DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240516

Si对奥氏体不锈钢应力腐蚀开裂性能的影响

公维佳[1]，陈 帅[1]，刘禄鹏[2]，杜东海[1]
（1. 西北工业大学 太仓长三角研究院/清洁能源研究院，江苏 太仓 215400）
（2. 中船黄埔文冲船舶有限公司，广东 广州 510715）

摘 要：堆芯内奥氏体不锈钢的辐照促进应力腐蚀开裂（IASCC）是影响核反应堆服役安全和寿命的重要影响因素之一。大量的研究表明，奥氏体不锈钢的IASCC与辐照引起的Si在晶界富集有关。为探索晶界Si富集程度对奥氏体不锈钢应力腐蚀开裂速率的影响，测量了Si含量不同的模型合金在320 ℃高温水中的裂纹扩展速率（CGR），深入分析了不同合金的裂纹扩展路径和断口形貌特征。研究发现，在含氧水环境中，含Si合金的CGR较高且对Si含量无明显依赖关系；而在含氢水化学环境中，随着Si含量的增加，CGR增加并达到在含氧水环境中的水平。应力腐蚀裂纹主要沿着大角度晶界扩展，而且Si含量越高，样品的裂纹尖端就越尖锐。晶界富集的Si在高温水中被氧化，生成的氧化膜易溶于水，导致晶界氧化膜的强度降低，在应力的作用下更容易开裂，引起应力腐蚀开裂敏感性上升。

关键词：奥氏体不锈钢；Si偏析；应力腐蚀；裂纹扩展速率
中图法分类号：TL341 **文献标识码：**A **文章编号：**1002-185X(2025)01-0109-09

奥氏体不锈钢具有优异的力学性能和良好的耐腐蚀性能[1–2]，被广泛用作水堆堆芯结构材料。堆内强烈的中子辐照与高温高压水腐蚀环境，使长期服役在该条件下的奥氏体不锈钢发生辐照促进应力腐蚀开裂（IASCC）。欧、美、日等国的在役水堆内堆芯围板螺栓已发生多起IASCC失效事件[3]，成为影响核电站安全高效运行的重要问题之一，引起了国内外核工业界和学术界的关注。

在中子辐照作用下，堆内结构材料内部微观组织会出现损伤，产生黑点、位错环、空洞、气泡等缺陷并出现元素偏析和析出相[4]。微观组织的变化引起材料辐照硬化，强度上升。研究显示，辐照后材料屈服强度的升高与中子辐照材料的IASCC紧密关联，但是屈服强度的升高并不是导致IASCC的唯一因素，其中晶界元素的偏析也是一个重要因素[5–6]。中子辐照后晶界Cr、Fe、Mo含量减少，Ni、Si、P含量增加[7–11]。其中Cr的贫化与Si的富集被认为是最有可能影响IASCC的因素。敏化的奥氏体不锈钢，由于晶界生成碳化物引起晶界贫Cr，导致该不锈钢在水堆一回路环境中应力腐蚀开裂（SCC）敏感性上升[12–13]。Jacobs等人[14]研究发现退火处理后的中子辐照304不锈钢，随着晶界Cr含量的恢复IASCC的敏感性出现了降低。有研究者对模拟304不锈钢辐照偏析成分的模型合金开展了SCC研究[11,15–16]。Andresen等人[15]发现，合金的裂纹扩展速率（CGR）随着Si含量增加而增加，并且当Si含量为5%时，合金的CGR不受腐蚀电位的影响。Li等人[16]发现合金中的Si含量对SCC有显著影响，当Si含量从0%增加到2.74%时，CGR升高了约2个数量级。然而，Bruemmer等人[11]认为Si并不起主要作用，因为其研究发现，不含Si的合金在辐照后的开裂程度与同样辐照条件下含1% Si的商业合金相似。但是，前人研究的模型合金中同时降低了Cr的含量，因此无法区分是Cr贫化还是Si富集导致的IASCC。因此，需要在排除Cr的影响下，单独研究Si的富集在IASCC中的作用，澄清Si对IASCC的影响程度及机制[17–19]。

本工作通过制备含有不同Si含量的模型合金，模拟中子辐照后304L不锈钢晶界Si元素富集情况，排除Cr元素贫化对SCC的影响，开展CGR测量实验，单独研究Si元素对奥氏体不锈钢在压水堆一回路环境中的SCC的影响机制。

1 实 验

本研究使用的材料为真空悬浮冶炼法制备的3种Si含量不同的模型合金H1、H2、H3。X射线荧光分析测得3种合金的化学成分，见表1。模型合金中Cr的含量符合商业304不锈钢的要求，提高了合金Ni的含量，以维持合

收稿日期：2024-08-14
基金项目：太仓市基础研究计划（TC2022JC24）；西北工业大学中央高校基本科研业务费（23GH02021）；重庆市自然科学基金（CSTB2022NSCQ-MSX1299）
作者简介：公维佳，男，1986年生，副教授，西北工业大学太仓长三角研究院清洁能源研究中心，江苏 太仓 215400，E-mail：weijia.gong@nwpu.edu.cn

表 1　H1、H2 和 H3 合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of H1, H2, and H3 alloys (*ω*/%)

Alloy	Cr	Ni	Mn	Si	C	S	Fe
H1	19.84	24.94	2.25	0.85	<0.03	<0.03	Bal.
H2	19.89	25.06	2.26	2.63	<0.03	<0.03	Bal.
H3	18.29	23.06	2.10	4.08	<0.03	<0.03	Bal.

