



CSRT 法による高強度鋼の遅れ破壊特性の評価

萩原 行人*・伊藤 睦人*²・久森 紀之*・鈴木 啓史*・高井 健一*・秋山 英二*³

Evaluation of Delayed Fracture Characteristics of High Strength Steel based on CSRT Method

Yukito HAGIHARA, Chikahito ITO, Noriyuki HISAMORI, Hiroshi SUZUKI, Kenichi TAKAI and Eiji AKIYAMA

Synopsis : A conventional strain rate technique (CSRT) to evaluate the delayed fracture characteristics of high strength steels has been proposed. The critical “maximum stress—diffusible hydrogen concentration” at the delayed fracture initiation point near the notch tip is thought to be a material constant, which was originally demonstrated using the SSRT (slow strain rate technique) test method. The SSRT method takes hours to complete the test and uses a special test machine, which causes difficulty and complication. Therefore, a simple and conventional test technique, CSRT test method for delayed fracture was investigated. The crosshead speed is around 1 mm/min, so that the stress induced diffusion of hydrogen is negligible. The results obtained are as follows.

(1) Since the stress induced hydrogen diffusion does not take place during the CSRT test, it is necessary to introduce the amount of hydrogen in the specimen, corresponding to the accumulated hydrogen at the vicinity of the notch tip region in the SSRT test. The electrochemical hydrogen charging conditions were established to introduce a wide range of hydrogen contents into the specimens.

(2) A unique relationship between the maximum stress at the vicinity of the notch tip and hydrogen contents was obtained irrespective of the notch configuration using the CSRT test and FEM stress analysis. Therefore, it can be said that this relation is the material constants for delayed fracture.

Key words: conventional strain rate technique (CSRT); delayed fracture; high strength steel; diffusible hydrogen; hydrogen embrittlement; maximum stress; notch tip; SSRT.

1. 緒言

近年、省資源、省エネルギーの観点から、構造材料の高強度化による軽量化、高性能化が種々の分野で積極的に検討されている。しかし、引張強さ 1000 MPa を超える鋼材の実用化例は少ない。その理由として、鋼の引張強さが 1000 MPa を超えると遅れ破壊を起こす可能性が高くなることがあげられる。高強度鋼の遅れ破壊に関しては多くの検討がされてきた。従来から知られている遅れ破壊評価法には、高力ボルトに対しては JIS 原案法¹⁾、PC 鋼材については FIP 試験法²⁾がある。JIS 原案法は pH2 に調整した 25°C の塩酸溶液、また、FIP 試験法は 50°C に保持した 20% NH₄SCN (チオシアン酸アンモニウム) 溶液中で定荷重試験を行い、それぞれ所定の時間、100 h ないし 200 h でも破壊しない最大応力値で鋼材の遅れ破壊特性を評価するものであった。しかしながら、水素侵入条件が鋼材の実際の使用条件に対応していることを保証するものではないことから、得られる結果は特定の溶液中における鋼材の相対的な評価を与えるものと考えられる。

遅れ破壊は、腐食などが原因で鋼材中に侵入した水素が直接的または間接的な原因となって割れが発生することに

より引き起こされるものであることから、水素量に着目した遅れ破壊評価技術が発展してきた。ボルトの遅れ破壊の限界条件を水素量ベースに評価する方法が鈴木ら³⁾によって提案され、その後、山崎ら⁴⁾によって評価法の緻密化、高精度化がはかられた。これらは所定の負荷応力条件で定荷重試験を行い 100 h でも遅れ破壊を起こさないときに、試験片に吸蔵されていた最大水素量でもって鋼材の限界水素量(H_L)を求めるものであった。ボルトのように決まった負荷応力で使われる場合には、鋼材の限界水素量と環境の腐食によって侵入してくる水素量との関係で遅れ破壊を判定することができるが、負荷条件やボルトのねじ形状が異なる場合には、改めてその条件で定荷重試験を行い、限界水素量を求めることが必要となる。

遅れ破壊が問題となる部材には高力ボルトなどの高強度鋼がある。それらの部材の形状や寸法、負荷される応力状態、使用環境は様々であり、あらゆる条件について定荷重試験で限界水素量を求めることは困難である。そのため、試験片形状や応力集中係数に依存しない遅れ破壊特性評価法の一般化をはかる検討が進められた。高木ら^{5,6)}は切欠き形状を変えた定荷重試験を行い、切欠き形状によらない評価法として Local Approach の考えを拡張したワイブル応

平成 19 年 11 月 27 日受付 平成 20 年 2 月 1 日受理 (Received on Nov. 27, 2007; Accepted on Feb. 1, 2008)

* 上智大学理工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Science and Technology, Sophia University, 7-1 Kioto-cho Chiyoda-ku Tokyo 102-8554)

* 2 上智大学大学院生 (Graduate Student, Sophia University)

* 3 独立行政法人物質材料研究機構新構造材料センター (Structural Metals Center, National Institute for Materials Science)

