改良 9Cr-1Mo 鋼の非比例多軸低サイクル疲労強度評価[†]

伊藤 隆基* 福元 謙一** 羽木 秀樹***
伊藤 晃**** 齋藤 大地**

Evaluation of Multiaxial Low Cycle Fatigue Strength for Mod.9Cr-1Mo Steel under Non-Proportional Loading

by

Takamoto ITOH^{*}, Kenichi FUKUMOTO^{**}, Hideki HAGI^{***}, Akira ITOH^{****} and Daichi SAITOH^{**}

This study discusses multiaxial low cycle fatigue strength of Mod.9Cr-1Mo steel under proportional and non-proportional loadings at room and high (823K) temperatures. Strain-controlled multiaxial low cycle fatigue tests were performed using a hollow cylinder specimen including interruption tests. Strain paths employed were a push-pull straining, a reversed torsion straining and a circle straining. The former two are the proportional loadings where principal directions of stress and strain are unchanged. The latter one is the non-proportional loading where axial and shear strains have 90 degree phase difference and principal directions of stress and strain are changed continuously in a cycle. Behaviors of cyclic deformations and failure lives and an evaluation of the failure life are discussed. Surface cracks and microstructures in fatigued specimens are also observed by a digital microscope and a transmission electron microscope (TEM) in order to investigate mechanisms of cyclic deformation, failure and reduction in failure life due to non-proportional loading.

Key words : Mod. 9Cr-1Mo steel, Low cycle fatigue, Multiaxial stress state, Non-proportional loading, Life evaluation

1 緒 言

高速増殖原型炉「もんじゅ」に次ぐ実用炉では、熱交換・冷却系配管用材料として体心立方構造 (BCC) を有する改良 9Cr-1Mo 鋼の使用が検討されている。¹⁾ 実機配管の力学的条件として、熱応力と機械応力が重畳し、主応力や主ひずみの主方向が時間的に変化する、いわゆる非比例多軸負荷状態になることがある。これまでの非比例・多軸疲労研究では、疲労破損寿命は非比例負荷により著しく低下し、それは負荷経路および材料に依存することが報告されており、^{2)~14)} その損傷メカニズム^{3)~5)} や破損寿命評価法^{6)~9)} が提案されている。しかし、これらの成果は主に面心立方構造 (FCC) の材料を対象としたもので、他の結晶構造を持つ材料に対しての適用性はまだ明らかにされていない。とくに、改良 9Cr-1Mo 鋼については、非比例負荷における疲労研究についてはいくつか報告例^{15), 16)} はあるものの、破損寿命特性はほとんど明らかになっていない。したがって、非比例多軸負荷における適切な疲労破損寿命評価法の確立は、極めて過酷な繰返し多軸負荷条件下にある材料の安全保障、高信頼性にとって必要不可欠である。

本研究では、改良 9Cr-1Mo 鋼について、室温および 823K で軸負荷とねじり負荷を組合せて非比例負荷を合

めた多軸負荷下における低サイクル疲労試験を実施し、多軸繰返し負荷における変形・寿命の疲労データを取得した。また、低サイクル疲労試験後の試験片に対して、表面き裂および透過型電子顕微鏡 (TEM) により微視組織を観察し、繰返し変形・破壊のメカニズムについて考察した。

2 試験材料および試験方法

2・1 試験材料および試験片

本研究で用いた供試材は、フェライト系耐熱鋼の改良 9Cr-1Mo 鋼で、その化学成分および機械的特性を Table 1 および Table 2 に示す。熱処理は、焼きならしを、1050℃で 30 分間大気雰囲気にて行い空冷した。また、焼き戻しを、780℃にて 60 分間大気雰囲気で行い空冷した。なお、試験片加工後の熱処理は行っていない。試験片の形状および寸法は Fig. 1 に示す。標点部が外径 12mm、内径 9mm、平行部 8mm の薄肉中空円筒試験片である。試験片は、試験前に内外表面を 3000 番までのエメリー紙で研磨後、粒径 1μm までのアルミナ粒子によるバフ研磨を施した。試験片の円筒内面の研磨状態は、これまでの内面研磨の経験からき裂発生・成長や寿命に影響がないと判断される状態であることを、試験片の一端方向から光を当てて反対側から目視で確認した。

