オーステナイト系ステンレス鋼の散逸エネルギー評価[†]

赤井 淳嗣^{*} 塩澤 大輝^{**} 阪上 隆英^{**}

Dissipated Energy Evaluation for Austenitic Stainless Steel

by

Atsushi AKAI^{*}, Daiki SHIOZAWA^{**} and Takahide SAKAGAMI^{**}

In recent years, fatigue limit estimation based on dissipated energy is being introduced in various industries because of its time and cost effectiveness. However, the energy dissipation mechanism and the relationship between energy dissipation and fatigue damage have not been well investigated. In the 1st report, the present authors conducted fatigue limit estimation based on dissipated energy measurement and conventional fatigue test for JIS type 304 and 316L austenitic stainless steel. We found that the fatigue limit of the type 316L steel could be precisely estimated, although estimated fatigue limit of the type 304 steel was conservative values compared with that obtained by conventional fatigue tests. It was considered that the fatigue limit estimation method based on dissipated energy could not evaluate the microstructure change, such as dislocation and phase transformation during short cyclic loading. In this study, fatigue tests under the constant stress amplitude were conducted for austenitic stainless steel to investigate the relationship between dissipated energy and microstructure change during fatigue tests. It was found for the type 316L steel that tendency of the observed dissipated energy during the fatigue tests was similar as that of plastic strain energy. On the other hand, for the type 304 steel, the dissipated energy decreased in spite of increasing plastic strain energy around $N = 10^5$ cycles, when the applied stress amplitude was close to the actual fatigue limit. It is considered from the observation of the change in martensitic volume fraction, the decrease of dissipated energy was caused by the martensitic transformation; some amount of irreversible plastic strain energy was consumed for phase transformation. It was found from the experimental studies that dissipated energy reflects the microstructure changes, such as material softening, hardening and martensitic phase transformation. Therefore, the condition of the number of cycles in the fatigue limit estimation based on the dissipated energy should be changed depending on the behavior of microstructure change in material under cyclic loading.

Key words: Dissipated energy, Fatigue limit, Lock-in thermography, Austenitic stainless steel, Martensitic phase transformation

1 緒 言

近年、赤外線サーモグラフィを用いた散逸エネルギー評価に基づく疲労限度予測法（以後、疲労限度予測法と呼ぶ）が提案されている。¹⁾この手法では、繰返し負荷を受ける金属材料に生じる散逸エネルギーに起因する微小な温度上昇を赤外線サーモグラフィにより計測することで疲労限度および疲労破壊箇所を簡易的に推定できるとされ、実用化が検討されている。²⁾本疲労限度予測法に関する研究は多数行われているが、試験開始から温度変化が一定値を示すまでの温度上昇量を散逸エネルギーとして疲労限度の予測を行っている手法^{3)~5)}や、負荷1サイクル当たりの不可逆な発熱成分をロックイン処理により抽出したものを散逸エネルギーとして疲労限度の予測を行っている手法^{6)~8)}などがあり、疲労限度の予測に用いる散逸エネルギーに関しても、文献により様々な定義が使用されている。そのうえ、散逸エネルギーにより疲労限度を予測できる根拠やその適用性については不明な点が多い。³⁾

筆者ら⁹⁾は、第一報においてオーステナイト系ステンレス鋼であるSUS304鋼およびSUS316L鋼に対して本疲労限度予測法を適用し、SUS304鋼においては、疲労限度予測値は実際の疲労限度に比べ小さく予測されたのに対して、SUS316L鋼では予測値は実際の疲労限度と良く一致することを明らかにした。この原因として、従来の疲労試験では、疲労損傷過程において生じる加工誘起マルテンサイト変態による補強効果^{10), 11)}も含めて疲労限度が決定されるのに対し、本疲労限度予測法では、短い負荷繰返し数において評価を行うため、疲労試験中の相変態による影響を考慮しきれなかったことが考えられた。このようにマルテンサイト変態や疲労による微視組織変化が散逸エネルギーとしてどのように現れるのかといった、散逸エネルギーの放出メカニズムについては明らかにされておらず、疲労損傷と散逸エネルギーの関係について詳細に検討する必要がある。