力・水素パラメータを提案した。その後、Wang^{7,8)}らは同様に切欠き形状を変えた SSRT 試験法 (Slow Strain Rate Technique: 低ひずみ速度試験法) を行い、遅れ破壊の発生点に対応する切欠き先端の最大応力 ($\sigma_{\max}$) とその静水圧応力場を集積する最大拡散性水素量 (H_a) の関係で整理することにより、試験片形状や寸法、応力集中係数に依存しない評価法の可能性を明らかにした。この評価法では完全に水素が応力誘起拡散することが前提になるために SSRT 法で 0.005 mm/min という極低クロスヘッド速度で引張試験を行っており⁷⁻⁹⁾、破断に至るまでの時間は数時間に及んでいる。従って、その間に水素が試験片表面から散逸するのを防ぐために、試験片には水素チャージ後に山崎ら⁴⁾が定荷重試験において開発した Cd めっきを施している。水素を封じ込めるめっきの信頼性が、これらの試験の重要なポイントになっている。また、応力誘起拡散による局所集積水素量の算定に関しては数値計算による応力解析結果をもとに算定することになる。さらに、SSRT 試験機という特殊な試験装置を必要とすることも、この評価法の汎用化を妨げる要因になると考えられる。

Wang らが遅れ破壊発生点における応力と水素の関係、すなわち、切欠き先端部の最大応力と最大集積水素量との関係 ($\sigma_{\max}-H_a$) が試験片形状によらない材料固有の遅れ破壊特性値であることを明らかにしたことの意義は大きい。そこで、本研究では、長い時間がかかり、困難な SSRT 試験に代替する評価法として、応力誘起拡散を起こさせないで短時間で試験する CSRT (Conventional Strain Rate Technique) 試験法を検討した。この試験法では、あらかじめ SSRT 試験における集積水素量に相当する水素量を試験片の中心まで均等に吸蔵させる必要があるため、まず、水素チャージ条件の検討を行った。さらに、切欠き形状を変えた CSRT 試験で得られる破断応力から切欠き先端の最大応力を求め、それと水素量との関係が材料定数となるかを検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試材には機械構造用としてボルト、軸受等に使用される 2 種類の AISI4135 鋼、B13 鋼及び B15 鋼を用いた。化学成分を Table 1 に示す。いずれも熱間圧延された鋼棒を 860°C で 60 min のオーステナイト化後、油焼入れし、B13 鋼は 460°C×110 min で、また、B15 鋼は 360°C×120 min の焼戻し処理を行い、引張強さ (TS, σ_B) をそれぞれ 1345 MPa、1519 MPa としたものである。これらの供試鋼材は Wang ら^{7,8)} が用いたものと類似の成分系と熱処理条件であり、強度もほぼ同じレベルになっている。これらを供試材として CSRT 試験による遅れ破壊特性を調べるとともに、Wang らの SSRT 試験結果との比較を行った。

Table 1. Chemical compositions of the steels used (mass %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo
B13	0.34	0.19	0.8	0.020	0.017	0.15	1.14	0.15
B15	0.37	0.19	0.7	0.015	0.015	<0.01	1.02	0.19

2.2 水素吸蔵方法

CSRT 試験では SSRT 試験における集積水素量に相当する水素量をあらかじめ試験片に均等に吸蔵させる必要がある。Wang らの結果⁷⁾から試験片に吸蔵された水素量は約 0.1~2 mass ppm に対して、切欠き先端の静水圧応力場への集積水素量は最大約 4 mass ppm となっている。そこで、4 mass ppm 以上までの広範囲な水素量を吸蔵させる水素チャージ方法を検討した。水素チャージは 0.1 N NaOH 水溶液及び 0.3 g/L または 3 g/L の NH_4SCN の触媒毒を添加した 3% NaCl 水溶液内にて定電流制御による陰極電解法で行った。水溶液の温度は 30°C とした。陽極側に白金、陰極側に切欠き丸棒試験片を接続し、ガルバノスタットで一定電流を流すことで陰極側に水素を発生させた。溶液条件及び電流密度を変えることで種々のレベルの水素量を試験片にチャージすることを検討した。

本実験では、CSRT 試験において試験片のつかみねじ部からの破断を避けるために、電解液に浸漬する側は、ねじ部を含んで端部より 25 mm の範囲を完全にマスキングを施し、つかみねじ部への水素の侵入を抑制した。マスキングは、試験片にマスキングテープを巻き、その上からシリコーン樹脂を塗ることで行った。

鋼中の水素の状態を分析するために、試料の昇温中に放出される水素ガスをクロマトグラフ法により連続的に測定した。CSRT 試験を行った試験片を破断部から約 10 mm の長さで切断し、アセトンを用いて超音波脱脂洗浄を行い、乾燥させた後、ただちに昇温脱離分析法 (TDA, Thermal Desorption Analysis) を用いて水素分析を行った。昇温速度は 200°C/h とし、測定温度は室温~600°C でキャリアーガスとして Ar を用い、5 分に一回の割合で Ar 中の水素濃度を測定した。その値から試料 1 分間の放出水素濃度を水素放出速度として定義した。なお、水素チャージ終了後測定までに要する時間は約 25 min 以内であった。

