

塑性域の軸力で締付けて海浜暴露した ボルト内の吸蔵水素分布

阪下 真司*・秋山 英二*²・津崎 兼彰*²・松山 晋作*³

Distribution of Hydrogen Occluded in Bolts Tightened beyond the Yield Strength and Exposed at a Seashore Site

Shinji SAKASHITA, Eiji AKIYAMA, Kaneaki TSUZAKI and Shinsaku MATSUYAMA

Synopsis : The distribution of hydrogen occluded in high strength bolts tightened beyond the yield strength and exposed for 9 years has been investigated to establish an evaluation method for delayed fracture property. Hydrogen thermal desorption analysis was employed for determining hydrogen content in specimens cut out from the exposed bolts. Diffusive hydrogen causing delayed fracture is not uniform in concentration within the bolt and enriched in the threaded portion where diffusive hydrogen concentration was about three times that in the body portion. It is reasonable that diffusive hydrogen intrudes according to corrosion reaction, but no clear correlation between rusting and hydrogen concentration was recognized. From evaluation of the role of stress and plastic strain on hydrogen concentration, it is concluded that high concentration of diffusive hydrogen in the threaded portion was mainly caused by plastic straining.

Key words : high strength steel bolt; delayed fracture; exposure test; diffusive hydrogen; thermal desorption analysis; plastic strain.

1. 緒言

焼戻しマルテンサイト鋼をはじめとする高強度鋼は引張強さが 1200 MPa, または硬さが HRC38 を超えると遅れ破壊感受性が増大することが知られている¹⁾。例えば、橋梁などの摩擦接合に用いられるボルトの強度は F10T までに制限されているように、遅れ破壊の問題が高強度鋼の更なる高強度化の大きな阻害要因となっている。土木建築や輸送機などのさまざまな分野で用いられているボルトにおいては、構造物の大型化や機器の燃費向上などへの対応としてよりいっそうの高強度化が求められており^{2,3)}、遅れ破壊の克服が重要な技術課題となっている。

近年、遅れ破壊特性に優れる高強度鋼の創製が進められている⁴⁾が、その実用化のためには、実環境における遅れ破壊発生の有無を正確に判断できる評価方法の確立が必要不可欠である。遅れ破壊は鋼中の水素によって引き起こされる水素脆性の一つ⁵⁾であり、さまざまな脆化機構が提案されている⁶⁻⁹⁾。実機における遅れ破壊は、腐食により侵入した水素の吸蔵量が材料の割れ限界水素量を超えた場合に発生すると見かけ上考えられることから¹⁰⁾、水素量を基準とした遅れ破壊特性の評価法が種々検討されている¹¹⁻¹⁵⁾。

楠田らは¹¹⁾、実環境での最大の水素吸蔵量を想定した水

素チャージ下における定荷重試験によって高力ボルトの遅れ破壊感受性の定量評価を行っている。彼らは、実環境での最大水素吸蔵量として、隙間腐食部で想定される最低 pH に相当する pH 3.5 のワルポール緩衝液中での水素透過試験で得られた水素透過係数の最大値 $0.1 \mu\text{A}/\text{cm}$ のカソードチャージ条件を用いている。山崎と高橋¹²⁾は、定荷重法による割れ限界拡散性水素量 (H_C) と CCT (Cyclic corrosion test) により吸蔵された拡散性水素量 (H_E) から得られるパラメータ $(H_C - H_E)/H_C$ がボルト締付け暴露試験における破断確率とよく相関することを報告している。彼らの結果は、水素量基準の遅れ破壊特性評価が実験室での定量評価法として有望である可能性を示唆している。また、高木らは、水素割れ感受性を評価する際には試験片内の応力分布を考慮することが重要であることを指摘し、応力集中係数 (部品形状) によらず水素割れ感受性を一義的に評価できる応力パラメータとしてワイブル応力を提案している¹³⁻¹⁵⁾。

大気腐食環境において、遅れ破壊発生に関与する水素は表面の薄い水膜下で進行する腐食反応に伴って鋼中に侵入する¹⁶⁾。孔食や隙間腐食が発生した場合には、その内部の pH は溶出鉄イオンの加水分解反応や酸化物沈殿生成反応により低下することが知られている¹⁷⁾。また、鋼の吸蔵水素量は、冷間加工などによって導入された塑性ひずみや負

平成 14 年 7 月 1 日受付 平成 14 年 9 月 16 日受理 (Received on July 1, 2002; Accepted on Sep. 16, 2002)

* 物質・材料研究機構超鉄鋼研究センター (現: (株) 神戸製鋼所材料研究所) (Steel Research Center, National Institute for Materials Science, now Materials Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-5-5 Takatsukadai Nishi-ku Kobe 651-2271)

* 2 物質・材料研究機構超鉄鋼研究センター (Steel Research Center, National Institute for Materials Science)

* 3 神奈川工科大学 (Kanagawa Institute of Technology)

荷応力の増大に伴って増加することが知られている¹⁸⁻²¹⁾。高力ボルトをはじめとした各種の高強度鋼部品においては、腐食形態、生成さび組成および応力・ひずみ状態などが部位により異なると考えられる。よって、部位によって鋼中への水素侵入挙動が異なり、実使用時のボルト内では吸蔵水素量に分布があることも想定される。しかしながら、実ボルトの吸蔵水素量は平均量として評価されることが多く、吸蔵水素量分布についての報告例は見当たらない。水素量基準の評価法の確立に向けては、まず実機における部材の吸蔵水素量の分布を把握することが重要である。