そこで本論文では、応力振幅一定の疲労試験下での散

本報を「散逸エネルギー評価に基づく疲労限度予測法に関する検討（第2報）(Fatigue Limit Estimation Based on Dissipated Energy Measurement, II)」

† 原稿受理 平成24年12月12日 Received Dec. 12, 2012 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 神戸大学大学院工学研究科 〒657-8501 神戸市灘区六甲台, Dept. Mech, Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657-8501

** 正会員 神戸大学大学院工学研究科 〒657-8501 神戸市灘区六甲台, Dept. Mech, Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657-8501

逸エネルギーの変化を計測することで疲労損傷と散逸エネルギーの関係について検討する。またマルテンサイト体積率の計測を行うことにより、マルテンサイト変態が疲労損傷過程の散逸エネルギー変化に及ぼす影響を調べる。これらの検討をもとにマルテンサイト変態を考慮した疲労限度予測の可能性について検討を行う。

2 実験条件

2・1 試験片

供試材にはオーステナイト系ステンレス鋼である SUS304 鋼および SUS316L 鋼を使用した。各材料の化学成分を Table 1 に、機械的性質を Table 2 にそれぞれ示す。本実験で用いた試験片形状を Fig. 1 に示す。軸力負荷に対する本試験片の切欠き底での応力集中係数は 1.03 である。放電加工により試験片形状に加工後、表面処理としてエメリー紙 1500 番までの研磨およびバフ研磨を行った。その後さらにリン酸とエタノールの混合溶液中で電解研磨を行い、表面の加工変質層を除去した。

2・2 試験条件

疲労試験および疲労限度予測法の実験では、電気油圧式サーボ疲労試験機（株）鷺宮製作所 FT-5）を使用して軸力疲労試験を実施した。装置構成および計測システムを Fig. 2 に記す。測定条件としては、第一報同様に Fig. 2 に示したように、試験片に対して赤外線サーモグラフィを用いて散逸エネルギーの測定を、その裏面において試験片表面のマルテンサイト体積率、およびひずみ変動の測定を行った。散逸エネルギーを測定する試験片表面には、放射率向上のためのつや消し黒色塗料を施し、温度分解能 25mK、計測波長領域 7.7 ~ 9.3 μ m の MCT センサを

Fig. 2 Experimental set-up and measurement condition.

搭載した赤外線サーモグラフィ（CEDIP Inc. Titanium）を用いて、試験片切欠きを含む中央部の赤外線温度計測を行った。赤外線温度計測では、画素数 96 × 128pixel、赤外線計測フレームレート 311Hz、撮影時間 10 秒とし 3110 枚の時系列赤外線強度画像を撮影した。得られた時系列赤外線強度画像から画像データ処理ソフト（CEDIP Inc. Altair LI）を用いて、試験片中心部 15 × 15pixel の負荷 1 サイクル当たりの不可逆な発熱成分 ΔT_D をロックイン処理により抽出し、比熱 c および密度 ρ を用いて散逸エネルギー q を算出し、その評価領域内の平均値を代表値とした。本報では一般的な SUS304 鋼および SUS316L 鋼の比熱 $c = 503$ (J/kg · K) および密度 $\rho = 8060$ (kg/m³) を使用した。¹²⁾マルテンサイト相の測定はフェライトスコープ（FISHER Inc. MP-30）を用いて行い、Fig. 3 (c) に示したように切欠き底両端から 1mm 内側を測定位置とし、プローブ接触位置の直径 2mm、深さ 200 μ m の領域内におけるマルテンサイトの体積率を測定した。さらに試験片中央に貼付したゲージ長 1mm のひずみゲージおよびロードセルより得られた出力信号をもとに応力-ひずみヒステリシスループを作成し塑性ひずみエネルギー Ω を算出した。

オーステナイト系ステンレス鋼は高い繰返し負荷周波数の疲労試験下では試験片の顕著な温度上昇により疲労限度が低下する。¹³⁾そこで、発熱による疲労限度低下を防ぐため負荷条件として、第一報と同様に応力比 $R = -1$ 、繰返し負荷周波数 $f = 5$ Hz、応力波形は正弦波とし、室温調整された環境内で各試験を実施した。¹³⁾

Table 1 Chemical composition (mass %).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
SUS304	0.04	0.4	1.07	0.02	0.004	8.31	18.0
SUS316L	0.01	0.6	1.18	0.03	0.001	12.2	17.4

Table 2 Mechanical properties of employed materials.

