Ti-6Al-4V 合金の Cold-Dwell-Fatigue における長時間保持の影響†

大田 祐太朗* 久布白 圭司** 山崎 泰広***

Effect of Long Time Stress Dwell on Cold Dwell Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V

by

Yutaro Ota*, Keiji Kubushiro** and Yasuhiro Yamazaki***

Ti alloys are widely applied to jet engine components. Low cycle fatigue (LCF) strength of Ti alloys decreases with tensile stress dwell at room temperature (Cold Dwell Fatigue, CDF). CDF strength was influenced by stress level, microstructure, and dwell time. In order to study the effect of long time dwell for CDF properties, LCF test (0s dwell), CDF tests (120s~7200s dwell), and creep test were carried out. With increase of dwell time, fracture cycle decreased and fracture elongation increased. Fracture surface of long time dwell CDF tests corresponded to that of creep test. Additionally, strain accumulations during stress dwell at long time dwell CDF tests were similar to strain change of creep test. From SEM/EBSD analysis, inelastic strain was obviously increased after CDF tests and creep test, compared to LCF test. Hence, it was considered that long time dwell CDF was greatly influenced by creep deformation.

Key words:

Ti-6Al-4V, Fatigue, Dwell, Creep, Strain, SEM/EBSD, GOS

1 緒 言

Ti 合金は高い比強度や耐食性を有し、加えて、Al, V, Zn, Sn, Mo をはじめとした元素添加によって強度レベルが変化するため、多様な種類の部材や部位に適用されている。航空機部材に関しても、軽量化のため Disk や Blade をはじめ多くの部位に Ti 合金が使用されている。Ti 合金の疲労強度は、室温において CDF (Cold-Dwell-Fatigue) により寿命低下し、これまでもこの寿命低下による損傷事例が報告されている^{1)~12)}。この CDF による寿命低下は合金種の影響を受ける。例えば、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo では 120s 保持の CDF 試験によって LCF (Low-cycle-fatigue) 寿命の約 1/8 に寿命低下するが、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo では LCF 寿命の 1/3 程度の低下にとどまる³⁾。Ti-6Al-4V や IMI834 などではある一定以上の応力条件で、荷重制御の CDF 試験にて LCF 試験の 1/10 以下に破断サイクル寿命が低下する例も報告されている^{1), 12)}。

ステンレス鋼や Ni 基合金において LCF 寿命は高温で保持を入れることにより寿命低下し、その低下率は保持時間が長いほど大きい^{13)~15)}。ただし、この現象は高温(融点で規格化した相対温度: T/T_m が 0.3 以上の温度域)にてクリープが生じるためと考えられ、クリープ疲労と呼ばれている。高温において材料はクリープ変形を生じるため、クリープと疲労の重畳により寿命低下を引き起こす。

一方、Ti や Ti 合金は室温 ($T/T_m = 0.15$) においてもクリープ変形が生じる。Ti の室温クリープについては 1949

年に Adenstedt によって報告され¹⁶⁾、Odegard らによって Ti-6Al-4V でも報告されている¹⁷⁾。他の材料とは異なり、定応力下で転位が切りあわずに粒界へと移動していき、その転位が粒界に吸収されることにより変形が進行していくというメカニズムである。このときの応力は 0.2% 耐力の約 80% 以上であり、低応力域ではクリープ変形は進行しない。また、亀山らは、引張試験で得られた応力ひずみ曲線における $d\sigma/d\epsilon$ の変化点を micro yield stress と定め、それ以上の応力にてクリープが生じるとした¹⁸⁾。以上のように、室温でも一定応力以上の条件であれば Ti や Ti 合金はクリープ変形する。

従って、CDF 試験においても寿命低下にはクリープが影響していると考えられる。CDF 試験で考えた場合、保持時間が長いほどクリープが生じやすいため、保持時間の増加に伴う寿命低下も大きくなると予想される。しかし、これまでの報告では保持時間 300s までの範囲で試験されているものが多く、長時間保持の影響を論じているものは少ない。そこで本研究では、Ti-6Al-4V の CDF 特性に及ぼす引張応力保持時間の長時間側の影響を明らかにすることを目的とした。

