

# Inconel 625 熔敷金属抗 $\text{Cl}^-$ 腐蚀行为分析

苏允海, 杨太森, 戴志勇, 王英第, 梁学伟, 武兴刚  
(沈阳工业大学, 沈阳, 110870)

**摘要:** 为了分析 Inconel 625 熔敷金属在  $\text{Cl}^-$  腐蚀液中的腐蚀行为, 采用静态浸没腐蚀和慢应变速率拉伸的方法, 研究了不同温度下熔敷金属浸没在熔盐中的腐蚀行为以及室温应力腐蚀开裂行为。通过 X-ray diffraction(XRD), S-3400N 扫描电子显微镜系统地研究了熔敷金属的腐蚀产物物相组成、腐蚀形貌和元素分布。结果表明, 在静态浸没腐蚀时, 两种温度下熔敷金属腐蚀失重均呈现出递增的变化趋势, 但是不同时间区间的增加幅度有所不同。前 10 h 熔敷金属的腐蚀失重缓慢增加, 10~60 h 腐蚀失重激增, 可以发现 10 h 是腐蚀行为的分界点。700 °C 下熔敷金属的耐蚀性优于 900 °C, 其原因在于 700 °C 时熔敷金属表面出现致密  $\text{MgO}$  壳层, 能够阻碍腐蚀反应进行; 而 900 °C 时, 由于  $\text{CrCl}_3$  的存在, 出现“破壳效应”, 破坏  $\text{MgO}$  壳层, 使其耐蚀性下降。对于慢应变速率拉伸而言, 腐蚀介质中试样的抗拉强度比在空气介质中降低 22.97%, 应力腐蚀开裂敏感性指数为 30.39%, 说明腐蚀介质中的  $\text{Cl}^-$  会增大试样的应力腐蚀开裂敏感性。

**创新点:** (1) 目前并未开展专门针对 Inconel 625 熔敷金属熔盐腐蚀和应力腐蚀研究。  
(2) 开发较高使用温度和廉价的储热  $\text{KCl}-\text{MgCl}_2$  材料是提高太阳能发电效率的重要环节。

**关键词:** Inconel 625 熔敷金属; 静态浸没腐蚀; 慢应变速率拉伸;  $\text{Cl}^-$  腐蚀液; 腐蚀产物的物相组成

中图分类号: TG 422 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20201229001

## 0 序言

由于环境污染和化石燃料资源的限制, 太阳能已经成为人类使用能源的重要组成部分<sup>[1]</sup>。现代太阳能技术能受到夜间、灰尘以及云层的影响, 不能连续工作, 大大降低了太阳能系统的效率<sup>[2-4]</sup>。为了解决此类问题, 需要配置一套储能装置, 保证能源连续输出。目前高温储能介质主要以氯化物熔盐为主, 但氯化物熔盐腐蚀性强, 因此在设计储能材料时一定要考虑  $\text{Cl}^-$  的腐蚀性<sup>[5]</sup>。由于氯化物熔盐作为储能介质时需要在高温下工作, 所以其承载设备主要采用耐高温材料制成, 其中 Inconel 625 合金因其具有出色的高温稳定性、耐蚀性、可焊性, 被广泛应用于太阳能储能装置<sup>[6-7]</sup>。

由于氯化物熔盐作为储能介质时需要在高温下工作, 所以其承载设备主要采用耐高温材料制

成。为了探究 Inconel 625 合金与氯化物储能介质腐蚀作用机理, 大量学者开展了相关研究。李俊谊<sup>[8]</sup> 研究了 900 °C 316 不锈钢和 Inconel 625 在  $\text{ZnCl}_2$ ,  $\text{KCl}$ ,  $\text{NaCl}$  中的腐蚀行为, 发现两种合金在三元氯化物中均受到严重腐蚀, 表面形成疏松的氧化层, 氧化膜没有起到对合金的保护作用。马宏芳<sup>[9]</sup> 研究发现 Inconel 625 合金在碱土金属的腐蚀速率大于在碱金属中的腐蚀速率。但是上述文献只研究了 Inconel 625 在 900 °C 熔融氯化物熔盐中的腐蚀行为, 并未探究镍基合金受到  $\text{Cl}^-$  侵蚀导致的应力腐蚀。Kumar 等人<sup>[10]</sup> 采用慢应变速率试验方法研究了  $\text{Fe}18\text{Cr}10\text{Mn}1\text{Ni}(0.3\text{--}0.8)\text{N}$  合金在  $\text{NaCl}$  水溶液中的 SCC (应力腐蚀开裂) 行为, 发现其 SCC 行为与再钝化倾向和抗点蚀能力密切相关。上述文献虽然也对 Inconel 625 抗  $\text{Cl}^-$  腐蚀开展研究, 并得到一些有价值结论, 但是主要针对铸态 Inconel 625, 而 Inconel 625 铸造过程中容易出现不均匀的粗大晶粒、气孔和偏析等缺陷, 影响其性能。同时 Inconel 625 在服役过程中需要面对熔盐的腐蚀和多变的应力载荷, 产生相应的腐蚀坑和应力腐蚀开

