高強度薄鋼板の耐水素脆化特性評価法

田路 勇樹*・高木 周作*・吉野 正崇*・長谷川 浩平*・田中 靖*

Evaluation of Hydrogen Embrittlement for High Strength Steel Sheets

Yuki TOJI, Shusaku TAKAGI, Masataka YOSHINO, Kohei HASEGAWA and Yasushi TANAKA

Synopsis : The risk of delayed fracture should be evaluated when applying ultra high strength steel sheets to automotive parts. Steel sheets for automobiles are usually formed into various parts by cold working. Therefore, plastic strain introduced by the cold working must be considered as a factor affecting the hydrogen embrittlement in addition to the applied stress and the content of diffusible hydrogen entered into steels, which are considered as factors affecting the hydrogen embrittlement of high strength steel bolts. In this study, the influence of plastic strain, as well as stress and diffusible hydrogen content, on hydrogen embrittlement of steel sheets was quantitatively studied by using an 1180 MPa grade cold rolled steel sheet. Plastic strain was introduced by U-shape bending. Stress was applied by tightening the bent specimen with a bolt. Then, hydrogen was introduced by immersing in hydrochloric acid. The time to fracture and the content of diffusible hydrogen entered into steel were investigated. The fracture was promoted by severe deformation, and it seemed to be caused by the presence of micro cracks and/or micro voids. The hydrogen cracking conditions region of the steel sheet was mapped in the three-dimensional space with the axes of applied strain, applied stress and diffusible hydrogen content. It was considered that the evaluation of the risk of delayed fracture of automotive parts made of the steel sheet under service environment was possible by a comparison of the hydrogen cracking conditions and the service conditions of the parts on the 3D space.

Key words : hydrogen embrittlement; delayed fracture; high strength steel sheet; dual phase steel; plastic strain; residual stress.

1. 緒言

近年自動車では、CO₂排出の抑制、および乗員保護の観点から、自動車車体用鋼板の高強度化による車体軽量化および衝突安全性の向上が積極的に進められている。特に、衝突時に乗員を守るキャビン周りには引張強度(TS)が1180 MPa以上の超高強度薄鋼板が適用され始めているが、TS 1180 MPa以上の超高強度鋼では使用中の遅れ破壊が懸念される¹⁾。遅れ破壊とは、鋼に侵入した水素に起因した鋼の脆化・破壊現象であり、1960~1970年代に橋梁用のF13Tボルト(TS 1300 MPa級)やF11Tボルト(TS 1100 MPa級)で破壊した事例がある。一方、自動車用薄鋼板の使用中的遅れ破壊は現在のところ報告されていないが、近年の急速な超高強度化を受けて、薄鋼板の遅れ破壊特性評価の必要性が高まっている。

自動車用薄鋼板は通常、各種部品形状に塑性加工されて使用される。そのため、薄鋼板では、高強度ボルトにおいて遅れ破壊の支配因子と考えられている¹⁻⁴⁾、強度や組織等の材料因子、負荷応力、侵入水素量に加えて、加工歪の影響を考慮した評価法が必要であると考えられる⁵⁻⁸⁾。我々は、加工歪、負荷応力、侵入水素量によって決定され

る鋼板の水素割れ発生条件をマップ化し、その鋼板で製造された自動車部品の使用条件(加工歪、負荷応力、侵入水素量)と比較することで、自動車部品の使用環境での遅れ破壊の危険性を評価することが可能であると考えた。しかし、薄鋼板の水素脆化に及ぼすこれらの因子の影響を定量的に調査した報告はほとんど無い。特に、薄鋼板に特有の因子である加工歪が水素脆化に及ぼす影響については不明である。また、薄鋼板への侵入水素量に及ぼす加工歪、負荷応力の影響についても不明な点が多い。

