

## 1700 MPa 級超高力ボルトの大気腐食環境での遅れ破壊挙動

### DELAYED FRACTURE BEHAVIOR OF 1700 MPA-CLASS ULTRA-HIGH-STRENGTH BOLTS UNDER AN ATMOSPHERIC CORROSION ENVIRONMENT

木村 勇次\*<sup>1</sup>                      森山 仁志\*<sup>2</sup>                      長崎 英二\*<sup>3</sup>  
Yuuji KIMURA\*<sup>1</sup>                  Hitoshi MORIYAMA\*<sup>2</sup>              Eiji NAGASAKI\*<sup>3</sup>  
山口 隆司\*<sup>4</sup>                      増田 浩志\*<sup>5</sup>                      津崎 兼彰\*<sup>6</sup>  
Takashi YAMAGUCHI\*<sup>4</sup>          Hiroshi MASUDA\*<sup>5</sup>                  Kaneaki TSUZAKI\*<sup>6</sup>

**ABSTRACT** We have developed 1700 MPa-class ultra-high-strength bolts with a waisted shank and a new thread form to enhance tensile deformation capacity. This study evaluated the delayed fracture behavior of the developed bolts by an outdoor exposure test in Okinawa. Delayed fracture of the bolts became more pronounced when the fastening force increased from 391 kN to 445 kN. On the other hand, accelerated delayed fracture tests demonstrated that the new thread form was effective in enhancing the delayed fracture resistance. Based on the results of the exposure and accelerated delayed fracture tests, the ways to improve the delayed fracture resistance of the developed bolts were discussed.

**Keywords:** 低合金鋼, 超高力ボルト, 遅れ破壊, 大気暴露試験

Low-alloy steel, ultra-high-strength bolt, delayed fracture, outdoor exposure test

#### 1. 緒言

近年の鋼構造物の大型化に伴い、高力ボルトのより一層の高強度化が強く望まれている。ボルトの高強度化は、摩擦接合、支圧接合、ならびに引張接合のいずれの場合もボルト継手のコンパクト化や接合効率の向上が期待できる。

1996年にF10T高力ボルト(引張強さが1000~1100MPa)の約1.5倍の軸力を導入できる1400MPa級超高力ボルト(SHTB)[1]が実用化されてから28年が経つ。その間、自動車分野では塑性域締結用1600MPa級調質ボルトが開発され、2019年までに可変圧縮比型エンジンの締結用ボルトとして実用化された[2]。一方、建築・土木用高力ボルトに関しては、例えば、著者らはSHTBの引張強さを上回る1700MPa級超高力ボルトの開発に取り組んできた[3~6]。しかしながら、SHTBを超える超高力ボルトの実用化の成功例は見当たらない。その理由として、超高強度化に伴うボルトの遅れ破壊の問題に加えて、素材のボルトへの冷間成形性、ボルト製品の引張変形性能の特性低下[3]、製造コストの上昇が挙げられる。

ボルトの遅れ破壊は、大気腐食反応で生じる水素が、例えばねじ部のような応力集中部に拡散集積することで生じる水素脆化が原因であると考えられている[7]。著者らは、文献[5]において、まず、1800MPaの引張強さで耐水素脆化特性を向上したプロトタイプ鋼(0.6%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼(mass%)) [3]をベ

\*<sup>1</sup> 博士(工学) 国立研究開発法人物質・材料研究機構 構造材料研究センター 主席研究員

(〒305-0047 茨城県つくば市千現1-2-1)

\*<sup>2</sup> 第2種正会員 博士(工学) 徳島大学大学院 講師

(〒770-8506 徳島市南常三島町2-1)

\*<sup>3</sup> 第2種正会員 研究当時 大阪市立大学 工学研究科 客員教授

(〒558-8585 大阪府大阪市住吉区杉本3-3-138)

\*<sup>4</sup> 第2種正会員 博士(工学) 大阪公立大学大学院 工学研究科 教授

\*<sup>5</sup> 第2種正会員 博士(工学) 宇都宮大学 地域デザイン科学部 教授

(〒321-8585 栃木県宇都宮市陽東7-1-2)

\*<sup>6</sup> 博士(工学) 国立研究開発法人物質・材料研究機構 構造材料研究センター フェロー

表1 ボルト素材の化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Al	N	O	Cu	Ni
0.48	1.98	0.19	1.06	0.98	0.004	0.001	0.023	0.006	0.0009	0.04	0.05

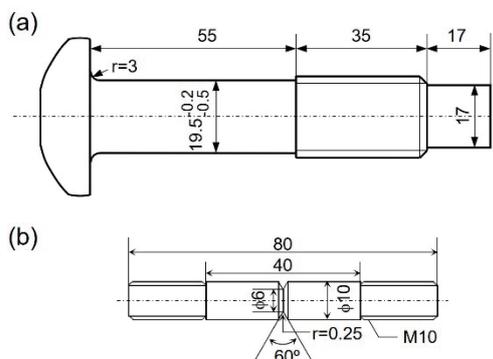


図1 軸先行降伏ボルト(a)と環状切欠試験片(b)の形状・寸法 (mm)

ースに、トルシア形ボルトの頭部形状への冷間圧造が可能な0.5%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼材を開発した。ついで、この開発鋼を用いて、ボルトの軸部がねじ部よりも先に降伏する1700MPa級軸先行降伏ボルトを開発した。図1(a)に、開発した軸先行降伏ボルトの形状・寸法を示す。ボルトの頭部形状は冷間圧造が可能なトルシア形ボルト形状に準拠し、軸部とねじ部形状については新規形状を開発した。新規ねじ(以降、NEWねじと呼ぶ)形状では、ねじ部の基準山形はJISねじに基づくものの、ねじ谷底の円弧径をJISねじの2倍とすることでねじ谷底への応力集中を低減するとともに、ねじ部有効断面積をJISねじの303mm<sup>2</sup>から320mm<sup>2</sup>と大きくした[4]。軸部径は19.5mm以下とすることで軸部の先行降伏を実現した。これにより、1700MPa級超高力ボルトで課題となっていた引張変形性能を向上した[5]。

文献[6]では、表1に化学成分を示す実機の40tonアーク溶解・鋳造ならびに棒圧延プロセスで製造した開発鋼から量産試作した300本の1700MPa級軸先行降伏ボルトについて、軸部径の分布、ボルト単体の引張耐荷特性、ならびにボルトセットを用いた摩擦接合継手のすべり挙動を調査した。その結果、1700MPa級軸先行降伏ボルトを用いた摩擦接合継手は、F10T、S10Tボルトを用いた場合と同様のすべり挙動を示し、すべり係数についても問題がないことを確認した。

本研究では、1700MPa級軸先行降伏ボルトの実用化に向けた性能評価の一環として、量産試作したボルト、ナット、座金のセット[5,6]を用いて作製した

表2 ボルト製品[6]、ボルト製品[6]と調質丸棒材から切出したJIS4号試験片、ならびにHT780材の引張変形特性

Sample	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_B$ (MPa)	EL (%)	RA (%)
Bolt	1556	1788	-	-
Bolt_JIS4	1540	1776	13	35
Bar_JIS4	1496	1715	14	40
HT780	800	866	20	-

締結体の大気暴露試験を実施して、1700MPa級軸先行降伏ボルトの遅れ破壊挙動を調査した。また、ボルト製品と同じロットで調質処理したボルト素材から切削加工した試験片を用いて遅れ破壊促進試験も実施した。以上で得られた試験結果の比較検討に基づいて、1700MPa級軸先行降伏ボルトの耐遅れ破壊特性を向上させるための課題を抽出した。

## 2. 供試体および実験方法

### 2.1 供試材

本研究では、表1と図1(a)にそれぞれ化学成分と形状・寸法を示した1700MPa級軸先行降伏ボルト(文献[6]に詳細を記載の製造Lot1の200本から100本を抽出)と、これに適合するナット、座金のセット[5,6]の100組を用いた。なおボルトは、940℃で0.5hのオーステナイト化後に油焼入し、515℃で1hの焼戻しを施した。ボルト軸部の平均直径は、19.26mm(変動係数C.V.=0.21%)であった。ナットの素材にはJISSCM435鋼材を用い、ナットの平均硬さはHV400、ナット高さは26.4mmとした。座金は、JISB1186:1995に従う形状・寸法とし、ビッカース硬さの平均値をHV550に調質した。ラボでの遅れ破壊促進試験では、ボルト丸棒素材(φ20mm×150mm)をボルト製品と同じロットで焼入れおよび焼戻し処理した調質丸棒材を用いた。ボルト締結体の大気暴露試験では、被締結材にHT780鋼板を用意した。表2にボルト製品[6]、ボルト製品[6]と調質丸棒材から切出したJIS4号試験片、ならびにHT780の引張変形特性を示す。

## 2.2 ボルト締結体の大気暴露試験

### 2.2.1 ボルト締結体

図2は、試験体の形状・寸法を示す。ボルト継手を模擬して、1組の試験体ごとに3枚のHT780鋼材(700 mm×60 mm×17 mm)を10組のボルトセットで締結した。ボルト孔径は23.5 mm、孔ピッチ精度は±0.5 mmとした。ボルトと座金は、トルク係数安定剤(大同化学(株)製ダイロール)で潤滑処理した。ナットについては、リン酸マンガンコーティング溶液に浸漬して被膜処理を施した後に潤滑剤液(大同化学(株)製 AC-1H)で潤滑処理した。HT780鋼材の接合面は、接合面のブラスト処理後に75~100 μmの目標膜厚で無機ジンクリッチペイントを塗布した。