金的奥氏体相组织结构。合金在 1150 ℃的空气中锻造完成后放入热处理炉，在 1050 ℃下保温 3 h 后快速水冷。固溶处理后的样品强度过低，不适合开展裂纹扩展测量试验。取样前，在合金板材的厚度方向对其进行一次性下压（合金温度为 200 ℃），获得 20% 的变形量，以提高其强度。变形处理后模型合金 H1、H2、H3 的屈服强度分别为 446、432 和 465 MPa。参照 ASTM E399 标准，SCC 试验使用的试样为厚度 12.7 mm 的紧凑拉伸（CT）试样[20]，试验设备参见文献[21]。为确保裂纹沿垂直于加载方向扩展，在试样两侧分别加工出深度为试样厚度 5% 的侧槽，以引导裂纹扩展。试样的具体取样方式见图 1。3 种合金的微观组织如图 2 所示。其中 LAGB 表示小角度晶界，HAGB 表示大角度晶界。3 种合金晶界组织相似，全为奥氏体相，平均晶粒尺寸分别为 93.8、93.1 和 103.0 μm。此外，如图 3 所示，利用透射电子显微镜（TEM）对 3 种合金晶界处元素分布进行能量色散谱仪（EDS）线扫描分析，发现元素分布均匀，晶界中元素含量与设计一致。

采用直流电压降（DCPD）方法在线测量裂纹长度随时间的变化，进而利用同一个试样获得其在不同水化学

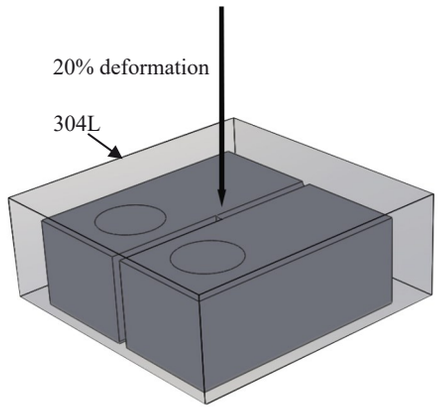


图 1　CT 试样的取样方式

Fig.1　Sampling of CT specimens from alloy plate

条件中的 CGR[22–23]。完整的 SCC 裂纹扩展实验包括 3 个阶段：空中疲劳预制裂纹，水中沿晶裂纹的过渡和 SCC。在室温空气中以最大应力强度因子 K_{max}=22 MPa·m$^{0.5}$、f=1 Hz 的循环加载频率（正弦波），依次增加应力比值 $R=K_{min}/K_{max}$=0.3、0.5、0.7，K_{min} 为最小应力强度因子，预制出长度约为 0.6 mm 的疲劳裂纹。

过渡阶段在 320 ℃/15.5 MPa 的纯水环境中进行，溶解氧含量控制为 2 μL/L。过渡阶段是为了实现穿晶裂纹向沿晶裂纹的转变。加载方式为，保持应力比值不变 R=0.7，依次降低加载频率 f=0.1、0.01、0.001 Hz（正弦

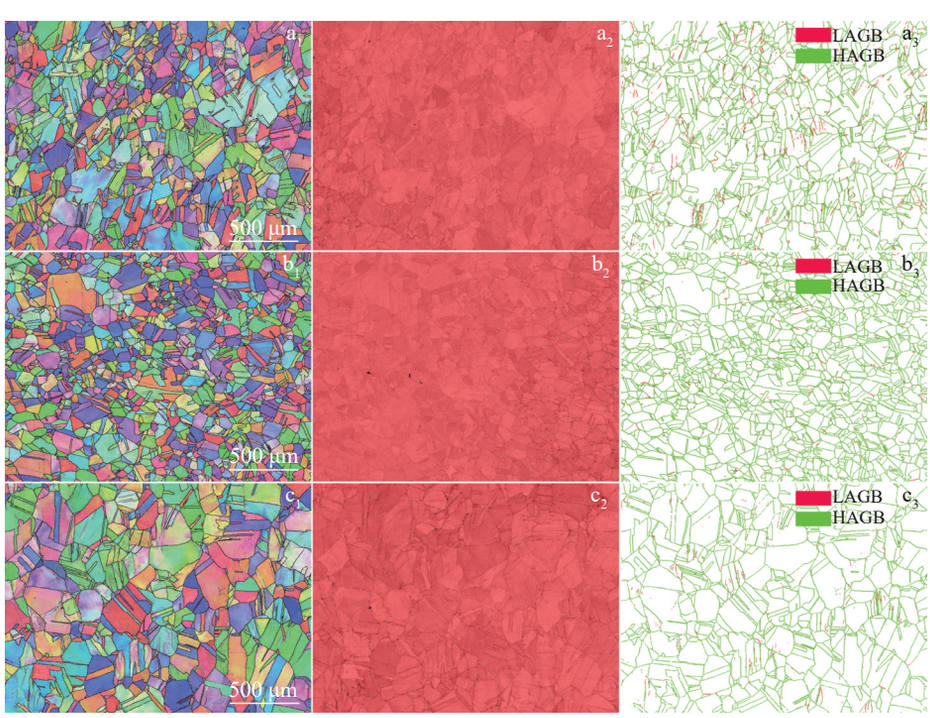


图 2　3 种合金材料的晶粒尺寸、相图和晶界种类

Fig.2　Grain sizes, phase diagrams, and grain boundary types of three alloys: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

