

ステンレス-ニッケル基合金異材溶接部の PWSCC 感受性について

PWSCC Susceptibility of Cast Stainless Steel and Nickel Based Alloy of Dissimilar Metal Butt Welds

福村 卓也(Takuya Fukumura)*¹ 戸塚 信夫(Nobuo Totsuka)*¹ 西川 嘉人(Yoshito Nishikawa)*²

要約 加圧水型原子炉で使用されているステンレス鋼とニッケル基合金異材溶接部（ステンレス鋼と 600 合金継手を 82 合金および 132 合金で溶接，以下 SUS-600 合金異材溶接）の PWSCC 感受性を評価するために，SUS-600 合金異材溶接部を模擬した試験片を 1 次冷却材模擬環境中において定荷重試験により発生域のき裂進展速度を評価し，低歪速度試験により見かけのき裂進展速度（PWSCC 感受性）や活性化エネルギーを評価した。

SUS-600 合金異材溶接部は 82 合金と 132 合金とではほぼ同等の活性化エネルギーおよび発生域のき裂進展速度を示し，見かけのき裂進展速度に関しては 132 合金の方が 82 合金より速い，また SUS-600 合金異材溶接部の発生域き裂進展速度は 600 系合金共金溶接に比べて一桁程度低い値を示した。このことは SUS-600 合金異材溶接が PWSCC 発生域き裂進展の観点からは悪影響を及ぼすものではないと考えられる。

得られた活性化エネルギーと発生域き裂進展速度を用い，実機の SUS-600 合金異材溶接部で PWSCC が確認された 320℃ 部位での PWSCC き裂深さから 290℃ 部位の PWSCC き裂深さを評価し，290℃ 部位では未だ PWSCC が発生域から伝播域へ変移していないと考えられると評価した。

キーワード 加圧水型原子炉，PWSCC，経年劣化，Ni 基合金，応力腐食割れ，溶接，き裂進展速度

Abstract Constant load tests for estimating the crack growth rate at the initiation stage and slow strain rate tests for PWSCC susceptibility and activation energy estimation were carried out using a specimen with dissimilar metal butt welds in simulated PWR primary water to evaluate the PWSCC susceptibility of nickel based alloy of dissimilar metal butt welds (welding cast stainless steel and alloy 600 using the 82 and 132 alloys) used in pressurized water reactors.

No clear differences in activation energy and crack growth rate at the initiation stage were observed between the 82 and 132 alloys. Higher PWSCC susceptibility was observed in the 132 alloy than 82 alloys. Crack growth rates at the initiation stage of dissimilar metal butt welds were several times lower than that of alloy 600 matching metal welds. These results might suggest that dissimilar metal butt welds do not adversely affect the PWSCC crack growth rate at the initiation stage.

The crack depth of dissimilar metal butt welds at the 290° C part was evaluated from the activation energy and crack growth rate at the initiation stage and crack depth of dissimilar metal butt welds at the 320° C part. As a result, it was concluded that the dissimilar metal butt welds at the 290° C part still remained at the initiation stage.

Keywords PWR, PWSCC, ageing, Ni base alloy, stress corrosion cracking, weld, crack growth rate

1. はじめに

わが国では 2009 年 3 月末時点で 55 基の原子力発電所が稼動しており，その内 23 基が加圧水型原子炉（pressurized water reactor, PWR）である。PWR の系統は大きく分けて 1 次系，2 次系とその他の系

統で構成される。1 次系は 1 次冷却材（軽水）を循環させ，原子炉の炉心で発生した熱エネルギーを蒸気発生器を介して 2 次系へ伝達する。この 1 次冷却材の喪失は炉心の冷却に重大な支障を生じるため，1 次系を構成する機器は圧力バウンダリと呼ばれ，その機能の維持が求められる。1 次系は高温高圧環境

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

* 2 元(株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所 現在 関西電力(株)

(最高約 340℃, 157 気圧) であるため, 1 次冷却材に接する部位は特に耐食性に優れた材料が用いられる。蒸気発生器細管, 管台および管台溶接部において Ni 基合金 (50% 以上の Ni と Cr, Fe その他微量元素からなる合金) が用いられ, 配管や原子炉容器内面にはステンレス鋼が用いられている。

Ni 基合金は耐食性に優れるが, 経年劣化に伴う多くの損傷を経験してきている。Ni 基合金における経年劣化事象として特筆すべきは 1 次冷却材応力腐食割れ (primary water stress corrosion cracking, PWSCC) である。この PWSCC は材料因子, 環境因子と応力因子が組み合わさったときに発生するものであり, 実験室的には 1959 年にフランスの Henri Coriou により報告され, 実機においては 1980 年代から多くの蒸気発生器細管で発生し, その後加圧器管台, 原子炉容器上蓋管台および溶接部, 蒸気発生器管台溶接部, 原子炉容器管台溶接部等の 600 合金および 600 系合金溶接部でも PWSCC が発生している⁽¹⁾。

