

オーバーパック溶接部の 耐食性評価に関する研究-Ⅱ

(共同研究)

Study on the Corrosion Assessment of Overpack Welds-Ⅱ
(Joint Research)

三井 裕之* 谷口 直樹 大槻 彰良* 川上 進
朝野 英一* 油井 三和

Hiroyuki MITSUI*, Naoki TANIGUCHI, Akiyoshi OTSUKI*, Susumu KAWAKAMI
Hidekazu ASANO* and Mikazu YUI

地層処分研究開発部門
ニアフィールド研究グループ

Near-Field Research Group
Geological Isolation Research and Development Directorate

本レポートは日本原子力研究開発機構が不定期に発行する成果報告書です。

本レポートの入手並びに著作権利用に関するお問い合わせは、下記あてにお問い合わせ下さい。

なお、本レポートの全文は日本原子力研究開発機構ホームページ (<http://www.jaea.go.jp/index.shtml>) より発信されています。このほか財団法人原子力弘済会資料センター*では実費による複写頒布を行っています。

〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根2番地4

日本原子力研究開発機構 研究技術情報部 研究技術情報課

電話029-282-6387, Fax 029-282-5920

* 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根2番地4 日本原子力研究開発機構内

This report is issued irregularly by Japan Atomic Energy Agency

Inquiries about availability and/or copyright of this report should be addressed to

Intellectual Resources Section, Intellectual Resources Department,

Japan Atomic Energy Agency

2-4 Shirakata Shirane, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195 Japan

Tel +81-29-282-6387, Fax +81-29-282-5901

オーバーパック溶接部の耐食性評価に関する研究-II
(共同研究)

日本原子力研究開発機構 地層処分研究開発部門
地層処分基盤研究開発ユニット

三井 裕之*、谷口 直樹、大槻 彰良*、川上 進、朝野 英一*、油井 三和

(2006年 2月16日受理)

オーバーパック溶接部では、母材と耐食性が異なる可能性があり、耐食性の劣化による短期破損が懸念される。本研究では、オーバーパック候補材料である炭素鋼を対象に、溶接部において想定される腐食現象を抽出するとともに、溶接部の長期耐食性評価を目的とした腐食試験計画を策定した。また、この計画に基づいて腐食試験を開始し、炭素鋼溶接部の電気化学特性について母材との比較を行った。EBW溶接材、TIG溶接材について、母材部、熱影響部および溶接金属部のアノード分極曲線の測定を炭酸塩 (0.1M 及び 0.01M CO_3) 溶液中で行ったところ、以下の結果を得た。

- ・ EBW材については、母材、熱影響部及び溶接金属で金属組織が異なるが、アノード分極曲線に顕著な違いは現れなかった。
- ・ TIG材については、溶接金属の電流値が全般的に高くなった。 0.01M -pH10の炭酸塩溶液中では、急激な電流値の立ち上がりを伴う、局部腐食的な変化も認められた。

この結果が示すように、EBW材については母材と同等の耐食性を有することが予想されるが、TIG溶接材については、溶接金属部において耐食性の劣化の可能性が示唆された。

本研究は、日本原子力研究開発機構と（財）原子力環境整備促進・資金管理センターとの共同研究契約に基づいて実施したものである。

核燃料サイクル工学研究所（駐在）：〒319-1194 茨城県那珂郡東海村村松4-33

* 原子力環境整備促進・資金管理センター

Study on the Corrosion Assessment of Overpack Welds -II
(Joint Research)

Hiroyuki MITSUI*, Naoki TANIGUCHI, Akiyoshi OTSUKI*, Susumu KAWAKAMI,
Hidekazu ASANO* and Mikazu YUI

Geological Isolation Research Unit
Geological Isolation Research and Development Directorate
Japan Atomic Energy Agency
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received February 16, 2006)

The corrosion resistance at the overpack welds is possible to be inferior to that at base metal, so that it has been concerned that a short-term failure of overpack may occur due to the corrosion penetration at the welds. In this study, corrosion mechanisms specific to the welds were extracted for carbon steel which is one of the candidate materials for overpacks. And then the corrosion experiments for welded carbon steel were planned to evaluate long-term integrity of overpack welds. Based on this plan, electrochemical tests for welded carbon steel using the samples welded by EBW and TIG were carried out, and the corrosion behavior of welded zone was compared with that of base metal. The results of anodic polarization tests in 0.01M and 0.1M carbonate aqueous solutions for base metal, heat affected zone and welded metal showed that:

- As for EBW, the anodic polarization curves were not affected by welding although the metallurgical structures vary with base metal, heat affected zone and welded metal.
- As for TIG, the current density of welded metal was larger than that of base metal and of heat affected zone, and local dissolution with immediate increase in current density was observed in 0.01M-pH10 carbonate aqueous solution.

As shown in these results, it is expected that the corrosion resistance at the welds by EBW will be equal to that at base metal. As for TIG, however, it was indicated that the corrosion resistance is possible to be lower than base metal.

Keywords: Overpack, Carbon Steel, Welding, Corrosion, EBW, TIG, Carbonate, Anodic Polarization

This work has been performed in JAEA as a joint research with Radioactive Waste Management Funding and Research Center

* Radioactive Waste Management Funding and Research Center

目 次

1	はじめに	1
2	溶接部において想定される腐食現象と長期健全性評価の考え方	2
2.1	溶接部における腐食問題の分類	2
2.2	炭素鋼オーバーパックにおける腐食現象と溶接部における閉じ込め性の阻害要因	3
2.3	個別の現象に対する溶接部の長期健全性評価の考え方	6
3	溶接部耐食性評価試験計画の策定	18
3.1	試験項目	18
3.2	供試材	20
3.3	個別試験計画	25
3.4	試験計画のまとめ	48
4	溶接部耐食性評価試験（不動態化挙動と腐食形態）	50
4.1	概要	50
4.2	試験方法	50
4.3	試験結果	53
4.4	考察	77
4.5	試験結果のまとめ	85
5	おわりに	86
	参考文献	87

Contents

1. Introduction	1
2. Corrosion mechanisms assumed at welds and approach for the assessment of long-term integrity of overpack welds	2
2.1 Classification of the corrosion problems at welds	2
2.2 Corrosion type of carbon steel overpack and causes for prevention of containment function at the welds	3
2.3 Approach for the assessment of long-term integrity of overpack welds on each corrosion mechanism	6
3. Planning of experiments for the assessment of corrosion resistance of the welds	18
3.1 Items of the experiment	18
3.2 Materials	20
3.3 Plans for each experiment	25
3.4 Summary of planning of experiment	48
4. Experiment for the assessment of corrosion resistance of the welds (passivation behavior and corrosion type)	50
4.1 Outline	50
4.2 Experiments	50
4.3 Results	53
4.4 Discussion	77
4.5 Summary of the Results	85
Summary	86
Reference	87

1 はじめに

高レベル放射性廃棄物処分における人工バリアのひとつであるオーバーパックには1000年間の長期健全性が要求されており、処分環境におけるオーバーパック候補材料の腐食挙動の検討が行われている。核燃料サイクル開発機構では「第2次取りまとめ」において、オーバーパックの腐食挙動の知見をまとめ、オーバーパック候補材料の検討と腐食寿命評価を行った¹⁾。しかし、「第2次取りまとめ」では溶接による耐食性への影響について知見が十分ではなく、実規模のオーバーパック溶接条件に対応した溶接部の耐食性評価の必要性が指摘されている。溶接部（溶接金属及び熱影響部）と母材は材料の性状が異なるため溶接部の腐食挙動は母材と異なる可能性がある。実規模のオーバーパックの溶接については、2000年より、原子力環境整備促進・資金管理センターによって技術開発が行われており、炭素鋼およびチタンを対象として、溶接および溶接部の検査について、適用可能な技術の整備が進められている²⁾。しかし、溶接部の品質のひとつとして、長期耐食性評価の必要性が指摘されており、溶接材を用いた腐食試験による確認が課題となっている。そこで、溶接部の耐食性について、核燃料サイクル開発機構と原子力環境整備促進・資金管理センターによる共同研究が2003年度より開始され、これまでにオーバーパック候補材料のうち基本材料として位置づけられている炭素鋼を対象として腐食試験概念の検討が行われている³⁾。

本研究では、オーバーパックの腐食寿命評価の信頼性向上の観点から、溶接部において生じる腐食現象を検討するとともに、その現象について長期健全性評価の考え方を整理して腐食試験計画の具体的な検討を行った。更に、その試験計画に基づいて腐食試験に着手した。具体的には、処分環境における炭素鋼の不動態化挙動と腐食形態について、母材と溶接材を比較するため、電気化学的手法を用いた試験を行った。

2 溶接部において想定される腐食現象と長期健全性評価の考え方

2.1 溶接部における腐食問題の分類

溶接部における選択的な腐食の原因は、松島⁴⁾の解説によると2種類に分類されている。ひとつは溶接部において化学組成、金属組織、表面性状など微視的な不均一性が生じやすく、母材と比較して溶接部自体の耐食性が劣りやすくなることであり、「固有の耐食性」の問題と分類している。もうひとつは、ひとつの金属系に溶接金属部、ボンド部、熱影響部、母材部が共存するという巨視的不均一性がもたらされることで、「巨視的不均一性」の問題と分類されている。この二つは同時に作用するが、いずれか一方が決定的な影響をもつことが多いとされている。また、一般に炭素鋼は後者の問題が多いとされている⁴⁾。「固有の耐食性」と「巨視的不均一性」による腐食局在化の模式図を図2.1-1に示す。

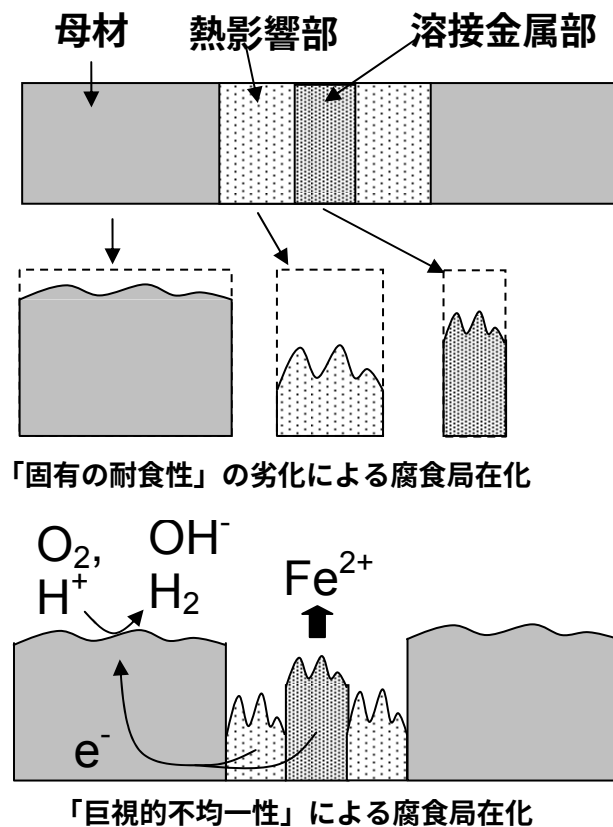


図2.1-1 溶接部周辺における腐食局在化の模式図

2.2 炭素鋼オーバーパックにおける腐食現象と溶接部における閉じ込め性の阻害要因

腐食現象は材料と環境の相互作用であり、オーバーパックの耐食性を評価するうえでも環境条件を把握することが必要である。現時点では、処分サイトが決まっていないため、日本における幅広い地質環境を想定して環境条件を設定する必要がある。これまでの知見に基づき、地下水が緩衝材に浸潤したあとの地下水組成を表2.2-1に示す⁵⁾⁶⁾。オーバーパック周囲の酸化還元性、温度などの環境条件は時間とともに変化すると考えられる。埋め戻し後初期には、地上から持ち込まれた酸素によって比較的酸化性の環境がもたらされるとともに、ガラス固化体の発熱によって、最大約100℃に達する。やがて、オーバーパックの腐食や緩衝材中の鉄鉱物などによって酸素が消費されるとともに、地下深部本来の極低酸素濃度雰囲気は達成される。また、ガラス固化体の放射能の減衰によって温度も徐々に低下する¹⁾。

このような環境条件の変遷を考慮して腐食現象及びその因果時系列が図2.2-1に示すように整理されており、処分環境でのオーバーパックの腐食シナリオが検討されている¹⁾。主に考慮すべき腐食現象と溶接部における長期閉じ込め性阻害要因及びその原因の分類を表2.2-2に示す。

まず、不動態化については、それ自体が長期閉じ込め性に影響を及ぼすのではなく、不動態皮膜の局所的破壊に起因する局部腐食や不動態-活性態の分離による局所的腐食が問題となる。ある環境において、不動態化しやすいか否かは、材料の固有の特性によるものと考えられ、「固有の耐食性」の問題に分類されるが、不動態皮膜の破壊による局部腐食や不動態化特性の場所的な違いに起因する選択的な腐食は「巨視的不均一性」の問題に分類される。

全面腐食（酸素による腐食）及び孔食・すきま腐食については、溶接部での腐食局在化が長期健全性の阻害要因となる。一般に酸化性雰囲気での炭素鋼の腐食速度は大きい場合もあるが、処分環境では酸素量が限定されるため、トータルの腐食量には上限がある。したがって、腐食速度よりも腐食の局在化が問題となる。酸素の存在する環境では、腐食形態に関わらず緩衝材中の水分分布や密度、酸素濃度など環境側の不均一性によってある程度の不均一な腐食は避けられないと考えられるが、溶接部での「巨視的不均一性」による相乗効果によって不均一化の程度がより顕著になると、長期閉じ込め性が損なわれると考えられる。

酸素濃度の低い環境での全面腐食速度は、一般に小さく、腐食の不均一化も生じにくい。溶接部においては、「固有の耐食性」の変化、「巨視的不均一性」によって選択的な腐食の発生が想定される。ただし、これまでの実験的検討では、溶接部において腐食速度の増加や腐食の不均一化は観察されていない。

応力腐食割れは、材料、環境、応力の条件が満たされた場合に発生するといわれている。炭素鋼母材-処分環境の組み合わせでは、現時点で応力腐食割れを起こすことは考えにくい。しかし、溶接によって局部的に材料の「固有の耐食性」が変化し、応力腐食割れ感受性が増加すると、長期閉じ込め性が損なわれると考えられる。

水素脆化についても、オーバーパック材料として検討されている低強度の炭素鋼に対して、処分環境条件の範囲で水素脆化は生じないと考えられる。しかし、溶接部における硬化など、「固有の耐食性」の変化によって水素脆化感受性が増加すると、短期破損の原因になる。また、低酸素濃度雰囲気「巨視的不均一性」による腐食や水素吸収促進の可能性がある場合にも水素脆化による破損が懸念される。

表2.2-1 緩衝材間隙水中化学成分とpH⁵⁾⁶⁾

化学成分	濃度(M)
HCO ₃ ⁻ /CO ₃ ²⁻ /H ₂ CO ₃	<7.3×10 ⁻²
SO ₄ ²⁻	<6.1×10 ⁻²
Cl ⁻	<5.9×10 ⁻¹
HS ⁻ /H ₂ S	<9.2×10 ⁻²
P(Total)	<2.9×10 ⁻⁶
NH ₃	<1.6×10 ⁻⁴
NH ₄ ⁺	<5.1×10 ⁻³
B(Total)	<1.7×10 ⁻³
pH	非セメント系：5.8～8.4 低アルカリセメント系：約9以下（実測値） 普通セメント系：約12.5以下（実測値）

表2.2-2 オーバーパックスの腐食現象と溶接部における閉じ込め性阻害要因

腐食現象	閉じ込め性の阻害要因	原因 ^{注1)}	
		固有の耐食性	巨視的不均一性
不動態化	不動態化→局部腐食	◎	(◎) *
全面腐食（酸化性）	溶接部付近での顕著な腐食局在化	○	◎
孔食・すきま腐食（酸化性）	溶接部付近での顕著な腐食局在化	○	◎
全面腐食（還元性）	溶接部付近での腐食速度増加、顕著な腐食局在化	○	○
応力腐食割れ、水素脆化（酸化性～還元性）	溶接部付近での感受性増大	◎	○

*：「不動態化」自体は固有の耐食性の問題、不動態化に起因して発生する局部腐食などは巨視的不均一性が関連する。

注1) 基本的には固有の耐食性と巨視的不均一性の両方が原因となるがより強く影響すると考えられる側を◎とした。

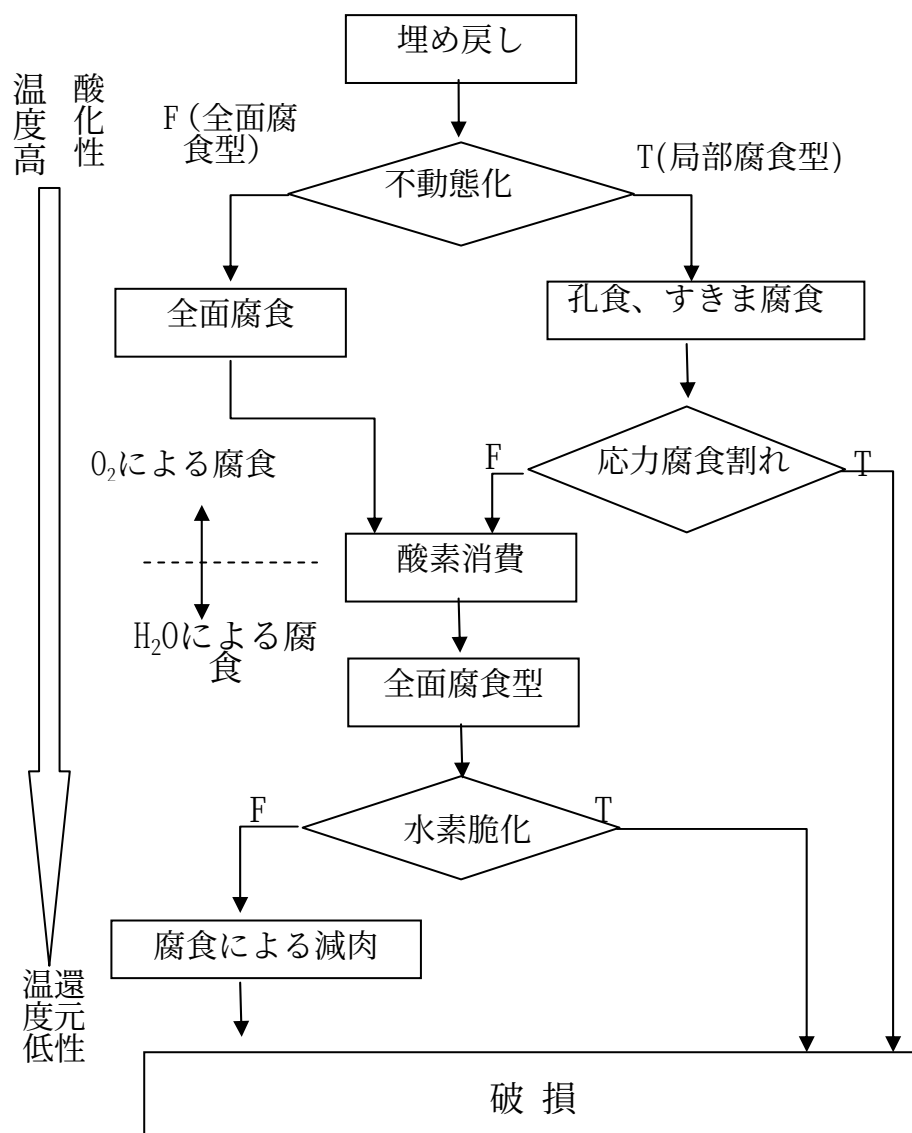


図2.2-1 炭素鋼オーバーパックに生じうる腐食現象とその因果時系列

2.3 個別の現象に対する溶接部の長期健全性評価の考え方

2.3.1 不動態化

(1) 母材での挙動

炭素鋼の不動態化を促進する代表的な化学種として炭酸塩が挙げられる⁷⁾。炭酸塩溶液を浸潤させたベントナイト中における炭素鋼のアノード分極測定によると、炭酸塩濃度0.1M以下の中性～弱アルカリ性の水溶液に対して炭素鋼はほぼ活性溶解型の分極挙動を示す⁸⁾。

「第2次取りまとめ」での緩衝材仕様の条件において、不動態型の分極挙動を示すのは、図2.3-1に示すように、緩衝材に浸潤させる溶液のpHが約13以上の場合であるとされている⁹⁾。したがって、日本における地下水条件の範囲（炭酸塩濃度<0.1M、pH<10）では、不動態化しないと考えられる。しかし、支保工など、ニアフィールド構成要素にコンクリートが使用され、地下水とセメントとの接触によってpH>13の高pH条件がもたらされる場合には不動態化する可能性がある。

(2) 想定される短期破損事象

母材部、熱影響部、溶接金属部の各部分で「固有の耐食性」の違いによって不動態化特性が異なり、不動態-活性態が場所的に分離した状態が生じた場合に、「巨視的不均一性」によって選択的な腐食が進行する可能性がある。例えば、溶接金属部が不動態化しやすい場合には、図2.3-2に示すように母材、熱影響部が活性態、溶接金属部が不動態となり、母材または熱影響部が選択的に腐食されることが考えられる。

(3) 長期閉じ込め性評価の考え方

母材部、熱影響部、溶接金属部の各部分について、電気化学特性、不動態化特性、皮膜形成挙動などの違いを把握する。この結果から、処分環境条件で不動態-活性態の分離が金属表面で生じる可能性がある場合には、最も顕著な溶液条件、電位条件などを設定して定電位試験、浸漬試験などにより選択的な腐食の進展挙動を確認する。孔食係数など腐食の不均一化の程度を母材でのデータと比較して、その範囲内であれば、溶接部を考慮しても母材でのデータに基づく評価式、モデルが適用可能と判断される。

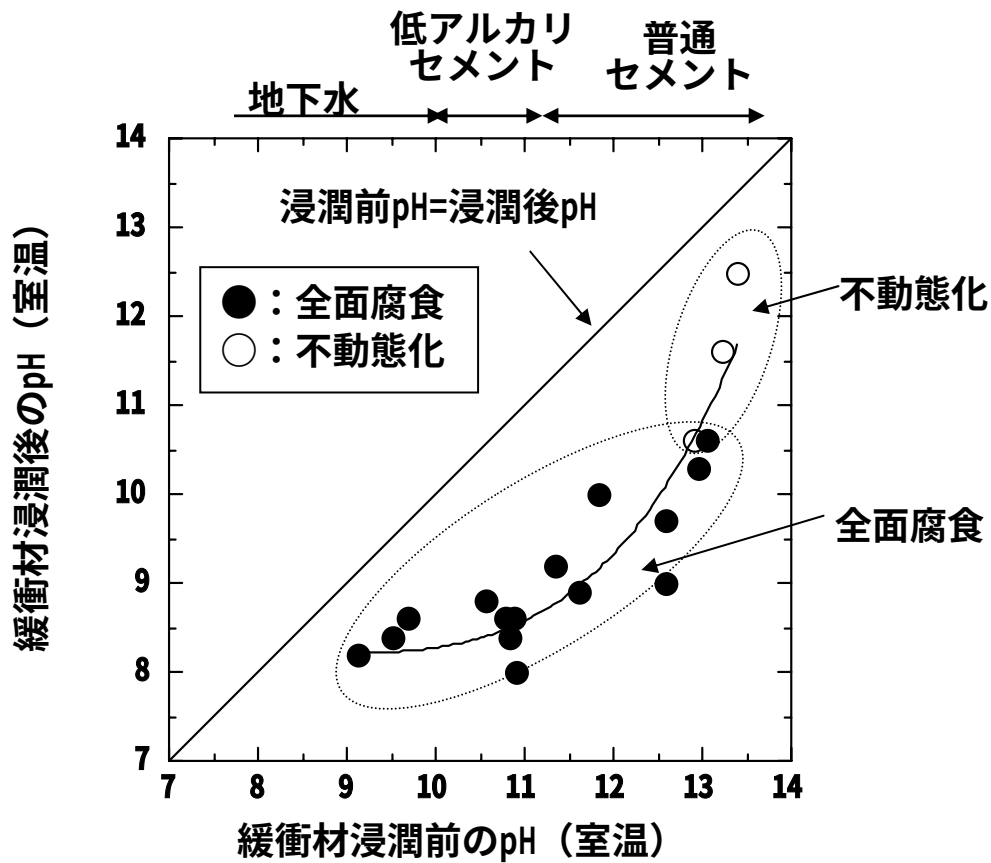
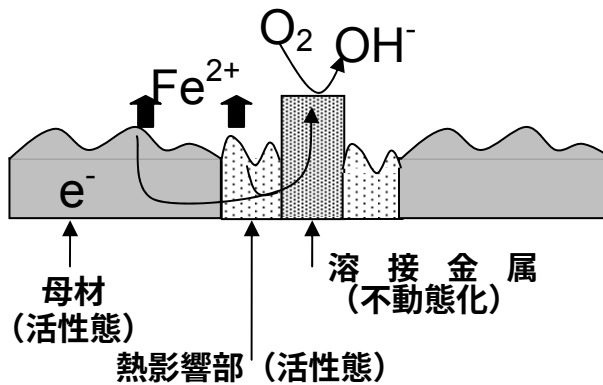


図2.3-1 緩衝材中におけるpHと炭素鋼の不動態化条件

図2.3-2 溶接部周辺における不動態化特性の違いによる腐食局在化の例
(溶接金属部において不動態化、母材、熱影響部において活性態の場合)

2.3.2 全面腐食（酸素による腐食）

(1) 母材での挙動

種々の酸素濃度条件において、炭素鋼が全面腐食を起こす人工海水及び人工淡水 ($[NaHCO_3]=2.5mM$, $[NaCl]=2.5mM$) を用い、溶液単独系と緩衝材共存系で浸漬試験が

行われている¹⁰⁾。最大腐食深さデータについてGumbel分布関数による極値統計解析が適用され、実機オーバーパックにおける最大腐食深さが推定されている。「第2次取りまとめ」仕様のオーバーパックについては、図2.3-3に示すように平均腐食深さ、 X_{ave} と最大腐食深さ上限、 P の関係が求められ、以下の式が得られている¹⁾。

$$P(mm) = X_{ave} + 7.5X_{ave}^{0.5} \quad (2.3-1)$$

平均腐食深さは緩衝材と埋め戻し材中にトラップされた酸素量から算出され、この値を用いて最大腐食深さが算出される。

(2) 想定される短期破損事象

酸素の存在する系では、全面腐食といえども不均一な腐食が進展すると考えられ、上記の母材での評価も腐食の不均一化を考慮している。全面腐食の形態であればいずれの部位においてもある程度の腐食は進展するものの、不均一化の程度が溶接部で顕著になる原因として、母材部、熱影響部、溶接金属部のいずれかがアノード、他がカソードとなって選択的な腐食が進展することが挙げられる。図2.3-4に熱影響部がアノード、母材、溶接金属部がカソードとなった場合の模式図を示す。母材または熱影響部がアノード、他がカソードとなる組み合わせも考えられる。また、これらの部位で腐食電池を形成せず、溶接部の「固有の耐食性」が劣ることによって腐食が不均一化することもあると考えられる。

(3) 長期閉じ込め性評価の考え方

母材部、熱影響部、溶接金属部の各部について、全面腐食を生じる環境で、アノード／カソード分極特性、自然電位の違いを確認し、腐食電池形成の可能性を評価する。また、実際に母材部、熱影響部、溶接金属部の共存する試験片を用いて浸漬試験を行い、「固有の耐食性」と「巨視的不均一性」の両方を含めて腐食の不均一化の程度を評価する。これが母材での全面腐食における腐食不均一化の程度と同程度であれば図2.3-3のような母材のデータに基づく評価式が適用可能と判断される。

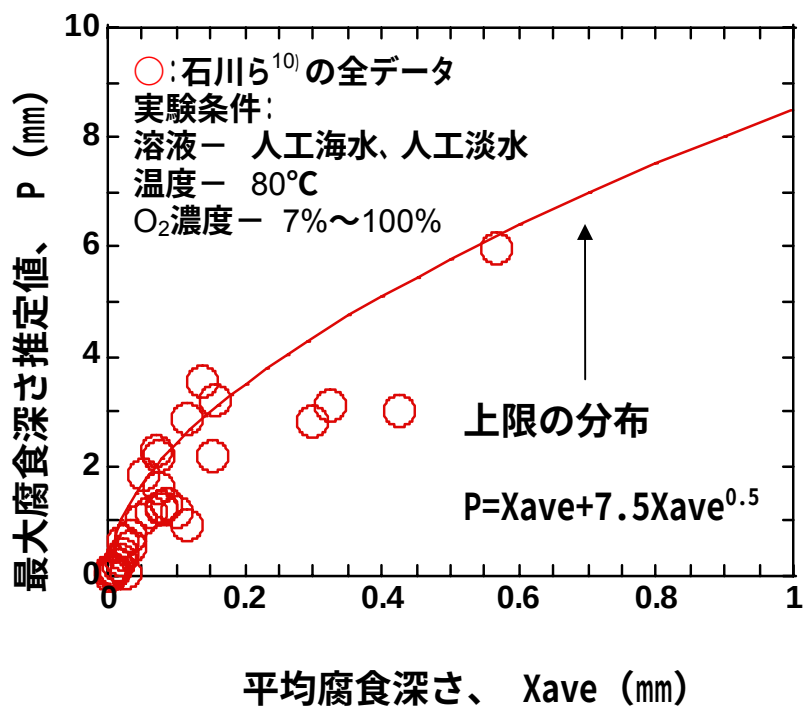


図2.3-3 平均腐食深さと最大腐食深さ推定値（極値統計解析）の関係

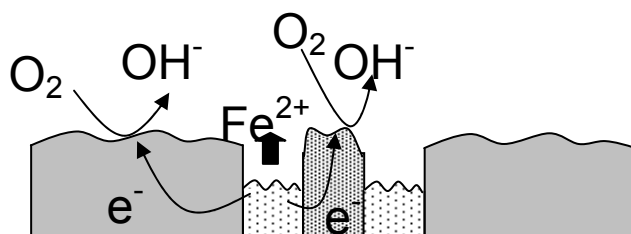


図2.3-4 不動態化しない場合の溶接部付近における腐食局在化の例（熱影響部がアノード、溶接金属部、母材がカソードの場合）

2.3.3 孔食・すきま腐食（酸素による腐食）

(1) 母材での挙動

炭素鋼が不動態化して孔食・すきま腐食を生じる炭酸塩-塩化物水溶液中及びアルカリ性水溶液中において浸漬試験が行われ、平均腐食深さと孔食係数の関係が図2.3-5のように得られている¹¹⁾。図中には、全面腐食でのデータ¹⁰⁾、天然の土壤中でのデータ¹²⁾、緩衝材中のデータ¹¹⁾も示した。孔食・すきま腐食における孔食係数は腐食量が小さい段階では大きな値を示すが、腐食の進展とともに小さくなり、平均腐食深さが 10^{-2} ～ 10^{-1} mmのオーダーになると、全面腐食での孔食係数とほぼ同程度になることが示された。全面腐食の場合と同様に、最大腐食深さデータの極値統計解析により、実機オーバーパックの最大腐食深さが推定され、平均腐食深さと最大腐食深さの関係式（上限の分布を近似）が以下のように得られている¹¹⁾。

$$P = X_{ave} + 6.4X_{ave}^{0.25} \quad (2.3-2)$$

(2) 想定される短期破損事象

孔食・すきま腐食による腐食の不均一化の程度が、溶接部で顕著になる原因として、食孔やすきま部分がアノードになりやすいことに加えて、母材部、熱影響部、溶接金属部の材質の違いによってアノードとカソードの分離がより促進され、選択的な腐食が進展することが挙げられる。例えば、緩衝材ブロック間の継ぎ目など緩衝材の密度、水分量、ケイ砂混合率など局所的に異なる部分が存在し、物質移行の妨げられた部分がアノード、他がカソードとなるようなすきま腐食に類似したメカニズムで局部腐食が発生・進展する環境を想定する。溶接によって、より不動態化しにくい部分（活性溶解しやすい部分）が生じ、図2.3-6に示すように、それが緩衝材中の物質移行の妨げられた部分（アノードになりやすい部分）に重なった場合には、環境の不均一性による腐食の局在化と材料の不均一性による相乗効果によって、より顕著な腐食局在化が生じることが想定される。

