



## 目次

<b>巻頭言</b>	● 事故は特異点で生じる	1
	大阪大学教授 西本和俊	
<b>ご挨拶</b>	● 理事長 佐々木宜彦	2
<b>トピックス</b>	● NDEシンポジウム2010を開催	4
<b>研究報告</b>	● 欠陥検出評価技術に関する研究	
	ねじりモードガイド波を用いた配管探傷のシミュレーション解析	5
	古川 敬, 古村一朗	
	音響異方性材料へのフェーズドアレイUT法の適用	13
	古川 敬, 南 康雄, 杉林卓也, 古村一朗	
	パルス渦電流試験法による減厚評価のシミュレーション解析	18
	程 衛英, 古村一朗	
	ステンレス鋼溶接金属を透過したUT(検出)確認試験研究の成果	25
	小林輝男, 杉林卓也, 山口篤憲	
	永田義昭(中国電力), 長谷川勝広(東北電力)	
	久米田正邦(東京電力), 稲垣哲彦(中部電力), 中田親秀(北陸電力)	
	太田 隆(日本原子力発電), 田口豊信(電源開発)	
	米谷 豊, 清水 康(日立GEニュークリア・エナジー)	
	三橋忠浩(東芝), 東海林一(IHI)	
	● 溶接継手の健全性確保に関する研究	
	高温高圧純水環境下のNi基600合金用被覆アーク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼすCr濃度の影響	31
	西川 聡	
	池内建二(大阪大学接合研究所)	
	相変態を考慮したクラッド溶接部の残留応力解析	42
	水野亮二, 西川 聡	
	● 技術基準・規格化に関する調査研究	
	高温高圧配管の厚さ計算式の継手強度低減係数に関する考察	47
	吉田和夫, 佐藤長光, 大石勇一	
	溶接施工法試験の試験材の厚さについて	55
	橋本正徳, 吉田和夫, 佐藤長光	
<b>成果</b>	● 出願特許一覧	61
	● 学協会誌等への論文発表	62
	● 学協会等への口頭発表	66
	● 論文等表彰	71

## 事故は特異点で生じる

現在は福島原発の事故収束中のさなかであるが、それとは無関係に、古今東西の構造物の重大事故はそれまで予想しなかった事象や複数の因子の重畳によって生じる場合が多い。“事故は特異点で生じる”。この言葉には真理があると思える。発生が懸念され、それなりの注意が払われている事象に起因する事故例は多いがその規模は比較的限定的である。その原因はいろいろ考えられるが、注目している事象に対してはそれなりの配慮や対策がある程度行き届いているが予期せぬ事象については無防備なためであろう。予期せぬ事象とはいろいろなものが考えられるが、ここでは以下の点を強調したい。溶接構造物において溶接部が破壊事象の発生箇所になっていることは数多く経験されることである。今、構造物の健全性実証に破壊力学解析やき裂進展予測理論、確率論的な破壊事象予測理論などが用いられ、現象の理解やその対策の合理性を説明するのに役立っている。その際、採用される材料定数は素材のそれが用いられることが一般である。ここに、看過できない問題点が潜んでいる。溶接部において破壊や破損事象が生じる原因は溶接部が特異点であることによる。しかるに前述の予測理論や数理解析において精確に溶接部の特異性を反映して解析が行われているかといえは多くの場合、否である。溶接部の特異性といえは大きく三つの要素がある。材料的特異性、力学的特異性及び形状的特異性である。このうちで、溶接残留応力等の力学的特異性や継手形状などに起因する形状的特異性については以上の解析の中に組み入れられている場合が多い。問題は材料的特異性である。溶接を行うと材料は母材のそれとは大きく性質が異なるものとなる。例えば、原子炉圧力容器に用いられる低合金鋼の場合、溶接直後ではHAZの硬度は母材の1.5～1.7倍、衝撃値は1/2～1/4に変化する。また、オーステナイト系ステンレス鋼と低合金鋼の異材溶接部においては両母材の特性と大幅に異なった溶接金属ならびに母材との境界に沿ったボンド部が生成され、その機械的特性や耐食性は母材のそれとは大きく異なったものとなっている。さらに、構造物の長期の供用過程では溶接部の各領域が母材のそれとは著しく違った特性変化を示すことが一般である。これら溶接部の材料的特異性を考慮した精確な材料特性値を入れた解析は極めて少ない。

溶接はISO9001では[特殊工程]の呼称は無くなったものの、思想的にはそれに等しい[要妥当性確認プロセス]に位置づけられ、[結果として製品の適合が容易に検証できないプロセス]とされている。これは、溶接部がその形成過程で人的、機械的要因により安定的に一定の性能を満たすのが難しいプロセスとされる所以である。すなわち、溶接部の特異性自体もその箇所々々によってばらつく可能性も持っている。溶接部に生じる溶接割れもその要因の一つである。現状では非破壊検査によって割れの有無などの溶接部の性能は検証され、確性試験により実証された溶接部特性がプロセス管理により保証されるのが前提であるが、溶接割れ自体も特異点で生じるものであり、その発生は溶接条件や技能によってもバラツキを生じる。また、厚板内部に微細な高温割れが発生した場合、現状の最新の非破壊検査技術でもその検出もなかなか困難である。このように考えてくると、現行の構造物の健全性実証に破壊力学解析やき裂進展予測理論、確率論的な破壊事象予測理論が重大な破壊事象を予測できるか否か懐疑的となることは否めない。今後も、溶接部に潜む特異性を精確に予知し、それを検出するための技術の発展が望まれる。発電設備技術検査協会の溶接・非破壊検査技術センターが溶接と非破壊検査を2大要素技術として取り上げ、その技術進歩に貢献しておられることに敬意を表すると共にその成果に今後も大いに期待したい。

大阪大学 教授  
西本和俊



## ご挨拶

2010年度に協会が独自に実施した試験研究成果等を取りまとめた技術レビュー Vol. 7をご高覧いただきたいと思います。

2010年度は協会の新中期経営計画（2010～2012年度）の初年度にあたり溶接・非破壊検査技術センター（NDEセンター）の活動標語を【競争力】と定め、この意識を皆で共有し研究活動に取り組んできました。一方、原子力安全に係る研究資金は、民間で実施されるべきものは民間で、国は真に規制のために必要な研究資金を選択と集中により配分していくとの考え方のもとで、国の予算、制度の見直しが進められました。NDEセンターの研究資金の確保を取り巻く環境はその意味でも今後とも厳しい状況であると認識しております。

NDEセンターとしてはこれまでの固有技術の一層の深化をはかり、技術に競争力をつけて、溶接部に係る検査、計測、評価の分野では頼りになるとのご評価をいただくようになることが我々の存在意義であると思っております。

このような認識の下、NDEセンターでは、資金確保の多様化を図る観点から、2010年度は受注活動を積極的に展開してきました。資金量としては大きくはないものの、民間組織からの請負事業は、前年度に比較して倍額近くを確保することができました。たとえば、「ピーニングによる圧縮残留応力の残存性評価」は電力業界への働きかけが実り電力共研テーマとしてとりあげられることになりました。また、UTシミュレーションや実機適用を見据えた探傷性の評価法などシミュレーション技術が現場での活用につながるテーマとして受注することができたことは、今後のUTシミュレーション技術の一層の発展につながるものとして協会としても期待しているところです。

研修事業においてもJNESからの依頼でUT基礎技術をわかりやすく解説したe-ラーニング教材を作成しましたがご好評を得ているようです。また、原子力発電所におもむいてUT技術研修の提案をさせていただいたところ、順次実施の運びとなるとのお話も承っており、現場のニーズに沿った活動が評価されつつあることをうれしく思っており感謝申し上げます。

さらに国の受託事業として進めてきた3次元UT技術の成果は国からも高い評価をうけ、今後さらに改良を加えていくことが期待されています。

このようにセンター職員が一丸となって努力してきたところですが、今年3月11日の大震災、大津波により発生した福島第一原子力発電所の事故は、未曾有の事態を引き起こしてしまいました。原子力発電の安全性に対しその信頼を根底から揺るがすものとして受け止められ、国のエネルギー政策そのものを見直すべきであるとの流れになってきたところをご高承のとおりです。私としても慙愧の念に堪えないところです。

事故の収束がまだ見えない状況では、原子力への信頼回復は、これから大変な労力と長い時間を要するものと思います。私は、国際情勢、日本の産業経済、国民負担などを考慮し、エネルギーの安定供給をどのように確保していくか冷静に議論を深めていくことによって、安全確保を前提としつつ原子力エネルギーが引き続き重要な選択肢の一つとして位置づけられるべきものと確信しています。今

---

回の事故を契機として、原子力安全規制、制度が改正されることになっていますが、こうした諸般の情勢が、今後、協会経営、NDE センターの事業活動にも様々な影響をもたらすだろうことは覚悟せざるを得ないと考えています。

NDE センターにおいては、2011 年度の活動標語を【信頼回復】と掲げたところですが、このような状況であればこそ、現場のニーズにさらに敏感になり、これまでの研究成果をさらに深化させ、腰を落ち着けて取り組んでいこうと職員も決意を新たにしているところです。

関係各位の引き続きのご指導、ご理解をよろしくお願いいたします。

理事長  
佐々木宜彦



## NDEシンポジウム2010を開催



満席となった会場の様子

当協会は、平成22年12月13日に東京大学山上会館大会議室において、昨年引続きNDEシンポジウム2010を開催いたしました。

本シンポジウムはテーマを「構造健全性と非破壊評価」と題し、原子力設備の安全を維持するうえで溶接継手部の健全性を確保するため、構造健全性を評価する分野ときずの有無や材質変化を非破壊評価（NDE）する分野の研究者／技術者の緊密な連携が必要不可欠のこの趣旨として企画したものです。会場は原子力設備の構造健全性評価／非破壊評価に関する研究者／技術者等約100名の方々に満席状態となり、活発な意見交換を行うことができました。

当協会理事長の佐々木より開会の挨拶が行われた後、基調講演として大阪大学教授 西本和俊先生より「原子力プラント構成材料溶接部の供用中における特性変化及び補修溶接部の健全性」、東北大学教授 高木敏行先生より「電磁応用非破壊評価法の研究開発」さらに原子力安全・保安院 石垣宏毅殿より「新検査制度、高経年化対策にかかる最近のトピックス」の原子力の保全に関する貴重なご講演をいただきました。

また、(独)原子力安全基盤機構 大高殿より「容器貫通部狭隘部の非破壊検査技術実証事業の成果」について、中国電力(株) 谷浦殿より「ステンレス鋼溶接金属を透過したUT確認試験研究の成果」、東京電力(株)徳間殿/日立GEニュークリア・エナジー(株) 野中殿より「原子力発電所用機器における渦電流探傷試験に係る日本電気協会技術指針（JEAG 4217）」、三菱重工業(株) 川浪殿より「配管溶接部裏波評価技術」、関西電力(株) 田中殿より「美浜発電所1号炉40年目の高経年化技術評価書（PLM評価書）の概要」、(株)東芝 笹山殿より「欠陥を有する配管系に対するIHSI」、日立GEニュークリア・エナジー(株) 田中殿より「BWR原子炉底部の封止溶接工法の開発」の発表が行われました。

その他当協会からは溶接構造物の非破壊評価技術、補修技術に関する2件の技術報告が行われました。



講演をされる西本教授



講演をされる高木教授

# ねじりモードガイド波を用いた配管探傷のシミュレーション解析

Simulation of the torsional mode guided wave inspection from axial defects in piping

溶接・非破壊検査技術センター 古川 敬，古村一朗

A study of the reflection of the torsional mode guided wave from axial defects in straight pipes had been carried out. A large scale of three dimensional FEM code was applied to predict received signals. The crack like defects with varying axial extents and depth had been considered. The results showed that the echo amplitude from the defects increased with depth and axial extent. The wave propagation and reflection from the axial defect were also visualized in this study.

**Keywords:** : Guided Wave, Piping, Wave Propagation, Three dimensional FEM, Reflection

## 1.....はじめに

配管等の検査において、ガイド波を用いて広範囲を一括して探傷する方法や遠隔から探傷する方法等が適用されつつある<sup>1),2)</sup>。しかし、ガイド波には複数の種類の伝搬モード（モードとは振動の種類を指す）が存在する<sup>1),2)</sup> ことに加え、それらが速度分散を持ち周波数によって音速が異なる<sup>1),2)</sup> 性質をもっていることや、欠陥で反射した波形の強度が欠陥寸法に依存するだけでなく、周波数等の条件によっても変化する<sup>3)</sup> ことなどといった、通常の超音波探傷法で経験する現象と異なることがある。このため、ガイド波を用いた探傷においては、ガイド波の伝搬状況の予測やエコーを予測するシミュレーション解析技術が期待されている。

ガイド波のシミュレーション解析技術は、理論解析に基づく方法や理論解析と数値解析を組み合わせた半解析的有限要素法<sup>4)</sup> などが活用されている。著者らも、実際の探傷を模擬する様な複雑な解析を念頭に有限要素法（FEM）を用いた解析を行っており<sup>5)</sup>、溶接部や曲がり管を伝搬するガイド波を解析し<sup>6)</sup>、既往の実験結果等<sup>7)</sup> と比較して解析結果の受

当性を検証している。また、き裂や減肉を想定した欠陥モデルからの反射波の予測も解析しており、前報<sup>8)</sup> では内面開口欠陥と外面開口欠陥の差異や円周方向の長さや反射波の振幅の関係を解析した。

本報では、軸方向欠陥に対する検出性評価に資する知見を得るため、欠陥モデルの深さや軸方向の長さを変えた条件で解析を行った。

## 2.....解析モデル及び解析条件

ガイド波の送受信は次の様にモデル化した。送信はセンサから発生していると考えられる振動を初期変位として図1に示す様に与えた。今回はねじり(T)モードのガイド波を伝搬させる条件としたため、円周上に設置した24個の送信部に対し同じタイミングで円周方向に与えた。受信部のモデルは、任意の位置のFEM要素の変位を時系列で出力するモデルとしており、ここでは図2に示す様に外面に等間隔で8箇所配置した。これら8箇所の周方向の変位を全て合成し、ねじりモードの基本モード(T(0,1))を優先的に受信するモデルとした。

解析コードは三次元有限要素コード（伊藤忠テク

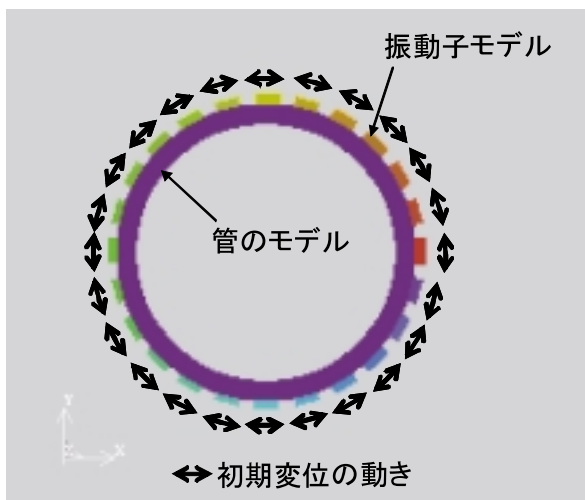


図1 ガイド波送信モデルの概要

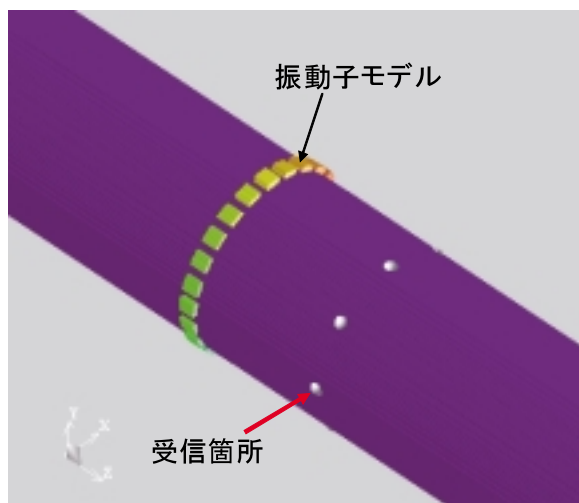


図2 ガイド波受信モデルの概要

ノソリューションズ社製 ComWAVE Ver. 4) を用いた。図3は解析モデル全体の概要と寸法を示したものであり、送信部から500mm離れた位置にスリット状の欠陥モデルを設定した。また送信部から

50mmの間隔において受信部を設置した。配管のモデルは呼び径50A（外径60.5mm），肉厚3.9mm，アルミ合金とした。欠陥モデルは，き裂を想定した幅（周方向の長さ）1mmのモデルとし，深さを2mmか

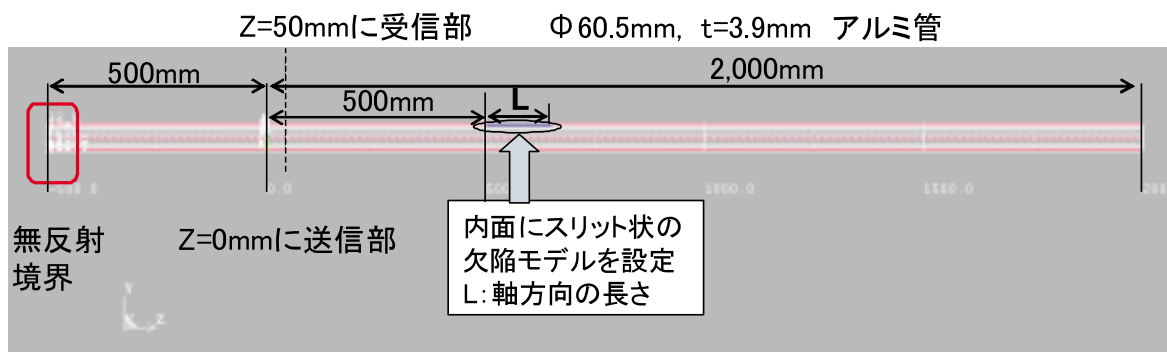
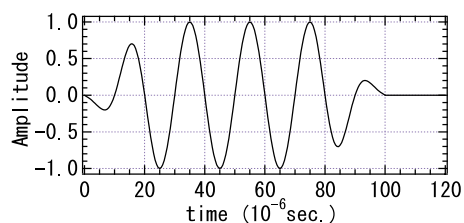


図3 解析モデルの全体概要及び寸法

表1 主な解析条件

項目	条件
材質 (縦波, 横波音速, 密度)	アルミニウム合金 ( $V_l=6.4\text{km/sec.}$ , $V_s=3.12\text{km/sec.}$ , $\rho=2.7\times 10^3\text{kg/m}^3$ )
口径, 肉厚	呼び径 50A (外径 60.5mm), 肉厚 3.9mm
欠陥モデルの軸方向長さ L (括弧内は波長との比)	1mm (1.6%), 5mm (8%), 10mm (16%), 15mm (24%), 30mm (48%), 50mm (80%), 80mm (128%), 100mm (160%), 150mm (240%), 200mm (320%)
欠陥の高さ h (括弧内は板厚比)	2mm (51%), 2.5mm (65%), 3mm (77%), 3.9mm (100%)
欠陥の幅 (周方向長さ)	1mm (軸方向のき裂状の欠陥を想定)
送信波の周波数, 種類	中心周波数 50kHz, パースト 5 波
総要素数 / 要素寸法	約 8 千万要素 / 0.5mm x 0.5mm x 0.5mm



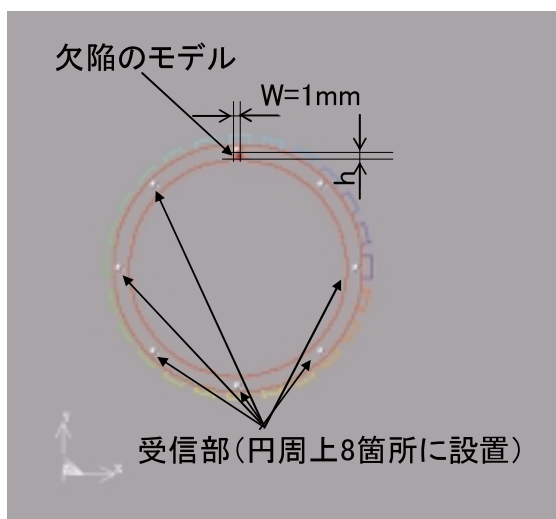


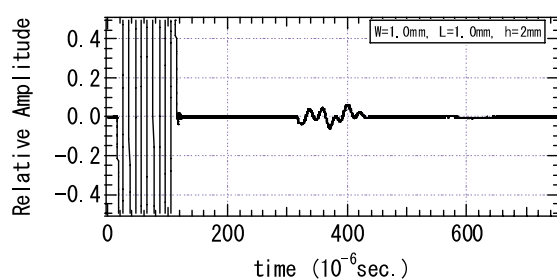
図4 欠陥モデルの断面と受信部の配置

ら3.9mm（貫通），軸方向の長さ（L）を1mmから200mmに変えて解析した。欠陥モデルは全て内面開口とした。受信位置と欠陥モデルの設置位置の関係を図4に示す。また，解析条件の概要を表1に示す。

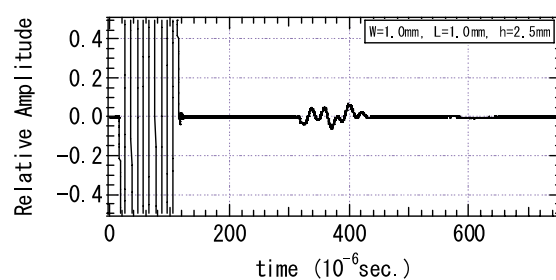
### 3.....解析結果

#### 3.1 欠陥深さ及び軸方向長さの影響

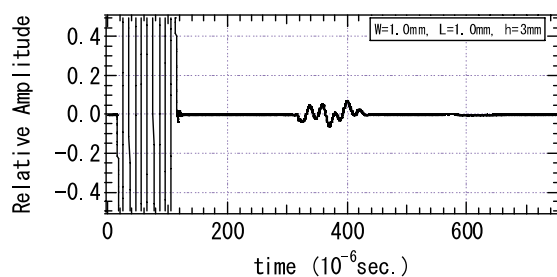
図5は，欠陥幅1mm×軸方向長さ（L）が1mmで深さ2mm，2.5mm，3mm及び3.9mm（板厚貫通）のモデルにおける受信波形の解析結果である。欠陥からの信号は，約320 $\mu$ 秒から400 $\mu$ 秒に現れている波形である。この条件での断面欠損率は0.29%から0.56%であるが，振幅はほぼ同じであった。図6及び図7は各々L=5mm及び15mmで，深さ2mm，2.5mm，3mm及び3.9mm（板厚貫通）のモデルにおける受信波形の解析結果である。伝搬時間が約320 $\mu$ 秒から400 $\mu$ 秒にかけて欠陥からの信号が出現している。これらの解析モデルの断面欠損率は図5と同様に0.29%から0.56%であるが，深さの増加とともに振幅が増加する結果であり，軸方向長さ（L）が大きくなることで欠陥からの信号の振幅も増加する結果であった。図8はL=30mmの条件での解析結果であり，深さ2mmから3mmの3条件ではL=15mmにおける同深さの欠陥からの振幅より小さい結果となった。この様に軸方向の長さ（L）によって振幅が変化するのは，欠陥の両端（手前と奥の端）で反射する信号の干渉が原因である<sup>3), 8), 9)</sup>。L=30mmは往復でちょうど1波長の経路差になり，両端で反射する信号が逆位相で干渉するために振幅



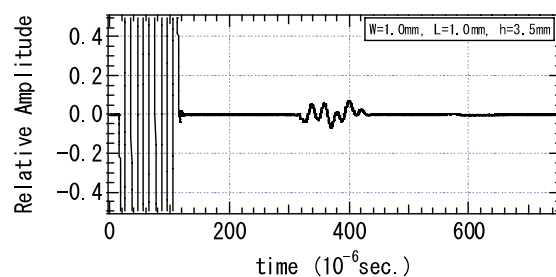
(a) 高さ2mm(断面欠損率0.29%)



(b) 高さ2.5mm(断面欠損率0.36%)



(c) 高さ3mm(断面欠損率0.43%)



(d) 高さ3.9mm 板厚貫通(断面欠損率0.56%)

図5 幅1mm 長さ(L)1mmの欠陥モデルからの受信波形



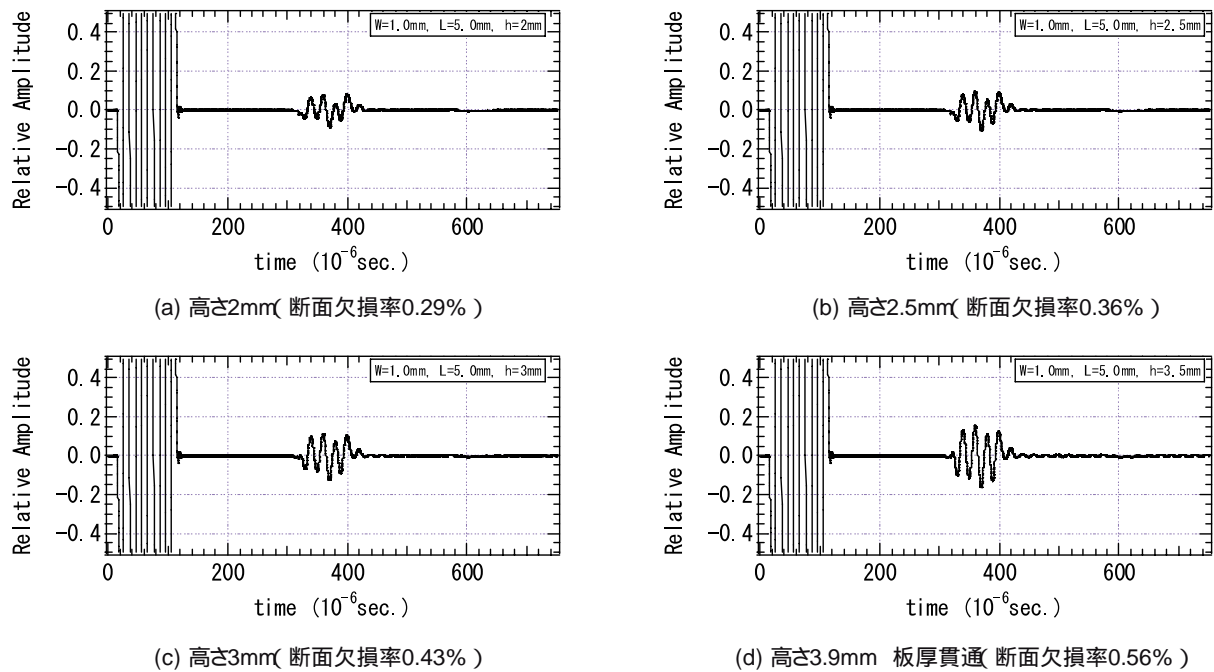


図6 幅1mm 長さ(L) 5mmの欠陥モデルからの受信波形

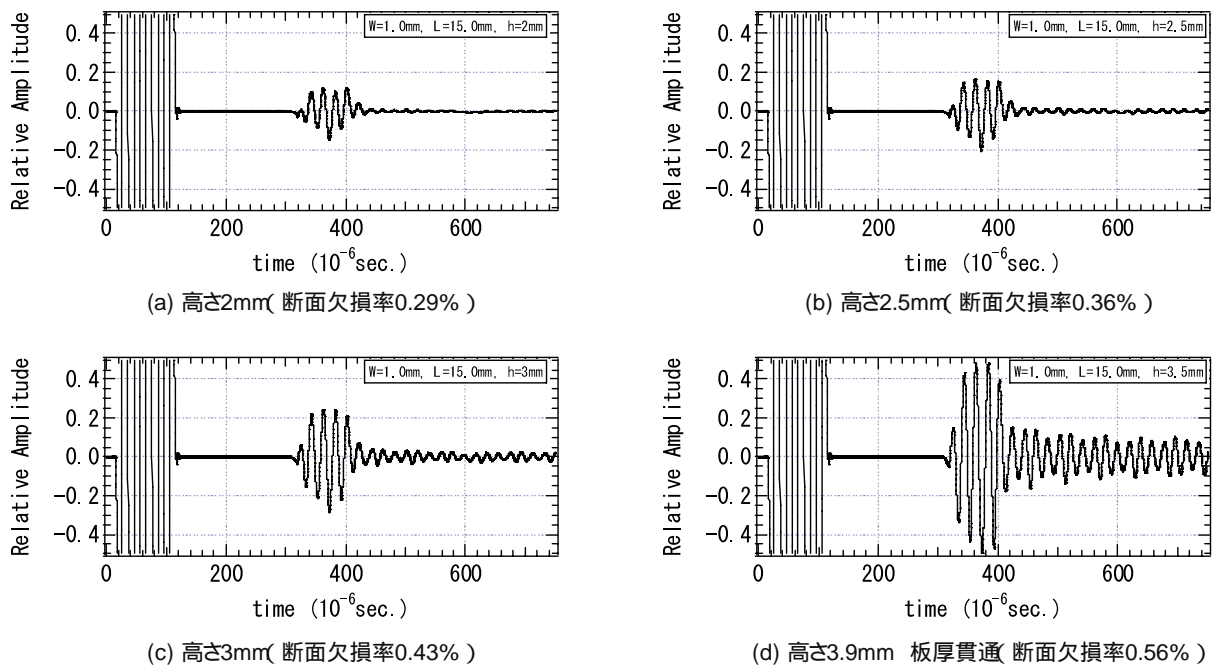


図7 幅1mm 長さ(L) 15mmの欠陥モデルからの受信波形

が低くなる。しかし、深さ3.9mmの板厚貫通欠陥モデルでは、 $L=15\text{mm}$ の結果に比べ $L=30\text{mm}$ の方が大きな振幅であった。さらに振幅が大きいだけでなく、 $400\ \mu\text{s}$ 以降も振動が継続している受信波形であった。また深さ2.5mmと3mmの結果でも $400\ \mu\text{s}$ 以降に振動が継続している受信波形であった。図

9は $L=150\text{mm}$ (両端の経路差が約5波長分)の条件、すなわち両端の信号が分離すると考えられる条件での解析結果である。深さ2mm及び2.5mmでは約 $320\ \mu\text{s}$ から始まる手前の端からの信号と、約 $420\ \mu\text{s}$ から始まる奥の端からの信号の振幅はほぼ同じであったが、深さ3mmと3.9mmでは奥の端からの信号

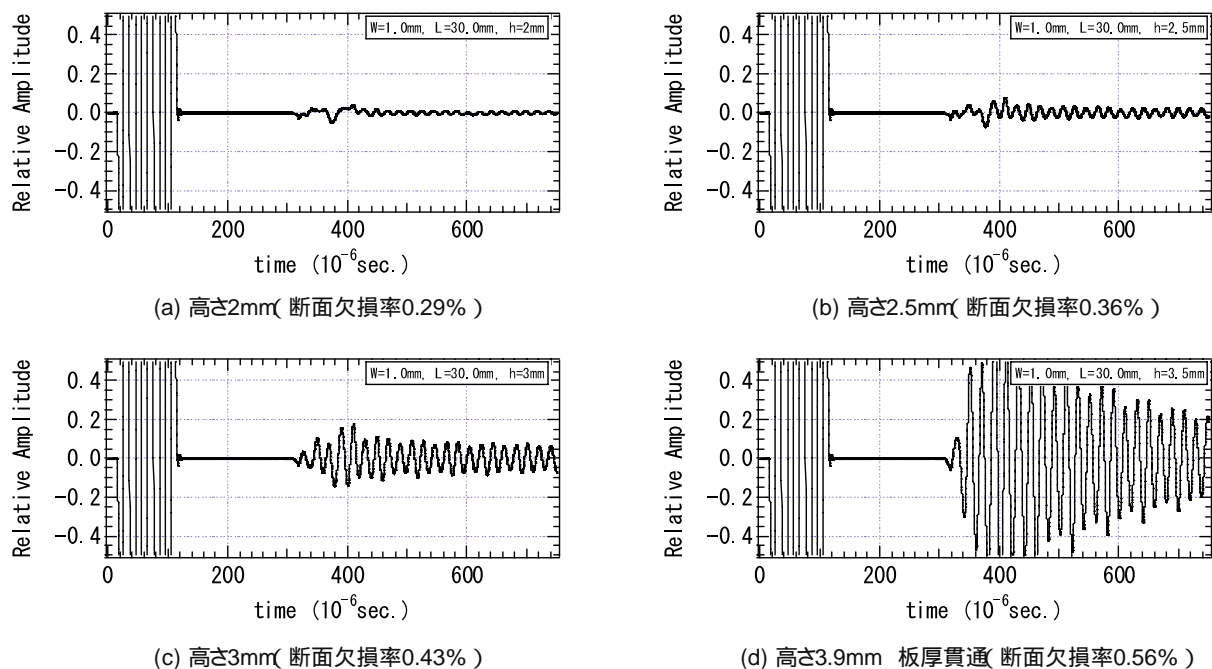


図8 幅1mm 長さ(L) 30mmの欠陥モデルからの受信波形

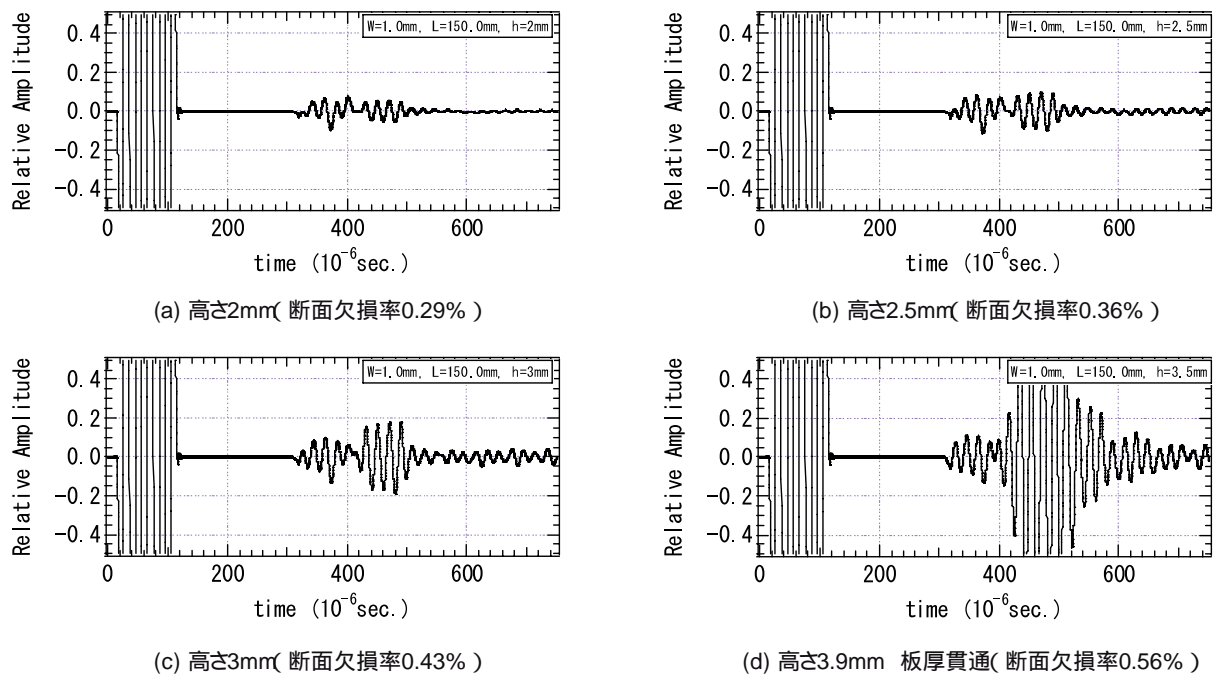
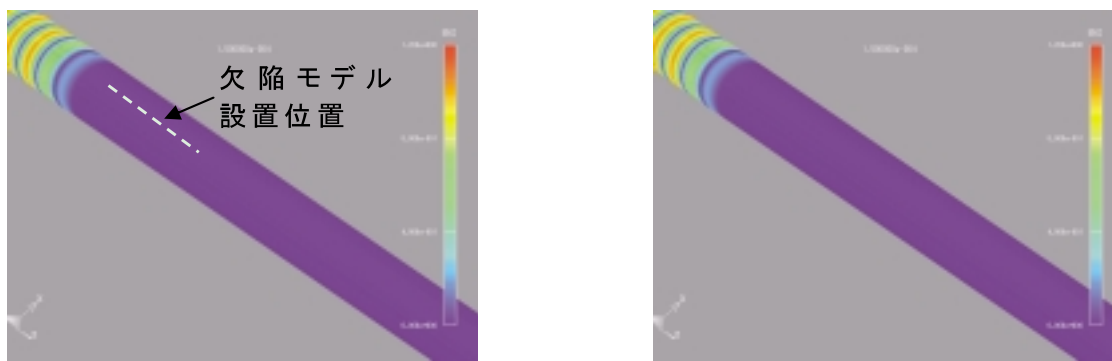


