16Mn 管线钢的焊缝表面冲蚀机理研究

武刚，李德君，罗金恒，白强，李丽锋，朱丽霞

（中国石油集团石油管工程技术研究院 石油管材及装备材料服役行为与结构安全国家重点实验室，西安 710077）

摘 要：目的 在管道工程中，16Mn 管线钢异径接头-管体焊缝（简称焊缝）表面冲蚀行为是引发失效的主要原因之一，通过研究焊缝余高和管体流体作用，以此来探究焊缝表面冲蚀机理。**方法** 以 16Mn 管线钢为研究对象，针对焊缝区表面冲蚀行为开展基础研究，通过电化学和腐蚀模拟实验，研究了流体初期焊缝区表面腐蚀行为，并通过流体模拟实验，研究了焊缝余高和流体速度对焊缝区冲蚀过程的影响，揭示了管线钢焊缝的冲蚀机理。**结果** 在腐蚀模拟实验中，焊缝、接头母体和管体的开路电位分别为−0.717、−0.686、−0.687 V，焊缝区发生电化学腐蚀的倾向在模拟腐蚀液中最严重，焊缝的自腐蚀电流密度为 7.9 μA/cm^2，母材的自腐蚀电流密度为 3.2 μA/cm^2，焊缝的电化学腐蚀倾向性更大，焊缝区金属腐蚀速率最大，在焊缝表面形成了疏松的 FeO 产物层。在流体模拟实验中，流体在焊缝余高作用下形成了湍流，流速的增加也提高了湍动能，流速为 15 m/s 和 30 m/s 时，焊缝凹槽的深度分别为 3 mm 和 8 mm，焊缝凹槽相差 5 mm。湍动能在焊缝余高的 FeO 腐蚀产物表面产生了变形磨损和切削效应，使得焊缝表面疏松的 FeO 产物层脱落，加速了腐蚀过程，最终形成了冲蚀凹陷区。**结论** 16Mn 管线钢焊缝的冲蚀行为是腐蚀和流体冲蚀共同作用的结果，可分为初期的腐蚀和流体冲蚀两个阶段，形成了腐蚀与冲蚀循环交替过程。焊缝余高和流体速度对冲蚀影响较大，内焊缝余高和流体速度的增加将导致余高处的湍动能急剧增加，加速焊缝金属腐蚀产物层剥离，导致焊缝表面冲蚀。研究结果可以为管道失效行为和安全服役设计提供理论基础。

关键词：16Mn 管线钢；焊缝余高；流体模拟；冲蚀；腐蚀；变形磨损；切削效应

中图分类号：TG172；TH117 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2020)03-0205-08

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.03.026

Erosion Mechanism of Weld Joint of 16Mn Pipeline Steel

WU Gang, LI De-jun, LUO Jin-heng, BAI Qiang, LI Li-feng, ZHU Li-xia

(CNPC Tubular Goods Research Institute State Key Laboratory for Performance and Structure Safety of Petroleum Tubular Goods and Equipment Materials, Xi'an 710077, China)

ABSTRACT: The work aims to explore the erosion mechanism of weld surface by studying the excess height of weld and the fluid action of pipe body since the surface erosion behavior of 16Mn pipeline steel joint-pipe body weld is one of the main

收稿日期：2019-02-15；**修订日期：**2019-06-13

Received：2019-02-15；**Revised：**2019-06-13

基金项目：国家“十三五”国家重点研发计划（2017YFC0805804）；陕西省创新人才推进计划-青年科技新星项目（2017KJXX-06）

Fund：National Key R & D Program of China (2017YFC0805804), Innovative Talents Promotion Plan of Shaanxi Province-Youth Science and Technology Star Project (2017KJXX-06)

作者简介：武刚（1985—），男，硕士，工程师，主要研究方向为油气管道及储存设施完整性。邮箱：wugang010@cnpc.com.cn

Biography：WU Gang (1985—), Male, Master, Engineer, Research focus: integrity technology of oil and gas pipelines and storage facilities. E-mail: wugang010@cnpc.com.cn

引文格式：武刚，李德君，罗金恒，等. 16Mn 管线钢的焊缝表面冲蚀机理研究[J]. 表面技术，2020, 49(3): 205-212.

WU Gang, LI De-jun, LUO Jin-heng, et al. Erosion mechanism of weld joint of 16Mn pipeline steel[J]. Surface technology, 2020, 49(3): 205-212.

causes of failure in pipeline works. 16Mn pipeline steel was taken as the object to carry out basic research on the erosion behavior of the weld zone. The corrosion behavior of the initial fluid weld zone was studied by electrochemical and corrosion simulation experiments, and the influence of residual weld height and fluid velocity on the erosion process of the weld zone was investigated by fluid simulation experiments, which revealed the erosion mechanism of the weld of pipeline steel. In corrosion simulation experiment, the open circuit potentials of weld, joint and tube were −0.717, −0.686 and −0.687 V, respectively. The tendency of electrochemical corrosion in weld zone was the highest in simulated corrosion solution. The self-corrosion current density of the weld was 7.9 μA/cm^2, and that of the base metal was 3.2 μA/cm^2. The electrochemical corrosion tendency of the weld was greater. Due to the high corrosion rate of the metal in the weld zone, loose FeO product layer was formed on the surface of the weld. In the fluid simulation experiment, the turbulent flow was formed by the residual height of the weld, and the turbulent kinetic energy increased with the increase of the flow rate. When the flow rate was 15 mm/s and 30 m/s, the depth of the weld groove was 3 mm and 8 mm respectively, and the difference of the weld groove was 5 mm. Turbulence energy produced deformation wear and cutting effects on the surface of corrosion products of FeO in excess height of weld, which made the loose FeO product layer on the surface of weld peel off, accelerated the corrosion process, and finally formed erosion depression area. The erosion behavior of 16Mn pipeline steel weld is the result of the interaction of corrosion and fluid erosion. It can be divided into two stages: initial corrosion and fluid erosion, forming the cyclic alternating process of corrosion and erosion. The excess height of weld and fluid velocity has great influence on erosion. The increase of excess height of internal weld and fluid velocity will lead to a sharp increase of turbulent kinetic energy at excess height, accelerate the stripping of corrosion product layer of weld metal, and lead to erosion of weld surface. The research results can provide theoretical basis for failure behavior and safe service design of pipeline.