そこで、本研究では、塑性域の軸力で締付けて大気暴露試験に供した高力ボルトの吸蔵水素量を水素昇温脱離分析法で部位別に測定し、ボルト内の吸蔵水素の分布状態を調べた。そして、発錆程度や応力・ひずみ状態などの観点で拡散性水素の分布要因について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材はJIS等級 (JIS B1186) の F11T に相当する高力ボルト 6 鋼種である。供試ボルトはすべてねじの呼び M22、呼び長さ (首下から先端までの長さ) 85 mm であり、その化学成分および機械的特性と熱処理条件を Table 1 および Table 2 に示す。なお、Table 2 の機械的特性は JIS4 号引張試験片によるものである。無塗装 (ミルスケール付) の供試ボルトを締付けて大気暴露試験を行い、未破断ボルトを水素分析に供した。なお、回収した供試ボルトは吸蔵された拡散性水素の散逸を防ぐため液体窒素中で保管した。

なお、本稿では JIS B0101 で定められているねじ用語を用いて供試ボルトの部位などを記述した。例えば、「頭部 (Head)」とはボルトの頭の部分を、「軸部 (Shank)」とはボ

ルトの頭部を除いた部分 (円筒部+ねじ部) を表す。「ねじ部 (Threaded portion)」はねじの部分で、「円筒部 (Body)」は頭部とねじ部との間にある部分を表す (Fig. 1(b) 参照)。また、「不完全ねじ部 (Incomplete thread)」は円筒部とねじ部の境界部の山形が不完全なねじ部を表す。

2.2 大気暴露試験

供試ボルト (無塗装) は、無機ジंक塗装 (75 μm) を施した鋼板に締付けて大気暴露試験に供した。締付け角度はナット回転法により締付け耐力 (遊びねじ部の 1% 耐力) に相当する角度 +30° とし、供試ボルト遊びねじ部に塑性域の軸力を負荷した。供試ボルトの軸部には腐食促進のため海水を含ませたガーゼを巻いた。供試ボルトは明石大橋で 2 年 5 ヶ月暴露した後、瀬戸大橋に移設し、暴露を継続した。暴露期間は合計で 9 年間である。供試ボルト採取時の錆の面積を基準として、発錆の程度を 3 段階にレーティングした。なお、暴露試験の詳細は文献²²⁾ を参照されたい。

2.3 水素分析

大気暴露試験後の供試ボルトは湿式カッターを用いて切断した後、サンドブラストで生成錆およびミルスケールを除去した。切断およびサンドブラストに要した時間はそれぞれ約 2 分間および約 30 秒間であり、それ以外には液体窒素中で供試材を保持した。部位別に分割した供試ボルトをアセトンおよびメタノール中で超音波洗浄し、乾燥させてから水素分析に供した。供試ボルトの切断方法を Fig. 1 に示す。B 鋼については、同鋼の 2 年 5 ヶ月暴露材の水素分析時²²⁾ と同様にねじ先より長さ 65 mm の位置および首下で切断し (Fig. 1(a)), 双方の水素分析を行った。B 鋼以外については、Fig. 1(b) に示すように 7 分割の切断を行った。D 鋼および E 鋼については、上述の 7 分割の切断を行った後、不完全ねじ部を含むサンプル (位置番号 4) を円筒部とねじ部に再分割した。さらに、E 鋼については円筒部 (位置番号 3) および遊びねじ部 (同 5) を、Fig. 1(c) に示すように、外側と内側に分割した。すべての供試ボルトの頭部については、すべて 2 等分して水素分析に供した。

水素分析では、真空中に保持したサンプルを昇温させ、放出される水素を四重極質量分析計を用いて測定した。昇

Table 1. Chemical composition of the bolts used (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	B
A	0.19	0.15	0.76	0.007	0.008	0.66	0.0024
B	0.21	0.06	0.92	0.013	0.007	0.13	0.0016
C	0.20	0.18	0.81	0.016	0.007	0.99	0.0024
D	0.22	0.23	0.75	0.014	0.010	0.58	0.0017
E	0.23	0.02	0.87	0.010	0.010	0.27	0.0019
F	0.33	0.19	1.33	0.008	0.008	-	0.0021

Table 2. Mechanical properties and heat treatment of the bolts used.

Steel	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	TS ¹ (MPa)	EL ² (%)	RA ³ (%)	Heat treatment ⁴
A	1080	1162	19.0	67.8	1153K×4.2ks, WQ → 678K×7.2ks, WC
B	1118	1185	18.8	68.2	1153K×3.6ks, WQ → 638K×5.4ks, WC
C	1073	1169	19.4	66.5	1153K×3.3ks, WQ → 693K×5.4ks, WC
D	1111	1204	17.6	64.5	1153K×3.6ks, WQ → 688K×7.2ks, WC
E	1124	1210	17.8	66.1	1153K×3.6ks, WQ → 653K×5.4ks, WC
F	1201	1254	16.9	58.7	1123K×3.6ks, OQ → 683K×6.6ks, WC

*1 TS : Tensile strength, *2 EL : Elongation, *3 RA : Reduction of area,
*4 WQ : Water quench, OQ : Oil quench, WC : Water cooling

