

SUS304の水素ガス中フレット疲労における疲労限度低下機構

久保田, 祐信
産業技術総合研究所

田中, 康博
三菱重工業株式会社汎用機・特車事業本部

桑田, 喬平
九州大学工学府

近藤, 良之
九州大学大学院工学研究院機械工学部門

<https://hdl.handle.net/2324/26429>

出版情報：材料. 59 (6), pp.439-446, 2010-06. 日本材料学会
バージョン：
権利関係：(C) 2010 日本材料学会

SUS304 の水素ガス中フレット疲労における 疲労限度低下機構

久保田 祐信* 田中 康博**
桑田 喬平*** 近藤 良之*

Mechanism of Reduction of Fretting Fatigue Limit in Hydrogen Gas in SUS304

by

Masanobu KUBOTA*, Yasuhiro TANAKA**, Kyohei KUWADA*** and Yoshiyuki KONDO*

The authors reported reduction of fretting fatigue strength in hydrogen gas using several kinds of materials such as low alloy steel, heat resistant steel, aluminum alloy, austenitic stainless steels, etc. In this study, mechanism of the reduction was discussed through detailed observations of small fretting fatigue cracks and two-step test in which the environment was changed during a test. The material was 30% pre-strained austenitic stainless steel SUS304. Hydrogen gas pressure was 0.12MPa in absolute pressure. Whereas oxidation process was important to develop fretting damage in air, adhesion was dominant in the fretting in hydrogen gas. In hydrogen gas, small cracks were emanated at both ends of the adhered parts. Since the major crack was propagated from one of the small cracks emanating adhered part, the adhesion and formation of small cracks were important determinants of the reduction of fretting fatigue strength in hydrogen gas. In the fretting fatigue test in hydrogen gas following fretting fatigue test in air, no fracture occurred even if the stress amplitude was higher than the fretting fatigue limit in hydrogen gas. The reason was that the oxidized wear film, which was produced in the first air environment, prevented the adhesion and the formation of small cracks. Another two-step test was that small cracks were formed in hydrogen gas and the test environment was then changed to air. As the result, there was no fracture of the specimen even the test was performed at stress amplitude that the fracture of specimen occurred in the single hydrogen gas environment. The result suggested that the stress field in the vicinity of small cracks were severer in hydrogen gas than in air.

Key words: Fretting fatigue, Hydrogen, Adhesion, Small crack, Austenitic stainless steel

1 緒 言

水素エネルギー利用は環境問題・エネルギー問題の解決策の一つとして期待されており、現在活発に研究開発が行われている。水素に関連した材料強度の問題は遅れ破壊や水素ぜい化などとして知られているが、水素利用機器用材料の強度評価という観点から、さらなる研究が必要である。

著者らはアルミニウム合金¹⁾、低合金鋼、析出硬化ステンレス鋼²⁾、オーステナイト系ステンレス鋼^{1,3)}などを供試材として実験を行い、水素ガス中フレット疲労強度特性を検証した。結果の一例として、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304 予ひずみ材の *S-N* 線図を Fig. 1³⁾ に示す。水素ガス中では、大気中疲労限度以上の応力では破断寿命が伸びる傾向がみられるが、破断は大気中の疲労限度以下の応力でも生じ、 3×10^7 回を試験終了としたフレット疲労限度は大気中と比較しておよそ 2 割の低下がみられた。寿命の変化については既報³⁾ において検討を行ったので、本論文では、水素ガス中

は大気中の疲労限度以下でも破壊が生じる点について注目した。

水素ガス中でフレット疲労限度が低下する要因としては、(1) 周囲環境としての水素ガスによる接触や摩耗、き裂発生形態の変化への影響と、(2) 材料中に侵入した水素によるき裂発生・成長特性への影響の二種類が想定される。本研究では、第一段階として (1) の

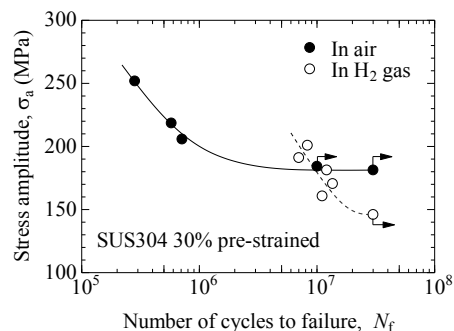


Fig. 1 Effect of hydrogen gas on fretting fatigue strength³⁾.

+ 原稿受理 平成 年 月 日 Received

* 正 会 員 九州大学大学院工学研究院 機械工学部門・産業技術総合研究所 〒819-0395 福岡市西区元岡, Department of Mechanical Engineering, Kyushu University and AIST, Nishi-ku, Fukuoka, 819-0395

** 三菱重工業 (株) 汎用機・特車事業本部 〒229-1193 相模原市田名, Mitsubishi Heavy Industries, LTD. Sagami-hara, Tama, 229-1193

*** 九州大学工学府 〒819-0395 福岡市西区元岡, Graduate School of Kyushu University, Nishi-ku, Fukuoka, 819-0395

要因について検討することとし、水素ガス中フレットングで生じる現象の詳細な観察と検証試験を行った。

2 実験方法

2・1 供試材

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 である。化学成分を Table 1 に示す。Fig. 1 の供試材と同等にするために、溶体化処理材に引張試験により塑性ひずみを 30% 付与した材料を供試材とした。予ひずみ付与は常温で行った。予ひずみ付与前後の微視組織を Fig. 2 に示す。ひずみ付与後の材料にはひずみ誘起マルテンサイト組織がみられた。疲労試験片軸は引張試験片軸に一致させて採取した。供試材の機械的性質を Table 2 に示す。表には予ひずみ付与による硬化の程度を表すためにビッカース硬さも示した。

Table 1 Chemical composition of material (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
SUS304	0.04	0.58	0.90	0.037	0.000	8.10	18.14

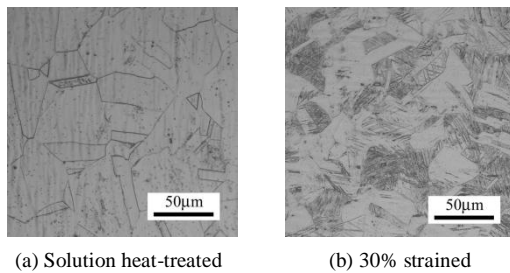


Fig. 2 Microstructure of material.