Material	Yield strength σ_Y (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Young's modulus E (GPa)
SUS304	280	572	197
SUS316L	332	580	193

Fig. 1 Configuration of specimen.

3 実験結果

3・1 疲労限度評価

第一報で示した従来の疲労試験より得られた S - N 曲線を Fig. 3 (a) に、疲労限度予測法における散逸エネルギーの変化を Fig. 3 (b) にそれぞれ示す。なお、疲労限度の予測に際しては早房ら⁵⁾の提案する手法を用いた。また疲労試験は時間の都合上 $N = 2.0 \times 10^6$ cycles で未破断として試験を打ち切っている。 S - N 曲線を示した Fig. 3 (a) より SUS304 鋼および SUS316L 鋼の疲労限度は、それぞれ 220MPa および 248MPa 付近に存在すると考えられる。また散逸エネルギーを用いた疲労限度予測法の実験結果を示した Fig. 3 (b) より SUS304 鋼および SUS316L 鋼ともにある応力振幅を境に散逸エネルギーの急増が見られ、SUS304 鋼では 203MPa および SUS316L 鋼では 253MPa と疲労限度が予測された。これらの結果をまとめた Table 3 より、SUS304 鋼の疲労限度予測値は実際の疲労限度に比べ小さく予測されたのに対して、SUS316L 鋼の予測値は実際の疲労限度と良く一致することが分かった。

(a) Conventional fatigue test

(b) Fatigue limit estimation ($N=1000$ cycles)

Fig. 3 Fatigue limit evaluation for austenitic stainless steel ($R = -1$).

Table 3 Evaluated fatigue limit obtained by conventional fatigue test and dissipated energy measurement.

Material	Estimated fatigue limit σ'_w (MPa)	S - N curve σ_w (MPa)
SUS304	203	220
SUS316L	253	248

3・2 応力振幅一定試験結果

応力振幅一定の疲労試験中において散逸エネルギーを測定し、疲労損傷と散逸エネルギーの関係について調べた。試験条件としては、疲労限度予測値と実際の疲労限度との違いが生じた原因を調べることを目的として、 S - N 曲線および疲労限度予測法から得られた疲労限度付近の応力振幅を設定値とし SUS304 鋼では、 $\sigma_a = 205, 210$ および 215MPa とし SUS316L 鋼では、 $\sigma_a = 245, 250$ および 255MPa とした場合に得られた結果について述べる。

3・2・1 SUS316L 鋼 SUS316L 鋼における散逸エネルギー q の変化を Fig. 4 に、塑性ひずみエネルギー Ω の変化を Fig. 5 にそれぞれ示す。なお $\sigma_a = 255$ MPa の場合には $N_f = 2.86 \times 10^5$ cycles で、 $\sigma_a = 250$ MPa では $N_f = 9.56 \times 10^5$ cycles で試験片は破断し、 $\sigma_a = 245$ MPa では未破断であった。Fig. 4 より、疲労限度以下の応力振幅 $\sigma_a = 245$ MPa では散逸エネルギーの値が小さく、負荷繰返し数に対してほとんど変化が見られないのに対して、 $\sigma_a = 250$ および 255MPa では、試験開始直後から負荷繰返し数とともに散逸エネルギー q の変化は増加傾向を示していることが分かる。塑性ひずみエネルギーの変化を示した Fig. 5 より、塑性ひずみエネルギーは $\sigma_a = 245, 250$ および 255MPa とともに試験開始直後から負荷繰返し数とともに緩やかに増加し、繰返し加工軟化挙動を示していることが分かる。

このように SUS316L 鋼では、応力振幅一定の疲労試験において、散逸エネルギーは一定値を示さず、塑性ひずみエネルギーと同様の傾向で変化を示すことが分かった。また疲労限度以上の応力振幅における散逸エネルギーは、

Fig. 4 Change in dissipated energy for SUS316L steel.

Fig. 5 Change in plastic strain energy for SUS316L steel.

