

(論文)

大気腐食環境下における鋼材の耐食性とさび性状が吸蔵水素量に与える影響

Effect of Corrosion Resistance and Rust Characteristics on Hydrogen Absorption into Steel under Atmospheric Corrosion Conditions



衣笠潤一郎*¹
Junichiro KINUGASA



湯瀬文雄*¹ (博士(工学))
Dr. Fumio YUSE



経澤通高*²
Michitaka TSUNEZAWA



中屋道治*²
Michiharu NAKAYA

In steel having a tensile strength exceeding 1,180MPa, there is a concern about delayed fracture (hydrogen embrittlement), which is attributable to hydrogen, due to corrosion reactions, being absorbed into the steel. As a means for suppressing the delayed fracture, measures have been devised for controlling the hydrogen absorbed during the corrosion reaction of steel under an atmospheric corrosion environment, and the actual effectiveness of corrosion-resistance improving elements and rust-characteristics control have been studied. As a result, it was found that the amount of hydrogen absorbed into steel can possibly be reduced for a long term. An application to automotive parts has been conceived of, in which the amount of hydrogen absorbed into U-bent specimens having various bending radii under different stress conditions has been studied under an atmospheric corrosion environment. The amount of hydrogen has turned out to be almost constant regardless of the worked shape and stress conditions. Furthermore, the fracture behaviors of U-bent specimens under the atmospheric corrosion environment were investigated, revealing that, in 1,470MPa grade steel, a tri-aided bainitic ferrite (TBF) structure exhibits anti-delayed fracture properties superior to those of a dual phase (DP) structure.

まえがき = 近年、自動車の乗員の安全を確保する観点から種々の衝突安全性に関する規制¹⁾が制定されている。また、CO₂排出削減の観点から燃費規制²⁾が制定されている。これらの規制に対応する手段の一つとして、自動車用部材への高強度鋼の適用が進んでいる。しかしながら、1,180MPaを超える強度レベルの鋼材に対しては、水素が侵入することで生じる「遅れ破壊 (水素脆性)³⁾」が懸念される。

自動車は世界中のさまざまな環境での走行が想定されるが、鋼材がさらされる環境としては、降雨や降雪による「濡れ」と好天時の「乾き」が繰り返される「大気腐食環境」と考えられる。この大気腐食環境下での鋼材の腐食はEvansモデル⁴⁾により整理されている。鋼材表面が濡れている状態ではアノード反応 (Feの溶解: $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$) とカソード反応 (O₂の還元: $1/2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow 2\text{OH}^-$) が生じ、こうした反応に伴ってさび (Feの酸化物や水酸化物) が生じる。また、鋼材表面が乾燥する際には生成したさびの酸化反応が生じ、さらに加水分解を起こすことでFe水酸化物や水素イオンが発生、蓄積 ($\text{Fe}^{2+} + 2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2 + 2\text{H}^+$) していく^{5), 6)}。これらの反応で発生した水素イオンが電子を受け取って原子化 ($\text{H}^+ + \text{e}^- \rightarrow \text{H}_{\text{ad}}$) することで鋼中に侵入⁷⁾する。

大気腐食環境下では一般的に、時間の経過に伴って鋼

材表面はさびに覆われていく。そのさび性状を制御することにより耐食性を改善した鋼材として耐候性鋼^{8), 9)}が挙げられる。耐候性鋼は、1930年代に米国で開発されたものであり、Cu, Ni, Pなどの元素を少量添加することによって大気腐食環境下で鋼材表面に緻密で密着性の良いさび層を形成させ、腐食を抑制した鋼¹⁰⁾である。その後の研究^{11)~15)}により、CuとNiはより保護性の高い非晶質さびの形成促進作用があるという知見が得られている。

前述のEvansモデルに基づく、大気腐食環境下で遅れ破壊の原因となる水素の発生、鋼材への侵入は腐食反応に起因するものと考えられる。当社では、鋼材表面に形成するさび性状を制御することによって鋼材への長期的な水素侵入性を低減できるかについて、自動車の使用環境として想定される大気腐食環境下で検討を行った。また、自動車用部材に適用される鋼板は種々の形状に加工されることが想定されるため、鋼板に加わった加工が鋼材に侵入する水素量に与える影響についても検討を行った。さらに、大気腐食環境下において遅れ破壊が発生するか否かの判断については、環境から侵入する水素量 (H_E) と割れが発生する水素量 (H_C) において、H_C < H_Eの関係になった場合に遅れ破壊が発生する考え方^{16), 17)}が提唱されている。そこで、1,180~1,470MPa級の高強度鋼板において、鋼板の強度レベル、組織形態、