また、これらの部位で腐食電池を形成しない場合でも、溶接部の「固有の耐食性」が劣ることによって腐食の不均一化が顕著になることが考えられる。

(3) 長期閉じ込め性評価の考え方

母材部、熱影響部、溶接金属部の各部について、不動態化して局部腐食を生じる条件においてアノード／カソード分極特性、自然電位の違いなどを確認し、腐食電池形成の可能性を評価する。また、実際に母材部、熱影響部、溶接金属部の共存する試験片を用いて浸漬試験を行い、「固有の耐食性」と「巨視的不均一性」の両方を含めて腐食の不均一化の程度を評価する。これが母材での孔食・すきまにおける腐食不均一化の程度と同程度であれば式2.3-2のような母材のデータに基づく評価式が適用可能と判断される。

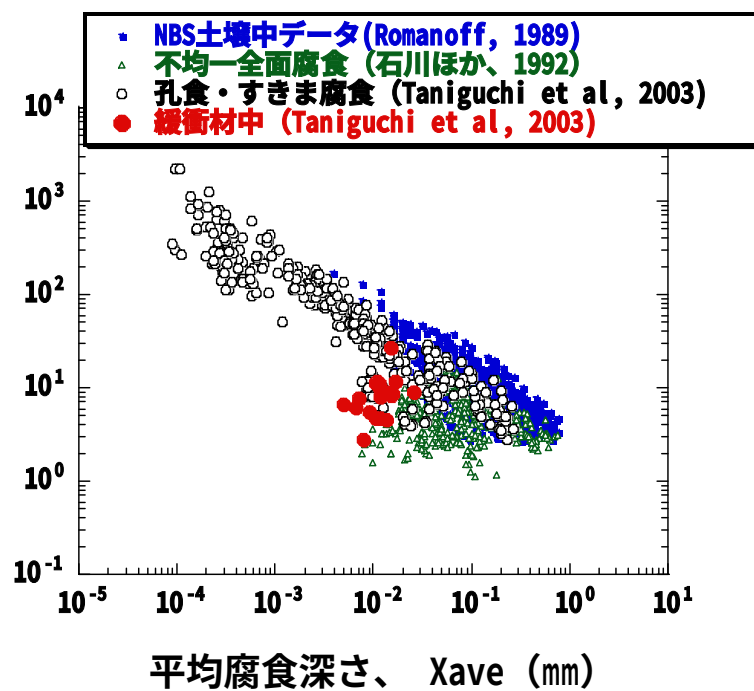


図2.3-5 溶存酸素を含む環境における炭素鋼の平均腐食深さと孔食係数の関係⁽¹⁰⁾⁻¹²⁾

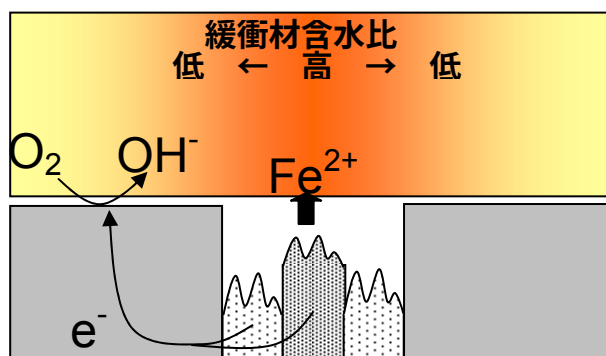


図2.3-6 不動態化した場合の溶接部付近における顕著な局部腐食進展の例（熱影響部がアノード、溶接金属部、母材がカソードの場合）

2.3.4 全面腐食（水の還元による腐食）

(1) 母材での挙動

緩衝材を想定したベントナイト環境における長期の浸漬試験結果、図2.3-7に示すように、低酸素濃度雰囲気での腐食速度は時間とともに低下し、数 $\mu\text{m}/\text{y}$ 程度となる¹⁾。「第2次取りまとめ」におけるオーバーパックの寿命評価では、保守的に10 $\mu\text{m}/\text{y}$ の値が設定されている。

(2) 想定される短期破損事象

溶接部における「固有の耐食性」の低下によって、母材よりも腐食速度、腐食の局在化が大きくなることが想定される。また、「巨視的不均一性」によって、母材部、熱影響部、溶接金属部のいずれかがアノード、他がカソードとなって選択的な腐食が進展することが挙げられる。一例として、熱影響部がアノード、他がカソードとなった場合の模式図を図2.3-8に示す。

(3) 長期閉じ込め性評価の考え方

母材部、熱影響部、溶接金属部の各部について、アノード／カソード分極特性、自然電位の違いを確認し、腐食電池形成の可能性を評価する。また、実際に母材部、熱影響部、溶接金属部の共存する試験片を用いて低酸素濃度雰囲気にて浸漬試験を行い、「固有の耐食性」と「巨視的不均一性」の両方を含めて腐食速度増加の有無、腐食の不均一化の有無を確認する。図2.3-9¹⁵⁾に示すように、腐食速度が母材での値と同程度で、腐食の顕著な不均一化がなければ母材のデータに基づく評価が可能と判断される。

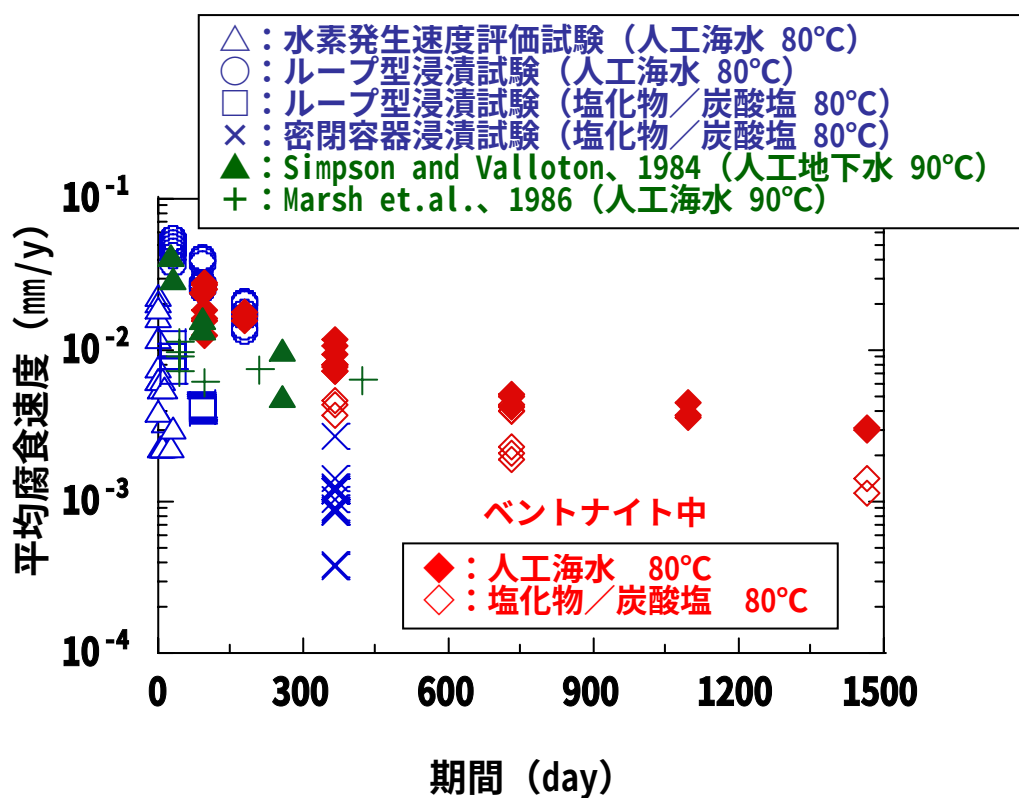


図2.3-7 還元性環境における炭素鋼の平均腐食速度の時間依存性¹⁾¹³⁾¹⁴⁾

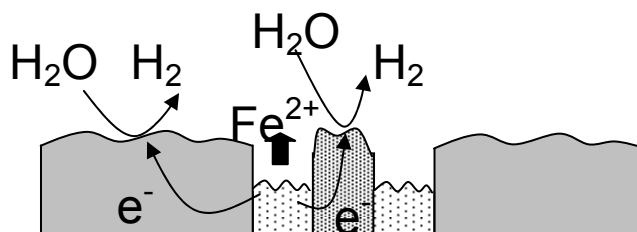


図2.3-8 還元性環境における溶接部付近における腐食局在化の例（熱影響部がアノード、溶接金属部、母材がカソードの場合）

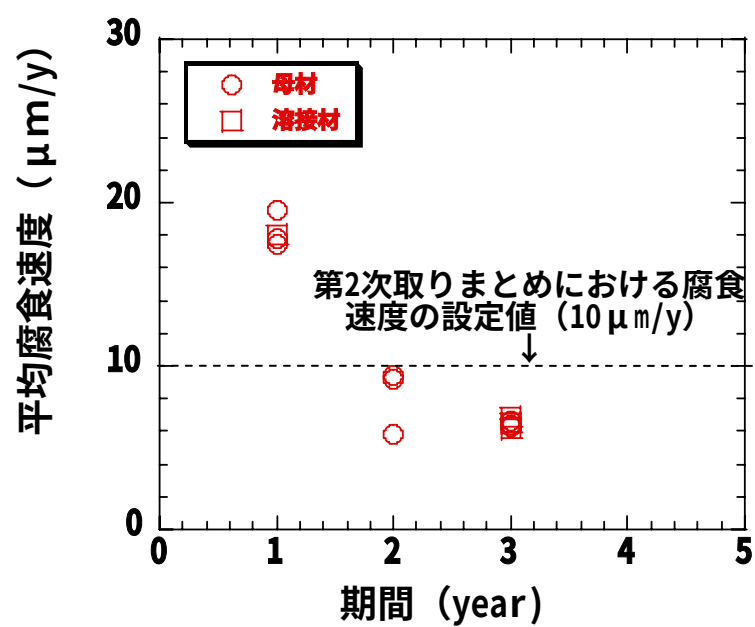


図2.3-9 低酸素濃度条件の緩衝材中における母材と溶接材の腐食速度の比較

2.3.5 応力腐食割れ・水素脆化

(1) 母材での挙動

炭素鋼が応力腐食割れを生じる環境として、炭酸塩環境が挙げられ、活性態-不動態の遷移領域の電位条件で発生しやすい¹⁶⁾。既往の研究によると¹⁷⁾¹⁸⁾、応力腐食割れが生じるのは約0.5Mを超える高濃度の炭酸塩環境であり、日本における地下水条件(炭酸塩濃度約0.1M以下)¹⁹⁾では炭酸塩の濃縮が生じないかぎり生じないと考えられる。

水素脆化については、材料の強度と水素濃度の関係から割れの生じる条件が図2.3-10に示すように経験的に整理されている²⁰⁾。オーバーパック材料として想定されている炭素鋼の強度は、例えば鍛鋼品SFVC1の場合約550MPa(引張り強さ)である。この強度に対し、水素脆化が問題になるのは、水素濃度が数ppm以上の場合である。一方、処分環境における炭素鋼の水素吸収量は 10^{-2} ppmのオーダーであり²¹⁾²²⁾、水素脆化は問題にならないと評価されている。

(2) 想定される短期破損事象

溶接部における「固有の耐食性」の低下によって、図2.3-11に模式的に示すように、炭酸塩環境での応力腐食割れ感受性が増加し、低濃度の炭酸塩環境においても応力腐食割れを生じることが考えられる。例えば、熱処理した炭素鋼の応力腐食割れ挙動について、熱処理条件によっては低濃度の炭酸塩環境で応力腐食割れ感受性を示したとの報告がある²³⁾。

水素脆化については、図2.3-12に示すように、溶接部における硬化によって水素脆化が懸念される領域に近づくことが想定される。また、「固有の耐食性」の低下あるいは「巨視的不均一性」によって腐食速度や水素吸収量が増加したり、吸収された水素が局部的に濃縮したりすると、脆化の生じる可能性がある。

(3) 長期閉じ込め性評価の考え方

応力腐食割れについては、炭酸塩環境を主に、母材部、熱影響部、溶接金属部の各部について、炭酸塩濃度など環境条件を変えて応力腐食割れ試験を実施し、割れの生じる条件を見出す。母材と熱影響部、溶接金属部で大差ない場合、または割れの生じる条件が処分環境条件と大きくかけ離れている場合には応力腐食割れによる破損の懸念は小さいと判断される。

水素脆化については、母材部、熱影響部、溶接金属部の共存する試験片を用いて低酸素濃度条件において浸漬試験を行い、水素吸収量を測定する。水素吸収量はトータル量ほか、各部位ごとの量を測定することが望まれる。また、溶接部周辺の硬さまたは強度を測定する。強度と水素吸収量より、水素脆化による割れが生じる領域からかけ離れている場合には水素脆化による破損の懸念は小さいと判断される。

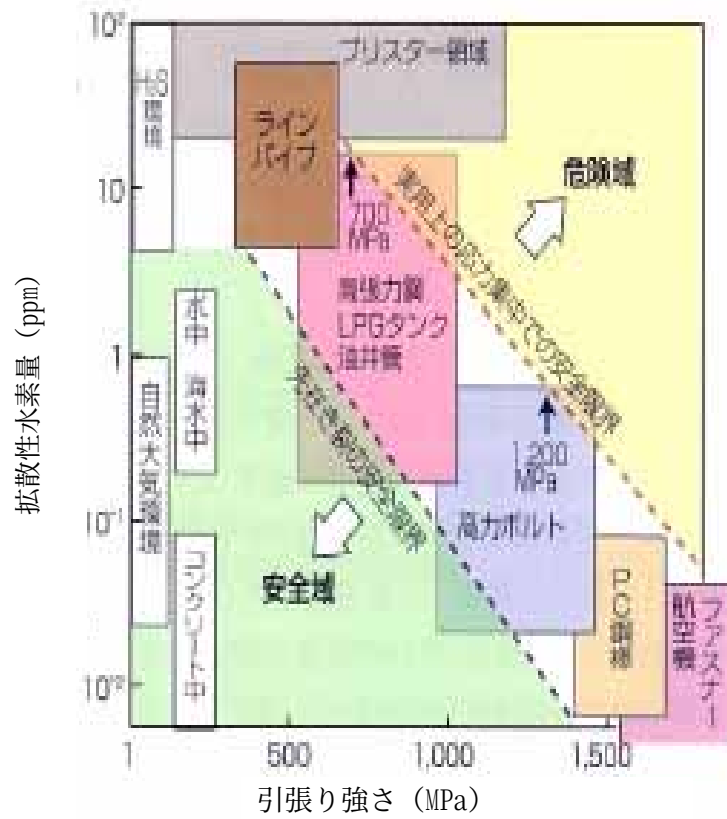


図2.3-10 水素濃度と強度に対する水素脆化の発生領域²⁰⁾

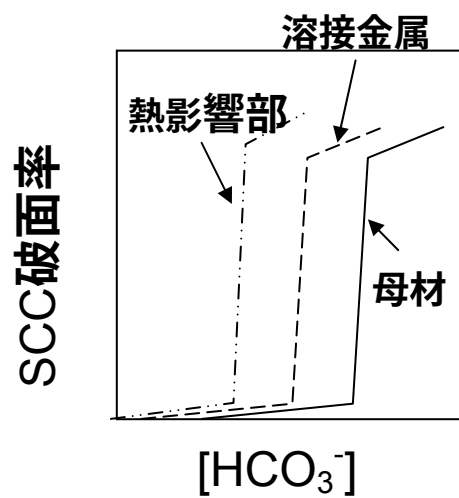


図2.3-11 溶接による応力腐食割れ感受性変化の模式図

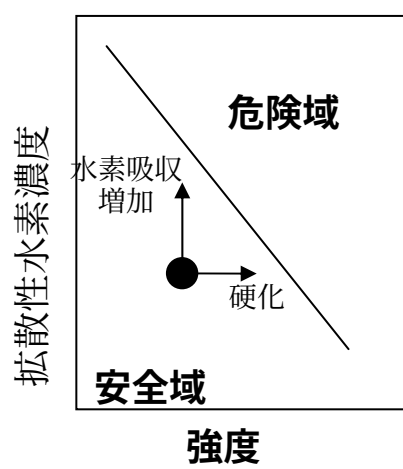


図2.3-12 溶接部における水素脆化感受性変化の模式図

3 溶接部耐食性評価試験計画の策定

3.1 試験項目

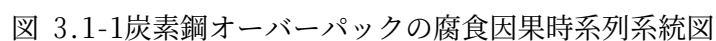
2.1で述べたとおり、溶接部の腐食問題は母材、熱影響部、溶接金属それぞれの耐食性とその差に起因すると考えられる（「固有の耐食性」と「巨視的不均一性」の問題）。腐食現象は材料と環境の相互作用で生じることから、溶接部の腐食問題は環境条件で異なって現れる可能性が十分に考えられる。現時点では処分サイトが決定していないため、環境条件については日本における幅広い地質環境を考慮する必要がある。

そこで、本試験では、まず炭素鋼オーバーパックの腐食シナリオ¹⁾を基に溶接部で注意する必要がある項目を取り上げ、これを腐食形態で分類し、それぞれの腐食試験を実施することとした。試験条件については埋設環境を考慮し、問題となる腐食形態に対して安全側に設定することで、幅広い環境条件での溶接部の腐食挙動を把握することを考えた。

図3.1-1に、炭素鋼オーバーパックの腐食シナリオのうち溶接部で注意する必要がある項目を分類・整理した結果を示す。溶接部で注意する必要がある項目を下記の4つに分類し、それぞれについて腐食挙動を明らかにするための耐食性評価試験を計画した。

- ① 不動態化挙動と腐食形態
- ② 酸化性雰囲気での全面腐食、孔食、すき間腐食進展挙動
- ③ 応力腐食割れ感受性
- ④ 還元性雰囲気における全面腐食進展挙動、水素脆化感受性

分類した4つの腐食形態の問題点の詳細は、第2章2.2で述べたとおりである。溶接部の耐食性の評価は、母材と溶接部の腐食挙動の比較により行うこととした。試験片、試験方法、条件の詳細を3.2以降に記す。



3.2 供試材

オーバーパックの技術的成立性を確認するため、本試験では実規模試験で製作した炭素鋼オーバーパックの溶接部のモックアップから試験片を採取し、腐食試験を行う。腐食試験で得られた結果を基に、各種溶接技術との耐食性の関係も含めた検討を行い、処分技術の妥当性及び技術的成立性の要件を確認する。

試験片を製作する素材（供試材）には「遠隔操作技術高度化調査」²⁾で製作した炭素鋼オーバーパックの溶接部のモックアップ（母材：SF340A）を使用する。素材のSF340Aはオーバーパックへの適用が検討されている材料の一つである。炭素当量が低く、予熱・後熱が困難なオーバーパックに対しても割れが発生しにくいとされている。この供試材については、オーバーパックに相当する肉厚の溶接を行ったところ、予熱・後熱がなくても割れが発生しないことが確認されている²⁾。

試験対象の溶接方法はTIG (Tungsten Inert Gas) 溶接、電子ビーム溶接 (EBW : Electron Beam Welding)、MAG(Metal-arc Active Gas) 溶接の3種類とする。表3.2-1にティグ溶接（以下TIG）及び電子ビーム溶接（以下EBW）で使用した母材及び溶加材の化学組成、表3.2-2及び表3.2-3にTIG及びEBWの溶接条件を示す（以下、試験に使用する供試材をTIG材及びEBW材と呼称し、区別する）。写真3.2-1及び写真3.2-2に試験片に加工する前の供試材の外観写真を示す。

表 3.2-1 供試材中の成分濃度 (Fe以外)

		規格値	TIG	EBW
母材 JIS G3201 SF340A	C	0.60	0.15	0.12
	Si	0.15～0.50	0.19	0.25
	Mn	0.30～1.20	0.36	0.65
	P	0.030	0.006	0.012
	S	0.035	0.002	0.004
	Cr	-	0.01	n.a.
	Mo	-	0.01	n.a.
	Ni	-	0.08	n.a.
	V	-	0.02	n.a.
	N	-	n.a.	0.0039
	O	-	n.a.	0.0019
溶加材 JIS Z3316 YGT-50	C	< 0.15	0.1	
	Si	< 1.00	0.73	
	Mn	< 1.90	1.4	
	P	< 0.030	0.011	
	S	< 0.030	0.014	
	Cu	< 0.50	0.24	
	Cr	-	0.03	
	Ni	-	0.01	
	Al	< 0.15	<0.01	
	Ti	< 0,15	<0.01	
	Zr	< 0.12	<0.01	

単位：wt. %

表 3.2-2 供試材（TIG材）の溶接条件

開先形状	開先深さ [mm]	190		
	ルート形状	5R		
	開先角度	4 °		
溶接施工条件		初層	中間層	化粧盛り
ウィーピング		なし		
電流	（ベース） [A]	100～250	150～300	100～250
	（ピーク） [A]	200～350	250～400	200～350
電圧 [V]		12.5	11.5～13.5	11.0～11.5
溶接速度 [cm/min]		6.4	5.7～11.7	9.3～9.9
ワイヤ供給量 [m/min]		2	2.5～3.5	2～3.5
層数 [層]		1	2～37	38
パス数 [パス]		1	2～51	52～54
入熱 [kJ/cm]		23.3～90.0		
溶接時間 [hr]		24.5 （中断なし）		
デポ量 ^(注1) [kg]		41.4 （38.8）		

(注1) デポ量は「ワイヤ供給速度×溶接時間」で算出した値、（）内の数値は開先断面積から算出した値

表 3.2-3 供試材（EBW材）の溶接条件

溶接対象板厚／開先深さ [mm]		100（貫通）
溶接条件		全層
姿勢		横向き
溶接電流	[mA]	600
加速電圧	[kV]	100
溶接速度	[mm/min]	250
加工距離	[mm]	400
焦点距離	[mm]	800
オシレート幅	溶接方向 [mm]	1
	垂直方向 [mm]	0.5
オシレート回数	[回/sec]	500
スロ-フ°アップ°時間	[sec]	20
スロ-フ°ダウ°ン時間	[sec]	20～60
パス数	[パス]	1
入熱	[kJ/cm/cm]	14.40
溶接時間	[hr]	0.13
デポ量	[kg]	0

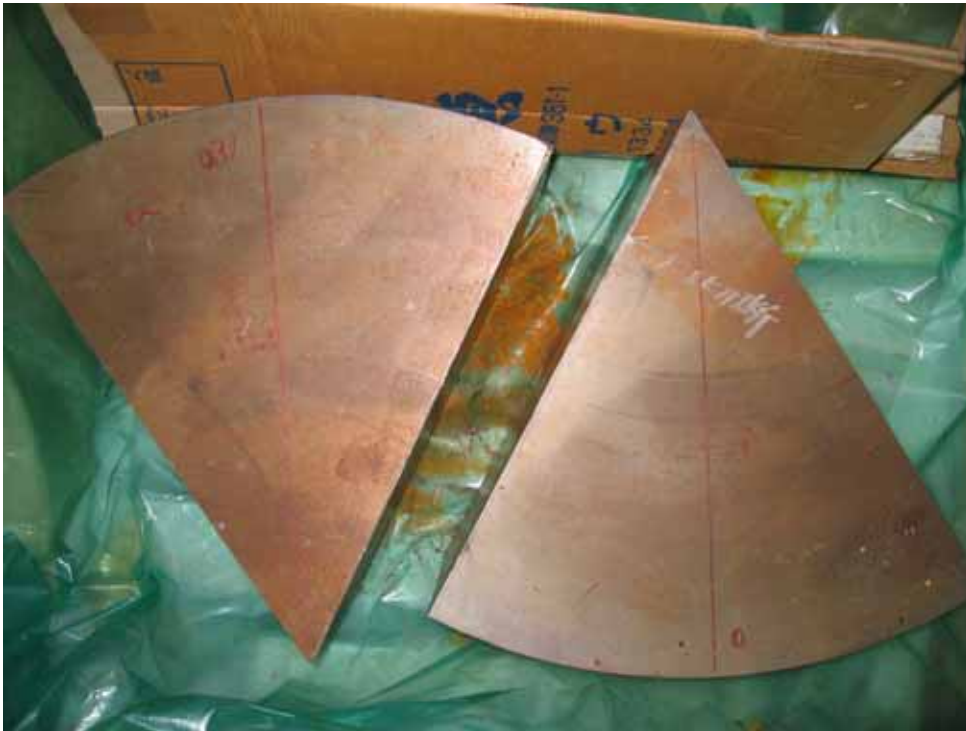


写真3.2-1 TIG材供試材の外観写真



写真3.2-2 EBW材供試材の外観写真

3.3 個別試験計画

3.3.1 不動態化挙動と腐食形態

(1) 試験の概要

本試験では、オーバーパックの溶接部の電気化学的な変化から腐食挙動を明らかにするため、母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線の測定を行う。

本試験は、炭素鋼の腐食シナリオ(全面腐食型か局部腐食型か)の判別に関わるとともに、第2章で記した巨視的不均一性による腐食形態の判定にも関わる。オーバーパックの長期健全性の観点からは、炭素鋼の腐食形態は「全面腐食型になる」＝「不動態化しない」ことが望ましいが、母材と溶接部(熱影響部または溶接金属)では不動態化挙動が異なり、いずれかの腐食が加速されて複雑な腐食形態を示す可能性がある。既往文献等によると、溶接部は母材と比べて腐食を受けやすい例が報告されておりⁱ⁾、不動態化しにくい可能性が推察される。本試験では溶接部に着目し、母材との不動態化挙動の違い把握するため、炭素鋼が比較的不動態化しやすい溶液組成を中心に条件を設定する。緩衝材の存在も炭素鋼の不動態化挙動に大きな影響を及ぼすことが過去の試験で確認されている⁸⁾。本試験では、溶液単独だけでなく緩衝材が共存する条件でも測定を行う。

上記の溶接部の不動態化挙動の調査とは別に、別途実施する酸化性、還元性雰囲気での浸漬試験結果の評価に資するため、これらの試験と同じ溶液中での電気化学測定も行う。

(2) 試験方法

a. 試験片

図3.3-1に試験片の採取位置及び寸法を示す。供試材(溶接時は円柱または円筒形)の外側が試験面(電気化学測定を行う面)となるように、試験片は厚さを供試材の半径方向、幅を周方向に合わせて採取する。試験片の裏面(供試材の中心側かつ試験面の反対側)に符号を記し、供試材の深さ方向の位置関係及び試験面が区別できるようにする。

溶接部の寸法は溶接方法で異なるため、試験片は溶接のボンド部を基準にして熱影響部が中央に位置するように加工する。そうすることで、母材、熱影響部、溶接金属を同一の試験片で測定可能にする。

図3.3-2に電気化学測定用に調整した試験片(樹脂埋め込み後)の概略図を示す。試験片の裏面(符号を記した面)の角部にリード線を半田付けした後、試験面を下向きに設置してエポキシ樹脂への埋め込みを行う。樹脂が十分に硬化した後、樹脂の試験面側を研磨することで試験面のみを露出させる。研磨で生じた表面の汚れを除いた後、試験面の測定部位以外の範囲を絶縁体でマスキングし、アノード分極曲線の測定に用いる。

緩衝材が共存する条件の試験では、圧縮ベントナイトを詰めたチタン製のカラム内に、樹脂埋め込み後マスキングした試験片を設置し、測定を行う。

b. 試験装置

図3.3-3に電気化学測定装置の概略図を示す。測定にはポテンショスタット、電位掃引装置、記録計、電解槽、ヒータ、照合電極等を組み合わせた、一般的な電気化学測定装置を使用する。電解槽、照合電極等とヒータは窒素ガスで置換したグローブボックス内(<0.1ppm O₂)に設置し、試験前後で試験片と酸素ガスが接触しないようにする。

c. 試験条件

表3.3-1に電気化学測定の試験マトリックスと試験条件を示す。不動態化挙動の調査

(表3.3-1 (a)) では、炭素鋼の不動態化を促進しやすい地下水中の代表的な化学種が炭酸塩である点を考慮し、 NaHCO_3 、 Na_2CO_3 またはこれらを混合した溶液中で電気化学測定を行う。試験には窒素ガスで脱気した溶液を使用する。炭酸塩濃度は、わが国の地下水中上限濃度に相当する高炭酸塩濃度(0.1M CO_3)と現実的な炭酸塩濃度の代表値(0.01M CO_3)とする。なお、わが国の地下水中の炭酸塩濃度は $10^{-3}\sim 10^{-1}\text{M}$ の範囲であり、 0.01M は中間的な濃度条件に相当する。炭素鋼はある臨界pH以上で不動態化することから、pHをパラメータとした試験を行う。溶液中の $\text{NaHCO}_3/\text{Na}_2\text{CO}_3$ 比または NaOH の添加量を調製することでpHの調整を行う。埋設後、炭素鋼は緩衝材と接触することも考慮し、緩衝材(圧縮ベントナイト)が共存する条件での試験も行う。

酸化性／還元性雰囲気浸漬試験及びSSRTの条件での腐食挙動の調査(表3.3-1 (b))では、別途実施する浸漬試験、SSRTと同じ条件で電気化学測定を行う。条件の詳細は各試験の項目に記す。

電気化学測定では、不動態化挙動の調査、酸化性／還元性雰囲気浸漬試験、SSRTの条件での腐食挙動の調査とも、母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線を測定し、所定の条件での腐食挙動(不動態／活性態等)を調査・比較する。

試験温度は、オーバーパックの埋設処分開始後の比較的温度が高い時期を想定し、過去の試験での測定事例も多い 80°C とする。電位掃引速度はJIS G0577, G0579を参考に、 $20\text{mV}/\text{min}$ を基本とする。

d. 評価項目

溶接金属と熱影響部、母材のアノード分極曲線を比較する。溶接方法も含めて、溶接部と腐食挙動との関係を整理し、炭素鋼オーバーパックの腐食シナリオ¹⁾を基に埋設環境での腐食挙動とメカニズムを推定する。また、別途実施する酸化性、還元性雰囲気での浸漬試験及びSSRTと同条件でのアノード分極曲線から腐食挙動を把握することで、これらの結果の評価に資する。具体的な評価項目(例)は下記の通りである。

- ① pH及び炭酸塩濃度をパラメータとした条件での不動態／活性態の挙動と測定部位(母材、熱影響部及び溶接金属)による違いの有無
- ② 溶接方法(TIG、EBW及びMAG)による違いの有無
- ③ 自然浸漬電位(腐食電位)、不動態化する電位条件、活性態の電流密度の最大値、不動態保持電流密度等
- ④ 皮膜破壊(電流密度の上昇)の生じる電位条件、溶液条件

