

腐食電池作用を考慮した1500 MPa級高力ボルト部材の耐遅れ破壊特性

白神 哲夫*・横田 智之*・石川 信行*²

Delayed Fracture Resistance of 1500 MPa Grade Bolts Influenced by Galvanic Corrosion

Tetsuo SHIRAGA, Tomoyuki YOKOTA and Nobuyuki ISHIKAWA

Synopsis : Delayed fracture resistance of 1500 MPa grade bolts was investigated taking account of hydrogen absorption due to galvanic corrosion. 1500 MPa grade bolts with various chemical compositions were served for accelerated delayed fracture test under the given clamp conditions. Delayed fracture resistance of the bolts appeared to be improved with increase in their K_{Isc} values. However, 1500 MPa grade maraging type steel bolts were delayed fractured although it had extremely high K_{Isc} value. In order to estimate hydrogen amount absorbed into the testing bolts due to galvanic corrosion, Thermal Desorption Spectrometry (TDS) analysis was conducted. It was revealed that maraging type steel touched with a mild steel absorbed large amount of diffusive hydrogen owing to galvanic corrosion. The relationship between delayed fracture resistance of 1500 MPa grade bolts and their K_{Isc} values was discussed from the viewpoint of galvanic corrosion.

Key words: delayed fracture; bolt; galvanic corrosion; hydrogen.

1. 緒言

近年の建築物の高層化や環境問題を背景とした自動車用エンジンの小型軽量化に伴い、高力ボルトのさらなる高強度化に対する要望が高まっている。ところが強度レベルが1200 MPaを超える鋼では遅れ破壊が生じることがよく知られており¹⁾、実用ボルト部品の高強度化に対する大きな阻害要因となっている。このような背景のもと、耐遅れ破壊特性に及ぼす材料因子の影響については、従来多くの知見が得られており、耐遅れ破壊特性に優れた鋼材が数多く報告されている²⁻⁶⁾。

一般に、鋼素材の耐遅れ破壊特性は、切削加工を施された試験片で評価されている。しかしながら、実部材の耐遅れ破壊特性に関しては、実部材で行って始めて評価できるケースがあることを、著者らはPC鋼棒の耐遅れ破壊特性に関して既に報告した^{5,7)}。ボルト部材の耐遅れ破壊特性に関しても、鋼素材の耐遅れ破壊特性からは予想できない結果が得られる可能性がある。その一つとして、他部材との接触による腐食電池作用が挙げられる。今後、1500 MPa級の強度を超えるような高強度鋼材のさらなる耐遅れ破壊特性改善のために、その化学成分をより高合金化するケースが増えることが想起される。その場合、鋼素材そのものの耐遅れ破壊特性は向上することが期待されるものの、ボルト部材への適用を考えた場合、電気化学的に卑なナット、ワッシャーや鋼板との間で腐食電池作用が生ずる可能性がある。すなわち、貴なボルトへ水素が多く侵入することに

より、耐遅れ破壊特性が劣化することが考えられる。

これまでに、ボルト素材を一定としてワッシャーに異種金属を用い、腐食電池作用による耐遅れ破壊特性の変化を調べた例が報告されている⁸⁾。これによると、ワッシャーにMgやZnといった陰分極作用の強い金属を用いると、ボルトに対して極めて有害であることが示されている。この結果は極端な例ではあるものの、腐食電池作用によるボルト部材の劣化を示唆するものである。しかしながら、ボルト材質を変化させ、実用的に用いられるナット、ワッシャーや鋼板との間で生ずる腐食電池作用を調べた例は全くない。また、最近実環境における耐遅れ破壊特性の定量的評価法の確立をめざした研究^{6,9)}が行われているが、上記のような観点からの検討は行われていない。そこで本研究では、ナット、ワッシャーや鋼板からの腐食電池作用による水素侵入を考慮して、1500 MPa級高力ボルト部材の耐遅れ破壊特性を評価することを試みた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。F10T級高力ボルト用の汎用鋼種であるSCM435とSteel A, Steel B, Steel Cの4鋼種を用いた。Steel Aは1300 MPa級高力ボルト用鋼であり、SCM435に対してCr, P量を低く、C, Ni, Mo量を高くし、さらにTiを添加している。1300 MPa級の強度レベルにおいて、Steel AはSCM435より高い K_{Isc} を示し、

平成12年10月6日受付 平成12年12月13日受理 (Received on Oct. 6, 2000; Accepted on Dec. 13, 2000)

* NKK総合材料技術研究所 (京浜) (Materials & Processing Research Center, NKK Corp., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210-0855)

* 2 NKK総合材料技術研究所 (福山) (Materials & Processing Research Center (Fukuyama), NKK Corp.)