2.3 CSRT 試験

熱処理した鋼棒より円周切欠丸棒試験片を加工し、CSRT 試験に供した。試験片形状は、Wang らの実験に合わせ Fig. 1 に示すように試験片の直径を 10 mm とし、切欠断面部の直径 $d=6$ mm、切欠き半径、 $R=0.1, 0.25, 0.8$ mm (応力集中係数はそれぞれ 4.9, 3.3, 2.1) とした。

切欠き丸棒の CSRT 試験は、すべて室温 (気温 15~25°C) において 100 kN の万能試験機を用いてクロスヘッド速度 1 mm/min で行った。破断までの試験時間は 1~5 min であった。この時間では試験中試料内での水素の拡散、集積はほ

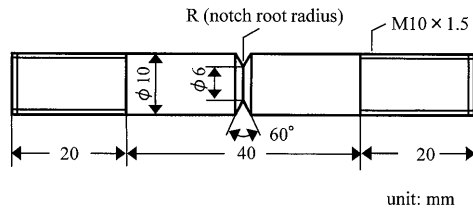


Fig. 1. Dimensions of notched round bar specimen with notch root radius of 0.1, 0.25 and 0.8 mm.

とんど起こらず、無視できるとみなすことができる。CSRT試験に際しては、試験片の伸びを試験片の切欠き部をはさんで取り付けたナイフエッジ間でクリップゲージにより測定し、各試験片に対して荷重-クリップゲージ変位の関係を記録した。ナイフエッジは、瞬間接着剤により試験片に固定した。

3. 実験結果

3・1 水素チャージ及び拡散性水素量測定

SSRT法では切欠き先端への水素の応力誘起拡散を完全に起こさせるためにクロスヘッド変位速度を0.005 mm/minと非常に小さな速度で引張試験を行い⁹⁾、それに伴い試験時間は数時間に達することになる。それに対し、CSRT法は最大でも5 min程度の試験時間であり、水素の拡散は無視できる。そこで、同一の応力で遅れ破壊を起こさせるためには、CSRT法ではSSRTで切欠き先端に集積する水素量(H_a)をあらかじめ試験片内に平均的に吸蔵させる必要がある。すなわち、CSRT法における試験片に吸蔵させる水素量、 H_{CSRT} は $H_{CSRT}=H_a$ とする必要がある。そこで、まず試験片中心まで水素を飽和させるのに必要なチャージ時間について検討した。

吸蔵水素量に及ぼす陰極電解のチャージ時間の影響を調べるために本供試鋼と類似の鋼材を用いて予備実験を行った。用いた鋼材はSCM435鋼(C: 0.36, Si: 0.2, Mn: 0.75, P: 0.016, S: 0.017, Cu: 0.01, Ni: 0.02, Cr: 1.02, Mo: 0.17 mass%)であり、860°C×60 min油焼入れ、460°C×120 min焼戻し処理をして、TS=1312 MPaにしたものである。3種類の電解溶液、すなわち0.1 N NaOH水溶液及び0.3 g/Lまたは3 g/LのNH₄SCNの触媒毒を添加した3% NaCl水溶液を用い、さらに電流密度を変えた4条件で検討した。試験結果をチャージ時間と吸蔵水素量の関係でFig. 2に示す。電解溶液、電流密度によって吸蔵水素量の絶対量は変化するが、いずれの条件でも72 hチャージで吸蔵水素量は飽和の状態に達していることがわかる。さらに、本実験で用いたものと同一形状、寸法の切欠き丸棒試験片について、高強度ボルト鋼の拡散係数をもとに水素濃度分布を解析的に検討した結果でも72 hで均一になるとの報告がある^{4,7)}。そこで、本実験では、B13鋼、B15鋼とも試験片の中心まで均一な水素濃度になる電解チャージ時間は72 hと設定した。

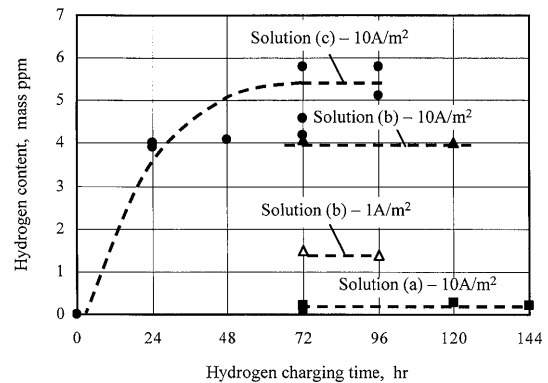


Fig. 2. Effect of hydrogen charging time on hydrogen content. The detail of solution (a), (b) and (c) is given in Table 2.