この Ni 基合金の PWSCC に対し, 種々の対策が取られている。材料因子からはより耐 PWSCC 性の高い 690 合金 (Cr 濃度を 600 合金の 2 倍の約 30% としている) への変更であり, 多くの発電所で蒸気発生器や原子炉容器上蓋を交換している。また 600 系合金溶接部の PWSCC を除去後, 690 系合金により補修溶接を行なっている。応力因子からはピーニング等による応力緩和が実施されている。環境因子からは原子炉容器上蓋での運転温度低減 (約 320℃ から 290℃ へ) を実施している。さらに溶存水素濃度変更等 PWSCC 感受性の低い水質への変更も検討されている。

当研究所においても Ni 基合金の PWSCC の研究に取り組んできており, そのメカニズム, 感受性, き裂進展速度等において多くの事柄を明らかにしてきた⁽²⁾。Ni 基合金単体でのデータは比較的多くあるものの, ステンレス鋼との接合部や 600 合金を 690 系合金で補修溶接した場合など, 異なる材料が混じりあい, その性質が本来のものと異なっていると考えられる部位の PWSCC に関するデータはまったくないのが現状である。そのため, PWR の異材溶接のうちステンレス鋼と 600 系ニッケル基合金突合溶接 (SUS-600 合金異材溶接) 部を模擬した材料で腐食試験を実施し, SUS-600 合金異材溶接部の PWSCC 感受性等を評価した。

海外においては 2000 年の V.C.Summer および

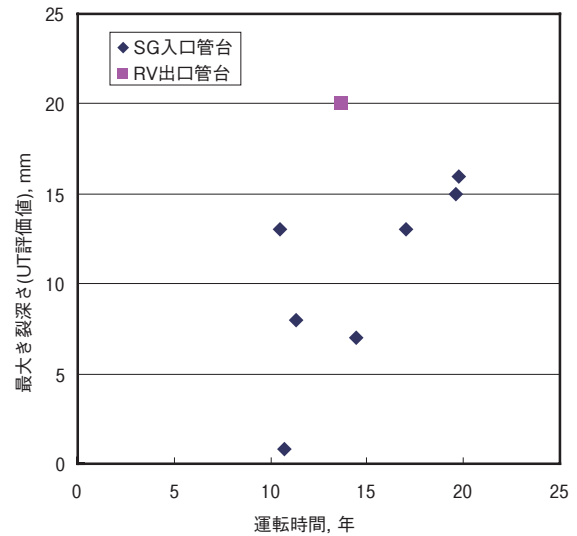


図1 実機における SUS-600 合金異材継手溶接部最大き裂深さ (UT 評価値) と運転時間の関係 (320℃)

(出典: 原子力安全保安院, 「蒸気発生器一次冷却材出入口管台溶接部内表面におけるき裂への対応について」および電力会社プレスリリース等のデータから作成)

Ringhal-4 の原子炉容器管台出口の溶接部, 2003 年の TMI-1 の加圧器サージライン溶接部, 2006 年の Calvert Cliffs-1 の加圧器サージライン溶接部等, 2006 年の Davis Besse の原子炉容器管台入口の溶接部, 2006 年の Wolf Creek の加圧器サージライン溶接部等, 2007 年の Ferley-2 の加圧器サージライン溶接部等で PWSCC が確認されている⁽¹⁾。

一方国内でも 2003 年の敦賀 2 号加圧器管台溶接部, 2004 年の伊方 1 号および 2005 年の伊方 2 号の原子炉容器入口管台の溶接部, 2007 年の美浜 2 号, 高浜 2 号および敦賀 2 号の蒸気発生器入口管台溶接部, 2008 年の玄海 1 号, 泊 2 号, 高浜 3 号および 4 号の蒸気発生器入口管台溶接部に PWSCC が確認されている⁽⁸⁾。

国内プラントで公表されている 320℃ 部位での最大き裂深さを運転時間で整理した結果を図 1 に示す。運転期間の増加に伴い, 最大き裂深さも大きくなる傾向は見られるが, バラツキも大きいことが分かる。

国内プラント SUS-600 合金異材溶接部で PWSCC き裂が確認されているのはほとんど 320℃ 以上の部位であり, 290℃ の部位では伊方 1, 2 号機の原子炉容器入り口管台を除き確認されていない。温度の因子が大きく効いているものと考えられ, これらについても本研究結果とあわせて考察する。

2. 試験方法

2.1 供試材

供試材には casting 316 stainless steel と 600 alloy の継手を 82 alloy で TIG 溶接 (Tungsten inert gas welding, TIG) により接合したもの、および 132 alloy で被覆アーク溶接 (shielded metal arc welding,