1300MPa級高力ボルトとして実施工した場合にも破断が生じないことが報告されている¹⁰⁾。Steel Bは低Cマルエージ型の成分系であるが、汎用の18Niマルエージ鋼に比べてCrを多く含有させ、耐食性向上を通して耐遅れ破壊特性向上を図るとともに、Coを含有せずNi含有量も減らした廉価な成分系としている。Steel Cは、事前検討により中炭素鋼へのNi多量添加が1500MPa級鋼の K_{pscc} 向上に大きく影響することを明らかにしたうえで決定した成分系である。これら供試鋼は実験室設備の真空溶解炉で溶製して150kg鋼塊とした後、熱間圧延により22mmφあるいは15mmφの棒鋼素材とした。

2.2 鋼素材の耐遅れ破壊特性評価

供試鋼の素材としての耐遅れ破壊特性を把握するために、腐食環境下においてき裂が進展しない下限界の応力拡大係数： K_{pscc} の評価を行った。熱間圧延して得られた22mmφの棒鋼素材をTable 2に示す条件で熱処理した。それぞれの供試鋼において焼入れ条件は一定とし、焼戻し温度あるいは時効温度を変化させることにより2~3水準の引張強さの試験片を得た。熱処理後の引張強さを同じTable 2に示した。いずれの供試鋼も焼戻し温度あるいは時効温度が高いほど引張強さは低い。Steel Bにおいて500°Cの時効は引張強さが最高になる温度であり、550°Cは過時効である。熱処理後の棒鋼素材から機械加工によりFig. 1に示す試験片を採取した。カンチレバータイプの片持梁式定荷重遅れ破壊試験装置を用いて、試験片切欠き部を3%食塩水(20°C)に浸漬し、荷重負荷後の破断時間を測定した。荷重負荷後500時間経過してもき裂が進展しない最大の荷

重から、試験片切欠き先端の応力拡大係数 K_I を(1)式¹¹⁾を用いて算出し、その値を K_{pscc} と定め、鋼素材の耐遅れ破壊特性の指標とした。

$$K_I = 6M(a)^{1/2}/BW^2 \times \{1.99 - 2.47(a/W) + 12.97(a/W)^2 - 23.17(a/W)^3 + 24.8(a/W)^4\} \text{ [MPa} \cdot \text{m}^{1/2}] \dots\dots\dots (1)$$

- M : ノッチ部のモーメント (N・m)
- a : ノッチ深さ (3mm)
- B : 試験片幅 (10mm), W : 試験片厚さ (15mm)

2.3 ボルト実体を用いた耐遅れ破壊特性評価

供試鋼のボルトとしての耐遅れ破壊特性を把握するために、ボルト実体を用いた遅れ破壊促進試験を行った。ボルト素材には上述の22mmφあるいは15mmφの熱間圧延棒鋼を用いた。ボルト形状はJIS B 1186に基づき、M12とM22の2種類とした。22mmφ素材からはM22サイズのボルトを、15mmφ素材からはM12サイズのボルトを製作した。ボルト頭部成形はSCM435とSteel Aでは冷間鍛造で、Steel BとSteel Cでは変形抵抗が大きいことにより冷間鍛造が困難であったため熱間鍛造で行った。

Table 3に成形されたボルトの熱処理条件を示す。焼入れは水焼入れで行った。SCM435, Steel Aではそれぞれ380~500°C, 360~460°Cの間で焼戻し温度を変化させることにより5水準、6水準の強度レベルのボルトを製作した。Steel Bでは過時効となる550°Cの1水準で時効した。実験結果で示すように時効温度を500°Cとすると K_{pscc} が著しく低下するためである。Steel Cでは焼戻し温度を240°Cと280°Cの2水準で行った。なおTable 3に示した引張強さはJIS B 1051に準じたボルト実体の引張試験により測定したものである。またSCM435, Steel A, Steel Cのミクロ組織は、それぞれ旧 γ 粒径15 μ m, 10 μ m, 25 μ mの焼戻しマルテンサ

Table 1. Chemical compositions of bolt steels examined (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti
SCM435	0.37	0.25	0.65	0.019	0.015	1.11	0.17	0.06	-
Steel A	0.40	0.21	0.80	0.006	0.008	0.68	0.22	0.58	0.04
Steel B	0.001	0.02	<0.01	0.002	0.001	10.3	0.99	10.1	1.51
Steel C	0.30	0.25	0.80	0.005	0.007	-	-	9.0	0.04

Table 2. Heat treatment conditions of K_{pscc} evaluation test specimens.