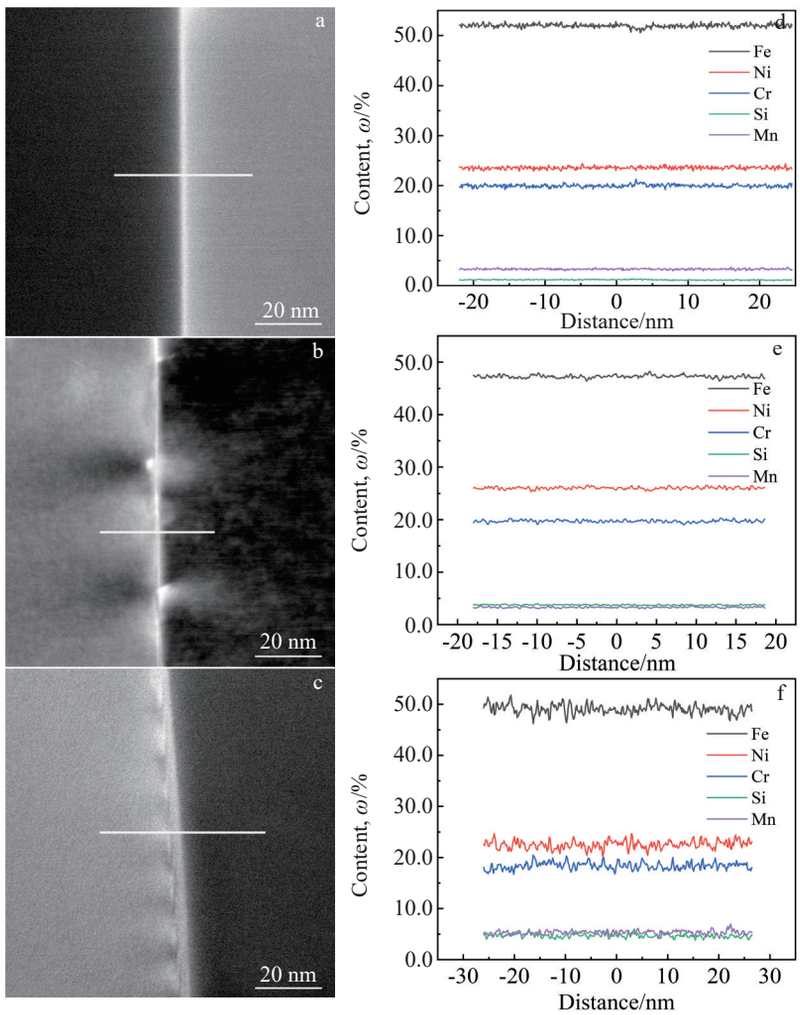


图3　3种合金的TEM-HAADF图像及EDS线扫描结果

Fig.3　TEM-HAADF images (a–c) and EDS line scanning results (d–f) of three alloys: (a, d) H1, (b, e) H2, and (c, f) H3

波）。然后，保持最终K_{max}、R、f不变的条件下，将正弦波改为梯形波。梯形波上升时间与下降时间比值为9:1，峰值保持时间依次设置为3000、9000 s，直至过渡顺利完成。

过渡完成后，进行恒K下的SCC。通过切换鼓入储水柱中的气体种类，5% O_2+Ar和高纯H_2，分别测量合金在含2 μL/L溶解氧（DO）和1.6 μL/L溶解氢（DH）条件下的CGR。每种试验环境分别进行了1次重复，从而提高所获实验数据的准确性与可信度。

SCC试验结束后，使用电火花加工沿样品厚度中心将样品分成厚度相等的两半。一半在试验机上采用疲劳方式拉开，用于断口形貌和裂纹长度分析；另一半切割成3片，用于裂纹扩展路径分析。其中不同阶段裂纹的扩展长度测量采用多点平均法，在1/2厚度样品上沿厚度方向等距离选取10个点，分别测量长度后取平均值。然后将实际值与DCPD测量值进行对比，并对CGR和K值进行校正。

将另一半切割出的片状样品在SiC砂纸打磨至4000#，而后使用Struers LaboForce-100自动磨抛机采用0.25 μm的SiO_2悬浮液机械抛光10 min，然后用乙醇冲洗吹干，获得高质量洁净表面。使用蔡司Axio Imager.A2m光学显微镜对裂纹扩展路径进行观察。使用Zeiss Gemini460型扫描电子显微镜（SEM）对样品进行微观形貌表征和电子背散射衍射（EBSD）分析。其中，电压20 kV，电流1 nA，工作距离15~20 mm。EBSD分析选择扫描步长为1 μm，测试完成后使用AZtecCrystal软件对所得实验数据进行处理，获得大小角度晶界分布及占比、反极图（IPF）、核平均取向差（KAM）图。

2　实验结果

2.1　裂纹扩展速率曲线

恒K实验开始后，通过改变溶解气体单一变量得到每个试样在含2 μL/L DO和含1.6 μL/L DH下的CGR。接着在同一个试样上进行重复实验，验证之前测量的CGR。H1、H2和H3这3种不同Si含量合金的裂纹长度随时间的变化曲线见图4。图中蓝色实线为裂纹长度随

