specimen

预应变试验后, 对试样进行时效处理, 时效温度为 250 ℃, 保温时间 1.0 h, 空冷。应变时效处理后, 在原始拉伸试样中截取 CTOD 试样, 如图 3 所示。对原始状态及不同应变时效处理后的焊接接头, 分别选取焊缝金属和距离熔合区 1 mm 处的热影响区为研究对象, 根据 BS7448 标准在 -20℃ 的环境下进行 CTOD 试验。每个区域测试 4 个样品以计算 CTOD 的平均值和标准偏差。试验结束后

利用扫描电镜观察 CTOD 断口形貌, 探究其断裂模式。

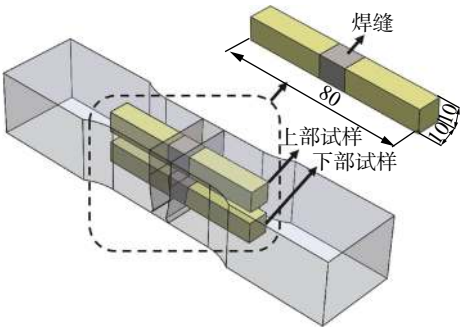


图 3 取样图及 CTOD 试样图 (mm)
Fig. 3 Sampling diagram and schematic depicting of the CTOD specimen

利用 HVA-1000A 型显微维氏硬度仪对焊接接头进行维氏硬度测试, 试验力为 10 N, 加载持续时间为 15 s。利用 X 射线衍射技术测量各组试样的位错密度, 测试管电压 40 kV, 电流 40 mA, 扫描角度范围 2θ 为 35° ~ 110°, 步长为 0.01。位错密度根据 MWH 方程^[8]进行计算, 即

$$\Delta K \cong \frac{0.9}{D} + bM \left(\frac{\pi}{2} \rho \right)^{1/2} \left(K \bar{C}^{1/2} \right) \tag{1}$$

式中: $\Delta K = \cos \theta (\Delta 2\theta) / \lambda$, $K = 2 \sin \theta / \lambda$, θ , $\Delta \theta$ 和 λ 分别表示衍射角、半峰全宽 (FWHM) 和 X 射线的波长; D 是尺寸参数; b 是 Burgers 矢量的幅度; ρ 是位错密度; M 是取决于位错的有效外截距半径的常数; \bar{C} 是反映不同位错的平均对比因子, 最终通过 XRD 图谱得到位错密度^[8]。

利用金相试样制备方法制备焊接接头金相试

样,并用 JSM-7800F 扫描电子显微镜进行观察.利用 EBSD 对焊接接头晶体特征进行表征. EBSD 样品在 30 V 电压下用体积分数为 5% 高氯酸乙醇溶液电解抛光,测试时扫描步长为 $0.12\ \mu\text{m}$,测试后数据由 TSL OIM 软件分析.

2 结果与分析

2.1 预应变过程中的应变分布

在预拉伸过程中,焊接接头沿拉伸方向微观应变分布如图 4 所示.根据应变分布及变化可以发现,名义应变为 0.5% 和 1.0% 的焊接接头应变集中部位均首先出现在焊根处.这是由于根部焊缝与母材过渡不平滑,易在焊趾处形成较大的应力集中,导致该区域在预拉伸过程中形成较大应变.随后,热影响区 (HAZ) 部位也出现了较大的应变,使焊缝呈被包裹状.这主要归因于焊接热循环使热影响区成为性能差异大,显微组织不均匀的过渡区,易发生应力集中.其中临界区 (ICHAZ) 易在焊接过程中发生软化^[9-10],会加剧该区域在预应变过程