この他に、母材、熱影響部及び溶接金属の組み合わせが腐食に及ぼす影響(電位差腐食の影響等)、カソード反応の影響についても検討する。

表 3.3-1 アノード分極曲線測定条件

(a) 不動態化挙動の調査

試験溶液	炭酸塩 濃度[M]	pH (*1)	緩衝材	溶接金属 (W)	熱影響部 (H)	母材 (B)
NaHCO ₃ + Na ₂ CO ₃ (+ NaOH)	0.01	8.5	無	○	○	○
		10		○	○	○
		12		-	-	-
		13.5		-	-	-
	0.1	8.5	無	○	○	○
		10		○	○	○
		12		-	-	-
		13.5		-	-	-
	0.1	8.5	有 (*2)	○	○	○
		10		○	○	○
		12		○	○	○
		13.5		○	○	○

(b) 酸化性／還元性雰囲気での浸漬試験、SSRTの条件での腐食挙動の調査

対象 試験	試験溶液	pH (*1)	緩衝材	溶接金属 (W)	熱影響部 (H)	母材 (B)
酸化性 全面腐食	人工海水	8.5	無	○	○	○
			有 (*3)	○	○	○
	2.5mM NaHCO ₃ - 2.5mM NaCl	8.5	無	○	○	○
酸化性 局部腐食	0.01M NaHCO ₃ - 0.5M NaCl - 0.052M Na ₂ SO ₄	8.5	無	○	○	○
	0.05M NaHCO ₃ - 0.05M Na ₂ CO ₃ - 0.028M NaCl	10	無	○	○	○
SSRT	1～0.01M NaHCO ₃	8.5	無	○	○	○
還元性 全面腐食	人工海水	8.5	無	○	○	○
			有 (*3)	○	○	○
	2.5mM NaHCO ₃ - 2.5mM NaCl	8.5	無	○	○	○
			有 (*3)	○	○	○

注 (*1)：pHは目安、NaHCO₃ / Na₂CO₃比（強アルカリ性条件はNaOH添加量）で調整

(*2)：圧縮ベントナイトを使用

(*3)：ベントナイトスラリー（液固比＝1：1）を使用

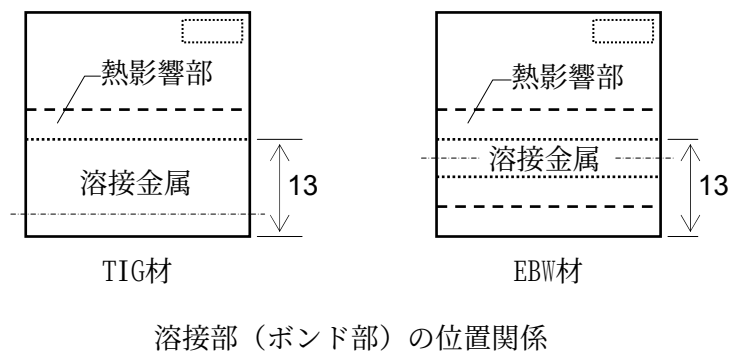
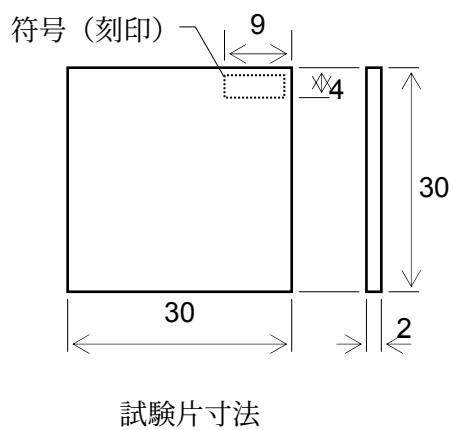
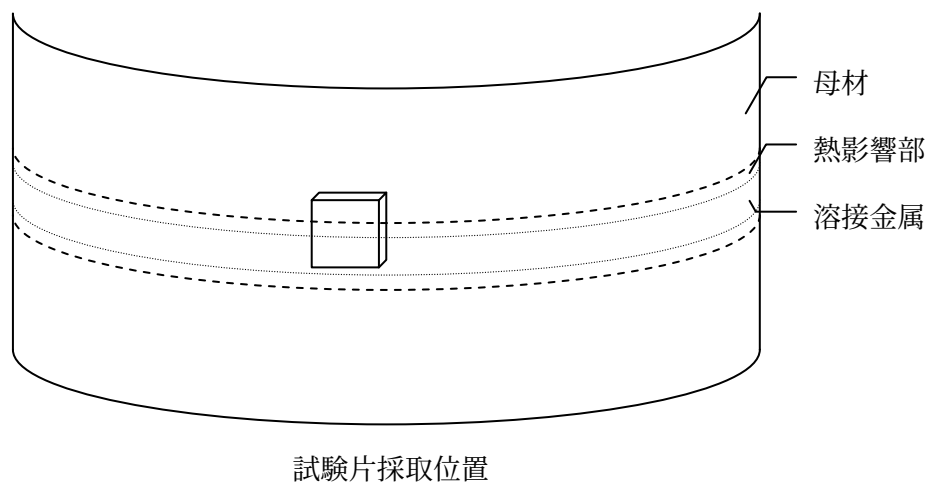


図 3.3-1 不動態化挙動調査（電気化学測定）用試験片の採取位置及び寸法（単位：mm）

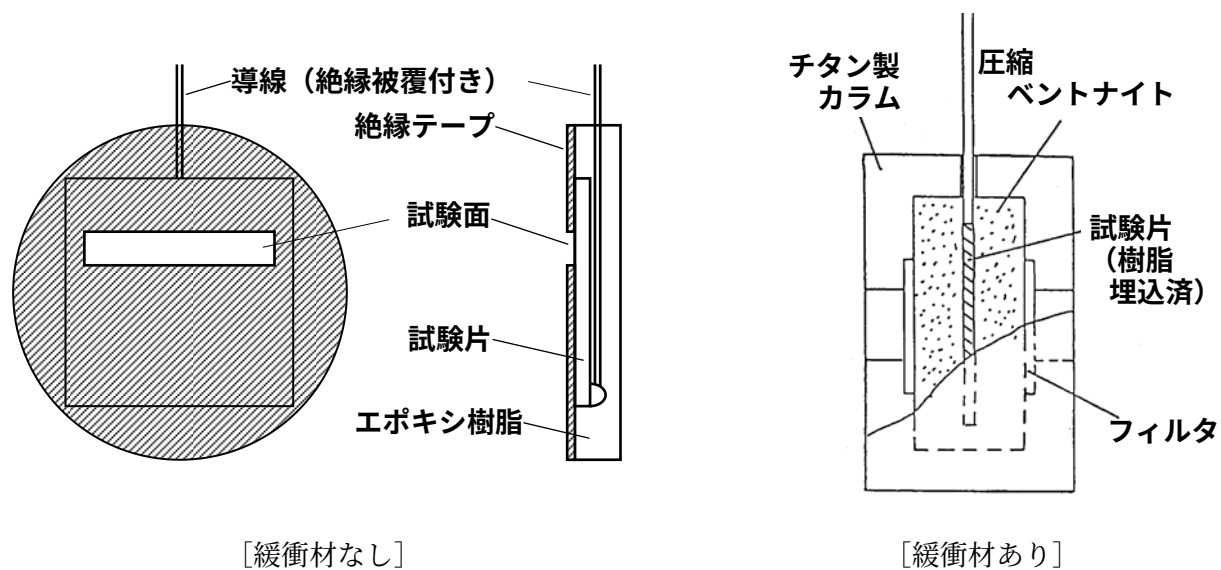


図 3.3-2 不動態化挙動調査（電気化学測定）用試験片の概略図

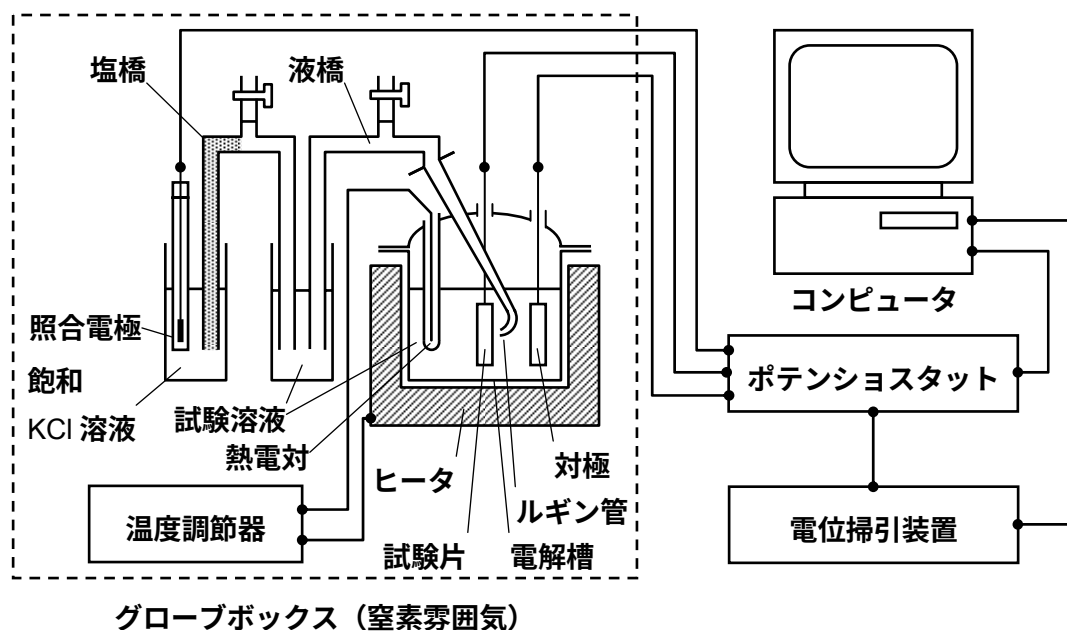


図 3.3-3 電気化学測定装置概略図

3.3.2 酸化性雰囲気での全面腐食、孔食、すき間腐食進展挙動

(1) 試験の概要

埋設処分開始初期のオーバーパックは周囲の酸素と反応して腐食することが予想される。本試験では、埋設初期の溶接部の腐食挙動を明らかにするため、酸素を含む環境（以下、酸化性条件）で、母材、熱影響部及び溶接金属の浸漬試験を行う。酸化性条件での炭素鋼の腐食形態としては、下記の2種類が考えられる。

- ① 全面腐食
- ② 局部腐食（孔食、すき間腐食）

これを模擬するため、それぞれの評価に適した条件で試験を行う。

(2) 全面腐食試験

溶接部を含む材料は、全面腐食が進む条件であっても、母材、熱影響部及び溶接金属の金属組織や化学成分等の違い、また、これに伴う電位差の影響等で不均一な腐食を受ける可能性がある。本試験では、炭素鋼の全面腐食が進む条件で母材、熱影響部及び溶接金属の腐食挙動を比較し、埋設初期の環境における溶接部の腐食挙動から、溶接部の耐食性及び溶接方法と耐食性の関係性を評価することをねらいとする。

a. 試験片

図3.3-4に試験片の採取位置及び寸法を示す。供試材（溶接時は円柱または円筒形）の外側が試験面（腐食量の測定面）となるように、試験片は厚さを供試材の半径方向、幅を周方向に合わせて採取する。試験片の裏面（供試材の中心側かつ試験面の反対側）に符号を記し、供試材の深さ方向の位置関係及び試験面が区別できるようにする。試験結果を過去のデータと比較することも考慮し、試験片の形状は同様の試験¹⁰⁾で用いられたものと同じものとする。

試験片には、「溶接付き」と「母材単独」の2種類を製作する。両者は同寸法とし、溶接付きの試験片では、溶接の中心が試験片の120mm長さ方向の中央に位置するように加工する。

試験片には、上端中央に吊り下げ用の穴（φ8mm）をつける。また、120mm長さ方向の両端から10mmの範囲（図3.3-4の斜線部）は、試験前にテフロンテープでマスキングし、試験後、この範囲の面を基準にして腐食による減肉深さを測定する。

b. 試験装置

図3.3-5に試験装置の概略図を示す。試験容器内で一定温度に保持した試験溶液に、一定期間試験片を浸漬する。容器内に空気を通すことで酸素を供給するとともに、蒸発に伴う溶液の減少を抑えるため、空気の出口側に冷却管を接続し、凝縮した水分を容器内に戻す構造とする。

c. 試験条件

表3.3-2に試験マトリックスと試験条件を整理した。試験は炭素鋼が不動態化しない条件で行う必要があること、及び過去のデータと比較することを考慮し、試験溶液には下記の2種類を使用することとした。

- ① 2.5mM-HaHCO₃ + 2.5mM-NaCl溶液（降水系地下水を想定）

② ASTM規格人工海水（海水系地下水を想定）

両方とも、第1次取りまとめ（H3レポート）²⁴⁾で選定された溶液と同一の組成で、従来データとの比較が可能である。なお、第1次取りまとめにおける溶液選定の考え方が石川ほか¹⁰⁾より示されている。溶液単独の他に、緩衝材（ベントナイト）を添加した条件での試験も行い、その影響を確認する。圧縮ベントナイト中では酸素の供給が不十分となり、腐食の局在化が生じにくくなる可能性があるため、試験ではベントナイトスラリーを使用する。ベントナイトスラリーの液固比は第1次取りまとめに準じて1:1とする。

試験温度は、オーバーパックの埋設処分開始初期の酸化性期間を想定し、代表的条件として80℃とする。試験期間は0.3年～最大1年とする。但し、試験片の腐食の進行状況により、必要に応じて試験期間の見直しを行う。試験中は試験片の腐食の進行に伴い、試験溶液の性状が変化する可能性があるため、定期的に試験溶液の状態を確認し、適宜交換するものとする。

d. 評価項目

母材単独の試験片（N=15）の腐食減量から平均値とばらつきを把握し、溶接付きの試験片の腐食減量と比較する。母材単独及び溶接付きの試験片の腐食量（速度）の関係を整理し、耐食性に及ぼす溶接の影響を明らかにする。溶接付きの試験片では、各溶接方法で母材、熱影響部及び溶接金属の腐食減量を比較することで、溶接方法及び部位と耐食性の関係を明らかにする。本試験とは別に実施する電気化学測定及び材料調査の結果も合わせて溶接方法の影響を評価する。具体的な評価項目（例）は下記の通りである。

- ① 母材単独及び溶接付きの試験片の外観変化、重量変化、形状変化の観察・測定
- ② 母材単独の試験片の腐食減量の平均とばらつきの評価、及び溶接付きの試験片との比較
- ③ 溶接付き試験片の母材、熱影響部及び溶接金属の腐食減量の評価、及び溶接方法の影響の評価
- ④ 腐食形態（不均一腐食、その他局部腐食の有無）の比較
- ⑤ 腐食量（腐食挙動）の経時変化の評価

(3) 局部腐食試験方法

炭素鋼が不動態化する条件では局部腐食（孔食、すき間腐食）が進展する可能性がある。溶接部を含む材料では、母材、熱影響部及び溶接金属との組織、成分等の違いで局部腐食が不均一に進む可能性がある。本試験では、炭素鋼の局部腐食が進む条件で母材、熱影響部及び溶接金属の腐食挙動の比較し、溶接部の耐食性及び溶接方法と耐食性の関係を評価することをねらいとする。

a. 試験片

図3.3-6に試験片の採取位置及び寸法を示す。供試材（溶接時は円柱または円筒形）の外側面が試験面（腐食量の測定面）となるように、試験片は厚さを供試材の半径方向、試験片の半径方向を供試材の周方向に合わせて採取する。溶接部を含む試験片は、供試材の外側から深さ約80mmの範囲内から採取する。試験片の裏面（供試材の中心側かつ試験面の反対側）に符号を記し、供試材の深さ方向の位置関係及び試験面が区別できるようにする。試験結果を過去のデータと比較することも考慮し、試験片の形状は同様の試験¹¹⁾で用いられたものと同じものとする。

試験片には、「溶接付き」と「母材単独」の2種類を製作する。両者は同寸法とし、溶接付きの試験片では、ボンド部（溶接金属／熱影響部境界）が試験片（円板型）の中心を通るように加工する。試験片の中心部にはφ 8 mmの穴を空け、すき間形成用ジグ（ポリサルフォン製、φ 20mm）をボルト（絶縁被覆付）で固定する。

b. 試験装置

図に試験装置の概略図を示す。試験では、一定温度に保持した試験溶液に、一定期間試験片を浸漬し、試験前後の変化を調査する。空気を容器内に通気すること酸素を供給するとともに、蒸発に伴う溶液の減少を抑えるため、空気の出口側に冷却管を接続し、凝縮した水分を容器内に戻す構造とする。

c. 試験条件

表3.3-3に試験マトリックスと試験条件を整理した。試験は炭素鋼が不動態化して局部腐食が発生する条件で行う必要があること、及び過去のデータと比較することを考慮し、試験溶液にはTaniguchiらの試験条件¹¹⁾に準じて選定した溶液を使用することとした。不動態化促進型の地下水成分として炭酸塩を添加し、不動態破壊型の成分として塩化物イオン（または硫酸イオン）を添加する。pHは炭酸ナトリウムと炭酸水素ナトリウムの混合比で調整可能な範囲（pH=約8.5～11）とする。Taniguchiらの過去の試験では腐食性の低い溶液（低腐食性溶液）、腐食性の高い溶液（高腐食性溶液）、中間的な腐食性の溶液（中腐食性溶液）を設定して各条件での腐食速度、腐食局在化を調査している¹¹⁾。本試験では、これらの条件の中で、低腐食性溶液を除く下記の2種類の溶液を使用することとした（低腐食性溶液は2年間の試験でも炭素鋼が全く腐食しなかったため）。

- ① 高腐食性溶液：低炭酸塩濃度(0.01M) - 高塩化物濃度 (0.56M) 高硫酸塩濃度 (0.052M) - 低pH(8.5)
- ② 中腐食性溶液：高炭酸塩濃度(0.1M) - 中塩化物濃度(0.028M) - 中pH(10)

中腐食性溶液については、過去の実績によると、不動態健全部分と腐食部分が明確に観察されており、今回の試験でも典型的な局部腐食を再現できることが予想される。不動態化を阻害する恐れのある緩衝材（ベントナイト）は、本試験では添加しない。

試験温度は、オーバーパックの埋設処分開始初期の酸化性期間を想定し、代表的条件として80℃とする。浸漬期間は0.3年～最大1年とする。但し、試験片の腐食の進行状況により、必要に応じて試験期間の見直しを行う。試験中は試験片の腐食の進行に伴い、試験溶液の性状が変化する可能性があるため、定期的に試験溶液の状態を確認し、適宜交換するものとする。

d. 評価項目

母材単独の試験片（N=15）に発生した局部腐食による最大減肉深さを測定し、極値統計解析を行うことで最大減肉深さの傾向（分布）を把握する。この結果と溶接付きの試験片の最大減肉深さと比較・整理し、耐食性に及ぼす溶接の影響を明らかにする。溶接付きの試験片では、各溶接方法で母材、熱影響部及び溶接金属の減肉深さ・分布の状況や腐食形態を観察・比較することで、溶接方法及び部位と耐食性の関係を明らかにする。本試験とは別に実施する電気化学測定及び材料調査の結果も合わせて溶接方法の影響を評価する。具体的な評価項目（例）は下記の通りである。

- ① 母材単独及び溶接付きの試験片の外観変化、重量変化、形状変化の観察・測定

- ② 母材単独の試験片の最大減肉深さの測定と極値統計解析、及び溶接付きの試験片との比較
- ③ 溶接付き試験片の母材、熱影響部及び溶接金属の腐食形態、減肉深さの評価、及び溶接方法の影響の評価
- ④ 腐食形態（不均一腐食、その他局部腐食の有無）の比較
- ⑤ 最大減肉深さ（腐食挙動）の経時変化の評価

表3.3-2 酸化性雰囲気での全面腐食試験条件

条件	溶液成分	pH (*1)	緩衝材 (*2)	期間 [年]	母材 (B)	溶接付き (W/H/B)
海水系	人工海水	8.5	無	0.3	15	3
				1	15	3
		8.5	有	0.3	15	3
				1	15	3
降水系	2.5mM NaHCO ₃ - 2.5mM NaCl	8.5	無	0.3	15	3
				1	15	3

注 (*1)：pHは目安

(*2)：液固比1：1のスラリー

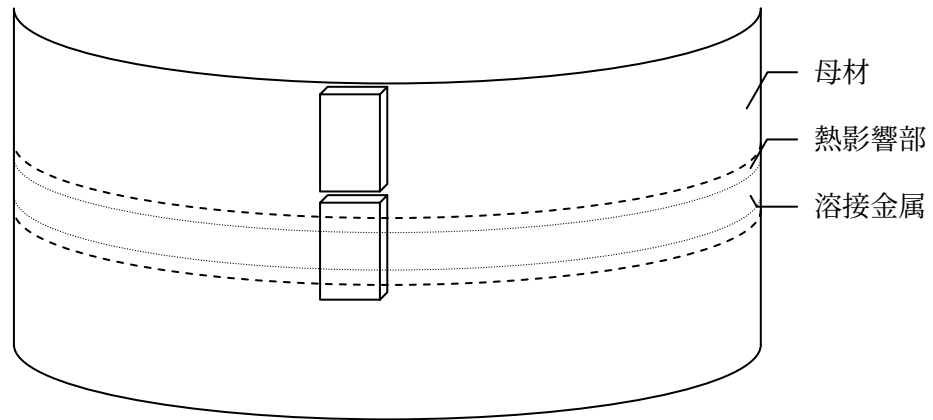
表中の数字は試験片数

表3.3-3 酸化性雰囲気での孔食・すきま腐食試験条件

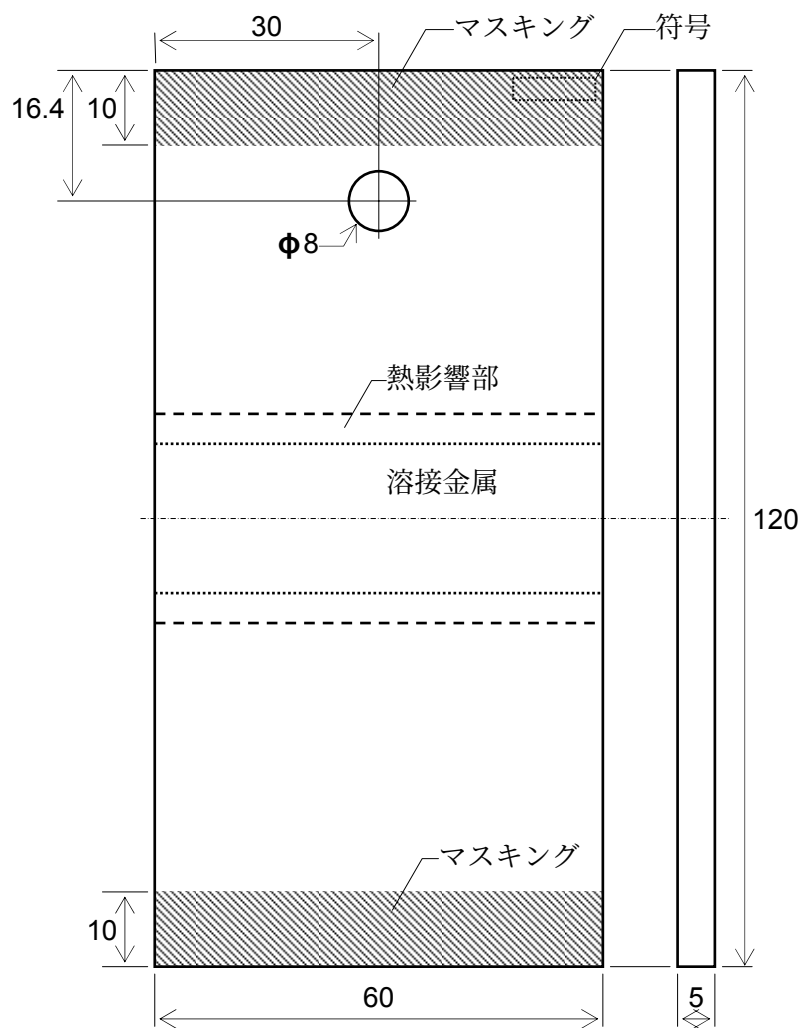
条件	溶液成分	pH (*1)	緩衝材	期間 [年]	母材 (B)	溶接付き (W/H/B)
高腐食性	0.01M NaHCO ₃ - 0.5M NaCl - 0.052M Na ₂ SO ₄	8.5	無	0.3	15	3
				1	15	3
中腐食性	0.05M NaHCO ₃ - 0.05M Na ₂ CO ₃ - 0.028M NaCl	10	無	0.3	15	3
				1	15	3

注 (*1)：pHは目安

表中の数字は試験片数



試験片採取位置



試験片寸法と溶接部の位置関係

図 3.3-4 酸化性雰囲気における全面腐食用試験片の切出し方向と寸法（単位：mm）

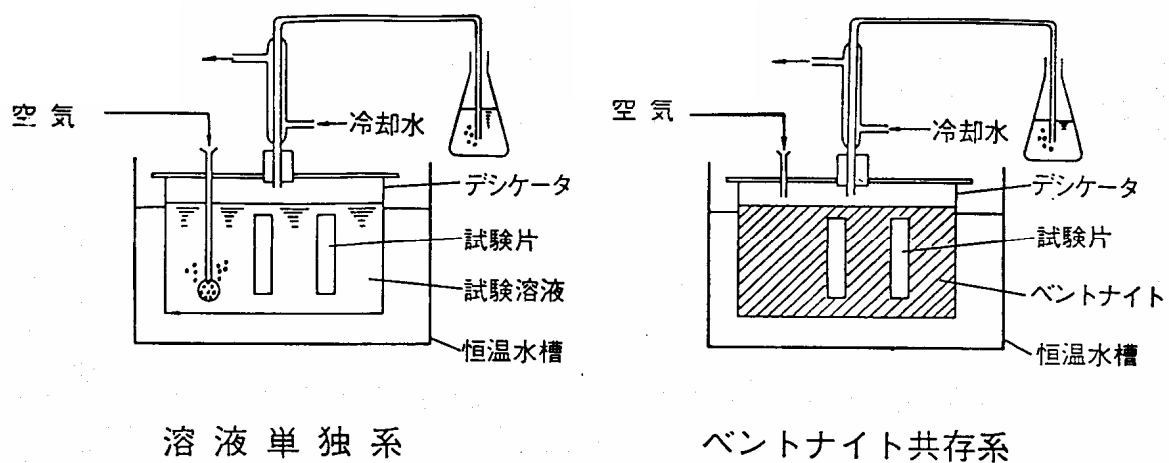


図 3.3-5 酸化性雰囲気での浸漬試験装置概略図

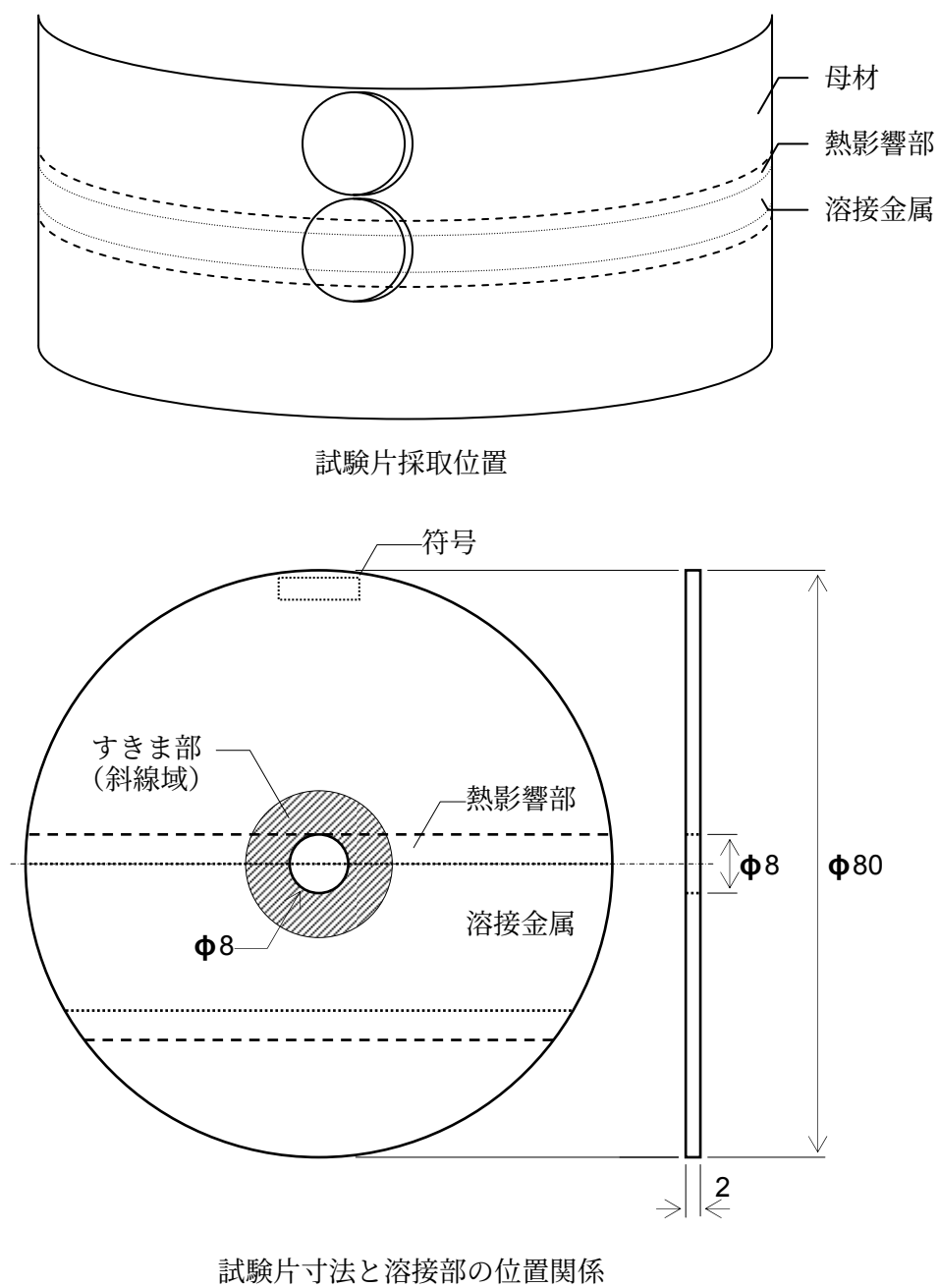


図 3.3-6 酸化性雰囲気における局部腐食用試験片の切出し方向と寸法(単位：mm)

3.3.3 応力腐食割れ感受性

(1) 試験の概要

炭素鋼は、炭酸塩を含む水溶液環境で応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking、以下 SCC）の感受性を有することが知られている。過去の研究によると、SCCが発生する炭酸塩の下限濃度については、概ね0.25N～0.5N^{16)17) 25) 26)}の値が報告されているが、熱処理条件によっては0.1M以下²⁷⁾の値でもSCC感受性を示すことも報告されている。

緩衝材間隙水中の炭酸塩濃度は0.1M以下⁵⁾であること、また、低炭酸濃度でのSCC感受性に関する報告は全て応力条件が極めて厳しい低ひずみ速度引張試験（Slow Strain Rate Test、以下SSRT）で評価していることを考慮すると、埋設環境でオーバーパックに炭酸塩によるSCCが発生する可能性は低いと考えられるが、熱履歴の異なる溶接部（溶接金属、熱影響部）では母材と異なるSCC感受性を有する可能性がある。本試験では、炭素鋼の溶接部及び母材がSCC感受性を示す条件を整理すると共に、母材、熱影響部、溶接金属及びボンド部のSCC感受性を比較することで、溶接部の耐SCC性を評価することをねらいとする。

