

ステンレス鋼とNi基溶接金属異材溶接部の 高温水中SCC進展挙動

SCC Growth Behavior of alloy 182 and 152 /SUS316 dissimilar metal weld joints in
High-Temperature Water

山田 卓陽 (Takuyo Yamada) *¹ 寺地 巧 (Takumi Terachi) *¹
宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto) *¹ 有岡 孝司 (Koji Arioka) *¹

要約 蒸気発生器などの管台部と配管を接合する場合、低合金鋼とステンレス鋼にはNi基溶接金属が用いられることが多い。本研究では、ステンレス鋼とNi基溶接金属異材接合部の320℃のPWR1次冷却材環境下のSCC挙動を調べた。溶接部材による検討に加え、溶接部材と母材の希釈による化学組成を模擬したモデル合金を用いて、CT試験片によるSCC進展試験を実施した。溶接部材は、182合金と152合金の溶接棒を使用し、母材をSUS316として製作した。希釈部モデル合金としては、1030℃×1hの溶体化熱処理材に、20%の圧下率で冷間加工を施したものを製作した。

182合金/SUS316溶接部ではSCC進展が確認されたが、他の600系Ni基溶接金属で報告されているSCC進展を超える部位は確認されなかった。152合金/SUS316溶接部では、希釈部を含めて152合金側に有意なSCC進展は観察されなかった。希釈部の化学組成を想定した7種のモデル合金(Fe-16%Cr-x%Ni (x=16,20,25,32,40,50,60))のSCC進展速度は、SUS316とMA600のそれを大きく逸脱するものではなかった。また、Cr濃度20%のモデル合金(Fe-20%Cr-x%Ni (x=25,40))では、16%Crのモデル合金に対してSCC進展が一桁程度遅くなった。以上の結果から、182合金および152合金とSUS316の異材溶接部で、特にSCC進展を速める可能性は低いものと考えられた。さらに、高Cr濃度の152合金とSUS316の異材溶接部では、希釈部を含めてSCCが抑制されることが示唆された。

キーワード 異材溶接部, 高温水中応力腐食割れ (SCC), SCC進展速度, 冷間加工, 軽水炉

Abstract Ni-base weld metals are usually used for dissimilar joints with low alloy steel and stainless steels, e.g. between a steam generator and piping in nuclear power plants. In this study, SCC behavior of dissimilar metal weld joints, such as Ni-base weldments and SUS316, was investigated in simulated PWR water at 320°C. In addition model alloys, solution treated at 1030°C×1h and 20% cold-worked were prepared to simulate chemical compositions at the weld dilution zone.

Commercial alloy 182 and 152 welding rods were used as weld materials. SCC growth behavior were evaluated using compact tension specimens cut from near the weld fusion line. SCC growth was observed in alloy 182 including the weld dilution zone, but the growth rate did not exceed that of the other Ni-base weld materials. No significant SCC growth was observed in the case of alloy 152 including the weld dilution zone. The SCC growth rate of Fe-16%Cr-x%Ni (x=16, 20, 25, 32, 40, 50, 60) model alloys, simulating the chemical composition near the weld dilution zone, did not significantly exceed those of SUS316 and MA600. The SCC growth rate of Fe-20%Cr-x%Ni (x=25, 40) model alloys was an order of magnitude slower. These findings suggested that there were no remarkable effects due to the change in chemical composition near the weld dilution zone of 182 and 152 alloys. The results also suggested that the SCC growth was suppressed in the dissimilar weld joint with alloy 152 of high Cr concentration and SUS316 including the weld dilution zone.

Keywords dissimilar metal weld joint, stress corrosion cracking(SCC)in high-temperature water, SCC growth rate, cold-work, light water reactor

*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

1. はじめに

異材を接合する溶接部は、母材と溶接金属の成分が大きく異なるため、希釈の影響で化学組成や冶金学的な変化を伴う場合がある。一般に、炭素鋼や低合金鋼をステンレス系溶接金属で溶接する場合、溶接境界部近傍でマルテンサイトが生成することがある。このような部分は通常極めて硬く、靱性・延性が低く、低温割れも発生しやすいので、マルテンサイト生成を避けるためNi濃度を高めた溶接材料が用いられることが多い。またNi基系溶接材料は、低合金鋼とオーステナイトステンレス鋼の中間的な熱膨張係数を有するので、溶接熱サイクルに対する熱疲労に対しても有利である。以上のような理由で、原子力発電プラントでは、蒸気発生器の管台部と配管を接合する場合などの低合金鋼とステンレス鋼の接合に、Ni基系溶接材料が用いられる。

異材溶接部を対象とした軽水炉条件での応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) に関して、低合金鋼とステンレス鋼の溶接部を想定した研究がなされ、高電位環境下の低歪速度引張試験 (slow strain rate test, SSRT) により、溶接境界部近傍でSCC感受性増大の可能性が指摘されている⁽²⁾。低合金鋼と600系Ni基溶接金属の182合金を対象とした研究では、沸騰水型原子力発電所 (boiling water reactor, BWR) 環境下のSCC挙動が調べられ、SCC感受性増大の可能性が指摘される⁽³⁾。一方で、182合金から低合金鋼に侵入したSCCき裂は、溶接線近傍で停留する挙動などが報告されている^(4~7)。

Ni基溶接金属とステンレス鋼の溶接では、マルテンサイトの生成のような冶金学的な変化を避けることができるが、希釈の影響で化学組成が変化する部位が形成する。軽水炉で使用されるNi基溶接金属には、600系の82, 182, 132合金や690系の52, 152合金などがあり、これらについてSCC挙動の評価が行われている⁽⁸⁾が、この希釈部まで考慮したSCC研究例はほとんどない。

そこで本研究では、厚肉配管の溶接部を想定した

溶接部材を製作し溶接境界部近傍のSCC挙動を評価した。また、SCC挙動に影響する材料因子として希釈による化学組成の変化に着目し、化学組成を模擬したモデル合金 (以下、希釈モデル合金と呼ぶ) を製作しSCC挙動を評価した。

2. 実験方法

2.1 供試材

(1) 溶接部材

溶接部材はSUS316の母材にV開先を施し、初層部をティグ溶接 (Tungsten Inert Gas, TIG溶接)、中間部を被覆アーク溶接 (Shielded Metal Arc Welding, SMAW) による多層盛りで製作した。中間部の溶接部材は、182合金または152合金の溶接棒を用いた。182合金と152合金および比較材のSUS316とMA600の化学組成を表1に示す。図1に溶接完了時の外観を、溶接材の開先形状およびマクロ組織の代表例を図2(a)に示す。溶接時の溶接熱歪による変形を避け、溶接熱影響部近傍の熱収縮による硬化を模擬するため、母材を拘束台に固定し溶接した。