No.	Heat treatment condition		Tensile strength(MPa)
	Quench	Temper	
SCM435	850°C for 1hr→OQ	425°C for 2hr	1421
		475°C for 2hr	1303
		500°C for 2hr	1245
Steel A	850°C for 1hr→OQ	400°C for 2hr	1531
		450°C for 2hr	1345
Steel B	880°C for 1hr→WQ	500°C for 2hr	1721
		550°C for 2hr	1509
Steel C	900°C for 0.5hr→WQ	250°C for 1hr	1509
		300°C for 1hr	1390

Table 3. Heat treatment conditions of testing bolts.

No.	Bolt size	Heat treatment condition		Tensile strength as bolt (MPa)
		Quench	Temper (Aging)	
SCM435	M12	860°C for 1hr	380°C for 2hr	1399
	M22	860°C for 1hr	420°C for 2hr	1410
	M22	860°C for 1hr	450°C for 2hr	1333
	M22	870°C for 1hr	480°C for 2hr	1290
	M22	870°C for 1hr	500°C for 2hr	1224
Steel A	M12	870°C for 1hr	390°C for 2hr	1395
	M12	870°C for 1hr	450°C for 2hr	1282
	M22	870°C for 1hr	360°C for 2hr	1546
	M22	870°C for 1hr	390°C for 2hr	1472
	M22	870°C for 1hr	420°C for 2hr	1434
M22	870°C for 1hr	460°C for 2hr	1316	
Steel B	M12	880°C for 0.5hr	550°C for 1.5hr	1511
Steel C	M22	900°C for 1hr	280°C for 2h	1476
	M22	900°C for 1hr	240°C for 2h	1564

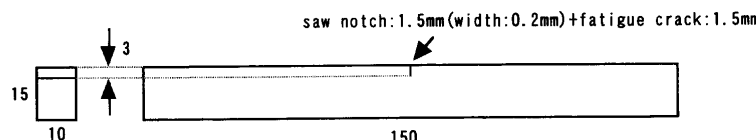


Fig. 1. Configuration of a specimen for K_{pscc} evaluation test.

Table 4. Conditions of accelerated delayed fracture test for the bolts.

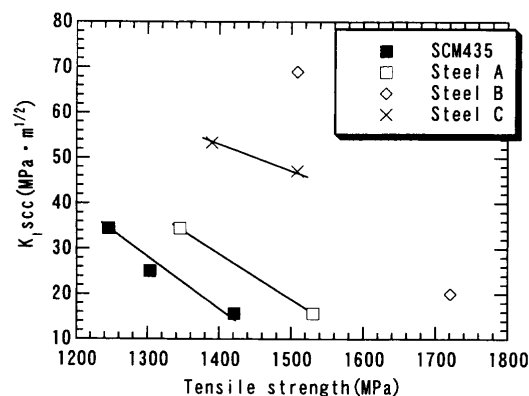
Test period	6 months
Test environment	Aqueous solution of 3% sodium chloride (exchange at every month)
Alternate immersion test condition	Immersing the bolts for 24hr followed by 24hr of air drying above the solution
Clamp condition	0.85 σ_y , σ_y , σ_{max} at each strength level
Number of test bolt	N=10 at each clamp condition
Judgement of usability as bolt	None of the bolts fractured under all the clamp conditions →○ : usable as bolt At least 1 bolt fractured under all the clamp conditions →● : not usable as bolt

イト, Steel Bは旧 γ 粒径 $15\mu\text{m}$ で金属間化合物の析出したマルテンサイトである。これらボルト実体の旧 γ 粒径は各鋼素材の耐遅れ破壊特性試験片の旧 γ 粒径とほぼ同等であった。

Table 4にボルト実体での遅れ破壊促進試験条件を示す。熱処理して得られたM22サイズあるいはM12サイズのボルトを0.85×耐力(トルク法に対応), 耐力(耐力点検出法に対応), 最大軸力(ナット回転角法に対応)の3水準の負荷軸力で, 各10本ずつ600 MPa級の低炭素鋼板に締付けた。つまり, 一つの強度水準に対して30本のボルトを締付けた。なお締付け管理はそれぞれの供試鋼に対してあらかじめ調べた回転角-軸力の関係に基づき, すべてナット回転角で実施した。ナットにはS33C, ワッシャーにはS45Cを用いた。締付け後24時間浸漬-24時間乾燥の3%食塩水乾湿繰返しによる遅れ破壊促進試験を約6ヶ月間行い, ボルトの遅れ破壊発生の有無を調べた。すべての締付け条件で1本も破壊が生じなかった場合のみ, ボルトとして遅れ破壊が生じないものと判断した。