Table 2. Hydrogen contents by using electrochemical charging with various solutions and current densities.

Aqueous solution	Current density (A/m ²)	Hydrogen content (mass ppm)
(a) 0.1N NaOH	10~30	0.08~1.5
(b) 3%NaCl+0.3g/l NH ₄ SCN	1~10	0.4~2.3
(c) 3%NaCl+3g/l NH ₄ SCN	0.5~10	0.5~5.9

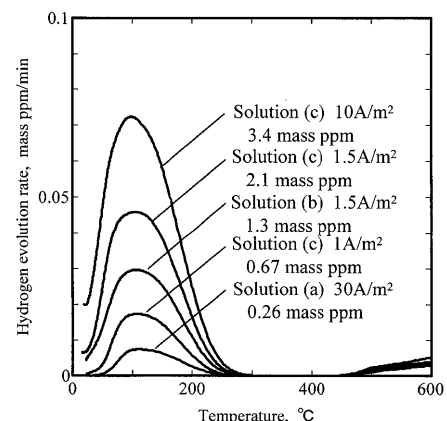


Fig. 3. Hydrogen evolution curves under various electrochemical hydrogen charging conditions.

本実験では溶液0.1 N NaOH, 3% NaCl+0.3 g/L NH₄SCN, 3% NaCl+3 g/L NH₄SCNの3種類を用いたが、それぞれの条件で電流密度を与えた場合について得られた吸蔵水素量の範囲をTable 2に示す。最大で6 ppm程度の水素量をチャージできる条件まで確立した。また、そのときのTDAの結果をいくつかのチャージ条件についてFig. 3に示す。水素放出曲線のピークは1つであり、その温度は電解液や電流密度を変えたチャージ条件によらずほぼ一定の100°Cであった。このことから種々の条件で水素チャージしたが、チャージ条件によらず試験片内の水素の存在状態は同じとみなすことができる。これらの結果から電解条件を変えることで幅広い水素量をチャージすることができ、そのときの水素の鋼中での存在状態はほぼ同じであると考

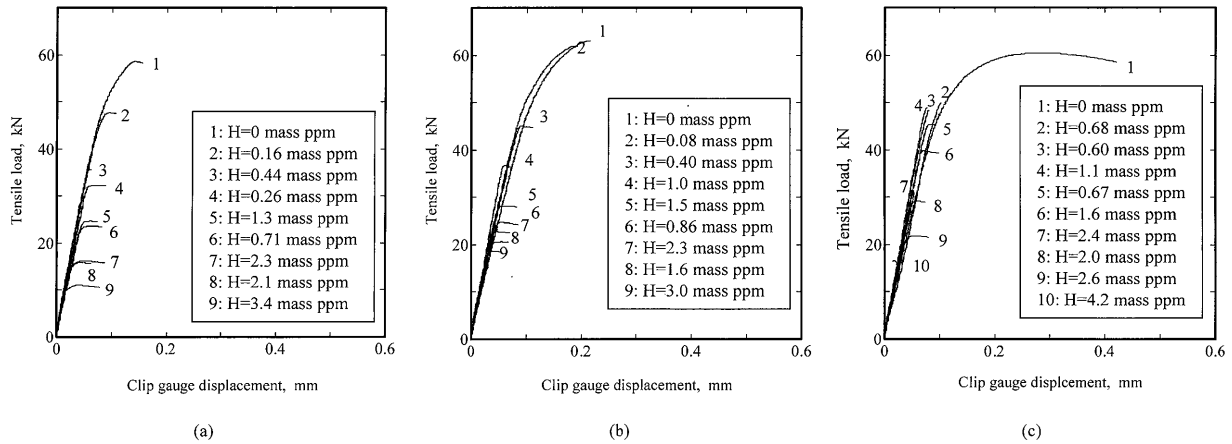


Fig. 4. Load-clip gauge displacement curves of CSRT tests for steel B13: (a) notch root radius of 0.1 mm, (b) 0.25 mm and (c) 0.8 mm.

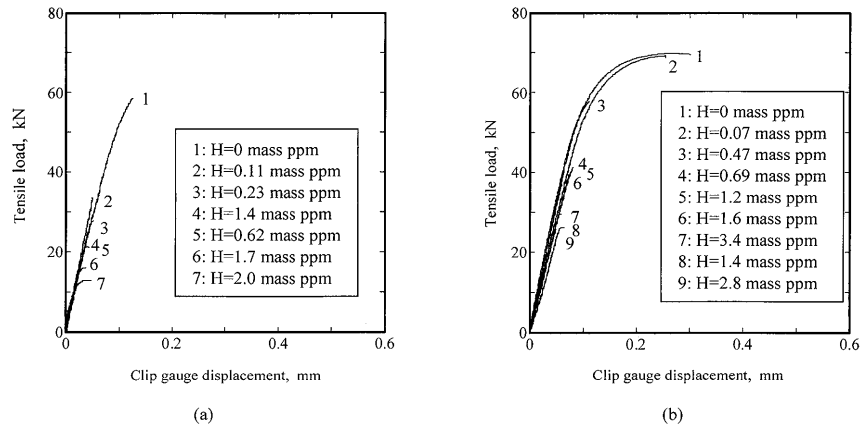


Fig. 5. Load-clip gauge displacement curves of CSRT tests for steel B15: (a) notch root radius of 0.1 mm and (b) 0.8 mm.

