

Ni 基合金溶接金属／低合金鋼境界部における組織的特徴と SCC 進展挙動

Characteristics of microstructure and SCC behavior near the fusion boundary of Ni-base weld metal and low alloy steel

東北大学 大学院工学研究科	阿部 博志	Hiroshi ABE	Member
東北大学 大学院工学研究科	石澤 允	Makoto ISHIZAWA	Non- Member
東北大学 大学院工学研究科	渡辺 豊	Yutaka WATANABE	Member

SCC behavior near the fusion boundary of dissimilar weld joint with Ni-based weld metal and low alloy steel in high temperature water has been investigated with special attention on relation to the characteristics of microstructure. From the results of CBB test (1.0 ppm- Na_2SO_4 and 8 ppm dissolved oxygen), it has been obvious that the LAS has no SCC susceptibility. On the other hand, Alloy182 in the weld samples have SCC susceptibility. Most of crack tips have located at the fusion boundary, and the penetration of oxide into LAS has been observed. It has been thought that crack become obtuse when crack reach at fusion boundary. It has been suggested that the dominant factor of crack retardation or arrest is low SCC susceptibility of LAS in high temperature water.

Keywords: Stress Corrosion Cracking (SCC), Dissimilar Weld, Ni-based Weld, Low Alloy Steel

1. 緒言

近年、国内の沸騰水型軽水炉(BWR)の下部シュラウドサポートと原子炉圧力容器との溶接線上において応力腐食割れ(SCC)が顕在化している。敦賀発電所 1 号機の事例¹⁾に依れば、インコネル 182 溶接金属から発生・進展したき裂はいずれも圧力容器(低合金鋼)に至るものではないことが確認されている。一方で BWR プラントが高経年化しつつある現状を鑑みれば、その健全性を評価する上で Ni 基合金溶接金属／低合金鋼溶接境界における SCC 進展挙動を明らかにすることが重要である。Ni 基合金溶接金属／低合金鋼境界部の SCC 進展に関する知見は限られているが、Ni 基合金溶接金属と希釈領域(dilution zone)のき裂進展速度に大きな違いはなく、き裂は溶接線において停留するとの報告がある²⁾。これは低合金鋼の SCC 感受性の低さに起因するものと考えられるが、SCC 進展・停留挙動に及ぼす溶接境界近傍のミクロ領域³⁾(例えば、unmixed zone、partially melted zone、HAZ 等)の影響については、不明な点が多い。本研究では、Ni 基合金溶接金属／低合金鋼溶接境界近傍における組織的特徴を調査すると共に、それが SCC 進展・停留挙動に及ぼす影響を評価し、き裂停留をもたらす要因を考察する。

連絡先: 阿部 博志、〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-01-2 東北大学 大学院工学研究科 量子エネルギー工学専攻、電話: 022-795-7911、e-mail: hiroshi.abe@qse.tohoku.ac.jp

2. 試験方法

2.1 供試材

供試材は Ni 基合金溶接金属／低合金鋼(LAS)の異材溶接試料(溶接後熱処理条件: 615°C・25 時間)を用いた。Ni 基合金溶接金属は Alloy182(溶接棒は 2 種類)を用いた。LAS は S 含有量の異なる 2 種類の圧力容器用調質型マンガンモリブデンニッケル鋼(SQV2AQ)を用いた。低 S 材(0.002 wt%)を LS 材、中 S 材(0.004 wt%)を MS 材と呼ぶことにした。Alloy182 と LAS の化学組成を表 1, 2 にそれぞれ示す。

2.2 溶融境界近傍における組織観察

溶融境界近傍の組織的特徴をミリメートル～マイクロメートルスケールで明らかにするため、光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。LAS 側には 5%ナイトルエッチング、Alloy182 側には 10%シュウ酸電解エッチングをそれぞれ施した。

2.3 高温水中 SCC 試験

LAS 材および Alloy182/LAS 溶接材について高温水中隙間付き低ひずみ曲げ(CBB)試験を行い、LAS および Alloy182 の SCC 感受性、ならびに溶接境界近傍の SCC 挙動について評価することとした。Alloy182/LAS 溶接材と LAS 材のそれぞれに LS 材と MS 材を用意したため、計 4 種類の試験片を用いて CBB 試験を行

