

平成 21 年 6 月 2 日現在

研究種目：基盤研究（B）

研究期間：2006～2008

課題番号：18360051

研究課題名（和文）超高サイクル疲労における内部き裂初期伝播機構の統一的理解

研究課題名（英文）An unified understanding of the initial interior crack growth mechanism in very high cycle fatigue

研究代表者

中村 孝（NAKAMURA TAKASHI）

北海道大学・大学院工学研究科・教授

研究者番号：30237408

研究成果の概要：

超高サイクル疲労の原因である内部起点型破壊において、き裂の初期伝播過程で生じる微細な凹凸状破面（粒状破面）の形成機構を明らかにすることを目的とした。「粒状破面は、気体成分の吸着が著しく少ない内部き裂の伝播過程において、き裂新生面が長期間繰返し接触をすることで形成される」という仮説を提案し、新たに開発した超高真空疲労試験機を用いて、種々の真空圧力や応力比の下で得られた疲労破面を解析することにより、その検証を試みた。その結果、内部起点型疲労破壊を生じるチタン合金および高強度鋼において、上記の仮説が検証され、内部き裂伝播に及ぼす影響因子が明らかにされた。

交付額

（金額単位：円）

	直接経費	間接経費	合計
2006年度	5,700,000	1,710,000	7,410,000
2007年度	1,400,000	420,000	1,820,000
2008年度	1,500,000	450,000	1,950,000
年度			
年度			
総計	8,600,000	2,580,000	11,180,000

研究分野：工学

科研費の分科・細目：機械工学・機械材料・材料力学

キーワード：疲労，フラクトグラフィ，内部起点型破壊，ODA，超高サイクル疲労，真空

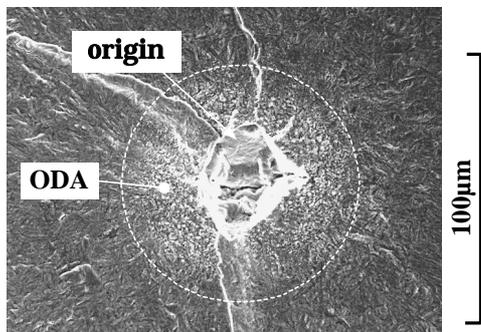
1. 研究開始当初の背景

鉄鋼材料の S-N 曲線は通常 $10^6 \sim 10^7$ の繰返し数で水平部，すなわち，疲労限度を示す。一般に，交番荷重を受ける機械構造物の疲労設計では，部材の応力が疲労限度より低くなるように設定される。しかし，近年，高強度鋼やチタン合金などの高強度材料において，S-N 曲線が水平部を示した後， 10^7 を越える繰返し数で再び下方に折れ曲がることが報告されるようになった。これは，高強度材料

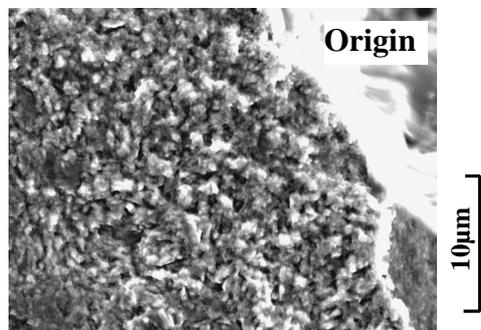
の真の疲労強度が引張強度から予測されるよりはるかに低い値となることを示すものであり，実用上重要な問題である。また，この破壊は材料内部を起点として生じるため，表面を起点として生じる従来の疲労破壊とはメカニズムが異なる可能性もある。これらの現象は超高サイクル疲労，ギガサイクル疲労などと呼ばれ，機械技術者，疲労研究者の間で，解明すべき重要な課題と認識されている。

しかし、 10^7 程度以上の長寿命域の実験に膨大な時間が必要なことや、内部き裂の発生・伝播を観察することが困難なことから、超高サイクル疲労のメカニズムはほとんどわかっていない。また、内部起点型破壊に疲労限度が存在するか否かも明確ではなく、その強度評価手法は確立していない。

