散逸エネルギー計測に基づくアルミニウム合金 A6061-T6 の疲労強度評価[†]

赤井 淳嗣* 塩澤 大輝** 船造 俊介**
珍坂 恵大** 阪上 隆英**

Fatigue Strength Evaluation for Aluminum Alloy A6061-T6 Based on Dissipated Energy Measurement

by

Atsushi AKAI*, Daiki SHIOZAWA**, Shunsuke FUNAZO**,
Keita CHINZAKA** and Takahide SAKAGAMI**

Recently, a rapid determination method of fatigue limit based on dissipated energy measurement using infrared thermography has been getting an increasing interest in industries. The applicability of this method to the specific materials such as carbon steels and stainless steels has been investigated well by many researchers. On the other hand, the applicability of this method to aluminum alloys is different in case by case. In this study, the relationship between dissipated energy and fatigue strength for aluminum alloy A6061-T6 was investigated. As a result, the relationship between dissipated energy and plastic strain energy was confirmed for A6061-T6. In addition, the dissipated energy values measured during the staircase-like stress amplitude testing were well correlated to the number of cycles to failure obtained from the constant stress amplitude testing. Therefore, the possibility to be able to evaluate the fatigue life for A6061-T6 by measuring the dissipated energy was clarified.

Key words:

Dissipated energy, Fatigue strength, Aluminum alloy, Infrared thermography

1 緒 言

工業製品の疲労設計では、使用する材料の疲労限度や疲労寿命と言った疲労特性が重要な指標となるが、これらを正確に取得するには膨大な時間とコストを要する。そこで近年、赤外線サーモグラフィによる疲労限度迅速推定法が注目されている¹⁾。本手法では、繰返し負荷を受けた材料のエネルギー散逸に起因する不可逆な発熱（以降、散逸エネルギーと呼ぶ）を赤外線サーモグラフィにより計測し、散逸エネルギーが急激に増加する際の応力振幅から疲労限度を推定する²⁾。本手法は、赤外線サーモグラフィによる面計測である特徴を活かし、疲労損傷の顕著な箇所を局所的高温部として検出し、疲労破壊箇所を推定できる³⁾⁹⁾ため、実製品などへの適用が期待される。本手法の適用性に関する研究の多くは、明瞭な疲労限度を示すとされる、炭素鋼やステンレス鋼と言った一部の鋼種に対するものである³⁾⁹⁾。アルミニウム合金は、高い比強度を有することから輸送機器の燃費や運転性能向上のため、自動車や航空機産業において積極的に利用されている。アルミニウム合金は、明瞭な疲労限度を示さないとされる材料であるが、アルミニウム合金に対して本手法を適用して疲労強度を迅速に推定できれば有用である。

La Rosa ら⁵⁾は A2024 に対して誤差 10% で疲労限度を推定できると報告している。Kordatos ら¹⁰⁾も A1050-H16 に対して散逸エネルギーの増加傾向が変化する応力振幅が存在し、その応力振幅が 10⁶ 回疲労強度と良く一致すると報告している。また、散逸エネルギーと同時に AE (Acoustic Emission) 信号も計測し、散逸エネルギーの増加傾向が変化する応力振幅で AE 信号の増加傾向も同様に変化することを示した。Bremond ら¹¹⁾も鋳造用アルミニウム合金に対して適用できる可能性を報告している。一方で、Krapez ら⁶⁾は A7010 および A2024 に対して疲労限度に比べて低い応力振幅から散逸エネルギーが徐々に増加し、疲労限度を推定するための有意な増加傾向の変化を検出することが困難であると報告している。Morabito ら¹²⁾も A2024-T3 は熱拡散率が高く、温度信号から散逸エネルギーを正確に抽出するにはノイズが大きすぎると報告している。

このように、アルミニウム合金に対する本手法の適用性は文献により様々であり、不明な点が多い。本報では、自動車の足回り部品に汎用的に使用される、アルミニウム合金 A6061-T6 に対して、散逸エネルギーと破断寿命との関係を調査し、散逸エネルギーによる疲労強度評価の可能性を検討した結果について述べる。

[†] 原稿受理 平成30年6月11日 Received June 11, 2018

©2018 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 (株) 豊田中央研究所 〒480-1192 長久手市横道
Toyota Central R&D Labs., Inc., Yokomichi, Nagakute, 480-1192.

** 神戸大学大学院 工学研究科 機械工学専攻 〒657-8501 神戸市灘区六甲台町

Department of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Kobe University, Nada-ku, Kobe, 657-8501.

