

ニッケル基合金溶接部の SCC き裂進展に関する 機構論的研究 (その1)

Mechanistic Study on SCC Crack Propagation of Welded Ni based Alloy
- Phase 1 -

戸塚 信夫 (Nobuo Totsuka)* 寺地 巧 (Takumi Terachi)* 山田 卓陽 (Takuyo Yamada)*

要約 加圧水型原子炉 (PWR) 1次冷却水中で Ni 基合金が SCC を起こすことが知られている。近年になってその溶接材に関する検討が行われ、母材よりも溶接材の方が速い SCC き裂進展速度を有することが報告されている。本研究では、この母材と溶接材における SCC き裂進展挙動の差異を機構論的に解明することを目的とし、600 合金系の母材 4 種類と溶接材 2 種類の材料因子に関する検討を行い、影響因子として以下の 3 因子が挙げられることを明らかにした。

すなわち (1) MA 600 母材と溶接材では粒界性格分布が異なり、MA 600 母材では双晶粒界が 50% 程度と多くランダム粒界は 40% 程度であるのに対して、溶接材では双晶粒界は 5% 以下とほとんどランダム粒界が 90% 程度と多くなっている。(2) MA 600 母材と溶接材では粒界近傍部および全体平均のいずれにおいても硬度が異なり、溶接材の硬度は MA 600 母材に比較して 10% 以上高い。(3) MA 600 母材と溶接材では粒界析出物の種類が異なり、MA 600 母材では主として Cr_7C_3 であるが、溶接材では NbC となる。

キーワード 加圧水型原子炉, PWR, 高温高圧水, SCC, 応力腐食割れ, 600 合金, 硬度, 粒界性格分布, 粒界析出物, 溶接材

Abstract It is known that Ni based alloy suffered SCC in primary water of PWR. Recently, it has been clarified that SCC crack propagation of weld metal is faster than that of base metal. In this study, four base metals and two weld metals of alloy 600 have been examined to clarify the differences between SCC propagation behavior of weld metal and that of base metal mechanistically. As a result, it is revealed that following three metallurgical factors affect SCC propagation behavior. (1) Grain boundary character distributions in base metal are different from weld metal. In the base metal, fractions of twin grain boundary and random grain boundary are about 50% and about 40% respectively, whereas in the weld metal fractions of those are less than 5% and about 90% respectively. (2) Hardness in the vicinity of grain boundary and bulk of base metal are different from those of weld metal. The hardness of weld metal is harder than that of base metal by more than 10%. (3) Grain boundary precipitate in base metal is different from that in weld metal and is mainly composed of Cr_7C_3 , whereas NbC is dominant in weld metal.

Keywords pressurized water reactor, PWR, high temperature high pressure water, SCC, stress corrosion cracking, alloy 600, hardness, grain boundary character distribution, grain boundary precipitate, weld metal

1. 緒言

ニッケル基合金は強度、韌性に優れかつ溶接性、耐食性、加工性も良好であることから原子力発電所の管台溶接部や蒸気発生器細管等の重要部位で使用されている。しかしながら、PWR の蒸気発生器の伝熱管や原子炉容器上蓋管台等の高温高圧水環境において、ニッケル基である 600 合金が応力腐食割れ (stress

corrosion cracking, SCC) を起こす事例が報告され⁽¹⁾、一部では蒸気発生器の交換あるいは原子炉圧力容器上蓋の交換等の対策も実施されている⁽²⁾。

このようなニッケル基合金の SCC は、高経年化しつつある我が国の軽水型原子力発電所の安全性に影響する重要な事象と考えられ、国レベルでの安全研究重要課題の一つとして取り上げられ研究が行われてきた⁽³⁾⁽⁴⁾。その成果として、SCC き裂進展速度に関

* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

するデータ整備が進みつつあるが、その詳細な機構については水素⁽⁵⁾⁽⁶⁾、内部酸化⁽⁷⁾⁽⁸⁾、溶解⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾等が作用しているとの種々の仮説が提案されているが未解明な部分が多く残されている。また、溶接材については近年までSCC事例の報告がなかったことから検討例は多くないが溶接金属中のTi, Nb等の微量添加元素に着目した研究⁽¹¹⁾⁽¹²⁾や、MA 600母材よりもき裂進展速度が速いとした報告が行われている⁽³⁾⁽¹³⁾。これらのことから、種々のニッケル基合金のPWR環境中におけるSCCき裂進展挙動を機構論的に説明することは安全研究の重要な課題の一つと考えられる。

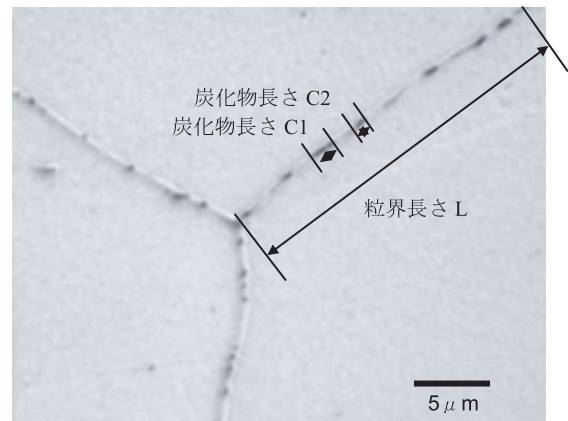
本研究では以上のような認識に基づき、SCCき裂進展挙動の機構論的解明を目的とする研究の第一段階として、先行研究⁽³⁾で使用された600合金系材料の材料分析を行い、溶接材とMA 600母材のSCCき裂進展速度に影響を与えている可能性のある材料因子について検討し得られた知見について報告する。なお今後の研究として、これら材料因子の検討の他に、SCCき裂先端構造の分析、表面皮膜構造の分析および材料の変形クリープ変形挙動、材料の水素吸収挙動等の検討を行い、SCCメカニズムについて総合的に研究する予定である。