一方、高強度鋼の内部起点型き裂の起点周囲に形成される微細な凹凸状の破面、いわゆる ODA 領域（村上ほか 3 名, 機論, 66-642, A, 311-319, (2000)）が、疲労研究者の間で注目されるようになってきた。図 1 はその SEM 写真であり、破壊起点の介在物周囲に直径約 $1\mu\text{m}$ 以下の微細な粒状模様が認められる。この領域は表面起点型破壊には存在しないことから、超高サイクル疲労機構解明のための重要な手掛かりと考えられており、疲労研究者の間で活発な検討が行われている。



(a) 低倍率写真



(b) ODA 領域の拡大写真

図 1 SNCM439 の内部起点型破面
($R=-1$, $\sigma_a=750\text{MPa}$, $N_f=3.56 \times 10^7$)

2. 研究の目的

本研究の目的は、超高サイクル疲労の原因である内部起点型破壊において、き裂の初期伝播過程で生じる微細な粒状破面の形成機構を明らかにすることである。

申請者は、これまでに行った高強度鋼およびチタン合金の疲労試験と破面解析から、次の知見を得ている。

- ・ 微細な粒状模様は高強度鋼だけでなく、チタン合金でも生じた。
- ・ 微細な粒状模様は、高強度鋼、チタン合金ともに、圧縮負荷が加わる条件で極めて

明瞭に観察された。

これらの結果に基づき、本研究では、「粒状破面は、気体成分の吸着が著しく少ない内部き裂の伝播過程において、き裂新生面が長期間繰返し接触をすることで形成される」という仮説を提案し、超高サイクル疲労を高強度材に共通する問題として統一的に解釈することを試みる。

3. 研究の方法

2. 研究目的で述べた仮説を検証するために、以下の(1)~(3)を行う。

- (1) 超高真空中で任意の応力比 R (圧縮負荷を含む) のき裂伝播試験が行える疲労試験機を新たに開発する。
- (2) 内部起点型疲労破壊を生じる材料を複数選択し、大気中および高真空中のき裂伝播特性を調べる。特に、真空圧力がき裂伝播特性に及ぼす影響を明らかにする。
- (3) 真空中の疲労き裂進展破面を詳しく観察し、内部起点型破壊で認められるものと同様の粒状破面が得られるかどうかを明らかにする。また、得られた場合に、その破面形態に及ぼす真空圧力や圧縮負荷の影響を明らかにする。

4. 研究成果

(1) 超高真空疲労試験機の開発

開発する試験機に必要な主な性能として、以下の3項目が挙げられる。

最高到達圧力が 10^{-7}Pa の超高真空領域であること。

圧縮負荷を含む任意の応力比で実験ができること。

試験片への偏荷重を極力小さくする調整機構を有すること。

これらを目指として、超高真空疲労試験機を新たに開発した。図 2 に疲労試験機の外観を、図 3 に試験片取付け部の概略図をそれぞれ示す。



図 2 超高真空疲労試験機

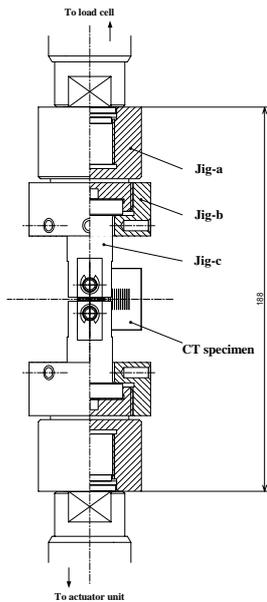


図3 試験片取付け部

自動調整することで荷重誤差 1%以内の安定した試験を行うことができる。実験の応力比としては、圧縮荷重を含む任意の値に設定することが可能である。

疲労試験を実施する上で、試験片に偏荷重が生じると正確な試験が行えない。このため、本試験機では偏荷重を低減させるアライメント調整機構として、ロードセル位置調整機構と上天板角度調整機構を導入した。図4にアライメント調整機構を示す。この機構により、試験片に加わる偏荷重を 3%以内に抑えることが可能となった。