### 2.2.2 締結条件の決定

設計軸力 $N_d$ は、式(1)に示すように、降伏軸力 $N_y$ に係数 $\alpha$ を乗じて決定した。

$$N_d = \alpha N_y = \alpha A_s \sigma_{yb} \quad (1)$$

ここで、 $A_s$ はボルトの有効断面積、 $\sigma_{yb}$ はボルトの降伏点である。JIS B 1186:1995で規定される呼び径M22のボルト形状で、1700 MPa級ボルトの標準軸力( $\alpha=0.75$ ,  $A_s=303 \text{ mm}^2$ ,  $\sigma_{yb}=1530 \text{ MPa}$ では $N_d=348 \text{ kN}$ )と、2000 MPa級ボルトの標準軸力( $\alpha=0.75$ ,  $A_s=303 \text{ mm}^2$ ,  $\sigma_{yb}=1800 \text{ MPa}$ では $N_d=409 \text{ kN}$ )に $N_d$ が相当するように、 $\alpha$ の値として0.8と0.9の2水準を設定した。 $N_d$ は、 $A_s$ の値として平均直径19.26 mmの軸部の平均断面積の291 mm<sup>2</sup>を、 $\sigma_{yb}$ の値として表2のJIS4号試験片での0.2%耐力の1540 MPaを採用すると $\alpha=0.8$ では359 kN、 $\alpha=0.9$ では403 kNとなる。目標軸力は、リラクゼーションによる10%までのボルトの軸力低下を考慮して $N_d$ を1.1倍し、 $\alpha=0.8$ では395 kN、 $\alpha=0.9$ では443 kNと設定した。

### 2.2.3 試験体の作製

表3はボルトの締結条件を示す。ボルトの締結方法にはナット回転法を採用した。ボルト締付は、文献[8]を参考に、大阪市立大(現大阪公立大)で2016年1月20日に実施した。予備試験では、ボルトセットのトルク係数は0.120~0.126で、JIS B 1186:1995のトルク係数値規格の規格値A種(0.110~0.150)を満足することを確認した。まず、ボルトは200 Nmのトルクで1次締めした後にマーキングを施してナット回転角度 $\theta$ の起点( $\theta=0^\circ$ )とした。ついで、目標回転角度は $\alpha=0.8$ で $104^\circ$ 、 $\alpha=0.9$ で $125^\circ$ として、それぞれの締結条件で50組と49組のボルトを締付け

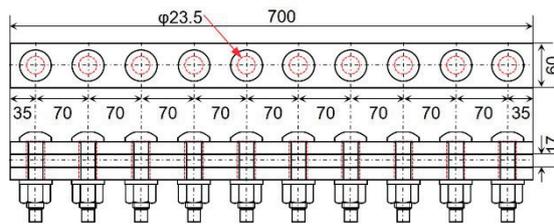


図2 大気暴露用試験体の形状・寸法 (mm)

表3 ボルトの締結条件 $\alpha$ とナット回転角度 $\theta$ と導入軸力 $N$ の関係

$\alpha$		$\theta$ (deg.)	$N$ (kN)
0.8	Min.	100	385
	Max.	110	409
	Av.	103	391
0.9	Min.	125	440
	Max.	130	449
	Av.	128	445

た。なお、 $\alpha=0.9$ では、板の孔位置のずれで1組のボルトセットを締結できなかった(後述の図6に示す試験体aの左から3番目の位置)。回転角度 $\theta$ の平均値は、 $\alpha=0.8$ では $103^\circ$ (標準偏差 $\sigma=0.40$ , 変動係数C.V.=0.39%)、 $\alpha=0.9$ では $128^\circ$ (標準偏差 $\sigma=0.39$ , 変動係数C.V.=0.30%)であった。軸力とナット回転角度( $N$ - $\theta$ 関係)の関係より、導入軸力の平均値は、 $\alpha=0.8$ では391 kN(最小値は385 kN, 最大値は409 kN)、 $\alpha=0.9$ では445 kN(最小値は440 kN, 最大値は449 kN)と測定された。ただし、 $\alpha=0.9$ では、後述の図6において、通し番号171のボルトでは2016年1月26日に、通し番号68では2月1日にボルトの破断が大阪市立大で確認された。よって、 $\alpha=0.9$ でボルトが欠番となった以上の3か所には、F10Tボルトセットを仮締めして孔を塞いだ。

### 2.2.4 大気暴露試験方法

大気暴露試験は、2016年3月9日から一般財団法人日本ウエザリングテストセンター宮古島暴露試験場(北緯 $24^\circ 44'$ , 東経 $125^\circ 19'$ , 海拔50 m)で実施した。宮古島暴露試験場は、海洋性亜熱帯気候で、高温で多湿なうえに日射量や飛来塩分量が多く、国内でも厳しい腐食環境に位置づけられる[9]。図3は、設置直後の試験体の写真を示す。試験開始直後の1700 MPa級軸先行降伏ボルトセットの組数は、締付条件が $\alpha=0.8$ では50組、 $\alpha=0.9$ では47組であった。10組の試験体を架台に均等に設置した後にボルト

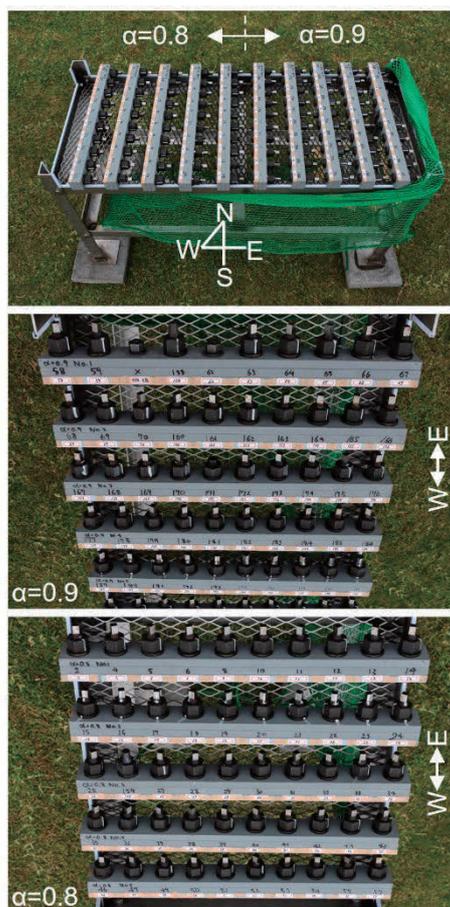


図3 2016年3月9日に設置直後の大気暴露試験体の写真

の飛散防止を目的として架台ごと防護ネットで覆った。地面から試験体までの高さは約0.9mであった。試験体の点検作業は、毎日、午前9時頃と午後4時半頃に行い、ボルトの破断有無を目視で確認した。

### 2.3 遅れ破壊促進試験方法

遅れ破壊促進試験は、表2で引張変形特性を示した調質丸棒材を用いて、高力ボルトの遅れ破壊評価法ガイドライン[10]に記載の試験方法に準拠して行った。JIS B 1186: 1995で規定される呼び径M22の高力ボルトねじ先端部の応力状態をほぼ再現した環状切欠試験片[11]を用いて、ねじ谷底近傍の応力集中部での局所限界水素濃度  $H_c^*$  と局所侵入水素濃度  $H_E^*$  を推定した。本研究では、 $H_c^*$  と  $H_E^*$  の大小関係の比較から耐遅れ破壊特性を評価した。

$H_c^*$  は、クロスヘッドスピード1mm/minの通常ひずみ速度引張試験法 (Conventional Strain Rate Testing, CSRT) [12]で求めた。環状切欠試験片は、図1(b)に示す軸径10mmの丸棒に深さ2mm、開き角度60°、先端半径0.25mmのV形状切欠きを有する。まず、

陰極チャージ溶液として0.1N NaOH、または3%NaCl+0.3%NH<sub>4</sub>SCN水溶液を用い、電流密度を変えることで切欠試験片へ種々の量の水素を陰極チャージした。水素チャージ時間は、水素が試験片中に均一に分布するための必要時間として、120hとした。CSRTでは、切欠引張強さ  $\sigma_{NB}$  と拡散性水素量  $H_D$  との関係を測定した。 $\sigma_{NB}$  は、引張最大荷重を切欠き底の初期断面積で除して求めた。

一方、 $H_E^*$  は、直径7mm、長さ20mmの丸棒試験片の浸漬試験で試験片中に侵入する拡散性水素の最大量  $H_E$  を測定することで推定した[10,11,13]。浸漬試験では、0.5mol/L NaCl溶液と0.01mol/L HCl溶液とでpHを2に調整した水溶液を用い、試験中の液温を30°Cに保った。なお、本浸漬条件は沖縄本島の大气腐食環境を模擬している[10,11,13]。

