

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 2) — 690 系合金の材料特性の検討 —

Mechanistic Study on SCC Crack Propagation of Welded Ni based Alloy
— An investigation of metallurgical factors of alloy 690 series —

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, その SCC き裂進展速度は材料によって大きく異なり, 600 系合金母材よりも溶接材の方が速く, 690 系合金では母材, 溶接材ともにき裂の進展がほとんど見られないことが知られている. 前報で 600 系合金母材と溶接材の検討を行い, き裂進展に影響する可能性のある材料因子を明らかにした. 本研究では更に 690 系材料の検討を行った結果, 以下の点が明らかになった. すなわち

- (1) 690 系合金および 600 系合金の母材と溶接材では, ランダム粒界比率と硬さが異なるが, 690 系合金および 600 系合金の母材間, 溶接材間での差異は小さい.
- (2) 600 系合金と 690 系合金の最も顕著な差異は粒界炭化物種である. 600 系合金母材のそれは主として M_7C_3 の非整合析出物であるのに対し, 溶接金属では NbC 主体の非整合析出物であり, 溶接金属と母材で炭化物種が異なる. ところが 690 系材料では母材, 溶接材とも $M_{23}C_6$ 主体の整合析出物 (片側の母材と整合析出) である.

以上の結果から PWSCC 挙動に大きな影響を与える因子として炭化物種が考えられ, $M_{23}C_6$ 主体の整合析出物は耐 PWSCC 性を顕著に改善する材料因子である可能性が高いこと, そしてランダム粒界比率や硬度の差異の影響はこれに比較して小さいと考えられることが明らかとなった.

キーワード PWR, SCC, PWSCC, 600 合金, 690 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. It has been clarified that SCC crack propagation rate of weld metal is faster than that of base metal of alloy 600 and SCC cracks hardly propagate in both weld and base metal of alloy 690. Last year base metals and weld metals of alloy 600 have been examined to clarify the metallurgical factors which possibly affect on the SCC propagation behavior. In this study additional investigation about alloy 690 series has been carried out and followings are clarified.

- 1) There is not clear difference between 690 and 600 on grain boundary character distributions and hardness, however these factors of base metal are different from weld metal.
- 2) The most important difference between 690 and 600 is on the intergranular carbides. Coherent $Cr_{23}C_6$ which is coherent to one side of base lattice is dominant in both weld and base metal of alloy 690, however incoherent M_7C_3 is dominant in base metal and incoherent NbC is dominant in weld metal of alloy 600.

According to these results, it is considered that the effect of intergranular carbide on PWSCC is stronger than the other metallurgical factors such as grain boundary character distributions and hardness, then coherent $Cr_{23}C_6$ has the strongest effect on inhibiting PWSCC propagation.

Keywords PWR, SCC, PWSCC, alloy 600, alloy 690, hardness, grain boundary character distribution, intergranular carbide, weld metal

1. 緒言

ニッケル基合金は優れた材料特性を有す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が, 加圧水型原子炉 (pressurized water reactor, PWR) の 1 次系高温高

圧水環境中において, 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⁾, 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

* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

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⁾、クリープ等⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾が作用しているとの種々の仮説が提案されているものの未解明な部分が多く残されている。また、同じニッケル基合金でも、材料によってき裂進展挙動が異なり、600系合金溶接材は母材に比較してき裂進展速度が大きく、690合金はき裂の発生、進展がほとんど観察されない等の報告が行われている⁽³⁾⁽¹²⁾。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解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、600系合金系材料の金属学的検討を行い、溶接材とMA600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研究し、粒界性格分布、硬度、粒界炭化物等がき裂進展挙動に影響する因子と考えられることを前報で報告した⁽¹³⁾。本報告ではさらに690系合金の研究を行い、600系合金と比較した結果、材料因子の中でも粒界炭化物種が他の材料因子よりき裂進展挙動に大きな影響を与える因子と考えられる新たな知見が得られたので報告する。

なお従来PWSCC き裂進展挙動に影響する個々の材料因子については報告されているが、600系合金および690系合金の母材と溶接部について系統的に検討した研究は本報が初めてである。

2. 分析方法

2.1 供試材

試験に用いた材料は先行研究⁽³⁾で使用されたニッケル基合金TT690および溶接材の152合金と52合金の合計3種類である。供試材の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。なお粒界炭化物占有率の測定法は前報⁽¹³⁾と同じで、代表的な粒界3重点を各試料10箇所測定し、平均値を求めた。また図1に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。これから、TT690合金は一般的なオーステナイト単相組織なのに対し、溶接材ではデンドライト組織を構成しており、母材とは材料組織が大きく異なることが確認される。

2.2 ナノインデントによる粒界近傍の硬さ測定

PWR1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

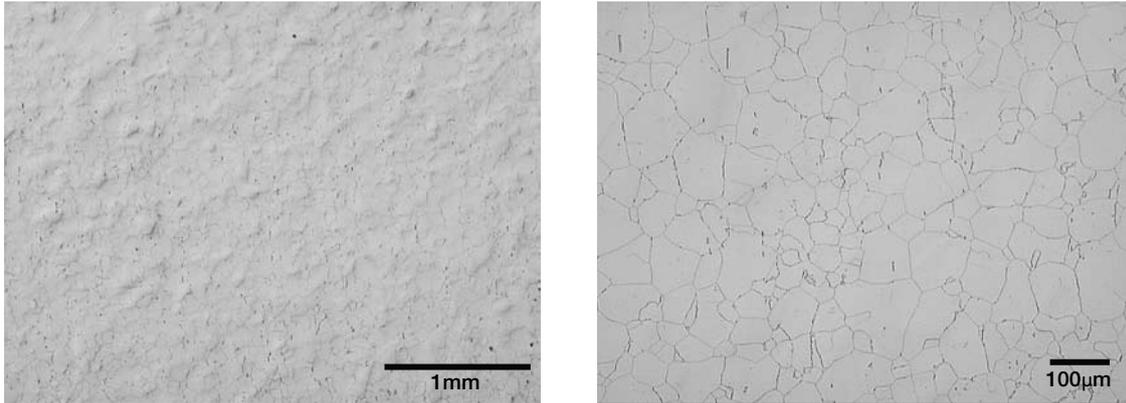
表1 供試材化学成分

種類	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
TT690	0.019	0.31	0.29	0.008	0.0003	0.01	60.15	29.73	0.01
152合金	0.026	0.27	3.13	0.009	0.0004	0.02	55.65	28.38	0.01
52合金	0.027	0.14	0.29	0.007	0.0002	0.02	58.35	27.95	0.02

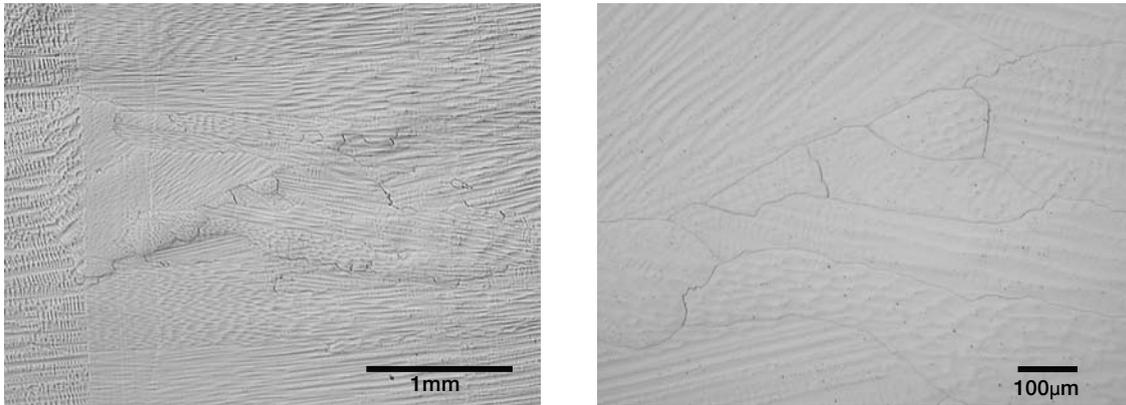
種類	Ti	Al	Nb	Fe	B	Ca	N	O
TT690	0.25	0.20	0.003	9.01	0.0001	< 0.0005	0.0338	0.0012
152合金	0.26	0.27	0.96	10.62	0.0002	< 0.0005	0.0107	0.0022
52合金	0.51	0.61	0.014	11.42	0.0003	< 0.0005	0.0091	0.0038