2. 分析方法

2.1 供試材

試験に用いた材料は先行研究⁽³⁾で使用された4種類のMA 600合金と溶接材の132合金、82合金の合計6

種類である。化学成分および粒界炭化物占有率と熱処理条件をそれぞれ表1および表2に示す。また図1と図2に、それぞれ粒界炭化物占有率の測定方法とシュウ酸電解エッチング後に光学顕微鏡観察した各試料の金属組織を示す。MA 600系4鋼種はそれぞれ化学組成と熱処理条件が僅かに異なり、図2に示した組織観察図でも粒形に差が認められる。また、溶接材2鋼種ではデンドライト組織を構成しており、MA 600母材とは材料組織が大きく異なることが確認される。



1. 鏡面まで研磨した試験片をシュウ酸により電解エッチングし、炭化物を可視化する。
2. デジタルマイクロスコープにより5000倍で観察し、炭化物長さを計測。
3. 炭化物の積算長さを評価対象とした粒界長さで除することにより炭化物占有率を算出。

$$\text{炭化物占有率} = \frac{(\text{炭化物長さ } C1 + C2 + C3 + \dots)}{\text{粒界長さ } L} \times 100$$

図1 炭化物占有率の評価方法

表1 供試材の化学組成 (wt%)

種類	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Fe	Cr
MA600 A 材	0.020	0.30	0.32	0.008	<0.001	0.04	73.15	8.46	16.33
MA600 B 材	0.060	0.33	0.35	0.006	<0.001	0.03	76.26	6.94	16.02
MA600 C 材	0.031	0.27	0.40	0.002	0.001	0.02	72.97	8.95	16.12
MA600 D 材	0.030	0.14	0.16	0.001	<0.001	0.01	74.88	8.58	15.39
132 合金	0.042	0.21	2.72	0.004	0.004	0.01	70.78	7.93	15.21
82 合金	0.036	0.27	1.91	0.001	0.001	0.02	73.81	3.80	17.24

種類	Mo	Ti	Nb	Al	Ca	B	O	N
MA600 A 材	0.06	0.21	0.011	0.15	0.0001	0.0001	0.001	0.013
MA600 B 材	0.02	0.23	0.012	0.11	<0.0001	0.0001	0.001	0.0023
MA600 C 材	0.01	0.41	0.090	0.22	<0.0001	0.0003	<0.001	0.0012
MA600 D 材	0.07	0.10	0.010	0.18	0.0002	0.0001	<0.001	0.0043
132 合金	<0.01	0.002	1.76	<0.001	0.0002	0.0001	0.051	0.014
82 合金	0.01	0.29	1.57	0.061	<0.0001	0.0010	0.001	0.0071

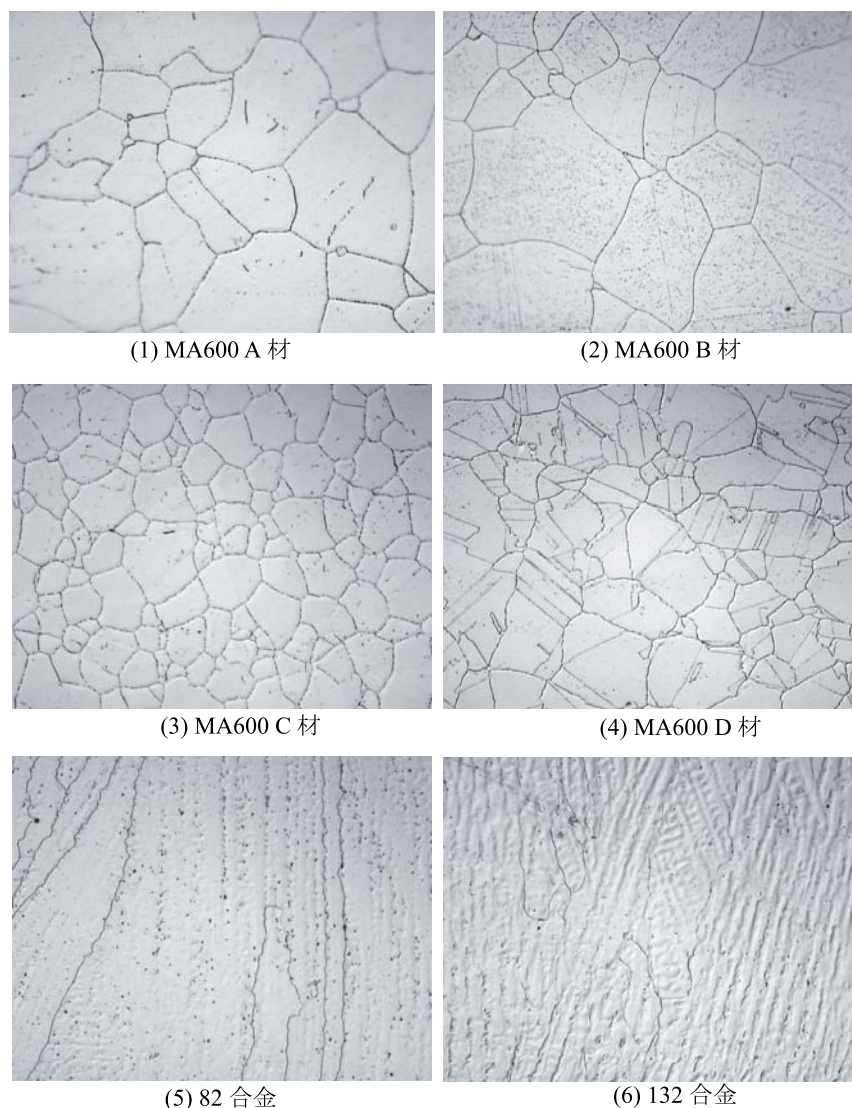


図2 供試材の組織

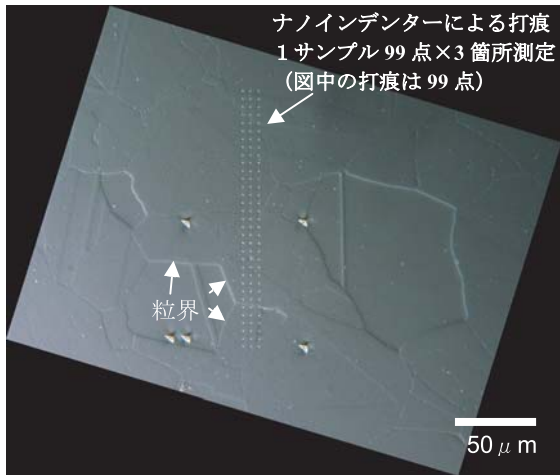
表2 粒界炭化物占有率とC量および熱処理温度

	粒界炭化物占有率	C量	熱処理温度
MA600 A 材	20%	0.020	975°C × 15min
MA600 B 材	20%	0.060	1050°C × 30min
MA600 C 材	46%	0.031	930°C × 60min
MA600 D 材	53%	0.030	800°C × 2hr
132 合金	47%	0.042	-
82 合金	70%	0.036	-

