オーステナイト系ステンレス鋼の切欠き材の高サイクル疲労強度に及ぼす過大応力と水素の影響*

久保田祐信^{*1,*2,*3}, 佐久間亨^{*4}, 山口純一郎^{*5}, 近藤良之^{*2,*3,*6}

Effects of Multiple Overloads and Hydrogen on High-Cycle Fatigue Strength of Notched Specimen of Austenitic Stainless Steels

Masanobu KUBOTA^{*1}, Toru SAKUMA, Junichiro YAMAGUCHI and Yoshiyuki KONDO

^{*1} Department of Mechanical Engineering, Kyushu University,
International Institute for Carbon-Neutral Energy Research (I²CNER), Kyushu University
& The National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST)
744 Motoooka, Nishi-ku, Fukuoka, 819-0395 Japan

To safely use of hydrogen utilization machines after large earthquakes, the effect of multiple overloads and hydrogen on high-cycle fatigue strength of SUS304 and SUS316L austenitic stainless steels were evaluated. Three kinds of notched fatigue test specimens which have different notch root radius were used. The fatigue strength of both materials was significantly reduced by multiple overloads. The cause was small cracks formed by the overloads. In SUS304, the reduction of fatigue strength became more significant by hydrogen. The cause was that hydrogen accelerated propagation of the small cracks during overloading. On the other hand, fatigue strength of SUS316L was insusceptible to hydrogen. Propagation of the small cracks existing notch root was evaluated by plastic strain range at notch root and Manson-Coffin rule in order to consider application of this study for design.

Key Words : Fatigue, Overload, Hydrogen, Notched Specimen, Austenitic Stainless Steels

1. 緒 言

水素はき裂進展を加速させるなどオーステナイト系ステンレス鋼の疲労強度低下の要因となることが報告されている⁽¹⁾⁽³⁾。水素環境で使用される機械の設計にあたり、過大荷重や切欠きなどの疲労強度低下をもたらす諸因子の影響と水素の影響とが重畳することについて細心の注意が必要である。

本研究の目的は、水素利用機器が巨大地震を受けた後にも継続使用可能かどうかを判断する健全性評価基準を作製することである。その一環として、本論文ではオーステナイト系ステンレス鋼で作製された切欠き部材を想定し、その疲労強度に及ぼす過大荷重と水素の影響について検討を行った。

* 原稿受付 2011 年 3 月 17 日

^{*1} 正員, 九州大学大学院工学研究院 (〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744)

^{*2} 九州大学カーボンニュートラル・エネルギー国際研究所

^{*3} (独)産業技術総合研究所

^{*4} 学生員, 九州大学大学院工学府 (〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744)

^{*5} 住友金属(株) (〒819-0395 大阪府大阪市中央区北浜)

^{*6} 正員, フェロー, 九州大学大学院工学研究院

E-mail: Kubota@mech.kyushu-u.ac.jp

2. 実験方法

2・1 供試材及び二段二重変動応力疲労試験

SUS304 および SUS316L の溶体化処理材を疲労試験に用いた。供試材の化学成分を表 1 に、機械的性質を表 2 に示す。試験片形状を図 1 に示す。試験片は角度 60° 、深さ 2.5mm の環状切欠きを有し、切欠き先端半径は $\rho = 0.2, 0.5, 1.0\text{mm}$ とした。それぞれの切欠きの応力集中係数は 4.75, 3.13, 2.35 である。切欠き部を #100 から #400 までのエメリー紙によって段階的に研磨して機械加工層を除去し、また切欠き底の表面粗さを一定とした。

疲労試験機は水素ガスチャンバーを有する引張圧縮電気油圧サーボ式疲労試験機である。図 2 に疲労応力波形を示す。応力は切欠き底の公称応力で表す。地震を模擬した過大応力は繰返し数を 200 回として、複数レベルの応力振幅について検討した。過大荷重の繰返し数もその後の高サイクル疲労強度に影響を及ぼすパラメータの一つであるが、本研究では評価の第一段階として、過大荷重と水素の影響が顕著に現れる条件により評価を行うという理由により 200 回とした。