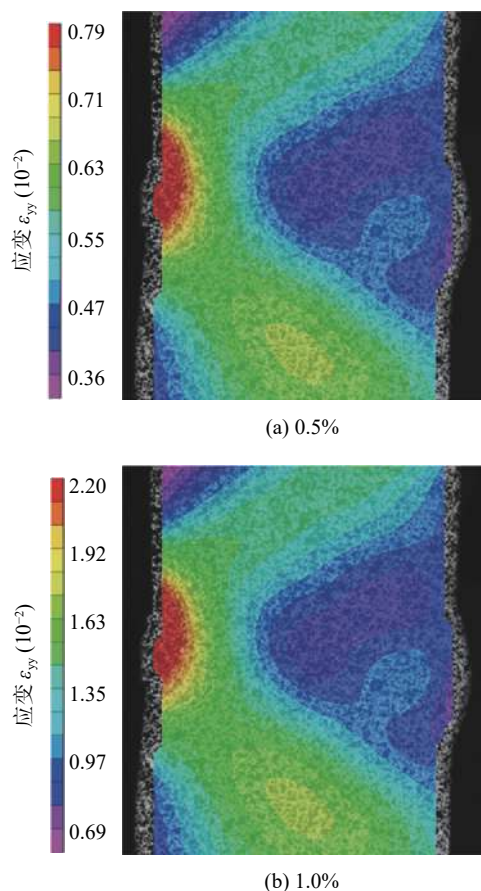


图 4 焊接接头沿拉伸方向微观应变的分布

Fig. 4 Microscopic strain distribution of the welded joint along the tensile direction. (a) 0.5%; (b) 1.0%

中的变形程度.在名义应变为 0.5% 的试样中,焊根热影响区、母材及焊缝的应变依次减小,焊根处的应变峰值达到 0.79%,而焊缝中应变程度最小处仅有 0.36%;在名义应变为 1.0% 的试样中,同样出现了上述现象.综上,虽然两组试样最终的宏观应变值不同,但具有相同应变分布和变化趋势.

2.2 应变时效对力学性能的影响

2.2.1 应变时效前后焊接接头的硬度分布

图 5 为应变时效处理前后焊接接头厚度截面上中线上的硬度分布.从图 5 可以看出,原始焊接接头的硬度分布规律明显,峰值出现在靠近焊缝一侧的热影响区,即粗晶区及熔合线附近,达到 260 HV 以上;在靠近母材一侧的热影响区出现了明显的软化现象,最小值低于 215 HV.母材和焊缝金属区域硬度分布平稳,平均值分别为 228 HV 和 231 HV.经过应变时效处理后,焊缝金属和母材处硬度与原始状态相比有小幅上升.靠近母材一侧的热影响区中软化程度下降,软化现象基本消失.此区域硬度的最低值分别为 225 HV (0.5% + 250 °C, 1 h) 和 228 HV (1.0% + 250 °C, 1 h),与母材硬度相当.在熔合线附近区域,经过时效处理后的试样仍然存在着明显的硬化现象,并且硬化程度提高.两种状态下试样的硬度峰值都在 270 HV 以上.综上,应变时效处理使焊接接头整体硬度水平小幅度上升,软化区消失.

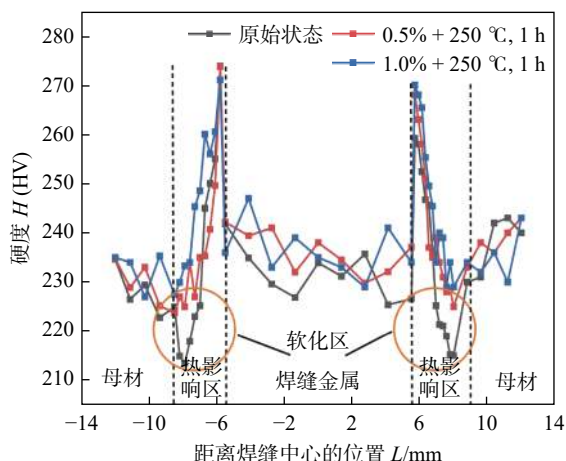


图 5 应变时效前后的硬度分布

Fig. 5 Hardness distribution before/after strain aging

2.2.2 应变时效前后焊接接头断裂韧性的变化

图 6 展示了应变时效处理前后焊接接头的 CTOD 值.从图 6a 可以看出,未经应变时效处理的焊缝金属区域 CTOD 平均值为 0.147 3 mm.经过应变时效处理后,焊缝金属的断裂韧性呈现下降趋