2.2 ナノインデントーによる粒界近傍硬さ分析

PWR 1 次冷却水中における Ni 基合金の SCC (primary water stress corrosion cracking, PWSCC) は材料の強度が高くなるほど進展速度が速くなることが知られており⁽¹⁴⁾ 材料の強度、硬度との関連が示唆されている。本研究では、PWSCC き裂の進展経路である結晶粒界に着目し、微小硬度測定装置 (以下、ナノインデントー) により粒界近傍部および粒内の硬度測定を行った。このナノインデントーによる硬さは圧子を試料に押し込む時の荷重 変位曲線から求められるもので、ピッカース硬度等とは評価方法が異なるため相互換算はできないが、数値が大きいほど硬いことを示すのは共通している。

試料表面は表面加工層の影響を取り除くために鏡面仕上げとし、最終処理条件を0.25 μmのコロイダルシリカを用いた1時間以上の研磨とした。測定にはエリオニクス社製のENT-1100を使用し、荷重200 mg、5 μmピッチで99点測定することを1試料につき3回行った。また、測定データは図3に示す方法で測定位置の粒界からの距離を計算して整理した。



ナノインデントによる測定例
(測定後の表面状態)
測定後に打痕の位置と粒界の位置を
コンピューターに取り込み、粒界から
の距離を計算 (μm)

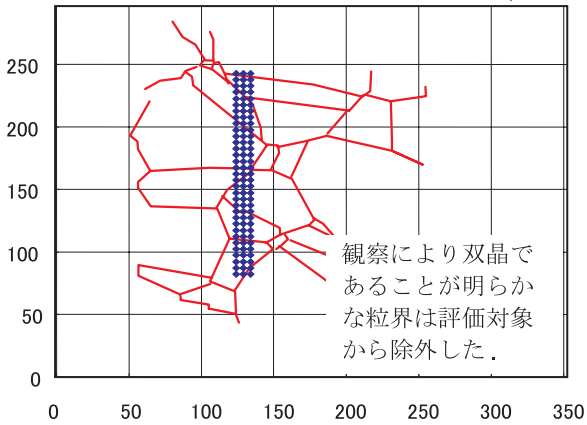


図3 ナノインデントによる硬度測定と粒界

2.3 EBSD法による結晶方位および粒界性格分析

結晶粒界特性を評価するためEBSD (electron backscatter diffraction) 法により粒界性格分布と結晶方位測定を行った。試料の前処理条件はナノインデントと同様とし、最終の分析面処理は0.25 μmのコロイダルシリカを用いた1時間以上の研磨とした。測定にはTSL社製の結晶方位解析装置 (OIM) を使い、1試料あたり約36,000点の測定を行った。

2.4 TEMによる粒界析出物分析および粒界組成分析

SCCき裂の進展に影響を与える可能性のある粒界析出物と粒界組成の分析を日立製作所製HF-3000型FE-TEM (field emission-transmission electron microscopy)を用いて行った。加速電圧は300 kVで行い、必要に応じて付属のSEM (scanning electron microscopy), STEM (scanning transmission electron microscopy), EDS (energy dispersive X-ray spectroscopy) を使用した。

2.5 AESによる粒界組成分析

TEM/EDSによる粒界組成分析を補完するため、強制的に水素脆化させた試料の粒界部と粒内部をAES (Auger electron spectroscopy) を用いて分析し、粒界組成の検討を行った。粒界破面は、小型平板引張り試験片 (平行部: 1×1.6×3 mm) に水素を電解チャージ (80 1N硫酸 + チオ尿素水溶液中, 300 mA/cm², 30時間) した後、室温大気中で0.05 mm/minの速度で引張り試験を行って現出させた。AES分析は大気中で付着した汚染層の影響を除くため、1 kVのAr⁺イオンスパッタリングを行いながら0.5分間のスパッタリ

表3 ナノインデントによる粒界近傍の硬さ測定結果

	ナノインデント 硬さの平均値	粒界からの距離 2 μmでの硬さの 平均値	ビッカース硬 さ (荷重:1kg) HV1
MA600 A 材	374	384	155
MA600 B 材	396	404	152
MA600 C 材	458	470	165
MA600 D 材	444	472	207
132 合金	506	525	239
82 合金	502	513	249

ング毎に組成分析を実施し、深さ方向のプロファイルを得た。なおスパッタリング速度はSiO₂換算で1.7 nm/minであり、一試料毎に粒界部4箇所、粒内部1箇所を分析した。

3. 分析結果と考察

3.1 ナノインデントーによる粒界近傍硬さ分析

ナノインデントーによる硬さ(ナノインデントーション硬さ)測定結果を図4に示す。いずれの試料でも粒界から2μm以内の硬さの平均値は全測定箇所の平均値と比較して、やや硬くなっており、かつMA600母材よりも溶接材の方が硬いことが明らかになった。参考のため表3にこれらの平均測定値とビッカース硬度の測定値を示すが、ビッカース硬度でも溶接材の方が硬いことはナノインデントーの測定値と共通している。