繰返し負荷過程を通して疲労限度以下での散逸エネルギーに比べ顕著に大きく、負荷繰返し数が多いほどその差は大きくなっている。これらのことは本疲労限度予測法において、負荷繰返し数の設定や測定のタイミングが予測結果に影響を与える可能性があることを示唆している。

3・2・2 SUS304 鋼 SUS304 鋼の散逸エネルギー q の変化を Fig. 6 に示す。Fig. 6 (a) より $\sigma_a = 210\text{MPa}$ での SUS304 鋼の散逸エネルギーの変化は、疲労試験初期では負荷繰返し数と共に増加し、 $N = 2.0 \times 10^4$ cycles で急激に減少した後一定値を示していることが分かる。その後、 $N = 10^5$ cycles で散逸エネルギーは急激に増加した後、負荷繰返し数と共に減少している。このように $\sigma_a = 210\text{MPa}$ での散逸エネルギー変化は 3 つの特徴的な領域に分けられ、本報ではこれらの領域を Stage I, II および III とそれぞれ呼ぶ。散逸エネルギーが減少する時期や量が試験片で異なる点に関しては試験片毎の表面組織のばらつきと考えられ更なる検討が必要ではあるが、同じ応力振幅下では散逸エネルギーが減少する Stage II が現れる定性的な傾向については再現性 (中空丸印) が得られた。Fig. 6 (b) より $\sigma_a = 205\text{MPa}$ および 215MPa の場合では、 $\sigma_a = 210\text{MPa}$ の Stage II における散逸エネルギーの顕著な減少は現れていないが、 $\sigma_a = 215\text{MPa}$ では $N = 2.0 \times 10^4$ から 4.0×10^4 cycles において散逸エネルギーの上昇が見られない領域が存在していることが分かる。

次に SUS304 鋼の塑性ひずみエネルギー Ω の変化を Fig. 7 に示す。Fig. 7 より、いずれの応力振幅においても SUS304 鋼の塑性ひずみエネルギーは、試験開始から負荷繰返し数と共に増加し、 $N = 10^5$ cycles を境に減少している。オー

ステナイト系ステンレス鋼は、疲労試験初期に繰返し加工軟化挙動を示した後、繰返し加工硬化挙動を示すことが報告されている。¹⁴⁾ 本実験においても、このような繰返し加工軟化および硬化挙動が確認された。Stage I および III に相当する負荷繰返し数域では、SUS316L 鋼と同様に SUS304 鋼の塑性ひずみエネルギーの変化は、散逸エネルギーの変化と良く一致している。しかしながら、SUS304 鋼の $\sigma_a = 210\text{MPa}$ の場合では、Fig. 6 (a) および Fig. 7 (a) を比較すると Stage II に相当する領域において散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーの変化が対応していないことが分かる。

SUS304 鋼では、疲労損傷過程において加工誘起マルテンサイト変態が生じる。SUS304 鋼の疲労損傷過程でのマルテンサイト体積率変化 ζ 、負荷 1 サイクルに生成されるマルテンサイト相の増加速度 $d\zeta/dN$ の変化を Fig. 8 に示す。マルテンサイト変態は SUS304 鋼特有の現象であり、より安定なオーステナイト系ステンレス鋼である SUS316L 鋼では見られない。本実験においても SUS316L 鋼の試験片ではマルテンサイト変態は検出されなかった。Fig. 8 より、負荷繰返し数の増加とともにマルテンサイト体積率は大きくなっていることが分かる。また、マルテンサイト相の増加速度 $d\zeta/dN$ の変化に着目すると、 $\sigma_a = 210\text{MPa}$ の場合では Stage II において $d\zeta/dN$ は最大値を示し、その後 Stage III では繰返し数とともに減少した。このように Stage II においてマルテンサイト変態が顕著に発現していた。また、 $\sigma_a = 215\text{MPa}$ についても同様に $d\zeta/dN$ は、 $N = 3.0 \times 10^4$ cycles 付近において最大値を示す変化傾向を示している。

Fig. 6 Change in dissipated energy for SUS304 steel.

Fig. 7 Change in plastic strain energy for SUS304 steel.

Fig. 8 Change in volume fraction of martensite and changing rate of martensitic volume fraction.

