

钴基合金堆焊层裂纹成因及控制措施

张铎斌¹, 徐磊¹, 俞雄军^{2*}

(1. 西华大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610039; 2. 东方法马通核泵有限责任公司, 四川 德阳 618000)

摘要: 钴基合金是一种有着特殊组织结构和优异性能的材料, 在各行业中有着广泛的应用, 但由于其焊接工艺性能存在不足, 加工和应用中易出现各类缺陷, 其中以焊接裂纹最为明显, 对设备的正常运行影响最大。本文为分析钴基合金焊接裂纹出现的规律, 对钴基合金堆焊层裂纹的典型工程案例和工程应用进行讨论, 重点阐述钴基合金裂纹的形成机理和常见原因, 并基于工程案例分析和归纳对裂纹进行有效控制的措施。

关键词: 钴基合金; 耐磨合金; 堆焊层; 热裂纹; 冷裂纹

中图分类号: TG455 文献标志码: A

文章微信二维码:



文章编号: 1673-159X(2025)03-0075-12

doi:10.12198/j.issn.1673-159X.5238

Causes and Control Measures of Cracks on Co-based Alloy Overlay

ZHANG Huabin¹, XU lei¹, YU Xiongjun^{2*}

(1. School of Material Science and Technology, Xihua University, Chengdu 610039 China;

2. Framatome-dongfang Coolant Pump Co., Ltd., Deyang 618000 China)

Abstract: Co-based alloy is of a special microstructure with excellent properties so as to be widely used in various industries. However, different defects on Co-based alloy overlay have been reported while welding or operate an equipment with Co-based alloy because of a poor weldability from this alloy, one of which is the cracks. The cracks have been proved to show a most negative impact on an equipment. This paper is developed to study the crack morphology and its causes. Thus some miscellaneous cases on Co-based alloy were specially analyzed and described, and the typical basic laws and usual methodology causes were raised and finally some suggestions to limit the cracks on Co-based alloy overlay were summarized.

Keywords: Co-based alloy; wear-resisting alloy; overlay; heat cracks; cold cracks

钴基合金是以钴元素作为基本组成元素, 加入一定数量的镍、铬、钨和少量钼、铌、钽、钛、镧等元素组成的合金, 以保证优良的磨损性以及抗冲击、抗氧化、耐腐蚀、抗气蚀等性能, 适合作为理想

的耐磨堆焊材料。钴基合金不会像其他钢铁合金一样发生固态相变, 例如奥氏体向珠光体和马氏体转变, 所以堆焊层在高温运行工况下的硬度变化较少, 只有当温度升高到 650 °C 以上时, 硬度才出现

收稿日期: 2023-11-10

基金项目: 四川省科技成果转化项目(2013HC0006)。

* 通信作者: 俞雄军(1982—), 男, 高级工程师, 硕士, 主要研究方向为核电站一回路主设备焊接工艺技术。

ORCID: 0009-0004-4379-9980 E-mail: 576625644@qq.com

引用格式: 张铎斌, 徐磊, 俞雄军. 钴基合金堆焊层裂纹成因及控制措施[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2025, 44(3): 75-86.

ZHANG Huabin, XU lei, YU Xiongjun. Causes and Control Measures of Cracks on Co-based Alloy Overlay[J]. Journal of Xihua University(Natural Science Edition), 2025, 44(3): 75-86.

大幅下降,但仍可保持 350~500 HV 高硬度及其他优良性能,当温度恢复到热态以下时其硬度又恢复到接近原始的硬度。当钴基合金用于阀门等密封元件时,焊接接头即使进行焊后热处理密封面的性能也不会损失^[1-4]。因此,钴基合金虽然使用历史不长,却广泛用于航天、化工、汽车、电力装备及其他特殊行业中,其细分类别也从单一的组成逐渐扩展为多组分的合金体系。商业上的钴基合金以 Derolo-Stellite 公司的系列牌号最为著名,包括广泛使用的 Stellite 6、Stellite 12 和 Stellite 21 等牌号。

然而,钴基合金也因为这种高温硬度的稳定性导致堆焊层脆性大,容易在堆焊操作过程及焊后热循环过程甚至设备运行过程中出现各种缺陷,加之具有异种金属的焊接难度,不断报道焊接质量问题,其中焊接裂纹成为威胁钴基合金及其附属产品安全运行的最大隐患。部分行业如核能装备行业发现在焊接过程中、施工现场、反应堆热态功能试验甚至正式运行之后出现了明显的裂纹,严重影响设备制造进度和反应堆的正常运行^[5-7],因此对钴基合金的裂纹研究具有重要意义。目前,相关行业对钴基合金堆焊工艺和堆焊层性能研究较多,其中对裂纹的研究分散在各类文献中,缺乏专题探索分析。基于此,本文聚焦钴基合金堆焊过程中的热裂纹和冷裂纹两类典型裂纹缺陷,分析产生裂纹缺陷的原因及应对措施,以供各行业借鉴参考。

1 钴基合金堆焊层显微组织对焊接过程裂纹形成的影响

钴基合金堆焊属于异种材料焊接,其焊接接头堆焊层过渡区域具有异种材料焊缝的共同特性,焊缝组织却具有完全不同的显微组织特征,这决定了钴基合金裂纹具有不同的形成机理。通过观察显微金相组织,发现钴基合金组织通常由 Co-Cr-W 合金固溶体树枝状初晶及其与 Cr-W 复合碳化物的共晶体组成^[3-6,8-10]。当含碳量较低时,含碳量的增加会导致奥氏体数量减少和共晶体增多,其显微组织属于亚共晶类型;当含碳量较高时,显微组织转变为过共晶组织,由粗大的一次 Cr-W 复合碳化物加上固溶体与碳化物共晶体共同组成。钴基合金堆焊层虽然在耐磨损、抗冲蚀和高温稳定性等诸多方面表现突出,但形成的共晶体组织及

Cr-W 复合碳化物,在焊接过程中容易产生冷、热裂纹。其原因是树枝状的奥氏体和复合碳化物的共晶组织,加上晶间少量的低熔点共晶物作为裂纹源,最终形成宏观的热裂纹和冷裂纹。例如,工业阀门上常用的 Stellite 6 或 CoCrW-A 类钴基合金具有较好的塑性和韧性,抗裂纹性能较好,但随着堆焊层厚度的增加,组织中含碳量也随之增加时,其显微组织由亚共晶组织转变为过共晶组织,这种情况下堆焊层出现结晶裂纹或冷裂纹的风险也随之增加。因为碳、钨等碳化物组成元素含量越高,堆焊层出现碳化物的数量越多,裂纹出现的概率越大。因此,钴基合金堆焊层相对于其他异种材料而言,对裂纹形成条件更为敏感,在焊接过程及焊接后的加工阶段甚至产品运行过程中都存在出现裂纹的风险。

2 钴基合金常见焊接热裂纹案例分析

2.1 热裂纹典型案例

朱奇敏等^[3]报道了钴基合金在焊接高温下产生的热裂纹。如上所述,这是由于晶界上的低熔共晶物在高温下重新被熔化,钴基合金堆焊层中的富钴树枝状晶界首先形成裂纹源,然后在残余拉应力作用下最终形成图 1 所示的宏观热裂纹。周权^[11]研究发现当焊接电流持续增大至 195 A 时,堆焊熔合区的亚层显微组织发生明显变化,不但厚度减小,堆焊层和母材之间的熔合线变得弯曲不平,还出现了细微的裂纹,如图 2 所示。经分析,该裂纹归因于较大的焊接电流促进母材中的 Fe 元素向堆焊层大量迁移,从而导致堆焊层组织成分复杂,可能形成了大量的低熔点组织。徐科等^[12]对某核电站汽动给水泵平衡盘进行失效分析时,发现在表面的钴基合金堆焊层中有明显的宏观裂纹缺陷,如图 3 所示。由图可以观察到这种裂纹呈现沿晶扩展特征并分布在多层焊缝的界面上,属于液化裂纹类热裂纹。当裂纹贯穿整个堆焊层到达最终工作表面时,形成了表面宏观裂纹,出现堆焊层脱落等严重失效事故。