裂等失效问题, 若腐蚀坑和应力腐蚀裂纹超出标准, 则需要进行返修处理, 以便保证产品继续服役<sup>[11-12]</sup>. 而当前关于 Inconel 625 修复铸件的熔盐腐蚀和应力腐蚀性能分析鲜有报道. 文中以 Inconel 625 熔敷金属为研究对象, 测试 700 和 900 °C 40%  $\text{KCl} + 60\% \text{MgCl}_2$ (质量分数) 熔盐腐蚀的腐蚀速率; 并在 0.10 mol/L  $\text{KCl} + 0.12 \text{ mol/L MgCl}_2$  溶液中进行慢应变速率拉伸试验, 测试熔敷金属在空气稳定

介质中与特定腐蚀介质中的应力腐蚀开裂敏感性. 探究熔敷金属的腐蚀机理, 为太阳能储热装置的修补提供理论指导和技术储备.

## 1 试验方法

试验所用材料为 Inconel 625 焊丝, 主要成分如表 1 所示.

表 1 Inconel 625 焊丝化学成分(质量分数, %)  
Table 1 Chemical composition of Inconel 625 welding wire

Cr	Mo	Mn	Fe	Si	Ti	P	S	Ni
21.2	8.6	0.23	0.9	0.43	0.16	0.01	0.006	余量

采用 MAG 焊的方法, 焊接工艺参数为焊接电流 150 A, 焊接电压为 24 V, 焊接速度为 250 mm/min, 保护气体为 80%Ar + 20% $\text{CO}_2$ , 将焊丝熔敷在 Q235 基板上制备高度为 12 mm 的 Inconel 625 熔敷金属. 由于层间温度对堆焊影响较大, 所以在焊接过程中严格控制层间温度不大于 120 °C<sup>[7]</sup>. 为了使焊缝的稀释率降到最低, 共堆焊 4 层, 从熔敷金属中的 2 层和 3 层取高温静态浸没腐蚀试样. 参考国际标准 ASTM G31—2012a 《Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals》, 采用静态浸没腐蚀法模拟太阳能储热装置的工作环境, 取样尺寸为 10 mm × 10 mm × 2 mm. 试样首先用金相砂纸打磨、抛光并用丙酮超声清洗, 而后烘干熔盐, 设定温度 110 °C, 保温时间 48 h. 高温静态浸没腐蚀试验时将试样放置在 40% $\text{KCl} + 60\% \text{MgCl}_2$  熔盐进行高温加热, 加热温度设定为 700, 900 °C, 保温时间分别为 2, 6, 10, 14, 20, 30, 40, 50 和 60 h. 静态浸没腐蚀试验后, 试样在沸水中煮 0.5 h+超声清洗去除表面附带出来的熔盐, 吹干后采用 0.1 mg 的电子天平中称重, 并与原有重量进行比较, 计算失重. 为了保证试验数据具有代表性, 每组试验采用 3 个试样, 试验结果为其平均值. 参考国际标准 ASTM-E8M-09 《金属材料拉伸试验标准方法》, 慢应变速率拉伸试样取自熔敷金属 2 层和 3 层. 利用丙酮对试样进行超声波清洗脱脂, 取出后再用去离子水清洗、烘干备用. 试验用到的拉伸设备采用配有腐蚀介质反应容器的万能电子拉伸机, 试样分别在空气和 0.10 mol/L  $\text{KCl} + 0.12 \text{ mol/L MgCl}_2$  溶液中进行慢应变速率拉伸, 应变速率为  $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , 试验温度控制在 30 °C ± 2 °C 范围内.

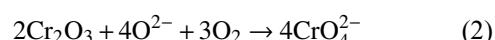
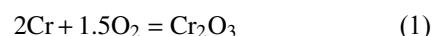
采用型号为 XRD-7000 的 X 射线衍射仪测定腐蚀后熔敷金属的物相组成, 具体参数如下: 纯 Cu 靶材, 管电压 40 kV, 电流 30 mA, 扫描速度 2 °/min, 扫描范围 20° ~ 90°. 采用配备能谱仪的 S-3400N 扫描电子显微镜对熔敷金属进行腐蚀形貌、元素分布及慢应变速率拉伸断口形貌的观察分析.

## 2 试验结果与分析

### 2.1 静态浸没腐蚀

#### 2.1.1 腐蚀失重曲线

图 1 为不同温度 Inconel 625 熔敷金属静态浸没腐蚀失重曲线. 由图 1 可以看出, 随着试验时间的增加, 两种温度腐蚀失重均呈现出递增的变化趋势, 但是不同时间区间的增加幅度有所不同, 这是因为随着时间增加熔敷金属表面与熔盐接触时间延长, 腐蚀反应向纵深进行, 产物数量增多, 而腐蚀产物多为塑性很差的氧化物. 但是  $\text{MgCl}_2$  和  $\text{KCl}$  熔盐中均没有氧离子, 氧离子主要源于空气和水蒸气. Cr 元素首先发生反应, 氧化形成  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 但初期氧化膜不稳定, 按反应式(1)、式(2)易发生分解进入到熔盐中.