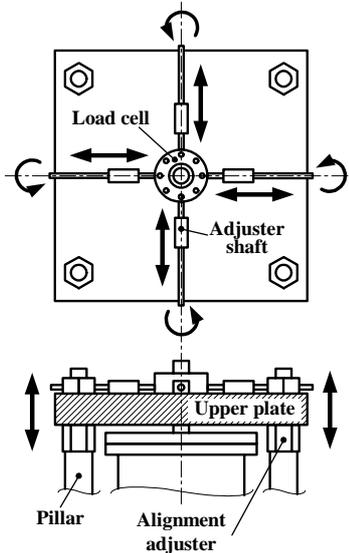


図4 アライメント調整機構

排気体積を低減するため、真空槽内には試験片取付け部のみが入る設計とした。真空槽内への荷重の導入部分には金属ベローズを用いた。また、排気にはドライスクロールポ

本試験機の制御には電気油圧サーボ方式を採用した。コントローラにはデジタルコントローラ [日本ムーグ株式会社 J143-220] を用いた。このコントローラはオートゲインコントロール (AGC) 機能を有しており、ロードセルからのフィードバック荷重と目標荷重を 1 サイクル毎に比較し、サーボバルブへの出力信号を自動調整することで荷重誤差 1%以内の安定した試験を行うことができる。実験の応力比としては、圧縮荷重を含む任意の値に設定することが可能である。

ンプ (DSP) [VARIAN TriScroll TM VACUUM-PUMP-PTS-03003-UNIV] とターボ分子ポンプ (TMP) [三菱重工 Turbo-Pump-FT-300-A300] を用いた。本システムにより、真空槽内の最高到達真空圧力を $1.0 \times 10^{-7} \text{Pa}$ とすることができた。

以上のように、開発した試験機は当初の目標性能を十分に満足することができた。

(2) き裂伝播特性と真空圧力の関係

開発した試験機を用いて、大気中および異なる真空圧力下でき裂伝播特性を明らかにした。供試材として Ti-6Al-4V 合金を用いた。

実験方法

小型 GFM 鍛造によって作製した Ti-6Al-4V 合金板材に、1203K \times 3.6ks Air cooling, 978K \times 7.2ks Air cooling の熱処理を施した。基地は + の 2 相組織であり、平均粒径はともに $10 \mu\text{m}$ であった。熱処理後の機械特性は、引張強さ：943MPa, 0.2%耐力：860MPa, 伸び：17%, 絞り：40%, マイクロビッカース硬さ：316Hv であった。疲労き裂伝播試験片として幅 $W=25\text{mm}$, 厚さ $B=6\text{mm}$ の CT 型試験片を用いた。

疲労き裂伝播試験は ASTM E647-00 に基づき、荷重漸減条件で行った。荷重条件は応力比 $R=0.1$, 周波数 $f=60\text{Hz}$ とし、試験環境は、大気, 中真空 (約 $2 \times 10^{-1} \text{Pa}$), 高真空 (約 $3 \times 10^{-5} \text{Pa}$), 超高真空 (約 $2 \times 10^{-6} \text{Pa}$), 超高真空 (約 $4 \times 10^{-7} \text{Pa}$) の 5 種類とした。き裂長さはデジタルマイクロスコープで測定した。また、背面ひずみを用いてき裂開口点 K_{op} を求めた。

da/dN - K 関係

疲労き裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数範囲 K との関係を図5に示す。図中において赤色のプロットが大気, 青色のクロスのプロットが中真空, 青色のプロットが高真空, 水色のプロットが超高真空, 白抜きのプロットが超高真空の結果である。

いずれの環境においても、き裂伝播速度 da/dN は K の減少に伴い低下した。大気中と真空中で比較すると、同程度の K では、真空中のき裂伝播速度は大気中のそれよりも低く、特に $K=10\text{MPa m}$ 以下では真空中のき裂伝播速度の低下の割合が大きくなった。さらに、真空中のデータ同士で比較すると、真空圧力が低くなるにつれてき裂伝播速度が低くなった。応力拡大係数範囲の下限値 K_{th} は大気中では 4.0MPa m , 中真空中では 6.1MPa m , 高真空中では 7.2MPa m , 超高真空中では 7.7MPa m , 超高真空中では 7.8MPa m となり、真空圧力が低いほど K_{th} が大きくなった。