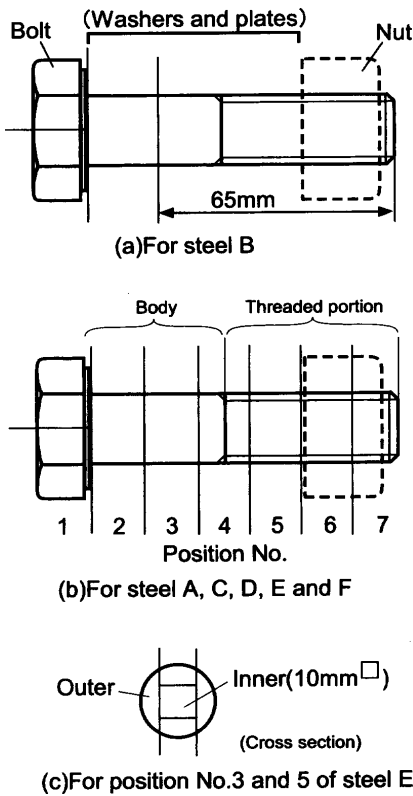


Fig. 1. Schematic illustrations of cutting position of exposed bolts for thermal desorption analysis of hydrogen.

温速度は100 K/hとし、昇温は1073Kまで行った。本研究では室温から試験片温度で600Kまでに放出された水素を拡散性水素、600Kから1073Kまでに放出された水素を非拡散性水素とした。

本研究では、水素量の平均値 H_{ave} は次式(1)を用いて求めた。ただし、 H_i および W_i は分割された試験片 i の水素量 (ppm) および質量である。

$$H_{ave} = \frac{\sum H_i W_i}{\sum W_i} \dots\dots\dots(1)$$

3. 実験結果

大気暴露試験後のB鋼の軸部(ねじ先から65mm)の水素分析より得られた水素昇温放出曲線をFig.2に示す。試験片温度で約400Kに第1ピークが、約700Kに第2ピークが認められ、それらの水素量はそれぞれ0.018ppmおよび0.072ppmである。水素昇温放出曲線における第1ピークは固溶水素および転位などの格子欠陥や結晶粒界にトラップされた水素(弱いトラップ水素)の放出に対応し、拡散性水素と考えられており、遅れ破壊に大きく関与すると考えられる。第2ピークは析出物などにトラップされた水素(強いトラップ水素)の放出によるもので、遅れ破壊への影響は小さい非拡散性水素と考えられる。

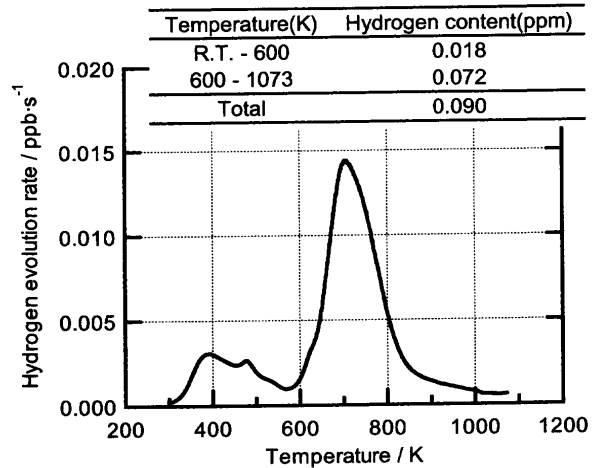


Fig. 2. Hydrogen evolution rate curves of steel B by thermal desorption analysis. Hydrogen evolved from R.T. to 600K was regarded as diffusive hydrogen.

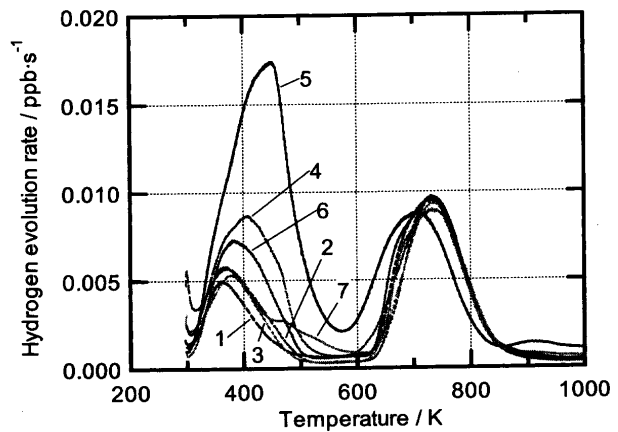


Fig. 3. Hydrogen thermal desorption spectra of each portion for steel C. The numbers shown in this figure correspond to the position number of each divided portion of bolt as shown in Fig. 1(b).

松山らは、本研究で用いた高力ボルト6鋼種の2年5ヶ月間暴露時点における水素分析を行っている²²⁾。彼らが水素分析に供したサンプルは、本研究のB鋼と同様にねじ先から65mmの軸部である。Fig.2に示したように、9年暴露のB鋼の拡散性水素量は、松山らによる2年5ヶ月暴露材(0.019ppm)とほぼ同程度であり、暴露期間が長くなっても拡散性水素量は増加していない結果である。また、非拡散性水素量は2年5ヶ月暴露材(0.065ppm)よりやや多い結果であるが、顕著に増加したとは言えないレベルである。

A, C および F 鋼については、Fig. 1(b) に示したように 7 分割して、それぞれの部位別水素分析を行った。C 鋼各部位の水素昇温放出曲線を Fig. 3 に示す。遅れ破壊に関与する第1ピークの水素放出速度は部位により異なり、遊びねじ部(位置番号5)の放出量が多いことがわかる。A および F 鋼の部位別水素昇温放出曲線においても、Fig. 3 と同様に遊びねじ部の第1ピーク放出速度が大きい傾向が認め