図2(b)に、溶接線からの距離に応じた硬さ分布 (0.5mmピッチ) の、182溶接金属の例を示した。

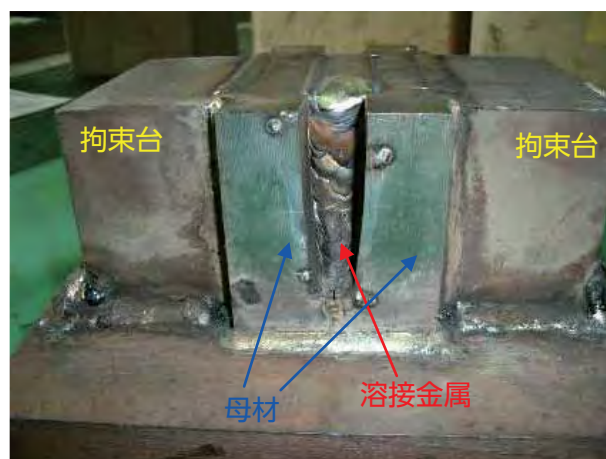
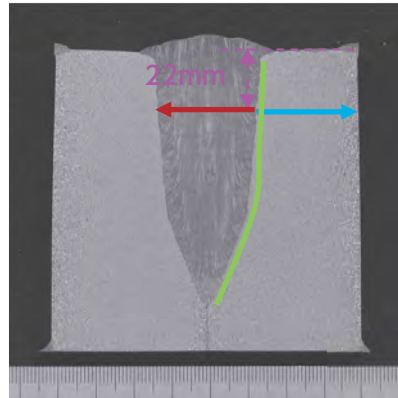


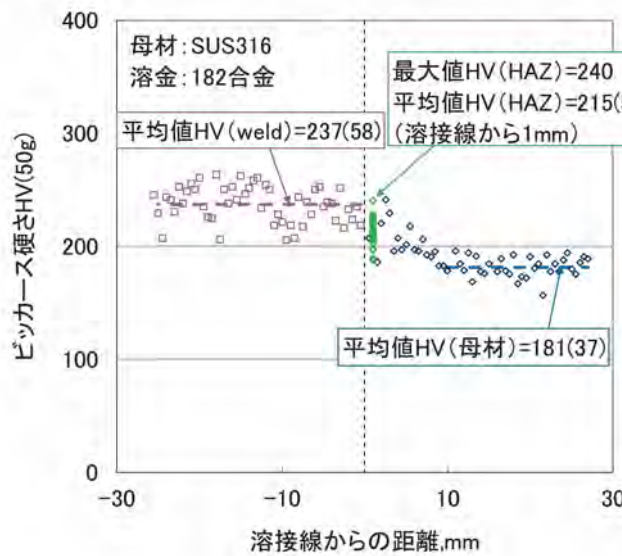
図1 溶接状況の外観

表1 供試材の化学組成 (%)

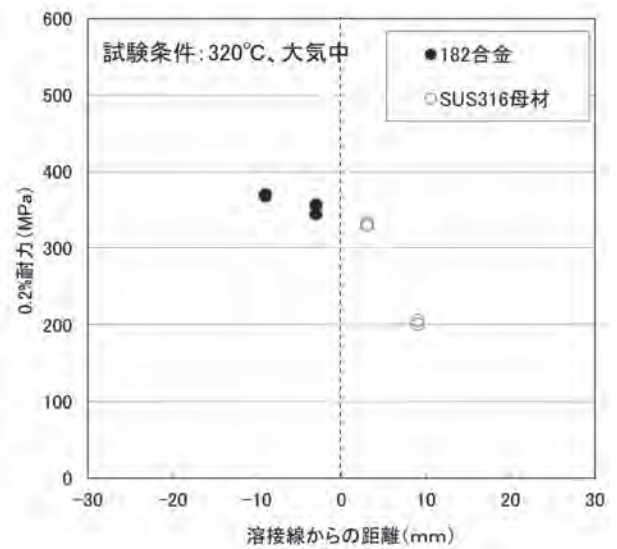
ID	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe	Nb+Ta	Ti
182合金	0.070	0.65	7.52	0.005	0.007	67.8	14.48	-	6.91	1.83	0.46
152合金	0.034	0.31	4.32	0.019	0.009	54.40	29.02	<0.01	10.21	1.47	0.09
SUS316	0.044	0.38	1.39	0.025	0.0002	11.22	16.26	2.05	残部	-	-
MA600	0.060	0.33	0.35	0.006	<0.001	76.26	16.02	-	6.94	0.012	-



(a) 硬さ測定位置



(b) 硬さ分布



(c) 機械的性質

図2 溶接部材の硬さ分布と機械的性質 (微小引張試験)

測定位置は図2 (a)に対応する。溶接金属中の硬さ (ビッカース硬さ) は平均HV (0.05) = 237 (58) で、カッコ内に示したバラツキは58と若干大きいものの、溶接境界部近傍で顕著な硬化や軟化は観察されなかった。母材の硬さ分布は、溶接線に向かって硬化する傾向を示し、溶接線から十分に離れた位置 (10~25mm) の平均硬さHV (0.05) = 181 (37) に対して、溶接部近傍 (1mm) の硬化量は、平均硬さHV (0.05) = 215 (55) まで硬化した。溶接部近傍 (1mm) の硬さも、溶接金属中と同様に、硬さのバラツキが若干大きい。これら溶接金属中および溶接熱影響部の硬さのバラツキの理由は、多層盛りによる溶接時の複雑な繰り返し熱履歴により、硬化と軟化が繰り返されるためと推察される。溶接部近傍 (1mm) の最大硬さはHV (0.05) = 240であり、この値は溶接金属中の硬さの平均値と同程度であった。152溶接金属についても、同様の硬さ分布を測

定し、類似の傾向を確認した。

図2 (c)に、溶接線からの距離に応じた0.2%耐力 (320°C) を示した。丸棒引張試験は3mmφの小型試験片で実施した。0.2%耐力は、溶接金属中と溶接熱影響部 (溶接線から3mm) の値がほぼ同等であった。すなわち、溶接部近傍 (3mm) 0.2%耐力は、溶接時の熱歪により上昇したものと考えられる。

SCC進展試験にはASTM標準0.5tCT試験片を用いた。試験片採取方位と溶接線の関係を図3に示す。試験片板厚中央部に溶接線が位置するように採取した (採取方位A)。182合金については、希釈部近傍に予き裂先端が位置するように採取した (採取方位B) も併用した。