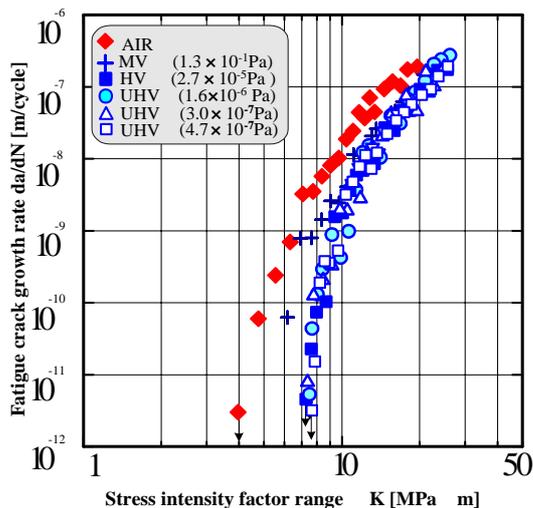


図5 da/dN- K 関係

以上のように、真空圧力が低いほど、低K領域でのき裂伝播速度が低下することが明らかとなった。これは、内部起点型破壊が極めて長寿命となることに対応しており、内部き裂周囲の環境が真空環境に類似していることを示唆するものといえる。

da/dN- K_{eff} 関係

$K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ として求めた da/dN - K_{eff} 曲線を図6に示す。大気中および中真空中においては、 K_{eff} に対するき裂伝播速度の低下の割合はほぼ一定であり、き裂伝播速度が急激に低下することはなかった。しかし、同程度の K_{eff} で比較すると、中真空中のき裂伝播速度は大気中のそれよりも10倍程度低い値を示した。高真空中、超高真空中では、 $K_{eff} > 8 \text{ MPa m}$ の領域において、大気中、中真空中と同様に K_{eff} に対するき裂伝播速度の低下の割合はほぼ一定であったのに対し、 $K_{eff} < 8 \text{ MPa m}$ となる領域では、き裂伝播速度の低下の割合が大きくなった。

有効応力拡大係数範囲の下限界値 $K_{eff,th}$ は、大気中では 1.0 MPa m 、中真空中では、 3.2 MPa m であったのに対し、高真空、超高真空中では 4 MPa m を超える値を示した。

以上のように、き裂閉開口挙動を考慮しても大気と真空の間のき裂伝播速度の差は一致しなかった。大気と中真空との間のき裂伝播速度の差は、湿度や水素などのいわゆる環境効果によるものと考えられる。一方、高真空や超高真空中では、低 K_{eff} 領域において、き裂伝播速度が急激に低下した。これはき裂閉口以外の影響が関与するものであり、除荷時のき裂先端の逆すべりや再結合の可能性が示唆される。このような現象の存在は、き裂周囲の気体分子の影響が極めて少ないと考えられる内部起点型破壊のき裂伝播過程でも生じ得るものと予想される。

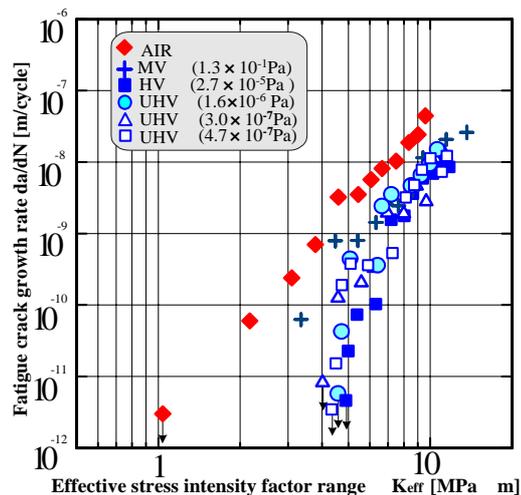


図6 da/dN- K_{eff} 関係

(3) 粒状波面の形成因子

本節では、真空中のき裂伝播試験で得られた破面を走査型電子顕微鏡で観察し、内部起点型破壊の初期き裂伝播過程で見られる微細な粒状破面が形成されるかどうかを明らかにする。