*¹ 技術開発本部 材料研究所 *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 薄板開発部

および鋼板に施した加工や応力状態が大気腐食環境下の遅れ破壊においても、上記の水素量を基準とした考え方が当てはまるかについても検討した。

1. 試験方法

1.1 供試材

供試材にはA鋼(1470MPa級TBF鋼)、B鋼(1470MPa級DP鋼)、C鋼(1180MPa級DP鋼)を用いた。TBF(Trip-aided Bainitic Ferrite)鋼^{18)~20)}は、高い転位密度を持つラス状ベイニティックフェライト組織を母相とし、炭化物を含まない組織としている。また、ラス状ベイニティックフェライトの間に安定で微細な残留 γ を存在させることにより、高い延性と水素トラップ能を兼備させた鋼組織である。DP(Dual Phase)鋼²¹⁾は母相をマルテンサイト、第二相をフェライトとした鋼であり、980MPaを超える高強度鋼の中でも強度と延性の確保が容易²²⁾なため一般的に用いられている。

表1にA~C鋼の化学組成を示す。いずれも真空にて鋼塊を溶製し、熱間圧延および冷間圧延を行った後、A鋼はオーステンパ処理^{18)~20)}を、B鋼、C鋼は焼入れ・焼戻しを行って所望の強度レベルに調整した。鋼中への侵入水素量の評価、および遅れ破壊試験に供する試験片形状は、自動車用部材への適用を想定して曲げ加工となるU曲げ試験片を用いた。図1にU曲げ試験片の作製手順を示す。圧延方向を長手とする150×30×t1.2mmの短冊状鋼片を供試材から採取し、シャワー切断によるせん断加工ひずみの影響を排除するために鋼片長辺端面をフライス加工した。この鋼片を三点曲げによってU字形状に曲げ(曲げ半径5mm, 10mm, 15mm, 20mm)、鋼片の足部に通したボルトをナットで締め付けることによって曲げ加工部に応力を負荷した。曲げ加工部(凸側)に貼り付けたひずみゲージによって計測されるひずみ量にヤング率を乗じた値に相当する応力を負荷応力とした。

腐食量の調査では、圧延方向を長手とする150×70×

表1 試験に供した鋼材の化学組成
Table 1 Chemical compositions of sample steels (mass %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ti	Others
A	0.2	1.5	2.5	0.01	0.001	0.05	Mo, Nb, Cu, Ni
B	0.2	0.4	1.9	0.01	0.001	0.05	Cu, Ni
C	0.1	0.7	1.9	0.01	0.001	0.05	-

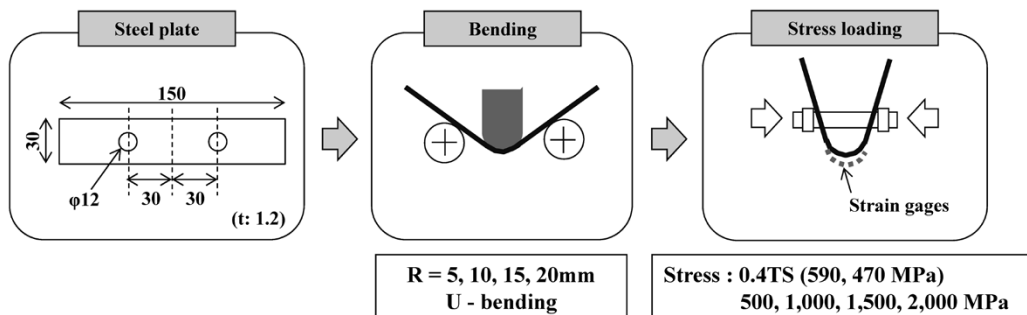


図1 U曲げ試験片の作製手順
Fig. 1 Preparation procedure of U-bend test pieces

t1.2mmの試験片を供試材から採取し、150×70mmの一面以外の不要な腐食を防止する目的で樹脂でマスキングを行い、試験材とした。

1.2 試験環境および試験片形状

前述のように、自動車は世界中のさまざまな地域で使用されることが想定される。このため、鋼板の腐食量を指標として試験環境を選定した。腐食試験は、大気腐食環境下にU曲げ試験片および腐食量調査用試験片を直接暴露²³⁾した。また、大気の状態(暴露試験地)による腐食量の違い²³⁾を調べるため、銚子市、加古川市、および宮古島市海岸の3箇所で試験を行った。鋼中に侵入する水素量(H_E)は、A~C鋼の曲げ半径10mm、曲げ加工部への付加応力を0.4TS(1470MPa級:590MPa, 1180MPa級:470MPa)としたU曲げ試験片に対し、試験期間は銚子市で48か月、加古川市および宮古島市海岸で12か月とした。