図9 幅1mm 長さ(L) 150mmの欠陥モデルからの受信波形

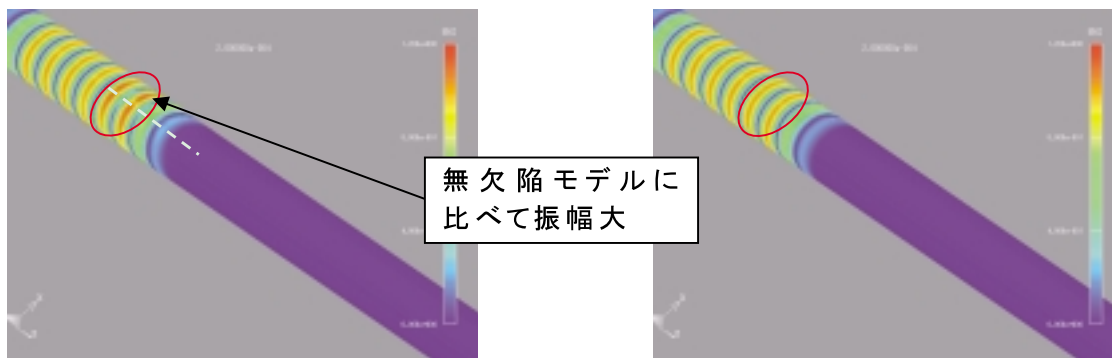
(約420  $\mu$ 秒から始まる信号)の振幅が大きい結果であった。

図10はL=150mm×深さ3mmの欠陥モデルにおけるガイド波の伝搬状況を表示した結果である。これらは、外表面における変位の絶対値の大きさをカラーバーで表示したものであり、比較のために無欠

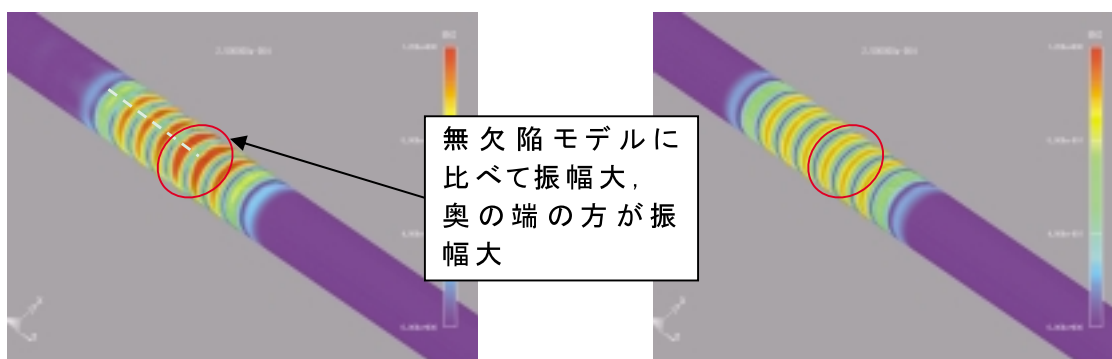
陥モデルの結果を各々右側に示す。図(b)及び図(c)に示す200  $\mu$ 秒後から250  $\mu$ 秒後では、欠陥を通過する送信波の波面を示しており、欠陥の存在によって部分的に振幅が大きくなっているのがわかる。図(d)は、欠陥を通過した後の送信波の波面と、欠陥通過の際に生じた波面が確認できる。欠陥通過の際に生



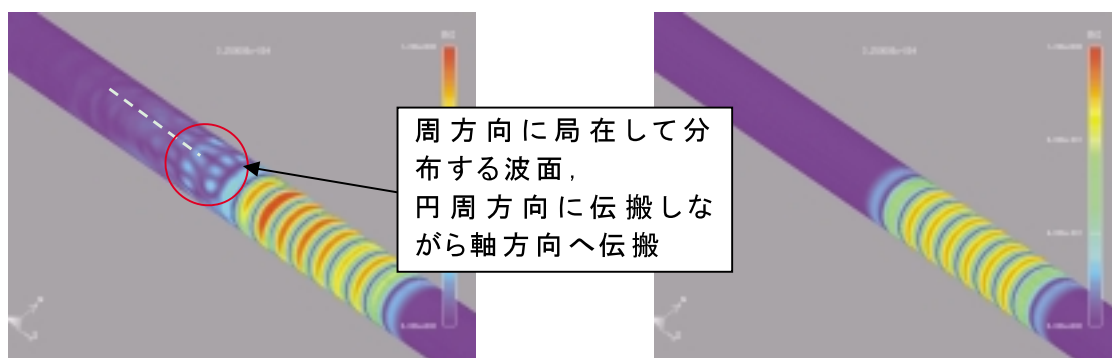
(a) 150  $\mu$  秒後の波面



(b) 200  $\mu$  秒後の波面

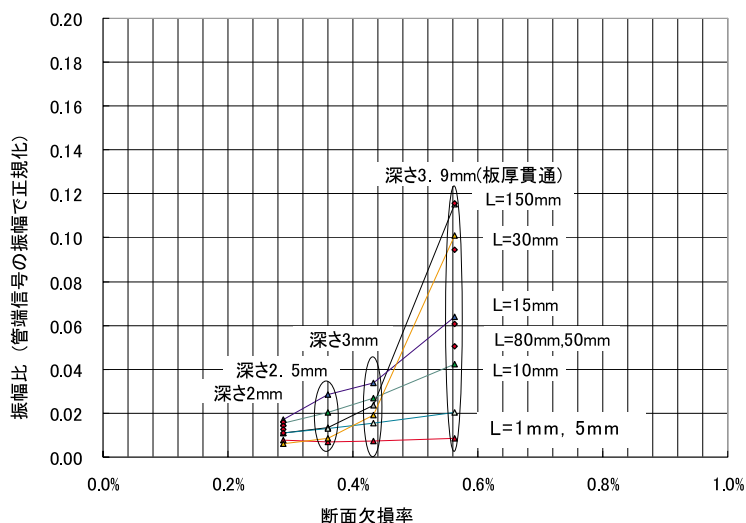


(c) 250  $\mu$  秒後の波面



(d) 300  $\mu$  秒後の波面

図10 欠陥の有無による波面の伝搬状況の違い  
左図は欠陥有り (幅1mm × L = 150mm × 高さ3mm), 右図は欠陥無し



(a) 断面欠損率で整理した欠陥信号の振幅

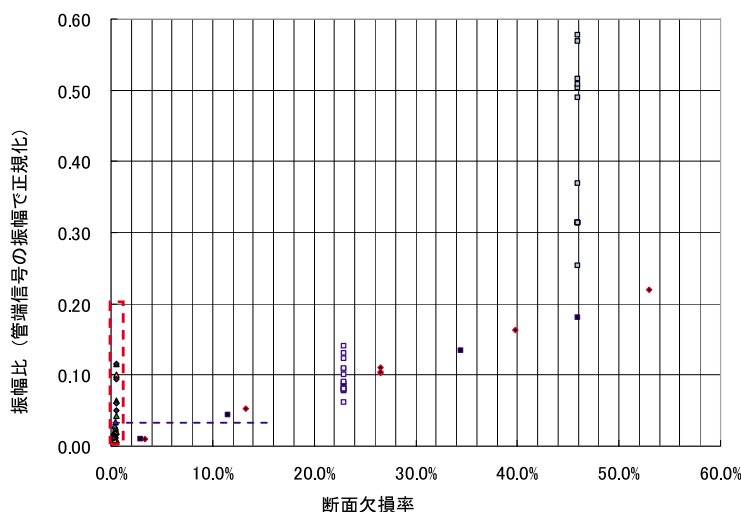
(b) 既報<sup>9)</sup>の結果と合わせて整理した結果

図11 欠陥モデルからの受信波形の振幅と断面欠損率の関係

じた波面は、周方向に伝搬しながら軸方向に伝搬していると考えられ、送信波が通過した後も持続して伝搬している様子が確認された。今後詳細な解析が必要であるが欠陥からの信号が持続する原因の一つは、この波面の影響ではないかと考えられる。

### 3.2 断面欠損率と振幅の関係

前述のとおり欠陥の軸方向長さ(L)が大きくなると波形の持続時間が変化するものの、ここでは欠陥の軸方向長さならびに深さと振幅の関係について整理した。その結果を図11に示す。ここでは、断面欠損率で整理することとした。横軸は断面欠損率、縦軸は欠陥信号の振幅を示す。図11(a)に示す様に断

面欠損率すなわち深さが大きくなるとL=1mm以外では振幅は増加するが、振幅増加の程度は軸方向長さ(L)によって異なっていた。軸方向長さ(L)の影響について今後詳細な調査は必要であるが、深さならびに軸方向長さ(L)が増加すると欠陥信号の振幅が増加することが確認された。図11(b)は円周方向の長さを変えて欠陥信号の振幅を調査した結果<sup>7)</sup>と合わせてプロットした結果である。軸方向長さ及び深さが大きい欠陥では、円周方向の欠陥の断面欠損率10%に相当する振幅以上になる場合があることが確認できる。これらの結果より、ある程度長くかつ深い軸方向欠陥に対して、ねじりモードのガイド波で検出する可能性があることが確認された。

#### 4.....まとめ

本報では軸方向欠陥の検出性評価に資する知見を得るため、軸方向のき裂状の欠陥を想定し、深さ及び軸方向長さを変えた欠陥モデルに対するシミュレーション解析を行った結果、ある程度長くかつ深い軸方向欠陥に対して、ねじりモードのガイド波で検出する可能性があることが確認された。長さと波長の関係で振幅が低下する現象はあるが、これに対しては周波数を変えた測定で解決できると考えられる。今後、軸方向欠陥付近での詳細な反射波の発生・伝搬状況を解析し、さらに定量的な調査を行う予定である。

#### 参考文献

- 1) 川嶋編：特集 ガイド波による探傷，非破壊検査 Vol. 52, No. 12, pp.653-682, 2003
- 2) 西野編：特集 ガイド波による探傷II，非破壊検査 Vol. 54, No. 11, pp.585-611, 2005
- 3) 小松，田中，吉田，西野：管軸方向に漸増した減肉欠陥のガイド波による検出感度，第17回超音波による非破壊評価シンポジウム，pp.41-42,

2010年1月

- 4) 林：ガイド波伝搬の数値シミュレーション，非破壊検査 Vol. 52, No. 12, pp.662-666, 2003
- 5) 古川，古村，松尾，長：大規模FEM解析によるガイド波伝搬のシミュレーション，発電設備技術検査協会技術レビュー Vol.5, pp.5-12, 2009
- 6) 古川，古村：エルボ部におけるねじりモードガイド波伝搬の数値シミュレーション，非破壊検査協会平成22年度春季大会講演概要集，pp.71-72, 2010年5月
- 7) 田中，増田，吉田，西野：エルボ管におけるT(0,1)モードガイド波の高次モード変換，第17回超音波による非破壊評価シンポジウム，pp.43-44, 2010年1月
- 8) 古川，古村，西野：ガイド波探傷の大規模FEMシミュレーション解析，発電設備技術検査協会技術レビュー Vol. 6, pp.5-12, 2010
- 9) A. Demma, P. Cawley, and M. Lowe: The reflection of the fundamental torsional mode from cracks and notches in pipes, J.A.S.A. Vol.114, No. 2, pp.611-625 (2003)



古川 敬



古村一朗

# 音響異方性材料へのフェーズドアレイUT法の適用

## Phased Array UT of acoustical anisotropic materials

溶接・非破壊検査技術センター 古川 敬, 南 康雄  
杉林卓也, 古村一朗

Phased array UT system provides us with a multiple angle beam testing and real-time side view imaging of defects with sectorial scans. UT inspectors can recognize positions of the defects directly using B-scan or S-scan images. When B-scan or S-scan images are reconstructed from multiple A-scans, materials of the specimen are commonly assumed to be isotropic media. In this study, we applied the phased array UT to anisotropic materials. Austenitic stainless welds and controlled rolling steel plates were selected for our measurement. We compared the locations of indications on B-scan or S-scan images and actual positions of the side-drilled holes. The applicability of the phased array UT technique for anisotropic materials were evaluated.

**Keywords:** : Phased array, Austenitic stainless steel weld metal, Anisotropic steel, JIS Z 3060

### 1.....はじめに

フェーズドアレイ法を用いた超音波探傷試験（フェーズドアレイUT）法の主な特長は、(1)複数の角度で超音波を入射でき、傾いたきずや形状が複雑なきずに対する検出性向上が期待できること、(2)探傷結果を画像化して表示できることなどがある。特に(2)の探傷結果の画像化は、これによって反射源の位置ならびに複数の反射源の位置関係が直感的に把握できるようになる。ただし、これは試験対象部位が均質で等方な材料であることが前提条件である。音響異方性を有する材料では、音速が伝搬方向に依存して変化することに加えて超音波のエネルギーが伝搬する方向（探傷屈折角に対応）も変化するため<sup>1),2)</sup>、フェーズドアレイUT法において異方性を考慮せずに探傷結果を表示した場合には、画像上の反射源位置と実際の反射源位置とで差異を生じることが考えられる。フェーズドアレイUT法のなかでもセクタ走査では異なる方向に超音波を送信するため、画像上の指示位置の誤差が角度によって大きくなる場合があると考えられる。今後、音響異方性材

料に対するフェーズドアレイ法の適用方法を検討する上で、種々の音響異方性材料への適用事例を調査することが重要と考えられる。

そこで本研究では、現状把握として音響異方性を有する材料へフェーズドアレイUT法を適用した際に、探傷画像がどのように表示されるのか、画像上の指示位置の誤差がどの程度かを確認した。具体的には、組織を一方向にそろえたオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属および制御圧延鋼板の2種類の材料に対して、セクタ走査によるフェーズドアレイ法を適用し画像上の反射源位置と実際の反射源位置との差異の程度を調査した。制御圧延鋼板試験体に対しては、JIS Z 3060:2002に準拠した補正を行うとともに、フェーズドアレイ法を音響異方性材料へ適用する際の設定値の確認方法について考察した。

### 2.....測定の条件および試験片

本研究で用いた探傷器材は、市販のフェーズドアレイ装置（栄進化学 MC-64型）および32chのアレイ探触子（K GK 3MHz 0.5mmピッチ×20mm-32ch）

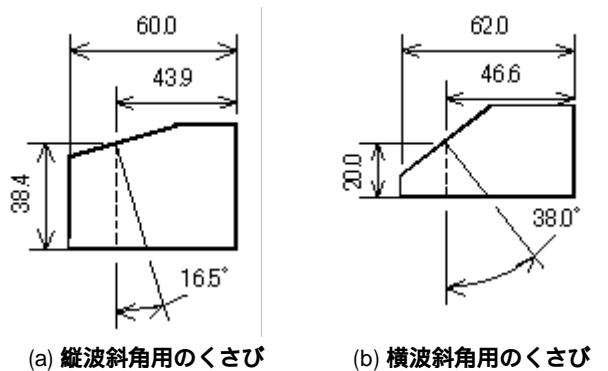


図1 アレイ探触子に装着するくさびの断面形状

である。アレイ探触子には図1に示すポリスチレン製のくさびを取り付け32chを送受信に使用した（開口寸法16mm×20mm）。図1(a)は縦波斜角法用のくさびでありオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体の測定に用いた図1(b)は横波斜角用のくさびで圧延鋼板試験体の測定に用いた。表1に各材料の測定に用いた設定値を示す。設定値の妥当性は、ステンレス鋼の母材あるいは均質等方なフェライト系鋼に設けた横穴からの反射源位置の誤差が、深さおよび前後の位置ともに±1mm以内であることで確

認した。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体は、柱状晶の成長方向を一方向にそろえて製作したものであり、ウェルドオーバーレイ工法の組織やステンレス鋼鑄鋼の組織を模擬したものである。マクロ組織写真と柱状晶の成長形態を図2に示す。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体および圧延鋼板試験体には、画像上の反射源位置と実際の反射源位置との誤差が確認できるように口径3mmの横穴を設けた。試験体の板厚や横穴の位置を図3および表2に示す。圧延鋼板試験体において横穴の深さ位置（37.5mm）とは、深さ12.5mmの横穴を一回反射で測定したことを示す。

各試験体の主要な音響特性を次に示す。オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体は図2の底面から上面に向かって一方向に組織がそろうように製作したもので、垂直（0度）に伝搬する縦波の音速は5,200m/sと最も遅く、角度の増加とともに音速も増加して45度方向で最大の音速（6,100m/s）を示し、それ以上の角度では音速は減少して90度方向の音速

表1 フェーズドアレイ探傷器の設定値

	縦波斜角用 (オーステナイト系 SUS 溶接金属の測定)	横波斜角用 (圧延鋼板の測定)
試験体の音速	5,750 m/s	3,230 m/s
くさびの音速	2,330 m/s	2,330 m/s
くさびの高さ	38.4 mm	20.0 mm
くさびの角度	16.5 度	38.0 度
くさびと試験体の位置の基準	43.9 mm	46.6 mm
振動の種類	縦波	横波
超音波ビームの振り角 / 角度のステップ	- 10 度 ~ 70 度 / 1 度	35 度 ~ 75 度 / 1 度

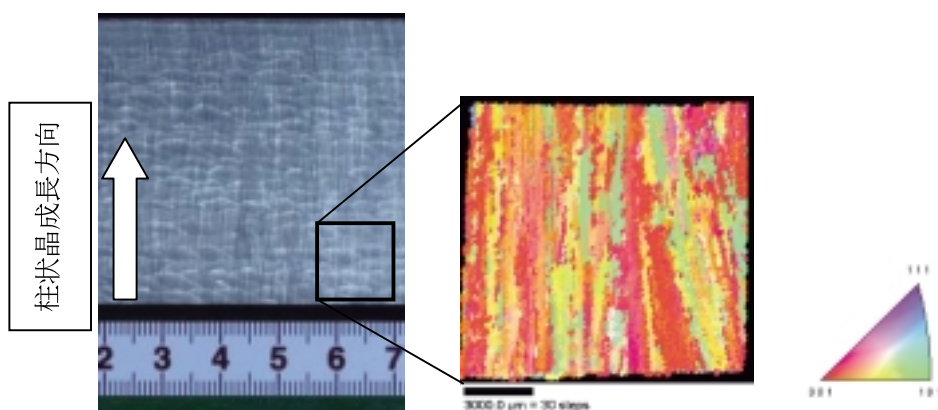


図2 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体のマクロ組織写真とEBSD分析による逆極点図

表2 試験体の寸法と横穴の位置

厚さ (t)	オーステナイト系 SUS 溶接金属試験体		圧延鋼板試験体		
		50.0 mm		25.0 mm	
横穴の深さ位置 (d)	30.0 mm	40.0 mm	12.5 mm	20.0 mm	( 37.5 mm )
試験体端からの位置 (k)	60.0 mm	80.0 mm	40.0 mm	40.0 mm	40.0 mm
試験体の長さ (L)	300 mm		400 mm		

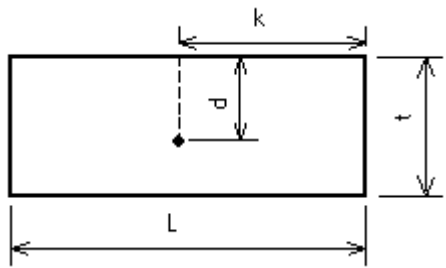


図3 試験体と横穴の配置

は5,700m/sであった。圧延鋼板試験体における超音波ビームの入射方向は圧延方向に直交する方向（C方向）とし、JIS Z 3060:2002に従い測定したSTB音速比は0.952（3,074m/s）であった。

### 3.....測定結果

#### 3.1 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属

##### 試験体の測定結果

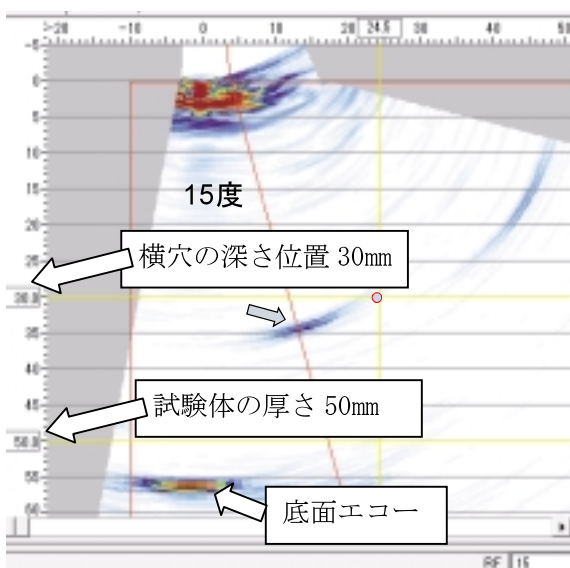
図4はオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体に対し、縦波を用いたセクタ走査で測定した時のBスキャン画像であり、図中の印は実際の横穴

の位置を、矢印で示した位置は画像上での指示位置である。屈折角の設定値15度においては深さ位置の誤差が約5mm、左右方向の誤差は15mm程度であるのに対し、屈折角45度の設定では左右方向の誤差は5mm程度あったが深さ位置の誤差はほぼ0mmであった。図5は、深さおよび左右方向の測定誤差を、均質等方なステンレス鋼の母材での測定結果と合わせて表示した結果である。均質等方な母材では前述の通り±1mm以内の誤差であるのに対し、本研究で用いたオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体では、屈折角が30度以下の時には深さ(d)の測定値が実際よりも深く測定され、屈折角が40度から50度の範囲では誤差は±3mm以内の誤差であった。左右方向(k)の誤差は垂直（0度）以外で5mm程度以上の誤差であった。

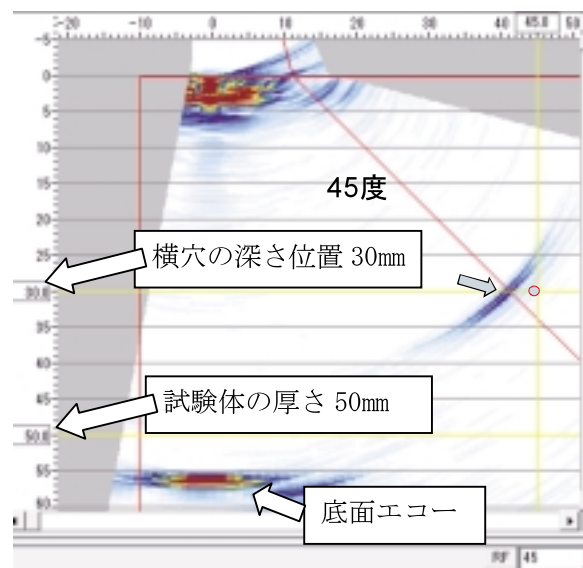
#### 3.2 圧延鋼板（フェライト系鋼の異方性材料）

##### 試験体の測定結果

図6は横波を用いたセクタ走査において圧延鋼板を測定した時の探傷画像の例であり、深さ位置



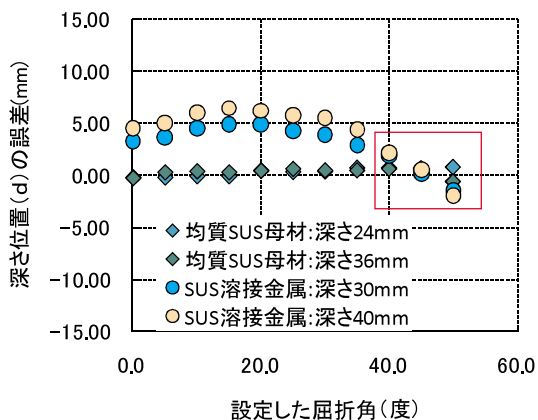
(a) 屈折角 15度 (設定値)



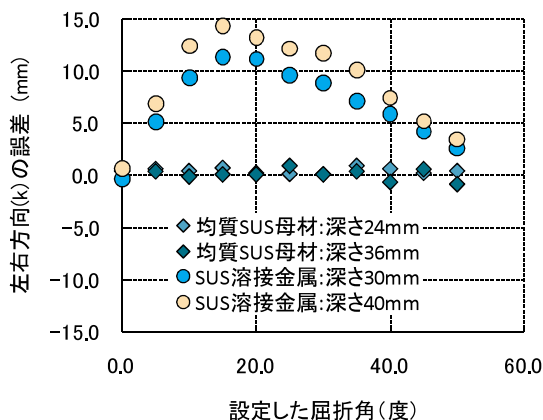
(b) 屈折角 45度 (設定値)

図4 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体に対し各屈折角成分で最大エコーが得られた時のBスキャン画像





(a) 深さ位置 (d) の誤差

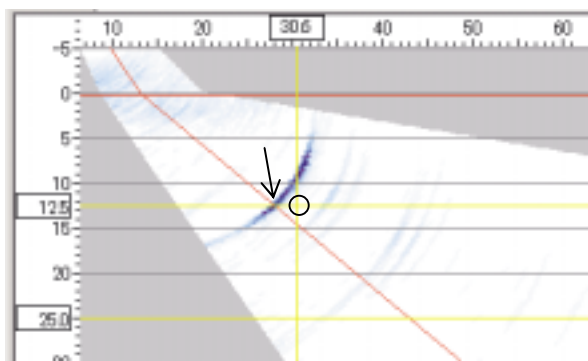


(b) 左右方向 (k) の誤差

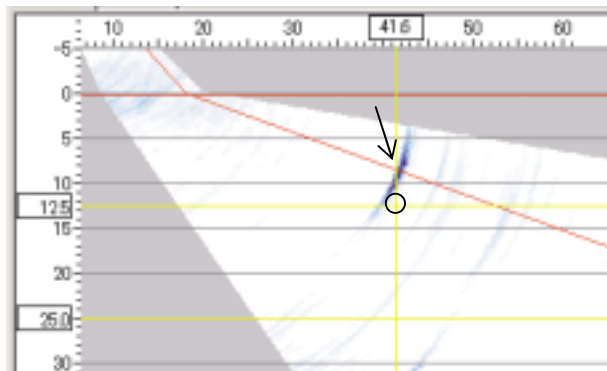
図5 反射源位置の誤差 (オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体)

12.5mmの横穴に対して、横波50度成分および70度成分の設定において最大エコーを示した時のBスキャン画像である。図中の印は実際の横穴の位置を、矢印で示した位置は画像上での指示位置である。屈

折角70度の設定では実際の横穴の位置に比べて浅い位置を示していた。図7は屈折角40度成分から70度成分の設定において、5度刻みで他の横穴も含めて深さ方向 (d) の誤差と左右方向 (k) の誤差を整理した

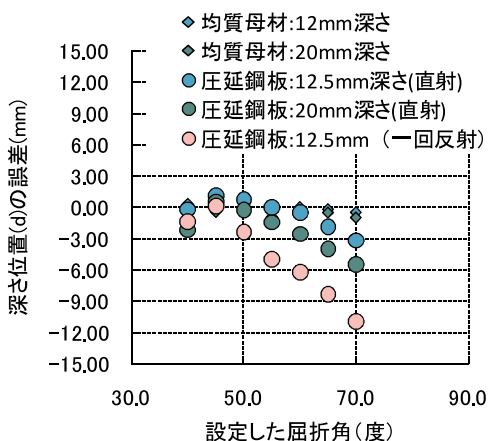


(a) 屈折角 50 度 (設定値)

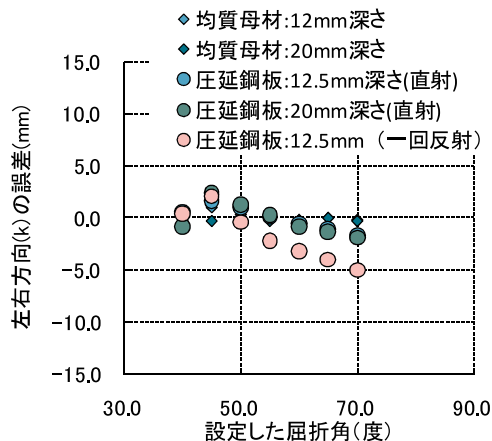


(b) 屈折角 70 度 (設定値)

図6 圧延鋼板試験体に対し各屈折角成分で最大エコーが得られた時のBスキャン画像



(a) 深さ位置 (d) の誤差



(b) 左右方向 (k) の誤差

図7 反射源位置の誤差 (圧延鋼板試験体)

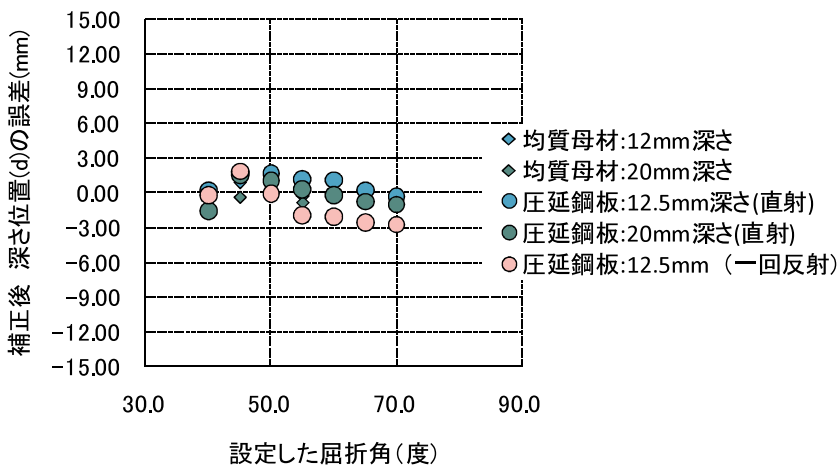


図8 補正後の深さ位置の誤差 (圧延鋼板試験体)

結果であり、均質等方な母材での測定結果と合わせて表示した結果である。均質等方な母材では前述の通り  $\pm 1\text{mm}$  以内の誤差であるのに対し、本研究で用いた圧延鋼板の試験体では、反射源が深く屈折角が大きいほど（ビーム路程が長いほど）誤差が大きい結果であった。深さ(d)は大部分の測定値が実際よりも浅く誤差は最大で10mm程度、左右方向(k)の誤差は最大で5mm程度であった。図8はJIS Z 3060:2002に従いSTB音速比から探傷屈折角を算出し、深さ位置を補正した結果である。補正した深さ(d)の誤差は $\pm 3\text{mm}$ 以内であった。

#### 4.....考察およびまとめ

音響異方性を有する材料の例としてオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体とフェライト系の圧延鋼板試験体に対して、セクタ走査によるフェーズドアレイ UT 法を適用し結果、今回用いた試験体では深さ位置と左右（前後）の位置が、画像上の指示の位置が実際の位置とは異なる結果となり、屈折

角によって誤差の程度が異なる結果であった。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属試験体では、屈折角45度付近（40度～50度程度）の深さ位置誤差は $\pm 3\text{mm}$ 以内であったが、30度から40度においては、5mm程度の誤差であった。圧延鋼板試験体については、JIS Z 3060:2002に従った補正を行うことで誤差が低減されることが確認され、音響異方性の影響を十分に把握しておくことで適用できる場

合があるものと考えられる。

種々の音響異方性材料に対して、探傷屈折角や超音波の伝搬状況を推定する方法<sup>3)~5)</sup>が提案されており、引き続き、先行の研究を参考にして適用性を考察を行う予定である。

#### 参考文献

- 1) M.J.P. Musgrave (大森訳)：結晶音響学，内田老鶴園新社，pp.65-156 (1978)
- 2) B.A. Auld: Acoustical fields and waves in solids, 2nd edition volume I, KRIEGER, pp.135-264(1990)
- 3) 廣瀬，裏垣，松本，小林，西本：音響異方性を有する材料中における超音波の伝搬特性，非破壊検査 39(2)，pp.74-79 (1990)
- 4) 裏垣，廣瀬，安永：アルミニウム合金板における音響異方性と超音波斜角探傷試験に及ぼす影響，軽金属溶接 29(2)，pp.12-19 (1991)
- 5) 羽田野，吉島：音響異方性を有する圧延鋼板におけるフェルマーの原理による探傷屈折角の算定，日本音響学会誌 64(7)，pp.389-396 (2008)



古川 敬



南 康雄



杉林卓也



古村一朗

# パルス渦電流試験法による減厚評価のシミュレーション解析

## Simulation for the Wall Thinning Assessment using Pulsed Eddy Current Method

溶接・非破壊検査技術センター 程 衛英, 古村一朗

The applicability and feasibility of pulsed eddy current method for the measurement of wall thinning have been investigated based on analytical simulation, which showed that the magnetic flux density resulted from eddy current decays rapidly after the turning off of excitation current. The decay rate of the magnetic flux density in logarithm,  $\log(B)$ , is a particular parameter closely related to the wall thickness and can be used to evaluate wall thickness.