2.4 侵入水素量の測定

ナット, ワッシャーや鋼板など, 卑な部材との接触による実ボルトへの侵入水素量を評価するために, 供試鋼に軟鋼を接触させた場合と接触させない場合での侵入水素量の比較を行った。Steel A, B, Cを別途1500 MPa級に調質して $5\text{mm}\times 5\text{mm}\times 50\text{mm}$ の棒状試験片を削りだし, 棒状試験片そのものと棒状試験片に軟鋼線を10回巻き付けたものそれぞれを3%食塩水乾湿繰返しに供した。2時間サイクルで20回乾湿を繰返した後さびを除去し, 侵入した水素量を昇温式水素分析¹²⁾により測定した。最後の浸漬が終了した後, さび除去等を含めた測定までの時間は60 minと一定にした。この間液体窒素中での保管は行っていない。測定は棒状試験片を室温から 630°C まで昇温速度 $200^\circ\text{C}/\text{hr}$ で徐加熱し, 放出された水素を逐次ガスクロマトグラフィーにより検出した。今回測定に用いた装置では, 5 vol ppmの水素ガスの検出が可能である。ボルト実体でこの試験を行わなかったのは, サイズが大きく分析に困難が生ずるためである。昇温式水素分析においては, 水素が放出される温度領域によって, 拡散性水素と非拡散性水素という区分がなされる場合が多いが¹²⁾, 現在のところ両者を区分する明確な定義はなされていない。本研究においては便宜上,

Fig. 2. Results of $K_{I,SCC}$ evaluation test.

室温から 350°C の間で放出される水素を拡散性水素: Hd, $350^\circ\text{C}\sim 630^\circ\text{C}$ の温度で放出される水素を非拡散性水素: Hnとした。

3. 実験結果

3.1 鋼素材の耐遅れ破壊特性

供試鋼の3%食塩水中での $K_{I,SCC}$ 評価結果をFig. 2に示す。これよりSCM435, Steel A, Steel Cにおいては引張強さが大きくなると $K_{I,SCC}$ が緩やかに低下することがわかる。一方低炭素マルエージタイプの成分系であるSteel Bについては, 引張強さ1509 MPaの 550°C 時効材(過時効)では $69\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と非常に高い $K_{I,SCC}$ 値を示すのに対し, 引張強さ1721 MPaの 500°C 時効材では $20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と極端に低下した。同一引張強さでの比較においてはSCM435, Steel A, Steel C, Steel Bの順に $K_{I,SCC}$ が大きくなった。

3.2 実ボルトとしての耐遅れ破壊特性

Fig. 3は実ボルトを用いた遅れ破壊促進試験の結果を示したものである。図中の実線はFig. 2に示した各供試鋼の引張強さと3%食塩水環境での $K_{I,SCC}$ との関係である。図中プロットはボルト実体を用いた遅れ破壊促進試験結果であり, ボルトの強度に対応する $K_{I,SCC}$ 曲線上に遅れ破壊発生の有無を示したものである。各鋼において, 素材の強度が高くなり $K_{I,SCC}$ が低下するとボルトの遅れ破壊が発生する傾向が認められる。遅れ破壊が発生しない強度レベルは鋼によって異なり, Steel CはSCM435やSteel Aに比べてより高い強度レベルである1500 MPaまで遅れ破壊が発生し

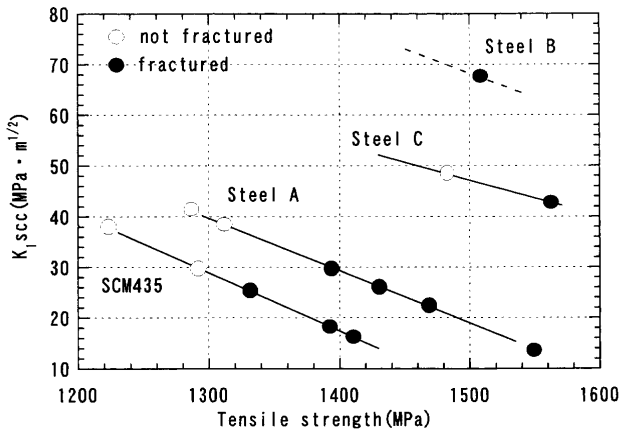


Fig. 3. Results of accelerated delayed fracture test for the bolts.