自動車用部材向け鋼板は種々の形状に加工されて使用される。そこで、加工の違いが鋼材への水素侵入量に与える影響を検討するため、曲げ半径および曲げ加工部への応力負荷状態の異なる2種類のU曲げ試験片(曲げ半径10mm、曲げ加工部への負荷応力を1,500MPaとした試験片、および曲げ半径5mm曲げ加工部への負荷応力を2,000MPaとした試験片)に対し、銚子市で12か月間の暴露試験を行って侵入水素量を比較した。いずれのU曲げ試験片も定期的にサンプリングし、鋼中に侵入した水素の逃散を抑制する目的から、試験片の回収後は極力、氷点下の温度で試料を取り扱った。

図2にU曲げ試験片の模式図と曲げ頭頂部からの水素

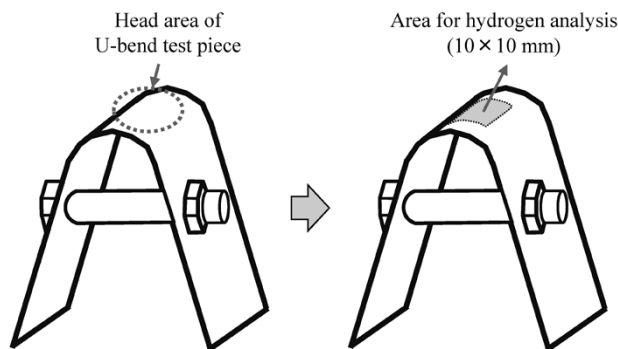


図2 U曲げ試験片の頭頂部と水素量測定用試片採取位置
Fig. 2 Image of head area of U-bend test piece and sampling area for hydrogen analysis

量分析試料の採取位置を示す。鋼中に吸蔵された水素量の測定では、サンプリングしたU曲げ試験片の曲げ頭頂部から、温度が上がらないように冷却水で冷却しながら数分以内に約10×10mmの水素量測定用の鋼片を切り出した。その後、液体窒素で適宜冷却しながら試験片表面に付着したさびをショットブラストにて1分以内に除去した後水素量を測定した。

長期的なU曲げ試験片の割れ挙動の確認は、A～C鋼に対して曲げ半径を5～20mm、曲げ加工部への応力を500～2,000MPaとしたU曲げ試験片を銚子市に48か月間暴露し、定期的に割れの有無を観察した。

1.3 分析方法

鋼中の水素量は大気圧イオン化質量分析計(Atmospheric Pressure Ionization Mass Spectrometer, 以下API-MSという)²⁴⁾を用いて測定した。API-MSの水素定量下限は0.01ppm以内である。遅れ破壊に影響を与えらる「拡散性水素量」は、昇温速度12℃/minで室温から300℃まで昇温したときに放出される水素の積算値と定義した。鋼材の腐食量は銚子市における12か月間の暴露試験前後の重量変化から求めた。また、鋼材表面に形成したさびの性状を調査するため、X線回折(X-ray diffraction, XRD)にて結晶質のさび(α -、 β -、 γ -FeOOH, およびFe₃O₄)の分率を測定し、さびの全量から結晶質のさびの分率を除することで非晶質さびの分率を求めた²⁵⁾。

U曲げ試験片の割れ発生水素量(H_C)は次の手法を用いて求めた。透明な樹脂製容器中に0.5M-H₂SO₄+0.01M-KSCN溶液を入れ、容器底に白金製の対極を配置した。この対極から約10mm程度上部にU曲げ試験片の曲げ頭頂部(30×30mm)を対置させ、印加電流密度を変化させることで鋼中に侵入する水素量を変化させた。電流印加時はU曲げ試験片の頭頂部を観察し、割れが発生した時点で直ちに電流印加を中止して試験溶液からU曲げ試験片を取り出した。その後素早く水洗、冷風乾燥した後、割れ頭頂部から割れ部を含む約10×10mmを切り出して拡散性水素量を測定した。ここでは、このときの水素量を割れ発生水素量(H_C)とした。

2. 試験結果

2.1 大気暴露試験における腐食量とさび性状

銚子市において大気に12か月間暴露したときの試験片の腐食量の測定結果を図3に示す。耐食性向上元素であるCuやNiが添加されていないC鋼が258g/m²と最も多く、次にCuおよびNiが添加されているA鋼が226g/m²、B鋼が216g/m²の順であった。

また図4に、試験片のさび中の非晶質さび分率を示す。CuおよびNiが添加されているA鋼およびB鋼ではそれぞれ42wt%、39wt%と、CuやNiが添加されていないC鋼の33wt%よりも高い値を示した。

