

オーステナイト系ステンレス鋼溶接熱影響部の 高温水中 SCC 進展挙動 -これまでの研究状況と今後の課題-

SCC growth behavior in weld HAZ of austenitic stainless steels
in a simulated PWR primary water
-Current research status and future program -

山田卓陽 (Takuyo Yamada) ^{*1}, 有岡孝司 (Koji Arioka) ^{*1}

要約 オーステナイト系ステンレス鋼の高温水中応力腐食割れは、冷間加工により硬化すると促進されることが知られている。溶接熱影響部も硬化する場合があるが、その硬化領域を対象とした SCC 進展挙動に関する報告例は少なく、この冷間加工ステンレス鋼と溶接熱影響部の硬化部の SCC 進展挙動の関係に関する議論は多くない。INSS では、この部位の高温水中 SCC 進展挙動について、2010 年頃より取り組んできた。本報告では、その SCC 進展挙動に関する研究成果を再整理して紹介するとともに、今後の課題を述べる。

ステンレス鋼溶接熱影響部の SCC 進展挙動は、同じ硬さの冷間加工材の SCC 進展速度、並びに温度依存性と類似の挙動を示した。このことから冷間加工材の SCC 進展挙動で溶接熱影響部硬化部の SCC 挙動を予測可能と考えられた。ただし、SCC 進展試験では配管溶接部初層部近傍や表面加工層部の SCC 挙動を直接評価することが困難である。この部位は、SCC 発生初期の挙動に大きくかわるため、今後微視的な評価やメカニズム検証などの SCC 挙動検討が、高い信頼性確保のために重要である。

キーワード ステンレス鋼溶接熱影響部 (HAZ)、高温水中応力腐食割れ (SCC)、SCC 進展速度、温度依存性、軽水炉 (LWR)、加圧水型原子炉 (PWR)

Abstract It is known that SCC growth rate of austenitic stainless steel (ASS) in high-temperature water is accelerated by hardening of cold-work (CW). The weld heat-affected-zone (HAZ) of the ASS is also hardened by deformation by weld shrinkage. However, only little have been reported on the SCC growth behavior in weld HAZ of the ASS in hydrogenated high-temperature water. There are not many discussions about the relationship between the SCC behavior of the both conditions. Since the 2000s, INSS has studied on the SCC growth behavior in the weld HAZ of the ASS. In this report, research results in INSS on the SCC growth behavior in weld HAZ are reviewed, and future subjects are described.

As a result, the SCC growth behavior in weld HAZ of ASS showed similar rate and temperature dependence on SCC of the cold-worked material with the same hardness. It was considered that the SCC growth behavior of the cold-worked material and the HAZ could be estimated by hardness. However, in the SCC growth test, it is difficult to directly evaluate the SCC behavior of the near the surface area, such as SCC initiated portion. In the future, it is important to study the SCC behavior from the viewpoint of microscopic evaluation and mechanism to ensure high reliability for light water reactor (LWR) for SCC evaluation.

Keywords stainless steel weld heat affected zone (HAZ), stress corrosion cracking (SCC) in high-temperature water, SCC growth rate, temperature dependence, light water reactor(LWR), pressurized water reactor (PWR)

1. はじめに

オーステナイト系ステンレス鋼は、軽水炉 (light water reactor, LWR) の配管材料などとして、沸騰水型原子炉 (boiling water reactor, BWR) や加圧水型原子炉 (pressurized water reactor, PWR) で広く使用されている。このオーステナイト系ステンレス鋼の実機における SCC 経験としては、

1970年代にBWRで報告された鋭敏化 (Cr炭化物の析出による粒界Cr濃度の低下) ステンレス鋼のSCC事例⁽¹⁾が知られており、その後その対策材として開発された低炭素ステンレス鋼においても、2000年代にBWRのシュラウドや再循環配管の溶接熱影響 (heat affected zone, HAZ) 部でのSCC事例が報告されている^(2,3)。この非鋭敏化低炭素ステンレス鋼のSCC事例では、材料因子として表面の強い加工や溶

* 1 (株) 原子力安全システム研究所 技術システム研究所

接熱影響による硬化が影響したと考えられている^(2,3)。その後この非鋭敏化低炭素ステンレス鋼のSCC進展挙動に関する研究が精力的に行われ、BWRの通常水質(normal water chemistry, NWC)のような酸素を含む288°Cの高温純水中でのSCC進展速度データが取得・整備され^(4,6)、またHAZ部の硬化領域で、母材に比べてSCC進展が促進されることなども報告されている⁽⁴⁾。

PWRの1次冷却材環境下では、BWRのNWCのような酸素を含む高い腐食電位環境下と異なり、水素脱気により腐食電位が十分に下げられた環境となっており、このような低い腐食電位環境下においては、従来ステンレス鋼でSCCは起こらないとされてきた。事実、過去のPWRにおけるステンレス鋼のSCC事例は、照射の影響を受けたIASCC⁽⁷⁾や酸素滞留部など特殊な事例^(7,8)のものが主であった。しかし近年では、フランスにおける強い冷間加工を受けたtype 316L製のヒータシースのSCC事例⁽⁹⁾、冷間加工されたtype 316L製ボルトのSCC事例⁽¹⁰⁾、日本におけるセーフエンド配管(SUS316製)溶接熱影響部近傍の粒界割れ事例^(11,12)、スプレイ配管(SUS316製)溶接熱影響部のSCC事例⁽¹³⁾、フランスにおける安全注入系配管(type 316LN製)の溶接熱影響部のSCC事例⁽¹⁴⁾が報告され、いずれの場合も明瞭な鋭敏化は確認されておらず、SCCの材料因子としては表面などの強い加工や溶接熱影響による硬化などが影響したものと推定されている。