势, 并且随着预变形程度从 0.5% 增大到 1.0%, 下降程度增大, 分别为 12.6% 和 25.9%。热影响区应变时效处理前后断裂韧性变化趋势与焊缝金属相同, 如图 6b 所示。但相比于焊缝金属, 其断裂韧性下降幅度更大, 随着预变形程度的增加, 下降幅度分别为 15.2% 和 56.4%。这是由于热影响区受预变形过程的影响更大, 应变程度大于焊缝区域 (图 4)。在焊接接头下部取样进行 CTOD 测试, 可得到与上述相同的结论, 但由于焊缝根部位置应变集中程度更大, 下部试样的断裂韧性整体低于上部试样。

图 7 为在不同状态下试样的 CTOD 断口形貌

貌。其中, 图 7a~7c 为焊缝金属断口形貌, 从图中可以发现, 原始焊缝金属断裂方式为韧性断裂和解理断裂共同存在的混合断裂模式, 其中韧性断裂占主导位置。断口形貌以细小的韧窝为主, 夹杂着小部分解理平面。经过应变时效处理后, 断口的解理断裂区占比增大, 为韧窝和由撕裂脊围绕的小解理面相混合的准解理断面。当名义预变形程度增大到 1% 时, 断口的韧性断裂区域消失, 单元解理平面增大, 断裂韧性随之下降。图 7d~7f 为热影响区的断口形貌, 可以看出, 原始热影响区断裂方式以微孔聚合生长的韧性断裂为主, 韧窝在裂纹扩展的

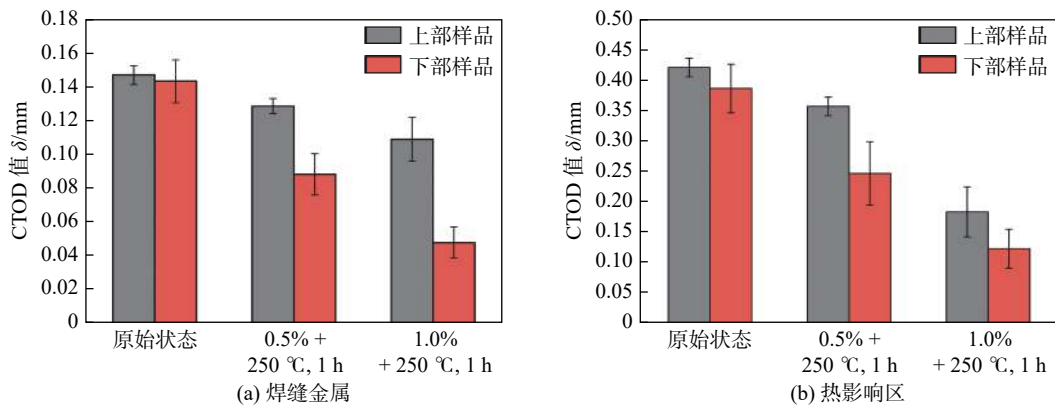


图 6 应变时效前后焊接接头的 CTOD 值

Fig. 6 CTOD values of welded joints before/after strain aging. (a) weld metal; (b) heat-affected zone