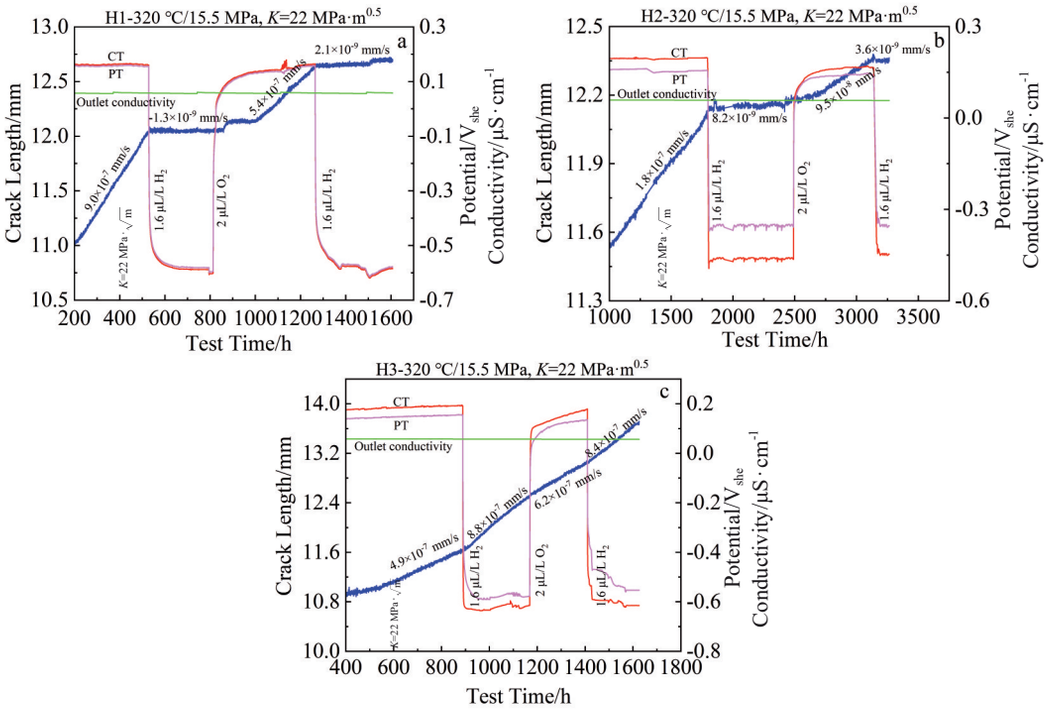


图4 3种合金样品的裂纹长度和水化学条件随时间的变化曲线

Fig.4 Variation curves of crack length and water chemistry conditions with time of three alloys: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

时间的变化，而红色、粉色和绿色实线则分别对应样品腐蚀电位（CT）、铂电极电位（PT）和出口电导率。

H1合金试样在含2 μL/L DO环境下完成过渡后，进入恒K的SCC试验，测得试样稳定的CGR为9.0×10^{-7} mm/s。将溶解气体更换为高纯H_2，使高压釜内维持低腐蚀电位（ECP）环境，测量到在含氢水化学条件下试样的CGR为-1.3×10^{-9} mm/s。此时，我们认为裂纹停止扩展，至少裂纹扩展速度极低。随后再次更换为5% O_2+Ar维持高ECP环境，样品的CGR又重新恢复至高速率5.4×10^{-7} mm/s。更换为高纯H_2进行重复实验，测得试样的CGR为2.1×10^{-9} mm/s。

H2合金试样2次在高ECP环境中的CGR分别为1.8×10^{-7}和9.5×10^{-8} mm/s。通入高纯H_2保持低ECP环境后，测量得到样品的CGR分别为8.2×10^{-9}和3.6×10^{-9} mm/s。总体裂纹扩展行为与H1试样相似，在低ECP环境中的CGR要比高ECP环境中的低1~2个数量级。

H3合金试样2次在高ECP环境中的CGR分别为4.9×10^{-7}和6.2×10^{-7} mm/s，低ECP环境中的CGR分别为8.8×10^{-7}和8.4×10^{-7} mm/s。与H1和H2试样表现不同，在低ECP环境中的CGR比高ECP环境中更高，2种水环境中样品的CGR在同一数量级。

2.2 断口形貌

试验结束后，将试样在空气中以疲劳加载的方式拉开，使用扫描电镜观察试样的断口形貌，测量实际裂纹长度。在试样断面厚度方向上等距离地选取10点测量，取其平均值作为实际裂纹长度，实测裂纹长度和DCPD测量裂纹长度见表2。根据实际裂纹长度对DCPD法测量所得的裂纹长度进行校准，校准后所得的材料CGR曲线如图4所示，校准后不同阶段内的K值同样总结在表2中。从表中可以看出，H3合金SCC阶段的校准K值偏差最大，达到25.8 MPa·m$^{0.5}$，离实验设计的22 MPa·m$^{0.5}$偏差小于20%，说明实验所得数据仍具有较高可信度。

H1、H2和H3合金样品在SEM下的断口形貌见图5。从图中可以发现，H1和H3合金试样的SCC深度在厚度

表2 3种合金样品在不同区域的裂纹长度和校正K值

Table 2 Crack lengths and corrected K values of three alloys in different regions

Alloy	Area	Actual crack length/μm	DCPD crack length/μm	Actual/DCPD crack length	Corrected K/MPa·m$^{0.5}$
H1	Fatigue	766.0	629.9	1.22	22.0–22.3
	Transition	432.4	396.8	1.09	22.2–22.4
	SCC	1535.9	931.7	1.65	22.3–23.9
H2	Fatigue	795.5	659.9	1.21	22.0–22.3
	Transition	673.7	469.1	1.44	22.3–22.9
	SCC	660.5	247.9	2.66	22.4–23.6
H3	Fatigue	491.5	593.6	0.83	21.7–22.0
	Transition	800.6	482.6	1.66	21.9–22.8
	SCC	2481.7	1511.8	1.64	22.8–25.8

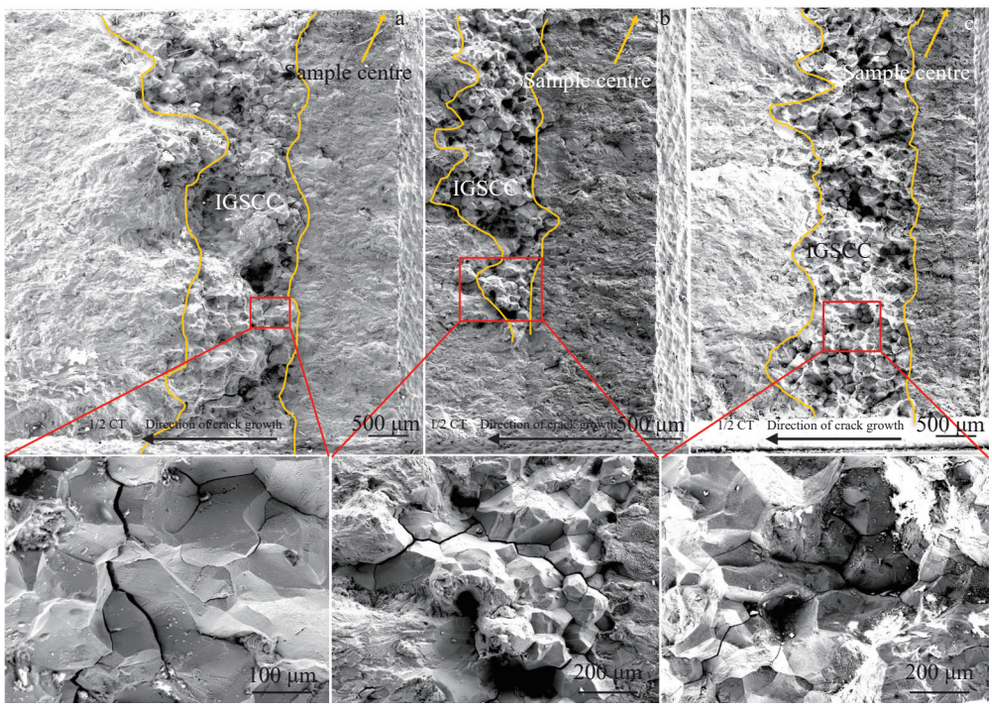


图5　3种合金样品断口形貌的SEM图片

Fig.5　SEM images of fracture morphologies of three alloys: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