2 散逸エネルギーおよび疲労限度迅速推定法

2・1 散逸エネルギー

金属材料の疲労損傷過程においては、巨視的には弾性変形範囲内であっても、局所的な塑性変形によって破壊に至る。この局所的な塑性変形に起因する不可逆な発熱は、一回の引張と圧縮の繰返し負荷が材料に作用した場合、最大引張負荷時と最大圧縮負荷時の二回に渡って顕著に生じる¹³⁾。このため、赤外線サーモグラフィにより計測される時系列温度変動データを周波数解析して、繰返し負荷の二倍の周波数成分を抽出することで、不可逆な発熱に起因する温度変動成分を抽出できると考えられる。本論文では、この不可逆な発熱に起因する温度変動成分を散逸エネルギーに起因する温度変動成分 ΔT_D と呼ぶ。

2・2 疲労限度迅速推定法

散逸エネルギー計測に基づく疲労限度迅速推定法の適用例を Fig. 1 に示す。Fig. 1 は、明瞭な疲労限度を示すオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 および SUS316L を用いた実験結果¹⁴⁾である。本手法は、一本の試験片に対して、規定の負荷繰返し数毎に応力振幅を階段状に増加させ、各応力振幅において規定の負荷繰返し数に達した際に散逸エネルギーを計測する。得られた散逸エネルギーと応力振幅の関係から、散逸エネルギーが急激に増加する際の応力振幅が従来の耐久試験で得られる疲労限度と良く一致するという経験則のもとで疲労限度を推定する。

Fig. 1 Fatigue limit evaluation for austenitic stainless steel¹⁴⁾.

3 実験方法

3・1 試験片

供試材はアルミニウム合金 A6061-T6 であり、ミルシート記載の化学成分を Table 1 に示す。引張試験で使用した JIS 14B 号試験片および疲労試験で使用した試験片の形状と寸法を Fig. 2 に示す。

疲労試験で使用した試験片については、表面および側面をエメリー紙で 1500 番まで研磨し、粒度が $0.05 \mu\text{m}$ までのアルミナ粉を用いてバフ研磨を行った。その後、表面の加工変質層を化学的に除去するため、腐食性のある溶液であるコロイダルシリカを用いてコロイダル研磨を実施した。

Table 1 Chemical composition of the employed material (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
0.70	0.18	0.31	0.04	1.09	0.14
Zn	Ti	Others		Al	RE
		Each	Total		
0.03	0.03	0.01	0.03

Fig. 2 Configurations of the tensile and fatigue test specimens.

3・2 計測条件

室温大気中において、繰返し負荷が付与された試験片の表面温度分布を、試験機の前に設置した冷却式の赤外線カメラを用いて計測した。Table 2 に示す仕様の赤外線カメラに、焦点距離が 100 mm のレンズおよびエクステンションチューブを装着し、空間分解能が 0.1 mm/pixel となるようにした。撮影視野は $96 \text{ pixel} \times 128 \text{ pixel}$ とし、試験片の最小断面部分が収まるようにした。温度計測の条件は、フレームレートを 659 Hz 、撮影時間を 10 秒 とし、一回の計測で 6590 枚の時系列表面温度分布画像を取得した。各ピクセルで得られた時系列温度変動データに対して、2・1 節で述べた解析処理を市販の画像データ処理ソフトを用いて実施し、散逸エネルギーに起因する温度変動成分 ΔT_D を算出した。その後、一般的なアルミニウム合金 A6061-T6 のものとして熱物性ハンドブック¹⁵⁾に記載されている、密度 ($\rho = 2713 \text{ kg/m}^3$) および比熱 ($c = 942 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$) を用いた次式から散逸エネルギー q に変換した。

$$q = \rho \times c \times \Delta T_D \quad (1)$$

温度計測面には、放射率向上のために、つや消し黒色塗料を試験片表面に塗布した。散逸エネルギーの代表値は試験片中央部の $15 \text{ pixel} \times 15 \text{ pixel}$ の評価範囲内の平均値とした。温度計測面の裏側の試験片中央部にゲージ長が 1 mm のひずみゲージを貼付け、ひずみゲージおよび試験機のロードセルの出力信号から得られるヒステリシスループの面積から塑性ひずみエネルギー Ω を算出した。

Table 2 Specification of the infrared camera used in this study.