Table 2 Mechanical properties of material.

Material	Condition	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	ϕ (%)	HV
SUS304	30% strained	757	917	36	74	338

2・2 フレットング疲労試験

フレットング疲労試験治具を Fig. 3 に示す。試験片を挟むように 2 個の接触片を試験片に押し付け、棒状ばねを 2 本のボルトで締付けて公称接触面圧が 100MPa となるように接触荷重を負荷した。この状態で試験片に繰返し曲げモーメントを与えて、試験片と接触片の変形の差によって接触部にフレットングを生じさせた。棒状ばねは接触面圧の調整を容易にすることと試験中のフレットング摩耗による接触面圧低下を防ぐために、剛性を低く設計し、大きくたわませて締付ける構造とした。疲労試験後の接触面圧の低下は 5% 以内であった。

疲労試験片および接触片の形状・寸法を Fig. 4 に示す。接触片は試験片と同一材料とした。接触面の平面を精度良く作製するために板状試験片を用いた。接線力を測定するために、接触片は 1 個につき 2 カ所の接触部を有す

るブリッジ型を用いた。接線力は、接触片の脚間に貼り付けたひずみゲージによって測定した接触片のひずみと、有限要素法によって求めた接触片の脚が受ける接線力と接触片のひずみの較正曲線を用いて求めた。接線力を接触荷重で除したものを接線力係数 ϕ と定義した。接触面の仕上げは、フレットング摩耗の様相と微小き裂を観察するために、バフ研磨による鏡面仕上げとした。

フレットング疲労試験は、大気中および絶対圧力 0.12MPa の水素ガス中で、繰返し速度 18.7Hz、公称応力の応力比 $R = -1$ 、室温で実施した。水素ガスは純度 99.9999% 以上のものを使用した。水素ガスを充填する前に、ガス容器の真空引き（到達真空度：約 5×10^{-3} Pa）と超高純度窒素（純度 99.9999% 以上）注入を 3 回繰返し、水素ガス純度の維持に配慮した。試験片の破断は、公称応力振幅が初期値から 10% 低下した時点と定義した。この時のき裂長さは約 5mm であった。

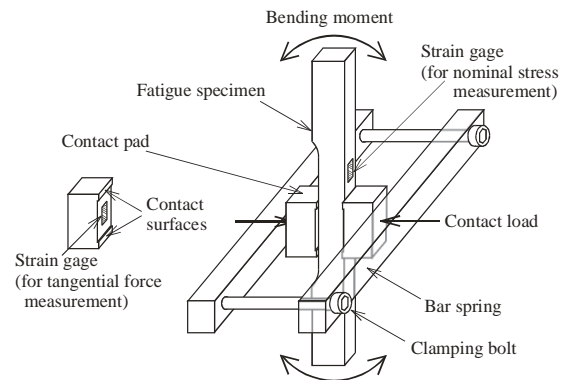


Fig. 3 Fretting fatigue test method.

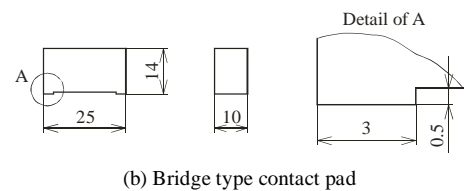
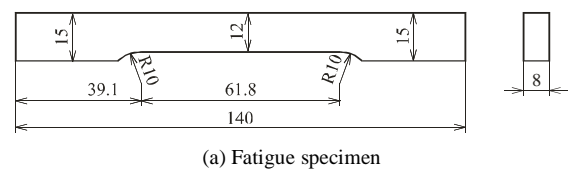


Fig. 4 Shape and size of specimen and contact pad (Dimensions are in mm).

2・3 2段階環境フレットング疲労試験

水素ガス中フレットング疲労の場合に大気中の疲労限度以下の応力振幅でも疲労破壊が生じる現象は、水素利用機器の疲労強度設計にとって重要な点の一つである。その原因を検討するために、1 回の試験の途中に環境を変化させる 2 段階環境フレットング疲労試験を実施した。試験条件を Table 3 に示す。応力振幅 $\sigma_a = 160$ MPa は水素ガス単一環境の試験では破壊が生じるが

大気中では生じない応力振幅として選定した。1 段階環境での繰返し数 N は、Test No. 1 では充分多い繰返し数として 10^7 回、Test No. 2 では電位差法によるき裂深さの連続計測⁴⁾を併用した予備試験を行って約 $100\mu\text{m}$ の微小き裂が発生する繰返し数として $N = 5 \times 10^6$ 回とした。試験時には電位差法を併用し、初期き裂が導入されたことを確認した。2 段階環境において、試験片が破断しない場合は 3×10^7 回で試験を終了した。

Table 3 Condition of two-step environment fretting fatigue test.

