抵抗スポット溶接部における温度・応力変化を考慮した水素拡散解析*

川邊 直雄**, 松田 広志**, 沖田 泰明**, 池田 倫正***, 三上 欣希****, 望月 正人*****

Hydrogen diffusion simulation model considering thermal and stress changes in spot welds*

by KAWABE Nao**, MATSUDA Hiroshi**, OKITA Yasuaki**, IKEDA Rinsei***, MIKAMI Yoshiki**** and MOCHIZUKI Masahito*****

High strength steel sheets have been developed for both reducing automobile weight and keeping passengers' safety. Delayed fracture due to diffusible hydrogen is known as one of problems in arc welds of high strength steel plates, which is often prevented by applying pre/post heating processes. However, there is little reported regarding hydrogen diffusion behavior during rapid temperature change in resistance spot welds of steel sheets. Hydrogen diffusion behavior is affected by thermal and stress fields. Therefore the effect of rapid change in these fields needs to be properly considered for elucidation of hydrogen diffusion behavior in resistance spot welds. This study aims to clarify the delayed fracture mechanism of resistance spot welds. The hydrogen diffusion simulation model considering the effects of thermal and stress changes during welding is constructed. It is assumed in the model that hydrogen solubility and diffusivity in the nugget are larger than those of base metal. A change in fracture pattern dependent on hydrogen environment can be well explained using this model. The numerical simulation predicts that high residual stress leads to hydrogen concentration at the edge of the nugget after welding. This concentration would be the main factor of the delayed fracture in the nugget when the nugget diameter is small. In this situation, hydrogen is introduced from antirust oil, water and contamination on sheet surfaces to the nugget during welding. Numerical simulation assumed in actual use is also performed, in which the hydrogen is introduced from the sheet surfaces. Hydrogen concentrates at the edge of the nugget in relatively mild hydrogen environment, whereas in severe environment it highly concentrates in the HAZ around the nugget before concentrating in the nugget. These calculated results can well explain the transition of fracture pattern from the nugget to the HAZ in the experiment.

Key Words: Resistance spot welding, Delayed fracture, Hydrogen embrittlement, Diffusible hydrogen, Numerical simulation

1. 緒 言

近年、自動車車体の軽量化、衝突安全性確保の観点から、自動車用高強度鋼板の適用が進んでいる^{1,2)}。一般に、高強度厚鋼板のアーク溶接部においては拡散性水素による遅れ破壊が課題とされ、予熱あるいは後熱などの対策が講じられてきた^{3,4)}。しかし、自動車用高強度薄鋼板においては鋼板（母材）自体の遅れ破壊特性に関しては種々報告されているものの^{5,6)}、実用上極めて重要となる抵抗スポット溶接部に関する研究報告は少ない。

自動車用高強度鋼板の抵抗スポット溶接部では溶接時に鋼板表面の防錆油などがナゲット内に拡散性水素として侵入する⁷⁾。それに加え、溶接後の製造工程において外部環境からの水素侵入の可能性がある。すなわち、溶接後部品表面の化成処理工程での酸浸漬、その後の電着塗装工程における電気

化学反応により鋼板に水素が侵入し得る。さらに自動車としての供用中にも外部環境からの水素侵入が加わる⁶⁾。これらの侵入水素の水素拡散挙動は応力場の影響を受けて変化するため^{8,9)}、溶接によって発生する残留応力場の影響も無視できず、ナゲット近傍で遅れ破壊に寄与していると推定される。

抵抗スポット溶接部では急加熱・急冷によりそれぞれ特性が異なる溶接部組織が形成される。高強度鋼板の場合、ナゲットとその周囲の熱影響部は共にマルテンサイト組織となるが、ナゲット内は溶融状態からの急冷により形成した凝固組織であることに対し、熱影響部はオーステナイト単相域からの急冷により形成した組織である。これらの組織は格子欠陥や転位の存在状態が大きく異なるため、機械的特性のみならず、水素溶解度、拡散係数に関してもそれぞれ異なる特性を有している可能性が高い。これに上述の水素侵入経路の違いや各部位での溶接残留応力を考慮すると、ナゲット内から母材部への水素拡散、母材部からナゲット内への水素侵入という異なる組織間での水素の拡散挙動は極めて複雑となることが予想される。