SMAW) により接合したものをを用いた (図 2)。

82 alloy, 132 alloy, 600 alloy および casting 316 stainless steel の化学成分を表 1 に、溶接施工条件を表 2 に、溶接材の機械的性質を表 3 に示す。

なお、実機における突合せ異材溶接の一例を図 3 に示す。



図 2 供試材溶接方法および試験片採取位置 (TIG 溶接および SMAW 溶接)

表 1 82 alloy, 132 alloy, 600 alloy および casting 316 stainless steel の化学成分

化学成分 (mass%)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Cu	Nb
82 alloy (TIG)	0.017	0.26	2.54	0.006	0.001	72.9	17.95	3.72	0.01	1.93
132 alloy (SMAW)	0.030	0.30	2.10	0.009	0.002	71.5	15.40	8.50	0.01	1.88
600 alloy	0.030	0.27	0.29	0.010	0.001	72.9	16.20	bal.	0.05	-
SUS316	0.054	1.07	1.13	0.013	0.002	11.5	18.65	bal.	0.15	-

母材は他に Ti 0.20%, B 0.0001% を, casting 316 stainless steel は他に Mo 2.20% を含む。

表 2 ニッケル基合金と casting 316 stainless steel の異材溶接材の溶接施工条件

溶接施工条件	入熱条件
82 alloy (TIG)	7.7~12.8 kJ/cm
132 alloy (SMAW)	4.6~7.5 kJ/cm

突合わせ溶接
開先形状: V 形 (開先角度 90°)

表 3 ニッケル基合金と casting 316 stainless steel の異材溶接材の機械的性質

溶接方法	0.2% 耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
82 alloy (TIG)	281	497	46.9	23.4
132 alloy (SMAW)	284	504	53.6	28.5

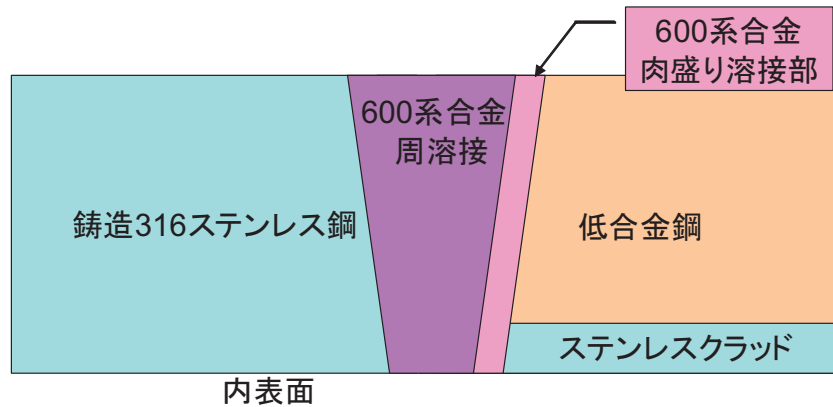


図3 実機における異材溶接例

2.2 低歪速度 PWSCC 試験 (感受性評価)

供試材から平板試験片を切り出し、室温において金型でプレスした図4に示す試験片 (Humped slow strain rate technique (SSRT) 試験片) を製作した。その際に SSRT 試験片の平行部が供試材の溶接部となるようにした。この SSRT 試験片をエメリー研磨紙 #1200 まで研磨、脱脂洗浄後、図5に示す循環式腐食試験装置に取り付け、PWR1 次冷却材模擬循環水 (表4) 中で一定速度 (0.00001mm/s) で引っ張り、破断後の断面を観察し、得られた SCC 破面割合から次式で見かけのき裂進展速度を求めた。

$$\text{見かけのき裂進展速度} = \frac{\text{試験片厚さ} \times \text{SCC 破面率}}{\text{破断時間}} \quad (1)$$

また、試験温度を 330℃ から 360℃ まで変えて、見かけのき裂進展速度を求め、見かけのき裂進展速度の温度依存性から活性化エネルギーを求めた。

本研究で用いたハンプ付 SSRT 試験では、塑性変

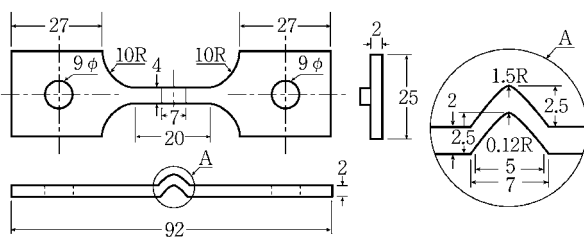


図4 ハンプ付 SSRT 試験片形状 (単位: mm)

形による曲げ加工を施すことで曲げ箇所 (凹部) から SCC が発生・進展する特徴があるため、溶接部で曲げ、溶接金属部における見かけのき裂進展速度を求めた。

2.3 定荷重 PWSCC 試験 (発生域き裂進展速度評価)