KEY WORDS: 16Mn pipeline steel; weld height; fluid simulation; erosion; corrosion; deformation wear; cutting effect

管道运输作为五大运输方式之一，在天然气运输中发挥着巨大作用，而腐蚀是影响管道寿命的重要因素之一。输气管道焊缝在工作过程中会受到冲蚀等作用，最终导致管体失效，从而造成巨大的安全隐患。

目前，针对管道的冲蚀失效问题开展了多项研究。Velázquez 等人[1]研究了 X60 管线钢在油田采出水环境中的局部腐蚀，在不同的实验条件和周期下进行了浸没实验，建立了局部腐蚀缺陷最大深度的时间演化模型。Paul 等人[2]研究了 X42 管线钢的冲蚀行为及机理，在较低的速度下观察到塑性变形以及腐蚀颗粒在靶材表面的嵌入和犁削，且犁耕机理以较高的速度和较长的实验时间为主。Zheng[3]和 Ahmed[4]等人分别研究了管道金属在液固冲击条件下的腐蚀与冲蚀作用，发现冲蚀与腐蚀之间具有较强的相关性。林楠[5]进行了输气管道中颗粒属性及流场作用对冲蚀磨损的影响研究，认为输气管道的减薄及穿孔破坏主要是由管道内固体颗粒冲蚀磨损造成的。偶国富[6]及李增亮等人[7]基于有限元方法的颗粒冲蚀数值计算模型，建立了流固耦合数理模型，对异径管冲蚀失效进行流固耦合数值模拟，研究了冲蚀因素对冲蚀速率及表面变形特征的影响规律。

目前，学者们已经深入探究了输气管道的腐蚀或冲蚀的单独机理，对于液固两相的腐蚀与冲蚀共同作用也有了新的发现，但是对于输气管道中气固两相的冲蚀和腐蚀共同作用机理的研究很少。通过上述研究可以发现，冲蚀过程与焊缝区的腐蚀行为和流体的状态有较大的相关性，要深入了解 16Mn 管线钢的焊缝冲蚀过程及失效机理，需要对焊缝区的腐蚀和流体冲蚀行为进行研究。本文通过电化学和腐蚀模拟实验，研究了流体初期的 16Mn 管线钢（某油气田作业公司提供）焊缝区腐蚀行为，并通过流体模拟实验，研究了其冲蚀过程，明确了焊缝失效的冲蚀过程机理，建立了冲蚀失效模型。研究结果可以为 16Mn 管线钢焊缝的冲蚀行为和防护理论提供科学依据。

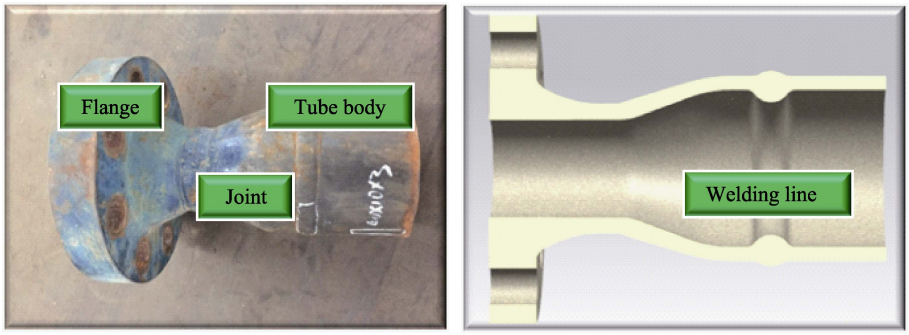
1 实验

1.1 实验材料

本文的研究对象包括 16Mn 管线钢管体焊缝（简称焊缝）、接头母体和管体（图 1a）。接头母材和管体的材质都为 16Mn，其中主要研究区域为焊缝（图 1b），研究对象化学成分见表 1。

1.2 电化学和腐蚀模拟实验

管件材料与焊缝填充金属间可能因为化学成分差异而发生电偶腐蚀，因此本文采用电化学和腐蚀模拟实验，研究母材与焊缝金属的腐蚀特性。分别在接头母体、接头焊缝、管体上取样，加工为 ϕ15 mm×3mm 的电化学试样，将电化学试样背面焊接铜导线，用环氧树脂将试样包裹，依次用 240$^{\#}$、400$^{\#}$、600$^{\#}$、800$^{\#}$、1000$^{\#}$、1200$^{\#}$、1500$^{\#}$和 2000$^{\#}$砂纸打磨并抛光成镜面，然后用无水乙醇和去离子水冲洗，烘干后备用。电化



a 异径接头和管体　　b 焊缝示意图

图 1　16Mn 管线钢异径接头-管体焊缝

Fig.1 16Mn pipeline steel reducing joint-pipe body: a) reducing joint and pipe body; b) diagram of joint

表 1　管件和焊缝金属化学成分检测结果

Tab.1 Test results of chemical composition of pipeline steel and weld metal

wt%

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb
Reducing joint	0.180	0.42	1.57	0.0280	0.0076	0.024	<0.005	0.0075	<0.005
Tube body	0.160	0.29	1.39	0.0130	0.0058	0.026	<0.005	0.0300	<0.005
Weld line	0.089	0.37	1.40	0.0083	0.0055	0.046	<0.005	0.5200	<0.005