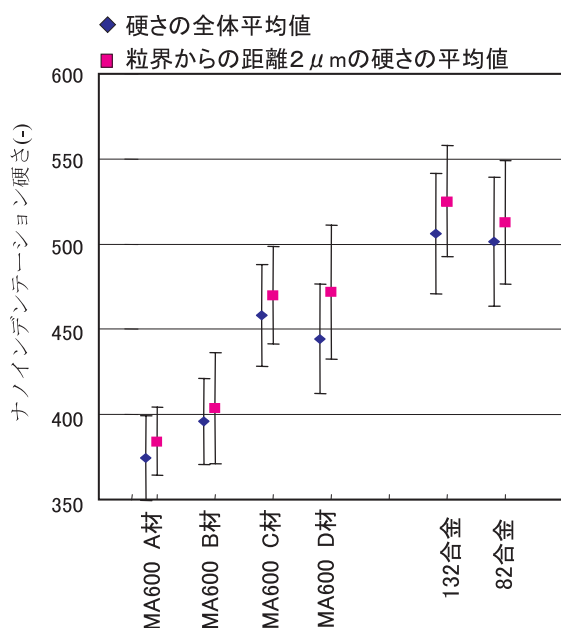
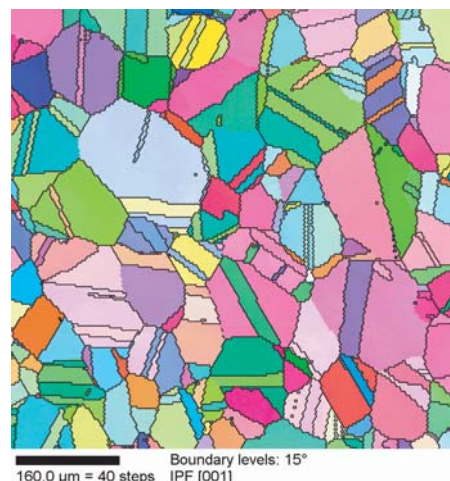


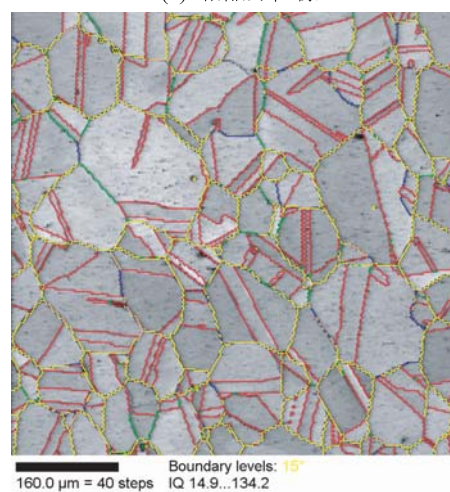
図4 粒界近傍のナノインデントーション硬さ測定結果
誤差表示は測定値(各297点)の標準偏差

3.2 EBSD法による結晶方位および粒界性格分析

EBSDによる結晶方位マッピングおよび結晶性格分析結果の一例(MA600 A材)を図5に示す。この図の上段(a)は[001]逆極点図から結晶の配向性を示



(a) 結晶方位像



(b) 対応粒界像

粒界性格による色分け (Σは対応粒界)	粒界の カウント数	総粒界数に対 する割合(%)
— Σ : 1	517	3.9
— Σ : 3	6949	52.2
— Σ : 5~33	771	5.8
— Σ : 35~49	251	1.9
— ランダム粒界	4837	36.3

図5 MA600 A材のEBSD測定結果

したものであり、色の分布に偏りが無いことから結晶方位に特定の配向性がないことがわかる。また、ここでは例示しないが他の試料についても特定の配向性を示すものは観察されなかった。

本研究では隣り合う測定点の方位差が15°以上となっている部位を結晶粒界と判定し、粒界をなす角度が2~15°である小角粒界(1)については亜粒界と考えて集計から除外した。結晶粒の対応関係の指標である値を分類したものをこの図の下段(b)に、その

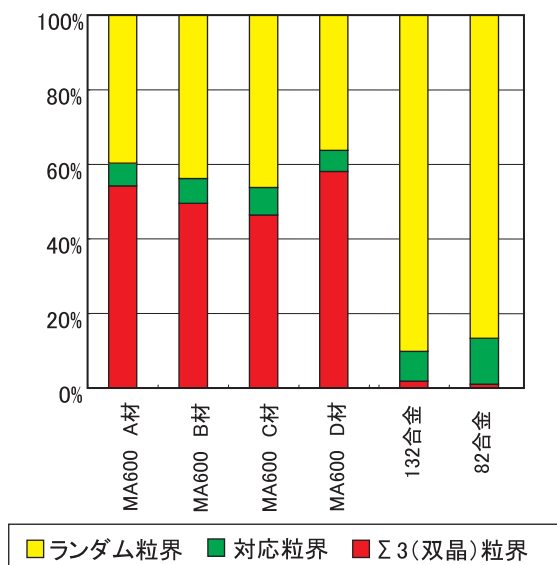


図6 対応粒界とランダム粒界の比

粒界性格分布のまとめを図6に示す。なお全粒界性格分布測定結果を表4に示す。この図から明らかな通り、溶接材ではランダム粒界が90%程度と圧倒的に多いのに対して、母材ではランダム粒界が40%程度と少なく、双晶粒界が50%程度を構成していることがわかる。一般にランダム粒界は粒界結合力が弱いと考えられるため、溶接材では結合力の弱い粒界の割合が多いといえる。

3.3 TEMによる粒界析出物分析および粒界組成分析

MA 600母材のTEMによる粒界析出物の分析結果の一例(MA 600 A材)を図7に示す。また電子線回折の結果から粒界析出物はほとんどが M_7C_3 タイプの炭化物であることが確認された。表5に示すEDS分

表4 粒界性格分布測定結果

試料名	全粒界の カウント数	$\Sigma 1$ 粒界の カウント数	$\Sigma 3$ 粒界の カウント数	対応粒界の カウント数	ランダム粒界の カウント数
MA600 A材	13325	517 (3.9%)	6949 (52.2%)	771 (5.8%)	5088 (38.2%)
MA600 B材	19749	3729 (18.9%)	7932 (40.2%)	1078 (5.5%)	7010 (35.5%)
MA600 C材	17395	471 (2.7%)	7848 (45.1%)	1261 (7.2%)	7815 (44.9%)
MA600 D材	15554	3024 (19.4%)	7285 (46.8%)	697 (4.5%)	4548 (29.2%)
132合金	7806	1507 (19.3%)	116 (1.5%)	503 (6.4%)	5680 (72.8%)
82合金	23573	15820 (67.1%)	80 (0.3%)	955 (4.1%)	6718 (28.5%)