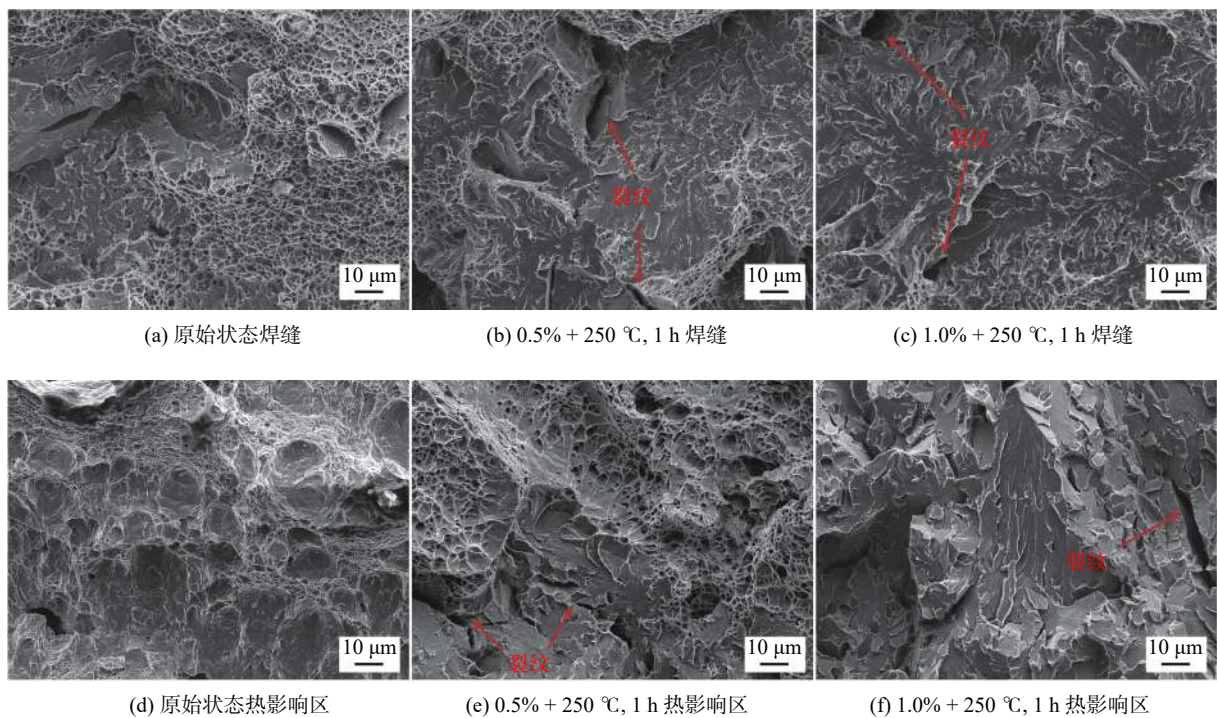


图 7 应变时效前后焊接接头 CTOD 断口形貌

Fig. 7 SEM micrographs of fracture surfaces of the welded joints before/after strain aging. (a) weld metal in initial state; (b) 0.5% + 250 °C, 1 h weld metal; (c) 1.0% + 250 °C, 1 h weld metal; (d) heat-affected zone in initial state; (e) 0.5% + 250 °C, 1 h heat-affected zone; (f) 1.0% + 250 °C, 1 h heat-affected zone

影响下向下流动, 较大的韧窝周围分布着一定数量的小韧窝. 经过 $0.5\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h 应变时效处理后, 断口出现解理平面, 呈混合断裂模式, 且解理断裂区域与韧性断裂区域占比相当. 预应变程度增大后, 热影响区的断裂变为完全的解理断裂, 单元解理面尺寸增大. 此外, 经过应变时效处理后, 在焊缝金属和热影响区的 CTOD 断口面上除主裂纹外, 都出现了大量向断口内部延伸的二次裂纹.

2.3 应变时效对焊接接头显微组织的影响

应变时效前后焊接接头的电子扫描显微组织如图 8 所示. 与原始状态的组织相比, 经过应变时效处理后焊接接头的显微组织未发生明显变化. 焊

缝组织均由针状铁素体 (AF)、沿晶界呈条状或块状的先共析铁素体 (PF) 和侧板条铁素体 (SPF) 组成. 试验所在热影响区组织均由粒状贝氏体 (GB) 和板条贝氏体 (LB) 组成, 原始奥氏体晶界清晰可见. 但在经过 $1\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h 应变时效处理后的试样中, 显微组织中出现了不规则分布的微小孔隙, 如图 8c. 这是因为该组较大的预应变使焊接接头中本就存在的微观缺陷进一步放大, 形成微小的孔洞和裂纹. 其次, 由于焊接接头中存在夹杂物及脆硬的 M-A 组元, 其在预拉伸过程中不易发生变形, 在其周围易形成应力集中, 当应力集中增大到一定程度, 夹杂物或 M-A 组元将会与基体脱离或发生断裂, 形成微裂纹^[11], 影响焊接接头的断裂韧性.