Jendrzewski 等^[13]以铬钢 X10Cr13 为母材堆焊了钴基合金 Stellite SF6,并以相同的堆焊条件进行局部应力计算。试验结果和模拟计算结果同时显示,堆焊层的裂纹随着母材预热温度的增加而

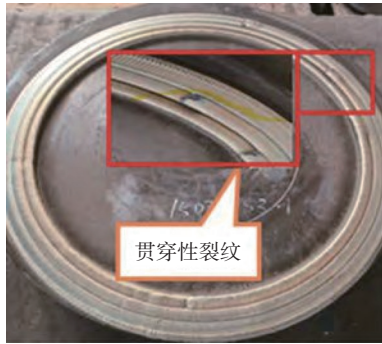


图 1 闸板堆焊中发现的贯穿性裂纹

Fig. 1 Penetrating cracks found during gate overlay welding

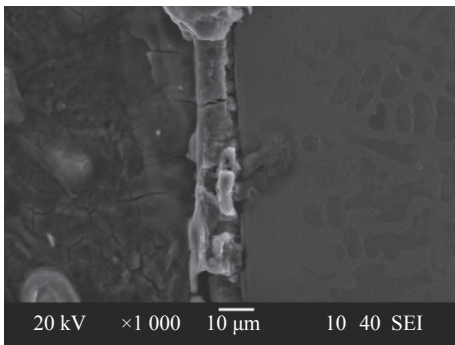


图 2 堆焊层热裂纹的高倍放大图

Fig. 2 High magnification of thermal cracks in the overlay layer

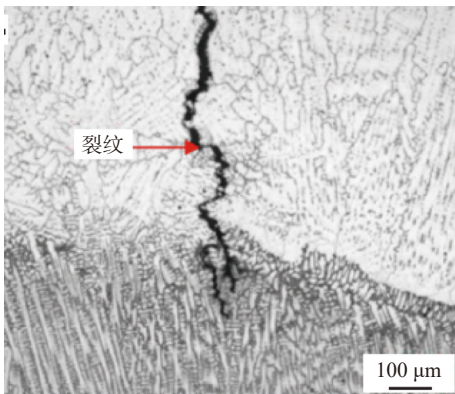
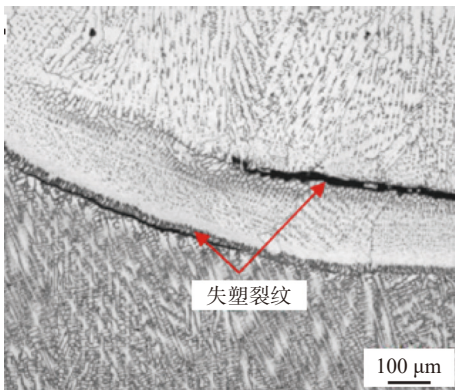


图 3 钴基合金多层堆焊时的层间界面裂纹特征

Fig. 3 Characteristics of interlayer interface cracks in cobalt based alloy multilayer hardfacing

减少,尤其在预热 600 °C 的母材上完成的堆焊几乎没有出现裂纹,这是因为其应力小于钴基合金的强度。另外,如果延长第一层和第二层钴基合金之间的焊接间隔时间,即使其他条件相似也会明显增加堆焊层的裂纹,如图 4 所示。因此,研究人员建议多层钴基合金施焊时,应该在前一层堆焊完成后立即进行后一层的焊接,并调整施焊的激光能量。

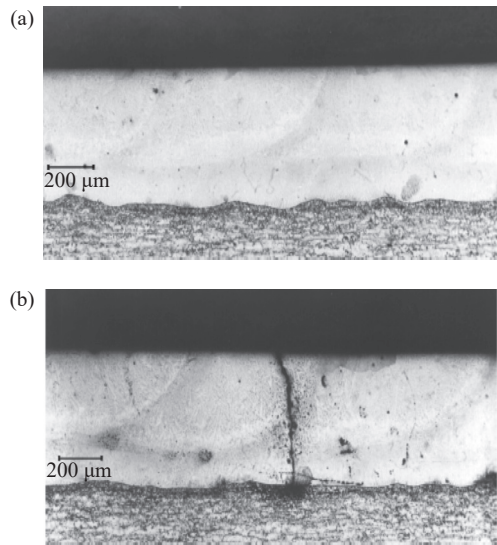


图 4 母材预热 600 °C 的无裂纹堆焊层(a)和相邻两层堆焊在间隔时间较长时出现的堆焊层裂纹(b)

Fig. 4 Cracks in the crack free overlay layer of the base material preheated at 600 °C(a) and the adjacent two layers of overlay welding at longer intervals(b)

2.2 热裂纹的工艺成因

焊接热裂纹是出现在焊接过程中特别是高温阶段的一类常见裂纹。钴基合金焊接时,堆焊层基体受加热方式的影响容易形成不均匀的局部加热和冷却,因此在堆焊层-基体的界面上或者堆焊层的局部区域在完全冷却前残留较大的焊接应力,这是钴基合金堆焊层产生热裂纹的主要原因。以核电设备常用的奥氏体不锈钢和镍基合金为例,由于这一类材质的母材基体与堆焊钴基合金材质性能差异较大(如导热系数和膨胀系数),导致堆焊层的残余应力很难避免,从而在树枝状晶的晶间易产生结晶裂纹。此外,奥氏体不锈钢中的 S、P、Nb、Si、Sn 等杂质元素容易形成 NiS、FeS、Fe₃P、NiP 等低熔点化合物,与 Fe 或 FeO 等形成低熔点的共晶组织沿着树枝状初晶的晶界偏析,在焊接高温下产生热裂纹。再者,对于奥氏体不锈钢堆焊,在堆焊层

界面易于形成方向性很强且粗大的柱状晶组织,容易造成上述有害杂质的偏析,焊接高温促使形成柱状晶间液态夹层并伴随着结晶过程长期存在,极大地降低了结晶凝固时的高温强度。在一定条件如高温下或者其凝固过程中,堆焊层拉伸应力足够大时,会将液态层间拉开或拉断而形成热裂纹,于是出现了热裂纹倾向和结晶裂纹倾向。

2.3 防止热裂纹的措施

2.3.1 冶金措施

使用合格的焊接材料,保证合理的化学成分特别是限制形成低熔点化合物的元素,尤其要严格控制 S、P、C 等元素的含量。如秦山核电二期工程反应堆堆内构件钴基合金堆焊采用焊接材料为 ERCoCr-A(Grade 6) 钴基合金焊材,明确要严格控制杂质元素 S、P 等的含量,并力争控制 $S \leq 0.015\%$, $P \leq 0.030\%$ ^[6]。反应堆堆内构件堆焊时,在堆焊层的稀释下,基体材料中的元素在焊接规范较大的情况下会溶解到堆焊层中,所以严格控制基体中 S、P、C、Sn、Sb 等杂质元素的含量是非常有必要的。其他研究^[8]也认为限制母材及焊接材料中易偏析的元素以及有害杂质物相,关键是尽可能减少 S、P 和 C 的含量,例如控制焊缝含碳量小于 0.15% 时产生热裂纹的倾向就比较小。为此,在实际焊接操作时,需要严格控制焊材和母材基体的表面污染和吸湿等问题,必要时须对工件进行机械清理,必须确保工件表面有金属光泽,除去油污、锈蚀、有机涂层和氧化物,以防带入焊接熔池中形成低熔点化合物^[14]。