Table 1 Chemical compositions of Alloy182 weld metals, wt%

溶接棒	C	Si	Mn	P	S	Cu	Fe	Ni	Cr	Nb+Ta	Co	Ti
INCONEL 182	0.053	0.44	6.50	0.004	0.002	0.00	7.23	68.90	14.70	1.55	-	0.52
YAWATA WELD 182	0.033	0.54	5.70	0.011	0.006	0.01	6.98	69.95	13.85	1.70	0.01	0.60

Table 2 Chemical compositions of low alloy steels (SQV2AQ), wt%

LAS	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Fe
SQV2AQ (LS)	0.18	0.24	1.43	0.004	0.002	0.70	0.56	Bal.
SQV2AQ (MS)	0.20	0.24	1.41	0.009	0.004	0.65	0.54	Bal.

った。CBB 試験片の採取方向を図 1 に示す。Alloy182 /LAS 溶接材は試験片全体が試験液に接液するものの、試験面(引張り応力が付与される面)は Alloy182 のみである。そして試験面から溶接境界の距離を数十~数百 μm 程度に調整した。LAS 材についても同様に、溶接線に対して長手方向が平行になるよう板状試験片を採取した。試験片表面を湿式エメリー紙で#600 研磨仕上げとし、最終的な寸法を L35×W8×T2 mm とした。これら 2 種類の試験片について、1% 曲げひずみを負荷しグラファイトウールで隙間を付け、高温高圧水(温度:288℃、圧力:9MPa、溶存酸素濃度:8ppm、入口電気伝導度:約 2.2μS/cm(1.0ppm Na₂SO₄ 添加))中に 750h 浸漬した。

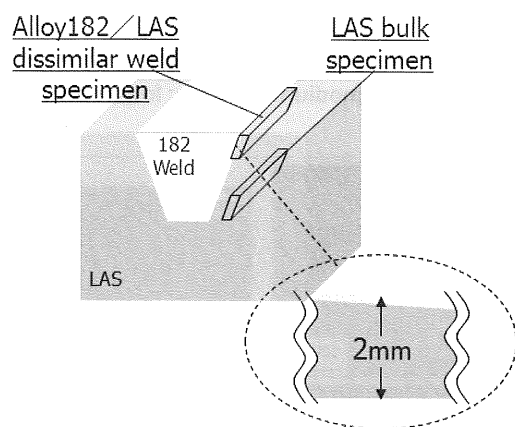


Fig.1 Schematic of sampling direction of CBB specimens

3. 試験結果および考察

3.1 溶融境界近傍の組織的特徴

光学顕微鏡による溶融境界近傍観察写真を図 2 に示

す。Alloy182 側ではデンドライト境界と柱状晶の粒界が明瞭に観察された。一方 LAS 側では、溶接熱影響を受けた粗粒 HAZ 部で旧オーステナイト粒界が観察された。また、観察部位により Alloy182 粒界と旧オーステナイト粒界(LAS)の対向性の有無が異なっていた。溶融境界近傍の SCC 進展挙動を評価する上で、き裂進展経路と組織的特徴の関連を明らかにすることが重要と考えられた。

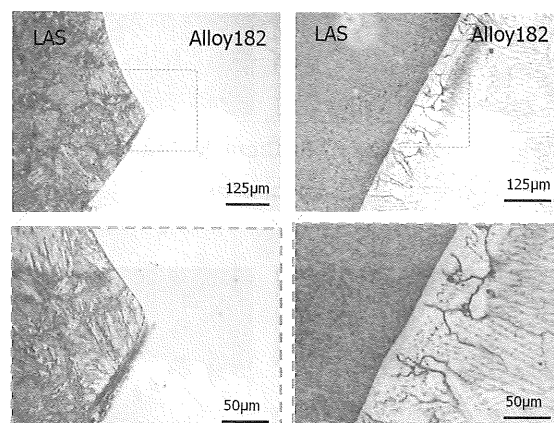


Fig.2 Optical microscope images of the etched weld specimen

3.2 SCC 感受性ならびにき裂進展・停留挙動

Alloy182/LAS 溶接材においては、試験面である Alloy182 側からき裂が発生・進展していた。断面方向からの観察結果に基づき、き裂の様相を Type-1: 溶融境界まで到達せず、Ni 基合金溶接金属内に留まっているき裂、Type-2: 先端が溶接境界直上に位置しているき裂、Type-3: 先端そのものは溶接境界直上に位置しているものの、低合金鋼内にて球状の酸化物を生成し