()内は全粒界のカウント数に対する割合

表5 MA 600の粒界析出物の組成分析結果(wt%)

種類	Ni	Cr	Fe	Mn	Si
MA600 A材*	2.56	94.05	2.62	0.00	0.16
MA600 B材*	2.76	94.41	1.55	0.87	0.04
MA600 C材*	1.18	95.95	0.92	0.32	0.76
MA600 D材*	2.70	95.20	1.09	0.09	0.44

*: 析出物代表例 (Cr濃度の最も高いものを記載)

表6 132合金および82合金の粒内・粒界析出物の組成分析結果(wt%)

種類	Ni	Cr	Fe	Mn	Si	Nb	Ti
132合金(粒界)*	22.65	37.79	2.84	9.70	0.23	22.05	-
132合金(粒界)**	9.56	4.48	0.92	0.00	0.17	83.38	-
132合金(粒内)*	0.26	63.02	0.37	35.51	0.09	0.66	-
132合金(粒内)*	0.83	4.73	0.22	0.00	0.16	89.36	-
82合金(粒界)*	55.67	39.46	1.42	2.15	0.26	0.59	0.09
82合金(粒界)**	11.81	4.37	0.03	0.75	0.25	56.26	26.03
82合金(粒内)*	37.15	8.64	0.68	1.26	0.53	46.42	3.24
82合金(粒内)**	3.31	1.90	0.20	0.27	0.00	77.43	16.89

*: 析出物代表例 (Cr濃度の最も高いものを記載)

** : 析出物代表例 (Nb濃度の最も高いものを記載)

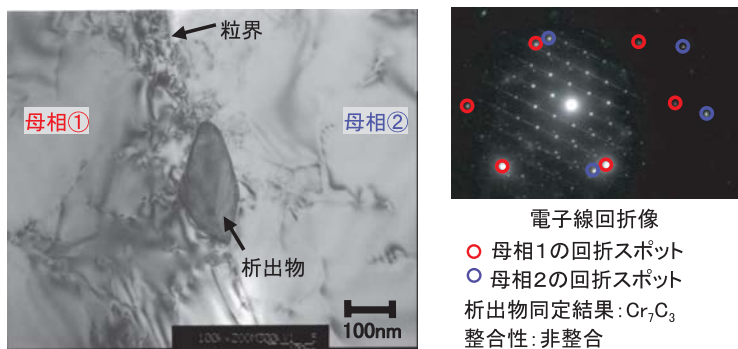
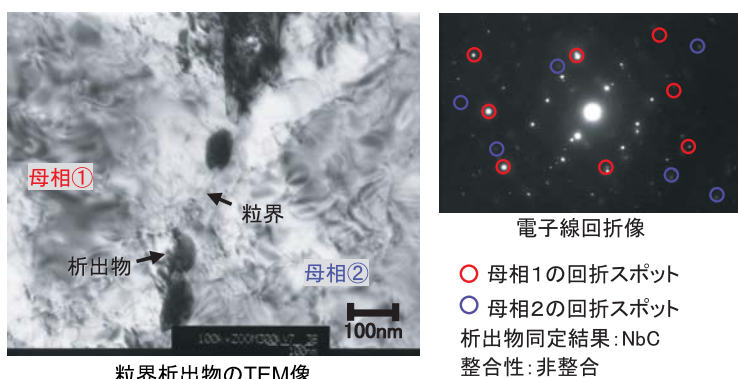


図7 MA 600 A材の粒界析出物



粒界析出物のTEM像

図8 溶接材(82合金)の粒界析出物分析結

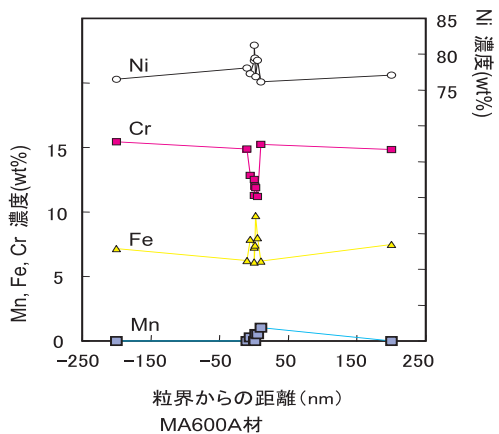


図9 TEM による粒界近傍の組成分析結果 (MA 600 A材)

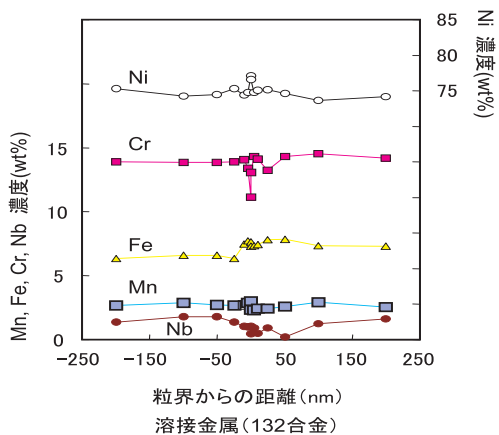


図10 TEM による粒界近傍の組成分析結果 (132合金)

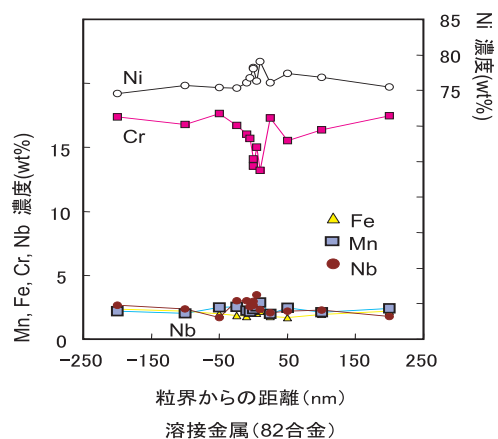
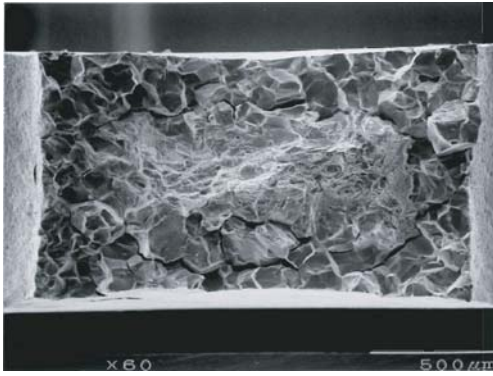