本研究では、薄鋼板の水素割れ発生条件をマップ化することを目的として、薄鋼板の水素脆化に及ぼす加工歪、負荷応力、侵入水素量の影響を定量的に調査した。さらに、薄鋼板の水素割れ発生条件と実際の自動車部品の使用条件とを比較することにより、自動車部品の使用環境での遅れ破壊危険性の評価を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼には、板厚1.6 mmのTS 1180 MPa級冷延鋼板を用いた。Table 1に供試鋼の引張特性を示す。引張試験には圧延方向に平行に採取したJIS5号試験片を用いた。Fig. 1に

平成21年7月3日受付 平成21年8月17日受理 (Received on Jul. 3, 2009; Accepted on Aug. 17, 2009)

* JFE スチール (株) スチール研究所自動車鋼板研究部 (Automotive Sheet Products Research Department, Steel Research Laboratory, JFE Steel Corporation, 1 Kokan-cho Fukuyama Hiroshima 721-8510)

Table 1. Mechanical properties of the steel used.

YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)
906	1214	14.5

Fig. 1. SEM micrograph of the steel used (F: ferrite, M: martensite).

供試鋼のSEM組織を示す。組織はフェライトとマルテンサイトからなる二相組織である。

2・2 水素割れ試験

Fig. 2に水素割れ試験片の作製手順を示す。供試鋼から圧延方向を長手とする100×35 mmの短冊状試験片を採取し、試験片長辺端面はせん断加工による歪の影響を排除するため、幅30 mmまで片側2.5 mmずつ研削加工を施した。塑性歪は、超高強度薄鋼板が主に曲げ加工されることを考慮し、U型曲げ加工によって導入した。供試鋼をU型曲げ加工したときに外観に目視で確認できるクラックを発生させずに加工できる最小の曲げ内側の曲率半径（限界曲げ半径）は2 mmで、1.5 mmでは試験片外表面に微小クラックが発生した。加工歪量は、曲げ半径を2~10 mmと変化させることにより調節した。本研究の試験片形状は板幅が板厚に対して十分大きく、板幅方向の変形が拘束される平面歪状態と考えられることから⁹⁾、曲げ加工によって導入される曲げ表層の相当歪(ϵ_{eq})は次式により計算した¹⁰⁾。

$$\epsilon_{eq} = \frac{t}{2R+t} \times \frac{2}{\sqrt{3}} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 R は曲げ内側の曲率半径、 t は供試鋼の板厚(1.6 mm)である。応力は、U型曲げ加工した供試鋼をボルトで締め付けることによって負荷し、Fig. 2に示した距離 d (ボルト締め込み量)を変化させることによって調節した。試験片の負荷応力は曲げ頂点部表層の曲げ方向の応力で評価し、X線微小残留応力測定装置(理学電機製)を用いて測定した。歪、応力を負荷した試験片を、25℃の塩酸に100時間まで浸漬し、破壊発生時間を測定した。塩酸浸漬により鋼に侵入する水素量は、塩酸のpHを1および3の2水準とすることで変化させた。また鋼中に侵入した水素量は、塩酸浸漬後、割れが発生するU曲げ頂点部から5 mm幅の分析用サンプルを切り出し、乾式研磨により表面が金

Fig. 2. Preparation procedure of test piece for hydrogen embrittlement test (R : bending radius).

Fig. 3. Relationship between bending radius and time to fracture.

属光沢となるまで研磨し、アセトンで超音波洗浄したのち、ガスクロマトグラフィーを利用した昇温分析装置(ジェイ・サイエンス・ラボ製GC7000-T)により、測定温度範囲：室温~630℃、昇温速度：200℃/hの条件で測定した。キャリアガスとしてArを用い、5分に1回Ar中の水素濃度を測定し、その値から鋼中の水素濃度を算出した。なお、水素チャージ終了後の試験片は直ちに液体窒素中に保存し、液体窒素から取出して分析開始までに要する時間は10分以内とした。

