表面粗さ測定に基づく SUS316NG の疲労損傷評価と適用範囲[†]

藤村 奈央* 中村 孝** 小熊 博幸**
中島 智広*** 信耕 友樹***

Fatigue Damage Assessment of SUS316NG Based on Surface Roughness Measurement and the Applicable Scope

by

Nao FUJIMURA *, Takashi NAKAMURA **, Hiroyuki OGUMA **,
Tomohiro NAKAJIMA *** and Tomoki SHINKO ***

Changes in the surface roughness of SUS316NG during cyclic loadings were investigated, and the relationship between those changes and the fatigue damage processes, including evolution of surface relief due to active slip systems, were discussed on the basis of microscopic observations. Strain-controlled fatigue tests were conducted at three constant strain ranges $\Delta\epsilon = 8, 4$, and 1%. During the tests, surface roughness was measured periodically at cycles determined with respect to the usage factor UF , and then the surface was observed directly to clarify the surface morphology. As a result, until the middle of fatigue life, the arithmetic mean roughness R_a increased linearly with the number of cycles regardless of the strain range conditions. Clear changes in surface roughness were obtained even at a strain range as small as 1%. The results suggest that the surface roughness measurement can probably be used to assess fatigue damage because it increases linearly with the number of cycles until the middle of fatigue life. The rate at which surface roughness increased with UF became smaller with decreasing applied strain range. In the damage process, the surface became uneven because of active slip systems and the asperity became larger when the number of cycles increased. Surface observations revealed that the number of slip bands decreased and the development of the asperity became more difficult with decreasing applied strain range. The change tendencies of surface roughness were similar to those of the density of slip bands at each strain range. This shows that the rate at which surface roughness increased with UF is affected by the number of slip bands at each strain range condition.

Key words : Low cycle fatigue, Damage assessment, Surface roughness, Fatigue damage process, Austenitic stainless steel

1 緒 言

原子力発電設備の耐震安全性を考える場合、地震荷重によって損傷を受けた材料の疲労特性を正確に把握する必要がある。しかし、このような損傷が蓄積された材料の疲労特性を高精度に予測する方法は現在確立されていない。従来、疲労損傷評価には、材料が受けた損傷を寿命消費率で表す疲労累積係数が用いられている。^{1), 2)} この手法は負荷の繰返し数のみで損傷を評価できるという簡便性を持つが、より精度の高い損傷評価を行うためには疲労のメカニズムにも着目する必要がある。

一方、繰返し塑性変形によって変化する表面粗さは、疲労損傷量を表すパラメータとして適用できる可能性がある。³⁾ しかし、表面粗さの損傷評価パラメータとしての有用性を検討するためには、負荷ひずみや繰返し数に対する変化傾向ならびにき裂の発生や進展に代表される損傷過程との関係を明らかにする必要がある。特に、疲労損傷過程における表面性状の変化は負荷ひずみの大きさによって異なるため、様々なひずみ範囲における変化を明らかにし、表面粗さ測定による損傷評価の適用可能範

囲について検討することは重要である。

本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG を対象として種々のひずみ範囲の下で低サイクル疲労試験を行った。疲労試験中に定期的に試験片の表面粗さを測定し、その変化傾向とひずみ範囲の関係を明らかにした。また、繰返し負荷付与過程において表面観察を行い、表面凹凸の変化や固執すべり帯の形成、き裂の発生・進展などの損傷過程と表面粗さの関係について、従来得られている知見⁴⁾を踏まえて考察した。

2 実験方法

2・1 供試材および試験片形状

供試材に用いた SUS316NG の化学成分および機械的性質を Table 1 および Table 2 に示す。試験片形状は最小径 6mm、R 部曲率半径 35mm の砂時計型とした (Fig. 1)。試験片は #240 ~ #2000 のエメリー紙研磨を行った後、粒径 1 μ m のダイヤモンドペーストを用いたバフ研磨により鏡面状に仕上げた。試験片の表面を Fig. 2 に示す。表面粗さ (算術平均粗さ) R_a は 0.06 μ m である。

[†] 原稿受理 平成 25 年 4 月 17 日 Received Apr. 17, 2013 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 北海道大学大学院工学院 〒060-8628 札幌市北区北 13 条, Graduate School of Eng., Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

** 正会員 北海道大学大学院工学研究院 〒060-8628 札幌市北区北 13 条, Faculty of Eng., Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

*** 北海道大学大学院工学院 〒060-8628 札幌市北区北 13 条西, Graduate School of Eng., Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

Table 1 Chemical components (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
0.01	0.40	1.70	0.013	0.001	12.09	16.64	2.48	0.10

Table 2 Mechanical properties of SUS316NG.