図11 TEM による粒界近傍の組成分析結果 (82合金)

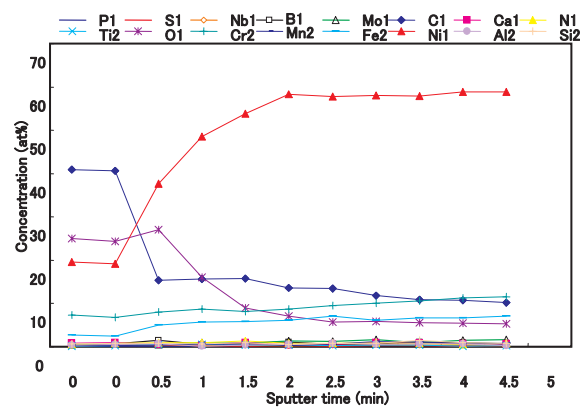
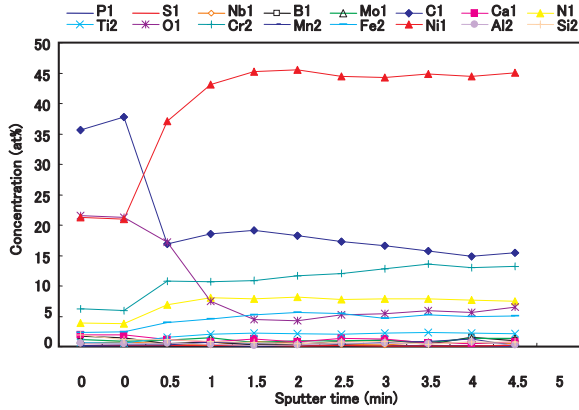
析結果では、析出物組成の90%以上がCrであることが明らかとなっていることから、MA 600母材の粒界析出物は Cr_7C_3 と考えられる。

溶接材に関しては、図8に示す電子線回折の結果の一例(82合金)が、MCタイプの構造であることが

ら、表6に示すEDS分析結果と併せて評価すると粒界析出物はNb(Ti)Cと考えられる。なお、MA 600母材と溶接材いずれの炭化物も下地金属結晶粒との整合性のない非整合析出物であった。以上の粒界析出物の分析結果から、MA 600母材は主として Cr_7C_3 が



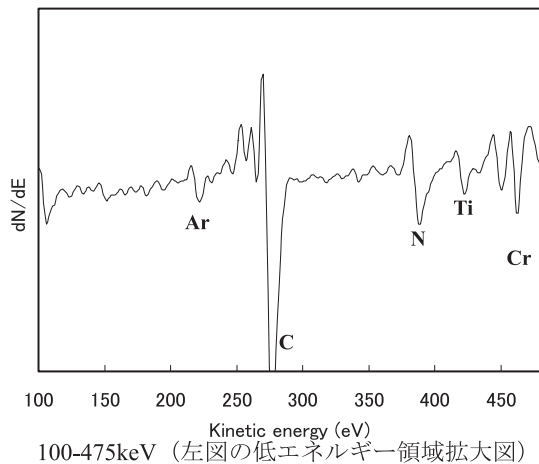
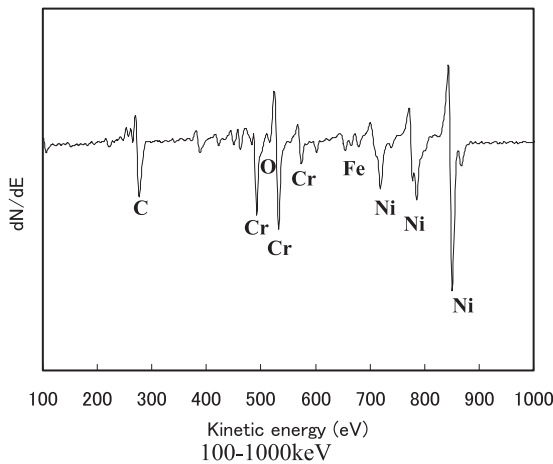
(1) 水素チャージ後の破面 SEM 像



粒界割れ領域

粒内割れ領域

(2) 破面の AES による深さ方向分析結果



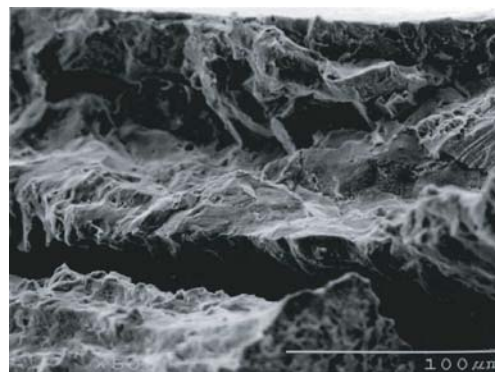
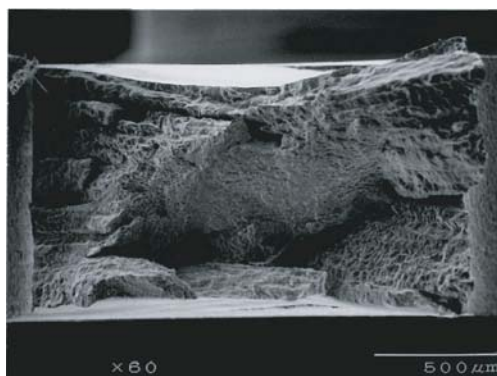
(3) 粒界面上の析出物分析結果

図12 水素脆化破面の観察および AES による析出物分析結果 (MA 600 A 材)