表2 粒界炭化物占有率測定結果

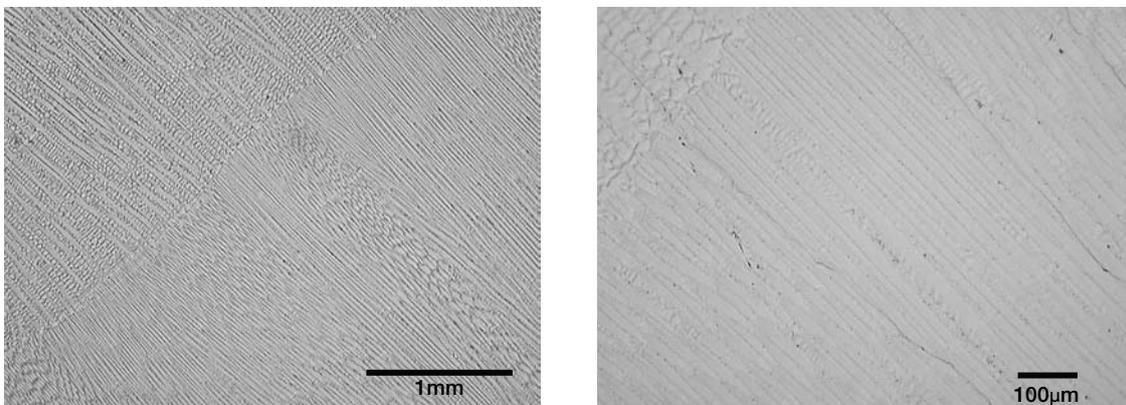
	粒界炭化物占有率 (%)
TT690	61.0
152合金	63.0
52合金	64.4



a. TT690 (母材)



b. 152 合金 (溶接材)

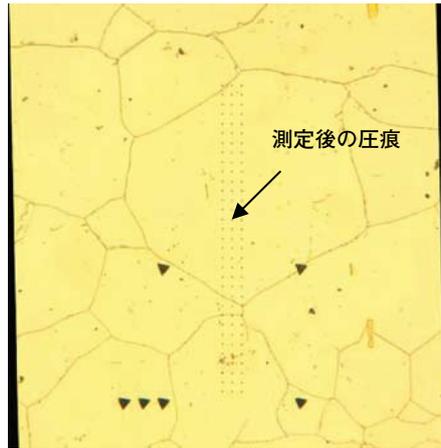


c. 52 合金 (溶接材)

図1 供試材の組織観察結果

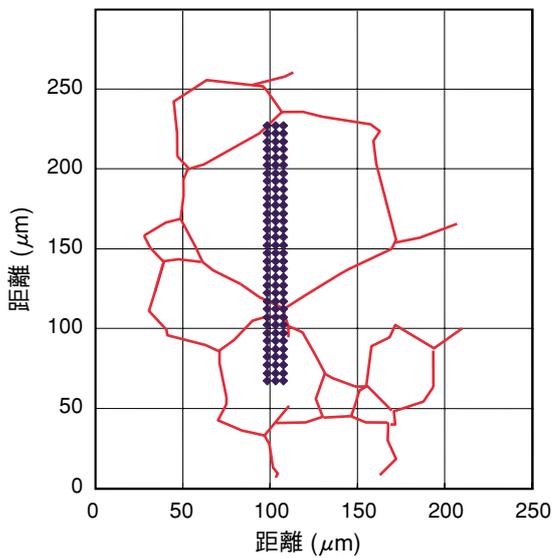
とが知られており⁽¹⁴⁾、材料の強度、硬度との関連が示唆されている。本研究では、PWSCC き裂の進展経路である結晶粒界に着目し、微小硬度測定装置（以下、ナノインデント）により粒界近傍部および粒内の硬度測定を行った。この硬度（ナノインデント硬さ）は、ビッカース硬度とは測定原理が異なるため直接的な対応は取れないが、数値の大きい方が硬いことを示している点では共通している。

試料の前処理等の詳細条件は前報⁽¹³⁾に譲るが、最終研磨面は平均粒径 $0.04 \mu\text{m}$ のコロイダルシリカを用いて仕上げた。測定にはエリオニクス社製の ENT-1100 を使用し、荷重 200mg 、 $5 \mu\text{m}$ 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 2 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。



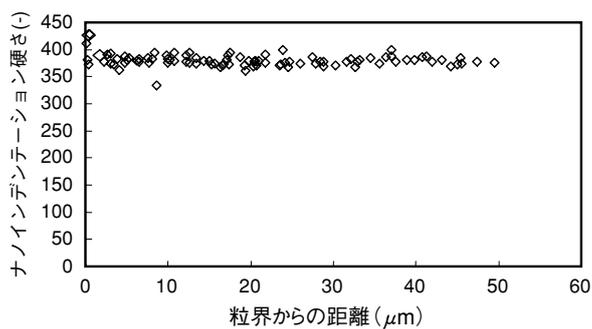
a. ナノインデンテーション測定後の打痕

- (1) 試験片表面を $0.04\ \mu\text{m}$ のコロイダルシリカにて鏡面まで研磨し、加工層の影響を除去する。
- (2) 250mg の荷重にて 99 点のナノインデンテーション測定を実施
- (3) 99 点の測定を各試料について 3 回測定する。
- (4) 測定後に軽く電解エッチングを行い、粒界部位を確認する。



b. 圧痕と粒界の関係

- (5) 圧痕の位置 (図中青) と粒界の位置 (図中赤) をデジタル情報として取り出す。



c. 粒界からの距離とナノインデンテーション硬度の関係

- (6) 最近接の粒界からの距離を計算し、ナノインデンテーション硬度との関係を図示。

図2 ナノインデンターによる硬度測定方法と粒界からの距離算出方法

2.3 電子後方散乱回折 (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電子後方散乱回折 (electron backscatter diffraction, EBSD) 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平均粒径 $0.04 \mu\text{m}$ 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) を用い、1 試料あたり約 36,000 点の測定を行った。

2.4 透過電子顕微鏡 (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 300kV とし、必要に応じて付属の SEM (scanning electron microscopy), STEM (scanning transmission electron microscopy) および EDS (energy dispersive X-ray spectroscopy) を使用した。

2.5 オージェ電子分光分析 (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: $1^t \times 1.6^w \times 3^l \text{mm}$) に水素を電解チャージ (80°C 1N 硫酸+チオ尿素水溶液中, $300\text{mA}/\text{cm}^2$, 30 時間) した後、室温大気中で $0.05\text{mm}/\text{min}$ 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去するため、 1kV 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 SiO_2 換算で $1.7\text{nm}/\text{min}$ であり、一試料毎に粒界部 5 箇所、粒内部 2 箇所を分析した。