えられる。

3・2 CSRT 試験結果

CSRT 試験においては測定した荷重とクリップゲージ変位との関係を B13 鋼及び B15 鋼について切欠き形状別にそれぞれ、Fig. 4 及び Fig. 5 に示す。水素未チャージ材で、特に切欠き先端半径が 0.8 mm の場合、最高荷重を示した後に荷重の低下をとまって破壊する、典型的な延性破壊の様相を呈している。それに対し、水素吸蔵材では水素未チャージ材とほぼ同じ荷重-クリップゲージ変位曲線をたどり、その初期の立ち上がりの直線状の部分あたりで破壊し、水素量の増大にともなって破壊荷重は低下する。すなわち水素によって脆化が促進されることを示している。しかしながら必ずしも水素量と破壊荷重の関係は順番にはなっておらず、試験結果にはばらつきが見られる。

B13 鋼及び B15 鋼の CSRT 試験結果を、拡散性吸蔵水素量 (H_{CSRT})、切欠き実断面に対する破壊応力、 $\sigma_N = P/(\pi d^2/4)$ 、の関係で整理した結果をそれぞれ Fig. 6(a) 及び Fig. 6(b) に示す。水素量の増大にともなって破壊応力が大きく低下する傾向にある。しかし、水素量が非常に多くなると破壊応力の低下は飽和する傾向にあり、破壊応力には下限界値が存在するようである。また、 H_{CSRT} と σ_N の関係は切欠き形

状に依存し、切欠き先端半径が小さくなるほど、破壊応力は小さくなることがわかる。これらの結果は、Wang らが SSRT 試験で求めた結果^{7,8)}と一致する。

3・3 破面の SEM 観察結果

吸蔵水素量によって CSRT 試験の破壊応力が大きく変化することが明らかになった。それにともない破面にはどのような特徴が認められるかを SEM 観察によって調べた。吸蔵水素量が 0.26 mass ppm 及び 2.3 mass ppm の場合についての SEM 観察結果を、B13 鋼の 0.1 mmR を代表例として Fig. 7 に示す。いずれの場合も、破壊起点部は切欠き先端近傍に位置しており、粒界破面を呈していることがわかった。

4. 考察

4・1 遅れ破壊発生部の限界応力と水素量の関係

Fig. 6(a) 及び Fig. 6(b) に示したように遅れ破壊した時の切欠き実断面応力と拡散性水素量の関係には切欠き形状の影響が認められた。Wang らは SSRT 試験での同様な結果に対し、遅れ破壊の起点となる切欠き先端近傍における最大応力 σ_{max} とそこに集積する水素量 H_a との関係 ($\sigma_{max} - H_a$) で

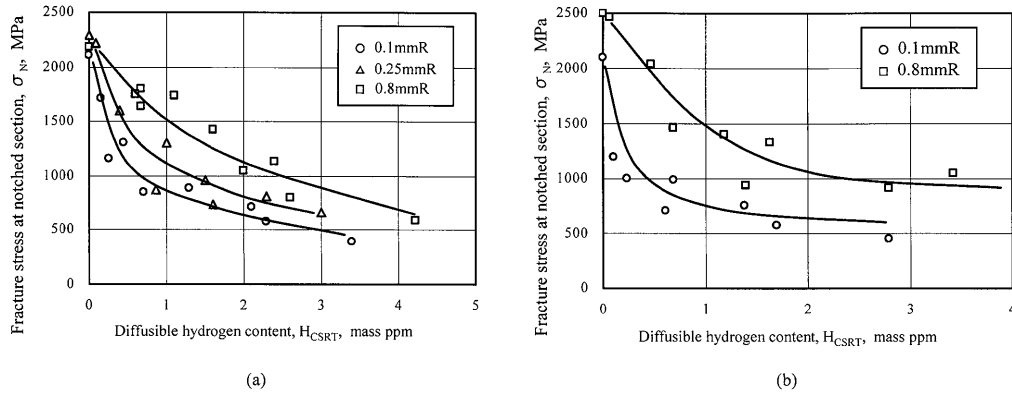


Fig. 6. Variation of notch tensile strength, σ_N with hydrogen content, H_{CSRT} : (a) steel B13 and (b) steel B15.