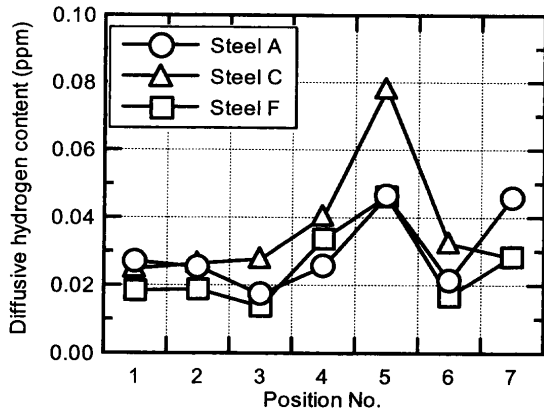


Fig. 4. Distribution of diffusive hydrogen in exposed bolts. Diffusive hydrogen was defined as hydrogen evolved up to 600K on thermal desorption spectra.

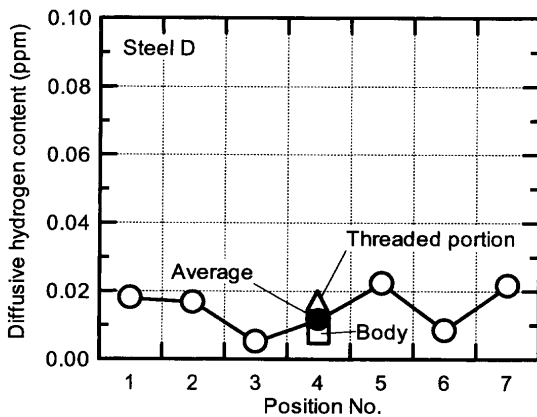


Fig. 5. Distribution of diffusive hydrogen in exposed bolt steel D. The average hydrogen content of threaded portion and body portion was taken for position 4.

られた。これに対して、高温側の第2ピークの水素放出速度はいずれの部位においても同程度である。

A鋼、C鋼およびF鋼の部位別水素分析から得られた拡散性水素の分布を Fig. 4 に示す。ただし、頭部（位置番号1）の水素量は2等分したサンプルの分析結果の平均値である。いずれの鋼種でも、大気暴露により吸蔵された拡散性水素量はボルト内で均一ではなく、遅れ破壊の起こりやすい遊びねじ部に相当する位置番号5で多いことがわかる。ただし、A鋼については、ねじ先端に相当する位置番号7においても拡散性水素量が多い傾向にある。このように、水素量基準の遅れ破壊特性評価においては、吸蔵水素量の評価は水素量分布を考慮して行う必要がある。

D鋼については、位置番号4を不完全ねじ部よりさらに円筒部とねじ部に再分割して水素分析を行った。部位別水素分析より得られたD鋼の拡散性水素の分布を Fig. 5 に示す。A鋼、C鋼およびF鋼と同様に、同じ締付け板の内部で暴露された円筒部の位置番号3やねじ部の位置番号6に比べて、拡散性水素量は遊びねじ部の位置番号5で多い傾向が認められる。再分割を行った位置番号4の拡散性水素量については、円筒部側よりもねじ部側の方が高い結果

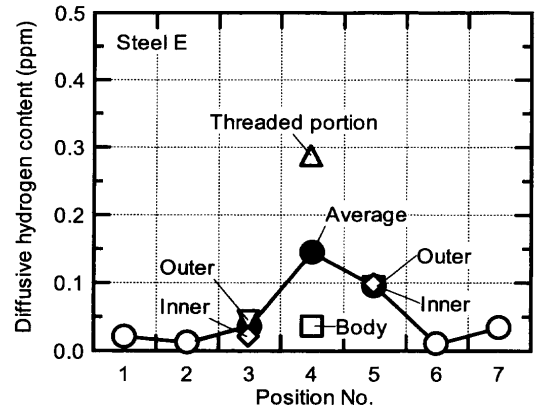


Fig. 6. Distribution of diffusive hydrogen content in exposed bolts steel E. The average hydrogen content of threaded portion and body portion was taken for position 4 and that of outer part and inner part was taken for position 3 and 5.

である。D鋼では、頭部およびねじ先端においても拡散性水素量が多い傾向が認められる。

E鋼については、不完全ねじ部を含む位置番号4の再分割に加えて、円筒部（位置番号3）および遊びねじ部（同5）を外側と内側に再分割して水素分析を行った。部位別水素分析より得られたE鋼の拡散性水素の分布を Fig. 6 に示す。縦軸の水素量のオーダーは Fig. 4 および Fig. 5 よりも5倍大きいことに注目してほしい。ただし、位置番号4のねじ部側の水素昇温放出曲線では、第1ピークが非常に大きいため、第1ピークと第2ピークとが重なったが、拡散性水素量は他と同様に室温から600Kまでの積分値とした。E鋼においてもA鋼、C鋼およびF鋼と同様に遊びねじ部の位置番号5の、拡散性水素量が多い傾向が認められる。

再分割を行った位置番号4の拡散性水素量は、D鋼と同様に円筒部側では低く、ねじ部側では高い傾向が認められる。位置番号4の再分割を行わなかったA鋼、C鋼およびF鋼についても、位置番号4の拡散性水素量は円筒部の位置番号2あるいは3よりも多い結果である (Fig. 4) ことから、今回評価したボルト内の拡散性水素量は、いずれも不完全ねじ部を境にして円筒部では低く、遊びねじ部で高くなっていると推察される。