PWSCC においてそのき裂進展速度は一定ではなく、き裂がある程度成長するまで (発生域) は比較的小さなき裂進展速度を持ち、その後発生域に比べて1桁以上大きなき裂進展速度を示す伝播域のき裂進展速度に変化することが知られている⁽³⁾⁽⁴⁾。本研究では PWSCC による機器の寿命の大部分を占める発生域に着目し、発生域のき裂進展速度を平板定荷重試験にて評価した。

供試材から平行部中央に溶接部がくるように平板試験片 (図6) を製作した。この平板試験片をエメリー研磨紙 #1200 まで研磨、脱脂洗浄後、図5に示す循環式腐食試験装置に取り付け、PWR1 次冷却材模擬循環水 (表4) 中で一定荷重で引っ張り (定荷重試験)、破断前に取り出した。試験片の平行部を樹脂埋めし、表面から入った微小なき裂を断面方向から観察し、そのき裂深さを測定し、その SCC の深さから次式で与えられる発生域き裂進展速度を評価した。

$$\text{発生域き裂進展速度} = \frac{\text{最大き裂深さ}}{\text{試験時間}} \quad (2)$$

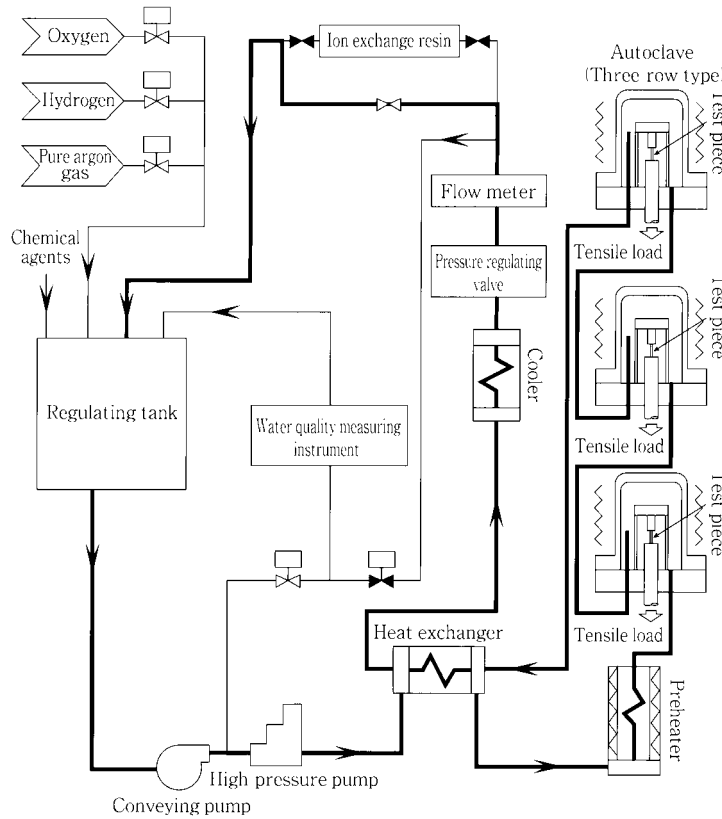


図5 循環式腐食試験装置系統

表4 試験条件

水質	500ppmB + 2ppmLi + 2.75ppmH ₂ (PWR1 次系環境)	
温度	定荷重試験	360℃
	ハンプ付 SSRT 試験	360℃, 350℃, 340℃, 330℃
ハンプ付 SSRT 試験の歪速度	5.0 × 10 ⁻⁷ s ⁻¹ (ゲージ部 20mm の平均)	

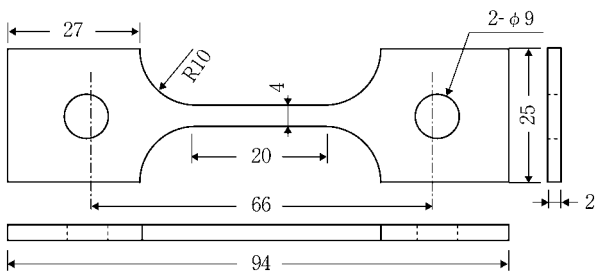


図6 平板試験片形状 (単位: mm)

3. 試験結果

3.1 SUS-600合金異材溶接部の低歪速度 PWSCC 試験結果 (感受性評価結果)

SUS-600 合金異材溶接部の PWSCC 感受性を 82 合金と 132 合金それぞれについて温度と見かけのき裂進展速度で整理した結果を図7に示す。132 合金の方が 82 合金より PWSCC 感受性が高い (見かけのき裂進展速度が大きい) 結果が得られた。

この見かけのき裂進展速度の温度依存性から PWSCC 活性化エネルギーを評価した結果, 82 合金で 218kJ/mol, 132 合金で 214kJ/mol とほぼ同等の活性化エネルギーが得られた。

