

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20170529001

AC-HVAF 热喷涂非晶和金属陶瓷涂层在压裂液中的冲蚀行为

孙丽丽^{1,2}, 王尊策^{1,2}, 王 勇^{1,2}

(1. 东北石油大学 机械科学与工程学院, 黑龙江 大庆 163318; 2. 黑龙江省石油石化多相介质处理及污染防治重点实验室, 黑龙江 大庆 163318)

摘 要: 采用喷射冲蚀与电化学测试相结合方法, 对 AC-HVAF 热喷涂非晶金属和金属陶瓷两种涂层在压裂工况下的冲蚀规律进行了研究, 评价了腐蚀和冲蚀的交互作用, 分析了耐蚀性和硬度在冲蚀时的主导作用, 确定了冲蚀机理。结果表明, 硬度决定材料的抗冲蚀性能, 硬度高的 WC 涂层表现出更高的抗冲蚀能力。冲蚀过程中, 纯机械冲刷引起的失重占主导作用。交互作用中, 涂层由腐蚀引起的增量占比例则较高, 提高涂层耐蚀性可以减少交互作用失重, 进而提高其抗冲蚀性能。AC-HVAF 涂层表面则呈现出脆性冲蚀特征, 冲蚀时侧重于固体砂粒对表面的碰撞和切削剥蚀作用。涂层孔隙的降低和粘结相结合强度的提高是提高其在压裂液中抗冲蚀性能的关键。

关键词: AC-HVAF; 非晶涂层; 陶瓷涂层; 压裂液; 冲蚀; 交互

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)01-0131-09

Erosion-Corrosion Mechanism of AC-HVAF Sprayed Amorphous and Cermet Coatings in Hydraulic Fracturing Fluid

SUN Li-li^{1,2}, WANG Zun-ce^{1,2}, WANG Yong^{1,2}

(1. School of Mechanical Science and Engineering, Northeast Petroleum University, Daqing 163318, Heilongjiang; 2. Heilongjiang Key Laboratory of Petroleum and Petrochemical Multiphase Treatment and Pollution Prevention, Daqing 163318, Heilongjiang))

Abstract: The erosion-corrosion rules and synergistic mechanism of the AC-HVAF sprayed Fe-based amorphous metallic and WC-10Co-4Cr cermet coatings in hydraulic fracturing fluid were studied by jet impingement and electrochemical testing methods. The leading role of the corrosion resistance and hardness during the erosion-corrosion was determined. The results show that the hardness of materials has a significant impact on the erosion-corrosion behavior of the coatings, and the WC coating with higher hardness exhibits high erosion-corrosion resistance. The interactions of erosion and corrosion are determined, and the dominant role of the coatings is the damage caused by mechanical factors. The damage caused by corrosion factors forms a large proportion of the coatings. Improving the corrosion resistance of the coating can reduce the loss of interaction, and then improve the erosion resistance. The coatings exhibit brittle erosion process, and mainly reflect in the crash and cutting erosion of the hard particles. The decrease of the porosity and increase of the combining bonding strength are the key factor to increase the erosion-corrosion resistance of the AC-HVAF coatings in fracturing fluid.

Keywords: AC-HVAF; amorphous coatings; ceramic coatings; hydraulic fracturing fluid; erosion corrosion; synergistic effect

收稿日期: 2017-05-29; 修回日期: 2017-10-24

网络出版日期: 2017-11-01 11:26; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20171101.1126.006.html>

通讯作者: 王勇(1979—), 男(汉), 副教授, 博士; 研究方向: 材料腐蚀与防护; **E-mail:** wangyongsl@163.com

基金项目: 国家自然科学基金(51401051); 黑龙江省博士后科研启动金(LBH-Q16036)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51401051) and Postdoctoral Funds for Scientific Research Initiation of Heilongjiang Province (LBH-Q16036)

引文格式: 孙丽丽, 王尊策, 王勇. AC-HVAF 热喷涂非晶和金属陶瓷涂层在压裂液中的冲蚀行为[J]. 中国表面工程, 2018, 31(1): 131-139.

SUN L L, WANG Z C, WANG Y. Erosion-corrosion mechanism of AC-HVAF sprayed amorphous and cermet coatings in hydraulic fracturing fluid[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(1): 131-139.

0 引言

压裂技术是一项有广泛应用前景的油气井增产措施,大庆油田开发后期,多数储层埋藏深、产能低,需实施压裂技术方可获得高效的产能^[1]。压裂时,具有一定粘度且含石英砂、砂粒等充填支撑剂的液体被高速挤入油气层,对压裂工具产生了极大的腐蚀、冲蚀和空蚀联合损伤破坏^[2-3],极大限制了压裂施工的安全运行,是制约油田安全生产的关键问题之一,更成为困扰油田发展且亟待解决的一大难题。

冲蚀,或称冲刷腐蚀(Erosion-Corrosion, E-C),是材料表面在受到固体粒子冲刷和腐蚀介质交互作用下产生的一种危害性极大的局部腐蚀,是由电化学腐蚀和机械冲刷过程引起的一种材料加速破坏形式^[4],广泛存在于石油、化工、水电、矿山等工业过程中。

非晶合金是一类结构无序、完全不同于晶体材料的新型材料,具备独特、优异的机械性能和耐蚀性,被誉为继钢铁和塑料后材料领域的第三次革命^[5]。然而,非晶合金脆性高、塑性差限制了其作为结构材料的应用。近年来,新型的活性燃烧高速燃气喷涂(Activated combustion high velocity air fuel, AC-HVAF)技术,使得制备高质量的非晶涂层成为可能,无疑拓宽了非晶涂层的应用领域。AC-HVAF技术,在保留超音速火焰喷涂(High velocity oxygen fuel, HVOF)优点的同时,可获得更高致密度和更低氧化物含量的高质量涂层,这无疑将拓宽涂层在耐蚀耐磨领域的应用^[6]。高性能耐蚀耐磨涂层的制备和开发,已成为涂层走向工业化应用的突破口之一,将成为耐蚀耐磨领域一种极具应用价值的材料,为工业界带来巨大的效益。