CSRTおよび浸漬試験片中の  $H_D$  は、四重極質量分析計を用いた昇温脱離水素分析により測定した。ここで  $H_D$  は、加熱速度が100°C/hの昇温脱離水素分析において、室温から300°Cまでに放出された水素量と定義した。

## 3. 結果および考察

### 3.1 ボルトの遅れ破壊発生状況

図4は、大気暴露試験で遅れ破壊したボルトの一例を示す。ボルトの最初の破断は、試験開始から3日後 (2016年3月12日) の午前点検で2件が確認された。図4からわかるように、この暴露日数では、



図4 2016年3月12日の午前中の点検で破断が確認されたボルトの写真

外部環境に直接晒されたボルト頭部、ナット部や座金の表面が部分的に腐食されたのみの状態であった。図5に大気暴露試験にともなう試験体の外観の変化を示す。100日後には、ボルト頭部、ナット、座金の表面がおおむね均一に腐食(全面腐食)され、187日後では全面腐食がさらに進行している。また、ボルトの欠落箇所も増えている。

図6は、275日後(2016年12月9日時点)のボルトの遅れ破壊発生状況をまとめる。なお、締付条件が

$\alpha=0.9$  で、NA と記した3箇所は、前述のように大気暴露試験開始前からのボルト欠番箇所である。275日後には、締付条件が  $\alpha=0.8$  で50本中37本(累積破断率は74.0%)、 $\alpha=0.9$  では47本中37本(累積破断率は78.7%)のボルトが破断し、累積破断率は  $\alpha=0.9$  の方で若干高かった。これらの累積破断率は、1999年12月3日から開始された高力ボルト締結体の大気暴露試験で確認された最大の累積破断率の55.6%よりも20%近く高かった[11, 14]。なお、高力ボルトでの最大累積破断率は、JIS SCM435材から作製された1500 MPa級ボルトの締結体( $\sigma_B=1536$  MPa,  $\alpha=0.75$ , 導入軸力=368 kN)を沖縄県宜野湾市(北緯26° 29', 東経127° 75')で約10年間大気暴露試験した際に確認された。本暴露試験は、日本鉄鋼連盟と建築研究所の共同研究によって1999年から開始され、2002年からは物質・材料研究機構が加わった共



図5 大気暴露試験開始から100日(2016年6月17日)および187日(2016年9月12日)経過後の試験体の写真

$\alpha = 0.9$										
a	58 3/16 AM_T	59 7/13 AM_U	NA	158 3/14 AM_T	62 NA	63 3/15 AM_T	64 3/22 AM_T	65 3/29 AM_T	66 3/22 AM_T	67 7/28 PM_N
b	68 4/22 AM_N	69 4/8 AM_T	70	160 5/23 AM_N	161 9/2 L	162 4/19 AM_T	163 3/15 PM_T	164 4/22 AM_T	165 7/27 AM_T	166 3/24 AM_T
c	167 4/14 AM_T	168 3/28 AM_T	169 4/11 AM_N	170 4/6 PM_T	171 NA	172 6/21 AM_N	173 5/25 AM_N	174 3/15 AM_T	175 9/2 L	176 6/6 AM_N
d	177	178 5/27 AM_T	179 5/13 PM_T	180	181 5/26 AM_T	182	183 3/15 AM_T	184 3/16 AM_T	185 3/15 AM_T	186 6/2 AM_T
e	187 10/31 PM_N	188	191 3/14 PM_T	192	193 5/16 AM_T	194 9/2 L	196 4/25 AM_T	197 3/15 AM_T	198 4/15 AM_T	199 9/2 L
$\alpha = 0.8$										
f	2	4 5/31 PM_U	5 7/4 AM_N	6 3/16 PM_T	8	10 6/6 AM_T	11 9/2 L	12 8/5 AM_N	13	14 8/22 AM_S
g	15	16 8/3 PM_S	17 7/25 AM_N	18 5/17 AM_N	19 9/2 L	20	21 5/30 AM_U	22 7/4 AM_S	23 3/12 AM_T	24 5/25 AM_N
h	25 8/12 AM_T	159 3/16 PM_T	27 4/13 AM_T	28 3/29 AM_T	29 8/15 AM_N	30 6/1 AM_N	31 4/13 AM_T	32 3/22 AM_T	33 9/2 L	34 4/4 AM_T
i	35 9/2 PM_T	36 3/15 PM_T	37 8/15 PM_U	38	39 9/2 L	40	41 4/5 AM_T	42 3/25 AM_T	44 4/4 AM_T	45 3/12 AM_T
j	46 5/2 AM_T	47	49 11/14 AM_N	50 3/25 PM_T	51 5/30 AM_U	52 3/15 AM_T	53 5/2 AM_T	54	55 3/29 AM_T	57 7/5 AM_T

U: Under-head fillet, S: Shank,  
T: Thread runout, N: Nut, L: Loose

図6 2016年3月9日から12月9日(275日後)までのボルトの破断月日、破断位置ならびに配置の関係。ゴシック数字はボルトの通し番号、AMとPMは破断確認を行った点検時間帯である。破断位置の説明は図7に示す。赤数字は未破断のボルト、青字NAは暴露試験前に破断したボルト、「L: Loose」は点検時にボルトが緩んでいたことを示す。

同研究で、2004年からは日本鋼構造協会内の委員会に引き継がれて実施された[11, 14].

また図6から、締付条件によらずそれぞれの試験体で6本以上のボルトが破断していることがわかる。締付条件が $\alpha=0.8$ の試験体hでは10本中9本、 $\alpha=0.9$ の試験体aでは開始当初の欠番2本を除くすべてのボルトが破断した。架台中央部に配置された試験体で未破断のボルトがわずかに多い傾向にあるものの、遅れ破壊に及ぼすボルト配置の有意義な影響は見いだせなかった。一方、午前点検で破断が確認されたボルト本数は、 $\alpha=0.8$ で29本、 $\alpha=0.9$ で31本と、ボルトの遅れ破壊の大半は午前点検で確認された。

さらに図中に記号L (Looseの略)で示すように、187日後(9月12日)の点検では、各締付条件で4本ずつのボルトの緩みが触診で確認された。この緩みの要因として、大気暴露試験中の試験体への大きな振動もなかったことから、ナット回転による軸力低下は考えにくい。加えて、本試験と同様の条件において、無機ジンクペイントを塗布したHT780高強度鋼板を本軸先行降伏ボルトセットで締め付けた場合の室温での軸力低下率は、締付け直後から1週間経過後も最大で4%と、既存の高力ボルトの軸力低下率の10%よりもむしろ小さかった[6]。よって、リラクゼーションによる軸力低下も考えにくかった。したがって、このボルトの緩みには試験中の温度変化、周辺ボルトの欠損やボルト自体の破損などが関係すると考えられる。しかしながら、その原因解明についてはさらに詳細な調査が必要であり、今後の

課題としたい。ボルトの緩みは187日以降の点検では認められなかったものの、未破断のボルトセットでも軸力低下が懸念されたことから大気暴露試験は開始後275日の2016年12月9日で終了した。

### 3.2 ボルトの破断位置と遅れ破壊発生挙動

図7は、本大気暴露試験で遅れ破壊した軸先行降伏ボルト・ナットセットの代表的な外観写真を示す。ボルトの破断位置は4つに大別できた。No.28は不完全ねじ部( Thread runout), No.17はナット嵌合部(Nut portion), No.37は首下アール部(Under head fillet), No.16は軸部(Shank portion)で破断したボルトのそれぞれの代表例である。なお、これらのボルト・ナットセットは、写真の撮影前にアセトン溶液中で数分間の超音波洗浄を施した。

図6中に記号Tで示すように、遅れ破壊したボルトの大半の破断位置は、締付条件によらず、不完全ねじ部であった(例えば、ボルトNo.28)。275日後の不完全ねじ部での累積破断率は、 $\alpha=0.8$ で44%(累積破断本数は22本)、 $\alpha=0.9$ では60%(累積破断本数は28本)と、導入軸力が高い方で累積破断率が高かった。

ここで、本軸先行降伏ボルトでは素材の冷間成形性と軸部を細くするための冷間鍛造法の制約からねじ部長さを35mmまでしか確保できなかった[5]。ナット高さも26.4mm (JIS M22高力ボルト用ナットの1.2倍)で、余長を約2山( $\approx 5$ mm)とした場合には遊びねじ部長さを確保できなかった。そのため、本暴露試験体では不完全ねじ部とボルト頭部側のナ