Sensor type	Pixel resolution	Spectral ranges	NETD
MCT	320×256	$7.7\text{-}9.3 \mu\text{m}$	$< 25 \text{ mK}$

3・3 負荷条件

引張試験は、試験機容量 20 kN の精密万能試験機を用いて、引張速度を 0.3 mm/min. の条件で実施した。

疲労試験は、試験機容量±50 kN の電気油圧サーボ式疲労試験機を用いて実施した。負荷条件は、荷重制御で、応力比 R を-1、応力波形を正弦波、負荷周波数 f を 13 Hz とした。本研究では、応力振幅一定試験、および応力振幅を規定の負荷繰返し数に達する毎に階段状に増加させる、応力振幅増加試験をそれぞれ実施した。

応力振幅一定試験では、試験片が破断するまで繰返し負荷を付与した。応力振幅の設定値は、 $\sigma_a=250$ MPa, 200 MPa, 150 MPa, 130 MPa, 115 MPa および 110 MPa とした。応力振幅増加試験は、合計三本の試験片（以降、試験片 A~C と呼ぶ）に対して Table 3 に示す試験条件で実施した。各応力振幅で付与する負荷繰返し数が散逸エネルギーの計測結果に及ぼす影響を検討するため、試験片 C は、他の試験片に比べて各応力振幅で付与する負荷繰返し数を多く設定した。ここで、負荷周波数は本研究で利用した疲労試験機の制約により、安定して負荷を出力できる上限値とした。各応力振幅で負荷繰返し数が 1000 cycles 以降であれば散逸エネルギーを適切に評価できることが既報^{16), 17)}において明らかとなっていること、さらに後述する応力振幅一定試験により、繰返し負荷中に散逸エネルギーの大きな変化が見られなかったことから、各応力振幅で試験片に付与する負荷繰返し数を決定した。

Table 3 Test conditions of the staircase-like stress amplitude testing.

	Specimen A	Specimen B	Specimen C
Changing range of stress amplitude	10-250 MPa		10-230 MPa
Increment of stress amplitude	10 MPa		10 MPa
Applied loading cycles in each stress amplitude	1300 cycles		5300 cycles
Measurement start cycles in each stress amplitude	1000 cycles		5000 cycles

4 実験結果および考察

4・1 引張試験

引張試験を実施した結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3 より、今回使用した A6061-T6 の 0.2%耐力は 352 MPa であり、引張強さは 365 MPa であることが分かる。

4・2 S-N曲線

応力振幅一定試験で得られた S-N 曲線を Fig. 4 に示す。Fig. 4 より、応力振幅の減少とともに破断負荷繰返し数が増加する傾向が得られ、今回実施した実験の範囲内においては、明瞭な疲労限度を示さないことが分かる。

4・3 応力振幅増加試験における散逸エネルギーの変化

応力振幅増加試験において、各応力振幅で計測された散逸エネルギーの値の変化を Fig. 5 に示す。Fig. 5 より、い

ずれの試験片においても、散逸エネルギーの値は、低応力振幅域から応力振幅の増加に対して二次曲線的に緩やかに増加していることが分かる。Fig. 1 に示したように、疲労限度を示す材料であるオーステナイト系ステンレス鋼の応力振幅に対する散逸エネルギーの変化は、試験開始後から概ね一定値を示した後に、疲労限度付近を境に急激に増加している。これらのことから、疲労限度を示す材料とは異なり、A6061-T6 の応力振幅増加試験における散逸エネルギーの変化は、急激に増加する傾向を示さないことが分かった。

Fig. 3 Relationship between the nominal stress and the stroke displacement obtained from the tensile testing (0.3 mm/min.).

Fig. 4 S-N curve obtained from the constant stress amplitude testing for the employed material ($R=-1$, $f=13$ Hz).

Fig. 5 Change in the dissipated energy with the stress amplitude for the specimen A, B and C ($R=-1$, $f=13$ Hz).