過大応力の最終サイクルは圧縮側から除荷して切欠き底の残留応力が引張になるようにし、安全側の試験結果が得られるように配慮した。過大応力負荷後の高サイクル疲労試験は片振り ($R=0$) で行った。周波数は過大荷重負荷時は 1Hz、高サイクル試験時は 20Hz とした。なお、水素が疲労特性に及ぼす影響には、疲労荷重の周波数に依存性のあることが知られている⁽⁴⁾。そのため、本実験では一定としたが、過大荷重負荷、高サイクル疲労試験のいずれにおいても、必要に応じて試験周波数の影響を考慮しなければならない。水素チャージ材は純度 99.999%、ゲージ圧力 0.6MPa の水素ガス中で実験を行った。未チャージ材は大気中で実験を行った。温度はいずれの環境とも室温とした。疲労限度は、高サイクル疲労試験の繰返し数が 10^7 回の時点で試験片が未破断であった応力振幅のもっとも高いものとした。

Table 1 Chemical composition of test materials (mass %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUS304	0.05	0.26	1.32	0.036	0.028	8.03	18.32	-
SUS316L	0.02	0.21	1.65	0.03	0.014	12.0	16.55	2.89

Table 2 Mechanical properties of test materials

Material	Proof strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ϕ (%)
SUS304	224	582	64	76
SUS316L	171	496	66	79

Fig.1 Fatigue test specimen (dimensions are in mm)

Fig.2 Loading pattern

Fig.3 Average hydrogen concentration of chips having different thickness

2・2 水素チャージ

水素利用機器部材の高圧水素ガス環境下での長期間使用を想定して、試験片の水素濃度を増加させる処理を行った。以下、この処理を水素チャージ、処理した材料を水素チャージ材と称する。水素チャージは昇温した高圧水素ガスに試験片を一定時間曝露することで行った。その際、水素ガス圧力は約 75MPa、温度は 378K、保持時間は 100h とした。

水素濃度の測定には、試験片と同じ高圧水素ガスに曝露した厚みの異なる数枚のチップを用いて昇温脱離分析装置 (TDS) により行った。チップの寸法は $5 \times 5 \times$ 厚み t mm、測定の昇温速度は 0.33K/s とした。TDS で測定される水素量はチップに含まれる全体量であり、チップの質量に対する水素の質量比をチップの平均水素濃度とした。平均水素濃度とチップ板厚の関係を図 3 に示す。平均水素濃度は、厚み 0.2mm 以下のチップではほぼ同じで、それ以上の厚みのチップでは減少した。この結果より、水素はチップの両面から侵入することを考慮すると、試験片の表面下 0.1mm 程度までが高水素濃度に保たれた領域であると考えられる。なお、水素未チャージ材の水素濃度は SUS304 では 0.13ppm、SUS316L では 0.02ppm であった。

3. 実験結果

3・1 疲労強度に及ぼす過大応力と水素の影響

図 4 に SUS304 の高サイクル疲労強度に及ぼす過大荷重と水素の影響を示す。図 4(a) は先端半径 $p = 0.2$ mm の切欠き材の $S-N$ 線図である。○は基準となる未チャージ材の大気中試験結果である。過大荷重が負荷された場合、疲労強度は顕著に低下した。△□◇で表すように、低下は過大応力振幅 σ_{OL} が大きいほど顕著であった。

水素チャージ材の水素ガス中試験において、●で示す過大応力を加えない場合には、○と比較して疲労限度の変化は見られなかった。しかし、疲労強度低下をもたらす大きさの過大応力が加えられた場合、■◆で示すように、未チャージ材の大気中試験の場合よりもさらに顕著な疲労強度低下を生じた。

過大応力による疲労強度の低下は切欠き先端半径 p にも影響を受けた。図 4(b), (c) に示すように、疲労強度の低下量は切欠き先端半径 p が大きくなるにつれて減少した。最も影響が顕著にみられた $p = 0.2$ mm, $\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$ の条件では、疲労限度は基準となる疲労強度から過大応力のみの影響により 45%、過大応力と水素の重畳した影響により 55% 低下した。

図 5 に SUS316L の高サイクル疲労強度に及ぼす過大応力と水素の影響を示す。過大応力単独の影響として、SUS304 と同様に高サイクル疲労強度の低下が生じた。しかし、SUS304 では水素により顕著に疲労強度の低下が生じた条件でも、SUS316L では水素の疲労強度低下を助長する作用は見られず、むしろ疲労強度はわずかに増加した。