(2) 希釈部モデル合金

182合金 (68%Ni-15%Cr) とSUS316 (16%Cr-11%Ni) の接合では、Crは濃度差がほとんどなく、

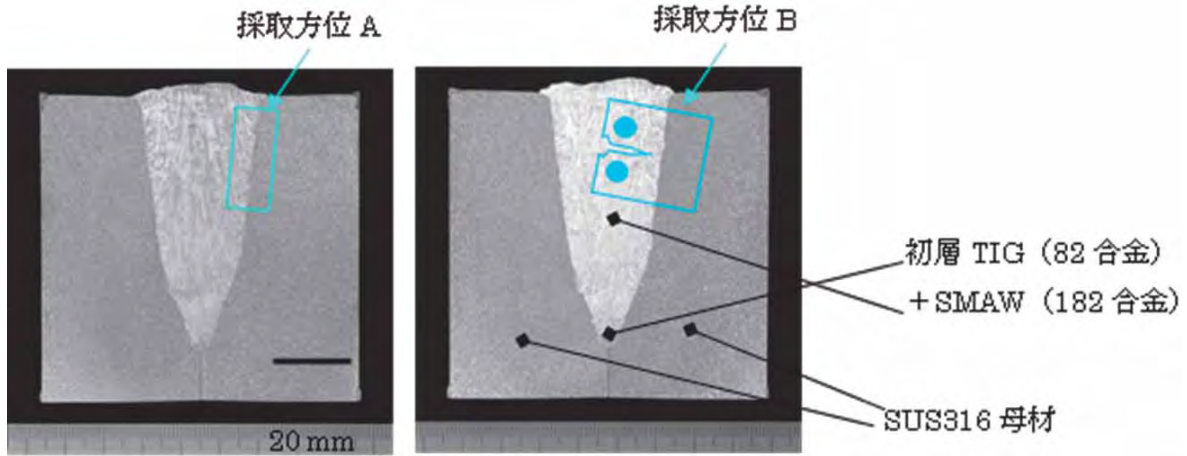


図3 溶接部材の断面マクロ組織と試験片採取方位

16%程度だが、濃度差の大きいNiは11~68%の間で変化する。そこでCr濃度を16%で固定したFe-16%Cr-x%Ni (x=16,20,25,32,40,50,60) 7種を用いた。また、152合金 (54%Ni-29%Cr) とSUS316 (16%Cr-11%Ni) の接合では、Cr濃度についても16~29%の間で変化するため、20%Crまで増量したFe-20%Cr-x%Ni (x=25,40) 2種を用いた。これらの合金には、微量元素として0.03%C, 0.3%Si, 0.4%Mnを目標組成として添加されている。また、実用鋼相当の熱間鍛造、熱間圧延を施した後、1030℃で溶体化熱処理した。ステンレス鋼配管との溶接部については、溶接時および溶接後の熱鋭敏化を避けるため、低合金鋼などで施工される応力除去焼鈍は施工されないことが多い。したがって、この部位の評価には溶接熱歪

を考慮した評価が必要と考えた。そこで、モデル合金に対しては、圧下率20%の冷間圧延 (cold work, CW) を施し、T-L方位で0.5tCT試験片を採取しSCC進展試験に供した。比較材のSUS316, MA600合金についても20%CW後、T-L方位で0.5tCT試験片を採取し、SCC進展試験に供した。

図4に、各モデル合金の材料強度 (320℃の0.2%耐力と常温の硬さ) をNi濃度に対して示す。20%CWモデル合金の材料強度は、実用鋼であるSUS316やMA600に比べて若干低い。各々のモデル合金の硬さ、0.2%耐力の差は小さい。また、平均結晶粒径についても80~340μmの範囲内で、概ね同程度であった。

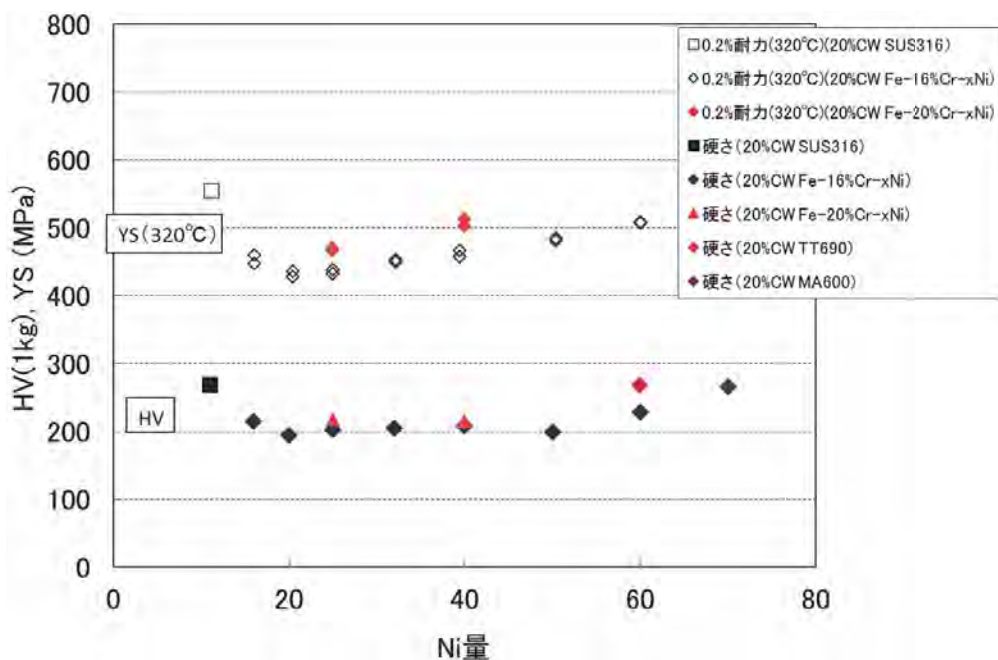


図4 希釈部モデル合金の機械的性質のNi濃度依存性

2.2 SCC進展試験

SCC進展試験は、320℃でPWR1次冷却材模擬水中(500ppm B, 2ppm Li, 30 cc H₂ / kg · H₂O)で行った。試験時間は、920h以上とした。最もSCC進展が遅いと想定された152合金/SUS316溶接部材は、総試験期間として7,963hとした。試験開始時の応力拡大係数Kは、30 MPa√mとし、SCC進展が遅いことが予想された部材については、初期に周期的除荷(台形波条件)を付与し、その後定荷重条件に変更した。台形波条件は、応力比R=0.7、保持時間(T_{HOLD})14400s、除荷(T_{Fall})、再負荷(T_{Rise})時間60sと、応力比R=0.7、T_{HOLD}=9,000s、T_{Fall}、T_{Rise}=500sを併用した。一部のSCC進展試験に当たっては、直流電位差法(direct current potential drop, DCPD)によりき裂をモニタリングし、台形波期間を調整した。台形波条件とその期間は試験毎に異なるため、各々破面観察結果に併記した。

SCC進展試験終了後、試験片を大気中疲労試験機で強制開放し、デジタルマイクロスコープおよび走査型電子顕微鏡(scanning electron microscopy, SEM)で破面を観察し、破面形態とSCC進展深さを評価した。SCC進展深さは、板厚方向に等間隔に10点計測しその平均値とし、台形波条件と定荷重条件の分離はせず、総試験時間で除し平均SCC進展速度を求めた。

採取方位Bの試験片は、試験片端面から3mmの位置で切断し、き裂の断面観察、組成分布測定、結晶方位分布の測定を実施した。組成分布の測定は、SEM付属のエネルギー分散型X線分析(energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS)装置を、結晶方位分布の測定は、電子線後方散乱回折(Electron Back Scatter Diffraction, EBSD)装置を用いた。