2.3.2 工艺措施

选取适当的焊接工艺规范,降低母材基体和焊材的合金元素烧损,降低稀释率避免母材基体的组织如奥氏体柱状晶粗大及杂质的偏析。具体而言,在焊接熔合性较好的前提下控制焊接热输入能量不能过高,特别是进行堆焊层的前两层施焊时,应采用较小规格的电极和较低的焊接电流以减少母材被熔化过多,降低堆焊层的稀释率过大,减少母材中合金元素过多地迁移进入钴基合金堆焊层形成大量聚集的氧化物夹杂,同时也可防止母材侧出现粗大的奥氏体柱状晶,造成各类杂质在晶界偏聚。这样的方式可能会降低初始两层钴基合金的

焊接效率,但是后续的第三层及第四层堆焊可适当选择较大直径的电极和焊接电流。

3 钴基合金常见焊接冷裂纹案例分析

3.1 冷裂纹典型案例

冷裂纹是在焊后冷却、冷加工、库存甚至设备运行等阶段的较低温度下产生的裂纹。钴基合金堆焊后,通常会形成含有硬度较高物相的共晶组织,如 WC、W₂C、Cr₇C₃ 和 Cr₂₃C₆ 等碳化物。这种组织容纳氢元素能力较弱,扩散氢含量大且容易在焊缝缺陷处聚集成氢分子,造成非常大的局部应力。堆焊层中如果混入氢元素,在应力作用下就容易出现氢致延迟裂纹等冷裂纹。这种裂纹在一些不利的条件下,如堆焊层与母材的线膨胀系数和导热系数差异较大时尤为明显。

冷裂纹是钴基合金堆焊层裂纹缺陷的主要形式。由于对冷裂纹形态记录的文献比较分散,现结合近年的工程案例对冷裂纹的形貌进行描述。朱奇敏等^[3]在核岛主蒸汽隔离阀闸板堆焊过程中和精加工后陆续发现贯穿性裂纹,如图 5 所示。某核电厂^[4]在现场修磨表面进行液体渗透检验时,也多次出现线性缺陷显示,最长的缺陷显示约 20 mm,集中出现在母材与堆焊层外侧边沿熔合区域,如图 6 所示。



图 5 闸板精加工后四处贯穿性裂纹

Fig. 5 Four penetrating cracks on the gate after precision machining

对核电站汽动泵平衡盘司太立合金堆焊层进行液体渗透检验时发现 3 条黑色裂纹条带,分布在平衡盘的司太立合金堆焊层外沿区域(见图 7)^[7]。从图中可见,在线状显示区域存在呈环形分布的深色带状区域,显微观测到深色条带的宽度约为 4.7 mm,放大观测到裂纹长度在 0.5~1.0 mm(见图 8)。

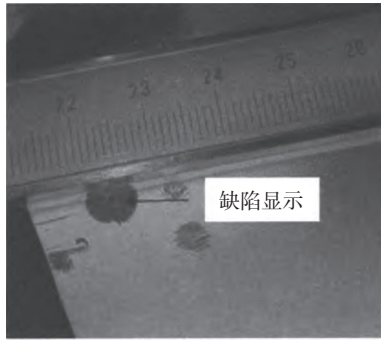


图 6 堆焊面修磨后 PT 缺陷

Fig. 6 PT defects after surface grinding of overlay welding

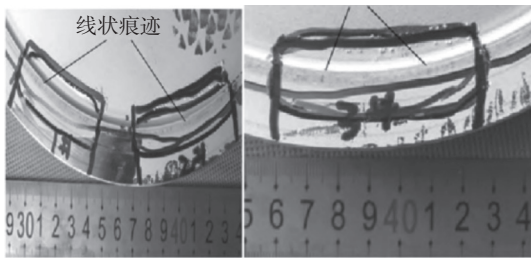


图 7 核电站汽动泵平衡盘堆焊层的裂纹显示

Fig. 7 Crack display of the welding layer on the balance plate of the steam pump in a nuclear power plant

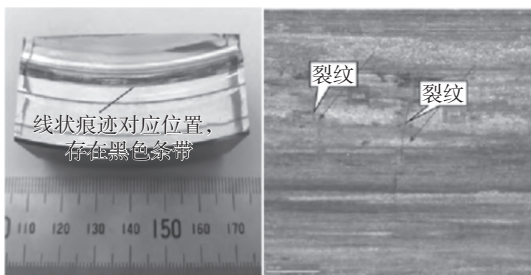


图 8 试件宏观形貌和裂纹放大后的形貌

Fig. 8 Macro morphology of the sample and morphology after crack amplification

研究人员进一步观察了黑色条带中心线所在面的纵向剖面形态和尺寸,发现最大的裂纹深度为 0.2 mm(位置如图 9 所示)。此外,研究人员进行黑色条带区域的能谱分析发现,区域内部存在环向磨损痕迹和与之垂直的裂纹,磨损区域的氧化特征明显。研究人员推断,裂纹可能起源于堆焊层内部,在外力作用下扩展到表面。

芦宇等^[9]用试板模拟锁斗的钴基合金耐磨层堆焊,未发现裂纹等超标缺陷。该堆焊工艺用于实际产品时,由于实际产品体积大,使用火焰加热难以有效控制层间温度,于是使用加热带进行加热,并选用了控温箱来控制堆焊过程中的层间温度。此外,实际产品为异形的封闭管形锻件,相对于工

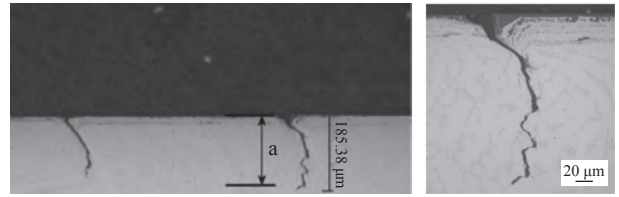


图 9 裂纹剖面的抛光形态形貌

Fig. 9 Polishing morphology of crack profile

艺试验所用的规则板状试样有更大的焊后收缩拘束度,尽管堆焊和焊后热处理与试板的模拟试验相同,焊后进行堆焊表面液体渗透检测时,仍然发现有不同程度的裂纹(见图 10)。

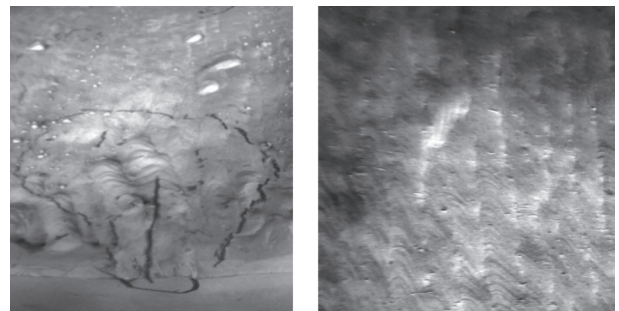


图 10 锁斗产品的钴基合金耐磨层液体渗透裂纹显示

Fig. 10 Liquid penetration crack display of cobalt based alloy wear-resistant layer on lock bucket products