鋼中の水素拡散挙動の解明を目的にこれまで多くの研究が行われているが^{10,11)}、鋼中の水素濃度分布の測定自体が困難であり、とりわけ時間変化に伴う水素の逐次的な拡散挙動を観察する手法は確立されていない。そのため水素拡散に関わる応力場、鋼板組織の影響を加味した数値シミュレーションを併用した検討が進められている^{12,13)}。ただし、現状

*受付日 平成31年3月28日 受理日 令和元年7月5日
**正 員 JFE スチール株式会社 スチール研究所 Member, Steel Research Laboratories, JFE Steel Corporation
***正 員 JFE スチール株式会社 スチール研究所（現：JFE テクノリサーチ株式会社） Member, Steel Research Laboratories, JFE Steel Corporation (Present address, JFE Techno-Research Corporation)
****正 員 大阪大学 接合科学研究所 Member, Joining and Welding Research Institute, Osaka University
*****正 員 大阪大学 大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

の検討の多くは切欠付平板などの簡易的な破壊モデルによる検討に留まっており、スポット溶接の熱サイクルによって発生する非一様な残留応力分布、溶接部の組織不均一性を考慮した水素拡散挙動に関しては、検討事例は多くはない。

本研究では、抵抗スポット溶接部の遅れ破壊発生挙動の明確化と、そのメカニズムの解明を目的とした。まず、板隙付抵抗スポット溶接試験片を用いて溶接時の水素侵入による遅れ破壊、周囲環境からの水素侵入による遅れ破壊の再現試験を実施し、それぞれにおける遅れ破壊発生形態および破壊発生部位を調査した。次に抵抗スポット溶接中およびその後の冷却過程の温度場・応力場の変化を考慮した水素拡散解析モデルを構築し、実験によって得られた遅れ破壊発生挙動のメカニズムについて、数値解析を用いて応力・水素の観点から考察した。

2. 実験方法

供試材はフェライト、マルテンサイトからなる板厚 1.4 mm の 1180 MPa 級冷延鋼板（降伏応力 970 MPa）とし、板隙付抵抗スポット溶接試験片を用いた溶接部遅れ破壊評価試験を実施した。板隙付抵抗スポット溶接試験片の模式図と形状・寸法をそれぞれ Fig. 1, Fig. 2 に示す。評価対象の 2 枚の鋼板の間にスペーサ用鋼板を挿入し、板隙付の試験片とした。スペーサ用鋼板は板厚 1.4 mm とし、抵抗スポット溶接により固定した。その後中央の板隙部をさらに抵抗スポット溶接し、中央溶接部を遅れ破壊評価の対象とした。溶接には直流スポット溶接機を用い、固定溶接部は溶接電流 5.5 kA で、中央の評

価溶接部は所定のナゲット径を得るために溶接電流を変化させて溶接を行った。溶接電流以外の溶接条件を Table 1 に示す。

まず、溶接時の水素侵入による遅れ破壊評価を目的として、試験片中央の板隙部に抵抗スポット溶接を行い、20℃で 24 h 保持した後、外観観察および断面観察により溶接部の破壊の有無を確認した。溶接時に侵入する水素量は、昇温脱離分析法により測定した。昇温脱離分析は昇温速度 200℃/h で実施し、0℃～300℃の温度域で放出される水素を拡散性水素としてその総量を測定した。測定には隙間なし抵抗スポット溶接試験片を用いたが、鋼板の表面状態や溶接条件は割れ評価試験片と同一とした。試験片は溶接後速やかに液体窒素中で急冷し、分析までの間に試験体から水素が逃散しないよう配慮した。その後溶接部を中心とした 3 mm × 3 mm の領域を湿式切断により切り出し、水素分析を行った。また、鋼板自体の水素量を比較として同様に測定した。

溶接後の周囲環境からの水素侵入による遅れ破壊評価は、浸漬試験により行った。浸漬溶液にはチオシアン酸水溶液と McIlvaine 緩衝液を組み合わせた溶液を使用した¹⁴⁾。溶液中のチオシアン酸水溶液の比率は一定とし、McIlvaine 緩衝液の混合比率を変化させることで浸漬開始時の溶液の初期 pH を調整し、pH 5.0 および pH 3.6 の 2 条件で浸漬試験を実施した。昇温脱離分析法により測定したチオシアン酸緩衝液 100 h 浸漬による 1180 MPa 級冷延鋼板への侵入水素量を Fig. 3 に示す。pH 3.6 の溶液では鋼板中に pH 5.0 の溶液の 1.5 倍の水素が侵入しており、より厳しい水素環境を模擬した

Table 1 Welding conditions.