3. 実験結果

3.1 溶接部材のSCC進展挙動

(1) 182合金/SUS316溶接金属

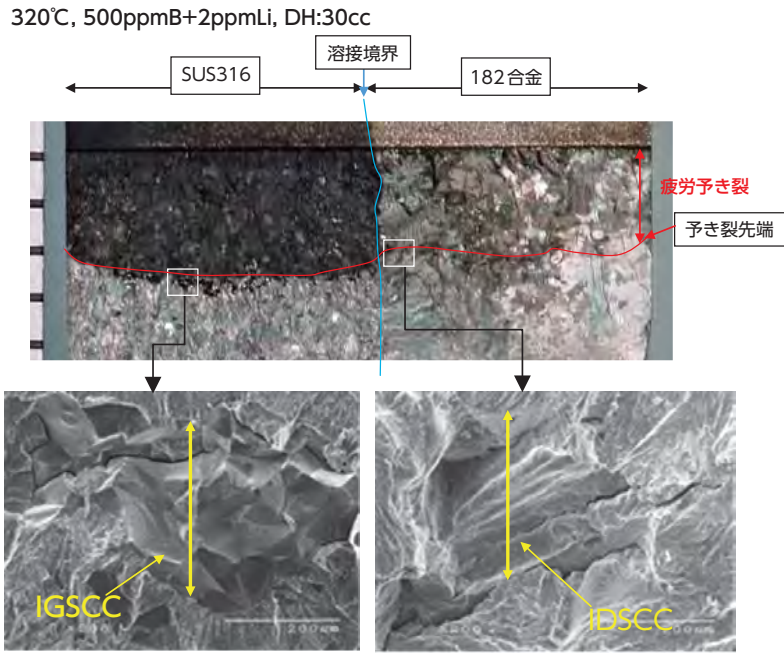
図5に182合金/SUS316(採取方位A)のSCC進展試験後の破面観察結果の代表例を示す。182合金とSUS316の両方でSCC進展が観察され、前者はデンドライト境界(Inter dendrite, ID)型のSCC破面、後者では粒界(inter granular, IG)破面が観察された。図の下部に、試験片板厚を10分割し、10

点計測したSCC深さを示す。測定位置は左側5点がSUS316母材に位置し、右側5点は182合金に位置する。182合金では、溶接線から0.2mmの位置で0.28mm深さのSCCが観察されたが、溶接線から3.8mmの位置でSCCが観察されない部位があり、溶接線からの距離に応じて、SCC挙動が異なるようにも見える。溶接金属のSCC進展は、歯状に進展することが報告されており、溶接境界部近傍でなくともSCC進展速度は、場所により異なる⁽⁸⁾。そこで、溶接部材のSCC挙動については、過小評価を避けるためSCC深さの最大値を用いてSCC進展速度を評価することとした。SUS316側で観察されたIG破面は、溶接熱歪による硬化の影響でIGSCCを示したと考えられるが、溶接部近傍の硬さは溶接線からの距離に応じて変化するので、この場合もSCC深さの最大値を用いてSCC進展速度を評価した。

図6に、182合金/SUS316(採取方位B)のSCC進展破面の代表例を示す。予き裂の先端が、溶接線の近傍に位置するように調整し、SCC進展試験を実施した。破面はIDSCCを呈し、また局部的にSUS316母材にまで侵入する部位が存在した。その部位ではIGSCC破面を呈していた。計測したSCC深さを図中下部に表でまとめた。材質の欄に182と記載した部位は、SCC先端が182溶接金属内であったもの、182+316と表記した部位は、溶接線を超えてSUS316までSCCが侵入した部位である。

図6の矢印で示した位置のき裂断面近傍(希釈部近傍)の元素分布を、EDSで確認した結果を図7に示す。それぞれ同一視野のSEM像、Fe, Cr, Niの元素マッピング像である。図右端にSEM像のコントラスト、およびFe, Ni濃度が大きく変化するところが溶接線であり、上矢印で示した。この溶接線から左側が182溶接金属である。この観察例では溶接線から約0.6mmの位置に予き裂先端が位置する。Feの元素マップで見ると、溶接線と予き裂先端の間に、Fe濃度のムラが観察される。これに対応してNiにもムラが観察されるが、Crでは観察されない。溶接境界部近傍のいわゆる遷移域(成分混合が不十分で、希釈による変化が大きい部位)は、この観察例では0.6mm程度の範囲であった。

図7のき裂断面近傍をEBSD測定した結果を図8に示す。図8(a)はイメージオリテンション図で、図8(b)は結晶方位分布図である。このき裂断面でもSCCは溶接金属中のID粒界を進展していることが確認

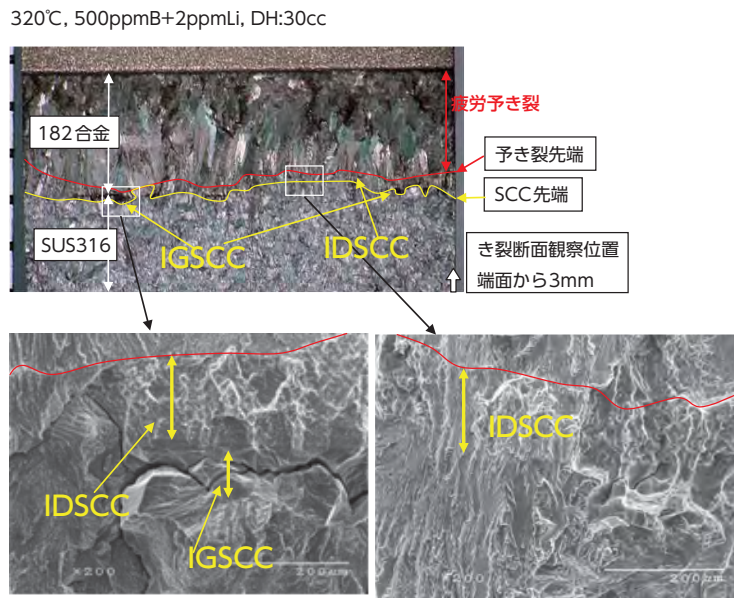


材質	SUS316					182合金				
距離	-5.8	-4.6	-3.4	-2.2	-1.0	0.2	1.4	2.6	3.8	5.0
深さ	0.19	0.23	0.35	0.19	0.16	0.28	0.12	0.12	0	0.09

距離：溶接線からの距離，深さ：SCC深さ，単位：mm

台形波：Kmax ≒ 30MPa√m, 870h (R=0.7, T_{HOLD}:14,400s, T_{Fall} and T_{Rise}:60s)
 定荷重：K ≒ 30MPa√m, 1,140h

図5 溶接部材の破面代表例 (182合金/SUS316：採取方位A)



材質	182	182+316	182	182	182+316	182	182	182	182	182+316
深さ	0.15	0.24	0	0.17	0.27	0.24	0.08	0.12	0.37	0.19