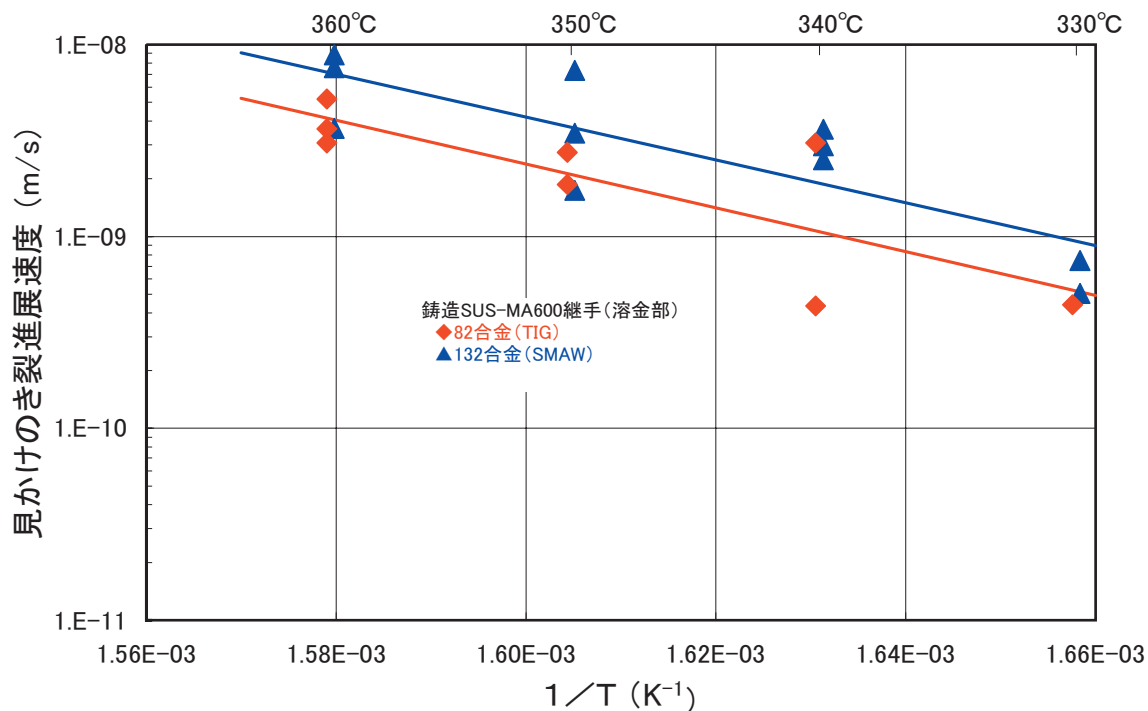


図7 SUS-600 合金異材継手溶接部見かけのき裂進展速度

表5 活性化エネルギーの比較

		活性化エネルギー (kJ/mol)
SUS-600 合金異材継手 溶接部 (本研究)	82 合金	218
	132 合金	214
600-600 合金継手溶接 部	82 合金	188 ⁽⁵⁾
	132 合金	179 ⁽⁵⁾
600 系合金溶接部 (JNES)		215 ⁽⁶⁾
MA600 母材		167

今回得られた SUS-600 合金異材継手溶接部 PWSCC 活性化エネルギーと過去に得られた 600 系合金の活性化エネルギーの比較を表 5 に示す。SUS-600 合金異材溶接の PWSCC 活性化エネルギーは 82 合金で 218kJ/mol、132 合金で 214kJ/mol であり、過去に評価した PWSCC の活性化エネルギーと比較すると、MA600 母材の 167kJ/mol より大きく、SUS-600 合金異材でない 82 合金溶接の 188kJ/mol や 132 合金溶接での 179kJ/mol よりも大きい値となっている。ただし JNES で評価⁽⁶⁾した 600 系溶接の活性化エネルギー 215kJ/mol とはほぼ同等の値となっている。

3.2 SUS-600 合金異材溶接部の定荷重 PWSCC 試験結果 (発生域き裂進展速度評価結果)

SUS-600 合金異材溶接部の発生域き裂進展速度を 82 合金と 132 合金それぞれについて荷重とき裂進展速度で整理した結果を図 8 に示す。82 合金と 132 合金ともに同様な荷重依存性を示し、そのき裂進展速度も溶接の違いによる顕著な差は見られなかった。

本研究で得られた SUS-600 合金異材継手溶接部発生域き裂進展速度を過去に得られた 600 合金継手溶接 (82 および 132 合金) 部および 600 合金母材の発生域き裂進展速度⁽⁷⁾と比較した結果、600 系合金合金溶接に比べて、発生域き裂進展速度が一桁程度低下し、MA600 母材と同程度となっている。

4. 考察

SUS-600 合金異材溶接の活性化エネルギーおよび発生域き裂進展速度

SUS-600 合金異材溶接において、活性化エネルギー、発生域き裂進展速度に 82 合金と 132 合金で顕著な差異は見られなかった。しかしながらハンプ付 SSRT における感受性では 132 合金の方が見かけの