一方、実験室では、強い冷間加工を受けることにより、BWRの水素注入(hydrogen water chemistry, HWC)環境やPWRの1次冷却材のような低い腐食電位環境下においても、非鋭敏化オーステナイト系ステンレス鋼のSCCが進展し得ることが指摘され、加工を考慮した材料のSCC進展挙動に関する研究が実施されてきた⁽¹⁵⁻²⁵⁾。

INSSでも、このPWRにおける1次冷却材中の非鋭敏化オーステナイト系ステンレス鋼のSCC挙動に関して、冷間加工を考慮したステンレス鋼のSCC進展評価⁽²²⁻²⁵⁾、並びにHAZ部の硬化領域を対象としたSCC進展評価⁽²⁶⁻²⁸⁾などを、2010年代より実施してきた。本報告では、特にこれまで実施してきたHAZ部の硬化領域におけるSCC進展挙動の研究結果を中心に、既報の内容を改めて整理し取りまとめて紹介するとともに、最近の実機事例を考慮し今後の課題を述べる。

2. これまでの研究状況と今後の課題

オーステナイト系ステンレス鋼のHAZ部の硬化領域でのPWR1次冷却材環境下(低電位環境下)の実機事例については、前述のとおり限定的であったこともあり、研究例は多くない。INSSでは早くからこの問題に着目し、2種類の溶接材のHAZ部の硬化領域でのSCC進展評価を実施し報告してきた⁽²⁵⁻²⁷⁾。

本項では、これらの研究内容を、まず対象材料の製作履歴の観点で2.1と2.2項にまとめた。詳細は後述するが、前者(2.1項)はブロック状のステンレス鋼を用いた通常開先のTIG+SMAWによる溶接材で、後者は配管材を狭開先全層TIGで溶接したものである。本報告では、両者の結果を改めて再整理し、HAZ部の硬化傾向の比較と冷間加工度との関係(2.3項)、溶接線からの距離に応じたSCC進展挙動(2.4項)、SCC進展挙動のK依存性と冷間加工材との比較(2.5項)、SCC進展速度の温度依存性と冷間加工材との比較(2.6項)として再整理し紹介し、最後にSCC挙動に及ぼすその他の材料因子と今後の課題(2.7項)を述べる。

なお、INSSの冷間加工材及びHAZ部硬化領域のPWR1次冷却材環境下のSCC進展速度に関するデータ⁽²²⁻²⁸⁾は、米国電力研究所(EPRI)の技術報告書(MRP-458)⁽²⁹⁾において、他の研究者のデータとともに集約され、SCC進展速度線図が提案されている。

2.1 TIG+SMAW溶接材⁽²⁷⁾

ステンレス鋼溶接金属は、市販の316Lおよび308L組成の溶接棒を用い、それぞれSUS316とSUS304にV開先を施し、初層部を(tungsten inert gas, TIG)溶接、中間部は被覆アーク溶接(shielded metal arc welding, SMAW)による多層盛りで製作したものを基本素材とした。溶接完了時の外観を図1(a)に母材金属の化学組成を表1に示す。この溶接材は、ブロック状の母材を図のように拘束台上に固定した状態で溶接した。図1(b)に溶接マクロ組織とCT試験片採取位置、硬さ測定位置を示す。本溶接材は、溶接金属部初層部のSCC進展評価⁽³⁰⁾のために、ブロックの途中から開先加工を施して溶接したので、通常の配管突合せ溶接の場合に施工する内表面のシンニング加工はなく、また初層溶接部近傍の拘束条件や冷却過程も、実際の配管周方向溶接の条件とは厳密には異なるものと考えられる。なお、本溶接による硬化傾向については、2.3項にて紹介する。

SCC進展試験片は、図1(b)に示したように、溶接線から1および3mmの位置で、SCC進展方向が溶接線と平

行になるように採取し、SCC進展試験に供した。試験条件の詳細は、既報⁽²⁷⁾を参照されたい。SCC進展速度の詳細や比較については、2.4項以降で紹介する。

2.2 狭開先TIG溶接材⁽²⁸⁾

試験材（モックアップ材）の寸法図を図2(a)に示す。この溶接材は、配管材を狭開先TIG溶接したものである。母材はステンレス鋼 SUS F316であり、材料組成を表2に示す。図2(b)に溶接マクロ組織とCT試験片採取位置、硬さ測定位置を示す。図に示したように、SCC進展試験片は溶接線から1, 2, 3と4 mmの位置で、SCC進展方向が溶接線と平行になるように採取し、SCC進展試験に供した。試験条件の詳細は、既報⁽²⁸⁾を参照されたい。SCC進展速度の詳細や比較については、2.4項以降で紹介する。

2.3 HAZ部の硬化傾向の比較と冷間加工度との関係

図3と4にCT試験片採取位置近傍における硬化傾向を、溶接線からの距離に応じて示した。本報告の2種類の溶接材のHAZ部の硬化傾向は、10 mm程度の位置から溶接線に向かって次第に硬化する傾向を示し、両者ともに溶接時の熱歪みの影響で硬化したものと考えられる。図3のTIG+SMAWの硬化傾向は、図4の狭開先TIGの硬化傾向と明確な差はなく、類似していた。