3. 分析結果

3.1 ナノインデントによる粒界近傍の硬さ測定

ナノインデントによる硬度 (ナノインデントーション硬さ) の測定結果を図 3 に示す。いずれの試料でも粒界から $2 \mu\text{m}$ 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 TT690 母材よりも溶接材の方が硬くなっている。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、ビッカース硬度では溶接材の方が硬いことがより明確になっており、ナノインデントの測定値の傾向を裏付けるものと考えられる。

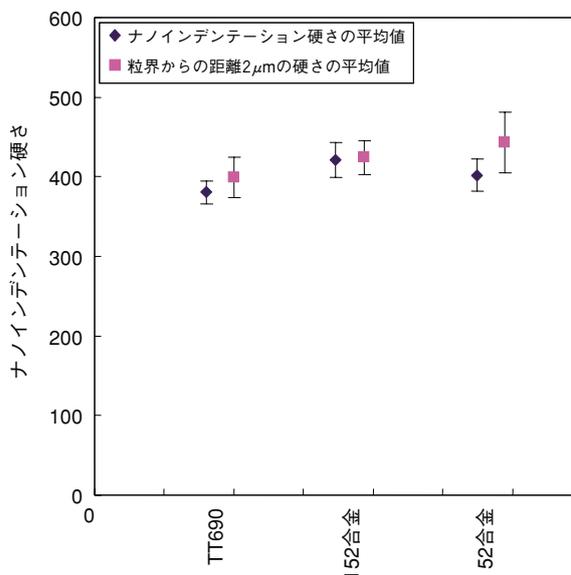


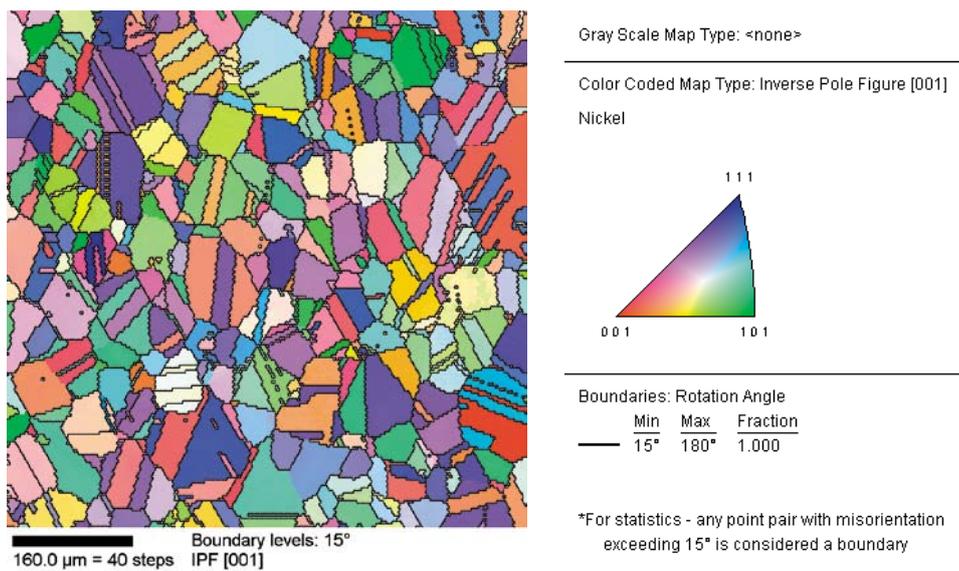
図 3 ナノインデントーション硬さ測定結果

表 3 ナノインデントーション硬さおよびビッカース硬さ測定結果

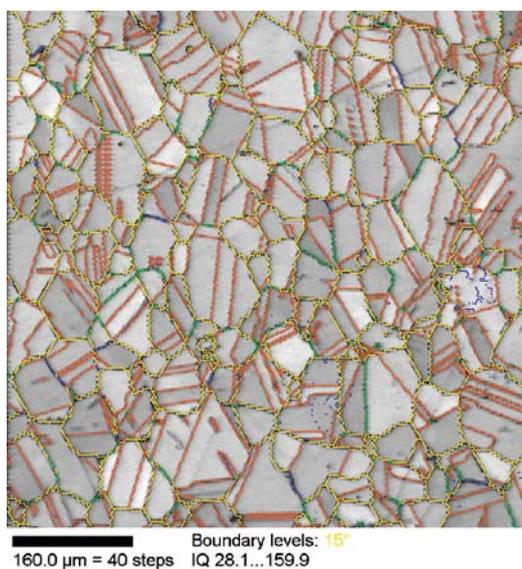
	ナノインデントーション硬さの平均値	粒界からの距離 $2 \mu\text{m}$ における硬さの平均値	ビッカース硬さ (荷重: 1kg) HV1
TT690	380	399	157
152合金	421	424	205
52合金	402	443	242

3.2 電子後方散乱回折 (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



(a). TT690 結晶方位マッピング像



(b). TT690 粒界性格分布測定結果

		粒界のカウンタ数	総粒界数に対する割合 (%)
—	$\Sigma : 1$ (小角粒界)	606	3.2
—	$\Sigma : 3$	9396	50.3
—	$\Sigma : 5 \sim 33$	1219	6.5
—	$\Sigma : 35 \sim 49$	302	1.6
—	大傾角粒界 ($15^\circ \sim 180^\circ$)	7153	38.3

図4 EBSDによる結晶方位マッピングおよび結晶性格分析結果 (TT690)

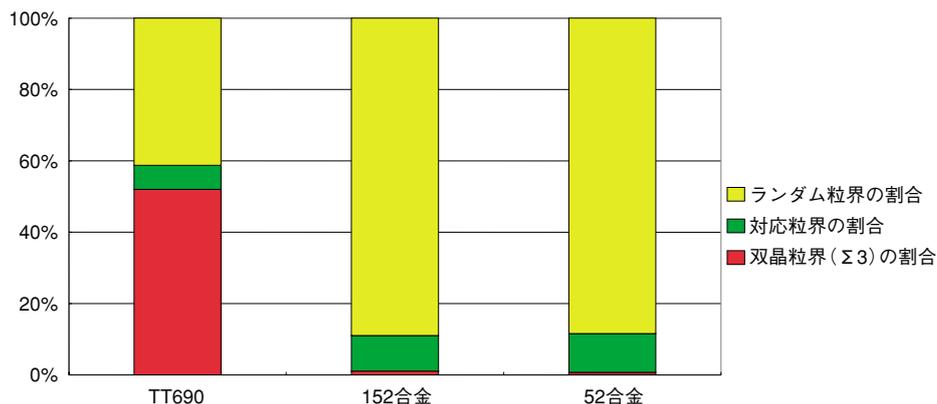


図5 690系合金の粒界性格分布測定結果 (TT690:母材, 152合金と52合金:溶接材)

表4 EDS *1によるTT690合金, 152合金, 52合金の粒界析出物 *2の化学成分 (wt%)

種類	Ni	Cr	Fe	Mn	Si	Cu	Nb	Ti
TT690*3	5.66	91.86	1.21	0.28	0.16	0.31	0.17	0.35
152合金*3	7.14	88.48	3.32	0.54	0.21	0.03	0.20	0.09
52合金*3	5.51	89.52	3.46	0.25	0.44	0.03	0.30	-

* 1: Cについては定量精度が低いいため定量計算から除外, * 2: 粒界析出物の同定結果は, 全て $M_{23}C_6$ 炭化物, * 3: 析出物代表例 (Cr濃度の最も高いものを記載)

分析結果の一例 (TT690材) を図4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 $2 \sim 15^\circ$ である小角粒界 ($\Sigma 1$) については垂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 Σ 値を分類したものをこの図の下段(b)に、その粒界性格分布のまとめを図5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 ($\Sigma 3$) 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 透過電子顕微鏡 (TEM) による粒界析出物分析および粒界組成分析