(2) 試験方法

SCCは、材料、環境及び応力の3条件が重なったときに発生する。SCC感受性を評価する試験方法として応力の付加方法の異なるいくつかの方法が知られている。本試験では、短時間の試験で異なる材料のSCC感受性を比較・評価することが可能であり、今回対象とする材料・環境での試験実績が比較的豊富なSSRTを行う。

a. 試験片

図3.3-7に試験片の採取位置及び寸法を示す。供試材から平板型単軸引張試験片を製作し、SSRTに使用する。試験片の形状・寸法は14B試験片（JIS Z2201）を参考に設定されたものである。試験では母材、熱影響部及び溶接金属のSCC感受性を比較するため、平行部全体が母材、熱影響部及び溶接金属からなる試験片と、平行部に母材、熱影響部、溶接金属及びボンド部が含まれる試験片の計4種類を製作する。

母材、熱影響部及び溶接金属単独の試験片は長さを供試材の周方向、幅を供試材の半径方向に合せて加工する。ボンド部も含まれる試験片は長さを供試材の軸方向、幅を供試材の周方向に合わせる。ボンド部は平行部端部から1～2mmに位置するように加工する。

b. 試験装置

図3.3-8に試験装置の試験片周辺の概略図を示す。SSRTでは通常、応力が最も高くなる試験片の平行部で発生したき裂の有無や状況でSCC感受性を評価する。この平行部を所定の環境に保持するため、試験中は試験片平行部の周囲をセルで囲み、溶液に浸漬する。緩衝材が共存する条件では、圧縮ベントナイトを詰めたステンレス鋼製カラムを試験片の平行部に取り付けて試験を行う。

c. 試験条件

表3.3-4に試験マトリックスと試験条件を整理した。炭素鋼のSCC発生要因のうち、処分環境で生じる可能性が懸念される炭酸塩に着目する。前述のとおり、SCCが発生する炭酸塩の下限濃度については、0.125M～0.25Mの値が過去の研究で報告されている。また、実際にSCCがフィールドで観察されたラインパイプ用鋼などでは0.5M以上の高炭酸塩環境でSCCの可能性が指摘されている。処分環境の濃度はこれより低いが、感受性の概要を把握するために炭酸塩濃度の範囲を広げて試験を行う。pHについては、約pH8.5～pH10.5の範囲では低pHほど割れ感受性を示す条件（電位領域）が広がる傾向にある¹⁷⁾。

一方、既往文献等ではpH8.5より高pH側の溶液（例えば、 $\text{NaHCO}_3 : \text{Na}_2\text{CO}_3 = 1 : 1$ ）が試験に用いられていることが多い。本研究では、割れ感受性を示す条件が広いことを考慮し、試験溶液に脱気した NaHCO_3 溶液（1～0.01M、約pH8.5）を使用するが、試験の状況・結果に応じて適宜変更するものとする。緩衝材が共存する条件では圧縮ベントナイトを使用する。不活性雰囲気の代表条件としてシリコンオイル中での引張試験も行う。

試験温度は埋設開始初期の代表的条件として80℃とする。引張速度は1μm/min 20mmG.L.程度を目安とし、予備試験結果等を基に、試験時間が合理的でかつ割れ感受性が現れやすい条件を選定する。電位は分極特性の測定結果も参考にして設定する。

試験では、最初に母材の試験片で炭酸塩濃度とSCC感受性の関係を把握し、この結果を基にSCC感受性を示す境界条件付近で溶接金属、熱影響部、ボンド部の試験片の試験を行い、これらのSCC感受性を比較する。

d. 評価項目

各試験条件で測定した荷重－伸び曲線と不活性雰囲気で測定した曲線を比較する。破断時間、最大応力、最大ひずみ等から、SCC感受性の概要を把握する。試験後の試験片には破面及び側面のSEM観察を行い、割れの有無や形態、破面率等の状況を把握する。これらの結果を、溶接方法や、母材、熱影響部、溶接金属及びボンド部で比較することで、溶接方法や部位と耐SCC性の関係を明らかにすると共に、電気化学測定及び材料調査の結果も合わせて溶接の影響を評価する。必要に応じて試験後の試験片の断面ミクロ組織観察、断面SEM観察、X線回折等で腐食形態を分析し、評価に資する。有無の検討及び母材、熱影響部及び溶接金属の耐SCC性の比較を行う。

表3.3-4 SCC感受性の評価試験条件

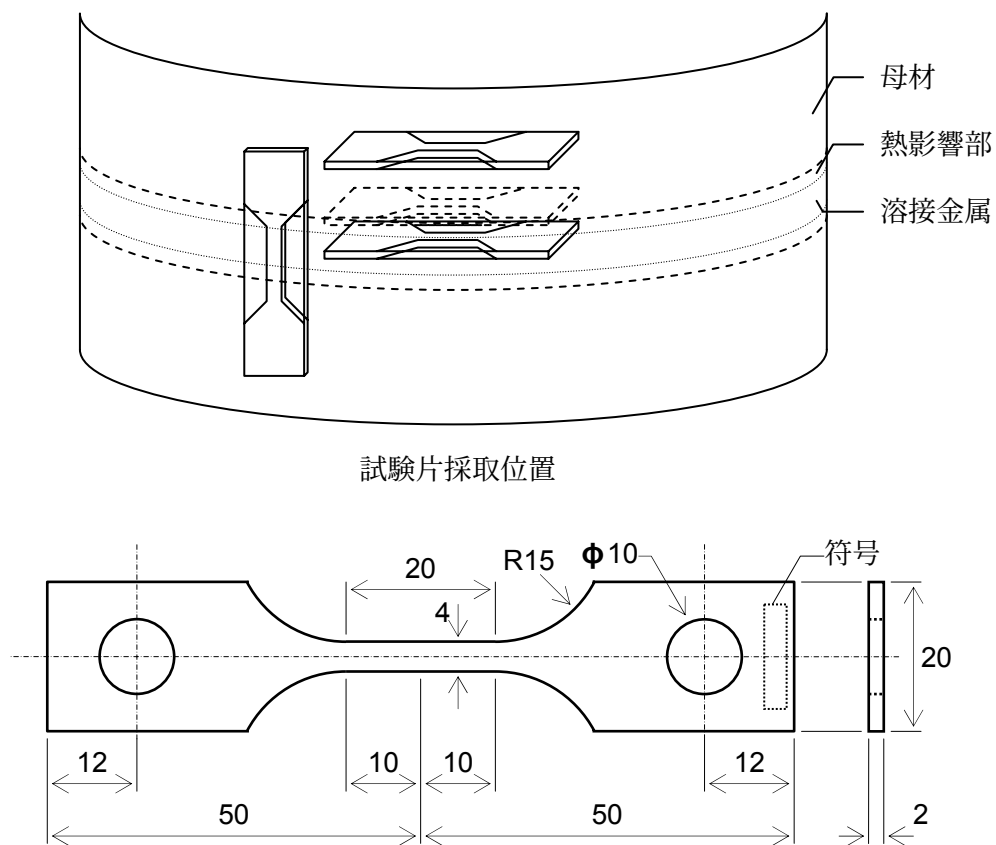
NaHCO ₃ 濃度[M]	pH (*1)	緩衝材 (*2)	溶接金属 (W)	熱影響部 (H)	母材 (B)	ボンド部 (J)
1	8.5	無	-	-	○	-
0.5			-	-	○	-
0.2			-	-	○	-
0.1			-	-	○	-
～0.01			-	-	○	-
1	8.5	有	-	-	○	-
0.5			-	-	○	-
0.2			-	-	○	-
0.1			-	-	○	-
～0.01			-	-	○	-
1	8.5	(*3)	○	○	-	○
0.5			○	○	-	○
0.1			○	○	-	○
～0.01			-	-	-	-

注 (*1) : pHはNaHCO₃溶液を使用した場合の目安の値
(試験溶液の溶液組成によってはこれと異なる場合もある)。

(*2) : 圧縮ベントナイトを使用

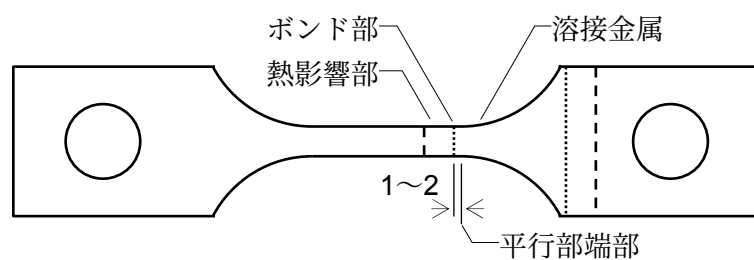
(*3) : 母材の結果を元にSCC感受性の高い条件で実施

(*4) : 条件数は試験結果に応じて、適宜見直すものとする。

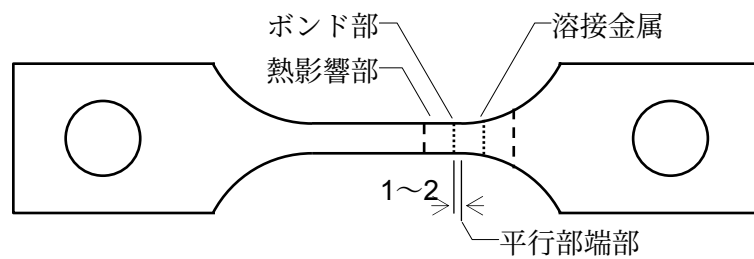


試験片採取位置

基本形状



TIG材



EBW材

ボンド部試験片寸法と溶接部の位置関係

図 3.3-7 応力腐食割れ試験用試験片の切出し方向と寸法（単位：mm）

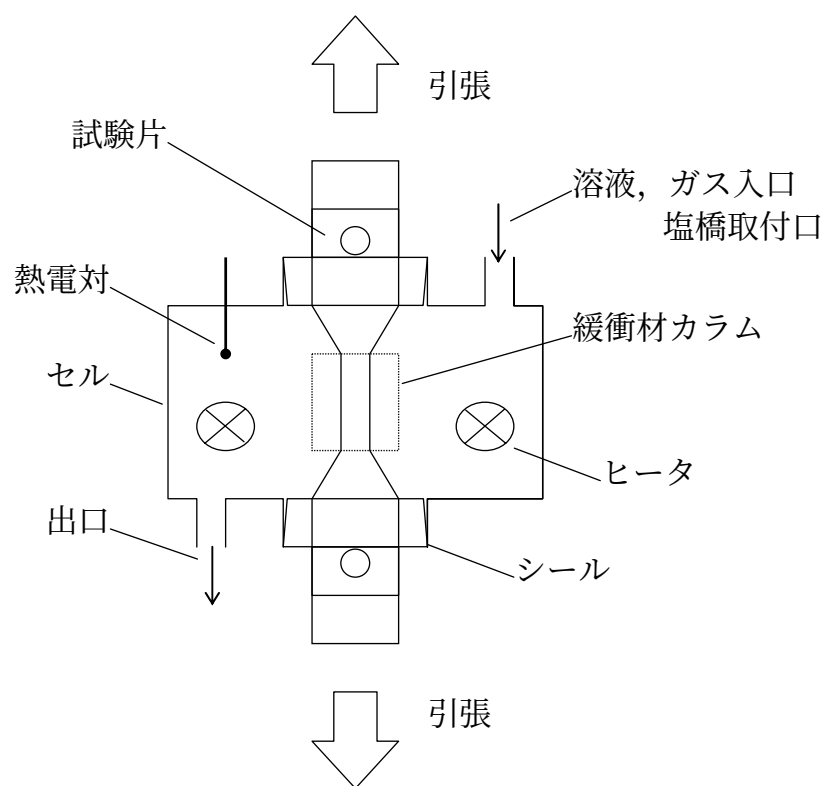


図 3.3-8 SSRT試験装置セル概略図

3.3.4 還元性雰囲気における全面腐食進展挙動、水素脆化感受性

(1) 試験の概要

地球化学的な解析によると、処分場の環境は数十年～数百年程度の時間で深部地下本来の酸素がほとんどない条件に戻るとされている¹⁾。本試験は、深部地下本来の環境での溶接部の腐食挙動評価に資するため、酸素を除いた環境（以下、還元性条件）で、母材、熱影響部及び溶接金属の浸漬試験を行う。還元性条件では炭素鋼の腐食におけるカソード反応は水の分解による水素発生反応となり、水素の影響が懸念される。この点も考慮し、試験では試験片への水素吸収量から水素脆化の可能性について検討する。

(2) 試験方法

a. 試験片

図3.3-9に試験片の採取位置及び寸法を示す。供試材（溶接時は円柱または円筒形）の外側が試験面（腐食量の測定面）となるように、試験片は厚さを供試材の半径方向、幅を周方向に合わせて採取する。試験片の裏面（供試材の中心側かつ試験面の反対側）に符号を記し、供試材の深さ方向の位置関係及び試験面が区別できるようにする。

試験片には、腐食量評価用と水素分析用を製作する。腐食量評価用の試験片は平板型とし、溶接部全体が試験片に収まる寸法とする。水素分析用は、素材（供試材）に対してあらかじめ水素除去のための熱処理（400℃×1h）を行ったあと、分析装置の仕様に合わせた寸法に加工する。

それぞれの試験片について、「溶接付き」と「母材単独」の2種類（計4種類）を製作し、試験に使用する。溶接付きの試験片は、溶接の中心が試験片の50mm長さ方向の中央に位置するように加工する。

b. 試験装置

図3.3-10に試験装置の概略図を示す。試験容器内で一定温度に保持した試験溶液に、一定期間試験片を浸漬する。容器は窒素ガスで置換したグローブボックス内（<0.1ppm O₂）に設置し、さらに、容器内に窒素ガスを通気することで溶存酸素を除去（脱気）する。

c. 試験条件

表3.3-5に試験マトリックスと試験条件を整理した。試験溶液には、地下埋設環境を想定した代表条件として、下記の2種類を使用することとした。

- ① 2.5mM-NaHCO₃ + 2.5mM-NaCl溶液（降水系地下水を想定）
- ② ASTM規格人工海水（海水系地下水を想定）

両方とも、酸化性雰囲気の全面腐食試験と同じ条件で、第1次取りまとめ（H3レポート）²⁴⁾における溶液選定の考え方が石川ほか¹⁰⁾より示されている。還元性条件の腐食速度は、短期間の試験（≤1年）では降水系より海水系の方が大きいこと、炭酸塩濃度、塩化物イオン濃度、pHの影響をあまり受けないことが過去の試験で確認されている²⁸⁾。基本的に、腐食速度の大きい条件での試験が安全側評価となると考えられるため、試験では海水系の条件に重点をおく。

試験は全て緩衝材（ベントナイト）を添加した条件で行う。具体的には、圧縮ベントナイトを詰めたチタン製のカラム内に試験片を設置し、圧縮ベントナイト中に埋没させ

た状態で浸漬試験を行う。

試験温度は、実際には酸化性の期間よりも還元性の期間の方が低くなると予想されるが、一般的に温度の高い方が腐食速度は大きいこと、酸化性と還元性での腐食挙動の比較が容易となること、過去の研究の条件等を考慮し、酸化性雰囲気条件と同じ80℃とする。浸漬期間は0.3年（約4ヶ月）、1年、3年及び3年以上（最大5年間）とする。

d. 評価項目

試験では、母材単独の試験片（N=3）と溶接付きの試験片（N=3）の腐食減量の平均値を比較することで耐食性に及ぼす溶接の影響を明らかにする。溶接付きの試験片では、各溶接方法で母材、熱影響部及び溶接金属の腐食減量を比較することで、溶接方法及び部位と耐食性の関係を明らかにする。本試験とは別に実施する電気化学測定及び材料調査の結果も合わせて溶接方法の影響を評価する。また、母材単独及び溶接付きの試験片中の水素量を定量分析し、水素吸収挙動を明らかにし、水素脆化の可能性について検討する。具体的な評価項目（例）は下記の通りである。

- ① 母材単独及び溶接付きの試験片の外観変化、重量変化、形状変化の観察・測定
- ② 母材単独の試験片の腐食減量の平均とばらつきの評価、及び溶接付きの試験片との比較
- ③ 溶接付き試験片の母材、熱影響部及び溶接金属の腐食減量の評価、及び溶接方法の影響の評価
- ④ 腐食形態（不均一腐食、その他局部腐食の有無）の比較
- ⑤ 腐食量（腐食挙動）の経時変化の評価
- ⑥ 母材、溶接部の試験片の水素抽出曲線及び水素量の測定

表3.3-5 還元性雰囲気での全面腐食試験条件

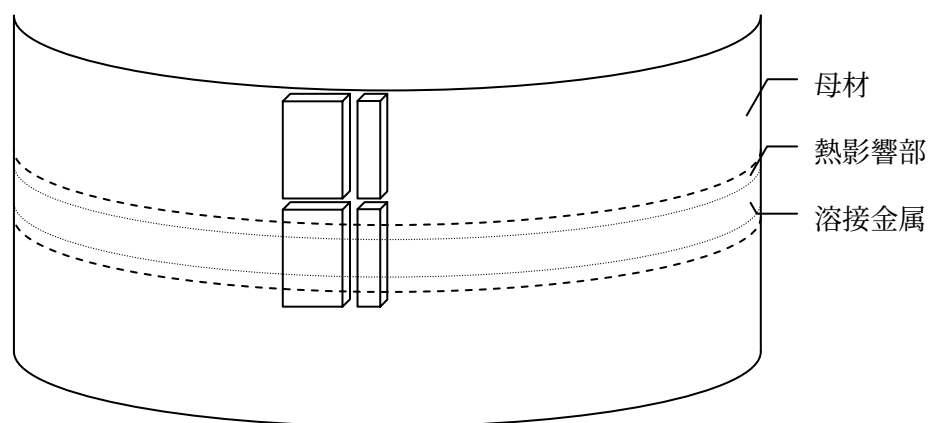
条件	溶液成分	pH (*1)	緩衝材 (*2)	期間 [年] (*3)	母材 (B)	溶接付き (W/H/B)
海水系	人工海水	8.5	有	0.3	3 / 2	3 / 2
				1	3 / 2	3 / 2
				3	3 / 2	3 / 2
				>3	3 / 2	3 / 2
降水系	2.5mM NaHCO ₃ - 2.5mM NaCl	8.5	有	0.3	-	-
				1	3 / 2	3 / 2
				3	-	-
				>3	3 / 2	3 / 2

注 (*1) : pHは目安

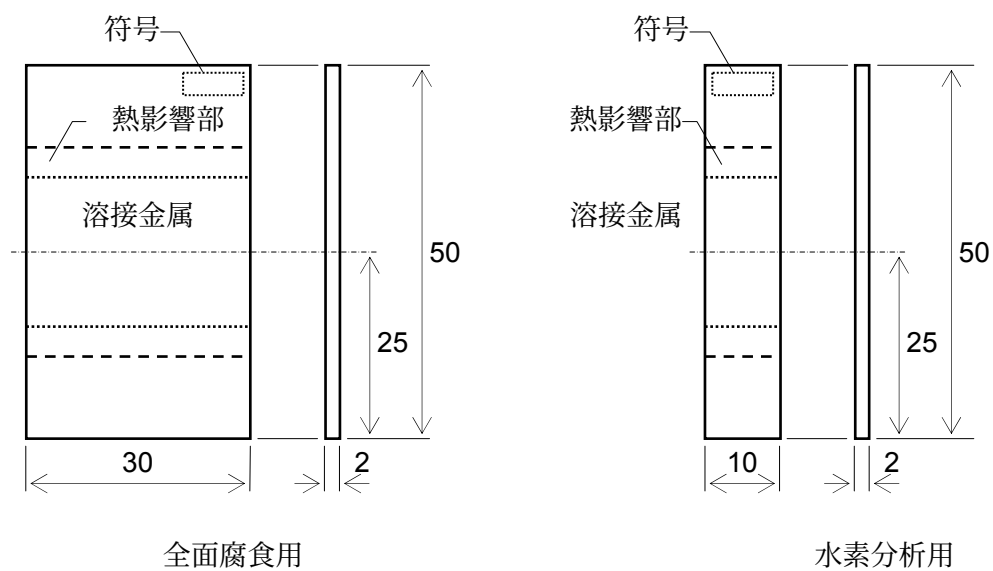
(*2) : 圧縮ベントナイト

(*3) : 試験期間の最長は3年以上、最大5年間を目安とする。

表中の数字は試験片数（腐食減量調査用／水素分析用）



試験片採取位置



試験片寸法と溶接部の位置関係

図 3.3-9 還元性雰囲気における全面腐食用試験片の切出し方向と寸法(単位：mm)

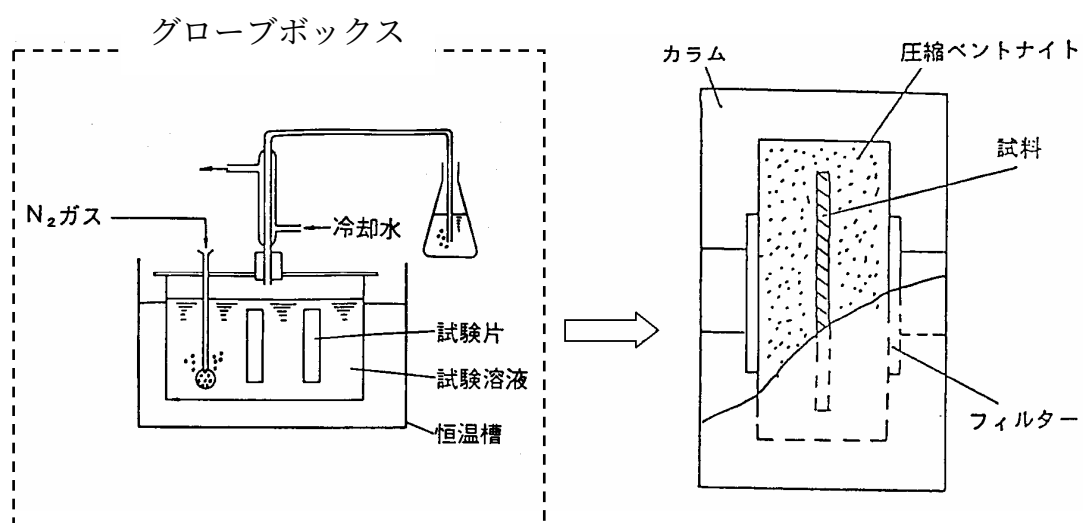


図 3.3-10 還元性雰囲気での浸漬試験装置概略図

3.4 試験計画のまとめ

試験計画策定の総括として、表3.4-1に3.1～3.3で説明した溶接部耐食性評価試験の各試験項目の概要を示す。

腐食試験項目	試験フロー	不動態化挙動と腐食形態	酸化性雰囲気での全面腐食、孔食、すきま腐食進展挙動	応力腐食割れ感受性	還元性雰囲気における全面腐食進展挙動、水素脆化感受性
	試験フロー	試験片切り出し ↓ アノード分極測定 ↓ 分極曲線確認 ↓ 活性溶解型 ↓ 不動態型 ↓ 皮面破壊時の電位確認	試験片切り出し ↓ 浸漬試験 ↓ 腐食深さ分布測定 腐食深さ分布測定	試験片切り出し ↓ 定歪速度試験(SSRT) (最大応力、最大歪みを評価) ↓ 試験片の破面観察 断面組織観察	試験片切り出し ↓ 浸漬試験 ↓ 重量減少量測定 (平均腐食速度、深さを算出) 腐食深さ分布の測定 吸収性水素量測定 (拡散性水素量を測定)
試験条件	試験条件	溶接母材系 ・溶液：炭酸塩水溶液、人工海水など 炭酸塩濃度(1mM-1M, pH8-13) 溶接材中 ・溶液：炭酸塩水溶液、人工海水など ・緩衝材：ベントナイト＋ケイ砂 皮面破壊時の電位確認	全面腐食型 (中性海水系溶液など) 局部腐食型 (アルカリ性炭酸塩・塩化物水溶液など) 期間(最大1年程度)	活性能－不動能 変形成の電位条件 ・溶液：炭酸塩水溶液等 炭酸塩濃度(1mM-1M, pH8-13)	溶液：人工海水、炭酸塩/塩化物水溶液など 期間(最大3年またはそれ以上)
パラメータ(目安)	パラメータ(目安)	pH in sol 溶接材 ◎◎ 母材 ↑ 不動能 ↑ 全面腐食化	溶接材 ◎◎ 母材 △△ 局部腐食 ↑ 全面腐食	pH HCO ₃ ⁻ 溶接材 ◎◎ 母材 ↑ 割れられ ↑ 有無ありし	期間 溶接材 ◎◎ 母材
予想結果のイメージ(一例)	試験片形状	リード線 20～30mm 母材 溶接金属部 熱影響部 溶接部	平均腐食深さ 溶接部 溶接部 溶接部	溶接部 溶接部 溶接部	30mm×30mm×2mm 母材 溶接部
材料	溶接方法	形状	施工厚さ		
炭素鋼	母材1 (TiG用)	—	(SF340A)	●	●
	母材2 (EBW用)	—	(SF340A)	●	●
	TiG	円柱形	100mm	○	○
		円柱形	150mm	○	○
		円柱形	190mm	●	●
	EBW	円柱形	100mm(貫通)	●	●
円柱形		190mm(貫通)	●	●	
	円柱形	80mm(貫通)	—	—	
	MAG	円柱形	190mm	○	○
H1.6年度「遠隔操作技術高度化調査」にて製作予定					

4 溶接部耐食性評価試験（不動態化挙動と腐食形態）

4.1 概要

オーバーパックの溶接部の腐食挙動を明らかにし、長期健全性の評価に資するため、実規模試験で製作した炭素鋼オーバーパックの溶接部から採取した試験片を用いてアノード分極曲線を測定した。

今回は3.3.1「不動態化挙動と腐食形態」で示した計画のうち、緩衝材（圧縮ベントナイト）を含まない溶液単独の条件で試験を行った。なお、試験は試験方法の妥当性を確認するための予備試験と本試験に分けて行った。

4.2 試験方法

写真4.2-1に実際に試験で使用した試験片の外観写真、写真4.2-2に試験装置（グローブボックス及び電解槽周辺）の外観写真を示す。試験は3.3.1に記した方法に従って行った。

具体的な試験手順を下記に示す。

- ① 試験片（30mm x 30mm x 2mm）に導線（テフロン製絶縁被覆付き）を半田付けし、内径φ45の型枠に試験面を下側にして設置し、エポキシ樹脂（（株）マルトー製エポゼット）に埋め込み。
- ② 樹脂が十分に硬化した後、型枠を外し、試験面側の樹脂をSiC紙（#120）で研磨。試験面全体が露出したところで中断し、試験面の反対側の樹脂をSiC紙（#120→#240→#400→#600→#800）で研磨し、樹脂を厚さ約8mm（±0.1mm）の円盤状に整形。
- ③ 試験面全体を鏡面まで湿式研磨（#120→#240→#400→#600→#800→Al₂O₃バフ（0.3 μm））した後、速やかに3%ナイトール溶液で数十秒～数分間エッチング。試験面のマクロ組織観察を行い、測定部位を確認（①～③は初回の測定時のみ実施）
- ④ 評価面全体をSiC紙で乾式研磨（#240→#400→#600）し、エッチングを受けた層や古い表面層を除去。試験片と樹脂の表面に付いた汚れを拭き取った後、測定部位の寸法※（2mm x 25mm（0.5cm²）または4mm x 25mm（1cm²））の「窓」を開けたフッ素樹脂粘着テープ（中興化成工業（株）製ASF-110、厚さ0.08mm）を試験片に貼り付け、測定部位以外をマスキング。

※ 当初、測定面積0.5cm²（2mm x 25mm）で測定を行なったところ、分極曲線全体にノイズのような変動が現れた。この原因として、面積が小さいこと及び測定部位が細長いスリット状のため作業性の問題で研磨ムラが生じていた可能性が考えられた。この対策として、測定部位の寸法をEBW材の溶接金属の幅に近い4mmまで広げることで、面積の増加と研磨の作業性の向上を図った経緯があり、測定部位の寸法を2種類挙げた。

- ⑤ マスキングした試験片（及び樹脂）を測定部位の記録のため写真撮影した後、純水中で超音波洗浄を実施（最大10分）。洗浄後、すみやかに測定部位の表面に付いた水分を拭き取り、窒素ガスで置換したグローブボックス内に移動。
- ⑥ 試験溶液（窒素ガス脱気済み、400mL以上）を電解槽に入れ、常温のpHを確認した後、昇温を開始。温度が定格（80℃）に到達後、高温のpHを測定。
- ⑦ 試験片の測定部位をグローブボックス内で乾式研磨（#600）。測定部位に脱気した純水を付け、表面に付いた汚れを拭き取った後、試験溶液に浸漬。
- ⑧ 試験片の腐食電位が安定したことを確認した後、ACインピーダンス法で溶液抵抗を

測定。

- ⑨ 溶液抵抗測定後の試験片の腐食電位に異常がないことを確認した後、アノード分極曲線の測定を開始。腐食電位から、酸素発生による電流の立ち上がりが見れる電位（pH8.5で+850mV、pH10で+800mV、電位は常温の飽和甘汞電極(saturated calomel electrode, SCE)基準）まで、+20mV/minの掃引速度で電流値を連続的に測定。
- ⑩ 測定終了後、試験溶液のpHを測定し、異常な変動がないことを確認。試験溶液から試験片を取り出し、測定後の測定部位を写真撮影

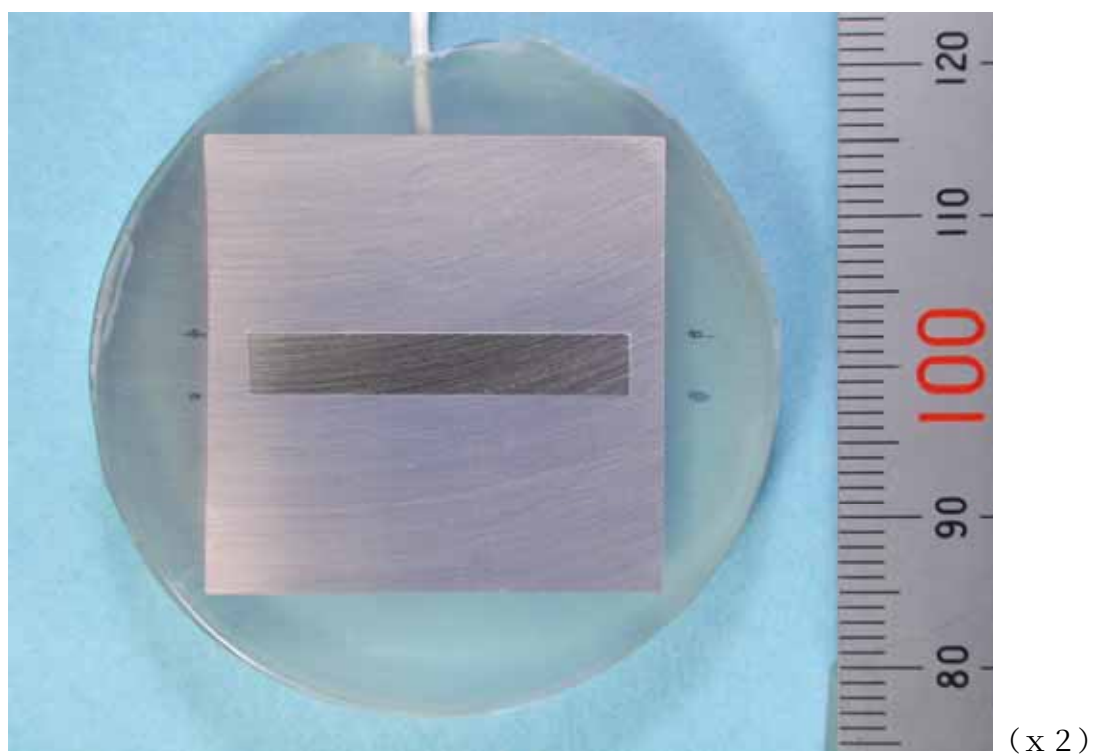


写真4.2-1 樹脂埋め込み－マスクング後の試験片の外観写真
(例：測定面積 1cm^2)