方向较为均匀。然而H2合金试样却并不均匀，在靠近样品表面部分区域未发生沿晶开裂（IGSCC）。这可能与该区域的微观组织有关，导致在过渡阶段该区域的穿晶裂纹未成功转变为沿晶裂纹。此外，3种试样的断口预裂纹和过渡段与SCC区域之间存在明显的分界线，预制裂纹和过渡阶段表现为穿晶开裂，SCC阶段表现为沿晶开裂。

2.3　裂纹扩展路径

图6显示了H1、H2和H3合金样品在光镜下的裂纹扩展路径。虽然单张裂纹扩展路径图不能完全反应裂纹在厚度方向的扩展行为，但仍能体现出不同合金之间的差异。从图中可以看出，主裂纹整体上沿着与加载方向垂直的平面扩展，未出现明显的裂纹扩展方向偏转现象。靠近开口处的裂纹相对平直，无明显分叉，这也与预裂疲劳裂纹的特征相符。虽然H1和H3合金试样的预裂阶段出现了另外一条裂纹，但都没有明显的扩展，不影响试验结果。相较于H1与H2合金样品，H3合金样品最突出的特征为：在SCC阶段，裂纹出现了大量的分叉（沿晶裂纹）。这表明该样品的大量晶界具有非常高的SCC敏感性，这也与测量到的该样品具有最高的CGR一致。

对3种合金样品SCC主裂纹的尖端进行EBSD分

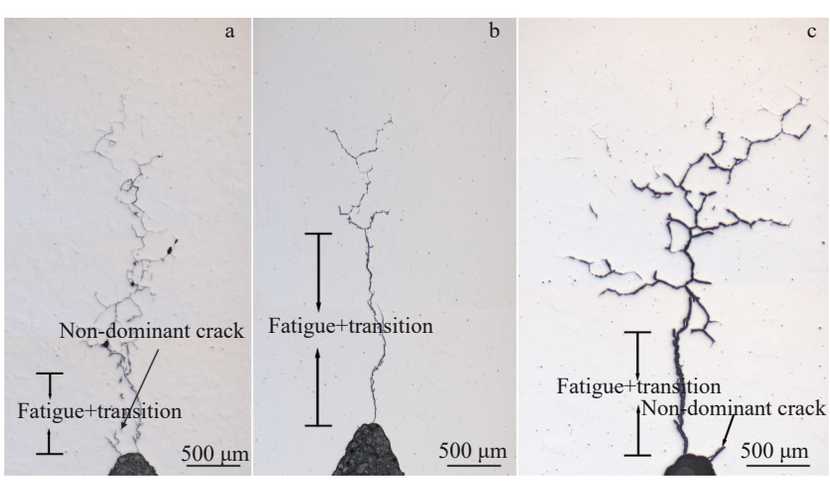


图6　3种合金样品裂纹扩展路径全貌

Fig.6　Panoramas of crack propagation path of three alloys: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