TEMによるTT690および152合金の粒界析出物の分析結果の例をそれぞれ図6と図7に示す。電子

線回折の結果から粒界析出物はいずれもほとんどが $M_{23}C_6$ タイプの炭化物であることが確認された。表4に示すEDS分析結果では、析出物組成の85%以上がCrであることが明らかとなっていることから、690系合金の粒界析出物は $Cr_{23}C_6$ と考えられる。なお図6と図7に示すように、690系合金の粒界炭化物は、母材、溶接材ともにどちらかの下地金属結晶粒と整合性を有する整合析出物であることがわかる。

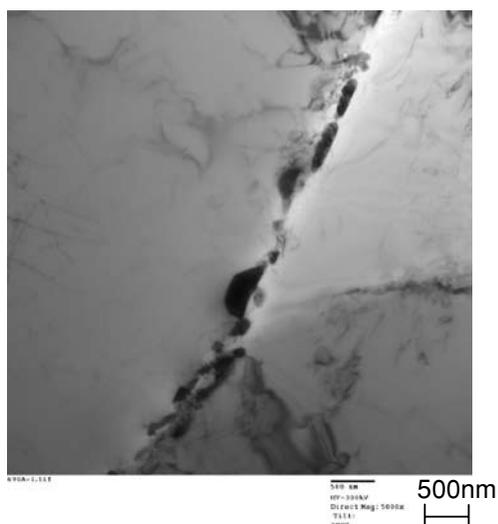
以上の粒界析出物の分析結果から、690系合金の粒界析出物は母材、溶接材ともに整合析出した $M_{23}C_6$ であり、600系合金母材の M_7C_3 や溶接材の NbC とは異なっている。

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の例を図8 (TT690材) と図9 (溶接材52合金) に示す。粒界部では母材、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、粒界組成としてTT690母材と溶接材での大きな差異は観察されなかった。

3.4 オージェ電子分光分析 (AES) による粒界組成分析

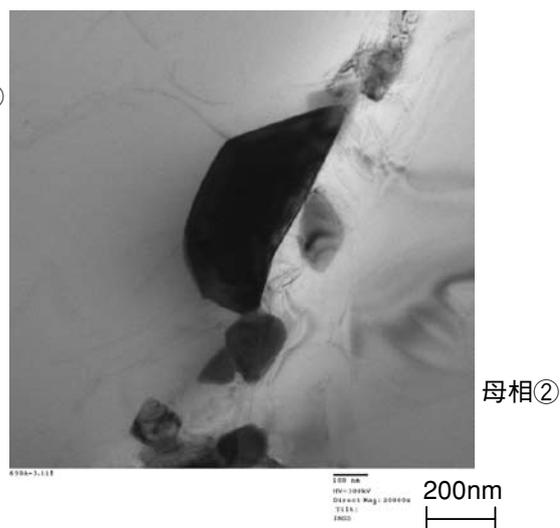
AESによる分析結果の代表例を図10 (TT690材) および図11 (溶接材152合金) に示す。図の上段は

明視野像



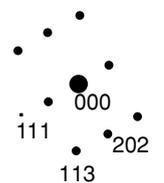
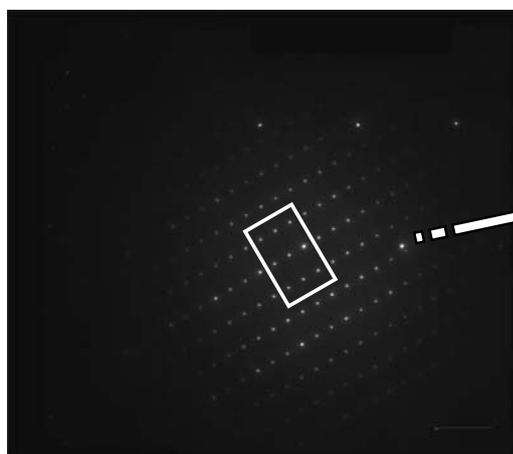
母相①

拡大



母相②

析出物の電子線回析像


 $[1\ 2\ \bar{1}]$

同定結果： $M_{23}C_6$
整合性：母相②に整合

母相①の電子線回析像



母相②の電子線回析像

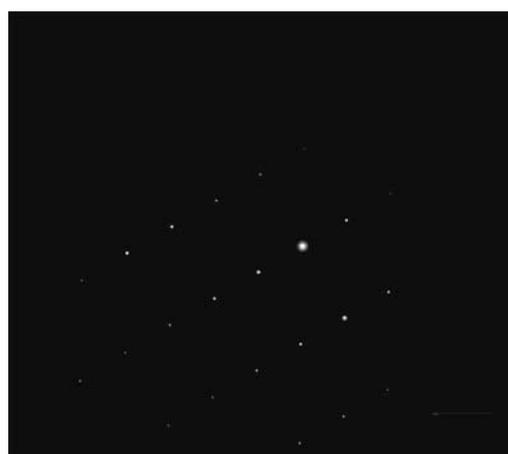
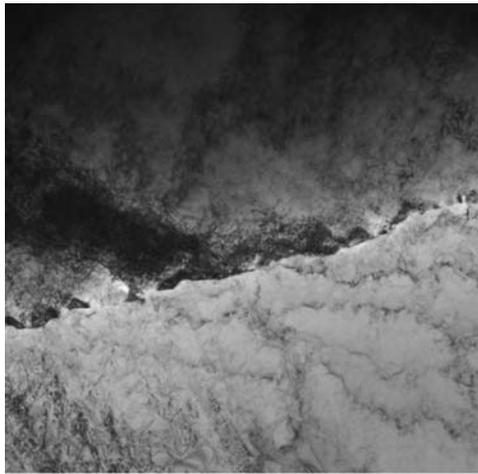


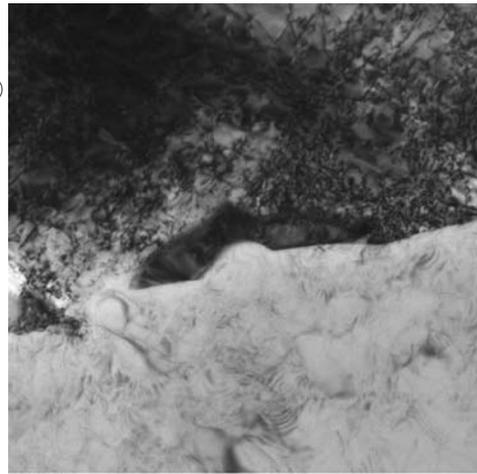
図6 TEMによる粒界析出物の関節結果(試料:TT690)

明視野像



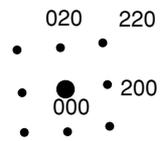
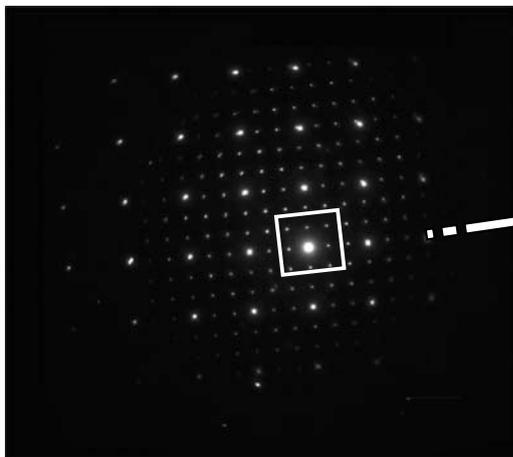
母相①