Test No.	First step			Second step	
	Env.	σ_a (MPa)	N (Cycle)	Env.	σ_a (MPa)
1	Air	160	1×10^7	H ₂	160
2	H ₂	160	5×10^6	Air	160

*Fretting fatigue limit in air: 180MPa

3 水素ガス中フレットング機構

3・1 S-N 線図

本研究の供試材は Fig. 1 と同じ材質と予びずみ量であるが、材料の製造ロットと素材形状が異なるので、S-N データを新たに取得した。ただし、本研究の主眼は水素ガス中における疲労限度低下機構の検討であるので、実験点数は水素ガス中で疲労強度低下が生じる確認と 2 段階環境試験の応力レベル設定のために必要な最小数とした。S-N 線図を Fig. 5 に示す。データの傾向は前報³⁾と同様であった。大気中疲労限度は 180MPa であり、疲労限度以下の 160MPa では後述 Fig. 12 (b) に示すように深さ $10\mu\text{m}$ 程度の停滞き裂が発生した。大気中では破壊が生じなかった $\sigma_a = 160\text{MPa}$ において水素ガス中では破壊が生じ、水素ガス中のフレットング疲労強度の低下が再確認された。

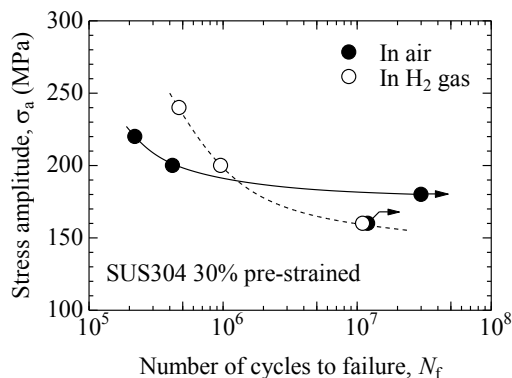


Fig. 5 Reduction of fretting fatigue limit in hydrogen gas.

3・2 水素ガス中フレットング疲労き裂発生の特徴

有限寿命域の $\sigma_a = 200\text{MPa}$ において、 $N = 10^5$ 回でフレットング疲労試験を中断し接触面を観察した。接触部外端近傍の接触面について、大気中と水素ガス中で比較

したものを Fig. 6 に示す。大気中試験の写真は、接触面に堆積した摩耗粉をバフ研磨によって軽く除去した後のものである。水素ガス中のフレットング面には、ほとんど摩耗粉は観察されなかった。水素ガス中試験の接触面には、すべり方向に対して直角方向に稜がある山と谷が平行に集まったような接触痕が多数観察された。これらは大気中試験の接触面にはみられない特徴的な様相であった。

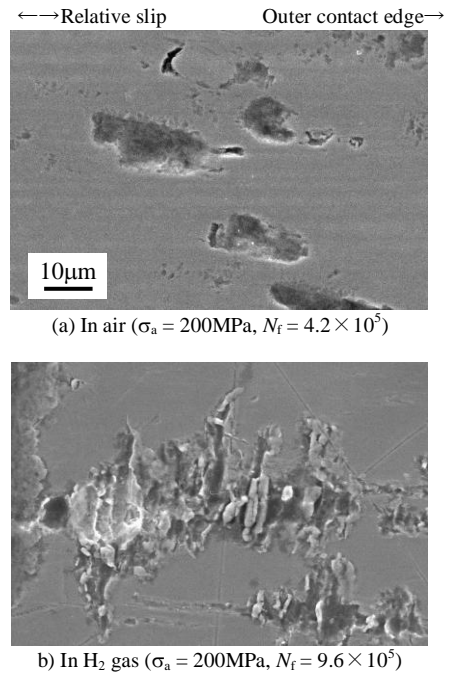


Fig. 6 Difference of fretting damage between environments.

水素ガス中のフレットング接触痕の生成機構を明らかにするため、接触端部近傍において接触面のマッチング観察を行った。試験片と接触片の相対する接触面をレーザー顕微鏡により観察した。結果を Fig. 7 に示す。微小な凸凹が噛み合うように存在し、山の高さや谷の深さもほぼ一致していることから、水素ガス中の接触面に観察されるフレットング接触痕は、試験片と接触片間に凝着が生じて、材料が互いに移着したことにより生成したものと考えられる。真空中⁵⁾や窒素ガス中⁶⁾のフレットングにおいては、摩耗機構が大気中の酸化摩耗から凝着摩耗へ変化することが報告されている。水素ガス中でも酸化摩耗粉が発生しないことから、同様に凝着が支配的な損傷状態となっていると考えられる。水素ガス中試験後の試験片と接触片は、Fig. 8 のように接触荷重を取去っても分離しなかった。

Fig. 9 に負荷繰返しにともなう接線力係数 ϕ の変化を示す。水素ガス中の方が大気中よりも高い接線力係数を示しており、凝着の発生と対応するものと考えられる。いずれの環境中とも、 ϕ は繰返し数 100 回未満からほぼ一定であり、寿命のごく初期に試験片表面の不動態被膜や吸着した水蒸気等の影響は除外されたものと考えられる。