腐蚀失重曲线可以很好地反映腐蚀失重随时间的变化规律, 但是无法清晰地反映不同阶段熔敷金属的腐蚀速率, 腐蚀速率的大小直接影响部件的使用寿命. 因此依据腐蚀速率式(3)和式(4)对腐蚀失重进行换算, 绘制了腐蚀速率随时间的变化曲

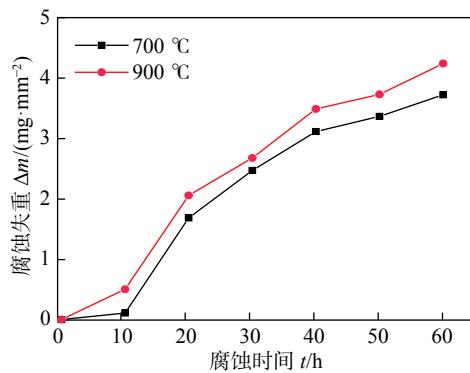


图 1 不同温度 Inconel 625 熔敷金属熔盐腐蚀失重曲线

Fig. 1 Molten salt corrosion weight loss curve of Inconel 625 cladding metal at different temperatures

线,结果如图 2 所示<sup>[13]</sup>. 从图 2 可以看出,两种温度下腐蚀速率呈现出相同的变化趋势,当腐蚀时间小于 10 h 时,腐蚀速率呈现缓慢增加的趋势,当腐蚀时间超过 10 h 后,腐蚀速率出现了跳跃式激增,但是当腐蚀时间进一步增加超过 20 h 时,腐蚀速率反而下降,且随着腐蚀时间延长,腐蚀速率呈现出基本不变趋势,既进入了稳定腐蚀区间. 这是因为腐蚀初期熔敷金属表面存有一定的保护膜,具有一定抗高温氧化能力,随着高温停留时间增长,原有的保护膜会逐渐破碎失去其保证作用,但是这个过程是在熔敷金属表面随机发生的,而非均匀开展,因此此时腐蚀速率出现了急剧变化,当保护膜完全破碎熔敷金属进入均匀腐蚀时,整个熔敷金属表面参与腐蚀,腐蚀速率变化相对稳定.

$$V_- = \frac{m_0 - m_1}{S t} \quad (3)$$

$$V_L = \frac{V_- \times 24 \times 365}{1000 \rho} \quad (4)$$

式中:  $V_-$  为失重时的腐蚀速度 ( $\text{g}/\text{m}^2 \cdot \text{h}$ );  $m_0$  为试样原始质量 (g);  $m_1$  为去掉腐蚀产物后的试样的质量 (g);  $S$  为金属试样的表面积 ( $\text{m}^2$ );  $t$  为腐蚀时间 (h);  $V_L$  为年腐蚀速度 ( $\text{mm}/\text{a}$ );  $\rho$  为金属的密度 ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ).

### 2.1.2 腐蚀产物物相分析

通过上述腐蚀曲线可以发现 10 h 是腐蚀行为的分界点,因此在后续的腐蚀产物、腐蚀机理等分析中选取 10 h 状态进行分析. 图 3 为不同温度下熔敷金属表面的物相组成. 图 3 中包括 700, 900 °C 熔敷金属表面清理前后的 XRD 图谱. 从图 3 (a,c 曲线) 可以看出,两种温度下未清理的熔敷金属表面都含有  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ , 而 900 °C 时腐蚀产物还有  $\text{MgCr}_2\text{O}_4$ ,  $\text{MoO}_3$ ; 对熔敷金属进行沸水

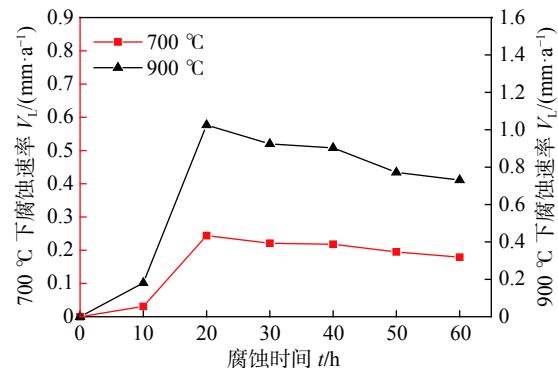


图 2 Inconel 625 熔敷金属腐蚀速率随时间变化曲线

Fig. 2 Corrosion rate curve of Inconel 625 deposited metal with time

煮 0.5 h + 超声清洗后,由图 3 (b,d 曲线) 发现两种温度下均有  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ ,  $\text{MgO}$  产生,而 900 °C  $\text{MgO}$  含量较少并有  $\text{MoO}_3$  析出. 700 °C 熔敷金属清理前后脱落的腐蚀产物以  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  为主; 900 °C 熔敷金属清理前后脱落的腐蚀产物以  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{MgCr}_2\text{O}_4$  为主. 清理后熔敷金属表面没有检测到  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 因为  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  与熔盐一起在沸水清洗过程中发生了脱落.