Electrode	DR-type, tip face diameter: 6 mm Cu-Cr
Welding pressure	3500 N
Squeeze time	5 cycle/50 Hz
Welding time	14 cycle/50 Hz
Hold time	10 cycle/50 Hz

Fig. 1 Specimen welded with a gap for delayed fracture evaluation.

Fig. 2 Dimension of specimen.

Fig. 3 Diffusible hydrogen amount in steel sheet immersed in buffer solution.

試験条件である。上記の溶液に Fig.1 に示す形状の溶接試験体を雰囲気温度 25℃ のもとで 100h 浸漬し、外観観察および断面観察により溶接部の破壊の有無を確認した。

3. 数値解析方法

数値解析は、溶接プロセスにおける温度場・応力場を溶接・熱処理専用有限要素解析ソフト SYSWELD によって算出し¹⁵⁾、各ステップにおける温度場・応力場の解析結果を汎用有限要素解析ソフト ABAQUS で作成した水素拡散解析モデルに読み込んで行った。有限要素モデルは Fig.4 に示すように軸対称モデルとし、板隙付溶接試験体を対象とした数値解析を行った。以下に数値解析手順の詳細を示す。

温度場、応力場の解析には、SYSWELD による電気-熱-応力連成解析を用いた。電気的特性、熱的特性、機械的特性は高強度鋼板の材料特性データを使用した¹⁶⁾。また、溶接部の材料特性はマルテンサイト（母相）、オーステナイトの2種に区別して定義し、冷却中におけるオーステナイトのマルテンサイト変態の影響を考慮した。

溶接部における水素拡散挙動に関しては、汎用有限要素解析ソフト ABAQUS による水素拡散解析を行った。水素拡散は化学ポテンシャル勾配によって駆動されるとして導いた以下の式に従うものとした^{17,18)}。式(1)の右辺第1項から濃度勾配による拡散、温度勾配による拡散、相当圧力勾配による拡散をそれぞれ表している。また、式(2)は拡散性水素の質量保存則である。

$$\mathbf{J} = -s\mathbf{D} \cdot \left\{ \frac{\partial \phi}{\partial \mathbf{x}} + \kappa_s \frac{\partial}{\partial \mathbf{x}} \left(\ln(\theta - \theta^Z) \right) + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial \mathbf{x}} \right\} \quad (1)$$

$$\int_V \frac{dc}{dt} dV + \int_S \mathbf{n} \cdot \mathbf{J} dS = 0 \quad (2)$$

ここで、

s : 溶解度 (ppm/MPa^{1/2})

$\mathbf{D}$: 拡散係数 (mm²/s)

κ_s : 温度勾配の効果を表す係数 ($=\phi \ln \phi$)

κ_p : 相当圧力勾配の効果を表す係数

θ : ある解析ステップにおける温度 (℃)

θ^Z : 絶対零度 (℃)

ϕ : 正規化濃度 ($=c/s$)

c : 質量濃度 (ppm)

p : 静水圧力 ($=-\text{trace}(\sigma)/3$) (MPa)

$\mathbf{J}$: 濃度流束 (ppm・mm/s)

である。

水素拡散解析において、拡散係数は Kasuya らによって算出された温度依存性を考慮した拡散係数を用いた¹⁹⁾。ここで、ナゲットのような欠陥密度が非常に高い凝固組織内は、母材とは大きく異なる水素拡散特性を有することが考えられる。転位や粒界などの金属欠陥が水素拡散特性に及ぼす影響に関しては、高速拡散やトラップ効果など、様々な報告がされているが^{11,20-24)}、実験的に観察することが難しく、未解明な点も多い。特に、ナゲットのような急冷凝固組織の水素拡散特性は実測が極めて困難であり、明らかにされていないのが現状である。本研究では、ナゲット内は母材と比較して大きな水素拡散係数、溶解度を持つと仮定して数値解析を実施した。具体的には、ナゲット内とそれ以外の領域（母材部）を区別し、ナゲット内に相当する領域の要素に対して、母材部の10倍の水素拡散係数、2倍の溶解度を与えた。

4. 溶接部の遅れ破壊発生挙動

溶接時の水素侵入による遅れ破壊評価試験を実施した試験体の断面観察結果を Fig.5 に示す。ナゲット径の小さい試験体において、ナゲット端部を起点とした界面破断の発生

Fig. 4 Finite element model.

