析出強化型鍛造 Ni 基合金のクリープ損傷後の硬さ分布に及ぼす組織および変形の影響†

生沼 駿* 高久 歴** 中谷 祐二郎*
竹山 雅夫***

Effect of Microstructure and Deformation on Hardness Distribution of Wrought Precipitation Strengthened Ni-Based Alloy after Creep Damage

by

Shun OINUMA*, Reki TAKAKU**, Yujiro NAKATANI* and
Masao TAKEYAMA***

To establish the creep life assessment method for wrought precipitation strengthened Ni-based alloys, the factors which influence the hardness after creep damage were studied. Hardness measurements and microstructure quantification were done for crept specimen of γ' -Ni₃Al precipitation strengthened alloy, *TOSIX-2*. Hardness increased with EBSD KAM and GAM value of measured location, suggesting the hardening by creep induced strains. Grain boundary and twin boundary were found to suppress the plastic deformation by hardness indent. Grains oriented $\langle 001 \rangle$ to the stress axis showed high hardness, while grains oriented $\langle 101 \rangle$ showed relatively low. This indicated the possible existence of orientation dependence of strain hardening, which might be explained by the number of slip systems likely to operate and the interactions of dislocation movement. The hardness seemed to be influenced by the γ' phase precipitation strengthening, plastic deformation resistance by grain boundary and strain hardening for each grain orientations.

Key words:

A-USC, Superalloy, Creep damage, Hardness, Dislocation density, Strain hardening

1 緒 言

700℃級先進超々臨界圧火力発電 (A-USC) は、現行の 600℃級火力発電よりも発電効率がよく、CO₂ 排出量の削減に貢献する技術として、国内外で開発が進められている¹⁾⁵⁾。A-USC 蒸気タービン部品は、従来から使用されている高 Cr フェライト系耐熱鋼の耐用温度を超える 700℃において優れた高温クリープ強度が求められるため、 γ' -Ni₃(Al,Ti) 相を主たる析出強化相とする Ni 基合金が適している。特にタービンロータ用の大型鍛造品では、優れた熱間鍛造性、溶接性および疲労強度も同時に要求されるため、それらを満足する *TOSIX-2*, *LTES700R*, *FENIX700* などの合金が国内で新たに開発されている¹⁾⁴⁾⁶⁾。

析出強化型鍛造 Ni 基合金の開発課題に、長時間運転後のクリープ損傷評価法の構築がある⁷⁾。特にタービンロータは、非破壊で評価する手法が必要であり、高 Cr フェライト系耐熱鋼製のロータの場合、硬さ法が広く適用されている⁸⁾¹⁰⁾。一方、Ni 基合金は *Alloy 617*, *HR6W*, *Alloy 740H*, *TOSIX-2* 合金などのボイラおよびタービン用材料に関してクリープ損傷後の硬さ変化が評価されており、いずれもクリープ変形に伴い硬化することが報告されている⁷⁾¹¹⁾¹³⁾。

硬さ法は有効なクリープ寿命評価法の一つであるが、測定値がばらつき、寿命推定が困難な場合が多く、実用上の課題となっている。硬さがばらつく原因は、初期もしくは劣化後の結晶粒や析出物などの組織起因の不均一性、またはクリープひずみや、硬さ測定時の塑性ひずみなどの変形起因の不均一性の両面が考えられる。特に析出強化型 Ni 基合金のようなオーステナイト組織を有する材料は、混粒組織、析出物分布、粒界へのクリープ変形の集中など、不均一な組織および変形の分布を有しているといえる。

硬さ測定値のばらつきを小さくするためには、ブリネル硬さなどの圧痕が大きく、組織や変形の影響が比較的小さい測定法を選定することが有効であるが、作業上の制約も多く現実的ではない。よって、ばらつきをなくすことよりも、硬さに影響する因子を明らかにし、クリープ寿命を評価するための適切な解釈を行うことが重要となる。

以上の背景から、本研究では析出強化型鍛造 Ni 基合金の硬さ法によるクリープ寿命評価法の確立を目指し、微小領域における組織、クリープ変形および塑性変形と硬さとの相関性を評価することによって、クリープ損傷後の硬さを決定する影響因子を明確化することとした。

† 原稿受理 令和2年4月9日 Received Apr.9, 2020 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 東芝エネルギーシステムズ(株) エネルギーシステム技術開発センター 〒230-0045 横浜市鶴見区
Energy Systems R&D Center, Toshiba Energy Systems & Solutions Corporation, Tsurumi-ku, Yokohama 230-0045.