新型的AC-HVAF热喷涂方法制备非晶涂层在高速携砂压裂液中将表现出耐蚀耐磨的独特优势,在抗压裂液多相流损伤方面应用前景广阔。冲蚀作用下非晶涂层损伤行为的研究,是保证非晶涂层在压裂苛刻环境中安全服役的前提。目前对于新型铁基非晶涂层冲蚀性能的研究只局限于在不同砂含量的氯离子介质中^[5, 7-8],尚未涉及在压裂液中的冲蚀行为,相应冲蚀损伤规律和机理也不得而知。况且由于冲蚀影响因素多,在实际中针对冲刷或腐蚀在冲蚀中的主导作用,有针对性

的防护还有许多工作要做,有必要作深入地研究。

因此,深入研究AC-HVAF热喷涂涂层在压裂液中的冲蚀破坏机理,确定腐蚀与冲刷交互作用影响,不仅可为冲蚀损伤用材的筛选及防护提供有效的理论依据,对于新型耐蚀耐磨非晶涂层的制备和应用也具有非常重要的理论指导意义。

1 试验

1.1 涂层的制备

AC-HVAF热喷涂设备采用美国Kermetico Inc.公司AcuKote AK02T喷涂系统,选用AK-07-03型喷枪,喷涂基体材料选用316L不锈钢。喷涂前,对基体进行降脂和清洗、喷砂处理。喷涂粉末选用 $\text{Fe}_{54.2}\text{Cr}_{18.3}\text{Mo}_{13.7}\text{Mn}_{2.0}\text{W}_{6.0}\text{B}_{3.3}\text{C}_{1.1}\text{Si}_{1.4}$ (质量分数/%)非晶金属粉末,非晶粉末通过工业气雾化法制备,粉末粒径 $<45\text{ }\mu\text{m}$ 。由于WC-Co涂层具有高硬度和高耐磨性,是目前应用较为广泛的耐磨涂层^[9],为了对比研究,采用AC-HVAF法制备WC-10Co-4Cr金属陶瓷涂层,金属陶瓷粉末采用湿式球磨方式进行球磨制备,制备粉末粒度大小 $5\sim30\text{ }\mu\text{m}$ 。

热喷涂参数:喷涂颗粒粒径 $\leq 45\text{ }\mu\text{m}$ (325目),喷涂距离180 mm,送粉速率3 g/min,转盘转速133 r/min,空气/燃气比1.17。热喷涂非晶金属(记为AM涂层)和WC-10Co-4Cr金属陶瓷涂层(记为WC涂层)厚度均为250 μm 。

喷涂试样表面 $\Phi(20\pm0.02)\text{ mm}$ 为喷涂涂层面。测量前先将工作面依次经400、800和1500号水砂纸打磨,并经乙醇、丙酮超声波清洗,去离子水冲洗凉干后备用。

1.2 冲蚀试验介质

试验介质为油田用水力压裂液,改性胍胶基液4 g/L,硼砂交联比100:1, KCl浓度(质量分数)0.72%~3.0%,其中压裂施工时KCl作为基液以稳定粘土防止肿胀,另含杀菌剂、降粘剂、破乳剂等,基液粘度 $\geq 50\text{ mPa}\cdot\text{S}$ 。砂粒粒径:0.4~0.8 mm。

1.3 冲蚀试验过程

冲蚀试验是在自行设计的管道喷射冲刷腐蚀模拟测试试验台上进行^[10],在喷嘴处通过自行设计电化学测试的电解池槽,装置集失重法和电化

学测试于一体,能测试在冲刷腐蚀过程中,冲刷和腐蚀的份数及交互作用影响。试验时,在喷嘴托盘底部放置安装试样的模具,并保证试样沿与喷嘴相对应位置安装。试样的表面与盘面保持在同一平面。

失重法测试参数:砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目),含砂量 0.5%,冲击角 90°,流速 25 m/s, KCl 含量 3%,冲蚀时间 3 h。采用单因素变量法,考查冲蚀时间、含砂量、冲击角、流速、KCl 含量和外加电位等影响对冲蚀性能影响。试验前后用精度为 0.1 mg 的电子天平称重,每次试验时同种材料至少选取 3 个平行试样,试验后计算失重和冲蚀速率。

电化学测试参数:封装后的试样为工作电极,辅助电极为铂电极,参比电极选用饱和甘汞电极(SCE),为了减小溶液欧姆压降,在电解池内试样两侧对称放置盐桥。动电位极化曲线的扫描速率为 0.5 mV/s,扫描范围为-0.6~1.2 V(vs. SCE)。

冲刷与腐蚀交互作用试验:压裂液中含 3%KCl

为冲蚀条件,纯冲刷时不含 KCl(阴极保护电位 -1.0 V),在静态和动态冲刷条件下的动电位极化曲线用以表示纯腐蚀条件。

利用维氏显微硬度计 MVK-H3 对涂层进行硬度测试,所施压力为 100 g,持续时间为 10 s。测试过程中,尽量避免在孔隙等缺陷附近测试,每个样品测试不同区域的 10 个数值,最后取平均值。测试前,样品采用金刚石抛光至无划痕,呈镜面状态。

