

BWR 環境における鋭敏化ステンレス鋼の 粒界応力腐食割れ

明 石 正 恒*

*石川島播磨重工業株式会社技術研究所

Intergranular Stress Corrosion Cracking of Sensitized Stainless Steels in BWR Environment

Masatsune Akashi*

*Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.

The studies related to intergranular stress corrosion cracking of sensitized stainless steels in BWR environment have been reviewed with emphasis on the recently published results.

The effects of stress/strain factors, weld heat cycling, alloying elements and environmental factors on the stress corrosion cracking behavior in this system have been summarized.

1. はじめに

1974 年秋に米国の沸騰水型発電用原子炉 (BWR) ドレスデン 2 号の配管系に使用されていた 304 ステンレス鋼管溶接継手の溶接熱影響部 (HAZ) に粒界応力腐食割れ (粒界 SCC) による損傷が発見されて以来, 米国および我が国の BWR 配管系において同様な損傷が数多く発見され^{1~6)}, その総数は 134 HAZ⁷⁾ におよんでいる。これらの SCC 損傷による BWR の稼働率の低下を防ぐために, 米国および国内において, BWR 環境における鋭敏化ステンレス鋼の SCC 研究が精力的に行われている。

BWR 配管系の構成はおおよそ図 1 に示すようであって, 主に 304 鋼管および炭素鋼管より成っている。損傷は当初, 限られた配管系の中小口径配管 (4~8 インチ) に集中して発見された²⁾ が, その後, 損傷事例は多くの配管系におよび, 大口径配管の損傷事例も見られる⁵⁾。代表的な損傷事例を表 1⁴⁾ に, また代表的な損傷発生箇所を図 2⁸⁾ および 3⁸⁾ に示す。米国および国内における損傷解析結果^{2,4)} によると, これらの損傷には, 図 4 に示すように, 応力/歪, 材料の鋭敏化および酸化性環境の 3 因子の重量が必要であって, 溶接残留応力が存在し, かつ溶接による材料の鋭敏化が期待される配管継手溶接部の HAZ にのみ粒界 SCC が生じている。

これらの損傷の発生が発電所の稼働率を大幅に低下させることから, とくに国内においては, ステンレス鋼配

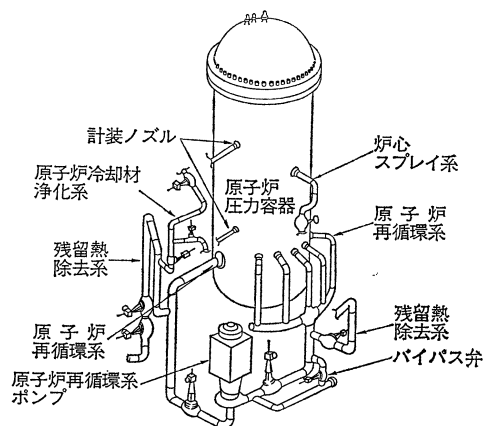


図 1 BWR 配管系の構成

管に対して種々の対策工法が適用されている。工場製作継手に対しては, 溶接による材料の鋭敏化および溶接残留応力の低減を目的とした継手固溶化熱処理⁴⁾⁵⁾⁷⁾, 内面肉盛溶接法 (CRC)⁴⁾⁵⁾⁷⁾⁸⁾, および内面水冷溶接法 (HSW)⁴⁾⁵⁾⁷⁾ が適用されている。一方, 現地製作継手に対しては, 内面肉盛溶接法, 内面水冷溶接法および高周波加熱による溶接残留応力低減工法 (IHSI)⁴⁾⁵⁾⁸⁾ が適用されている。これら対策工法の適用箇所には粒界 SCC 損傷の発生は報告されていない。また, 環境因子改善により SCC 発生の可能性を低減する対策として, プラント起動時における脱気法⁴⁾ も適用されている。

将来の BWR に関しては, 304 鋼に代わる配管材料の開発研究^{10~20)} が精力的に進められていて, 原子力用 316

* 〒135 東京都江東区豊州 3-1-15 (3-1-15, Toyosu, Koto-ku, Tokyo 135, Japan)

表 1 BWR 配管系の SCC 損傷事例⁴⁾

ライン	管径(inch)
冷却材再循環系バイパス	4
炉心スプレイ	8. 10
計装系ノズル・セーフエンド	2
原子炉冷却材浄化系	3. 6. 8
CRD コレット・リテイナー・チューブ	—
冷却材再循環系ライザー	10. 12

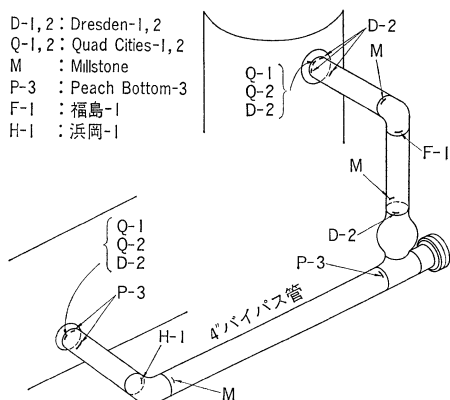
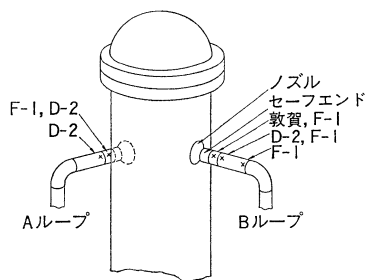
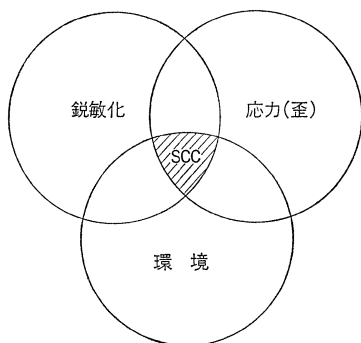
図 2 PLR バイパス管における代表的損傷発生箇所^{3) 6)}図 3 炉心スプレー管における代表的損傷発生箇所^{3) 6)}