** 東芝エネルギーシステムズ(株) エネルギーシステム技術開発センター 〒230-0045 横浜市鶴見区
Energy Systems R&D Center, Toshiba Energy Systems & Solutions Corporation, Tsurumi-ku, Yokohama 230-0045.

*** 東京工業大学物質理工学院 〒152-8550 東京都目黒区大岡山
School of Materials and Chemical Technology, Tokyo Institute of Technology, Meguro-ku, Tokyo 152-8550.

2 実験方法

2・1 供試合金

対象合金は, Alloy 617 合金をベースに Al, Ti, Ta および Nb を添加し, γ' 相を粒内析出させて高強度化したロータ用鍛造 Ni 基合金 TOSIX-2 である¹⁴⁾. Table 1 に公称化学成分を示す. 供試材は, 熱間鍛造により直径 1100mm, 全長 2400mm のロータ形状に成形した, 製品重量 14ton のロータ素材である. クリープ試験用の試験片は, 本素材の中心部から, 引張応力軸が接線方向となるように採取した. 熱処理は, 1100°Cでの溶体化処理, 粒界炭化物を析出させる 1025°Cでの中間熱処理を実施後, γ' 相を析出させる 800°Cと 750°Cでの 2 段階時効処理を実施した. Fig.1 に TOSIX-2 の熱処理後の組織を示す. 組織は粗粒と細粒が混在した混粒組織を示し, 細粒部には未固溶の炭化物が存在する. 細粒部は, この炭化物が鍛造時の再結晶による粒成長を妨げたことにより形成したと考えられる¹⁵⁾. なお, 粒内には直径数 10nm の γ' 相が析出している.

2・2 クリープ破断試験

クリープ破断試験には, 直径 6mm, 標点間距離 30mm の JIS14 号試験片を使用した. 試験は 750°C, 145MPa にて実施し, 30,309h にて破断した試験片を用いて以降に示す方位解析および硬さ測定を実施した.

Table 1 Nominal composition of studied alloy (mass %).

	Ni	C	Cr	Mo	Co	Al	Ti	Ta	Nb
UNS N06617 "Alloy 617"	Bal.	0.1	22	9	12.5	1.1	0.3		
"TOSIX-2"	Bal.	0.05	18	9	12.5	1.25	1.35	0.1	0.3

Fig. 1 Microstructure of as heat treated TOSIX-2; (a) optical micrograph and (b,c) FE-SEM secondary electron image.

2・3 硬さ測定

試験片のねじ部および平行部の 2 箇所について, 微小領域の硬さと組織, 変形分布を評価するため, EBSD 結晶方位解析と硬さ測定を行った. その方法を Fig. 2 に示す. まず, 1mm×1mm の領域について EBSD 解析を行い, 同領域について升目状にマイクロビッカース硬さを測定した. ここでの測定荷重は 20gf, 保持時間は 10sec, 圧痕間隔は 100μm とした. 硬さ測定後, 同領域について再度 EBSD 解析を実施した. 1 度目の解析によって, 全座標における結晶方位, KAM 値, GAM 値および粒径を算出した. さらに 2 度目の解析によって硬さを測定した箇所の座標を特定し, 1 度目の解析情報から, 硬さ測定位置の上記組織情報を得た. EBSD 測定はステップサイズ 2 μm で行い, 結晶方位解析における粒界定義は 15° 以上とした.

なお, KAM 値は硬さ測定領域相当の代表値とするため, 第 5 近接点までの平均方位差として計算した.

Fig. 2 Microstructure and hardness characterization method; (a) Procedure of EBSD and hardness measurement and (b) Size relation between step size and average hardness indent size.