再分割を行った円筒部（位置番号3）および遊びねじ部（同5）については、両位置とも外側と内側の拡散性水素量は同レベルであり、ボルト内における半径方向の水素量の変化は小さい結果である。また、遊びねじ部においては内側でも、拡散性の吸蔵水素量は他に比べて多いことがわかる。

部位別水素分析を行った供試ボルト内の非拡散性水素の分布を Fig. 7 に示す。A鋼およびC鋼では、暴露ボルト内の非拡散性水素量はほぼ均一に分布している。これに対して、D鋼の非拡散性水素量は不完全ねじ部よりねじ先端側でやや多い傾向が見られ、E鋼では不完全ねじ部および

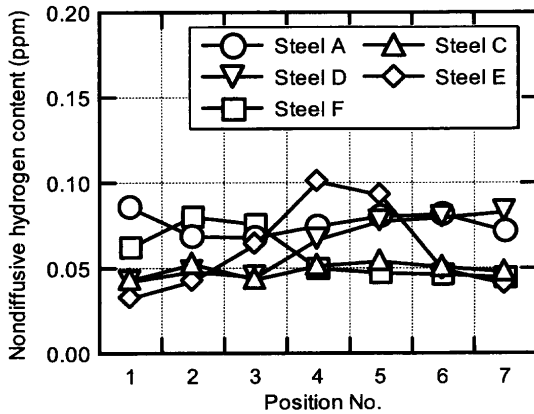


Fig. 7. Distribution of nondiffusive hydrogen in exposed bolts. Nondiffusive hydrogen was defined as hydrogen evolved from 600K to 1073K on thermal desorption spectra.

Table 3. Degree of rust formed on exposed bolts determined by optical observation.

Steel	Position No.						
	1	2	3	4	5	6	7
A	c	a	a	a	a	b	c
B	c	b	a	a	a	b	c
C	c	a	a	a	a	b	c
D	c	a	a	a	a	a	c
E	c	b	b	b	b	b	c
F	c	b	a	a	a	b	c

a : Slight, b : Moderate, c : Severe

遊びねじ部で多いという拡散性水素量分布と似た傾向が認められる。

4. 考察

4.1 ボルト内の拡散性水素量分布の要因

供試ボルトの抜き取り直後に行った外観の目視観察より、水素分析に供した部位の発錆程度を3段階にレーティングした結果を Table 3 にまとめる。発錆は、いずれの供試ボルトでも大気に直接露出していた頭部とねじ先で顕著であり、鋼種間の差異は認められなかった。被締付け板の内部にあった円筒部や遊びねじ部では、海水を含ませたガーゼが巻かれていたにもかかわらず、発錆は比較的軽微であったが、鋼種による発錆程度の違いが見られた。

供試ボルトに吸蔵された拡散性水素は暴露試験時の腐食により侵入したものと考えられる。したがって、発錆の程度が高いほど、暴露期間中に侵入した水素の総量は多いと考えられる。水素昇温分析により求めた水素量は、採取時点でボルト中に吸蔵された水素量、すなわち暴露期間中の侵入水素総量から大気中へ逃散した水素量を差し引いたものである。本研究で用いた供試ボルトはいずれも V や Ti などの強い水素トラップ作用を付与する合金元素は含まず (Table 1)、強度も同レベルであることから、水素の拡散係数は同程度と考えられ、侵入水素量が多いほど水素吸蔵量

Table 4. Axial loads and nominal stresses in tightened bolts.

Steel	Axial loads (kN)		Nominal stress (MPa)	
	F_{ty}	F_{tu}	σ_{bd}	σ_{tp}
A	310	325	857	1074
B	330	338	890	1116
C	311	340	895	1122
D	316	350	920	1154
E	317	356	936	1174
F	341	358	942	1181

F_{ty} : Yield clamping force, F_{tu} : Ultimate clamping force
 σ_{bd} : Average stress of body, σ_{tp} : Average stress of threaded portion

は多いことが予想される。D 鋼については、発錆の顕著であった頭部とねじ先端での拡散性水素量が多い傾向にあるが、その他の供試ボルトについては頭部とねじ先端での拡散性水素量はむしろ少ない結果であった。このように、それぞれの供試ボルト内では部位ごとの発錆程度と吸蔵された拡散性水素量との相関性は小さく、部位ごとの侵入水素総量の差異ではボルト内の拡散性水素の分布を説明することは困難である。

暴露試験時にボルトに負荷された軸力は、軸力-ナット回転角試験より得られる最大荷重をわずかに下回る値である²²⁾。ここで、軸力が最大荷重であると仮定して計算した円筒部 (σ_{bd}) と遊びねじ部 (σ_{tp}) の平均応力を Table 4 に示す。ただし、計算では、供試ボルトの円筒部の断面積を $380 \text{ mm}^2 (= \pi \times 11^2)$ 、ねじ部のそれを JIS B1082 記載の有効断面積 303 mm^2 とした。断面積の違いにより、締付け時の平均応力は円筒部よりも遊びねじ部の方が大きい。拡散性水素濃度は鋼中の静水圧応力が高いほど大きいことが知られており、このような平均応力の差異により円筒部と遊びねじ部の拡散性水素量に違いが生じた可能性が考えられる。