SUS316L において水素により疲労限度低下がみられなかったことについては、この材料が耐水素材料⁽⁵⁾として認識されていることに合致する結果である。SUS316L に水素の影響が比較的少ないことについて、金崎らは SUS304 との比較で、疲労き裂先端で生じるマルテンサイト変態に着目し、オーステナイトとマルテンサイトの水素の拡散速度の違いと水素により局所化されたすべりとの関連を論じている⁽¹⁾。金崎らの考察と関連性がうか

Fig.4 Effects of multiple overloads and hydrogen on high-cycle fatigue strength of notched specimen in SUS304

Fig.5 Effects of multiple overloads and hydrogen on high-cycle fatigue strength of notched specimen in SUS316L

がわれる他の研究として、オーステナイト系ステンレス鋼の SSRT 試験において、オーステナイト安定化元素であるニッケルの量が多いと水素に助長された破壊が生じにくいとするものがある⁽⁶⁾。その他にも、各合金元素の積層欠陥エネルギーを増減する作用に着目して、積層欠陥エネルギーに関わるすべりのプラナリティと水素の材料の変形に及ぼす作用との関連などが考察されている⁽⁶⁾。

本研究の結果で、SUS316L の水素ガス中試験ではむしろ疲労限度の増加がみられた点については、材料が異なり平滑材であるが水素ガス中ではき裂発生寿命が大気中よりも延びる報告があり⁽⁷⁾、原因となり得る。き裂発生に及ぼす水素の影響は進展挙動への影響に比べて研究が少なく、今後の課題である。

さらに、過飽和に固溶された水素はオーステナイト系ステンレス鋼の疲労き裂進展抵抗を増加させる効果を有する報告がなされており⁽⁸⁾、表面層のみであるが過飽和水素が固溶されている本試験片でも同様の機構が作用した可能性が考えられる。

なお、SUS316L においても極低速度の負荷繰返しの際には疲労き裂進展の加速が見られる⁽¹⁾のために、本研究で SUS316L の疲労限度が水素により低下しなかったことについては、試験周波数の影響にも原因が求められる。

(a) Result of fatigue test

(a) Result of fatigue test

 (b) Specimen ② ($\sigma_{OL} = 1.0\sigma_{0.2}$)

 (b) Specimen ① ($\sigma_{OL} = 1.0\sigma_{0.2}$)

 (c) Specimen ③ ($\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$)

 (c) Specimen ② ($\sigma_{OL} = 1.0\sigma_{0.2}$)

 (d) Specimen ④ ($\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$)

Fig.6 Observation of non-propagating cracks existing in run-out specimens of SUS304

Fig.7 Observation of non-propagating cracks existing in run-out specimens of SUS316L

4. 考 察

4・1 過大荷重による疲労強度低下の機構

過大応力負荷後の高サイクル疲労試験において疲労限度となった試験片について、酸化着色後に破面解放し SEM による破面観察を行った。図 6 に観察を行った試験片の試験条件及び破面写真を示す。過大応力により疲労限度が低下した試験片②、③には切欠き底に多数の微小き裂が観察されたが、疲労限度の低下が見られなかった試験片①には微小き裂は確認できなかった。したがって、過大応力負荷後の高サイクル疲労強度低下の原因は、過大応力によって微小き裂が発生することであると考えられる。

過大応力による疲労限度低下が生じ、さらに水素により助長された試験片④では、同じ大きさの過大応力を大気中・未チャージの条件で負荷した試験片③よりも大きなき裂が存在した。これより、水素による疲労強度低下の助長は、水素チャージ材の水素ガス中試験では過大応力負荷により生成する微小き裂の寸法が大気中の未チャージ材よりも大きいために生じたと考えられる。

図 4 (c) に示した SUS304 の $p = 1.0\text{mm}$, $\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$ の条件では、大気中では過大荷重の影響が見られるが水素ガス中では見られない結果となっている。破面観察の結果、この水素チャージ材の水素ガス中試験の試験片には微小き裂が認められなかった。これより、この試験条件は過大荷重による微小き裂発生の限界付近にあったため、大気中の試験では微小き裂が発生し高サイクル疲労強度が低下し、水素ガス中の試験では微小き裂が発生せずに高サイクル疲労強度が低下しなかったものと推測される。実験のばらつき以外の解釈としては、1MPa の水素ガス中では SUS304 の平滑材のき裂発生寿命は大気中よりも長くなるという報告⁷⁾を考慮すると、この試験片では先端半径が比較的鈍いことから負荷条件も比較的過酷でなく、水素ガス中のき裂発生寿命が延びる効果が顕著に現れ、微小き裂が発生しなかったと考えられる。繰返しとなるが、水素ガス中におけるき裂発生に関しては今後の検討課題である。