Ti-6Al-4V の結果

4.(2)節で得られた破面を観察した結果、高真空中および超高真空中の破面に微細な粒状領域が確認された。この低倍率および高倍率写真を図7、8にそれぞれ示す。

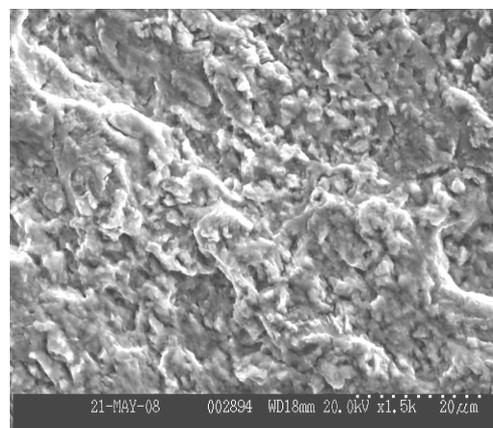


図7 微細な粒状破面(Ti64, $1.6 \times 10^{-6} \text{ Pa}$)

また、図9に軸荷重疲労試験で得られた内部起点型破壊の初期き裂伝播領域の破面を示す。図9は粒の形状や寸法などが図8と極めて類似しており、両者が同一のき裂伝播機構で得られたものと推測される。一方、大気中および中真空中のき裂伝播試験では、微細な粒状破面は全く観察されなかった。このことから、この破面の形成には高真空より低い真空圧力が不可欠であると判断できる。

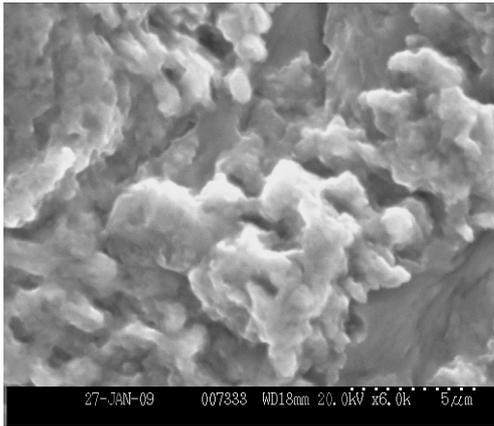


図 8 微細な粒状破面の拡大図
(Ti-64, 4.1×10^{-7} Pa)

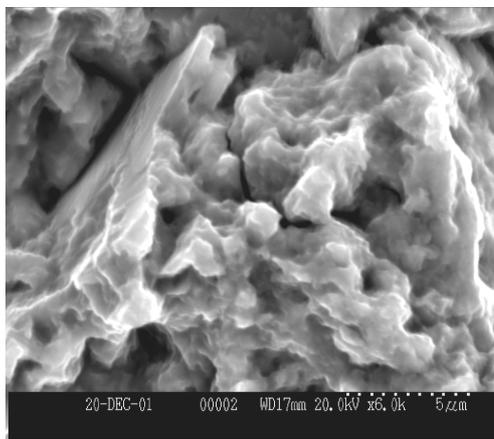


図 9 軸荷重疲労試験で得られた内部起点型破壊における微細な粒状破面 (Ti-64)

4.(2)の実験は応力比 $R=0.1$ で行われたものであるが、微細な粒状領域はき裂の停留付近や試験片表面付近など、き裂閉口が生じた部分にのみ観察された。き裂面の接触が生じない部分には観察されなかったことから、その形成には真空環境に加えて破面の繰返し接触が必要であると判断される。