図 4 BWR 環境における SCC 発生条件

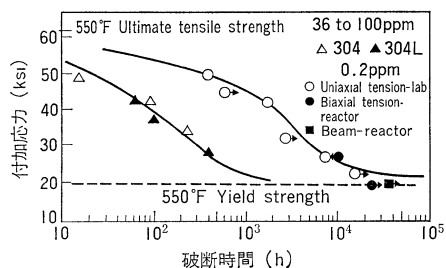
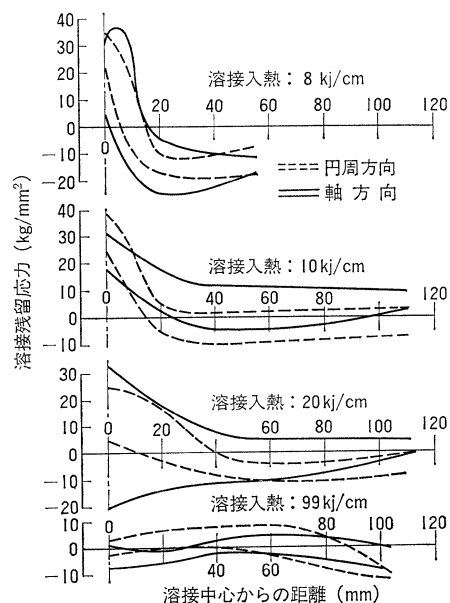
ステンレス鋼^{21)~28)}は実用化の段階を迎えている。

本稿では、最近数年の基礎研究結果を中心に、この系の粒界 SCC に関する研究の現状を展望したい。

2. 応力因子

溶存酸素を含む高温純水中の単軸定荷重 SCC 試験における破断時間におよぼす付加応力の影響を調べた試験結果の一例を図 5²⁴⁾に示す。他の系における SCC の場合と同様に、この系の粒界 SCC においても、ある程度以上の応力/歪の存在が必要である。

BWR 配管の HAZ には溶接残留応力および熱応力等の外部応力が作用していると予想される。配管の溶接残留応力は、図 6²⁵⁾ および 7²⁵⁾ に示すように、溶接条件、管肉厚等により変化するが、いずれにしても、材料の耐力を越えた溶接残留応力の存在が期待される^{25)~27)}。この溶接残留応力の値は、高温高濃度塩化物環境^{28) 27)}にお

図 5 鋭敏化ステンレス鋼の高温水 SCC 感受性におよぼす付加応力の影響²⁴⁾図 6 304 ステンレス鋼管 (4-inch, Sch 80) 溶接継手内面の溶接残留応力におよぼす溶接入熱の影響²⁵⁾

いてばかりでなく、溶存酸素を含む高温純水環境¹⁰⁾においても、SCC の発生および成長に十分なほど大きい。

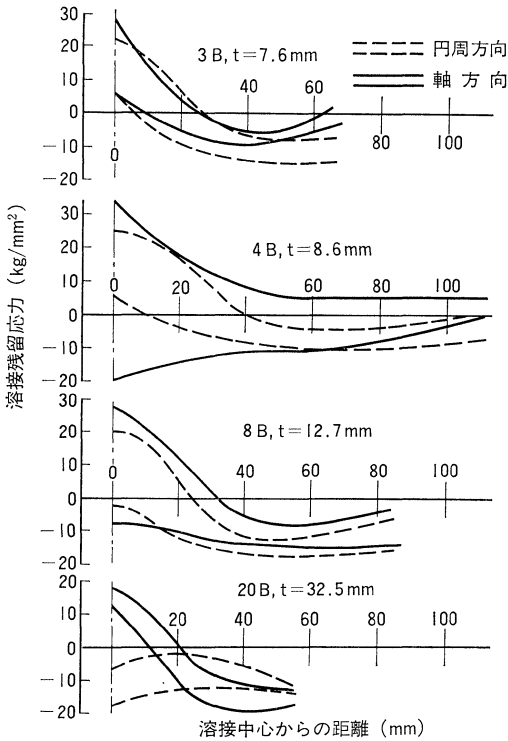


図 7 304 ステンレス鋼管溶接継手内面の溶接残留応力におよぼす管径（管肉厚）の影響²⁵⁾

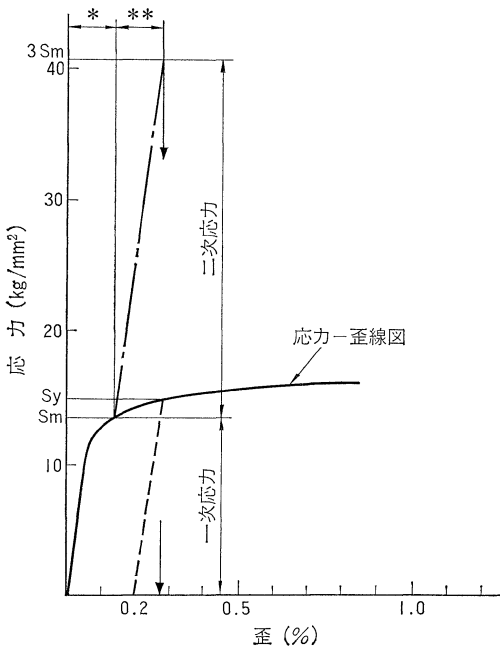


図 8 BWR 配管に作用する設計応力

一方、配管に作用する外部応力は設計基準により一定の限度内におさえられていて、例えば ASME Code Section III²⁸⁾ では、一次膜応力は S_m 値（設計応力強さ）以下に、また一次応力と二次応力との和が $3 \times S_m$ 値以下に制限されている。300°C 付近の通常のオーステナイト・ステンレス鋼の場合、 S_m 値は S_y 値（設計降伏強さ）の 90% であること、および二次応力は歪制御的性格であることから、図 8 に示すように、BWR 運転中に配管に作用する外部応力はたかだか材料の 0.2% 耐力程度であって、歪としてはたかだか 0.3% である。管軸方向の外部応力が作用した場合の配管の溶接部近傍の応力/歪挙動を歪ゲージ法および数値解析によって調べた結果²⁷⁾によると、この程度の外部応力に対して管内面 HAZ はほとんど変形を受けない。これらのことから、BWR 実機配管に関しては、応力因子として溶接残留応力が圧倒的に重要である。