ていない。また、 $K_{I,SCC}$ が高くては鋼種によっては遅れ破壊が発生していることがわかる。特にSteel Bはこの傾向が著しく、 $K_{I,SCC}$ 値が70 MPa \cdot m^{1/2}近傍と非常に高いにもかかわらず、ボルトの遅れ破壊が発生している。

遅れ破壊が生じたボルトの破断部位についてその特徴を調べた。SCM435およびSteel Aではボルトの強度レベルによらず、破断したボルトのほぼ全数が応力集中部である不完全ネジ部やナット掛かり部であった。これに対し、Steel BとSteel Cでは首下で破断に至るものが生じた。破断したボルト破面の起点部を観察すると、ほとんどの場合粒界破面を呈していた。

3.3 侵入水素量の測定

卑な部材との接触による実ボルトへの侵入水素量を評価するために、供試鋼に軟鋼を接触させた場合と接触させない場合での侵入水素量の比較を行った。Fig. 4は棒状試験片とした供試鋼そのものを浸漬した場合の水素放出曲線である。Steel A, B, Cいずれも室温~350°C近傍で放出される拡散性水素が認められず、500°C近傍から放出がはじまる非拡散性水素のみが検出された。拡散性水素が認められなかった原因として、測定に供するまでの60 minの間に水素が放散したことが挙げられる。また、水素導入条件として食塩水浸漬は比較的マイルドであり、極微量の拡散性水素が存在していたとしても、用いた装置の検出限界以下であった可能性もある。

一方Fig. 5は棒状試験片に軟鋼線を巻き付けて浸漬した場合の水素放出曲線である。Steel Bにおいてのみ100°Cから拡散性水素の放出が認められ、160°Cで水素放出速度はピークとなった。500°C近傍から放出される非拡散性水素はSteel A, Steel B, Steel Cいずれの場合も軟鋼線を接触させなかった場合に比べて多くなった。Steel Bで認められた拡散性水素や、軟鋼線をつけなかった場合に比べて増えた非拡散性水素は、供試鋼単体では侵入するはずではなかった水素であり、軟鋼との接触によって余分に鋼中に侵入した水素を示していると考えられる。

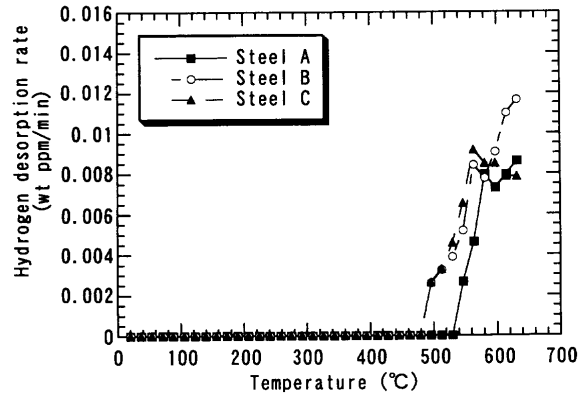


Fig. 4. Hydrogen thermal desorption curves of the specimens.

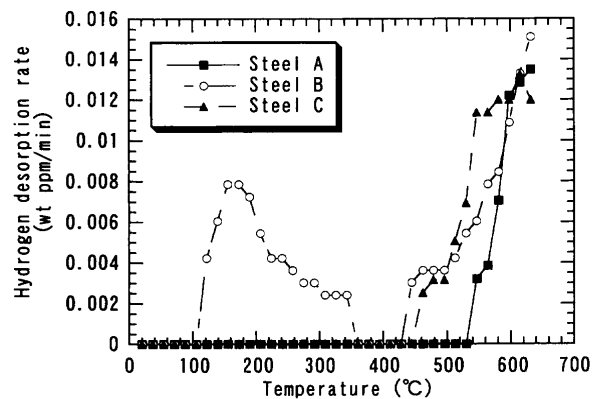
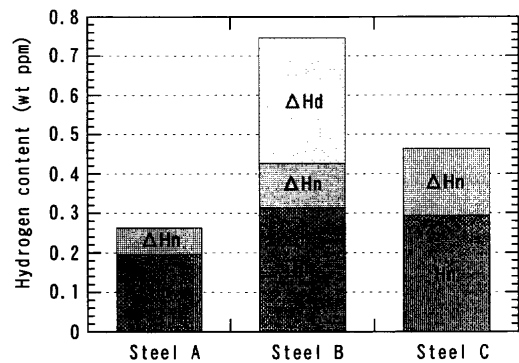


Fig. 5. Hydrogen thermal desorption curves of the specimens touched with a mild steel wire.