学实验仪器为 CS370 型电化学工作站，工作电极为待测材料，辅助电极为石墨电极，参比电极为 Ag/AgCl/饱和 KCl 电极。对 16Mn 管线钢的接头母体、接头焊缝和管体进行开路电位和极化曲线测试。测试使用的腐蚀溶液根据某油气田作业公司提供的水质分析结果，在实验室内使用分析纯 NaCl、$NaHCO_3$ 和 Na_2SO_4 进行配制，溶液中 Cl^-、HCO_3^-、SO_4^{2-} 质量浓度分别为 1666.18、650.98、126.67 mg/L。测量待测金属的开路电位和极化曲线，测试范围为−1.2~0.3 V，扫描速率为 1 mV/s。

为了进一步研究焊缝的现场腐蚀情况，采用高温高压釜模拟现场的高压腐蚀工况。腐蚀挂片沿管件纵向截取，焊缝位于腐蚀挂片的中间，腐蚀挂片的尺寸为 50 mm×10 mm×3 mm。腐蚀溶液根据某油气田作业公司提供的水质分析结果，在实验室内进行配制，为了加速实验过程，将二氧化碳分压设定为 1 MPa，液体流速为 1 m/s，温度为 50 ℃，压力为 8 MPa，实验周期为 168 h。取 1 组（3 件）腐蚀挂片试样置于液相中浸泡 90 min。

1.3　组织和成分检测方法

分别在接头母体、接头焊缝、管体上切取纵向常规金相试样，依次用 240#、400#、600#、800#、1000#、1200#、1500#和 2000#砂纸打磨并抛光成镜面，然后用无水乙醇和去离子水冲洗，烘干后在 4%硝酸乙醇溶液中腐蚀 5~8 s，用 BX51M 光学显微镜观察试样金相组织。经过腐蚀实验后，将腐蚀挂片取出，用酒精清洗并干燥，采用扫描显微镜 Hitachi S4800（SEM）观察试样表面形貌。采用 D8 先进 X 射线衍射（XRD）技术，在 20°~80°范围内、0.05(°)/s 条件下，利用铜-钾 α 射线衍射仪对腐蚀挂片进行物相鉴定，扫描速度为 1 步/s。

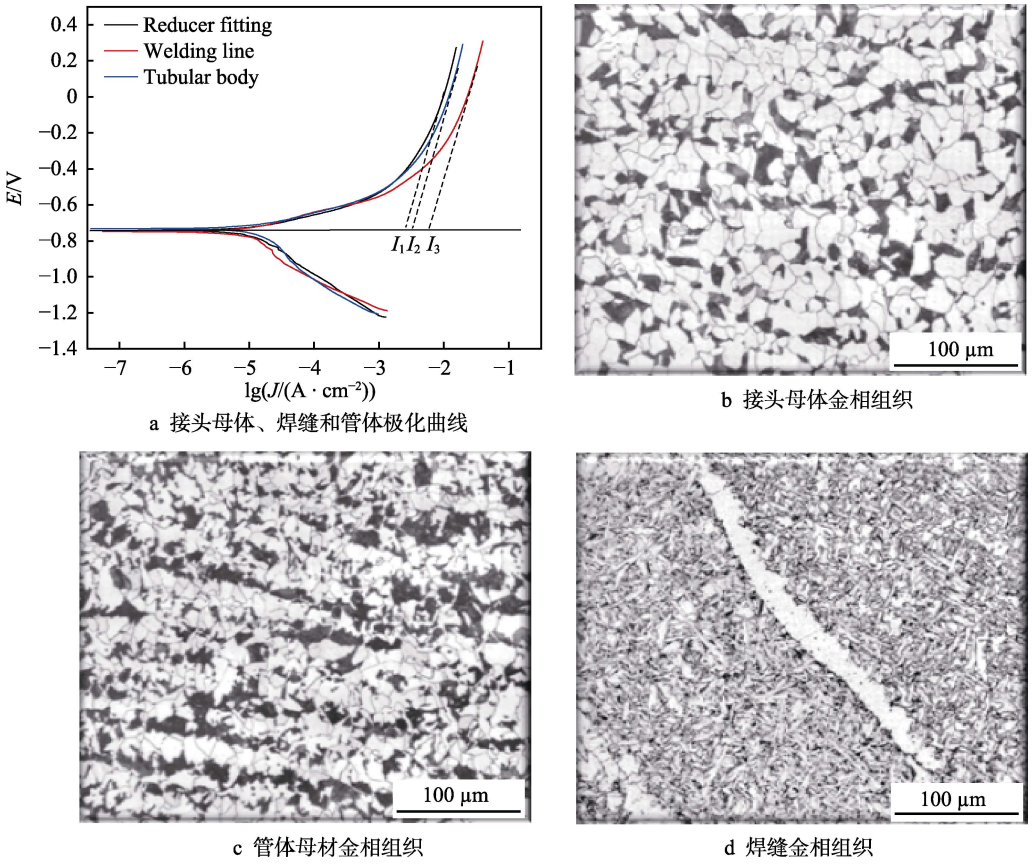
1.4　流态模拟实验和流速模拟实验

在实际的工况条件下，造成管线钢焊缝失效的原因有很多（冲蚀、焊缝组织和成分差异都会对焊缝失效产生影响），本文主要对冲蚀的影响进行了研究。考虑到焊缝余高和流体作用是造成冲蚀的主要原因，本文进行了流态模拟和流速模拟实验。为了探究焊缝余高对流体流态产生的影响，选择标准的 k-ε 模型作为求解计算的湍流模型，利用 ANSYS 软件进行了流体模拟实验。因为管道输送的天然气中还包含有微量沙粒、水及凝析油等，输送流体属于多相流体，模拟过程过于复杂，所以本文对多相流进行了简化处理；因为输送流体中液相含量较少，液相对管壁的冲刷剪切作用很低，所以管内流体可以简化看成是气体和微量砂粒的两相流体；因为颗粒细小而且含量较少，所以在模拟时可以将管内流体简化为单相流体。为了进一步探究不同流体流速对焊缝失效的影响，同样采用标准的 k–ε 模型作为求解计算的湍流模型进行流速模拟实验。