3. 材料の鋭敏化

3.1 溶接熱サイクルによる鋭敏化

この系の粒界 SCC には材料の鋭敏化が必要条件であることから当然予想されるように、各種粒界腐食試験、とくに硫酸・硫酸銅腐食試験 (ASTM A262E, JIS G 0575) 結果と高温水 SCC 試験結果との間の良い相関が報告されている^{16) 20) 27) 28~31)}。鋭敏化 304 鋼について硫酸・硫酸銅腐食試験結果と高温純水中の CBB 試験（隙間付定歪曲げ SCC 試験）¹⁰⁾ 結果との相関を調べた結果を一例として図 9¹¹⁾ に示すが、極めて良い相関が認められる。なお、ここに言う CBB 試験は、図 10¹⁰⁾ に示すような試験治具に試験片を固定し、約 1% の定歪を付加すると同時にグラファイトファイバウールの人工隙間を

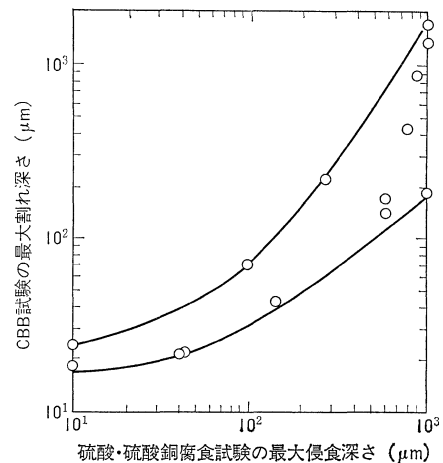
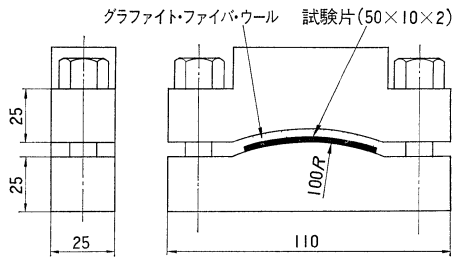
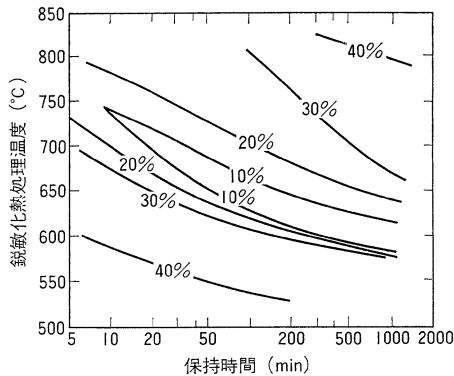
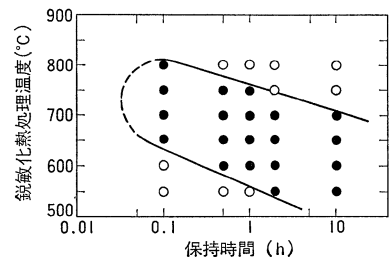
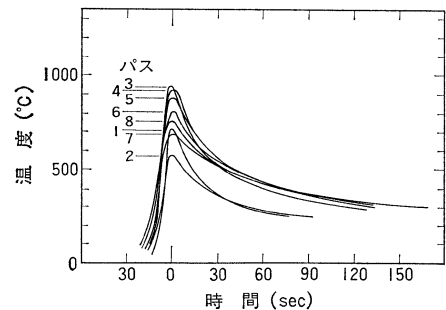
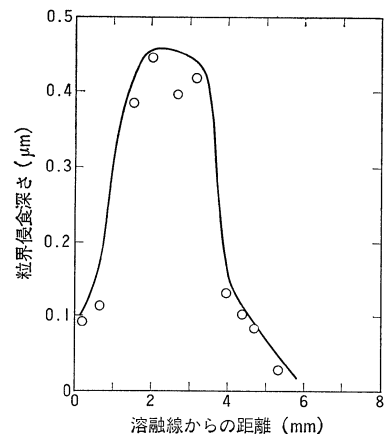


図 9 鋭敏化 304 鋼の硫酸・硫酸銅腐食試験結果と高温純水 (250°C, 20 ppm DO) 中の CBB 試験結果との相関¹¹⁾

図 10 CBB 試験治具¹⁰⁾図 11 鋭敏化 304 鋼の高温純水 (250°C, 8 ppm DO) 中の SERT 試験結果 (最大応力歪量) による TTS 線⁸¹⁾

付与するモデル SCC 試験方法である。このように高温水 SCC 試験結果と硫酸・硫酸銅腐食試験結果との相関が良いこと、および各種の高温水 SCC 試験結果から作成された TTS 線⁸¹⁾が、図 11⁸¹⁾に一例として SERT 試験 (低速引張 SCC 試験) 結果を示すように、いずれも高温長時間側で著しい回復現象を示すことから、この系の粒界 SCC の発生に対して、溶接等の鋭敏化熱履歴を受けることによる結晶粒界近傍のクロム欠乏層の形成が必要条件であることは明らかである。

304 鋼管の硫酸・硫酸銅腐食試験結果による TTS 線図の一例を図 12⁸⁰⁾に示す。継手溶接された管内面 HAZ は、その温度履歴測定結果の一例を図 13⁴¹⁾に示すように、いわゆる鋭敏化温度域に極めて短時間しかさらされないにもかかわらず、図 12 と同一ヒートの溶接継手管内面 HAZ は、その硫酸・硫酸銅腐食試験結果を図 14²⁰⁾に示すように、厳しく鋭敏化されている。このように、多層盛溶接の HAZ が恒温鋭敏化熱処理材のデータからの予想よりもはるかに厳しく鋭敏化されるのは、連続冷却およびその繰返しによる鋭敏化の促進と、塑性変形による鋭敏化の促進とにより説明される^{27,82~88)}。すなわち、熱履歴を受けることによるクロム炭化物の析出には、とくに低温側では、長時間を要するが、一度析出したクロム炭化物は比較的容易に成長する⁸⁴⁾⁸⁸⁾。

図 12 304 鋼管 (4-inch, Sch 80) の硫酸・硫酸銅腐食試験結果による TTS 線⁸¹⁾ (●: 粒界腐食あり, ○: 粒界腐食なし)図 13 304 鋼管 (4-inch, Sch 80) 溶接継手内面 HAZ の溶融線から 4 mm 離れた位置における溶接温度履歴測定結果¹¹⁾図 14 304 鋼管 (4-inch, Sch 80) 溶接継手内面 HAZ の硫酸・硫酸銅腐食試験結果⁸¹⁾