深さ：SCC深さ，単位：mm

台形波条件：Kmax ≒ 30MPa√m, 870h (R=0.7, T_{HOLD}:14,400s, T_{Fall} and T_{Rise}:60s)
 定荷重条件：K ≒ 30MPa√m, 1,140h

図6 溶接部材の破面代表例 (182合金-SUS316：採取方位B)

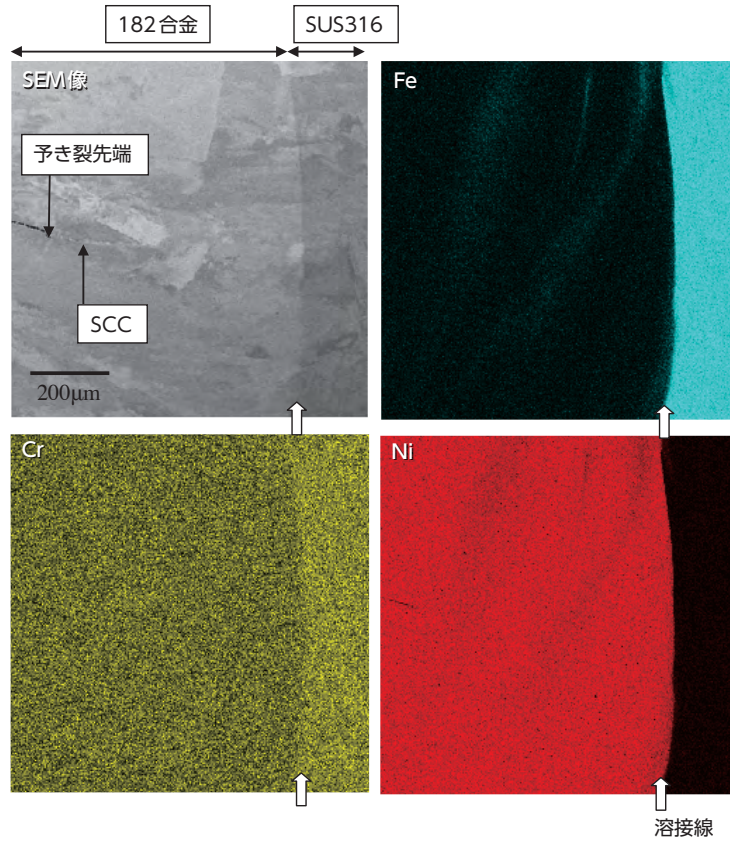
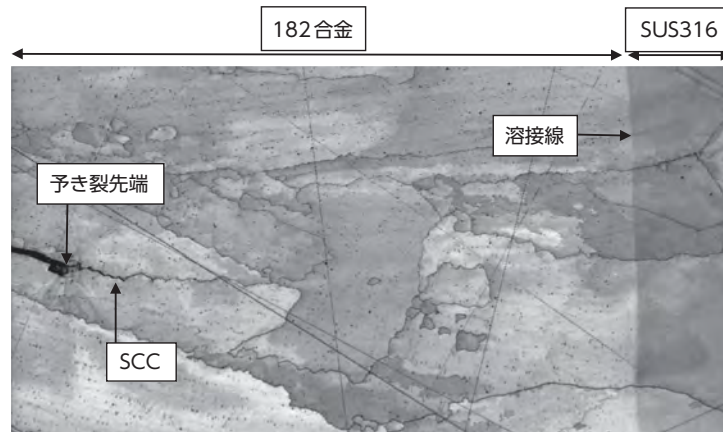
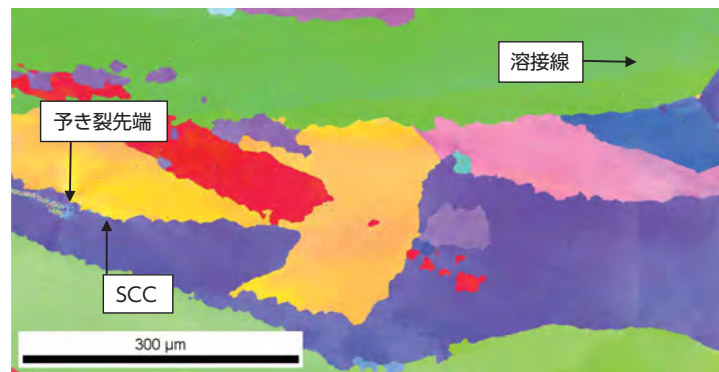


図7 溶接部材のき裂断面観察 (EDS 元素マップ) (182合金-SUS316: 採取方位B)



(a) イメージオリティ (Image quality)



(b) 結晶方位図 (Inverse pole figure)

図8 溶接部材のき裂断面観察 (EBSD マップ) (182合金-SUS316: 採取方位B)

されたが、SUS316には到達していなかった。182合金とSUS316の金属組織は、溶接組織と溶体化組織で異なるが、粒界は連続的に存在し、溶接線で途切れる部位はなかったので、十分な試験時間があれば、いずれSUS316に到達したものと考えられる。

(2) 152溶接金属

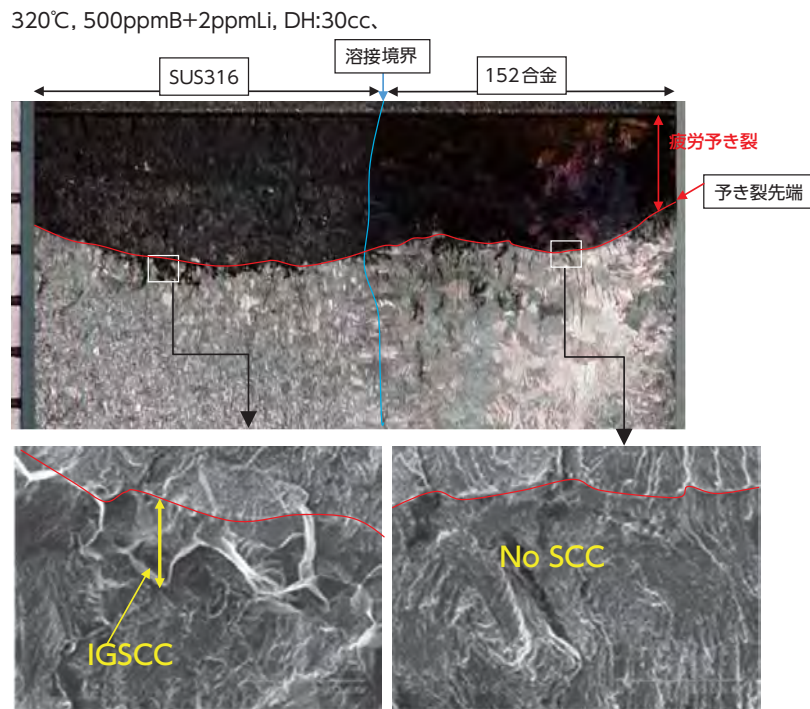
図9に152合金/SUS316（採取方位A）のSCC進展試験後の破面観察結果を示す。152合金側で溶接境界部近傍を含めてSCC進展が観察されなかった。初期の台形波条件と定荷重試験時間は、図中台形波1と定荷重1に記載した。この初期段階のSCC進展試験中、DCPDによる明確なSCC進展が確認されなかったため、再度台形波条件で試験を開始し、定荷重条件とした。その試験条件は、台形波2と定荷重2に記載した。総試験時間として7,963hの試験を実施し、SCC進展が観察されなかったため、152