Hn: Intrinsic non diffusive hydrogen
 Δ Hn: Non diffusive hydrogen absorbed by galvanic corrosion
 Δ Hd: Diffusive hydrogen absorbed by galvanic corrosion

Fig. 6. Hydrogen contents in the specimens touched with a mild steel wire.

Fig. 6はFig. 4およびFig. 5で得られた水素放出曲線をもとに、軟鋼と接触させた場合にSteel A, Steel B, Steel Cに侵入した水素の内訳をまとめたものである。この図におけるHnは軟鋼と接触しなかった場合に検出された非拡散性水素量である。軟鋼との接触によって侵入した拡散性水素量： Δ Hdと非拡散性水素量： Δ Hnは、それぞれ軟鋼を接触した場合の拡散性水素量と非拡散性水素量から、接触しなかった場合の拡散性水素量と非拡散性水素量を差し引い

て求めた。軟鋼との接触によって侵入した拡散性水素量 ΔH_d は、Steel B の場合にだけ認められ、0.32 ppm であった。一方軟鋼との接触によって侵入した非拡散性水素量 ΔH_n は各鋼において認められ、その量は Steel A < Steel B < Steel C であった。軟鋼との接触によって侵入した全水素量 $\Delta H_d + \Delta H_n$ でみると、Steel A < Steel C << Steel B であり、Steel B で圧倒的に多くなった。

4. 考察

実験結果において、素材の K_{Isc} が低いと、概ねボルトの遅れ破壊が発生しやすい傾向にあることがわかった。一方、素材の K_{Isc} が高くても鋼種によってはボルトの遅れ破壊が発生し、特に Steel B はこの傾向が著しいことがわかった。Steel B ボルトの破断は、Steel C とともに、首下で生じるものがあり、SCM435 および Steel A ボルトの破断位置が不完全ネジ部やナット掛かり部であったのとは異なった。さらに、軟鋼との接触によって鋼中に余計に侵入する水素量を調べると、Steel A < Steel C << Steel B であることがわかった。ここでは、素材の K_{Isc} とボルトの遅れ破壊発生との関係について、腐食電池作用による水素侵入に着目して考察する。

4.1 水素侵入に対する腐食電池作用の効果

3.3 において、卑な部材との接触による侵入水素量の評価を行ったが、軟鋼との接触によって侵入した水素が実際に腐食電池作用によるものであることを確かめるために、ナットとの接触による供試鋼ボルトの浸漬電位低下量を測定した。試験片には Steel A, Steel B, Steel C の実ボルトを用い、炭素鋼 S33C のナットをつけた場合とつけなかった場合についてそれぞれ浸漬電位を測定した。浸漬液は 3% 食塩水、測定時間は 30 分とした。標準電極には Ag/AgCl を用いた。Table 5 に浸漬電位測定結果を示す。ナットをつけない場合とナットをつけた場合の浸漬電位を測定し、ナットをつけたことによる浸漬電位低下量を求めると、Steel A では 0.054 V, Steel B では 0.210 V, Steel C では 0.093 V となり、Steel B が最も大きくなった。Fig. 7 にナットをつけたことによる浸漬電位低下量と軟鋼との接触によって侵入した水素量 ($\Delta H_n + \Delta H_d$) との関係を示す。両者の間には明確な直線関係が成り立つことがわかる。このことから、軟鋼との接触によって侵入した水素 ($\Delta H_n + \Delta H_d$) は、実際に腐食電池作用によって侵入した水素であると言える。

4.2 素材の K_{Isc} とボルトの耐遅れ破壊特性との関係

本研究において、素材の特性として評価したき裂が進展しない下限界の応力拡大係数: K_{Isc} は、材料の腐食環境中での破壊靱性値に準ずるものであると考えられる。すなわち、 K_{Isc} 値が大きいということは、き裂があらかじめ存在する状況で最終的な不安定破壊に対する材料の抵抗が大きいということである。ところが、実際にボルトで生ず

Table 5. Electrode potential of the bolts (Volt).

	Without nut	With nut	Reduction of potential
Steel A	-0.588	-0.642	0.054
Steel B	-0.450	-0.660	0.210
Steel C	-0.508	-0.601	0.093

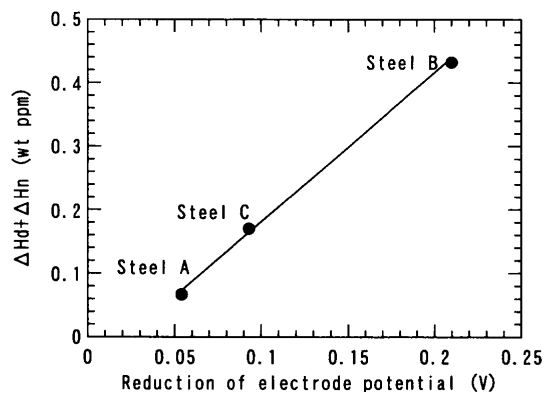


Fig. 7. The relationship between electrode potential reduction and hydrogen content increase due to galvanic corrosion.