同様の観察を SUS316L について行った結果を図 7 に示す。SUS316L では、過大応力により疲労強度低下を示した試験片①には微小き裂が存在した。また試験片①と同じ過大応力振幅で水素チャージ材を水素ガス中で試験した試験片②でも微小き裂寸法は①と同等であった。

4・2 低サイクル疲労領域の微小き裂進展に及ぼす水素の影響

SUS304 水素チャージ材の水素ガス中試験では大気中・未チャージ材試験に比べてより大きな微小き裂が存在し、このことが水素による疲労強度低下の助長の原因となったと考えられる。このため切欠き底に発生する微小き裂の成長に及ぼす水素の影響を検討した。試験片形状は上述の実験と同一の切欠き材であり、複数の試験片を用いて一定の応力振幅で異なる繰返し数まで疲労試験を行った後、試験片を酸化着色した後に破面開放して、破面上で微小き裂寸法を測定した。

図 8 に結果を示す。SUS304 では、水素チャージ材の水素ガス中試験における微小き裂長さは、未チャージ材の大気中試験のものより顕著に大きく、過大応力負荷時の微小き裂成長が水素により加速される作用が明瞭に認められた。一方、SUS316L では水素チャージ材の水素ガス中試験のき裂長さと、未チャージ材の大気中試験のき裂長さは同等であり、過大応力による微小き裂成長が水素によって加速される現象はみられなかった。

以上より過大応力による高サイクル疲労強度の低下が水素により助長された原因の一つとして、過大応力によって発生する微小き裂の進展が水素により加速され、後に続く高サイクル疲労試験時により大きなき裂が存在することが主要因の一つである。低サイクル疲労領域の微小き裂成長が水素により加速する機構については別途詳細に検討する必要があるが、オーステナイト系ステンレス鋼の低サイクル疲労強度が水素により低下した例が報告されている⁹⁾。

4・3 高サイクル疲労に及ぼす水素の影響

過大応力負荷による高サイクル疲労強度の低下の原因は、過大応力により微小き裂が発生し、これを起点として疲労き裂が成長することであり、このことは過大荷重負荷後の高サイクル疲労限度が微小き裂の進展・非進展により支配されていることを示す。一方、低合金鋼の微小き裂について疲労き裂進展下限応力拡大係数 ΔK_{th} が水素吸蔵により低下することが報告されている¹⁰⁾。そのため、本供試材に対しても水素が ΔK_{th} を低下させる効果を有すれば、過大応力負荷による疲労強度低下が水素により助長された理由の一つとなる。

Fig.8 Effect of hydrogen on propagation of small crack existing at notch root in low-cycle fatigue region

Fig.9 Additional experiment to examine the effect of hydrogen on the reduction of ΔK_{th}

このことを検討するために、以下の実験を行った。未チャージ材に大気中で過大応力のみを負荷して微小き裂を作製した。その後水素チャージを行い、水素ガス中で未チャージ材の大気中試験における疲労限度の応力で高サイクル疲労試験を実施した。この試験片の微小き裂寸法は、未チャージ材の大気中試験のものと同等であるので、疲労破壊が生じたとすると微小き裂の進展下限界値が低下したことを意味する。

実験結果を図9に示す。実験条件はもっとも顕著に水素による助長が見られた $\rho = 0.2 \text{ mm}$ 、 $\sigma_{OL} = 1.25 \sigma_{0.2}$ としたが、この試験片(図中、半黒印)は疲労破壊しなかった。この結果から、本実験では水素による微小き裂の ΔK_{th} 低下は顕著ではなく、あるとしても $S-N$ 線図の応力階差以内(ΔK_{th} の値として約10%)であると考えられる。