図5には、HAZ部の硬化傾向を、SUS316とSUS304を同時にプロットし比較して示した。両者の硬化傾向に明瞭な差は見られなかった。

次に、溶接手順の異なるSUS316の硬化傾向を詳細に比較するために、溶接線から20mmまでの範囲の硬さを同一グラフにプロットして図5に示した。図から、溶接線から10 mmの位置から溶接線に向かって硬化する傾向は、TIG+SMAW（青丸）と狭開先TIG（黒丸）であまり変わらず、また溶接部近傍（1~4 mm）の範囲では、前者の最小値と最大値はHV (0.05) =215~238、後者はHV (0.05) =220~245の範囲であり、この範囲の硬さに明瞭な差はなかった。一方、10 mm以上離れた位置では、TIG+SMAW材でHV(0.05)=170前後、狭開先TIG材で概ねHV(0.05)=150程度と Δ HV=20程度の差があった。この位置の硬さは母材硬さに相当すると思われるので、母材の素材（SUS316とSUS316）硬さに差があったものと思われる。以上のように、母材硬さに若干の差はあるものの、溶接部近傍での硬化傾向に明瞭な差は見られなかった。

ここで両者の溶接方法などによる影響を考える。両者は、溶接方法（TIG+SMAWと全層TIG）、開先形状（通常開先と狭開先）も異なるが、ブロック状の母材を固定した溶接と、配管周方向溶接の違い及び板厚の違いもある。まず、開先形状の違いについては、通常開先に比べて狭開先による溶接の場合、その硬化傾向は、前者がより硬化し、後者は硬化が抑制され、また配管内表面側でより硬化すると報告されている⁽²⁾。板厚については、より大口径の肉厚配管ほど硬化する傾向が報告されている⁽¹²⁾。溶接手順の違いとしては、ブロック状の母材を固定した溶接と、配管周方向溶接の違いがある。ただし、本報告のブロック状の母材を用いた溶接手順では、母材を拘束台に固定して溶接したため、溶接時の変形を避けることができ、結果として溶接部近傍の熱歪みもある程度再現できたものと考えられる。また、本項で比較した硬さ測定位置は、CT試験片採取時の予亀裂先端近傍の位置に相当するようにしたため、配管肉厚方向内表面側から離れた位置となっており、また内表面からの距離も異なる。以上のように複数の因子が異なるため一概には結論付けられないが、溶接方法、開先形状、溶接手順、板厚などが異なるものの、結果としてこの位置の硬化傾向は類似の傾向となったものと考えられる。

ここで、HAZ部の硬化領域と冷間加工度との関係を考える。HAZ部の硬化領域の硬さは、測定場所によるバラツキも大きいことから、溶接線から4 mmまでの硬さ範囲を、INSSの冷間加工材で取得した硬さと冷間加工度との関係にプロットして図6に示す。図のように、2種の溶接材の同領域の硬さHV (0.05) =215~245をプロットすると、冷間加工度で5~9%相当と見積もられた。

2.4 溶接線からの距離に応じたSCC進展挙動（EPRによる鋭敏化評価とTEM/EDS分析結果との関係）

図7に溶接線からの距離に対するSCC進展速度を示した。HAZ部のSCC進展速度は、溶接線からの距離1~4 mmの位置にはあまり影響を受けず、同程度のSCC進展速度を示した。またSUS304とSUS316の鋼種間の差も明瞭でなく、さらにTIG+SMAWと狭開先TIGとの差も明瞭ではなかった。

鋭敏化（Cr炭化物の析出による粒界Cr濃度の低下）の状況把握のため、TIG+SMAW溶接材のSUS316およびSUS304のHAZ部で鋭敏化度（electric polarization reactivation, EPR）測定を実施したが有意なEPR値は検出されず、鋭敏化は検出されなかった。EPR測定による鋭敏化度評価より

も詳細な評価をするため、鋭敏化度測定後のマイクロ組織観察結果 (SUS304の例) を図8に示す。鋭敏化した溶接熱影響部や鋭敏化模擬材では、鋭敏化度測定後にマイクロ組織観察をすると、再活性化時の粒界溶出に起因する粒界の溝が観察されるが、そのような痕跡は観察されず、詳細マイクロ観察においても、鋭敏化の兆候は確認されなかった。

さらに、粒界のわずかな析出挙動や粒界組成の確認のために、狭開先TIGについては、透過電子顕微鏡 (transmission electron microscopy, TEM) 観察による評価を実施した⁽²⁸⁾。その結果によると、溶接線から1及び2 mmの位置の観察結果で、わずかにCr炭化物が検出されるケースがあり、またそれに伴うわずかな粒界Cr濃度の低下も確認され、わずかな鋭敏化の兆候が観察されている。ただし、図7に示したSCC進展速度は、溶接線からの距離に対して明瞭な差はなく、そのようなわずかな鋭敏化の兆候は、SCC進展にあまり影響しないものと考えられた。なお、実際のTEM観察結果⁽²⁸⁾については、既報を参照されたい。

図5に示したように、溶接線からの距離 1~4 mmの位置の範囲では、硬さにも大きな差がなかったため、SCC進展速度も同程度となったものと考えられる。

2.5 SCC進展速度のK依存性と冷間加工材との比較

図9に、HAZ部硬化領域のSCC進展速度の応力拡大係数 (K) 依存性を示す。明瞭なK依存性を議論するには、データ数が少ないが、 $K=30\sim 40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の範囲のSCC進展速度は溶接線からの距離によらず、あまり変わらなかった。 $K=30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 未満では急激にSCC進展速度が低下する傾向があるように見受けられるが、この点はさらに検証が必要である。なお、図には鋼種、溶接法と採取位置が識別できるようにプロットしたが、それぞれの差は明瞭ではなかった。