拡大
⇒



母相②

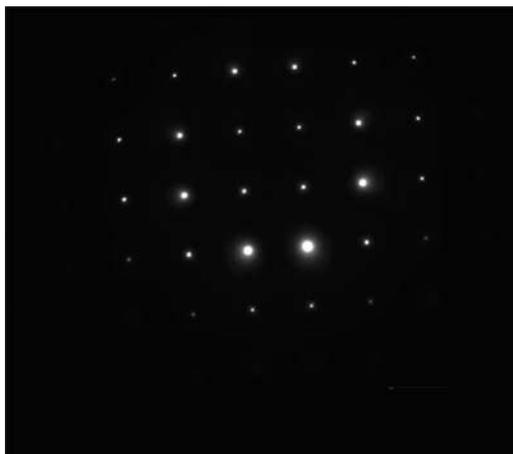
析出物の電子線回析像



[0 0 1]

同定結果： $M_{23}C_6$
整合性：母相①に整合

母相①の電子線回析像



母相②の電子線回析像



図7 TEMによる粒界析出物の観察結果（試料：152合金）

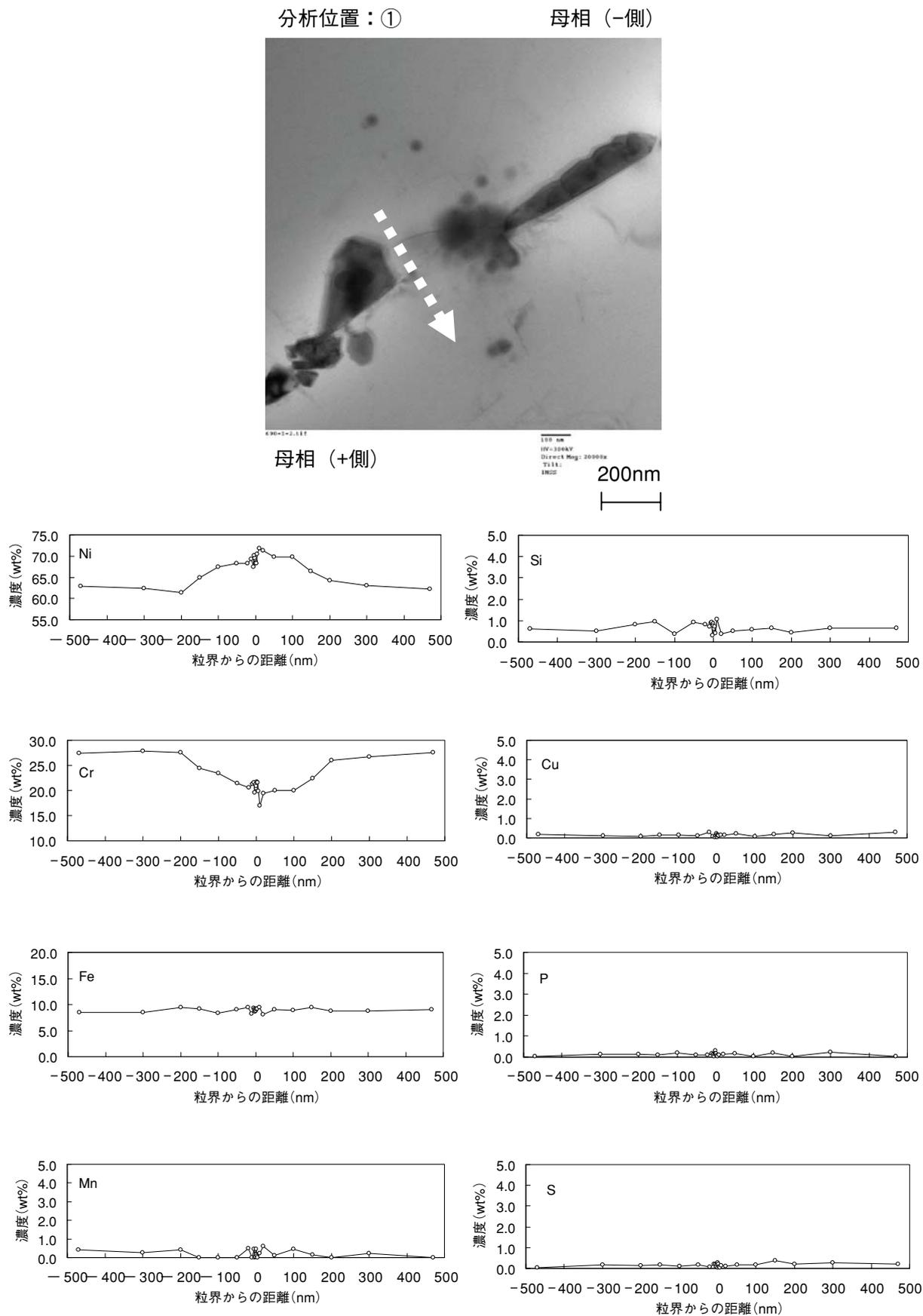
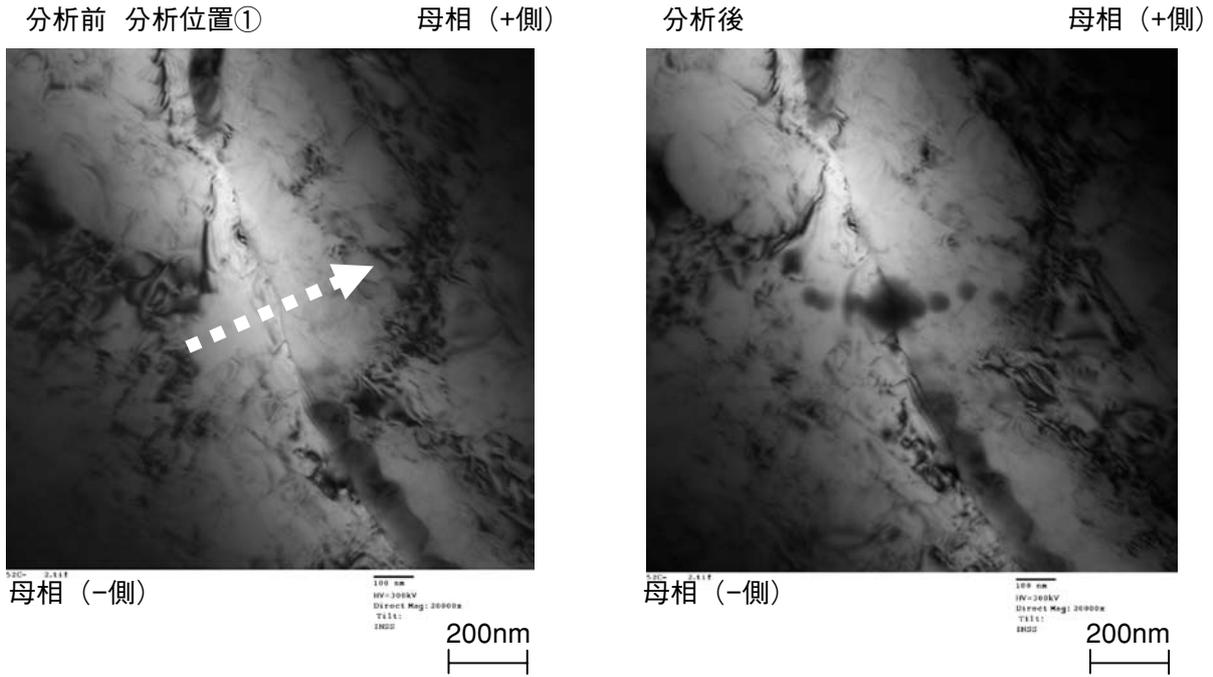


図8 TEM/EDSによる粒界近傍の組成分析結果(試料:TT690, 分析位置①)