4・4 健全性評価

疲労限度低下と水素による助長を引き起こす過大応力振幅 σ_{OL} の限界を明らかにするための実験を行い図10に結果を示す。いずれの供試材でも切欠き先端半径 ρ が小さくなるにつれて高サイクル疲労限度の低下を生じる限界の σ_{OL} が小さくなった。低下を生じる限界は大気中・未チャージ材よりも水素ガス中・水素チャージ材の方が高応力側に位置する傾向を示したが、健全性評価の基準としてはより低い値を採用する方が安全側であると考えられる。本実験の過大応力負荷条件のもとでSUS304では $0.5 \sigma_{0.2}$ 、SUS316Lでは $0.75 \sigma_{0.2}$ 以下の振幅の過大応力は地震後の疲労限度低下に影響を与えないと判断される。それらの値を超える σ_{OL} が負荷された場合には、地震後の継続使用は部材の疲労強度の低下を生じる可能性があり、注意が必要である。

Fig.10 Upper limit of overload amplitude caused no reduction of fatigue strength

5. 疲労強度低下の予測法の一般化

5・1 切欠き底の微小き裂成長予測

過大応力と水素による疲労強度低下は切欠き形状、過大応力振幅、過大応力の繰返し数などに依存する。本報の実験結果は限られた条件についてのものであるが、実機で想定される様々な切欠きと応力条件に対して過大応力と水素の影響を予測する一般的な方法について検討する。なお、予測の適用範囲は過大荷重で切欠き底に微小き裂が発生した範囲とする。

上述の結果により、過大応力負荷後の切欠き材の高サイクル疲労強度は、水素の影響も含めて過大応力により発生する微小き裂の大きさに支配されていることが明らかになったので、予測の一般化には(1) 任意の条件において過大応力により発生する微小き裂の寸法予測、(2) 発生した微小き裂の疲労限度予測が必要である。本項では上記(1)について、切欠き底に発生する微小き裂の寸法を Manson-Coffin 則を応用した方法で統一的な評価が可能かどうかについて検討した。そのためには切欠き底に発生する塑性ひずみ範囲を評価する必要がある。

ノイバー則によって切欠き底の塑性ひずみ範囲を推定することとし、まず平滑丸棒試験片を用いて、図 11 に示す繰返し応力-ひずみ線図を得た。線図は段階的にひずみ範囲を増加させる振幅多段変動法により求めた。切欠き底の塑性ひずみ範囲は本図にノイバー則を適用して推定した⁽¹¹⁾。

Fig.11 Estimation of plastic strain range at notch root using Neuber's rule

低サイクル疲労では寿命のほとんどはき裂進展に費やされており⁽¹²⁾，試験片の破断がある一定のき裂長さに達した時に生じると仮定すると，

$$\text{Manson-Coffin 則: } \Delta \varepsilon_p N_f^\alpha = C \quad (1)$$

の N_f はき裂がある長さに伸びるまでの繰返し数であり， C はき裂長さに関係した量と考えられる．整理のもとになるき裂進展データとして，図 8 の $\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$ に加えて $\sigma_{OL} = 1.0\sigma_{0.2}$ のデータを取得した．図 12 にここで用いた切欠き底の微小き裂の低サイクル疲労き裂進展曲線を示す．

図のようにき裂進展挙動を直線近似し，微小き裂長さ a_i が 20, 40, 60, 80, 100 μm となる繰返し数 N_i を求めた．微小き裂が長さ a_i となるために要する繰返し数 N_i と塑性ひずみ範囲との関係を図 13 に示す．それぞれの直線に対する Manson-Coffin 則の係数 α と C は表 3 のようになった．図 8 や図 12 から予期されるように， α の値を水素チャージ材と未チャージ材で比較したときに，SUS304 では顕著な差が見られたが，SUS316L ではほぼ同じであった．

Fig. 12 Low-cycle fatigue crack propagation curve of small crack

Fig. 13 Propagation of small crack existing at notch root shown by Manson-Coffin like correlation

図13は1つの先端半径 ρ の切欠き材を用いて整理した関係であるので、この関係が他の切欠き材にも適用できるかどうか検証するために、SUS304の未チャージ材 $\sigma_{OL} = 1.25\sigma_{0.2}$, $\rho = 0.5\text{mm}$ のき裂進展データも取得した。 $a_i = 20\mu\text{m}$ に対応する点を☆印で図13上に示す。☆印は $a_i = 20\mu\text{m}$ の直線の延長上にプロットされ、切欠き底の塑性ひずみ幅によって切欠き材の微小き裂進展が整理できることが示された。