(a) Interfacial fracture (Nugget dia.: 2.0 mm)

(b) No crack (Nugget dia.: 3.1 mm)

Fig. 5 Cross-sectional micrograph of specimens for crack test during welding.

が確認された。割れの発生が確認された試験体の破面観察結果を Fig. 6 に示す。破壊起点であるナゲット端部は擬へき開破面と凝固セル界面に沿った粒界破面が混在しており、水素が関与した脆性破壊であることを示唆している。また、溶接前後の試験体の拡散性水素量測定結果を Fig. 7 に示す。本結果から、溶接時に溶接部へ水素が侵入していることが明らかであり、本試験で観察された破壊は溶接時の侵入水素によるものであると考えられる。また、本試験で生じた溶接部の遅れ破壊は、ナゲット径の小さな試験体でのみ確認されており、2.1 mm 以上のナゲット径では割れは発生しなかった。

次に、チオシアン酸緩衝液への 100h 浸漬後の試験体について、pH5.0 の溶液に浸漬した溶接部の断面観察結果を Fig. 8 に、pH3.6 の溶液に浸漬した溶接部の断面観察結果を

Fig. 6 Fracture surface of crack initiation region.

Fig. 7 Diffusible hydrogen content in test specimen.

Fig. 9 に示す。pH5.0 の条件では、ナゲット径が小さい試験体においてナゲット内でき裂が停止している試験体を確認された。このような破壊形態について、破壊起点はナゲット端部であり、界面破断となる試験体と同じくナゲット端部からの脆性破壊であると考えられる。一方、pH3.6 の条件においては、熱影響部（HAZ）を起点とした HAZ 破断が生じており、同じ形状の試験体であっても溶液の pH、すなわち試験体周囲の水素環境の違いによって遅れ破壊の発生起点がナゲット端部から HAZ へと変化する結果となっていた。また、浸漬試験においても、溶接時の遅れ破壊評価試験と同様に、ナゲット径が十分大きな試験体では遅れ破壊の発

(a) Crack in nugget (Nugget dia.: 2.6 mm)

(b) No crack (Nugget dia.: 3.5 mm)

Fig. 8 Cross-sectional micrograph of specimens for immersion test in pH 5.0 buffer solution.

(a) Fracture in HAZ (Nugget dia.: 3.7 mm)

(b) No crack (Nugget dia.: 4.1 mm)

Fig. 9 Cross-sectional micrograph of specimens for immersion test in pH 3.6 buffer solution.

生は確認されなかった。

各試験におけるナゲット径と破断形態の関係を Fig. 10 に示す。溶接時点, pH5.0 溶液浸漬時, pH3.6 溶液浸漬時の順に、溶接部への水素侵入条件が厳しくなるほど破壊が発生する

Fig. 10 Relationship between fracture property and nugget diameter.

ナゲット径が大きくなっており、遅れ破壊がより発生しやすい状況となっていることが確認できる。以上の試験結果から、抵抗スポット溶接部の遅れ破壊発生挙動に関して、厳しい水素環境下では遅れ破壊は発生しやすい傾向となり、またその破断形態は同じ形状の試験体であっても水素環境によって変化することが明らかとなった。

5. 遅れ破壊発生挙動に及ぼす応力・水素の影響

5.1 遅れ破壊発生挙動に及ぼす残留応力の影響

溶接後の各方向の残留応力について、ナゲット径が4.1 mmの場合における解析結果を Fig. 11 に、ナゲット径が5.6 mmの場合における解析結果を Fig. 12 に示す。Fig. 11(a) より、ナゲット端部に大きな軸方向（板厚方向）応力が発生していることが確認できる。軸方向応力はナゲット内にき裂が進展する駆動力となる応力であるため、端部の応力集中がナゲット内での遅れ破壊発生の一因であることが示唆され

Fig. 11 Residual stress distributions of welds. (Nugget diameter: 4.1 mm)

Fig. 12 Residual stress distributions of welds. (Nugget diameter: 5.6 mm)