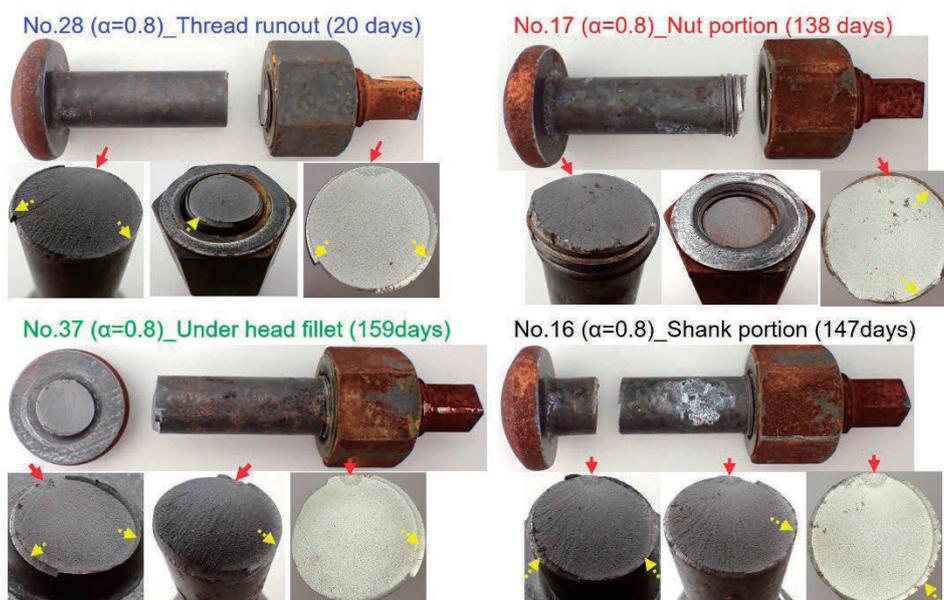


図7 ボルトの破断位置の代表例と破断面のマクロ写真。図中の赤矢印は破壊起点部、黄色破線矢印はシアリップを示す。

ット内第1ねじ谷底部が近接していた点は強調する必要がある。これに関して、JIS M22 高力ボルトでは、ねじ部の基準長さが40mmで遊びねじ部長さを十分に確保できるため、最大主応力と最大相当塑性ひずみのそれぞれの最大値はボルト頭部側のナット内第1ねじ谷底で生じ、2番目に大きな最大主応力と最大相当塑性ひずみのピークは不完全ねじ部近傍の完全ねじが形成されつつあるねじ谷底で生じる[11]。さらに不完全ねじ部でも大きな応力集中が生じる。このような高力ボルトの大気暴露試験では、ボルトの種類や暴露環境によって破断位置の選択性に差はあったものの、破断位置の大半は不完全ねじ部とナット直近ねじ部であったことが報告されている[11]。一方、本軸先行降伏ボルトのNEWねじの場合においても遊びねじ部が確保された場合には最大主応力と最大相当塑性ひずみはナット内第1ねじ谷底と不完全ねじ部近傍の谷底でピークを示す[4]。ところが、本試験のように、ナット内第1ねじ谷底と不完全ねじ部が近接した場合には、最大主応力と最大相当塑性ひずみはそれぞれ不完全ねじ部においてほぼ一つのピークとなる。このことが、従来報告[11]と異なり、本試験において不完全ねじ部で累積破断率が最も高くなった大きな要因のひとつと考える。

不完全ねじ部について累積破断率が高かったボルト破断位置は、図6中に記号Nで示すナット嵌合部であった。図7のNo.17のボルトで示すように、頭部側のナット内第1ねじ底部よりもさらに内側のナット内第2~4ねじ底部でボルトが破断しており、ボルトねじ山のせん断破壊も観察された。このナット嵌合部での累積破断率は、 $\alpha=0.8$ で16.0%（累積破断本数は8本）、 $\alpha=0.9$ では17.0%（累積破断本数は8本）と、締付条件で大差なかった。

さらに、図6中に記号Uで示す首下アール部での破断も観察された（代表例は図7のNo.37のボルト）。首下アール部での累積破断率は、 $\alpha=0.8$ で8.0%（累積破断本数は4本）、 $\alpha=0.9$ では2.1%（累積破断本数は1本）であった。 $\alpha=0.8$ では、図6中に記号Sで示すように軸部（Shank portion）での破断も3本（累積破断率は6.0%）あった（代表例は図7のNo.16のボルト）。ただし、破断本数が少なく、 $\alpha=0.9$ で軸部破断が起こらなかった要因は考察できない。首下アール部と軸部での破断は、前述の1500MPa級高力ボルト締結体の大気暴露試験でも生じたが、1300MPa級高力ボルト締結体（ $\sigma_B=1286$ MPa,  $\alpha=0.75$ , 導入軸力=323kN）では生じなかったことが報告されている[11]。これは、一般に材料の高強度化にともなっ

て材料自体の切欠き感受性が高くなることと関係すると考える。つまり、高強度材ほど微小なき裂で壊れることから、超高強度ボルトの遅れ破壊では微小な表面傷などの影響も考慮して議論を進める必要があるだろう。

図8は、ボルト全体と破断位置ごとの累積破断率を暴露日数の関数としてまとめる。累積破断率が低かった首下アール部や軸部での累積破断率と暴露日数の関係は議論できないが、首下アール部や軸部での遅れ破壊発生は、ナット嵌合部や不完全ねじ部よりも遅い傾向があった。不完全ねじ部とナット嵌合部で比較すると、不完全ねじ部の方で遅れ破壊の発生時期は早かった。加えて、不完全ねじ部の累積破断率は、締付条件が $\alpha=0.8$ と $0.9$ では、それぞれ60日間と80日間までの短い期間で急激に増大したのに対して、ナット嵌合部の累積破断率は100日間程度の期間で緩やかに増大した。さらに、締付条件の影響に関しては、 $\alpha=0.8$ よりも $0.9$ の方で、不完全ねじ部とナット嵌合部での遅れ破壊発生が顕著であっ

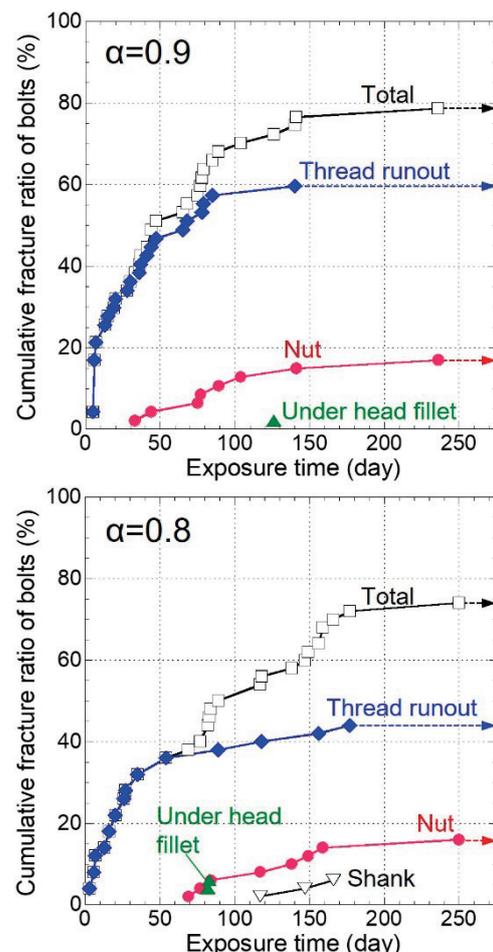


図8 ボルトの累積破断率と暴露日数の関係

た。よって、ねじ底部の最大主応力と最大相当塑性ひずみがナット嵌合部よりもナット内第1ねじ谷底で高いことも考慮すると、応力集中の度合いが本大気暴露試験での遅れ破壊の発生挙動に影響を及ぼす主要因子の一つであることが明確になった。

破断したボルトに共通した特徴を2点挙げる。1点目は、図7中に赤矢印で示すように、部位表面で破壊起点となったとみなされる半円状のき裂が観察されたことである。2点目は、被締結体の準密閉空間内で暴露されていたねじ部、軸部ならびに首下アール部では部分的な腐食が認められるものの、腐食の程度は外気環境に直接暴露された頭部やナットの表面と比較すると極めて軽微であったことである。しかも、これらの部位の軽微な腐食は、ボルトの破断から点検までの間で発生した可能性があることは留意しておく必要がある。

### 3.3 ボルトの遅れ破壊起点

図9は、不完全ねじ部で遅れ破壊したNo.46のボルトの破断面を一例として示す。破壊起点となったとみなされる半円状のき裂領域(図9(a))では、ねじ谷底から明瞭な粒界破面が観察された(図9(b))。このような粒界割れは、水素脆化した高強度鋼[15,16]や遅れ破壊したボルト[11,17,18]でもしばしば観察される典型的な破面であり、き裂は焼戻マルテンサイト組織の旧オーステナイト粒界に沿って主に進展したものと推察される。一方、半円状のき裂領域を除いた領域は、図9(c),(d)で示すように、延性破壊を特徴づけるディンプル破面が観察された。さらにその最外周部には、図7でも示すようなシアリップが観察された。No.46のボルトでのこのような破壊様式は、SEMによる破面観察用として抽出したNo.6, 14, 18, 23, 32, 63, 65, 67, 179, 181, 183のボルトでも観察されたことから、本大気暴露試験で遅れ破壊したボルトに共通の破壊様式と判断できる。

本破面観察では、粒界割れの最初の発生箇所までは特定できなかったものの、ボルト部位の表面または応力集中部近傍で発生した粒界割れが内部に進展してゆき、き裂がある程度の大きさになったところでボルトが延性破壊したものと推察された。そこで、部位表面の半円状のき裂領域を遅れ破壊の破壊起点部と定義して、ボルトの破断面に対する破壊起点部の面積率を測定した。例えば、ボルトNo.46の図9(a)で測定された破壊起点部の面積率は3%である(測定にシアリップは含めない)。図10に、破面の腐食状態が軽微で破壊起点部の境界が明瞭に観察されたボルト(締付条件が $\alpha=0.8$ で31本、 $\alpha=0.9$ で30