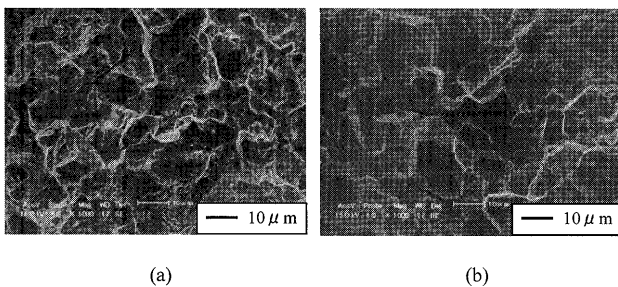


Fig. 7. SEM fractographs of B13 steel with diffusible hydrogen content of (a) 2.3 mass ppm and (b) 0.26 mass ppm.

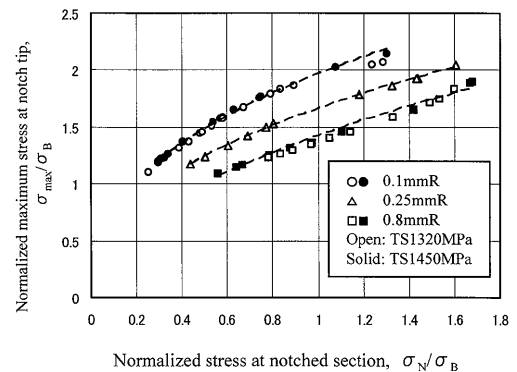


Fig. 8. Relationship between the normalized maximum stress at the vicinity of the notch tip calculated by using FEM analysis^{7,8)} and the nominal stress at the notched section with the tensile strength of the materials for various notch root radius.

整理すると、切欠き形状によらず単一の関係になることを明らかにした^{7,8)}。そこで、本研究においてもCSRT結果に対し、破壊起点となる切欠き先端近傍の最大応力 σ_{max} とそこにおける拡散性水素量 H_{CSRT} の関係を検討した。CSRT法では引張試験速度が十分に速く水素が拡散せず、局部に水素の集積が起こらないので、破壊起点における水素量は初期に試験片に吸蔵させた水素量に等しい。その水素量をここでは H_{CSRT} とした。切欠き先端の最大応力は、Wangらの解析結果を用いて算定した。Wangらは、引張強さ $\sigma_B=1320$ MPa及び1450 MPaの高強度ボルト鋼に対してFEMによる応力解析を行った。得られた σ_N - σ_{max} の関係をそれぞれ σ_B で無次元化した σ_N/σ_B - σ_{max}/σ_B の関係を調べると、Fig. 8に示すように材料の強度によらず切欠き形状ごとにほぼ同一の次式で表わされることがわかった。

$$\sigma_{max}/\sigma_B = 1.97(\sigma_N/\sigma_B)^{0.408} \quad (0.1 \text{ mmR の場合}) \quad \cdots(1)$$

$$\sigma_{max}/\sigma_B = 1.66(\sigma_N/\sigma_B)^{0.422} \quad (0.25 \text{ mmR の場合}) \quad \cdots(2)$$

$$\sigma_{max}/\sigma_B = 1.42(\sigma_N/\sigma_B)^{0.500} \quad (0.8 \text{ mmR の場合}) \quad \cdots(3)$$

Wangらが用いた鋼材の σ_B は1320 MPa及び1450 MPaであり、また、降伏比もそれぞれ0.94, 0.91とほぼ同等な加工硬化特性を示していることから鋼材強度によらずに(1)式~(3)式のように表されたものと考えられる。従って、この関係を類似の強度特性を有する今回の鋼材の結果に適用することは、妥当なものであるといえる。

B13鋼及びB15鋼についてFig. 8の関係を用いて解析した結果を、それぞれFig. 9(a)及びFig. 9(b)に示す。Fig. 6(a)及び6(b)に示したように、切欠き実断面応力の場合には切欠き形状の影響が認められたが、遅れ破壊発生部の最大応力とそこでの水素量で整理することで切欠き形状によらず単一の関係となり、その関係はB13鋼、B15鋼についてそれぞれ次式で表される。

$$\sigma_{max} = 2010H_{CSRT}^{-0.178} \quad (\text{B13鋼}) \quad \cdots(4)$$

$$\sigma_{max} = 2100H_{CSRT}^{-0.121} \quad (\text{B15鋼}) \quad \cdots(5)$$

すなわち、 σ_{max} - H_{CSRT} の関係は形状によらない鋼材の遅れ破壊特性を表す材料特性値であるといえる。この結果を用いれば、 $H_a=H_{CSRT}$ とおくことにより、例えばボルトの種々の締め付け条件に対する遅れ破壊を起こすねじ底の集積水素量を求めることができ、ボルトの応力解析結果を介してボルトの限界水素量、 H_c に換算することができる。

今回のCSRTの結果とWangらのSSRTの結果^{7,8)}をあわせて比較したものを σ_{max} と H_{CSRT} 、 H_a の関係でB13鋼、B15鋼についてそれぞれFig.10(a), (b)に示す。化学成分や強度特性がわずかに違うものの、 σ_{max} と H_{CSRT} 、 H_a の関係には大きな差は認められなかった。