3 実験結果

3・1 クリープ損傷形態

Fig. 3 に, 750°C/145MPa, 破断時間 30,309h のクリープ破断試験片の断面組織と, 破断部近傍の光学顕微鏡組織および EBSD-KAM マップを示す. 破断部近傍では, 試験片表面から粒界に沿って内部に数 100μm 程度進展したクラックが認められた. 試験片内部には直径数 10μm からなるボイドが多数存在し, その多くは細粒域の粒界を起点として発生していた. また, KAM 値は結晶粒内のすべり変形した領域, または結晶粒界近傍において比較的高く, 当該部分がクリープ変形したことが推察される. 以上の観察結果から, 本材料は粒界および粒内にてクリープ変形し, 細粒域の粒界に優先的にクリープボイドが発生し, 徐々に連結して破断に至ったものと考えられる.

Fig.4 に, クリープ破断試験片のねじ部および破断部近傍において観察した, 引張方向基準の EBSD IPF マップおよび IPF を示す. ねじ部はクリープ後もランダムな方位を向いた混粒組織を呈していた. 一方, 破断部近傍では引張方向に伸長した粒が認められ, さらに<101>方位の粒が減少した. MacKay ら¹⁶⁾ は, 異なる方位を持つ単結晶 Ni 基超合金のクリープに伴う方位変化を調べ, 標準ステレオ三角形における[011]方位付近の粒は, 2 次クリープにおいて(111)[$\bar{1}$ 01]のすべり系が働くことによって, [$\bar{1}$ 01]の方向へ回転することを明らかにしている. 多結晶である本合金においても同様な方位回転が生じたため, 破断部近傍では<101>方位の粒が減少したと考えられる.

3・2 微小領域の硬さ分布とクリープ変形

Fig. 5 にねじ部, 平行部のつばから 2mm および 10mm の位置の, 1mm×1mm 視野にて測定した EBSD-KAM マップおよび GAM マップを示す. 全体の傾向として, ねじ部において KAM 値, GAM 値は低いが, 平行部において

Fig. 3 Microstructure of ruptured specimen crept at 750°C/145MPa (a) cross section, (b) OM and (c) EBSD-KAM map.

Fig. 4 EBSD IPF map and IPF viewed from stress axis direction of creep specimen; (a,b) grip, (c,d) vicinity of the rupture surface.

はそれぞれ増加した。さらに、平行部の2mmおよび10mm位置においては、KAM値およびGAM値が細粒域にて比較的高く、粗粒域の粒内にて低い傾向が認められた。

Fig. 6にねじ部、平行部のつばから2mmおよび10mmの位置の各計測点のKAM値およびGAM値と硬さの関係を示す。平行部の硬さはねじ部よりも高く、KAM値およびGAM値と正の相関が認められた。平行部の各計測点におけるKAM値の増加は、局所的なクリープひずみの増加によるものと考えられる。また、GAM値の増加は結晶粒単位で平均化したクリープひずみに相当し、計測点が属する粒のクリープひずみの増加によるものと考えられる。したがって、KAM値およびGAM値の増加に伴う硬化は、クリープ変形による加工硬化であると推察される。

Fig. 7にねじ部、平行部のつばから2mmの位置、および10mmの位置の全計測点の硬さと結晶粒面積の関係を

示す。硬さは、各位置とも細粒に押下されたものほど高い値を示す。これは、細粒域にてクリープ変形が比較的顕著に進行し、導入された転位によって加工硬化したことが考えられる。細粒域でクリープ変形抵抗が低いことは、寺田らもコアマントルモデルを用いて説明している¹⁷⁾。

Fig. 5 EBSD KAM (a,c,e) and GAM map (b,d,f) of crept specimen; (a,b) grip portion, (c,d) 2mm and (e,f) 10mm from gauge.

4 考 察

4・1 硬さおよび塑性変形に及ぼす結晶粒界の影響

微小領域における硬さと方位変化の関係から、クリープに伴う局所的な加工硬化の分布が存在していることが示唆された。しかし、Fig. 6において同じKAM値やGAM値における硬さの値はばらついており、加工硬化の分布のみでは、硬さ変化を説明できていないとは言えない。また、クリープ変形を受けていないねじ部においても硬さのばらつきが認められることから、クリープ変形に関係のない組織因子が影響していることが示唆される。

Fig. 8に、ねじ部の硬さ測定後のKAMマップの一例を示す。ねじ部にて比較的硬さが低かった点は、(a)のように粒内に押下された点であり、圧痕の周囲には均一に広がる塑性変形領域が認められた。一方、比較的硬さが高かった点は、(b)のように結晶粒界近傍に押下された点であり、塑性変形は粒界を超えることなく同一粒内のみにとどまっていた。この結果から、圧子の押下による塑性変形に対して、粒界は障壁として働くと考えられる。

Fig. 9にねじ部、平行部のつばから2mmの位置、および10mmの位置の全計測点の硬さと、計測点から最も近い粒界もしくは双晶境界との距離 L との相関を示す。なお、距離 L は切断面にて確認される粒界や双晶境界との

Fig. 6 Relation between hardness and (a) KAM, (b) GAM value.