3. 実験結果

3・1 水素割れに及ぼす加工歪、負荷応力、pHの影響

Fig. 3にボルト締め込み量 $d=2R$ とした試験片をpH 1の塩酸に浸漬したときの破壊時間と曲げ半径(R)の関係を示す。グラフ右軸には、曲げ試験片表層の相当歪(ϵ_{eq})を示している。なお、U曲げ頂点部の負荷応力はいずれも約900 MPaであった。曲げ半径が4 mm以上では100時間の塩酸浸漬試験において破壊していないが、3 mm以下では破壊し、曲げ半径が小さくなるにつれて、すなわち加工歪が大きくなるにつれて破壊時間が短時間化する。破壊しなかった $R=4$ mmの試験片と短時間で破壊した $R=2$ mmの試験片の、曲げ加工後塩酸浸漬前の曲げ頂点部外観をFig. 4に、曲げ頂点部幅方向中央付近の断面のSEM写真をFig. 5に示す。外観上はどちらの試験片においてもクラックは観察されないが、塩酸浸漬により短時間で破壊した $R=2$ mmの試験片では、断面表層に深さ10 μm程度のマイクロクラックが観察される。また鋼板内部にマイクロボイドが多

数生成していることから、曲げ加工による損傷が大きいことが分かる。一方、 $R=4\text{ mm}$ の試験片ではマイクロクラックは観察されず、マイクロボイドもほとんど観察されない。このことから、限界曲げ半径付近では外観上クラックが観察されなくても、塩酸浸漬前に強加工によりマイクロクラックやマイクロボイドが生成しており、これらに起因し

Fig. 4. Appearances of the top of bent specimens. Bending radius is (a) 2 mm, (b) 4 mm.

Fig. 5. SEM micrographs of cross sections of bent specimens before immersing in HCl (Δ : micro void). Bending radius is (a) 2 mm, (b) 4 mm.

Fig. 7. Hydrogen cracking conditions of the investigated steel, (a) under pH 1 and (b) under pH 3 HCl.

て破壊が短時間化したものと考えられる。

次に、Fig. 6に $R=2\text{ mm}$ の試験片の、pH 1の塩酸浸漬中の破壊時間と負荷応力の関係を示す。U曲げ頂点部の負荷応力が450 MPa以下では破壊していないが、590 MPa以上では破壊し、負荷応力が高くなるにつれてより短時間で破壊する。

Fig. 7にpH 1およびpH 3の塩酸浸漬試験における破壊発生条件をまとめて示す。いずれも加工歪が大きく、負荷応力の高い領域で破壊が発生している。pH 1とpH 3の結果を比べると、pH 1ではより低歪、低応力の領域でも破壊が発生しており、pH 1はpH 3より水素割れを促進する条件であることが分かる。

3・2 侵入水素量に及ぼすpH、加工歪、負荷応力の影響

Fig. 7に示した供試鋼の塩酸浸漬試験における破壊発生条件を自動車部品の実使用環境と比較するためには、塩酸のpHではなく鋼中への侵入水素量により破壊発生条件を整理する必要がある。鋼への侵入水素量には塩酸のpHが影響を及ぼすと考えられるが、加えて、加工歪、負荷応力も影響する可能性がある。そこで、侵入水素量に及ぼすpH、加工歪、負荷応力の影響を調査した。

Fig. 8に、pH 1の塩酸に5時間および24時間浸漬した $R=5\text{ mm}$ の試験片のU曲げ頂点部から採取したサンプルの水素放出曲線を示す。一般に、 200°C 程度以下で放出される水素は水素脆化に影響を及ぼす拡散性水素と考えられて

Fig. 6. Relationship between stress and time to fracture.

Fig. 8. Hydrogen evolution curves of the test pieces ($R=5$ mm) after immersing in pH 1-HCl for 5 h and 24 h.

Fig. 9. Influence of pH level of HCl and immersing time on the content of diffusible hydrogen entered into the test pieces ($R=5$ mm).