试样空蚀后的表面形貌采用日立 S-3400II 扫描电子显微镜(SEM)进行观察。

2 结果与讨论

2.1 涂层组织结构

AM 涂层和 WC 涂层表面及侧面组织结构见图 1。由图 1(a)可知,AM 涂层表面呈典型的喷涂态,有少量未熔颗粒组成。

抛光后的侧面形貌显示(图 1(b)),基体与涂层界面结合良好,无明显的宏观孔洞和裂纹形成。热喷涂涂层主要由变形良好的粒子相互搭

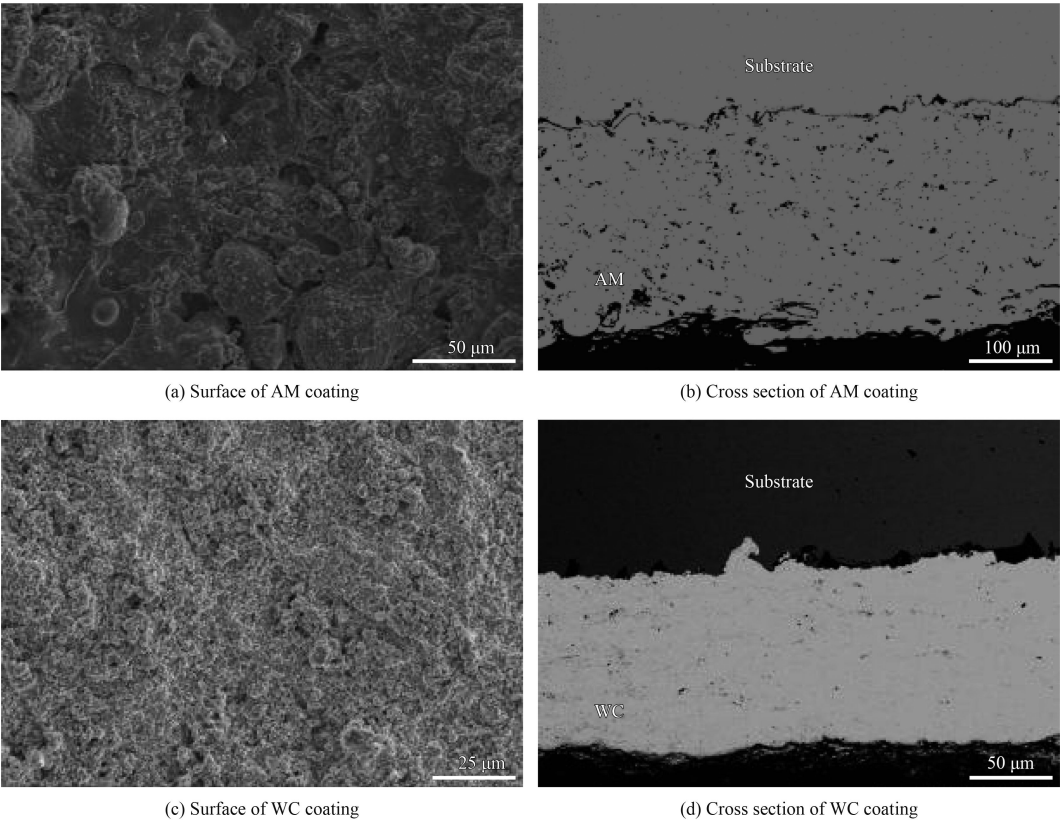


图 1 AM 和 WC 涂层的组织结构
Fig.1 Microstructure of AM and WC coatings

接、堆积进而形成典型的层状结构,层与层也无明显的氧化物夹杂带出现。WC 涂层表面喷涂态表面(图 1(c))可以看出颗粒在撞击喷涂基体后,绝大部分已充分摊平,颗粒间相互咬合作用强,具有良好的填充孔隙的能力。从涂层截面(图 1(d))来看,涂层无明显的层状分布特征,涂层致密,孔隙率极小且分布均匀。

2.2 含砂量影响

在砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目),冲击角 90°,流速 25 m/s, KCl 含量 3%,冲蚀时间 3 h 条件下,含砂量对两种涂层冲蚀速率的影响规律见图 2。随含砂量的增加,冲蚀速率呈增加趋势,在含砂量为 0.2%~0.5% 时,增加幅度比较稳定。高于 0.5% 时,冲蚀速率均有降低趋势,说明砂粒含量在 0.5% 存在临界浓度,之后降低的冲蚀速率正是由于砂粒浓度高于临界浓度所致。当含砂量达到临界含量时,过量的砂粒间会产生“屏蔽效应”^[11],砂粒间互相碰撞机率增加,降低了在试样表面的有效撞击作用,况且过量的砂粒往往会粘附或沉积在试样表面,会形成所谓的润滑层或障碍层影响冲蚀过程的继续发展。

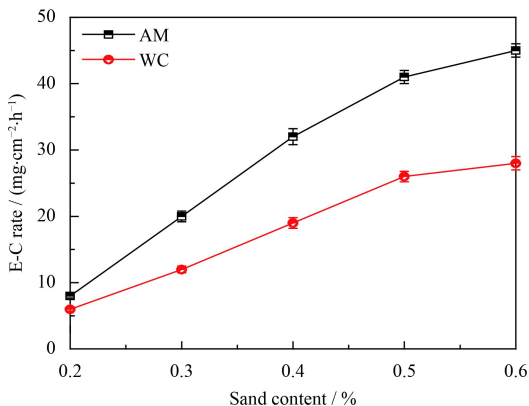


图 2 含砂量对涂层冲蚀速率的影响

Fig.2 Influence of sand content on E-C rate of coatings

2.3 冲击角影响

图 3 为冲击角对冲蚀速率的影响规律,砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目),含砂量 0.5%,流速 25 m/s, KCl 含量 3%,冲蚀时间 3 h。冲击角为材料表面与浆料入射方向之间的夹角。可知,两种涂层冲击角极大值位置出现在 90°左右。脆性材料通常在 80°~90°时存在最大冲蚀失重^[12],这也符合脆性材料冲蚀速率随冲击角变化的规律。