写真 4.2-2 グローブボックス及び電解槽周辺の外観写真

4.3 試験結果

4.3.1 試験片のマクロ／ミクロ組織観察

本試験では、母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線を個別に測定するため、試験前に試験片のマクロ組織観察を行い、測定部位の状況を確認した。写真4.3-1及び写真4.3-2にTIG材、EBW材の電気化学測定用試験片（代表試料）のマクロ組織写真及びミクロ組織写真もあわせて示す。電気化学測定用試験片のマクロ／ミクロ組織の観察結果の概要は下記のとおりであった。

- ① 母材の観察では、TIG材、EBW材ともフェライト相＋パーライト相で構成される典型的な炭素鋼の金属組織が認められた。TIG材とEBW材では母材の結晶粒度が異なり、EBW材の方が微細であった。
- ② 熱影響部の観察では、TIG材、EBW材ともボンド部（熱影響部と溶接金属の境界）に近づくに従って母材のパーライト相が粒状化し、フェライト相中に広がるなど、組織が連続的に変化する様子が認められた。
- ③ 溶接のボンド部は、TIG材、EBW材とも試験片の端部（写真下側）から13mmの位置にあった。マクロ組織の観察では、EBW材のボンド部はTIG材と比べて若干不明瞭であった（写真には推定位置を示した）。
- ④ EBW材の観察では、ボンド部付近で粗粒化したような組織が認められた。粒内は非常に微細な組織であったことから、旧オーステナイト粒界が現れたものと推定された。TIG材の観察では、（試験片を採取した部位での）組織の粗粒化は特に認められなかった。
- ⑤ 溶接金属の観察では、TIG材、EBW材とも非常に微細な金属組織が認められた。ミクロ組織の詳細観察では、TIG材でフェライト組織（粒界フェライト＋アシキュラーフェライト）、EBW材でフェライト＋上部ベイナイト組織が認められた。

4.3.2 アノード分極曲線の測定

（１）測定位置及び測定条件

写真4.3-3及び写真4.3-4にアノード分極曲線の測定部位を示す。各試験片のマクロ／ミクロ組織観察結果を基に、母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線を個別に測定した。母材及び溶接金属は代表的な位置、熱影響部は母材のパーライト相が見かけ上粒状化してフェライト相に広がる部位を中心に位置を設定した。測定面積は 0.5cm^2 ($2\text{mm} \times 25\text{mm}$)または 1cm^2 ($4\text{mm} \times 25\text{mm}$)とした。前者は溶接金属及び熱影響部の幅を十分下回る寸法、後者は溶接金属（EBW材）の幅近くまで広げた寸法として設定した。TIG材の溶接金属については、通常は位置（１）で測定を行なったが、代表条件では位置（２）でも測定を行った。表4.3-1に今回実施分の試験条件を示す。溶液の炭酸塩濃度とpHをパラメータとした試験を行うため、下記の４種類の試験溶液を使用した。表4.3-2に各試験条件で測定した試験前後のpH及び腐食電位を整理した一覧表を示す。

- | | |
|--|-----------------------------------|
| ① 0.01M NaHCO_3 溶液 | (0.01M CO_3 - pH8.5条件相当) |
| ② 0.005M NaHCO_3 - 0.005M Na_2CO_3 溶液 | (0.01M CO_3 - pH10条件相当) |
| ③ 0.1M NaHCO_3 溶液 | (0.1M CO_3 - pH8.5条件相当) |
| ④ 0.05M NaHCO_3 - 0.05M Na_2CO_3 溶液 | (0.1M CO_3 - pH10条件相当) |

図4.3-1に各条件での試験前後の溶液のpHを比較した。NaHCO₃溶液は試験前で概ねpH8.5に近い値を示し、0.01M CO₃でpH8.7近傍、0.1M CO₃でpH8.5近傍であった。試験後（アノード分極曲線測定後）のpHは試験前に対して若干増加した。試験後、時間が経過してから測定した結果を除くと、pHの増加分は平均して+0.3程度であり、バラツキも少なかった。NaHCO₃ - Na₂CO₃混合溶液は0.01M CO₃、0.1M CO₃とも試験前後でpH10近傍の値を示し、試験前後の変化も比較的少なかった。

図4.3-2にアノード分極曲線測定前の試験片の自然浸漬電位（腐食電位）を示す。電位-pH図上で整理した結果、腐食電位は0.01Mより0.1M CO₃溶液中で低くなる傾向が認められた。pH10の溶液中では測定面積1cm²より0.5cm²で腐食電位が高くなる傾向が認められた。TIG材、EBW材の母材、熱影響部及び溶接金属の腐食電位を溶液組成、測定面積毎に分けてそれぞれ比較したが、明瞭な違いは認められなかった。

（２）アノード分極曲線の測定

図4.3-3～図4.3-14に80℃の炭酸塩溶液中で測定したTIG材及びEBW材のアノード分極曲線を示す。これらはいずれもIR補正前の電位で示しているが、1000 μA/cm²以下の電流値ではIR補正後の曲線とほとんど違いがないことを確認している。写真4.3-5から写真4.3-10に測定後の試験片の外観写真を示す。各条件での測定結果の概要は下記のとおりであった。

a. 0.01M CO₃, pH8.7

図4.3-3、図4.3-4、図4.3-7、図4.3-8にアノード分極曲線、写真4.3-5、写真4.3-7に試験後の試験片測定部位の外観写真を示す。これらより、以下の結果が得られた。

- ① 全ての試験片のアノード分極曲線に、-600mV近傍と-200mV近傍で電流値のピークが認められた。電流値はピークを示したあと、一旦減少し、酸素発生電位を過ぎたところで再び増加する挙動を示した。腐食電位（-850mV近傍）から最初のピーク（第1ピーク、-600mV近傍）の間では、電流値が段状に変化する様子も観察された。
- ② 第1ピークの電流値は約1mA/cm²またはそれ以上であった。試験片の種類にかかわらず、他の条件と比べて高い値であった。
- ③ TIG材とEBW材の比較では、ピークの電流値に顕著な違いは認められなかったが、ピークより貴な電位ではTIG材の電流値が若干高くなる傾向が認められた。
- ④ 測定部位（母材、熱影響部、溶接金属）の比較では、TIG材の溶接金属の第2ピークが母材及び熱影響部より高くなる傾向が2度の測定で認められた。EBW材では、母材の第2ピークが熱影響部及び溶接金属より若干高くなる傾向が認められたが、TIG材ほどの差ではなかった。
- ⑤ 測定面積の比較では、0.5cm²より1cm²の方が全体的にノイズのような変動が少なく、母材、熱影響部及び溶接金属の電流値が互いに近くなる傾向が認められた。
- ⑥ 試験後の試験片表面の観察では、全ての試験片で赤褐色の付着物が認められた。赤褐色の付着物は測定部位のほぼ全面で認められた。貴な電位での電流値が低かったTIG材の母材（測定面積0.5cm²）では、赤褐色の付着物量が比較的少なく、下地の黒く変色した面が広い範囲で観察された。

b. 0.01M CO₃, pH10

図4.3-5、図4.3-6、図4.3-9、図4.3-10にアノード分極曲線、写真4.3-6、写真4.3-8に試験後の試験片測定部位の外観写真を示す。これらより、以下の結果が得られた。

- ① 全ての試験片のアノード分極曲線に、-800mV近傍で電流値のピークが認められた。電流値は、TIG材の溶接金属（測定面積1cm²）を除き、酸性側の溶液（0.01M CO₃, pH8.7）と比べて全体的に1～2桁程度低かった。特に、-400mV～+600mVでの電流値は低く安定しており、酸素発生電位を過ぎたところで再び増加する挙動を示した。
- ② TIG材とEBW材の比較では、TIG材の溶接金属（測定面積1cm²）のみ、-400mVで急激な電流値の増加が認められた。確認のため位置を変えて測定しても傾向は同じであった。その他は、TIG材、EBW材とも、測定面積毎で比較すると母材、熱影響部及び溶接金属でほぼ同様の挙動が認められた。
- ③ 測定部位で比較では、TIG材の溶接金属（測定面積1cm²）を除き、TIG材、EBW材とも測定面積毎で比較すると母材、熱影響部及び溶接金属でほぼ同様の挙動が認められた。
- ④ 測定面積の比較では、0.5cm²のアノード分極曲線には、第1ピークの電流値が全体的に低く、-500mV近傍に第2ピークが現れるなど、1cm²とは異なる点が認められた。測定面積1cm²のアノード分極曲線は、0.5cm²と比べて全体的にノイズのような変動が少なく、TIG材の溶接金属を除くと、母材、熱影響部及び溶接金属の電流値が互いに近くなる傾向が認められた。
- ⑤ 試験後の試験片表面の観察では、TIG材の溶接金属（測定面積1cm²）を除き、TIG材、EBW材とも試験片の測定部位で試験前の研磨傷が観察されるなど、0.01M CO₃, pH8.7で観察されたような顕著な変化は認められなかった。測定部位は、マスキングされた部位と比べると全体的に若干褐色～黒色に変色していた。赤褐色の点状の変色部も観察された。TIG材の溶接金属では、白色（空気中に取り出した後、褐色に変色）で毛羽立った厚いスケールが全面または部分的に付着していた。スケールが付着してない箇所では試験前の研磨傷が観察され、顕著な腐食を受けていない様子であった。

c. 0.1M CO₃, pH8.5

図 4.3-11、図 4.3-12にアノード分極曲線、写真4.3-9に試験後の試験片測定部位の外観写真を示す。これらより、以下の結果が得られた。

- ① 全ての試験片のアノード分極曲線に、-700mV近傍と-400mV近傍で電流値のピークが認められた。電流値は、TIG材の溶接金属を除き、低濃度炭酸塩溶液（0.01M CO₃, pH8.7）と比べて全体的に1～2桁程度低かった。特に、-200mV～+600mVでの電流値は低く安定しており、酸素発生電位を過ぎたところで再び増加する挙動を示した。
- ② TIG材とEBW材の比較では、TIG材の溶接金属のみ、第2ピーク（-400mV）より貴側の電位で、母材及び熱影響部より1～2桁高い電流値を示した。確認のため位置を変えて測定しても傾向は同じであった。第2ピークの後に別のピークが現れた事例もあった。
- ③ 測定部位で比較では、TIG材の溶接金属の他に、熱影響部でも+100mVより貴な電位で電流値に若干の変動があった。TIG材の母材とEBW材の母材、熱影響部及び溶接金属でほぼ同様の挙動が認められた。

- ④ 試験後の試験片表面の観察では、TIG材、EBW材とも褐色～赤褐色の付着物が測定部位のほぼ全面で認められた。TIG材の溶接金属では、外観上、他の試験片と比べて赤褐色の付着物が多い様子であった。

d. 0.1M CO₃, pH10

図 4.3-13、図 4.3-14にアノード分極曲線、写真4.3-10に試験後の試験片測定部位の外観写真を示す。これらより、以下の結果が得られた。

- ① 全ての試験片のアノード分極曲線に、-800mV近傍で電流値のピークが認められた。TIG材では-400mV近傍にもピークが認められた。-400mV～+600mVでの電流値はTIG材の熱影響部と溶接金属を除いて、低く安定していた。酸素発生電位を過ぎたところでの電流値の増加も認められた。
- ② TIG材とEBW材の比較では、第1、第2ピークや電流値の変化に違いが認められた。TIG材では全体的に第1ピーク（-800mV近傍）の電流値が低濃度炭酸塩溶液（0.01M CO₃, pH10）に近い値を示し、第2ピーク（-400mV）が明瞭に現れていたのに対して、EBW材では第1ピークの電流値はTIG材や低濃度炭酸塩溶液のそれより高い値を示し、第2ピークは明瞭ではなかった。-400mVより貴な電位では、TIG材の熱影響部、溶接金属はEBW材と比べて電流値の変動が大きかった。
- ③ 測定部位で比較では、TIG材の溶接金属及び熱影響部で、-400mVより貴な電位で電流値に若干の変動があった。TIG材の母材とEBW材の母材、熱影響部及び溶接金属では電流値は安定していた。TIG材の溶接金属のピークの電流値は、母材、熱影響部よりも若干低くなる傾向が認められた。EBW材の母材、熱影響部及び溶接金属は、第2ピーク近傍を除くと、ほぼ同じ挙動を示していた。
- ④ 試験後の試験片表面の観察では、TIG材には褐色～灰色の付着物、EBW材には褐色～赤褐色の付着物が測定部位のほぼ全面で認められた。

表 4.3-1 アノード分極曲線測定条件（不動態化挙動の調査）

試験溶液	炭酸塩 濃度[M]	pH (*1, *2)	緩衝材	溶接金属 (W)	熱影響部 (H)	母材 (B)
NaHCO ₃ + Na ₂ CO ₃ (+ NaOH)	0.01	8.5	無	● ◆	● ◆	● ◆
		10		● ◆	● ◆	● ◆
		12		-	-	-
		13.5		-	-	-
	0.1	8.5	無	●	●	●
		10		●	●	●
		12		-	-	-
		13.5		-	-	-
	0.1	8.5	有 (*3)	○	○	○
		10		○	○	○
		12		○	○	○
		13.5		○	○	○

注 ●◆：平成16年度で試験を実施した条件、●：4mm x 25mm、◆：2mm x 25mm

○：計画中（未実施）

(*1)：pHは目安

(*2)：pHはNaHCO₃ / Na₂CO₃比，強アルカリ性条件はNaOH添加量で調整

(*3)：圧縮ベントナイトを使用

表 4.3-2 試験条件及び試験前後のpH, 腐食電位測定結果一覧表

試験片			試験溶液											腐食 電位 [mV] (*1)
試験片	部位	面積 [cm ²]	CO ₃ 濃度 [M]	NaHCO ₃ 濃度 [M]	Na ₂ CO ₃ 濃度 [M]	pH								
						加熱前		定格後		試験後				
						pH	[°C]	pH	[°C]	pH	[°C]	pH	[°C]	
TIG材	母材	0.5	0.01	0.01	-	8.71	25.3	8.78	70.0	9.07	69.2	9.28	30.7	-851
TIG材	熱影響部	0.5	0.01	0.01	-	8.82	26.5	8.74	70.0	9.31	72.1	9.58	28.5	-843
TIG材	溶接金属	0.5	0.01	0.01	-	8.68	25.3	8.74	72.0	9.08	72.0	9.25	24.2	-852
EBW材	母材	0.5	0.01	0.01	-	8.79	25.3	8.75	70.0	9.10	70.0	9.39	25.6	-841
EBW材	熱影響部	0.5	0.01	0.01	-	8.75	27.1	8.80	70.0	9.08	71.4	9.32	30.9	-844
EBW材	溶接金属	0.5	0.01	0.01	-	8.65	25.7	8.76	70.2	9.03	70.0	9.30	26.8	-839
TIG材	母材	0.5	0.01	0.005	0.005	10.21	25.4	9.94	72.5	9.84	72.5	10.12	23.0	-888
TIG材	熱影響部	0.5	0.01	0.005	0.005	10.26	21.4	9.92	72.6	9.92	72.0	10.17	26.4	-881
TIG材	溶接金属	0.5	0.01	0.005	0.005	10.28	22.5	9.85	71.0	9.79	74.3	10.29	25.2	-893
EBW材	母材	0.5	0.01	0.005	0.005	10.21	25.0	9.93	72.0	9.92	71.6	10.19	26.3	-900
EBW材	熱影響部	0.5	0.01	0.005	0.005	10.25	27.0	9.96	72.3	9.94	73.3	10.05	23.8	-870
EBW材	溶接金属	0.5	0.01	0.005	0.005	10.28	24.9	9.91	72.6	9.92	71.0	10.16	30.4	-880
TIG材	母材	1	0.01	0.01	-	8.50	27.9	8.58	72.0	8.81	71.1	9.06	34.9	-841
TIG材	熱影響部	1	0.01	0.01	-	8.60	26.7	8.51	70.0	8.96	72.0	9.30	26.9	-839
TIG材	溶接金属1	1	0.01	0.01	-	8.66	27.2	8.58	70.0	9.02	70.3	9.33	26.5	-843
EBW材	母材	1	0.01	0.01	-	8.52	26.2	8.64	71.8	8.73	71.0	9.15	27.9	-837
EBW材	熱影響部	1	0.01	0.01	-	8.69	26.8	8.65	71.0	8.90	70.0	9.14	33.1	-830
EBW材	溶接金属	1	0.01	0.01	-	8.62	24.9	8.67	72.2	9.36	70.0	9.64	24.9	-845
TIG材	母材	1	0.01	0.005	0.005	10.27	27.0	9.93	71.0	9.90	70.5	10.17	25.9	-895
TIG材	熱影響部	1	0.01	0.005	0.005	10.24	28.1	9.89	70.2	9.84	71.4	10.19	28.1	-905
TIG材	溶接金属1	1	0.01	0.005	0.005	10.08	25.5	9.74	70.0	9.74	71.4	10.10	26.0	-897
TIG材	溶接金属2	1	0.01	0.005	0.005	10.28	26.7	9.88	71.2	9.87	71.4	10.19	32.8	-906
EBW材	母材	1	0.01	0.005	0.005	10.27	26.9	9.93	70.2	9.89	71.2	10.25	28.5	-904
EBW材	熱影響部	1	0.01	0.005	0.005	10.33	25.6	9.93	70.3	9.91	70.4	10.23	28.2	-904
EBW材	溶接金属2	1	0.01	0.005	0.005	10.26	26.0	9.90	70.0	9.84	70.4	10.21	27.3	-898
TIG材	母材	1	0.1	0.1	-	8.16	20.9	8.64	73.4	8.77	75.3	8.99	27.2	-859
TIG材	熱影響部	1	0.1	0.1	-	8.30	22.5	8.32	73.0	9.11	73.6	9.29	27.0	-849
TIG材	溶接金属1	1	0.1	0.1	-	8.50	21.6	8.50	73.0	8.79	73.0	9.00	25.1	-845
TIG材	溶接金属2	1	0.1	0.1	-	8.82	20.9	8.61	72.7	8.84	73.4	9.24	23.4	-847
EBW材	母材	1	0.1	0.1	-	8.79	18.6	8.56	72.3	8.73	73.1	(*2)	(*2)	-846
EBW材	熱影響部	1	0.1	0.1	-	8.33	22.2	8.36	73.0	8.70	73.0	8.96	32.5	-842
EBW材	溶接金属	1	0.1	0.1	-	8.36	21.3	8.28	73.0	9.09	73.7	9.38	25.0	-840
TIG材	母材	1	0.1	0.05	0.05	10.27	22.4	10.04	74.4	9.96	74.2	10.09	21.2	-915
TIG材	熱影響部	1	0.1	0.05	0.05	10.10	23.8	9.73	74.5	9.85	74.1	10.02	26.0	-894
TIG材	溶接金属1	1	0.1	0.05	0.05	10.12	23.6	9.88	73.4	9.98	73.7	10.27	24.7	-904
EBW材	熱影響部	1	0.1	0.05	0.05	10.11	19.8	9.79	75.0	9.81	70.8	9.99	27.4	-916
EBW材	母材	1	0.1	0.05	0.05	10.15	22.3	9.92	73.7	10.06	73.7	10.15	28.2	-915
EBW材	溶接金属	1	0.1	0.05	0.05	10.10	22.8	9.92	73.0	9.93	73.4	10.08	28.8	-917

注：(*1) アノード分極曲線測定前の試験片の腐食電位、電位は飽和甘汞電極(saturated calomel electrode, SCE)基準

(*2) 欠測

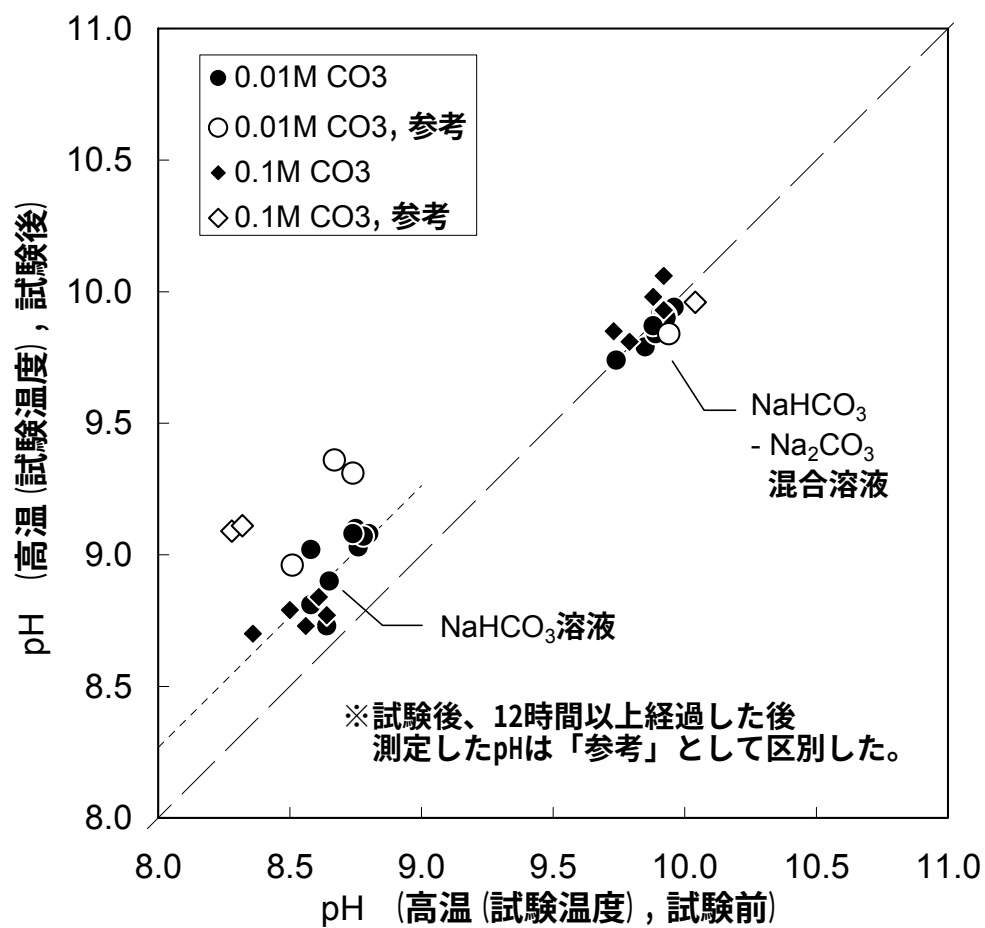


図 4.3-1 試験前後の溶液の pH
(NaHCO₃溶液及びNaHCO₃+ Na₂CO₃溶液, 80°C)

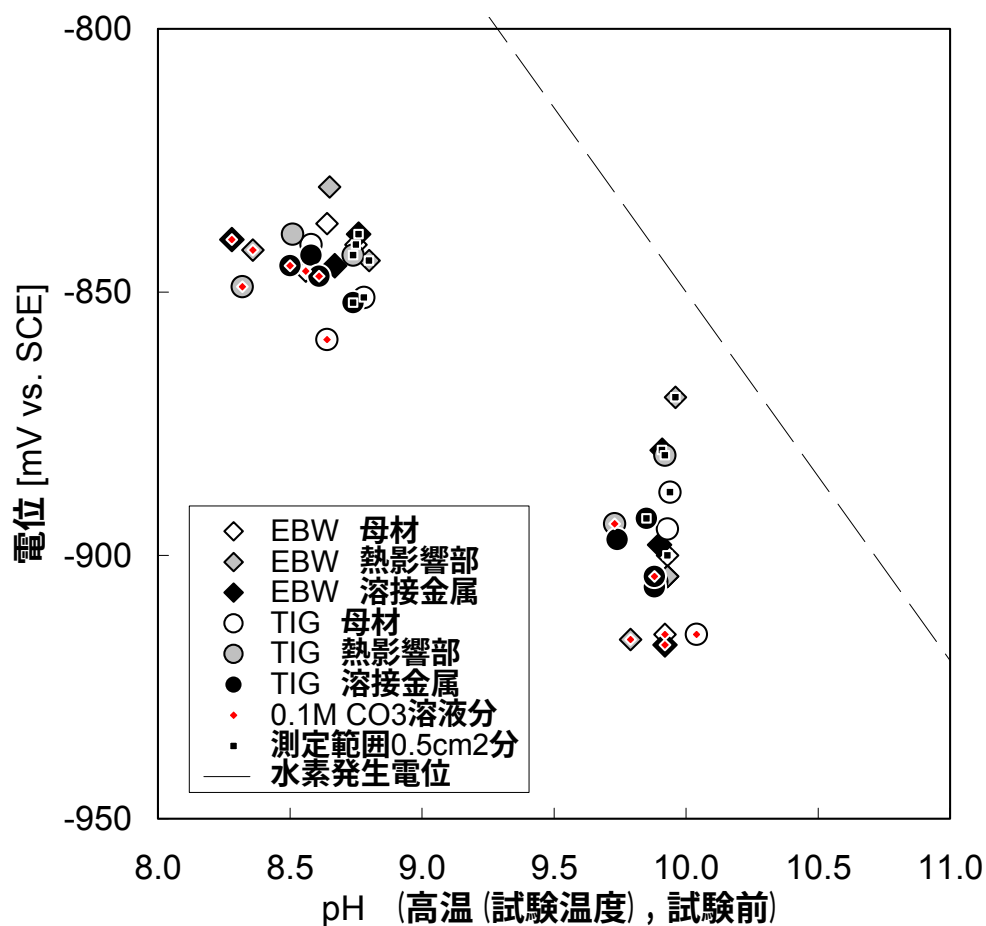


図 4.3-2 アノード分極曲線測定前の試験片の腐食電位
(炭素鋼及び溶接付き炭素鋼、NaHCO₃溶液及びNaHCO₃+ Na₂CO₃溶液、80°C)

注： 図中「0.1M CO₃溶液分」の印のある点以外は全て0.01M CO₃溶液中での測定結果を示す。「測定範囲0.5cm²分」の印のある点以外は全て測定範囲1cm²での測定結果を示す。