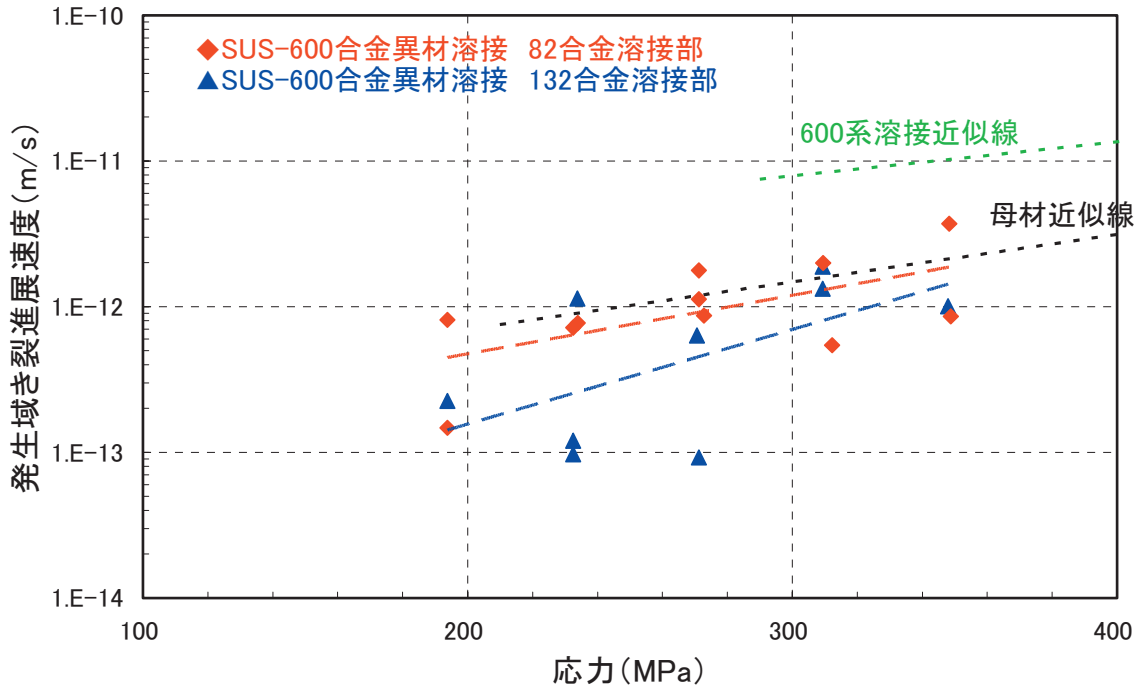


図8 SUS-600 合金異材継手溶接部発生域き裂進展速度

き裂進展速度が高くなっており、予き裂入りの CT 試験片によるき裂進展速度（伝播域き裂進展速度）は 132 合金の方が 82 合金より高いこと⁽⁶⁾と一致する。このことより、SUS-600 合金異材溶接の耐 PWSCC 性に関しては、ステンレス鋼の希釈効果で 82 合金による溶接（TIG 溶接）と 132 合金による溶接（SMAW 溶接）の差異が小さくなったと考えられる。

また SUS-600 合金異材溶接での発生域き裂進展速度は過去に行なった 600 系合金共合金溶接（600 合金継手を 82 或いは 132 合金で溶接）の発生域き裂進展速度⁽²⁾と比較すると、一桁程度低く、600 合金母材の発生域き裂進展速度と同等である。発生域き裂進展速度が低下するのはステンレス鋼の溶け込みにより、溶接部の成分が変化したことが要因の一つとして考えられるが、そのメカニズムは不明である。ただし、PWR 環境でステンレス鋼溶接部の CT 試験片によるき裂進展速度が非常に小さいことが報告⁽⁹⁾されていることと関係があることを示唆していると考えられる。本実験では SUS-600 合金異材溶接時にステンレス鋼の溶け込みの影響は無視できないことを示す結果とはなったが、PWSCC 発生域き裂進展速度は異材溶接でない場合に比べて小さく、PWSCC に悪影響を及ぼすものではないと考えられる。

SUS-600 合金異材溶接の PWSCC 活性化エネルギーは 82 合金で 218kJ/mol、132 合金で 214kJ/mol であり、過去に評価した PWSCC の活性化エネルギーと比較すると、MA600 母材の 167kJ/mol より大きく、600 系合金共合金での 82 合金溶接の 188kJ/mol や 132 合金溶接での 179kJ/mol よりも大きい値となっている。ただし JNES で評価⁽⁶⁾した 600 系溶接の活性化エネルギー 215kJ/mol とはほぼ同等の値となっている。活性化エネルギーに関してはある程度の幅をもって評価する必要があるが、SUS-600 合金異材溶接でも母材に比べて高い活性化エネルギーを持つと考えられる。