4 考 察

4・1 疲労過程における散逸エネルギー変化

SUS304 鋼および SUS316L 鋼ともに、応力振幅一定試験において散逸エネルギーの値が変化することが分かった。SUS316L 鋼においては、散逸エネルギーの変化と塑性ひずみエネルギーの変化傾向は良い一致を示した。疲労の過程では、転位密度の上昇、固執すべり帯の成長など繰返し負荷とともに微視組織構造の変化が生じている。繰返し加工軟化および硬化現象は、転位密度の上昇および飽和による現象と考えられるため、¹⁵⁾散逸エネルギーの変化は疲労損傷過程の組織変化を反映していたものであると考えられる。

SUS304 鋼における $\sigma_a = 215\text{MPa}$ での試験片表面における平均温度の変化を Fig. 9 に示す。平均温度の不連続部分は試験を中断したことによるものである。Fig. 9 より、試験再開後に試験片温度は上昇を示していることが分かる。繰返し加工軟化を示した負荷繰返し数領域である $N = 10^5\text{cycles}$ および繰返し加工硬化挙動を示した $N = 10^6\text{cycles}$ 付近では、繰返し負荷に対して試験片温度は一定値をそれぞれ示しているが、加工軟化挙動を示した負荷繰返し数域での試験片温度は加工硬化挙動を示した領域のものよりも大きい。このような傾向は、その他の応力振幅においても確認されている。¹⁶⁾繰返し加工硬化挙動を示した負荷繰返し数域においては小さな散逸エネルギーが測定されていることから、不可逆な発熱が抑制され、

Fig. 9 Change in mean temperature of surface for SUS304 steel ($\sigma_a = 215\text{MPa}$).

繰返し加工軟化挙動を示した場合に比べ小さな平均温度で一定値となったものと考えられる。このように、ロックイン処理を行うことで、荷重変動に伴う温度変動データをもとに散逸エネルギーに起因する温度変動成分 ΔT_D のみを、環境温度の変動等によらず抽出できており、本研究で用いた散逸エネルギーは試験片表面の平均温度変化よりも疲労損傷による組織の時間的変化を詳細に評価できるものと考えられる。

SUS316L 鋼の散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーの変化は良く一致したのに対して、SUS304 鋼の疲労限度近傍 $\sigma_a = 210\text{MPa}$ では Stage II において、 $\sigma_a = 215\text{MPa}$ では $N = 2.0 \times 10^4$ から $4.0 \times 10^4\text{cycles}$ において、散逸エネルギー変化は塑性ひずみエネルギー変化の傾向とそれぞれ一致しなかった。また SUS304 鋼の $\sigma_a = 210$ および 215MPa での散逸エネルギーの変化を示した Fig. 6 より、 $\sigma_a = 210\text{MPa}$ では Stage II において散逸エネルギーの急激な減少が見られ、 $\sigma_a = 215\text{MPa}$ では $N = 2.0 \times 10^4$ から $4.0 \times 10^4\text{cycles}$ において散逸エネルギーの増加が繰返し負荷の増加に対して一定または緩やかになることが分かった。応力振幅一定試験により得られた繰返し加工軟化過程である $N = 10^5\text{cycles}$ までの塑性ひずみエネルギーに対する散逸エネルギーの変化を整理したグラフを Fig. 10 に示す。Fig. 10 より、SUS316L 鋼および SUS304 鋼の $\sigma_a = 205\text{MPa}$ では、散逸エネルギーは塑性ひずみエネルギーに対して線形的に変化していることが分かる。その一方で、SUS304 鋼の $\sigma_a = 210$ および 215MPa では、応力振幅一定試験初期段階の低い塑性ひずみエネルギーの領域においては、塑性ひずみエネルギーの増加に対して、散逸エネルギーは線形的に増加しているが、ある塑性ひずみエネルギーを境にその線形的な関係が得られなくなり、塑性ひずみエネルギーの増加に対して散逸エネルギーの増加は緩やかになっている。散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーに線形的な関係が得られていない高塑性ひずみエネルギーの領域は、Fig. 8 に示したマルテンサイト相の顕著な増加を示した繰返し数領域に相当する。この Stage II において散逸エネルギーが減少した原因として、次のことが考えられる。加工誘起マルテンサイト変態では、変形によって負荷されたエネルギーによってオーステナイト相から硬質なマルテンサイト相へ相変態を生じる。¹⁷⁾その際のオーステナイト相から