また、結果として結晶粒界近傍に形成されるクロム欠乏層は、それが低温で形成されるほど、最低クロム量の低いクロム欠乏プロファイルになり、従って、より厳しく鋭敏化した状態になる⁸⁰⁾⁸⁸⁾⁸⁴⁾。多層盛溶接の HAZ は、図 13 に見るように、鋭敏化温度域からの連続冷却が繰返されるので、ひとたびクロム炭化物が析出すると連続冷却過程でクロム炭化物が成長し、後続パスによる、より低温からの冷却過程の繰返しによりクロム炭化物の成

長にともなうクロム欠乏層の形成が進行し、結果として、最低クロム量の低いクロム欠乏プロファイルを有するクロム欠乏層が形成されるものと考えられる。また、塑性変形が、とくに低温側で、鋭敏化の進展を著しく促進することはよく知られている³⁸⁾³⁹⁾⁴⁰⁾⁴¹⁾が、多層盛溶接の HAZ は溶接中に熱サイクルを受けると同時に、数パーセントの塑性変形量²⁷⁾に相当する歪サイクルを受けるので、上述の連続冷却の繰返しによる鋭敏化過程の促進がより一層加速される。塑性変形を受けながら熱サイクルを与えられた材料の鋭敏化は連続冷却過程で 400°C 以下の低温まで進展を続ける³⁷⁾。

溶接熱サイクルによる鋭敏化現象は、図 15 に模式的に示すように、鋭敏化温度域のある温度、 $T_{\max}$ でクロム炭化物が形成され、その後の連続冷却過程でクロム炭化物の成長にともなうクロム欠乏層の形成が進行し、鋭敏化が進展するとモデル化される³⁶⁾³⁸⁾⁴²⁾。一方、TTS 線図は図 16 のように模式的に表わされるので、クロム炭化物析出曲線の nose と $T_{\max}$ とが等しくなると、最も鋭しく鋭敏化される。この critical な $T_{\max}$ ($T^*_{\max}$) は通常の 304 鋼では、通常、800°C 付近にあると考えられるが、鋼の合金組成に依存して変化し、また同一組成でもヒートごとに差があると考えられる。溶接継手管の HAZ の最高加熱温度は図 17⁴²⁾ のようなプロファイ

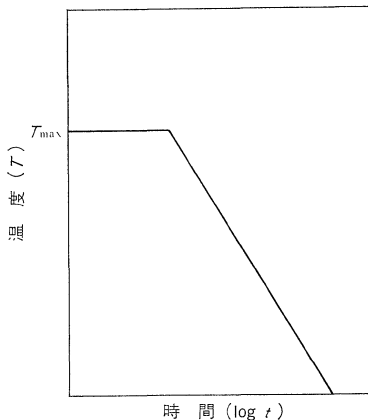


図 15 多層盛溶接 HAZ の溶接熱サイクルモデル

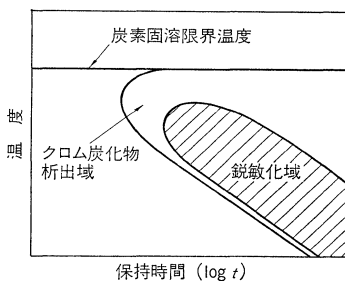


図 16 TTS 線図 (模式図)

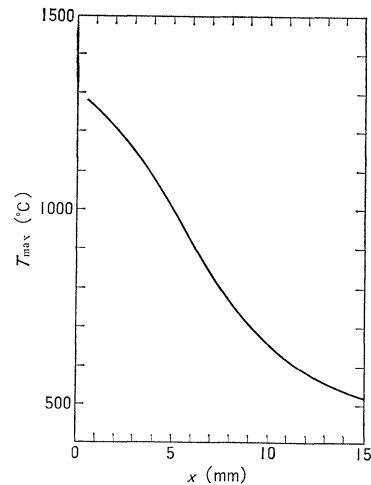


図 17 304 鋼管 (4-inch, Sch 80) 溶接継手内面 HAZ における最高加熱温度プロファイル⁴²⁾

ルになっていて、HAZ の鋭敏化度は最高加熱温度、 $T_{\max}$ が $T^*_{\max}$ と等しくなる位置で最も高くなる⁴²⁾。

3.2 HAZ の鋭敏化度に及ぼす溶接条件および管サイズの影響

継手溶接 HAZ の鋭敏化度は溶接条件、管サイズ等により影響を受ける²⁶⁾²⁷⁾³¹⁾⁴²⁾⁴³⁾。HAZ の最も鋭しく鋭敏化される位置は、図 18⁴²⁾ に一例として CBB 試験結果を示すように、溶接入熱が小さいほど、また管サイズが大きいほど、溶接金属部に近づく^{27)42~44)}。これは管サイズが大きいほど管肉厚が大きくなり、従ってヒート・シンクが大きくなるためである。一方、HAZ の鋭敏化度は、図 19⁴²⁾ に一例として CBB 試験結果を示すように、管サイズが大きいほど高くなるのが一般的な傾向²⁷⁾⁴²⁾である。304 鋼は極めて鋭敏化しやすい鋼種であるために、ほぼ同一の化学組成であっても、熱履歴を受けた場合の鋭敏化傾向はヒートごとに大きな差異があり²⁾³⁵⁾³⁶⁾⁴⁵⁾、継目無鋼管とおしの比較では、一般に、小口径管よりも大口径管の鋭敏化傾向が大きい²⁷⁾³⁷⁾⁴²⁾。このため、大口径管の方がヒート・シンクが大きいにもかかわらず、

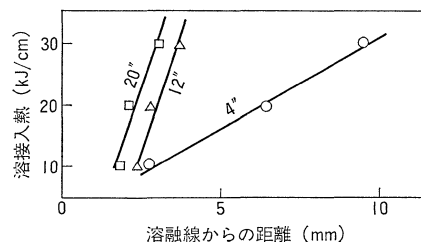


図 18 304 鋼管溶接継手内面 HAZ における最も鋭しく鋭敏化される位置におよぼす管サイズおよび溶接入熱の影響 (CBB 試験: 250°C, 20 ppm DO, 310 h)⁴²⁾