2 実験方法

供試材の化学組成を Table1 に示す。850℃の自由鍛造にて高さ 190mm のビレットを厚さ 30mm の板状まで熱間加工した。実施した熱処理は 950℃×2h→F.C.の焼きなまし

† 原稿受理 令和元年9月4日 Received Sep. 4, 2019

©2020 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 (株)IHI 技術基盤センター 〒235-8501 横浜市磯子区新中原町

Technology Platform Center, IHI Corporation, Isogo-ku, Yokohama 235-8501

** 正 会 員 Asia Solution Center, IHI ASIA PACIFIC(Thailand) Co., Ltd., Bangrak, Bangkok 10500, THAILAND

*** 正 会 員 千葉大学 融合理工学府 〒263-8522 千葉市稲毛区

Graduate school of Science and Engineering, Chiba University, Inage-ku, Chiba, 263-8522

熱処理および $700^{\circ}\text{C} \times 2\text{h} \rightarrow \text{A.C.}$ の時効処理である。Fig.1 に初期組織を示す。ほぼ全面が等軸 α 粒で形成されており、その粒径は約 $10\mu\text{m}$ であった。試験片の荷重負荷方向が鍛伸方向となるよう試験片を採取した。

Table 1 The chemical composition (mass.%).

Ti	Al	V	Fe	O
Bal.	6.40	4.12	0.16	0.17

Fig.1 Microstructures after heat treatments.

引張試験の試験片形状は $\phi 6$, ゲージ長さ 30mm であり、試験温度は室温にて、ひずみ速度は $3.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ で実施した。引張試験の結果、耐力は 950MPa , 伸びは 14.0% であった。疲労試験は MTS 社製の油圧サーボ疲労試験機を用いた。疲労試験に用いた試験片は $\phi 6$, ゲージ長さ 40mm である。LCF 試験, 保持を入れた CDF 試験はともに室温, 大気中にて実施した。制御は荷重制御とし, $R=0$, 波形は三角波 (LCF 試験) および引張保持台形波 (CDF 試験) である。応力振幅は 876MPa とした。これは 0.2% 耐力の 92% 相当であった。負荷, 除荷時間はそれぞれ 2s とし, 保持時間は $0\text{s} \sim 7200\text{s}$ とした。LCF 試験については, ひずみ計にてひずみデータを取得し, 一方, CDF 試験については伸び量が非常に大きかったため変位データを用いて平行部 40mm とした場合のひずみを算出し, 結果を整理した。クリープ試験は $\phi 6\text{mm}$, ゲージ長さ 30mm の試験片を用いて, 室温, 応力 876MPa にて実施した。

組織観察時の研磨条件としては, サンプルをエメリー紙にて #320, #800, #1200, #2000 まで湿式研磨を施したのち, コロイダルシリカの研磨液 (コロイダルシリカ: H_2O_2 : $\text{H}_2\text{O}=60:10:50$) を用いて, 13.35N の面圧にて 40min 以上最終仕上げを行った。光学顕微鏡観察時にはフッ硝酸 ($\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=2:6:92$) を用い, 室温にて約 20s 腐食した。SEM 観察には JSM-7100F を用い, 加速電圧 15kV , $\text{WD}=10\text{mm}$ の条件で観察した。EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) は OIM data collection ver.6.0 にて測定を行い, 加速電圧 20kV , 測定ピッチ $0.5\mu\text{m}$ の条件とした。また, 解析には OIM analysis ver.7.3.1 を用いた。

3 結果・考察

3.1 機械試験結果

Fig.2 に保持時間と破断サイクル, 伸びの関係を示す。LCF 試験では $10,663$ サイクルにて破断した。CDF 試験における破断サイクルは, 120s 保持の場合 999 サイクル, 1800s 保持の場合 256 サイクル, 3600s 保持の場合 375 サイクル, 7200s 保持の場合 235 サイクルであった。LCF 試験の破断サイクル数を基準として保持導入による寿命低下を規格化すると, 120s 保持の場合 0.094 , 1800s 保持の場合 0.024 , 3600s 保持の場合 0.035 , 7200s 保持の場合 0.022 であった。保持時間の増加に伴いサイクル寿命は減少しており, さらに長時間保持することでより破断寿命が低下すると想定される。一方, 破断伸びについては, LCF 試験では 2.8% であったのに対し, 応力保持を導入したとき, 120s 保持では 17.6% , 1800s 保持では 18.1% , 3600s 保持では 18.4% , 7200s 保持では 18.8% に破断伸びが増加した。保持を導入することで, 明らかに伸びが増加した。また, 絞りの変化についても同様の傾向が確認され, LCF 試験では 3.0% , 120s 保持では 33.0% , 1800s 保持では 35.5% , 3600s 保持では 32.8% , 7200s 保持では 33.0% であった。これは保持中のクリープ変形が大きく影響していると考えられる。