ているき裂、の3種類に分類して図3に示す。LAS内における損傷は全て球状の酸化物として存在しており、き裂の形成は認められなかった。次に、CBB試験後のLAS材における断面方向からの観察結果を図4に示す。Alloy182と比較して酸化皮膜が比較的厚く形成されており、耐全面腐食の観点からは、Alloy182より劣ることが分かる。さらに、LS/MS材間で酸化挙動に差異が見られた。LS材では、試験面全域に数 μm オーダーの酸化皮膜が生成していることが確認された。一方MS材では、深さ約30~50 μm の局所的な酸化が確認された。いずれの試験片においてもき裂は一切確認されず、Alloy182と比較して低いSCC感受性を示した。

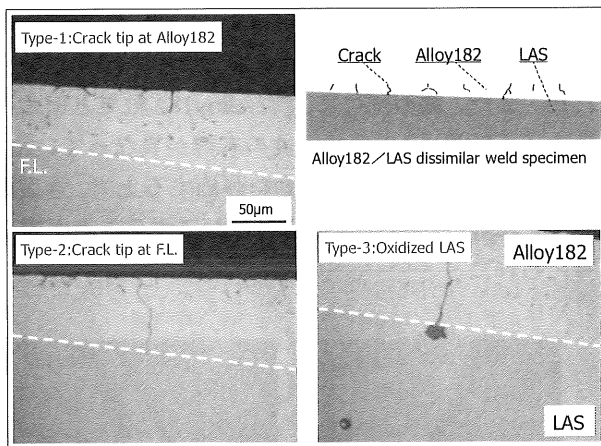


Fig.3 Three types of SCC cracks found in the weld specimens

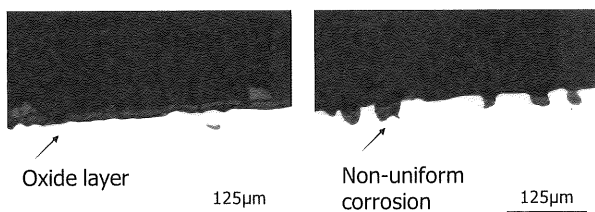


Fig.4 Cross-sectional view of LAS specimens (Left: low sulfur, Right: medium sulfur)

3.3 き裂停留支配因子の考察

Alloy182/LAS 溶接材について、溶接境界を基準としたき裂先端位置のヒストグラムを図5に示す。これはき裂深さが20 μm 以上のものを対象とし、溶接境界線をゼロとして、先端がAlloy182内に留まっているき裂を負値、酸化がLAS内に及んでいるき裂を正值とし

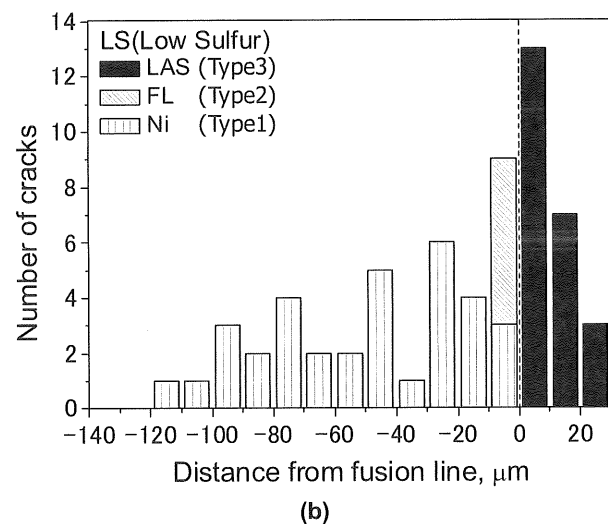
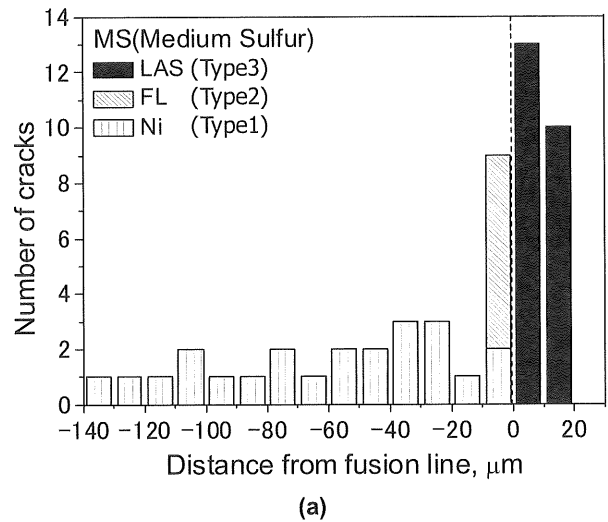