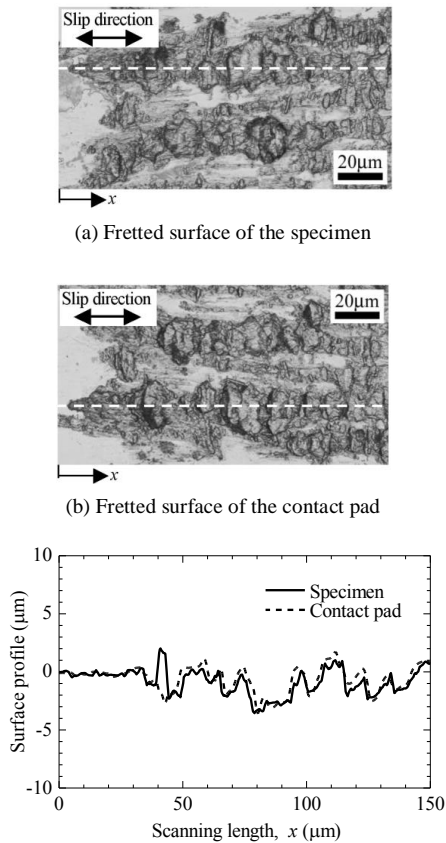


Fig. 7 Matching of contact surfaces fretted in H_2 observed in the vicinity of the contact edge ($\sigma_a = 200\text{MPa}$, $N = 1.7 \times 10^4$).

接触痕は接触面に部分的にしかみられなかった。凝着部を真の接触面積とみなすと、公称接触面積よりかなり小さい面積で接触荷重と接線力を負担しており、凝着部周囲は厳しい応力状態となっていることが推察される。

Fig. 8 のように一体となった試験片と接触片を樹脂で鑄ぐるむ様に固めて、試験片幅の中央で軸方向に切断して、断面をバフ研磨し、試験片と接触片の境界部分を観察した写真を Fig. 10 に示す。試験片と接触片を単に接触させた状態で切断すると、接触面が水平方向の直線として観察されるはずであるが、水素ガス中フレットング疲労試験後の試験片では、A~C のように三角波状の境界を呈する部分が広範囲に観察された。それらの部分では、試験片と接触片もとの境界は明瞭ではなく、このような部分が凝着部であると考えられる。境界の経路が三角波状に見えるのは、凝着部の両端から接触面に対して傾斜したき裂が相対する方向に発生しているためである。この状況は薄板の点接触のナゲットの端部から疲労き裂が発生する状況と似ている。傾斜き裂は試験片と接触片のどちら側にもみられた。

この結果から Fig. 6 (b) に示した試験片軸と直角方向に成長した接触痕は、凝着部両端に発生した疲労き裂が深さ方向に成長して合流し、山脈状の材料が接触片側に移着し、試験片側に三角溝状の空間が形成されたものと考

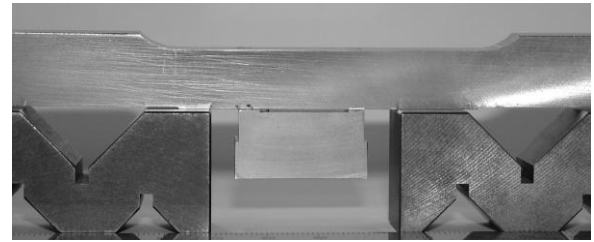


Fig. 8 Adhered specimen and contact pad after fretting fatigue test in H_2 gas ($\sigma_a = 160\text{MPa}$, $N = 1.0 \times 10^7$).

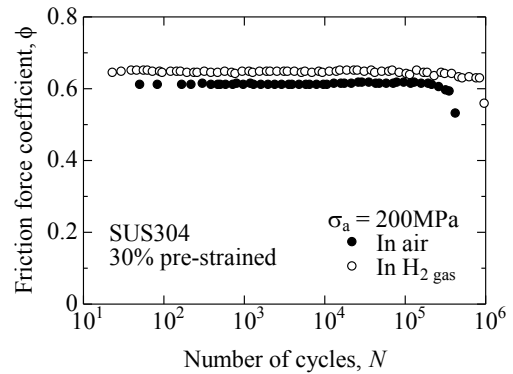


Fig. 9 Change of tangential force coefficient with change of number of cycles.

えられる。先にマッチング観察において凹凸は材料の移着で形成されたと述べたが、その移着は凝着部がむしり取られたものではなく、移着した材料の輪郭は疲労き裂によって形成されたものと考えられる。

大気中のフレットング疲労において微小き裂が傾斜していることや複数の微小き裂が発生することは一般的な特徴であり⁷⁻⁹⁾、通常は狭い範囲で平行に発生した微小き裂の傾斜方向はほぼ一定である¹⁰⁾。大気中においてフレットング疲労き裂は、フレットング・ピットの応力集中によりピット底から接触面に対して直角にき裂が発生する場合¹¹⁾を除いて、接触面に作用する接線方向応力、接触応力、疲労応力を考慮した力学的条件によって発生位置や進展方向が解析できる^{8), 10)-13)}。Fig. 10 に示す水素ガス中では微小き裂は右上がり、右下がりの両方向に傾斜しており、さらに、広範囲に発生しており、大気中のフレットング疲労の微小き裂とは明らかに異なる特徴を有する。

C の写真は接触端から内側に $870\mu\text{m}$ 入った箇所、水素ガス中試験で主き裂が発生する位置に相当する。写真には比較的大きなき裂がみられるが、その起点は凝着部に生じた傾斜き裂である。凝着部に生じる局所的な応力状態の解明とともにき裂発生に関する定量的な検討が必要であるが、この観察により水素ガス中フレットング疲労強度低下の根本的機構の一つが明らかとなった。