苏尧臣^[8]发现钴基合金堆焊层的缺陷主要出现在机加工后的堆焊层表面、堆焊层和母材熔合线附近。机加工后的堆焊层表面液体渗透检验显示主要为圆形缺陷显示,也有部分长度不超过 3 mm 的线性缺陷显示。堆焊层和母材熔合处的液体渗透检验显示主要为线性缺陷显示,且缺陷位于工件的一侧(见图 11)。



图 11 堆焊件机加工后的液体渗透检验显示

Fig. 11 Liquid penetrant inspection display of welded parts after machining

杨永良^[15]对 WCB 碳素钢上堆焊钴基合金出现的裂纹进行研究,用相同焊接参数堆焊不同钴基合金并进行不同热处理,分别堆焊 HS111(不预热)、HS112(不预热)和 HS111+HS112(预热

500 °C×1 h, 焊中保温 ≥ 450 °C, 焊后回火 600 °C×1 h, 降温至 120 °C 出炉)组合焊缝后, 出现不同的裂纹缺陷: 堆焊 HS111 未发现裂纹; 堆焊 HS112 发现 10 处径向冷裂纹, 推测属于塑性不足、冷速过大所致; 堆焊 HS111+HS112, 焊完一圈时即发现一处开裂, 回火后发现 3 处径向裂纹。因此, 认为 HS112 焊丝硬度高和脆性大, 无论是直接在母材上堆焊, 还是高温预热后在 HS111 过渡层上堆焊, 都不能有效避免冷裂纹的产生。球体表面全部堆焊完成后, 用车球机粗车球面, 待球体直径余量为 1.5 mm 时对堆焊层车削表面进行液体渗透检验, 发现有微裂纹显示(见图 12)。

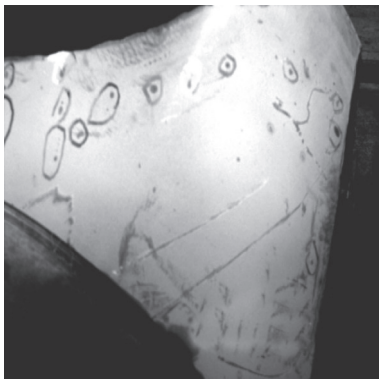


图 12 球面车削后的微裂纹显示

Fig. 12 Micro crack display after spherical turning

Xiong 等^[6]针对 F91 耐热钢为基体堆焊 Stellite 6 的阀瓣部件, 考察了长期服役后的裂纹情况, 结果显示服役后的阀瓣试样发现了两种不同的裂纹, 分别为平行于熔合线的周向裂纹和垂直于熔合线的径向裂纹, 如图 13 所示。这些裂纹初期形核于脆硬组织 σ 相与周边基体组织的界面上, 在经历长期的温度和压力等复杂载荷后最终扩展成为宏观尺度上的裂纹。

Di 等^[7]在研究火电站和核电站汽轮机末级叶片的水蚀缺陷时, 发现叶片上预埋并钎焊的钴基合金片中出现了微裂纹, 并且沿着碳化物的边界方向扩展, 如图 14 所示。

Almazroue 等^[8]对科威特某电站截止阀运行 3 年后的 Stellite 6 合金堆焊表面裂纹进行研究, 液体渗透检验显示的宏观裂纹集中出现在环形区域的 10~14 钟面点范围内, 进一步通过光学显微镜对裂纹进行深入分析表征, 发现裂纹已经贯穿整个堆焊层, 并且有少数裂纹扩展到钴基合金堆焊层与母

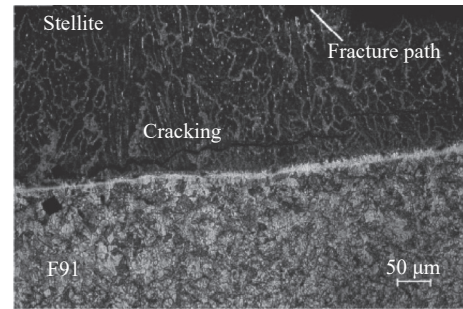
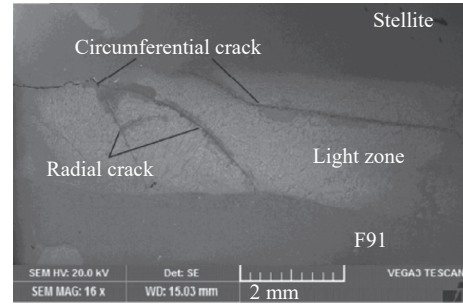


图 13 阀瓣钴基合金堆焊层裂纹分布和裂纹扩展方向

Fig. 13 Crack distribution and crack propagation direction of cobalt based alloy overlay on valve flap

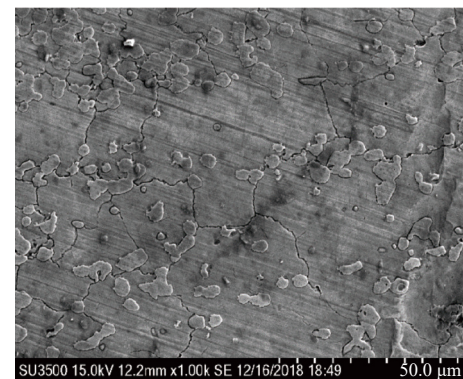
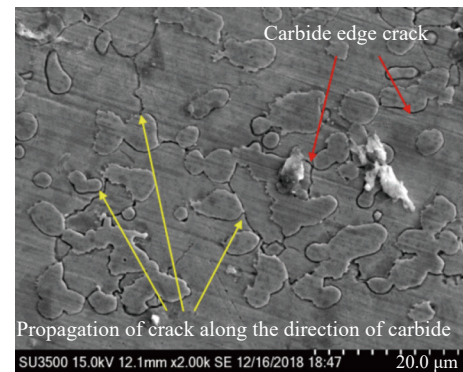


图 14 钴基合金水蚀区域的裂纹特征

Fig. 14 Crack characteristics in the water corrosion area of cobalt based alloys

材基体的过渡区, 即使堆焊层表面未出现裂纹, 但是表层以下的堆焊金属层仍然发现裂纹沿着树枝晶晶界进行扩展, 如图 15 所示。

Smoqi 等^[9]采用定向能量沉积的工艺方法在

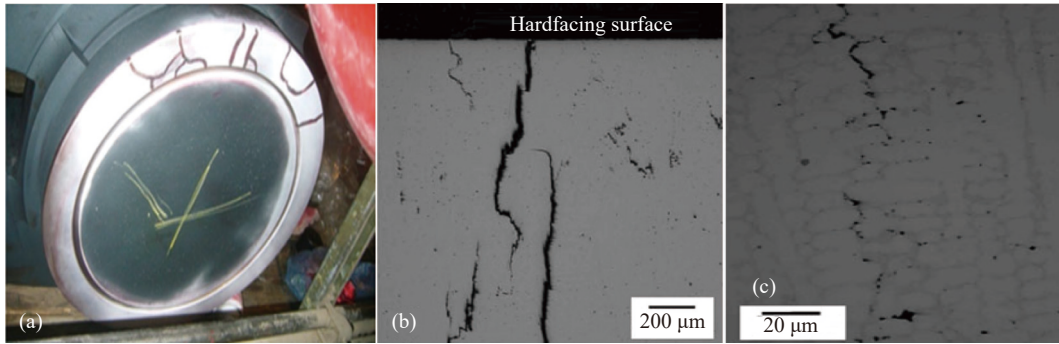


图 15 科威特某电站截止阀钴基合金裂纹的液体渗透显示和显微结构特征

Fig. 15 Liquid infiltration display and microstructure characteristics of cobalt based alloy cracks in a cut-off valve of a power plant in Kuwait