0.2% proof stress [MPa]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	Reduction of area [%]	Hardness [HBW]
252	580	55	80	149

Fig. 1 Hourglass-type specimen.

Fig. 2 Micrograph of mirror polished specimen's surface.

Table 3 Timing of each surface roughness measurement based on fatigue life : $N_{f0} = 109$ ($\Delta\epsilon = 8\%$), $N_{f0} = 430$ ($\Delta\epsilon = 4\%$) and $N_{f0} = 6063$ ($\Delta\epsilon = 1\%$).

$\Delta\epsilon$ [%]	8					4					1				
N [cycles]	0	21	42	63	84	0	94	187	281	374	0	1426	2852	4278	5704
UF	0	0.193	0.385	0.578	0.771	0	0.219	0.435	0.653	0.870	0	0.235	0.470	0.706	0.941

2・2 疲労試験方法

低サイクル疲労試験は、容量 100kN の油圧サーボ式疲労試験機を用い、室温大気中において径ひずみ制御で行った。試験片最小径部に直径変位計を取り付け、試験片の直径変化を測定した。試験前の初期直径 d_0 および試験中の直径 d より体積一定の仮定に基づいて試験片の軸ひずみ ϵ_{axis} (真ひずみ) を $\epsilon_{\text{axis}} = -2\ln(d/d_0)$ で換算した。制御波形は三角波とし、ひずみ速度は 0.4%/sec とした。試験は試験片が破断した場合、または試験時の荷重が安定値の 7 割を下回った場合に終了とし、このときの繰返し数を疲労寿命とした。

2・3 表面観察および表面粗さ測定

ひずみ比 $R_e = -1$ 、ひずみ範囲 $\Delta\epsilon = 8, 4, 1\%$ の下で上述の疲労試験を行い、試験片に対して繰返し負荷を付与した。定期的に試験を中断し、試験片の最小径部 4 ヶ所において表面粗さを測定し、表面観察を行った。各ひずみ範囲において試験を中断する繰返し数 N は疲労累積係数 UF ($= N/N_{f0}$) より求めた。ここで、 N_{f0} は 1 本の試験片より得られた疲労寿命である。各ひずみ範囲での疲労寿命は、 $\Delta\epsilon = 8\%$ では $N_{f0} = 109$ 、 $\Delta\epsilon = 4\%$ では $N_{f0} = 430$ 、 $\Delta\epsilon = 1\%$ では $N_{f0} = 6063$ であった。各ひずみ範囲において表面粗さを測定した繰返し数 N とそれに対応する UF の関係を Table 3 に示す。表面観察では、カラー 3D レーザ顕微鏡 (VK-9700/9710 Generation II, KEYENCE) を用いて各測定点における 3 次元画像を取得した。表面粗さ測定では専用の画像解析ソフト (VK-Analyzer) を用いて、各画像から算術平均粗さ R_a (JIS B0601: 2001 に

Fig. 3 Schematic drawing of arithmetic mean roughness R_a .

準拠) を求めた。算術平均粗さ R_a の概念図を Fig. 3 に示す。算術平均粗さ R_a は、3 次元画像内に設定した測定対象領域 (Region of Interest; ROI) の各点における基準面からの高さの絶対偏差を平均した値であり、次式で表される。

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N |Z_n| \quad (1)$$

ここで、 n は ROI に含まれるピクセル数、 N はデータ点数、 Z_n は基準面表面からの各点の高さである。各測定点における表面粗さの測定範囲は、 $90\mu\text{m}$ (軸方向) $\times$ $67\mu\text{m}$ (周方向) である。

3 実験結果および考察

3・1 表面粗さ測定結果

表面粗さ測定結果を Fig. 4 に示す。Fig. 4 において (a) は各ひずみ範囲における変化傾向を比較したものであり、(b) は $\Delta\epsilon = 1\%$ の結果を拡大したものである。各図において、測定結果の最大値および最小値をエラーバーで示

Fig. 4 Surface roughness measurement results.

Fig. 5 Surface relief evolution on mirror polished specimens.