合金は、耐SCC性が良好と考えられる。

152合金/SUS316溶接部材のSUS316で粒界(intergranular, IG)破面が観察された。この溶接部材においても、182合金/SUS316溶接部材と同様に、溶接部近傍で硬化傾向を示すので、溶接熱歪の影響で加工硬化し、IGSCCを示したと考えられる。

(3) SCC進展速度

以上の破面から得られたSCC深さの最大値から最大SCC進展速度を評価し、Ni濃度に対してプロットしたものを図10に示す。182合金/SUS316溶接部材の182合金側の最大SCC進展速度は、132合金で報告されているもの⁽⁸⁾と同程度かそれよりも遅く、溶接境界部近傍でSCC進展が特異に促進される可能性は低いことが示唆された。152合金/SUS316溶接部材の152合金側のSCC進展は、7,963hの長時間浸漬後も全く観察されず、この152合金は溶接境界



材質	SUS316					152合金				
距離	-5.6	-4.4	-3.2	-2	-0.8	0.4	1.6	2.8	4.0	5.2
深さ	0.02	0.10	0.06	0.36	0	0	0	0	0	0

距離：溶接線からの距離、深さ：SCC深さ、単位：mm

台形波1：Kmax ≒ 30MPa√m 284h (R=0.7, T_{HOLD}:14,400s, T_{Fall} and T_{Rise}:60s)
 定荷重1：K ≒ 30MPa√m 2,256h
 台形波2：Kmax ≒ 30MPa√m 381h (R=0.7, T_{HOLD}:9,000s, T_{Fall} and T_{Rise}:500s)
 定荷重2：K ≒ 30MPa√m 5,043h
 総試験時間： 7,963h

図9 溶接部材の破面 (SUS316-152合金：採取方位A)

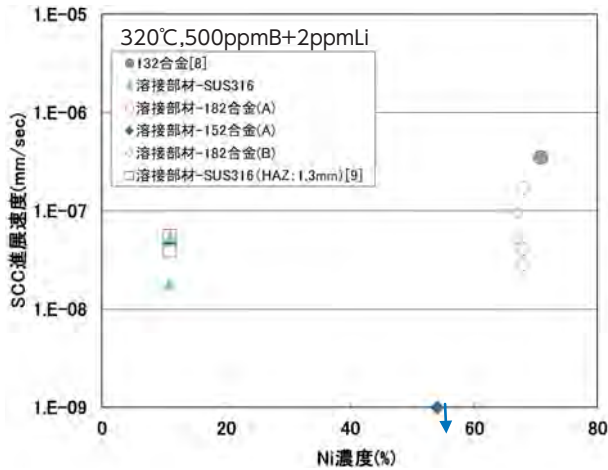


図10 溶接部材のSCC進展速度

部を含め耐SCC性が良好であることが確認された。

SUS316のSCC進展速度の最大深さは、溶接線から2～3mmの位置で観察された。溶接線に平行にCT試験片を採取し、溶接熱影響部(HAZ:1.3mm)でSCC進展速度⁽⁹⁾を評価した結果を図10に比較として示す。本研究のSUS316側の最大SCC進展速度と、溶接熱影響部(HAZ:1.3mm)SCC進展速度は同程度であった。これらの評価に用いた溶接部材は、溶接金属が異なるものの、溶接開先形状や溶接方法、溶接後の硬化量がほぼ同等であり、そのため同程度のSCC進展を示したものと考えられる。

3.2 希釈部モデル合金のSCC進展挙動

希釈部モデル合金Fe-16%Cr-x%Ni (x=16,20,25,32,40,50,60)の7種を図11に、および20%Crまで増量したFe-20%Cr-x%Ni (x=25,40)の2種の、SCC進展試験後の破面代表例を図12に示す。また図中に試験時間と平均SCC深さを示す。20%CW Fe-16%Cr-x%Niモデル合金、20%CW Fe-20%Cr-x%Niモデル合金のSCC進展試験後の破面は全てIG破面であった。比較材の20%CW SUS316、20%CW MA600も、SCC進展破面は全てIG破面を呈した。SCC深さから平均SCC進展速度を求め、Ni濃度に対して図13にまとめて示す。比較のため、20%CW SUS316と20%CW MA600のSCC進展速度を同時に示す。182合金/SUS316の希釈部を想定したFe-16%Cr-x%Niモデル合金では、SUS316やMA600と比較すると、母材や溶接金属部を大きく逸脱する速いSCC進展は観察されなかった。むしろ、16%～25%Niの範囲でSCC進展の一桁以上遅いデータが認められた。16%Niと25%Niの試験時間は2,078h