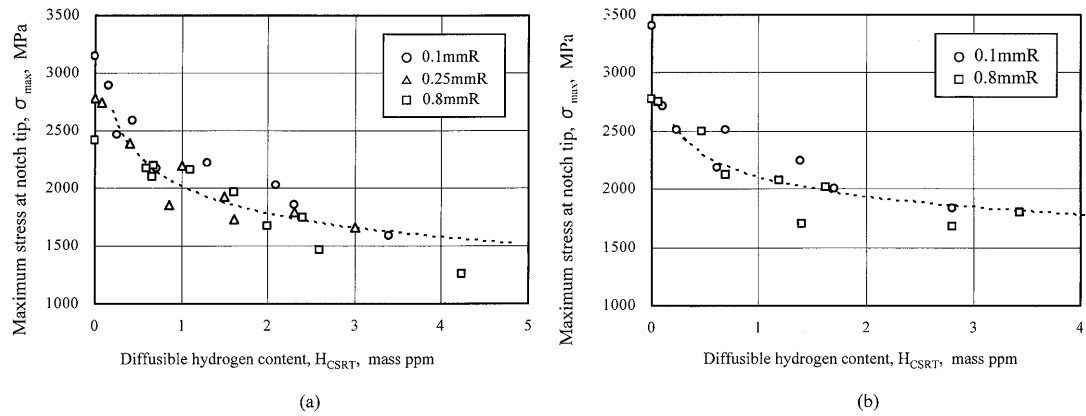


Fig. 9. Variation of the maximum stress, $\sigma_{\max}$ with hydrogen content, H_{CSRT} : (a) steel B13 and (b) steel B15.

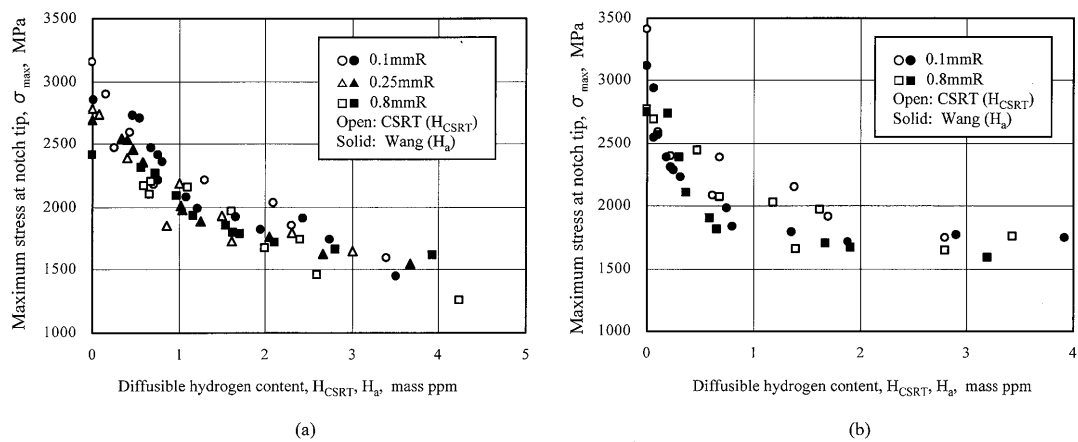


Fig. 10. Comparison of $\sigma_{\max}$ - H_{CSRT} , H_a between the present CSRT test results and Wang's SSRT test results: (a) B13 steel and (b) B15 steel.

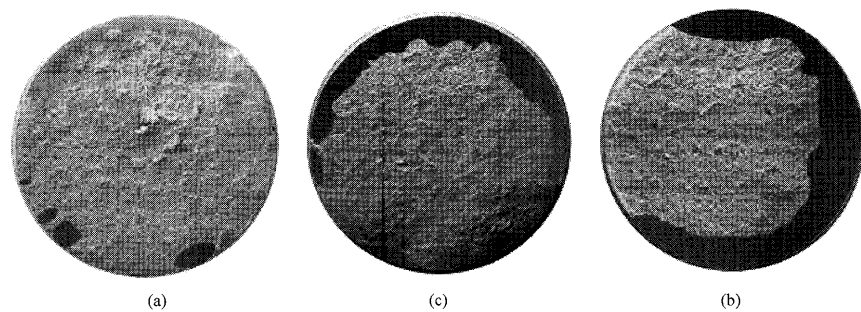


Fig. 11. Fracture surfaces indicating the area of intergranular fracture for hydrogen contents of (a) 0.26 mass ppm, (b) 2.1 mass ppm and (c) 3.4 mass ppm.