Inconel 718 母材基体上堆焊了 Stellite 21 钴基合金,并研究了激光预热功率和堆焊过程功率对钴基合金层裂纹变化的影响规律,发现随着激光预热功率的增加,堆焊层表面裂纹数量出现下降,随着激光堆焊功率的增加,堆焊层表面裂纹数量出现增

加,说明基体预热温度和焊接过程温度与钴基合金堆焊层的裂纹形成有直接关联。图 16 列出了堆焊表面在预热功率 P_h 为 0、堆焊功率 P_d 为 275 W 的极端情况下出现裂纹的情况,该裂纹的特征是裂纹的方向与激光热源移动路径夹角为 45° 。

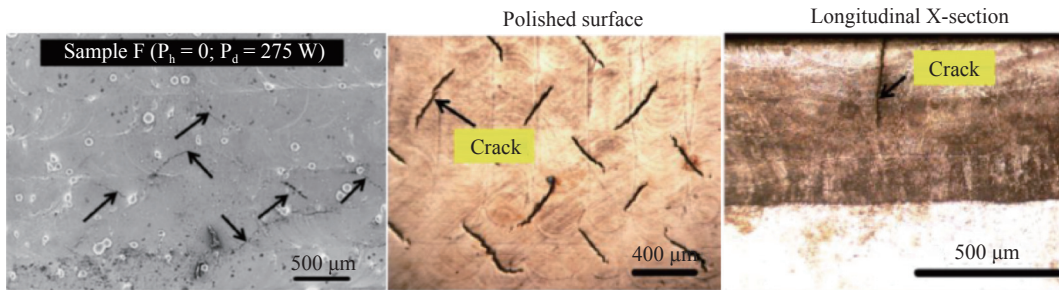


图 16 Stellite 21 钴基合金在无预热和大功率堆焊条件下的裂纹特征

Fig. 16 Crack characteristics of Stellite 21 cobalt based alloy under conditions of no preheating and high-power overlay welding

本文作者在实践探索过程中,曾以奥氏体不锈钢圆周面为基体堆焊钴基合金 stellite 12,在焊接过程中也出现大量的贯穿性冷裂纹,如图 17 所示。巧合的是,所有裂纹取向与 Smoqi 等^[9]发现的裂纹取向非常相似,与试件轴线或者热源移动方向基本成 45° 夹角,而且横跨数道焊缝,最大长度超过 50 mm。

3.2 冷裂纹的工艺成因

如前所述,钴基合金材料具有碳化物与富 Co 固溶组织基体的共晶组织,这种特殊组织在热加工过程中和设备高温运行过程中容易形成微裂纹,与内部的沉积相具有紧密的关系。上述 Di 等^[17]在各自的研究过程中均发现,钴基合金内部组织中的脆硬碳化物在热加工或高温运行工况时的热应力驱动下发生与富 Co 基体的分离现象,因此热应力成为裂纹的始发原因,有必要结合焊接工艺与热应力的关系进行进一步的分析。

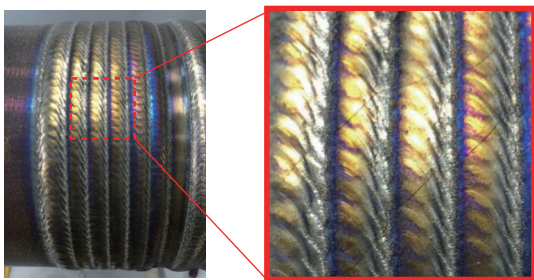


图 17 圆柱外圆面堆焊过程中出现的裂纹

Fig. 17 Cracks appearing during the welding process of the cylindrical outer surface

从焊接工艺角度分析,钴基合金堆焊接头的堆焊层和母材及其相邻各区域在不均匀的热循环过程中会产生较大的应力,既包括焊接接头的升温 and 冷却过程,也包括焊接过程中的保温过程。由于堆焊层与基体材料的热膨胀系数不一致,焊接时母材表面或者前一层堆焊金属升温发生膨胀会在局部

区域产生压应力。但在焊后这些区域的应力状态会因降温收缩转变为拉应力,而且在一些情况下,焊接接头发生固态相变叠加组织应力,例如耐热钢和低合金高强钢等,转变后的组织具有较小膨胀系数,可以改善焊后收缩应力,从而有利于预防裂纹的萌生。应力只是形成裂纹的必要不充分条件,决定裂纹是否形成通常取决于堆焊层熔合区域的结合力或堆焊层钴基合金的强度与收缩应力两个方面。如果界面结合良好,界面强度或堆焊层钴基合金的强度较高,即使堆焊工艺与随后的热循环出现较大的收缩应力,未超过堆焊层的断裂强度也不会产生裂纹。如果熔合区域出现各类缺陷,尤其当外来氢元素、孔洞、偏析、夹杂等聚集时,即使收缩应力可以控制在较小范围,堆焊层和母材的界面强度或堆焊层内部强度小于焊接收缩应力时,裂纹也容易产生与扩展。最常见的情况是,裂纹由堆焊熔合界面向钴基合金堆焊层内部扩展,原因如前所述,钴基堆焊层的硬度很高且微观共晶组织脆性很大,无法产生足够的弹塑性变形以平衡局部的应力,于是出现裂纹萌芽和扩展。

近年来有较多工程案例从不同角度对冷裂纹形成原因作了分析研究。刘星^[7]使用氧气-乙炔焰对平衡盘进行预热,开始以不超过每小时 60 ℃ 的升温速率进行预热,待母材表面到达 300 ℃ 后降低升温速率,表面温度缓慢到达约 370 ℃ 时保温两小时开始进行堆焊。研究表明,该预热升温速率偏低,司太立合金堆焊层很容易产生冷裂纹。研究人员对堆焊工艺进行了分析,发现焊接工艺对平衡盘的预热存在不足,造成局部区域温差大,从而加快氢元素的扩散,堆焊层出现了冷裂纹,不合理焊接工艺是司太立合金堆焊层产生裂纹的根本原因。

滕菲^[20]在堆焊钴-铬-钨硬质合金过程中,发现即使采用 250~300 ℃ 的预热温度也会产生冷裂纹。分析认为是钴-铬-钨合金堆焊层的热膨胀系数和母材堆焊表面相差较大,堆焊层在焊后收缩产生了很大拉应力,其合金原子点阵在应力作用下脱离平衡状态形成了位错运动,逐渐聚集堆焊层-母材界面形成了微观裂纹源,并进一步在残余拉伸应力作用下向堆焊层一侧扩展,于是形成了横跨界面和堆焊层的宏观裂纹。因此,有必要提高预热温度和

增加焊后热处理。

李延葆等^[21]发现,已经出现裂纹的堆焊层试件经切削加工后,裂纹缺陷数量进一步增多。研究者认为没有预热、道间温度较低和较大的热输入是堆焊层出现裂纹等缺陷的主要原因,发现液体渗透检验缺陷显示的数量随热输入的增大呈现增加的趋势。