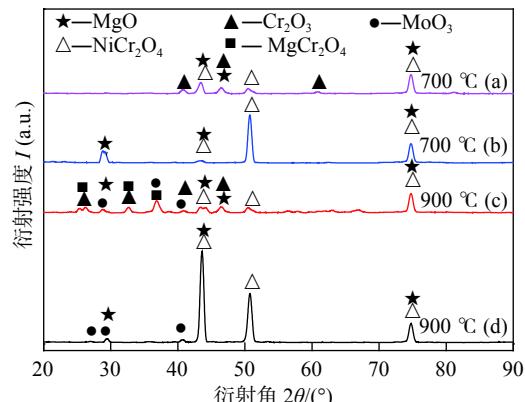


图 3 不同温度及清洗状态下物相组成

Fig. 3 Phase composition under different temperatures and cleaning conditions

### 2.1.3 腐蚀形貌及元素分布分析

为了明确不同温度下熔敷金属截面元素分布规律,对两种温度下熔敷金属截面进行多条线扫描,将其结果取平均值,如图 4 和图 5 所示. 从图 4 可以看出,试样出现贫 Cr 层,700 °C 时,试样的贫 Cr 层深度为 24.49  $\mu\text{m}$ . 主要表现为 Cr 扩散析出溶解进入到熔盐中,外层氧化层中 Cr, Mg 含量丰富,主要为 Cr, Mg 的氧化物. 结合先前 XRD 结果,外层氧化物主要为  $\text{MgO}$ ;由图 5 可知,900 °C 时外层氧化层 Cr 元素含量降低,内腐蚀层 Ni 元素含量降低,试样的贫 Cr 层深度为 95.59  $\mu\text{m}$ . 表面腐蚀产

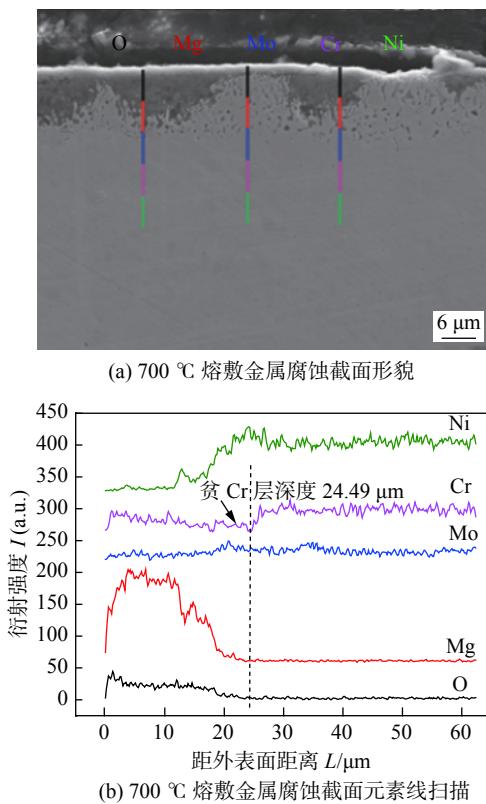


图 4 700 °C Inconel 625 熔敷金属腐蚀 10 h 截面元素线扫描

Fig. 4 Corrosion of Inconel 625 deposited metal at 700 °C for 10 h. (a) corrosion section morphology of deposited metal at 700 °C; (b) element line scanning of corrosion section of deposited metal at 700 °C

物主要为尖晶石结构的  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ , 还有少量的 Mg 的氧化物, 结合 XRD 分析 Mg 的氧化产物为  $\text{MgO}$ . 此时内腐蚀层裂纹加深. 由此可以看出在熔敷金属表面上形成连续致密的  $\text{MgO}$  壳层可以阻碍腐蚀反应, 这一结果与文献 [14] 结果一致.

从图 4a 熔敷金属在 700 °C 腐蚀 10 h 后的截面元素线扫描分布可以看出, 700 °C 内腐蚀层有少量腐蚀坑出现, Ni, Cr, Mo, Mg, O 5 种元素分布相对均匀, 熔敷金属发生均匀腐蚀. Cr 扩散析出溶解进入到熔盐中, 析出相多半为富 Cr, Ni 相. 外层氧化层中 Mg 含量丰富, 主要为 Mg 的氧化物. 因为  $\text{MgCl}_2$  熔盐有很强的吸水性, 易形成  $\text{MgCl}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ , 分解成  $\text{MgOHCl}$  和  $\text{HCl}$ . 根据方程 (5)~方程 (7) 表面形成  $\text{MgO}$ , 这与 XRD 和扫描电镜分析相符合. 由于在焊接过程以及高温熔盐腐蚀过程中试样处于非真空状态, 会有  $\text{O}_2$  参与反应.  $\text{O}^{2-}$  本身没有氧化还原性能, 但会与腐蚀产物反应, 影响试样的耐腐蚀性能<sup>[14-17]</sup>.