し、平均値をそれぞれ▽, ◇, ○印で表す. Fig. 4 (a)より、各ひずみ範囲において、表面粗さは UF の増加に伴って増加することが確認された。また、ひずみ範囲が小さくなるのに従い、 UF の増加に対する表面粗さの増加率が小さくなる傾向が認められた。各ひずみ範囲における変化傾向に着目すると、 $\Delta\epsilon = 8, 4\%$ での表面粗さは、寿命中頃まで UF の増加に伴いほぼ線形に増加した (Fig. 4 (a)). 寿命

中頃以降では、 UF に対する表面粗さの増加率は減少し、寿命末期には飽和する傾向を示した。一方、Fig. 4 (a)において他のひずみ範囲条件と比較して変化が小さな $\Delta\epsilon = 1\%$ でも、Fig. 4 (b)より表面粗さは UF の増加に伴って明らかに増加することが確認された。また、表面粗さの増加傾向は、他の2条件と同様に、寿命中頃までほぼ線形的であった。しかし、 $\Delta\epsilon = 1\%$ の表面粗さは寿命中頃

以降も飽和する傾向を示さず増加し続けた。以上のように、大きな塑性変形を与える $\Delta\epsilon = 8\%$ だけでなく、実際の地震荷重で生じる程度のひずみ範囲（約 5% 以下⁵⁾）でも顕著な変化が得られたことから、表面粗さは疲労損傷評価に適用できると考えられる。

3・2 表面性状の変化

各ひずみ範囲での繰返し負荷付与過程における試験片の表面を Fig. 5 に示す。UF=0.4 程度まで繰返し負荷を付与すると、 $\Delta\epsilon = 8\%$ および 4% では表面全体ですべりが生じ、表面の凹凸が著しく発達している (Fig. 5 (a), (b))。一方、 $\Delta\epsilon = 1\%$ では、表面にすべり帯が観察され凹凸の形成も確認されるが、これらは局所的である。繰返しに伴う凹凸の発達の程度は他の 2 条件と比較して小さい (Fig. 5 (c))。一方、き裂の発生・進展に着目すると、いずれのひずみ範囲においても、UF = 0.2 程度ですでにき裂が発生している (Fig. 5 中の矢印)。これらのき裂は UF の増加に伴って成長した。材料に繰返し負荷を付与すると、負荷・除荷過程において近接したすべり面上で互いに逆方向のすべりが生じ、表面に突出しと入込みが形成され、表面の凹凸が発達する。⁴⁾観察されるすべり帯の数は、ひずみ範囲が小さくなるのに伴って減少した。このことから、UF に対する表面粗さの増加率がひずみ範囲によって異なる理由は、ひずみ範囲がすべり帯に代表される表面性状を大きく変化させるためと考えられる。

3・3 繰返し数増加に伴うすべり帯の数の変化

表面観察より、負荷の繰返し数増加に伴い表面のすべり帯の数が増加することが確認された。前節で述べたように、すべり帯の数はひずみの範囲によって異なることから、すべり帯の数は表面粗さの変化傾向に影響を及ぼすと考えられる。そこで、各ひずみ範囲において繰返し数の増加に伴うすべり帯の数の増加傾向を調べ、すべり帯の数の違いをすべり帯密度を用いて定量的に評価した。すべり帯密度は以下の方法で求めた。まず、画像解析ソフト (VK-Analyzer) を用いて表面粗さ測定に使用した画像に対して二値化処理を行い、すべり帯の領域を抽出した。二値化処理方法には判別分析法^{6), 7)}を用いた。この方法を用いることで、任意の画像 (グレースケール) において輝度ヒストグラムの分離度が最大となる一つのしきい値が求まり、自動的に二値化処理を行うことができる。処理前後の画像例を Fig. 6 に示す。二値化処理を行うことにより、すべり帯は黒色の領域で表される。次に、画像処理ソフト (Win ROOF, MITANI) を用いて二値化処理を施した画像から、全面積に対する黒色の領域の面積比を求めた。この面積比をすべり帯密度 f_s と定義し、繰返し負荷付与によって変化するすべり帯密度を定量的に評価した。

各ひずみ範囲におけるすべり帯密度と UF との関係を図 7 に示す。 $\Delta\epsilon = 8\%$ および 4% では、すべり帯密度が繰返しの初期から寿命中頃まで著しく増加する傾向が確認された。その後、すべり帯密度の UF の増加に対する増加率は減少し、UF = 0.8 程度では、すべり帯密度は飽和した。一方、 $\Delta\epsilon = 1\%$ においては、すべり帯密度は UF

Fig. 6 Examples of images subjected binarization.