周细应等^[1]以典型的堆焊界面裂纹为研究对象,对堆焊界面附近的组织和成分进行了分析,发现裂纹源处于堆焊层与母材基体的熔合区附近,裂纹由堆焊层-母材的熔合区向钴基合金堆焊层扩展。对熔合区附近的成分分析显示,裂纹源周围分布着大量的 O、Cr、Fe 等元素,说明形成了大量氧化物夹杂和疏松组织,不利于堆焊层与母材的熔合,弱化了堆焊层-母材的结合力及其对拉应力的抵抗,并且由于堆焊组织属于脆性相,裂纹源容易形成脆性扩展的趋势。因此,研究者认为如果堆焊工艺不正确,例如母材在堆焊过程中和堆焊后的冷却速度过快,导致堆焊层收缩过快,加之堆焊层的膨胀系数小于基体的膨胀系数,堆焊层会产生明显的残余拉应力,将会直接导致堆焊层-母材基体结合的薄弱处萌生裂纹以及裂纹扩展。

薄丽艳等^[22]和马相伟^[23]针对 16MnR 基体上堆焊 Stellite 6 合金需要高温预热和较高层间温度等工艺特点,提出预热温度不均匀和堆焊过程中的温度起伏大都会导致堆焊冷裂纹,例如 250 ℃ 的预热温度下也出现微裂纹,原因是预热温度较低,焊接时出现了断弧现象。研究者把预热温度控制在 300 ℃ 以上时开始进行焊接,并控制层间温度在 400 ℃ 左右,焊接时采用连弧焊和短弧过渡,焊后检查发现缺陷消失,焊缝熔合性较好。

陈丽娟等^[24]在进行耐热钢堆焊 Stellite 6 合金过程中,发现堆焊层在焊后热处理出炉后存在大小不一的裂纹,于是从工艺试件与产品的尺寸差异、环境温度对预热温度的要求、焊接过程加热措施和焊后热处理转移过程时间等 4 方面分析了裂纹产生的原因。

此外,本文作者在探索过程中观察到的图 13 所示裂纹与试件轴线成 45°,说明堆焊层出现了轴向应力和圆周轴向拉应力,并且沿着与轴向夹角

45°的裂纹面出现拉应力的最大值,这是现有报道中鲜有出现的案例,值得进一步分析探讨。

3.3 防止冷裂纹的措施

3.3.1 严格控制焊前预热温度及层间温度,降低温差导致热应力过大

合理的热循环过程包括堆焊前的预热温度、焊缝层间温度、接头后热温度及最终冷却降温方式等,既可以改善焊缝接头上的热应力,也可以加快氢气扩散逸出,非常有利于减少冷裂纹敏感性。

提高预热温度有利于基体金属与堆焊层的融合,减少母材熔深,焊接时液体金属的流动性好。钴基合金堆焊前需要预热的母材既包括韧性较好的奥氏体不锈钢和镍基合金等,也包括较大的低碳、中碳及低合金钢零件。对于铁素体、珠光体和马氏体钢等钢种,由于叠加了热应力和组织应力,因此对预热的要求比其他钢种例如奥氏体钢更为严苛,特别是尺寸较大的零件拘束应力大,散热也较快,局部的预热难以保持消除裂纹所需的温度梯度范围,因此使用电炉对工件整体恒温预热更为有效,更能保证工件各区域的温度一致。此外,由于大尺寸工件堆焊面临的挑战还在于堆焊时间,特别

是相邻两层时间间隔容易过长,极易导致已经完成堆焊的堆焊层出现裂纹,因此堆焊过程中应该对堆焊区域及其邻近区域进行持续加热保温。焊后通过保温炉或者保温材料进行必要的整体保温和缓冷降温,尤其对于具有较高硬度的钴基合金(例如Stellite 12)、较大堆焊面积的表面和较大堆焊厚度更应如此。预热温度一般与堆焊工件的碳当量、材质、体积及堆焊部位的拘束程度、刚性、面积等因素有关。因此,焊前预热及焊后热处理对堆焊层很重要。

从工程实践的角度看,国内报道的多个钴基合金堆焊案例^[2,4,6,7,20]基本上选择预热、层间温度和焊后温度为出发点解决裂纹问题,具体参数如表1所示。案例1和案例3从裂纹失效的角度说明了预热温度大小和升温速率对控制钴基合金堆焊层裂纹至关重要。案例1说明钴基合金的堆焊预热温度低于300℃时由于焊接过程中热量快速散发,对控制堆焊裂纹非常不利。案例3说明了预热升温速率作为一个重要的参数不容忽视,如果偏低就会造成产品内外部温差大,增加氢的扩散,也容易导致合金堆焊层产生冷裂纹。

表1 国内钴基合金堆焊工程案例中的典型热循环

Tab. 1 Typical thermal cycles in domestic cobalt based alloy overlay welding engineering cases

项目	钴基合金堆焊案例				
	1	2	3	4	5
基材材质	Q345R	Z2CN19.10NS	不锈钢2507	合金结构钢	304+Inconel 600
钴基合金	Stellite 6(ERCoCr-A)	Stellite 6B Stellite 6K	ERCoCr-B	D802 (ERCoCr-A)	Stellite 6
预热温度/℃	250~300☆		370		
升温速率/(℃/h)	300~350	350~480	60☆/100	450~500	350~480
层间温度/℃	250~300☆ 300~350	390~440	350~370	250	350~480
焊后温度/℃	400~450	380~480	400	450	380~480
冷却方式	石棉毡保温缓冷	云母隔热粉末	保温层缓冷	随炉缓冷	云母隔热粉末缓冷

注:☆为出现裂纹的热循环参数。

3.3.2 焊后缓慢冷却降温,提高扩散氢的逸出量,降低形成冷裂纹的倾向

对较大的产品件和秋冬季节施焊后,表面焊层温度下降必然很快,也会导致焊层的收缩率快于内部基体的收缩率,堆焊层和母材之间在这种情况下很快形成一种拉应力。为更好地缓解焊后拉应力,需要在焊后进行保温或缓慢降温,降低堆焊层和母

材之间的收缩速度。例如,国产汽动泵平衡盘^[7]施焊结束后加温至400℃,保温2h,覆盖保温层后自然冷却至环境温度,有利于焊接热应力得到释放。

3.3.3 优化焊接工艺参数,采用较小的焊接热输入,降低合金元素的烧损和稀释率

堆焊过程在满足充分冶金熔合的要求后,应尽

量减少焊接工艺参数,采用较小的焊接热输入。其目的是减少局部区域与周边区域的温差过大,冷却过程形成过大的收缩应力,甚至超过钴基合金堆焊的抗拉强度。对于一些高强度钢材基体,局部区域温度过大容易形成较多的合金元素烧损和迁移,增加合金元素的烧损和稀释率,偏离焊接材料的合金元素设计体系,另外局部高温也容易导致粗大枝晶,增加堆焊层的开裂风险。例如,在粉末钴基合金的堆焊中,在保证堆焊质量的前提下尽可能选用较小的焊接电流及适当的焊接速度,确保最终的焊接质量,不能片面追求效率过度提高焊接参数^[3,14]。某核电站项目^[4]以 304 奥氏体不锈钢基体和钴基合金 ERCoCr-进行了相应的堆焊工艺评定,评定过程分别以 $\Phi 4$ 焊条加载电流 190 A,以 $\Phi 5$ 焊条加载电流 210 A 进行堆焊。堆焊后的金相试验显示堆焊层显微结构为亚共晶组织,熔化金属无裂纹。