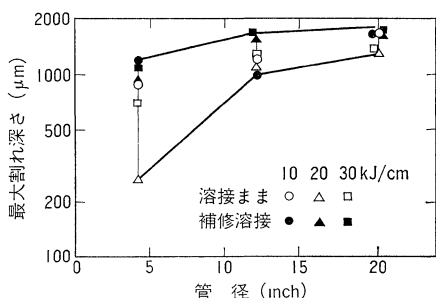


図 19 304 鋼管溶接継手内面 HAZ の最大割れ深さ
におよぼす管サイズの影響 (CBB 試験: 250
°C, 20 ppm DO, 310 h)⁴²⁾

HAZ の鋭敏化度はかえって高くなる場合が多い²⁷⁾⁴²⁾。また、HAZ の鋭敏化度は、一般的には溶接入熱が小さいほど低くなると考えられるが、溶接方法、管サイズ等にも依存するので、必ずしも様な傾向はない^{26)27)81)42)~44)}。とくに、4 インチ管 (Sch 80) では、溶接入熱 10 kJ/cm の HAZ の鋭敏化度が 20 kJ/cm のそれよりも高くなるという逆関係が一般的に認められる²⁶⁾²⁷⁾⁸¹⁾⁴²⁾⁴⁸⁾。

3.3 低温鋭敏化現象 (LTS)

上述のように、鋭敏化熱履歴を受けることによってひとたびクロム炭化物が粒界析出すると、その成長は低温においても比較的容易に起こるので、溶接熱サイクルにより鋭敏化した HAZ の鋭敏化度は BWR 運転温度 (~290°C) に長時間保持されることによって更に高くなり得る⁴⁶⁾⁴⁷⁾⁸⁷⁾。この現象を LTS (Low Temperature Sensitization)⁴⁸⁾ と呼んでいる。304 鋼溶接継手管を種

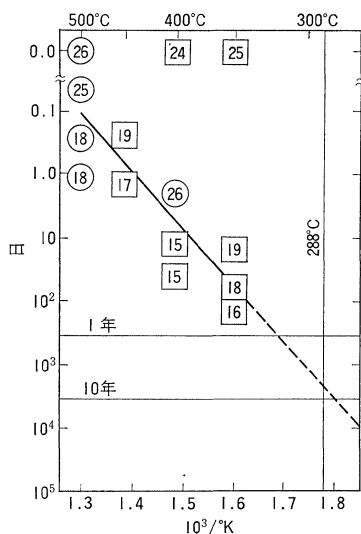


図 20 304 鋼管 (24-inch, Sch 100) 溶接継手 HAZ
の溶接後鋭敏化熱処理による鋭敏化進展の温
度依存性 (SERT 試験: 289°C, 8 ppm DO,
 $\dot{\epsilon} = 1.33 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$)⁴⁶⁾

表 2 高温純水中の CBB 試験結果におよぼす LTS
熱処理 (500°C/24 h) の影響 (250°C, 20 ppm
DO, 310 h)⁴²⁾

鋼種	管 径	C 量 (%)	最大割れ深さ (μm)	
			W	W+LTS
304	4-inch, Sch 80	0.06	682	1467
	4-inch, Sch 80	0.05	439	1210
	4-inch, Sch 80	0.045	151	917
304L	4-inch, Sch 80	0.017	0	0
316L	4-inch, Sch 80	0.017	0	0

々の温度で溶接後鋭敏化熱処理した場合の HAZ の鋭敏化進展の温度依存性は、図 20⁴⁷⁾ に一例として SERT 試験結果を示すように、アレニウス型となり、その見掛けの活性化エネルギーは 40~50 kcal/mole である⁴⁷⁾⁸⁷⁾。これらを考慮した加速 LTS 熱処理条件として、500°C/24 h という溶接後鋭敏化熱処理がよく用いられている⁴⁸⁾。ところで、LTS 現象は、あくまでも溶接ままで既に鋭敏化しているか、あるいは少なくともクロム炭化物が既に粒界析出している HAZ がその後の低温熱履歴によって更に厳しく鋭敏化する現象であって、溶接ままで何ら粒界析出のない HAZ は本質的に LTS 現象に免疫である⁴⁷⁾⁸⁷⁾。溶接継手管 HAZ の粒界 SCC 感受性におよぼす LTS 熱処理 (500°C/24 h) の影響を調べた結果の一例として高温純水中の CBB 試験結果を表 2⁴²⁾ に示す。304 鋼溶接継手管 HAZ の鋭敏化度は LTS 熱処理によって著しく高くなるが、溶接ままのそれも既に高温純水中で粒界 SCC を生ずるに十分なほど高い。一方、溶接ままの HAZ に何ら粒界析出のない極低炭素鋼種は LTS 現象に免疫である。

4. 合金元素の影響

4.1 C の影響

クロム欠乏層の形成に基づく材料の鋭敏化がこの系の粒界 SCC 発生のための必要条件であることから当然予想されるように、多くの実験結果は一致して C の悪影響を報告している^{7)10)12~20)27)42)43)45)49)}。図 21⁴⁸⁾ に一例として実パイプ試験結果を示す。鋼中の C 量を低減すると、図 16 に示した模式図において炭素固溶限界温度が低下し、それに伴ってクロム炭化物析出曲線および鋭敏化曲線が低温、長時間側に移行する。図 15 に示した溶接熱サイクルモデル⁴²⁾とクロム炭化物析出曲線⁵⁰⁾との関係は図 22 のようになっていて、前者と後者とが交差しなければ HAZ は鋭敏化しない⁴²⁾ので、ある限度以下に C 量を低減すると、HAZ は溶接熱サイクルによる鋭敏化に免疫となる。極低炭素鋼種 (304L, 316L) の 4-inch 管 HAZ は多くの実験⁷⁾¹⁰⁾¹¹⁾²²⁾²⁹⁾⁴²⁾⁴⁸⁾で粒界 SCC に免