[†] 原稿受理 平成 24 年 6 月 12 日 Received June 12, 2012 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 福井大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒910-8507 福井市文京, Div. of Mech. Eng., Graduate School of Eng., Univ. of Fukui, Bunkyo, Fukui, 910-8507

** 福井大学付属国際原子力工学研究所 〒910-8507 福井市文京, Research Inst. of Nuclear Eng., Univ. of Fukui, Bunkyo, Fukui, 910-8507

*** 正 会 員 福井工業大学工学部機械工学科 〒910-8505 福井市学園, Div. of Mech. Eng., Fukui Univ. of Tech., Gakuen, Fukui, 910-8505

**** 福井大学大学院工学研究科 〒910-8507 福井市文京, Graduate Student, Graduate School of Eng., Univ. of Fukui, Bunkyo, Fukui, 910-8507

Table 1 Chemical composition of the material tested (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.096	0.28	0.44	0.007	0.002	8.48
Ni	Mo	V	Nb	Al	N
0.05	0.88	0.2	0.076	0.005	0.050

Table 2 Mechanical properties of the materials at room temperature and 823K.

Temp.	Yong's modulus E , GPa	Proof stress (at 0.2%) $\sigma_{0.2}$, MPa	Tensile strength σ_B , MPa
Room	200	520	700
823 K	165	425	570

Fig. 1 Shape and dimensions of specimen (mm).

2・2 多軸低サイクル疲労試験

本研究で使用した試験装置は、試験片に軸荷重とねじり荷重を組み合わせることで加えることのできるコンピューター制御による電気油圧サーボ式の引張・圧縮／繰返しねじりの多軸疲労試験装置である。ひずみの計測には、標点間距離 7mm (室温) および 12mm (823K) で軸方向変位とねじり角を個別に計測可能なレバー式伸び計を使用した。試験片の加熱には出力 5kW の高周波誘導加熱装置を用いて、PID 制御により試験片標点部の温度を 823K $\pm$ 1K、また標点間での温度分布が $\pm$ 2K 以内となるようにした。なお、試験片表面温度の計測は、タイプ K の熱電対を用いた。また、加熱コイルを伸び計の 2 本のレバー間に設置するために標点間距離を 12mm と平行部長さの 8mm よりも大きくした。しかし、試験片平行部両側の R 部の径を大きくとっているため、試験片標点部の直径は平行部の直径 12mm に対して増加割合が 1% 以下、さらに断面積で 1.3% の増加と小さいので、標点間距離を 12mm にしたことによる試験のひずみの補正などは行わなかった。

試験は、室温および 823K の大気中において、Mises 型の相当全ひずみ制御で実施した。試験荷重速度は、Mises 型の相当全ひずみ速度 0.1%/s 一定とした。ひずみ経路は、Fig. 2 に示す引張・圧縮荷重 (Push-pull)、繰返しねじり荷重 (Rev. torsion) および円形荷重 (Circle) の 3 種類とした。Push-pull および Rev. torsion は、それぞれ単軸および多軸の繰返し荷重で、試験中の応力・

Fig. 2 Strain paths employed.

ひずみの主軸方向が変化しない、いわゆる比例荷重である。Circle は、軸ひずみ (ϵ) とせん断ひずみ (γ) が 90° の位相差を有し、主応力・主ひずみ軸方向が時間的に変化する非比例荷重である。

破損寿命 N_f は、繰返し数の増加に伴う各繰返しの軸応力範囲の変化が定常な状態から変化し始めた応力範囲の 3/4 に低下したときの繰返し数、もしくは試験片が破断した時点の繰返し数と定義した。

破断試験とは別に、破断までの途中繰返し数でのき裂および組織観察を行うための中断試験も実施した。中断繰返し数は、破断試験の破損寿命を基準に 4 つの寿命比 (N/N_f) を採用した。なお、実施した中断試験のひずみ範囲は室温では $\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$ 、823K では $\Delta\epsilon_{eq} = 0.5\%$ とした。

2・3 TEM 試料

多軸低サイクル疲労試験後の試験片から TEM 観察用の試料作製手順を Fig. 3 に示す。まず、ワイヤー放電加工機により試験片両端のチャック部を切断し標点部の円筒を切出し、さらにそれを 4 等分した。その試料を、120 ～ 2000 番のエメリー紙で、板厚が 0.2mm 以下になるまで回転研磨機を用いて手研磨した。その後、電解研磨法により板厚を 0.1mm 以下に仕上げた。電解研磨の初期電圧は 30V、酢酸：過塩素酸 = 19：1 の混合溶液中で、局所的な薄片化を防ぐために 15s 保持する動作を 3 回に分けて行った。最後に、打ち抜き加工を施し、直径 3mm の円形ディスクの形状に加工し、薄片化装置を使用して、ディスク中央に微小な穴を空けて薄片化処理を行った。

Fig. 3 Procedure of disk sample for TEM.