2　结果和讨论

2.1　焊缝腐蚀行为研究

16Mn 管线钢接头母体、焊缝和管体的极化曲线如图 2a 所示，焊缝区的开路电位为−0.717 V，接头母体的开路电位为−0.686 V，管体的开路电位为



a 接头母体、焊缝和管体极化曲线　　b 接头母体金相组织

c 管体母材金相组织　　d 焊缝金相组织

图 2　极化曲线和金相组织

Fig.2 Polarization curve and metallographic structure: a) polarization curves of joint matrix, welds and pipe bodies; b) metallographic structure of joint matrix; c) metallographic structure of pipe body; d) metallographic structure of weld

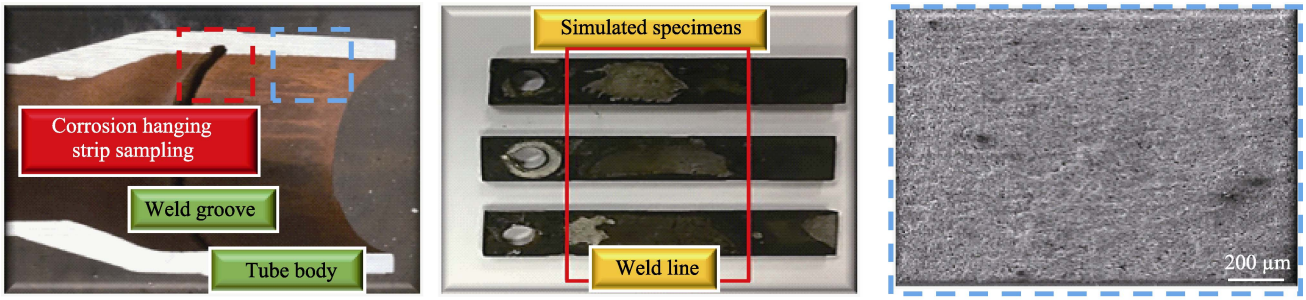
−0.687 V。其中焊缝区开路电位最低，所以焊缝区发生电化学腐蚀的倾向在模拟腐蚀液中最严重。在极化曲线中，焊缝的自腐蚀电流密度为 7.9 μA/cm^2，母材的自腐蚀电流密度为 3.2 μA/cm^2，焊缝的自腐蚀电流密度大于母材，表明焊缝的腐蚀敏感性大于母材，电化学腐蚀倾向性更大，在腐蚀介质中的腐蚀速率最大。同时，接头母体金相组织（图 2b）和管体金相组织（图 2c）为多边形铁素体（PF）+粒状贝氏体（B$_{粒}$），焊缝金相组织为“PF+P+B$_{粒}$”（图 2d），均无明显组织缺陷，保证了电化学和腐蚀模拟实验的相对准确性。在之前研究中也发现类似的结果。Zhang 等人[8]采用电化学研究了 X65 管线钢的腐蚀和局部腐蚀行为，提出了局部腐蚀模型，并发现裸钢和焊缝区之间存在电偶效应，焊缝金属在腐蚀介质中的腐蚀速率最大。

静态浸泡腐蚀可以模拟流体在初期静止条件下对母材和焊缝的腐蚀过程，腐蚀挂片取样方位如图 3a 所示。其中，从液相中腐蚀挂片的腐蚀形貌图（图 3b）可以看出，腐蚀挂片腐蚀严重，呈均匀腐蚀形貌，焊缝区域的腐蚀产物层呈多孔疏松状，并且氧化膜（FeO）厚度异常薄，未经脱层处理就已经开裂脱落。利用扫描电子显微镜对焊缝与母材区的腐蚀产物膜层形貌进行观察，管体母材的 FeO 腐蚀产物层（图 3c）相对致密，致密的氧化层可以有效阻隔腐蚀介质和基体进一步接触，具有一定的保护作用；然而焊缝处的 FeO 腐蚀产物层（图 3d）多孔疏松，焊缝区更容易被腐蚀介质腐蚀。由 XRD 衍射图谱（图 3e）可以看出，内壁上检测到的物相主要为 Fe，同时含有一定量的 Fe_3C 和少量的 FeO，可以观察到 XRD 衍射图谱（图 3e）中 FeO 峰较弱，主要因为焊缝区内壁上残留的腐蚀产物膜很薄，使得 X 射线在极短的时间内穿透 FeO 腐蚀产物层，打到基体金属，获得了以基体金属为主的 Fe 和 Fe_3C 相。