る遅れ破壊ではき裂発生から生ずるわけであり、このことを考慮しなければならない。Steel B のボルトで素材の K_{Isc} 値が大きいにも関わらず遅れ破壊が生じた原因として、他の鋼種に比べて著しくき裂発生が容易であったことが推察される。この理由について以下に記述する。

西形ら¹³⁾は SCM822 鋼等の実ボルトの遅れ破壊促進試験において、遅れ破壊が生ずる場合には、軸力は破断のほんの数時間前から急激に減少することを報告しており、初期き裂の発生が遅れ破壊の支配的過程であることを示唆している。さらに山崎ら¹⁴⁾は SCM440 鋼を用い、Acoustic Emission 原波形解析により遅れ破壊のき裂発生・伝播と拡散性水素量の相関を解析し、初期き裂の発生に必要な拡散性水素量はその後のき裂伝播に必要な拡散性水素量の少なくとも 4 倍以上であることを報告している。また、引張強さ: 1183 MPa の SCM440 鋼 (550°C 焼戻し) の場合、0.47 ppm の拡散性水素で、引張強さ: 1330 MPa の SCM440 鋼 (500°C 焼戻し) の場合には 0.21 ppm の拡散性水素でき裂が発生することを述べている。これらの文献に報告された研究結果により、ボルトの遅れ破壊においてはき裂発生が重要であることが明確になっている。

鋼種の違いがあるものの、本研究における Steel B では腐食電池作用により 0.32 ppm の拡散性水素: ΔH_d が侵入しており、実際の Steel B ボルトにおいても、き裂の発生に十分な拡散性水素が侵入したと推測される。遅れ破壊には水素の中でも拡散性水素量が大きく影響するとされている⁹⁾。本研究においても、Fig. 6 において、 ΔH_n あるいは $H_n + \Delta H_n$ をみれば、Steel B よりも Steel C の方が大きいことから、非拡散性水素がき裂発生に対して重要な影響を与えているとは考えにくい。このことから、き裂発生に対しては、上述のように ΔH_d すなわち拡散性水素が大きく影

響したと考えられる。

以上の考察より、Steel Bのボルトで素材の K_{Isc} 値が大きいにも関わらず遅れ破壊が生じた原因は、腐食電池作用により侵入した拡散性水素により、他の鋼種に比べて著しくき裂発生が容易になったことであると推測される。

4.3 ボルトの首下破断について

Steel Bでは首下で破断に至るものが生じた。通常ボルトの遅れ破壊は不完全ネジ部やナット掛かり部など応力集中の大きいところで生ずることが知られている¹⁵⁾。従来ボルトが首下で破断する理由として、首下の応力集中¹⁶⁾というボルト形状の観点、あるいはボルト頭部が下になると水滴が首下にたまりやすくなる¹⁷⁾という施工の観点から考察が加えられている。今回のボルトの遅れ破壊促進試験では、ボルトはすべて頭部が上になるようにして試験をしているので、後者の理由は無視できる。しかし首下の応力集中に関してはその影響が無視できない。すなわち、Steel Bで用いたM12ボルトの首下部丸み径は1.2mmであり、M22ボルトの1.6mmと比べて応力集中度が大きくなっている。このことがSteel Bボルトの首下でのき裂発生を助長したことが考えられる。しかし、応力集中度の大きいM12ボルトでも、Steel A (1395MPa)の場合すべてネジ部で破断したことを踏まえると、首下の応力集中だけが原因とは考えにくい。

ここで、腐食電池作用により侵入した拡散性水素とボルトの破断位置の関係について考える。ボルトが卑な部材と強く接触する場所は、ボルト座面（ワッシャーとの接触）とねじ部（ナットとの接触）である。腐食電池作用はボルト座面とねじ部に同等に作用し、これにより侵入した拡散性水素は、それぞれボルト首下とねじ谷の応力集中部に集積すると考えられる。ねじ谷の応力集中部が数箇所あり、拡散性水素が各箇所に分散されるのに対し、首下では応力集中部が一個所で拡散性水素が集積しやすく、ここでき裂発生を生じやすくなったと推測される。実験結果で述べたように、Steel Cにおいてもボルトが首下で破断を生ずることがあり、因果関係が必ずしも明白ではないが、腐食電池作用による拡散性水素侵入がボルトの破断位置に影響を及ぼした可能性はある。