大気中疲労限度以下の応力振幅でも同様の事象が生じていることを確認するために Fig. 11 を示す。この写真は、試験片と接触片の境界を明瞭にするために、研磨後

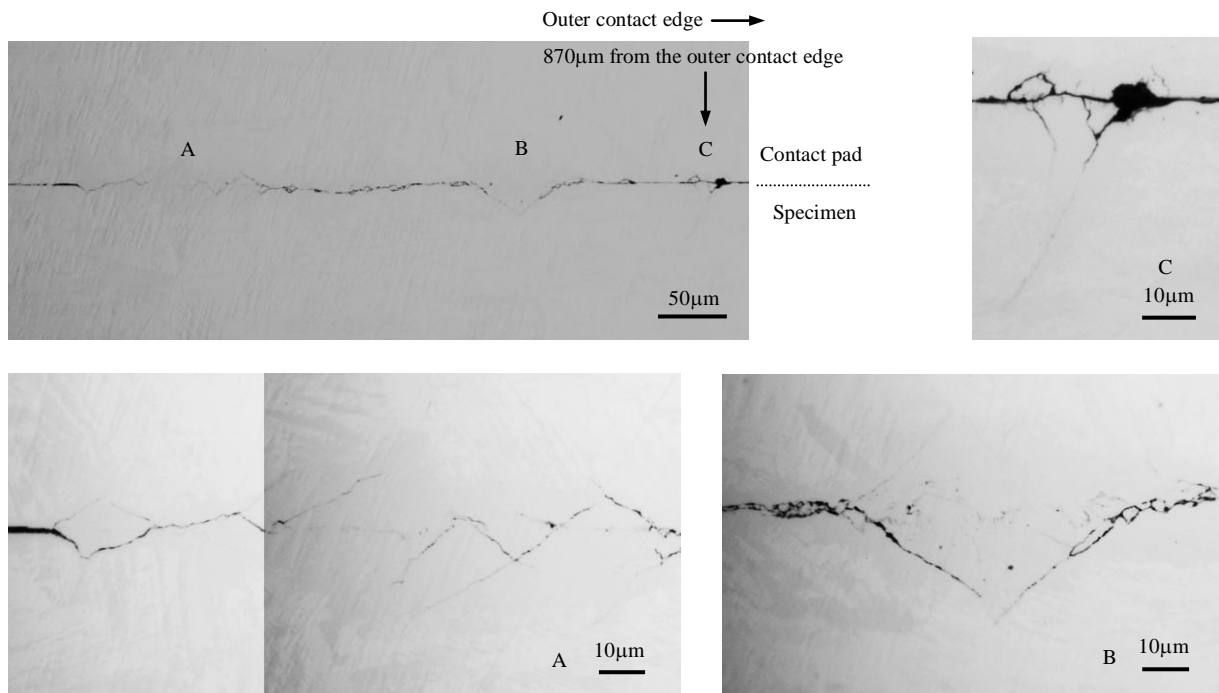


Fig. 10 Observation of adhered specimen and pad at a section cut in the axial direction ($\sigma_a = 200\text{MPa}$, $N = 5.0 \times 10^5$).