る。また、ナゲット径が5.6mmの場合（Fig.12(a)）では、ナゲット径が4.1mmの場合（Fig.11(a)）と比較してナゲット端部の板厚方向残留応力が低下していることが確認できる。前章の実験において、ナゲット径の拡大に伴いナゲット内での遅れ破壊の発生が抑制される結果が得られたが、これは破壊の駆動力となる軸方向応力の低下に対応した結果であると考えられる。また、Fig.11(b), Fig.11(c)よりナゲット周囲の熱影響部の応力分布は軸方向応力に比べて径方向、周方向の引張応力が高く、特に周方向応力について熱影響部で引張応力が大きい。ここで、実験におけるHAZ破断は板一板間のシートセパレーション近傍を起点として板厚方向にき裂が進展しており、き裂進展の駆動力となる主な応力は径方向応力である。数値解析結果では板一板間の鋼板表面において径方向応力に比べて周方向応力が大きい結果が得られているが、これは数値解析モデルが軸対称であることに起因していると考えられる。浸漬試験に用いた板隙付試験片はFig.1に示すような30mm×100mmの長方形試験片であるため、破壊が生じた位置（試験片長手方向）においては、軸対称の数値解析モデルに比べて周方向の拘束力は小さく、かつ

Fig.13 Hydrogen distributions after welding. (Nugget diameter: 4.1 mm)

径方向にはより大きな引張応力が発生し、板厚方向へのき裂進展の一因となることが推察される。ここで、ナゲット径が5.6mmの場合（Fig.12(b), Fig.12(c)）と、ナゲット径が4.1mmの場合（Fig.11(b), Fig.11(c)）を比較すると、HAZ破断の起点における径方向、周方向残留応力の大きさはほぼ変化しておらず。これは前章の実験において確認されているナゲット径の拡大に伴う破壊の抑制傾向を説明できる結果となっていない。これは上述したように、数値解析では軸対称モデルを使用していることにより実験における応力状態を数値解析で完全に再現できないことが要因の一つである。また、HAZ破断の起点は板一板間のシートセパレーション近傍であるが、この領域はナゲット径の拡大に伴って切欠部分の形状が大きく変化する。これはナゲットの溶融膨張に起因した形状変化であるが、数値解析ではその変化が再現されていない。HAZ破断時の応力状態に及ぼすナゲット径の影響を定量的に比較するためには、三次元モデルを用いたより詳細な溶接プロセスの数値解析が必要であると考えられる。

5.2 溶接時に侵入する水素の拡散挙動

溶接時に侵入する水素の拡散挙動を対象として、通電終了直後にナゲット内に一様に初期水素濃度1.0ppmが存在した状況を想定し、冷却時の温度履歴、応力履歴の影響を考慮した水素拡散解析を行った。得られた水素濃度分布の変化をFig.13に示す。ナゲット内の拡散係数、溶解度が母材と比較して大きい場合、溶接終了後における水素拡散の初期段階ではナゲット外への拡散が抑制され、応力集中部であるナゲット端部へ水素が集積する。その後拡散が進行し、ナゲット外の周方向、径方向の引張応力の大きなナゲット周囲にも水素の集積が起こるが、その絶対量はナゲット端部への最大集積量に比べて小さい。この結果、溶接時の水素侵入による遅れ破壊においては、ナゲット端部への応力および水素の集中が主な発生要因となると考えられる。次に、Fig.14にナゲット端部における温度、軸方向応力、水素濃度履歴を示す。電極解放前の圧縮応力が生じている状態では拡散性水素は減少し、電極解放後に引張応力場となっ

Fig.14 Change in temperature and stress and hydrogen concentration at the edge of nugget.

た状態から端部への水素集積が生じている。その後冷却が終了し、軸方向応力がほぼ一定となった後にも水素の集積は進行しており、ナゲット端部において水素濃度がピークとなる時間は冷却が終了した後となっている。この結果は溶接終了後にナゲット端部の軸方向応力集中部に水素が遅れて集積することでナゲット内にき裂が進展する可能性を示唆しており、溶接時の遅れ破壊試験におけるナゲット端部からの破断形態と良好な対応を示している。

5.3 周囲環境から侵入する水素の拡散挙動

溶接後の残留応力を計算したモデルの周囲境界に一樣に水素濃度を与え、周囲からの水素侵入を模擬した数値解析を行った。モデル周囲の水素境界条件は0.3ppm, 1.0ppmの2条件を与え、異なる水素雰囲気での侵入挙動を計算した。