2.2 鋼中に侵入した水素量の測定結果

図5に、大気腐食環境における曲げ半径10mm、曲げ頭頂部に590MPa(0.4TS)の応力を負荷したA鋼の各暴露試験地での曲げ頭頂部水素量経時変化を示す。銚子

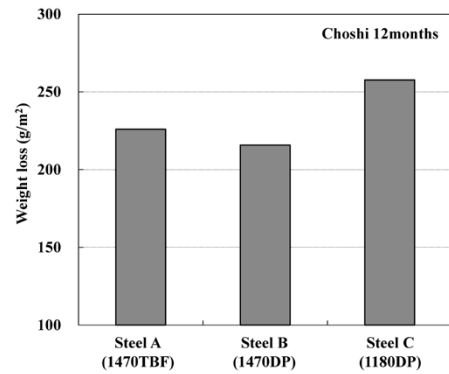


図3 銚子市において12か月間大気暴露した試験片の腐食量
Fig.3 Quantity of rust of specimens under atmospheric corrosion condition exposed in Choshi City for 12 months

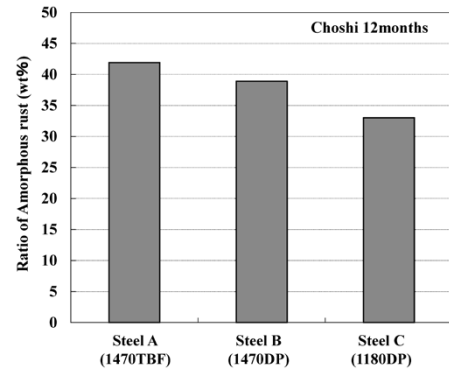


図4 銚子市において12か月間大気暴露した試験片に形成された非晶質さびの分率
Fig.4 Fraction of amorphous rust formed in test pieces exposed in Choshi City for 12 months

市、宮古島市、加古川市のいずれの暴露試験地においても試験開始から12か月以内に0.12～0.16ppmと各試験地での最大値を示したが、その後は試験時間の経過によって水素量が増加する傾向は認められなかった。また、試験時間を48か月とした銚子市において、12か月目以降は多少の水素量のばらつきは認められるものの、ほぼ一定の値を示した。なお銚子市での48か月の暴露試験における鋼中水素量の最大値は0.12ppm、平均水素量は0.09ppmであった。

B鋼での同様の試験結果を図6に示す。銚子市では、試験開始から10か月目で0.18ppmの最大値を示した後減少し、その後水素量はやや増加して0.10ppm前後の値を示した。一方、宮古島市では試験開始から6か月目まで水素量は減少した。その後増加に転じて12か月目で最大値の0.18ppmを示したが、試験時間と水素量の相関は認められなかった。また、加古川市では試験開始から2か月目と6か月目で0.14ppmの最大値を示したが、その後水素量は減少した。なお銚子市における48か月の暴露試験での鋼中水素量の最大値は0.18ppm、平均水素量は0.11ppmであった。

また、C鋼での試験結果を図7に示す。C鋼の試験では曲げ頭頂部への応力負荷を470MPa(0.4TS)とした。銚子市では試験開始から水素量は0.06～0.20ppmの範囲でばらつく値を示した。また宮古島市では、試験開始から9か月目で他の試験地/試験片よりも高い0.27ppmを示したが、それ以外の測定値はおおよそ0.15ppm前後の

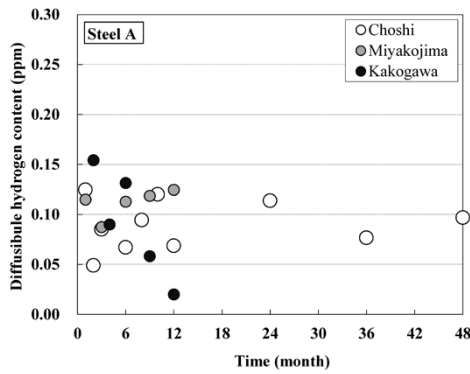


図5 大気腐食環境下での鋼材Aの試験片 (R10mm, 590MPa) 頭頂部の水素量の経時変化

Fig. 5 Temporal change in amount of diffusible hydrogen content in head areas of U-bend test pieces (R10mm, 590MPa) of steel A under atmospheric corrosion condition

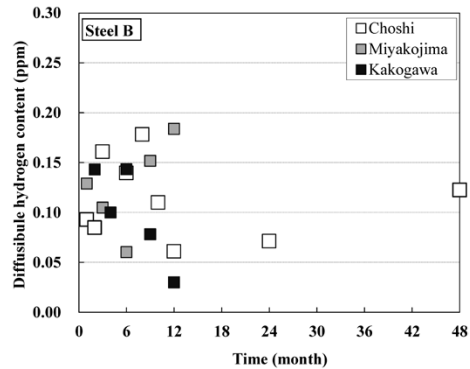


図6 大気腐食環境下での鋼材Bの試験片 (R10mm, 590MPa) 頭頂部の水素量の経時変化

Fig. 6 Temporal change in amount of diffusible hydrogen content in head areas of U-bend test pieces (R10mm, 590MPa) of steel B under atmospheric corrosion condition