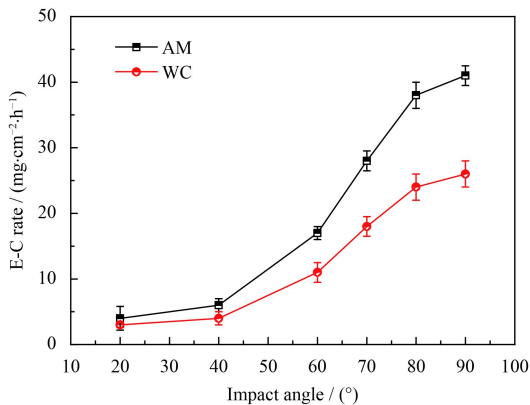


图 3 冲击角对涂层冲蚀速率的影响

Fig.3 Influence of impact angle on E-C rate of coatings

2.4 流速影响

图 4 为流速对材料冲蚀速率的影响规律,测试条件砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目),含砂量 0.5%,冲击角 90°, KCl 含量 3%,冲蚀时间 3 h。冲蚀失重速率与流速通常具有以下关系:

$$w = kv^n \quad (1)$$

其中 k 为常数, n 为速率指数(取 0.8~12),取决于不同的冲蚀机制。 n 值不同损伤机制不同, n 值越大力学因素越大。

采用 Origin 软件对所有数据进行幂函数拟合,得出 $n_{\text{AM}}=1.65$, $n_{\text{WC}}=1.48$ 。可见,硬度高的 WC 涂层 n 值偏小,说明力学损伤因素小。这些拟合结果均低于文献中的陶瓷脆性材料 ($n=3$)^[13],说明力学损伤作用偏小,这主要是因为压裂液具有一定粘度,对砂粒冲击作用具有一定缓冲效应,从而减缓了力学损伤过程。可见,涂层的高硬度使其在压裂液介质中呈现出更为优异的抗冲蚀性能,硬度对于材料冲蚀过程具有决定性作用。

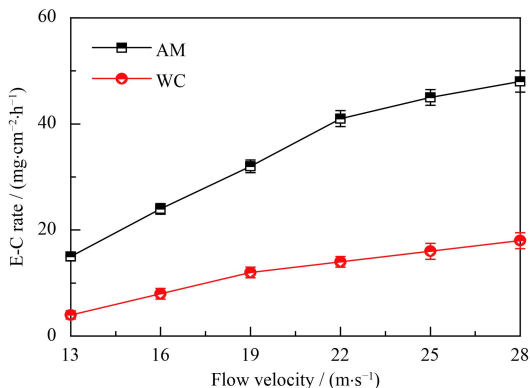


图 4 流速对涂层材料冲蚀速率的影响

Fig.4 Variation of E-C rate with the flow velocity of coatings

2.5 KCl 含量影响

在砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目), 含砂量 0.5%, 冲击角 90°, 流速 25 m/s, 冲蚀时间 3 h 条件下, 压裂液中 KCl 浓度对两种涂层冲蚀速率的影响见图 5。由图可知, 随 KCl 浓度的增加, 冲蚀速率均呈上升趋势。KCl 浓度增加时, 涂层均匀腐蚀阻力降低, 冲刷腐蚀过程中, 腐蚀的作用增强, 尤其对于耐蚀性较差的 WC 涂层增加幅度稍高, 这也与文献中涂层耐蚀性影响冲蚀行为相吻合^[14]。

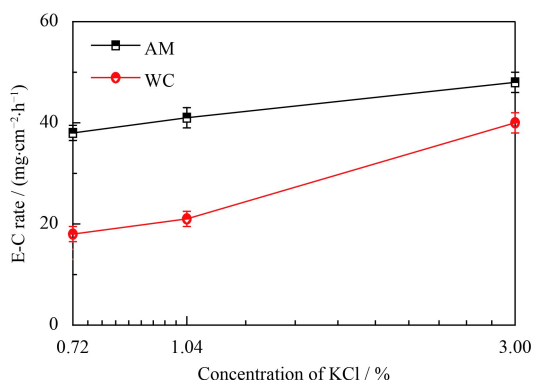


图5 压裂液中 KCl 浓度对涂层冲蚀速率的影响

Fig.5 Influence of KCl concentration in fracturing fluid on E-C rate of coatings

2.6 外加电位影响

图 6 为外加电位对两种涂层冲蚀速率的影响规律, 测试条件为砂粒粒径 250~380 μm (40~60 目), 含砂量 0.5%, 冲击角 90°, 流速 25 m/s, KCl 质量分数 3%, 冲蚀时间 3 h。在腐蚀电位以下 (低于 -0.4 V), 涂层均处于阴极保护状态, 腐蚀过程被抑制, 材料的冲蚀损伤主要为砂粒冲击作