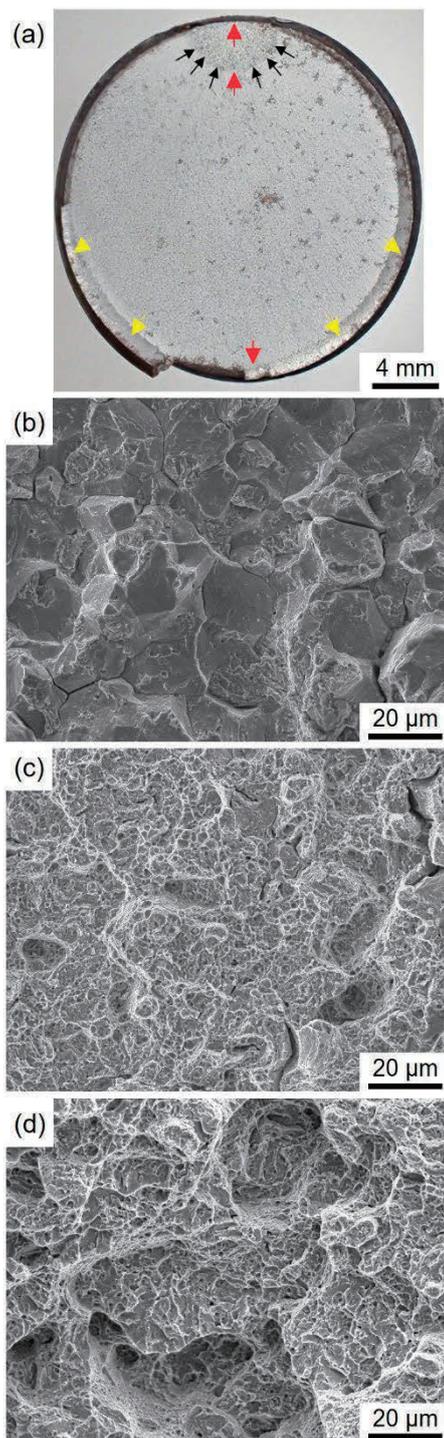


図9 ボルトNo.46の破断面のマクロ写真(a)、ねじ谷底の破壊起点部(表層から0.2mmの場所)での粒界破面(b)、破壊起点部周辺(c)とシアリップ近傍(d)の延性破面。(a)中に(b)(c)(d)のSEM観察位置を赤矢印、半円状の粒界破壊起点部境界を黒矢印、シアリップを黄色破線矢印で示す。

本：図6に測定対象となったボルトの通し番号に下線を引く)について、破壊起点部の面積率を暴露日

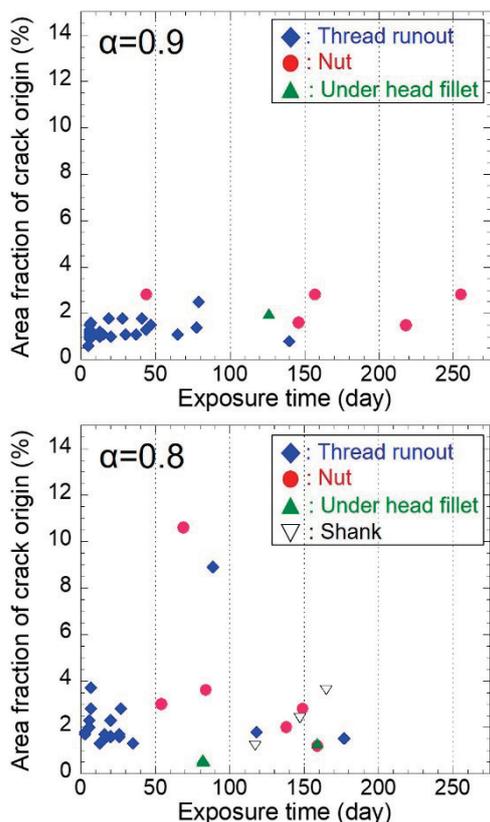


図10 遅れ破壊したボルトの破壊起点部の面積率と暴露日数の関係

数の関数としてまとめる。ここで、午前と午後の定期的な試験体の点検により、破断面の腐食状態が極めて軽微なボルトが多く回収できたことは強調したい。締付条件が  $\alpha=0.8$  で 89 日後に破断した No.10 のボルト（破壊起点部の面積率=8.9%）と 69 日後にナット嵌合部で破断した No.18 のボルト（破壊起点部の面積率=10.6%）を除くと、 $\alpha=0.8$  と  $0.9$  のそれぞれの締付条件で破壊起点部の面積率の暴露時間依存性は認められなかった。不完全ねじ部で破断したボルトの破壊起点部の面積率の平均値は、 $\alpha=0.8$  の 18 本のボルトに対しては 2.0%（最小値は 1.3%，最大値は 3.7%）， $\alpha=0.9$  の 25 本のボルトでは 1.3%（最小値は 0.6%，最大値は 2.5%）と測定され、 $\alpha=0.9$  で小さかった。このことは、導入軸力が高い  $\alpha=0.9$  でボルトの遅れ破壊が顕著であった結果と整合する。

No.10 と No.18 のボルトで破壊起点部の面積率がとくに高かったことは、これらのボルトがより低い軸力で破断したことを示唆している。この点に関して、低合金鋼の低ひずみ引張速度試験による水素脆化促進試験[15]や後述の CSRT 試験結果では、粒界割れ領域の面積率が大きいほど切欠引張強さが低下

することは確認している。

### 3.4 遅れ破壊におよぼす外部環境因子の影響

大村らは、大気腐食環境下での水素侵入挙動をボルト締結体の大気暴露試験と大気暴露水素透過モニタリング法で調査し、遅れ破壊には間欠的に変化する表面水素濃度が強く影響することを示唆している[19]。また、大気環境での腐食速度を支配する主要環境因子は、飛来塩分量、気温、相対湿度であり、乾湿繰り返し試験では、鋼材表面で発生する表面水素濃度は、付着塩分量が多く、高温の環境ほど高くなることが示されている[20]。

図11は、日本ウエザリングテストセンター宮古島暴露試験場より提供された飛来塩分量、日平均気温、

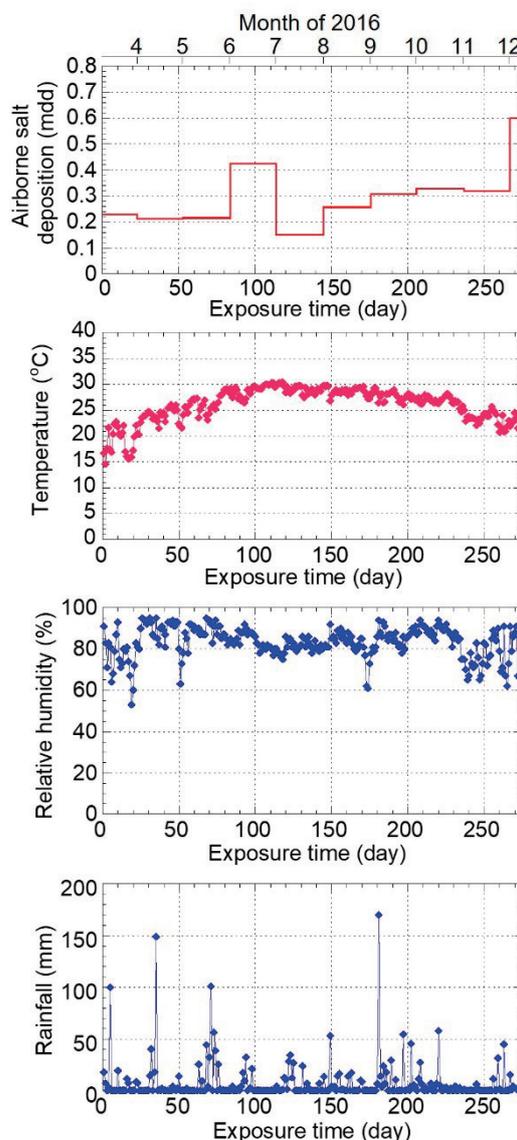


図11 外部環境因子と暴露日数の関係。これらのデータは日本ウエザリングテストセンター宮古島暴露試験場から提供された。

日平均相対湿度，ならびに日降水量の変化を暴露日数の関数として示す．なお，飛来塩分量は月ごとに測定されたものである．前述のように，ボルトの破断位置は準密閉空間にあり腐食状態も外部環境に晒された部位とは大きく異なることから，図 11 の外部環境因子の値と遅れ破壊発生との直接的な対応関係は議論できない．しかしながら，締結条件が  $\alpha=0.9$  で締結直後に破断した 2 本のボルトを除いて，室内環境（2 月 2 日から 3 月 9 日までの梱包状態を含む）ではボルトが 1 月 20 日の締結から大気暴露試験開始までの 49 日間遅れ破壊しなかったことは，宮古島暴露試験場での大気腐食環境が遅れ破壊発生に強く影響したことを示している．