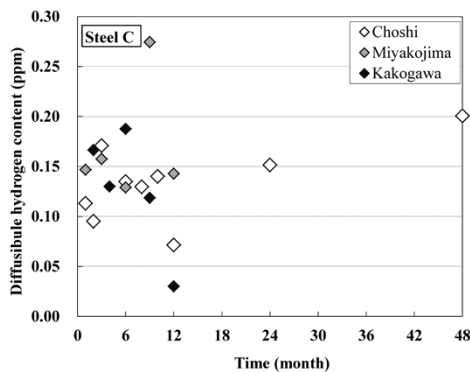


図7 大気腐食環境下での鋼材Cの試験片 (R10mm, 470MPa) 頭頂部の水素量の経時変化

Fig. 7 Temporal change in amount of diffusible hydrogen content in head areas of U-bend test pieces (R10mm, 470MPa) of steel C under atmospheric corrosion condition

値を示した。加古川市では試験開始から6か月目で0.18ppmと最大値を示したが、その後減少した。CuやNiが添加されていないC鋼は、CuおよびNiが添加されたA鋼、B鋼よりも試験期間の平均値、最大値とも高い水準で水素量が推移した。なお銚子市における48か月の暴露試験での鋼中水素量の最大値は0.27ppm、平均水素量は0.13ppmであった。

2.3 U曲げ試験片の加工度の違いと水素量

試験片の曲げ半径10mm、曲げ加工部への応力負荷を1,500MPaとしたU曲げ試験を銚子市において実施した。

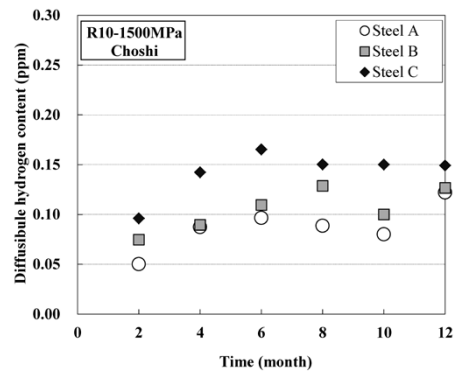


図8 銚子市における大気腐食環境下での試験片 (R10mm, 1,500MPa) 頭頂部の水素量の経時変化

Fig. 8 Temporal change in amount of diffusible hydrogen content in head areas of U-bend test pieces (R10mm, 1,500MPa) under atmospheric corrosion condition in Choshi City

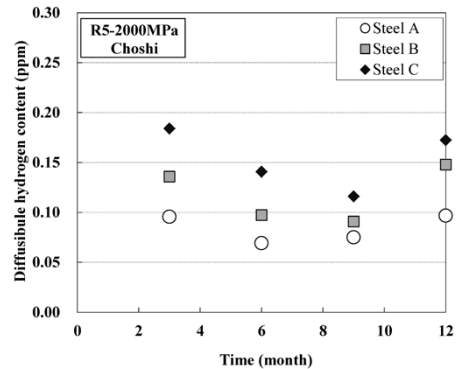


図9 銚子市における大気腐食環境下での試験片 (R10mm, 1,500MPa) 頭頂部の水素量の経時変化

Fig. 9 Temporal change in amount of diffusible hydrogen content in head areas of U-bend test pieces (R5mm, 2,000MPa) under atmospheric corrosion condition in Choshi City

このときのA~C鋼での水素量経時変化を図8に示す。図5~図7での傾向と同じく、12か月の試験期間での平均水素量の値は、耐食性向上元素であるCuおよびNiが添加されていないC鋼が0.15ppmと最も多い結果となった。ついで、CuおよびNiが添加されているB鋼が0.12ppm、A鋼は0.08ppmであった。また水素量は、試験開始から6~8か月目まで増加し、その後は多少のばらつきは伴うもののそれぞれの鋼がほぼ一定の値を示した。

つぎに、曲げ加工部への応力負荷を2,000MPaとした同様の試験結果を図9に示す。この試験結果も12か月の試験期間において図5~図7での傾向と同様に、試験期間の平均値としてC鋼が0.14ppmと最も多く、ついでB鋼が0.10ppm、A鋼が0.09ppmの順であった。また、水素量は3か月時点が最も高く、その後9か月目まで減少して12か月時点ではやや増加した。図8および図9に示した2水準の応力を負荷したU曲げ試験片においても、12か月の試験期間中におけるA~C鋼の水素量最大値は、図5~図7で示した銚子市での同じ試験期間の結果とほぼ同等であった。また、水素量の多寡においても、C鋼が最も多く、ついでB鋼、A鋼の順となる同様の結果となった。