**Keywords:** : eddy current testing, pulsed eddy current testing, simulation, wall thinning thickness measurement

### 1.....はじめに

発電プラントや化学プラント, パイプライン輸送などの工業・インフラ部門においては多くの配管が使用されており, その減肉現象はこれらプラントの運用・管理において重要な問題の一つである<sup>1)</sup>。このような配管は炭素鋼系材料で作られる事が多いが, その外面は保温材で覆われ, 外側は薄板の外装板金で保護されている。

配管の減肉現象は配管外面においては環境の湿度・温度変化による保温材下腐食 (CUI: Corrosion Under Insulation) が<sup>2)</sup>, また配管内面においては流れ加速型腐食 (FAC: Flow-Accelerated Corrosion) が発生することが知られており<sup>3)</sup>, 配管肉厚のモニタリング及び定期的な検査・評価は, 配管減肉がもたらす予期せぬトラブル等による経済損失を防ぐために不可欠である。

一般に配管減肉の検査には超音波検査法やX線検査法が用いられているが, 超音波法は探触子を配管に接触させて検査する手法のため外装板金と保温材を外す必要が生じ, 検査にかかる時間とコストは膨大であり, また, X線検査法も現場で適用するには放射線管理上の難しさがあるため, 保温材と板金を外さず, 配管外部からアクセスできる安全な検査手

法が望まれている。

渦電流探傷法は非接触かつ高速の検査が可能であり, 保温材と板金を外さずに検査できる可能性を有しており, 配管減肉検査の有力な候補の一つとして研究されている。しかし, 配管外部に配置される励磁コイルと配管の間に導電性の外装板金と厚い保温材があるため, 配管に誘導される渦電流の密度は比較的小く, また, 特に炭素鋼系の配管では渦電流の遮蔽効果により, 配管内面への渦電流の浸透は容易ではない。したがって, 通常の渦電流試験法による配管減肉検査は困難である。一方, パルス渦電流試験法には以下の特徴がある<sup>4-7)</sup>。

- 周波数帯域幅が広い。即ち, パルス波形に幅広い周波数成分が含まれており, 各周波数成分が配管肉厚の深さ方向の異なる層に浸透されることによって, 深さ方向の各層の特性が反映される。
- 強い励磁が可能である。即ち, パルス励磁では電流のオンとオフが交替しており, オフのときの電流は0であるため, 同じ最大電流値の正弦波電流と比べ, パルス励磁電流の全体的消費エネルギーが少なく, 励磁電流を大きく設定できる。
- 配管肉厚の深さ方向各層の情報が時間に伴って

変化する信号に現れる。即ち、電流が遮断された直後の時点では高周波成分が多く含まれ、渦電流は配管の表層に集中しているため、検出信号は配管表層の特性を反映している。他方、励磁電流が遮断された後の時間経過とともに低周波成分が支配的となり、渦電流が配管肉厚の深部まで浸透し、その時点の信号には配管肉厚深部の情報が多く含まれている。したがって、時間と共に変化する信号を解析することによって、配管肉厚深さ方向各層の情報が得られる。

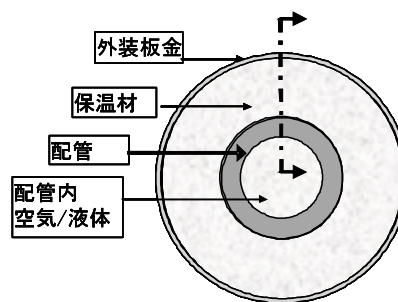
筆者らは以上の特徴に注目して、パルス渦電流試験法による保温材付き配管の減肉検査・評価法を研究開発してきており、研究の第一段階としてシミュレーション解析に基づきパルス渦電流試験法による配管減肉評価の可能性を検討し、肉厚評価用パラメータを抽出した。また、シミュレーションは解析解に基づく手法を開発し、有限要素法のような数値解析よりも効率よく実施することができた。

## 2.....配管減肉検査のモデリング及び解析解の導出・検証

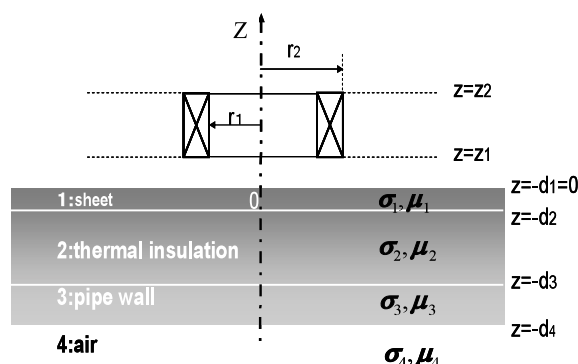
### 2.1 配管減肉検査のモニタリング及び解析解の導出

図1(a)に外装板金と保温材付配管の断面の模式図を示す。配管の径が十分に大きく、かつ、減肉面積が励磁コイル面積より充分大きい場合、図1(a)の配管系は図1(b)に示す4層構造にモデリング可能である。1から4層はそれぞれ外装板金、保温材、配管壁、及び配管内空気あるいは液体であり、その導電率と比透磁率は  $\sigma_i$  と  $\mu_i$  で表記する ( $i=1,4$ )。厚さ方向をZ方向として、外装板金の外表面が  $Z=0$ 、各層の外表面のZ方向座標を  $-d_i$  ( $i=1,4$ ) と設定した場合、外装板金、保温材と配管の厚さはそれぞれ  $d_1$ 、 $d_2 - d_1$ 、 $d_3 - d_2$  で表わされる。

図1(b)に示されるリング状励磁コイルを使用する場合、解析対象はコイルの軸方向中心軸に対称となっており、ベクトルポテンシャルAを変数とする電磁気微分方程式は以下の式で表わされる<sup>8)</sup>。



(a) 保温材付配管の断面



(b) 4層にモデリングした配管系及び励磁コイル

図1 配管及びその4層モデル

$$\left. \begin{aligned} A_I(r, z) &= \int_0^\infty K(C_I e^{-\lambda z} + B_0 e^{-\lambda z}) d\lambda_0 \\ A_{II}(r, z) &= \int_0^\infty K(C_{II} e^{\lambda z} + B_0 e^{-\lambda z}) d\lambda_0 \\ A_t(r, z) &= \int_0^\infty K(C_t e^{\lambda z} + B_t e^{-\lambda z}) d\lambda_0 \quad (t=1, k-1) \\ A_k(r, z) &= \int_0^\infty K(C_k e^{\lambda z}) d\lambda_0 \end{aligned} \right\} (1)$$

ここで、 $k$ は外装板金から配管内部までの4層を現す4であり、 $I$ と $II$ はそれぞれ励磁コイル以上の空間及び外装板金と励磁コイル間の空間を表す、 $K$ は励磁コイルのみと関係する係数である。

各層の境界条件を入れ、また、Cheng's Matrix Method<sup>9)</sup>によって、係数  $C_i$  と  $B_i$  ( $i=1,4$ ) は求められる。係数  $C_i$  と  $B_i$  を式(1)にいれると、方程式のベクトルポテンシャル解が得られる。また、ベクトルポテンシャルAと渦電流密度や磁束密度など諸物理量の関係式に基づき<sup>8)</sup>、各領域の渦電流密度や磁束密度などが計算される。

本研究では、磁束密度を検出信号として測定するシステムを想定して解析を行う。検出される磁束密度には励磁電流により生じるものと渦電流により生じるものが含まれるが、渦電流により生じる磁束密

度  $B_z^{ec}$  のみが配管の緒元に影響され、配管の厚さを反映する。また、パルス励磁電流を遮断した後を検出される磁束密度は渦電流により生じたものであるため、配管のみに関連した信号である。検出用磁気センサーを励磁コイルの対称軸上に配置すると想定すると、その位置に渦電流により生じる磁束密度は式(2)で計算される<sup>10, 11)</sup>。

$$B_z^{ec} = \frac{\mu_0 J_c}{2} \int_0^\infty \frac{\Gamma(\lambda_0 r_1, \lambda_0 r_2)}{\lambda_0^2} (e^{-\lambda_0 z_1} - e^{-\lambda_0 z_2}) R(\lambda_0) e^{-\lambda_0 z} [J_1(\lambda_0 r) r_0 + J_0(\lambda_0 r) z_0] d\lambda_0 \quad (2)$$

ここで、 $J_c$ は励磁電流密度、 $\mu_0$ は真空の比透磁率、 $r_1$ と $r_2$ は励磁コイルの内外半径、 $z_2$ と $z_1$ はコイルにおける上下の面のZ方向座標である。 $r_0$ と $z_0$ はそれぞれ径方向と軸方向を表すユニットベクトル、 $J_0$ と $J_1$ はそれぞれ第0次と第1次の第1種ベッセル関数で、 $\lambda_0$ は積分変数である。式(2)の中で配管と関係するのは係数  $R(\lambda_0)$  のみであり、以下の式(3)で表わせる。

$$R(\lambda_0) = \frac{(\lambda_0 \mu_{r1} - \lambda_1) M_{11} + (\lambda_0 \mu_{r1} + \lambda_1) M_{21}}{(\lambda_0 \mu_{r1} + \lambda_1) M_{11} + (\lambda_0 \mu_{r1} - \lambda_1) M_{21}} \quad (3)$$

ここで、 $\mu_{r1}$ は第1層外装板金の比透磁率、 $\lambda_1$ は第1層外装板金の電磁気特性に関する量、 $M_{11}$ と $M_{21}$ は外装板金から配管内部まで各層の電磁気特性及び厚さを反映する量である<sup>10, 11)</sup>。

Truncated Region Eigenfunction Expansion (TREE) 法<sup>12)</sup>を用いると、式(4)により励磁コイル対称軸上で検出される磁束密度の軸方向成分  $B_z^{ec}$  は有限の項数で精度よく計算することができる。

$$B_z^{ec} = \mu_0 J_c \sum_{k=1}^{\infty} \frac{\Gamma(\lambda_{0k} r_1, \lambda_{0k} r_2)}{\lambda_{0k} [\lambda_{0k} \rho J_0(\lambda_{0k} \rho)]^2} (e^{-\lambda_{0k} z_1} - e^{-\lambda_{0k} z_2}) R(\lambda_{0k}) [J_1(\lambda_{0k} r) z_0] \quad (4)$$

記述を簡略にするため、以下、 $B_z^{ec}$  を  $B$  と表す。

このようにして、図1(b)に示した多層からなる配管系が正弦波励磁された場合の励磁コイル対称軸上における磁束密度の解析解を導き出した。

次にパルス励磁の場合について考える。図2はパルス励磁電流の波形であり、この波形をフーリエ級数展開すると式(5)で表わせる。

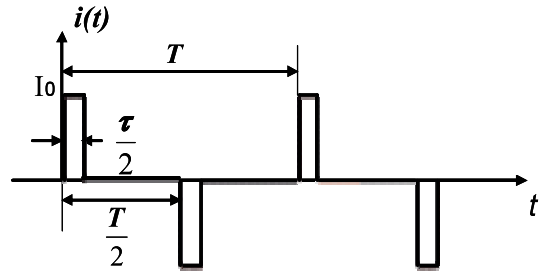


図2 励磁電流 (T: 周期, D: デューティ比)

$$i(t) = \sum_{k=2n+1}^N \beta_k [a_k \cos(k\omega t) + b_k \sin(k\omega t)] \quad (5)$$

ここで、 $N$ は和の項数、 $\omega$ は角周波数、

$$a_k = \frac{2}{k\pi} \sin(k\omega\tau), \quad b_k = \frac{2}{k\pi} (1 - \cos(k\omega\tau))$$

は三角関数係数、

$$\beta_k = \frac{\sin(k\pi/N)}{k\pi/N}$$

はギブス現象 (Gibb's

Phenomenon) を抑えるギブス係数である<sup>13)</sup>。このフーリエ展開した励磁電流を用いれば、パルス励磁の解は正弦波励磁の解から導出可能である。パルス励磁のもとで時間とともに変化する磁束密度は式(6)で計算することができる。

$$B(t) = \sum_{k=2n+1}^N |B_k| \beta_k [a_k \cos(k\omega t + \varphi_k) + b_k \sin(k\omega t + \varphi_k)] \quad (6)$$

ここで、 $|B_k|$ と $\varphi_k$ はそれぞれ第k次高調波の磁束密度絶対値と位相角である。

## 2.2 解析解の検証

3次元有限要素法解析の汎用ソフトを用いて、2.1で導出された解析解を検証した。表1は検証解析条件である。

まず、表1の正弦波励磁条件を用いて、正弦波励磁条件下の解析解を検証する。3次元有限要素法と解析解で求めた肉厚10mmの板の厚さ断面上の渦電流密度分布を図3(a), 3(b)に示す。励磁コイルの内外半径はそれぞれ50mm, 55mm, コイル厚さは10mm, 使用したソフトによってカラーバーの色が異なっているが、二つの解析で得られた評価面上の渦電流密度分布はほぼ一致している。

更に、表1のパルス励磁条件を使った場合の、励

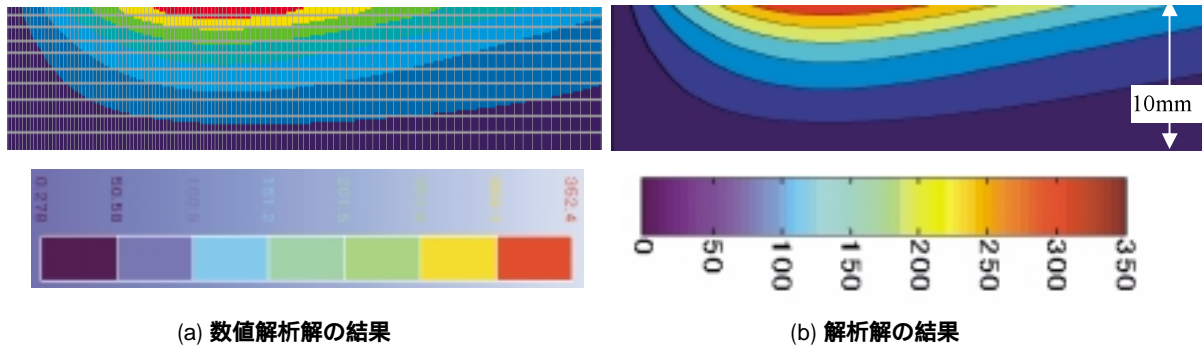


図3 10mm厚さ炭素鋼断面図上の渦電流密度分布

表1 解析解の検証における解析条件

被検体	板金	$d_2 = 0.8\text{mm}$ , $\sigma_1 = 1\text{MS/m}$ , $\mu_{r1} = 100$
	保温材	$d_3 = 30\text{mm}$ , $\sigma_2 = 0$ , $\mu_{r2} = 1$
	配管	$d_4 = 40\text{mm}$ , $\sigma_3 = 1.6\text{MS/m}$ , $\mu_{r3} = 1000$
	配管内	$\sigma_4 = 0$ , $\mu_{r4} = 1$
正弦波励磁	コイル寸法	$r_i = 50\text{mm}$ , $r_o = 55\text{mm}$ , $Z_2 - Z_1 = 10\text{mm}$
	リフトオフ	1mm
	正弦波励磁	周波数 10Hz, 励磁強度 30AT
パルス励磁	コイル寸法	$r_i = 13.25\text{mm}$ , $r_o = 16.75\text{mm}$ , $Z_2 - Z_1 = 10\text{mm}$
	リフトオフ	1mm
	パルス励磁	周波数 500Hz, 励磁強度 30AT, Duty Cycle 10%

磁コイル底面中心の磁束密度の、Z方向成分の時間に対する変化は図4に示すように計算され、有限要素法の結果と解析解の結果は、ほぼ一致していた。即ち、以上の解析により、解析解が検証された。

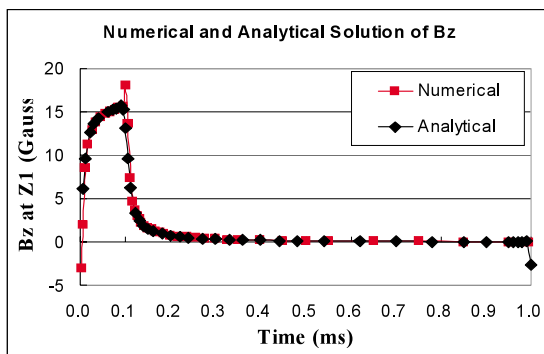


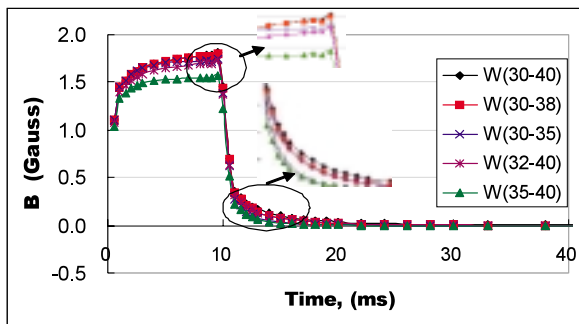
図4 数値解析及び解析解で得られたパルス渦電流の検出信号の比較

### 3.....パルス渦電流試験法による肉厚評価のシミュレーション解析

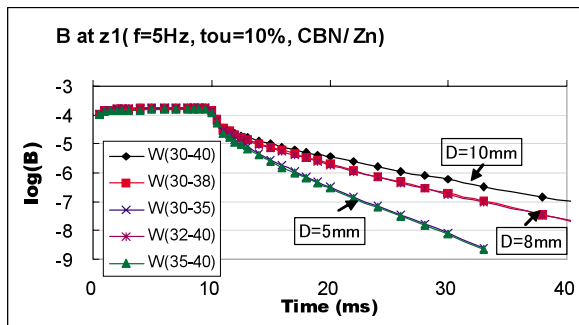
第2章で得られた解析解を適用し、パルス渦電流試験法による肉厚評価の有効性を検討した。

シミュレーションにおける励磁条件、材料定数などは表1と同じ条件を用いた。本研究では、外装板金の厚さ  $d_2$  を 0.8mm とし、保温材と配管の厚さを変えて解析した。肉厚を変えた配管を  $W(d_3 - d_4)$  で表記することにした。例えば保温材厚さ 30mm、公称肉厚 10mm の健全な配管は  $W(30 - 40)$  と表記される。 $d_3$  が 30 より大きい場合は外面減肉に相当し、 $d_4$  が 40 より小さい場合は内面減肉に相当する。 $W(30 - 40)$  を健全な配管と仮定した場合、 $W(30 - 38)$ ,  $W(30 - 35)$ ,  $W(30 - 32)$  は配管内面からの、それぞれ 2mm, 5mm, 8mm の減肉に相当しており、 $W(32 - 40)$ ,  $W(35 - 40)$ ,  $W(38 - 40)$  は配管外面の、それぞれ 2mm, 5mm, 8mm の減肉に相当する。

シミュレーション解析で得られたこれらの配管のパルス渦電流試験法の検出信号を図5に示す。即ち図2に示すバイポーラパルス電流を励磁電流として使い、対称軸上  $Z = z_1$  位置（励磁コイル底面中心）の磁束密度のZ成分を検出信号として計算した。実際の測定試験におけるコモンノイズを低減するため、励磁のプラスとマイナス半周期の信号の差分を出力信号として求めた。図5に示すように時間0から10msまで通電し、その後、電流を遮断している。図5(a)に示すように、励磁電流の立ち上がりと共に検出信号も大きくなる。内面減肉の場合に検出される最大磁束密度は外面減肉の場合より大きいことが分かるが、磁束密度の値から減肉の度合を評価するのは困難である。10msの時点で励磁電流が遮断され



(a) Bの時間に伴う変化



(b)  $\log(B)$ の時間に伴う変化

図5 パルス渦電流解析結果

ると、その後磁束密度は急速に減衰しており、信号の値が小さいために図5(a)に示すリニアスケールでは肉厚の違いを評価しにくい、図5(b)に示す対数スケールでは $\log(B)$ が0に近い小さな信号を拡大して示すことになり、小さな信号を判別しやすくなる。図5(b)に示す $\log(B)$ の時間変化から以下のことが分かる。

- ・ 励磁電流を遮断して一定時間が経った後の $\log(B)$ はほぼ時間の線形関数である。
- ・ 肉厚が10mm, 8mm, 5mm, 2mmの配管の場合、検出信号の対数值 $\log(B)$ の減衰の度合はこの順、即ち、配管の肉厚が薄いほど大きい。
- ・ 同じ肉厚5mmの内面減肉配管W(30-35)と外面減肉配管W(35-40)の $\log(B)$ の減衰率はほぼ一致している。即ち、内面減肉か外面減肉にかかわらず、同じ肉厚の配管であれば $\log(B)$ の減衰率はほぼ同じである。

以上に示すように、パルス渦電流試験法で得られた $\log(B)$ の減衰率は減肉発生箇所によらず、肉厚を反映するパラメータである。

#### 4.....配管系の構成および検査条件の変動による影響

渦電流試験法の検出信号は被検体と検査条件のさまざまな要素に影響される。パルス渦電流試験法による肉厚検査・評価の適用性について検討するために、配管系の構成と検査条件が検出信号に与える影響を調べる必要がある。配管系の構成については外装板金と配管の電磁気特性、外装板金や保温材及び配管自身の厚さなどである。検査条件については励磁コイルの構造と寸法、励磁コイルと配管の位置関係、励磁電流の振幅や周波数、デューティ比などである。ここでは、手法の適用性に主に関係する

- ・ 外装板金の材質
- ・ 保温材の厚さ
- ・ 励磁コイルのリフトオフ

の影響について検討する。

まず配管系の一番外側に使われる外装板金の材質の影響であるが、現場で使われる板金は主に高導電性非磁性のアルミニウムと磁性材料である亜鉛鉄板の2種類の材料で作られているため、これら板金材料の違いによる検出信号の変化を調べた。ここでは、外装板金の厚さ、保温材の厚さ、および配管の厚さを同じとして、外装板金が1)亜鉛鉄板, 2)アルミニウム板, 3)比較のための板金なしの3条件で外装板金の材質が検出信号に与える影響を調査した。図6に配管肉厚が10mmと5mmの場合についての検出信号のシミュレーション結果を示す。外装板金なしの場合と磁性がある亜鉛鉄板を外装板金とする場合

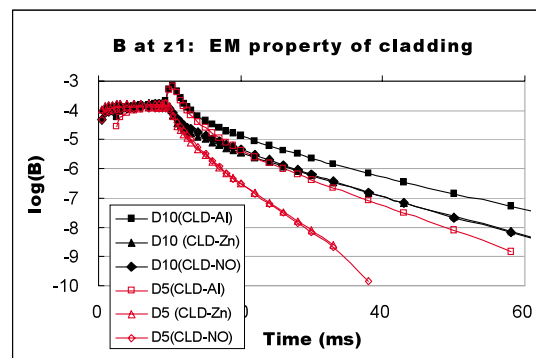


図6 板金材質による検出信号の変化

D10: 肉厚 10mm, D5: 肉厚 5mm  
 CLD-AI: アルミ板金, CLD-2\*AI: 重なるアルミ板金  
 CLD-Zn: 亜鉛鉄板, CLD-2\*Zn: 重なる亜鉛鉄板  
 CLD-NO: 板金なし

において、同じ厚さの配管の検出信号値及び減衰率はほぼ同じであった。他方、高導電率アルミニウムが外装板金として使用される場合は、磁束密度信号は外装板金なしの場合や磁性亜鉛鉄板が外装板金の場合に比べ大きく、信号の減衰率は小さく、板金の材質は検出信号に大きな影響を与える結果となった。また、磁束密度信号の大きさは検査の実現可能性にも関係しており、信号が大きいかほど検出しやすく、検査が実現しやすくなるが、上述の結果から同じ状況の配管に対し、アルミニウム板金を使用されている場合には、亜鉛鉄板板金が使用されている場合より、配管減肉を検査しやすいと考えられる。

次に保温材の厚さによる影響を調べるために、配管の肉厚が10mmで一定、保温材厚さが約10mmのW(10 - 20)の場合と保温材厚さが約30mmのW(30 - 40)の場合をシミュレーションし、出力信号を比較した。図7に示すように、保温材が薄いほど検出信号は大きいですが、励磁電流遮断後の $\log(B)$ 曲線がほぼ平行、即ち $\log(B)$ の減衰率はほぼ同じであった。配管厚さが薄い5mmの場合は $\log(B)$ 曲線の減衰率は配管厚さ10mmの場合に比べ大きかったが、保温材厚さとの関係は配管厚さ10mmの場合と同様であった。従って、配管の厚さが同じであれば保温材の厚さに関わらず $\log(B)$ の減衰率がほぼ同じであり、 $\log(B)$ の減衰率は配管の肉厚を反映するパラメータであることが示された。

次にプローブのリフトオフの影響を評価した。検査を実施する際には、プローブのリフトオフのある程度の変動が考えられたため、リフトオフの変動による検出信号の変化を調べる必要がある。ここでは、励磁コイルと検出センサーを一体化したプローブのリフトオフを3mmに設定し、今まで述べてきたリフトオフ1mmの条件下のシミュレーション結果と

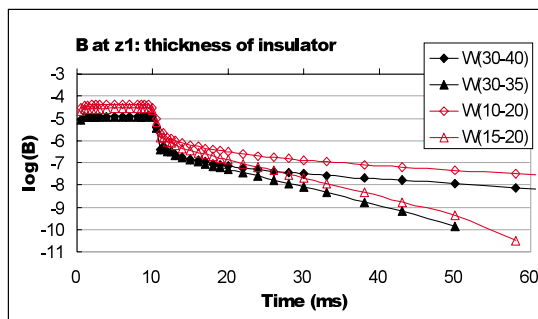


図7 保温材の厚さによる影響

比較した。図8に示すように、リフトオフの増加に伴って検出信号は小さくなるが、 $\log(B)$ の減衰率の変動は現れなかったため、 $\log(B)$ の減衰率は一定範囲内のリフトオフの変動によらないと考えられ、現場における作業でリフトオフに若干の変動があっても、 $\log(B)$ の減衰率による配管肉厚評価が可能であると考えられる。

以上に述べてきたシミュレーション解析から、パルス渦電流試験法による配管肉厚評価は可能であると考えられ、励磁電流遮断後の $\log(B)$ の減衰率が配管減肉評価の適切なパラメータであることが示された。

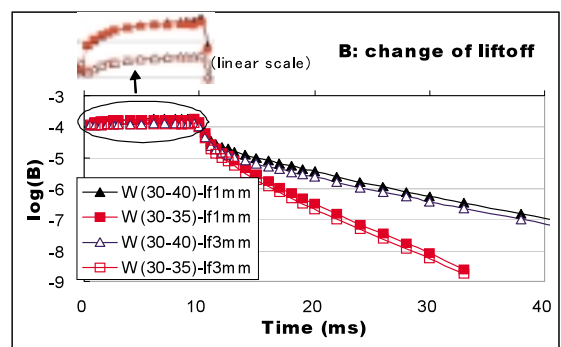


図8 リフトオフ変動による影響

## 5.....配管減肉評価

3章及び4章のシミュレーションにより、 $\log(B)$ の減衰率は配管肉厚を反映するパラメータである事が分かった。ここでは、 $\log(B)$ の減衰率と配管肉厚の関係についてまとめた。

3章において述べた解析条件により、肉厚2mm, 5mm, 8mm, 9mm, 10mm配管が亜鉛鉄板板金に覆われた場合のシミュレーション解析を行い、励磁電流遮断後の $\log(B)$ の減衰率を求めた。減衰率

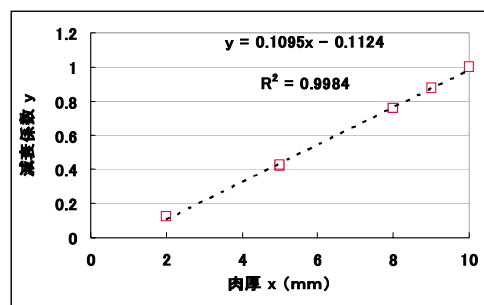


図9 減衰係数と配管肉厚の関係



の逆数を減衰係数と定義し、公称肉厚10mm配管の減衰係数を1として各肉厚の配管の減衰係数を求めた結果を図9に示す。減衰係数と肉厚の関係は線形関数でほぼ近似できた。この関係を用いれば、図1に示す配管系および表1に示すの構造条件の配管の肉厚評価が可能と考えられる。

## 6.....終わりに

電磁気シミュレーション解析を実施することで、パルス渦電流試験法による配管肉厚評価の適用可能性を検討することができ、さまざまな要因による影響も予測することができた。信号の最大値は構造上配管肉厚以外の要素に影響されやすいが、励磁電流遮断後の信号の減衰挙動は配管の肉厚を反映し、遮断後一定時間が経った後の減衰信号の対数値はほぼ時間の線形関数で表わすことができ、その傾き、即ち $\log(B)$ の減衰率は肉厚評価のための適切なパラメータと考えられる。減衰率の逆数として表わす減衰係数と肉厚の関係式によって、保温材付配管の肉厚評価が可能と考えられる。

## 参考文献

- 1) 経済産業省原子力安全・保安院：高経年化対策強化基盤整備事業－配管減肉，[http://nisapl.m.jp/html/04\\_research/04\\_09\\_pipe.html](http://nisapl.m.jp/html/04_research/04_09_pipe.html)
- 2) 川野浩二：「配管保温材した腐食（CUI）診断技術と評価」，検査技術，Vol. 13, No. 3, pp. 25-30 (2008)
- 3) 椿崎仙市，高田政治，ほか：「火力プラント水処理における脱ヒドラジンへの取組み」，三菱重工技報，Vol. 26, No. 2 (2009)
- 4) C. Mulligan, C. Lee, Y. Danon, Characterization of magnetron Sputtered Coatings by Pulsed Eddy Current Techniques, Review of Quantitative Nondestructive Evaluation, Vol. 24, pp. 1721-1728, (2005)
- 5) M. A. Robert, R. Scottini, Pulsed Eddy Current in Corrosion Detection, NDT-net, Vol. 7, No. 10, October 2002
- 6) R. A. Smith, D. Edgar, Progress towards a larger-area Transient Eddy-Current Solution for Second-Layer Wing Corrosion, Joint FAA/DoD/NASA Aging Aircraft Conference.
- 7) R. A. Smith, Capabilities and limitations of transient eddy-currents in multi-layered aircraft skins, Proc NDT2000, Brit. INST NDT, pp. 211-216 (2000)
- 8) C. V. Dodd, W. E. Deeds, "Analytical solutions to eddy-current probe-coil problems", Journal of Applied Physics, Vol. 39, No. 6, 2829-2838 (1968).
- 9) C. V. Dodd, C. C. Cheng, and W. E. Deeds, "Induction coils coaxial with an arbitrary number of cylindrical conductors", Journal of Applied Physics, Vol. 45, No. 2, 638-649 (1974).
- 10) M. Fan, P. Huang, et al: Analytical modeling for transient probe response in pulsed eddy current testing, NDT&E International, Vol. 42, No. 5, pp. 376-383 (2009)
- 11) 程衛英，古村一朗，渦電流探傷法による配管減肉評価のシミュレーション，保全学会第7回講演会論文集，pp. 308 - 313 (2010)
- 12) T. P. Theodoulidis and J. R. Bowler: "The Truncated Region Eigenfunction Expansion Method for the Solution of Boundary Value Problems in Eddy Current Nondestructive Evaluation", in Review of Progress in QNDE, Vol. 24A, pp. 403-408 (2004)
- 13) "Gibb's phenomenon", [http://en.wikipedia.org/wiki/Gibbs\\_phenomenon](http://en.wikipedia.org/wiki/Gibbs_phenomenon)



程 衛英



古村一朗

# ステンレス鋼溶接金属を透過した UT(検出)確認試験研究の成果

Result of UT verification test for Stainless Steel through weld deposit

溶接・非破壊検査技術センター	小林輝男，杉林卓也，山口篤憲
中国電力株式会社	永田義昭
東北電力株式会社	長谷川勝広
東京電力株式会社	久米田正邦
中部電力株式会社	稲垣哲彦
北陸電力株式会社	中田親秀
日本原子力発電株式会社	太田 隆
電源開発株式会社	田口豊信
日立 GE ニュークリア・エナジー株式会社	米谷 豊，清水 康
株式会社東芝	三橋忠浩
株式会社 IHI	東海林一

BWR owners and plant fabricators have been making efforts to decrease the ISI parts where UT is difficult to be conducted. For that purpose, UT verification test for both detection and sizing qualification through deposit of pipe weld joint started in 2009 and will last until 2012.

In 2009, UT verification test for stainless steel pipe weld joint has been performed. Test samples are stainless steel pipes with welds and sizes are 600A.350A.150A with EDM notches and/or SCC cracks. Angle beam methods and phased-array angle beam methods have been applied.

The detection test shows that there are no failure to detect and no false call. The length sizing test shows that RMS errors of SCC crack length are within the ASME acceptance criteria. So, it is clarified that each method has the enough qualification for UT through deposit of stainless steel pipe weld joint.

These tests have been witnessed and evaluated by JAPEIC as the third body.

**Keywords:** : Ultrasonic Testing, Stainless steel, Stress Corrosion Cracking, Phased array UT

## 1.....緒 言

原子力発電設備の供用期間中検査（ISI：In-Service Inspection）で要求される体積試験（超音波探傷試験（UT：Ultrasonic Testing））において、構造上接近又は検査が困難な部位は、探傷不可範囲として取り扱ってきた<sup>1)</sup>。

近年、加圧水型軽水炉（PWR：Pressurized Water Reactor）の蒸気発生器一次冷却材入口管台溶接部に確認されたき裂が、ISIにおける探傷不可範囲であったことから、ISIにおけるUTでの探傷不可範囲の低減が求められている<sup>2)</sup>。

沸騰水型軽水炉（BWR：Boiling Water Reactor）発電設備の定期事業者検査でのUT対象配管にも、

エルボや管台等の形状的な条件から、必要な探傷ができない探傷不可範囲が存在する。

この探傷不可範囲の削減の方策として、BWR電力各社及びBWRプラントメーカーはBWR電力共通研究として、ステンレス鋼継手の溶接金属を透過した探傷と、合わせて、ステンレス鋼と炭素鋼及び低合金鋼の異材継手についても溶接金属部を透過した探傷の有効性確認を展開した。

発電設備技術検査協会（以下、発電技検と称する）はこの研究の試験会場及び試験体の提供、ブラインド試験の監視、試験結果の評価及び成果の公表等に従事した。

本研究は2009年度から2012年度にかけて実施されるが、本稿では2009年度に実施した「溶接金属を

透過した探傷の有効性の研究」の、研究の成果と発電技検の役割等について述べる。

## 2..... 背景

PWRプラントで、き裂が確認された部位は、構造上接近又は検査が困難であるとして、探傷不可範囲として取り扱ってきた部分であった。このことから原子力安全・保安院（NISA）から、同様の理由によりUTが行われていない箇所について、「定期事業者検査における超音波探傷試験の代替措置計画策定について（指示）」（平成20・02・05 原院第5号）が発行され、電気事業者に対して、探傷不可範囲への対応が求められた。

探傷不可範囲がある継手のイメージをFig. 1に示す。

形状的に超音波探触子の走査が行えない部分がある部位については、探触子のサイズや屈折角の変更で探傷条件を満足できるケースもあるが、一部には超音波が溶接金属を透過する方式で、健全性の評価が必要となる継手も存在している。（Fig. 2参照）

炭素鋼の溶接継手の場合、超音波探傷が可能な片側から溶接金属を透過しての探傷による対応が考えられるが、ステンレス鋼溶接継手の場合、一般的に用いられている横波斜角法では溶接部の柱状晶組織による音響異方性のため超音波の透過性に難があることが知られている<sup>3)</sup>。

（独）原子力安全基盤機構（JNES）のUTSプロジェクト実証試験<sup>4)</sup>では、ステンレス鋼の溶接金属を透過する超音波は、縦波斜角法が有効であることが示されており、これを反映してJEAC4207-2008「軽水型原子力発電所用機器の供用期間中検査における超音波探傷試験規程」では、“溶接線を透過した探傷を行う範囲は超音波モードとして縦波が望ましい”としている。

一方で、当該箇所の探傷に縦波斜角法を適用するためには、JEAC4207-2008の2010項に規定されているように「欠陥評価を行う上で、予め欠陥検出精度及び欠陥寸法測定誤差の確認」が必要であることが明記されている。

このような背景から、BWRの電力各社とプラントメーカーは、溶接金属を透過した探傷の有効性の検

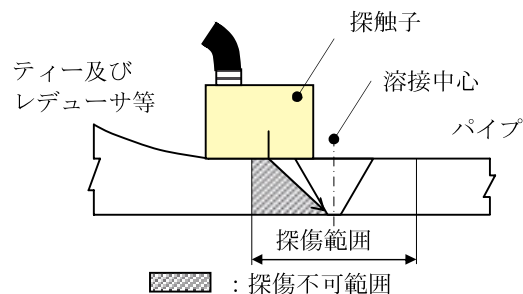


Fig.1 探傷不可能範囲がある継手の例

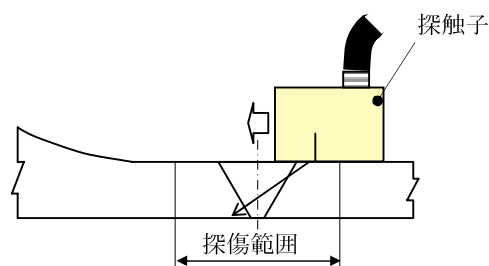


Fig.2 溶接金属を透過しての探傷例

証を目的として、BWR電力共通研究で「ステンレス鋼溶接金属を透過したUT確認試験研究」を実施した。

## 3..... 研究の内容及び発電技検の役割

本研究はステンレス鋼継手の溶接金属を透過した探傷の適用可能性の確認のため、欠陥検出性及びサイジング精度に関する基礎データの収集と縦波斜角法（フェーズドアレイ（PA）斜角法を含む）によるUT要領を定め、JEAC4207-2008の探傷要領のベースとなるデータの提供と、試験要領の反映を目的として実施された。

本研究における発電技検の役割は、本研究が民間の研究の形態で実施されることから、試験および試験結果の透明性、公平性、信頼性を確保するために、試験場所の提供、試験の管理、試験体の提供、試験結果の評価及び成果の公の場における公表を受け持つ体制で実施した。

### 3.1 試験実施体制

探傷試験は発電技検構内へ以下に示すBWRプラントメーカーと同技術協力会社が、検査装置を持ち込んで実施した。

メーカー（及び技術協力会社）

- 日立GEニュークリア・エナジー株式会社  
(株式会社日立製作所)
- 株式会社東芝(株式会社IHI)

メーカー各社はそれぞれ3,4名の検査員で構成したチーム編成で探傷を実施した。

検査員の原子力発電設備における超音波探傷試験による供用期間中検査(ISI)の従事年数及びステンレス鋼の超音波探傷試験とフェーズドアレイ法の経験年数の聞き取り調査結果と、これらの検査員の、ブラインド方式によるステンレス鋼溶接継手のSCCを用いて実施した検出性及び長さサイジング精度の技量確認試験結果を、Fig. 3, Fig. 4に示す。

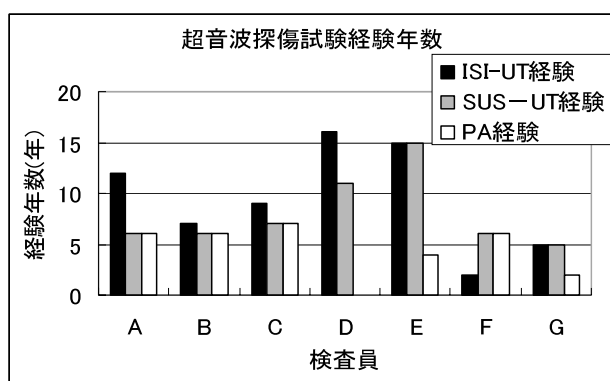


Fig.3 超音波探傷試験経験年数

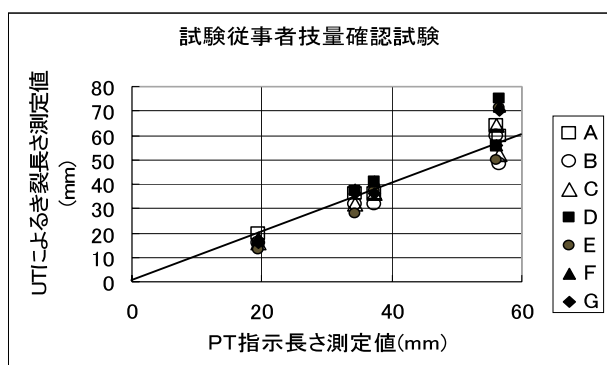


Fig.4 UT指示長さとPT指示長さの比較

この結果、全員が5箇所のき裂検出と10箇所の無欠陥を正確に評価すると共に、長さサイジングの2乗平均平方根誤差(RMSE: Root Mean Square Error)は4.0~8.7mmの好成績であった。なお、この技量確認試験は、発電技検が所要するステンレス鋼配管のSCC試験体を用いて実施した。

### 3.2 試験体

探傷不可範囲の代替措置としての、溶接金属を透過した超音波探傷が必要となる代表箇所は、BWRの原子炉再循環系配管溶接継手である。このため、試験対象は当該箇所と同等な材質で代表的な口径の突合せ継手とし、実機における損傷モードを想定して、応力腐食割れ(SCC: Stress Corrosion Cracking)を付与した試験体を使用した。

試験体材質: オーステナイト系ステンレス鋼  
SUS316

口径(板厚): 600A(35mm), 350A(25mm),  
150A(10mm)