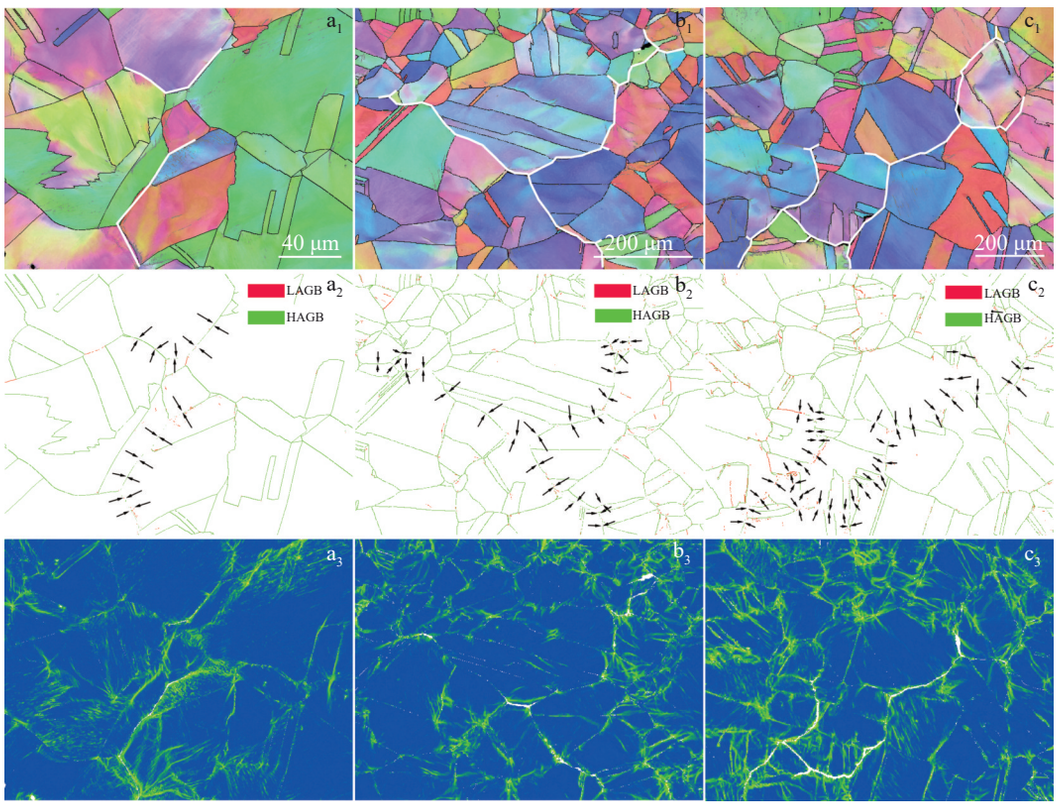


图7　3种合金样品裂纹尖端的EBSD表征的反极图、晶界图和核平均取向差图

Fig.7　EBSD inverse pole figure maps (a_1–c_1), grain boundary maps (a_2–c_2), and kernel average misorientation maps (a_3–c_3) of crack tip of three alloys: (a_1–a_3) H1, (b_1–b_3) H2, and (c_1–c_3) H3

析，结果见图7。图$7a_1$，$7b_1$，$7c_1$中的白色实线为裂纹扩展路径，结合晶界类型图$7a_2$，$7b_2$，$7c_2$可以发现，H1、H2和H3合金样品的裂纹主要沿着随机大角度晶界扩展，表明该类型晶界更容易开裂。当然，随机大角度晶界并不是裂纹扩展的唯一路径。在其他条件满足的情况下，低能晶界也会出现开裂。如图$7a_3$，$7b_3$，$7c_3$所示，在KAM值较高附近的低能晶界出现了开裂。

3　讨 论

3.1　Si含量对裂纹扩展速率的影响

H1、H2和H3合金样品在不同水化学条件下的CGR总结在图8中，取2次测量的平均值作为该试样在某一特定环境中的CGR，负值作为零处理。从图8可明显看出，在含氧水化学环境中，3种合金的CGR均超过1×10^{7} mm/s，有的样品甚至接近1×10^{-6} mm/s。在含氧水环境中，合金的CGR对Si含量无明显的依赖关系。而在含氢水环境中，合金的CGR与Si含量存在显著相关性。随着Si含量的上升，合金的CGR同样上升。在Si含量仍小于3%时，合金在含氢水中的CGR仍低于其在含氧水环境中的CGR。而当Si含量达到4.0%后，合金在含氢水中的CGR已经高于其在含氧水环境中的CGR。奥氏体不锈

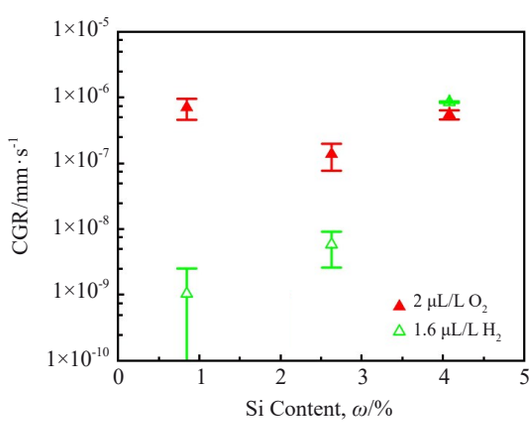


图8　合金中Si含量对应力腐蚀裂纹扩展速率的影响

Fig.8　Effect of Si content of alloy on stress corrosion CGR

钢在高温含氢水环境中的CGR常低于其在含氧水环境中的CGR[24–25]，因此沸水堆中引入95 nL/L溶解氢，压水堆中常引入2.2~4.4 μL/L溶解氢以缓解材料的SCC。随着服役年限的上升和辐照损伤的积累，堆内奥氏体不锈钢（如304、316、347），晶界Si的富集含量增加。有研究发现，奥氏不锈钢辐照至9 dpa附近晶界Si的富集程度可达到4%[26–27]。Kuang等人[28]也报道，当晶界Si含量超过4.5%后，含氢环境对CGR的缓解效果消失。因此，在

不考虑辐照硬化的影响下，即使在含溶解氢的环境中，中子辐照样品仅因Si的富集即可导致奥氏体锈钢的SCC敏感性显著提升。

3.2　Si的影响机制

不锈钢中的Fe、Ni、Cr、Mn等元素在高温水中相对难溶，经氧化后可以形成保护性钝化膜或氧化膜。而Si虽然容易被氧化，但是其氧化后生成的氧化物（SiO_2）在高温水中容易发生溶解[12]。事实上，Si通常是一回路水中的高浓度杂质，含量为200~1000 mg/kg。Li等人[16]认为Si影响IASCC的机制可能有3个：（1）Si降低了层错能，促进了位错滑移，使得在晶粒边界处形成应力集中导致氧化膜破裂，从而提高了SCC敏感性；（2）Si降低了氧化膜的强度，减少了破裂氧化膜所需的应变，使晶界更容易开裂；（3）Si增加了晶界氧化的敏感性，因为Si很容易氧化，从而成为氧扩散的优先路径，这随后将导致更脆的晶界，从而提高了晶间SCC敏感性。

对于奥氏体不锈钢，层错能的大小决定了其在变形过程中微观组织的变化类型。当层错能＜20 mJ/m^{2}时，合金倾向于由奥氏体相向马氏体相转变；当层错能在20~45 mJ/m^{2}时，合金倾向于产生孪晶；而当层错能＞45 mJ/m^{2}时，变形主要由位错滑移控制[29]。根据层错能计算公式：

$$\begin{aligned}SFE=&-7.1+2.8\times Ni(pct)+0.49\times Cr(pct)+2.0\times Mo(pct)\\&-2.0\times Si(pct)+0.75\times Mn(pct)-5.7\times C(pct)\\&-24\times N(pct)\end{aligned}$$