4・4 応力振幅増加試験における散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーの関係

Fig. 5で示した応力振幅に対する散逸エネルギーの変化に対して、疲労損傷と関連のある物理量である、塑性ひずみエネルギーとの比較を行った。試験片 C の実験で得られた塑性ひずみエネルギーの計測値を応力振幅に対して整理した結果を Fig. 6に示す。Fig. 6より、塑性ひずみエネルギーの値は、散逸エネルギーと同様に応力振幅の増加に対して二次曲線的に緩やかに増加していることが分かる。散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーとの関係を定量的に評価するため、試験片 C の各応力振幅で得られた散逸エネルギーの計測値を塑性ひずみエネルギーの計測値に対して整理した結果を Fig. 7に示す。図中の実線は、得られた全データ点に対して最小二乗法を適用して算出した近似直線である。Fig. 7より、散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーとの間には、相関係数が0.995の強い正の相関があることが分かった。Lyら¹⁶⁾や著者ら¹⁸⁾は、オーステナイト系ステンレス鋼について、疲労損傷過程における散逸エネルギーは塑性ひずみエネルギーと相関関係にあることを示している。これらのことから、A6061-T6についても、オーステナイト系ステンレス鋼と同様に、塑性ひずみエネルギーの不可逆なエネルギー散逸を熱的な散逸エネルギーとして評価していることが分かった。

Fig. 6に示したように、塑性ひずみエネルギーが低応力振幅から緩やかに増加していることから、A6061-T6では低応力振幅においても疲労損傷が生じているため、散逸エネルギーも同様に緩やかに増加した可能性がある。今後は、低応力振幅における微視組織変化と散逸エネルギーとの関係について調査し、低応力振幅における散逸エネルギーの増加傾向について検討する予定である。

4・5 応力振幅一定試験における散逸エネルギーの変化

$\sigma_a=200$ MPa の応力振幅一定試験において、各負荷繰返し数で計測された散逸エネルギーの値の変化を Fig. 8 に示す。Fig. 8 より、散逸エネルギーの計測値にばらつきが見られるものの、散逸エネルギーの値は試験開始後から負荷繰返し数に対して非常に緩やかな減少傾向を示していることが分かる。破断直前の高い散逸エネルギーの計測値はき裂の影響によるものと考えられる。このように、 $\sigma_a=200$ MPa の応力振幅一定試験中の散逸エネルギーの計測結果から、散逸エネルギーの値が負荷繰返し数に対して顕著に変化する傾向は確認されなかった。また、 $\sigma_a=200$ MPa の応力振幅一定試験で得られた散逸エネルギーの計測値は、Fig. 5に示した応力振幅増加試験における $\sigma_a=200$ MPa の散逸エネルギーの計測値と概ね同程度であることが分かる。同様に $\sigma_a=150$ MPa においても一部で計測器の不具合が見られたものの、散逸エネルギーの変化の再現性が確認された。これらのことから、応力振幅増加試験において各応力振幅で付与する負荷繰返し数が、散逸エネルギーの計測結果に及ぼす影響は小さいものと考えられる。

Fig. 6 Change in the plastic strain energy with the stress amplitude for the specimen C ($R=-1, f=13$ Hz).

Fig. 7 Relationship between the plastic strain energy and the dissipated energy for the specimen C.

Fig. 8 Change in the dissipated energy with the number of cycles during the constant stress amplitude testing ($\sigma_a=200$ MPa, $N_f=8.33 \times 10^4$ cycles).

4・6 散逸エネルギーと疲労寿命の関係

Coffin-Manson 則では塑性ひずみ幅と疲労寿命の関係を、Basquin 則では弾性ひずみ幅と疲労寿命の関係をそれぞれ与える¹⁹⁾。材料の変形挙動のパラメータである塑性ひずみエネルギーと散逸エネルギーの相関関係が認められたことから、散逸エネルギーと疲労寿命の関係について検討した。 $\sigma_a=250$ MPa, 200 MPa, 150 MPa, 130 MPa, および110 MPa に対して、Fig. 4で示した応力振幅一定試験における破断負荷繰返し数 N_f と Fig. 5で示した応力振幅増加試験にお

ける散逸エネルギーの計測値 q との関係を整理した結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 より、応力振幅増加試験で得られた散逸エネルギーと応力振幅一定試験で得られた破断負荷繰返し数を両対数で整理すると、両者に直線関係が成立していることが分かる。図中の実線は、得られた全データ点に対して最小二乗法を適用して算出した近似直線である。散逸エネルギーと破断負荷繰返し数との間に、相関係数が -0.973 の強い相関が認められたため、応力振幅増加試験で得られる散逸エネルギーの計測値から疲労寿命を推定できる可能性が示唆された。そこで、本実験で使用した A6061-T6 のような明瞭な疲労限度を示さない材料に対しては、散逸エネルギー計測に基づいて $S-N$ 曲線を推定し、疲労強度を比較する評価手法を検討した。

Fig. 9 Relationship between the number of cycles to failure obtained from the constant stress amplitude testing and the dissipated energy measured during the staircase-like stress amplitude testing.