試験体形状: 幅100mm×長さ400mm短冊状  
試験体形状図と写真をFig. 5, Fig. 6に示す。

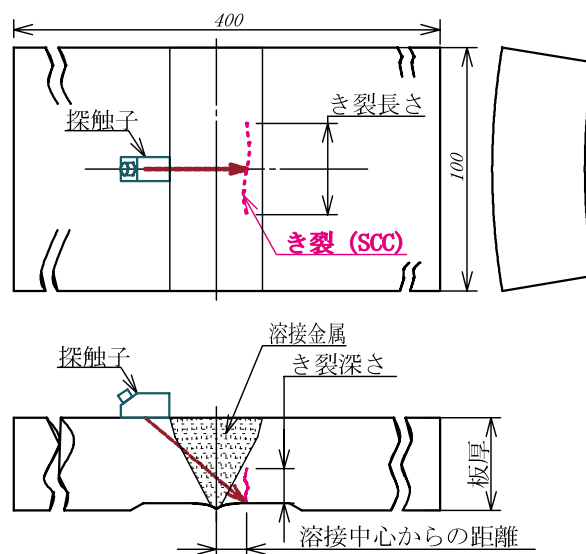


Fig.5 試験体形状図

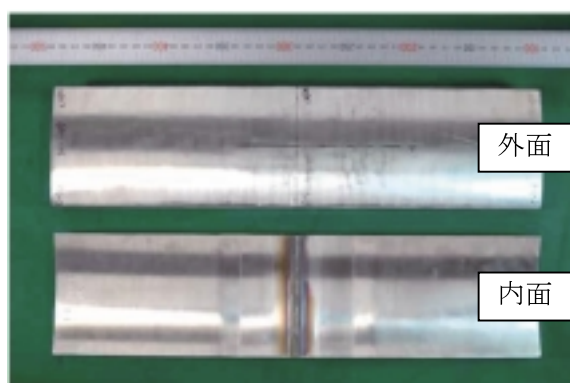


Fig.6 試験体(例)の写真

発電技検が提供した試験体(計15体)の、口径とSCCの深さ(目標値)の表をTable 1に示す。

また、試験にはSCCき裂の位置、長さ、形状等の

Table 1 SCCき裂試験体(目標値)

		溶接中心からの距離		
		4mm	7mm	14mm
深 さ	3mm	-	150A	-
	5mm	600A,150A 350A×2	600A 350A×2	150A 350A
	10mm	-	600A 350A	600A 350A
	15mm	-	-	600A

:疲労割れを採用

情報を見えないようにすることと、溶接線を透過させない探傷が行えないように、SCCが付与されている側の母材部、端部及び内面全体をFig. 7の写真に示すような、マスキングをして試験に提供した。

なお、試験体の提供順序は口径及び深さを問わず、ランダムで行うと共に、途中の時点で無欠陥の試験体を挿んで提供した。

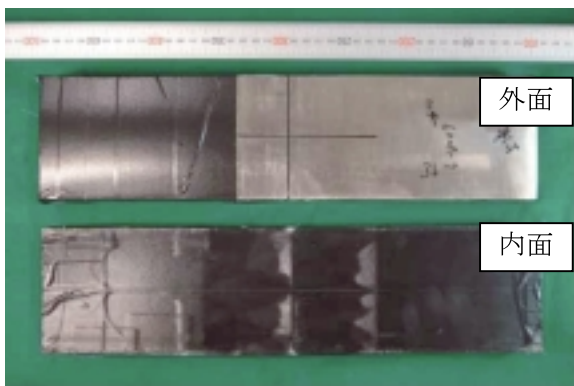


Fig.7 試験体マスキング状況写真

### 3.3 試験会場と監視体制

試験会場は、発電技検の溶接・非破壊検査技術センター2号館1階の、約70m<sup>2</sup>のエリアをパーティションで2分割し、相互を隔離した状態でTVカメラによる常時監視と発電技検アカデミー職員による立会の下で実施した。

### 3.4 適用手法

ステンレス鋼溶接部の溶接線を透過しての、き裂検出は、実機において形状やスペースの条件で、適用できる手法が限定されることを想定し、Table 2に示すように、45°及び60°固定角斜角法と、PA斜角法の3手法を選択した。

超音波のモードは溶接金属に対して透過性の優れた縦波を選択し、周波数は2MHz～4MHzを採用した。

Table 2 実証試験適用手法

探傷手法	A社	B社	備考
PA	縦波		
	横波		150Aに適用 <sup>1</sup>
固定角45°	縦波		
	横波		
固定角60°	縦波		
	横波		150Aに適用 <sup>1</sup>

1: 150A配管の場合、溶接金属を透過する距離が短いことから横波を採用した。

## 4..... 試験結果

### 4.1 検出性 (= 欠陥識別性)

SCCき裂を付与した試験体と、無欠陥の試験体を順不同で探傷した結果、2社共通適用した全ての手法で、誤検出 (= き裂を見逃す、或は無欠陥をき裂有りと判定する誤判定) が無い結果であった。

また、母材部に付与した深さ1mmのEDMノッチをCRTの80%とする基準感度で探傷した結果、全ての手法による全てのSCCき裂は、基準感度の20%以上で検出されており、十分な検出能力を有することが確認された。

検出性の判定を数値化することは困難であるが、き裂からのエコーの識別性 (= ノイズとの分離性) を、Table 3に示すように4段階に分けそれぞれの得点を設定して評価した。

Table 3 検出難易度換算得点

探傷状況	得点
エコー識別明瞭 単独手法で欠陥有無の判断が可能	1.0
エコー識別やや良 単独手法で欠陥有無の判断が可能	0.9
エコー識別不良 他手法と組み合わせで判断が可能	0.5
エコー識別不良 他手法と組み合わせでも判断が不可能	0.0

この評価による、き裂を検出した際のき裂深さと検出性の関係をFig. 8に示す。き裂検出性と試験体の板厚には相関関係は無いが、本研究ではき裂深さ

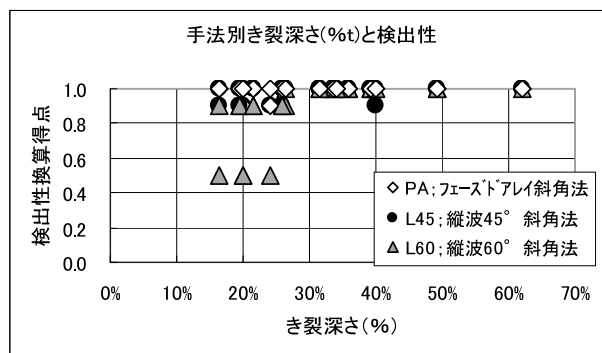


Fig.8 手法別き裂深さと検出性

を絶対値ではなく板厚比(=き裂深さ/板厚×100%)として表現した。また、き裂の面積(半楕円と想定)と検出性の関係をFig. 9に示す。

PA斜角法及び縦波45°斜角法では、実施した全ての試験体のき裂に対して、き裂のエコーが明瞭あるいはやや良の結果が得られ、溶接金属を透過した探傷の有効性を確認できた。しかし、縦波60°斜角法では、比較的浅く長さが短いき裂(き裂面積が狭い)の場合、エコーの識別性が低下する結果であった。

この結果から縦波60°斜角法単独での実機適用は、避けるのが望ましいと考えられる。

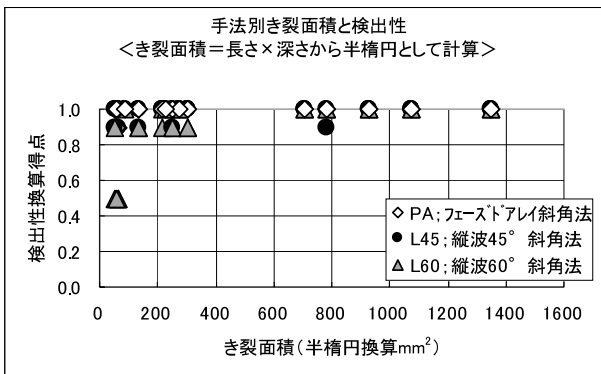


Fig.9 手法別き裂面積と検出性

#### 4.2 き裂長さサイジング

検出された指示の消失点(ノイズとの分離限界点)を元に測定した結果をき裂の長さとし、内面PTによるき裂長さ測定値との比較をFig. 10に示す。また、手法毎の測定値をPTによる測定値を真値としたRMSE及び誤差平均値をTable 4に示す。

UT指示長さのグラフ及び手法別の長さサイジングのRMSE、誤差平均のデータから、実機での適用が想定される全ての手法で良好な結果を得ている。

また、UT指示長さは、評価レベルを信号消失長さ(ノイズレベル)にしたことで、RMSEおよび誤差平均ともに、若干過大評価の傾向を示している。RMSEに関しては米国ASME規格のPD合格基準値(19mm)を満足した結果である。

: ASME Code Sec. X1, App. VIII Supplement 2 (オーステナイト系ステンレス鋼配管継手溶接部に関するPDI認証要件); 長さサイジングのRMSEは欠陥の真の値に対して0.75 in (19mm)以下であること。

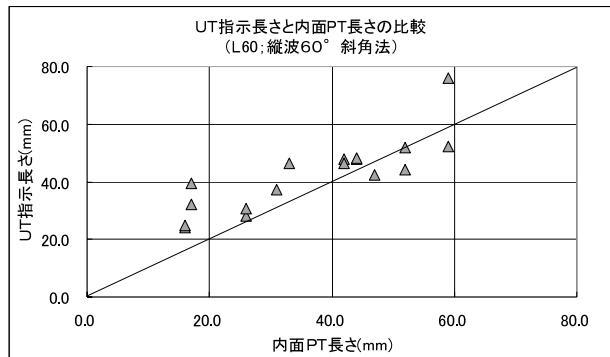
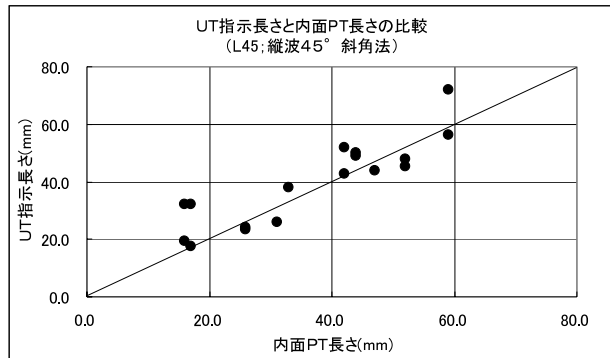
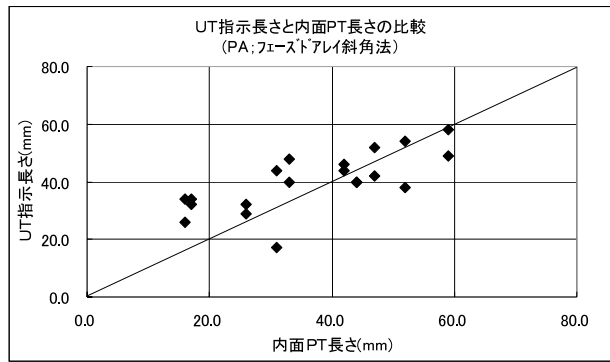


Fig.10 UT指示長さとの比較

Table 4 手法別長さサイジングRMSE及び誤差

探傷方法	RMSE	誤差平均	誤差	
			Max	Min
PA斜角法	10.1	3.3	18.0	-14.0
縦波45°斜角法	7.5	2.9	16.0	-6.6
縦波60°斜角法	9.8	5.7	22.5	-7.8

#### 4.3 長さサイジング

本研究は、探傷不可範囲の低減を目的として、溶接金属を透過した探傷でのき裂の検出を主体に実施した。ただし、き裂が検出された際にはその長さ測定が必要となることから、検出に適用した手法をベースに、き裂長さ測定の可能性を調査した。

溶接金属を透過しての長さ測定値と母材側からのき裂長さ測定値との比較をFig. 11に示す。なお、き

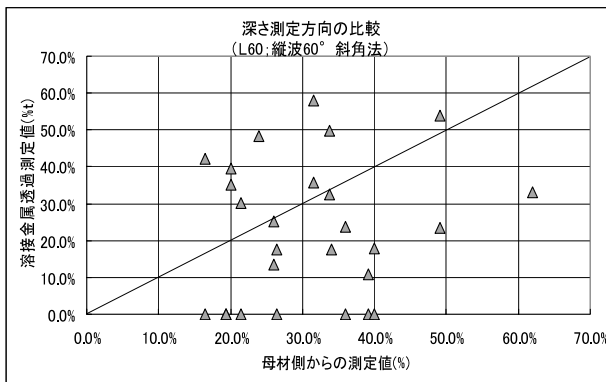
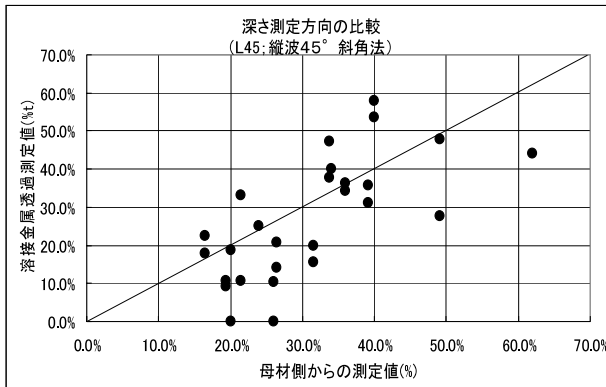
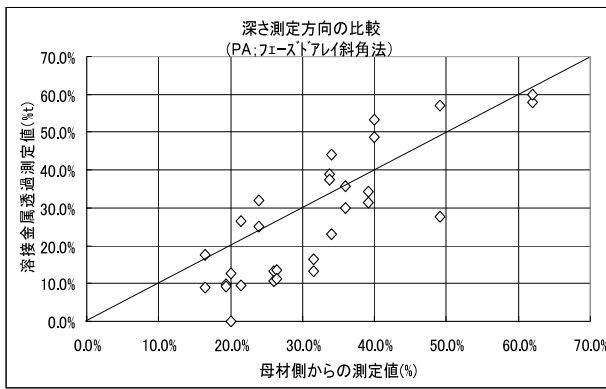


Fig.11 深さ測定方向の比較

裂深さサイジング精度と板厚には明確な関係は無いが、本研究においては、3種類の板厚の試験体による3手法での深さサイジングであることから、便宜上き裂の深さは板厚の比(=き裂深さ/板厚×100%)を用いて表現した。

また、手法毎のRMSE及びき裂の端部を検出できなかった深さ測定不能箇所数をTable 5に示す。

Fig. 11及びTable 5に示す内容から、今回のき裂

Table 5 手法別RMSE等のデータ

	PA	L45°	L60°
RMSE	3.0	3.2	3.7
深さ測定不能箇所数	1	2	7

の検出を目的とした装置による深さ測定の適用性確認においては、多少のばらつきはあるものの全体的に良好な結果が得られたと考えられる。また、深さ測定に特化した探触子の適用などにより、更なる精度向上の可能性はあるが、大まかなき裂深さの推定は、支障なく行えることが確認された。

## 5.....結 言

ステンレス鋼溶接金属を透過した超音波探傷によるき裂の検出には、縦波斜角法を用いることで所期の目的を達成できることを確認した。また、溶接金属を透過してのき裂深さ測定の可能性を確認できた。

発電技検は民間が主体となって実施する非破壊検査の有効性確認試験等において、試験の公平性、透明性の観点から第三者機関として記録の立会レビューに積極的に協力する所存である。

## 参考文献

- 1)「軽水型原子力発電所用機器の供用期間中検査における超音波探傷試験規程」JEAC4207-2008((社)日本電気協会原子力規格委員会)解説-2620-1
- 2)「定期事業者検査における超音波探傷試験の代替措置計画策定について」平成20・02・05 原院第5号
- 3) 米山弘志「オーステナイト系溶接部の超音波探傷」溶接技術1994年10月号
- 4)(独)原子力安全基盤機構「平成16年度原子力発電設備検査技術実証事業に関する報告書(超音波探傷試験における欠陥検出性及びサイジング精度に関するもの)[総括版]平成17年4月



小林輝男



杉林卓也

# 高温高圧純水環境下のNi基600合金用被覆アーク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼすCr濃度の影響

Effect of chromium content on stress corrosion cracking susceptibility of shielded metal arc weld metals for nickel base 600 type alloy in high temperature pressurized water environment

溶接・非破壊検査技術センター 西川 聡  
大阪大学接合科学研究所 池内 建二

The stress corrosion cracking (SCC) susceptibility of the SMAW metals for Inconel alloy 600 to which Cr was added to 14.8-21.4mass% has been investigated on the basis of CBB test in the pressurized hot water (corresponding to the service condition of BWR nuclear power plant), since the TIG weld metal of alloy 82 involving 18-22mass% Cr possesses much better resistance to SCC than the SMAW metal of alloy 182 (Cr content = 13-17mass%). When their Cr contents were increased to the same level as those of the alloy 82, the weld metals of alloy 182 sustained only slight SCCs in the as-welded state, and no crack was detected after the post weld heat treatment (SR+LTA) of stress relief annealing at 620 °C followed by aging at 400 °C. These results suggest that the higher Cr content of the alloy 82 is responsible for its higher resistance to SCC than that of the alloy 182. The Cr carbides precipitated at the grain boundary during the welding and the SR+LTA treatment were also changed from  $M_7C_3$  type to  $M_{23}C_6$  type with the increase in the Cr content. Though the Cr content at the grain boundary in weld metal containing 14.8mass%Cr subjected to the SR+LTA treatment was 3mass%, the Cr content of weld metal containing 18.5mass%Cr was not less than 10mass%. The addition of the Cr to the alloy 182 increased the Cr content in the grain boundary region, suggesting that the intergranular SCC can be suppressed when the Cr content at the grain boundary is not less than 10mass%. In addition to the carbide,  $Ni_{16}(Mn, Cr)_6Si_7$  (G phase) was precipitated at the grain boundary in the alloy 182 containing 18.5mass% Cr when the SR+LTA treatment was applied. TEM-EDS analyses suggested that the G phase was enriched in P, and so could decrease the P content in the grain boundary region. Probably, the decreased P content at the grain boundary due to the precipitation of G phase contributed to the enhancement of the SCC resistance of the Cr-added alloy 182 by the SR+LTA treatment.

**Keywords:** : Stress corrosion cracking, Alloy 182, Alloy 82, Chromium content, Crevice bent beam test, Chromium depletion layer, Phosphorus content, G phase

## 1.....緒 言

原子力発電は地球温暖化の要因となるCO<sub>2</sub>の排出量が非常に少なく、安定した電力を供給することができる。このため、原子力発電プラントを安全に運転することが社会的責務をとっている。しかし、沸騰水型原子炉（BWR）の炉内構造物の一部に用いられているニッケル基600合金用溶接金属に、応

力腐食割れ（SCC）が定期検査で検出されている<sup>1)</sup>。BWRに用いられる600合金用溶接金属は、主として被覆アーク溶接金属である182合金と、ティグやサブマージアーク溶接金属等の82合金がある。しかし、これまでに国内のBWRでSCCが検出されているのは182合金であり、82合金ではSCCの発生は報告されていない。また、過去の研究においても82合金は182合金よりSCCの発生寿命が長いことが報告<sup>2,4)</sup>さ



れているため、最近のBWRプラントの炉内構造物ではSCCの発生を防止する目的で、182合金に替わり82合金が多く用いられる傾向にある。SCCは「材料」、「環境」、「応力」の三要因が重なったときに生じることが知られている。BWR炉水環境下の600合金用溶接金属では、材料要因の一つとしてCr炭化物の粒界析出に伴うCr欠乏層の形成が挙げられている<sup>3,5)</sup>。182合金と82合金では溶接方法以外に規格成分範囲も異なり、JIS規格のCr濃度範囲は、182合金（JIS Z3224 DNiCrFe-3）で13-17mass%の濃度範囲であるのに対し、82合金（JIS Z3334 YNiCr-3）では18-22mass%となっており、82合金の方が182合金よりCr濃度が高く規定されている。また、Nb濃度においても、182合金では1-2.5mass%であるのに対し、82合金では2-3mass%とJISで規定されており、通常用いられる溶接金属では82合金の方が182合金より高いNb濃度の場合が多い。Saitoら<sup>3)</sup>は、82合金における柱状晶粒界のCr濃度は、182合金と比較して高いことを示している。しかし、この原因が82合金のCr濃度が高いことによるものか、またはNb濃度の上昇によりCr炭化物の粒界析出に伴うCr欠乏層の形成が抑制されたためか、どちらが有効かは明らかにされていない。そのため、82合金のSCC感受性が低い理由を明らかにして、182合金も含めた600合金用溶接金属のSCC抑制条件を明らかにすることが重要である。

そこで本研究では、溶接金属中のCr濃度に着目し、Cr濃度が82合金相当の182合金を作製してBWR環境を模擬した高温高圧純水下において、加速させたSCC試験によりCr濃度とSCC感受性との関係を調査した。そして、その原因について主に金属組織学的な観点から検討を加えた。

## 2.....実験方法

### 2.1 評価試験体の作製

製作した試験体の溶接金属の化学組成を供試母材とともにTable 1に示す。標準材（Standard）の化

学成分を基本として、Cr濃度が82合金の規格範囲の下限側である高Cr材1（High Cr 1）と上限側の高Cr材2（High Cr 2）の600合金用被覆アーク溶接試験体を、被覆材の化学成分を調整して製作した。製作した溶接継手の外観写真をFig. 1に示す。深さ6mm、幅13mmの形状に開先加工した600合金板に多パス積層による多重熱サイクルの影響を避けるため、1パスで被覆アーク溶接を行った。溶接条件は溶接棒をプラス極として、直流で電流130A、電圧25V、溶接速度1mm/sとした。製作した溶接試験体にFig. 2で示すように620 で20hrs保持の熱処理（SR）と400 で200hrs保持の低温熱時効（LTA）を行った。前者の620 のSRは、原子炉压力容器の製造時の応力除去焼鈍中にニッケル基合金溶接金属が受ける熱履歴を模擬したもので、後者の400 で実施したLTA<sup>6),7)</sup>は、実機運転温度下で受ける熱履歴の加速条件である。

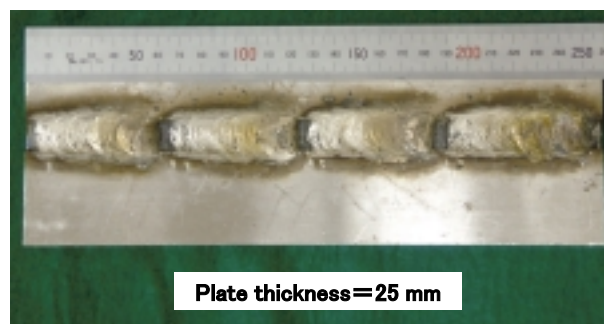


Fig. 1 Appearance of welded joint of the Ni-base alloy from which specimens for the CBB test were cut.

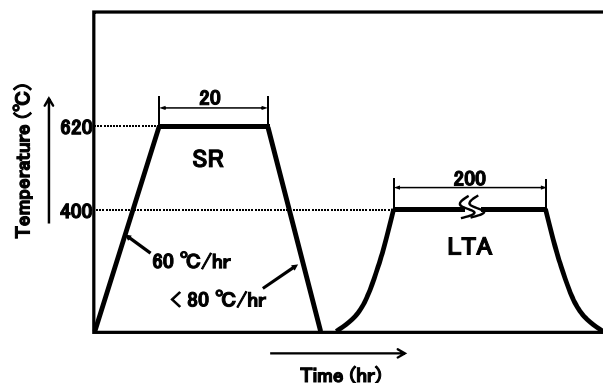


Fig. 2 Thermal cycle of the post weld heat treatment consisting of stress relief tempering (SR) and low temperature aging (LTA).

Table 1 Chemical compositions of the weld metals and the base metal used (mass%)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Nb	Ti	N (ppm)	O (ppm)
Standard	0.069	0.48	5.39	0.012	0.005	69.33	14.80	6.59	1.24	0.62	120	228
High Cr 1	0.059	0.43	5.33	0.011	0.005	66.57	18.50	7.11	1.38	0.49	118	218
High Cr 2	0.057	0.38	4.84	0.011	0.005	64.37	21.44	7.14	1.23	0.38	126	269
Base metal	0.120	0.36	0.28	0.005	0.008	72.89	17.37	6.93	-	0.21	11	5

## 2.2 応力腐食割れ試験

原子力発電プラントの構造材料の応力腐食割れ (SCC) 感受性を評価する試験の一つに、隙間付き定ひずみ曲げ (Crevice bent beam : 以下CBB) 試験<sup>9)</sup>がある。溶接部は繰返しの熱履歴により一定量の熱ひずみを生じることが知られているため、溶接部のSCC感受性を評価する上で、CBB試験が広く行われる<sup>3-5), 9), 10)</sup>傾向がある。そのため、本研究ではCBB試験によりSCC感受性を評価した。製作した試験体の溶接始末端部を避け、ビード表面に近い位置から板厚2mm、幅10mm、長さ50mmの試験片を、溶接線垂直方向に溶接金属が中心となるよう採取した。試験片のビード表面側に相当する10mm×50mmの面をエメリ紙で1500番まで湿式研磨後、1μmのダイヤモンドペーストで鏡面に仕上げ、この面を試験面とした。Fig. 3に試験片を治具にセットした時の模式図を示す。600合金製の治具を用いて、試験片表面に1%の曲げひずみと0.2mmの隙間が一様に付与されるようセットした。CBB試験片数は、各条件につき6枚とした。セットした治具を循環型の高圧高温水試験装置の容器に入れ、BWRの運転温度に相当する288℃で、試験圧力を8MPaとして1000hrs浸漬した。ここで、容器の入口側の水質は、溶存酸素量8ppm、導電率0.1μS/cm以下とした。浸漬後、試験片に5%の曲げひずみを付与して割れを開口させた後、幅方向中央部の断面を鏡面に仕上げ、王水 (硝酸 : 塩酸 : 水 = 1 : 1 : 2) を用いて腐食させた。そして、Fig. 4に示すように溶接金属の割れ深さdを測定して、試験片6枚中の最大深さを求めた。さらに、別報<sup>11)</sup>と同様に深さが30μm以上の割れを十分に進展したSCCと判断し、試験片1枚当りの平均割れ個数を求めた。

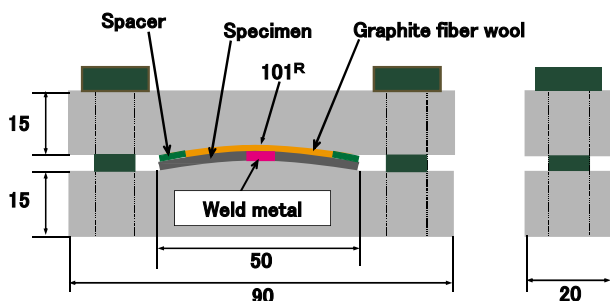


Fig. 3 Schematic set up of the CBB test.

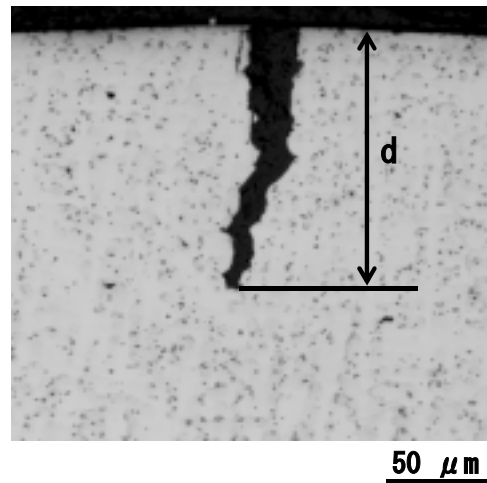


Fig. 4 Definition of crack depth in weld metals after the CBB test.

## 2.3 電気化学的手法を用いた耐粒界腐食性の評価

電気化学的再活性化法 (DL-EPR法) により耐粒界腐食性を評価した。溶接試験体の溶接金属中央から10mm×10mmの面がビード表面となるように板厚2mm、10mm×10mmの試験片を切り出した。そして、試験片の裏面側に銅線をはんだ付けし、ビード表面のみが露出するようにアクリル樹脂で埋め込み、これを試験電極とした。試料は3μmまでのダイヤモンドペーストまで湿式研磨して、計測時の隙間腐食を防止するため、計測面の周囲をパラフィンにより被覆した後、万能投影機を用いて計測面積を測定した。

Kuboら<sup>12)</sup>は、JIS G0580<sup>13)</sup>におけるステンレス鋼のDL-EPR法に用いる0.5mol/l硫酸 ( $H_2SO_4$ ) + 0.01mol/lチオシアン酸カリウム (KSCN) 水溶液を182合金に適用した場合、粒内に激しい腐食が生じて耐粒界腐食性を適切に評価することが困難であると述べている。しかし、KSCNに替えてチオアセトアミド ( $CH_3CSNH_2$ ) を用いると粒内腐食が軽減されて、耐粒界腐食性をより適切に評価できることを報告している。そのため、本研究ではKuboらの結果を参考にして、0.25mol/l  $H_2SO_4$  + 0.01mol/l  $CH_3CSNH_2$  水溶液を電解液に用いた。500mlの電解液に30±1で25ml/sの流量のアルゴンを1hr以上流すことによって脱気を行い、試験溶液とした。飽和カロメル電極を照合電極として、自然電位からアノード方向に1.67mV/sで電位を掃引させた。そして0.3V vs. SCEで120s保持した後に電流値が0になるまで逆方向に

同じ速度で電位を掃引させた。このときに得られた電流値を計測面積で除して電流密度とした。なお、計測中は電解槽の上部からアルゴンガスを流し続け、試験溶液は毎回交換した。Fig. 5に計測結果の一例を示す。自然電位である-0.33V vs.SCEからアノード方向に電位を掃引させると電流密度が上昇して活性態を示す。しかし、0.19V vs. SCEで電流密度が急激に減少して不動態を示し、0.3V vs. SCEでは不動態皮膜が試験片表面に形成される。そして、カソード方向掃引時に不動態皮膜の形成が不十分な部位は再活性化して電流密度が増加する。ここで、耐粒界腐食性のパラメータとして再活性化率R(%)を求めた。R値はアノード分極時の極大電流密度 $I_a$ と再活性化時の極大電流密度 $I_r$ の比で表わされる。

$$R = I_r / I_a \times 100 \dots (1)$$

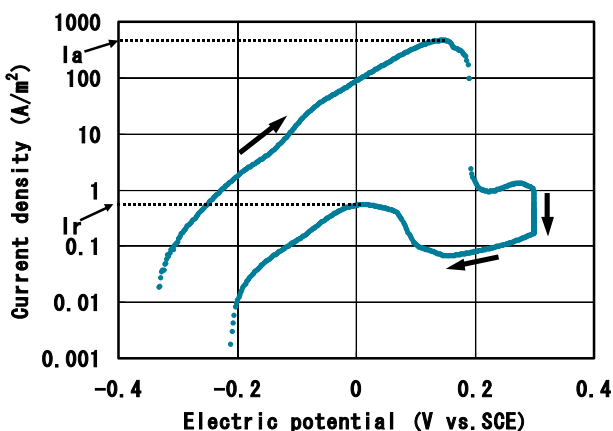


Fig. 5 Relationship between current density and electric potential during a DL-EPR test for a standard weld metal in the as-welded state.

## 2.4 硬さ計測

2.2節の応力腐食割れ試験後のCBB試験片表面近傍のマイクロビッカース硬さを荷重9.8Nで計測した。

## 2.5 引張試験

Fig. 1で示した溶接試験体より、板状の引張試験片をビード表面側に寄せて、溶接線直交方向が荷重引張方向となるように試験片を採取した。引張試験片の形状をFig. 6に示す。標点間の領域全てが溶接金属になるよう試験片を作製した。そして、精密万能試験機を用いて大気中で試験温度288℃、標点間

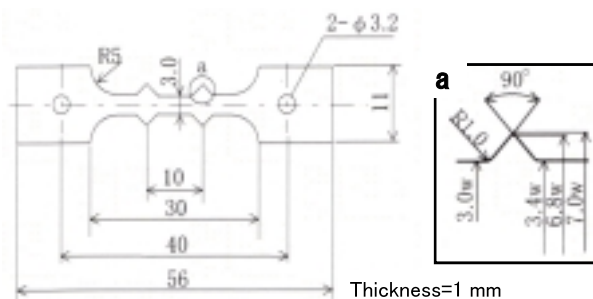


Fig. 6 Schematic diagram of the tensile test specimen.

ひずみ速度 $5 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ で引張試験を行った。

## 2.6 金属組織評価

溶接金属部の組織観察は光学顕微鏡、および電界放出型透過型電子顕微鏡 (FE-TEM) を用いて行った。FE-TEMによる組織観察では、抽出レプリカ法による析出物の同定、および薄膜試験片による柱状晶粒界近傍の元素分布の分析を行った。加速電圧は200kVで、元素分布の調査のためのEDS分析時のビーム径は約1nmである。また、熱力学的平衡状態計算ソフトウェアThermo-Calc<sup>(14)</sup> Ver.SとSGTE固溶体データベースVer.4 (SSOL4)を用いて状態図を作成し、観察された金属組織の評価を行った。

## 3.....実験結果および考察

### 3.1 応力腐食割れ感受性に及ぼすCr濃度の影響

Fig. 7にAWでの高Cr材1に発生したSCCを示す。発生したSCCは柱状晶粒界を起点として、柱状晶粒界に沿って進展するIGSCCであり、AWでの高Cr材2に発生したSCCも同様の傾向を示した。別報<sup>(15)</sup>

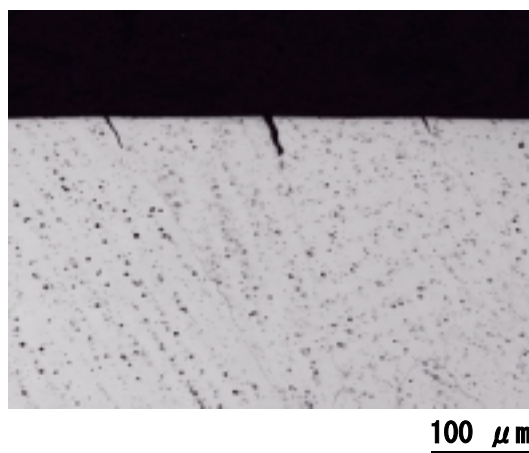


Fig. 7 Optical micrographs of SCCs observed in a cross section of a CBB test specimen (high Cr 1 weld metals in the as-welded state).

で示したように、標準材で観察されたSCCもIGSCCとなることから、本研究で用いた溶接金属に発生するSCCのほとんどはIGSCCだと言える。Cr濃度の変化に伴う最大割れ深さをFig. 8に、試験片1枚当りの平均割れ個数をFig. 9に示す。SR+LTA処理を受けた溶接金属では、Cr濃度が14.8mass%の標準材で高いSCC感受性を示した。しかし、82合金相当のCr濃度を有する高Cr材1と高Cr材2にSCCの発生は見られず、SCC感受性は低かった。また、溶接のまま(AW)ではCr濃度の増加でSCC感受性にほとんど変化は見られず、割れ深さはSR+LTA処理を受けた標準材と比較して浅く、個数も少なかった。し

たがって、182合金も82合金と同等のCr濃度にすればAW, SR+LTA処理を受けた場合ともにSCC感受性は低いと判断できることから、82合金のSCC感受性が182合金より低い理由の一つとして、Cr濃度が182合金より高いことが考えられる。

### 3.2 Cr濃度と耐粒界腐食性との関係

3.1節で示したCr濃度とSCC感受性との関係を明らかにするため、耐粒界腐食性に着目し、電気化学的手法を用いて調査した。Fig. 10にCr濃度と再活性化率R(式1参照)との関係を示す。AWではR値は極めて低く、Cr濃度の増加でR値はほとんど変

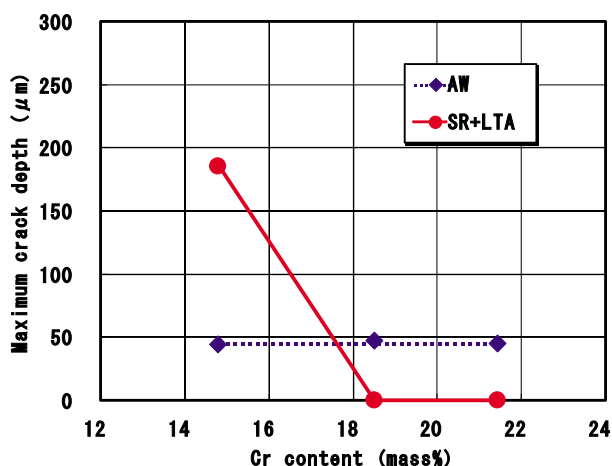


Fig. 8 Effect of Cr contents on the maximum crack depth observed after the CBB test in the as-welded specimens and specimens subjected to the SR+LTA treatment.