3 実験結果および考察

3・1 破損寿命および寿命評価

Fig. 4 に Mises 型の相当全ひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_{eq}$) で破損寿命 (N_f) を整理した結果を示す. 図中の太い破線および太い実線は, それぞれ室温および 823K の Push-pull の試験データを基準に引いた曲線である. また, 細い破線および細い実線は, 係数 2 のばらつき範囲を示している. ただし, 本試験で行った Push-pull の試験データ数が少ないので, その少数のデータから次式の Manson の共通勾配法¹⁷⁾に基づいて基準曲線を描いた.

$$\Delta\epsilon_{\text{Push-pull}} = 3.5 \frac{\sigma_B}{E} N_f^{-0.12} + \epsilon_f^{0.6} N_f^{-0.6} \quad (1)$$

ここで, σ_B は引張強さ, E はヤング率, ϵ_f は真破断ひずみ ($\ln(100/(100-\phi))$, ϕ は絞り) である. Fig. 4 では, σ_B および E は Table 2 に示した値を代入した. $\epsilon_f^{0.6}$ の値は式 (1) の曲線が Push-pull の試験データに一致するように与えた. すなわち, $\epsilon_f^{0.6}$ の値は, 室温および 823K でそれぞれ 1.61 および 2.68 で, ほぼ妥当な値である.^{18), 19)}

Fig. 4 より, 室温の試験では, Circle の試験の N_f は低寿命側の係数 2 の外側で整理され, 非比例負荷により破損寿命が低下することがわかる. 823K の試験では, Circle の試験の N_f は, 室温の試験と同様に低寿命側の係数 2 の範囲外に整理された. なお, Circle 負荷による破損寿命の低下割合は, 高ひずみの試験ほど小さくなる傾向が見られた. 一方, Rev. torsion の試験の N_f は Push-pull の試験の N_f とほぼ同程度であった.

Itoh ら^{7-9), 14)}は, 非比例多軸低サイクル疲労寿命評価式として, 次式の非比例ひずみ範囲を提案している.

$$\Delta\epsilon_{NP} = (1 + \alpha f_{NP}) \Delta\epsilon_I \quad (2)$$

ここで, $\Delta\epsilon_I$ は非比例負荷での最大主ひずみ範囲である. また, α は材料定数で, 非比例負荷による追硬化 (繰返し応力振幅の増加) の程度または寿命低下の程度を表す係数である. f_{NP} はひずみ経路の非比例度を表すパラメータであり, ひずみの主軸方向の変化とその大きさから求められる. f_{NP} の値は, Push-pull および Rev. torsion の比例負荷では $f_{NP} = 0$, Circle の非比例負荷では $f_{NP} = 1$ である.

式 (2) を用いて破損寿命を評価するには α を決定する

Fig. 4 Correlation of failure life by $\Delta\epsilon_{eq}$.

(a) Room

(b) 823K

Fig. 5 Cyclic stress-strain curve.

必要がある. Fig. 5 (a) および (b) にはそれぞれ試験温度が室温と 823K の Push-pull および Circle の各ひずみ経路で, ステップアップ試験を実施することにより得られた繰返し応力-ひずみ関係を示す. 改良 9Cr-1Mo 鋼では非比例負荷による追硬化がなく, 823K の試験ではむしろ非比例負荷の応力振幅が比例負荷のそれに比べて若干低い. すなわち, 追硬化より α を求めると $\alpha \approx 0$ となる. したがって, 非比例負荷による追硬化の程度から寿命評価に有効な α を得ることができないことは明らかである. また, 非比例負荷により繰返し軟化の程度が大きくなり応力振幅が比例負荷に比べて小さくなる傾向は, これまでに報告されている他の構造材料に対する結果^{3), 11), 14)}とは明らかに異なっていた. そこで, α を Itoh らが提案した静引張試験の結果から推定する次式の簡易式¹⁴⁾により求めた.

$$\alpha = S \frac{\sigma_B - \sigma_Y}{\sigma_B} \quad (3)$$

ここで, S は結晶構造の違いを考慮した材料定数であり, FCC 材料で $S = 1$, BCC 材料で $S = 2$ となる. σ_B は引張強さであり, σ_Y は降伏応力または 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) である.