3.3.4 机械加工过程优化加工工序、参数及加工刀具,减少微裂纹萌生和扩张

司太立合金堆焊后尤其是手工焊接,表面收缩量不均匀,容易造成加工表面平整度差、堆焊层内部有气孔以及夹杂等缺陷,降低了堆焊层抗冲击性能。切削过程中如果使用抗拉强度和抗弯曲强度较低的刀具(如普通陶瓷刀),其对表面不平整的司太立合金堆焊层形成较大的往复冲击,容易在加工面上形成明显的振纹,如果频繁撞击加工面就会在堆焊层内部产生微裂纹或导致原有裂纹扩展。因此,应对机械加工的刀具和加工工艺进行改进优化。刘星^[7]报道某设备厂家使用一种组织纤维化的高韧性陶瓷刀具,其特有的微观组织可以显著提高刀具的抗弯曲强度和抗冲击韧性,切削过程仍然可以保持陶瓷刀具的优点,因此特别适合司太立合金堆焊层的加工。由于刀具韧性增加,刀尖随形能力提高,减少了空刀和大切削量导致的钴基合金堆焊层微裂纹,切削过程平滑流畅,刀具振荡小,不仅改善了堆焊层加工表面质量,还明显提高了刀具的使用寿命。此外,该报道还通过调整加工工艺以改善堆焊层表面微裂纹问题,将加工工艺优化为粗车-精车-打磨。首先使用晶须增韧陶瓷刀进行粗车,切削量控制在 1.0 mm 以内,然后使用带特殊涂层的合金钢刀具进行精车,切削深度控制在 0.7 mm 以内,同时降低切削速度至 6 m/min,最后使用

磨床对加工面进行打磨抛光,深度控制在 0.3 mm 以内,这样可以得到无裂纹的加工表面,减少加工不当对堆焊层表面的影响。

3.3.5 充分考虑工艺试件与产品之间的差异性,及其对焊接应力的影响

焊接工艺预试验或焊接工艺评定试验,通常按照产品标准或规范选择小尺寸试件进行堆焊试验,并根据试件尺寸设置、调整适用的焊接工艺参数。当具有更大尺寸的产品进行堆焊时往往会出现裂纹,试件和产品之间表现出明显的差异性。

试件的热循环与产品的热循环存在较大的差异,特别是对于冷裂纹倾向较大的钴基合金堆焊金属例如 stellite 12,试件的堆焊质量不能代表产品的质量,还需要在产品堆焊过程中进行进一步的工艺验证。堆焊工艺试验应考虑实际产品制造及安装的全部循环过程和参数要求,特别要考虑尺寸和结构不同对热处理过程的不同要求(包括对工序之间的转移时间要求)。例如,产品的预热温度需要在工艺试验参数基础上进行适当的增加,否则因产品冷却速度过大容易形成冷裂纹,这一点在工程上容易被忽视。此外,实际产品由于尺寸偏大导致焊接参数也会大于工艺试件,由此导致热输入偏大和局部温度过高。例如某核电站堆内构件^[4]的产品焊接电流和焊接热输入相比工艺评定分别高约 10 A 和约 5%,可能会加快熔敷金属收缩,导致裂纹产生。

3.3.6 通过过渡金属或韧性较好的母材改善应力条件

相对而言,基体材料具有低碳位错马氏体或奥氏体等韧性组织时,裂纹的形成与扩展相对较为困难。李延葆等^[21]研究了钴基合金堆焊层形成开裂缺陷的影响因素,并从提高母材韧性的角度探讨了一种避免堆焊裂纹的工艺:对于易形成裂纹的高碳不锈钢表面,首先堆焊一层适当厚度的超低碳奥氏体不锈钢 ER308L 合金作为钴基合金堆焊层与母材的隔离层,再在 400 °C 的温度下进行预热,最后在 400 °C 的层间温度下进行钴基合金堆焊。这是一种减少高合金钢堆焊层裂纹的有效工艺方法,实际上这也是异种金属焊接尤其钴基合金堆焊中常用的工艺方法。这主要归因于两个方面,一是焊接应力在高韧性过渡层的弹塑性变形中得到有效的

平衡和释放,二是过渡层抑制了高合金母材的合金元素特别是C、Cr、Fe等向钴基合金中迁移,形成裂纹萌芽所依赖的脆性 σ 相碳化物和氧化物。

4 结论

本文讨论了钴基合金堆焊容易出现焊接热、冷裂纹的原因,并从冶金和工艺方面探讨了防止堆焊热、冷裂纹的可行性措施。由于钴基合金堆焊层具有较高的合金元素,显微组织具有共晶组织和碳化物,加之具有典型的异种金属焊接特点,特别是母材和钴基合金焊接材料的导热系数和线胀系数差异较大,这些因素增加了裂纹萌生和扩展的敏感性,如果不采取有效措施极易出现热裂纹和冷裂纹,甚至会在产品运行过程出现裂纹。因此,为防止或减少钴基合金堆焊裂纹的趋势,需要严格控制焊材和母材的杂质元素含量及外界残留异物,合理设置工件预热温度和焊后热处理温度,根据实际产品尺寸规格降低升温 and 降温的速率,妥善选取焊接工艺参数和优化焊道结构等,所有措施的初衷是为了改善钴基合金堆焊过程及其后续过程中的应力状态及材料对抗应力的本质属性。

参 考 文 献

- [1] 周细应,柯黎明,华小珍,等.堆焊界面特征与裂纹形成之间的关系研究[J].兵器材料科学与工程,2001,24(6):18-21.
- ZHOU X Y, KE L M, HUA X Z, et al. Study of relationship between characteristics of overlaying welding interface and crack formation[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2001, 24(6): 18-21.
- [2] 田海宇.电站阀门阀体密封面深孔堆焊工艺分析[J].科技创新与应用,2013(23):99.
- TIAN H Y. Analysis of deep hole surfacing technology for sealing surface of valve body in power station[J]. Technology Innovation and Application, 2013(23): 99.
- [3] 朱奇敏,张志强,肖瑞旺,等.核岛主蒸汽隔离阀闸板钴基堆焊裂纹的成因及改进[J].电焊机,2022,52(11):95-100.
- ZHU Q M, ZHANG Z Q, XIAO R W, et al. Analysis and improvement of cobalt base surfacing crack on gate plate of nuclear island main steam isolation valve[J]. Electric Welding Machine, 2022, 52(11): 95-100.
- [4] 蒋兴钧,王庆田,张宏亮,等.堆内构件钴基耐磨堆焊缺陷分析与研究[J].电焊机,2019,49(4):322-325.
- JIANG X J, WANG Q T, ZHANG H L, et al. Analysis and research on cobalt-based wear resistant surfacing defects of reactor internals[J]. Electric Welding Machine, 2019, 49(4): 322-325.
- [5] 王庆田,蒋兴钧,郭宝超,等.“华龙一号”核电厂堆内构件钴基合金堆焊优化设计[J].中国核电,2020,13(1):17-22.
- WANG Q T, JIANG X J, GUO B C, et al. Study on optimum design of cobalt-based alloy surfacing welding in the RVI of HPR1000[J]. China Nuclear Power, 2020, 13(1): 17-22.
- [6] 王庆田,许斌,何大明,等.秦山核电二期扩建工程反应堆堆内构件钴基合金堆焊工艺改进[J].电焊机,2010,40(2):42-46.
- WANG Q T, XU B, HE D M, et al. Improvement of welding process about Qinshan nuclear power II expansion project reactor Co-based alloy[J]. Electric Welding Machine, 2010, 40(2): 42-46.
- [7] 刘星.国产汽动泵平衡盘司太立合金堆焊层裂纹原因分析及改进[J].核科学与工程,2020,40(4):718-728.
- LIU X. Analysis and improvement of cracks in stellite surfacing layer of domestic pneumatic pump balance plate[J]. Nuclear Science and Engineering, 2020, 40(4): 718-728.
- [8] 苏尧臣.堆内构件钴基合金堆焊工艺质量控制研究[J].机电工程技术,2017,46(6):87-90.
- SU Y C. Quality control analysis for hardfacing with cobalt base alloy of reactor vessel internals[J]. Mechanical & Electrical Engineering Technology, 2017, 46(6): 87-90.
- [9] 芦宇,龚凤,刘策.Co-Cr-W合金大面积堆焊工艺[J].金属加工(热加工),2017(S1):148-150.
- LU Y, GONG F, LIU C. Large area surfacing technology of Co-Cr-W alloy[J]. MW Metal Forming, 2017(S1): 148-150.
- [10] 张亚滨.不锈钢钴基耐磨堆焊工艺[J].科技信息,2013(11):125.
- ZHANG Y B. Welding technology of stainless steel cobalt-based wear-resistant surfacing welding[J]. Science & Technology Information, 2013(11): 125.
- [11] 周权.等离子喷粉堆焊工艺研究[D].镇江:江苏科技大学,2010.
- ZHOU Q. Study of powder PTA surfacing technology [D]. Zhenjiang: Jiangsu University of science and technology, 2010.
- [12] 徐科,刘洪群,薛新才,等.汽动给水泵平衡盘开裂原因分析[J].热加工工艺,2019,48(1):248-251.
- XU K, LIU H Q, XUE X C, et al. Cracking reason analysis of balance disk of steam-driven feed-water pump[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(1): 248-251.
- [13] JENDRZEJEWSKI R, SLIWIŃSKI G, KRAWCZUK M, et al. Temperature and stress fields during laser cladding of stellite