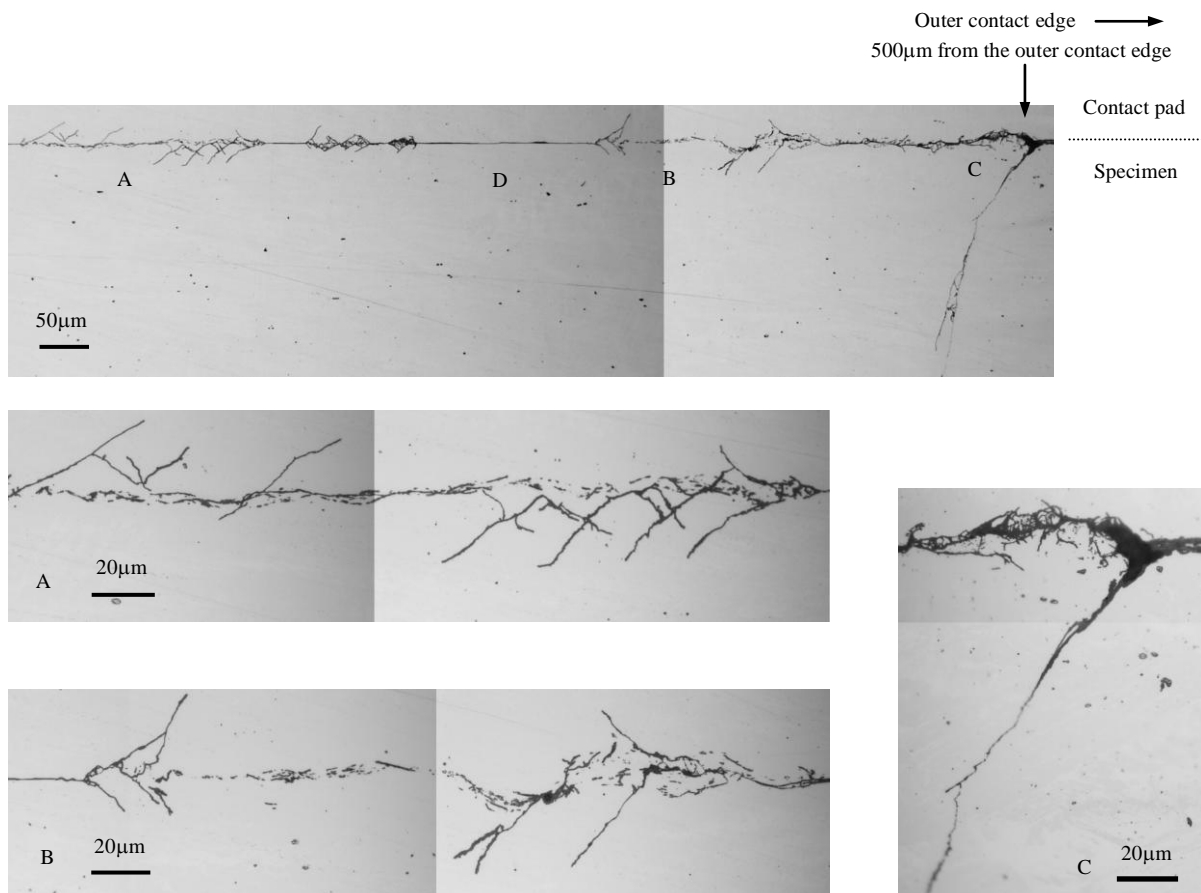


Fig. 11 Etched section of adhered specimen and contact pad ($\sigma_a = 180\text{MPa}$, $N = 1.0 \times 10^6$).

に王水で軽いエッチングを行った試験片のものである。

Dの部分には直線的な接触の境界線がみられ、凝着が生じていない部分であり、その部分にき裂はみられない。A, Bは凝着した箇所の一部であるが、境界は蛇行しておりフレットングにともなって塑性流動を生じながら変形していることがうかがわれる。A, Bの部分では傾斜したき裂が多数発生している。Cには主き裂が存在するが、その起点は凝着部端で発生した傾斜した微小き裂と考えられる。水素ガス中における凝着を起点とするき裂発生は、大気中で破断が生じる応力振幅と疲労限度以下の応力振幅のいずれにも共通した機構であると考えられる。

4 2段階環境フレットング疲労試験結果

前章で水素ガス中フレットング疲労の顕著な特徴として、凝着端部を起点としてき裂が発生する損傷形態となることが示された。本章ではフレットング疲労試験途中で周囲環境を水素ガスと大気の間で切替える2段階環境試験により水素ガス中フレットング疲労き裂発生・進展挙動の特異性についてさらに検討した。

4・1 大気→水素ガス切り換え試験結果 (Test No. 1)

2段階環境フレットング疲労試験の結果を Table 4 に示す。Test No. 1 では、大気中単独では未破断であり、水素ガス中単独では破断が生じる応力レベル $\sigma_a = 160\text{MPa}$ で、大気から水素ガスに環境を切替えた。Test No. 1 は、一旦大気中でフレットング疲労負荷を行い酸化皮膜を生じさせることによって凝着を阻止すれば、その後の水素ガス中フレットング疲労においても強度低下しないという仮説を検証するために行った。

その結果、大気中で 1×10^7 回、水素ガス中で 3×10^7 回の繰返し後も試験片は未破断であった。また、水素ガス中単独では一体化する試験片と接触片も、接触面圧を取り除いたところ簡単に分離した。この試験片の接触面を Fig. 12 に示す。水素中で 3×10^7 回のフレットングを被ったにも関わらず、Fig. 6 に示したような水素ガス中特有の様相ではなく、大気中のフレットング面に酷似した摩耗様相を呈した。したがって、1 段目の大気中で生成した酸化被膜が2 段目の水素ガス中での凝着の発達を阻害し、多数の微小き裂の発生が抑制されたために、水素ガス中単独の場合には破壊が生じる応力であっても非破壊となることが示された。

Fig. 13 にこの試験片の接触端近傍で観察されたき裂の断面を、同一応力レベルの大気と水素のそれぞれの単

Table 4 Result of two-step environment fretting fatigue test.

Test No.	Condition
	Result (N_f and N are the number of cycles in the 2nd step)
1	In air, $\sigma_a = 160\text{MPa}$, $N = 10^7 \rightarrow$ In H_2 , $\sigma_a = 160\text{MPa}$
	Not fractured after $N = 3 \times 10^7$
2	In H_2 , $\sigma_a = 160\text{MPa}$, $N = 5 \times 10^6 \rightarrow$ In air, $\sigma_a = 160\text{MPa}$
	Not fractured after $N = 3 \times 10^7$

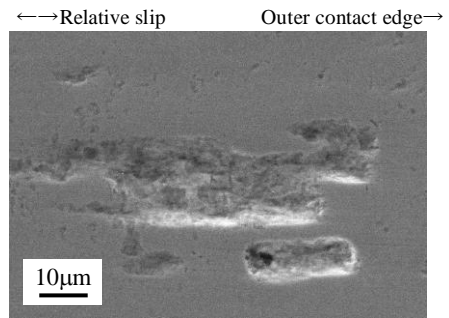
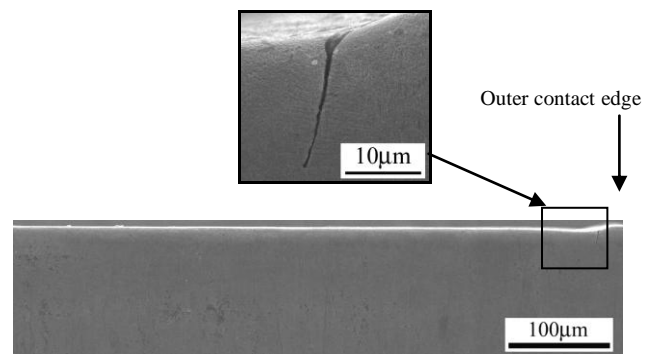
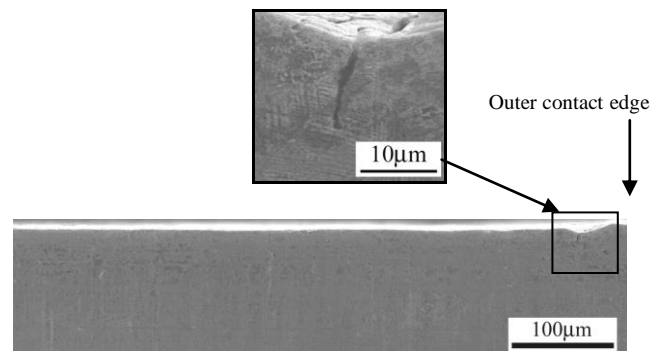