マルテンサイト相への組織変化に伴い、結晶構造の違いに起因した変態ひずみを生じ、最大負荷に達するまでのひずみ量が増加することが報告されている。^{18), 19)} そのため、ひずみゲージにより計測される繰返し負荷によって残留する塑性ひずみ成分 ε_p は、純粋な塑性すべりひずみ成分 ε_{pslip} およびマルテンサイト変態に伴う変態ひずみ成分 ε_{ptans} が加算された次式で表されると推察される。^{20), 21)}

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{pslip} + \varepsilon_{ptans} \quad (4.1)$$

本実験においても、塑性ひずみエネルギーの一部がマルテンサイト変態に費やされたこと、および変態ひずみが加算されたことにより母相であるオーステナイト相からの塑性ひずみエネルギーが減少したため、熱的に放出される散逸エネルギーが減少したものと考えられる。さらに $\sigma_a = 215\text{MPa}$ の場合に散逸エネルギーの顕著な減少が現れなかった原因としては、 $\sigma_a = 210\text{MPa}$ の場合と比較してマルテンサイト変態の影響よりも転位密度の上昇などによる組織変化に起因した散逸エネルギーの発生が増加したことが考えられる。

また Fig. 10 中に示した破線を延長したときに散逸エネルギーが零のとき塑性ひずみエネルギーが零にならない。第一報で示した本予測法の応力振幅増加試験で得られた塑性ひずみエネルギーと散逸エネルギーの関係においても同様の傾向が見られており、ある塑性ひずみエネルギー以上にならないと散逸エネルギーが検出されない可能性がある。さらにマルテンサイト変態が顕著に発現する SUS304 鋼の $\sigma_a = 210\text{MPa}$ および 215MPa の高塑性ひずみエネルギー域においては式 (4.1) に示した変態ひずみが加算されたことによって塑性ひずみエネルギーが過大に評価されていることも影響していることが推察される。

このように、応力振幅一定試験の結果より、加工誘起マルテンサイト変態が生じた場合、散逸エネルギーが減少し、この現象は SUS304 鋼の疲労限度付近において顕著に現われることが分かった。さらにマルテンサイト変態による散逸エネルギーの減少は、疲労試験開始初期段階では発生せずにある程度の繰返し負荷を受けた後に現れることが分かった。このため、第一報で述べた短い繰返し

負荷を用いた散逸エネルギーに基づく疲労限度予測法においては、SUS304 鋼のマルテンサイト変態の影響を評価できていないため、疲労限度の予測値が S-N 曲線による疲労限度と一致しなかったと考えられる。その一方で、負荷繰返し数を多くするなどマルテンサイト相が検出される試験条件で本予測法を適用するなどの負荷繰返し数の設定条件を検討することで、マルテンサイト変態の影響を考慮できる可能性があることが示唆された。

4・2 繰返し数の設定に関する検討

Fig. 6 に示したように 210MPa 以上の応力振幅において繰返し負荷過程のマルテンサイト変態の影響が散逸エネルギーの変化に大きく現われる。そこで $\sigma_a = 200\text{MPa}$ 付近においてマルテンサイト相が検出されるように負荷繰返し数を多くする負荷条件で本疲労限度予測法を適用した。負荷条件としては、応力比 $R = -1$ 、繰返し負荷周波数 $f = 5\text{Hz}$ 、応力波形は正弦波とし、応力振幅 σ_a を 150MPa から 230MPa まで規定回数毎に階段状に増加させた。各応力振幅に付与する負荷繰返し数を Table 4 に示す。Table 4 に示したように第一報の予測法に用いた 3000cycles 毎の負荷繰返し数で応力振幅を階段状に増加させる設定条件 (Condition 1) に対して、疲労限度以前とその付近の応力振幅においてマルテンサイト変態が発生するような多くの繰返し負荷を与える条件 (Condition 2) の試験を行った。このときのマルテンサイト体積率の変化を Fig. 11 (a) に、散逸エネルギーの変化を Fig. 11 (b) にそれぞれ示す。散逸エネルギーおよびマルテンサイト体積率の測定は各応力振幅に増加後 $N = 1000\text{cycles}$ 時点で行った。