分析位置：①

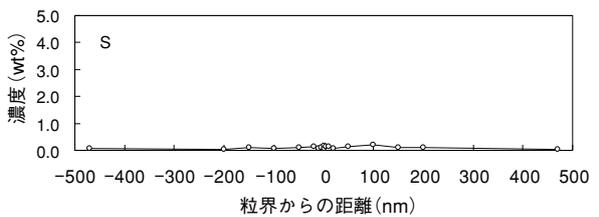
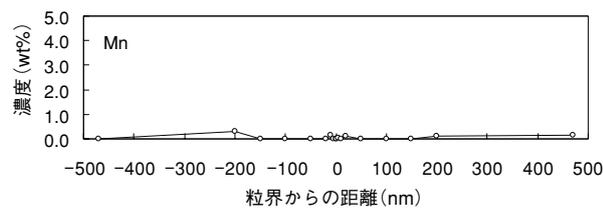
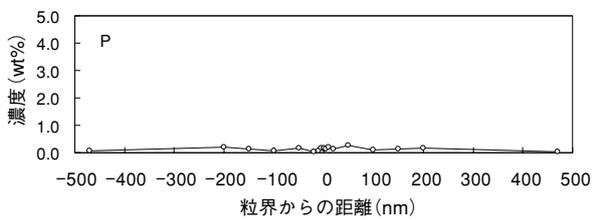
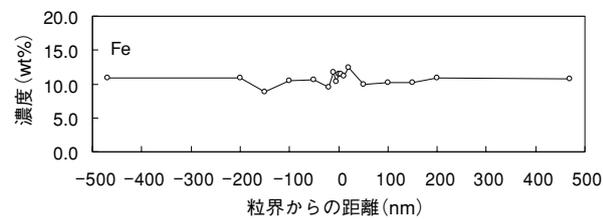
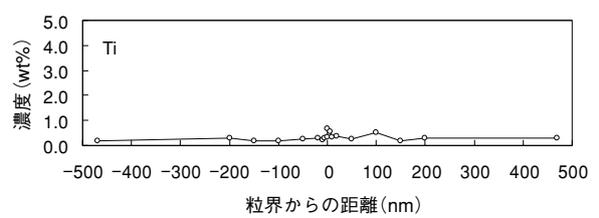
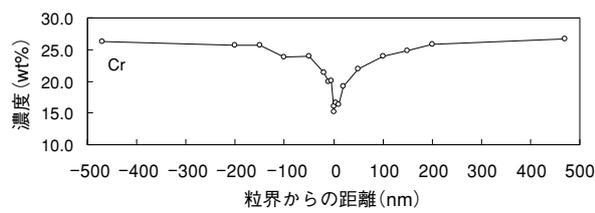
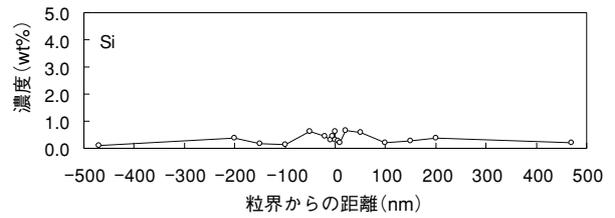
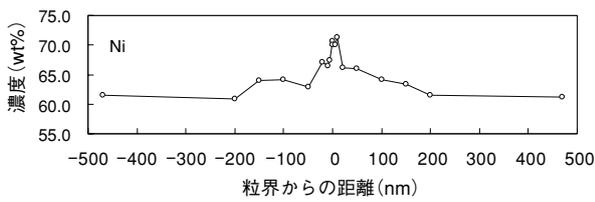
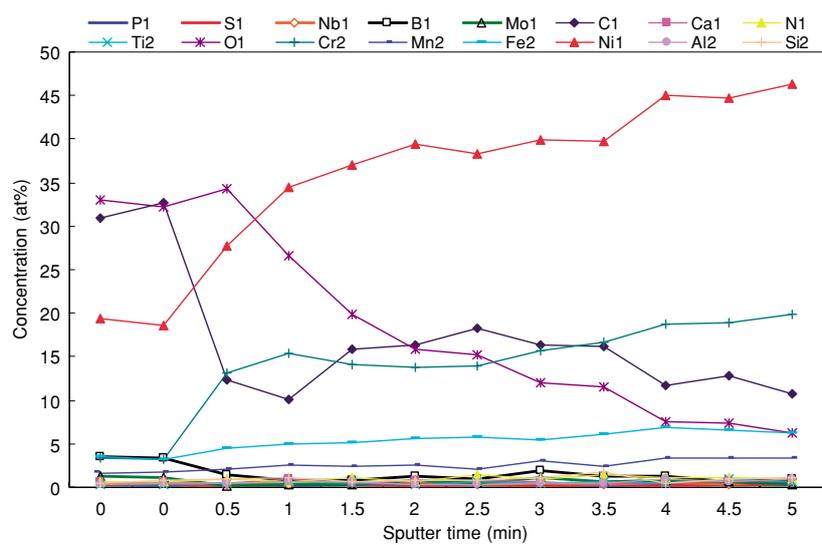
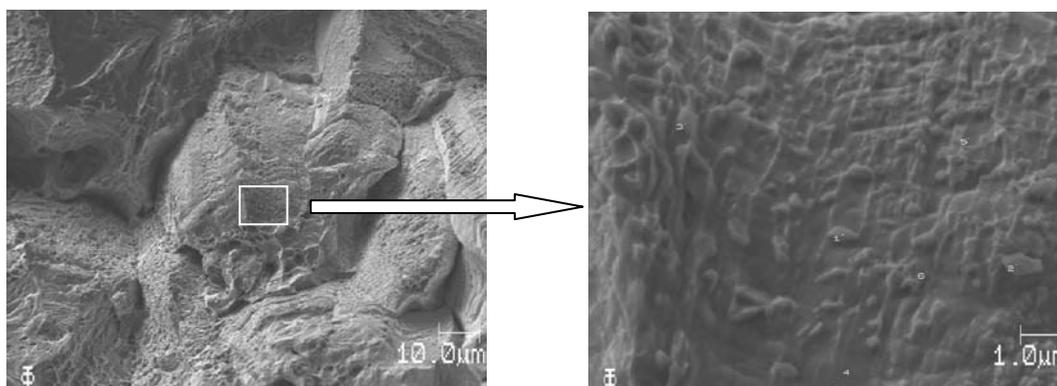


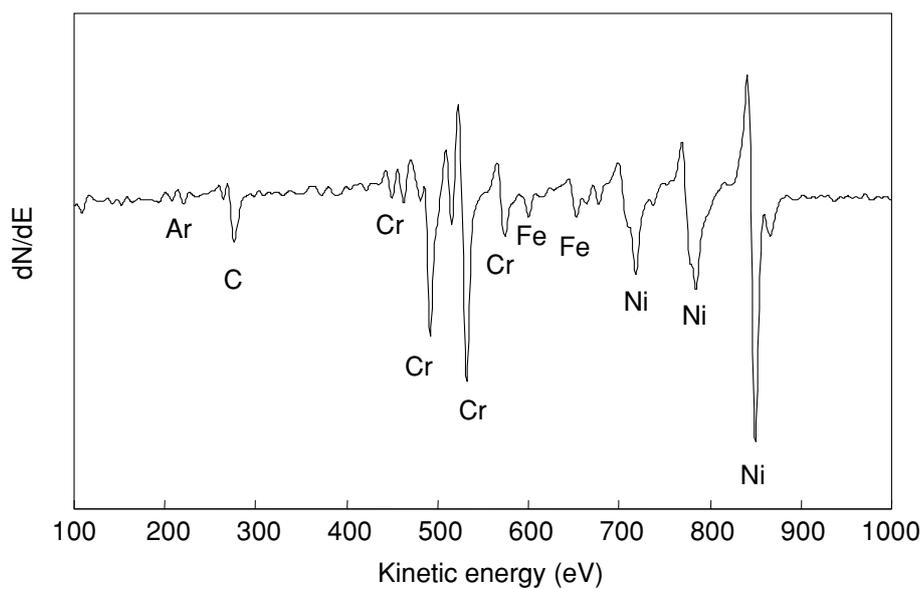
図9 TEM/EDSによる粒界近傍の組成分析結果 (試料: 52合金, 分析位置①)