いることから^{3,11,12)}、本研究では、室温から150°C付近の放出ピークが終わるまでの積算値を拡散性水素量とした。

Fig. 9に $R=5$ mmの試験片を塩酸に浸漬したときの、U曲げ頂点部に侵入した拡散性水素量と塩酸のpHおよび浸漬時間の関係を示す。拡散性水素量はpHが低いほうが多く、pHを変化させることで侵入水素量を調節可能であると考えられる。また、この結果から、Fig. 7においてpH 1の破壊発生領域がpH 3に比べて広がった理由は、侵入水素量が多かったためであると考えられる。

次に、Fig. 10にpH 3の塩酸に浸漬したときの、U曲げ頂点部に侵入した拡散性水素量に及ぼす曲げ半径と浸漬時間の影響を示す。拡散性水素量は曲げ半径によらず48時間ではほぼ飽和する。Fig. 11は、飽和した拡散性水素量と曲げ半径の関係を示したものであるが、侵入水素量は曲げ半径が小さいほど、すなわち加工歪が大きいほど、多くなることから分かる。これは加工歪が大きくなるにつれて、水素のトラップサイトとなる転位や空孔などの欠陥が増加するためと考えられる¹³⁾。

最後に、侵入水素量に及ぼす負荷応力の影響について調査した。Fig. 12に $R=10$ mmの試験片をpH 1の塩酸に24時間浸漬したときの、U曲げ頂点部の拡散性水素量に及ぼす負荷応力の影響を示す。拡散性水素量は負荷応力によらず

Fig. 10. Influence of bending radius and immersing time on the content of diffusible hydrogen entered into the test pieces under pH 3-HCl.

Fig. 11. Relationship between bending radius and saturated diffusible hydrogen content under pH 3-HCl.

Fig. 12. Influence of stress on the content of diffusible hydrogen entered into the test pieces under pH 1-HCl for 24 h ($R=10$ mm).

ほぼ一定であり、負荷応力依存性は小さい。一般的に、侵入水素量は材料に負荷された静水圧応力により変化すると報告されている。本研究において侵入水素量が負荷応力の影響を受けなかった理由については4・2節で考察する。

3・3 水素割れ条件の3Dマップ化

Fig. 7に示した水素割れ発生条件を、歪、応力、拡散性水素量を軸とした3次元マップとしてFig. 13に示す。破壊した条件を×で、破壊しなかった条件を○で表した。横軸の歪は、式(1)により曲げ半径と板厚から換算した試験片表層の相当歪とした。同一pHの塩酸浸漬試験で侵入す

る水素量は、3・2節で示したように、負荷応力には影響されないが、歪が大きいほど多くなるため、図のように傾いた面になる。水素割れ発生条件は、加工歪が大きく、負荷応力が高く、侵入水素量の多い領域となっている。

以上のように、試験片を用いて供試鋼の水素割れが発生する加工歪、負荷応力、拡散性水素量を3次元的にマップ化することができた。このマップを材料基礎データとして用いることにより、実際の使用環境で腐食に伴って鋼板に侵入する水素量を決定できれば、様々な加工・応力状態の自動車部品の、使用環境での遅れ破壊の危険性が評価可能であると考えられる。

4. 考察

4・1 水素割れに及ぼす塑性加工歪の影響

3・1節で述べたように、限界曲げ半径に近い加工歪の大きい条件で破壊が短時間化した。この原因として、Fig. 5に示したように、加工歪が大きい場合、塩酸浸漬前に曲げ加工によりマイクロクラックやマイクロボイドが生成して