式中，pct为质量分数。计算出合金H1，H2，H3的层错能分别为72.3，69.1，59.7 mJ/m^2，见图9。因此，在变形过程中合金主要通过位错滑移进行变形。层错能越低，合金在变形过程中越倾向于以滑移的形式进行变形协调。在以滑移为主导的变形过程中，合金晶粒内部形成的滑移带会终止于晶界，并在晶界引起应力集中，可能会加速晶界氧化和氧化膜的破裂，进而提高合金的CGR。虽然，层错能的降低促进裂纹扩展的理论与试验结果相符，但是层错能的变化不足以引起合金CGR呈现数量级的差别。这必然与合金晶界上的高含量Si有关。

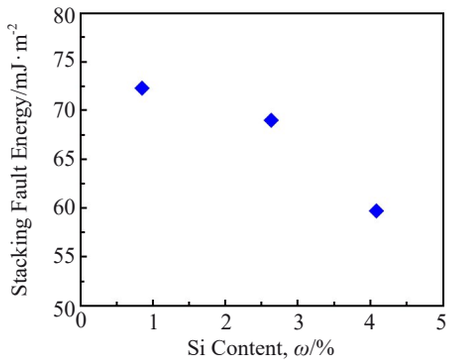


图9　3种合金的层错能

Fig.9　Stacking fault energy of three alloys

晶界富集的Si会在高温水中优先氧化，随后富Si氧化物溶解于水可能是导致IASCC上升的最主要原因。Kuang等人[28]指出，晶界的Si含量越高，晶界被氧化所需要的腐蚀电位越低，越容易发生氧化。而且计算显示，即使在含氢水环境中，回路中的腐蚀电位仍然显著高于Si氧化所需的腐蚀电位。在高温水环境中，晶界Si被氧化生成的SiO_2迅速溶解于水，导致氧化膜的成分变化，氧化膜出现微小的孔洞，降低了其对合金在高温水环境中的保护性。Han等人[30]报道过，含4.5% Si合金在压水堆（PWR）环境中浸泡后表面生成的氧化膜贫Si并具有多孔结构。Li等人[16]也发现含Si样品表面生成的氧化膜与基体的结合性能较差容易剥落，可能与Si溶解对氧化膜成分和结构的改变有关。与Si影响表面氧化物的结构改变类似，Wang等人[31]对质子辐照316L不锈钢的表征也发现，晶界的Si被优先氧化，含Si氧化物溶解于高温水中导致晶间氧化物出现多孔结构。从裂纹扩展路径中也可以看出，H3合金出现了大量了二次裂纹，表明即使在局部应力强度因子很低的情况下晶界仍然出现了开裂。另外，对3种合金SCC裂纹前端的裂纹（见图10）进行分析发现，随着Si含量的增加，裂纹尖端越来越尖细。裂纹尖端越尖锐表明裂纹可以在较低载荷下出现明显的扩展，说明高Si合金材料的晶界在高温水环境中更容易开裂，进一步验证了Si在晶界的氧化和溶解是导致合金

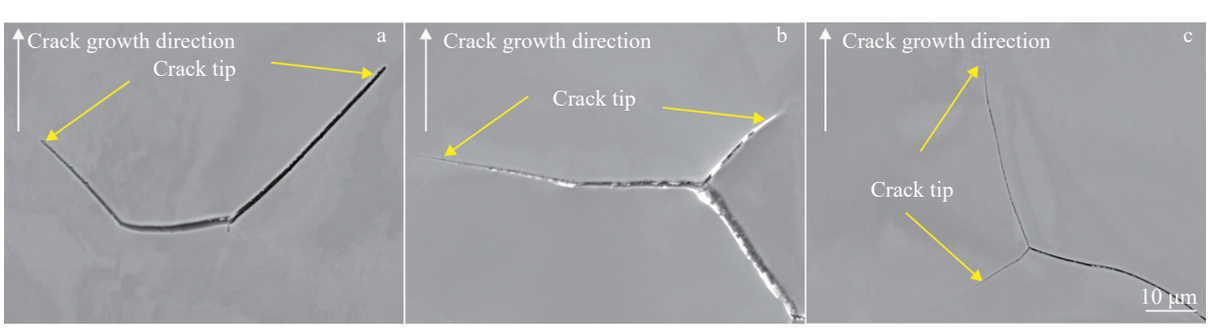


图10　3种合金样品裂纹尖端的SEM图

Fig.10　SEM images of crack tips of three alloys: (a) H1, (b) H2, and (c) H3

IASCC的主要原因。

3.3　与辐照样品对比分析

文献报道显示试验温度范围为288~340 ℃，辐照剂量为3.0~37.5 dpa奥氏体不锈钢在压水堆环境中的CGR范围为10^{-9}~10^{-5} mm/s[5,7,32–33]，CGR的变化范围较大。与晶界富集Si含量相近中子辐照不锈钢相比，本研究中合金的CGR较低。这可能与本研究中合金的屈服强度较中子辐照合金低，而且合金的Cr含量较高有关。在同样的载荷下，屈服强度较高的材料裂纹尖端应力的梯度较高，裂纹扩展后尖端的应力/应变再分配速率高，导致较高的CGR[34]。Cr在高温水中氧化可以生成保护性较好的氧化膜，而且有研究显示Cr含量越高合金的抗腐蚀性能越强[35–36]。因此，本研究中采用的高Cr含量可能起到了降低晶界腐蚀速率，提高SCC抗力的作用。

4　结 论

1）SCC裂纹主要沿着随机大角晶界扩展。裂纹尖端形貌与合金的Si含量有关，Si含量越高，试样的裂纹尖端越尖锐。

2）在含氧水环境下，合金的CGR高于1×10^{-7} mm/s且对Si含量变化依赖性较小。在含氢水环境下，随着Si含量的增加，CGR逐渐增加，并且当Si含量超过4%后，含氢水环境对裂纹扩展的缓解效应消失。

3）晶界富集Si影响IASCC的机制是：Si在高温水中优先氧化并溶解，导致晶间氧化膜出现多孔状结构，氧化膜的强度下降，抗腐蚀性能降低，从而导致合金的CGR上升。

参考文献　References

[1] Peng Dequan(彭德全), Hu Shilin(胡石林), Zhang Pingzhu(张平柱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1771