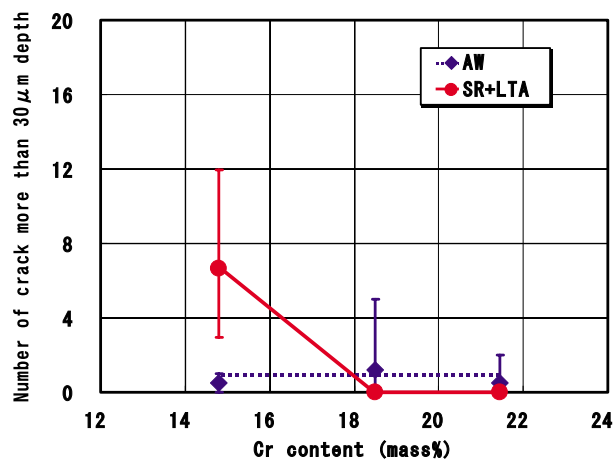


Fig. 9 Effect of Cr contents on the number of SCCs more than 30 μm in depth observed after the CBB test in the as-welded specimens and specimens subjected to the SR+LTA treatment.

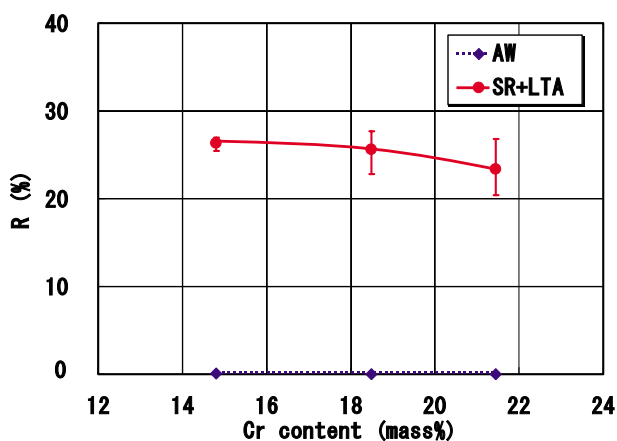


Fig. 10 Effect of Cr contents on R value (see eq.(1)) for the as-welded specimens and specimens subjected to the SR+LTA treatment.

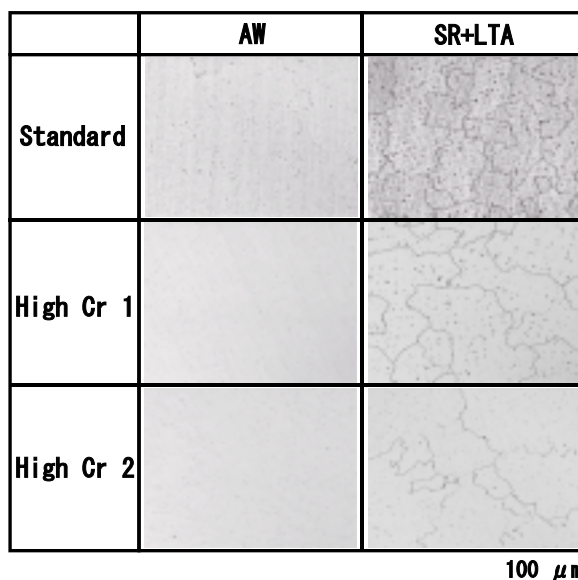


Fig. 11 Optical micrographs of weld metals observed after sweeping to cathode direction after maintaining for two minutes to 0.3V vs. SCE in the as-welded specimens and specimens subjected to the SR+LTA treatment.

化しなかった。しかし、SR+LTA 処理を受けるとR 値は25%近くに上昇し、Cr 濃度の増加でR 値はわずかに低下する傾向が見られた。Fig. 11 にR 値と耐粒界腐食性との関係を明らかにするため、0.3V vs. SCE で120s 保持により試験片表面に不動態皮膜を形成させ、電流密度が0 になるまでカソード方向に電位を掃引させた後の表面観察結果を示す。AW, SR+LTA 処理を受けた場合ともにCr 濃度の増加で粒界腐食が軽減される傾向が見られた。したがって、SR+LTA 処理を受けた溶接金属がCr 濃度の増加とともにR 値が低下したのは粒界腐食の軽減によるものと考えられ、R 値と耐粒界腐食性は相関があると言える。このことから、別報<sup>11)</sup> で述べたようにSR+LTA 処理を受けた標準材のSCC 感受性が高いのは、耐粒界腐食性が低いためと考えられる。しかし、SR+LTA 処理を受けた高Cr 材1 と高Cr 材2 では、標準材よりR 値で見た耐粒界腐食性はわずかに高い程度であったが、SCC 感受性は標準材より大幅に低下した。

### 3.3 応力腐食割れ感受性と金属組織との関係

3.1 節より、SR+LTA 処理を受けた高Cr 材1 と高Cr 材2 はほぼ同じSCC 感受性を有していたことから、標準材と高Cr 材1 とを比較して、SR+LTA 処理を受けた高Cr 材1 のSCC 感受性が低い理由を検討した。一般にSCC は「材料」、「環境」、「応力」の三要因が重なったときに発生することが知られている。環境は一定の条件で試験しているため、「応力」が

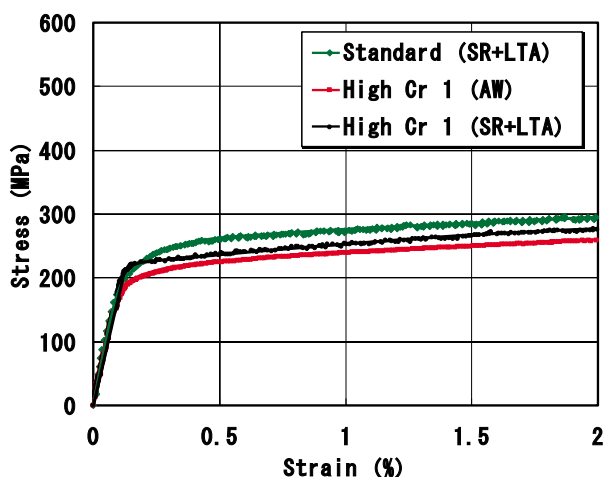


Fig. 12 Stress-strain curves of weld metals at 561 K in air atmosphere.

SCC 感受性に及ぼす影響について検討する。Fig. 12 にSR+LTA 処理を受けた標準材と高Cr 材1、およびAW での高Cr 材1 の288 での引張試験結果を示す。SR+LTA 処理を受けた高Cr 材1 の1%ひずみでの負荷応力は253MPa であり、SR+LTA 処理を受けた標準材の273MPa と比較して、その差は僅か20MPa 程度であった。そのため、SR+LTA 処理を受けた標準材と高Cr 材1 の1%ひずみでの負荷応力に有意な差は無く、CBB 試験時の試験片表面に負荷されていた応力はほぼ同じと判断できる。なお、AW の高Cr 材1 は1%ひずみでの負荷応力が239MPa であり、高Cr 材1 はSR+LTA 処理を受けた場合、1%ひずみでの負荷応力に大きな変化は見られなかった。Fig. 13 に溶接金属のCr 濃度と硬さとの関係を示す。Cr 濃度の増加、およびSR+LTA 処理の有無に関わらず硬さに大きな変化は見られなかった。同じ600 合金用溶接金属で硬さがほとんど同じであれば、1%のひずみを付与するのに要する応力はほぼ同じになることが想定されるため、本研究で用いた溶接金属は、CBB 試験時の試験片表面に負荷される応力に有意な差は無いと思われる。

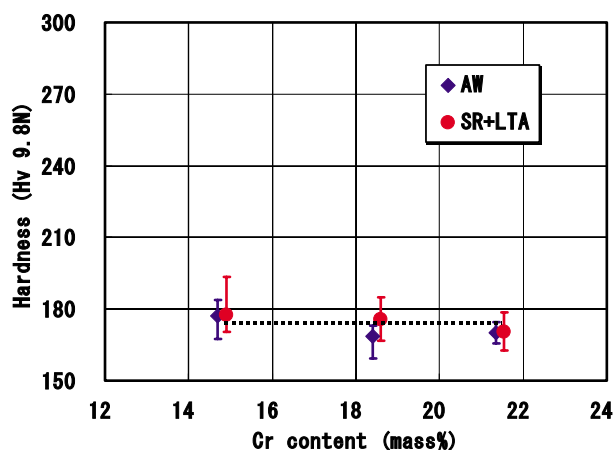


Fig. 13 Effect of Cr contents on the hardness of the specimens in the as-welded state and those subjected to the SR+LTA treatment.

以上より、SR+LTA 処理を受けた高Cr 材1 と高Cr 材2 のSCC 感受性が低いのは、CBB 試験時の試験片表面に負荷される応力が特に低いためでは無いと思われることから、SCC の三要因である「材料」の要因から検討した。Fig. 14 にSR+LTA 処理を受けた標準材の抽出レプリカによる柱状晶粒界のTEM 観察結果を示す。また、Fig. 15 にSR+LTA 処理を

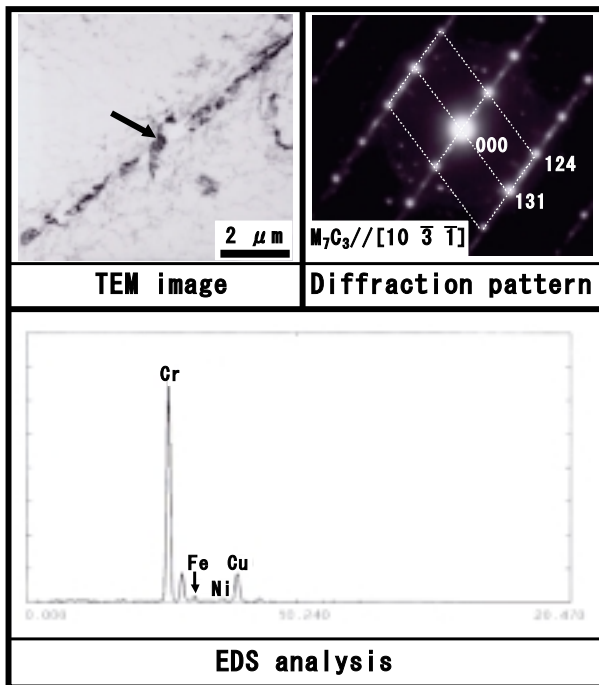


Fig. 14 TEM micrograph observed in a standard weld metal subjected to the SR+LTA treatment. The diffraction pattern, which could be indexed as (10 3 T) plane of  $M_7C_3$ , was taken from the field indicated by the arrow in the bright field image.

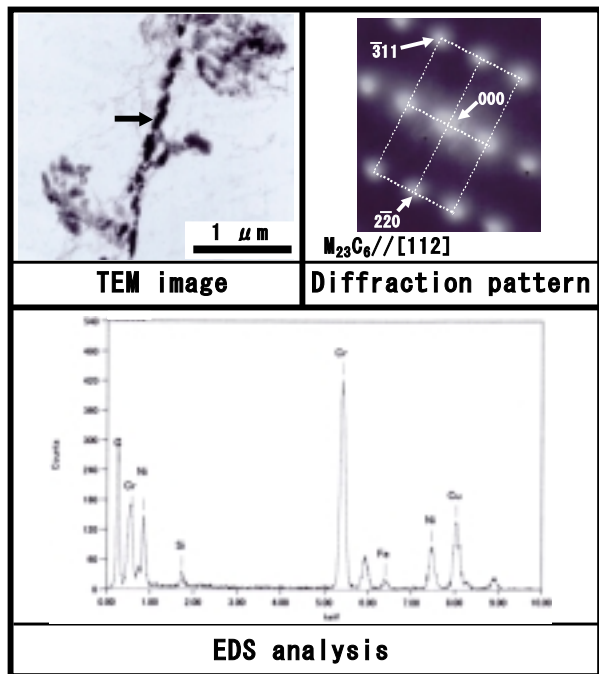


Fig. 15 TEM micrograph observed in a high Cr 1 weld metal subjected to the SR+LTA treatment. The diffraction pattern, which could be indexed as (1 1 2) plane of  $M_{23}C_6$ , was taken from the field indicated by the arrow in the bright field image.

受けた高Cr材1について示す。SR+LTA処理を受けた標準材は、柱状晶粒界に大きさが0.1 ~ 0.5 μmの析出物が観察され、EDS分析と電子線回折像より、

Crを主体とした $M_7C_3$ と同定された。一方、SR+LTA処理を受けた高Cr材1は、柱状晶粒界に大きさが0.1 ~ 0.5 μmの析出物が緻密に析出しているのが観察され、EDS分析と電子線回折像より、Crを主体とした $M_{23}C_6$ と同定された。したがって、SR+LTA処理を受けた高Cr材1の柱状晶粒界に析出する炭化物は、標準材と種類が異なった。この理由を明らかにするため、Thermo-Calcを用いて状態図を作成し、Cr濃度の増加に伴う炭化物の種類の変化を調査した。Fig. 16に標準材、高Cr材1、および高Cr材2の平均化学成分であるNi-0.062mass% C -0.43mass% Si -5.19mass% Mn -0.011mass% P -0.005mass% S -6.95mass% Fe -1.28mass% Nb -0.5mass% Ti合金の状態図を示す。なお、計算結果において微量の $M_3P$ とFeSが全領域に存在したが、これらは組織観察で確認されなかったため、状態図から除外した。SR温度に相当する620 °Cでは、Cr濃度が12.7mass%で $M_7C_3$ から $M_{23}C_6$ に炭化物の種類が変化した。したがって、Cr濃度の増加で炭化物が $M_7C_3$ から $M_{23}C_6$ に変化したのは、状態図から見て妥当と判断できる。しかし、 $M_7C_3$ が析出した標準材のCr濃度は14.8mass%であり、状態図では $M_{23}C_6$ が存在する。観察された炭化物と異なる理由として、柱状晶粒界近傍では凝固偏析によりCr濃度が平均濃度より低くなる場合があること、さらに炭化物の種類の変化を定量的に把握するにあたり、本計算では十分な精度が得られない可能性がある。Fig. 17にSR+LTA処理を受けた標準材と高Cr材1の柱状晶粒界近傍におけるCr濃度分布を、FE-TEMによりEDS分析した結果を示す。なお、両溶接金属の柱状

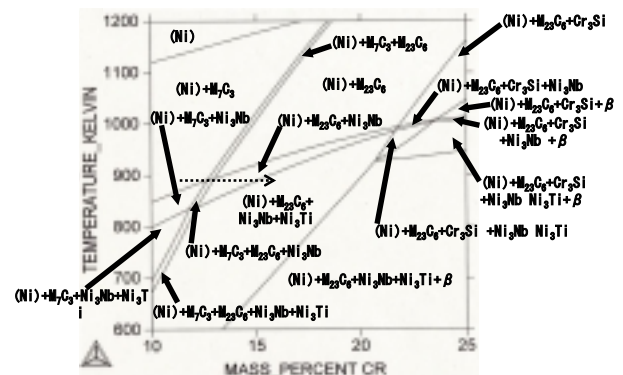


Fig. 16 Phase diagram of the Ni-0.062mass% C -0.43mass% Si -5.19mass% Mn -0.011mass% P -0.005mass% S -6.95mass% Fe -1.28mass% Nb -0.5mass% Ti system alloy.

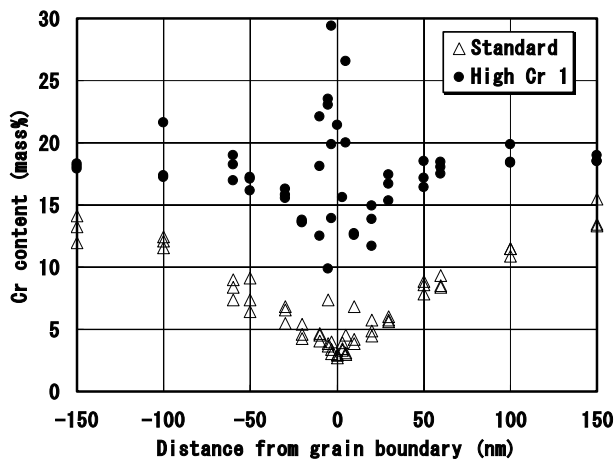


Fig. 17 Distribution of Cr contents across grain boundaries in standard and high Cr 1 weld metals subjected to the SR+LTA treatment.

晶粒界近傍のCr濃度差を明確に示すため、30mass%までを表示している。高Cr材1は $M_{23}C_6$ が柱状晶粒界で緻密に析出し、分析領域に炭化物が含まれたために柱状晶粒界のCr濃度が上昇し、最大で72.9mass%を示した。柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度は、SR+LTA処理を受けた標準材で3mass%、高Cr材1では10mass%になっており、高Cr材1の方が標準材より柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度が高くなる傾向が見られた。したがって、SR+LTA処理を受けた溶接金属がCr濃度の増加でSCC感受性が低下した理由として、柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度が上昇したことが考えられる。Hamadaら<sup>16)</sup>の報告によると、600合金では改良ASTM G28試験（沸騰させた硫酸+硫酸第二鉄水溶液に浸漬）により、Cr濃度が14mass%未満で耐食性が劣るとしている。さらに、Briantら<sup>17)</sup>は600合金で沸騰硝酸試験を行い、炭化物の析出によりCr濃度が12mass%以下になると耐粒界腐食性が大幅に低下するとしている。しかし、本研究のSCC試験条件では、硬さがFig. 13で示した程度であれば、柱状晶粒界近傍のCr濃度が10mass%以上でSCCの発生は抑制され则认为される。

### 3.4 SR+LTA処理を受けた高Cr材1と高Cr材2のSCC感受性がAWより低い理由

Fig. 8, および9で示したように、高Cr材1と高Cr材2はAWにおいてSCCの発生がわずかに認められたが、SR+LTA処理を受けた場合にSCCは発生せず、SCC感受性はAWよりさらに低下する傾向が見

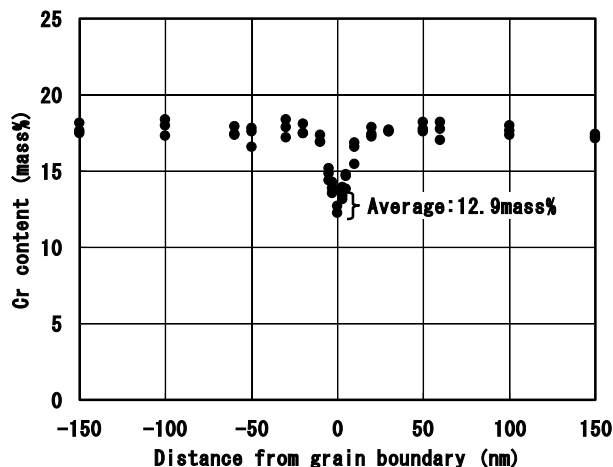


Fig. 18 Distribution of Cr contents across a grain boundary in a high Cr 1 weld metal of the as-welded state.

られた。Fig. 12より、高Cr材1のCBB試験時の試験片表面に負荷される応力はAW、およびSR+LTA処理を受けた場合ともほぼ同じと見なせることから、柱状晶粒界近傍のCr濃度に着目した。Fig. 18に高Cr材1のAWにおける柱状晶粒界近傍のCr濃度分布を、FE-TEMによりEDS分析した結果を示す。柱状晶粒界から10nmの領域でCr欠乏が生じ、柱状晶粒界の平均Cr濃度は12.9mass%であった。Fig. 19に高Cr材1のAWにおける抽出レプリカによる柱状晶粒界のTEM観察結果を示す。柱状晶粒界に大き

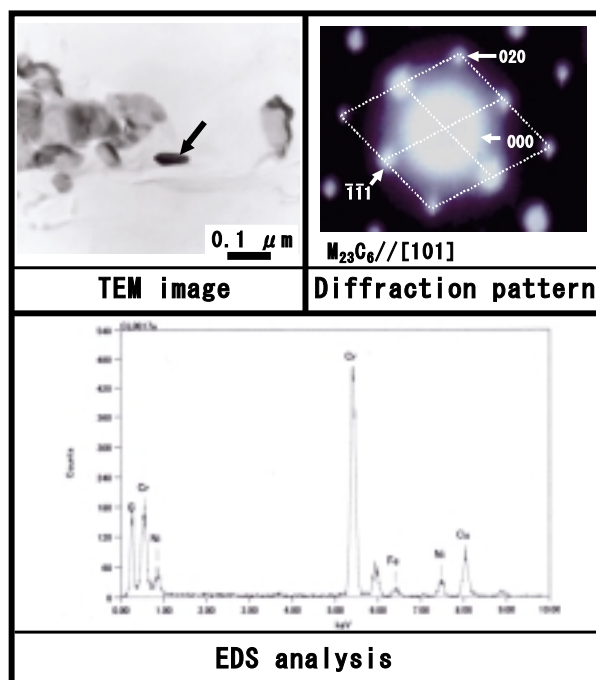


Fig. 19 TEM micrograph observed in a high Cr 1 weld metal of the as-welded state. The diffraction pattern, which could be indexed as (1 0 1) plane of  $M_{23}C_6$ , was taken from the field indicated by the arrow in the bright field image.

さが0.1 μ mの析出物が観察され、EDS分析と電子線回折像より、Crを主体としたM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>と同定された。したがって、高Cr材1は溶接時にM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>が柱状晶粒界に析出し、その周囲にCr欠乏が生じて柱状晶粒界のCr濃度が12.9mass%まで低下したと考えられる。しかし、3.3節で示したように、柱状晶粒界のCr濃度が10mass%以上であればSCCは抑制されることから、高Cr材1のAWではSCCの発生を抑制するのに十分なCr濃度を有している。そのため、高Cr材1がSR+LTA処理を受けるとAWよりさらにSCC感受性が低下するのは別の要因が考えられることから、SCCが発生しなかったSR+LTA処理を受けた高Cr材1の柱状晶粒界を詳細に観察して、その理由を明らかにすることを試みた。Fig. 20にSR+LTA処理を受けた高Cr材1の抽出レプリカによる柱状晶粒界のTEM観察結果を示す。柱状晶粒界にM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>とほぼ同じ大きさである0.1 ~ 0.5 μ mの析出物がM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の近傍で析出しているのが観察され、EDS分析と電子線回折像より、この析出物はNi<sub>16</sub>(Cr, Mn)<sub>6</sub>Si<sub>7</sub>(G相)と同定された。そして、EDS分析よりG相から高濃度のPが検出された。Fig. 21に高Cr材1のAWでの柱状晶粒界近傍におけるP濃度分布を、FE-TEMに

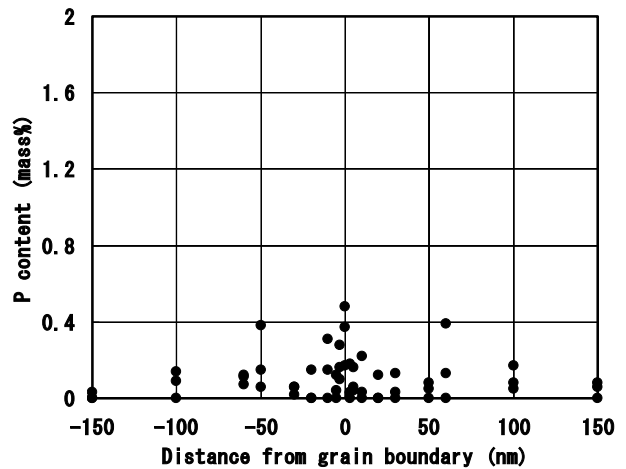


Fig. 21 Distribution of P contents across a grain boundary in a high Cr 1 weld metal of the as-welded state.

よりEDS分析した結果を示す。AWでは柱状晶粒界でP濃度がわずかに高くなり、柱状晶粒界にPが偏析する傾向が見られた。また、AWでは柱状晶粒界近傍にG相の析出は見られなかったことから、柱状晶粒界に偏析したPがSR+LTA処理を受けて析出したG相に取り込まれたものと考えられる。これまでに、溶接金属中のP濃度の増加によりSCCの進展速度が速まることが報告<sup>7)</sup>されていることから、柱状晶粒界に偏析したPはSCC感受性に対して悪影響を及ぼす可能性がある。したがって、柱状晶粒界のCr濃度が10mass%以上であるにも関わらず高Cr材1のAWにSCCがわずかに発生したのは、柱状晶粒界に偏析したPの寄与が考えられる。そして、柱状晶粒界に偏析したPがSR+LTA処理を受けて析出したG相に取り込まれたため、SR+LTA処理を受けた高Cr材1のSCC感受性はAWよりさらに低下したものと考えられる。なお、SR+LTA処理を受けた標準材の柱状晶粒界にG相の析出は見られなかった。そのため、Fig. 10で示したようにCr濃度の増加に伴うR値で見た耐粒界腐食性の上昇はわずかであったが、SCC感受性が大幅に低下した理由の一つとして、G相析出によるPの取り込みが挙げられるであろう。一方、Fig. 8とFig. 9で示したように、高Cr材2のSCC感受性はAW、SR+LTA処理を受けた場合ともに高Cr材1とほとんど同じであることから、SR+LTA処理を受けた高Cr材2は高Cr材1と同じ機構でSCC感受性がAWより低下したと考えられる。

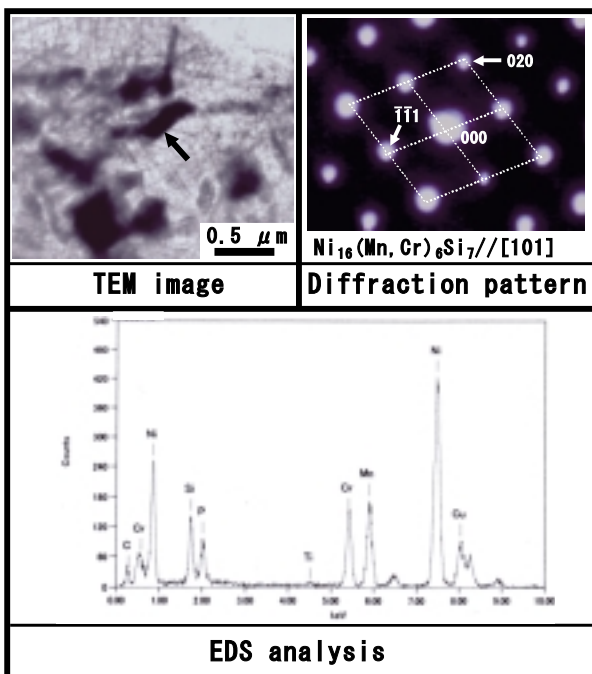


Fig. 20 TEM micrograph observed in a high Cr 1 weld metal subjected to the SR+LTA treatment. The diffraction pattern, which could be indexed as (1 0 1) plane of Ni<sub>16</sub>(Mn, Cr)<sub>6</sub>Si<sub>7</sub> (G phase), was taken from the field indicated by the arrow in the bright field image.



以上より、G相は柱状晶粒界に偏析するPを取り込む効果があり、G相の析出でSCC感受性はさらに低下することが明らかとなった。

#### 4.....結 論

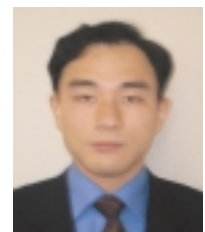
本研究では、182合金ベースでCr濃度を变化させた被覆アーク溶接試験体を製作し、溶接のまま(AW)と実機溶接部で適用される応力除去焼鈍を想定した620 °での熱処理、および実機使用温度の加速条件を想定した400 °での低温熱時効から成る熱処理(SR+LTA)を与え、288 °の高温高圧純水環境下での応力腐食割れ(SCC)試験を行い、SCC感受性に及ぼすCr濃度の影響を調査したものである。以下に得られた結果をまとめる。

- (1) 182合金も82合金と同等のCr濃度にすればAW, SR+LTA処理を受けた場合ともにSCC感受性は低かった。したがって、82合金のSCC感受性が低い理由の一つとして、Cr濃度が182合金より高いことが挙げられる。
- (2) SR+LTA処理を受けた溶接金属の柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度は、SCC感受性が高いCr濃度が14.8mass%の溶接金属で3mass%、SCCの発生が見られないCr濃度が18.5mass%の溶接金属で10mass%となり、Cr濃度の増加で柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度が高くなった。したがって、SR+LTA処理を受けた溶接金属がCr濃度の増加でSCC感受性が低下した理由として、柱状晶粒界近傍の最低Cr濃度が上昇したことが考えられる。
- (3) SR+LTA処理を受けたCr濃度が18.5mass%の溶接金属の柱状晶粒界では、Crを主体とする $M_{23}C_6$ とともに $Ni_{16}(Cr, Mn)_6Si_7$ (G相)が析出した。G相から高濃度のPが検出されたことから、柱状晶粒界に偏析したPがSR+LTA処理を受けて析出したG相に取り込まれたため、SR+LTA処理を受けたCr濃度が18.5mass%の溶接金属はAWよりさらにSCC感受性が低下したと考えられる。

#### 参考文献

- 1) 青木孝行, 服部成雄, 安齋英哉, 住本秀樹: BWR環境下で長期間使用されたニッケル基合金の応力腐食割れ, 保全学, 4-1 (2005), 34-41.
- 2) R. A. Page: Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 and 690 and Nos. 82 and 182 Weld Metals in High Temperature Water, Corrosion, 39-10 (1983), 409-421.
- 3) N. Saito, S. Tanaka and H. Sakamoto: Effect of Corrosion Potential and Microstructure on the Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Nickel-Base Alloys in High-Temperature Water, Corrosion, 59-12 (2003), 1064-1074.
- 4) 鈴木俊一, 福田俊彦, 国谷治郎, 山内清, 中城憲行: 高温純水中におけるAlloy600, 182及び82の粒界型応力腐食割れ挙動, 材料と環境2000講演集(2000), 87-90.
- 5) 山内清, 浜田幾久, 岡崎朝彰, 横野智美: 安定化パラメータのコントロールによるニッケル基溶接金属の耐粒界腐食性並びに耐粒界型応力腐食割れ性の向上, 防食技術, 35 (1986), 605-615.
- 6) P. L. Andresen: Observation and Prediction of the Effects of Water Chemistry and Mechanics on Environmentally Assisted Cracking of Inconels 182 Weld Metal and 600, Corrosion, 44-6 (1988), 376-385.
- 7) L. G. Ljungberg and M. Stigenberg: Stress Corrosion Cracking Propagation in Low-strength Nickel-base Alloys in Simulated BWR Environments, 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactor, (1997), 704-711.
- 8) M. Akashi and T. Kawamoto: The Effect of Molybdenum Addition on SCC Susceptibility of Stainless Steels in Oxygenated High Temperature Water, Boshoku Gijyutu, 27 (1978), 165-171.
- 9) 近崎充夫, 国谷治郎: 冷間加工とレーザー照射により表面再結晶した溶接金属 Alloy 182の耐食性, 材料と環境, 52-11 (2003), 588-593.
- 10) 片山義紀, 坪田基司, 坂本博司: ニッケル基溶

- 接金属の高温水中SCC感受性に及ぼす加工の影響，材料と環境2005講演集(2005), 107-108.
- 11) 西川聡，堀井行彦，池内建二: 高温高圧純水環境下の600合金用被覆アーク溶接金属の応力腐食割れ感受性に及ぼすC, Nbの影響，溶接学会論文集，27-3(2009), 247-260.
- 12) T. Kubo, N. Saito, H. Sakamoto and S. Tanaka: Evaluation of Sensitization of Ni-base Weld Metal by the EPR Method, 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors, August 5-9, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA, on CD-ROM.
- 13) 日本規格協会: ステンレス鋼の電気化学的再活性化率の測定方法，JIS G0580-2003(2009).
- 14) B. Sundman, B. Jansson and J-O. Andersson: The Thermo-Calc databank system, CALPHAD, 9-2(1985), 153-190.
- 15) 西川聡，堀井行彦，池内建二: 高温高圧純水環境下の600合金用被覆アーク溶接金属の応力腐食割れ形態, 溶接学会論文集，27-1(2009), 67-72.
- 16) I. Hamada and K. Yamauchi: Intergranular Corrosion Resistance of Ni-Cr-Fe Alloy 82 Weld Metals Overlaid on a Low-Alloy Steel with Wide-Strip Electrodes, Corrosion, 59-2(2003), 181-188.
- 17) C. L. Briant, C. S. O' toole and E. L. Hall: The Effect of Microstructure on the Corrosion and Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in Acidic and Neutral Environments, Corrosion, 42-1(1986), 15-27.



西川 聡

# 相変態を考慮したクラッド溶接部の残留応力解析

## Residual stress analysis considering phase transformation for cladding

溶接・非破壊検査技術センター 水野亮二，西川 聡

Low alloy steel transforms phases on welding thermal cycle. Mean thermal expansion coefficient, yield stress and work hardening coefficient were measured on simulated welding thermal cycle for low alloy steel. Based on these results, physical properties taking account of phase transformation were determined for residual stress analysis. Using these physical properties, residual stresses for dissimilar metal cladding with low alloy steel base metal and Ni-based alloy weld metal were analyzed. Residual stress of heat affected zone using thermal expansion coefficient with phase transformation was compressive, but one using the coefficient without phase transformation was tensile.

**Keywords:** Residual stress, cladding, low alloy steel, phase transformation, heat affected zone (HAZ)

### 1.....緒 言

低合金鋼製の原子炉压力容器はNi基合金により内面クラッド溶接が施される。クラッド溶接部の長期健全性評価における SCC き裂進展評価のためには、残留応力分布を精度よく把握することが重要であり、その方法の一つとして FEM（有限要素法）解析が用いられる。低合金鋼の溶接熱影響部は Ac1 変態点温度以上に加熱されるため相変態する。相変態するため溶接残留応力に及ぼす影響が大きいと考えられる熱膨張係数、降伏応力、加工硬化係数の材料物性値も変化する。しかしながら、FEM 解析により残留応力を評価する場合、これらの相変態による材料物性値の変化、特に冷却時の変化を考慮して解析を行った報告例は、必ずしも多くない。本研究では、低合金鋼母材と Ni 基合金の異材クラッド溶接部の溶接中の低合金鋼溶接熱影響部の溶接熱サイクルを測定し、その溶接熱サイクルにおける熱膨張係数及び降伏応力、加工硬化係数を測定し求めた。低合金鋼溶接熱影響部の相変態を考慮した熱膨張係数、

降伏応力、加工硬化係数を用いて残留応力解を行い、これら材料物性値が低合金鋼溶接熱影響部の溶接残留応力に及ぼす影響についての感度解析を行った。

### 2.....クラッド溶接試験体の作製

溶接試験体は Fig. 1 に示すように、167 × 226 × 410mm の低合金鋼 SQV2A にサブマージアーク溶接により Ni 基 600 合金を 2 層 6 パス積層し作製した。Table 1 に用いた SQV2A の化学組成を示す。溶接条件は、幅 75mm の带状電極を用い電流 1250A，電圧

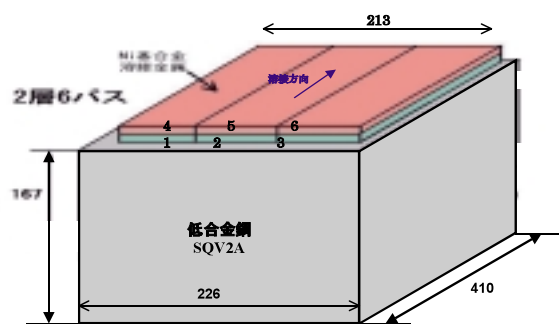


Fig.1 Weld sample for cladding.

Table 1 Chemical composition of SQV2A. (wt%)

C	Si	Mn	Ni	Mo	P	S
0.2	0.27	1.47	0.66	0.55	0.01	0.008

27V, 溶接速度 18cm/min, 予熱 116 , パス間温度 141 である。溶接時に低合金鋼の溶接熱サイクルを熱電対を用いて測定した。Fig. 2 に 1 層目を溶接した時の低合金鋼の溶接熱サイクルを示す。

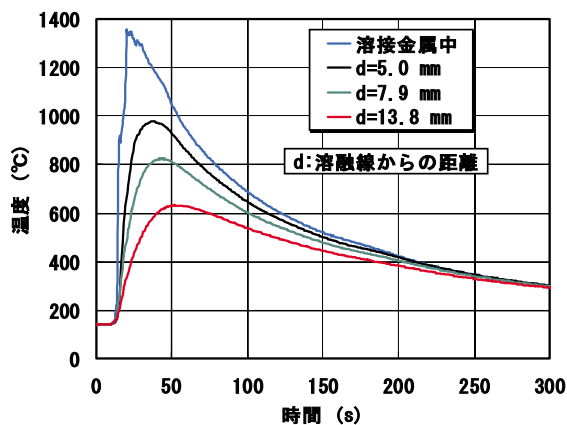


Fig.2 Thermal cycle on welding 1st layer.