4・2 粒界破面と吸蔵水素量

SEMによる破面観察結果より、遅れ破壊は切欠き先端部から発生しており、SEM観察結果より遅れ破壊発生部は粒界破壊であり、一方、破壊の伝播部及び最終破断部は擬へき開破壊とディンプルの混在した破面となっていた。この結果はWangらが^{7,8)}SSRT試験で観察したものと同じであり、破面形態においてもSSRT試験とCSRT試験の相違は認められなかった。水素量と粒界破面の大きさの関係を調べた結果をFig.11に示す。SEM画像で塗りつぶした領域が粒界破壊部である。水素量が少ない場合には、粒界破

面の面積は小さく、分散しており、しかも切欠き先端から少し内部に入ったところに位置している。一方、水素量が2.1 mass ppm以上になると、切欠き先端から粒界破壊が発生しており、その面積も大きくなっている。

また、Fig. 4及びFig. 5に示した荷重-クリップゲージ変位曲線において、特に水素量が多い場合、最高荷重（破壊荷重）においてクリップゲージ変位のみが増加することが認められた。水素量に伴うクリップゲージ変位の増加量は粒界破面の面積の大きさに対応しており、粒界破面の生成、成長が安定的であることを示唆している結果となってい

る。

4・3 CSRT 試験法

遅れ破壊に対する材料定数となる遅れ破壊の発生位置における最大応力とその水素量の関係をCSRT法により簡便に求められることが明らかになった。Wangらが行ったSSRT法に比べてクロスヘッド速度には200倍の違いがあるのもかわらず、Fig. 9(a), (b)に示したようにCSRT法でも同様の結果を得ることができた。このことは、遅れ破壊が局所的な応力と水素量で決まることを示している。

ボルトの遅れ破壊は、はじめに所定の応力が負荷された後に、環境との腐食反応により水素が発生し、それが鋼中に拡散して応力集中部（静水圧応力場）に集積して起こるものである。その時系列的なことはSSRT試験の場合にも当てはまるものである。それに対して、CSRT法の場合には最初に水素を吸蔵させた後に、応力誘起拡散させることなく、応力を負荷して遅れ破壊させることになる。

この両者の違いとしては、前者の場合には、ねじ底に塑性ひずみが生成し、侵入してくる水素はその影響を受けることになるが、CSRT法の場合には塑性ひずみの影響は考慮されていない。ねじ底の塑性ひずみ領域は限定されており、全体的に占める割合は小さいため大きな影響はないかもしれないが、この点については、今後の検討課題であると考えている。しかし、CSRT法により簡便に、容易にかつ短時間に遅れ破壊特性を評価できる可能性を得たことから、今後、遅れ破壊特性のばらつきを含めて、より広範囲の材料について検討していく予定である。

5. 結言

高強度鋼の遅れ破壊に対する限界「最大応力-水素」関係をSSRT試験に代わるより簡便な試験法として通常の変位速度(1 mm/min)のCSRT試験を行い、その有効性を検討し、以下のような結論を得た。

(1) CSRT試験の場合、SSRT試験における切欠き先端

に集積する水素量をあらかじめ試験片に均等に吸蔵させる必要があるが、その水素量を試験片にチャージする条件を確立した。陰極電解法において、2種類の電解液と触媒毒の濃度を変化させた3種類の水溶液と電流密度を変えることにより、最大約6 mass ppmまでの拡散性水素をチャージすることができた。

(2) CSRT法は、水素チャージしてからCSRT試験を行い、破断部から10 mmの位置を切断してTDAの水素分析にかけるまでほぼ30 min以内であり、試験片表面からの水素の散逸は無視できるものと考えられる。したがって、CSRT試験により高度なめっき処理をせずに、限界「最大応力-水素」関係を求めることができる。

(3) CSRT試験で得られた破壊荷重からFEM解析結果を用いて求めた遅れ破壊発生部である切欠き先端の最大応力と拡散性水素量の関係は、切欠き形状によらず単一の関係となり、遅れ破壊に対する材料定数とみなすことができる。WangらがSSRT試験で得た結論をCSRT試験でも確認することができた。また、破面形態もSSRT試験と同じであり、遅れ破壊特性評価法としてのCSRT試験の有効性を明らかにした。

文 献

- 1) S.Matsuyama: Delayed Fracture, The Nikkan Kogyo Shimbun, LTD, Tokyo, (1989), 25.
- 2) Federation Internationale de la Precontrainte: *Rep. Prestress. Steel*, **5** (1980), Sep., 1.
- 3) N.Suzuki, N.Ishii, T.Miyagawa and H.Harada: *Tetsu-to-Hagané*, **79**, (1992), No. 2, 97.
- 4) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83**, (1997), No. 7, 42.
- 5) S.Takaki, T.Inoue, T.Hara, M.Hayakawa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **86**, (2000), No. 10, 689.
- 6) S.Takaki, S.Terasaki, K.Tsuzaki, T.Inoue and F.Minami: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **22**, (2004), No. 1, 125.
- 7) M.Wang, E.Akiyama and K.Tsuzaki: *Mater. Sci. Eng. A*, **398A** (2005), 37.
- 8) M.Wang, E.Akiyama and K.Tsuzaki: *Corros. Sci.*, **49** (2007), 4081.
- 9) M.Wang, E.Akiyama and K.Tsuzaki: *Scr. Mater.*, **53** (2005), 713.