図14にき裂長さ a とそれに対応する $C (= \Delta\epsilon_p N_c^\alpha)$ との関係を示す。○と●のように水素チャージの有無により別々の直線となるが、それぞれの条件の下では微小き裂の進展挙動は一本の直線で近似された。本図により任意の負荷条件に対するき裂長さの関係が得られる。なお、図14には図4, 5の高サイクル疲労試験における疲労限度の試験片の微小き裂寸法と C に対応する点を☆, ★で示した。実験点はこの微小き裂進展挙動の整理にほぼ一致した。

5・2 高サイクル疲労限度の予測

過大応力による疲労限度低下は、過大応力により発生した微小き裂の進展・非進展で決定されている。そこで図6に示した疲労限度の試験片に観察されたき裂を停留き裂とみなして、その応力拡大係数 ΔK を ΔK_{th} として示した。応力拡大係数は、切欠き底の微小き裂のアスペクト比を実測し、(a)引張を受ける楕円環状切欠きから発生した軸対象環状き裂の応力拡大係数⁽¹³⁾に対してき裂の三次元形状を補正した⁽¹⁴⁾簡易モデルによる式(2)で計算した(図15)。

Table 3 Coefficient of Manson-Coffin rule's equation applied to crack propagation life of small crack existing at notch root

Material	Conditions	$a_i (\mu\text{m})$	α	C
SUS304	Uncharged, in Air	20	0.200	1.824
		40		2.183
		60		2.425
		80		2.613
		100		2.768
	H charged, in H ₂	20	0.146	1.082
		40		1.233
		60		1.332
		80		1.407
		100		1.468
SUS316L	Uncharged, in Air	20	0.277	2.654
		40		3.308
		60		3.762
		80		4.122
		100		4.425
	H charged, in H ₂	20	0.264	2.456
		40		3.03
		60		3.426
		80		3.737
		100		3.999

(a) SUS304

(b) SUS316L

Fig.14 Evaluation of propagation behavior of small crack at notch root using Manson-Coffin rule

Fig.15 Calculation of ΔK

Fig.16 Relationship between ΔK_{th} and length of non-propagating cracks

なお，過大荷重負荷後の切欠き底には残留応力が存在するため，正確な ΔK_{th} の算出には残留応力の影響を考慮しなければならない．しかし，実機では切欠き底の残留応力分布を測定することが困難である場合が多いことが予測され，本研究では予測精度は多少犠牲となっても実用的な方法を検討することに主眼を置き，また，評価の第一段階として， ΔK_{th} を求める際に残留応力の影響は考慮していない．

微小き裂の ΔK_{th} とき裂長さの関係を図16に示す．き裂寸法が小さくなるほど ΔK_{th} が低下する傾向を示したが，その傾きは両対数グラフ上で約 1/3 となり，微小き裂の特性が現れているものと考えられる⁽¹⁵⁾．本図から任意のき裂長さに対する ΔK_{th} を読み取ることができ，疲労限度応力に換算することができる．

5・3 任意の負荷条件に対する疲労限度低下の予測法のまとめと検証結果

本実験の過大応力振幅，切欠き先端半径，過大応力繰返し数に対して，5.1節で求めた任意の繰返し数，過大応力振幅，切欠き半径に対するき裂寸法の予測法と5.2節の ΔK_{th} とき裂寸法の関係を用いて疲労限度の予測を行い，一連の評価の妥当性について検討を行った．

過大応力振幅と切欠き先端半径 ρ を決めると図11により塑性ひずみ範囲が求められる．表3から α を求めて，過大応力の繰返し数 N_f を決めると式(1)から C が求まり，この C を用いて図14からき裂長さ a が求められる．最後に，図16でそのき裂寸法に対応した ΔK_{th} を読み取り， ΔK_{th} から疲労限度の応力が求められる．

Fig.17 Validation of estimation method to account for the effect of overload and hydrogen on fatigue limit

図 17 に本報の実験結果と予測値の比較を示す。☆は大気中・未チャージ材，★は水素中・チャージ材の予測結果であり，予測値と実験値はよく一致した。誤差は大きいものでは約 10%であるが，設計の机上の検討段階で水素環境中における過大荷重の効果を推定するためには有用であると考えられる。

6. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 および SUS316L を用いて， $\rho = 0.2, 0.5, 1.0\text{mm}$ の切欠き材に水素チャージを施し， 0.6MPa 水素ガス環境中で $N=200$ 回の繰返し過大応力負荷後に高サイクル疲労試験を実施し，過大応力負荷と水素が高サイクル疲労強度低下に及ぼす影響について検討した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 高サイクル疲労強度は過大応力負荷によって低下した。その原因は過大応力により切欠き底に微小き裂が発生したためである。
- (2) SUS304 では水素の影響により過大負荷応力による疲労強度の低下が助長された。低下の主要因は過大応力負荷時の低サイクル疲労における微小き裂成長の加速である。
- (3) SUS316L では過大応力による疲労強度の低下は見られたが，水素による疲労強度のさらなる低下は見られなかった。
- (4) 実験の範囲では過大応力負荷後も疲労強度の低下が生じない過大応力振幅の限界値は SUS304 では $0.5\sigma_{0.2}$ ，SUS316L では $0.75\sigma_{0.2}$ であった。
- (5) Manson-Coffin 則と Neuber 則を用いて切欠き底の微小き裂進展挙動を評価した。さらに ΔK_{th} とき裂長さの関係を用いて，任意の繰返し数，過大応力振幅，切欠き先端半径に対して過大応力負荷後の疲労限度を予測する方法を提案した。

謝 辞

本研究は，NEDO 技術開発機構の水素材料先端科学基礎研究業の一環として行ったものである。

参考文献

- (1) Kanezaki, T., Narazaki, C., Mine, Y., Matsuoka, S., Murakami, Y., “Effects of hydrogen on fatigue crack growth behavior of austenitic stainless steels”, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 33 (2008), pp. 2604-2619.

- (2) 三好良夫, 小倉敬二, 三輪泰之, “オーステナイト系ステンレス鋼の陰極水素吸蔵下のき裂進展挙動”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 51, No. 464 (1985), pp. 1256-1262.
- (3) Kelestemur, M. H., Chaki, T. K., “The effect of various atmospheres on the threshold fatigue crack growth behavior of AISI 304 stainless steel”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23 (2001), pp.169-174.
- (4) Murakami, Y., Matsuoka, S., “Effect of hydrogen on fatigue crack growth of metals”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77 (2010), pp.1926-1940.
- (5) 圧縮水素自動車燃料装置用容器の技術基準 JARI S001, 日本自動車研究所 (2004).
- (6) San Marchi, C., Somerday, B.P., Tang, X., Schiroky, G.H., “Effects of alloy composition and strain hardening on tensile fracture of hydrogen-precharged type 316 stainless steels”, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 33 (2008), pp.889-904.
- (7) 河本恭平, 青木雄太, 尾田安司, 野口博司, 東田賢二, “SUS304 鋼の疲労特性に及ぼす水素雰囲気の影響”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 71, No. 703 (2005), pp. 443-450.
- (8) Murakami, Y., Kanazaki, T., and Mine, Y., “Hydrogen effect against hydrogen embrittlement”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41 (2010), pp. 2548-2562.
- (9) Nakamura, J., Miyahara, M., Omura, T., Semba, H., Wakita, M., Otome, Y., “Degradation of fatigue properties in high pressure gaseous hydrogen environment evaluated by cyclic pressurization tests”, *Procedia Engineering*, Vol.2 (2010), pp. 1235-1241.
- (10) 近藤良之, 久保田祐信, 志々目佳子, 山口純一郎, “微小疲労き裂の下限界近傍の進展特性に及ぼす水素侵入の影響:低合金鋼, 炭素鋼, 析出強化型耐熱鋼 A286 についての検討”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.74, No.746 (2008), pp. 1366-1372.
- (11) Neuber, H., “Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain laws”, *Transactions of the ASME, Journal of Applied Mechanics*, Vol.28 (1961), pp.544-551.
- (12) 村上敬宜, 原田昭治, 谷石彦文, 福島良博, 遠藤達雄, “微小き裂の伝ば則,低サイクル疲労法則およびマイナー則成立の相互関係について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 49, No. 447 (1983), pp. 1411-1419.
- (13) Y. Murakami, *Stress Intensity Factors Handbook*, vol.1(1986), p.249, Pergamon Press.
- (14) Y. Murakami, *Stress Intensity Factors Handbook*, vol.2(1986), p.712, Pergamon Press.
- (15) 村上敬宜, 清水真佐男, “疲労強度に及ぼす介在物,微小欠陥,微小き裂の影響”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.54, No.499 (1988), pp.413-425.