Fig.5 Number of crack tips sorted by distance from fusion line (a: medium sulfur, b: low sulfur)

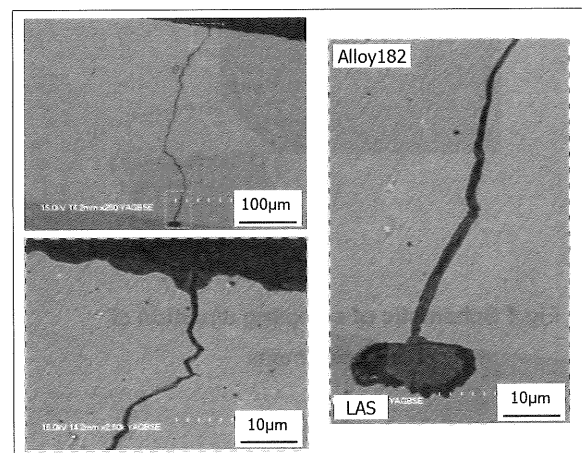


Fig.6 Back-scattered electron images of the crack reached LAS

て表している。LS・MS 材双方において、高い割合でき裂先端が溶接境界近傍に位置しており、LAS 内への酸化深さは 30 μm 以内に収まっていた。き裂が溶融境界近傍で停留あるいは進展遅延することが示唆された。

酸化が LAS 内に及んでいるき裂(Type-3)の反射電子像を図 6 に示す。Alloy182 内において、き裂が溶接境界に近づくに従い、き裂の幅が太くなっていることが確認できる。これは dilution zone において、組成が LAS 寄りに遷移することで、粒内の酸化速度が増大したためと考えられるが、依然としてデンドライト界面における酸化速度が桁違いに大きかったため、き裂として進展したものと予想される。しかし、き裂が LAS に達すると、深さ方向に酸化が局在化する経路を失うため、き裂先端が鈍化し、停留すると考えられた。

以上の結果から、溶融境界近傍のき裂停留は低合金鋼の SCC 感受性の低さの観点から説明できると判断された。

4. 結言

Ni 基合金溶接金属／低合金鋼溶接境界近傍における組織的特徴を調査すると共に、それが SCC 進展・停留挙動に及ぼす影響を評価し、き裂停留をもたらす要因を考察した。得られた結果は以下の通り；

- (1) LAS 材では MS 材においてのみ深さ約 30～50 μm の局所的な酸化が確認されたものの、いずれの試験片においてもき裂は一切確認されなかった。
- (2) Alloy182/LAS 溶接材では、き裂先端の多くが溶融境界近傍に留まっており、酸化が低合金鋼まで及んでいた。き裂は低合金鋼に達すると鈍化し、停留すると考えられた。
- (3) Ni 基合金溶接金属／低合金鋼境界部について、溶融境界近傍のき裂停留が低合金鋼の SCC 感受性の低さの観点から説明できることを、半定量的な評価に基づき具体的に指摘した。

謝辞

本研究は、BWR 7 電力からの(社)腐食防食協会受託研究の一環として実施されたものである。

参考文献

- [1] ”敦賀発電所1号機のシュラウドサポート損傷に係る原因と対策について”，日本原子力発電株式会社，(2000).
- [2] Q.J. Peng, T. Shoji, S. Ritter and H.P. Seifert : Proc.12th Int. Conf. on Environmental degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, TMS (2005).
- [3] W.F. Savage, E.F. Nippes and E.S. Szekeres : Welding J., 55(9), pp.260s-268s, (1976).