おり、これらに起因して破壊が短時間化した可能性がある。

そこで、曲げ加工による損傷が水素割れにどのように関与しているかを調査するため、曲げ半径2mmの試験片の破壊初期の断面を観察した。Fig.14にpH 1の塩酸に浸漬し10分後に取り出した試験片の曲げ頂点部の外観と、試験片幅方向中央付近の曲げ頂点部断面のSEM写真を示す。曲げ頂点部には微小な割れが発生している。断面には浸漬後に進展したと思われる亀裂が観察され、亀裂先端には断続的にマイクロボイドもしくはマイクロクラックが観察される。Fig.15に、塩酸に浸漬し30分後に取り出した、より割れが進行した試験片の曲げ頂点部の外観と、幅方向中央付近の曲げ頂点部断面のSEM写真を示す。主亀裂は大きく開口しており、それ以外にも、曲げ表層に浸漬後に生成したと思われるマイクロクラックが散見される。また、Fig.14と同様に、各亀裂の先端には断続的にマイクロボイド、マイクロクラックが観察される。なお、マイクロボイドは主にフェライトとマルテンサイトの界面に生成しているが、Fig.14およびFig.15に記号Aで示したように、近接したマルテンサイト間のフェライト粒内に存在する場合も見られる。また、Fig.14に記号Bで示すように、成長したボイド（マイクロクラック）にはマルテンサイトを分断しているものも観察される。

以上の観察結果から、供試鋼の塩酸浸漬中の遅れ破壊は、亀裂先端近傍にマイクロボイドが生成し、そのボイドが連結することにより進展していると考えられる。一方、曲げ半径2mmの試験片にはFig. 5(a)に示したように曲げ加工の時点で表層にマイクロクラック、内部にマイクロボイドが存在するが、応力を負荷して大気中で保持しても破壊は進展しない。つまり、鋼中に水素が存在することによって、マイクロボイドの成長、連結および新たなマイクロボイドの生成が助長されることが示唆される。塩酸浸漬前の曲げ加工による損傷は上記破壊過程を促進するものと考えられ

Fig. 13. Hydrogen cracking conditions of the investigated steel.

Fig. 14. Appearance of the top and SEM micrograph of the cross section of the specimen ($R=2\text{ mm}$) after immersing in pH 1-HCl for 10 min (Δ : micro void).

Fig. 15. Appearance of the top and SEM micrograph of the cross section of the specimen ($R=2\text{mm}$) after immersing in pH 1-HCl for 30 min (Δ : micro void).

る。すなわち、曲げ加工で生成したマイクロクラックが割れの起点となり、同じく曲げ加工で生成したマイクロボイドが、ボイドの連結による亀裂進展を促進したものと考えられる。ただし、曲げ半径が大きく、曲げ加工によってマイクロクラックやマイクロボイドがほとんど生成しない条件であっても、pH 1の塩酸浸漬で侵入する水素よりも多量の水素を導入すると破壊が生じることを確認しており、曲げ加工によって生成するマイクロクラックやマイクロボイドは破壊の必要条件ではなく、破壊を顕著に促進する因子であると考えられる。マイクロクラックやマイクロボイドが生成しない比較的歪が小さい加工条件において、塑性加工により導入された歪（転位や点欠陥）が水素割れを助長するか否かについては本研究では明らかになっておらず、今後の検討課題である。

なお、水素割れの機構としては、格子脆化理論、水素助長局所塑性変形理論(HELP)、水素助長歪み誘起空孔理論(HESIV)などが提案されている¹⁴⁾。二相組織鋼の水素割れの機構についてはこれまで報告されておらず、今回観察された水素割れにおいていずれの機構が支配的であるかは明確ではないが、亀裂進展の様相が延性破壊のそれに近い^{14,15)}ことから、水素が転位の易動度を増加させ、亀裂先端領域のせん断変形を局所化して延性破壊の進行を助長するとしてHELP理論や、水素が塑性変形に伴う原子空孔の生成とその凝集を助長し、延性的な破壊の進行を助長するとしてHESIV理論のような、水素と局所塑性変形の相互作用を伴う機構である可能性が示唆される。

4・2 侵入水素量に及ぼす応力の影響

Fig.12で、侵入水素量は負荷応力によらずほぼ一定となることを示した。一方、侵入水素量は次式に示すように材料に負荷された静水圧応力により変化すると報告されている¹⁶⁻²⁰⁾。

$$H^* = H \exp\left(\frac{\sigma_m \Delta V}{RT}\right) \quad \cdots \cdots (2)$$