SNCM439 の結果

4.(3)と同様の結果が高強度鋼でも得られるかどうかを明らかにするため、SNCM439 材を用いて $R=-1$ の条件(引張圧縮負荷の条件)で荷重漸減試験を実施した。材料の熱処理は焼ならし(1123K×3.6ks 空冷)、焼入(1123K×3.6ks 油冷)、焼もどし(433K×7.2ks 空冷)である。機械的性質は、引張強さ:2270MPa,降伏強さ:1520MPa,マイクロビッカース硬さ:640Hvであった。試験片として、幅 $W=30$ mm,厚さ $B=4$ mmのMT型試験片を用いた。環境は大気と高真空(8×10^{-6} Pa~ 1.4×10^{-5} Pa)の2種類とした。

得られた破面を詳しく観察した結果、微細

な粒状破面は大気中では認められず、高真空中でのみ観察された。この例を図10に示す。微細な粒状領域は、き裂の停留付近のみならず、破面上のいろいろな箇所に観察された。また、この破面は図1に示した内部起点型破壊で見られるODAの特徴と極めて類似している。以上から、内部起点型破壊に観察される微細な粒状破面の形成は、チタン合金や高強度鋼などの材料によらず、高真空以下の真空圧力の下で、破面に繰返し接触が加わることで形成されることが明らかとなった。

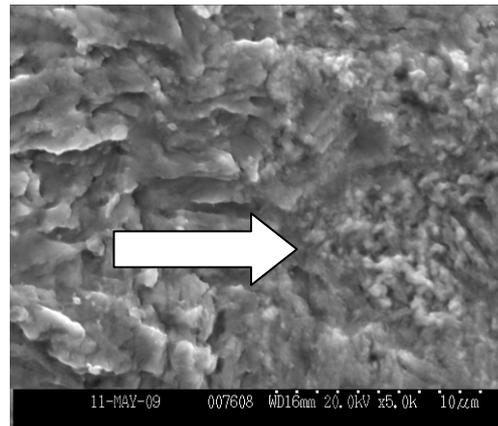


図 10 微細な凹凸状破面 (SNCM439, 8×10^{-6} Pa ~ 1.4×10^{-5} Pa)

(4) まとめ

本研究では、超高サイクル疲労の原因である内部起点型破壊において、き裂の初期伝播過程で生じる微細な凹凸状破面(粒状破面)の形成機構を明らかにすることを目的とした。「粒状破面は、気体成分の吸着が著しく少ない内部き裂の伝播過程において、き裂新生面が長期間繰返し接触をすることで形成される」という仮説を提案し、新たに超高真空疲労試験機を開発し、種々の真空圧力や応力比の下でき裂伝播過程および疲労破面を分析した。その結果、内部起点型疲労破壊を生じるチタン合金および高強度鋼において上記の仮説の妥当性が示され、内部き裂の伝播機構に及ぼす影響因子が明らかにされた。

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文](計10件)

Nakamura T., Oguma H., Effects of vacuum like environment around interior crack on gigacycle fatigue properties, Proceedings of the Materials Science & Technology 2008 Conference, MS&T'08、CD-ROM, (2008), 査読有り。

McEvily,A.J., Nakamura,T., Oguma, H., Yamashita,Y., Matsunaga,H. and Endo,M., On the mechanism of very high cycle fatigue in Ti-6Al-4V, Scripta Materialia, Vol.59, 1207-1209, (2008), 査読有り.

中村 孝, 小熊博幸, 微小き裂の K_{th} に及ぼす真空環境の影響, 日本機械学会 M&M2008 材料力学カンファレンス講演論文集, CD-ROM, (2008), 査読無し.

小熊博幸, 中村 孝, Ti-6Al-4V 合金における超高サイクル疲労特性の組織依存性, 日本機械学会 M&M2008 材料力学カンファレンス講演論文集, CD-ROM, (2008), 査読無し.

池田慎太郎, 中村 孝, 小熊博幸, 中村謙介, SNCM439 の内部起点型疲労特性に及ぼす焼もどし温度の影響, 日本機械学会 2008 年度年次大会講演論文集(6), No.08-1, 207-208, (2008), 査読無し.