このHAZ部SCC進展速度を冷間加工材のK依存性と比較して図10に示した。冷間加工材のデータは全て黒色とし、加工度毎にマークを変更して示した。図から、HAZ部のSCC進展速度は、10%CW316(TS)材のSCC進展速度と近い値であることがわかった。

2.6 SCC進展速度の温度依存性と冷間加工材との比較

図11に、HAZ部硬化領域のSCC進展速度の温度依存性を示す。HAZ部のSCC進展速度の温度依存性は、250から

320°Cの範囲ではアレニウス型の温度依存性を示し、その後340°Cで抑制し、320°C近傍にピークを持つ温度依存性を示した。なお、この図でも鋼種、溶接法と採取位置が識別できるようにプロットしたが、それぞれの差は明瞭ではなかった。一部、低K値と示したデータ2点は、図9の低K値側で遅いSCC進展速度のデータと整合し、記載のとおりK値が低いためにSCC進展速度が遅くなったものと考えられる。

このHAZ部SCC進展速度を冷間加工材の温度依存性と比較して図12に示した。HAZ部のデータは、図11に示したものと同じであるが、前述のとおり溶接線からの距離に対する差が少ないことから、煩雑さを避けるため鋼種と溶接法のみ識別できるようにマークと色分けを変更した。冷間加工材のデータは、全て黒色とし、加工度毎にマークを変更して示した。図から、HAZ部のSCC進展速度は、ここでも10%CW316(TS)材のSCC進展速度と近い値であり、且つ温度依存性も、同加工材と類似の傾向であることが分かった。

2.7 SCC挙動に及ぼすその他の材料因子と今後の課題

ここでは、SCC挙動に及ぼす材料因子の観点で、ここまでの結果とその他の考慮すべき因子についてまとめる。

本報告で用いたTIG+SMAWと狭開先TIGのHAZ部には、図8や既報^(27,28)で示したように明確な鋭敏化 (Cr炭化物の析出と粒界Cr濃度の低下) は確認されなかった。SCCの影響因子の内の一つである鋭敏化の影響がほぼなかったため、硬さが同じ冷間加工材とある程度挙動が類似したものと推定される。なお、鋭敏化などの影響があった場合、PWR1次冷却材環境下における粒界炭化物の存在は、SCC進展をむしろ抑制することが報告されている^(22,31)。また、材料のCr濃度の影響のみで考えた場合、Cr濃度の低下自体は、PWR1次冷却材環境下においても、SCC進展速度の増加要因となり得る⁽²²⁾ことも報告されている。以上のように鋭敏化によって生じた変化を個別に考えた場合、SCC挙動に対する影響が異なるので、鋭敏化が関係する条件においては、Cr炭化物の影響とCr欠乏の影響の両者を考慮に入れる必要がある。

スプレイ配管 (SUS316製) 溶接熱影響部のSCC事例⁽¹³⁾では、溶接の初層部近傍でより大きな入熱などの影響で特異な硬さになったことが一因とされ、またSCC発生部位は溶接線に近接し、その内表面のシンニング加工による硬化は溶接熱影響により緩和していたことなどが報告されてい

る。この部位は、内表面のシンニング加工と溶接熱履歴の重畳によって、表面近傍の金属組織や応力分布は、より複雑であったと想定される。一方、BWRの再循環配管のSCC事例では、SCCの発生位置は溶接線に近いものもあるが、2~4.5 mm 離れた位置と報告^(2,3)されている。またPWRのセーフエンド配管の粒界割れ事例においても、溶接線から3~5 mm 離れた位置であったことが報告^(7,12)されており、SCC発生位置の観点では違いも見られる。SCCに及ぼす材料因子の観点では、硬さがひとつの重要な因子と考えられるものの、SCC発生位置との相関については疑問も残る。その点も考慮し、今後その他の材料因子の影響も考慮に入れつつ、より詳細な検討が望まれる。

スプレイ配管のSCC事例では、その後の類似箇所の検査プログラムでSCCは報告されていないが、フランスの安全注入系配管のSCC事例では、その後の検査プログラムで類似箇所のSCCが複数報告されており⁽⁴⁾、運転条件にもよるが、運転中わずかに存在する可能性のある酸素の影響や、熱成層に伴う変動荷重の影響の可能性などが指摘されている。これらの点についても国内外で今後より詳細な調査や検討がなされるものと思われる。本項では、材料因子について述べてきたが、材料因子はその応力条件や環境条件によってその効果が変わり得るので、その点も含めた材料因子の評価も重要である。

3. まとめ

ステンレス HAZ 部の硬化領域 (SUS316, SUS304) のPWR1 次冷却材模擬水中の SCC 挙動について、これまでの研究状況を改めて整理し、紹介した。主要な結論と今後の課題について以下に述べる。

- (1) ステンレス鋼 HAZ 部は溶接時の熱歪みなどにより硬化し、その硬化に伴いPWR1 次冷却材環境下でのSCC 進展が増加するものと考えられる。
- (2) 肉厚中間部の HAZ 部の硬化領域は、溶接線近傍に近づくにつれて硬化し、溶接線から 4 mm 程度までの範囲では HV(0.05)=215~245 程度であり、本報告の2種類の溶接材の硬化傾向に大きな違いはなかった。その硬さは冷間加工度 10%の SUS316 と同程度であり、SCC 進展速度も 10%CW316 と同程度であった。また、SCC 進展速度の温度依存性も、10%CW316 と類似の挙動を示した。以上から HAZ 部硬化領域のSCC 進展挙動は、硬さが同程度の冷間加工材のSCC