5. 結言

本研究ではSCM435, SCM435よりCr, P量を低く、C, Ni, Mo量を高くし、Tiも添加したSteel A, 低Cマルエージ型成分系のSteel B, および0.3%C-9%Ni成分系のSteel Cの各供試鋼について、素材としての耐遅れ破壊特性と、実際に締付けしたボルトとしての耐遅れ破壊特性を調べ、腐食電池作用によるボルトへの水素侵入に着目して考察を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) 供試鋼の素材としての耐遅れ破壊特性を把握する

ために、3%食塩水環境中においてき裂が進展しない下限界の応力拡大係数： K_{Isc} の評価を行った。SCM435, Steel A, Steel Cにおいては引張強さが大きくなると K_{Isc} が緩やかに低下した。一方Steel Bについては、引張強さ1509MPaの550°C時効材（過時効）では69MPa \cdot m^{1/2}と非常に高い K_{Isc} 値を示すのに対し、引張強さ1721MPaの500°C時効材では20MPa \cdot m^{1/2}と極端に低下した。同一引張強さでの比較においてはSCM435, Steel A, Steel C, Steel Bの順に K_{Isc} が大きくなった。

(2) 実ボルトを締め付けて3%食塩水乾湿繰り返しによる遅れ破壊促進試験を行った結果、SCM435ではおよそ1300MPa以下、Steel Aでは1350MPa以下の引張強さのボルトで遅れ破壊が生じなかった。Steel Cでは1500MPaも引張強さを有するボルトにおいて遅れ破壊が生じなかった。これらの鋼では素材の K_{Isc} が大きいほどボルトの遅れ破壊が生じにくい、Steel Bに関しては、 K_{Isc} 値が高いにも関わらず、ボルトの遅れ破壊が発生した。

(3) 軟鋼との接触によって余計に侵入する水素量は、Steel Aでは0.067ppm、Steel Bでは0.432ppm、Steel Cでは0.170ppmでありSteel Bが最も多くなった。この水素量はナットとの接触によるボルトの浸漬電位低下量と比例した。Steel Bにおいてのみ拡散性水素が検出され、0.432ppmのうち0.32ppmが拡散性水素であった。

(4) 素材の K_{Isc} 値が大きいにも関わらずSteel Bボルトにおいて遅れ破壊が発生した原因の一つとして、ナット、ワッシャーとの間の腐食電池作用によりボルトに大量の拡散性水素が侵入し、これにより遅れ破壊の初期き裂が容易に発生したことが考えられる。

文 献

- 1) 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社，東京，(1989)，67。
- 2) R.P.M.Proctor and H.W.Paxton: *Trans. Am. Soc. Met.*, **62** (1969), 989.
- 3) C.L.Briant, H.C.Feng and C.J.McMahon, Jr.: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 625.
- 4) J.Kameda, N.Bandyopadhyay and C.J.McMahon, Jr.: Proc. 2nd JIM Int. Symp. on Hydrogen in Metals, Supplement to *Trans. JIM*, **21** (1980), 437.
- 5) T.Shiraga, N.Ishikawa, M.Ishiguro, E.Yamashita and S.Mizoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 777.
- 6) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 7) T.Shiraga, N.Ishikawa, M.Ishiguro, E.Yamashita and S.Mizoguchi: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 499.
- 8) S.Yamamoto and T.Fujita: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **18** (1968), 93.
- 9) T.Kushida, H.Matsumoto, N.Kuratomi, T.Tsumura, F.Nakasato and T.Kudo: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 297.
- 10) T.Shiraga and N.Ishikawa: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1982.
- 11) 岩館忠雄，青木孝夫，横堀武夫：応力腐食割れ標準試験法，日本材料強度学会，仙台，(1985)，11。
- 12) N.Suzuki, N.Ishii, T.Miyagawa and H.Harada: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 227.
- 13) H.Nishikata and A.Hashimoto: *Summaries of Technical Papers of Annual Meeting Architectural Inst. Jpn.*, C, Structures II, (1994), 1369.
- 14) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 460.
- 15) S.Matsuyama: *Netsu Shori*, **25** (1985), 327.
- 16) 高力ボルト接合，日本鋼構造協会編，東京，(1972)，304。
- 17) S.Matsuyama: *Tetsu-To-Hagané*, **69** (1983), 903.