アルミニウム合金の長寿命疲労挙動に対するアルマイト処理 および微細組織の影響*

中 村 裕 紀^{*1}, 酒 井 達 雄^{*2}
平 野 秀 夫^{*3}, 望 田 修 也^{*4}

Effects of Microstructure and Alumite Surface Treatments on Long-Life Fatigue Behavior of Aluminum Alloy

Yuki NAKAMURA^{*5}, Tatsuo SAKAI,
Hideo HIRANO and Shuya MOCHIDA

^{*5} Graduate School of Science and Engineering, Ritsumeikan University,
1-1-1 Nojihigashi, Kusatsu-shi, Shiga, 525-8577 Japan

In order to investigate the effects of microstructure and alumite surface treatments on the fatigue behavior, fatigue tests were carried out on aluminum alloy specimens with two different alumite treatments by means of a dual-spindle rotating bending fatigue testing machine. Tests were also conducted on untreated specimens for the sake of comparison. Fracture surfaces of all the failed specimens were examined by a scanning electron microscope (SEM). Fatigue fracture mechanisms are discussed from the viewpoint of fractography. Thus, it was found that the effect of the alumite treatment had changed distinctly depending on the applied stress level.

Key Words: Alumite Treatment, Long-Life Fatigue, Aluminum Alloy, Rotating Bending, Fractography

1. 緒 言

アルミニウム合金は軽量, 美観, リサイクル性などいくつかの秀でた特徴をもっており, 近年, 多岐にわたり用途拡大が画られている。しかし, アルミニウム合金の超長寿命疲労に関する研究成果は鉄鋼材料のそれ⁽¹⁾⁽²⁾に比べて未だ少ないのが現状である。また, 近年, アルミニウム合金の機能性をさらに向上させる方法として様々な表面処理が用いられている。その代表的な表面処理法の一つがアルマイト処理である。これは, 陽極酸化法を用いてアルミニウム合金の表面に人工的に酸化膜を形成する手法である。この酸化膜はアルマイトと呼ばれ, アルマイトは硬さや耐磨耗性, 電気絶縁性等の優れた特性を持っているため, アルマイト処理は種々の構造部材の表面改質法として広く使用されている。しかし, 長寿命域における疲労特性への影響については未知の部分が多いのが現状である。

以上の観点から, 本研究ではアルミニウム合金

TF12B について表面未処理材と膜厚の異なるいくつかのアルマイト処理材を用意し, ギガサイクル領域まで含めた回転曲げ疲労試験を実施し, 超長寿命域疲労特性に対するアルマイト処理の影響を実験的に調べた。また, 疲労破面の SEM 観察を行い, フラクトグラフィの立場から疲労破壊機構について考察を加えた。

2. 供 試 材

本研究で用いた供試材は, アルミニウム鋳造合金 TF12B である。全ての試験片に対して T6 熱処理: 溶体化処理(495°C×2 hr)→焼入れ→人工時効処理(175°C×4 hr)を施した。化学成分と機械的性質をそれぞれ表 1 と表 2 に示し, 組織写真を図 1 に示す。試験片はその軸方向を圧延方向に一致させるように切り出し, 形状は砂時計型切欠き試験片とした。また, 試

Table 1 Chemical composition [wt.%]

Si	Cu	Mg	Fe	Ni	Cr	Mn	Sr	Ti	V	Al
10	4	0.6	0.2	0.2	0.06	0.01	0.01	0.01	0.01	Bal.

Table 2 Mechanical properties

Tensile strength (MPa)	0.2% yield stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Young's modulus (GPa)	Vickers hardness HV
407	355	4.7	8.0	78.8	148

* 原稿受付 2009 年 9 月 17 日.

^{*1} 正員, 立命館大学大学院理工学研究科(〒525-8577 草津市野路東 1-1-1).

^{*2} 正員, フェロー, 立命館大学理工学部.

^{*3} パナソニック(株)(〒525-8555 草津市野路東 2-3-1-2).

^{*4} 立命館大学大学院理工学研究科.

E-mail: rm012034@ed.ritsumeikan.ac.jp

Fig. 1 Microstructure of TF12B

Fig. 2 Shape and dimensions of specimen

Fig. 3 Presence of micro-cracks at the surface of alumite layer

験片寸法の詳細は図2に示す通りで、最小断面直径は4 mm、切欠き底の応力集中係数は1.08⁽³⁾である。

アルマイト処理の疲労強度に及ぼす影響を調べるために、次の3パターンの試験片を用意した。

- ①表面未処理材
- ②膜厚3 μm アルマイト処理材
- ③膜厚10 μm アルマイト処理材

疲労試験を行う前にアルマイト層表面を鉛直方向から60度傾けてSEM観察した結果を図3に示す。図3より疲労試験前から既にアルマイト層にき裂が存在していることが確認された。また、アルマイト層の厚