そこでボルトの遅れ破壊とこれらの環境因子との対応関係を整理してみる．まず，遅れ破壊開始に関して，3 月の飛来塩分量の 0.229 mdd はマイルドな腐食環境のつくば市（北緯 36°04′，東経 140°07′）での年間平均の飛来塩分量の 0.015 mdd [9] と比べると高い値であり，試験体設置から 3 日後の遅れ破壊開始までに腐食反応とそれともなう水素の発生を促進したと考えられる降雨があった．1 日後と 2 日後のそれぞれの降水量は 18 mm，7 mm であった．ついで，図 8 において不完全ねじ部での累積破断率が急激に上昇した 5～6 月にかけての 60～80 日間では，飛来塩分量の変化はないものの，気温の上昇と 2 つの大きな降水量のピークがあった（35 日後に 149 mm，71 日後に 101 mm）．さらに全体の累積破断率が 2 段目の上昇を示す 80 日から 120 日にかけてと 3 段目の上昇を示す 150 日付近では飛来塩分量の上昇も認められた．遅れ破壊発生の季節依存性に関して，1500 MPa 級高強度ボルトの沖縄県名護市（年間での飛来塩分量は 0.2～0.3 mdd）での大気暴露実験では，4～9 月の夏季に破断本数が多く，10～3 月の冬季には破断本数が少ないことが報告されている[19]．

以上のことから，鋼材の腐食反応とそれともなう水素侵入を支配するこれらの外部環境因子の変化は，ボルトの遅れ破壊発生に反映されていたと考える．ただし，図 4 と 7 で示したように破断部位の腐食状態は極めて軽微であったことから，目視では観察が困難なレベルの微小領域での腐食反応を通して水素が発生・侵入して遅れ破壊が引き起こされた可能性が示唆された．

### 3.5 ラボでの遅れ破壊促進試験

図 12 は水素を陰極チャージした環状切欠試験片を用いた CSRT 試験結果を示す．切欠引張強さ  $\sigma_{NB}$  は，水素未チャージ材では平均値で 2405 MPa であ

ったのに対して，拡散性水素量  $H_D$  が 0.4 から 2.8 mass ppm にかけて急激に低下し，その後は緩やかに低下して 7.0 mass ppm では 381 MPa となった．このように水素脆化した試験片の切欠底近傍の起点部破面には，図 13 に示すように擬へき開と粒界破面が混在しており，その破面領域は  $\sigma_{NB}$  が低いほど広がった．ただし，図 9 (b) のボルト破断起点部の破面との比較でも明らかのように，ボルト破断起点部の方で粒界破面率が高かった．このことは，ボルトの大気暴露試験の方で旧オーステナイト粒界への水素集積がより顕著に起こったことを示唆している．

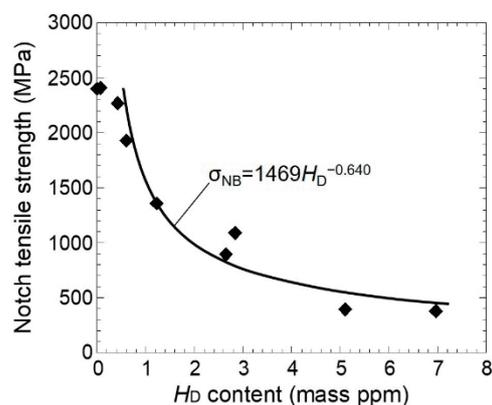


図 12 切欠引張強さ  $\sigma_{NB}$  と拡散性水素量  $H_D$  の関係

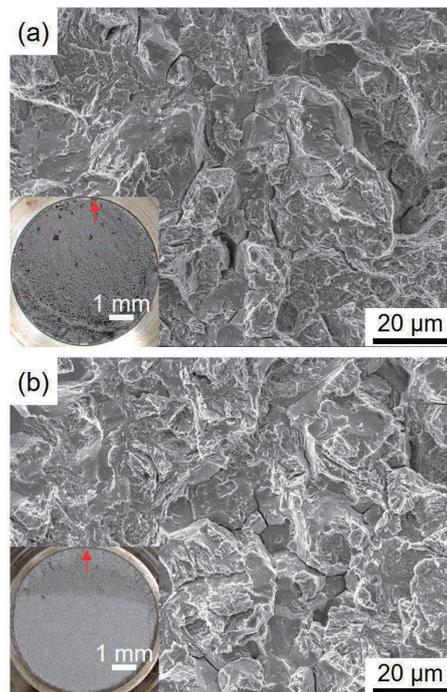


図 13 図 12 で  $H_D$  が 1.2 mass ppm (a) と 7.0 mass ppm (b) の CSRT 試験で破断した環状切欠試験片の起点部（表層から 0.2 mm の場所）での破面．図中の赤矢印は破面の観察位置を示す．

一方、図14は浸漬試験にともなう $H_D$ の変化を示す。本浸漬条件[10,11,13]は、沖縄本島の大气腐食環境を模擬しており、宮古島の腐食環境と近い。 $H_D$ は浸漬時間が長くなるにつれて増加して、240h以上ではほぼ飽和値に達した。これより、大气腐食環境における侵入水素量の最大値 $H_E$ を0.43 mass ppmと決定した。ここで、試料表面から切欠底近傍の最大静水圧応力場に拡散集積する水素の最大濃度、すなわち局所侵入水素濃度 $H_E^*$ は式(2)で与えられる[10,11]。 $\sigma_m^*$ は静水圧応力の最大値、 $\Delta V_H$ は鋼中水素のモル体積(=2.0×10<sup>-6</sup> m<sup>3</sup> mol<sup>-1</sup>)、 $R$ は気体定数(=8.31 Jmol<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup>)、 $T$ は温度(=303 K)である。

$$H_E^* = H_E \exp(\sigma_m^* \Delta V_H / RT) \quad (2)$$

また、 $\sigma_m^*$ および最大主応力の最大値 $\sigma_{max}^*$ は $\sigma_{NB}$ と表2の調質丸棒材の $\sigma_B=1715$  MPaからそれぞれ式(3)および(4)で求められる[10,11]。

$$(\sigma_m^* / \sigma_B) = 0.224 + 1.067 (\sigma_{NB} / \sigma_B) - 0.202 (\sigma_{NB} / \sigma_B)^2 \quad (3)$$

$$(\sigma_{max}^* / \sigma_B) = 0.564 + 1.511 (\sigma_{NB} / \sigma_B) - 0.380 (\sigma_{NB} / \sigma_B)^2 \quad (4)$$

図15に応力集中部での局所限界水素濃度 $H_C^*$ と $H_E^*$ の関係を局所水素濃度 $H_D^*$ と $\sigma_{max}^*$ の関係で示す。CSRT試験では、 $H_C^*$ の値は、図12でそれぞれの $\sigma_{NB}$ に対する $H_D$ の値と一致しており、図15中には $\sigma_{max}^*$ と $H_C^*$ の関係を累乗近似曲線で示す。一方、 $H_E^*$ は、JIS B 1186: 1995で規定される呼び径M22のボルト形状を基本として、JISねじと軸先行降伏ボルトのNEWねじ形状のそれぞれについて締付条件が $\alpha=0.8$ と $0.9$ の導入軸力で算出した。参考として、 $\alpha=0.5\sim 0.9$ の目標軸力で $H_E^*$ も図中に併せて示す。なお、NEWねじでの $H_E^*$ は、ナット内第1ねじ谷底部での $\sigma_{max}^*$ がJISねじ形状の $\sigma_{max}^*$ に対して約30%低いというFEM解析結果[4]に基づいて、JISねじ形状での $\sigma_{max}^*$ と $\sigma_m^*$ をそれぞれ0.7倍した値から算出した。補足すると、ボルトのFEM解析では導入軸力が407 kNでナット内第1ねじ底部での $\sigma_{max}^*$ はJISねじでは2830 MPa、NEWねじでは1990 MPaであり[4]、図15中の $\sigma_{max}^*$ とおおよそ対応している。 $\alpha=0.8$ での導入軸力=391 kNと $0.9$ の導入軸力=445 kNでは、JISねじにおいては $H_C^*$ を $H_E^*$ が上回り、遅れ破壊すると判定できる。これに対してNEWねじでは、 $H_C^* > H_E^*$ となり遅れ破壊しないと判定できる。このように、ラボでの遅れ