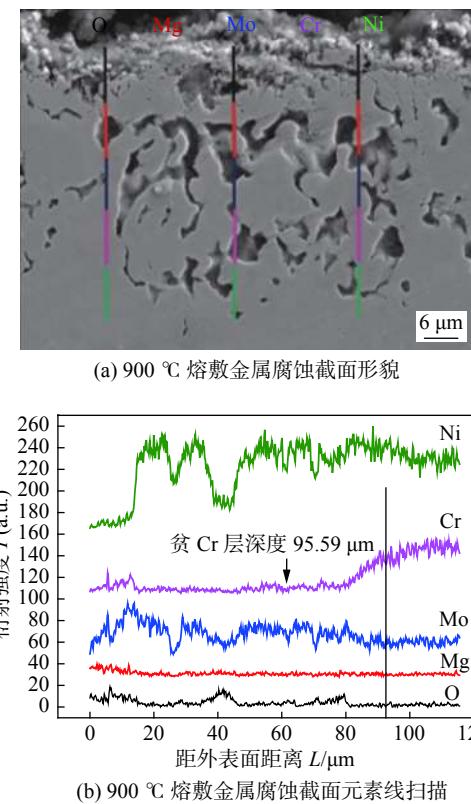
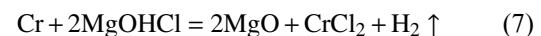
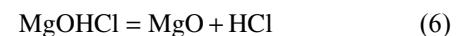


图 5 900 °C Inconel 625 熔敷金属腐蚀 10 h 截面元素线扫描

Fig. 5 Corrosion of Inconel 625 deposited metal at 900 °C for 10 h. (a) corrosion section morphology of deposited metal at 900 °C; (b) element line scanning of corrosion section of deposited metal at 900 °C



由反应方程 (6) 和方程 (7) 可得反应过程中会生成  $\text{MgO}$ ,  $\text{MgO}$  颗粒沉积在非均匀形核的试样表面, 最后  $\text{MgO}$  颗粒在试样表面上形成连续致密的氧化壳层, 阻碍腐蚀反应, 这一结果与文献 [18] 一致.  $\text{MgO}$  沿着晶界连接, 增加了强度, 氧化层和试样表面的结合力足以防止腐蚀.

从图 5a 熔敷金属在 900 °C 腐蚀 10 h 后的截面元素线扫描分布可以看出, 随着温度的提高, 熔敷金属腐蚀深度增加. 900 °C 时腐蚀 10 h 后元素扩散路径加长, 外层氧化层与内腐蚀层 Cr 元素含量降低, 内腐蚀层 Ni 元素含量降低. 由于 Cr 元素迁移, 试样内部出现空位, 在浓度梯度的作用下形成 Cr 的贫化层<sup>[19-20]</sup>. 因此通过测量 Cr 元素贫化层深度也能反应试样的腐蚀程度. 对比图 4 可知, 熔敷金属的贫 Cr 层的深度增加到 95.59 μm. 这是因

为随着腐蚀温度的提高,使 Cr 元素扩散溶解增多,导致  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  溶解速度加快。

随着温度的提高,熔盐中的  $\text{Cl}^-$  扩散到基体与  $\text{Cr}^{3+}$  发生反应(方程(8))生成  $\text{CrCl}_3$ ,  $\text{CrCl}_3$  在 900 ℃ 时发生升华反应,生成的气态  $\text{CrCl}_3$  在扩散过程中会产生应力集中。随着温度的提高,表面  $\text{MgO}$  壳层脱落,表面主要为 Ni 离子沿晶界快速向外扩散形成的尖晶石结构的  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ 。900 ℃ 时  $\text{CrCl}_3$  还会与熔敷金属表面  $\text{MgO}$  发生反应(方程(9))生成  $\text{MgCr}_2\text{O}_4$ , 这与 900 ℃ 脱落腐蚀产物的 XRD 相符<sup>[8]</sup>。此时熔敷金属外氧层 Mo 被氧化成  $\text{MoO}_3$ ,  $\text{MoO}_3$  改变了钝化膜对离子的选择,能使阳离子迁移,同时阻碍  $\text{Cl}^-$  和  $\text{OH}^-$  阴离子进入,但根据图 6 中 Mo 元素的线扫描结果发现形成的 Mo 元素扩散呈非连续分布,只能保护相应表面,而其它表面无法保护到。