Fig. 4 Result of EDS analysis

さは均一ではなく、き裂の著しい箇所では盛り上がっている様子が確認された。

図4にアルマイト処理部の断面写真とEDSを用いて成分分析を行った結果を示す。図4からも膜厚が不均一であることが確認できる。アルマイト層が厚い箇所の直下の基材部では、Al以外の元素は検出されなかった。しかし、薄い箇所の直下では多量のSiが析出していることが確認された。従って、偏析したSiがアルマイト層の厚さに不均一性をもたらし、その結果、アルマイト層の厚い箇所においては顕著な割れが発生したと考えられる。

3. 試験機および実験方法

本研究で使用した試験機は4連式回転曲げ疲労試験機で、同時に4本の試験片に対する疲労試験が可能である。試験片1本ごとに試験片装着時の偏心量が±20 μm以下であることを確認し、試験速度3150 rpm、室温・大気中で実験を行った。疲労試験後の破断した全ての試験片についてSEMによる破面観察を行った。

4. 実験結果および考察

表面未処理材、膜厚3 μm アルマイト処理材および膜厚10 μm アルマイト処理材に対する疲労試験結果を図5のS-N線図に示す。各処理材ともに○印、△印、□印は表面起点型破壊データを示し、●印、▲印、■印は内部起点型破壊データを示す。

$N_f < 10^6$ の寿命域において表面未処理材と各膜厚のアルマイト処理材のS-N曲線を比較すると、各膜厚のアルマイト処理材ともに表面未処理材と比べて疲労強度が低下していることが確認できる。図6は、このような寿命域において破断したアルマイト処理材の破面の一例を示す。起点付近にはアルマイト層が厚く存在している様子が確認された。これより、アルマイト処理材ではアルマイト層に発生したき裂が応力集中源となり、基材にき裂を誘発したために疲労強度が低下したと考えられる⁽⁴⁾。また、膜厚10 μm アルマイト処理材の疲労強度が膜厚3 μm アルマイト処理材の疲労

Fig. 5 S-N diagram for TF12B-T6 aluminum alloy, with and without alumite treatments

Fig. 6 Fracture surface example of alumite (3 μm) specimens ($\sigma_a=300$ MPa, $N_f=21\,749$)

強度よりも劣るのは、アルマイト層に発生するき裂の長さに起因する。アルマイト処理の過程で生じるき裂の深さは、アルマイト層の厚さに伴って深くなる。従って、膜厚 10 μm アルマイト処理材の方がき裂は深くなり、一層、基材にき裂を誘発し易くなることが疲労強度の著しい低下に繋がったと考えられる。

次に、 $N_f > 10^7$ の内部起点型破壊が観察された長寿命域においては、両アルマイト処理材の疲労強度と表面未処理材の疲労強度には顕著な差は見られない。これは、長寿命域においては試験応力が低く、疲労試験前からアルマイト層に存在するき裂は基材へと進展することがなくなるためであると考えられる。破壊形態も図 7 に示すような基材内部に存在する鋳造欠陥である巣を起点とした内部起点型破壊が観察され、図 6 のような起点付近にアルマイト層が厚く存在している破面は観察されなかった。すなわち、このような寿命域では破壊起点が内部となることによりアルマイト処理材の影響が現れ難くなったものと推察される。

Fig. 7 Fracture surface example of alumite (3 μm) specimens ($\sigma_a=100$ MPa, $N_f=306\,982\,290$)

5. 結 言

(1) 疲労試験前のアルマイト層には既にき裂が生じており、アルマイト層の厚い箇所ではこの傾向が顕著であった。これは材料内部に偏析した Si の有無に起因することが分かった。

(2) $N_f < 10^7$ の寿命域では両アルマイト処理材の疲労強度は未処理材の疲労強度よりも低下した。これはアルマイト層に生じたき裂が応力集中源となり基材にき裂を誘発したためである。特に膜厚 10 μm アルマイト処理材の疲労強度の低下が顕著であった。

(3) $N_f > 10^7$ の長寿命域においては両アルマイト処理材と表面未処理材の疲労強度に顕著な差は見られなかった。破壊形態は、基材内部に存在する巣を起点としてき裂が発生する内部起点型破壊が観察された。その結果、このような長寿命域においてはアルマイト層による疲労強度への影響が小さくなったものと考えられる。

文 献

- (1) Sakai, T., Sato, Y., Nagano, Y., Takeda, M. and Oguma, N., Effect of Stress Ratio on Long Life Fatigue Behavior of High Carbon Chromium Bearing Steel under Axial Loading, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 70, No. 694 (2004), pp. 850-857.
- (2) Stanzl-Tschegg, S. E., Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 22 (1999), pp. 567-579.
- (3) Peterson, R. E., *Stress Concentration Design Factors*, (1953), p. 50, John Wiley & Sons, Inc., New York.
- (4) Shiozawa, K., Kobayashi, H., Terada, M. and Matsui, A., Characteristics of Fatigue Strength on Anodized 2014-T6 Aluminum Alloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 66, No. 652 (2000), pp. 2170-2175.