円筒部および遊びねじ部の水素量に及ぼす静水圧応力差の影響を検討する。円筒部および遊びねじ部の水素量をそれぞれ H_{bd} および H_{tp} とすると、静水圧応力の差によるこれらの比は式 (2) のように表される²³⁻²⁵⁾。

$$\frac{H_{tp}}{H_{bd}} = \exp\left(\frac{-\Delta\sigma V_H}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma$ は静水圧応力の差、 V_H は水素の部分モル体積、 R は気体定数、 T は温度である。Table 4 より、円筒部および遊びねじ部の平均応力の差は、高々 240 MPa であるから、静水圧応力の差 $\Delta\sigma$ が $\Delta(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta} + \sigma_{zz})/3$ に等しいとすると、式 (2) における $\Delta\sigma$ は -80 MPa 程度である。ただし、 σ_{rr} 、 $\sigma_{\theta\theta}$ および σ_{zz} はそれぞれボルト軸部の半径方向、円周方向および軸方向の応力である。よって、 V_H を $2 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$ 、 $T=300\text{K}$ とすると、式 (2) で与えられる平均応力の差による水素量の比 H_{tp}/H_{bd} は約 1.1 と計算される。部位別の水素分析より得られた各鋼の遊びねじ部 (位

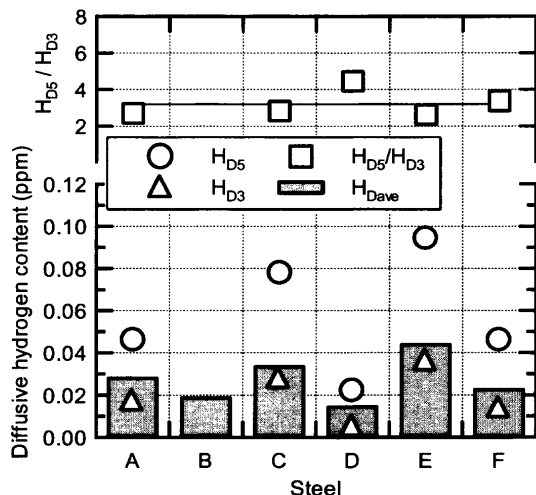


Fig. 8. Diffusive hydrogen content of threaded portion (position No. 5, H_{D5}) and body (position No. 3, H_{D3}) of exposed bolts. The average hydrogen content of outer part and inner part was taken for H_{D3} and H_{D5} of steel E.

置番号5)と円筒部(位置番号3)の拡散性水素量およびそれらの比をFig. 8に示す。ただし、E鋼については式(1)を用いて求めた位置番号3および5のそれぞれの平均量を示している。また、Fig. 8には、式(1)を用いて計算したボルト全体の平均拡散性水素量も示している。部位別水素分析を行ったいずれの供試ボルトについても、遊びねじ部の拡散性水素量は円筒部よりも多く、それらの比は3程度である。よって、このような拡散性水素量の違いは上述の平均応力の違いのみでは説明できない。

冷間加工などで導入された塑性ひずみによって鋼の拡散性水素吸蔵量が増大することが知られている¹⁸⁻²¹⁾。締付けられているボルトのねじ谷底では、応力集中や塑性ひずみが存在するため、拡散性水素量は集積しやすいと考えられる。しかし、E鋼の遊びねじ部(位置番号5)を外側と内側とに分割して水素分析を行った結果、谷底を含む外側と内側の拡散性吸蔵水素量は同程度であり(Fig. 6)、水素分布へのねじ谷底の応力集中や塑性ひずみの影響は小さい結果である。

弾性域の軸力で締付けて沖縄の海浜地区において大気暴露試験を行った高力ボルト各部位の拡散性水素量をFig. 9に示す²⁶⁾。ただし、G11およびG13は引張強度が1100MPa級および1300MPa級のボロン鋼であり、H13およびH15は1300MPa級および1500MPa級のCr-Mo鋼(SCM435)である。弾性域の軸力で締付けたボルトにおいても、ねじ谷底では応力集中や塑性ひずみが存在し、拡散性水素の集積は起こりやすいと考えられる。しかし、Fig. 9では遊びねじ部と円筒部の拡散性水素量はほぼ同レベルであり、ボルト内の拡散性水素の分布へのねじ谷底の応力集中や塑性ひずみの影響は小さい結果である。

本研究に用いた供試ボルト(A鋼~F鋼)の軸力は遊び

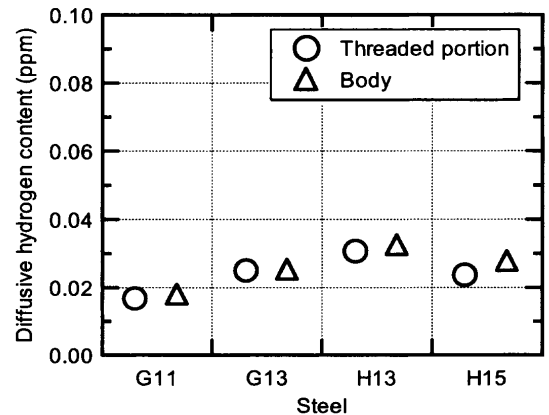


Fig. 9. Diffusive hydrogen content of threaded portion and body of bolts which were tightened in elastic stress and exposed at Okinawa seashore site.