この評価手法では比較的短い疲労寿命の応力振幅一定試験の結果と応力振幅増加試験の散逸エネルギーの計測結果から散逸エネルギーと疲労寿命の推定式を決定する。疲労寿命の推定の一例として、 $\sigma_a=200$ MPa ($N_f=8.33 \times 10^4$ cycles) および $\sigma_a=150$ MPa ($N_f=7.02 \times 10^5$ cycles) の二点の応力振幅一定試験の破断負荷繰返し数と、応力振幅増加試験の散逸エネルギーの計測値を用いて推定式を算出し、 $S-N$ 曲線を推定した結果を Fig. 10 に示す。推定式は、 $\sigma_a=200$ MPa および 150 MPa において、試験片 A~C の三本の試験片で計測された散逸エネルギーの平均値をそれぞれの応力振幅における散逸エネルギーの代表値とし、破断負荷繰返し数との関係から算出した。その後、得られた推定式を用いて、応力振幅増加試験の散逸エネルギーの計測値から疲労寿命の推定を行った。Fig. 10 には、比較のため実際の応力振幅一定試験で得られた疲労寿命をプロットしている。Fig. 10 より、比較的短い疲労寿命の応力振幅一定試験で得られた推定式から、 10^7 cycles 付近の長寿命側の疲労寿命を概ね推定できていることが分かる。高サイクル疲労では先述の通り、Basquin 則が成立するとされているため、 $S-N$ 曲線を両対数で整理した場合、両者に直線関係が成立する。散逸エネルギーの計測値を用いて推定した $S-N$ 曲線についても、 10^7 cycles 付近までは応力振幅と疲労寿

命の関係は Basquin 則に従っている。一方で、 10^7 cycles 以上の超高サイクル疲労域において推定された疲労寿命は Basquin 則から外れており、短寿命側に推定されている。

Fig. 10 Estimated $S-N$ curve obtained from the measured dissipated energy values during the staircase-like stress amplitude testing.

ここで、アルミニウム合金 ADC12 に対して超高サイクル疲労のデータを取得する研究が行われている²⁰⁾。アルミニウム合金の種類は異なるが、ADC12 の 10^8 cycles 付近の超高サイクル疲労域での疲労寿命は、散逸エネルギーの計測値を用いた疲労寿命の推定結果とは異なる傾向が得られている。 10^7 cycles 以上の超高サイクル疲労域においては表面起点型から内部起点型の疲労破壊が支配的になるとの報告がある²¹⁾。このような推定結果となった原因として、赤外線カメラによる試験片の表面温度分布計測では、内部起点型の疲労破壊を評価できていないこと、散逸エネルギーに起因する不可逆な発熱が非常に微小であるため、今回の計測では超高サイクル疲労域に相当する応力振幅での不可逆な発熱を捉えられていない可能性などが考えられる。超高サイクル疲労域の寿命を推定できれば非常に有用である。今後は、 10^8 cycles 付近の超高サイクル疲労域の応力振幅一定試験を実施することで、その応力振幅での散逸エネルギーを詳細に検討するとともに、超高サイクル疲労域の寿命推定の可能性を調査する予定である。

一方で、今回の実験の装置構成では A6061-T6 に対して、応力振幅増加試験で得られる散逸エネルギーの計測値から、 $10^4 \sim 10^7$ cycles 程度の疲労寿命を推定できる可能性が得られた。このため A6061-T6 に対しては、散逸エネルギーの計測値から疲労寿命を評価することで、疲労強度を推定できる可能性がある。ここで、疲労寿命はき裂発生寿命とき裂進展寿命の総和から成ることから、A6061-T6 における散逸エネルギーがき裂発生とき裂進展のどちらの挙動を反映したパラメータであるかについて、今後より詳細な調査を行い、散逸エネルギー計測に基づく疲労寿命推定の高精度化を図る必要がある。

5 結 言

本報では、アルミニウム合金 A6061-T6 に対して、散逸エネルギーと破断寿命との関係を調査し、散逸エネルギー計

測による疲労強度評価の可能性を検討した。応力振幅増加試験において計測された、散逸エネルギーおよび塑性ひずみエネルギーのいずれの値も、応力振幅の増加に対して二次曲線的に緩やかに増加することが分かった。また、散逸エネルギーと塑性ひずみエネルギーとの間には正の相関が認められたため、A6061-T6についても、オーステナイト系ステンレス鋼と同様に、塑性ひずみエネルギーの不可逆なエネルギー散逸を熱的な散逸エネルギーとして評価していることが分かった。さらに、散逸エネルギーと破断負荷繰返し数との間にも、相関が認められたため、応力振幅増加試験で得られる散逸エネルギーの計測値から疲労寿命を推定できる可能性が示唆された。