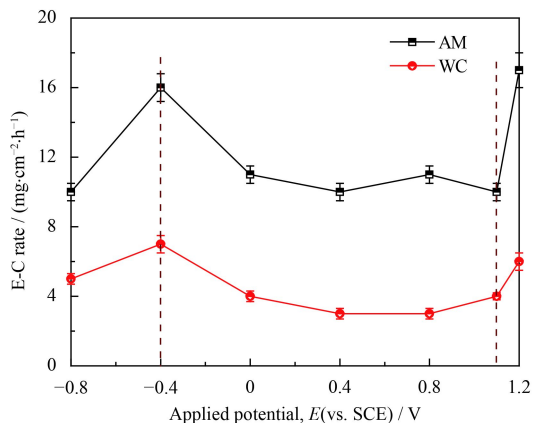


图6 外加电位对涂层冲蚀速率的影响

Fig.6 Influence of applied potential on E-C rate of coatings

用, 冲蚀速率较低。

随外加电位增加至腐蚀电位, 腐蚀过程逐渐被加剧, 冲蚀速率呈增加趋势。涂层的损伤由冲蚀为主, 过渡到冲蚀-腐蚀。随着外加电位升高, 高于腐蚀电位时, 涂层发生钝化, 表面形成钝化膜, 由于钝化的作用进而涂层的腐蚀过程受了抑制, 冲蚀速率随之降低。冲蚀速率降低的区域即为材料钝化稳定的区域。之后, 电位的升高至 1.1 V 会引起点蚀的发生, 材料钝化膜被击穿, 砂粒的冲击下, 材料表面被破坏, 腐蚀过程再次被加剧, 冲蚀速率上升。由此可见, 涂层的损伤由冲蚀-腐蚀又过渡为腐蚀-冲蚀, 最后钝化膜完全失去保护作用, 材料损伤最终为以冲蚀为主^[15]。涂层钝化膜的稳定性对于提高其抗冲蚀性能有决定的作用。

2.7 冲刷与腐蚀交互作用

冲蚀过程不简单是冲刷和腐蚀的简单加和过程。冲蚀失重量往往高于单纯的机械冲刷和腐蚀失重量之和。多出的部分称之为交互作用, 交互作用是影响材料冲蚀过程的重要因素。在冲蚀条件下, 材料的总失重量 W_T 可以表示为:

$$W_T = W'_C + W'_E \quad (2)$$

式中 W'_C 是由材料纯腐蚀引起的失重, 由 Faraday 定律计算出, 单位 g; 而 W'_E 则是由颗粒冲刷作用引起的失重, 属于非 Faraday 部分计算的失重, 单位 g。 W_T 有时也可表示为:

$$W_T = W_C + W_E + W_S \quad (3)$$

W_C 为静态极化曲线计算出的纯腐蚀失重 (图 8), 单位 g; W_E 为冲蚀试验过程中, 不含腐蚀介质时测得的冲刷失重量, 单位 g; W_S 则为腐蚀与冲刷的交互作用引起的失重, 单位 g。从式 (1) 和式 (2) 可得出:

$$W_S = (W'_C - W_C) + (W'_E - W_E) = W_{EIC} + W_{CIE} \quad (4)$$

整个交互作用失重包括两部分: W_{EIC} 由冲刷加速腐蚀所引起的失重增量 (Erosion-induced corrosion), 可通过动态极化曲线计算 (图 7), 根据 Faraday 定律将冲蚀条件下的腐蚀电流密度转换成腐蚀速率, 单位 g; W_{CIE} 由腐蚀加速冲刷所引起的失重增量 (Corrosion-induced erosion), 单位 g。

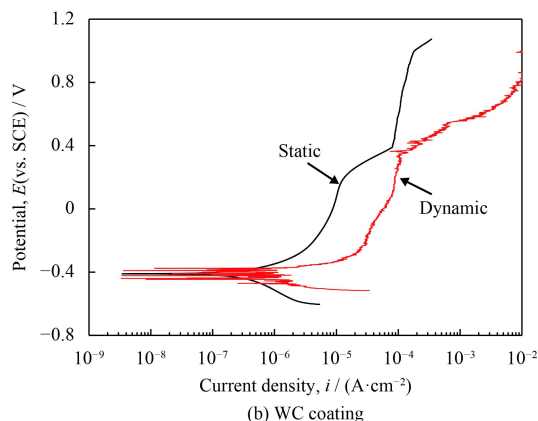
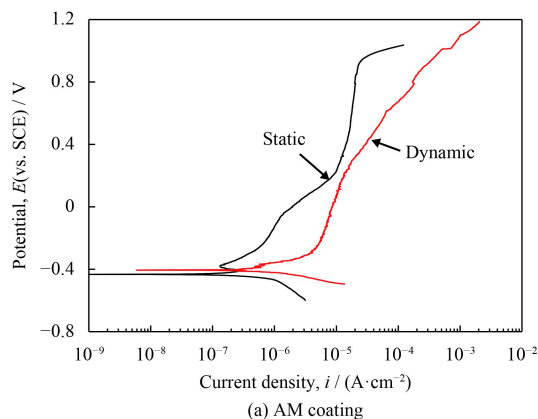
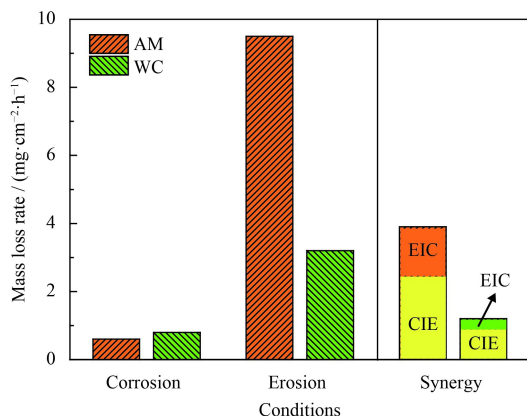