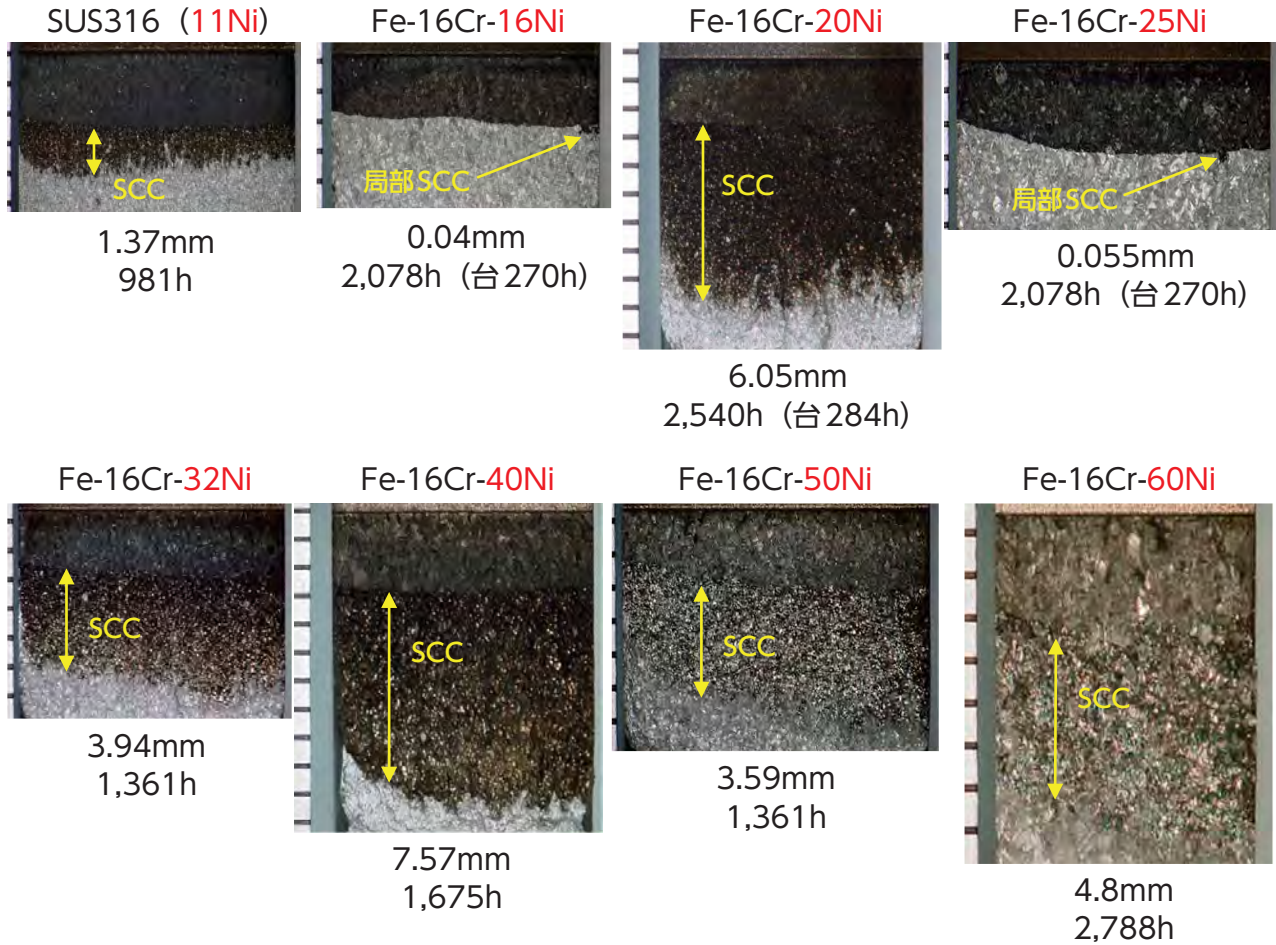
で、20%CW SUS316の981hの倍以上の時間であるが、初回の20%Niの試験時間は1,361hと若干短く、また台形波条件を付与していなかった。そこで、この抑制傾向の確証を得るためFe-16%Cr-20%Niモデル合金については、台形波条件を付与し且つ2,540hの長時間試験を実施したところ、他のNi濃度域と同等のSCC進展速度が得られた。図中※で示した遅いSCC進展を示すモデル合金(Fe-16%Cr-x%Ni, x=16,20,25)ではSCCが局部的にしか確認されておらず、試験時間も比較的短いため、この3条件については再現性を含めてさらなる検討が必要である。一方で、20%CW Fe-20%Cr-25%Niモデル合金については、台形波条件も付与し、5,423hの長時間試験においても、全くSCC進展を示さなかった。SCC進展が遅い場合に、どの程度の試験時間浸漬すれば、十分な評価となるかは議論の分かれるところであり、今後このSCC抑制傾向については、さらに確認を実施する必要がある。

4. 考察

溶接部材と、希釈部モデル合金のSCC進展評価から、溶接境界部近傍に特異にSCC進展を速めるような部位が存在する可能性は低いものと考えられた。希釈部モデル合金のSCC進展では、むしろNiおよびCrの組成によって、SCC進展が抑制される可能性が示唆された。

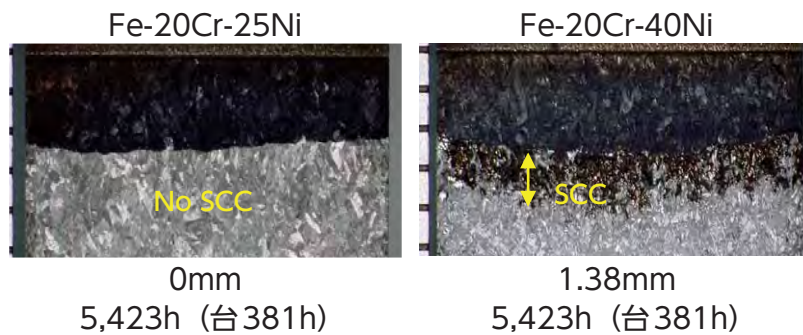
まず、前述のとおり、限られた浸漬時間であるものの、20%CW Fe-16%Cr-x%Niモデル合金の16%～25%Niの範囲でSCC進展の遅い傾向が認められた。Coriuらが報告したSCC挙動では、350℃と高温ではあるが、SUS316とMA600の間の中間的Ni濃度でSCCの抑制が報告されている⁽¹⁰⁾。また、モデル合金における340、360℃のSCC進展挙動において、Ariokaらも類似の挙動を報告している⁽¹¹⁾。このような中間的なNi濃度において、SCCが抑制される明確な機構について現時点明らかではないが、320℃においても類似のSCC挙動が観察されたものと推察される。ただし、試験時間や再現性の問題も残されているので、今後更なる検証とともに、SCC抑制機構の観点から検討が必要である。

次に、希釈部モデル合金Fe-16%Cr-x%Ni (x=25,40)に対して、Cr濃度の高いFe-20%Cr-x%Ni (x=25,40)でSCC進展は一桁程度抑制された(図13)。SCC進展のCr濃度影響を、ステンレス鋼組成を基



台形波: $K_{max} \approx 30\text{MPa}\sqrt{m}$ 270~284h ($R=0.7, T_{HOLD}:14,400s, T_{Fall}$ and $T_{Rise}:60s$)
 定荷重: $K \approx 30\text{MPa}\sqrt{m}$ 破面の下に記載
 (台形波は、 $x=16,20,25\text{Ni}$ でのみ実施.)

図11 希釈部モデル合金 (20%CW, Fe-16%Cr-x%Ni) のSCC進展破面 320°C, 500ppmB+2ppmLi, DH:30cc



台形波: $K_{max} \approx 30\text{MPa}\sqrt{m}$ 381h ($R=0.7, \text{Hold time}:9,000s, \text{down and rising time}:500s$)
 定荷重: $K \approx 30\text{MPa}\sqrt{m}$ 5,043h

図12 モデル合金 (20%CW, Fe-20%Cr-x%Ni) のSCC破面 320°C, 500ppmB+2ppmLi, DH:30cc

本としたモデル合金で調べた結果として、PWR環境のような低電位環境下においてもCrの増加 (12~20%Cr) に伴いSCC進展が抑制されることが報告されている⁽¹²⁾。本報告の希釈部モデル合金は、

ステンレス鋼に比べて高Niであるが、材料中のCrの増加は、SCC進展抑制に寄与することが示唆される。20%CW Fe-20%Cr-40%Niについては、SCC進展が抑制されるものの、 10^{-7}mm/sec 程度のSCC