ここで、 H^* は応力を負荷した時の水素量、 H は応力が無い場合の水素量、 σ_m は静水圧応力（引張応力を正とする）、 ΔV は水素のモル体積変化で $2 \times 10^{-6} \text{m}^3/\text{mol}$ 、 R は気体定数、 T は温度である。本研究のU型曲げ試験片において、曲げ方向を x 軸、曲げ直角方向を y 軸、板厚方向を z 軸とすると、 x 方向の応力 σ_x 、 z 方向の応力 σ_z および静水圧応力 σ_m は次式で表される²¹⁾。

$$\sigma_x = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left\{ \epsilon_x + \frac{\nu}{1-\nu} (\epsilon_y + \epsilon_z) \right\} \quad \cdots \cdots (3)$$

$$\sigma_z = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left\{ \epsilon_z + \frac{\nu}{1-\nu} (\epsilon_x + \epsilon_y) \right\} \quad \cdots \cdots (4)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) = \frac{E}{3(1-2\nu)} (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z) \quad \cdots \cdots (5)$$

ここで、 E は縦弾性係数、 ν はポアソン比である。曲げ加工では、板厚方向は拘束が無いいため σ_z はゼロとなり、また、本試験片形状では前述のように曲げ直角方向は拘束されている⁹⁾ため、 y 方向の歪 ϵ_y はゼロと近似できる。 $\sigma_z=0$ 、 $\epsilon_y=0$ を式(4)に代入すると、

$$\epsilon_z = \frac{-\nu}{1-\nu} \epsilon_x \quad \cdots \cdots (6)$$

となる。よって、曲げ加工部の静水圧応力 σ_m は次式で表される。

$$\sigma_m = \frac{E}{3(1-2\nu)} (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z) = \frac{E}{3(1-\nu)} \epsilon_x \quad \cdots \cdots (7)$$

式(7)より、曲げ加工部には曲げ方向の歪量に応じた静水圧応力が存在することが分かる。一方、曲げ方向の歪量 ϵ_x は、次式で表される。

$$\epsilon_x = \frac{z}{2R+t} \quad \cdots \cdots (8)$$

Fig. 16. Relationship between z and (a) ε_x , (b) σ_x , σ_m in the bent specimen. Bending radius is 10 mm.
 z : distance from the center of the thickness.
 ε_x : strain parallel to the bending direction.
 σ_x : stress parallel to the bending direction.
 σ_m : hydrostatic stress.

ここで、 R は曲げ内側の曲率半径、 t は板厚、 z は板厚中心からの板厚方向の距離（曲げ外側が正、内側が負）である。Fig.16(a)に、曲げ半径が10 mmのときの板厚方向各位置での曲げ方向の歪量 ε_x を示す。 ε_x は板厚中心をゼロとして、板厚中心に対して対称に分布する。Fig.16(b)に、曲げ半径10 mmで加工し、ボルト締め込み量 $d=2R$ で応力負荷した試験片の板厚方向各位置での曲げ方向の応力 σ_x および静水圧応力 σ_m を示す。曲げ表層($z=0.8$ mm)の σ_x は約16000 MPaとなり、一軸引張での降伏応力やX線応力測定での実測値（いずれも約900 MPa）をはるかに超える値となる。この原因は、式(3)が弾性変形時の応力と ε_x の関係を示したものであるのに対し、歪が大きくなると材料は塑性変形するためである。そこで、静水圧応力が、板厚中心付近の低歪領域では式(7)に従い、Misesの降伏条件²²⁾を満たす領域では曲げ表層と同一と仮定して見積もった、静水圧応力の板厚方向分布をFig.17(a)に示す。曲げ表層の静水圧応力は、X線による測定値： $\sigma_x \cong 900$ MPa, $\sigma_y \cong 300$ MPa, および板厚方向は拘束が無いと仮定して $\sigma_z = 0$ MPaから、400 MPaとした。Fig.17(b)に、Fig.17(a)に示した静水圧応力分布を有する試験片を、静水圧応力が0の状態の水素が0.3 ppm侵入する環境に置いたときの、水素(H^*)の板厚方向分布を示す。水素は板厚中心に対してほぼ対称に分布し、静水圧応力が正となる曲げ外側で多く、内側で少なくなる。このとき、板厚全厚の平均水素量は0.316 ppmとなり、静水圧応力が板厚全厚で0のときの水素量0.3 ppmとほぼ一致する。ボルト締め込み量が異なる場合についても同様の検討を行い、いずれの場合においても同様の結果が得られることを確認した。