图 7 涂层在静态和动态冲刷条件下的极化曲线

Fig.7 Polarization curves of coatings under both static and dynamic conditions

图 8 是冲蚀过程中腐蚀、冲刷及交互作用影响。可以看出,两种涂层在静态条件下纯腐蚀分量(Corrosion)较小,AM 涂层和 WC 涂层机械冲刷(Erosion)所占份数分别为 68% 和 76%。交互作用(Synergy)分量的总和($W_{EIC}+W_{CIE}$)来看,AM 涂层和 WC 涂层分别达到 28% 和 29%,可见,机械冲刷因素在涂层冲蚀过程中占主导作用。进一步分析得出,涂层在交互作用过程中,由腐蚀引起的增量(W_{CIE})占比例较高,AM 涂层和 WC 涂层由腐蚀引起的增量(W_{CIE})占比例分别达 71% 和 82%。

由于涂层在制备过程中,涂层缺陷、孔隙的存在会增加腐蚀的倾向。腐蚀过程之所以可以加剧冲刷失重,其一腐蚀粗化了材料的表面状态,如涂层缺陷部位所形成的局部腐蚀,在冲刷时则形成微湍流,促进了冲刷的进程。个别涂层缺陷部位还易形成裂纹,在固相粒子冲击与腐蚀联合作用下,裂纹扩展致使涂层加速剥离,进而促进了冲刷的进程。因此,如能提高涂层耐蚀性,则



(Pure corrosion condition: hydraulic fracturing fluid + 3% KCl; Pure erosion condition: hydraulic fracturing fluid + sand + 0% KCl; Erosion-corrosion condition: hydraulic fracturing fluid + sand + 3% KCl)

图 8 涂层腐蚀、冲刷及交互作用

Fig.8 Synergism of corrosion and erosion-corrosion of AC-HVAF coatings

可缩小由腐蚀引起的此部分失重。可见,对于硬度较高的涂层材料,在冲蚀过程中,耐蚀性的好坏对于其交互作用影响比较重要,提高其耐蚀性可以减少交互作用失重,进而提高其抗冲蚀性能。

2.8 冲蚀形貌及机理

图 9 是 AM 涂层和 WC 涂层冲蚀后表面的 SEM 形貌。由图 9(a) 可知,AM 涂层表面出现较为严重的冲蚀损伤,部分区域还现出黑色的腐蚀坑,在坑外只有和流动方向一致微小的槽状冲蚀痕迹出现。说明冲蚀破坏只发生在涂层局部的孔隙处,而孔外其他区域只有微小的刮擦痕迹。腐蚀介质使得孔隙恶化程度明显增加,孔隙的恶化是引起涂层冲蚀破坏的主要原因。涂层层与层间由于腐蚀导致结合力降低,部分涂层剥落,同时也增加了冲蚀过程。

在 AC-HVAF 喷涂过程中孔隙不可避免,所制备的 AM 涂层具备典型的层状结构(图 10(a)),层与层之间结合力会较其他部位弱。涂层在含氯介质中具有较为稳定的钝化特征,发生点蚀的几率较小,表面钝化膜较为完整(图 10(b))。由于非晶涂层具有较高的硬度,冲刷时高速携砂的压裂液首先破坏涂层表层的钝化膜层,尤其是涂层表面比较低凹的孔隙部位。流体会在涂层孔隙处形成一个极强的湍流区,对孔隙部位表面的膜层产生冲刷破坏。膜层被破坏后,孔隙发生恶化,压裂液中的腐蚀介质便会沿孔隙进入涂层层状间隙