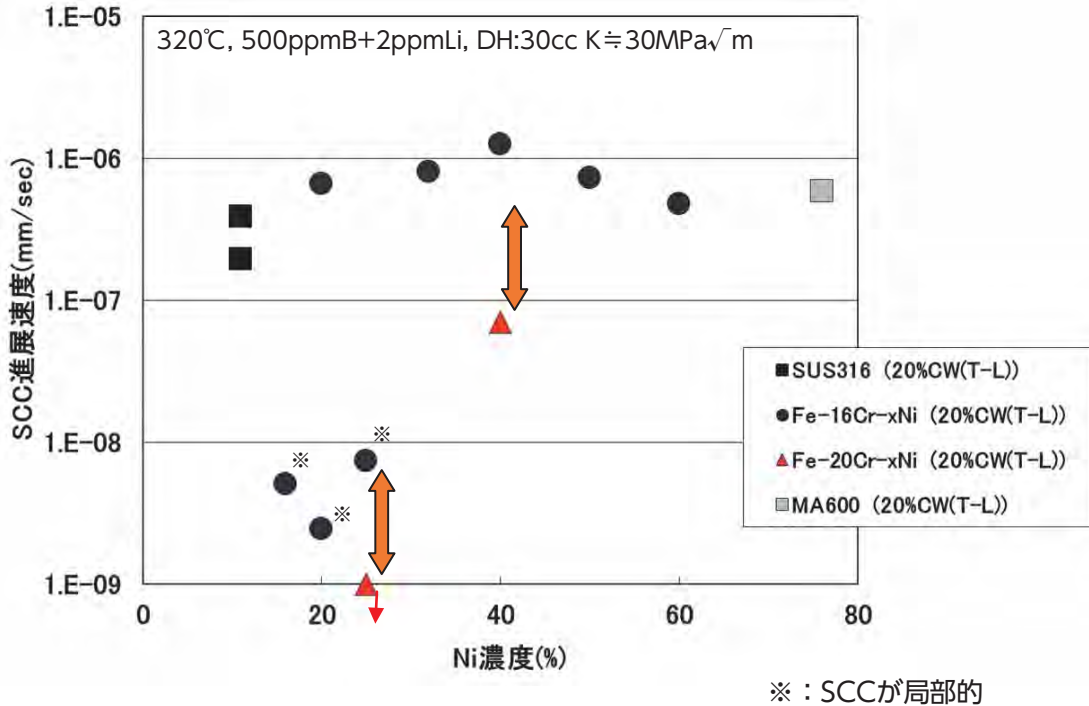


図13 希釈部モデル合金のSCC進展速度のNi濃度依存性

進展が観察された。これらの材料は非鋭敏化材であるが、20%CW Fe-20%Cr40%Ni材で、シュウ酸エッチングにより、粒界溝状組織が部分的に観察され、粒界で微量な炭化物の析出とCr欠乏が生じている可能性が示唆された。Ni濃度の高い600合金では、炭素の溶解度がFe基合金に比べて低いため、溶体化処理材においても粒界炭化物が析出し粒界Cr濃度が低下する⁽¹³⁾。690系Ni基合金の52,152合金においても、粒界上に $M_{23}C_6$ 炭化物の析出と同時に粒界Cr濃度の低下が報告されている⁽¹⁴⁾。今後希釈部モデル合金の粒界性状については、溶接境界部近傍の152合金も含め、粒界炭化物や粒界組成なども考慮した詳細検討により、SCC抑制機構の検討が必要である。

5. まとめ

Ni基系溶接金属である182/152合金と、母材SUS316の異材溶接部を想定し、その希釈部のPWR環境下のSCC挙動を調べた結果、以下の結果を得た。

182合金溶接部ではSCC進展が確認されたが、他の600系Ni基溶接金属で報告されているSCC進展を超える部位は確認されなかった。152溶接金

属部では、溶接境界近傍を含めて有意なSCC進展は観察されなかった。希釈部の化学組成を想定した7種のモデル合金(20%CW Fe-16%Cr-x%Ni (x=16,20,25,32,40,50,60))のSCC進展速度は、20%CW SUS316と20%CW MA600のそれを大きく逸脱するものではなく、この範囲の化学組成はSCCを促進するものではないものと考えられた。また、Cr濃度を20%まで増加させた(20%CW Fe-20%Cr-x%Ni (x=25,40))モデル合金では、同一Ni量の16%Crのモデル合金に対してSCC進展の抑制が確認された。以上の結果から、182合金および152合金とSUS316異材溶接部で、特異にSCC進展を速めるような部位が存在する可能性は低いものと考えられた。また、152合金とSUS316異材溶接部では、希釈部を含めてSCCが抑制されることが示唆された。

希釈部モデル合金Fe-16%Cr-x%Ni (x=16,20,25,32,40,50,60)のNi濃度16%~25%の範囲で、SCC進展の遅い傾向が認められ、SCCが抑制される可能性が示唆された。ただし、20%Niについては、他のNi濃度と変わらないSCC進展も観察されているので、今後更なる検証とともに、SCC抑制機構の観点から検討が必要である。

6. 謝辞

本研究を遂行するにあたり、腐食試験の実施や各種分析の前処理にあたっては、(株)原子力安全システム研究所 材料グループ 村上公治氏、平尾充司氏（現関電プラント）、高瀬亮人氏（現東洋紡）の多大な協力があつた。この場を借りて謝意を表します。

7. 参考文献

- (1) 向井善彦, ステンレス鋼の溶接, 日刊工業新聞社 (1999 (第2版))
- (2) G.F. Li, J. Congleton, Corrosion Science 42, pp.1005-1021 (2000).
- (3) 堀内 寿晃, 近藤晃弘, 桑野和弘, 材料と環境, 60, pp.132-134 (2011).
- (4) 佐藤昭規, 岩渕雅彦, 比内正勝, 辻川茂男, 第58回材料境と環境討論会, D102 (2011).
- (5) 国谷治郎, 竹田陽一, 庄子哲雄, 第58回材料境と環境討論会 D103 (2011).
- (6) 水谷晃, 酒井潤一, 第58回材料境と環境討論会 D104 (2011).
- (7) Juan Hou, Qunjia Peng, Yoichi Takeda, Jiro Kuniya, Tetsuo Shoji, Corrosion science 52, pp.3949-3954 (2010).
- (8) 独立行政法人 原子力安全基盤機構, “平成20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”, (2009).
- (9) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, INSS JOURNAL Vol.17, pp.150-158, (2010).
- (10) H. Coriou, L. Grall, S. Vettier, Stress Corrosion Cracking of Inconel in High Temperature Water (Amsterdam: North Holland Publishing Co. 1960) , pp.161-169.
- (11) K. Arioka, T. Yamada, T. Mityamoto and M. Aoki, Corrosion Vol.70, No.7, pp.695-707 (2014).
- (12) Koji Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G Chiba, Corrosion Vol.62, No.7, pp.568-575 (2006).
- (13) 戸塚信夫, 寺地巧, 山田卓陽, INSS JOURNAL Vol.13, p205-215, (2006).
- (14) 戸塚信夫, 寺地巧, 山田卓陽, INSS JOURNAL Vol.14, p222-238, (2007).