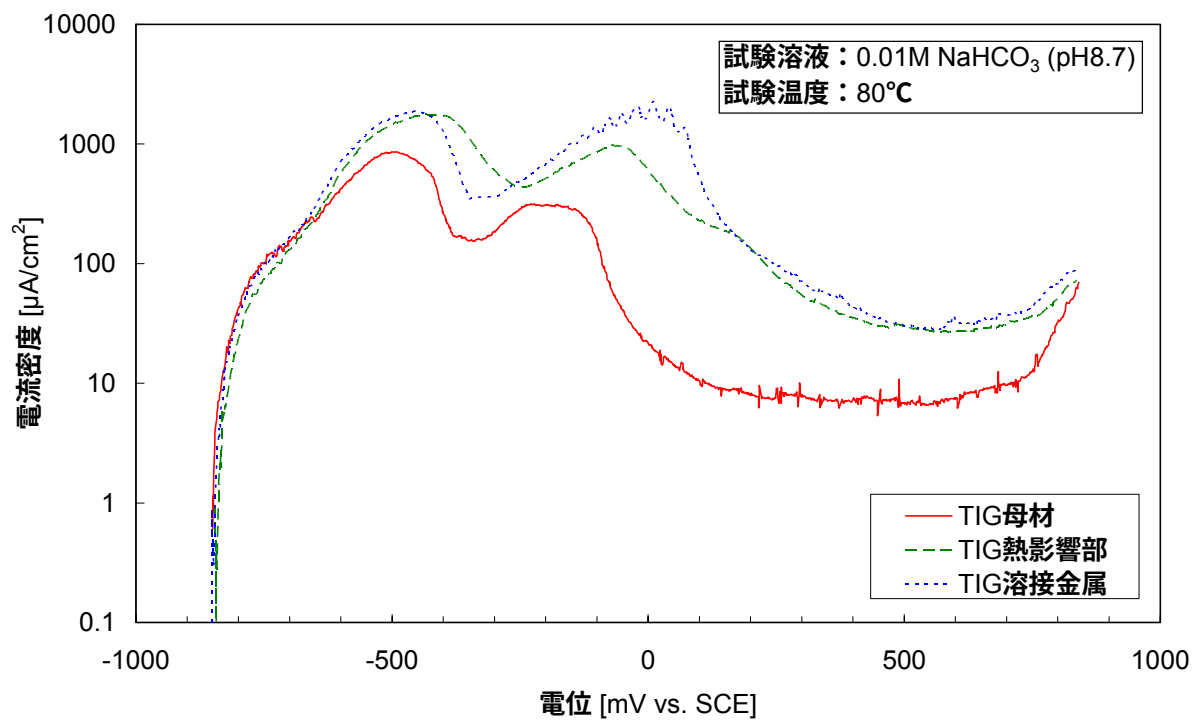


図 4.3-3 TIG材のアノード分極曲線（測定面積 0.5cm^2 , 0.01M HCO₃⁻, pH8.7）

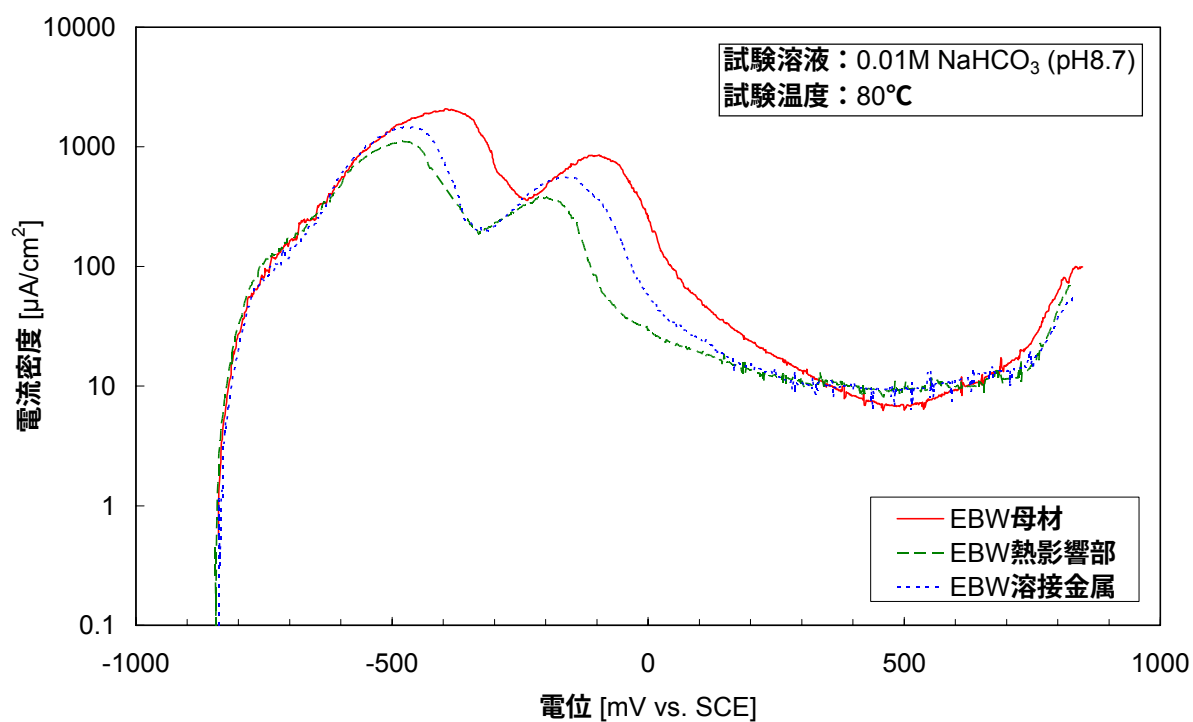


図 4.3-4 EBW材のアノード分極曲線（測定面積 0.5cm^2 , 0.01M HCO₃⁻, pH8.7）

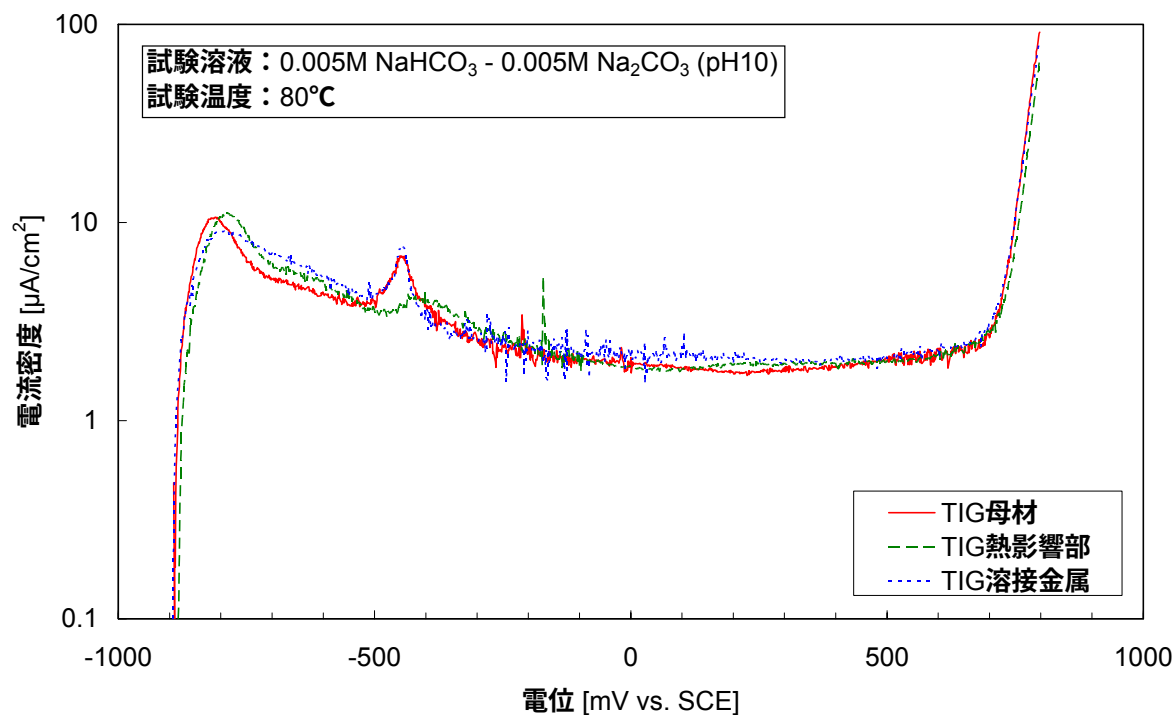


図 4.3-5 TIG材のアノード分極曲線（測定面積0.5cm², 0.01M HCO₃⁻/CO₃²⁻, pH10）

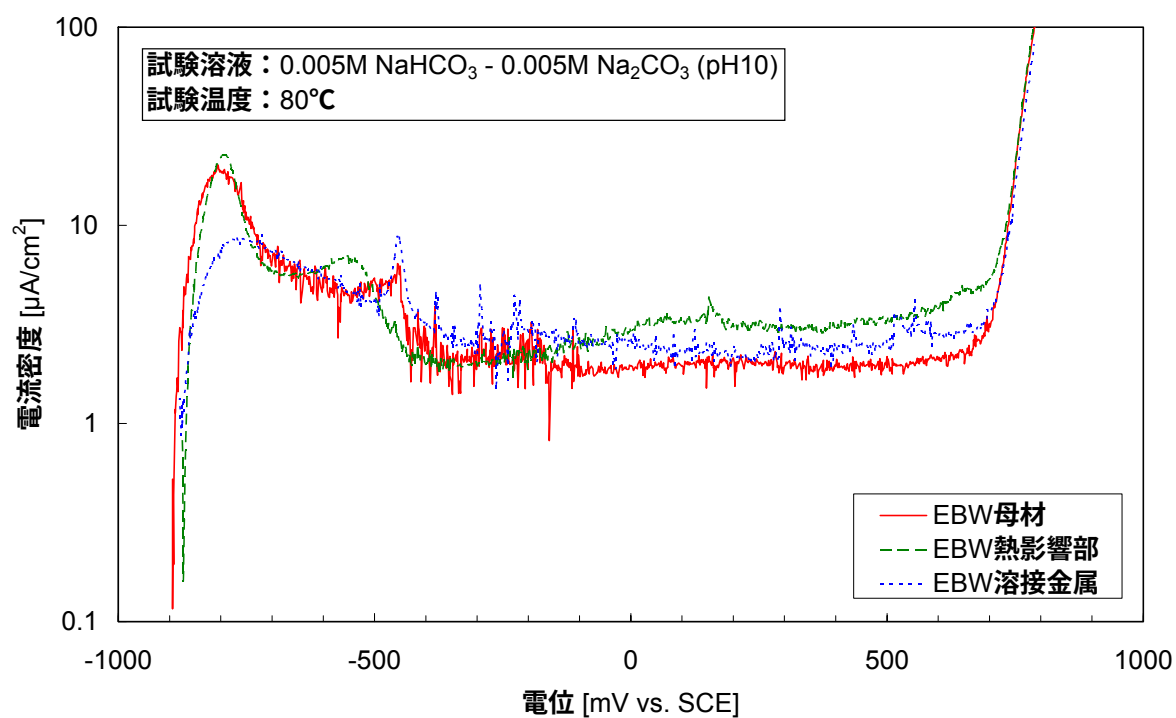
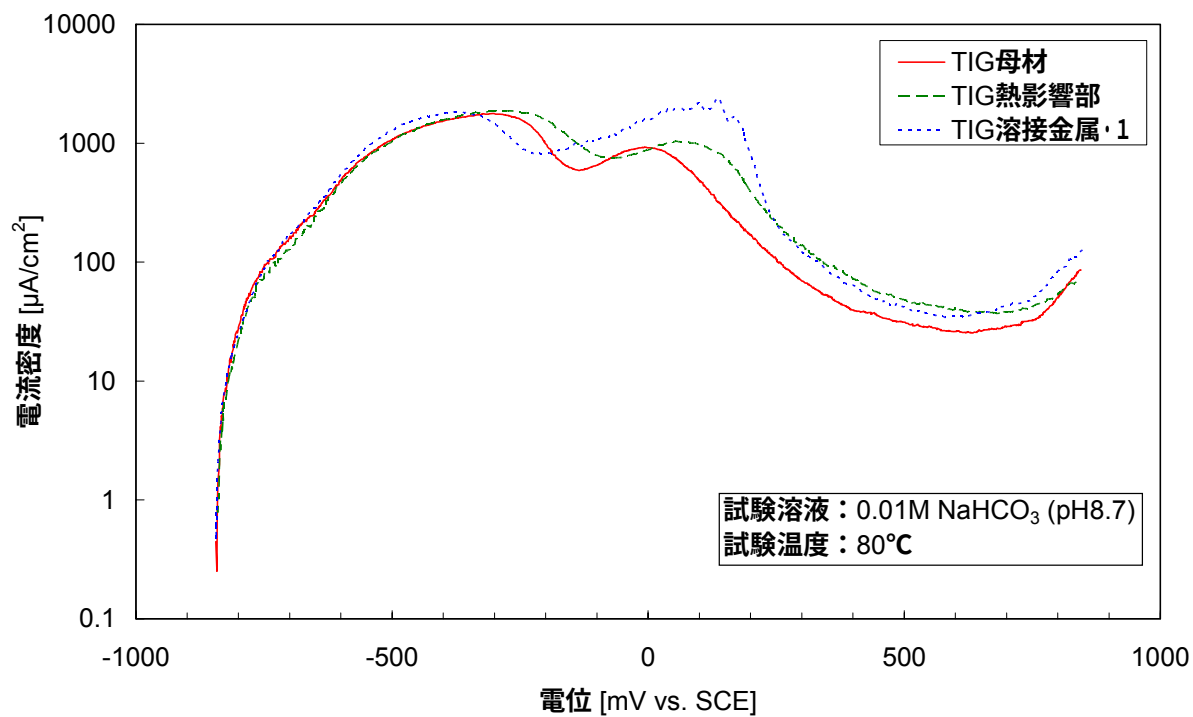
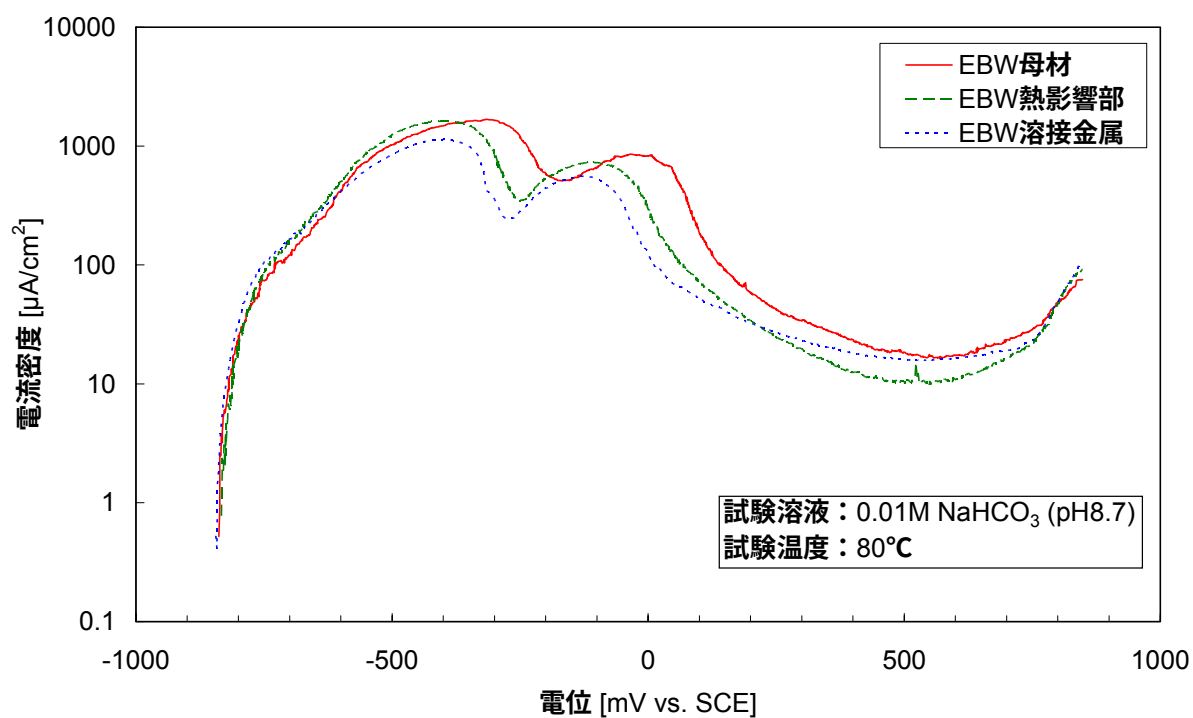


図 4.3-6 EBW材のアノード分極曲線（測定面積0.5cm², 0.01M HCO₃⁻/CO₃²⁻, pH10）

図 4.3-7 TIG材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 , 0.01M HCO_3^- , pH8.7）図 4.3-8 EBW材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 , 0.01M HCO_3^- , pH8.7）

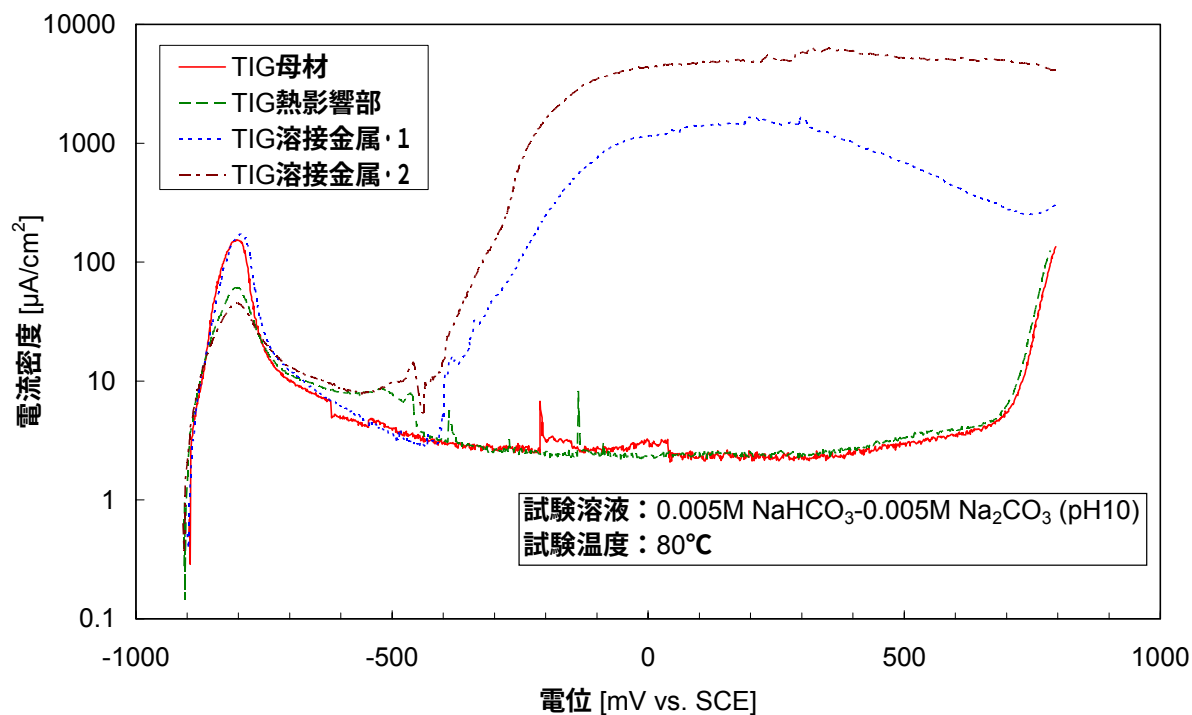


図 4.3-9 TIG材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 ， $0.01\text{M HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$ ，pH10）

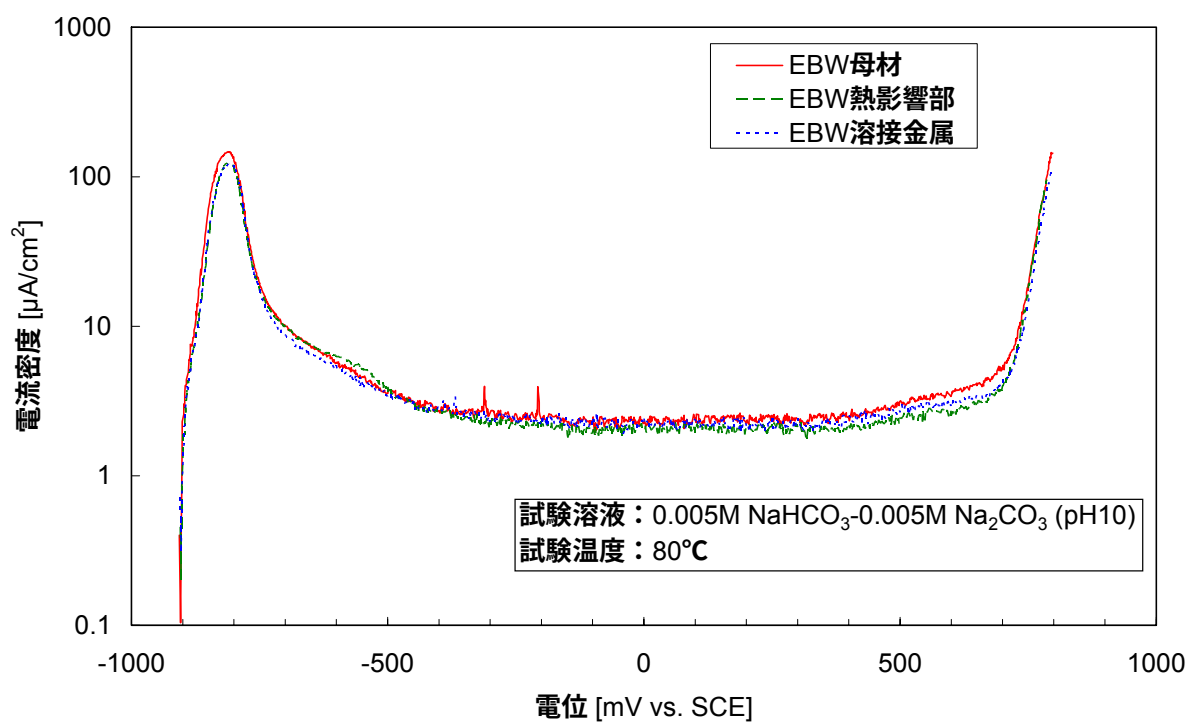
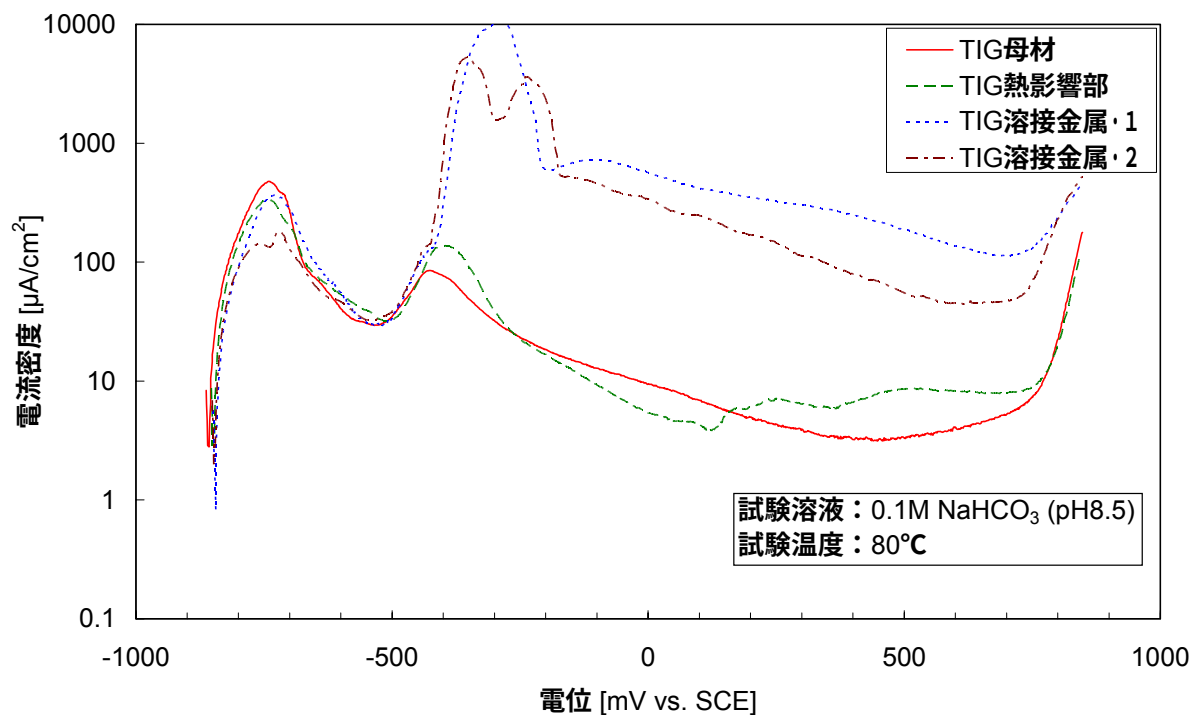
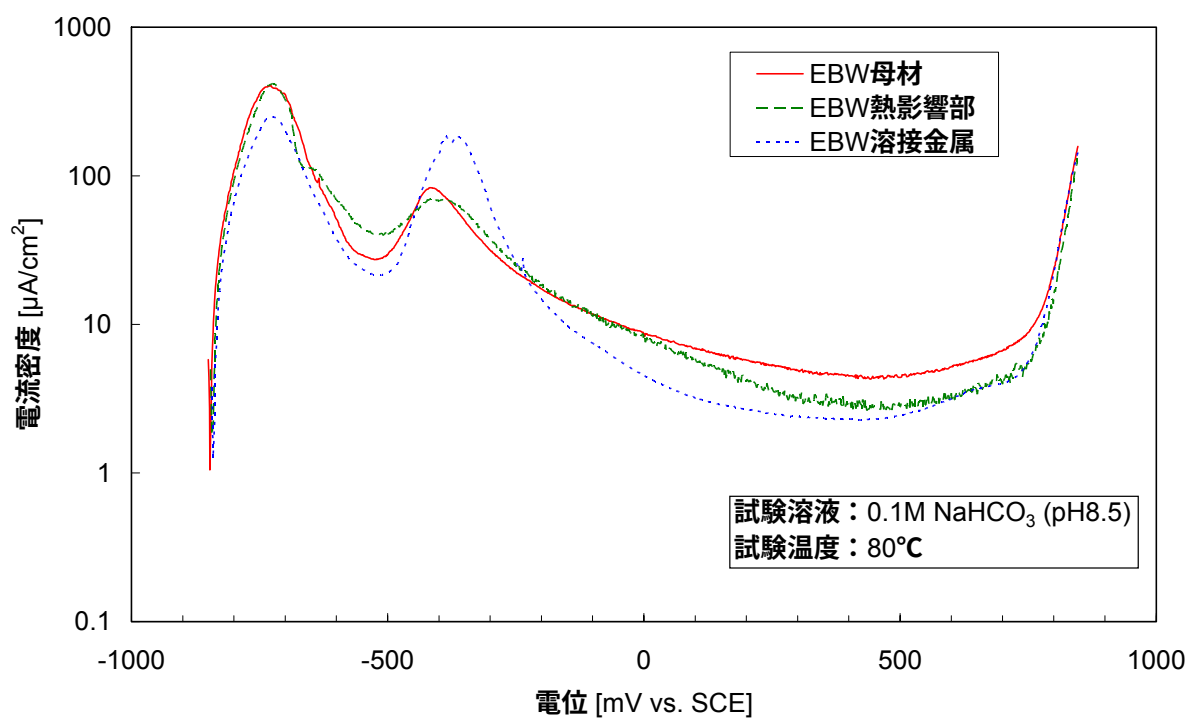


図 4.3-10 EBW材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 ， $0.01\text{M HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$ ，pH10）

図 4.3-11 TIG材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 , 0.1M HCO_3^- , pH8.5）図 4.3-12 EBW材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 , 0.1M HCO_3^- , pH8.5）

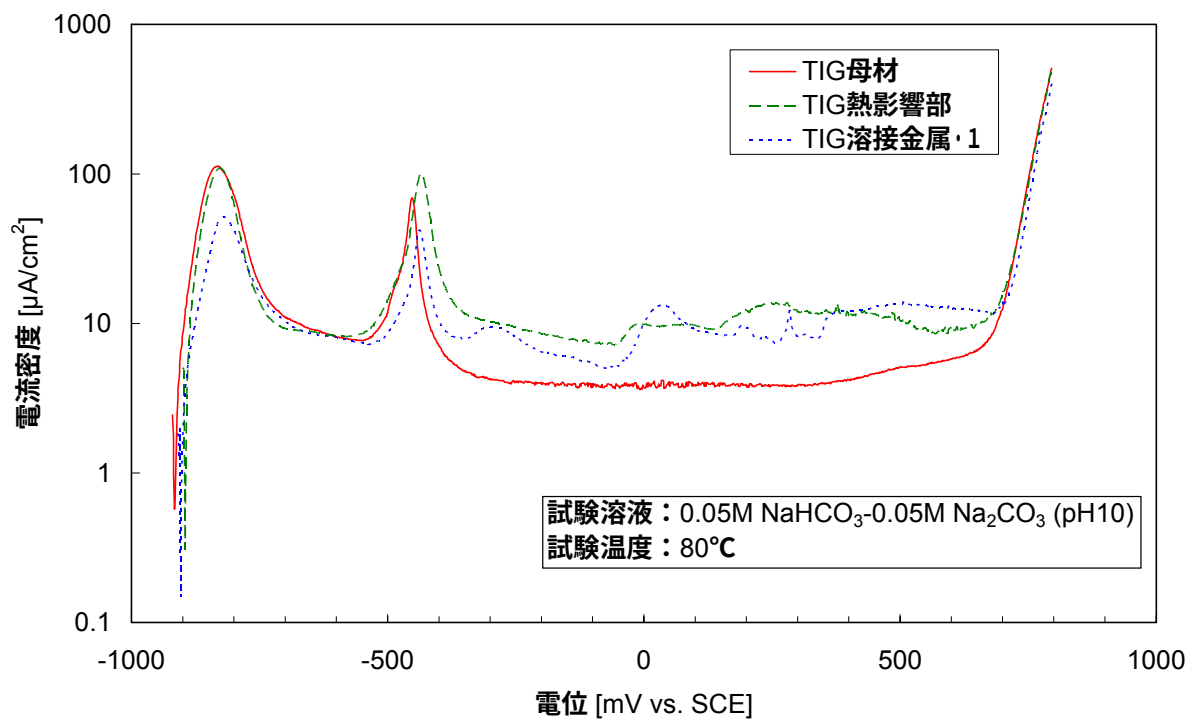


図 4.3-13 TIG材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 ，0.1M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$ ，pH10）

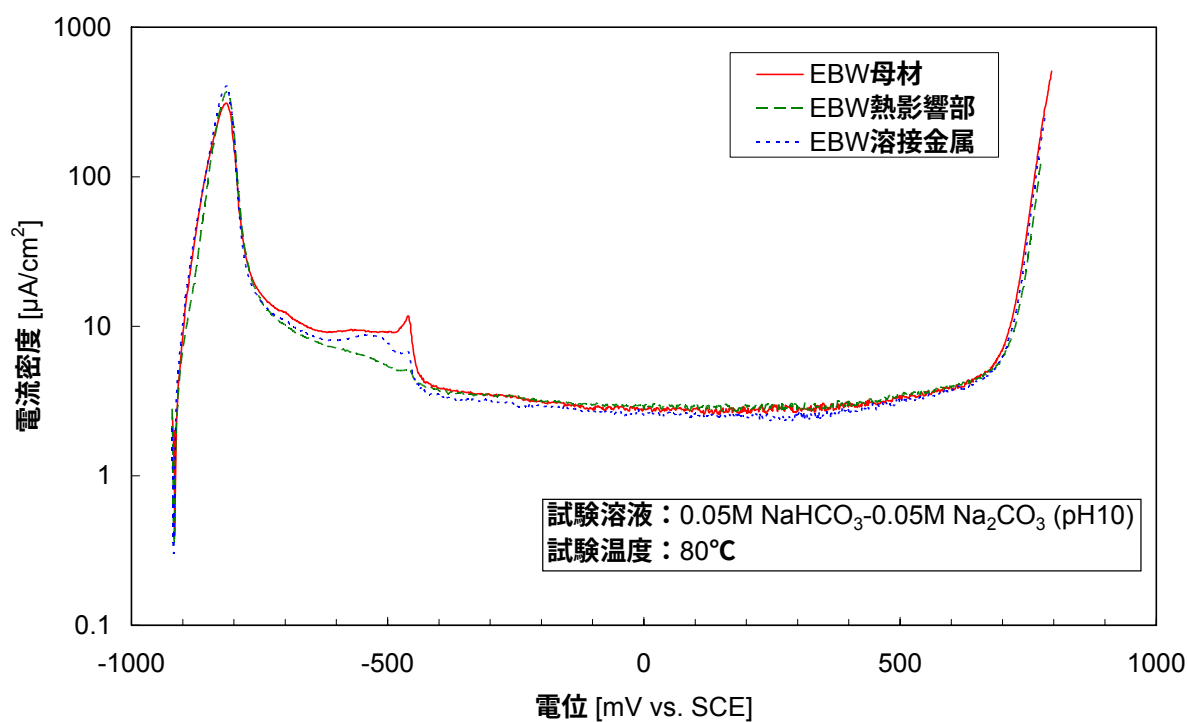


図 4.3-14 EBW材のアノード分極曲線（測定面積 1cm^2 ，0.1M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$ ，pH10）