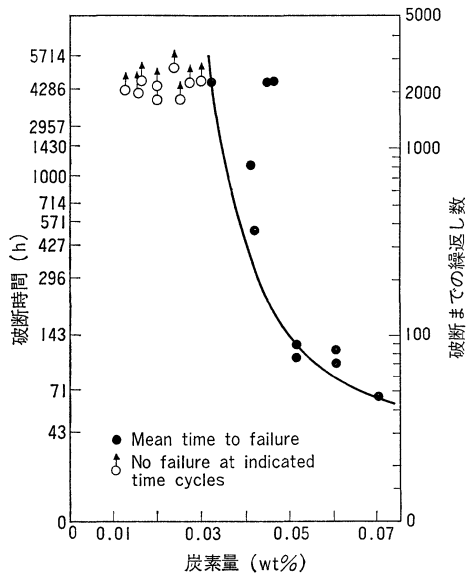


図 21 304 鋼管 (4-inch, Sch 80) 溶接継手の実パイプ試験結果におよぼす C 量の影響 (289°C, 8 ppm DO)⁴⁷⁾

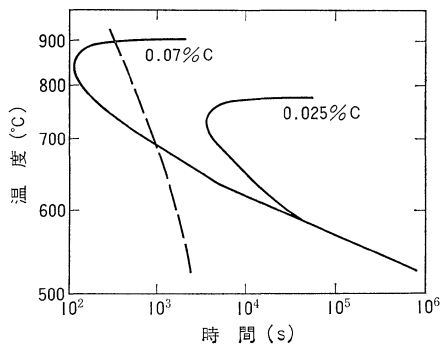


図 22 溶接熱サイクルモデル⁴²⁾とクロム炭化物析出曲線⁵⁰⁾との関係

疫である。

4.2 N の影響

合金元素としての N の添加は、一例として CBB 試験結果を図 23⁴²⁾ に示すように、若干の悪影響が認められるが、その程度は C のそれに比して小さい^{17),18),42)}。また、C 量が十分低い場合には N の悪影響は認められない¹⁸⁾。

4.3 Mo の影響

Mo の添加はクロム炭化物の成長を遅らせる⁵¹⁾ので、一例として CBB 試験結果を図 24¹¹⁾ に示すように、TTS 線図を高温側に移行させる^{51),11)}。上述のように多層盛溶接 HAZ の鋭敏化現象には低温における鋭敏化の進展が重要であることから、Mo の添加は、材料の鋭敏化の観点から、好ましい結果をもたらす。また、Mo の添

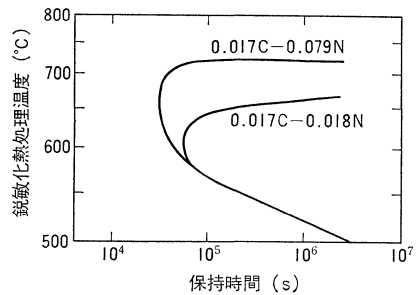


図 23 18Cr-11Ni 鋼の TTS 線図におよぼす N 量の影響 (CBB 試験: 250°C, 20 ppm DO, 310 h)⁴²⁾

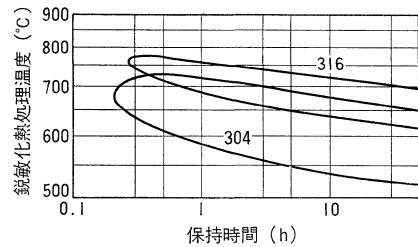


図 24 304 および 316 鋼の CBB 試験 (250°C, 20 ppm DO, 310 h) 結果による TTS 線図 (最大割れ深さ $\geq 200 \mu\text{m}$)¹¹⁾

加は表面保護皮膜の安定化をもたらすため、高温純水中における粒界 SCC の発生を抑制する傾向がある^{11),52),53)}。

5. 環境因子の影響

100°C 付近の純水中においては、鋭敏化 304 鋼は、図 25⁵⁴⁾ に SERT 試験結果を示すように、いわゆる領域 II (活性態-不動態遷移電位域) で粒界 SCC を生ず

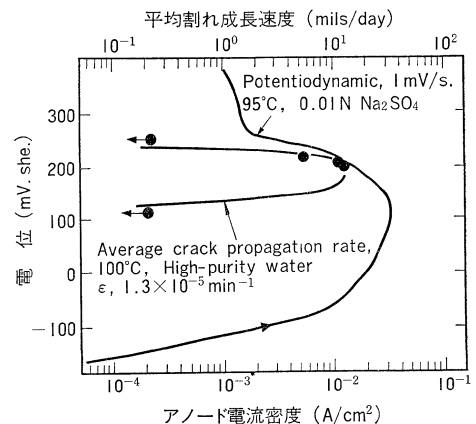


図 25 95°C の 0.01 N Na_2SO_4 中の 12Cr-11Ni 鋼のアノード分極曲線と 100°C 純水中の鋭敏化 304 鋼の SERT 試験における平均割れ成長速度との比較⁵⁴⁾

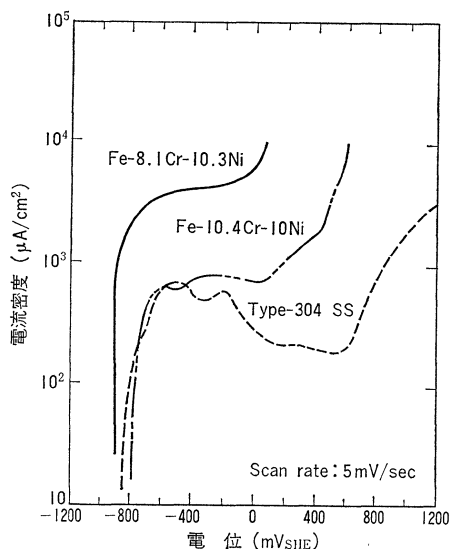


図 26 288°C の 0.01 N Na_2SO_4 中のステンレス鋼のアノード分極曲線⁵⁷⁾

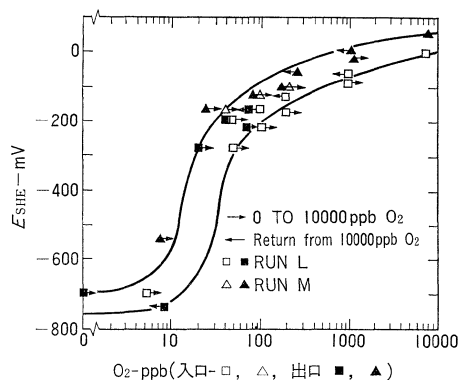


図 27 274°C 純水中における 304 鋼の腐食電位⁵⁷⁾

るので、溶存酸素量が 2~3 ppm のとき SCC を生じ易く、これよりも多くても少なくとも SCC を生じ難い⁵⁴⁾。温度がより高くなると、粒界 SCC を生ずる電位域は次第に拡がり、BWR 運転温度 (~290°C) では活性態-不動態遷移域から不動態-過不動態遷移域にかけての広い電位域で粒界 SCC を生ずるようになる^{54~56)}。高温純水中における 304 鋼のアノード分極曲線と腐食電位の測定結果の例を図 26⁵⁷⁾ および 27⁵⁷⁾ にそれぞれ示す。BWR 運転温度では、鋭敏化 304 鋼の粒界 SCC 感受性は溶存酸素量が低いほど低くなるが、溶存酸素量が定常運転時の 0.2 ppm 程度であっても鋭敏化 304 鋼は粒界 SCC 感受性を有する⁵⁴⁾⁵⁷⁾。