進展挙動を用いることによって、ある程度推測可能と考えられる。

- (3) 本報告で用いた SUS316 及び SUS304 と溶接条件の組み合わせでは、明瞭な熱鋭敏化を生じにくかった。また、わずかな粒界析出物と弱い Cr 欠乏が検出されるケースもあったが、SCC 進展速度に大きな影響はなかった。
- (4) スプレイ配管 (SUS316 製) 溶接熱影響部の SCC 事例では、溶接の初層部近傍でより大きな入熱などの影響で特異な硬さになったことが材料因子の一つとして指摘されている。今後、SCC 発生にかかる知見集約のためには、実機におけるこの部位の硬さ以外の影響因子の適切な評価と、特異な硬化が生じた理由の明確化などが重要と考えられる。

謝辞

本研究を遂行するにあたり、腐食試験等の実施にあたっては、(株)原子力安全システム研究所 材料グループ 村上公治氏、平尾充司氏 (現関電プラント)、高瀬亮人氏 (現東洋紡) の協力があつた。この場を借りて謝意を表す。

本報告の一部は PWR 電力 5 社委託による (社) 腐食防食協会の「オーステナイトステンレス鋼の粒界割れ発生メカニズムの究明に関する研究 (Step2)」の一環として実施され、INSS JOURNAL Vol19 (2012)にて報告済⁽²⁸⁾のものも引用し、再編集したものである。改めて関係各位に謝意を表す。

引用文献

- (1) 小若正倫, アグネ承風社, 新版 金属の腐食損傷と防食技術, ステンレス鋼の応力腐食割れ
- (2) 経済産業省 原子力安全・保安院, 「炉心シュラウドおよび原子炉再循環系配管の健全性評価について—検討結果の整理—」, 経済産業省白書・報告書, (2004) .
- (3) 鈴木俊一, “ 解説シリーズ 技術継承私塾, 低炭素ステンレス鋼の応力腐食割れについて ”, 日本原子力学会誌, Vol64, No.4, pp.216-220 (2022)
- (4) S. Suzuki et.al. “Stress Corrosion Cracking in Low Carbon Stainless Steel Components in BWR”, E-Journal of Advanced Maintenance. Vol.1 (2009) 1 29.

- (5) (独)原子力安全基盤機構 平成19年度 原子力用ステンレス鋼の耐力腐食割れ実証に関する報告書 平成21年2月
- (6) (独)原子力安全基盤機構 平成20年度 低炭素ステンレス鋼の低き裂進展速度領域線図の検証に関する報告書 平成22年3月
- (7) Francois Cattant, HANDBOOK DESTRUCTIVE ASSAYS, EDF and MAI (2014).
- (8) G. O. Ilevbare, F. Cattant and N. K. Peat, Fontevraud 7, A115 T03, (2010).
- (9) T. Couvant, P. Moulart, L. Legras et al., PWSCC of austenitic stainless steels of heaters of pressurizers, Proc. Int. of Fontevraud 6, (2006).
- (10) IRSN Report DG/2013-00005-EN, p.29, "IRSN's Position on Safety and Radiation Protection at Nuclear Power Plants in France, 2012"
- (11) T. Shoji, K. S. Lu, S. Hirano et al., Effects of Cold Work and Stress on Oxidation and SCC behavior of Stainless Steels in PWR Primary Water Environments, Proc. Int. Symp. Fontevraud 7, Sept. 26-30(2010).
- (12) N. Matsubara, T. Kobayashi, K. Fujimoto, Y. Nomura, N. Chigusa, S. Hirano, Fontevraud VII (2010).
- (13) ニューシア, "大飯発電所3号機 加圧器スプレイ配管溶接部における有意な指示", 2020-関西-M0003 Rev.6, 更新日 2022/07/27
- (14) ASN, <https://www.french-nuclear-safety.fr/asn-informs/news-releases/stress-corrosion-phenomenon-detected-on-the-safety-injection-system-of-civaux-npp-reactor-1>, 公開日 2021/12/21
- (15) P.L. Andresen, T.M. Angeliu, W.R. Catlin, L.M. Young and R.M. Horn, Corrosion/2000, Paper No. 203 (2000).
- (16) P.L. Andresen, T.M. Angeliu and L.M. Young, Corrosion/2001, Paper No. 01228 (2001).
- (17) P.L. Andresen, Corrosion/2002, Paper No. 2509 (2002).
- (18) P.L. Andresen, L.M. Young, W.R. Catlin and R.M. Horn, Corrosion/2002, Paper No. 2511 (2002).
- (19) M.O. Speidel and R. Magdowski, Corrosion/2000, Paper No. 00222 (2000).
- (20) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, Proceedings of the Eleventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Stevenson, WA, pp. 834-844 (2003).
- (21) M.L. Castano Marin, M.S. Garcia Redondo, G. de Diego Velasco and D. Gomez Biceno, Proceedings of the Eleventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Stevenson, WA, pp. 845-854 (2003).
- (22) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, "Influence of Carbide Precipitation and Rolling Direction on Intergranular Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Hydrogenated High-Temperature Water", Corrosion, Vol. 62, No. 7, p. 568 (2006).
- (23) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, "Cold Work and Temperature Dependence of Stress Corrosion Crack Growth of Austenitic Stainless Steels in Hydrogenated and Oxygenated High-Temperature Water", Corrosion, Vol. 63, No. 12, p. 1114 (2007).
- (24) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and T. Miyamoto, "Dependence of Stress Corrosion Cracking for Cold-Worked Stainless Steel on Temperature and Potential, and Role of Diffusion of Vacancies at Crack Tips", Corrosion, Vol. 64, No. 9, p. 691 (2008).
- (25) T. Terachi, T. Yamada, T. Miyamoto, K. Arioka, "SCC growth behaviors of austenitic stainless steels in simulated PWR primary water", Journal of Nuclear Materials 426 (2012) 59-70
- (26) T. Yamada, T. Terachi, T. Miyamoto and K. Arioka, "SCC growth behavior in weld heat-affected-zone of stainless steel in hydrogenated high-temperature water", 材料と環境 2010, A-201
- (27) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, ステンレス鋼溶接熱影響部の水素添加高温水中 SCC 進展挙動, INSS Journal, Vol. 17, pp. 150-158, (2010).
- (28) 青木政徳, 寺地巧, 山田卓陽, 有岡孝司, "ステンレス鋼の溶接熱影響部での応力腐食割れ (SCC) 挙動の検討—溶接線からの距離による影響—, INSS Journal, Vol. 19, pp.118-130, (2012).
- (29) EPRI, 2022 technical report, Materials Reliability Program: Stress Corrosion Crack Growth Rates in Stainless Steels in PWR Environments (MRP-458).
- (30) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, ステンレス鋼およびステンレス鋼溶接金属の高温水中応力腐食割れ挙動に及ぼす長時間熱時効の影響—これまでの研究状況と今後の課題, INSS Journal, Vol. 23, pp. 145-152, (2016).
- (31) T. Yamada, T. Terachi, K. Arioka, "Effect of Grain Boundary carbide on IGSCC growth of austenitic stainless steels in high-temperature pure water", Corrosion/2008, Paper No. 08596 (2008).