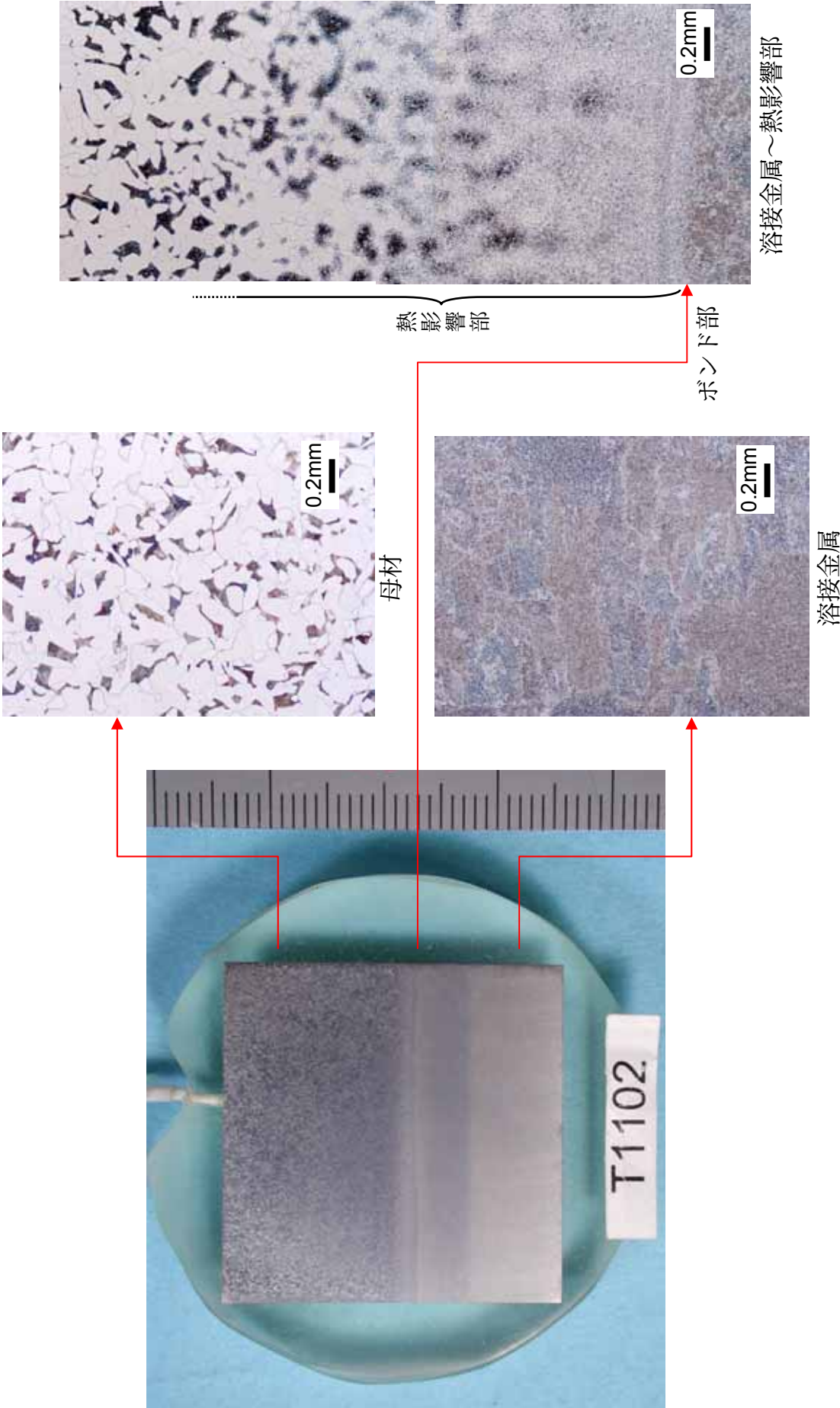


写真 4.3-1 TIG材のマクロ／ミクロ組織写真

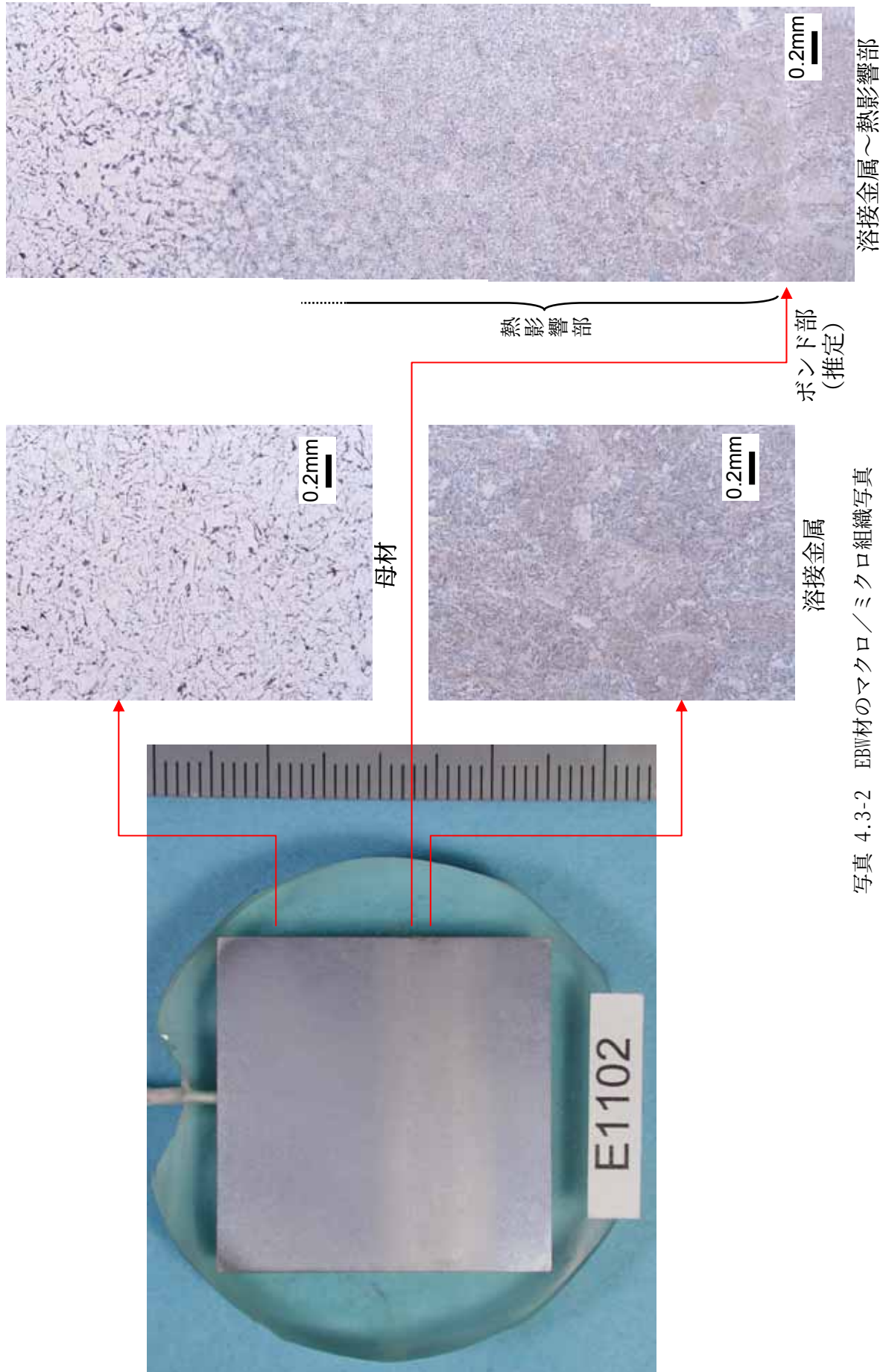
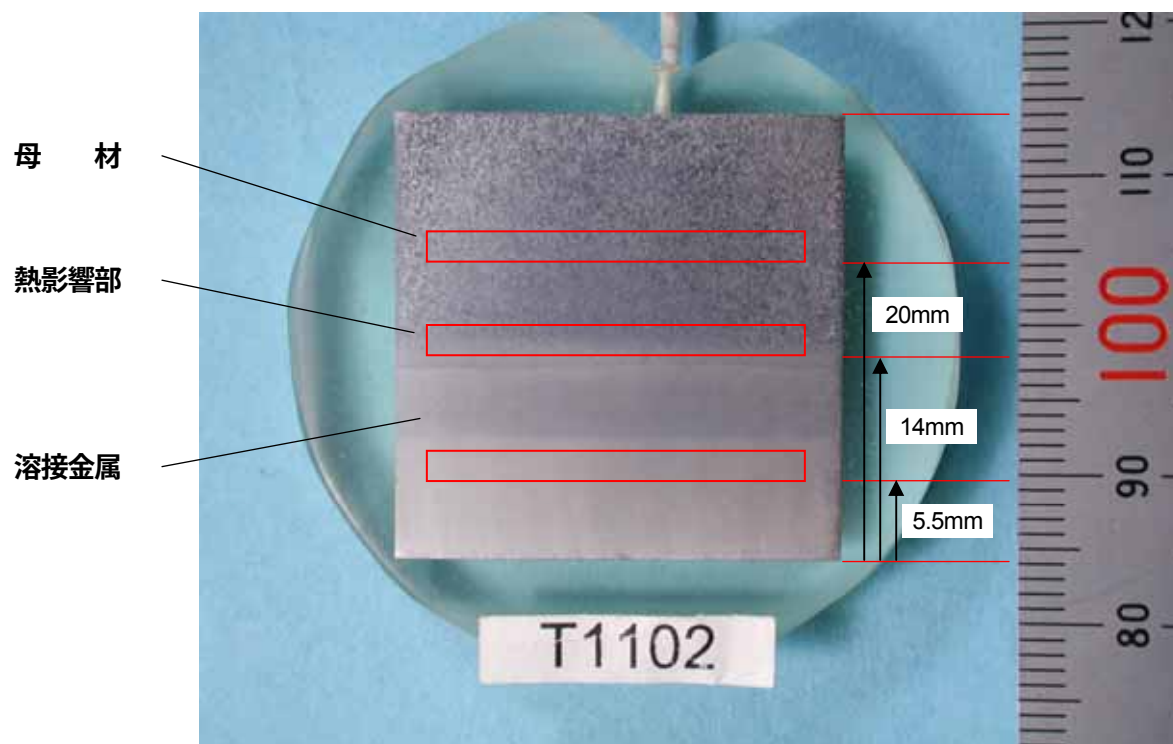
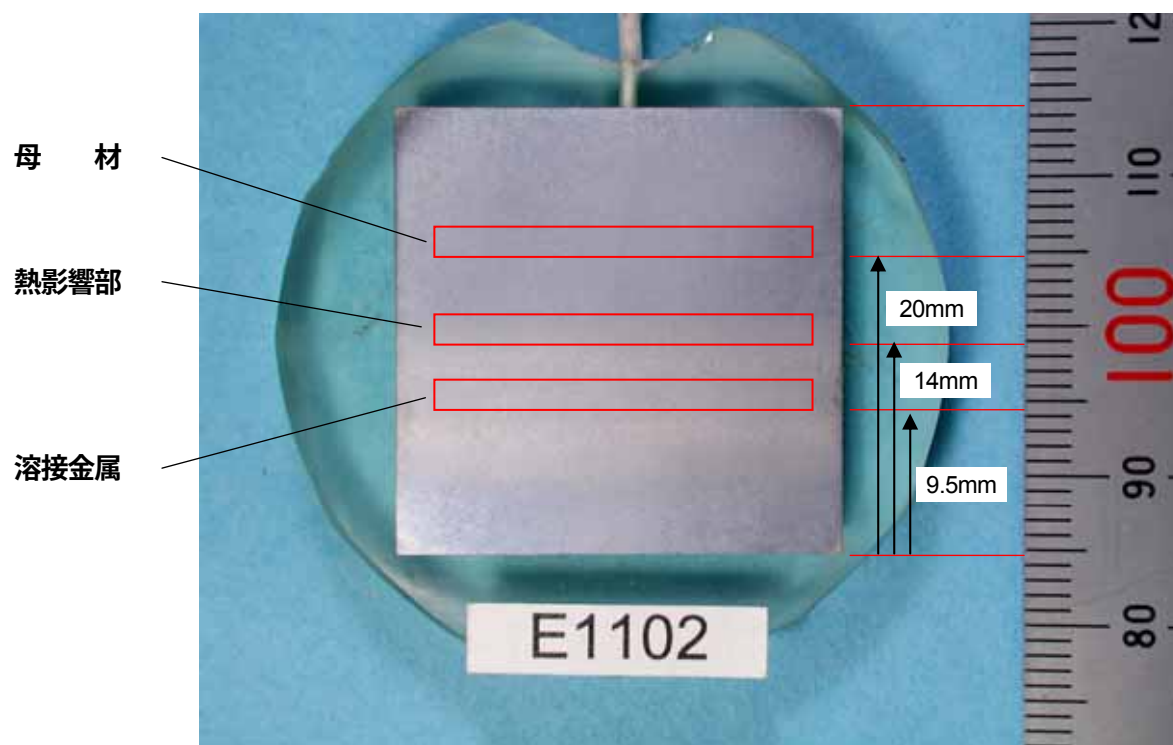


写真 4.3-2 E1102材のマクロ／ミクロ組織写真

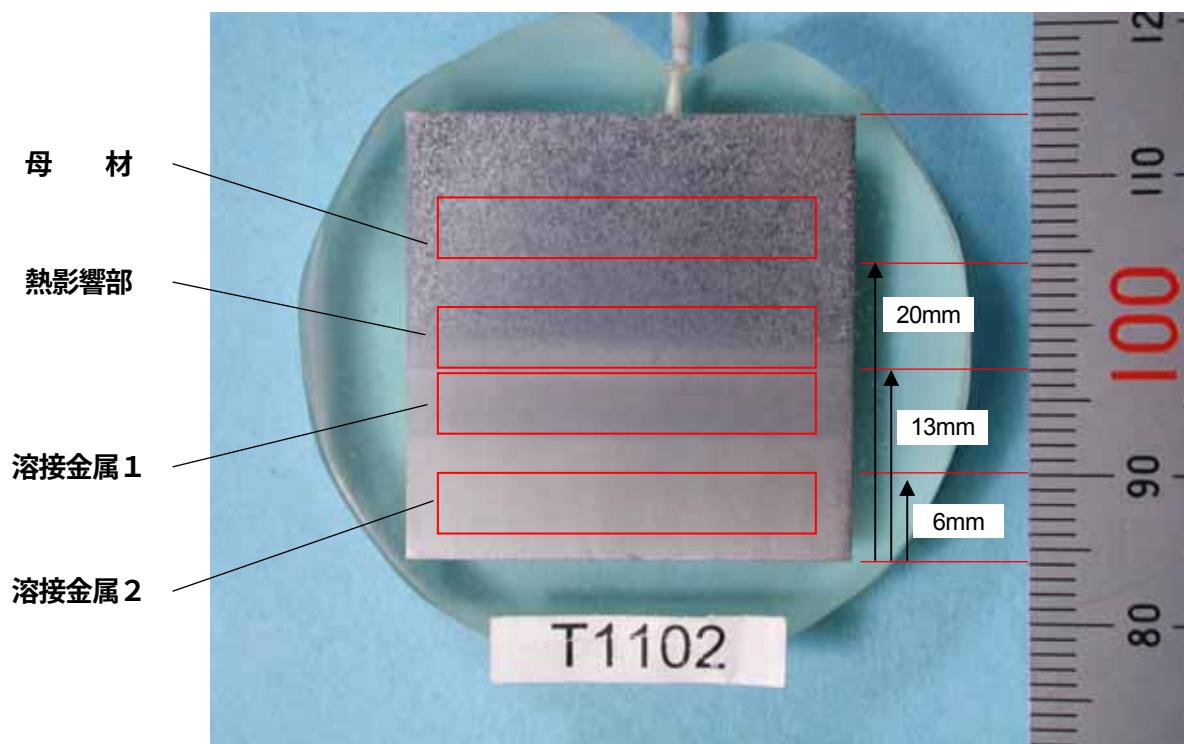


(a) TIG材

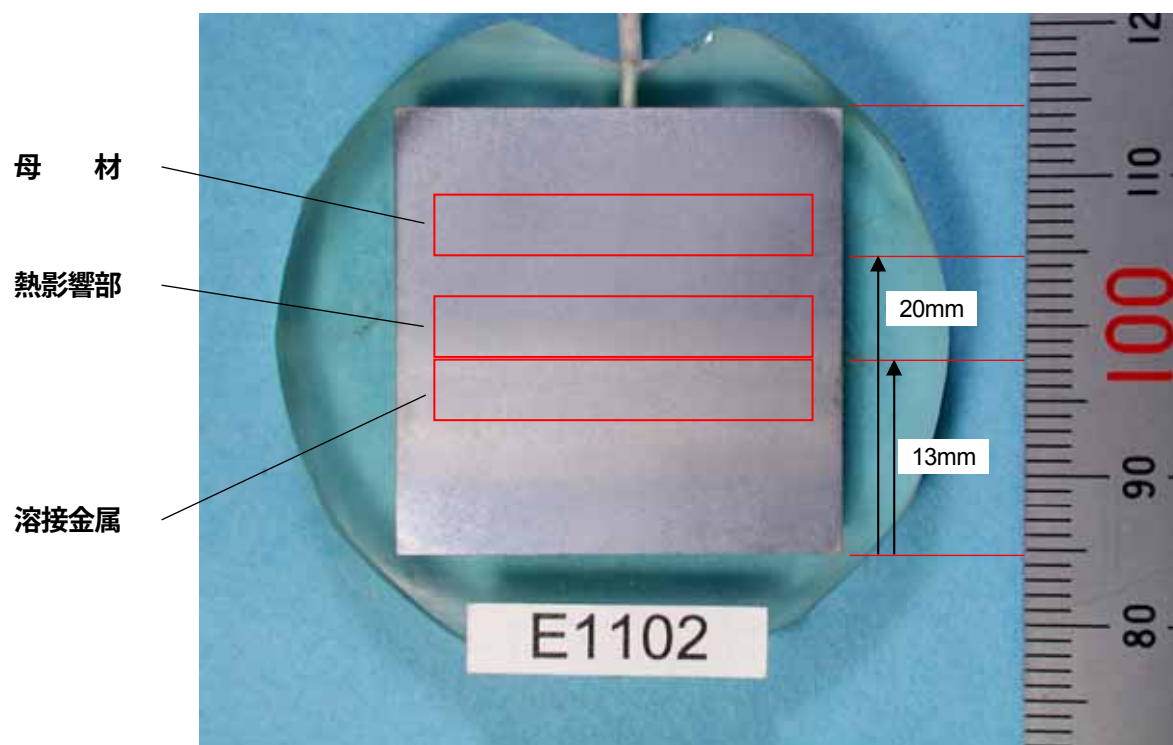


(a) EBW材

写真 4.3-3 試験片と測定位置 (2mm x 25mm)



(a) TIG材



(a) EBW材

写真 4.3-4 試験片と測定位置 (4mm x 25mm)



(a) TIG母材



(d) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(e) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属



(f) EBW溶接金属

写真 4.3-5 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.01M HCO_3^- , pH8.7、測定面積：0.5 cm^2)



(a) TIG母材



(d) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(e) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属



(f) EBW溶接金属

写真 4.3-6 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.01M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$, pH10、測定面積: 0.5cm²)



(a) TIG母材



(d) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(e) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属



(f) EBW溶接金属

写真 4.3-7 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.01M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$, pH8.7、測定面積: 1cm^2)



(a) TIG母材



(e) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(f) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属 1



(g) EBW溶接金属



(d) TIG溶接金属 2

写真 4.3-8 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.01M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$, pH10、測定面積: 1cm^2)



(a) TIG母材



(e) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(f) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属 1



(g) EBW溶接金属



(d) TIG溶接金属 2

写真 4.3-9 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.1M HCO_3^- , pH8.5、測定面積：1cm²)



(a) TIG母材



(d) EBW母材



(b) TIG熱影響部



(e) EBW熱影響部



(c) TIG溶接金属 1



(f) EBW溶接金属

写真 4.3-10 アノード分極曲線測定前後の外観写真
(0.1M $\text{HCO}_3^-/\text{CO}_3^{2-}$, pH10、測定面積: 1cm^2)

4.4 考察

4.4.1 母材と溶接部の不動態化挙動

本試験では、溶接方法が異なる試験片の母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線を80℃、pH8.5及びpH10の炭酸塩（0.1M及び0.01M CO₃）溶液中で測定した。試験片は溶接方法や測定部位によって材料組成や金属組織が異なるが、いずれの測定でも1つまたは2つ以上のピークが現れた後、電位が貴側に变化するのに伴って電流値が減少する傾向が認められた。

一般に、ある電位を超えると電流値が減少する現象は金属の不動態化と呼ばれている。これは金属の表面に保護皮膜が形成することによって起こる。金属の不動態化特性は、アノード分極曲線に表れる下記の値で記述されることが多い²⁹⁾。

- ①不動態化電位（活性態と不動態の境界電位）
- ②不動態化臨界電流（不動態化するために超えなければいけない最大溶解電流）
- ③不動態保持電流（不動態域での定常溶解電流）

本試験では、①については、ピークが複数現れたり、電流値が緩やかに減少したりする等の理由で定量的な比較が困難であったため、②及び③について整理・比較を行った。

図4.4-1～図4.4-3に、アノード分極曲線のピーク及び不動態域の代表的な電位での電流値を示す。図中のピークの電流値は、卑な側に現れる第1ピークと貴な側に現れる第2ピークに分けて整理した。不動態域の電流値は、各試験のアノード分極曲線を基に、pH8.5～8.7は+500mV、pH10は+0mVを代表的な電位として整理した。これらと不動態状態との関係については、ピークの電流値が低いほど不動態化しやすく、また不動態域の電流値が低いほど安定な不動態状態となりやすいと判断することができる。一部の条件で高い電流値を示したTIG材の溶接金属を除くと、平均的にはTIG材の電流値はEBW材に対して、第1ピークでは同等以下、不動態域では同等以上となる傾向があった。但し、この傾向は全ての条件で認められるものではなく、両者の不動態の安定性の違いには検討の余地がある。表4.4-1に、アノード分極曲線の電流値の大きさを母材、熱影響部及び溶接金属で比較・整理した。各条件で大小関係が異なり、この比較表では母材、熱影響部及び溶接金属の序列の傾向は認められなかった。

アノード分極曲線全体の比較でも、溶液の種類や電位で大小関係が異なり、TIG材の溶接金属を除くと、母材、熱影響部及び溶接金属の序列等の全体的な傾向は明確でなかった。個々の条件については、pH10（測定面積1cm²）のEBW材のアノード分極曲線は、他の条件と比べて母材、熱影響部及び溶接金属のバラツキが少なく、特に不動態域ではアノード分極曲線がほぼ一致していた。EBW材は溶加材を使用せず溶接しているため、母材、熱影響部及び溶接金属の金属組織は異なるが、材料成分の変動は少ないという特徴を持つ。この結果から、不動態が安定な条件では金属組織の影響は少ないことが推測される。

4.4.2 アノード分極曲線と腐食挙動

炭酸塩中での炭素鋼のアノード分極曲線は、炭素鋼の炭酸ガス腐食や、炭酸塩中の応力腐食割れ¹⁸⁾²⁷⁾³⁰⁾³⁷⁾に関する既往文献で報告されている。これらは比較的高濃度（～1M）で測定されたものが多く、分極曲線の形は報告によって異なるが、概ね共通した特徴として、腐食電位近傍（～E_{corr}+約100mV）と、それより貴な電位で複数のピークが現れることが挙げられる。本試験のアノード分極曲線も、既往文献等で報告されている炭素鋼のそれと類似した挙動を示しており、試験手法上の問題は特に認められなかった。

アノード分極曲線に複数のピークが現れる原因について、正村は³⁰⁾、Armstrongらの報告³⁸⁾

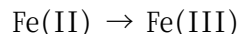
を引用し、炭酸物質を含むpH7以上の溶液に鋼を浸漬すると FeCO_3 皮膜が生成すること、またアノード分極曲線に現れる2つのピークのうち、卑な側は $\text{FeCO}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$ 、貴な側は $\text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3$ の反応の電位に対応する点を指摘している。しかし、腐食生成物の形態について具体的に調べた結果は既往文献を調べた範囲ではなかった。

そこで、腐食挙動の評価に資するため、ピークが現れる代表的な電位でX線回折（以下XRD）による腐食生成物の分析を行った。pH10では腐食生成物の量が少なく、分析困難と考えられたため、pH8.7でEBW材の表面に形成した腐食生成物を分析した。分析試料は腐食生成物が測定部位の表面に付いた状態の試験片とした。腐食生成物の変質（酸化）を防止するため、分析試料は窒素ガス雰囲気グローブボックス内でXRD分析用のステンレス鋼製密閉容器内に取付け、空気との接触を避けて分析を行なった。分析試料のXRD分析はステンレス製容器に取付けたベリリウム薄板を通して行った。

図4.4-4に代表的な電位で生成した腐食生成物のXRD分析結果、図4.4-5に分極曲線との分析結果の関係を示す。腐食電位から各ピーク近傍の電位まで動電位分極で掃引し、XRD分析を行った結果、下記の腐食生成物が検出された。

- ① -300mV（第1ピーク近傍）： $\text{Fe}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$
- ② +100mV（第2ピーク近傍）： $\alpha\text{-FeOOH}$

それぞれの腐食生成物に含まれる鉄の形態は、第1ピーク近傍ではFe(II)、第2ピーク近傍ではFe(III)であることから、第2ピークは



の酸化反応で現れたと推定される。

電位が-300mVより低い条件では、動電位分極では腐食生成物の量が少なく分析困難と考えられたため、定電位分極で試験片に形成した腐食生成物の分析を行った。定電位分極は、初期の電流値の立ち上がり（-700mV）と第1ピークの手前（-500mV）でそれぞれ1hと60hずつ行った。図4.4-6に定電位分極時の電流値の経時変化を示す。電流値は、分極初期はアノード分極曲線の該当する電位での値とほぼ同じで、時間の経過と共に減少した。試験終了時の電流値は $2\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 以下で、表面の電気化学的な反応は十分進んだと判断し、XRD分析を行った。

腐食生成物の分析を行った結果、-700mV x 1hの条件では $\text{Fe}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$ や FeCO_3 は検出されず、Rhombohedral型の鉄化合物と推定される形態不明の物質が認められた。-500mV（第1ピーク近傍）x 60hの条件では Fe_3O_4 が検出された。

これらの結果から、第1ピークが現れた原因となった反応として下記の3つが推測された。

- ① $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe(II)} + 2\text{e}$
- ② $3\text{Fe(II)} \rightarrow 2\text{Fe(III)} + \text{Fe(II)} + 2\text{e}$ (Fe_3O_4 の生成反応)
- ③ ①+②

このうち、②については、動電位分極後（-300mV）の分析試料から Fe_3O_4 が検出されていないため、pH8.7のアノード分極曲線に関しては影響が小さたと推測される。-300mVではFe(II)の化合物しか検出されなかったこと等を考慮すると、第1ピークはFe(II)を生成する反応、すなわち①の反応が進んだ結果として現れた可能性が高いと推定される。但し、定電位分極の結果から、-700mVで認められた形態不明の物質及び $\text{Fe}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$ は、長期的には Fe_3O_4 に変化することが予想され、その影響が部分的に現れていた可能性（③）も否定できない。正村らが指摘する

ような $\text{FeCO}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$ の反応を示す結果は得られなかった。

4.4.3 溶接方法と腐食挙動

アノード分極曲線の測定では、一部の条件で、TIG材の溶接金属が一部の条件で高い電流値を示す現象が認められた。これらは、

- ① -500mV以上の貴な電位で現れること
- ② 腐食電位 $\sim$ -500mVまでは母材、熱影響部と大きな違いがないこと
- ③ 測定面積の小さい試験片では現れにくいこと

などの特徴があった。pH、炭酸塩濃度との相関性は明確でないが、0.01M HCO_3^- 、pH8.7の条件では、-400mVで電流値の急激な増加が認められたこと、試験後の試験片表面の観察では局部的または広範囲で腐食の痕が認められたことから、皮膜破壊が生じて腐食が進行したと推測された。

皮膜破壊が生じた原因を調べるため、TIG材の溶接金属のアノード分極曲線測定後に、表面に付着したスケールのXRD分析を行ったところ、Fe、 $\text{Fe}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$ 及び Fe_3O_4 が検出され、 α -FeOOHは検出されなかった。検出された物質は前述のXRD分析で認められており、現時点で異常を示すものとは判断できないため、母材、熱影響部と違いが生じた原因は明らかに出来ていない。今後はより広い条件で測定を行うなど、データを集めるとともに、実際の埋設環境でも問題となる腐食現象であるか否かについて、浸漬試験も含めた検討を進める必要があると考えられた。

表 4.4-1 アノード分極曲線の電流値の比較

材料	電流値	pH8.7 0.01MCO ₃ 面積0.5cm ²	pH10 0.01MCO ₃ 面積0.5cm ²	pH8.7 0.01MCO ₃ 面積1cm ²	pH10 0.01MCO ₃ 面積1cm ²	pH8.5 0.1MCO ₃ 面積1cm ²	pH10 0.1MCO ₃ 面積1cm ²
TIG材	第1ピーク	W>H>B	H>B>W	H>W>B	B>W*>H	B>H>W*	B>H>W
	第2ピーク	W>H>B	W>B>H	W>H>B	-	W>H>B	H>B>W
	不動態域	H>W>B	B=W>H	H>W>B	W>B>H	W>H>B	H>W>B
EBW材	第1ピーク	B>W>H	H>B>W	B>H>W	B>H>W	H>B>W	W>B>H
	第2ピーク	B>W>H	W>H>B	B>H>W	-	W>B>H	H>W>B
	不動態域	H>W>B	H>W>B	B>W>H	W>B>H	B>W>H	B>W>H

注 B: 母材、H: 熱影響部、W: 溶接金属、W*: 溶接金属 (平均値)