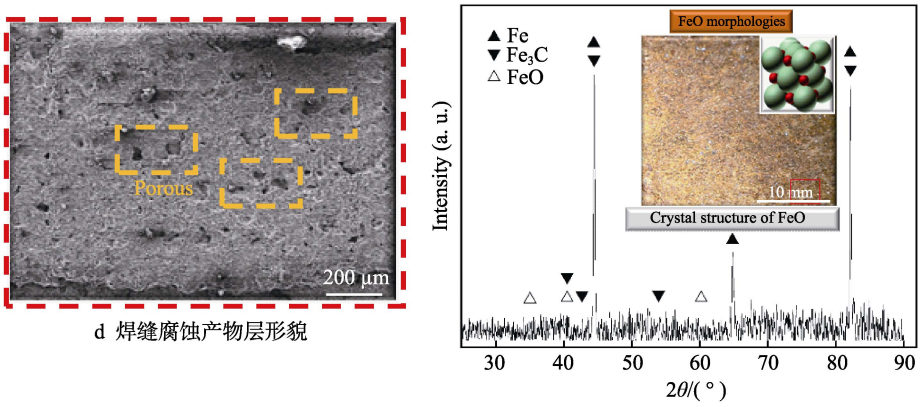
母材区致密均匀的膜层可以有效抵抗冲蚀剥离，而焊缝区腐蚀产物层因为多孔疏松，在流体作用下不断被冲蚀剥离，使得新鲜的基体金属不断暴露出来而被腐蚀，冲蚀的存在也使腐蚀产物层对层下金属的保护作用大大降低，从而加快了腐蚀速度，加剧了焊缝的腐蚀失效。在其他研究中也发现类似的结果。Bilmes[9]和温建萍[10]等人分别进行了 16Mn 钢的动态全浸实验和焊缝金属的显微组织研究，发现母材的腐蚀产物膜更致密，焊缝的腐蚀产物膜比较疏松，焊缝区更容易被介质腐蚀。

2.2　流态和流速模拟行为研究

管件内壁连续平滑时的湍动能（图 4a）在接头焊缝出口端最大，但是紧挨管壁处的湍动能则明显降



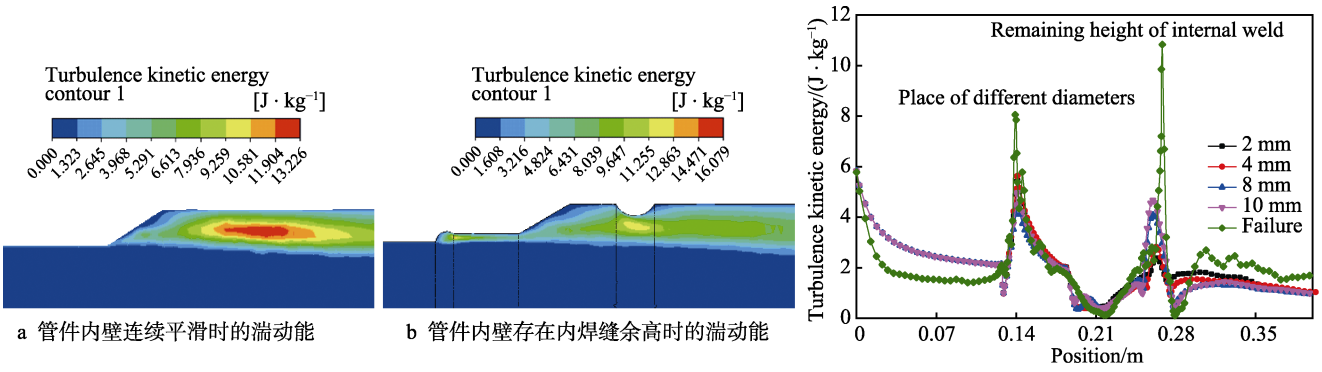
a 腐蚀挂片取样　　b 液相中腐蚀挂片的腐蚀形貌图　　c 管体母材腐蚀产物层形貌



d 焊缝腐蚀产物层形貌　　e 焊缝腐蚀产物XRD谱线

图 3　腐蚀模拟的实验结果

Fig.3 Corrosion simulation test results: a) corrosion coupon sampling; b) corrosion morphology of corrosion coupon in liquid phase; c) morphology of corrosion product layer of base metal; d) morphology of corrosion product layer in weld; e) XRD spectra of corrosion products in welds



a 管件内壁连续平滑时的湍动能　　b 管件内壁存在内焊缝余高时的湍动能　　c 不同内焊缝余高条件下的湍动能

图 4　流态模拟的实验结果

Fig.4 Flow simulation test results: a) turbulent kinetic energy of continuously smooth inner wall of pipe; b) turbulent kinetic energy of excess height of internal weld on inner wall of pipe; c) turbulent kinetic energy under different excess height of internal weld

低。当管体内壁存在内焊缝余高导致管体内壁不连续光滑时，在内焊缝余高处会产生湍流，并且截面突变处会发生流体回流现象，管件内壁焊缝余高处的湍动能（图 4b）最大，湍流最为剧烈，紧挨焊缝余高处的湍动能则明显降低。在其他研究中也发现类似的结果。Hung 等人[11]认为湍动能(k)可以利用湍流强度进行估算，其计算公式为：

$$k=\frac{3}{2}(uI)^2 \tag{1}$$

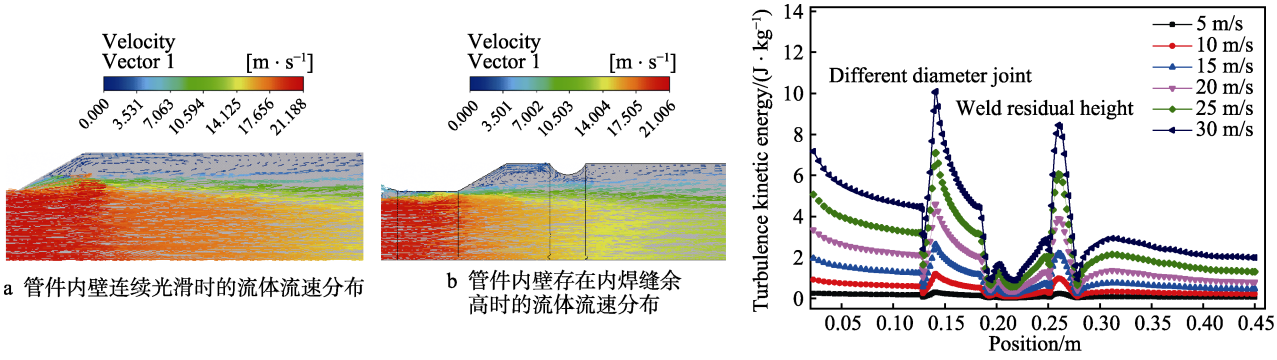
式中：u 为平均速度（m/s），I 为湍流强度（MPa）。采用直接数值求解方程研究了后向台阶上的湍流流动，并发现由于流体通道的内径在焊缝处发生变化，导致焊缝余高处的流体流速发生了不规则变化，产生了湍流，湍流的存在会产生湍动能[12]，其中焊缝余高处的湍动能最大。