protective coatings[J]. *Laser Technology VIII: Applications of Lasers*, 2007, 6598: 65980E.

[14] 徐维普, 罗晓明. 阀门耐磨等离子弧堆焊技术研究[J]. *金属加工(热加工)*, 2009(22): 44-47.

XU W P, LUO X M. Study on wear-resistant plasma arc surfacing technology of valve[J]. *MW Metal Forming*, 2009(22): 44-47.

[15] 杨永良. 清管球阀体表面钴基硬质合金堆焊[J]. *金属加工(热加工)*, 2013(20): 71-72.

YANG Y L. Cobalt-based cemented carbide surfacing on the surface of pigging valve ball[J]. *MW Metal Forming*, 2013(20): 71-72.

[16] XIONG J K, NIE F H, ZHAO H Y, et al. Microstructure evolution and failure behavior of stellite 6 coating on steel after long-time service[J]. *Coatings*, 2019, 9(9): 532.

[17] DI J, WANG S S, YAN X J, et al. Experimental research on water droplet erosion resistance characteristics of turbine blade substrate and strengthened layers materials[J]. *Materials*, 2020, 13(19): 4286.

[18] ALMAZROUEE A, AL-FAHEED S, SHALABY H M. Cracking of a cobalt-based hardfacing of a gate valve disk in a desalination power plant[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(5): 1436-1442.

[19] SMOQI Z, TODDY J, HALLIDAY H S, et al. Process-structure relationship in the directed energy deposition of cobalt-chromium alloy (stellite 21) coatings[J]. *Materials & Design*, 2021, 197: 109229.

[20] 滕菲. 钴铬钨硬质合金堆焊焊接工艺试验[J]. *中国化工装备*, 2022, 24(1): 11-14.

TENG F. The overlaying welding process test of cobalt-chromium-tungsten alloy[J]. *China Chemical Industry Equipment*, 2022, 24(1): 11-14.

[21] 李延葆, 郭宝超, 金伟芳. 堆内构件钴基合金堆焊工艺研究[J]. *动力工程学报*, 2016, 36(3): 247-251.

LI Y B, GUO B C, JIN W F. Study on hardfacing process of reactor vessel internals with cobalt alloys[J]. *Journal of Chinese Society of Power Engineering*, 2016, 36(3): 247-251.

[22] 薄丽艳, 郭晓春, 张先龙, 等. 16MnR 钢堆焊 Stellite 6 合金钢的焊接工艺[J]. *焊接技术*, 2008, 37(6): 24-26.

BO L Y, GUO X C, ZHANG X L, et al. Welding technology of 16MnR steel surfacing Stellite 6 alloy steel[J]. *Welding Technology*, 2008, 37(6): 24-26.

[23] 马相伟. 16MnR 堆焊 Stellite 6 的焊接性分析[J]. *黑龙江科技信息*, 2009(10): 14.

MA X W. Weldability analysis of 16MnR surfacing Stellite 6[J]. *Heilongjiang Science and Technology Information*, 2009(10): 14.

[24] 陈丽娟, 孙忠民, 张丽艳, 等. 超临界主蒸汽进汽插管堆焊司太立合金试验研究[J]. *汽轮机技术*, 2007, 49(4): 314-316.

CHEN L J, SUN Z M, ZHANG L Y, et al. Test of surfacing stellite on the main steam inlet sleeve of 600MW SC turbine[J]. *Turbine Technology*, 2007, 49(4): 314-316.

(责任编辑: 夏书林)

(上接第 74 页)

[9] 刘婷, 刘亦武, 胡峰, 等. 聚酰亚胺复合胶液、黑色哑光聚酰亚胺材料及制备和应用: CN112759763B[P]. 2022-05-17.

LIU T, LIU Y W, HU F, et al. Preparation and application of polyimide composite adhesive liquid and black matte polyimide material: CN112759763B[P]. 2022-05-17.

[10] 胡峰, 刘杰, 刘婷, 等. 黑色聚酰亚胺微球及其制备方法及其薄膜的制备方法: CN109438703B[P]. 2021-06-15.

HU F, LIU J, LIU T, et al. Black polyimide microspheres and their preparation methods, as well as the preparation methods of films containing them: CN109438703B[P]. 2021-06-15.

[11] LI C H, WU J H. High-modulus black matte polyimide film: US20230416480[P]. 2023-12-28.

[12] 冯俊杰, 任小龙, 韩艳霞. 国内聚酰亚胺薄膜产品概况及市场趋势[J]. *绝缘材料*, 2014, 47(5): 6-9.

FENG J J, REN X L, HAN Y X. Polyimide film products situation and their market trends in China[J]. *Insulating Materials*, 2014, 47(5): 6-9.

[13] 马建莉, 薛晓春, 程海标, 等. 黑色聚酰亚胺薄膜的制备研究[J]. *广州化工*, 2013, 41(21): 58-59.

MA J L, XUE X C, CHENG H B, et al. The preparation of black polyimide films[J]. *Guangzhou Chemical Industry*, 2013, 41(21): 58-59.

[14] RISSA K, LEPISTÖ T, YRJÖLÄ K. Effect of Kaolin content on structure and functional properties of water-based coatings[J]. *Progress in Organic Coatings*, 2006, 55(2): 137-141.

[15] JRNSTRM J, SINERVO L, TOIVAKKA M, et al. Topography and gloss of precipitated calcium carbonate coating layers on a model substrate[J]. *Tappi J*, 2007, 6(5): 23-31.

(责任编辑: 夏书林)