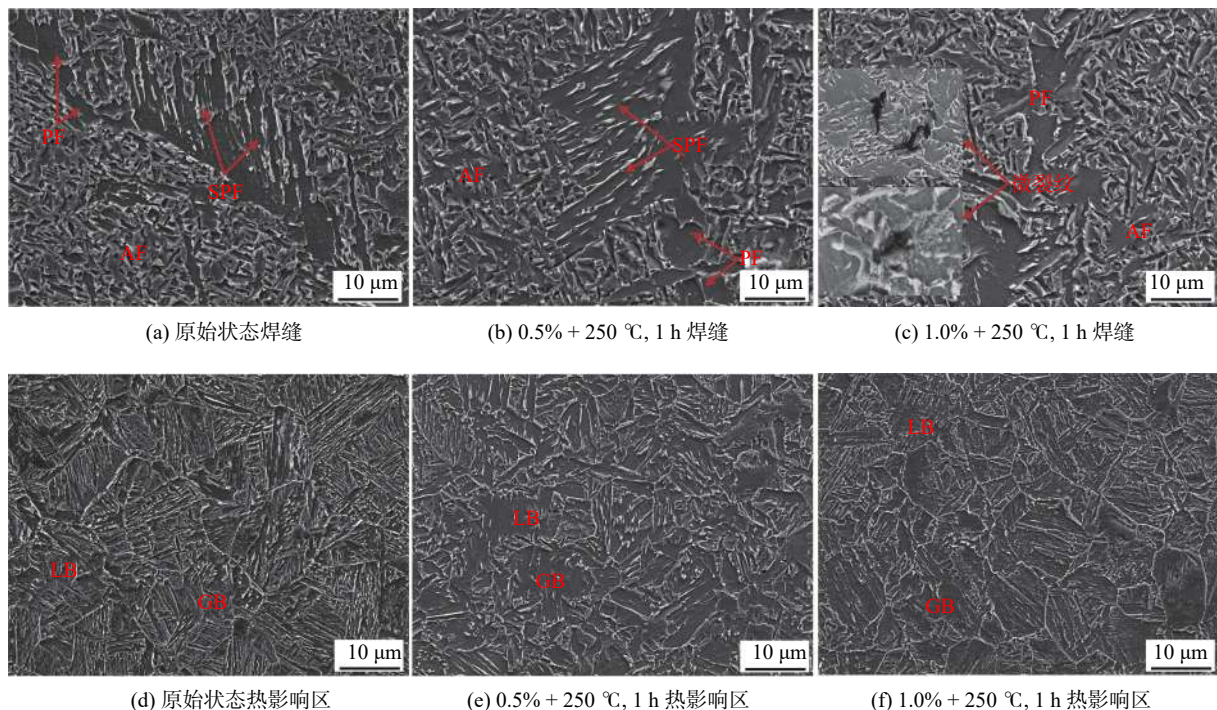


图 8 应变时效前后焊接接头显微组织对比

Fig. 8 Microstructure comparison of welded joints before/after strain aging. (a) weld metal in initial state; (b) $0.5\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h weld metal; (c) $1.0\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h weld metal; (d) heat-affected zone in initial state; (e) $0.5\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h heat-affected zone; (f) $1.0\% + 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h heat-affected zone

2.4 应变时效对焊接接头断裂韧性的影响机理

金属材料的变形过程是通过位错的滑移进行的, 位错密度会影响材料的断裂韧性^[12]. 图 9 展示的是不同状态下高应变管线钢焊接接头的位错密度. 可以看出, 应变时效处理后焊接接头的位错密度显著提高, 且焊缝金属和热影响区的位错密度均随着预应变量的增大而增大. 当名义预应变达到 1% 时, 焊缝金属的位错密度由原始状态的 $4.232 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$ 增加到 $3.415 \times 10^{15}\text{ m}^{-2}$; 热影响区的位错

密度也由 $9.299 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$ 增加到 $3.076 \times 10^{15}\text{ m}^{-2}$. 预应变会使焊接接头内部的位错脱离钉扎质点移动并增殖, 而时效处理则使间隙碳、氮原子向位错偏聚形成柯氏气团, 钉扎位错^[7]. 这使得应变时效处理后位错易在晶界、板条界以及析出物附件发生缠结, 造成强度和硬度上升, 塑韧性降低^[13]. 因此随着预应变量的增大, 位错密度增大, 焊接接头的断裂韧性不断降低.