不同内焊缝余高条件下的湍动能（图 4c）差别较大，内焊缝余高为 10 mm 时的最大湍动能是 2 mm 时的 2 倍，内焊缝余高越大，余高处的湍动能越大，湍流越剧烈，对焊缝余高的冲蚀破坏越严重，并且当焊缝余高被破坏导致轮廓不完整时，余高处的湍动能急剧增加，最大湍动能是焊缝余高为 10 mm 时的 2 倍，是 2 mm 时的 4 倍。湍动能的存在会对焊缝余高

产生冲蚀作用，湍流强度越大，湍动能越大，对焊缝余高产生的冲蚀作用越大。

此外，研究报道发现流速是影响冲蚀行为的主要因素之一[12]。本研究中发现流体经接头焊缝向管体流动，当管体内壁光滑连续时，由于流体通道的内径在接头焊缝处发生变化，在接头小径出口端有流体回流现象（图 5a）；当存在内焊缝余高，导致管体内壁不光滑连续时，在内焊缝余高处会产生明显的湍流，并且截面突变处还会发生流体回流现象（图 5b）。不同流速条件下焊缝的湍动能（图 5c）差别也很大，内焊缝余高处在流速为 30 m/s 时的最大湍动能是 15 m/s 时的 4 倍，随着流体速度的升高，内焊缝余高处的湍动能单调增加，尤其是当流速超过 15 m/s 时，湍动能增加趋势显著，导致流体对焊缝余高的冲蚀作用显著增加。在管道增压过程中，流体速度越大，湍动能越大，湍动能对焊缝余高产生的冲蚀作用就越大。在高文祥等人[13]的研究中也发现类似的结果。

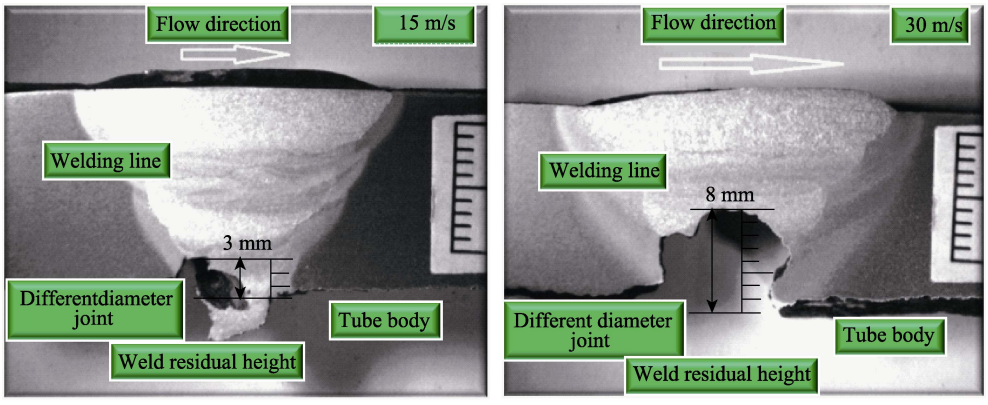
在相同的环境参数和时间下，采用流速实验研究了速度分别为 15、30 m/s 时的焊缝冲蚀情况。焊缝区冲蚀形貌如图 6 所示，可以发现随着冲蚀速度的变大，冲蚀行为加重.经过测量发现，流速为 15 m/s 时，焊缝凹槽深度为 3 mm（图 6a）；流速为 30 m/s 时，焊缝凹槽深度为 8 mm（图 6b），焊缝凹槽相差 5 mm。其研究结果与模拟结果吻合，说明随着流体速度的增大，内焊缝余高处的湍动能单调增加，流体对焊缝余高的冲蚀作用变大。



a 管件内壁连续光滑时的流体流速分布　　b 管件内壁存在内焊缝余高时的流体流速分布　　c 不同流速条件下焊缝的湍动能

图 5　流体流速模拟的实验结果

Fig.5 Fluid velocity simulation test results: a) fluid velocity distribution in continuously smooth inner wall of pipe; b) distribution of fluid velocity in excess height of internal weld on the inner wall of pipe; c) turbulent kinetic energy of welds at different flow velocities



a 流速为15 m/s　　b 流速为30 m/s

图 6　不同流速下内焊缝余高的冲蚀情况

Fig.6 Erosion of excess height of internal weld at different flow velocities: a) 15 m/s flow velocity; b) 30 m/s flow velocity

2.3　冲蚀机理研究

针对冲蚀过程和机理的研究发现[13-15]，焊缝失效主要是腐蚀和冲蚀的作用，其失效过程和冲蚀机理分别如图 7 所示。在焊缝失效初期，焊缝金属主要以静态的腐蚀为主（图 7 中 First stage），氧化产生了 FeO 附着在焊缝余高处，主要发生的电化学腐蚀过程为：

$$Fe^{2+} + O^{2-} \rightarrow FeO \tag{2}$$

其中主要的腐蚀产物为 FeO，表面形貌疏松多孔。随着流速的增加，进入了冲蚀阶段（图 7 中 Second stage I & II），FeO 产物层在湍流作用下易产生磨损和切削作用。Farhat[14]研究了冲蚀角和冲蚀速度对冲蚀的影响，认为当球粒冲击内焊缝余高平面时，可能会产生弹性或塑性变形，但这取决于冲击力是否达到材料的屈服强度。其中变形磨损量 W_D 为：