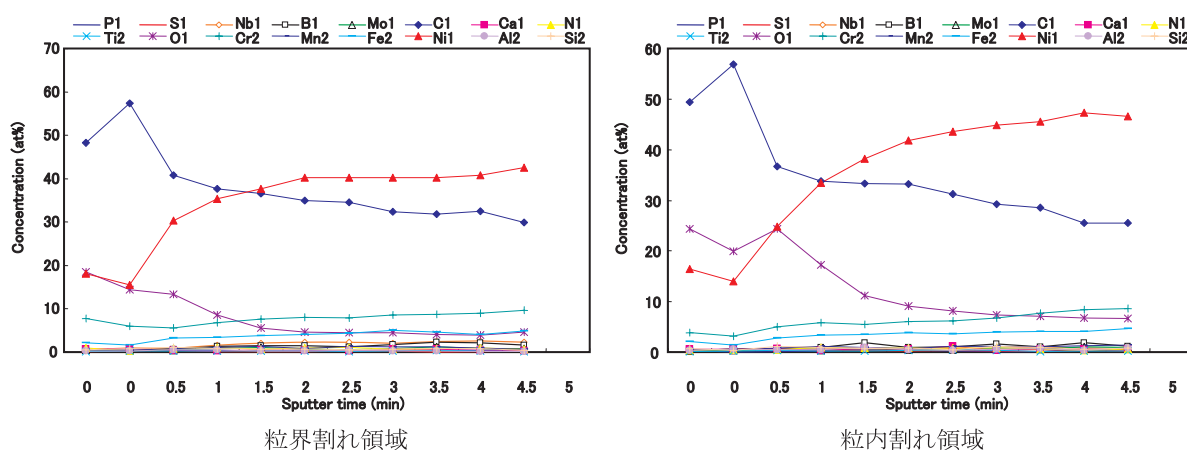
粒界析出しているのに対して、溶接材では主として Nb(Ti)C が析出しており、MA 600 母材と溶接材では粒界炭化物の種類が異なっていることがわかる。

次に EDS を用いて粒界炭化物の間の粒界部を線分析した結果を図 9 (MA 600 材), 図 10 (溶接材 132 合

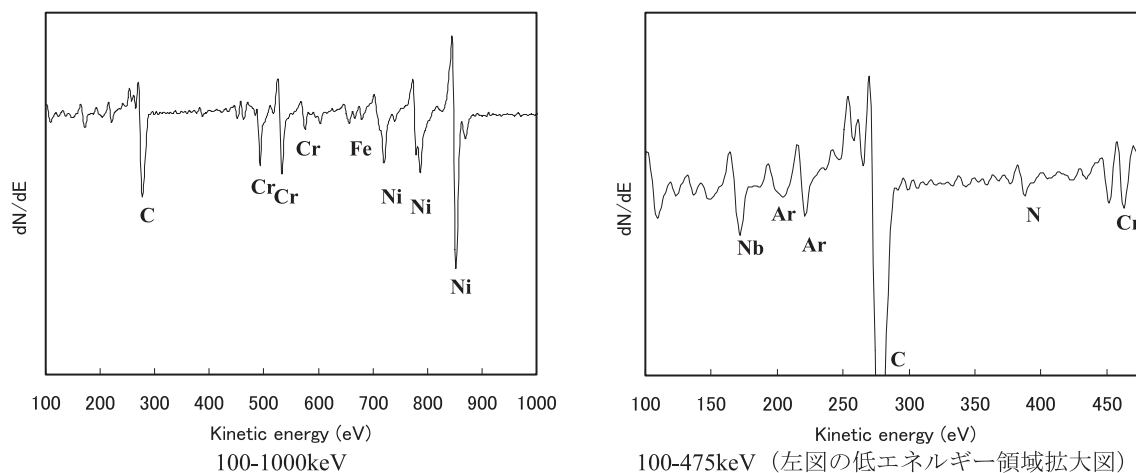
金), 図 11 (溶接材 82 合金) に示すが、粒界部では MA 600 母材, 溶接材共に軽度の Cr 濃度の低下と Ni および Fe の濃化が観察された。また溶接材では MA 600 母材よりも Mn, Nb 添加量が多いことから、粒界部の線分析でもこれらの元素が検出されたが、その他



(1) 水素チャージ後の破面 SEM 像



(2) 破面の AES による深さ方向分析結果



(3) 粒界面上の析出物分析結果

図 13 水素脆化破面の観察および AES による析出物分析結果 (132 合金)

特に粒界組成として MA 600 母材と溶接材での差異は観察されなかった。

3.4 AES による粒界組成分析

AES 分析結果の代表例を図 12 (MA 600 A 材) および図 13 (溶接材 132 合金) に示す。図の上段は水素チャージして強制的に破断させた破面の SEM 写真を示しており、試験片外周部から粒界割れで破壊し、内側では延性破壊による粒内破面となっていることがわかる。ただし MA 600 母材では通常の等軸晶状の粒界破面であるのに対して、溶接材では凝固組織を反映したデンドライト模様が見られる細長い凝固粒界破面となっている。

図の下段左側に粒界部の分析結果、右側に粒内部の分析結果を示す。これらの分析では主要成分元素である Ni, Cr, Fe の他に O, N, C, Ti が検出されているが、いずれの分析結果でも O および C は 1 分程度のスパッタリングで急激に低下していることから、表面の汚染層は比較的短時間のスパッタリングで除去されていると考えられる。また、酸素に比較して炭素濃度が高くなっているのは、炭化物の影響を受けた結果と推測される。窒素とチタンについては一部の粒界部で検出されたことから、粒界に析出したチタンの炭窒化物によるものではないかと推察される。その他今回の分析では粒界部、粒内部での差異や MA 600 母材と溶接材での有意な差異は認められなかった。

4. まとめ

MA 600 母材と溶接材で異なる PWSCC き裂進展挙動を材料因子の観点から機構論的に検討するために、MA 600 合金 4 種類と 600 合金系溶接材 2 種類の材料分析を行った。ナノインデントによる微小硬度分析、EBSD 法による粒界性格分布分析、TEM による粒界析出物・粒界組成分析、AES による粒界組成分析により、材料因子を整理・抽出した結果、現状では以下の 3 つの材料因子が SCC き裂進展挙動に影響する可能性が示唆される。