图 10 为应变时效前后焊接接头的局部平均取

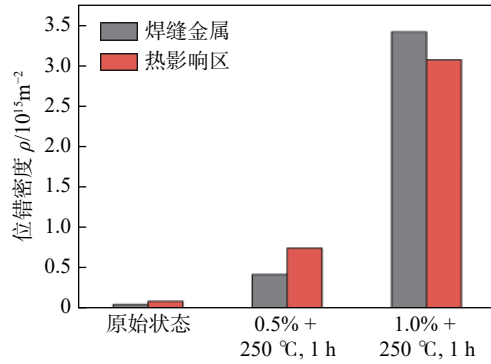


图 9 应变时效前后的位错密度

Fig. 9 Dislocation density before/after strain aging 向差 (kernel average misorientation, KAM) 分布图. KAM 值被认为是几何必要位错密度 (geometrically necessary dislocations, GND) 和局部应变水平的良好指标^[9], KAM 值越大, GND 密度越高, 应变集中越严重, 其计算公式为^[14]

$$\rho_{\text{GND}} = \frac{2\nu}{\mu b} \quad (2)$$

式中: ν 表示 KAM 值; μ 为单位长度, 即 EBSD 试

验扫描步长; b 为柏氏矢量的幅度. 不同状态下各区域的平均 KAM 值及相应的 GND 密度如图 11 所示. 可以发现, 焊缝金属和热影响区的 GND 密度均随预应变程度的增加而增加. 当名义预应变达到 1% 时, 焊缝金属的 GND 密度由原始状态的 $2.8 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 增加到 $4.1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$; 热影响区的 GND 密度也由 $4.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 增加到 $5.3 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$. 表明应变时效会造成焊接接头组织内部的应变集中, 位错堆积, 减小位错之间的平均间距, 导致塑性流动能力下降. 同时, 由于微裂纹倾向于在局部应变水平较高的位置成核, 因此应变时效会在外部载荷下提高微裂纹的形核机率, 降低裂纹形核功, 为应变时效后断裂韧性的下降提供了试验依据^[15]. 此外虽然应变时效前后焊接接头显微组织未发生明显变化, 但是经过应变时效处理后, 显微组织中微观缺陷增多, 如图 8c 所示. 这些缺陷会在外界载荷的作用下优先扩展, 使得焊接接头裂纹扩展更加迅速, 二次裂纹增多, 降低断裂韧性.