表1 母材金属の化学組成⁽²⁷⁾

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
SUS316	0.047	0.44	1.42	0.024	0.0005	16.47	11.05	2.08	Bal.
SUS304	0.04	0.31	1.59	0.031	0.001	18.34	9.21	0.37	Bal.

表2 母材金属の化学組成⁽²⁸⁾

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
SUSF316	0.05	0.52	1.81	0.023	<0.001	16.08	13.11	2.11	0.04

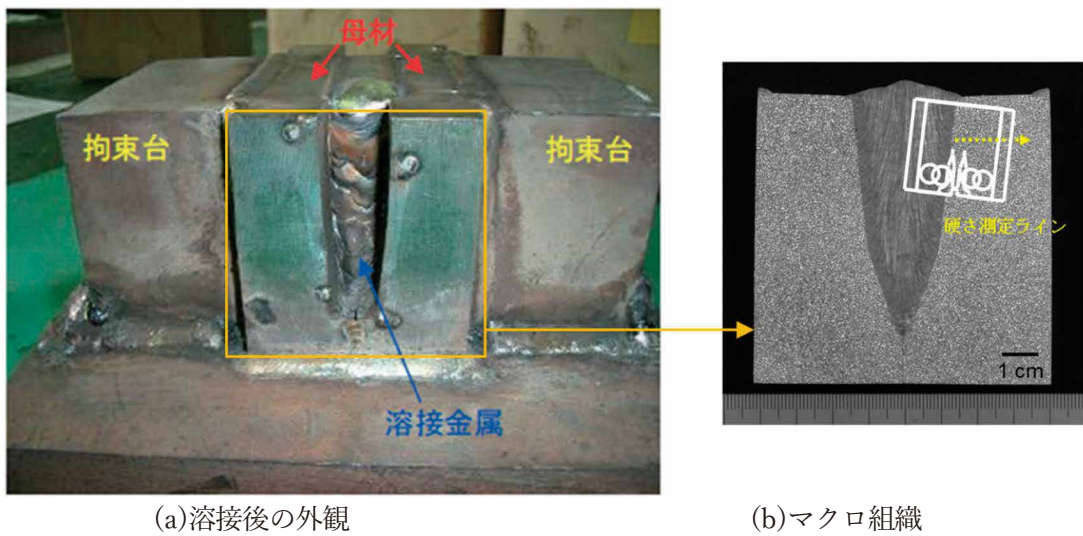


図1 (a)溶接状況の外観 (TIG+SMAW) と(b)溶接マクロ組織 (試験片採取位置と硬さ測定位置)