2.4 U曲げ試験片の割れ挙動

試験片の曲げ半径5~20mm、曲げ加工部への負荷応力500~2,000MPaとし、48か月間暴露したU曲げ試験を

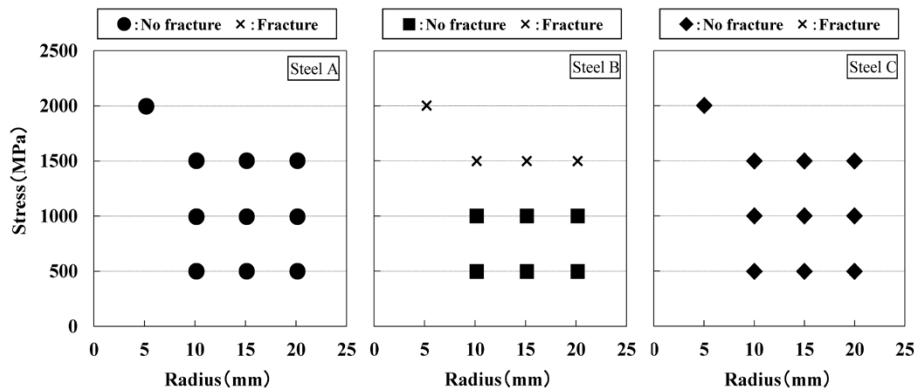


図10 銚子市における48か月大気腐食環境下でのU曲げ部の割れ発生状況

Fig.10 Results of delayed fracture of U-bend potion under atmospheric corrosion condition in Choshi City for 48 months

表2 U曲げ試験片A, B, C鋼での割れ発生水素量 (H_C)

Table 2 Critical amount of hydrogen content for delayed fracture (H_C) of each shape U-bend specimens steel A, b, and C measured in laboratory (ppm)

R(mm) \ Stress(MPa)	Steel A				Steel B				Steel C			
	500	1,000	1,500	2,000	500	1,000	1,500	2,000	500	1,000	1,500	2,000
5	-	-	-	0.49	-	-	-	0.22	-	-	-	1.23
10	-	-	0.67	-	0.44	0.39	0.34	-	-	-	1.32	-
15	-	-	-	-	0.49	0.45	0.41	-	-	-	-	-

銚子市において実施した。このときのA～C鋼での割れの有無を図10に示す。試験期間中にU曲げ試験片に割れが生じたのはB鋼の一部（曲げ半径によらず、負荷応力が1,500MPa以上のとき）のみであり、その他の試験片に割れは発生しなかった。A鋼はTBF組織でありB鋼と同じ1470MPa級の強度レベルであったが、B鋼で割れが発生したのと同じU曲げ形状の試験片でもいずれも割れは生じなかった。

表2にA～C鋼のU曲げ試験片の割れ発生水素量 (H_C)を示す。図10で示した暴露試験においてB鋼に割れが発生した試験片形状を中心に、A～C鋼の割れ発生水素量 (H_C)を測定した。いずれもU曲げ試験片の加工が厳しい、すなわち曲げ半径が小さく、曲げ加工部への負荷応力が高いほど低水素量で割れが発生する傾向を示した。U曲げ試験片に割れが発生する水素量 (H_C)と試験片の形状、負荷応力の関係は、今回調査した1470MPa級でも1180MPa級²⁶⁾や1670MPa級²⁷⁾の報告例と類似の傾向を示した。

3. 考察

3.1 腐食量とさび性状が侵入水素量に与える影響

図5～図9に示したように、大気腐食環境下での水素量はC鋼が最も多かった。これは、耐食性向上元素であり保護性の高い非晶質さびの形成促進作用を有するCuおよびNiが添加^{11), 12)}されていないためと考えられる。今回の12か月間の大気暴露試験で得られたA～C鋼の腐食量は、一般的な炭素鋼 (SM400B) の銚子での一年間の腐食量 (300g/m²)²⁸⁾よりも低い。とくにCuおよびNiが添加されているA鋼, B鋼では、一般的な炭素鋼に比べて腐食量が2～3割低い値を示した。