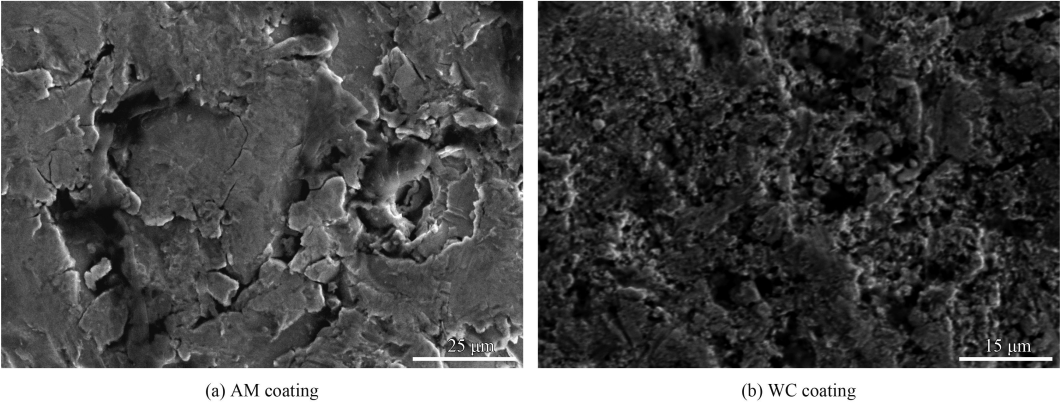


图 9 AM 涂层和 WC 涂层冲蚀后的表面 SEM 形貌

Fig.9 SEM images of AM coating and WC coating after erosion-corrosion

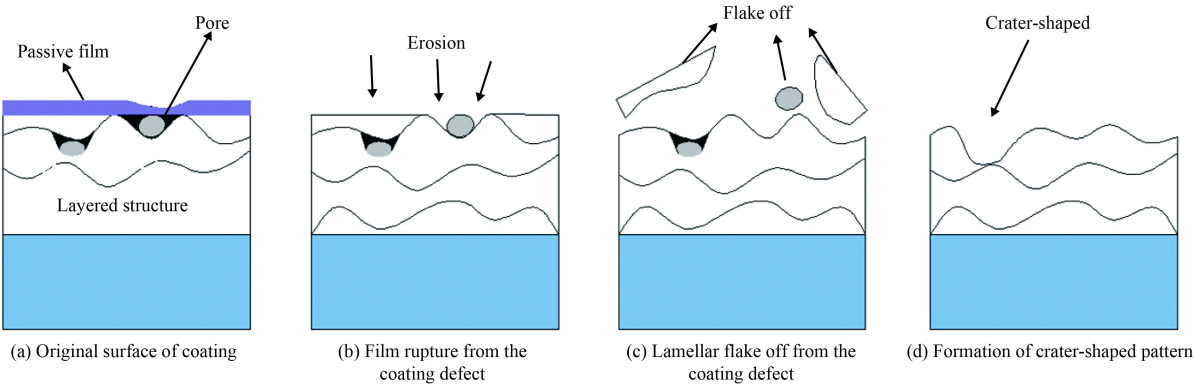


图 10 AM 涂层的冲蚀机理

Fig.10 Erosion-corrosion mechanism of AM coating

处, 由于闭塞原电池的作用, 引起局部缝隙腐蚀, 致使相邻涂层间的结合强度下降, 涂层界面之间发生剥离 (图 10(c)). 以此类推, 发生剥离涂层的孔隙处会再次成为随后腐蚀和冲刷的薄弱区域, 最终导致涂层以层状剥离的方式失效 (图 10(d)) 孔隙的存在增加了涂层机械冲刷过程的机率, 也加剧了涂层层状间隙处的腐蚀, 加速了整个冲蚀过程的进程, 这与非晶涂层在含砂 NaCl 介质中的冲刷过程类似^[6, 8]. 因此, 降低涂层的孔隙率是提高非晶涂层抗冲蚀性能的关键措施。

图 9(b) 是 WC 涂层冲蚀后表面的 SEM 形貌。可知, WC 涂层冲蚀后表面冲蚀坑数量增多, 坑外原始涂层区域减小, 坑内部分区域可见黑色腐蚀坑, 坑周围有少量不规则形的 WC 颗粒出现。与 AM 涂层相比, 冲蚀坑数量少、尺寸小, 这主要与 WC 涂层结构特性相关。冲蚀时, 在 WC 涂层表面及内部存在少量 WC 未熔颗粒 (图 11(a)), WC 涂层表面钝化膜虽然稳定, 但一

旦服役于高速冲蚀环境, 钝化膜层被破坏, 失去保护性 (图 11(b)). 由于 Co 粘结相相对于 WC 颗粒硬度较低, 冲刷优先作用于 WC 颗粒周围较软的粘结相。由于喷射砂粒会对被冲击表面施加压应力, WC 颗粒和粘结相都会被颗粒同时切削, 粘结相较软优先被切削, 致使 WC 颗粒周围结合力下降。在腐蚀介质作用下, 部分颗粒被孤立, 随后脱落 (图 11(c)). 这也是冲蚀后表面可见部分未熔颗粒的原因。WC 颗粒脱落后, 流体继续在颗粒脱落部位进行冲击作用, 致使该区域出现明显的颗粒冲蚀凹坑 (图 11(d)). 已有的研究表明, WC-12Co 涂层中 WC 的存在提高了显微硬度, 但 WC 颗粒腐蚀速率低, 在冲蚀腐蚀过程中, 在硬相 WC 颗粒周围容易发生优先腐蚀溶解^[16-17], 致使冲蚀失重量增加。

从本质上讲, 要想提高 WC 涂层的抗冲蚀性能, 提高其与基体的结合力是核心, 即通过设计改变涂层的成分。与 WC 类涂层不同的是, AM

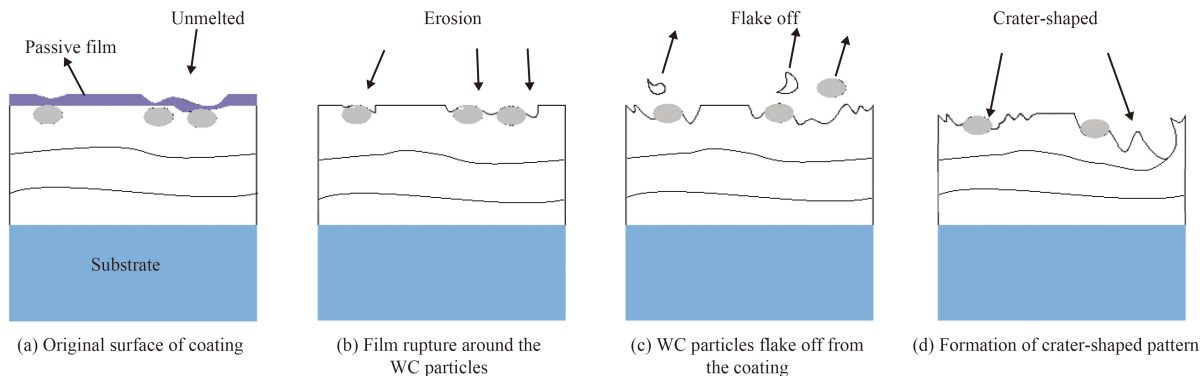


图 11 WC 涂层的冲蚀机理

Fig.11 Erosion-corrosion mechanism of WC coating

涂层损伤只起源于孔隙,而孔隙则可以通过工艺参数优化或其他方法来降低或消除。相比来说,AM 涂层具有比 WC 涂层更为便利的提高其抗冲蚀性能的先决条件。从硬度测试结果看,AM 涂层硬度为 1 400 HV_{0.1},而 WC 涂层硬度为 1 800 HV_{0.1},高的硬度是导致这两种涂层冲蚀性能差异的主要原因。

可见,在水力压裂过程中,机械冲刷的力学因素占主导作用,提高硬度是提高材料抗冲蚀性能的关键。在硬度达到一定条件时,提高材料的耐蚀性则可减少交互作用失重,进而降低了冲蚀总失重。在选材时需引起一定重视,在考虑硬度的同时,应关注其耐蚀性的优劣。高耐磨高致密的涂层将有可能有效地增加抗冲蚀性能。