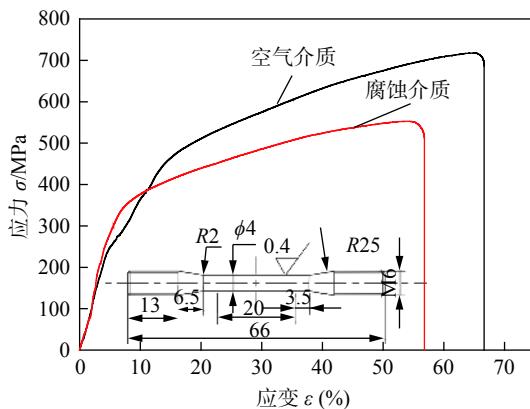
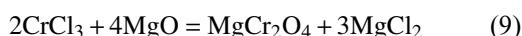
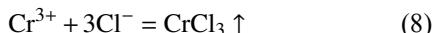


图 6 Inconel 625 熔敷金属应力—应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curve of Inconel 625 deposited metal

## 2.2 应力腐蚀

### 2.2.1 应力—应变曲线

为了探究 Inconel 625 熔敷金属在太阳能储热管中所面临的应力腐蚀,作 SSRT(慢应变速率拉伸)应力—应变曲线如图 6 所示。从图 6 中可以看出,Inconel 625 熔敷金属在空气中拉伸时,试样的抗拉强度为 717.48 MPa, 断后伸长率为 65.83%;在 0.10 mol/L  $\text{KCl}$ +0.12 mol/L  $\text{MgCl}_2$  腐蚀介质中拉伸时,试样的抗拉强度为 552.69 MPa, 断后伸长率为 56.81%。由此可以看出,Inconel 625 熔敷金属的应力、应变在特定腐蚀介质与空气介质中相比均有所降低,说明腐蚀介质提高了 Inconel 625 熔敷金

属的应力开裂敏感性。

文中引入应力腐蚀敏感性指数(式(10))来表征应力腐蚀开裂敏感性。内积功是应力—应变曲线包围区域的面积,采用内积功作为应力腐蚀开裂分评价标准。当  $I_{\text{SCC}} < 25\%$  时,判定 Inconel 625 熔敷金属无应力腐蚀倾向;当  $25\% < I_{\text{SCC}} < 35\%$  时,判定 Inconel 625 熔敷金属有一定的应力腐蚀倾向,但不明显;当  $I_{\text{SCC}} > 35\%$  时,判定 Inconel 625 熔敷金属具有明显的应力腐蚀倾向<sup>[21]</sup>。经计算得知,试验中的  $I_{\text{SCC}}$  为 30.39%,有一定的应力腐蚀开裂倾向,与应力—应变曲线得出结论相印证。

$$I_{\text{SCC}} = \left( 1 - \frac{I_{\text{cor}}}{I_0} \right) \times 100\% \quad (10)$$

式中:  $I_{\text{SCC}}$  为应力腐蚀敏感性指数;  $I_{\text{cor}}$  为腐蚀环境中的特征参数;  $I_0$  为空气环境下的特征参数。

### 2.2.2 断口分析

图 7 为 Inconel 625 熔敷金属在空气介质和腐蚀介质中的 SSRT 断口形貌。对比图 7a, 7b 可以看出试样在空气介质中的宏观断口的缩颈大于在腐蚀介质中的缩颈,说明试样在空气介质中的拉伸塑性好。从图 7c 可以看出试样在空气介质中的 SSRT 断口分布大量且均匀的韧窝,并伴随第二相粒子析出,如图 7c 区域 A 所示,属韧性断裂;从 7d 可以看出试样在腐蚀介质中的 SSRT 断口出现明显撕裂棱和部分小的准解理面,如图 7d 区域 B、7d 区域 C 所示。试样断口表面还有韧窝存在,对比图 7c 韧窝密集程度降低且韧窝变浅。说明在腐蚀介质中的断裂主要表现为韧性断裂,并伴有局部准解理面出现。这与 Inconel 625 熔敷金属在腐蚀介质中的抗拉强度和断后伸长率降低相印证。

当拉伸速率为  $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  时,  $\text{Cl}^-$  和  $\text{H}^+$  有足够的时间扩散到 Inconel 625 熔敷金属内,并在裂纹尖端形成破坏。Inconel 625 熔敷金属在含有  $\text{Cl}^-$  的腐蚀介质中首先会发生点蚀。Inconel 625 熔敷金属的应力集中在点蚀坑的中部,并与应力方向垂直。所以裂纹最容易在这里出现。同时当腐蚀液中的  $\text{H}^+$  还原为  $\text{H}$  原子时,促进了  $\text{H}$  原子的渗透,造成  $\text{H}$  在裂纹尖端的富集。由于  $\text{H}$  在交滑移中的作用,位错的扩展靠近裂纹尖端,在裂纹尖端附近积累的位错会对裂纹尖端产生较大应力<sup>[22]</sup>。随着位错密度的增大,导致裂纹在脆弱区域扩展<sup>[23]</sup>。因此在  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{H}^+$  和应力的作用下,导致 Inconel 625 熔敷金属发生应力腐蚀开裂。