(1) 材料硬度：ナノインデントによる微小硬度測定結果から、いずれの材料も粒界近傍部の方が粒内よりも硬く、溶接材は MA 600 母材よりも 10% 以上硬度が高くなっていることが確認された。PWSCC 進展経路が粒界であることから、材料の硬さが溶接材の SCC き裂進展速度が速いことに

関係すると考えられる。

(2) 粒界性格分布：溶接材ではランダム粒界が 90% 程度と圧倒的に多いのに対して、MA 600 母材では双晶粒界が 50% 程度、ランダム粒界が 40% 程度であった。粒界結合力の弱いランダム粒界比率が溶接材で高くなっていることは、SCC き裂進展速度が MA 600 母材より速いことに影響を及ぼしている可能性がある。

(3) 粒界炭化物：溶接材では主として NbC、MA 600 母材では主として Cr₇C₃ と粒界炭化物の種類が異なっている。SCC き裂進展速度におよぼす影響は今のところ不明であるが、粒界のクロム炭化物の形態がき裂進展に影響することが知られており⁽¹⁵⁾、NbC と Cr₇C₃ の差が影響する可能性は高い。

今後は PWSCC き裂進展が見られない 690 合金系材料の材料分析を行い、材料因子のデータを充実させると共に、PWSCC き裂先端分析、表面皮膜分析等を行ってこれらの材料因子がどのようにき裂進展に影響するかをより詳細に機構論的に検討を加える。

謝辞

本研究は、独立行政法人原子力安全基盤機構から独立行政法人日本原子力研究開発機構に委託された『福井県における高経年化調査研究』事業の一環として実施したものである。関係された方々ならびに、研究の遂行に協力いただいた(株)神戸工業試験場の宮本友樹氏、関電プラント(株)の村上公治氏、辻井克己氏、平尾充司氏に感謝いたします。また、独立行政法人原子力安全基盤機構の仲田清智博士、小澤正義博士からは有益な助言をいただきました。この場を借りて謝意を表します。

文献

- (1) Electric Power Research Institute, "Materials Reliability Program Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking of Thick-Wall Alloy 600 Materials," EPRI Report MRP 55, Rev.1, (2002)
- (2) W.Bamford and J. Hall, "A Review of Alloy 600 Cracking in Operating Nuclear Plants Including Alloy 82 and 182 Weld Behavior," Proc. of ICONE

- 12, 12th Int. Conf. on Nuclear Engineering, April 25-29, Arlington, Virginia USA, (2004).
- (3) 独立行政法人 原子力安全基盤機構,平成 16 年度高経年化対策関連技術調査等 (ニッケル基合金応力腐食割れ(SCC)進展評価手法の調査研究)に関する報告書, 05 基材報 0009,(2005)
- (4) 澤田隆, 岡本孝司, 寺井隆幸, 関村直人, 木村逸郎, 前田宣喜, "原子力発電の安全に関する研究開発ロードマップ,"日本原子力学会誌, 48, p 94 (2006)
- (5) N. Totsuka, Z. Szklaska-Smialowska,"Effect of Electrode Potential on the Hydrogen-Induced IGSCC of alloy 600 in Aqueous Solution at 350 C," Corrosion,43, p.734 (1978)
- (6) M.M. Hall, D.M. Symons,"Hydrogen Assisted Creep Fracture Model for Low Potential Stress Corrosion Cracking of Ni-Cr-Fe Alloys," Proc. of Chemistry and Electrochemistry of Stress Corrosion Cracking :A Symposium Honoring the Contributions of R.W. Staehle edited by R.H. Jones, TMS(The Minerals, Metals & Materials Society), pp.447-466(2001)
- (7) P.M. Scott, M. Le Calvar,"Some Possible Mechanisms of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWR Primary Water," Proc. of Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors edited by R.E. Gold and E.P. Simonen , TMS(The Minerals, Metals & Materials Society), pp.657-667 (1993)
- (8) P.M. Scott, "An Overview of Internal Oxidation as A Possible Explanation of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in PWRs," Proc. of Ninth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors edited by F.P. Ford, S.M. Bruemmer and G.S. Was , TMS(The Minerals, Metals & Materials Society), pp.3-13(1999)
- (9) D.S. Morton, S.A. Attanasio, J.S. Fish, M.K. Schurman,"Influence of Dissolved Hydrogen on Nickel Alloy SCC in High Temperature Water," CORROSION/99, paper No. 447 (1999)
- (10) D.S. Morton, S.A. Attanasio, G.A. Young, "Primary Water SCC and Characterization Through Fundamental Testing in the Vicinity of the Nickel/Nickel Oxide Phase Transition," Proc. of Tenth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, August 5-9, 2001, Harveys Resort & Casino, Lake Tahoe, Nevada
- (11) Y. Nishikawa, N. Totsuka, K. Arioka, "Influence of Temperature on PWSCC Initiation and Crack Growth Rate (Susceptibility) of Alloy 600 Weld Metals," CORROSION/2004, paper No.04670 (2004)
- (12) Y. Nishikawa, N. Totsuka, "Influence of Minor Elements on Primary Water Stress Corrosion Cracking of Alloy 600," CORROSION/2005, paper No.05594 (2005)
- (13) Electric Power Research Institute, "Materials Reliability Program Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking(PWSCC) of Alloy 82, 182, and 132 Welds(MRP-115)," EPRI Report MRP 115, Final Report, (2004).
- (14) R. Magdowski, F. Vaillant, C. Amzallag, M.O. Speidel, "Stress Corrosion Crack Growth Rate of Alloy 600 in Simulated PWR Coolant," Proc. of 8th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, pp.325-329, August 10-14, 1997, Amelia Island Plantation, Amelia Island, Florida USA,
- (15) T. Yonezawa, Y. Yamaguchi, Y. Iijima, " Electron Micro-Autoradiographic Observation of Tritium Distribution on Alloy X750," Proc. of The International Symposium on Plant Aging and Life Prediction of Corrodible Structures, pp.567-574, May 15-18,1995, Sapporo, Japan,