(a) 破面の深さ方向分析結果

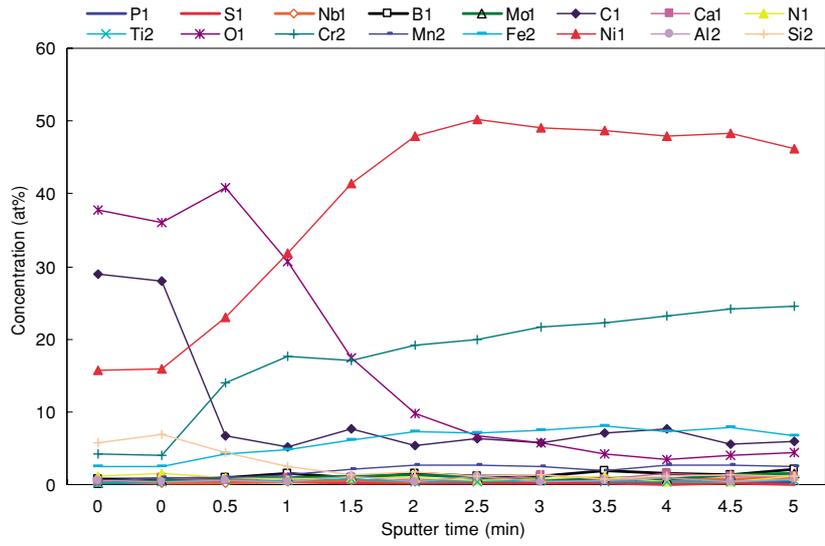


(b) 破面のSEM像（※数字は点分析位置を示す）

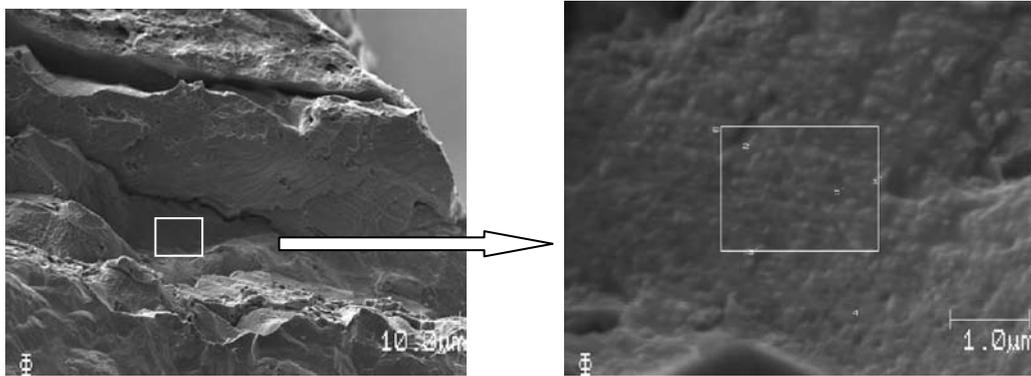


(c) 破面の点分析結果

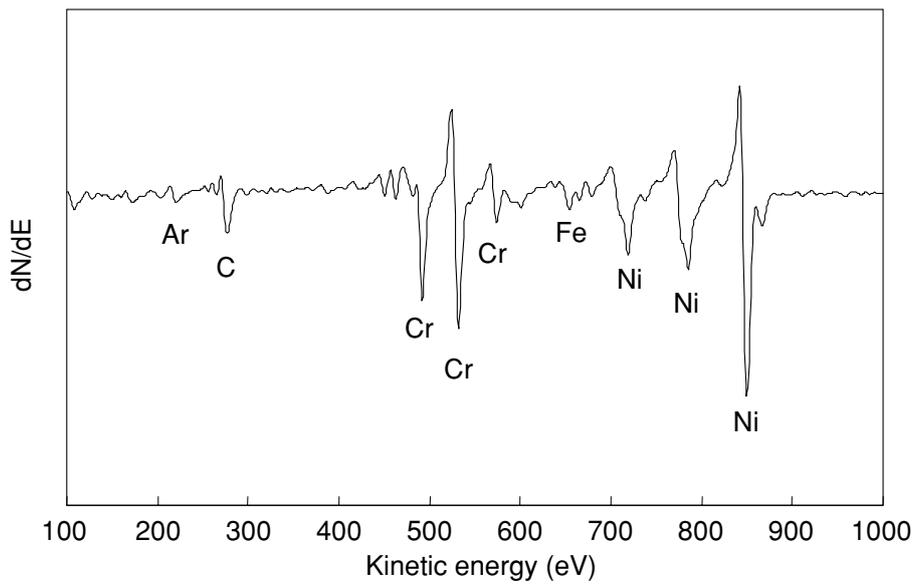
図10 水素脆化破面のAES分析結果（試料：TT690）



(a) 破面の深さ方向分析結果



(b) 破面の SEM 像 (※数字は点分析位置を示す)



(c) 破面の点分析結果

図 11 水素脆化破面の AES 分析結果 (試料: 152 合金)

粒界割れ部の深さ方向分析結果、中段は粒界部の拡大観察で粒界析出物の状況を観察したものであり、下段はその析出物を点分析した結果を示す。これらの深さ方向分析の結果から、炭素濃度はスパッタ開始から0.5分程度で低下し、酸素は2分程度で大きく低下していることがわかり、表面の炭素汚染層および大気中で形成される酸化皮膜層が数 nm ～十数 nm 程度であることがわかる。なお深さ方向分析では母材の主成分である Ni, Cr, Fe のほかに少量の Mn が認められ P, S 等の不純物元素は認められなかった。また粒界析出物の分析結果においても母材の主要成分である Ni, Cr, Fe のほかに炭化物であることを示す C だけであり、AES による分析では粒界への特異的な元素の偏析は検出されなかった。その他今回の分析では粒界部、粒内部での差異や TT690 母材と溶接材での有意な差異は認められなかった。

4. 考察

2.1 で表 2 に示したように、690 系合金の TT690, 152 合金, 52 合金では、粒界炭化物占有率で表される粒界炭化物量には大きな差異がなく、いずれも 60% 程度であった。また表 1 に示したようにバルク組成は 152 合金が他と比較して Mn, Nb の含有量が高く、52 合金は Ti 含有量が他に比較して高い点があげられるが、その他の主要元素の含有量に大きな

差異はなく、P, S, B 等の微量不純物レベルも低く、これら不純物元素の影響を受け難い材料と考えられる。

3.1 に示したナノインデンターの硬度測定結果からは、溶接金属である 152 合金, 52 合金の方が母材である TT690 よりもやや硬く、またいずれの材料も粒界近傍部が粒内に比べてやや硬くなっていた。この硬さの傾向は、図 12 に示すように前報における 600 系合金の母材と溶接金属および粒界近傍部での傾向⁽¹³⁾と一致するが、690 系材料の方が母材と溶接金属の硬さの差および粒界近傍部と粒内の差異が小さくなっている。このことは後述するように 600 系合金と 690 系合金で粒界炭化物種が異なることが影響している可能性がある。なお、このような 600 系合金と 690 系合金の硬さの差異は小さく、PWSCC き裂進展挙動に影響する因子ではあっても、690 系合金ではほとんど PWSCC き裂進展が見られなくなるような、き裂進展挙動の大きな差異を説明することは困難と考えられる。3.2 に示したように EBSD による粒界性格分析では母材である TT690 は双晶粒界比率が高いのに対し、溶接金属である 152 合金と 52 合金ではランダム粒界比率が高くなっている。これは図 13 に示すように前報における 600 系合金の結果⁽¹³⁾と一致することから、このランダム粒界比率の差異は PWSCC き裂進展挙動に影響する因子ではあっても、600 系合金と 690 系合金の大きな差異を引き起こすような強い影響因子ではないと考えられ