この活性化エネルギーより、他の温度部位の PWSCC き裂深さを評価する。異なる温度 T_1 と T_2 ($T_1 > T_2$) のき裂進展速度 (crack growth rate, CGR) は活性化エネルギー E_a を用いて次式で表せる。

$$\text{CGR}(T_2) = \text{CGR}(T_1) \times \exp(-E_a/R(1/T_2 - 1/T_1)) \quad (3)$$

R: ガス定数

活性化エネルギーを 215kJ/mol（600 系合金溶接部の原子力安全基盤機構（JNES）の評価値⁽⁶⁾、代表値として選定）とすると、360℃と 320℃ではき裂進

展速度が 15.7 倍、320℃ と 290℃ では 10.2 倍異なる。

実機での SUS-600 合金異材溶接境界部の PWSCC き裂深さ

実機での SUS-600 合金異材溶接境界部（ステンレス鋼の溶け込みの影響が無視できない部位）での PWSCC き裂深さを推定する。前提条件として、本研究で得られた SUS-600 合金異材継手の発生域き裂進展速度約 $2E-12\text{m/s}$ (350MPa, 360℃) と活性化エネルギー 215kJ/mol⁽⁶⁾ を仮定すると、320℃での SUS-600 合金異材溶接部の発生域き裂進展速度は約 $1.3E-13\text{m/s}$ となり、運転時間 20 年（き裂が見つかった部位での最大運転時間）でき裂深さは 0.1mm 以下となる。渦電流探傷試験で検出されるき裂深さは約 0.5mm といわれており、実機で SUS-600 合金異材溶接境界部では PWSCC は確認されない結果と符合する。

一方、ステンレス鋼の溶け込みの影響がない部位でのき裂深さは、前提条件として過去に評価した 600 合金溶接の発生域き裂進展速度約 $2.5E-11\text{m/s}$ (500MPa, 360℃) と活性化エネルギー 215kJ/mol⁽⁶⁾ から 320℃での発生域き裂進展速度は $1.6E-12\text{m/s}$ となり、運転時間 20 年でき裂深さは約 1mm となる。過去に厚さ 2mm の平板で発生域から伝播域へとき裂進展速度が変化する深さを調べた結果⁽³⁾では 0.1~0.2mm 程度で発生域から伝播域へ変化しており、CT 試験片によるき裂進展試験においても、2mm の予き裂があれば伝播域のき裂進展速度でき裂が進展することを考えると、既に伝播域の PWSCC となって検出されたと考えられる。すなわち、運転と同時にき裂が発生し、発生域き裂深さが 0.2mm に達した時点から一様な伝播域き裂進展速度でき裂進展するとし、発生域のき裂進展速度を $1.6E-12\text{m/s}$ 、伝播域のき裂進展速度を $2.4E-11\text{m/s}$ (JNES の評価値, 325℃, $K=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) と仮定すると、伝播域に変化するのに 4 年を要し、運転期間 20 年のうち残りの 16 年で 12mm き裂進展することになり、実機で確認されたき裂深さ（十数ミリ）とほぼ符合する。

実機で PWSCC が確認された蒸気発生器入口管台と原子炉容器出口管台（共に 320℃）には温度以外の条件が同一と仮定できる対称な部位、蒸気発生器出口管台と原子炉容器入口管台（共に 290℃）が存在する。この 290℃でのき裂深さを推定する。前提条件として 600 合金溶接の初期き裂進展速度約

$2.5E-10\text{m/s}$ (500MPa, 360℃) と活性化エネルギー 215kJ/mol から評価すると約 0.1mm となり、実機の 290℃部位で割れが検出されていないことと符合する。

しかしながら活性化エネルギーの評価にはある程度の幅を考慮する必要がある、より小さい活性化エネルギーを用いて評価すればさらに PWSCC のき裂深さは大きくなる。また、発生域から伝播域にき裂進展速度が変化する条件については過去に薄い平板条件での検討⁽³⁾はあるが、実機条件での知見がなく、今後の検討が必要ではある。

PWSCC き裂進展速度に発生域のき裂進展速度という概念と SUS の溶け込みを考慮した発生域き裂進展速度を使い、実機において SUS-600 合金異材溶接境界部で PWSCC が確認されていないこと、ステンレス鋼の溶け込みが影響しないと考えられる 320℃部位で PWSCC が確認されたが、290℃部位では未だ PWSCC 発生域であり、検出される深さにいたっていないことを説明した。この発生域の概念を用いず、運転と同時にき裂が発生し、一様な PWSCC き裂進展速度でき裂が進展したと仮定したなら、290℃部位での PWSCC き裂深さは単純に図 1 の場合の約十分の一（活性化エネルギー 215kJ/mol）となる（図 9）。運転期間にもよるが約 2mm 近い PWSCC き裂が存在する可能性を示唆する結果となり、実機の 290℃部位で PWSCC き裂が確認されていないことと矛盾する。このことから本研究課題である発