[2] Peng Dequan(彭德全), Hu Shilin(胡石林), Zhang Pingzhu(张平柱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 178

[3] Ge Rard R, Somville F D R. *Proceedings of the 17th International Conference on Nuclear Engineering*[C]. Brussels: American Society of Mechanical Engineers, 2009: 521

[4] Deng Ping(邓　平), Sun Chen(孙　晨), Peng Qunjia(彭群家) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(3): 349

[5] Fukuya K, Nakano M, Fujii K *et al*. *Journal of Nuclear Science and Technology*[J], 2004, 41(6): 673

[6] Busby J T, Was G S, Kenik E A. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2002, 302(1): 20

[7] Chopra O K, Rao A S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 409(3): 235

[8] Toyama T, Nozawa Y, Van Renterghem W *et al*. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2012, 425(1–3): 71

[9] Kenik E A, Busby J T. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2012, 73(7–8): 67

[10] Jiao Z, Was G S. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(11): 4467

[11] Bruemmer S M. *Proceedings of the 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*[C]. Houston: NACE International, 2002

[12] Arioka K, Yamada T, Terachi T *et al*. *Corrosion*[J], 2006, 62(1): 74

[13] Scenini F, Sherry A. *Corrosion*[J], 2012, 68(12): 1094

[14] Jacobs A J, Wozadlo G P, Gordon G M. *Corrosion*[J], 1995, 51(10): 731

[15] Andresen P L, Morra M M. *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*[C]. Salt Lake City: The Minerals, Metals and Materials Society, 2005: 87

[16] Li G F, Kaneshima Y, Shoji T. *Corrosion*[J], 2000, 56(5): 460

[17] Du D H, Sun K, Was G S. *Corrosion Science*[J], 2021, 193: 109902

[18] Was G S, Bahn C B, Busby J *et al*. *Progress in Materials Science* [J], 2024: 143: 101255

[19] Du D H, Sun K, Was G S. *Materials Characterization*[J], 2021, 173: 110897

[20] ASTM E399-20. *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2020

[21] Chen K, Wang J M, Du D H *et al*. *Journal of Nuclear Materials* [J], 2018, 503: 13

[22] Du Donghai(杜东海), Shen Zhao(沈　朝), Chen Kai(陈　凯) *et al*. *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2015, 37(2): 196

[23] Du Donghai(杜东海), Yu Lun(余　论), Chen Kai(陈　凯) *et al*. *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing* (理化检验:物理分册)[J], 2014, 50(1): 25

[24] Du D H, Chen K, Lu H *et al*. *Corrosion Science*[J], 2016, 110: 134

[25] Du D H, Chen K, Yu L *et al*. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2015, 456: 228

[26] Fukuya K, Fujii K, Nishioka H *et al*. *Journal of Nuclear Science and Technology*[J], 2006, 43(2): 159

[27] Song M, Field K G, Cox R M *et al*. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020, 541: 152400

[28] Kuang W J, Hesterberg J, Was G S. *Corrosion Science*[J], 2019, 161: 108183

[29] Lu J, Hultman L, Holmström E *et al*. *Acta Materialia*[J], 2016, 111: 39

[30] Han G D, Lu Z P, Ru X K *et al*. *Corrosion Science*[J], 2016, 106: 157

[31] Wang S K, Zhang S H, Xie J Y *et al*. *Acta Materialia*[J], 2022, 241: 118408

[32] Andresen P L. *Corrosion*[J], 2008, 64(5): 439

[33] Was G S, Andresen P L. *Corrosion*[J], 2007, 63(1): 19
[34] Chen K, Du D H, Gao W H *et al*. *Journal of Nuclear Materials* [J], 2018, 498: 117
[35] Terachi T, Yamada T, Miyamoto T *et al*. *Journal of Nuclear Science and Technology*[J], 2008, 45(10): 975
[36] Delabrouille F, Viguier B, Legras L *et al*. *Materials at High Temperatures*[J], 2005, 22(3–4): 287

Effects of Si on Stress Corrosion Cracking Properties of Austenitic Stainless Steel

Gong Weijia[1], Chen Shuai[1], Liu Lupeng[2], Du Donghai[1]
(1. Clean Energy Research Center, Yangtze River Delta Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Taicang 215400, China)
(2. CSSC Huangpu Wenchong Shipbuilding Co. , Ltd, Guangzhou 510715, China)

Abstract: Irradiation-assisted stress corrosion cracking (IASCC) of austenitic stainless steel in reactor core is one of the most important factors affecting the safety and lifetime of nuclear reactor. Numerous studies have shown that IASCC of austenitic stainless steel is related to irradiation-induced Si enrichment at grain boundary. To explore the influence of Si enrichment at grain boundary on the stress corrosion cracking rate of austenitic stainless steel, the crack growth rate (CGR) of model alloys with different Si contents in water at 320 ℃ was measured, and the crack propagation paths and fracture morphologies were analyzed. Results show that CGR of Si-containing alloy is higher in the oxygenated water environment, showing no obvious dependence on Si content; while in the hydrogenated water environment, CGR is increased with the increase in Si content and reaches the level in the oxygenated water environment. Stress corrosion cracks mainly propagate along large-angle grain boundaries, and the higher the Si content, the sharper the crack tips. The oxide film generated by oxidation of enriched Si at grain boundary in high-temperature water is easily soluble in water, resulting in a decreased strength of the grain boundary oxide film, which is more likely to crack under stress, and leading to an increased sensitivity to stress corrosion cracking.

Key words: austenitic stainless steel; Si segregation; stress corrosion; crack growth rate

Corresponding author: Du Donghai, Ph. D., Associate Professor, Clean Energy Research Center, Yangtze River Delta Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Taicang 215400, P. R. China, E-mail: dudonghai@nwpu.edu.cn