式 (3) で求めた α は, 室温および 823K とともに $\alpha = 0.5$ であった. 式 (2) で $\alpha = 0.5$ とした非比例ひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_{NP}$) で破損寿命 (N_f) を整理した結果を Fig. 6 に示す. 室温および 823K の両試験のほぼすべての N_f が係数 2 の

Fig. 6 Correlation of failure life by $\Delta\epsilon_{NP}$ ($\alpha = 0.5$).

範囲内に整理された。このことは、式 (3)の簡易式で求めた α が、非比例負荷による破損寿命低下の程度から求めた α と一致することを示している。

3・2 繰返し変形特性

Fig. 7 に $\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$ の室温および 823K の試験の繰返しに伴う応力振幅の変化挙動を示す。図では、縦軸は 1 サイクル中の最大応力振幅 (σ_{eq}) を全サイクル中の最大値 ($\sigma_{max eq}$) で除した応力振幅比 ($\sigma_{eq}/\sigma_{max eq}$) を、横軸は寿命比 N/N_f を示している。同図より、すべての試験で、繰返しに伴う応力振幅の減少が見られる。また、その応力振幅は、寿命終期を除いて、室温の試験では一定値にほぼ収束するが、823K の試験では破損寿命まで減少が続いた。寿命比が 0.2 までの Push-pull および Circle の応力低下の速度や度合いは、室温および 823K とともに

Circle の方が大きい。これはひずみ経路の違いが転位の再配列の進展速度に影響したものと考えられるが、それについては次節以降で考察する。

Fig. 8 (a)～(d)に Push-pull および Circle の試験の繰返し数が $1/2N_f$ の時点における軸応力と軸ひずみのヒステリシスループを示す。同図より、室温と 823K のヒステリシスループの形状に違いはほとんど見られないが、応力振幅および同範囲は前者の方が明らかに大きい。また、非比例負荷による応力振幅差も各試験温度で、ほとんど見受けられなかった。

3・3 表面き裂観察結果

Fig. 9 に $\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$ の室温および 823K における Push-pull と Circle の破損試験後の試験片表面のき裂観察結果、Fig. 10 には室温における中断試験後の Push-pull と Circle の試験片表面のき裂および微視組織観察結

Fig. 7 Variation of stress ratio vs life ratio ($\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$). Fig. 8 Hysteresis loop at $1/2N_f$ ($\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$).

Fig. 9 Surface crack on fatigued specimen ($\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$).

果を示す。なお、微視組織観察についての考察は次節で述べる。室温では、Push-pull の試験の寿命比 0.1 ~ 0.5 で微小き裂および主き裂は観察されなかった。破損寿命では試験片軸方向に垂直な方向に主き裂が発生し、その近傍で微小き裂も確認された。Circle の試験では、寿命比が 0.1 および 0.3 では微小き裂は観察されなかったが、寿命比が 0.3 については表面の凹凸が目立った。寿命比が 0.5 ではさらに凹凸が顕著となるが、明瞭な微小き裂は観察されなかった。破損寿命では微小き裂が観察され、その数は Push-pull に比べてかなり多く、その方向も様々

であった。これらの改良 9Cr-1Mo 鋼の挙動は、炭素鋼 (SVG401 鋼) でも同様の傾向が報告されており、²⁰⁾両材料間で繰返しに伴う変形挙動の違いはあるものの、結晶構造が BCC の材料に共通しているようである。

823K の破損寿命での観察結果は室温のそれと同様の傾向となった。すなわち、Push-pull の試験では試験片軸と垂直な方向にき裂長さが比較的大きいき裂が、Circle の試験では様々な方向に微小き裂が多数観察された。