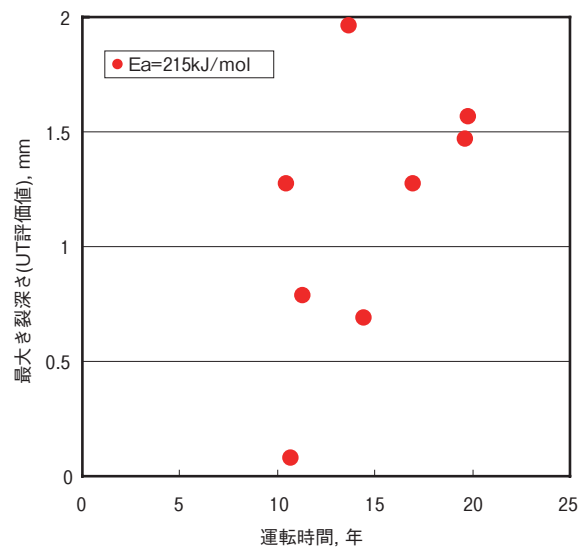


図 9 320℃部位から 290℃部位での最大き裂深さの推定（発生域き裂進展速度を考慮しない場合）

生域のき裂進展速度評価の妥当性と重要性がわかる。

5. まとめ

鑄造 316 ステンレス鋼と 600 合金継手を 600 系合金 (82 および 132 合金) にて溶接した SUS-600 合金異材継手について、ハンブ付 SSRT 試験による感受性評価、平板定荷重試験による発生域き裂進展速度評価を実施した。また、実機 SUS-600 合金異材継手溶接部 (320°C) のき裂深さから、低温部 (290°C) のき裂深さを評価した結果、以下の知見を得た。なお CT 試験片を用いた伝播域のき裂進展速度に及ぼす異材溶接の影響評価は今後の課題である。

- (1) SUS-600 合金異材溶接部の PWSCC 活性化エネルギーは 82 合金で 218kJ/mol, 132 合金で 214kJ/mol とほぼ同等である。
- (2) SUS-600 合金異材溶接部の PWSCC 感受性は 132 合金の方が 82 合金より高い。
- (3) SUS-600 合金異材溶接部の発生域き裂進展速度は 82 合金と 132 合金で顕著な差はない。
- (4) SUS-600 合金異材溶接部の発生域き裂進展速度は 600 系合金共金溶接に比べて一桁程度低く、ステンレス鋼の溶け込みの影響が示唆される。
- (5) 実機で SUS-600 合金異材溶接境界部で PWSCC が確認されていないのは発生域き裂進展速度から評価して妥当である。
- (6) 320°C 部位で検出された PWSCC が 290°C 部位で検出されないのは、未だき裂が SUS-600 合金での発生域にあることで説明は可能である。

文献

- (1) Nuclear Regulatory Commission, "Regulatory Approach for Primary Water Stress Corrosion Cracking of Dissimilar Metal Butt Welds in Pressurized Water Reactor Primary Coolant System Piping," NRC Regulatory Issue Summary 2008-25, (2008).
- (2) 戸塚信夫, 釜谷昌幸, 藤井克彦, 寺地巧, "PWR1 次系環境下における 600 合金の応力腐食割れの発生と予測," 株式会社原子力安全システム研究所, INSS MONOGRAPHS No.3 (2008).
- (3) 西川嘉人, 戸塚信夫, "600 合金系溶接金属の PWSCC 発生域におけるき裂進展速度," INSS

JOURNAL, Vol.12, p170 (2005).

- (4) Son LE HONG, Claude AMZALLAG, Angel GELPI, "Modeling of Stress Corrosion Crack Initiation on Alloy 600 in Primary Water of PWRs," Proceedings of the Ninth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactor-, p115-122 (1999).
- (5) 西川嘉人, 戸塚信夫, 有岡孝司, "600 合金系溶接部の PWSCC に及ぼす温度の影響," INSS JOURNAL, Vol.10, p136 (2003).
- (6) 原子力安全基盤機構, "平成 17 年度 Ni 基合金応力腐食割れ進展評価技術実証に関する事業報告書," (2007).
- (7) 酒井俊治, 戸塚信夫, 釜谷昌幸, 中島宣雄, "MA600 合金の 1 次冷却水中応力腐食割れ (PWSCC) 進展速度に関する研究," INSS JOURNAL, Vol.7, p129 (2000).
- (8) 原子力安全保安院, "蒸気発生器一次冷却材出入口管台溶接部内表面におけるき裂への対応について (解説)," (2008).
- (9) T.Yamada, T.Terachi, K.Arioka, Proceedings of JSCE Materials and Environments, (2008) A-206.