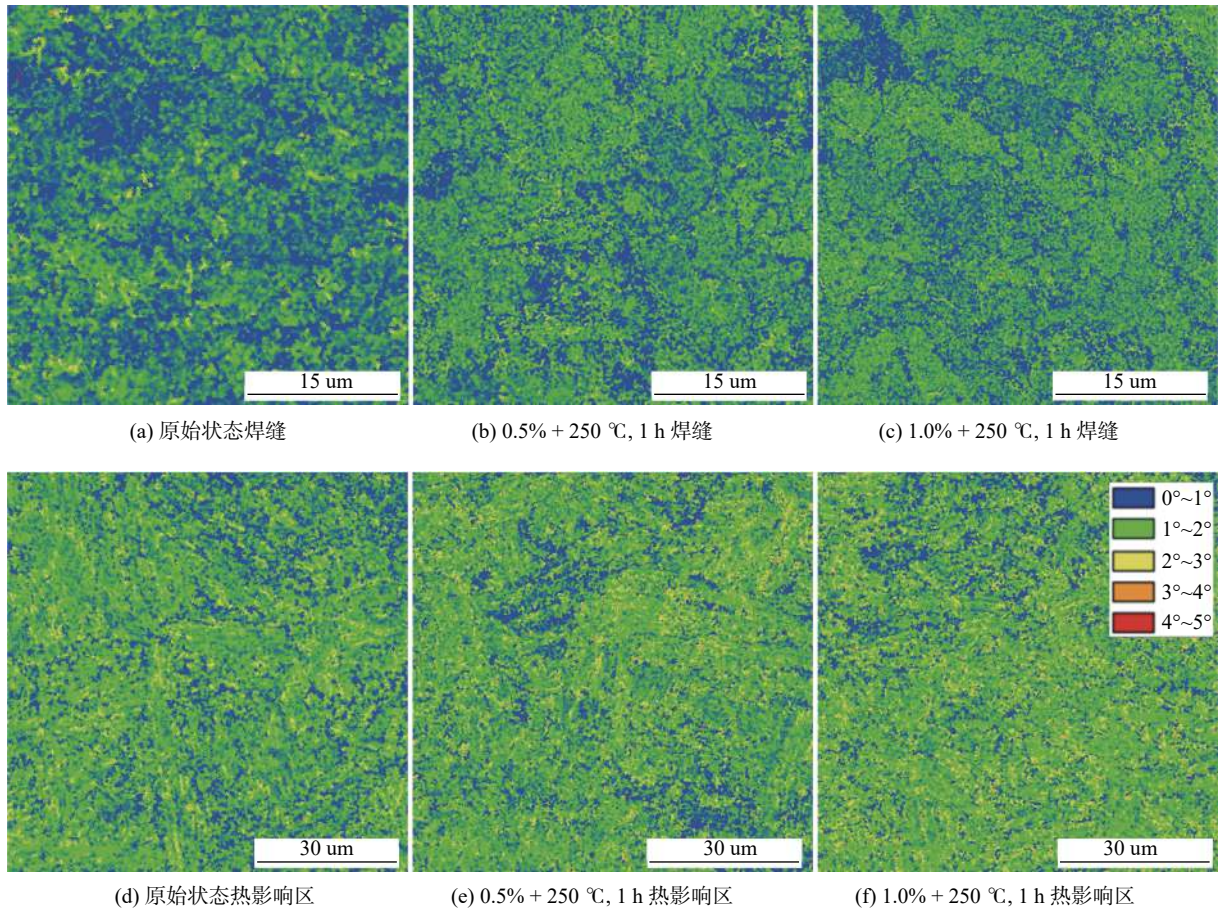


图 10 应变时效前后焊接接头各区域的 KAM 分布图

Fig. 10 KAM distribution maps of welded joints before/after strain aging. (a) weld metal in initial state; (b) 0.5% + 250 °C, 1 h weld metal; (c) 1.0% + 250 °C, 1 h weld metal; (d) heat-affected zone in initial state; (e) 0.5% + 250 °C, 1 h heat-affected zone; (f) 1.0% + 250 °C, 1 h heat-affected zone

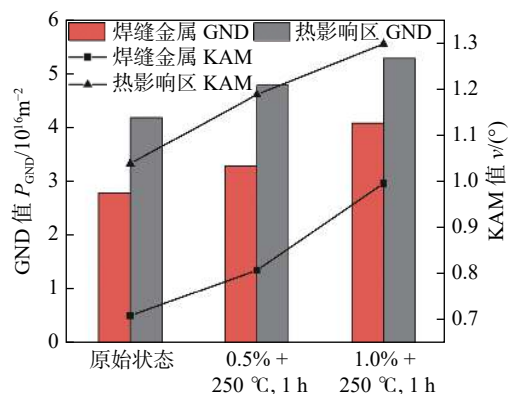


图 11 应变时效前后各区域的平均 KAM 值及 GND 密度
Fig. 11 Average KAM value and GND density of each region before/after strain aging

3 结论

(1) 拉伸预应变后, 焊接接头各区域的变形程度由焊根, 热影响区, 母材至焊缝金属依序减小. 当名义应变分别为 0.5% 和 1% 时, 焊根处应变程度分别达 0.79% 和 2.2%, 焊缝金属处的应变程度分别仅为 0.36% 和 0.69%.