Fig. 7 Changes in the density of slip bands with increasing the number of cycles.

の増加に伴い単調に増加する傾向を示し、他の 2 条件のように寿命中頃以降に急激に増加率が減少して飽和する傾向は確認されなかった。また、UF の増加に対するすべり帯密度の増加率は、ひずみ範囲が小さくなるのに伴って減少した。以上のことから、すべり帯の数は、繰返し負荷の繰返し数増加に伴って増加することが明らかとなった。また、表面に確認されるすべり帯の数は、ひずみ範囲が小さくなるのに伴って減少することが示された。

3・4 表面粗さとすべり帯の関係

表面粗さの変化傾向 (Fig. 4 (a)) とすべり帯密度の変化傾向 (Fig. 7) を比較すると、これらの増加傾向はよく類似している。そこで、繰返し負荷を受けた試験片表面の表面粗さとすべり帯密度の関係を検討した。各ひずみ範囲における表面粗さ R_a とすべり帯密度 f_s の関係を Fig. 8 に示す。Fig. 8 において (a) は各ひずみ範囲における表面

粗さとすべり帯密度の対応を示し, (b)は $\Delta\varepsilon = 1\%$ での結果を拡大したものである。両図において, ∇ , $\diamond$, $\circ$ 印はそれぞれ, 各ひずみ範囲で測定した表面粗さならびにすべり帯密度の平均値を表している。Fig. 8より, すべり帯密度の増加に伴って, 表面粗さは増加していることが確認された。また, すべり帯密度および表面粗さは, ひずみ範囲が小さくなるのに伴って共に小さくなった。以上のことから, 表面粗さとすべり帯には相関関係があることが示された。このことから, 各ひずみ範囲における表面粗さの増加傾向にはすべり帯の数が影響を及ぼしていると考えられる。

上述のように, 表面粗さ R_a とすべり帯密度 f_s には相関関係があることから, 表面で観察されるすべり帯の数を計測することで表面粗さを予測することが可能であると推察される。またこのことから, 表面粗さ計測だけでなく, 画像解析によってすべり帯の数を定量化することで繰返し負荷付与による損傷を評価できる可能性も示唆される。

3・5 表面粗さの変化傾向

以上の結果をもとに, 本試験で得られた表面粗さの変化傾向について考察した。繰返し負荷付与過程において表面粗さが増化する機構の概念図をFig. 9に示す。材料に繰返し負荷を付与すると, 負荷・除荷過程において近接したすべり面上で互いに逆方向のすべりが生じ, 結晶粒で固執すべり帯 (Persistent Slip Band; PSB) が形成される。⁴⁾PSBは, 材料表面において多数の線 (Persistent Slip Markings; PSMs^{8), 9)}で観察される (Fig. 5)。PSBの表面部には, 入込みと突出しが形成されており, これらの凹凸部は繰返し負荷の繰返し数増加に伴って発達する。このとき, 突出しの高さおよび入込みの深さは線形的に増加することが報告されている。^{10), 11)}一方, 突出し・入込みを含むPSBの数は, 寿命中頃までは繰返し数の増加に伴って増加するが, 寿命中頃以降ではほとんど増加しなくなる (Fig. 7)。また, PSBとPSBの間の母材表面では, 突出し・入込みが形成されないため, 繰返し負荷の繰返し数が増加しても凹凸は変化しない。算術平均粗さは, 測定範囲全体における凹凸の高さ方向の大きさ (基

(a) Results obtained at $\Delta\varepsilon = 8, 4, 1\%$

(b) Close-up of the results obtained at $\Delta\varepsilon = 1\%$

Fig. 8 Relationship between surface roughness R_a and the density of slip bands f_s .

Fig. 9 Schematic drawing of mechanism of the change in surface roughness.