また, クリープ試験では, 858.5h ($3.1 \times 10^6\text{s}$) で破断した。破断時の伸びは 14.7% , 絞りは 41.5% であった。この結果より, クリープ試験結果の伸びおよび絞りは, LCF 試験結果よりも CDF 試験結果に近いことがわかる。クリープ試験における破断は超長時間保持試験の 1 サイクル目破断と考えることができる。すなわち, CDF 試験における破断寿命の低下には下限値が存在するということが示された。

Fig.2 Relationship among dwell time, fracture cycle, and elongation.

3.2 ひずみ変化

CDF 試験中に生じるひずみ変化は, 式 (1) に表されるような非弾性ひずみ ($\epsilon_{\text{inelastic}}$) の変化であり, 塑性ひずみ成分とクリープひずみ成分の和である。

$$\epsilon_{\text{inelastic}} = \epsilon_{\text{plastic}} + \epsilon_{\text{creep}} \quad (1)$$

クリープ試験におけるひずみ変化と CDF 試験における非弾性ひずみ変化を Fig.3 示す. CDF 試験では除荷荷荷を何度も繰り返しているが、ひずみ変化はクリープ試験時と同じく遷移域、定常域、加速域を示すクリープ曲線を描いた. 一方、塑性ひずみのみ導入される LCF 試験の歪一時間曲線では、CDF 試験やクリープ試験で確認されたクリープ曲線に類似した曲線を描かなかった. したがって、CDF 試験における非弾性ひずみの増加は、クリープの影響を大きく受けると推察される. 遷移クリープ域は保持時間によらずほぼ同程度のひずみ量まで占めており、定常クリープ域の傾きに保持時間による差異が現れた. 保持時間の増加に伴い定常クリープ域の傾きは小さくなった. それぞれの最小クリープ速度（非弾性ひずみ速度）をまとめた結果を Table2 に示す. 通常、温度、応力が一定の場合、最小クリープ速度は一定である. しかし、本実験では保持時間によって最小クリープ速度が変化する結果となった. クリープ試験が 1 サイクルの超長時間保持の CDF 試験と考えると、除荷荷荷の回数が多くなるにつれてクリープ速度が大きくなっていることがわかる. 耐熱鋼のサイクリッククリープにおいては、反転荷荷がある場合に遷移クリープが再度生じることはよく知られており、反転荷荷がない除荷（応力休止）でも生じることが報告されている^{19)~21)}. そして、転位論に基づいた考察から、再荷荷時に生じるクリープ変形の加速には内部降伏応力の減少が関連していると考察されている^{20), 21)}. また、遷移クリープ内では荷荷保持時間の早いところで休止を与えたものほど一回の休止による増加ひずみが大きいという報告もあり¹⁹⁾, CDF 試験において保持時間が短いほどクリープ速度が大きくなっていることも一致する. 以上より、CDF 試験におけるクリープ変形の加速には、耐熱鋼のサイクリッククリープと同様に除荷時に生じる内部降伏応力の減少が関連しているものと考えられる.

Fig.3 Inelastic strain changes on CDF tests and creep test.

Table 2 Minimum creep rate on respective conditions.