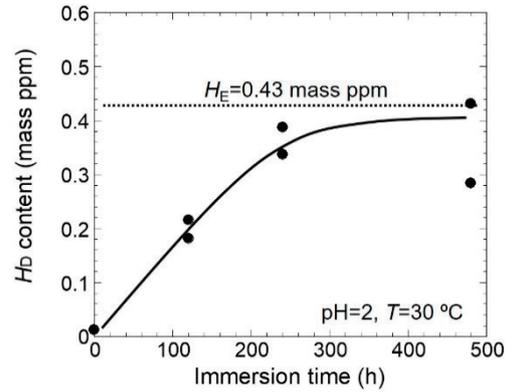


図14 拡散性水素量 $H_D$ と浸漬時間の関係

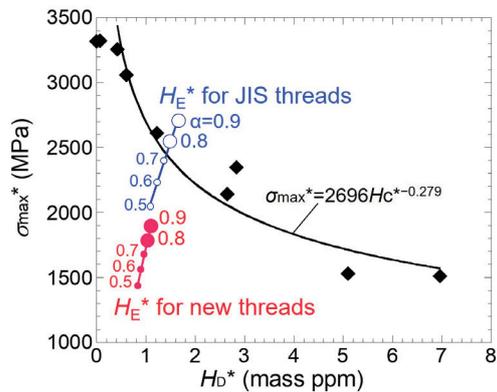


図15 ねじ谷底近傍の応力集中部での局所限界水素濃度 $H_C^*$ と局所侵入水素濃度 $H_E^*$ の関係の推定

破壊促進試験では、ねじ谷底での応力集中低減の観点から、NEWねじは従来のねじ形状に対して耐遅れ破壊特性の改善効果が確認できた。

しかしながら、本軸先行降伏ボルトでは遅れ破壊が暴露試験開始の3日後から短期間で顕著に認められ、それは前述の1500 MPa級高力ボルト締結体の大气暴露試験での遅れ破壊[11,14]よりも顕著であった。その要因としては以下の点が挙げられる。

1点目は、前述のように、本軸先行降伏ボルトでは遊びねじ長さを十分に確保できず、ボルトの応力集中部となるナット内第1ねじ谷底と不完全ねじ部近傍のねじ底部が近接したためにそこでの応力集中の度合いが高くなったことが挙げられる。加えて、図1(a)で示したように首下アール部と不完全ねじ部の径が軸部径と同程度となりそれらの部位での応力集中が高まったこともボルトの遅れ破壊の要因となったと考える。

2点目は、図15よりJISボルトねじ形状では $\alpha=0.7$ の目標軸力でも遅れ破壊が懸念されるように材料自体の水素割れ感受性がそもそも高いこ

とと、破壊靱性が低いことが要因として挙げられる。図10で示したように破壊起点部の面積率が1~3%の微小なき裂でボルトが破断したことは材料自体の破壊靱性が低いことを裏付けている。炭素量は本素材よりも0.1%程度少ないものの0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼から作製した1700MPa級材の耐遅れ破壊特性は、 $H_C$ と $H_E$ の比較から、前述の1500MPa級のJIS SCM435材[11,14]のそれとほぼ同等であるを確認している[15]。切欠き感受性が高い超高強度材では、製造過程や施工工程で生じた表面傷などの表面欠陥が $H_C^*$ を低下させて遅れ破壊につながった可能性も高いと考えられる。

また、水素侵入に関して、本遅れ破壊促進試験では全面腐食状態で飽和する水素量を表面水素量の最大値として $H_E^*$ を評価している。一方で、図4や7で示したように準密閉空間に置かれたボルト部位の腐食の程度は極めて軽微であり、促進試験で推定される $H_E^*$ をそのまま適用できるのかといった疑問も生じる。さらに、き裂が一旦生じるとき裂表面からの水素の侵入も加わりき裂進展がさらに加速されることも予想される。よって、本大気暴露試験でのボルトの遅れ破壊機構の解明には、準密閉空間での材料の腐食と水素発生・侵入挙動の関係の把握も重要な課題と考える。

### 3.6 耐遅れ破壊特性を向上させるための課題

以上の遅れ破壊試験の結果を踏まえて、軸先行降伏ボルトで耐遅れ破壊特性を向上させるための課題として次の3点を提示する。

1 点目は、材質に関する課題である。本ボルトの量産試作では1700MPaの超高強度を確保することを重視して515°Cで焼戻処理を行った。しかしながら、この熱処理条件ではナノメータサイズのMo析出物の析出による水素トラップ機能[3,21,22]を十分に活用できていない。そのため、水素割れ感受性が高かった。よって、ボルトの強度の強度を維持しつつMo析出物が析出して耐水素脆化特性が向上するような570°C以上でのボルトの焼戻処理[5]も検討する必要があると考える。図9で示したように515°Cの焼戻処理では粒界破壊が生じるのに対し、570°C以上の焼戻処理では、1400MPa級超高力ボルト(SHTB)[1]のように粒界破壊の発生を抑制できることが期待できる。さらに高温焼戻脆性温度域を避けることができ破壊靱性の向上や切欠感受性の低下も期待できる。

2 点目は、ボルト形状に関する課題である。これ

までは冷間鍛造成形プロセスによる制約のために実施できなかったが、首下アール部や不完全ねじ部での径を大きくするとともに、被接合材との寸法関係を踏まえてねじ部長さ(遊びねじ長さ)を長くして応力集中を低減した軸先行降伏ボルトを切削等で作製し遅れ破壊特性を調査する必要がある。さらに、これらの検討より得られたデータとともに冷間鍛造成形プロセスの見直しを行い最適なボルト形状を見出すことが必要と考える。

3 点目としては、水素のボルトへの侵入挙動(特に準密閉空間での侵入挙動)を明らかにして遅れ破壊機構を解明し、水素の侵入を抑制する方策の検討も必要である。

## 4. 結言

量産試作した1700MPa級軸先行降伏ボルト、ナット、座金のセットを用いて作製した締結体の大気暴露試験を2016年3月9日から12月9日までの275日間、日本ウエザリングテストセンター宮古島暴露試験場で実施して、ボルトの遅れ破壊挙動を調査した。また、ボルトと同ロットで熱処理した丸棒材から切削加工した試験片を用いて遅れ破壊促進試験も実施して、大気暴露試験結果との比較検討を行った。得られた成果を以下にまとめる。

- 1) ボルトセットによるHT780高強度鋼板の締結はナット回転角法により行い、導入軸力の平均値は、締付条件が $\alpha=0.8$ では391kN、 $\alpha=0.9$ では445kNであった。275日間の大気暴露試験後の累積破断率は、締付条件が $\alpha=0.8$ で74.0%、 $\alpha=0.9$ では78.7%であり、 $\alpha=0.9$ の方で若干高かった。
- 2) ボルトの破断位置は、頭部側から首下アール部、軸部、不完全ねじ部、ナット嵌合部の4つに大別できた。不完全ねじ部での累積破断率は、 $\alpha=0.8$ では44%、 $\alpha=0.9$ では60%と最も高く、ついでナット嵌合部での累積破断率が $\alpha=0.8$ で16.0%、 $\alpha=0.9$ では17.0%と高かった。また、ナット嵌合部よりも不完全ねじ部で遅れ破壊の発生時期が早く、かつ短期間で累積破断率が増加した。さらに、導入軸力が高い $\alpha=0.9$ で遅れ破壊発生が顕著であった。
- 3) 遅れ破壊したボルトでは、破断位置によらず部位表面で半円状の破壊起点部が観察された。破壊起点部には水素脆化を示唆する粒界破面が観察された。また、破壊起点部の面積率の暴露時間依存性は認められなかった。不完全

ねじ部で破断したボルトの破壊起点部面積率の平均値は、 $\alpha=0.8$  で 2.0%、 $\alpha=0.9$  では 1.3% であり、導入軸力が高い  $\alpha=0.9$  で小さかった。

- 4) 準密閉空間内で暴露されていたねじ部、軸部ならびに首下アール部の破断位置では部分的な腐食が認められるものの、腐食の程度は外気環境に直接暴露された頭部やナットの表面と比較すると極めて軽微であった。そのため、外部環境因子の値と遅れ破壊発生との直接的な対応関係は見いだせなかったが、飛来塩分量・降水量・気温などの外部環境因子と遅れ破壊発生の相関を考察した。
- 5) ラボでの遅れ破壊促進試験では、ねじ底近傍の応力集中部での局所限界水素濃度  $H_c^*$  と局所侵入水素濃度  $H_E^*$  の比較から NEW ねじでは従来のねじ形状に対してねじ谷底での応力集中が緩和され耐遅れ破壊特性を改善できることが確認できた。
- 6) 大気暴露試験と遅れ破壊促進試験の結果の比較検討から、1700 MPa 級軸先行降伏ボルトの耐遅れ破壊特性の向上には、材質やボルト形状の改善だけでなく、被接合材との寸法関係を踏まえ、遊びねじ長さを確保して不完全ねじ部の応力集中を緩和する必要があることを指摘した。

## 謝辞

本研究では、鋼材の水素分析および破面観察は物質・材料研究機構 (NIMS) の関真紀氏により行われた。大気暴露用試験体の作製では NIMS の櫻谷和之博士、大阪市立大学大学院橋梁工学研究室の学生諸氏にご協力を頂いた。ここに記して謝辞を表す。

40 ton アーク溶解材を用いたボルトセット試作は 2012~2015 年度に NIMS で実施された社会インフラの復旧、再生に向けた構造材料技術の開発プロジェクトの一環として行われた。また大気暴露試験およびその評価の一部は、総合科学技術・イノベーション会議の SIP (戦略的イノベーション創造プログラム) 「インフラ維持管理・更新・マネジメント技術」(管理法人: 科学技術振興機構) および科学研究補助金基盤研究 B (課題番号 24K01204) によって行われた。ここに謝意を表す。

## 参考文献

- [1] Uno N, Kubota M, Nagata M, Tarui T, Kanisawa H, Yamasaki S, Azuma K, Miyagawa T: Super-high-

strength bolt, "SHTB®", Nippon Steel Technical Report, No.97, pp.95-104, 2008.1

- [2] 安東知洋, 木村晃輔, 井上圭介, 浜田孝浩, 児玉等, 本間友範: 塑性域締結用 1600 MPa 級調質ボルトの開発, 電気製鋼, Vol.90, No.2, pp.87-91, 2019.