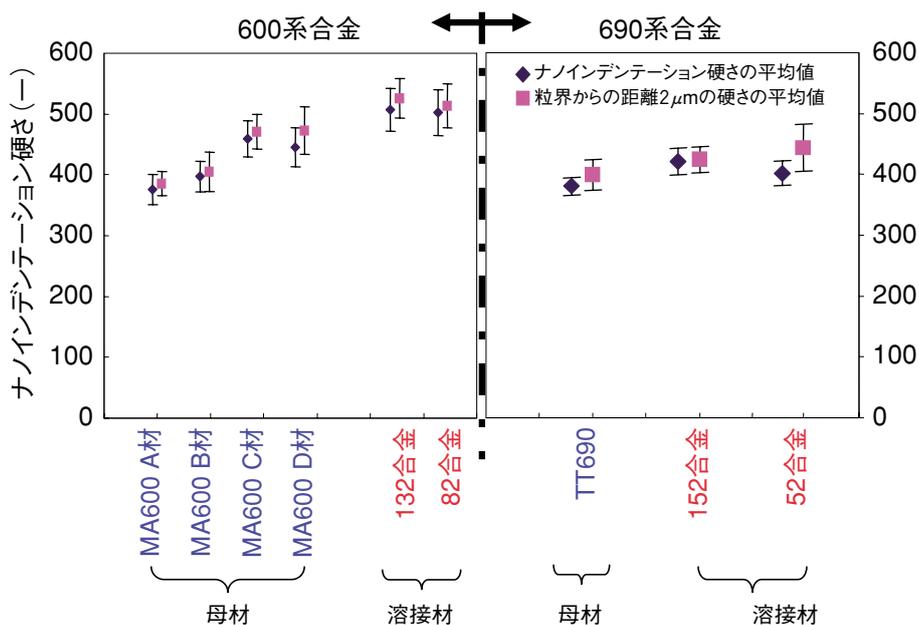


図 12 690 系合金と 600 系合金のナノインデンテーション硬さ比較

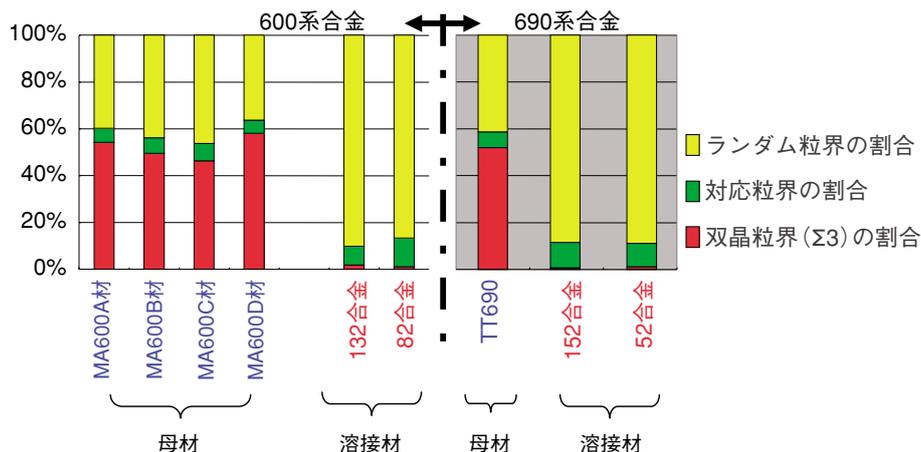


図13 690系合金と600系合金の粒界性格分布の比較

る。3.3に示したTEM分析結果から、690系合金のTT690、152合金と52合金では粒界炭化物はいずれも $M_{23}C_6$ が整合析出したものが主体で、大きさおよび量とも母材と溶接材で大きな差異は見られなかった。600系合金では、母材は M_7C_3 を主体とした非整合炭化物であり、溶接材はNbCを主体とした微細な非整合炭化物であり母材と溶接金属で炭化物種および大きさも異なっていた⁽¹³⁾。この粒界炭化物の差異がPWSCCき裂進展に大きな影響を与えていると考えられる。すなわち粒界に整合析出した $M_{23}C_6$ が690系合金のPWSCCき裂進展を抑制する効果の大きな材料因子である可能性が高いと考えられ、このことはYonezawaらの研究結果⁽¹⁵⁾とも一致する。なおTEM/EDSによる粒界分析結果からは690系合金においても粒界で軽度のCr欠乏が観察される他は特徴的な偏析は観察されず、この点は600系合金の結果と一致しており、この軽度のCr欠乏はPWSCCき裂進展に影響しないと考えられる。3.4に示すAES分析結果からは690系合金の母材、溶接金属共に特異な元素の偏析あるいは欠乏は観察されなかった。

5. まとめ

600系合金と比較して耐PWSCC性が著しく優れた690系合金3種類(TT690、152合金、52合金)の金属学的検討を行い、PWSCC挙動に影響する材料因子について以下の知見が得られた。

(1) 690系合金母材であるTT690と溶接金属である152合金、52合金では、600系合金母材と溶

接金属に見られたのと同様にランダム粒界比率と硬さが異なるが、その差異は600系合金における母材と溶接金属で見られた差異と同程度かむしろやや小さい。

(2) 600系合金と690系合金の最も顕著な差異は、粒界炭化物種で、600系合金母材は主として M_7C_3 の非整合析出物であるのに対して、溶接金属ではNbC主体の非整合析出物であり、溶接金属と母材で炭化物種が異なるが、690系材料では、母材、溶接材とも $M_{23}C_6$ 主体の整合析出物(片側の母材と整合析出)である。

以上の検討結果からPWSCC挙動に大きな影響を与える因子として粒界炭化物種が考えられ、 $M_{23}C_6$ 主体の整合析出物は耐PWSCC性を顕著に改善する材料因子である可能性が高いこと、そしてランダム粒界比率や硬度の差異の影響はこれに比較して小さいと考えられることが明らかとなった。

謝辞

本研究は、独立行政法人原子力安全基盤機構から委託された『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』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、平尾充司氏、中島浩之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 182Weld Behavior," *Proc. of ICONE12, 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) P.L. Andresen and F.P. Ford, *Materials Sci. and Eng.*, Vol.A103, P.167 (1988).
- (10) G.S. Was, T.M. Angeliu and J.K. Sung, "Deformation and Intergranular Cracking Behavior of Ni-Cr-Fe Alloys at High Temperature" *Alloy 600 Expert Meeting*, April 6 ~ 9, (1993), Airlie Conference Center, Airlie, Virginia.
- (11) M.M. Hall, Jr., "Thermally Activated Low Temperature Creep and Primary Water Stress Corrosion Cracking of Ni Cr Fe Alloys", *Alloy 600 Expert Meeting*, April 6 ~ 9, (1993), Airlie Conference Center, Airlie, Virginia.
- (12) J.M. Boursier, F. Valliant, P. Sauly, Y. Brechet, G. Zacharie, "Effect of the Strain Rate on the Stress Corrosion Cracking in High Temperature Primary Water: Comparison between the Alloys 690 and 600," *Proc. of 11th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, pp.199-207, August 10-14, 2003, Steavenson, Washington, USA.
- (13) 戸塚信夫, 寺地巧, 山田卓陽, "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)," *INSS JOURNAL*, Vol.13, p.205 (2006).
- (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.