### 3.....材料物性値の測定

測定した溶接熱サイクルを基に、低合金鋼部が溶接中に受ける 2 パスの溶接熱サイクルを検討し、種々の 2 パスの熱サイクルを付与した時の熱膨張係数及び引張特性を測定した。Fig. 3 に物性値測定時の熱サイクルの一例を示す。熱膨張係数の測定は、熱サイクル付与時の試験片の伸びを測定し求めた。熱膨張係数の測定では、試験体作製時の熱サイクル (800 ~ 500 までの平均冷却速度 2.7-3.2 /s) に加えて、それより速い冷却速度 (30-80 /s) の熱サイクルにおいても行った。Fig. 3 中のプロットは引張特性測定のための引張試験を実施した時を示す。引張試験は熱サイクルを付与し、熱サイクル過程で試験温度に達した後、温度を保持し保持後 10s 以内に引張試験を開始し、 $3.3 \times 10^{-3}$ /s のひずみ速度で行った。Fig. 4 に熱膨張係数の測定結果の一例を示す。第 1 サイクルのピーク温度が 1350 の熱サイクルにおける伸びの変化は、加熱過程では 775 で変態が開始し 850 で終了するが、冷却過程ではそれより低温の 500 でベイナイト変態が開始し 400 で

終了した。また、第 2 サイクルのピーク温度 1000 の熱サイクルにおいては、加熱過程での変態温度はピーク温度 1350 の場合と同様であるが、冷却過程の変態開始温度は異なった。このように加熱過程と冷却過程では変態温度が異なり、ピーク温度に対して冷却過程での変態開始温度は異なるので、これらの影響を考慮して各々の過程で測定された熱膨張係数を決定する必要がある。

Fig. 5 に測定結果を基に決定した平均線膨張係数 1 ( 1 ) を示す。冷却過程において変態開始温度のピーク温度依存性を考慮し、ピーク温度 1350 で変態開始温度を 500 とし、ピーク温度 850 で変態開始温度を 550 とした。その間の温度では、ピーク温度に比例した変態開始温度となる。775 と 850 間のピーク温度では、その間の温度比に応じて、加熱過程と冷却過程の平均線膨張係数を比例配分した。試験体作製時の熱サイクルを基に決定した 1 では冷却速度に大きな差が無く変態開始温度も大きな差が無いと考えられるので、冷却速度依存性は考慮しなかった。しかしながら、冷却速度が大きく異なる場合は、ピーク温度が同じでも冷却速度によって変態開始温度は異なる。Fig. 6 は試験体作製時の熱サイクルより速い冷却速度における平均線膨張係数 2 ( 2 ) である。1 での冷却速度は 800 から 500 までの平均で 2.7 ~ 3.2 /s でありベイナイト変態であるのに対して、2 は 30 ~ 80 /s の冷却速度でありマルテンサイト変態に相当する。

Fig. 7 に引張試験における応力 ひずみ線図の一例を示す。加工硬化係数はひずみ 1% と 2% を通る直線の傾きとし、降伏応力はこの直線と弾性域の近似直線の交点の応力として求めた。Fig. 8 に第 1 サイクルの冷却過程で測定した降伏応力を示す。降伏応力はピーク温度に対して種々変化し、室温での降伏応力は異なり、従って、その後の熱サイクルにおける加熱過程の降伏応力も変化してくる。多重熱サイクルにおいてはピーク温度の履歴によっても降伏応力は種々変化すると考えられる。本研究では、これらの影響を簡略化して、残留応力は冷却過程での降伏応力の影響が大きいことと室温での降伏応力が最も高いピーク温度 1350 からの冷却過程での降伏応力を基に決定した。Fig. 9 に解析で用いる降伏応力を示す。初期の降伏応力は図中赤線であり、ピーク

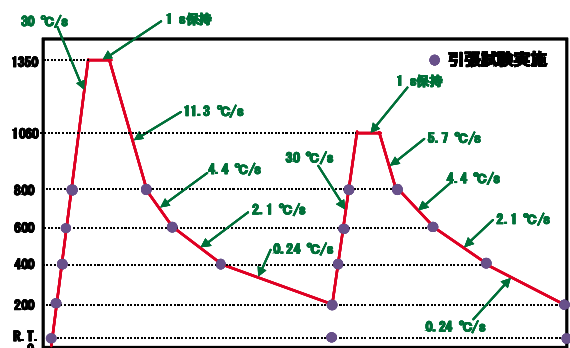


Fig.3 An example of simulated thermal cycle.

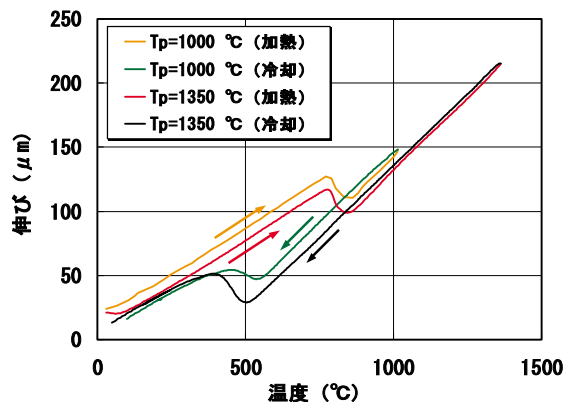


Fig.4 An example of measurement results of thermal expansion.

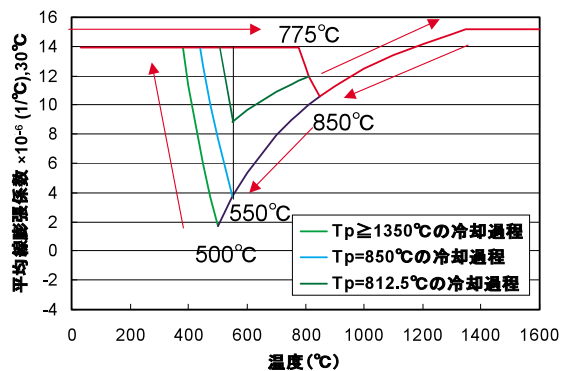


Fig.5 Thermal expansion coefficient 1( 1).

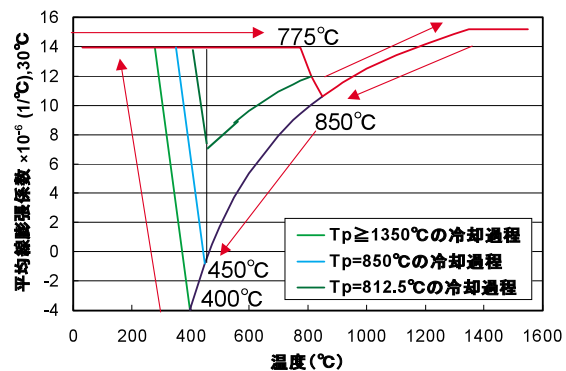


Fig.6 Thermal expansion coefficient 2( 2).

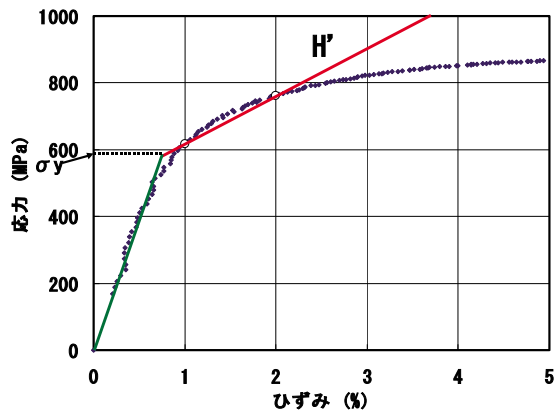


Fig.7 An example of stress-strain curves.

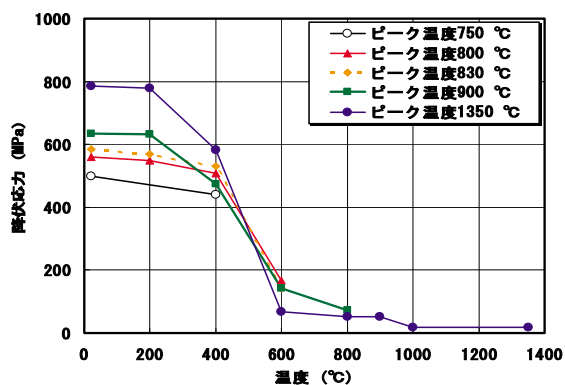


Fig.8 Yield stress on cooling for 1st cycle.

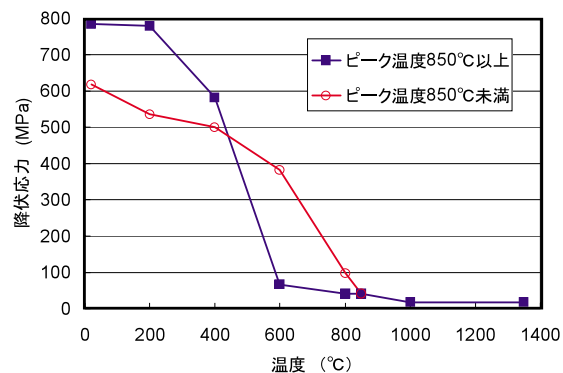


Fig.9 Yield stress(  $\sigma_y$ ).

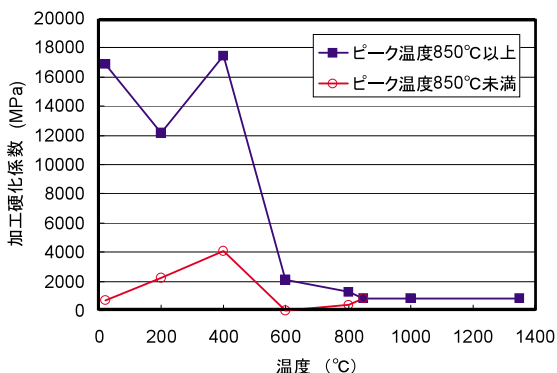


Fig.10 Work hardening coefficient( $H'1$ ).

温度がAc3変態点温度である850 以上に達しない場合は、降伏応力は赤線のままとし、850 以上加熱された場合、降伏応力は図中青線となり、以後の熱サイクルのピーク温度に関係なく青線のままとした。Fig. 10に示す加工硬化係数も同様に決定した。

#### 4.....残留応力解析

Fig. 1のクラッド溶接試験体の3次元FEモデルをFig. 11に示す。試験体は2層6パスであるが、FEMモデルでは2層2パスとした。解析にはQuick Welderを用いた。平均線膨張係数は、Fig. 5及びFig. 6の  $\alpha_1$  及び  $\alpha_2$  と冷却時の相変態を考慮しない  $\alpha_3$  (Fig. 5中の赤線) の3通り、降伏応力及び加工硬化係数は、  $\sigma_{y1}$ , H'1と相変態を考慮しない  $\sigma_{y2}$ , H'2 (Fig. 9, 10中の赤線固定) の2通り用い、全部で6通りの残留応力解析を行った。なお、すべての解析で等方硬化則を用い、アニール温度を800 と

した。熱伝導解析では、試験体作製時に測定した熱サイクルと解析の熱サイクルが同等になるように熱効率を設定し、行った。

Fig. 12に溶接線平行方向の残留応力の一例を示す。相変態を考慮した  $\alpha_1$  を用いた結果では、溶接熱影響部は圧縮残留応力であるのに対して、相変態を考慮しない  $\alpha_3$  を用いた結果では、引張残留応力であった。Fig. 13及びFig. 14に3通りの平均線膨張係数及び2通りの降伏応力を用いて解析した板厚方向溶接部中央の溶接線直交方向及び溶接線平行方向の残留応力分布をそれぞれ示す。冷却過程の相変態を考慮しない熱膨張係数の場合、低合金鋼溶接熱影響部は引張応力であるのに対して、相変態を考慮した場合、相変態するピーク温度775 以上の領域において応力は低下し、熱影響部直下では圧縮応力となり、残留応力分布の傾向は異なった。降伏応力の影響に関して相変態を考慮した方が熱影響部の残留応力は異なるが、同じ平均線膨張係数を用いた場合、

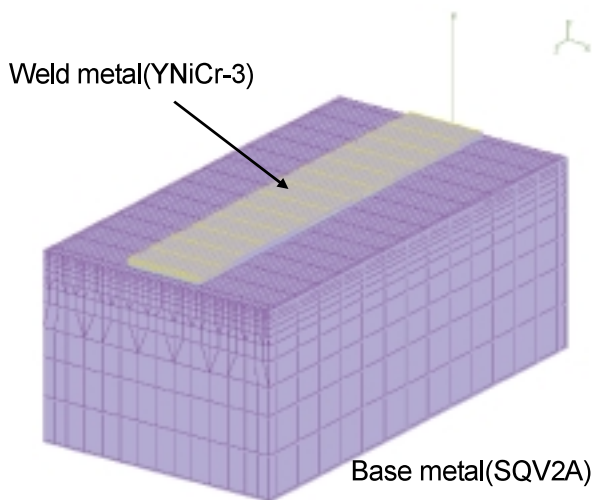


Fig.11 3D FEM model for cladding.

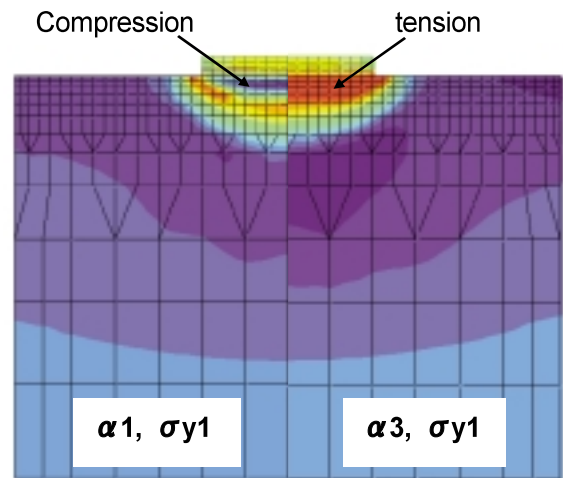
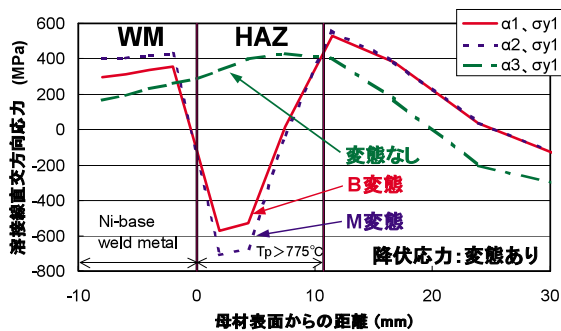
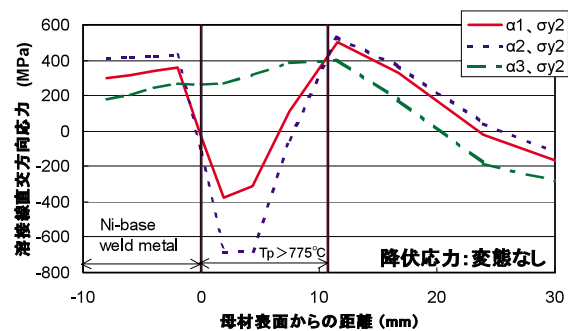


Fig.12 Contour diagram of longitudinal residual stress.

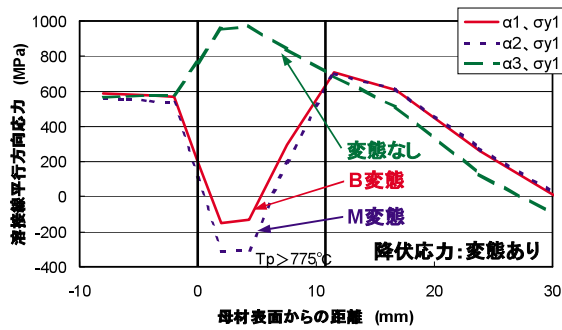


(a) Yield stress with phase transformation.

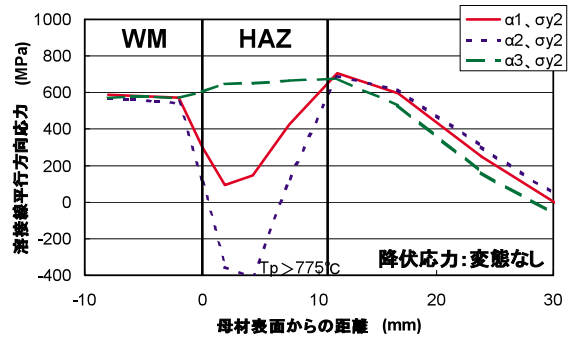


(b) Yield stress without phase transformation.

Fig.13 Transverse residual stress.



(a) Yield stress with phase transformation.



(b) Yield stress without phase transformation.

Fig.14 Longitudinal residual stress.

残留応力分布の傾向は同じであった。

### 5.....まとめ

本研究では、クラッド溶接時に低合金鋼が受ける熱サイクルを計測し、この熱サイクルを基にして熱膨張係数と引張特性を測定し、解析に用いる物性値を決定した。

冷却過程の相変態を考慮した熱膨張係数を用いた場合、低合金鋼溶接熱影響部は圧縮残留応力となり、考慮しない場合と比べて大きく傾向が異なる。相変態を考慮した降伏応力を用いた場合の低合金鋼溶接熱影響部の圧縮残留応力は、考慮しない場合と比べて残留応力値は異なるが、残留応力分布の傾向には大きく影響しなかった。

### 6.....あとがき

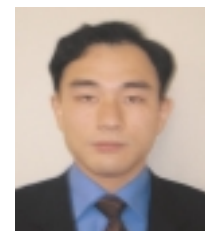
本研究は、(独)原子力安全基盤機構よりの請負事業(経済産業省交付金事業「ニッケル基合金異材溶接部のき裂進展評価技術検証(FDM)」)の一部として実施した“異材溶接部の温度履歴試験”の成果<sup>1),2)</sup>を引用した。

### 参考文献

- 1) 西川, 水野, 大北, 小川: 残留応力解析用材料物性値の取得 - 原子炉压力容器クラッド境界部の残留応力評価(第1報) -, 溶接学会全国大会講演概要 第87集(2010-9)
- 2) 水野, 西川, 小川: 低合金鋼の相変態が溶接残留応力に及ぼす影響についての感度解析 - 原子炉压力容器クラッド境界部の残留応力評価(第2報) -, 溶接学会全国大会講演概要集 第87集(2010-9)



水野亮二



西川 聡

# 高温高圧配管の厚さ計算式の 継手強度低減係数に関する考察

## Short Note on Weld Strength Reduction Factors in B31.1 Wall-Thickness Formula for High-Pressure, High-Temperature Piping

規格基準室 吉田和夫，佐藤長光  
西日本支部 大石勇一

The weld strength reduction factors were set forth in the wall-thickness formula in ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section I-2008A and Pressure Piping Code B31.1-2008A. These factors were discussed and defined based upon Type IV failures in high chromium steels pipe longitudinal welds in high energy piping systems. And the various creep test data, which were considered in SHC committees, were referred and reflected on developing the factors. The first weld strength reduction factors on Type IV creep were set forth in par. 302.3.5(e) in Pressure Piping Code B31.3-2004. These factors were developed according to the creep rupture factors in ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III subsec. NH. On the other hand, the weld strength reduction factors in B31.1-2008A were different from the factors in B31.3-2004, though the factors in B31.3-2004 were referred to developing the factors in B31.1-2008A. In the short note, the relationship between the factors developed and various data which were referred to developing stage is discussed, and it was shown that the historical longitudinal weld failures in the States can be evaluated by using the factors, the creep test data in high chromium steel welds can be conservatively illustrated by the factors and so on. Finally it is discussed that the factors in B31.1-2008A are rationally set forth in this time.

**Keywords:** Cylindrical Shell, Internal Pressure, Minimum Thickness, Creep, Type IV Creep, Ferritic Steels, Austenitic Steels, Nickel Alloys, Weld Strength Reduction Factors, Boiler, Piping

### 1.....まえがき

ASME ( American Society of Mechanical Engineers ) の Boiler & Pressure Vessel Code Sec. I-2008A<sup>1)</sup> 及び Pressure Piping Code B31.1-2008A<sup>2)</sup> の円筒殻の厚さ計算式に継手強度低減係数 ( Weld Strength Reduction Factor ) が導入された。この継手強度低減係数は厚さ計算式中の許容引張応力に継手効率と共に乗じる係数として扱われ、この係数を考慮して円筒殻の設計を行うと、その厚さが増大する。この係数の開発は近年の高クロム鋼配管長手溶接部での Type IV き裂による蒸気漏えい事故に鑑みて行われたものであり、我が国における Gr. 122 及

び Gr. 91 の損傷事例を踏まえて調査が行われた『高クロム鋼の長時間クリープ強度低下に関する技術基準適合性調査』<sup>3,4,5)</sup>での検討結果も、この係数の開発の参考にされた。

クリープによる損傷に関連して ASME 規格で最初に継手強度低減係数を導入した規格は B31.3-2004<sup>6)</sup>であった。B31.3, 302.3.5(e)の継手強度低減係数の規定によれば、継手強度低減係数 ( W ) は全ての材料に対して同様に設定され、950 deg-F ( 510 ) までの温度では W=1.0 で、1,500 deg-F ( 815 ) で W=0.5 であって、この間の温度では内挿して継手強度低減係数を定めることとされた。

この B31.3 規格における溶接継手の長時間クリー



ブ強度の低減の考慮はASME Sec. III subsec. NH (高温用クラス1 機器設計規格)<sup>7)</sup>に既に導入されていたクリーブ破断強度係数 (Stress Rupture Factor) を踏まえて行われた<sup>8)</sup>。このクリーブ破断強度係数は溶接金属での長時間クリーブ強度減少を考慮して設定されたものであったが、B31.3規格で継手強度低減係数を設定した当时には溶接部 (溶接熱影響部) のクリーブ試験データが不足していたことから、これらのデータを用いて継手強度低減係数を設定したことは安全側の設計を行うためには適切なものであったといえる。B31.1規格に導入された継手強度低減係数はB31.3規格の規定内容を踏まえて設定されたものではあるものの、その規定内容はB31.3規格での規定内容とは異なるものであった。本小文では、B31.1規格の継手強度低減係数の設定で考慮された実プラントにおけるクリーブ損傷事例や高クロム鋼溶接継手の長時間クリーブ破断強度データと継手強度低減係数との対応を改めて示すと共に、この規定が工学的にも合理的であることを示すものである。

## 2.....ASME B31.1 規格の厚さ計算式

ASME B31.1規格はボイラ外部配管を含む発電設備用の配管の設計規格であり、その最小厚さは内圧に対して設計マージン (3.5) を考慮して(1)式で決定される。

$$t_m = \frac{PD_o}{2(SEW + Py)} + A \quad (1)$$

$t_m$  : 最小厚さ (mm)

$P$  : 設計圧力 (MPa)  
 $D_o$  : 外径 (mm)  
 $S$  : 許容引張応力 (MPa)  
 $E$  : 長手継手の効率  
 $W$  : 継手強度低減係数  
 $y$  : 温度依存パラメータ  
 $A$  : 付け代

(1)式は発電用火力設備に関する技術基準の解釈 (以下、火技解釈と云う。)<sup>9)</sup>に引用のJIS B8201 (2005)「陸用鋼製ボイラ - 構造」の蒸気管の最小厚さの計算式と同様な式であって、その蒸気管の式に継手強度低減係数 ( $W$ ) を考慮したものである。

(1)式の $W$ はB31.1, Table 102.4.7に与えられ、その概略は表1に示すとおりである。表1のオーステナイト系ステンレスの継手強度低減係数 $W$ は950 deg-Fで $W=1.0$ で、1,500 deg-Fで $W=0.5$ である規定は、既に示したとおりB31.3, 302.3.5(e)の規定と同様である。しかしながら、その他の $W$ の値については、B31.3の当初の規定とは異なったものとなっている。

(1)式には継手強度低減係数の他にもクリーブに関連する係数として温度依存パラメータ ( $y$ ) が導入されているが、このパラメータはクリーブ温度域での計算厚さを内圧クリーブ試験結果と合わせるために導入されたものである<sup>10, 11)</sup>。

## 3.....B31.1 規格の継手強度低減係数

B31.1規格の継手強度低減係数の開発はB31.3規格に導入された継手強度低減係数を踏まえて行われたものであるが、規格化までの間に様々な検討が行わ

表1 継手強度低減係数 (ASME Piping Code, B31.1, Table 102.4.7)

	温度 (deg-F)																
	700	750	800	850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200	1250	1300	1350	1400	1450	1500
Carbon (N)	1.00	0.95	0.91	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Carbon (SC)	1.00	0.95	0.91	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
CrMo	...	...	1.00	0.95	0.91	0.86	0.82	0.77	0.73	0.68	0.64	—	—	—	—	—	—
CSEF (N+T)	...	...	...	...	...	1.00	0.95	0.91	0.86	0.82	0.77	—	—	—	—	—	—
CSEF (SC)	...	...	...	...	1.00	0.73	0.68	0.64	0.59	0.55	0.50	—	—	—	—	—	—
Austenitic	...	...	...	...	...	1.00	0.95	0.91	0.86	0.82	0.77	0.73	0.68	0.64	0.59	0.55	0.50

Carbon: Carbon Steel (炭素鋼)

CrMo: 0.5Cr-0.5Mo, 1Cr-0.5Mo, 1.25Cr-0.5Mo-Si, 2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo and 5Cr-0.5Mo

CSEF: Creep Strength Enhanced Ferritic Steel

Austenitic: Austenitic Stainless including 800H and 800HT

N: Normalizing SC: PWHT at Sub Critical Temperature N+T: Normalizing + Tempering PWHT

れている。また、規格化の後も導入された継手強度低減係数の検証も行われている。以下に、B31.1規格の継手強度低減係数の設定が工学的に合理的と判断されることについて検討した結果を示す。

### 3.1 米国におけるCr-Mo鋼損傷事例の解析

1985年にMohave発電所、1986年にMonro発電所のCr-Mo鋼製の高温再熱蒸気管で大規模な長手溶接部の損傷が発生した。これらの損傷を含めて、少なくとも30例の同様な損傷がGr. 11(1.25Cr-0.5Mo鋼)、Gr. 12(1Cr-0.5Mo鋼)及びGr. 22(2.25Cr-1Mo鋼)で1979年から2000年の間に発生していて、損傷までの運転時間は約70千時間から約278千時間であった。これらの事例の損傷解析の結果、損傷は長時間クリープ損傷によるものであって、これらの損傷データはLarson-Miller Parameter (LMP) で整理できることが示された<sup>12)</sup>。

30件の損傷データをGr. 11及びGr. 12の16件とGr. 22の14件の損傷データに分けてLMPで整理して得た各々の回帰式を横軸LMP、縦軸B31.1応力((2)式参照)の対数で示した結果を図1に示した。

$$\sigma_t = P \left( \frac{R_o}{t_{pipe}} - 0.7 \right) \quad (2)$$

$t$  : B31.1周方向応力

$R_o$  : 損傷した管の外半径

$t_{pipe}$  : 損傷した管の厚さ

図1によれば、Gr. 11、Gr. 12及びGr. 22の損傷の傾向(運転応力とLMPの関係)は概ね同等であ

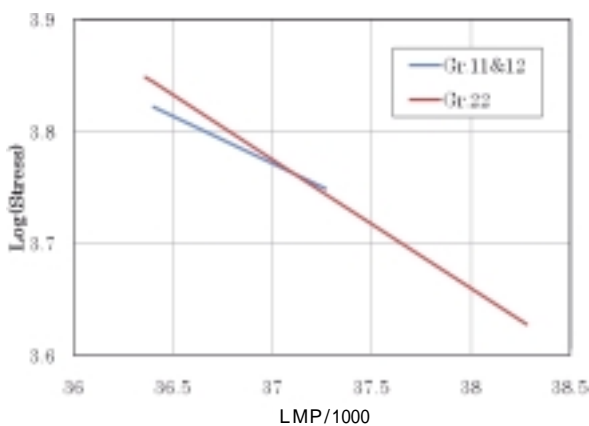


図1 米国 Gr.11, Gr.12 及び Gr.22 長手溶接部の損傷データの Larson-Miller Parameter 表示

ることが分かる。他方、例えば、1,000 deg-FでのGr. 11及びGr. 22の許容引張応力を比較すれば、前者が6.3 ksiで、後者が8.0 ksiであり、運転応力を許容引張応力で除した値の観点では、母材強度の影響があると云える。

Gr. 11高温再熱蒸気管の代表的な運転温度を975 deg-Fとして図1に示した関係から20万時間での継手強度低減係数(許容引張応力=8.8 ksi)を求めると0.8686が得られる。また、Gr. 22高温再熱蒸気管の代表的な運転温度を1,050 deg-Fとして図1に示した関係から20万時間での継手強度低減係数(許容引張応力=5.7 ksi)を求めると0.7613が得られる。

これらの継手強度低減係数(Gr. 11及びGr. 22のプロット)及びB31.1規格のCr-Mo鋼の継手強度低減係数をプロットした結果を図2に示す。図示のとおり米国で発生した30例の長手溶接部の損傷事例から解析して得た継手強度低減係数はB31.1規格のCr-Mo鋼の継手強度低減係数の値(図中の破線)とよく一致し、実プラントのCr-Mo鋼製高温再熱蒸気管長手溶接部の損傷を合理的に説明できる。図中には米国の火力発電プラントの中の約9.5%のプラントから得られたGr. 11及びGr. 22のクリープ損傷等のデータから長手溶接部のクリープ損傷Rateを計算して、その値から継手強度低減係数を推定した値(Gr. 11 & 22, by Foulds)<sup>3)</sup>を併せて示した。この値は保守的な損傷Rateから推定された値であるが、上述と同様にB31.1規格のCr-Mo鋼の継手強度低減係数の値(図中の破線)は良い推定結果であると判断することができる。この損傷Rateの導出では非保守的な

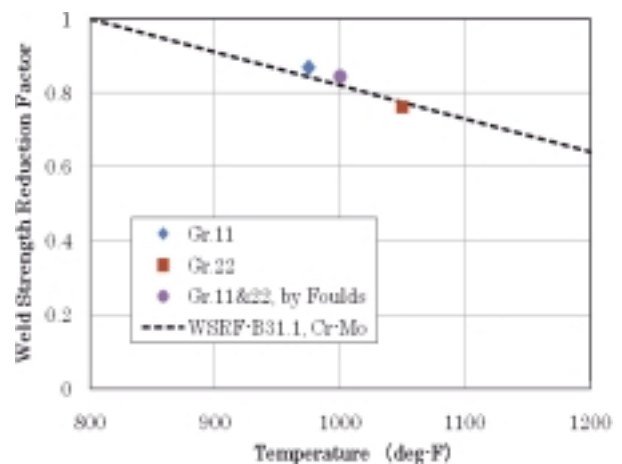


図2 B31.1規格のCr-Mo鋼のWSRFと米国損傷データから推定した強度低減の比較

損傷 Rate 又は平均的な損傷 Rate も求めている、平均的な損傷 Rate から推定される継手強度低減係数は概ね 0.925 である<sup>13)</sup>。

### 3.2 ASME B31.3の継手強度低減係数

B31.3, 302.3.5(e)の継手強度低減係数 (W) が全ての材料に対して同様に設定され、950 deg-F (510 ) までの温度では W=1.0 で、1,500 deg-F (815 ) で W=0.5 であって、この間の温度では内挿して継手強度低減係数を定めることとされていることを既に示した。この規定を設定した根拠は ASME Sec. III, subsec. NH に規定のクリーブ破断強度係数 (Stress Rupture Factor) に寄ったものである<sup>8)</sup>。図3～図5に ASME Sec. III, subsec. NH に規定のクリーブ破断強度係数と B31.3, 302.3.5(e)の継手強度低減係数を比較して示した。図3には 2.25Cr-1Mo 鋼及び 9Cr-1Mo-

V 鋼の溶接金属のクリーブ破断強度係数が示されるが、B31.3 規格の継手強度低減係数 (図中の赤実線) は高温側の 9Cr-1Mo-V 鋼の溶接金属のクリーブ破断強度係数に近い値であって、保守的に設定されているとは云えない。

図4に示した Alloy 800H の溶接金属のクリーブ破断強度係数の点からも、B31.3 規格の継手強度低減係数 (図中の赤実線) は保守的に設定されているとは云えない。そして、図3の場合と同様に Alloy 800H の溶接金属の高温側のクリーブ破断強度係数に近い値となっている。図5には Type 304 及び Type 316 の溶接金属のクリーブ破断強度係数が示されるが、B31.3 規格の継手強度低減係数 (図中の赤実線) は同様に保守的に設定されているとは云えない。また、溶接金属の選定が適切でない場合には、継手強度低減はかなり大きくなることから、溶接部の設計面での配慮が必要であることが分かる。そして、図3の場合と同様に、B31.3 規格の継手強度低減係数は比較的高温側の Type 304 のクリーブ破断強度係数に近い値となっている。

B31.3 規格の継手強度低減係数が保守的ではないにも関わらず設定された大きな理由は、同様に ASME Sec. III subsec. NH のクリーブ破断強度係数から継手強度低減係数を推定して規格化された Code Case N-253<sup>14)</sup> に規定の継手強度低減係数 (Reduction Factors) を参照して設定したためである。CC N-253 での継手強度低減係数の設定にあつては、鋼種毎にクリーブ強度低下が生じない温度を次のとおり設定した上で、ASME Sec. III subsec. NH のクリー

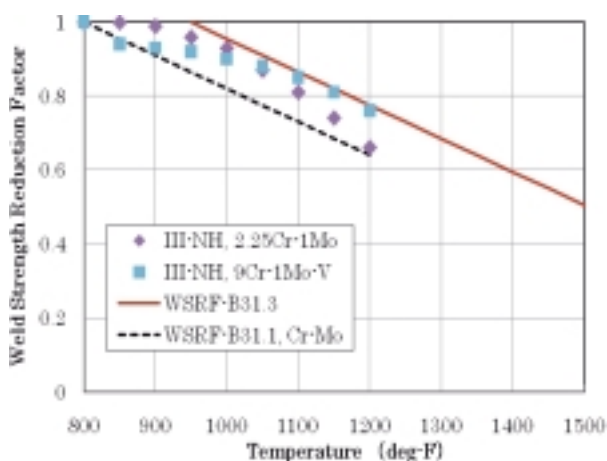


図3 ASME Sec. III-NH に規定の Cr-Mo 鋼溶接金属の SRF と B31.3 の WSRF の比較

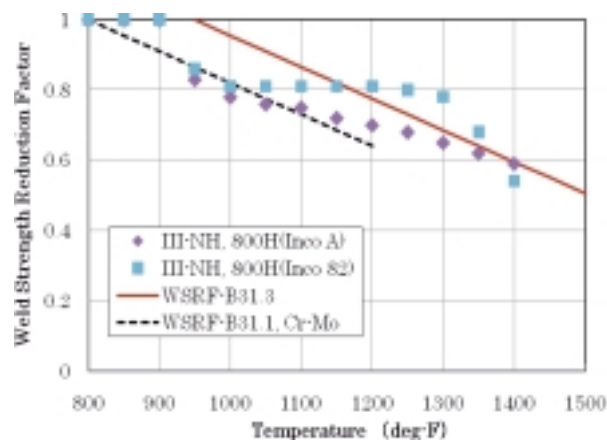


図4 ASME Sec. III-NH に規定の Alloy 800H 溶接金属の SRF と B31.3 の WSRF の比較

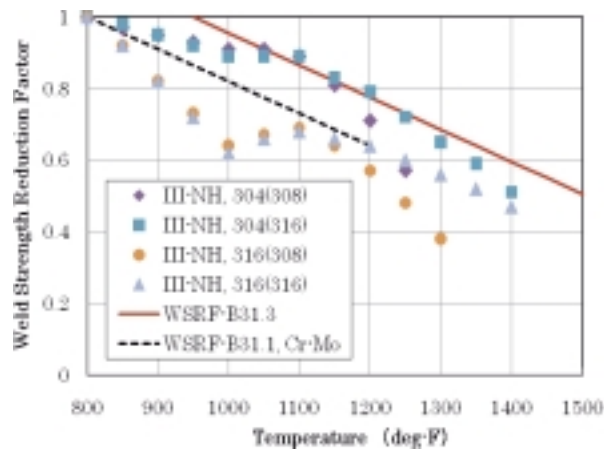


図5 ASME Sec. III-NH に規定のステンレス鋼溶接金属の SRF と B31.3 の WSRF の比較

ブ破断強度係数を採用した。

- (a) 2.25Cr-1Mo鋼 900 deg-F
- (b) 9Cr-1Mo鋼 1,000 deg-F
- (c) Type 304及び316鋼 950 deg-F
- (d) Alloy 800H 1,100 deg-F

これらの温度は概ね許容引張応力が非クリープ強度支配となる温度に相当している。また、2.25Cr-1Mo鋼の950 deg-Fにおける継手強度減少係数は0.96であることから、B31.3規格では継手強度低減係数の簡単化のために、全ての材料に対して950 deg-F (510 )までの温度では $W=1.0$ と設定したものである<sup>8)</sup>。そして、概ね1,000から1,400 deg-Fの温度域での全ての材料(溶接金属の選定が適正でないステンレス鋼のクリープ破断強度係数を除いた全ての材料)の継手強度低減を平均的に示す直線の傾きを求めて、B31.3規格において1,500 deg-F (815 )で $W=0.5$ として規定したものである。