Ando T, Kimura K, Inoue K, Hamada T, Kodama H, Honma T: Development of 1600 MPa class heat-treated bolt tightened in plastic region, *Denki Seiko*, Vol.90, No.2, pp.87-91, 2019.

- [3] 木村勇次, 秋山英二, 津崎兼彰: 超高力ボルトの創製と機械的性質, 鋼構造論文集, Vol.14, No.54, pp.121-127, 2007.6

(DOI: [https://doi.org/10.11273/jssc1994.14.54\\_121](https://doi.org/10.11273/jssc1994.14.54_121))

Kimura Y, Akiyama E, Tsuzaki K: Fabrication of ultra high strength bolt and its mechanical properties, *Steel Construction Engineering*, Vol.14, No.54, pp.121-127, 2007.6

- [4] 山口隆司, 長崎英二, 潘超, 木村勇次: 1,800 N/mm<sup>2</sup> 級超高力ボルトに使用するねじ形状の開発および性能確認試験, 土木学会論文集 A1, Vol.70, No. 3, pp.409-417, 2014.

(DOI: <https://doi.org/10.2208/jsejseec.70.409>)

Yamaguchi T, Nagasaki E, Pan C, Kimura Y: Development of a new thread form for 1,800 N/mm<sup>2</sup> class ultra-strength bolt and its performance verification test, *Journal of Japan Society of Civil Engineers*, Ser. A1, Vol.70, No. 3, pp.409-417, 2014.

- [5] 木村勇次, 増田浩志, 山口隆司, 長崎 英二, 森山仁志, 津崎兼彰: 1700 MPa 級超高力ボルトの力学性能に及ぼすボルト形状寸法の影響, 鋼構造論文集, Vol. 27, No.107, pp.41-50, 2020.

(DOI: [https://doi.org/10.11273/jssc.27.107\\_41](https://doi.org/10.11273/jssc.27.107_41))

Kimura Y, Masuda H, Yamaguchi T, Nagasaki E, Moriyama H, Tsuzaki K: Influence of bolt shape and dimensions on mechanical property of 1700 MPa-class ultra-high strength bolt, *Steel Construction Engineering*, Vol. 27, No.107, pp.41-50, 2020.

- [6] 森山仁志, 木村勇次, 山口隆司, 津崎兼彰, 増田浩志, 長崎 英二, 秦子策: 1700 MPa 級超高力ボルトの量産試作およびそれを用いた摩擦接合継手のすべり耐力, 鋼構造論文集, Vol. 30, No.120, pp.115-127, 2024.

(DOI: [https://doi.org/10.11273/jssc.30.120\\_115](https://doi.org/10.11273/jssc.30.120_115))

Moriyama H, Kimura Y, Yamaguchi T, Tsuzaki K, Masuda H, Nagasaki E, Qin Z: Mass production trial

- of 1700 MPa class ultra-high-strength bolts and slip resistance of friction type bolted joints with them, *Steel Construction Engineering*, Vol. 30, No.120, pp.115-127, 2024.
- [7] 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社，1989.8  
Matsuyama S: Delayed fracture, The Nikkan Kogyo Shinbun Ltd., 1989.8
- [8] 日本建築学会：高力ボルト接合設計施工ガイドブック，2016.  
Architectural Institute of Japan: AIJ guidebook on design and fabrication of high strength bolted connections, 2016.
- [9] 物質・材料研究機構編，炭素鋼 大気腐食特性データシート ー大気環境因子の影響ー，物質・材料研究機構腐食データシート，No. 6, 2019.4  
National Institute for Materials Science, Data sheet on atmospheric corrosion properties of carbon steels - Effect of atmospheric environmental factors, NIMS Corrosion Data Sheet, No. 6, 2019.4
- [10] 日本鋼構造協会編，高力ボルトの遅れ破壊評価法ガイドライン，日本鋼構造協会標準，No. JSS IV 10-2014, 2014.  
Japanese Society of Steel Construction, Guide to evaluation of delayed fracture of high strength bolts, Japanese Society of Steel Construction Standards, No. JSS IV 10-2014, 2014
- [11] 日本鋼構造協会編，高力ボルトの遅れ破壊特性評価ガイドブック，JSSC テクニカルレポート，No. 91, 2010.7  
Japanese Society of Steel Construction, Guide book for the evaluation of delayed fracture property of high strength bolts, JSSC Technical Report, No.91, 2010.7
- [12] 萩原行人，伊藤睦人，久森紀之，鈴木啓史，高井健一，秋山英二：CSRT 法による高強度鋼の遅れ破壊特性の評価，鉄と鋼，Vol. 94, No. 6, pp. 215-221, 2008.6  
(DOI: <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.94.215>)  
Hagihara Y, Ito C, Hisamori N, Suzuki H, Takai K, Akiyama E: Evaluation of delayed fracture characteristics of high strength steel based on CSRT method, *Tetsu-to-Hagané*, Vol. 94, No. 6, pp. 215-221, 2008.6
- [13] 松岡和巳，宇野暢芳，秋山英二，萩原行人，松山晋作，原田宏明，高力ボルトの遅れ破壊に影響を及ぼす侵入水素量の確率論的評価，鋼構造論文集，Vol. 20, No. 79, pp.29-40, 2013.  
(DOI: [https://doi.org/10.11273/jssc.20.79\\_29](https://doi.org/10.11273/jssc.20.79_29))  
Matsuoka K, Uno N, Akiyama E, Hagihara Y, Matsuyama S, Harada H, Stochastic evaluation of hydrogen up take affecting the delayed fracture of high strength bolts, *Steel Construction Engineering*, Vol. 20, No. 79, pp.29-40, 2013.
- [14] Akiyama E: Evaluation of delayed fracture property of high strength bolt steels, *ISIJ International*, Vol. 52, No.2, pp. 307-315, 2012.2.  
(DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.307>)
- [15] Kimura Y, Inoue T, Otani T, Ochiai A, Ikurumi S, Takatsuji T: Upsizing high-strength fail-safe steel through warm tempforming, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 819, p.141514, 2021.7  
(DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141514>)
- [16] Shibata A, Gutierrez-Urrutia I, Nakamura A, Okada K, Miyamoto G, Madi Y, Besson J, Hara T, Tsuzaki K: Three-dimensional propagation behavior of hydrogen-related intergranular cracks in high-strength martensitic steel, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 48, pp. 34565-34574, 2023.10  
(DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.05.211>)
- [17] 木村勇次，井上忠信，中田隆之，福田又一：1.8GPa 級超高強度フェールセーフボルトの耐遅れ破壊特性，日本機械学会論文集，Vol. 84, No.860, p. 17-00493, 2018.  
(DOI: <https://doi.org/10.1299/transjsme.17-00493>)  
Kimura Y, Inoue T, Nakata T, Fukuda M: Delayed fracture properties of 1.8 GPa-class ultra-high strength fail-safe bolt, *Transactions of the JSME*, Vol. 84, No.860, p. 17-00493, 2018.
- [18] Homma T, Chiba T, Takai K, Akiyama E, Oshikawa W, Nagumo M: Cracking process in delayed fracture of high-strength steel after long atmospheric exposure, *ISIJ International*, Vol. 62, No.4, pp. 776-787, 2022.4.  
(DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-238>)
- [19] 大村朋彦，櫛田隆弘，中里福和，渡部了，小山田巖：高力ボルトの大気曝露における水素吸蔵挙動と耐遅れ破壊性評価，鉄と鋼，Vol. 91, No. 5, pp. 478-484, 2005.5  
(DOI: [https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.91.5\\_478](https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.91.5_478))  
Omura T, Kushida T, Nakazato F, Watanabe S, Oyamada I: Hydrogen absorption into high strength

- bolts under atmospheric exposure and delayed fracture susceptibility evaluation, *Tetsu-to-Hagané*, Vol. 91, No. 5, pp. 478-484, 2005.5
- [20] 大塚真司, 多田英司, 大井梓, 西方篤: 乾湿繰り返し腐食環境下における鋼板への水素侵入に及ぼす環境因子の影響, *鉄と鋼*, Vol. 106 No. 7, pp. 448-456, 2020.7  
(DOI: <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2019-134>)
- Ootsuka S, Tada E, Ooi A, Nishikata A: Effect of environmental factors on hydrogen absorption into steel sheet under a wet-dry cyclic corrosion condition, *Tetsu-to-Hagané*, Vol. 106 No. 7, pp. 448-456, 2020.6
- [21] Kimura Y, Inoue T, Akiyama E: Warm tempforming effect on the hydrogen embrittlement of 1.8-GPa-class ultra-high-strength low-alloy steel, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 703, pp.503-512, 2017.  
(DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.091>)
- [22] Kimura Y, Moronaga T, Inoue T: Influence of thermomechanical treatment on delayed fracture property of Mo-bearing medium-carbon steel, *ISIJ International*, Vol. 62, No.2, pp. 377-388, 2022.2  
(DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-407>)

(2025年1月21日原稿受理)