大気腐食環境下で鋼材表面に形成したさび中における非晶質さびの割合と、図5～図7および図8～図9に示

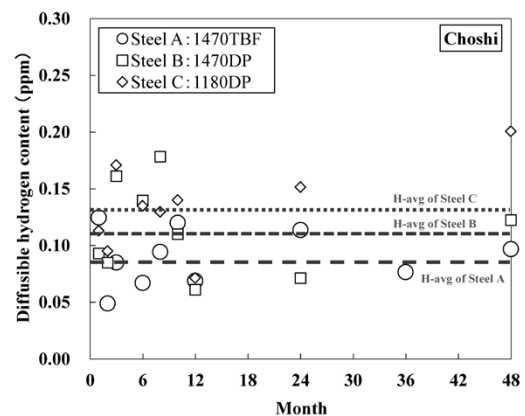


図11 銚子市における大気暴露時間と試験片 (R10-0.4TS) の水素量の関係

Fig.11 Relationship between atmosphere exposure time in Choshi City and amount of diffusible hydrogen content of U-bend test pieces (R10-0.4TS)

した水素量の関係から考えると、長期的な鋼中水素量の水準は、非晶質さびの割合の高いさびが鋼材表面に形成しているA鋼およびB鋼の方がC鋼よりも低い傾向が認められた (図11)。これは、CuやNiなどの耐食性向上元素の添加により緻密な非晶質さびが生成する^{11), 12)}ことによって腐食因子 (Cl⁻, H₂O) が鋼素地へ到達するのを抑制し、耐食性が向上したためと考えられる。

南雲ら²⁹⁾は、高強度鋼の陰極水素添加における供給電水量が増加するに従って吸収水素量が増加することを報告している。鋼材の腐食量は陰極水素添加における供給電水量と相関するものと考えられる。鋼材の耐食性を向上させ保護性の高い非晶質さびの形成を促進させるCu, Niを添加することによって腐食反応が低減され、発生するH⁺イオン量もそれに伴って低減されると考えられる。また、A～C鋼のいずれも同一環境に暴露していることから、例えば硫黄 (S) のようなH⁺イオンの原

子化に影響を与えると考えられる触媒毒作用を及ぼす元素の状態にも違いは無いと考えられる。

これらを総合すると、鋼材表面に形成するさびを制御することで、腐食反応が低減する。それに伴って H^+ イオンが低減することから、侵入水素量の低減、および長期的な水素量水準の低減につながったと考えられる。なお加古川市での12か月の水素量が徐々に減少した(図5~図7)のは、瀬戸内の穏やかな環境であったため、鋼材表面に形成するさびが安定化して腐食量が少なかったためと考えられる。

3.2 U曲げ試験片の加工の違いが大気腐食環境下での侵入水素量に与える影響

2.2節で述べた水素量測定に用いたU曲げ試験片と2.3節で述べた水素量測定に用いたU曲げ試験片とは、曲げ頭頂部での曲げ半径および負荷応力が異なる。このため、鋼板表面(曲げ頭頂部外側)に加わるひずみが異なり^{26), 30)}、定性的には曲げ半径が小さく負荷応力が高い方が水素量が多くなると推察される。しかしながら今回の実験結果では、U曲げ試験片の形状、曲げ頭頂部への負荷応力の大小によらずほぼ同等の水素量となった。本試験の水素量分析値は $10 \times 10 \text{ mm} \times$ 板厚の水素量分析試料の平均値である。田路らの報告²⁶⁾のように、鋼板の横断面において引張応力が加わる曲げ外(凸)側では水素量が多く、圧縮応力が加わる曲げ内(凹)側では鋼板の加工に伴う水素量の増加は生じないと考えられる。しかしながら、水素分析試験片の板厚中心を境に曲げ外側で引張、内側で圧縮の応力分布が存在し、それが対称性を持つことから、ガス分析で測定できる板厚全体としての平均水素量では分布が測定値に現れず差異が生じなかったと考えられる。

一方、ひずみ量が増加するにつれて鋼中に存在する水素量は増加³¹⁾すると考えられる。このため、板厚方向の水素分布や割れ発生部での局所水素の定量評価、可視化などが今後の検討課題と考えている。

3.3 侵入水素量とU曲げ試験片の遅れ破壊挙動

A~C鋼のU曲げ試験片の割れについては、割れ発生水素量(H_C)が低いB鋼でのみ発生しているが(図10)、表2で示した H_C は H_E を超えていない(図6)。今後の考察は必要だが、 H_C と H_E の差は小さいこと、また今回評価した水素量はある一定の試験時間で回収した際の水素量であり、鋼材表面の水素は一日の中でも温度や湿度の変化によって変動³²⁾することから、U曲げ試験片に割れが発生した際には鋼材表面の水素量が一時的に高くなったことが考えられる。それに加え、鋼材の腐食反応に伴って表面に凹凸が形成³³⁾しており、凹部に応力と水素が集中することで耐水素脆性が低下³⁴⁾し、表2に示した H_C よりも低い水素量で割れが生じる可能性が考えられる。その結果、一時的に $H_E \geq H_C$ の関係になってU曲げ試験片に割れが発生したと考えられる。