(2) 应变时效处理后, 热影响区软化现象消失, 焊接接头各区域断裂韧性均呈现下降趋势. 与原始状态相比, 名义应变为 0.5% 和 1.0% 时, 焊缝金属断裂韧性下降幅度分别为 12.6% 和 25.9%; 热影响区断裂韧性下降幅度分别为 15.2% 和 56.4%.

(3) 应变时效处理后, 焊接接头各区域错密度增大, 应变集中程度伴随着几何必要位错密度 (GNDs) 的增加是使其塑性变形能力下降, 断裂韧性恶化的重要原因.

参考文献

- [1] Han B, Wang Z Y, Zhao H L, *et al.* Strain-based design for buried pipelines subjected to landslides[J]. *Petroleum Science*, 2012, 9(2): 236 – 241.
- [2] Zuo X R, Li R T. Research of strain aging in pipeline steel with a ferrite/martensite dual-phase microstructure[J]. *Steel Research International*, 2015, 86(2): 163 – 168.
- [3] Deng W, Gao X H, Qin X M, *et al.* Microstructure and properties of an X80 pipeline steel manufactured by untraditional TMCP[J]. *Journal of Computational and Theoretical Nanoence*, 2011, 4(3): 1088 – 1092.
- [4] Zuo X R, Zhou Z Y. Study of pipeline steels with acicular ferrite microstructure and ferrite-bainite dual-phase microstructure[J]. *Materials Research*, 2015, 18(1): 36 – 41.
- [5] Yan C Y, Jiang X Y, Yuan Y, *et al.* Cold cracking susceptibility of X100 pipeline steel[J]. *China Welding*, 2019, 28(3): 25 – 33.
- [6] Zhao W G, Chen M, Chen S H, *et al.* Static strain aging behavior of an X100 pipeline steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 550: 418 – 422.
- [7] 姜永文, 牛涛, 安成钢, 等. X70 管线钢的应变时效行为 [J]. *材料研究学报*, 2016, 30(10): 767 – 772.
- [8] Jiang Yongwen, Niu Tao, An Chenggang, *et al.* Strain aging behavior of X70 pipeline steel[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2016, 30(10): 767 – 772.
- [9] Ungár T. Dislocation densities, arrangements and character from X-ray diffraction experiments[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 309(7): 14 – 22.
- [10] 贾璐, 刘意春, 贾书君, 等. 抗大变形管线钢热影响区软化问题的研究 [J]. *材料科学与工艺*, 2018, 26(3): 37 – 44.
- [11] Jia Lu, Liu Yichun, Jia Shujun, *et al.* Softening of heat affected zone of high-strain pipeline steel[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 26(3): 37 – 44.
- [12] Di X J, Tong M, Li C N, *et al.* Microstructural evolution and its influence on toughness in simulated inter-critical heat affected zone of large thickness bainitic steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 743: 67 – 76.
- [13] Yang X C, Di X J, Liu X G, *et al.* Effects of heat input on microstructure and fracture toughness of simulated coarse-grained heat affected zone for HSLA steels[J]. *Materials Characterization*, 2019, 155: 109818.
- [14] Wu Q, Zikry M A. Dynamic fracture predictions of microstructural mechanisms and characteristics in martensitic steels[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, 145: 54 – 66.
- [15] 王东坡, 刘恺悦, 邓彩艳, 等. 焊后热处理对拘束焊缝金属冲击韧性与断裂韧性的影响 [J]. *焊接学报*, 2020, 41(8): 63 – 67, 78.
- [16] Wang Dongpo, Liu Kaiyue, Deng Caiyan, *et al.* Effect of post-weld heat treatment on impact toughness and fracture toughness of restrained weld metal[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(8): 63 – 67, 78.
- [17] Calcagnotto M, Ponge D, Demir E, *et al.* Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(10-11): 2738 – 2746.
- [18] Lambert-Perlade A, Sturel T, Gourgues A F, *et al.* Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 3(35): 1039 – 1053.

第一作者: 高杉杉, 硕士; 主要研究方向为焊接冶金与高效焊接材料开发及应用; Email: gaoss@tju.edu.cn.

通信作者: 邸新杰, 博士, 教授; Email: dixinjie@tju.edu.cn.

(编辑: 郑红)