Circle 負荷では、応力とひずみの主軸方向が 1 サイクルで連続的に回転することから、Push-pull の試験と比べて活動するすべり系の数が多くなり、その結果様々な方向にき裂が発生したと考えられる。き裂の発生は、室温の中断試験結果から Push-pull と Circle の両試験ともに寿命比が 0.5 以降の繰返し数であったが、Circle での凹凸の発生は、繰返し数の極初期から確認することができ、繰返し数の増加に伴い凹凸の程度が進行した。823K の Circle の試験では試験片表面の酸化の程度が他の試験に比べて顕著であったが、これは凹凸による表面積の増加に起因している可能性がある。

3・4 微視組織観察結果

室温における中断試験後の試験片の TEM による微視組織観察結果 (Fig. 10) においては、Push-pull の試験では寿命比 $N/N_f = 0.3$ でマルテンサイト特有のラス構造の中に粒界付近で束状になって絡みつく転位が確認でき、亜粒界を形成し始めている様子が見られる。 $N/N_f = 0.5$ では亜粒界はほぼ形成されたものとなり、粒内における転位はほとんど確認できなくなり、 $N/N_f = 1$ へと移行す

Fig. 10 TEM and surface crack observations at each life ratio in interruption test (Room temp., $\Delta\epsilon_{eq} = 0.7\%$).

る。Circle の試験では、 $N/N_f = 0.1$ の段階で粒界付近に転位が堆積しはじめて、 $N/N_f = 0.2$ ではラダー構造をした結晶粒内に亜粒界を形成している様子が確認できる。 $N/N_f = 0.3$ および 1 では粒内に転位を確認することはできない。すなわち、比例負荷および非比例負荷において、両負荷とも疲労初期の段階で転位は粒界に堆積し、結晶粒内に亜粒界を形成する傾向が見られた。

Fig. 11 に室温の亜粒界の平均粒径 ($\bar{d}$) と寿命比 (N/N_f) との関係を示す。亜粒界の平均粒径は、サーマル電界放出形走査電子顕微鏡 (JEOL 製, JSM-7001F) にセットした試料を電子線後方散乱回折 (EBSD) 法を用いて計測した (倍率 5k 倍, スキャン領域 $10\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$)。なお、亜粒界の判断条件として、他の粒界や境界の検出を避けるため Grain Dilation 法により結晶方位差が 5° 以上であるピクセルが 2 つ以上連続していることとした。²¹⁾ $N/N_f = 0.3$ までに Circle の亜粒界の平均粒径は Push-pull のそれに比べて急激に増加し、繰返しに伴う転位の再配列の加速したものと考えられる。また、亜粒界の平均粒径の増加が繰返し軟化の加速につながり、Fig. 7 で示したように Circle の試験での繰返し初期の軟化の程度が大きくなった。なお、 $N/N_f = 0.8$ 以降の Push-pull と Circle での $\bar{d}$ の逆転現象は、Circle の試験では Push-pull の試験と比べてき裂の数が圧倒的に大きく、Circle では繰返し変位のほとんどをき裂の開口が担っていることによる $\bar{d}$ の増加が減少したことによるものと考えられる。

以上の結果から、非比例負荷による寿命の低下は様々な方向の微小き裂の発生と数の増加に起因しているものと考えられる。また、非比例負荷による繰返し軟化の速度や度合いの増加は、微小き裂が発生する前の繰返し数で顕著であったことから、微小き裂の発生には起因しないものと考えられる。

4 結 言

(1) 改良 9Cr-1Mo 鋼において、室温および 823K での破損寿命は、非比例負荷で著しく低下したが、非比例負荷による追硬化はなかった。

(2) 静引張試験の結果から式 (3) の簡易推定法で求めた α を用いて式 (2) の非比例ひずみ範囲で破損寿命をう

Fig. 11 Averaged cell size vs life ratio.

まく評価できた。また、そのときの非比例負荷による寿命の低下の材料依存性パラメータの α 値は、 $\alpha = 0.5$ であった。

(3) 非比例負荷による寿命の低下は、様々な方向の微小き裂の発生とその数の増加が原因であると考えられる。

(4) 非比例負荷による繰返し軟化速度の増加および度合いの増加は、亜粒界の粗大化に起因した。

本研究は、特別会計に関する法律 (エネルギー対策特別会計) に基づく文部科学省からの受託事業として、福井大学が実施した平成 22 ~ 23 年度「「もんじゅ」における高速増殖炉の実用化のための中核的研究開発」の成果を含みます。