むすび = 大気腐食環境下において、1180~1470MPa級の高強度鋼板の曲げ加工部に侵入する水素量はおよそ0.2ppm程度であり、耐食性向上元素の添加や鋼材表面に生成するさび性状を制御することにより、鋼中に侵入する水素量を低減させることができた。大気腐食環境下で鋼板に侵入する水素量は、鋼板に加わる加工の状態(曲げ半径、曲げ部に負荷された応力)によらずほぼ一定であった。また1470MPa級の鋼板組織では、TBF組織は同強度レベルのDP組織よりも耐遅れ破壊性に優れた。

本技術は、今後さらなる高強度化の進展が予想される自動車用高強度鋼板における遅れ破壊制御技術の一つとして活用され、高強度鋼の適用に際しての安心、安全に寄与できることを期待している。

参考文献

- 1) 国土交通省. 自動車総合安全情報 諸外国のアセスメント. <http://www.mlit.go.jp/jidosha/anzen/02assessment/foreignCountries.html>, (参照2016-03-28)
- 2) 国土交通省. 自動車燃費目標基準について. http://www.mlit.go.jp/jidosha/jidosha_fr10_000005.html, (参照2016-03-28)
- 3) 松山晋作. 遅れ破壊. 日刊工業新聞社, 1989.
- 4) U. R. Evans. Corros. Sci. 1969, No.9, p.813.
- 5) 三沢俊平ほか. 遅れ破壊解明の新展開. 日本鉄鋼協会, 1997, p.82-87.
- 6) 南雲道彦. 水素脆性の基礎. 内田老鶴圃, 2008, p.132.
- 7) M. A. V. Devanathan et al. Proc. Roy. Soc. A. 1962, Vol.272, p.90.
- 8) 松島 巖. 低合金耐食鋼. 地人書館, 1995, p.15.
- 9) T. Watanabe. Journal of JWS, 1978, Vol.47, p.804.
- 10) I. Matsushima. Corros. Eng. 1980, Vol.29, p.631.
- 11) 川野晴弥ほか. R&D神戸製鋼技報, 2002, Vol.52, No.1, p.25-28.
- 12) 岡野重雄ほか. R&D神戸製鋼技報, 2002, Vol.52, No.1, p.39-43.
- 13) 中山武典ほか. 鉄と鋼. 1990, Vol.76, No.8, p.1333-1340.
- 14) A. Sedricks. Corrosion of Stainless Steel. John Wiley & Sons., Inc., New York, 1979.
- 15) 川端智義ほか. 第47回材料と環境討論会. 山口, 腐食防食協会, 2000, C-211S, p.313.
- 16) 鈴木信一ほか. 鉄と鋼. 1990, Vol.79, No.2, p.227-232.
- 17) 山崎真吾ほか. 鉄と鋼. 1997, Vol.83, No.7, p.454-457.
- 18) K. Sugimoto et al. ISIJ Int. 2000, Vol.40, p.902.
- 19) 北條智彦ほか. 鉄と鋼. 2007, Vol.93, No.3, p.234-239.
- 20) 粕谷康二ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.36-40.
- 21) 岡野洋一郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 1997, Vol.47, No.2, p.38-41.
- 22) 向井陽一. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.2, p.30-45.
- 23) 日本工業規格. Z2381大気暴露試験方法通則. 2001, p. 1-26.
- 24) 岩田多加志. こべるにくす. 2003, Vol.12, p. 7-9.
- 25) N. Shibata et al. Transaction ISIJ, 1998, Vol.28, p.578.
- 26) 田路勇樹ほか. 鉄と鋼. 2007, Vol.95, No.12, p.887-894.
- 27) 林邦夫ほか. まてりあ. 2005, Vol.44, No.3, p.254-256.
- 28) 財団法人日本ウエザリングテストセンター. 大気暴露試験ハンドブック[II]金属編. 2007, p.金13-.
- 29) M. Nagumo et al. Scr. Mater. 2001, Vol.44, p.947.
- 30) 櫛田隆弘. 構造材料の環境脆化における水素の機能に関する研究II. 日本鉄鋼協会. 2000, p. 1-13.
- 31) M. Nagumo et al. Phil. Mag. A. 2003, Vol.82, p.3415.
- 32) 大村朋彦ほか. 鉄と鋼. 2005, Vol.91, No.5, p.478-484.
- 33) 衣笠潤一郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.65-68.
- 34) 中山武典ほか. まてりあ. 2002, Vol.41, No.3, p.230-232.