### 3.3 国内高クロム鋼データとの比較

平成16年度及び17年度に『高クロム鋼の長時間クリープ強度低下に関する技術基準適合性調査』が行われ、高クロム鋼の許容引張応力の低い側への見直し提案、継手強度低減係数の提案他がなされた。許容引張応力の見直し案は平成18年10月までに火技解釈に反映された。他方、提案された継手強度低減係数については、火技解釈に引用のJIS B8201 (2005)の蒸気管の最小厚さの計算式は(3)式に示すとおりであり、式中に継手強度低減係数が導入されていないことから、火技解釈へのこれの直接引用はしないこととされた。

$$t = \frac{Pd}{2\sigma_a\eta + 2kP} + \alpha \quad (3)$$

- $t$  : 最小厚さ (mm)
- $P$  : 最高使用圧力 (MPa)
- $d$  : 外径 (mm)
- : 許容引張応力 (MPa)
- : 長手継手の効率
- $k$  : 温度依存パラメータ
- : 付け代

この継手強度低減係数を考慮せず高クロム鋼蒸気

管を設計することは非保守的となることから、この規定を民間規格JEAC 3701-2007<sup>15)</sup>に規定し、実質的に高クロム鋼蒸気管の設計に反映されるように計られた。

民間規格JEAC 3701-2007に規定のGr. 91及びGr. 122の継手強度低減係数をB31.1規格の継手強度低減係数と比較して図6に示した。図中のB31.1平行移動線がB31.1規格のPara. 132に規定の溶接後熱処理(PWHT: Post Weld Heat-treatment)を行ったCSEF(SC)の継手強度低減係数である。この平行移動線はPara. 132に規定のPWHTを行った高クロム鋼の継手強度低減係数を保守的に推定するものであって、B31.3, 302.3.5(e)の継手強度低減係数を踏まえて規定されたB31.1規格の高クロム鋼のクリープ強度低減係数としては保守的過ぎるが合理的であると判断される。

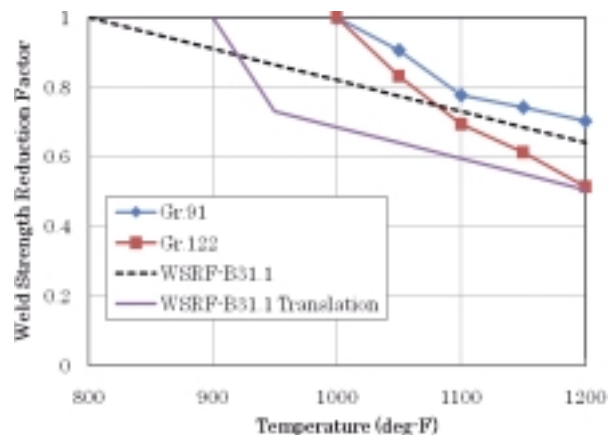


図6 JEAC 3701-2007に規定のGr.91及びGr.122のWSRFとB31.1のWSRFの比較

### 3.4 Cr-Mo鋼及び炭素鋼の継手強度低減係数

図2及び図3に示したとおり、高クロム鋼を除くCr-Mo鋼の継手強度低減係数はB31.1規格に規定の値が合理的なものと判断できる。炭素鋼の継手強度低減係数に関するデータはないことから、B31.1規格ではB31.3規格の継手強度低減係数を低温側に平行移動して設定している。具体的には、Cr-Mo鋼において800 deg-Fで $W=1.0$ で、炭素鋼では700 deg-Fで $W=1.0$ とした。この理由はASTM A333炭素鋼管を含めて、材料の許容引張応力がクリープ強度支配となる最低の温度が700 deg-Fであることに依存する。ASTM A135炭素鋼管他では、この温度が750 deg-Fとなっているものの、ASME B&PV規格を含めて、

炭素鋼に関しては、700 deg-F までの温度域を非クリーブ温度域、700 deg-F を超える温度域をクリーブ温度域と概して考えることが通常であることから、炭素鋼に関する平行移動は概ね合理的と判断される。

### 3.5 Gr.91 鋼の N+T 処理材の継手強度低減係数

Gr.91 鋼の PWHT 材の継手強度低減係数については図6に示したとおり、B31.1 規格の Cr-Mo 鋼の継手強度低減係数よりも大きな値となる可能性が示唆されるが、高クロム鋼として包括的に低い継手強度低減係数が与えられていることは既に示した。図7に ASME Sec. III subsec. NH, 9Cr-1Mo-V 鋼の溶接金属のクリーブ破断強度係数と B31.1 規格の Cr-Mo 鋼の継手強度低減係数を比較して示した。高温側で 9Cr-1Mo-V 鋼の溶接金属のクリーブ破断強度係数は比較的大きな値を示す。また、Gr. 91 鋼の N+T 材の継手強度低減係数は PWHT 材の継手強度低減係数より良好であり、母材と同等程度まで回復すると報告された<sup>16, 17)</sup> ことから、B31.1 規格では Cr-Mo 鋼の継手強度低減係数を平行移動して、高温側の 9Cr-1Mo-V 鋼の溶接金属のクリーブ破断強度係数まで引き上げている。この引き上げが保守的であることは、図7に併記した平成16年度『高クロム鋼の長時間クリーブ強度低下に関する技術基準適合性調査』<sup>3)</sup> から裏付けられる。

ここで議論した N+T 処理については火技解釈第10章の溶接後熱処理 (PWHT) には規定のないものであるが、ここでの N 処理は A3 変態点以上の温度

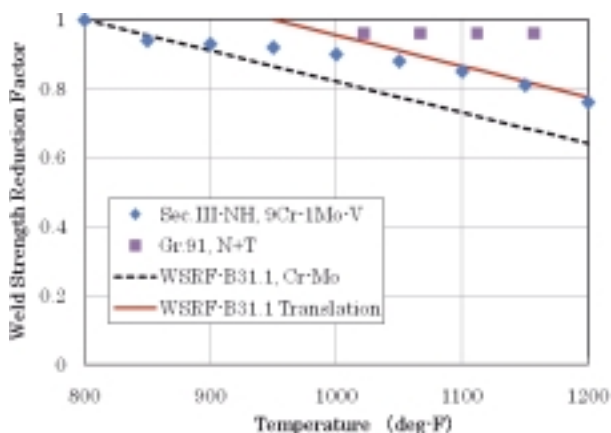


図7 ASME Sec. III-NH の 9Cr 鋼溶接金属の WSRF と B31.1 の WSRF の比較

に保持した後、空冷、T 処理はその後引き続き A3 変態点未満の温度に保持した後、除冷する方法である。この熱処理は母材調達時と同等の熱処理を溶接後に改めて行うものであって、この熱処理によって溶接部を母材とほぼ同等の機械的性質に回復させるものである。

### 3.6 ステンレス鋼等の継手強度低減係数

ステンレス鋼及び Alloy 800H の継手強度低減係数は B31.3 規格の継手強度低減係数を採用したものである。図8に溶接金属の選定が適切なステンレス鋼及び Alloy 800H の ASME Sec. III subsec. NH の溶接金属のクリーブ破断強度係数に加えて B31.1 規格の Cr-Mo 鋼及び B31.3 規格の継手強度低減係数を示した。B31.3 規格の継手強度低減係数の箇所でも示したとおり、950 deg-F までの温度が非クリーブ強度支配と考え、概ね 1,000 から 1,400 deg-F の温度域での平均的なクリーブ破断強度低減を採用すると前提に立てば、B31.3 規格の継手強度低減係数をステンレス鋼等に適用することは工学的には合理的と判断される。

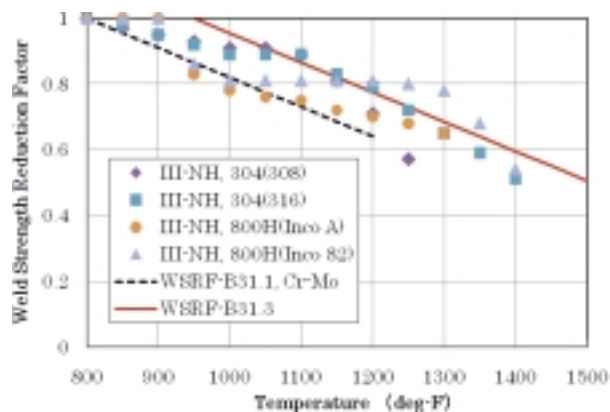


図8 ASME Sec. III-NH に規定のステンレス鋼及び Alloy800H 溶接金属の SRF と B31.3 の WSRF の比較

## 4.....まとめ

B31.1, Table 102.4.7 に規定の継手強度低減係数の設定及びその工学的な合理性に関して検討を行った。加えて、その検討の前提として B31.3 規格の継手強度低減係数の設定における工学的判断の合理性について検討した。上述の検討の結果のまとめを次に示す。

(1) B31.3-2004 規格の継手強度低減係数は全ての

材料に対する平均的なクリープ破断強度としては合理的と判断された。

- (2) B31.1-2008A 規格のCr-Mo鋼の継手強度低減係数は米国実プラントCr-Mo鋼長手溶接部のクリープ損傷事例を概ね良好に説明でき、PWHTを受けたCr-Mo鋼の継手強度低減係数として合理的と判断された。
- (3) B31.1-2008A 規格の高クロム鋼の継手強度低減係数は我が国の高クロム鋼溶接部のクリープ試験結果を保守的に推定するものである。PWHTを受けた高クロム鋼の継手強度低減係数としては保守的ではあるものの、工学的な合理性はあると判断された。
- (4) B31.1-2008A 規格のN+T処理された高クロム鋼の継手強度低減係数は我が国のN+T処理したGr.91溶接部のクリープ試験結果を保守的に推定するものである。
- (5) B31.1-2008A 規格の炭素鋼及びステンレス鋼の継手強度低減係数の設定には大きな工学的判断がなされたものであるが、現時点では合理的なものと判断された。

本検討で参照したB31.3規格は2004年版であり、上述のとおり継手強度低減係数はPara. 302.3.5(e)に規定されているが、B31.3-2008ではB31.1-2008Aと同様に継手強度低減係数は材料毎に異なる値となっている。それらの値についてはTable 302.3.5を参照願いたい。

【追記】この小文では、ASME B31.1規格の継手強度低減係数に関して検討する目的から、米国での技術検討時に用いられた単位系を用いて検討を行った。そのため、温度についてはdeg-F、応力についてはksi表示を採用した。これらの単位系の使用についてはこの様な解説小文であっても適切ではないとの指摘を受けるかも知れないが、米国での検討を直接理解するため、読者の寛容さを持って許容されることを願うものである。

## 参考文献

- 1) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. I, Rules for Construction of Power Boilers, July, 2008.
- 2) American Society of Mechanical Engineers, Pressure Piping Code, B31.1, Power Piping, June, 2008.
- 3) 平成16年度「高クロム鋼の長時間クリープ強度低下に関する技術基準適合性調査」発電設備技術検査協会、平成17年3月
- 4) 平成17年度「高クロム鋼の長時間クリープ強度低下に関する技術基準適合性調査」発電設備技術検査協会、平成18年3月
- 5) K. Kimura, M. Tabuchi, Y. Takahashi, K. Yoshida and K. Yagi, Long-Term Creep Strength and Strength Reduction Factor for Welded Joints of ASME Grades 91, 92 and 122 Type Steels, 61st Annual Assembly and International Conf. of IIW, Graz Austria, July 2008.
- 6) American Society of Mechanical Engineers, Pressure Piping Code, B31.3, Process Piping, December, 2004.
- 7) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. III, subsec. NH, Rules for Construction of Nuclear Facility Components, Class 1 Components in Elevated Temperature Service, July, 2004.
- 8) C. Becht IV, New Weld Joint Strength Reduction Factors in the Creep Regime in ASME B31.3 Piping, Trans. ASME, 128, 46, 2006.
- 9) 平成19・08・10原院第3号、発電用火力設備に関する技術基準の解釈
- 10) W. R. Burrows, R. Michel and A. W. Rankin, A Wall-Thickness Formula for High-Pressure, High-Temperature Piping, Trans. ASME, 76, 427, 1954.
- 11) 吉田和夫, 森川昭二, 大石勇一, 高温高圧配管の厚さ計算式と温度依存パラメータについて, 技術レビュー, 6, 49, 2010.
- 12) M. J. Cohn and S. R. Paterson, Evaluation of Historical Longitudinal Seam Weld Failures in Grades 11, 12, and 22 Materials, PVP2008-61245, Chicago, IL, USA, July 2008.

- 13) J. Foulds and J. Shingledecker, A Perspective on the Failure Rates of Long Seam-Welded Low Alloy Steel High Energy Piping, PVP2011-58015, Baltimore, MD, USA, July 2011.
- 14) Code Case N-253-14, Construction of Class 2 or Class 3 Components for Elevated Temperature Service, Section III, Division 1, September 2006.
- 15) 電気技術規程 JEAC 3701-2007 「発電用ボイラ一規程」日本電気協会
- 16) M. Tabuchi and Y. Takahashi, Evaluation of Creep Strength Reduction Factors for Welded Joints of Modified 9Cr-1Mo Steel (P91), PVP2006-ICPVT-11-93350, Vancouver, BC, Canada, July 2006.
- 17) T. Sato, K. Tamura, K. Mitsuhashi and R. Ikura, Long Term Creep Rupture Strength of 9Cr1MoNbV Narrow Gap Welded Joints Improved by Normalizing and Tempering After Welding, CREEP2007-26570, San Antonio, TX, USA, July 2007.



吉田和夫



佐藤長光



大石勇一

# 溶接施工法試験の試験材の厚さについて

## Short Note on the Qualified Thickness by Welding Procedure Qualification Test

規格基準室 橋本正徳, 吉田和夫  
佐藤長光

The thickness which can be welded by the welding procedure specification given is specified based upon the thickness of the test coupon applied to the welding procedure qualification test. When the thickness of the test coupon applied to the test is  $T$ , the maximum thickness which can be permitted to be welded based upon the test record is  $2T$  in Kagi-Kaishaku. This rule has likely been introduced referring to ASME Section IX code in 1940s. On the other hand, current ASME Section IX has been updated through the industry needs, technical progresses, etc., the differences between both Kagi-Kaishaku and ASME Section IX code are appeared. The rules in Kagi-Kaishaku are reasonable and appropriate for fabricating welding assemblies, but the current ASME Section IX code is likely to have rules which are technically proper for welding engineering to actual assemblies. In this short note, the rules for welding variables on thickness qualified in current ASME Section IX code are given an outline in comparison with Kagi-Kaishaku rules, and it is discussed that the welding variables in current ASME rules are reasonable in a point of technical view.

**Keywords:** : Welding variables, Welding procedure specification, Procedure qualification records, Qualification test, Test coupon, Thickness tested, Thickness qualified, Kagi-Kaishaku, ASME, Post weld heat treatment, Temperature, Upper transformation temperature

### 1.....まえがき

発電用火力設備の技術基準の解釈（以下、火技解釈と云う。）<sup>1)</sup>において、溶接施工法試験で使用した試験材の厚さ（以下、試験材の厚さという。）を  $T$  とすれば、試験で判定基準に適合した溶接施工法で溶接することが出来る母材の厚さ（以下、認証される母材の厚さと云う。）の上限は  $2T$  となる。この規定は ASME Sec. IX 規格<sup>2)</sup> Q-105 の規定を基本としたものであり、 $3/4\text{in.}$  ( $19\text{mm}$ ) 以下の厚さの母材を突合せ溶接で行う場合には  $3/8\text{in.}$  ( $10\text{mm}$ ) の厚さの試験材で溶接施工法試験を行うことに基づいたものであった。

認証される母材の厚さは確認項目の基本であるが、その基本が火技解釈とその源流規格である

ASME Sec. IX とで異なったものになっている。本小文は、認証される母材の厚さに関する ASME Sec. IX 規格 2010 年版<sup>3)</sup> における規定を概説し、その規定内容の工学的合理性について検討したものである。

### 2.....ASME Sec. IX 規格の変遷

ASME Sec. IX 規格は 1941 年に発行された溶接規格<sup>4)</sup>（溶接施工法及び溶接士に関する規格）が最初のものであって、それ以前に ASME Sec. VIII<sup>5)</sup> に規定されていた溶接に関する規定を主体に編集・発行されたものである。溶接に関する規定は 1927 年版の ASME Sec. VIII に追加された Rule for the Fusion Process of Welding<sup>6)</sup> が最初であった。この規定は 1930 年版で詳細化され、これを踏まえて ASME Sec.



Iでも1931年に溶接の規定が追加された。その一方で、溶接の規定は当時既に設置されていた溶接に関する委員会では検討されていたことから、その内容を設計・建設規格であるASME Sec. IやASME Sec. VIIIから分離して発行し、これらによる相違を無くすことを目的にASME Sec. IXが編集・発行されたのであった。

ASME Sec. IX規格は1962年版の発行以降、大きく変化し、溶接施工法試験の確認項目(ASME Sec. IXでは確認項目をWelding Variablesと云う。)も大きく変化した。上述の試験材の厚さと認証される母材の厚さについても変化を遂げ、2010年版のASME Sec. IX<sup>4)</sup>では、その内容の大部分はQW-403「母材」に規定されている。QW-402「溶接継手」には溶接継手形状に関する確認項目が規定されているが、QW-290.4に規定のテンパービード溶接の溶接施工法確認項目においては、QW-402.23及び402.24で認証される厚さについての規定が2004年版で追加された。しかしながら、上述のとおり、大部分はQW-403に規定されていることから、ここではQW-403を中心に議論を進める。

QW-403.1には溶接施工法の確認項目である「母材のP番号」の変更について溶接施工法の再認証が必要であると規定されている。QW-403.1を含めて24種類の確認項目の要素の区分が与えられている。加えて、溶接施工法試験材に溶接後熱処理(ASME Sec. IXでは溶接後熱処理をQW/QB-492でAny heat treatment subsequent to weldingと定義している。)が施工される場合には、厚さに係る内容についてQW-407の規定も満足する必要がある。QW-407には溶接後熱処理に関連した確認項目の要素の区分が与えられている。

認証される母材の厚さに関連した規定は短絡移行モードのガスメタルアーク溶接(GMAW)に関して、QW-403.10にも規定されているが、本小文ではQW-403及びQW-407の規定に関して被覆アーク溶接を中心に言及し、議論を簡単化している。

### 3.....被覆アーク溶接における試験材の厚さ

被覆アーク溶接における認証される母材の厚さに関する確認項目はQW-403.6, QW-403.8及びQW-

403.9である。

QW-403.8の規定が認証される母材の厚さに関する基本的な規定であり、試験材の厚さと認証される母材の厚さの関係を表1及び図1に火技解釈と比較して示した。この表1及び図1はQW-451.1を適用して突合せ継手で溶接施工法試験を行った場合の関係を示すものである。具体的には、試験材の厚さTが1/16in. (1.5mm)未満の場合には認証される母材の厚さはT~2Tであり、火技解釈の場合に認証される厚さが2Tとなることは異なっている。また、

表1 試験材の厚さと認証される母材の厚さ

試験材の厚さ T in. (mm)	認証される母材の厚さ in. (mm)		
	ASME		火技解釈
	最小	最大	最大
T < 1/16 (1.5)	T	2T	2T
1/16 (1.5) ≤ T ≤ 3/8 (10)	1/16 (1.5)	2T	2T
3/8 (10) < T < 1-1/2 (38)	3/16 (5)	2T	2T
1-1/2 (38) ≤ T ≤ 6 (150)	3/16 (5)	8 (200)	2T
6 (150) < T	3/16 (5)	1.33T	2T

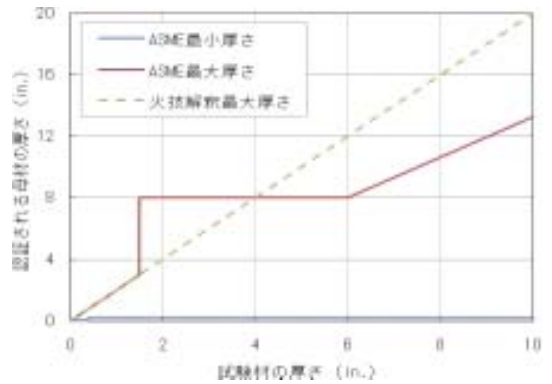


図1-a 試験材の厚さと認証される母材の厚さ

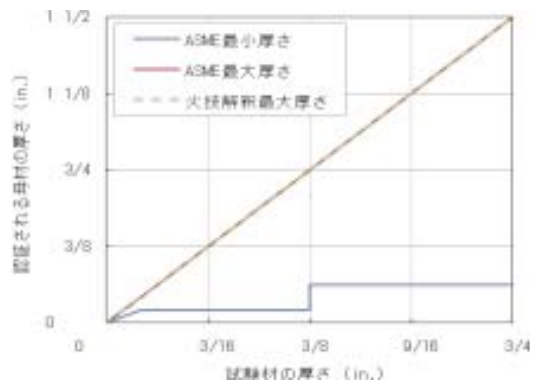


図1-b 試験材の厚さと認証される母材の厚さ (試験材の厚さ0~3/4 in. 部分の拡大)

試験材の厚さが1/16in. (1.5mm) 以上, 3/8in. (10mm) 以下の場合には認証される母材の厚さは1/16in. (1.5mm)~2Tとなる。更に, 試験材の厚さが3/8in. (10mm) を超え, 3/4in. (19mm) 未満の場合には認証される母材の厚さは3/16in. (5mm)~2Tとなる。

試験材の厚さが更に厚くなり1-1/2in. (38mm) 以上, 6in. (150mm) 以下の場合には認証される母材の厚さは3/16in. (5mm)~8in. (200mm) となり, 試験材の厚さが6in. (150mm) を超える場合には認証される母材の厚さは3/16in. (5mm)~1.33Tとなる。

試験材の厚さが6in. (150mm) を超える場合に認証される母材の厚さを1.33Tと規定した理由は, 試験材の厚さが1-1/2 in. (38mm) から6in. (150mm) 以下の場合に認証される母材の最大厚さを8in. (200mm) としたことに由来する。

試験材の厚さが1/16in. (1.5mm) 未満の場合の規定は薄い母材の溶接は厚い母材の溶接とは異なり, 溶接条件を制限して行われることから規定されたものであり, 合理的な規定である。このため, 試験材の厚さが厚い場合に薄い母材の溶接が認証されないことは当然の帰結となる。

認証される母材の厚さの上限である2Tについては溶接施工法認証の合理化のためにASME Sec. IXの規定に盛り込まれたものであることから, ここでは議論の対象としない。

QW-403.6には溶接部に溶接後熱処理が施工されない場合であって衝撃試験が要求される場合における, 認証される母材の厚さが規定されている。

認証される母材の最小厚さは, 試験材の厚さT又は5/8in. (16mm) の何れか小さい厚さとなる。そして, 試験材の厚さが1/4in. (6mm) 未満の場合には認証される母材の最小厚さは0.5Tとなる。この規定は厚い方の側を制限せずに非安全側の規定に見えるが, 溶接後熱処理が必要とされない範囲の厚い母材の溶接施工法と薄い母材の溶接施工法を分け, 溶接熱影響部の品質を的確に担保するものとしての規定と考えれば, 合理的なものである。具体的には, 炭素鋼(P-1)を予熱無し, 溶接後熱処理無しで溶接する場合を考えれば, この規定が合理的であることが理解できる。すなわち, 溶接後熱処理の免除条件は炭素鋼(P-1)の突合せ溶接の場合には厚さ19mmま

である。したがって, 厚さ16mmで溶接施工法試験を行った場合に認証される母材の厚さの範囲は16~19mmとなり, 試験材の厚さ毎に細かく溶接施工法を分けて, 溶接熱影響部の品質を担保する規定であることが分かる。

QW-403.9には何れかの溶接パス(溶接層)の厚さが1/2in. (13mm)を超えた場合においては認証される母材の厚さを試験材の厚さTの1.1Tとすることが規定されている。この規定は大入熱溶接を制限して認証すると同時に, 大入熱溶接と小入熱溶接との組合せの溶接施工法を制限して認証するものである。

#### 4.....冷却速度に及ぼす試験材の厚さの影響

表1及び図1に示したとおり試験材の厚さが1-1/2in. (38mm) 未満の場合と1-1/2in. (38mm) 以上の場合では, 認証される母材の厚さの上限が大きく異なる。これについて, 溶接アークを移動線熱源と仮定して, 溶接入熱が溶接熱影響部に及ぼす影響を考慮して検討した。

移動線熱源の温度 $\theta$ における冷却速度(CR)は(1)式のとおり示すことができる<sup>7)</sup>。

$$CR = 2\pi k \left( \frac{c\rho h}{Q} \right)^2 (\theta - \theta_0)^3 \quad (1)$$

$k$ : 熱拡散率 (cm<sup>2</sup>/sec)

$c$ : 比熱 (cal/g・°C)

$\rho$ : 密度 (g/cm<sup>3</sup>)

$h$ : 板厚 (cm)

$Q$ : 単位長さあたりの入熱 (cal/cm)

$\theta_0$ : 初期温度 (°C)

(1)式から540°Cにおける冷却速度に及ぼす試験材厚さの影響を示すと図2を得ることができる。同図より試験材の厚さが厚くなると冷却速度は速くなり, 炭素鋼や低合金鋼の溶接熱影響部が硬化することが示唆される。他方, 母材が炭素鋼(P-1)であって, その厚さが1-1/2in. (38mm)を超える場合には, 溶接部に必ず溶接後熱処理が施工されることから, 認証される母材の厚さの上限が緩和できる規定は合理的であると云える。すなわち, 溶接熱影響部に溶

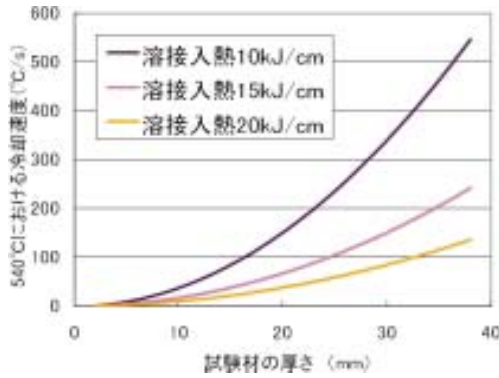


図2 試験材の厚さと冷却速度

接後熱処理が施工されない厚さに関しては、認証される母材の厚さを制限するものである。

溶接熱影響部に溶接後熱処理が施工されない厚さに関しては、認証される母材の厚さを制限し、その上限を2Tとすることが必ずしも合理的でないことは、QW-403.6の規定で示した。母材が低合金鋼(P-3)であって、母材の厚さが5/8in. (16mm) 以下の場合には、溶接後熱処理を免除するために95℃以上の予熱が必要とされる。これは、認証される母材の厚さの上限である2Tの溶接熱影響部の組織を制御するものであり、2Tが的確な指標であるかは別にして工学的には適正である。

### 5.....溶接後熱処理に係る規定

表1及び図1で試験材の厚さが1-1/2in. (38mm) 以上の場合に、認証される母材の厚さの上限が大幅に緩和される規定が溶接後熱処理に関連することは、前項で示したとおりである。その溶接後熱処理の規定は1930年版のASME Sec. VIIIに採用された規定であって、溶接部を595℃以上の温度で1in. (25mm) 当たり1時間の熱処理を行うことを課したものであった。当時の溶接後熱処理は応力除去(Stress Relieving)として規定されたもので、溶接部における脆性破壊防止の観点で規定されたものであった。既に示したとおり、ASME Sec. IX規格における溶接後熱処理は溶接後の全ての熱処理(Any heat treatment subsequent to welding)であって、その熱処理が溶接部の強度等に影響を及ぼすと思われる場合には、その溶接後熱処理の条件が認証される母材の厚さに影響を及ぼすこととしている。

QW-407.1は溶接後熱処理に関連した確認項目の要素の区分の基本で次のとおり規定され、溶接後熱処理の区分の変更があった場合には溶接施工法確認試験が必要となる。

- a 母材の区分がP-1からP-6及びP-9からP-15Fの場合には、次の溶接後熱処理の区分が適用される。
  - (1) 溶接後熱処理なし
  - (2) 下部変態点以下の溶接後熱処理
  - (3) 上部変態点を超える溶接後熱処理
  - (4) 上部変態点を超える溶接後熱処理+下部変態点以下の溶接後熱処理
  - (5) 上部変態点と下部変態点の間領域での溶接後熱処理
- b 他の全ての材料の場合には、次の溶接後熱処理の区分が適用される。
  - (1) 溶接後熱処理なし
  - (2) 特定の温度での溶接後熱処理

QW-407.1の下部変態点とは炭素鋼の場合にA1変態温度で約720℃である。上部変態点とはA3変態温度で0.15% Cの炭素鋼では約850℃である。したがって、下部変態点以下の温度での溶接後熱処理とはASME Sec. I, PW-39又はASME Sec. III Subsec. NB, NB-4620に規定の温度での溶接後熱処理である。すなわち、火技解釈の別表第21に規定の温度での溶接後熱処理である。他方、QW-407.1の上部変態点を超える温度での溶接後熱処理は、低合金鋼溶接部を当該温度から空冷すれば、焼ならしとなる。また、上部変態点を超える温度の溶接後熱処理に引続き下部変態点以下の温度で溶接後熱処理を行う操作は、低合金鋼溶接部に対しては焼入れ焼戻し又は焼ならし焼戻しとなる。

このQW-407.1の規定による溶接後熱処理を行う場合であって、溶接後熱処理温度が上部変態点を超える場合の試験材の厚さと認証される母材の厚さについては、QW-407.4に規定されている。

QW-407.4は試験材の母材の区分がP-7(フェライト系ステンレス鋼)、P-8(オーステナイト系ステンレス鋼)又はP-45(鉄ニッケルクロム合金)以外の鉄鋼材料である場合に、試験材が上部変態点を超える温度で溶接後熱処理された時の認証される母材の厚さを規定している。この場合の認証される母材の

厚さは試験材の厚さ  $T$  の  $1.1T$  と規定している。試験材の種類が炭素鋼 (P-1) であるとすれば、上部変態点を超える温度で試験材はオーステナイト化される。この温度から空冷 (焼ならし) されれば、試験材の性質は溶接後熱処理前とは大きく異なったものになる。この温度から水冷 (焼入れ) されれば、試験材はマルテンサイト変態して硬化する。硬化の程度は冷却速度によって影響を受け、試験材の厚さが厚くなればマルテンサイト変態の開始前にフェライトやパーライトが生成し、焼入れによる硬化が期待できなくなる。したがって、上部変態点を超える温度での溶接後熱処理を行う場合には、試験材の組織のコントロールの観点で、冷却速度が遅くなる側の制限として、認証される母材の厚さを  $1.1T$  としている。

火技解釈では上部変態点を越えた溶接後熱処理に関連した規定がなく、上述の規定は ASME 規格に限定されたものである。高強度材にあって、その溶接熱影響部を母材と同様にコントロールするニーズがある場合には、この上部変態点を越えた溶接後熱処理が必要なケースが生じる。このようなニーズに対応するため、ASME Sec. IX, QW-407.1 に対応する規定は必要であり、認証される母材の厚さを試験材の厚さの  $1.1$  倍にする規定は做すべきものと思われる。また、ASME Sec. I, Table PG-26 には、CSEF 鋼 (クリープ強度を高めたフェライト系鋼: 高クロム鋼) に対する  $N+T$  熱処理 (焼ならし焼戻し) が規定されていて、我が国でも高クロム鋼溶接部に対して焼ならしが施工される可能性が無いとは限らない。この様な溶接後熱処理を施工する場合の認証される母材の厚さの規定を明確にすることも今後必要と思われる。

試験材の母材の区分が P-7, P-8 又は P-45 の場合の制限は ASME Sec. IX には規定がない。ASME Sec. I, PW-39 及び ASME Sec. III Subsec. NB, NB-4620 によれば、P-7 には溶接後熱処理温度が規定されていて、P-8 又は P-45 に対する溶接後熱処理は必要とはされていないし禁止もされていない規定となっている。P-7 の熱処理後の冷却速度は、熱時効脆化の防止の観点で急冷が規定されているものの、QW-407.4 と同様な規定はされていない。P-8 又は P-45 の溶接後熱処理として想定されるものは、溶接熱影響部の

固溶化熱処理又は固溶化焼なましである。前者の溶接後熱処理では、溶接熱影響部に析出した Cr 炭化物をマトリックスに固溶化させる操作を行うが、この溶接後熱処理は製造者が溶接部の品質向上のために自ら行う熱処理である。ASME Sec. IX では、この溶接後熱処理については製造者のデモの結果を踏まえて施工すべきものであって、溶接後熱処理の有無については QW-407.1 で要素の区分としているが、認証される母材の厚さについてはデモの結果を踏まえて、QW-451.1 の規定の範囲で製造者が設定するものとなる。このようなデモにおいて、試験材の厚さ  $T$  に対して、認証される母材の厚さが  $2T$  となるかは冷却速度の観点で困難な場合が多いと予測される。したがって、安全側に考えれば、認証される母材の厚さは  $T$  となり、工学的に判断すれば、CSEF 鋼に対する  $N+T$  処理と同様に  $1.1T$  も選択肢である。

## 6.....溶接できる母材の厚さ

ASME Sec. IX 規格における認証される母材の厚さについて上記に示したが、薄い母材を溶接する条件は厚い母材を溶接する条件とは明らかに異なり、前者では溶接条件を狭い範囲にコントロールすることから、試験材の厚さが一定の値を下回る場合に認証される母材の厚さの範囲が  $T \sim 2T$  となることは合理的であると判断された。試験材の厚さが  $1-1/2in.$  ( $38mm$ ) を超える場合に認証される母材の厚さの範囲の上限が緩和されることについては、溶接部に溶接後熱処理が要求されることから合理的であると判断された。

溶接部に溶接後熱処理が施工されない場合であって、試験材に衝撃試験が要求される場合の規定は、溶接後熱処理の免除条件を勘案して考えると合理的ではある。一方、図 2 に示した  $540^{\circ}C$  における冷却速度に及ぼす試験材の厚さの影響によれば、溶接入熱が小さい場合には試験材の厚さが  $3/4in.$  ( $19mm$ ) では冷却速度が  $150^{\circ}C/s$  に達する可能性がある。この様な冷却速度では試験材が炭素鋼 (P-1) の場合には硬さが  $HV300$  を超える可能性もある。したがって、試験材の厚さを  $3/8in.$  ( $10mm$ ) とした場合に認証される母材の厚さが  $1/16in.$  ( $1.5mm$ )  $\sim$   $3/4in.$  ( $19mm$ ) となる事実を考えると、合理的であると云うよりは、

工学的な判断がされているものと思われる。

## 7.....あとがき

火技解釈の溶接施工法で認証される母材の厚さの範囲は ASME Sec. IX の溶接施工法で認証される母材の厚さの範囲とは異なっている。この相違は ASME Sec. IX の溶接施工法の確認試験方法が、1962 年以降大きく変化したことが主な原因である。ASME Sec. IX の認証される母材の厚さについて概説したが、現行の ASME Sec. IX の規定は概ね合理的であると判断された。火技解釈においても、実際に溶接される厚さに適した溶接施工法試験で確認された方法で溶接することは合理的であるし、また、従来とは異なる溶接後熱処理（上部変態点を超える温度での溶接後熱処理）に対応する認証される母材の厚さの規定を設けることは合理的であると判断することができた。火技解釈の溶接施工法によって認証される母材の厚さの適正化が進むように願うものである。

【追記】本小文では、ASME Sec. IX 規格について検討するため、試験材の厚さ等についてはインチを用いた。ただし参考のためミリメートルも併記した。ここでの単位換算値は、ASME Sec. II NONMANDATORY APPENDIX C による。したがって、換算値では、必ずしも正確な値が示されていない箇所がある。インチでの標記を基本にして頂きたい。

## 参考文献

- 1) 平成 19・08・10 原院第 3 号，発電用火力設備の技術基準の解釈
- 2) For example, American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. IX, Welding Qualifications, 1949.
- 3) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. IX, Welding and Brazing Qualifications, 2010.
- 4) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. IX, Welding Qualifications, 1941.
- 5) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII, Unfired Pressure Vessels, 1937.
- 6) American Society of Mechanical Engineers, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII, Unfired Pressure Vessels, Rule for the Fusion Process of Welding, 1927.
- 7) 佐藤邦彦，向井喜彦，豊田政男，溶接工学，理工学社，1979.