準面からの絶対偏差)を平均化した値である。そして、測定範囲には凹凸が発達する部分(突出し・入込み)だけでなく発達しない部分(母材)も含まれるため、平均値はこの母材表面の影響を受けると考えられる。すなわち、寿命中頃までは、突出し・入込みの成長とPSBの増加によって表面粗さは線形的に増加する。しかし、それ以降ではPSBの数が飽和するため、PSB内で局所的に高さが増加しても、凹凸が発達しない母材部分の高さと平均化することで測定範囲全体での変化は小さくなる。そのため、 UF の増加に対する表面粗さの増加率は減少したと考えられる。したがって、 $\Delta\epsilon = 8, 4\%$ では以上の機構が作用することで、Fig. 4 (a)で示した表面粗さ R_a の変化傾向が得られたと推察される。ひずみ範囲が小さい場合は、突出し・入込みの形成によって発達する凹凸の大きさが小さく、表面に形成されるPSBの数も少ない。また、繰返し数増加に伴ってPSBの数は増加し続けた(Fig. 7)。そのため $\Delta\epsilon = 1\%$ では、 $\Delta\epsilon = 8, 4\%$ の場合と異なり、表面粗さ R_a の増加率が寿命中頃から減少せず、 UF の増加に伴って増加し続けたと考えられる(Fig. 4 (b))。

4 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG 試験片に対して種々のひずみ範囲の下で低サイクル疲労試験を行い、各ひずみ範囲において表面粗さ R_a と疲労累積係数 UF との関係を調べた。また表面観察を行い、すべり帯形成や表面凹凸の変化などの疲労損傷過程と表面粗さの関係について考察した。以下に得られた主な結果を示す。

(1) $\Delta\epsilon = 8, 4, 1\%$ において表面粗さは UF の増加に伴って増加した。また、増加傾向は寿命中頃まではほぼ線形であった。以上のことから、大きなひずみ範囲だけでなく、小さなひずみ範囲においても表面粗さは疲労損傷評価に適用できることが明らかとなった。

(2) UF の増加に対する表面粗さの増加率は、ひずみ範囲が小さくなるのに伴い減少した。

(3) ひずみ範囲が小さくなるのに伴って表面のすべり帯の数が減少し、凹凸が発達しにくくなった。このことから、各ひずみ範囲における表面粗さの増加率の違いは、各ひずみ範囲における表面性状の違いに起因すると考えられる。

(4) UF の増加に伴うすべり帯の数の増加傾向は、表面粗さの変化傾向とほぼ一致した。このことから、表面粗さとすべり帯の数には相関関係があると考えられる。またこの相関関係から、すべり帯の数を計測することで表面粗さの変化を予測できる可能性がある。

(5) 繰返し数の増加に伴う表面粗さ R_a の増加傾向には、表面凹凸を形成する突出し・入込みの発達とこれらを含むすべり帯の数が影響を及ぼしている。

参 考 文 献

- 1) JANTI SANE Committee, "Structural integrity assessment for nuclear power components experienced niigata chuetu-oki earthquake", <http://www.gengikyo.jp/archive/pdf/JANTI-SANE-04.pdf>, pp.50-72 (2012).
- 2) JANTI SANE Committee, "Guideline for structural integrity assessment for nuclear power components subjected seismic load", <http://www.gengikyo.jp/archive/pdf/JANTI-SANE-G1.pdf>, pp.51-52 (2012).
- 3) N. Fujimura, H. Oguma and T. Nakamura, "Damage assessment on low cycle fatigue properties of cyclic pre-strained austenitic stainless steel", Proceedings of the ASME2011 Pressure Vessels and Piping Division Conference, CD-ROM, PVP2011-57832 (2011), ASME.
- 4) F. Ellyin, "Fatigue damage, crack growth and life prediction", pp.10-12 (1997) Chapman & Hall.
- 5) LCF Subcommittee Atomic Energy Research Committee Japan Welding Engineering Society, "Study of evaluation of fatigue strength properties for nuclear component materials subjected seismic load", (2011).
- 6) N. Otsu, "A threshold selection method from gray-level histogram", IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics, Vol.SMC-9, No.1, pp.62-66 (1979).
- 7) S. Chen and D. Li, "Image binarization focusing on objects", Neurcomputing, Vol.69, Issues 16-18, pp.2411-2415 (2006).
- 8) J. Man, K. Obrtlík, C. Blochwitz and J. Polák, "Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel", Acta Materialia, Vol.50, pp.3767-3780 (2002).
- 9) J. Polák, J. Man and K. Obrtlík, "AFM evidence of surface relief formation and models of fatigue crack nucleation", International Journal of Fatigue, Vol.25, pp.1027-1036 (2003).
- 10) J. Man, K. Obrtlík and J. Polák, "Study of surface relief evolution in fatigued SUS316L austenitic stainless steel by AFM", Materials Science and Engineering A351, pp.123-132 (2003).
- 11) J. Polák, "Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials", Materials Science and Engineering A468-470, pp.33-39 (2007).