$$W_D = M(V\sin\alpha - K)^2 / 2\varepsilon \tag{3}$$

式中，M 为冲击磨粒的质量（kg）；V 为磨粒的速度（m/s）；α 为冲击角（°）。焊缝区在冲蚀初期（图 7 中 Second stage I），磨粒镶嵌于焊缝的表面，此时焊缝的冲蚀磨损量较小，将产生负磨损，此阶段称为孕育期，经过一段时间后，当焊缝磨损量大大超过镶嵌量时，转变为正磨损。随着冲蚀时间的持续，焊缝的磨损量也稳定增加，这一阶段为稳定冲蚀期（图 7 中 Second stage II），磨粒造成的磨损称为一次磨损。由于腐蚀作用的存在，固体粒子在冲击焊缝表面时，往往会使 FeO 腐蚀产物产生破碎，并产生大量碎片，这些碎片能造成前期冲击时焊缝表面所形成的挤出唇或翻皮的去除，未被腐蚀的金属就会暴露出来，发生循环腐蚀生成腐蚀 FeO 氧化层，这时固体粒子的冲蚀磨损机理主要是延性切削机理。Wang 等人[16]利用有限元模型，以延性材料为例，模拟了冲击角、冲击速度和颗粒侵蚀对焊缝表面的影响，认为固体粒子以一定的速度和角度侵入焊缝表面，会对材料产生切削作用。该模型假设一颗质量为 m 的磨粒，以一定速度 v 和冲击角 α 冲击到焊缝的表面，由理论分析可得出材料的磨损体积为：

$$V = K\frac{mv^2}{P}f(\alpha) \tag{4}$$

式中，P 为焊缝表面的流动应力（MPa）；K 为常数。焊缝的磨损体积与流体的质量和流体速度的平方（即流体的动能）成正比，与焊缝的流动应力成反比，其结果验证了随着流体速度的升高，内焊缝余高处的湍动能单调增加，尤其是当流速超过 15 m/s 时，流体对焊缝余高的冲蚀作用显著增加。随着内焊缝余高的变化，流体的腐蚀作用也随之变化。在冲蚀过程中，内焊缝余高的形貌从刚开始的圆弧状变为最后的凹槽状（图 7），在内焊缝余高冲蚀阶段初期（图 7 中 First stage），焊缝金属与流体相接触产生腐蚀，形成多孔疏松的 FeO 产物层，内焊缝余高呈圆弧状且高度最大，焊缝余高会影响流体的流态，使流体在焊缝余高处产生湍流，湍流的冲蚀作用使氧化层易发生剥落，因为焊缝余高最大，此时受冲蚀直接影响的焊缝表面积最大，使得冲蚀起主导作用（图 7 中 Second stage I），冲蚀作用较强，同时流体中携带的固体粒子也会对氧化层产生冲蚀磨损，氧化层被剥落后露出新的焊缝金属，进入腐蚀-冲蚀循环。随着时间的累积，焊缝金属因为腐蚀和冲蚀影响作用，外形随之发生变化，形成凹槽状（图 7 中 Second stage II），凹槽的形成更进一步加剧了凹槽底部的冲蚀，湍流和回流将在凹槽内壁产生，凹槽内壁将持续受到冲刷，FeO 产物层不断被冲蚀，使得新鲜的金属被腐蚀，焊缝处的壁厚不断减薄，凹槽将不断变大，一旦凹槽的深度达到一定值时，凹槽底部流体速度将显著降低，凹槽内积聚的腐蚀介质继续腐蚀焊缝金属，腐蚀作用取代冲蚀成为控制因素（图 7 中 Final stage），最终在腐蚀作用下，局部区域发生腐蚀穿孔，导致管件泄漏。