橋本正徳



吉田和夫



佐藤長光

## 出願特許一覧

1	特許件名	皮膚切断法による微粉末積層皮膜厚測定法	発明者	三好 滋
	出願番号・出願日	特願平5-271499 H5.10.29	登録番号・登録日	特許第2522635号 H8.5.31
	概要	浸透探傷試験用現像剤を塗布したときの積層皮膜の厚さを切断法により測定する方法		
2	特許件名	膜厚指示計を用いた微粉末積層皮膜厚測定法	発明者	三好 滋
	出願番号・出願日	特願平5-271500 H5.10.29	登録番号・登録日	特許第2506557号 H8.4.2
	概要	浸透探傷試験用現像剤を塗布したときの積層皮膜の厚さを膜厚指示計を用いて測定する方法		
3	特許件名	交流磁化を用いた強磁性体の溶接物の溶接後熱処理評価装置	発明者	志波光晴 他
	出願番号・出願日	特願2000-62964号 H12.3.8	登録番号・登録日	特許第3355322号 H14.9.27
	概要	強磁性体の溶接構造物が熱処理されたかどうか及び熱処理した時の温度を非破壊的で簡単に評価できる装置		
4	特許件名	交流磁化を用いた強磁性体構造物のクリープ損傷評価方法及び装置	発明者	志波光晴 他
	出願番号・出願日	特願2000-62965号 H12.3.8	登録番号・登録日	特許第3461781号 H15.8.15
	概要	特許第3355322号の装置を強磁性体金属材料及び溶接構造物のクリープ損傷評価に適用		
5	特許件名	Method and Apparatus for Visualizing Elastic Wave Propagation in a Solid Substance(米国特許出願)	発明者	古川 敬他
	出願番号・出願日	09/695,911 2000.10.26	登録番号・登録日	US6,535,828 B1 2003.3.18
	概要	超音波が固体内を伝わる様子を目に見えるようにした(可視化)手法及び装置		
6	特許件名	超音波探触子の位置・首振り量の測定方法及び装置	発明者	古川 敬他
	出願番号・出願日	特願2002-29015号 H14.2.6	登録番号・登録日	特許第3585467号 H16.8.13
	概要	超音波探触子の相対的な位置(または移動量)及び探触子の首振り量を自動的に測定する方法及び装置		
7	特許件名	非破壊高温クリープ損傷評価方法	発明者	志波光晴 他
	出願番号・出願日	特願2002-308126号 H14.10.23	登録番号・登録日	特許第3728286号 H17.10.7
	概要	供用中のボイラなどの高温機器において非破壊的に測定された物理量を用いクリープ損傷率を評価し余寿命時間を求める方法		
8	特許件名	クリープボイドの非破壊検出方法	発明者	志波光晴 他
	出願番号・出願日	特願2002-308129号 H14.10.23	登録番号・登録日	特許第3803314号 H18.5.12
	概要	供用中のボイラなどの高温機器において交流磁化測定により簡便かつ非破壊的に現地においてクリープボイドを検出する方法		
9	特許件名	渦電流探傷信号処理方法	発明者	兼本 茂他
	出願番号・出願日	特願2006-027648号 H18.1.6	登録番号・登録日	特許第4235648号 H20.12.19
	概要	検査対象物表面の金属組織内部の自然欠陥を非破壊で外部から計測するための渦電流探傷信号処理方法		
10	特許件名	高Cr系鋼構造物のじん性評価方法	発明者	西川 聡他
	出願番号・出願日	特願2008-198193号 H20.7.31	登録番号・登録日	特許第4664399号 H23.1.14
	概要	Cr含有量が8~14wt%のラーベス相が析出する高Cr系鋼構造物でアノード分極曲線を利用してじん性を評価する方法		

## 学協会誌等への論文発表

学協会誌名	著者	論文名称	掲載誌発行年月
INSIGHT	陳 鋼朱 山口篤憲 他	Signal processing for detection and characterization of defects from composite eddy current signals	Vol.39, No.11, p.785-789, 1997
IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS	陳 鋼朱 山口篤憲 他	A Novel Signal Processing Technique for Eddy-Current Testing of Steam Generator Tubes	Vol.34, No.3, p.642-647, May, 1998
WELDING journal	堀井行彦 桑 亮一 上杉信夫 他	Thermal Embrittlement of Simulated Heat-Affected Zone in Cast Austenitic Stainless Steels	Vol.77, No.8, p.350-360, August, 1998
Journal of Nuclear Materials	中東重雄 中村治方 上杉信夫 他	Effect of weld thermal cycle on helium bubble formation in stainless steel	Vol.258-263, p.2013-2017, 1998
	中東重雄 上杉信夫 中村治方 他	Weldability of helium-containing stainless steels using a YAG laser	Vol.258-263, p.2018-2022, 1998
火力原子力発電	陳 鋼朱 米山弘志 山口篤憲 上杉信夫	ウェーブレット解析の渦電流探傷法への適応	Vol.49, No.507, p.70-78, 1998
Journal of Pressure Vessel Technology	志波光晴 山口篤憲 佐藤正信 村尾周仁 永井正雄	Acoustic Emission Waveform Analysis From Weld Defects in Steel Ring Samples	Vol.121, p.77-83, February, 1999
圧力技術	堀井行彦 西川 聡 桑 亮一 他	鑄造2相ステンレス鋼の溶接熱影響部の熱時効脆化 - 第1報 溶接熱影響部の熱時効脆化挙動 -	Vol.39, No.3 第1報 p.2-8 2001
	堀井行彦 西川 聡 上杉信夫 他	鑄造2相ステンレス鋼の溶接熱影響部の熱時効脆化 - 第2報 溶接熱影響部の熱時効脆化機構 -	Vol.39, No.3 第2報 p.9-15 2001
International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics	陳 鋼朱	Theoretical Investigation of Change of Magnetic Property due to Creep Damage using Jiles-Atherton Magnetization Model	Vol.16, p.189-196, 2002
	程 衛英	Finite Element Simulation of Magnetoinductive Evaluation of PWHT Temperature of Cr-Mo Steel Welded Joints	Vol.19, p.125-130, 2004
Recent Advances in Nondestructive Evaluation Techniques for Material Science and Industries PVP2004-2836	程 衛英 古村一朗 志波光晴	Analytical and Experimental Approaches for the Sizing of Fatigue Cracks in Inconel Welds by Eddy Current Examination	PVP-Vol.484, p.191-197 2004
火力原子力発電	志波光晴 桑 亮一 他	高Cr鋼の交流磁化法によるクリープ損傷評価技術の開発	Vol. 55, No.8, No.575, p.26-32, 2004
保全学	古川 敬 古村一朗 他	原子炉再循環系配管のSCC深さサイジング技術	Vol.3, No.3, p.51-55, 2004
Journal of Synchrotron Radiation	中東重雄 他	High temperature and high pressure in-situ SCC device for SR diffraction Experiments and application for an austenitic stainless steel	Vol.13, p.13-18 ,2006
平成16年度 火力原子力発電大会論文集	程 衛英 古村一朗 志波光晴 他	炉内構造物検査への渦流探傷技術の概要評価	広島大会CD-ROM1-2-6 2004年10月

学協会誌名	著者	論文名称	掲載誌発行年月
日本鉄鋼協会「鉄と鋼」 欧文誌	中東重雄 他	Effects of surface grinding hardness distribution and residual stress in low carbon Austenitic stainless steel SUS316L	Vol.44, No.10, 2004
火力原子力発電	西川 聡 堀井行彦 佐藤正信 他	配管周継手の局部後熱処理の適正施工条件について	Vol.56, No. 585, p.43-52, 2005
Journal of Pressure Vessel Technology	程 衛英 古村一朗 志波光晴 兼本 茂	Eddy Current Examination of Fatigue Cracks in Inconel Welds	Vol. 129, p.169-174 February 2007
PROGRESS REPORT ON NEUTRON SCIENCE	水野亮二 他	中性子回折によるNCF600-SQV2Aの異材溶接継手部の 残留応力評価	JAERI-Review 2005-045, p.136, September, 2005
保全学	古川 敬 古村一朗 米山弘志 山口篤憲	超音波探傷試験による応力腐食割れ深さサイジングにおける 教育訓練目標の指標について	Vol.4 ,No.3 ,p.50-55, 2005
Review of Quantitative Nondestructive Evaluation	程 衛英 志波光晴 古村一朗 他	FINITE ELEMENT ANALYSIS FOR THE VERIFICATION OF POSTWELD HEAT TREATMENT OF 9Cr-1Mo WELDS	Vol.24, p.1204-1211, 2005
保全学	兼本 茂 程 衛英 志波光晴 古村一朗	渦電流探傷における欠陥形状復元のための新しい信号 処理法の提案	Vol.5 ,No.1 ,p.63-70 , 2006年4月号
NDT & E International	程 衛英 兼本 茂 古村一朗 志波光晴	Depth sizing of partial-contact stress corrosion cracks from ECT signals	Vol.39, p.374-383, 2006
Review of Quantitative Nondestructive Evaluation	志波光晴 程 衛英 中東重雄 古村一朗 他	Nondestructive Evaluation of irradiation embrittlement of SQV2A Steel by using Magnetic Method	Vol.25, p.1163-1170, 2006
平成17年度 火力原子力発電大会論文集	水野亮二 松田福久 他	原子炉圧力容器鋼(SQV2A)のテンパーヒード溶接法に 関する研究	東京大会CD-ROM3-2 2005年10月
Science & Technology of Welding and Joining	堀井行彦 他	Recent Development of Repair Welding Technologies in Japan	Vol.11, No.3, p.255-264 May 2006
保全学	兼本 茂 程 衛英 志波光晴 古村一朗	部分接触SCCの渦電流探傷による新しいサイジング法	Vol.5, No.4, p.51-58, 2007年1月号
International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics	程 衛英 中東重雄 志波光晴 古村一朗 他	Investigation of the Micro-structural Dependence of the Magnetic Properties of SQV2A Steel for NDE	Vol.125, p.145-149, 2007
Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics 28 Electromagnetic Nondestructive Evaluation (X)	程 衛英 古村一朗 兼本 茂	Identification of Defects from ECT Signals Using Linear Discriminant Function	No.28, p.251-258, 2007
平成18年度 火力原子力発電大会論文集	大石勇一 吉田和夫 他	発電用火力設備に関する外国規格の適用調査 (その3: 構造関係)	名古屋大会CD-ROM 8-1, 2006年10月



学協会誌名	著者	論文名称	掲載誌発行年月
溶接学会論文集	西川 聡 古川 敬 古村一朗 堀井行彦	ニッケル基合金の溶接金属組織と超音波探傷による欠陥検出性の関係	第25巻( 2007 )第1号 p.179-186
平成18年度 火力原子力発電大会論文集	古川 敬 古村一朗 米山弘志 山口篤憲	超音波探傷試験によるき裂深さ測定精度の評価	名古屋大会CD-ROM 3-4, 2006年10月
平成19年度 火力原子力発電大会論文集	米山弘志 杉林卓也	PD研修とその実績	高松大会CD-ROM 3-4, 2007年10月
平成19年度先端大型研究施設 戦略活用プログラム成果報告書 ( Spring-8戦略活用プログラム 2007B )	中東重雄 他	放射光CTによるステンレス鋼中SCCき裂の検出とサイジング	p.191-194 2008年3月
SPring-8 Research Frontiers 2007	中東重雄 他	Detection of Cracks due to SCC in Ni-base Alloys by Synchrotron Radiation CT Imaging	p.158-159 2008年7月
日本実験力学学会	関野晃一 他	種々の形状を有する自然き裂の耐熱ガラス板への付与とそのき裂開口変位の光干渉法による評価	p.59-64 2008年3月
IEEE, Transaction on Magnetics	程 衛英 兼本 茂 古村一朗	Numerical Evaluation of the Depth of Branched-off Cracks using Eddy Current Testing Signals	Vol. 44, No. 6, June, (2008), p.1030-1033.
Int. J. Nuclear Knowledge Management	兼本 茂 程 衛英 古村一朗	Intelligent system supporting defect identification and sizing using eddy current testing signals in nuclear power plants	Vol. 2, No. 4, 2007, p.396-408
保全学	中東重雄 程 衛英 古村一朗 山口篤憲 他	原子炉圧力容器鋼の照射による組織変化と磁気構造変化	Vol.7 ,No.3 ,p.47-55, 2008
溶接学会論文集	西川 聡 大北 茂 堀井行彦	長時間熱時効された改良9Cr-1Mo鋼溶接金属のじん性回復と電気化学計測による評価	第26巻( 2008 )第3号 p. 220-226
溶接学会論文集	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆アーク溶接金属の応力腐食割れ形態	第27巻( 2009 )第1号 p. 67-72
平成20年度 火力原子力発電大会論文集	西川 聡 大北 茂 堀井行彦	長期間使用した改良9Cr-1Mo鋼溶接部のじん性評価方法	仙台大会CD-ROM 3-3 2008年10月
平成20年度 火力原子力発電大会論文集	古川 敬 古村一朗 他	超音波伝搬シミュレーション解析を用いた超音波探傷の支援技術	仙台大会CD-ROM 3-5 2008年10月
Advanced Materials Research	中東重雄 他	EFFECT OF COLD-ROLLING ON PRECIPITATION PHENOMENA IN 316L AUSTENITIC STAINLESS STEEL	Vol.26-28( 2007 ) p. 1287-1290
保全学	中東重雄 古村一朗 山口篤憲 他	放射光による原子炉材料のSCCき裂観察	Vol.8 , 3 ,p.69-75, 2009
IEEE Trans. Magnetics	程 衛英 古村一朗	Simulation of Transient Eddy-Current Measurement for the Characterization of Depth and Conductivity of a Conductive Plate	Vol. 44, No. 11, November, 2008, p. 3281-3284
Electromagnetic Nondestructive Evaluation (XII)	程 衛英 古村一朗	Ac Magnetization and Barkhausen Noise Measurement for the Characterization of Degradation of Ferromagnetic Steels	ISO Press, 2009 p. 215-223

学協会誌名	著者	論文名称	掲載誌発行年月
溶接学会論文集	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆ア - ク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼすCrの影響	第27巻( 2009 )第4号 p.278-286
溶接学会論文集	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆ア - ク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼすC,Nbの影響	第27巻( 2009 )第3号 p.274-260
E-Journal of Advanced Maintenance	古村一朗 古川 敬	Simulation technique for UT wave propagation as an effective tool for predicting the inspection results and interpreting the root cause of unexpected indications	Vol. 1, No. 1,NT1 May, 2009
非破壊検査	関野晃一 他	ガラス板に挿入した表面楕円き裂の光干渉法による 破壊挙動の解析	第59巻( 2010 )第3号 p.138-144
溶接学会論文集	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆ア - ク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼすPの影響	第27巻( 2009 )第4号 p.287-296
圧力技術	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆ア - ク溶接金属の 応力腐食割れ感受性に及ぼす化学成分 熱処理の影響	Vol.48, No.1 p.26-39 2010
International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics	程 衛英 古村一朗	Optimum Inducement of Eddy Current for NDE of Deep Lying Defects:an Analytical Approach	33( 2010 ) p.377-385
Proceeding of the 7th Int, Conf. on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear Pressurized Components.	古川 敬 古村一朗	Numerical simulation of guided wave propagation using large scale FEM code	EUR 24115EN-2009 p.252-259
火力原子力発電大会論文集	長谷川忠之 西川 聡	FEMを用いた溶接終端部の残留応力評価	大阪大会CD-ROM 3-4 2009年10月
E-Journal of Advanced Maintenance	古村一朗 古川 敬	Visualization Method of UT Wave Propagation Phenomena for assisting The Better Understanding of Inspection Results	Vol. 2, No. 2, NT25 August, 2010
Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation	程 衛英	Simulation for the assessment of Wall thinning Using Eddy Current Method	Vol. 30A (2011) p.372-379

## 学協会等への口頭発表

平成22年度

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
「非破壊」	QNDE2010 ( 37th Annual of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation )	2010/7/18 ~ 23 米国サンディエゴ	程 衛英 古村一朗	Simulation for the Eddy Current Method Measurement of Pipe-wall Thinning
	The 15th International Workshop on Electromagnetic Nondestructive Evaluation ( ENDE2010 )	2010/6/14ポーランド シュチェチン	山本敏弘 他	An ECT probe with widely spaced coils for local wall thinning in nuclear power plant
	日本保全学会 第7回学術講演会	2010/7/14.15 浜岡原子力館	程 衛英 古村一朗	渦電流探傷法による配管減肉評価のシミュレーション
			小林輝男	ステンレス鋼溶接金属を透過したUT確認試験研究成果
			古村一朗 古川 敬	超音波探傷における結果の評価 結果の推定 及び探傷条件の最適化を支援するシミュレーション技術
	創立60周年記念 火力原子力発電大会	2010/10/14 東京フォーラム	小林輝男	ステンレス鋼溶接金属を透過したUT確認試験研究成果
	平成22年度 非破壊検査協会秋季講演大会	2010/10/27 ~ 29 沖縄県市町村自治 会館	古川 敬 古村一朗	大規模FEM解析を用いたガイド波の伝搬及び探傷 波形シミュレーション
	第8回NDE国際会議	2010/9/29 ~ 10/1 ドイツ ベルリン	古村一朗 古川 敬	Improvement of SCC depth sizing capability by 3D-SAFT UT method in Ni alloy weld
			古川 敬 古村一朗	Numerical simulation of guided wave propagation in elbow pipe and welds
	第18回超音波による非破壊評価 シンポジウム	2011/1/27 きゅりあんホール	古川 敬 南 康雄 杉林卓也 古村一朗	音響異方性を有する材料へのPhased array UTの 適用
日本非破壊検査協会 「電界計測に基づく非破壊評価 応用研究会」	2011/3/11 日本非破壊検査協会	程 衛英	渦電流探傷技術への取り組みとその新展開	
「溶接」	日本保全学会 第7回学術講演会	2010/7/14.15 浜岡原子力館	西川 聡 大北 茂 山口篤憲 他	ニッケル基600合金用被覆アーク溶接金属の高温 高圧純水中の応力腐食割れ感受性に及ぼすCr濃度 の影響
			西川 聡 大北 茂 山口篤憲 他	ニッケル基600合金用被覆アーク溶接金属の高温 高圧純水中の応力腐食割れ感受性に及ぼす C Nb濃度の影響
	平成22年度 溶接学会秋季全国大会	2010/9/7 ~ 9 日本大学工学部 ( 福島県郡山市 )	西川 聡 水野亮二 大北 茂 他	残留応力解析用材料物性値の取得 - 原子炉压力容器クラッド境界部の残留応力評価 ( 第1報 ) -
			水野亮二 西川 聡 他	低合金鋼の相変態が溶接残留応力に及ぼす影響に ついての感度解析 - 原子炉压力容器クラッド境界部 の残留応力評価( 第2報 ) -
	防食腐食協会 第57回材料と環境検討会	2010/10/20 ~ 22 沖縄県市町村自治 会館	西川 聡 山口篤憲 他	ニッケル基合金溶接金属/低合金鋼境界部における 微視的残留応力評価手法の検討
溶接冶金研究委員会50周年 シンポジウム	2010/10/7 ~ 8 大阪大学	西川 聡 大北 茂 山口篤憲 他	ニッケル基600合金用被覆アーク溶接金属の高温 高圧純水中の応力腐食割れ感受性に及ぼす化学 成分 熱処理の影響	

## 平成21年度

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
「非破壊」	JIMA2009 総合検査機器展 「アカデミックコーナー」	2009/4/8～10 東京ビックサイト	関野晃一	光学的応力・ひずみ測定法の非破壊検査法への適用例
	KOREA-JAPAN JOINT WORKSHOP on Inspection and Mitigation of Dissimilar Metal Welds	2009/7/1～3 Gyongju KyoYuk MunHwa HoeKwan, Gyongju, Korea	古村一朗	DMW Inspection by Real Time 3D-SAFT Technique
	Short Course on Quantitative NDE for Life Extension in Power Plants	2009/7/25～26 University of Rhode Island Kingston, Rhode Island	古川 敬 古村一朗 山口篤憲	Verification of Inspection Performance of Phased Arrays under Different Inspection Parameters by an Ultrasonic Visualization Technique
	日本金属学会2009秋期 (第145回)大会	2009/9/15～17 京都大学: 吉田キャンパス	中東重雄 長谷川忠之 他	放射光CTによるステンレス鋼中のSCCき裂観察
	日本原子力学会2009秋の大会	2009/9/16～18 東北大学 青葉山キャンパス	中東重雄 長谷川忠之 他	線イメージングによるSCCき裂の観察
	「第6回SPring-8 産業利用 報告会ポスター発表」	2009/9/3 東京ステーション コンファレンス (東京丸の内)	中東重雄 長谷川忠之 他	放射光CTイメージングによるステンレス鋼応力腐食 割れ(SCC)き裂の観察
	ISME 2009 (The 14th International Symposium on Applied Electromagnetics and Mechanics)	2009/9/20 西安 中国	程 衛英 古村一朗	Optimum Inducement of Eddy Current for NDE of Deep Lying Defects
	第17回超音波による非破壊評価 シンポジウム	2010/1/28～29 きゅりあん	古川 敬 古村一朗	エルボ管及び溶接部におけるガイド波伝搬シミュレーション
			古川 敬 古村一朗	可視化法を用いたフェーズドアレイによる集束音場の 観察
	日本原子力学会 2010春の年会	2010/3/26～28 茨城大学 水戸キャンパス	中東重雄 長谷川忠之 古村一朗 山口篤憲 他	X線イメージングによるステンレス鋼中SCCき裂の観察
	兵庫県立大学 高度産業科学 技術研究所 先端技術セミナー 2010	2010/3/11 イーグレ姫路 あいめっせホール	中東重雄	ステンレス鋼中SCCのコンプトン散乱 線イメージング による観察
	SPring-8 金属材料評価研究会 (第2回)	2010/3/1 五反田 ゆうぼうと	中東重雄	ステンレス鋼溶接部のSCCのき裂観察における 高エネルギーX線利用における試験片寸法拡大の検討
平成22年度 非破壊検査協会 春季講演大会	2010/5/25～26 TFT(江東区 有明)	古川 敬 古村一朗	エルボ部におけるねじりモードガイド波伝搬の数値 シミュレーション	
「溶接」	溶接学会 平成21年度秋季全国大会	2009/9/9～11 徳島大学	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金用被覆アーク溶接 金属の応力腐食割れ感受性に及ぼすCrの影響
	平成21年度 火力原子力発電大会	2009/10/8 大阪国際会議場	長谷川忠之 西川 聡 他	溶接始終端部の残留応力解析

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名
【溶接】	溶接構造シンポジウム2009 2009/11/17~18 大阪大学銀杏会館	水野亮二 他	中性子回折による配管周溶接部の残留応力測定
		長谷川忠之 西川 聡 他	平板試験体を用いた溶接始末端部の残留応力評価
		西川 聡 他	Ni基合金溶接金属部のCBB試験における微視的応力分布の数値解析

平成20年度

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
【非破壊】	The 13th International Workshop on Electromagnetic Nondestructive Evaluation	2008/6/11 Seoul, Korean	程 衛英	Ac Magnetization and Barkhausen Noise Measurement for the Characterization of Degradation of Ferromagnetic Steels
	神奈川県非破壊試験技術交流会 第13回技術研究会	2008/6/13 KGU関内メディアセンター	関野晃一 古川 敬 古村一朗	振動モードの異なる超音波のき裂先端近傍の挙動
	日本原子力学会 2008年秋の大会	2008/9/4-6 高知工科大	中東重雄 他	放射線CTによる鋼中SCCき裂の観察
	日本保全学会 第5回学術講演会	2008/7/10-12 水戸市民会館	古川 敬 古村一朗	超音波の可視化技術を用いたフェーズドアレイUT条件の評価
			程 衛英 古村一朗	パルスECTによる肉厚及び導電率測定シミュレーション
	平成20年度 火力原子力発電大会	2008/10/22-23 仙台サンブラザ	古川 敬 古村一朗 他	超音波伝搬シミュレーション解析を用いた超音波探傷の支援技術
	溶接学会 第8回国際溶接シンポジウム	2008/11/16-18 国立京都国際会館	関野晃一 古川 敬 古村一朗 他	Visualaization of ultrasonic Wave around the crack by photoelasticity
	日本非破壊検査協会 平成20年度秋季講演大会	2008/11/5-7 東北歴史博物館	古川 敬 古村一朗	現行の規格に準拠したきず検出へのPhased array UTの適用
			古川 敬	擬似SCC探傷研究委員会の活動概要と作成した試験体 擬似SCC探傷研究委員会でのSCC試験体の探傷結果
	日本非破壊検査協会 第16回超音波による 非破壊評価シンポジウム	2009/1/29~1/30 東工大:デジタル多目的ホール	古川 敬 古村一朗	大規模FEM解析によるガイド波の伝搬経路シミュレーション
日本原子力学会 2009春の年会	2009/3/23~3/25 東工大・大岡山キャンパス	中東重雄 長谷川忠之 古村一朗 山口篤憲	放射光CTによるステンレス鋼中のSCCき裂観察	
		古川 敬 古村一朗	原子力機器の超音波探傷への大規模シミュレーションの適用	
【溶接】	日本保全学会 第5回学術講演会産学協同セッション	2008/7/10-12 水戸市民会館	西川 聡 大北 茂 山口篤憲	長期間使用した9Cr-1Mo系鋼構造物の電気化学計測を用いたじん性評価
	溶接学会 平成20年度秋季全国大会	2008/9/10-12 北九州国際会議場(小倉)	長谷川忠之 西川 聡 中田志津雄 他	溶接始末端部の残留応力に関する基礎的検討
	第193回溶接冶金研究委員会	2008/8/26 大阪市立大学文化交流センター	西川 聡 堀井行彦 他	高温高圧純水環境下の600合金系溶接金属の応力腐食割れに及ぼすCr,Pの影響

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
「溶接」	平成20年度 火力原子力発電大会	2008/10/22-23 仙台サンプラザ	西川 聡 大北 茂 堀井行彦	長期間使用した改良9Cr-1Mo鋼溶接部のじん性評価方法
	溶接学会 第8回国際溶接シンポジウム	2008/11/16-18 国立京都国際会館	西川 聡 堀井行彦 他	Stress Corrosion Cracking Morphology of the Alloy 600 Type Shielded Metal Arc Weld Metals in Pressurized Hot-Water
			水野亮二 他	Residual stress measurement using neutron diffraction for girth-welded type 304 pipes with weld metal deposited up to half and full pipe thickness
	溶接学会 平成21年度春季全国大会	2009/4/22 ~ 4/24 アルカディア市ヶ谷	長谷川忠之 西川 聡 他	溶接始終端部の残留応力解析
水野亮二 他			配管周溶接始終端部の残留応力に関する基礎的検討	

## 平成19年度

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
「非破壊」	日本非破壊検査協会 平成19年度春季講演大会	2007/5/22 アルカディア市ヶ谷	米山弘志	PD研修とその実績について
	神奈川県非破壊試験技術交流会 第12回技術研究会	2007/6/8 KGU関内メディア センター	関野晃一 古川 敬 古村一朗 他	光学的ひずみ測定法の非破壊検査法への応用について
	日本実験力学学会年次大会	2007/8/6 埼玉大学	関野晃一	プローブによるき裂発生を検出特性について
	日本保全学会 第4回学術講演会	2007/7/2 福井大学 (文京キャンパス)	古川 敬 古村一朗	ノッチを用いた斜角UT法の基準感度校正に関する検討
			古村一朗 古川 敬	超音波探傷シミュレーションソフトウェアの検証とその活用事例
	SPring-8 ワークショップ「放射光による金属 組織観察技術の現状」	2007/7/20 キャンパス イノベーションセンター (東京地区)	中東重雄 他	き裂の非破壊検査とイメージング観察
	CTC ComWave リリース記念セミナー	2007/6/27 伊藤忠テクノソリューションズ(株) 東京本社	古川 敬 古村一朗	原子力機器の超音波探傷への数値シミュレーションの適用
	第4回 SPring8 産業利用報告会	2007/9/11-9/12 総評会館	中東重雄 他	放射光CTイメージングによるNi基合金中の応力腐食割れ(SCC)き裂検出
	第21回放射光学会年会・合同 シンポジウム	2008/1/12-14 立命館大学びわこ 草津キャンパス	中東重雄 古村一朗 山口篤憲 他	放射光CTによるNi基合金溶接金属中応力腐食割れの3原則
	Spring-8利用推進協議会 Spring-8疲労損傷評価研究会	2008/1/25 メレパルクOSAKA	中東重雄 他	放射光CTによるNi基合金溶接金属中応力腐食割れ(SCC)き裂の検出
日本原子力学会2008年春の年会	2008/3/26-28 大阪大学 吹田キャンパス	中東重雄 古村一朗 古川 敬 他	放射光CTによるステンレス鋼中SCCき裂の検出とサイジング	
日本非破壊検査協会 第15回超音波による非破壊評価 シンポジウム	2008/1/23-24 きゅりあん 小ホール	関野晃一 古川 敬 古村一朗 他	横波入射によるき裂周りの超音波の挙動	

学協会名等	開催日時・場所	発表者等	発表テーマ名	
【非破壊】	第6回NDE国際会議の Proceeding	2007/10/8-10 ハンガリー(ブタペスト)	古村一朗 古川 敬	Verification of the Simulation Code for Analyzing UT Wave Propagation Using Poto-elastic Visualization System.
	INTEMAG' 2008 (The International Magnetics Conference)	2008/5/4-8 スペイン(マドリッド)	程 衛英 古村一朗	Eddy Current Measurement for the Characterization of Depth and Conductivity of a Conductive Plate
	日本鉄鋼協会春季大会	2008/3/27 武蔵工大 世田谷キャンパス	程 衛英 中東重雄 古村一朗	電磁気手法による金属材料による劣化診断 SQV2A 低合金鋼の照射損傷について
	日本非破壊検査協会 学術セミナー	2008/4/23 東工大	古川 敬 古村一朗	超音波探傷検査技術の動向
	International Symposium on Research for Aging Management of Light Water Reactors and Its Future Trend	2007/10/22-10/23 福井国際交流会館	古村一朗 古川 敬	Recent Progress of UT Inspection Technique on Piping Weld and the Role of Wave Propagation Modeling
	16th International conference on the Computation of Electromagnetic Fields (Aachen, Germany)	2007/6/24-28 ドイツ(アーヘン)	程 衛英 古村一朗 他	Numerical Evaluation of the Depth of Branched-off Cracks using Eddy Current Testing Signals
	13th International Symposium on Applied Electromagnetics and Mechanics (Michigan, USA)	2007/9/9-12 米国 (ミシガン州立大学)	程 衛英 古村一朗	Electromagnetic Characterization of PWHT of 9Cr-Mo Weldment
			兼本 茂 程 衛英 古村一朗	Depth Sizing of Complex Shape Cracks using ECT Signals
日本保全学会「材料劣化診断技術に関する調査研究」及び「非破壊検査技術調査研究」分科会合同会合	2007/11/29 (東京理科大学)	程 衛英 他	電磁気手法による金属材料の塑性変形の検出に関する試行試験	
【溶接】	日本保全学会 第4回学術講演会	2007/7/3 福井大学 (文京キャンパス)	西川 聡 中田志津雄 堀井行彦 古村一朗 山口篤憲	圧縮残留応力付与部の熱時効による応力緩和挙動
	平成19年度 溶接学会 秋季全国大会	2007/9/19 信州大学	中田志津雄 西川 聡 他	差込み継手の溶接変形・残留応力の検討 (その1)(その2)
	大阪大学接合科学研究所 共同研究成果発表会	2007/11/29 大阪大学 接合科学研究所	西川 聡 堀井行彦 他	ニッケル基合金溶接金属の高温高圧純水環境下の応力腐食割れ
	第191回溶接冶金研究委員会	2008/1/31-2/1 科学技術館	西川 聡 堀井行彦	改良9Cr-1Mo鋼溶接金属の靱性影響因子と電気化学計測を用いた簡易評価方法の提案
【規格・基準】	Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures	2007/7/22 米国(サンアントニオ)	吉田和夫 中井裕丈 福田 南	Regulatory Review Results on Design Allowable Stress values of Creep Strength Enhanced Ferritic Steels
	5th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants	2007/10/4 Marco Island Marriott Resort, Golf Club, and Spa	吉田和夫 佐藤長光	Study of Performance Requirements and Construction Rule for 700 degree-C Class Advanced USC Plant
	火力原子力発電大会	2007/10/18 サンポートホール高松	米山弘志 杉林卓也	PD研修の内容及び成果報告
	日本保全学会第1回検査・評価・保全に関する連携講演会	2008/1/16 東京大学	米山弘志 杉林卓也	PD研修の内容及び成果について

## 論文等表彰

氏名	受賞名等	機関等・受賞日	受賞内容
青野健二郎	平成13年度 新進賞	(社)日本非破壊検査協会 平成13年5月31日 (NDI協会春季大会)	本賞は平成13年度に行なわれたNDI協会大会での発表の中から特に優れた発表を行なった若手研究者に与えられる賞である。 受賞対象論文: 「溶接金属内部欠陥とUT及びRTによる非破壊信号量との関係」
西川 聡	平成13年度 溶接学会 研究発表賞	(社)溶接学会 平成14年4月25日	35歳未満の若手研究者に対する賞で発表論文「熱処理条件の非破壊的評価手法の検討-局部PWHT溶接部の性能評価に関する研究(第1報)」に対して与えられたものである。
西川 聡	平成14年度 科学技術奨励賞	(社)日本高圧力技術協会 平成14年5月24日	若手研究者に対する賞で発表論文「鍛造2相ステンレス鋼の溶接熱影響部の熱時効評価 第1・2報」に対して与えられたものである。
志波光晴 西川 聡 米山弘志 山口篤憲	技術賞開発奨励賞	(社)日本溶接協会 平成14年5月29日	研究成果報告「交流磁化法による施工後の溶接熱処理温度評価」に対して受賞したものである。
青野健二郎	「火力原子力発電」 掲載論文賞	(社)火力原子力発電技術協会 平成14年9月25日	論文「斜角探触子の距離振幅特性曲線と欠陥検出能力の評価」に対して受賞したものである。
水野亮二	平成15年度 木原奨励賞	(財)溶接接合工学振興会 平成16年5月13日	本賞は毎年1回溶接接合工学の分野における新進気鋭の原則として35歳以下の研究者 技術者に授与されるもので(財)溶接接合工学振興会会員 関連団体及び理事会の推薦によるものである。 今回原子炉圧力容器等原子力プラント溶接部の品質保証溶接施工法に係る研究開発に関する論文、学会発表等に対して受賞したものである。
糸 亮一 志波光晴	優秀論文賞	(社)火力原子力発電技術協会 平成17年10月12日	優秀論文表彰は平成17年度に会誌「火力原子力発電」に掲載された論文の中から優秀であった論文に対して授与されるもので「高Cr鋼の交流磁化法によるクリープ損傷評価技術の開発」が対象となった。
関野晃一	平成18年度 新進賞	(社)日本非破壊検査協会 平成18年10月27日 (NDI協会秋季大会)	本賞は平成18年度に行なわれたNDI協会大会での発表の中から特に優れた発表を行なった若手研究者に送られる賞である。 受賞対象論文: 「光干渉法と超音波可視化法を併用した手法によるき裂の評価」
古村一朗 古川 敬	平成19年度 第4回学術講演会 第1回産学協同 セッション 銅賞	NPO法人日本保全学会 平成19年7月3日	産学協同セッションは『研究者が提案する研究成果を商品とみなし 企業や国などを購買者と位置づけ 研究成果を売買する市場を保全学会が提供するという市場原理に近い新しい試み』として初めて開催されたものである。当センターは超音波探傷シミュレーション技術を「実機探傷で得られるエコー群が欠陥かどうかの評価を可能にする技術」として発表し 非常に完成度の高い技術として銅賞を授与されたものである。
大北 茂	溶接学術振興賞	(社)溶接学会 平成20年4月9日	本賞は溶接学会会員として永年にわたり優れた学術業績を積み重ね 所属支部の活性化にその識見を発揮し溶接の学術振興に大きく貢献した者として贈呈されたものである。



氏名	受賞名等	機関等・受賞日	受賞内容
西川 聡	平成19年度 溶接冶金研究委員会 優秀研究賞	(社)溶接学会 平成20年5月14日	本賞は 溶接冶金研究委員会で発表された研究の中から、優秀で今後の発展性が高いと評価された者に送られる賞である。 受賞対象研究: 「改良9Cr-1Mo鋼溶接金属の靱性影響因子と電気化学計測を用いた簡易評価方法の提案」
関野晃一 古川 敬	平成19年度 学術奨励賞	(社)日本非破壊検査協会 平成20年5月21日	本賞は 研究報告の内容が非破壊検査技術の向上に寄与するところが大きいと評価された者に送られる賞である。 受賞対象研究: 「硝子板に付与したき裂近傍における超音波の可視化」
関野晃一	第12回技術研究会 奨励賞	神奈川県非破壊試験技術交流会 平成20年6月13日	本賞は 第11・12回技術研究会で発表された研究の中から 優れた発表を行いその努力が非破壊検査技術の向上に寄与するところ大と評価された若手研究者に送られる賞である。 受賞対象研究: 「光学的ひずみ測定法の非破壊検査法への応用について」
西川 聡	平成21年度 溶接学会論文奨励賞	(社)溶接学会 平成22年4月21日	本賞は、溶接学会論文集に掲載された論文の中からとくに優秀な一連の論文を対象に授与されるものであり、学術上大いに貢献があったとして送られる賞である。 受賞対象研究:「高温高圧純水環境下の600合金用被覆アーク溶接金属の応力腐食割れ形態」



---

**溶接・非破壊検査技術センター 技術レビュー Vol.7 2011 (非売品)**

---

発行編集人 ……●…… 山本 孝(溶接・非破壊検査技術センター管理グループ長)  
発行所 ……●…… 財団法人発電設備技術検査協会 溶接・非破壊検査技術センター  
〒230-0044横浜市鶴見区弁天町14-1  
TEL(045)511-2751 FAX(045)511-2750  
編集・協力 ……●…… 電気新聞メディア事業局

---

印刷 (株)新晃社

**《無断転載を禁じます》**

本誌は古紙再生紙を使用しています。