Fig. 15に0.3ppmの境界条件における数値解析結果を示す。鋼板表面から水素が侵入するため、拡散の初期段階でナゲット周囲に水素集積が起こる (Fig. 15(b))。その後、溶解度の大きいナゲット内に水素が濃化し、特にナゲット端部に大

きな水素集積が確認できる (Fig. 15(c))。ナゲット端部には Fig. 11(a) に示すように板厚方向の引張応力が集中しており、これらの影響によってナゲット端部を起点としてナゲット内方向へ亀裂が進展していくと考えられる。

次に、Fig. 16に1.0ppmの境界条件における数値解析結果を示す。1.0ppmの境界条件では、ナゲット内への水素濃化が生じる前の比較的早い時間において鋼板表面に大きな水素集積が生じている (Fig. 16(b))。熱影響部には Fig. 11(b), Fig. 11(c) に示すように径方向および周方向の大きな引張応力が存在しており、これらの応力を駆動力として熱影響部を起点として板厚方向に亀裂が進展していくと考えられる。

これらの数値解析結果は、浸漬試験におけるナゲット内破断からHAZ破断への破断形態の変化と良好な対応関係にあり、浸漬試験における遅れ破壊挙動の変化は侵入水素の濃化位置の影響によるものであることが示唆された。

6. 結 言

自動車用高強度鋼板抵抗スポット溶接部における溶接時の水素侵入、および溶接後の周囲環境からの水素侵入による遅れ破壊発生挙動を実験により明確化し、そのメカニズムについて応力解析、水素拡散解析を用いて考察した。以下に得られた結果を示す。

＜溶接時の水素侵入による遅れ破壊発生挙動＞

- 1) ナゲット径が小さい場合において、鋼板間のナゲット端部を起点とした界面破断が発生した。
- 2) 数値解析の結果、溶接終了後にナゲット端部に板厚方向

Fig. 15 Hydrogen distributions under 0.3ppm condition. (Nugget diameter: 4.1 mm)

Fig. 16 Hydrogen distributions under 1.0ppm condition. (Nugget diameter: 4.1 mm)

の引張応力集中部が存在していた。さらに、溶接中に取り込まれた水素が冷却終了後に同部分に遅れて集積しており、これらの応力・水素集中が遅れ破壊の発生要因であることが示唆された。

＜周囲環境からの水素侵入による遅れ破壊発生挙動＞

3) 水素侵入量の少ない条件では、ナゲット端部を起点としてナゲット内方向に亀裂が進展した。一方、水素侵入量が比較的多い条件では、熱影響部を起点として板厚方向に亀裂が進展した。

4) 数値解析の結果、水素侵入量の少ない条件では、板厚方向の引張応力集中部であるナゲット端部に水素が集積した。また、水素侵入量の多い条件では、径方向および周方向の引張応力集中部である熱影響部に水素が集積しており、実験における破壊挙動の変化は水素の集積位置の影響によるものであることが示唆された。