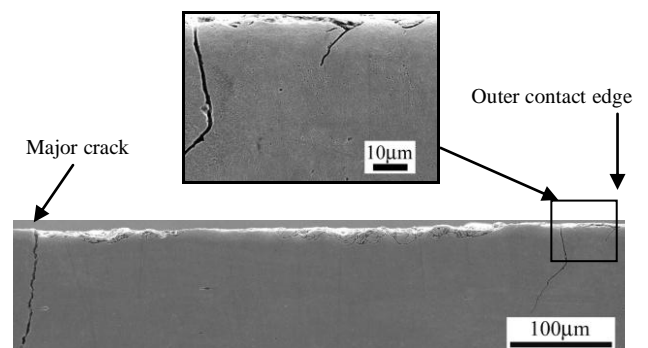
Fig. 12 Fretted surface in the 2-step environment test (Test No. 1: $\sigma_a = 160\text{MPa}$. In air, $N = 10^7 \rightarrow$ In H_2 , $N = 3 \times 10^7$).



(a) 2-step environment test: Test No.1 ($\sigma_a = 160\text{MPa}$. In air, $N = 10^7 \rightarrow$ In H_2 , $N = 3 \times 10^7$, Unbroken).



(b) Single environment test: Air ($\sigma_a = 160\text{MPa}$. $N = 1.2 \times 10^7$, Unbroken).



(c) Single environment test: H_2 ($\sigma_a = 160\text{MPa}$. $N_f = 1.1 \times 10^7$, Broken).

Fig. 13 Comparison of fretting fatigue cracks among environments.

独環境の場合のき裂と比較して示す。合計 4×10^7 回(大気中 1×10^7 回、水素ガス中 3×10^7 回)の繰返しを受け

た Test No. 1 のき裂の深さは約 30 μm であった。このき裂寸法は、図(b)に示す大気中単独環境で $N = 1.2 \times 10^7$ 回で試験を終了した試験片のき裂とほぼ同等であった。このことから、Test No. 1 の大気→水素ガス切替試験のき裂は、1 段目の大気中で生成し、接触面ではすでに酸化摩耗が卓越した状態のまま 2 段目の水素ガス中に切替えても凝着が生じることができないために、大気中疲労限度以下の応力振幅ではき裂成長することができなかったものと推定される。

4.2 水素ガス→大気切替試験結果 (Test No. 2)

Test No. 1 の試験片はき裂は存在したが非破断であった。水素ガス中単独試験では破断が生じる応力振幅であるにも関わらずこのき裂が進展しなかったことについて、Test No. 2 でさらに検討を行った。Test No. 2 では、1 段目の水素ガス中で微小き裂を発生させた後に、応力はそのままで 2 段目の大気環境に切替えた。Test No. 2 は、一旦水素ガス中で微小き裂を発生させた後に大気環境に切替えて酸化摩耗を卓越させれば微小き裂が進展しなくなるという仮説を検証するために行った。

その結果、合計 4×10^7 回の繰返し後に破断は生じなかった。Fig. 14 に示す電位差法によるき裂長さ計測の結果も、初期き裂が進展しなかったことを示している。1 段目の水素ガス中で水素ガス単独であれば破断を引き起こすに十分な負荷により微小き裂が生成しているにもかかわらず、大気環境に切替えたことにより有意なき裂成長が生じなくなることが示された。

凝着部の局所の応力状態については今後の課題とするが、酸化摩耗に移行することにより接触面の応力状態が軽減されることをマクロ的に示すために接線力係数を測定した。Fig. 15 に Test No.2 における環境切替え時の接線力係数の変化を示す。同一応力振幅において大気中の方が接線力係数が低い。大気中疲労限度で生成する停滞き裂長さは数十 μm であり、これより深い 100 μm のき裂が存在していても、大気中 160MPa の条件下ではこのき裂を成長させるのに十分な応力場を生じる接線力が達成されないためにき裂成長が生じなかったと考えられる。逆に言えば、微小き裂近傍の応力場は水素ガス中の方がより厳しいものであることを推定させる。

材料は本研究と異なるが、アルゴンガス中¹⁴⁾¹⁵⁾や真空

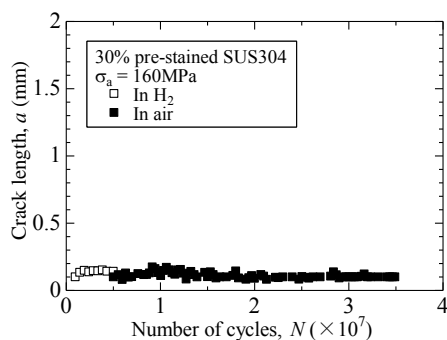


Fig. 14 Result of continuous measurement of crack length in the test No. 2 of the two step environment test.

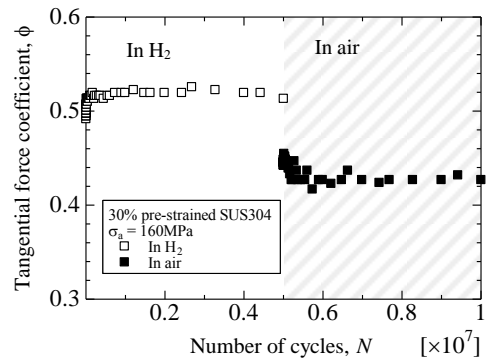


Fig. 15 Change of tangential force coefficient depending on environment (2 step environment test: Test No. 2).