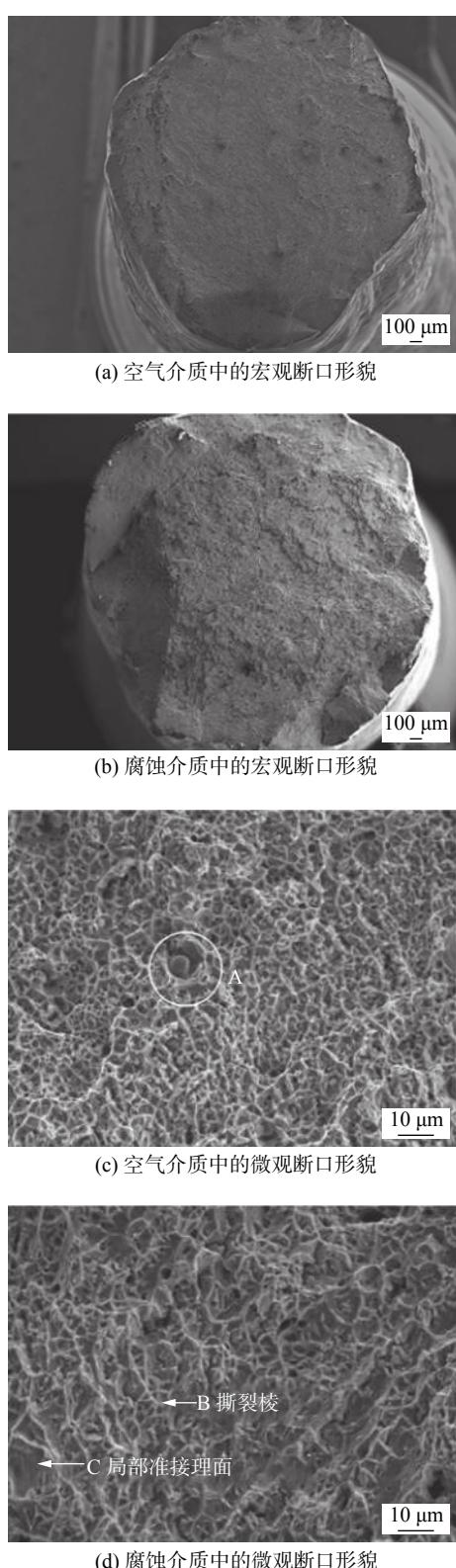


图 7 Inconel 625 熔敷金属 SSRT 断口形貌

Fig. 7 SSRT fracture morphology of Inconel 625 deposited metal. (a) macroscopic fracture morphology in air medium; (b) macroscopic fracture morphology of corrosion medium in fracture surface; (c) microscopic fracture morphology in air medium; (d) microscopic fracture morphology in corrosive medium

### 3 结论

(1) Inconel 625 熔敷金属静态浸泡腐蚀时, 700 °C 熔敷金属表面 Mg, O 含量丰富, 形成致密的  $\text{MgO}$  壳层, 阻碍腐蚀反应; 900 °C 时熔敷金属表面  $\text{MgO}$  壳层脱落, Ni, Cr 元素向外溶解扩散, 形成尖晶石结构的  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ , 降低其耐腐蚀性。

(2) 随着腐蚀温度增加, Cr 元素发生扩散溶解, 腐蚀温度在 700 和 90 °C 时, 贫 Cr 层深度从 24.49  $\mu\text{m}$  增加到 95.59  $\mu\text{m}$ . 反应生成物  $\text{CrCl}_3$  含量增加, 产生应力集中, 出现“破壳效应”, 破坏  $\text{MgO}$  壳层, 腐蚀加剧。

(3) 对于 Inconel 625 熔敷金属的应力腐蚀性能而言, 在腐蚀介质中主要表现为韧性断裂, 并伴有局部准解理面出现。试样的抗拉强度由空气介质中的 717.48 MPa 下降到腐蚀介质中的 552.69 MPa, 断后伸长率由空气介质中的 65.83% 下降到腐蚀介质中 56.81%; 应力腐蚀敏感性指数为 30.39%. 在拉伸应力的作用下,  $\text{Cl}^-$  扩散和  $\text{H}^+$  富集是导致 SCC 萌生和扩展的重要原因。

### 参考文献

- [1] Maj P, Koralnik M, Adamczyk-Cieslak B, et al. Mechanical properties and microstructure of Inconel 625 cylinders used in aerospace industry subjected to flow forming with laser and standard heat treatment[J]. International Journal of Material Forming, 2019, 12(1): 135 – 144.
- [2] 张建晓, 管志忱, 黄健康, 等. Incoloy 825 镍基高温合金电子束焊工艺及接头组织与力学性能分析 [J]. 焊接学报, 2020, 41(10): 32 – 37.  
Zhang Jianxiao, Guan Zhichen, Huang Jiankang, et al. Electron beam welding process, microstructure and mechanical properties of Incoloy 825 nickel base superalloy joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(10): 32 – 37.
- [3] Sun R, Shi Y, Yang Y, et al. Microstructure, element segregation and performance of Inconel 625 metal layer deposited by laser assisted ultra-high frequency induction deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 405: 126715.
- [4] 张宇, 姜云, 胡晓安. 选区激光熔化成形 Inconel 625 合金的激光焊接头组织及高温蠕变性能 [J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 78 – 84.  
Zhang Yu, Jiang Yun, Hu Xiaoan. Microstructure and high temperature creep properties of laser welded Inconel 625 alloy formed