Fig. 17. Relationship between z and (a) σ_m considering the von Mises yield criterion, (b) H^* corresponding to the stress distribution shown in (a). The bent specimen is tightened with a bolt ($R=10$ mm, $d=2R$).
 z : distance from the center of the thickness.
 σ_m : hydrostatic stress.
 H^* : diffusible hydrogen content considering the influence of hydrostatic stress.

以上のことから、Fig.12において侵入水素量が負荷応力に影響されなかった理由は、本研究の水素分析値は板厚全厚の平均値であり、静水圧応力分布およびそれに伴う水素分布の板厚方向の対称性により、板厚全厚の平均水素量に変化しなかったためであると考えられる。本研究においては、簡単のため水素割れ発生条件を板厚全厚の平均水素量で議論したが、板厚方向の水素分布には、静水圧応力の板厚方向分布だけでなく、歪の板厚方向分布も影響を及ぼすと考えられる。より厳密な破壊限界の水素量の決定にはこれらを考慮した検討が必要であり、今後の検討課題である。

4・3 自動車部品の遅れ破壊危険性評価

本節では、Fig.13に示したマップを用い、実際の自動車部品の使用環境での遅れ破壊危険性評価を検討する。自動車用薄鋼板において使用環境で腐食に伴って鋼板に侵入する水素量に関する報告はほとんど無いが、曲げ半径5~8 mmのU曲げ試験片の1年間暴露試験において最大0.091 ppmであったと報告されている²³⁾。また、22年暴露ボルトでの侵入水素量は最大0.11 ppm程度であったと報告されている²⁴⁾。これらの報告値を参考に、供試鋼の曲げ半径5 mmでの侵入水素量を0.1 ppmと仮定し、3・2節で示した侵入水素量への曲げ半径の影響を考慮して、使用環境での侵入水素量を推定値としてFig.18に記載した。

実際の自動車部品の一例として、供試鋼をプレス加工したリアアインパクトビーム²⁵⁾のU曲げ部の加工歪、残留応力を、使用環境での侵入水素量の面にプロットした。このマップから、今回仮定した侵入水素量であれば、本部品

Fig. 18. Comparison of the hydrogen cracking conditions of the investigated steel and the estimated service conditions of a press formed part.

の使用条件（歪，応力，水素量）は水素割れ発生領域から大きく外れており，使用環境での遅れ破壊の危険性は小さいと考えられる。

以上のように，試験片を用いて水素割れが発生する条件をマップ化し，実際の使用条件と比較することにより，自動車部品の実環境での遅れ破壊の危険性を評価可能であると考えられる。なお，実環境での侵入水素量は鋼板の種類（成分，組織，表面状態など）や加工歪量，使用環境によって異なると考えられることから，今後さらに調査が必要である。

5. 結言

超高強度自動車用薄鋼板の使用条件での遅れ破壊危険性を評価することを目的として，薄鋼板の水素脆化に及ぼす加工歪，負荷応力，侵入水素量の影響を定量的に調査し，水素割れ発生条件のマップ化を検討した。得られた知見は以下の通りである。

(1) 供試鋼の水素割れは，加工歪が大きく，負荷応力が高く，侵入水素量の多い条件で発生する。特に，限界曲げ半径近傍の加工歪の大きい条件では水素割れが顕著に促進される。これは，曲げ加工で生成したマイクロクラックが水素割れの起点となり，同じく曲げ加工で生成したマイクロボイドが亀裂進展を促進したためであると考えられる。