実機の過渡運転時(起動・停止時)には温度および溶存酸素量が種々変化する⁵⁸⁾ので、これらの環境因子の時間的变化の粒界 SCC 発生におよぼす影響が注目される。SERT 試験で求めた鋭敏化 304 鋼の温度-溶存酸素

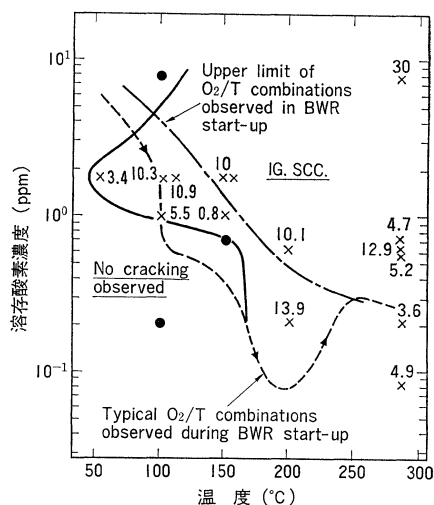


図 28 鋭敏化 304 鋼の SERT 試験 ($\dot{\epsilon}=1.3 \times 10^{-5} \text{ min}^{-1}$) による T-DO-SCC Map⁵⁴⁾

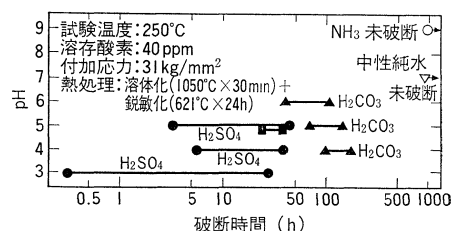


図 29 鋭敏化 304 鋼の粒界 SCC 感受性におよぼす pH およびアニオン種の影響(単軸定荷重試験)⁵⁹⁾

量-SCC Map の一例を図 28⁵⁴⁾ に示すが、起動時の温度-溶存酸素量曲線は、過渡的に、SCC 感受性の高い領域を通る。米国における実機配管の損傷解析結果²⁾³⁸⁾によると、SCC 損傷発生確率と起動・停止の回数との間に相関があることが報告されていることから、環境因子の過渡的変動にともなう粒界 SCC 挙動が注目されるが、詳細は今後の研究の進展に待たなければならない。

pH の低下は、一例として単軸定荷重試験結果を図 29⁵⁹⁾ に示すように、一般に粒界 SCC の発生を促進する⁵⁹⁾⁵⁹⁾。

人工隙間の付与が粒界 SCC の発生を促進することはよく知られている⁶⁰⁾¹⁰⁾⁵⁶⁾。これは隙間内溶液の pH 低下に起因する⁵⁶⁾と考えられているが、詳細は明らかでない。また、実環境では配管内表面に鉄の酸化物を主体とした多孔質の“CRUD”が厚く堆積していて、これが隙間の役割を演じている可能性¹⁰⁾が指摘されている。

6. おわりに

最近の基礎研究結果を中心に、BWR 環境における鋭敏化ステンレス鋼の粒界 SCC 研究の現状を展望した。

これらの研究を通じて多くの知見が得られ、とくに多層盛溶接熱サイクルによる HAZ の鋭敏化現象および材料の粒界腐食感受性と粒界 SCC 感受性との関係等についての定量的理解が深められたことは、この系以外の粒界 SCC 現象の理解にも十分役立つものと考えられる。

なお、本稿では詳細に触れなかったが、実機における対策工法⁴⁾⁵⁾⁷⁻⁹⁾は確立し、かつ実機適用に成功しており、また、304 鋼に代わる配管材料の開発¹⁰⁾⁻²⁰⁾も十分に進み、一部²¹⁾⁻²³⁾は実機適用の段階を迎えていることから、BWR 配管系における粒界 SCC 問題は解決されたと判断される。

本稿をまとめるにあたり、石川島播磨重工業株式会社技術研究所の川本輝明氏ならびに中川幸也氏に有益な御助言と御討論とを頂いた。また、同社原子力エンジニアリング室の吉田和夫氏ならびに東京芝浦電気株式会社原子力事業本部の金子 正氏には文献探索等の御協力を頂いた。ここに記し、深く感謝いたします。

(1979 年 10 月 17 日受理)