- by selective laser melting[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(5): 78 – 84.
- [5] Sun H, Wang J, Li Z, *et al*. Corrosion behavior of 316SS and Ni-based alloys in a ternary NaCl-KCl-MgCl<sub>2</sub> molten salt[J]. *Solar Energy*, 2018, 171(9): 320 – 329.
- [6] Sun H, Zhang P, Wang J. Effects of alloying elements on the corrosion behavior of Ni-based alloys in molten NaCl-KCl-MgCl<sub>2</sub> salt at different temperatures[J]. *Corrosion Science*, 2018, 143(10): 187 – 199.
- [7] Li X Q, Hao B X, Chen Y X, *et al*. The microscopic mechanical performance for nonuniform welded joint of nickel-based alloy with nanoindentation[J]. *China Welding*, 2019, 28(2): 33 – 38.
- [8] 李俊谊. 几种材料在氯化物储热熔盐中腐蚀行为研究 [D]. 西安: 西安科技大学, 2018.  
Li Junyi. Study on corrosion behavior of several materials in chloride storage molten salt[D]. Xi'an: Xi'an University of Science and Technology, 2018.
- [9] 马宏芳. Inconel625 合金在氯化物熔盐中腐蚀行为研究 [D]. 西安: 西安科技大学, 2017.  
Ma Hongfang. Study on corrosion behavior of Inconel625 alloy in chloride molten salt[D]. Xi'an: Xi'an University of Science and Technology, 2017.
- [10] Kumar N P, Shanmugam N S, Sreedhar G. High cycle fatigue behaviour of Inconel 625 weld overlay on AISI 316 l plate[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 415: 127 – 138.
- [11] Sarvghad M, Maher S D, Collard D, *et al*. Materials compatibility for the next generation of concentrated solar power plants[J]. *Energy Storage Materials*, 2018, 17(14): 179 – 198.
- [12] Vernouillet A, Put A V, Pugliara A, *et al*. Metal dusting of Inconel 625 obtained by laser beam melting effect of manufacturing process and hot isostatic pressure treatment[J]. *Corrosion Science*, 2020, 174: 108820.
- [13] 薛洪迪. Inconel 625 合金在不同介质环境中的高温腐蚀机理研究 [D]. 兰州: 兰州理工大学, 2019.  
Xue Hongdi. Study on high temperature corrosion mechanism of Inconel 625 alloy in different media[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2019.
- [14] Wd A, Tb B. Progress in research and development of molten chloride salt technology for next generation concentrated solar power plants[J]. *Engineering*, 2021, 7(3): 334 – 347.
- [15] Eom H C, Park H, Yoon H S. Preparation of anhydrous magnesium chloride from ammonium magnesium chloride hexahydrate[J]. *Advanced Powder Technology*, 2010, 21(2): 125 – 130.
- [16] Georges J K, Donald R S. A thermochemical analysis of the production of anhydrous MgCl<sub>2</sub>[J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1(2): 115 – 117.
- [17] Huang Q, Lu G, Wang J, *et al*. Thermal decomposition mechanisms of MgCl<sub>6</sub>HO and MgClHO[J]. *Journal of Analytical & Applied Pyrolysis*, 2011, 91(1): 159 – 164.
- [18] Wang J W, Bao Z L, Ye H H, *et al*. Corrosion behavior of carbon steel and iron-chromium[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(2): 0412 – 0421.
- [19] Samantaroy P K, Girija S, Kaul R, *et al*. Enhancement of corrosion resistance of nickel based superalloys by laser surface melting[J]. *Surface Engineering*, 2013, 29(7): 522 – 530.
- [20] Boyce M P. *Gas turbine engineering handbook*[M]. Houston Texas: Gulf professional publishing, 2nd, 2011.
- [21] Kong D J, Wu Y Z. Stress corrosion of X80 pipeline steel welded joints by slow strain test in NACE H<sub>2</sub>S solutions[J]. *Journal of Iron Steel Research*, 2013, 20: 40 – 46.
- [22] 丁阳. 镍铝青铜合金应力腐蚀开裂及腐蚀疲劳行为的微观机理研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2019.  
Ding Yang. Study on micro mechanism of stress corrosion cracking and corrosion fatigue behavior of nickel aluminum bronze alloy[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2019.
- [23] Volpe L, Curioni M, Burke M G, *et al*. Thermodynamic equivalence charts for stress corrosion cracking studies in hydrogenated steam, high pressure and supercritical water[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2021, 168(1): 011501.

**第一作者:** 苏允海, 博士, 教授, 博士研究生导师; 主要从事材料焊接及表面强化技术的科研和教学工作; Email: su\_yunhai@sut.edu.cn.

(编辑: 郑红)