今後は、応力振幅増加試験および応力振幅一定試験における微視組織観察を通して、本実験で得られた散逸エネルギーが緩やかな増加傾向を示した物理的メカニズムを解明する予定である。

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) A. Akai, K. Inaba, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Estimation of fatigue crack initiation location based on dissipated energy measurement", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 64, No. 8, pp. 668-674 (2015).
- 4) M. P. Luong, "Infrared thermographic scanning of fatigue in metals", *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 158, Nos. 2-3, pp. 363-376 (1995).
- 5) 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).
- 6) J. -C. Krapez and D. Pacou, "Thermography detection of damage initiation during fatigue tests", *Proceedings of SPIE, Thermosense XXIV*, Vol. 4710, pp.435-449 (2002).
- 7) 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).
- 8) K. Hayabusa, K. Inaba, H. Ikeda and K. Kishimoto, "Estimation of fatigue limits from temperature data measured by IR thermography", *Experimental Mechanics*, Vol. 57, No. 2, pp. 185-194 (2017).
- 9) R. Kawai, T. Yoshikawa, Y. Kurokawa, Y. Irie and H. Inoue, "Rapid evaluation of fatigue limit using infrared thermography: comparison between two methods for quantifying temperature evolution", *Mechanical Engineering Journal*, Vol. 4, No. 5 (2017).
- 10) E. Z. Kordatos, K. G. Dassios, D. G. Aggelis and T. E. Matikas, "Rapid evaluation of the fatigue limit in composites using infrared lock-in thermography and acoustic emission", *Mechanics Research Communications*, Vol. 54, pp. 14-20 (2013).
- 11) P. Bremond and P. Potet, "Lock-in thermography: a tool to analyze and locate thermomechanical mechanisms in materials and structures", *Proceedings of SPIE, Thermosense XXIII*, Vol. 4360, pp.560-566 (2001).
- 12) A. E. Morabito, A. Chrysochoos, V. Dattoma and U. Galietti, "Analysis of heat sources accompanying the fatigue of 2024 T3 aluminium alloys", *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, No. 5, pp. 977-984 (2007).
- 13) T. Sakagami, S. Kubo, E. Tamura and T. Nishimura, "Identification of plastic-zone based on double frequency lock-in thermographic temperature measurement", *Proceedings of the 11th International Conference on Fracture (ICF 11)*, pp. 1-6 (2005).
- 14) A. Akai, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Dissipated energy evaluation for austenitic stainless steel", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 62, No. 9, pp. 554-561 (2013).
- 15) Japan Society of Thermophysical Properties Edition, "Thermophysical properties handbook", p. 341 (2008) Yokendo Ltd..
- 16) H. A. Ly, H. Inoue and Y. Irie, "Numerical simulation on rapid evaluation of fatigue limit through temperature evolution", *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol. 5, No. 9, pp. 459-475 (2011).
- 17) A. Akai, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Investigation of appropriate measurement conditions for fatigue limit estimation based on dissipated energy evaluation for JIS 304 stainless steel", *Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection*, Vol. 63, No. 3, pp. 153-160 (2014).
- 18) A. Akai, D. Shiozawa and T. Sakagami, "Fatigue limit estimation based on dissipated energy evaluation to the influence of grain size for SUS304 steel specimens", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 79, No. 807, pp. 27-38 (2013).
- 19) T. Hansson, "Fatigue failure mechanisms and fatigue testing", *NATO Science and Technology Organization, Educational Notes RDP, RTO-EN-AVT-207-14*, pp. 1-23 (2012).
- 20) A. Ueno, T. Matsumura, K. Masaki, T. Ogawa, K. Shiozawa, Y. Nakamura and T. Nishida, "Cooperative research on the very high cycle fatigue properties of non-ferrous metallic materials - in case of ADC12 aluminum diecasting alloy", *Proceedings of the 33rd Symposium on Fatigue the 1st Symposium on Biomedical Materials*, #14, pp. 1-4 (2016).
- 21) K. Shiozawa, L. T. Lu and S. Ishihara, "Subsurface fatigue crack initiation behavior and S-N curve characteristics in high carbon-chromium bearing steel", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 48, No. 10, pp. 1095-1100 (1999).