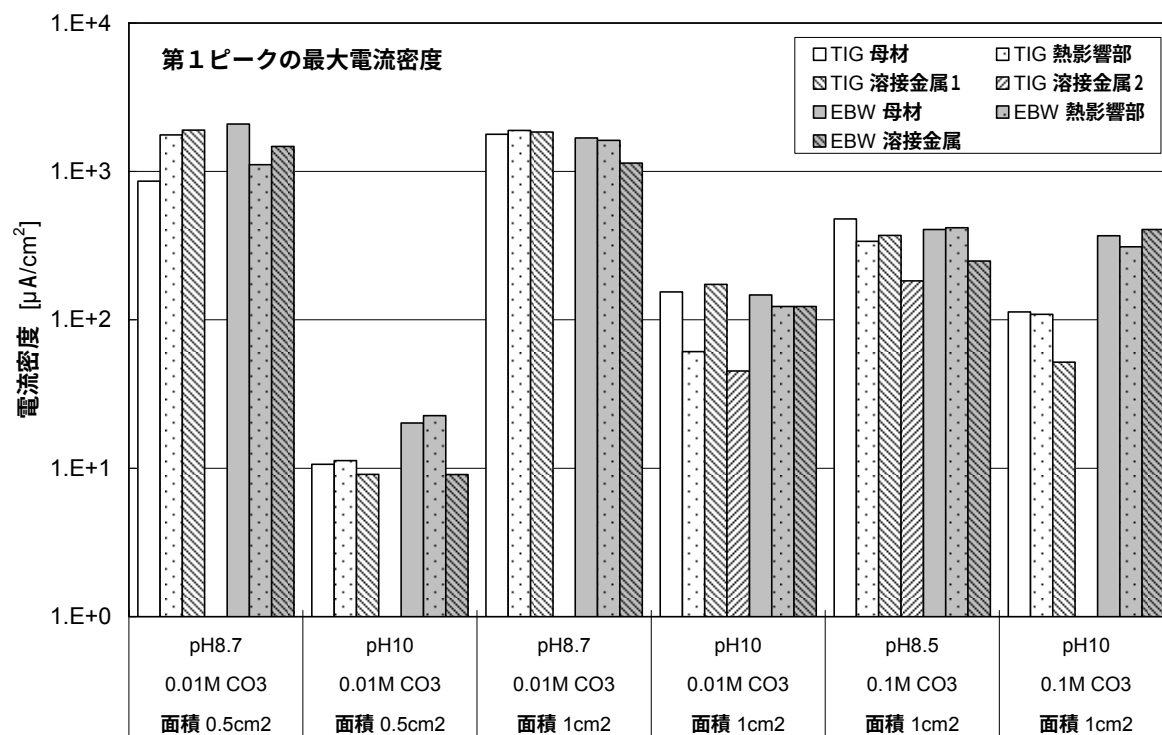


図 4.4-1 第1ピークの電流値（最大値）

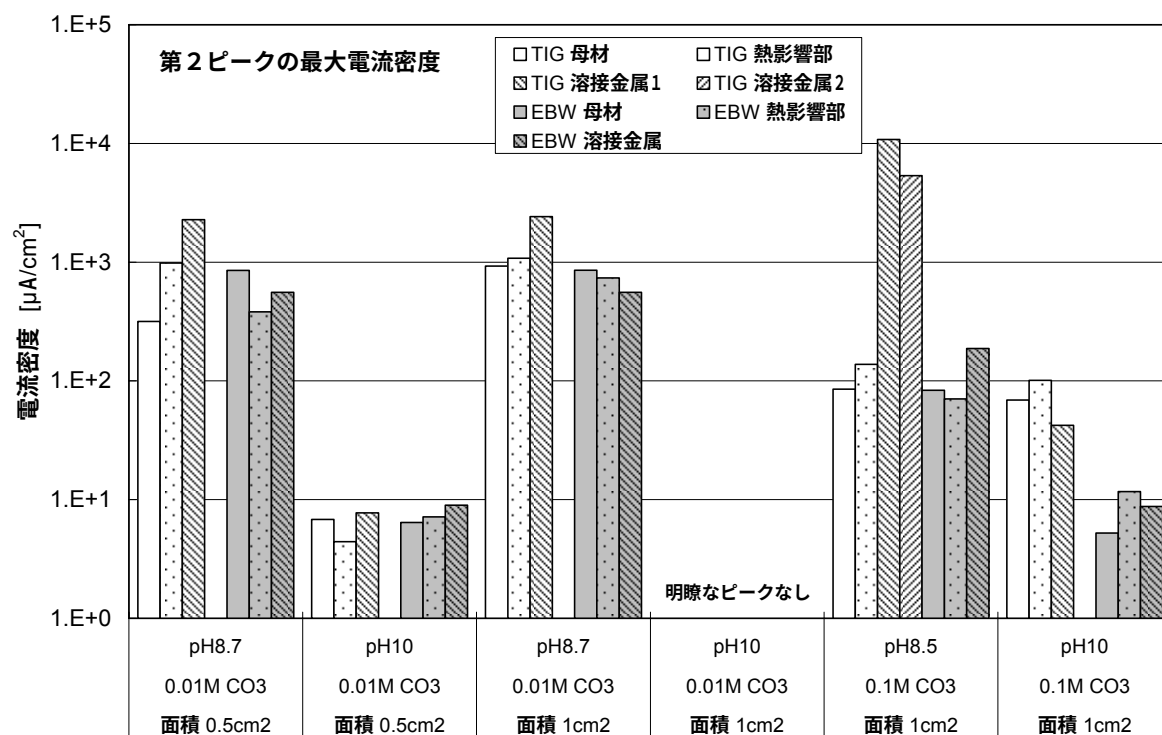


図 4.4-2 第2ピークの電流値（最大値）

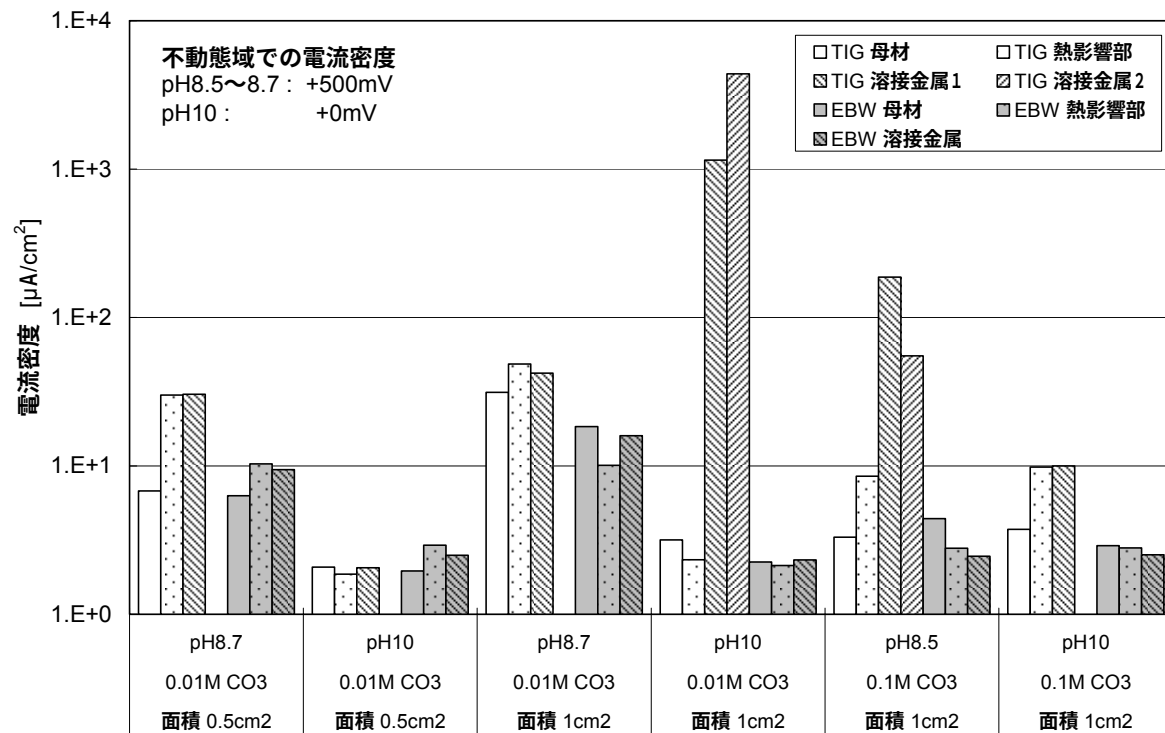


図 4.4-3 不動態域の電位での各試験片の電流値（参考）

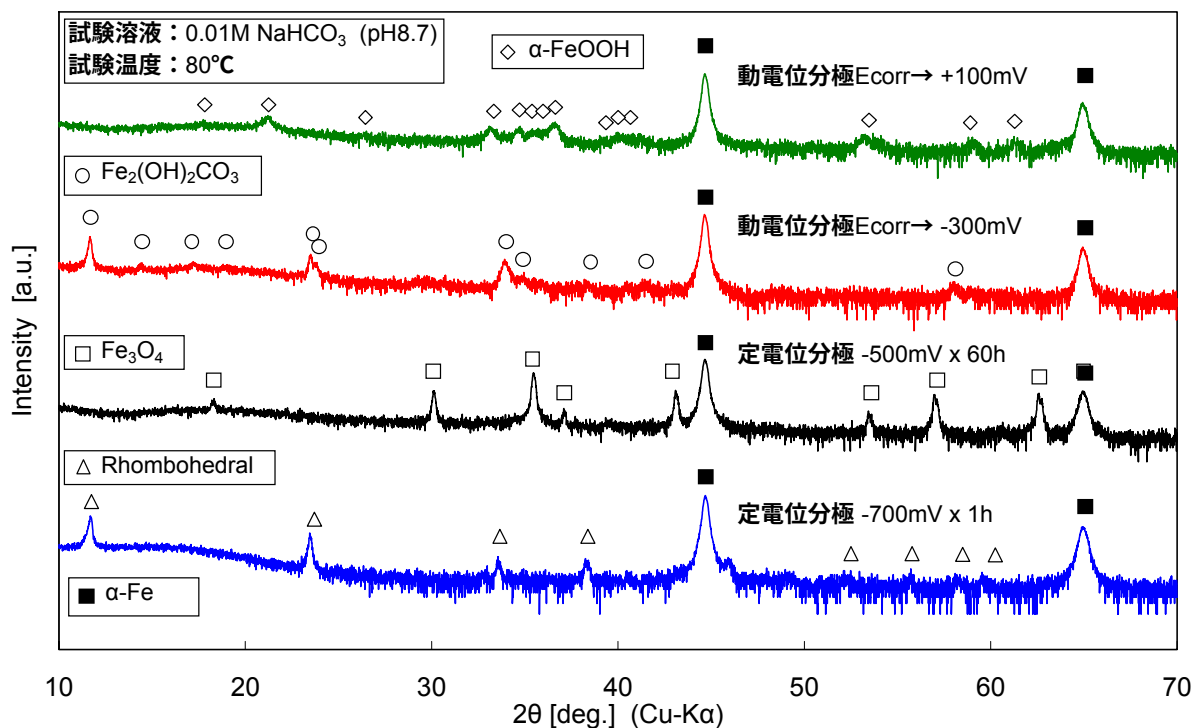


図 4.4-4 代表的な電位で形成された腐食生成物のXRD分析結果

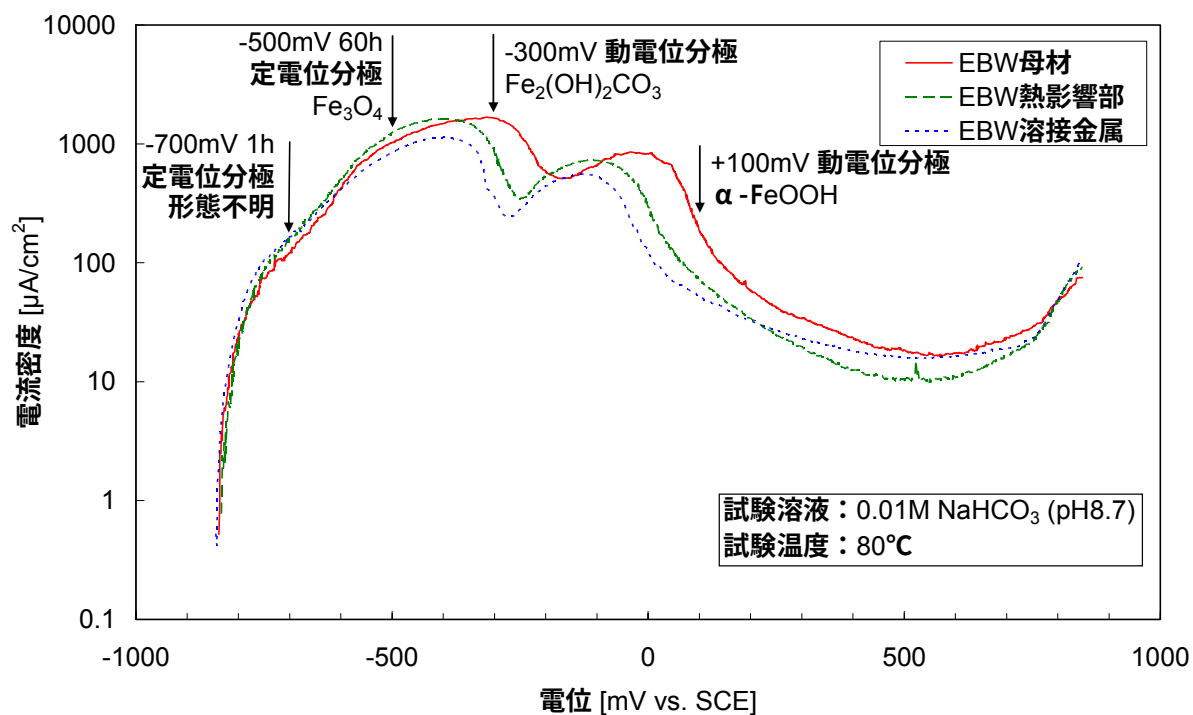


図 4.4-5 アノード分極曲線と腐食生成物の関係

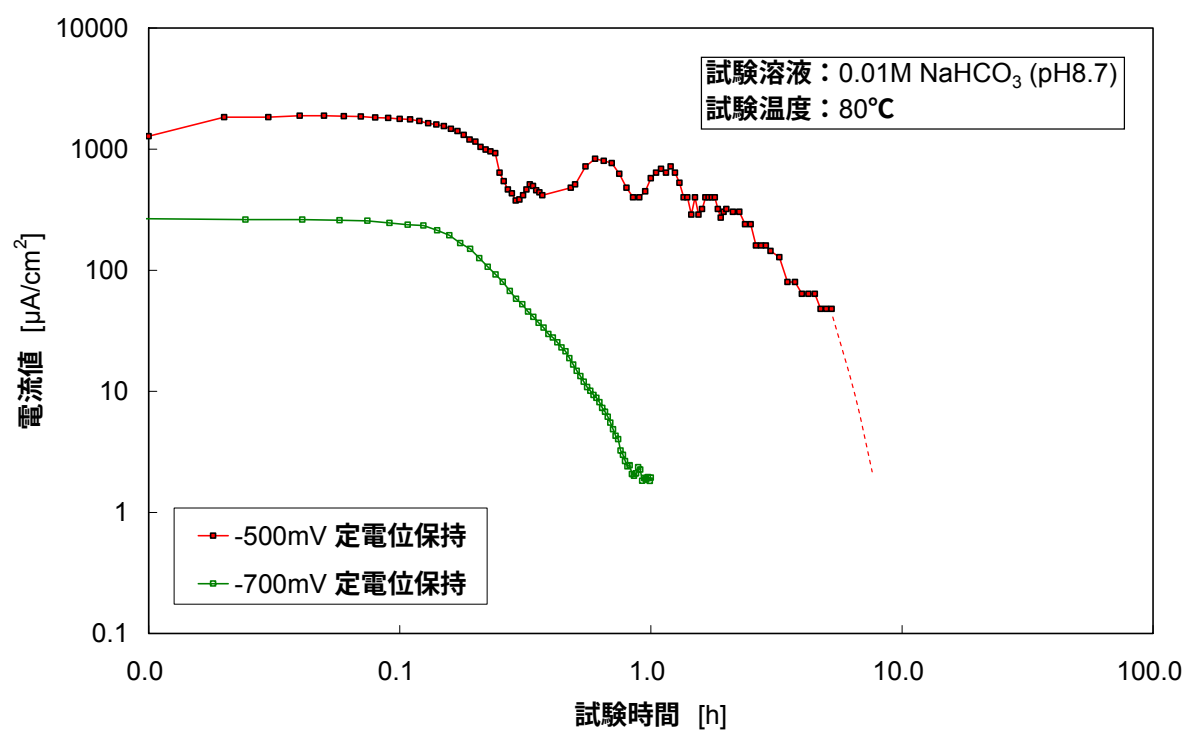


図 4.4-6 定電位分極時の電流値の経時変化

4.5 試験結果のまとめ

オーバーパックの溶接部の電気化学的な変化から腐食挙動を明らかにし、長期健全性の評価に資するため、母材、熱影響部及び溶接金属のアノード分極曲線の測定を行った。80°C、pH8.5及びpH10の炭酸塩（0.1M及び0.01M CO₃）溶液中で、炭素鋼オーバーパックの溶接部のモックアップから採取した試験片を用いて測定を行ったところ、以下の結果を得た。

- ① いずれの材料、条件中でも、アノード分極曲線には、1つまたは2つ以上のピークを示した後、電位の上昇と共に電流値が一旦減少する挙動が認められた。pH10の溶液中では、一部の試験片を除き、貴な電位で10 μ A/cm²またはこれ以下の電流値を示し、不動態化することが確認された。
- ② EBW材については、母材、熱影響部及び溶接金属で金属組織が異なるが、アノード分極曲線に顕著な違いは現れなかった。特にpH10の溶液中では、第1ピークや不動態域での曲線がほぼ同じ値を示し、金属組織が腐食挙動に及ぼす影響は認められなかった。
- ③ TIG材については、溶接金属の電流値が全般的に高く、試験後の試験片表面の付着物も外観上、他の測定部位より多くなる傾向が認められた。0.01M CO₃ -pH10の溶液中では、急激な電流値の立ち上がりを伴う、局部腐食的な変化も認められた。
- ④ 本試験の測定で得られたアノード分極曲線は、既往文献等で、同様の条件で測定された炭素鋼のアノード分極曲線と概略同様の挙動を示した。試験手法上の問題は特に認められなかった。

5 おわりに

炭素鋼オーバーパック溶接部の長期健全性評価に資することを目的として、溶接部において想定される腐食現象を検討するとともに、試験計画を具体化した。以下の現象について、母材と溶接材の挙動の違いを調べることにした。

- ① 不動態化挙動と腐食形態
- ② 酸化性雰囲気での全面腐食、孔食、すき間腐食進展挙動
- ③ 応力腐食割れ感受性
- ④ 還元性雰囲気における全面腐食進展挙動、水素脆化感受性

また、この試験計画に基づいて腐食試験を開始し、炭酸塩水溶液中における電気化学挙動を調べた。その結果、TIG溶接材の溶接金属部において、電流値が母材、熱影響部に比較して高い値を示した。また、条件によっては溶接金属部において局所的な溶解と電流の急激な上昇が観察された。このように、TIG溶接材の溶接金属部において耐食性の低下を示唆する結果が得られた。一方、電子ビーム溶接材については、今回の試験条件の範囲では母材とほぼ同様の挙動を示し、耐食性の変化は認められなかった。

今後、今回策定された試験計画に基づいて更にデータを拡充し、溶接部（熱影響を含む）における耐食性の変化や腐食の局在化の可能性をより詳細に検討する。

参考文献

- 1) 核燃料サイクル開発機構：“わが国における高レベル放射性廃棄物地層処分の技術的信頼性，地層処分研究開発第2次取りまとめ”，JNC TN1400 99-022 (1999).
- 2) 原子力環境整備促進・資金管理センター：“平成15年度 地層処分技術調査等遠隔操作技術高度化調査報告書（1／2）”.
- 3) 朝野英一、谷口直樹、川上進、油井三和：“オーバーパック溶接部の耐食性評価に関する研究”、JNC TY8400 2004-008 (2004) .
- 4) 松島巖：溶接部の腐食（I）溶接学会誌，Vol.60，No.8，pp.627-631 (1991).
- 5) 小田治恵，柴田雅博，油井三和：“地層処分研究開発第2次取りまとめにおける緩衝材間隙水化学の評価”JNC TN8400 99-078 (1999).
- 6) 谷口直樹，川上進，森田光男：“ベントナイト／ケイ砂混合体における炭素鋼の不動態化条件”，JNC TN8400 2001-025 (2002).
- 7) G.P. Marsh, I.W. Bland, J.A. Desport, C. Naish, C. Westcott, and K.J. Taylor, : Corrosion assessment of metal overpacks for radioactive waste disposal, European Appl. Res. Rept-Nucl.Sci.Technol., vol.5, No.2 pp.223-252(1983).
- 8) N.Taniguchi, A. Honda and H. Ishikawa: Experimental investigation of passivation behavior and corrosion rate of carbon steel in compacted bentonite, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol.506, pp.495-501 (1998).
- 9) 谷口直樹，川上進，森田光男：ベントナイト／ケイ砂混合体における炭素鋼の不動態化条件，JNC TN8400 2001-025 (2002).
- 10) 石川博久，本田明，鶴留浩二，井上邦博，小畑政道，佐々木憲明：オーバーパックの候補材料選定と炭素鋼オーバーパックの寿命評価，PNC TN8410 92-139(1992).
- 11) N.Taniguchi, M. Kawasaki, S. Kawakami, and H. Suzuki, : Propagation behavior of localized corrosion of carbon steel in alkaline environment, Proc. of 13th APCCC, H-06 (2003).
- 12) M. Romanoff : Underground Corrosion, originally issued by NBS in 1957, reprinted by NACE (1989).
- 13) G.P. Marsh, I. D. Bland, K.J. Taylor, S. Sharland and P. Tasker: An Assessment of Carbon Steel Overpacks for Radioactive Waste Disposal, EUR10437.
- 14) J.P. Simpson and P.H. Valloton: Experiments on Container Materials for Swiss High-Level Waste Disposal Projects Part IV, NAGRA Technical Report 86-25.
- 15) N. Taniguchi, M. Kawasaki, S. Kawakami, and M. Kubota: Corrosion Behaviour of Carbon Steel in Contact with Bentonite under Anaerobic Condition, Proc. of EUROCRR 2004, 04-083(2004).
- 16) J.M. Sutcliffe, R.R. Fessler, W.K. Boyd, and R.N. Parkins, : Stress Corrosion Cracking of Carbon Steel in Carbonate Solutions, Corrosion, Vol.28, No.8 (1972).
- 17) 笠原晃明，佐藤泰作：ラインパイプ用鋼の応力腐食割れ感受性に及ぼす環境因子の影響，鉄と鋼，Vol.69，No.11，pp.1463-1470 (1983).
- 18) 春名匠，朱列紅，柴田俊夫：塩化物イオンを含む炭酸塩重炭酸塩水溶液中における炭素鋼の環境強度劣化，材料と環境，Vol.47，pp.771-776 (1998).

- 19) M. Yui, H. Sasamoto, and R.C. Arther, : “Groundwater evolution modeling for the second progress performance assessment(PA) report”, JNC TN8400 99-030(1999).
 - 20) 松山晋作 : “遅れ破壊”日刊工業新聞, p.70 (1989).
 - 21) R.Nishimura, M. Yagi and K. Yamakawa, : Corrosion Behavior and Hydrogen Content of Carbon Steels in CO₂ Environment, Materials Science Research International, Vol.2, No.4, pp.254-260 (1996).
 - 22) 和田隆太郎, 山口憲治, 西村務, 藤原和雄, 建石剛 : 炭素鋼オーバーパックの超長期試験研究, JNC TJ8400 2003-007 (2003).
 - 23) 春名匠, 朱列紅, 柴田俊夫, : “重炭酸塩環境中における炭素鋼の応力腐食割れに及ぼす熱処理の影響”, 材料と環境, Vol.49, pp.138-143 (2000).
 - 24) 動力炉・核燃料開発事業団 : “高レベル放射性廃棄物地層処分研究開発の技術報告書—平成3年度—”, PNC TN1410 92-081(1992).
 - 25) R. N. Parkins, “Stress Corrosion Cracking and hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys”, ed. by R. W. Staehle et al., p.601. (1977).
 - 26) J. A. Beavers, N. G. Thompson, R. N. Parkins, “Stress corrosion Cracking of Low- Strength Carbon Steels in Candidate High Level Waste Repository Environment”, NUREG/CR-3861.
 - 27) 春名匠, 朱列紅, 柴田俊夫, : “熱処理された炭素鋼の応力腐食割れに及ぼす電位および重炭酸塩濃度の影響”, 材料と環境, Vol.49, pp.144-149 (2000).
 - 28) 本田明, 谷口直樹, 石川博久, 藤原和雄 : 動燃技報, 104, 125 (1997).
 - 29) 腐食防食協会編 : 「腐食・防食ハンドブック」, 丸善 (2000) .
 - 30) 正村克身 : 第47回腐食防食シンポジウム資料、腐食防食協会、p.31 (1982).
 - 31) R.B.Rebak, Z.Xia, R.Safruddin and Z.Szklarska-Smialowska : Corrosion, 52, 396 (1996).
 - 32) G.I.Ogundele and R.D.Venter : CORROSION 89, NACE, paper no.572 (1989).
 - 33) R.N.Parkins : “5th Symposium on Line Pipe Research”, Houston, Texas, A.G.A Arlington, VA. U-1 (1974).
 - 34) E.Wendler-Kalsch : Werkstoffe und Korrosion, 31, 534 (1980).
 - 35) R.N.Parkins, P.W.Slattey and B.S.Poulson : Corrosion, 37, 650 (1981).
 - 36) R.W.Revie and R.R.Ramsingh : Canadian Metallurgical Quarterly, 22, 235 (1983).
 - 37) 深谷祐一、見城孝雄、明石正恒 : 第46回材料と環境討論会予稿集、p.137.
 - 38) R.D.Armstrong and A.C.Coates : Electroanalytic. Chem., 50, 303 (1974).
-

国際単位系 (SI)

表1. SI 基本単位

基本量	SI 基本単位	
	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質の量	モル	mol
光度	カンデラ	cd

表2. 基本単位を用いて表されるSI組立単位の例

組立量	SI 基本単位	
	名称	記号
面積	平方メートル	m ²
体積	立方メートル	m ³
速度	メートル毎秒	m/s
加速度	メートル毎秒毎秒	m/s ²
波数	毎メートル	m ⁻¹
密度 (質量密度)	キログラム毎立方メートル	kg/m ³
質量体積 (比体積)	立方メートル毎キログラム	m ³ /kg
電流密度	アンペア毎平方メートル	A/m ²
磁界の強さ	アンペア毎メートル	A/m
(物質量の)濃度	モル毎立方メートル	mol/m ³
輝度	カンデラ毎平方メートル	cd/m ²
屈折率	(数の) 1	1

表5. SI 接頭語

乗数	接頭語	記号	乗数	接頭語	記号
10 ²⁴	ヨタ	Y	10 ⁻¹	デシ	d
10 ²¹	ゼタ	Z	10 ⁻²	センチ	c
10 ¹⁸	エクサ	E	10 ⁻³	ミリ	m
10 ¹⁵	ペタ	P	10 ⁻⁶	マイクロ	μ
10 ¹²	テラ	T	10 ⁻⁹	ナノ	n
10 ⁹	ギガ	G	10 ⁻¹²	ピコ	p
10 ⁶	メガ	M	10 ⁻¹⁵	フェムト	f
10 ³	キロ	k	10 ⁻¹⁸	アト	a
10 ²	ヘクト	h	10 ⁻²¹	ゼプト	z
10 ¹	デカ	da	10 ⁻²⁴	ヨクト	y

表3. 固有の名称とその独自の記号で表されるSI組立単位

組立量	SI 組立単位			
	名称	記号	他のSI単位による表し方	SI基本単位による表し方
平面角	ラジアン ^(a)	rad		m・m ⁻¹ =1 ^(b)
立体角	ステラジアン ^(a)	sr ^(c)		m ² ・m ⁻² =1 ^(b)
周波数	ヘルツ	Hz		s ⁻¹
力	ニュートン	N		m・kg・s ⁻²
圧力, 応力	パスカル	Pa	N/m ²	m ⁻¹ ・kg・s ⁻²
エネルギー, 仕事, 熱量	ジュール	J	N・m	m ² ・kg・s ⁻²
工率, 放射束	ワット	W	J/s	m ² ・kg・s ⁻³
電荷, 電気量	クーロン	C		s・A
電位差 (電圧), 起電力	ボルト	V	W/A	m ² ・kg・s ⁻³ ・A ⁻¹
静電容量	ファラド	F	C/V	m ⁻² ・kg ⁻¹ ・s ⁴ ・A ²
電気抵抗	オーム	Ω	V/A	m ² ・kg・s ⁻³ ・A ⁻²
コンダクタンス	ジーメン	S	A/V	m ⁻² ・kg ⁻¹ ・s ³ ・A ²
磁束	ウェーバ	Wb	V・s	m ² ・kg・s ⁻² ・A ⁻¹
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²	kg・s ⁻² ・A ⁻¹
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A	m ² ・kg・s ⁻² ・A ⁻²
セルシウス温度	セルシウス度 ^(d)	°C		K
光度	ルーメン	lm	cd・sr ^(c)	m ² ・m ⁻² ・cd=cd
照度	ルクス	lx	lm/m ²	m ² ・m ⁻⁴ ・cd=m ⁻² ・cd
(放射性核種の)放射能	ベクレル	Bq		s ⁻¹
吸収線量, 質量エネルギー分与, カーマ線量当量, 周辺線量当量, 方向性線量当量, 個人線量当量, 組織線量当量	グレイ	Gy	J/kg	m ² ・s ⁻²
	シーベルト	Sv	J/kg	m ² ・s ⁻²

- (a) ラジアン及びステラジアンの使用は、同じ次元であっても異なった性質をもった量を区別するときの組立単位の表し方として利点がある。組立単位を形作るときにいくつかの用例は表4に示されている。
- (b) 実際には、使用する時には記号rad及びsrが用いられるが、習慣として組立単位としての記号“1”は明示されない。
- (c) 測光学では、ステラジアンの名称と記号srを単位の表し方の中にそのまま維持している。
- (d) この単位は、例としてミリセルシウス度m°CのようにSI接頭語を伴って用いても良い。

表4. 単位の中に固有の名称とその独自の記号を含むSI組立単位の例

組立量	SI 組立単位			
	名称	記号	SI 基本単位による表し方	
粘着力のモーメント	パスカル秒	Pa・s	m ⁻¹ ・kg・s ⁻¹	
表面張力	ニュートンメートル	N・m	m ² ・kg・s ⁻²	
角度	ニュートン毎メートル	N/m	kg・s ⁻²	
角速度	ラジアン毎秒	rad/s	m・m ⁻¹ ・s ⁻¹ =s ⁻¹	
角加速度	ラジアン毎平方秒	rad/s ²	m・m ⁻¹ ・s ⁻² =s ⁻²	
熱流密度, 放射照度	ワット毎平方メートル	W/m ²	kg・s ⁻³	
熱容量, エントロピー	ジュール毎ケルビン	J/K	m ² ・kg・s ⁻² ・K ⁻¹	
質量熱容量 (比熱容量), 質量エントロピー	ジュール毎キログラム毎ケルビン	J/(kg・K)	m ² ・s ⁻² ・K ⁻¹	
質量エネルギー (比エネルギー)	ジュール毎キログラム	J/kg	m ² ・s ⁻² ・K ⁻¹	
熱伝導率	ワット毎メートル毎ケルビン	W/(m・K)	m・kg・s ⁻³ ・K ⁻¹	
体積エネルギー	ジュール毎立方メートル	J/m ³	m ⁻¹ ・kg・s ⁻²	
電界の強さ	ボルト毎メートル	V/m	m・kg・s ⁻³ ・A ⁻¹	
体積電荷	クーロン毎立方メートル	C/m ³	m ⁻³ ・s・A	
電気変位	クーロン毎平方メートル	C/m ²	m ⁻² ・s・A	
誘電率	ファラド毎メートル	F/m	m ⁻³ ・kg ⁻¹ ・s ⁴ ・A ²	
透磁率	ヘンリー毎メートル	H/m	m・kg・s ⁻² ・A ⁻²	
モルエネルギー	ジュール毎モル	J/mol	m ² ・kg・s ⁻² ・mol ⁻¹	
モルエントロピー	ジュール毎モル毎ケルビン	J/(mol・K)	m ² ・kg・s ⁻² ・K ⁻¹ ・mol ⁻¹	
モル熱容量				
照射線量 (X線及びγ線)	クーロン毎キログラム	C/kg	kg ⁻¹ ・s・A	
吸収線量	グレイ毎秒	Gy/s	m ² ・s ⁻³	
放射線強度	ワット毎ステラジアン	W/sr	m ⁴ ・m ⁻² ・kg・s ⁻³ =m ² ・kg・s ⁻³	
放射輝度	ワット毎平方メートル毎ステラジアン	W/(m ² ・sr)	m ² ・m ⁻² ・kg・s ⁻³ =kg・s ⁻³	

表6. 国際単位系と併用されるが国際単位系に属さない単位

名称	記号	SI 単位による値
分	min	1 min=60s
時	h	1 h=60 min=3600 s
日	d	1 d=24 h=86400 s
度	°	1°=(π/180) rad
分	′	1′=(1/60)°=(π/10800) rad
秒	″	1″=(1/60)′=(π/648000) rad
リットル	l, L	1 l=1 dm ³ =10 ⁻³ m ³
トン	t	1 t=10 ³ kg
ネーパ	Np	1 Np=1
ベル	B	1 B=(1/2) ln10 (Np)

表7. 国際単位系と併用されこれに属さない単位でSI単位で表される数値が実験的に得られるもの

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
電子ボルト	eV	1 eV=1.60217733(49)×10 ⁻¹⁹ J
統一原子質量単位	u	1 u=1.6605402(10)×10 ⁻²⁷ kg
天文単位	ua	1 ua=1.49597870691(30)×10 ¹¹ m

表8. 国際単位系に属さないが国際単位系と併用されるその他の単位

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
海里		1 海里=1852m
ノット		1 ノット=1 海里毎時=(1852/3600)m/s
アール	a	1 a=1 dam ² =10 ² m ²
ヘクタール	ha	1 ha=1 hm ² =10 ⁴ m ²
バール	bar	1 bar=0.1MPa=100kPa=1000hPa=10 ⁵ Pa
オングストローム	Å	1 Å=0.1nm=10 ⁻¹⁰ m
バイン	b	1 b=100fm ² =10 ⁻²⁸ m ²

表9. 固有の名称を含むCGS組立単位

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
エルグ	erg	1 erg=10 ⁻⁷ J
ダイン	dyn	1 dyn=10 ⁻⁵ N
ポアズ	P	1 P=1 dyn・s/cm ² =0.1Pa・s
ストークス	St	1 St=1cm ² /s=10 ⁻⁴ m ² /s
ガウス	G	1 G=10 ⁻⁴ T
エルステッド	Oe	1 Oe [†] =(1000/4π) A/m
マクスウェル	Mx	1 Mx=10 ⁻⁸ Wb
スチルブ	sb	1 sb=1cd/cm ² =10 ⁴ cd/m ²
ホ	ph	1 ph=10 ¹¹ x
ガリ	Gal	1 Gal=1cm/s ² =10 ⁻² m/s ²

表10. 国際単位に属さないその他の単位の例

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
キュリー	Ci	1 Ci=3.7×10 ¹⁰ Bq
レントゲン	R	1 R=2.58×10 ⁻⁴ C/kg
ラド	rad	1 rad=1cGy=10 ⁻² Gy
レム	rem	1 rem=1 cSv=10 ⁻² Sv
X線単位		1X unit=1.002×10 ⁻⁴ nm
ガンマ	γ	1 γ=1 nT=10 ⁻⁹ T
ジャンスキー	Jy	1 Jy=10 ⁻²⁶ W・m ⁻² ・Hz ⁻¹
フェルミ		1 fermi=1 fm=10 ⁻¹⁵ m
メートル系カラット		1 metric carat = 200 mg = 2×10 ⁻⁴ kg
トル	Torr	1 Torr = (101 325/760) Pa
標準大気圧	atm	1 atm = 101 325 Pa
カロリ	cal	
ミクロン	μ	1 μ=1μm=10 ⁻⁶ m