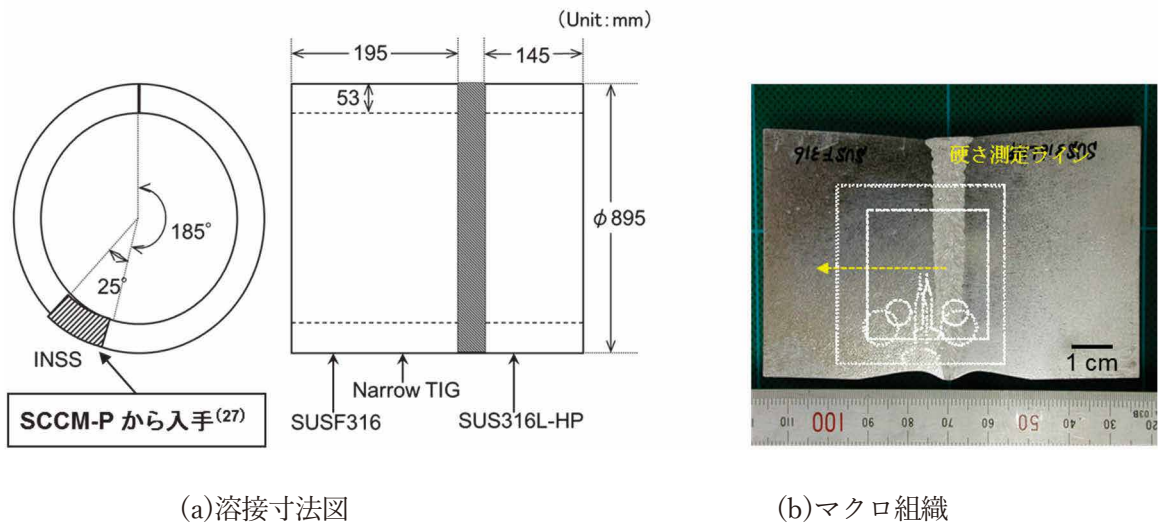


図2 (a)溶接寸法図と入手範囲 (狭開先 TIG) と(b)溶接マクロ組織 (試験片採取位置と硬さ測定位置)

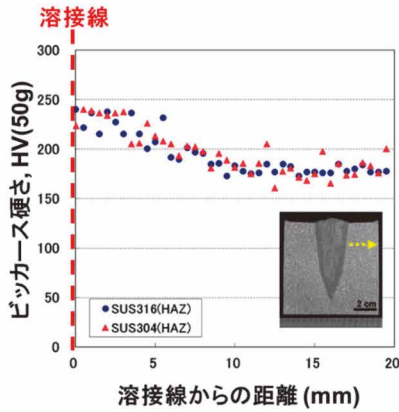


図3 溶接線からの距離に対する硬さ分布 (TIG+SMAW)

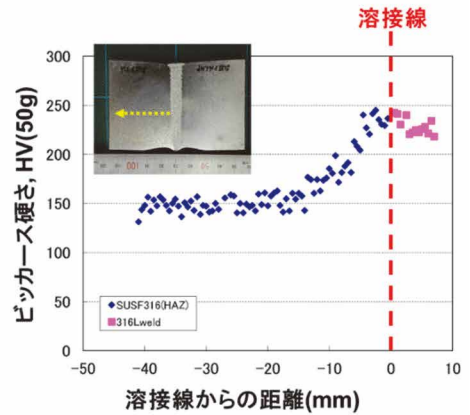


図4 溶接線からの距離に対する硬さ分布 (狭開先 TIG)

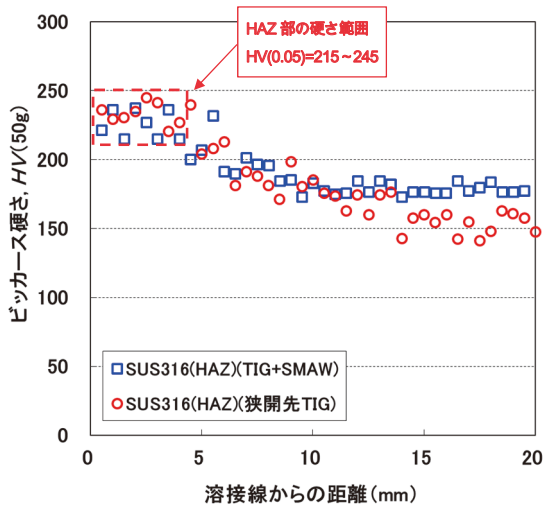


図5 溶接線からの距離に対する硬さ分布 (TIG+SMAW と狭開先 TIG の比較)

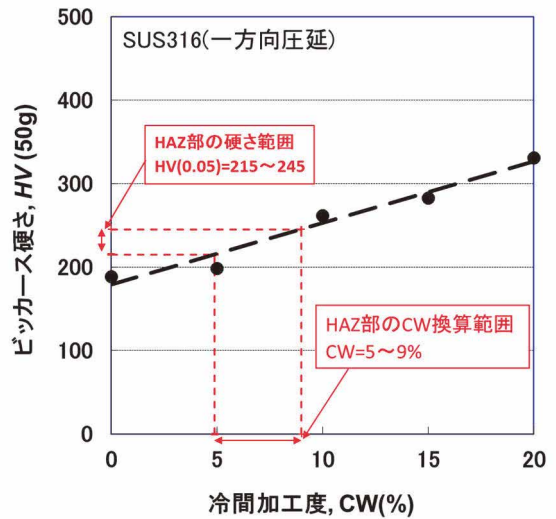


図6 硬さと冷間加工度の関係 (HAZ 部硬化領域の換算)

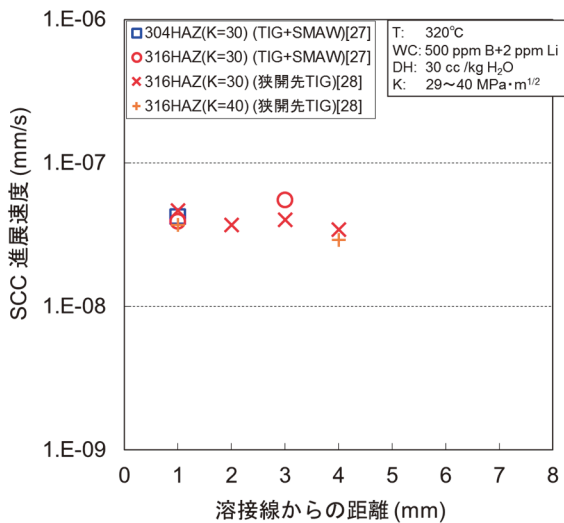


図7 溶接線からの距離に対する SCC 進展速度 (TIG+SMAW と狭開先 TIG)