3 结 论

(1) 压裂液中含砂量、冲击角、流速、外加电位等参数影响材料的冲蚀行为。耐蚀性尤其是钝化膜的稳定性对冲蚀过程有重要影响。

(2) 在压裂液冲蚀过程中,纯机械冲刷引起的失重占主导作用,提高硬度是提高材料抗冲蚀性能的关键。涂层由腐蚀引起的增量 (W_{CIE}) 占比例则较高,提高涂层耐蚀性可以减少交互作用失重,进而提高其抗冲蚀性能。

(3) 涂层表面呈现出脆性冲蚀特征,冲蚀时侧重于固体颗粒对表面的碰撞和切削剥蚀作用。涂层孔隙的降低和粘结相结合强度的提高是提高其在压裂液中抗冲蚀性能的关键。

参考文献

[1] 陈作,王振铎,曾华国.水平井分段压裂工艺技术现状及展

望[J].天然气工业,2007,22(9):78-80.

CHEN Z, WANG Z D, ZENG H G. Status quo and prospect of staged fracturing technique in horizontal wells[J]. Natural gas Industry, 2007, 22(9): 78-80 (in Chinese).

[2] 张旭昀.压裂工况下工具材料及表面涂层冲刷磨损机理研究[D].大庆:东北石油大学,2013.

ZHANG X Y. Study on erosion wear mechanism of tool materials and surface coatings in the condition of fracturing[D]. Daqing: Northeast Petroleum University, 2013 (in Chinese).

[3] 孙丽丽.水力压裂工况下典型材质损伤行为及机理研究[D].大庆:东北石油大学,2015.

SUN L L. Cavitation-abrasion behavior and damage mechanisms of typical materials in hydrjet fracturing[D]. Daqing: Northeast Petroleum University, 2015 (in Chinese).

[4] 姜晓霞,李诗卓,李曙.金属的腐蚀磨损[M].北京:化学工业出版社,2003.

JIANG X X, LI S Z, LI S. Corrosive wear of metals[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003 (in Chinese).

[5] WANG Y, ZHENG Y G, KE W, et al. Slurry erosion-corrosion behaviour of high-velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed Fe-based amorphous metallic coatings for marine pump in sand-containing NaCl solutions[J]. Corrosion Science, 2011, 53(10): 3177-3185.

[6] 叶凤霞,陈燕,余鹏.通过 AC-HVAF 方法制备铁基非晶合金涂层的结构分析[J].物理学报,2014,63(7):078101-1-5. YE F X, CHEN Y, YU P. Structured analysis of iron-based amorphous alloy coating deposited by AC-HVAF spray[J]. Acta Physica Sinica, 2014, 63(7): 078101-1-5 (in Chinese).

[7] ZHENG Z B, ZHENG Y G, SUN W H, et al. Erosion-corrosion of HVOF-sprayed Fe-based amorphous metallic coating under impingement by a sand-containing NaCl solution[J]. Corrosion Science, 2013, 76: 337-347.

[8] WANG Y, XING Z Z, LUO Q, et al. Corrosion and erosion-corrosion behaviour of activated combustion high-velocity air fuel sprayed Fe-based amorphous coatings in chloride-

- containing solutions[J]. Corrosion Science, 2015, 98(6): 339-353.
- [9] 陈小明, 周夏凉, 吴燕明, 等. 高焓等离子喷涂 WC-10Co-4Cr 涂层的耐磨性[J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 88-95.
- CHEN X M, ZHOU X L, WU Y M, et al. Wear resistance of high enthalpy plasma sprayed WC-10Co-4Cr coating[J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 88-95 (in Chinese).
- [10] 姜胜利, 郑玉贵, 乔岩欣, 等. 高速喷射式冲刷腐蚀实验装置的研制及其实时动态电化学测试[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1993, 5(4): 286-290.
- JIANG S L, ZHENG Y G, QIAO Y X, et al. Design of a high-speed jet impingement erosion-corrosion apparatus and in-situ electrochemical measurement[J]. Corrosion Science and Protection Technique, 1993, 5(4): 286-290 (in Chinese).
- [11] TURRENE S, FISET M, MASOUNAVE J. The effect of sand concentration on the erosion of materials by a slurry jet[J]. Wear, 1989, 133(1): 95-106.
- [12] FINNIE I. Some observations on the erosion of ductile metals[J]. Wear, 1972(19): 81-90.
- [13] MANISH R, VISHWANATHAN B, SUNDARARAJAN G. The solid particle erosion of polymer matrix composites[J]. Wear, 1994, 171(1-2): 149-161.
- [14] 朱世东, 白真权, 尹成先, 等. P110 钢抗冲刷腐蚀行为研究[J]. 材料工程, 2008(8): 28-32.
- ZHU S D, BAI Z Q, YI C X, et al. Behavior investigate of counter erosion-corrosion of P110 steel[J]. Materials Engineering, 2008(8): 28-32 (in Chinese).
- [15] 于宏. 典型过流部件材料在模拟河水和海水中的动态腐蚀机理[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2007.
- YU H. Dynamic corrosion mechanism of typical flow-handling materials in simulating natural river and sea water[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2007 (in Chinese).
- [16] SOUZA V A D, NEVILLE A. Corrosion and synergy in a WC-Co-Cr HVOF thermal spray coating-understanding their role in erosion-corrosion degradation[J]. Wear, 2005, 259(1-6): 171-180.
- [17] HONG S, WU Y, WANG Q, et al. Microstructure and cavitation-silt erosion behavior of high-velocity oxygen-fuel (HVOF) sprayed Cr₃C₂-NiCr coating[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 225(24): 85-91.

(责任编辑: 王文字)