脇田実奈, 庄司哲朗, 中村 孝, 小熊博幸, 超高真空中における Ti-6Al-4V の疲労き裂伝播特性, 日本機械学会 2008 年度年次大会講演論文集(6), No.08-1, 157-158, (2008), 査読無し.

中村 孝, 山下亮平, 小熊博幸, 脇田実奈, 野口 徹, Ti-6Al-4V の内部起点型疲労破面における粒状領域の形成因子, 材料, 56 巻, 1111-1117, (2007), 査読有り.

Nakamura,T., Oguma,H., Yamashita,R., A Mechanism of Interior-Originating Fatigue of Ti-6Al-4V Based on Crack Growth Behavior in a High Vacuum, Ti-2007, Science and Technology, Vol.2, 1225-1228, (2007), 査読有り.

Nakamura,T., Oguma,H., Horikawa, N., A Study of Interior Crack Growth Process on Ti-6Al-4V Simulated by High Vacuum Fatigue Tests, Proceedings of the 4th Japan-Taiwan Workshop on Mechanical and Aerospace Engineering, 332-339, (2007), 査読無し.

中村 孝, 山下亮平, 小熊博幸, 野口 徹, Ti-6Al-4V の内部起点型疲労破面における粒状領域の形成因子, 第 28 回疲労シンポジウム講演論文集, 41-44, (2006), 査読無し.

[学会発表](計 9 件)

Nakamura T., Oguma H., Effects of vacuum like environment around interior crack on gigacycle fatigue properties, Materials Science & Technology 2008 Conference, MS&T'08,

Invited, 7 Oct'2008, David L. Lawrence Convention Center, Pittsburgh, USA.

中村 孝, 小熊博幸, 微小き裂の K_{th} に及ぼす真空環境の影響, 日本機械学会 M&M2008 材料力学カンファレンス, 2008 年 9 月 18 日, 立命館大学, 草津. 小熊博幸, 中村 孝, Ti-6Al-4V 合金における超高サイクル疲労特性の組織依存性, 日本機械学会 M&M2008 材料力学カンファレンス, 2008 年 9 月 18 日, 立命館大学, 草津.

池田慎太郎, 中村 孝, 小熊博幸, 中村謙介, SNCM439 の内部起点型疲労特性に及ぼす焼もどし温度の影響, 日本機械学会 2008 年度年次大会, 2008 年 8 月 6 日, 横浜国立大学, 横浜. 脇田実奈, 庄司哲朗, 中村 孝, 小熊博幸, 超高真空中における Ti-6Al-4V の疲労き裂伝播特性, 日本機械学会 2008 年度年次大会, 2008 年 8 月 5 日, 横浜国立大学, 横浜.

Nakamura,T., Oguma,H., Yamashita,R., A Mechanism of Interior-Originating Fatigue of Ti-6Al-4V Based on Crack Growth Behavior in a High Vacuum, The 11th World Conference on Titanium, 5 Jun'2007, Kyoto International Conference Center, Kyoto.

庄司哲朗, 中村 孝, 竹内幸雄, 内部き裂進展を模擬するための超高真空疲労試験機の開発, 日本機械学会 2007 年度年次大会, 2007 年 9 月 11 日, 関西大学, 大阪.

Nakamura,T., Oguma,H., Horikawa, N., A Study of Interior Crack Growth Process on Ti-6Al-4V Simulated by High Vacuum Fatigue Tests, The 4th Japan-Taiwan Workshop on Mechanical and Aerospace Engineering, 30 Oct'2007, The Prince Hakone, Hakone.

中村 孝, 山下亮平, 小熊博幸, 野口 徹, Ti-6Al-4V の内部起点型疲労破面における粒状領域の形成因子, 第 28 回疲労シンポジウム, 2006 年 10 月 19 日, 名古屋市中企業振興会館, 名古屋.

6. 研究組織

(1) 研究代表者

中村 孝 (NAKAMURA TAKASHI)
北海道大学・大学院工学研究科・教授
研究者番号: 30237408

(2) 研究分担者

なし

(3) 連携研究者

なし