参 考 文 献

- 1) 斉藤：自動車用超ハイテンの現状，まてりあ，53-12 (2014)，584-588.
- 2) Y. Funakawa: Innovative Development of High Strength Sheet Steel for Automobile Weight Reduction, Journal of the Japan Welding Society, 87-2 (2018), 144-148. (in Japanese)
- 3) Y. Ito and K. Bessyo: Cracking Parameter of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking, Journal of the Japan Welding Society, 37-9 (1968), 983-991. (in Japanese)
- 4) M. Inagaki, Y. Muramatsu, Y. Fujishiro, S. Ogasawara and Y. Kosaka: Prediction and its Consideration about Cooling Times to Low Temperature due to Welding and Local Preheating with Gas Flame, Journal of the Japan Welding Society, 47-12 (1978), 811-816. (in Japanese)
- 5) M. Yoshino, Y. Taji, S. Takagi and K. Hasegawa: Influence of Sheared Edge on Hydrogen Embrittlement Resistance in Ultra-high Strength Steel Sheets, Tetsu-to-Hagane, 99-4 (2013), 302-311. (in Japanese)
- 6) S. Ootsuka, E. Tada, A. Nishikata, S. Fujita and T. Tsuru: Analysis of Effect of Automobile Moving Environment in Deicing Salt Spraying Area on Hydrogen Absorption into Steel Sheet by Using Temperature-compensating Hydrogen Absorption Monitoring System, Tetsu-to-Hagane, 103-1 (2017), 27-35. (in Japanese)
- 7) T. Okada, T. Nishibata, M. Uchiyama and K. Fukui: The Effect of Time Between Welding and Tensile Testing on the Spot Weld Peel Strength of AHSS, Preprints of the National Meeting of JWS, 85 (2009), 20-20. (in Japanese)
- 8) K. Yamakawa, Y. Minamino, K. Matsumoto, S. Yonezawa and S. Yoshizawa: Hydrogen Absorbability of SCM Steels and Its Effect on Cracking Behavior, Journal of the Society of Materials Science, Japan, 29-326 (1980), 1101-1107. (in Japanese)
- 9) A. Nagao, S. Kuramoto, M. Kanno and T. Shiraga: Visualization of Hydrogen Diffusion Promoted by Stress Gradient and Plastic Deformation in Steels, Tetsu-to-Hagane, 86-1 (2000), 24-31. (in Japanese)
- 10) W. Dietzel, M. Ptuff and G. G. Juilfs: Hydrogen Permeation in Plastically Deformed Steel Membranes, Materials Science, 42-1 (2006), 78-84.
- 11) H. Hagi and Y. Hayashi: Dislocation Trapping in Hydrogen and Deuterium in Iron, The Japan Institute of Metals and Materials, 49-5 (1985), 327-331. (in Japanese)
- 12) T. Terasaki, T. Akiyama and S. Oshita: Study of Local Hydrogen Content Related to Root Cracking, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 4-2 (1986), 378-383. (in Japanese)
- 13) A. McNabb and P. K. Foster: A New Analysis of the Diffusion of Hydrogen in Iron and Ferritic Steels, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 227 (1963), 618-627.
- 14) T. C. McIlvaine: A Buffer Solution For Colorimetric Comparison, Journal of Biological Chemistry, 49 (1921), 183-186.
- 15) ESI Group, Ed.: SYSWELD Reference Manual. (2004)
- 16) M. Iyota, Y. Mikami, T. Hashimoto, K. Taniguchi, R. Ikeda and M. Mochizuki: Numerical Simulation of Nugget Size and Residual Stress of Resistance Spot Welded HT980 Steel Sheet, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 29-2 (2011), 86-95. (in Japanese)
- 17) P. Sofronis and R. M. McMeeking: Numerical Analysis of Hydrogen Transport near a Blunting Crack Tip, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 37-3 (1989), 317-350
- 18) Y. Mikami, N. Kawabe, N. Ishikawa and M. Mochizuki: Evaluation of Cold Cracking in High Strength Steel Weld Metal Based on Local Critical Conditions Incorporating Stress and Diffusible Hydrogen Conditions, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 34-2 (2016), 67-80. (in Japanese)
- 19) T. Kasuya, H. Inoue, K. Takai, and K. Saida: Hydrogen Evolutions of γ containing Weld Metals by the Thermal Desorption Analysis Method, Preprints of the National Meeting of JWS, 88 (2011), 116-117. (in Japanese)
- 20) T. Ihara and G. Itoh: Behavior of Hydrogen in Al-Mg Alloys Investigated by Means of Hydrogen Microprint Technique, Journal of Japan Institute of Light Metals, 53-12 (2003), 575-581. (in Japanese)
- 21) Y. Sakamoto, and N. Tabaru: Diffusivity and Solubility of Hydrogen in Annealed and Cold Rolled Specimens of Palladium, Journal of the Japan Institute of Metals, 45-10 (1981), 1048-1055. (in Japanese)
- 22) S. Yoshizawa, and K. Yamakawa: Problems in Measurement Methods of Hydrogen Permeability through Steel, CORROSION ENGINEERING, 24-7 (1975), 365-373. (in Japanese)
- 23) B. Lee and J. Jang: A Modified Embedded-atom Method Interatomic Potential for the Fe-H System, Acta Materialia, 55 (2017), 6779-6788.
- 24) M. Wen, S. Fukuyama, K. Yokogawa: Atomic Simulations of Effect of Hydrogen on Kink-pair Energetics of Screw Dislocations in bcc Iron, Acta Materialia, 51 (2003), 1767-1773.