ねじ部の1%耐力以上であることから、遊びねじ部では全断面が塑性変形していると考えられる。また、ボルト締付け時の軸力から予測される遊びねじ部の平均応力(Table 4)は、いずれの鋼種でもJIS4号試験片による0.2%耐力と同程度となっていることから、遊びねじ部では全断面が塑性変形していると考えられる。これに対して、円筒部の平均応力は0.2%耐力よりも小さいことから、供試ボルト円筒部では締付けによる塑性ひずみの導入はないものと考えられる。前述のように、再分割を行ったE鋼の遊びねじ部(位置番号5)においては、内部の拡散性吸蔵水素量も他に比べて多い結果であった(Fig. 6)。以上のことから、今回見られた拡散性水素の分布には、遊びねじ部全断面の塑性ひずみの影響が大きいと考えられる。

ねじ谷底の静水圧応力差は円筒部と遊びねじ部とのそれよりも大きく、塑性ひずみ量もねじ部全断面よりも大きいと考えられ、拡散性水素の集積は起こりやすい。しかし、ねじ谷底の応力集中部や塑性ひずみ部の大きさは、M22ボルトでは概ね1mm以下であることがFEM解析によって示されている²⁷⁾。本研究において、ボルト内の拡散性水素の分布に及ぼす谷底の応力集中部や塑性ひずみの影響が小さいのは、水素分析に供したサンプル体積に占めるこれらの部位の割合が小さいためと考えられる。

4.2 鋼種による拡散性吸蔵水素量の差異

4.1で述べたように、水素昇温分析により求めた水素量は暴露期間中の侵入した水素総量から大気中へ逃散した水素量を差し引いたものであり、発錆程度は侵入した水素総量と相関すると考えられる。供試ボルトの頭部とねじ先はいずれも全面が錆で覆われており、目視による発錆程度の鋼種間差異は認められず、侵入した水素総量もほぼ同程度であったと思われる。頭部(位置番号1)およびねじ先(位置番号7)の拡散性水素量をFig. 10に示す。頭部およびねじ先では、鋼種間の拡散性水素量の差異は遊びねじ部(Fig. 8)に比べて小さい傾向にある。とくに頭部の拡散性水素量はいずれの鋼種も0.02ppmでほぼ一定である。

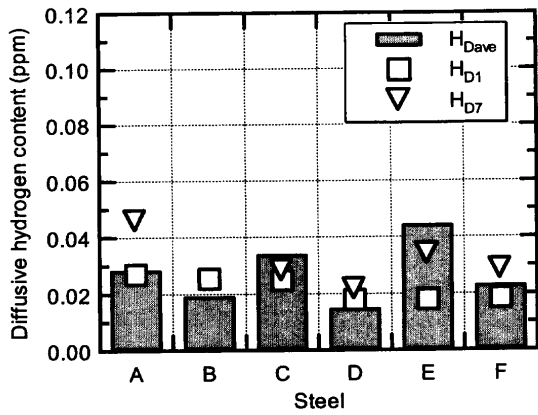


Fig. 10. Diffusive hydrogen content of head (position No. 1, H_{D1}) and end (position No. 7, H_{D7}) of exposed bolts.

これに対して、締付け板の内部にあった軸部では供試ボルトによって発錆程度が異なる結果であった (Table 3)。軸部の発錆が他よりやや軽微であった D 鋼では拡散性水素量が遊びねじ部においても 0.02 ppm と少なく (Fig. 5)、発錆が顕著であった E 鋼では遊びねじ部の拡散性水素量は約 0.1 ppm 以上と多い (Fig. 6) 結果であった。4・1 で述べたように、それぞれの供試ボルト内では部位ごとの発錆程度と拡散性水素分布との相関性は小さい結果であった。しかし、遊びねじ部の拡散性水素量を供試ボルト間で比較すると発錆が顕著であり、侵入した水素総量が多いと思われるものは拡散性水素量が多い傾向が見られる。

ただし、本研究で用いた供試ボルトと同時に抜き取りを行った他のボルトに関しては、鋼種による発錆状況の違いはこれらと異なっていたことから、軸部の発錆程度や拡散性水素量の差異は締付け板内部への塩化物イオン侵入量などの環境因子の違いに起因するものであり、材料因子によるものではないと思われる。大気に直接暴露されてほぼ等価な腐食環境に曝されていた頭部やねじ先では、発錆程度や拡散性水素量は鋼種によらずほぼ同程度であることから、本研究の化学成分や熱処理条件などの範囲では吸蔵水素量に及ぼす材料因子の影響は小さいと考えられる。

4.3 吸蔵水素量と割れ限界水素量

高力ボルトの遅れ破壊は鋼中の吸蔵水素量が割れ限界水素量 H_C を超えたときに発生する。いずれの鋼種も大気暴露試験において破断に至っていないことから、鋼中の吸蔵水素量は H_C には達していないはずである。ここでは、用いた供試ボルトの最大吸蔵水素量と割れ限界水素量とを比較する。

われわれは、山崎と高橋¹²⁾の方法に準じて、カソードチャージで拡散性水素を吸蔵させたノッチ付き試験片の割れ限界水素量 H_C を評価している。応力集中係数 4.9、負荷応力 $0.9\sigma_B$ の条件では、B 鋼に近い化学成分のボロン添加鋼 (0.20C-0.08Si-0.97Mn-0.15Cr-0.001B-bal.Fe) の引張強度 1339 MPa 材の H_C は 0.56 ppm であった²⁸⁾。ここで、本研

究で用いた供試ボルトはいずれも、V や Ti などの強い水素トラップ作用を付与する合金元素は含まず (Table 1)、水素割れ感受性に影響の大きい引張強度も同程度である (Table 2)。よって、用いたボルトの H_C はいずれも大きく異なることはなく、上述の B 鋼に近い材料と同じ 0.1 ppm のオーダーであると考えられる。