Fig. 11 (a) より疲労限度以前の応力振幅で多くの負荷繰返し数を付与している Condition 2 では $\sigma_a = 200\text{MPa}$ からマルテンサイト相が検出され始めていることが分かる。その一方で、Condition 1 では $\sigma_a = 215\text{MPa}$ を境にマルテンサイト相が急増している。Fig. 11 (b) より、Condition 1 では $\sigma_a = 200\text{MPa}$ から応力振幅の増加とともに散逸エネルギーの増加が見られたのに対して、Condition 2 ではマルテンサイト体積率の増加が確認された $\sigma_a = 200$ から 215MPa にかけて散逸エネルギーが減少し、その後 $\sigma_a = 215\text{MPa}$ を境に急増していることが分かる。先述の応力振幅一定の疲労試験の結果より、疲労試験初期では、繰返し

Fig. 10 Relationship between dissipated energy and plastic strain energy for austenitic steel.

Table 4 Measurement condition of the number of cycles for SUS 304 steel.

σ_a	150	160	170	180	190
Condition 1	3000	3000	3000	3000	3000
Condition 2	5000	5000	10000	20000	20000

200	205	210	215	220	225	230
3000	3000	3000	3000	3000	3000	3000
20000	10000	5000	5000	5000	5000	5000

Fig. 11 Fatigue limit estimation applied for various number of cycles for SUS304 steel ($R=-1$, $N=1000$ cycles).

し加工軟化挙動を示すことが分かっており, Condition 1 の $\sigma_a = 200$ から 215MPa では, 繰返し加工軟化の影響により高い散逸エネルギーが測定されたものと考えられる. その一方で Condition 2 においては, マルテンサイト相が生成されることにより散逸エネルギーが減少したものと考えられる. さらに疲労限度は, Condition 2 において 220MPa, Condition 1 において 203MPa と予測されており, 負荷繰返し数の設定条件を変化させることで予測値に変化が現れることが分かった. そのため, 本予測法における試験条件の負荷繰返し数の設定条件をさらに検討することで, マルテンサイト変態の影響を加味できる可能性があることが示唆された.

5 結 言

本報では, 応力振幅一定の疲労試験下での散逸エネルギーおよび塑性ひずみを計測することで疲労損傷と散逸エネルギーの関係について検討した. さらにマルテンサイト体積率の計測を行うことにより, マルテンサイト変態が散逸エネルギー変化に与える影響を調べた. その結果, 得られた知見を以下に示す.

(1) SUS304 鋼および SUS316L 鋼ともに応力振幅一定の疲労試験の過程で散逸エネルギーは一定値を示さず, 試験開始後増加し, 極大値を示した後に減少することが分かった.

(2) 疲労限度以上の応力振幅の疲労試験では, 疲労限度以下の応力振幅の場合と比較して, 疲労試験過程を通して大きな散逸エネルギーが得られており, 負荷繰返し数が大きくなるとその差は大きくなる.

(3) SUS316L 鋼では, 疲労損傷過程において散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーの変化傾向が良く一致した. その一方で, SUS304 鋼においては加工誘起マルテンサイト変態が顕著に生じた領域において, 散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーの変化傾向とは一致せず, 散逸エネルギーの減少が見られた.

(4) 加工誘起マルテンサイト変態による散逸エネルギーの減少は疲労限度付近において顕著に表れ, $\sigma_a = 210$ MPa では顕著な減少が生じており, $\sigma_a = 215$ MPa では塑性ひずみエネルギーの増加に対して, 散逸エネルギーの増加が緩やかになった.

(5) 散逸エネルギーは疲労損傷過程における繰返し加工軟化・硬化挙動および相変態に対応して変化することが明らかとなった. これらのことから, 疲労限度予測法における負荷繰返し数の設定条件は材料毎に適切な条件を用いる必要があることが分かった.

(6) SUS304 鋼に対して負荷繰返し数の設定条件を変化させることで予測値に変化が現れることが分かり, 試験条件の負荷繰返し数の設定条件をさらに検討することでマルテンサイト変態の影響を加味できる可能性があることが示唆された.

本研究遂行にあたり神戸大学大学院 稲葉 健氏, 乙部彰吾氏 (現: 三菱重工業株) および真坂剛史氏 (現: 新日鐵住金株) の協力を得た. また, 本研究の遂行には日本学術振興会科学研究費補助金 (基盤研究 (B)) の援助を受けた. 記して謝意を表する.