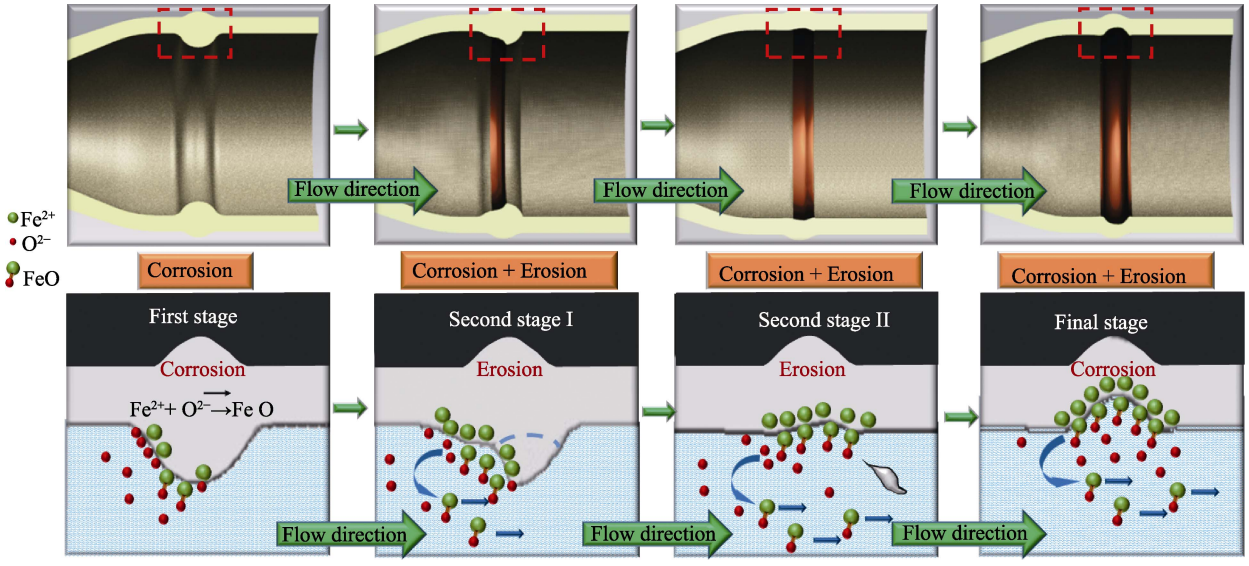


图 7　内焊缝余高冲蚀过程机理示意图

Fig.7 Schematic diagram of erosion mechanism of excess height of internal weld

3　结论

1）焊缝区开路电位最低，在模拟腐蚀液中发生电化学腐蚀的倾向较大，同时，焊缝区腐蚀电流密度最大，在腐蚀介质中的腐蚀速率较大。另外，内焊缝余高越大，余高处的流体湍动能越大，焊缝余高受到的冲蚀破坏越严重，当余高轮廓被破坏时，余高处的湍动能急剧增加。随着流体速度变快，流体对焊缝余

高的冲蚀作用增强。焊缝区比母材的耐蚀性差，焊缝区腐蚀产物层在流体冲蚀作用下，更加容易剥离。

2）管线钢焊缝的冲蚀行为是腐蚀和流体冲蚀共同作用的结果，可分为初期腐蚀和流体冲蚀两个阶段：在焊缝失效初期，焊缝区主要以静态的腐蚀为主，在焊缝表面形成了疏松多孔的腐蚀产物层；在流体冲蚀阶段，冲蚀起主导作用，冲蚀使得焊缝表面的腐蚀产物层脱落，形成了腐蚀-冲蚀交替过程，最终形成了冲蚀凹陷区。针对焊缝组织和成分差异引起的静态和动态腐蚀作用，将在后期进行相关研究。

参考文献：

[1] VELAZQUEZ J C, CRUZRAMIREZ J C, VALOR A, et al. Modeling localized corrosion of pipeline steels in oilfield produced water environments[J]. Engineering failure analysis, 2017, 79(9): 216-231.

[2] OKONKWO P C, SHAKOOR R A, AHMED E, et al. Erosive wear performance of API X42 pipeline steel[J]. Engineering failure analysis, 2016, 60: 86-95.

[3] ZHENG Z B, ZHENG Y G. Erosion-enhanced corrosion of stainless steel and carbon steel measured electrochemically under liquid and slurry impingement[J]. Corrosion science, 2016, 102: 259-268.

[4] ISLAM M A, FARHAT Z N, AHMED E M, et al. Erosion enhanced corrosion and corrosion enhanced erosion of API X-70 pipeline steel[J]. Wear, 2013, 302(1-2): 1592-1601.

[5] 林楠. 输气管道中颗粒属性及流场作用对冲蚀磨损的影响研究[D]. 北京: 北京交通大学, 2017.
LIN Nan. Research of effect of particle properties and flow field on erosion in gas pipelines[D]. Beijing: Beijing Jiaotong University, 2017.

[6] 偶国富, 许根富, 朱祖超, 等. 弯管冲蚀失效流固耦合机理及数值模拟[J]. 机械工程学报, 2009, 45(11): 119-124.
OU Guo-fu, XU Gen-fu, ZHU Zu-chao, et al. Fluid-structure interaction mechanism and numerical simulation of elbow erosion failure[J]. Journal of mechanical engineering, 2009, 45(11): 119-124.

[7] 李增亮, 杜明超, 董祥伟, 等. 固体颗粒冲蚀磨损模型的建立及有限元分析[J]. 计算机仿真, 2018, 35(6): 275-281.
LI Zeng-liang, DU Ming-chao, DONG Xiang-wei, et al. Modeling and analysis of solid particle erosion process based on finite element method[J]. Computer simulation, 2018, 35(6): 275-281.

[8] ZHANG G A, CHENG Y F. Localized corrosion of carbon steel in a CO_2-saturated oilfield formation water[J]. Electrochimica acta, 2011, 56(3): 1676-1685.

[9] BILMES P D, LLORENTEL C L, MÉNDEZ C M, et al. Microstructure, heat treatment and pitting corrosion of 13CrNiMo plate and weld metals[J]. Corrosion science, 2009, 51(4): 876-881.

[10] 温建萍, 李博明, 温涛, 等. 油田回注污水对常用管线钢的腐蚀性[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2006(1): 28-31.
WEN Jian-ping, LI Bo-ming, WEN Tao, et al. Corrosivity of wastewater in oilfield on pipeline steels[J]. Corrosion science and protection technology, 2006(1): 28-31.

[11] LE H, MOIN P, KIM J, et al. Direct numerical simulation of turbulent flow over a backward-facing step[J]. Journal of fluid mechanics, 1997, 54: 349-374.

[12] WYNGAARD J C, COTE O R. The budgets of turbulent kinetic energy and temperature variance in the atmospheric surface layer[J]. Journal of the atmospheric sciences, 1971, 28(2): 190-201.

[13] 高文祥, 王治国, 曹银萍, 等. 超级 13Cr 钢在液固两相流体中的冲蚀实验研究[J]. 科学技术与工程, 2014, 14(31): 179-182.
GAO Wen-xiang, WANG Zhi-guo, CAO Yin-ping, et al. Experimental study for the erosion of super-13Cr steel in the liquid-solid two-phase fluids[J]. Science technology and engineering, 2014, 14(31): 179-182.

[14] ISLAM M A, FARHAT Z N. Effect of impact angle and velocity on erosion of API X42 pipeline steel under high abrasive feed rate[J]. Wear, 2014, 311(1-2): 180-190.

[15] FINNIE I. Erosion of surfaces by solid particles[J]. Wear, 1960, 3(2): 87-103.

[16] WANG H, YU Y, YU J, et al. Numerical simulation of the erosion of pipe bends considering fluid-induced stress and surface scar evolution[J]. Wear, 2019, 440: 203043.