(2) 侵入水素量は加工歪が大きくなるにつれて多くなる。これは加工歪の増加にともない，水素のトラップサイトとなる転位や空孔などの欠陥が増加するためと考えられる。

(3) 曲げ試験片形状においては侵入水素量への負荷応力の影響は小さい。これは，試験片内の静水圧応力分布に応じて生じる水素濃度分布の板厚方向の対称性により，昇温分析装置で測定される板厚全厚の平均水素量が変化しなかったためであると考えられる。

(4) 1180 MPa級冷延鋼板の水素割れが発生する条件を，加工歪，負荷応力，侵入水素量を軸として3次元マップ化した。このマップと実際の使用条件を比較することで，加工部品の使用環境での遅れ破壊の危険性を評価可能であると考えられる。

文 献

- 1) 例えば松山晋作著：遅れ破壊，日刊工業新聞社，東京，(1989)。
- 2) T.Kushida, H.Matsumoto, N.Kuratomi, T.Tsumura, F.Nakasato and T.Kudo: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 297.
- 3) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 4) Y.Hagihara, C.Ito, N.Hisamori, H.Suzuki, K.Takai and E.Akiyama: *Tetsu-to-Hagané*, **94** (2008), 215.
- 5) Y.Hosoya, S.Tsuyama, Y.Nagataki, S.Kanetoh, T.Izuishi and Y.Takada: *NKK Tech. Rep.*, **145** (1994), 33.
- 6) J.Iwaya, Y.Okano, H.Shirasawa and S.Sawaki: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **47** (1997), No. 2, 42.
- 7) K.Yamazaki and Y.Mizuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 754.
- 8) K.Hayashi, N.Fujita, S.Takebayashi, M.Takahashi and Y.Sakuma: *Materia Jpn.*, **44** (2005), 254.
- 9) K.Kazama and Y.Nagai: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **45** (2004), 40.
- 10) 塑性加工便覧，日本塑性加工学会編，コロナ社，東京，(2006)，556.
- 11) N.Suzuki, N.Ishii, T.Miyagawa and H.Harada: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 227.
- 12) K.Takai and R.Watanuki: *ISIJ Int.*, **43** (2003), 520.
- 13) K.Takai, G.Yamauchi, M.Nakamura and M.Nagumo: *J. Jpn. Inst. Met.*, **62** (1998), 267.
- 14) 南雲道彦著：水素脆性の基礎，内田老鶴園，東京，(2008)。
- 15) K.Hasegawa, K.Kawamura, T.Urabe and Y.Hosoya: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 603.
- 16) H.A.Wriedt and R.A.Oriani: *Acta Metall.*, **18** (1970), 753.
- 17) 野末 章：遅れ破壊解明の新展開，材料の組織と特性部会編，日本鉄鋼協会，東京，(1997)，197.
- 18) S.Takagi, T.Inoue, T.Hara, M.Hayakawa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 689.
- 19) S.Takagi, S.Terasaki, K.Tsuzaki, T.Inoue and F.Minami: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 263.
- 20) M.Wang, E.Akiyama and K.Tsuzaki: *Scr. Mater.*, **53** (2005), 713.
- 21) 柴田俊忍，大谷隆一，駒井謙治郎，井上達雄共著：材料力学の基礎，培風館，東京，(1991)，140.
- 22) 塑性加工便覧，日本塑性加工学会編，コロナ社，東京，(2006)，1076.
- 23) 櫛田隆弘：遅れ破壊解明の新展開，材料の組織と特性部会編，日本鉄鋼協会，東京，(1997)，145.
- 24) E.Hongo, N.Satoh, Y.Sugiyama, M.Nakamura, F.Nakasato and A.Matsumoto: *CAPM-ISIJ*, **11** (1998), 1238.
- 25) Y.Toji, K.Hasegawa, H.Shigemoto, H.Kawabe, T.Fujita, Y.Tanaka, H.Nakamura, H.Ishida and H.Sakamoto: *Review of Automotive Engineering*, **30** (2009), 159.