参 考 文 献

- 1) H. Inoue, "Rapid evaluation of fatigue limits using infrared thermography", Journal of The Japanese Society for Non-Destructive Inspection, Vol.60, No.6, pp.322-327 (2011).
- 2) T. Yaoita, "Application of thermography to measurement of stress and determination of fatigue-limit using dissipated energy", Journal of The Japanese Society for Non-Destructive Inspection, Vol.51, No.6, pp.333-337 (2002).
- 3) G. La Rosa and A. Risitano, "Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components", International Journal of Fatigue, Vol.22, No.1, pp.65-73 (2000).
- 4) G. Meneghetti, "Analysis of the fatigue strength of a stainless steel based on the energy dissipation", International Journal of Fatigue, Vol.29, pp.81-94 (2007).
- 5) K. Hayabusa, H. Nakamoto, K. Inaba and K. Kishimoto, "Evaluation of the rotational bending fatigue limits using thermography", Ebara Engineering Review, No.230, pp.3-6 (2011).
- 6) J.-C. Krapez and D. Pacou, "Thermography detection of damage initiation during fatigue tests", Proceedings of SPIE, Vol.4710, pp.435-449 (2002).
- 7) C. Colombo, F. Libonati, F. Pezzani, A. Salerno and L. Vergani, "Fatigue behavior of a GFRP laminate by thermographic measurement", Procedia Engineering, Vol.10, pp.3518-3527 (2011).

- 8) Y. Irie, H. Inoue, T. Mori and M. Takao, "Evaluation of fatigue limit of notched specimen by measurement of dissipated energy", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.76, No.764, pp.410-412 (2010).
- 9) A. Akai, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Fatigue limit estimation based on dissipated energy measurement, 1", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.61, No.12, pp.953-959 (2012).
- 10) K. Mukai, K. Hoshino and T. Fujioka, "Tensile and fatigue properties of austenitic stainless steel at LNG temperature", Tetsu-to-Hagané, Vol.65, No.12, pp.1756-1765 (1979).
- 11) S. D. Antolovich, "Fracture toughness of strain-induced phase transformations", Transactions of TMS-AIME, Vol.242, pp.2371-2373 (1968).
- 12) American Iron and Steel Institute Edition, "Steel product manual, stainless and heat resisting steels", Iron and Steel Society (1990).
- 13) E. Takeuchi, S. Matsuoka, S. Nishijima and M. Kimura, "Fatigue strength properties at room temperature for SUS 304 steels", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.51, No.464, pp.967-974 (1985).
- 14) S. Hattori, T. Itoh and M. Gotoh, "Variation in plastic strain range of metals during fatigue based on logistic analysis", Transactions of the Japanese Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.70, No.697, pp.1326-1331 (2004).
- 15) Y. Ochi and S. Sasaki, "Fatigue-induced dislocation structures and cyclic behaviors of plastic strain range in mild steel : the initial stage and the second stage of annealed materials", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.47, No.417, pp.483-491 (1981).
- 16) A. Akai, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Dissipated energy evaluation during fatigue test for austenitic stainless steel", Proceedings of the 60th JSMS Annual Meetings, pp.121-122 (2011).
- 17) V. F. Zachay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch, "The enhancement of ductility in high-strength steels", Transactions of the American Society for Metals, Vol.60, pp.252-259 (1967).
- 18) Y. Fukase, K. Ebato, N. Okubo and S. Murao, "On the anomalous behavior of mechanical properties in metastable Cr-Ni austenitic stainless steels at ambient temperatures", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.32, No.1, pp.38-44 (1968).
- 19) I. Tamura, T. Maki, M. Hato and K. Aburai, "On the plasticity induced by martensitic transformation in Fe-Ni alloys and Fe-Cr-Ni alloy", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.33, No.12, pp.1383-1389 (1969).
- 20) Y. Tomita, H. Harada and T. Iwamoto, "Numerical simulation of deformation behavior of TRIP steels", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.60, No.575, pp.1652-1659 (1994).
- 21) A. Takimoto, T. Inoue, S. Shoda and M. Sakamoto, "Quantitative relation of strengthening in SUS 304 steel due to deformation-induced transformation", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.52, No.483, pp.2545-2551 (1986).