部位別水素分析の結果では、A 鋼、C 鋼、D 鋼および F 鋼の最大吸蔵水素量は、いずれも位置 5 の遊びねじ部において、それぞれ 0.05 ppm、0.08 ppm、0.02 ppm および 0.05 ppm であった (Fig. 4, 5)。これらの供試ボルトの吸蔵水素量は、遅れ破壊に至るには非常に低いレベルであると考えられる。不完全ねじ部を再分割して水素分析を行った E 鋼については、位置 4 の遊びねじ側の 0.3 ppm が最大であった (Fig. 5)。E 鋼では割れ限界水素量と最大吸蔵水素量とが同オーダーであり、今回評価したボルトのなかでは最も遅れ破壊発生が近かったものと考えられる。

5. 結言

塑性域の軸力で締付けて大気暴露試験に供した高力ボルトの吸蔵水素量の分布状態を調べ、応力・ひずみ状態などの観点で拡散性水素の分布要因の検討を行った結果、以下のことがわかった。

(1) 吸蔵された拡散性水素濃度はボルト内で均一ではなく、遅れ破壊の起こりやすい遊びねじ部で高い傾向が見られ、吸蔵水素量の評価はボルト内の水素量分布を考慮して行う必要があることが示された。

(2) 遊びねじ部への拡散性水素の分布要因としては、部位ごとの発錆状態やねじ谷底の応力集中などの影響は小さく、遊びねじ部全断面の塑性歪みの影響が大きいと考えられた。

(3) 等価な環境条件で暴露された頭部やねじ先端の拡散性水素量はいずれの供試ボルトも同程度であり、用いた供試材の範囲では吸蔵水素量への材料因子の影響は小さいことが示された。ただし、締付け板内部の軸部では侵入塩化物イオンなどの環境条件の違いにより発錆程度が異なり、発錆が顕著であったものは拡散性水素量が多い傾向が見られた。

(4) いずれの鋼種も 9 年間の暴露試験において破断に至っていないことから、鋼中の吸蔵水素量は割れ限界水素量には達していないことを示している。部位別の最大水素量は、E 鋼では割れ限界水素量と同オーダーの値であるが、その他は割れ限界水素量よりも非常に低いレベルであった。

本研究で用いた暴露ボルトを提供していただきました (社) 日本橋梁建設協会・高力ボルト部会に深く感謝いたします。また、研究を遂行するにあたり、有益なご助言をいただきました NKK 白神哲夫准主幹研究員、住友金属工

業(株) 榎田隆弘博士および物質・材料研究機構高橋稔彦博士に感謝いたします。

文 献

- 1) S.Matsuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 679.
- 2) Y.Hagiwara: *Tokushukou*, **44** (1995) Dec., 7.
- 3) E.Kurata: *Tokushukou*, **44** (1995) Dec., 11.
- 4) A.Sato: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **3** (1998), 88.
- 5) M.Nagumo: *Materia Jpn.*, **33** (1994), 914.
- 6) A.R.Troiano: *Trans. Am. Soc. Met.*, **52** (1960), 54.
- 7) R.A.Oriani and P.H.Josephic: *Acta Metall.*, **22** (1974), 1065.
- 8) C.D.Beachem: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 437.
- 9) F.Terasaki and N.Takano: *Materia Jpn.*, **33** (1994), 922.
- 10) L.Coudreuse and J.Charles: *Corros. Sci.*, **27** (1987), 1169.
- 11) T.Kushida, H.Matsumoto, N.Kuratomi, T.Tsumura, F.Nakasato and T.Kudo: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 297.
- 12) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 13) T.Takagi, T.Inoue, T.Hara, M.Hayakawa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 689.
- 14) T.Takagi, T.Inoue, K.Tsuzaki and F.Minami: *J. Jpn. Inst. Met.*, **65** (2001), 1073.
- 15) T.Takagi, T.Inoue, K.Tsuzaki and F.Minami: *J. Jpn. Inst. Met.*, **65** (2001), 1082.
- 16) 三沢俊平: 遅れ破壊の新展開, 材料の組織と特性部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1997), 82.
- 17) S.Misawa: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **24** (1985), 201.
- 18) S.Fukui: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), 94.
- 19) H.Huang and W.J.D.Shaw: *Corrosion*, **51** (1995), 30.
- 20) Z.Szklarska-Smialowska and Z.Xia: *Corros. Sci.*, **39** (1997), 2171.
- 21) N.Suzuki, N.Ishii and Y.Tsuchida: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 855.
- 22) S.Matsuyama, T.Endo, Y.Fujii, K.Sugawara and T.Takahashi: *Bridge Foundation Eng.*, **29** (1995) July, 8.
- 23) 野末 章: 遅れ破壊の新展開, 材料の組織と特性部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1997), 197.
- 24) J.O'M.Bockris, W.Beck, M.A.Genshaw, P.K.Subramanyan and F.S.Williams: *Acta Metall.*, **19** (1971), 1209.
- 25) J.P.Hirth: *Acta Metall.*, **26** (1978), 1795.
- 26) S.Sakashita, E.Akiyama, K.Tsuzaki, T.Takahashi and S.Matsuyama: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1302.
- 27) K.Wakiyama, J.Kim, M.Tada, S.Kuwahara and N.Uno: *J. Struct. Constr. Eng., AIJ*, No. 452 (1993), 121.
- 28) S.Sakashita, E.Akiyama, K.Tsuzaki, T.Takahashi and S.Matsuyama: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1303.