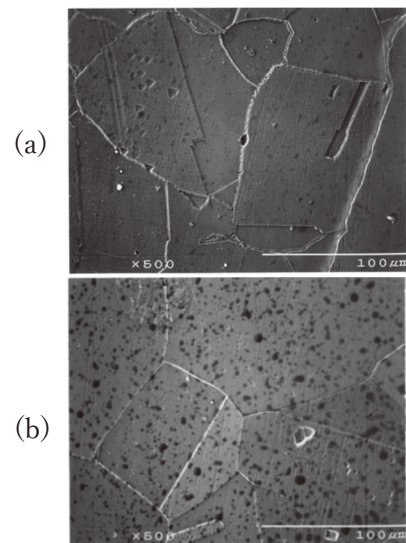


図8 EPR 測定後のマイクロ組織 (a)HAZ 1mm (b) 3mm

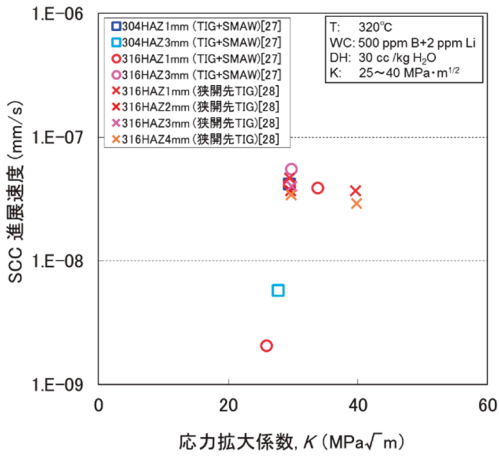


図9 HAZ部のSCC進展速度のK依存性

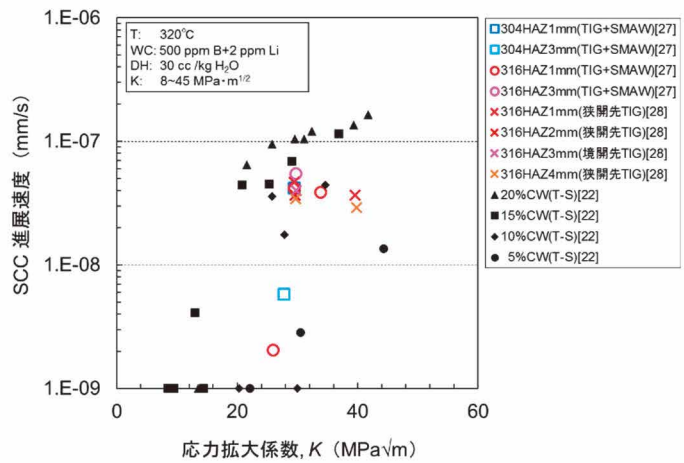


図10 HAZ部のSCC進展速度のK依存性
(冷間加工材との比較)

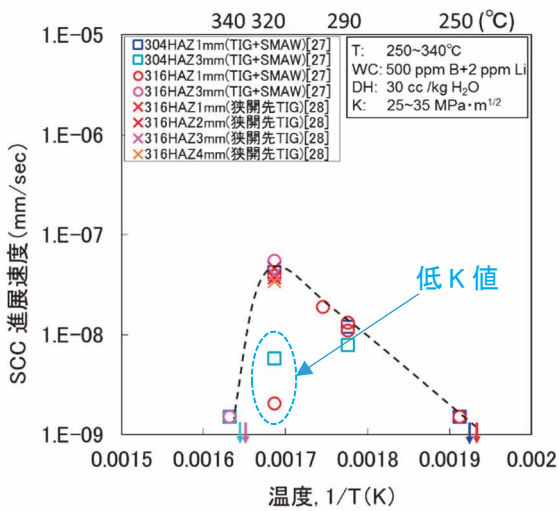


図11 HAZ部のSCC進展速度の温度依存性

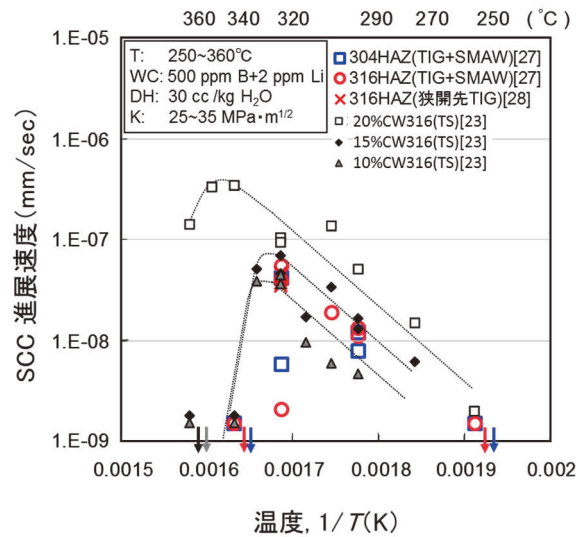


図12 HAZ部のSCC進展速度の温度依存性
(冷間加工材との比較)