Dwell time (s)	Minimum creep rate (/s)
120	6.34×10^{-7}
1800	1.28×10^{-7}
7200	4.37×10^{-8}
Monotonic creep(3.1×10^6)	1.07×10^{-8}

3.3 破面形態

Fig.4 に破面観察結果を示す. Fig.4(a)の LCF 試験後の破面と Fig.4(b)~(d)の CDF 試験およびクリープ試験後の破面は形態が異なっていた. LCF 試験の場合、起点付近にストライエーションが確認され、破面は典型的な疲労破面であった. 一方、保持を入れた場合とクリープ試験の場合、破面は全面ディンプルで形成されており、明確なストライエーションやファセットは確認されなかった. 破面情報より、CDF 試験の最終破壊形態は過大な引張応力による強制破断であると考えられる. CDF 試験後の試験片は破断部近傍が大きく絞れていることから、非弾性ひずみの増加によるネッキングが真応力の増大につながっていると推察される. そこで、非弾性ひずみを EBSD にて評価した.

Fig.4 The results of observing fracture surfaces of the test pieces, (a) LCF, (b) CDF (120s), (c) CDF (1800s), (d) creep.

3.4 ひずみ評価

非弾性ひずみを評価するため、Fig.5 に EBSD 測定によって得られた α -Ti の IPF map を示す. 測定位置は破面から 10mm 離れた平行部である. Fig.5 (a)に示す LCF 試験後の IPF map では、結晶粒内に明瞭なカラーコントラストは確認されなかった. これは、結晶粒内に非弾性ひずみがほぼ導入されないことと良く一致していた. Fig.5(b)~(e)に示す CDF 試験後の IPF map では、ほぼすべての結晶粒内にカラーコントラストが確認され、保持時間が長いほど、そのコントラストの度合いは大きかった. そのコントラストの違いは非弾性ひずみ量の違いによるものであると考えられる. Fig.6 は方位差を GOS map にて整理した結果である. GOS (Grain Orientation Spread) 値は粒内の

平均方位差との差分から算出される値であり、図中では GOS 値の低い領域から青、緑、黄色、赤色の順に表示した。Fig.6(a)に示す LCF 試験時はほぼ青い領域のみであり、GOS 値が小さく、このことから方位差がついていないとわかる。一方で、Fig.6(b)~(e)に示すように CDF 試験やクリープ試験では緑および黄色の領域が増加しており、GOS 値の増加が確認された。すなわち、非弾性ひずみが増加していると示唆される。また、7200s 保持にて黒い領域が多いのは、EBSD 解析時に結晶方位の同定指標である CI (Coincidence index) 値の低い領域として足切りされたためである。これは、粒界の転位密度が非常に高く、EBSD 測定時に菊池線が明瞭に得られなかったことに起因すると考えられる。

Fig.5 EBSD measurement results for IPF maps, (a) for LCF, (b) for dwell time under stress of 120 s, (c) for dwell time under stress of 1,800 s, (d) for dwell time under stress of 7,200 s, and (e) for creep.

Fig.6 における観察視野中の平均の GOS 値および非弾性ひずみと保持時間の関係を Fig.7 に示す。保持無しの LCF 試験では GOS 値が 0.79° であったのに対し、120s 保持では 2.55° 、1800s 保持では 2.86° 、7200s 保持では 2.67° であり、保持の導入によって方位差が増加していた。一方、クリープ試験後の GOS 値は 2.21° であり、CDF 試験の結果よりも小さい値であった。また、保持時間に依存した非弾性ひずみの変化と GOS 値の変化がほぼ一致した。LCF 試験で蓄積された非弾性ひずみは塑性ひずみのみであり、クリープ試験で蓄積された非弾性ひずみはクリープひずみのみである。CDF 試験で蓄積された非弾性

ひずみは、疲労成分による塑性ひずみと引張荷重保持によるクリープひずみの両方である。したがって、CDF 試験における GOS 値が最も大きかったのは、塑性ひずみとクリープひずみの両方により方位差がついたためであると考えられる。また、LCF 試験後の GOS 値 (0.79°) よりもクリープ試験後の GOS 値 (2.21°) の方が明らかに大きかったことから、長時間保持 (120s 以上) の CDF 試験後の GOS 値 (2.5° 以上) は主にクリープひずみによって導入されたと考えられる。

Fig.6 EBSD measurement results for GOS maps, (a) for LCF, (b) for dwell time under stress of 120 s, (c) for dwell time under stress of 1,800 s, (d) for dwell time under stress of 7,200 s, and (e) for creep.

Fig.7 Relationships among stress dwell time, GOS average value, and fracture elongation.