中¹⁶⁾¹⁷⁾のフレッティング疲労およびフレッティングでも、凝着の発生とき裂発生に関連が述べられている。この点では水素ガス中とアルゴンガス中や真空中は同様と考えられる。しかし、アルゴンガス中ではフレッティング疲労限度は変化しない¹⁴⁾¹⁵⁾、真空中ではフレッティング疲労強度が増加する¹⁸⁾ことなど、水素ガス中で凝着によって発生した微小き裂が強度低下に寄与している点と異なる部分がある。今後、き裂の力学的検討を行うとともに水素が微小き裂の進展に及ぼす影響を解明することが必要である。

5 結 言

水素ガス中でフレッティング疲労強度が低下する機構を検討するために、SUS304 30%予ひずみ材を用いて水素ガス中フレッティング疲労試験を実施した。微小き裂と凝着部の詳細な観察と 2 段階環境試験の結果から以下の結論が得られた。

- (1) 水素ガス中では凝着支配の接触形態となる。主き裂の起点は凝着部端に発生する微小き裂であり、水素ガス中フレッティング疲労限度低下は凝着部に起因する微小き裂と接線力の増大が支配因子である。
- (2) あらかじめ大気中で試験片表面に酸化皮膜を生成して凝着を阻止すると、その後水素ガス中でも水素ガス中特有の摩耗や多数の微小き裂の発生はみられず、疲労強度の低下も生じない。
- (3) 水素ガス中の場合には、進展性を有する微小き裂でも、同一応力下の大気中では進展せず、凝着部近傍の微小き裂の応力場は大気中よりも厳しいことが示唆された。

謝 辞

本研究成果の一部は、NEDO 技術開発機構の水素材料先端科学基礎研究事業の一環として行ったものである。

参 考 文 献

- 1) M. Kubota, N. Noyama, M. Fueta, C. Sakae, Y. Kondo, "Effect of hydrogen gas environment on fretting fatigue", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol. 54, No. 12, p.1231-1236 (2005).

- 2) M. Kubota, Y. Tanaka, Y. Kondo, "Fretting fatigue properties of SCM435H and SUH660 in hydrogen gas environment", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol. 73, No. 736, pp.1382-1387 (2007).
- 3) M. Kubota, Y. Tanaka, Y. Kondo, "The effect of hydrogen gas environment on fretting fatigue strength of materials used for hydrogen utilization machines", Tribology International, Vol. 42, pp. 1352-1359 (2009).
- 4) Y. Kondo, M. Kubota, C. Sakae, K. Yanagihara, "Non-propagating crack at giga-cycle fretting fatigue limit", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 28, pp.501-506 (2005).
- 5) A. Iwabuchi, T. Kayaba, K. Kato, "Effect of atmospheric pressure of friction and wear of 0.45%C steel in fretting wear", Wear, Vol.91, Issue 3, pp.289-305 (1983).
- 6) B. Bethune, R. B. Waterhouse, "Adhesion of metal surfaces under fretting conditions. I. Like metals in contact", Wear, Vol.12, Issue 4, pp.289-296 (1968).
- 7) K. Nishioka, K. Hirakawa, "Fretting fatigue", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol. 18, No. 191, p.669-678 (1969).
- 8) K. Endo, H. Goto, "Initiation and propagation of fretting fatigue cracks", Wear, Vol. 38, pp.311- 324, (1976).
- 9) R. B. Waterhouse, "Theories of fretting process", Fretting Fatigue, Edited by R. B. Waterhouse, Applied Science Publishers, London, UK, pp.203-219, (1981).
- 10) K. Nishioka, K. Hirakawa, "Fundamental investigation of fretting fatigue – Part 3. Some phenomena and mechanisms of surface cracks", Bulletin of JSME, Vol. 12, No. 51, pp. 397-407, (1969).
- 11) K. Hirakawa, "Case histories and prevention of fretting fatigue failure", Sumitomo Metals, Vol. 46, No. 4, pp.4-16, (1994).
- 12) D. A. Hills, D. Nowell, "Mechanics of fretting fatigue", Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, The Netherlands, (1994).
- 13) J. Q. Xu, S. Shirai, W. M. Tao, Y. Mutoh, "Initiation and propagation of fretting fatigue crack in the very long fatigue life", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol. 51, No. 7, p.808-813 (2002).
- 14) K. Endo, H. Goto, "Effects of environment on fretting fatigue", Wear, Vol. 48, pp. 347-367, (1978).
- 15) M. H. Wharton, R. B. Waterhouse, "Environmental effects in the fretting fatigue of Ti-6Al-4V", Wear, Vol. 62, pp. 287-297 (1980).
- 16) C. Poon, D. W. Hoepfner, "The effect of environment on the mechanism of fretting fatigue", Wear, Vol. 52, pp. 175-191, (1979).
- 17) A. Iwabuchi, K. Kato, T. Kayaba, "Fretting properties of SUS304 stainless steel in a vacuum environment", Wear, Vol. 110, pp. 205-216, (1986).
- 18) T. Nishida, Y. Mutoh, M. Sato, M. Kawaguchi, "Fretting fatigue characteristics of aluminum alloy (Al2024-T4) in vacuum", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol. 75, No. 756, pp.981-986 (2009).