文 献

- 1) S. H. Bush & R. L. Dillon: "Stress Corrosion in Nuclear Systems", USAEC Report (1973).
- 2) H. H. Klepper et al.: "Investigation of Cause of Cracking in Austenitic Stainless Steel Piping., General Electric Company Report, No. NEDO 21000-1 (1975).
- 3) 日本溶接協会: "原子力調査団報告書", JWES AE-7601 (1976).
- 4) 安藤良夫: 原子力工業, **24**, No. 9, 9 (1978).
- 5) M. J. Povich & R. E. Smith: Paper presented to NACE Corrosion/79, Paper No. 235 (1979).
- 6) 小若正倫: 材料, **25**, 27 (1976).
- 7) 三木 実, 浜田邦雄, 伊藤久雄, 佐々木良一, 北村一郎: 日立評論, **60**, No. 2, 13 (1978).
- 8) 田中伸治, 梅本忠宏, 桑 亮一: 石川島播磨技報, **19**, 139 (1979).
- 9) 梅本忠宏, 田中伸治: 石川島播磨技報, **18**, 29 (1978).
- 10) 明石正恒, 川本輝明: 石川島播磨技報, **17**, 472 (1977).
- 11) M. Akashi & T. Kawamoto: 防食技術, **27**, 165 (1978).
- 12) 有井 満, 岩崎信二, 柏谷英夫, 菱田 護: 東芝レビュー, **33**, 995 (1978).
- 13) 深井 昌, 森 康彦, 浦山義直, 服部成雄, 佐々木良一, 伊藤久雄: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 13 (1979).
- 14) 阿部征三郎, 小島政雄, 細井祐三: 第 24 回腐食防食討論会予稿集, p. 9 (1977).
- 15) S. Abe & T. Ogawa: *Metal Progress*, **115**, Sept. 61 (1979).
- 16) 小林大機, 長野博夫, 小若正倫: 住友金属, **30**, 93 (1978).
- 17) 小若正倫, 長野博夫, 小林大機, 柘植宏之: 日本金属学会昭和 53 年度秋期 (第 83 回) 大会講演概要, p. 84 (1978).
- 18) 長野博夫, 小林大機, 柘植宏之, 丸山信幸: 鉄と鋼, **65**, S1043 (1979).
- 19) 行俊照夫, 吉川州彦, 榎木義淳, 加藤信一郎: 鉄と鋼, **65**, S1044 (1979).
- 20) 福塚敏夫, 下郡一利, 藤原和雄, 泊里治夫, 原龍雄: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 17 (1979).
- 21) 小林 徹ほか: 鉄と鋼, **65**, S1045 (1979).
- 22) 早瀬佑一ほか: 鉄と鋼, **65**, S1046 (1979).
- 23) 二見常夫ほか: 鉄と鋼, **65**, S1047 (1979).
- 24) W. L. Clarke & G. M. Gordon: *Corrosion*, **29**, 1 (1973).
- 25) 桑 亮一, 吉川和夫, 岡村久喜: 溶接学会全国大会講演概要, 第 20 集, p. 62 (1977).
- 26) 日本溶接協会: "原子炉配管系における局所的構造挙動と安全性評価に関する試験・研究 (その 2)", JWES AE-7706 (1977).
- 27) 日本溶接協会: "原子炉配管系における局所的構造挙動と安全性評価に関する試験・研究 (その 3)", JWES AE-7807 (1978).
- 28) ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III, 1977 Edition.
- 29) 川本輝明, 梅村文夫: 第 24 回腐食防食討論会予稿集, p. 17 (1977).
- 30) 森 康彦, 服部成雄, 深井 昌, 幡谷文男, 佐々木良一: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 11 (1979).
- 31) 日本溶接協会: "原子炉配管系における局所的構造挙動と安全性評価に関する試験・研究 (その 1)", JWES AE-7606 (1976).
- 32) 遅沢浩一郎: 防蝕技術, **22**, 267 (1973).
- 33) 遅沢浩一郎: 防蝕技術, **22**, 317 (1973).
- 34) R. L. Cowan, II & C. S. Tedmon, Jr.: "Advances in Corrosion Science and Technology", Vol. 3, Ed. by M. G. Fontana and R. W. Staehle, p. 293, Plenum Press (1974).
- 35) Y. G. Nakagawa, T. Kawamoto, M. Fukagawa & Y. Saiga: Paper presented to ASTM, ASM, AIME Joint Conference, MiCon '78, (1978), to be published by ASTM.
- 36) Y. G. Nakagawa: Paper presented to the First US-Japan Joint Symposium on Corrosion Problems in Light Water Reactors (1978), to be published.
- 37) Y. G. Nakagawa: 未発表データ.
- 38) H. D. Solomon: *Corrosion*, **34**, 183 (1978).
- 39) C. O. Stawström & M. Hillert: *JISI*, **207**, 77 (1969).
- 40) 服部成雄, 横須賀常信, 森 康彦, 幡谷文男, 正岡 功, 佐々木良一: 鉄と鋼, **65**, S324 (1979).
- 41) 小若正倫, 長野博夫, 工藤勉夫: 日本金属学会昭和 54 年度春期 (第 84 回・東京) 大会講演概要, p. 136 (1979).
- 42) 明石正恒, 吉田和夫, 梅本忠宏, 川本輝明: 未

- 発表データ.
- 43) 明石正恒, 川本輝明, 梅本忠宏: 腐食防食協会 '77 春期学術講演大会講演予稿集, p. 64 (1977).
 - 44) 丸山武志, 浜田幾久, 仲尾元六, 上田周作, 松本光男: 腐食防食協会 '78 春期学術講演大会講演予稿集, p. 181 (1978).
 - 45) R. E. Smith: *Metal Progress*, **113**, July, 42 (1977).
 - 46) M. J. Povich: *Corrosion*, **34**, 60 (1978).
 - 47) M. J. Povich & P. Rao: *Corrosion*, **34**, 269 (1978).
 - 48) J. N. Kass, W. L. Walker & A. J. Giannuzzi: Paper presented to NACE Corrosion/79, Paper No. 49 (1979).
 - 49) B. E. Wilde & J. E. Weber: *Brit. Corrosion J.*, **1**, 442 (1969).
 - 50) 新井 宏: 鉄と鋼, **56**, 44 (1970).
 - 51) V. G. Herbsleb & K. J. Westerfeld: *Werks. u. Korros.*, **27**, 404 (1976).
 - 52) 明石正恒, 川本輝明: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 29 (1979).
 - 53) 明石正恒, 川本輝明: 未発表データ.
 - 54) F. P. Ford & M. J. Povich: *Corrosion*, **35**, 569 (1979).
 - 55) 高林純一, 山科泰之, 菱田 護: 日本金属学会昭和54年度春期 (第84回) 大会講演概要, p. 135 (1979).
 - 56) 福塚敏夫, 下郡一利, 藤原和雄, 泊里治夫, 原龍雄: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 7 (1979).
 - 57) M. E. Indig & A. R. McIllee: Paper presented to NACE Corrosion/78, Paper No. 190 (1978).
 - 58) W. L. Pearl, W. R. Kassen & S. G. Sawochka: *Nuclear Technology*, **37**, 94 (1978).
 - 59) 大中紀之, 庄司三郎, 湊 昭: 腐食防食協会 '79 春期学術講演大会講演予稿集, p. 5 (1979).
 - 60) H. R. Copson & G. Economy: *Corrosion*, **24**, 55 (1968).