3.5 GOS 値とひずみ量の関係

野村らをはじめ、複数の報告にてひずみ量と GOS 値の相関関係が述べられている^{22)~27)}。過去の報告結果と本実験結果をプロットしたものを Fig.8 に示す。ひずみ量は EBSD 測定位置の絞り量から算出した真ひずみとした。ステンレス鋼のデータは引張試験にて塑性ひずみを与えた試験片から得られたものである。ひずみ量の増加に伴い GOS 値が増加しており、これまで報告されている結果と一致した。LCF, CDF, クリープといった試験方法の違いによらず、ひずみ量と GOS 値の関係は線形に成り立っていることがわかる。加えて、面心立方構造であるステンレス鋼のデータと六方最密構造の Ti 合金のデータが同一直線上にて整理できた。すなわち、室温におけるひずみ量と GOS 値の関係においては、変形モードや結晶構造によらずに同一の線形関係が成り立っていると示唆される。

Fig.8 Relationships between strain and GOS value.

4 結 言

Ti-6Al-4V 合金について CDF 試験を実施し、長時間保持の影響を調査した。得られた結果を以下に示す。

- 1) 長時間保持によって破断サイクルは減少する傾向であり、クリープ試験の結果を考慮すると、超長時間保持による寿命低下の下限値が存在することが示唆された。
- 2) 長時間 CDF 試験の破面形態はディンプルを主体としたクリープ試験の破面形態と同様であった。
- 3) CDF 試験では LCF 試験と比較して顕著に破断伸び、絞りが増加していた。保持中のひずみ変化がクリープ挙動に一致していたことから、保持中のクリープ変形が原因であると考えられる。この時のクリープ速度は、除荷負荷の影響を受けるため保持時間が短いほど加速した。
- 4) EBSD 測定による方位差解析より、長時間保持 CDF 試験およびクリープ試験では LCF 試験と比べて非弾性ひずみがより顕著に増加した。長時間保持 CDF 試験で導入される非弾性ひずみはクリープひずみが

多く占めると考えられる。

- 5) GOS 値とひずみの関係ではステンレス鋼の高温の結果とよい一致を示した。変形モードや結晶構造によらずひずみ量と GOS 値の関係は同一線形関係で整理できる。

これらの結果から、特に長時間保持の Ti 合金の CDF 試験においてはクリープ変形の影響が大きいと考えられ、すなわち、クリープ支配の変形として扱うことの有意性が示唆された。

参 考 文 献

- 1) M. R. Bache, "A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions", *International Journal of Fatigue*, Vol.25, pp.1079-1087 (2003).
- 2) M. R. Bache, M. Cope, H.M. Davies, W.J. Evans and G. Harrison, "Dwell sensitive fatigue in a near alpha titanium alloy at ambient temperature", *International Journal of Fatigue*, Vol.19, No.1, pp. S83-S88 (1997).
- 3) J. Qiu, Y. Ma J. Lei, Y. Liu, A. Huang, D. Rugg and R. Yang, "A Comparative Study on Dwell Fatigue of Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x = 2 to 6) Alloys on a Microstructure-Normalized Basis", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.45, pp.6076-6087 (2014).
- 4) L. Toubal, P. Bocher and A. Moreau, "Dwell-fatigue life dispersion of a near alpha titanium alloy", *International Journal of Fatigue*, Vol.31, pp.601-605 (2009).
- 5) L. Yang, J. Liu, J. Tan, Z. Chen, Q. Wang and R. Yang, "Dwell and Normal Cyclic Fatigue Behaviours of Ti60 Alloy", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol.30, Issue 7, pp.706-709 (2014).
- 6) M. L. Thomsen and D. W. Hoepfner, "The effect of dwell loading on the strain accumulation behavior of titanium alloys", *International Journal of Fatigue*, Vol.20, No.4, pp.309-317 (1998).
- 7) J. Peng, C. Y. Zhou, Q. Dai and X. H. He, "Dwell fatigue and cycle deformation of CP-Ti at ambient temperature", *Materials and Design*, Vol.71, pp.1-16 (2015).
- 8) V. Chandravanshi, K. Prasad, V. Singh, A. Bhattacharjee and V. Kumar, "Effects of $\alpha + \beta$ phase deformation on microstructure, fatigue and dwell fatigue behavior of a near alpha titanium alloy", *International Journal of Fatigue*, Vol.91, pp.100-109 (2016).
- 9) Z. Zheng, D. S. Balint and F. P.E. Dunne, "Mechanistic basis of temperature-dependent dwell fatigue in titanium alloys", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.107, pp.185-203 (2017).
- 10) I. Bantounas, T. C. Lindley, D. Rugg and D. Dye, "Effect of microtexture on fatigue cracking in Ti-6Al-4V", *Acta Materialia*, Vol.55, pp.5655-5665 (2007).