参 考 文 献

- 1) K. Aoto, "Structural materials development for sodium cooled fast reactor", *Materia Japan*, Vol.47, No.9, pp.459-463 (2008).
- 2) A. Nitta, T. Ogata and K. Kuwabara, "The effect of axial-torsional straining phase on elevated-temperature biaxial low-cycle fatigue life in SUS304 stainless steel", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.36, No.403, pp.376-382 (1987).
- 3) S. H. Doong, D. F. Socie and I. M. Robertson, "Dislocation substructure and nonproportional hardening", *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.112, No.4, pp.456-464 (1990).
- 4) S. H. Doong and D. F. Socie, "Constitutive modeling of metals under non-proportional cyclic loading", *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.113, No.1, pp.23-30 (1991).
- 5) T. Itoh, M. Sakane, M. Ohnami and K. Ameyama, "Effect of stacking fault energy on cyclic constitutive relation under non-proportional loading", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.41, No.468, pp.1361-1367 (1992).
- 6) C. H. Wang and M. W. Brown, "A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.16, No.12, pp.1285-1298 (1993).
- 7) T. Itoh, M. Sakane, M. Ohnami and D. F. Socie, "Non-proportional low cycle fatigue criterion for type 304 stainless steel", *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.117, No.7, pp.285-292 (1995).
- 8) T. Itoh, M. Sakane, M. Ohnami and D. F. Socie, "Nonproportional low cycle fatigue criterion for type 304 stainless steel", *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.117, No.7, pp.285-292 (1995).
- 9) T. Itoh, T. Nakata, M. Sakane and M. Ohnami, "Nonproportional low cycle fatigue of 6061 aluminum

- alloy under 14 strain paths”, European Structural Integrity Society, Vol.25, pp.41-54 (1999).
- 10) A. Carpinter, R. Brighenti, E. Macha and A. Spagnoli, “Expected principal stress directions under multiaxial random loading. Part II: numerical simulation and experimental assessment through the weight function method”, International Journal of Fatigue, Vol.21, No.1, pp.89-96 (1999).
 - 11) D. F. Socie and G. B. Marquis, “Multiaxial Fatigue”, Society of Automotive Engineers International, pp.129-339 (2000).
 - 12) L. Reis, B. Li and M. de Freitas, “Crack initiation and growth path under multiaxial fatigue loading in structural steels”, International Journal of Fatigue, Vol.31, No.11-12, pp.1660-1668 (2009).
 - 13) K. Tokimasa, S. Sagara and D. Fujinaka, “Effect of nonproportional loading on creep-fatigue life of SUS304 steel subjected to CC-type combined push-pull loading and cyclic torsion at 973K in air”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58, No.2, pp.143-148 (2009).
 - 14) T. Itoh and T. Yang, “Material dependence of multiaxial low cycle fatigue lives under non-proportional loading”, International Journal of Fatigue, Vol.33, No.8, pp.1025-1031 (2011).
 - 15) E. Tanaka and M. Mizuno, “Inelastic behavior of modified 9Cr-1Mo steel under basic loading conditions at elevated temperature and evaluation of two unified constitutive models”, The Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.59, No.565, pp.180-187 (1993).
 - 16) T. Kim, S. Zhang and M. Sakane, “Multiaxial low cycle fatigue life of mod.9Cr-1Mo steel circumferential notched specimen under nonproportional loading”, The Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.76, No.768, pp.51-59 (2010).
 - 17) S. S. Manson, “Fatigue : a complex subject : some simple approximations”, Experimental Mechanics, Vol.5, pp.193-226 (1965).
 - 18) S. Kato, T. Furukawa and E. Yoshida, “Material Test Data of Mod.9Cr-1Mo Steel (1)”, JAEA-Data/Code, Japan Atomic Energy Agency, pp.13-39 (2009).
 - 19) S. Nishino, K. Shiozawa, A. Kojima, S. Seo and Y. Yamamoto, “Influence of thermal aging and notch on low-cycle fatigue strength of forged mod.9Cr-1Mo steel at elevated temperature”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.48, No.6, pp.610-615 (1999).
 - 20) T. Itoh, K. Murashima and T. Hirai, “Material dependence of multiaxial low cycle fatigue properties under non-proportional loading”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.56, No.2, pp.157-163 (2007).
 - 21) S. Write and M. Nowell, “EBSD image quality mapping”, Microscopy and Microanalysis, Vol.12, No.1, pp.72-78 (2006).