- 11) S. Hemery and P. Villechaise, "Comparison of slip system activation in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo under tensile, fatigue and dwell-fatigue loadings", *Materials Science & Engineering A*, Vol.697, pp.177-183 (2017).
- 12) F. Wang and W. Cui, "Experimental investigation on dwell-fatigue property of Ti-6Al-4V ELI used in deep-sea manned cabin", *Materials Science & Engineering A*, Vol.642, pp.136-141 (2015).
- 13) K. Yagi, K. Kubo and C. Tanaka, "Effect of creep stress on creep-fatigue interaction for SUS 304 austenitic steel", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.28, pp.400-406 (1979).
- 14) K. Kubushiro, H. Yoshizawa, T. Itou and H. Nakagawa, *Proceedings of CREEP8 8th International Conference*, pp.26568 (2007).
- 15) R. Otani, "Creep and fatigue at elevated temperature", *Testu-to-hagane*, Vol.14, pp.2106-2117 (1980).
- 16) H. Adenstedt, "Creep of titanium at room temperature", *Metal Progress*, Vol.56, pp.658-660 (1949).
- 17) B. C. Odegard and A.W. Thompson, "Low temperature creep of Ti-6Al4V", *Metallurgical Transactions A*, Vol.5, pp.1207-1213 (1974).
- 18) T. Kameyama, T. Matsunaga, S. Ueda, E. Sato and K. Kuribayashi, "Constitutive equation in ambient temperature creep of α -Ti", *Journal of Japan Institute of Light Metals*, Vol.60, Issue 3, pp.111-116 (2010).
- 19) S. Taira, F. Suzuki and I. Tamada, "Creep behaviors of 2 1/4 Cr-Mo steel under cyclic unloading and reloading", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.12, Issue 114, pp.32-37 (1963).
- 20) T. Nishihara, S. Taira, K. Tanaka and K. Oji, "Creep of carbon steel under reloading", *Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.21, Issue 111, pp.791-795 (1955).
- 21) T. Nishihara, S. Taira, K. Tanaka and K. Oji, "Effects of unloading on the creep of low carbon steel", *Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.21, Issue 111, pp.796-800 (1955).
- 22) K. Nomura, K. Kubushiro, Y. Sakakibara, S. Takahashi and H. Yoshizawa, "Effect of grain size on plastic strain analysis by EBSD for austenitic stainless steels with tensile strain at 650°C", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.61, pp.371-376 (2012).
- 23) S. Umezaki, Y. Murata, K. Nomura and K. Kubushiro, "Quantitative analysis of dislocation density in an austenitic steel after plastic deformation", *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, Vol.78, No.6, pp.218-224 (2014).
- 24) Y. Sakakibara, K. Nomura, K. Kubushiro and H. Yoshizawa, "Plastic strain dependency of misorientation for austenitic stainless steel and nickel base alloy", *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, Vol.76, pp.669-676 (2012).
- 25) Y. Sakakibara, K. Kubushiro, K. Nomura and S. Takahashi, "EBSD analysis of plastic strain for austenitic stainless steels", *Proceedings of ATEM'11*, OS15F124 (2011), Japan Society of Mechanical Engineers.
- 26) H. Kimura, Y. Wang, Y. Akiniwa and K. Tanaka, "Misorientation analysis of plastic deformation of austenitic stainless steel by EBSD and X-ray diffraction methods", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*, Vol.71 pp.1722-1728 (2005). K. Kubushiro,
- 27) Y. Sakakibara and T. Ohtani, "Creep strain analysis of austenitic stainless steel by SEM/EBSD", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.64, No.2, pp.106-112 (2015).