Fig. 7 Relationship between grain size in area and hardness.

距離であり、3次元的には必ずしも最近接距離を測定できているとは言えないことに留意する。硬さは、つば部と平行部いずれにおいても、粒界もしくは双晶境界に近い位置にて押下された場合は高く、十分に距離が離れた粒内では一定の値を示す傾向が認められた。この結果から、結晶粒界や双晶境界は、クリープ損傷の有無に依らず圧子押下による塑性変形の障壁として働くものと考えられる。

細粒域に押下された点は結晶粒界との距離 L が小さい点であり、細粒域において硬さが高かったもう一つの理由として結晶粒界による変形抵抗の影響が考えられる。一方、結晶粒界や双晶境界から十分離れた粒内は、ねじ部よりも平行部、さらに破断部に近いほど硬化していた。この硬化は、結晶粒界の変形抵抗の影響がないため、粒内のクリープ変形に伴う加工硬化分であると考えられる。

4・2 硬さとクリープ変形に及ぼす結晶方位の影響

結晶粒界などから十分離れた粒内は、クリープ変形に伴う加工硬化が生じたと考えられるが、硬さ測定値のばらつきが大きい。これは、クリープ変形に分布が存在することを示唆している。クリープ試験片の結晶方位解析から、本合金はクリープに伴い結晶方位が回転していくことが示されたが、これは結晶方位ごとにクリープ変形挙動が異なることを意味している。すなわち、クリープ変形および硬さは結晶方位ごとに異なることが予想される。

Fig.10 に、ねじ部、平行部のつばから 2mm の位置、お

Fig. 8 EBSD-KAM map on grip of the crept specimen. Indent was located at (a) grain interior and (b) vicinity of grain boundary.

Fig. 9 Relation between hardness and distance from nearest grain boundary or twin boundary of measured indents.

よび 10mm の位置の視野について、引張方向から見た場合の $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ および $\langle 111 \rangle$ 近傍の結晶粒をそれぞれ抽出し、抽出された粒に押下した硬さの値の箱ひげ図を示す。なお、図中のバーの上限および下限はそれぞれの硬さの最大および最小値、箱の境界線が第 1～第 3 四分位数を示す。ここで、各抽出領域は各方位からのずれ角度 15° 以内の方位を示す領域と設定した。また、前節において明らかにした結晶粒界による変形抵抗の影響を除外するため、粒界または双晶境界から $20\mu\text{m}$ 以上離れた粒内の計測点に限定して抽出した。抽出の結果、ねじ部の硬さに関しては明確な結晶方位依存性が認められなかった。一方で、平行部の硬さは $\langle 001 \rangle$ 近傍の粒において最も高く、 $\langle 101 \rangle$ 近傍の粒において比較的低い傾向を示した。

クリープ変形を受けた平行部の硬さに結晶方位依存性が見られた理由について、Fig. 11 に示す通り、方位ごとのクリープ変形機構に基づき考察する。引張方向から見た主要な 3 つの結晶方位の内、 $\langle 101 \rangle$ 方位の粒は先述した通り単一のすべり系が主として働くことにより、変形しながら方位回転する。この場合、クリープにより導入される可動転位は、単一のすべり面のみを運動し、やがて粒界に堆積するのみであり、粒内における転位の停滞は起こらない。この場合、転位運動の障壁となる主要要素は、粒内に微細析出している γ' 相のみとなる。一方、 $\langle 001 \rangle$ 方位を有する粒では 8 つの等価なすべり系が、 $\langle 111 \rangle$ 方位を有する粒では 6 つの等価なすべり系が働く。すなわち、 $\langle 001 \rangle$ 方位と $\langle 111 \rangle$ 方位の粒では、転位運動の障壁として γ' 相のほかに転位相互作用および交差すべりが加わる。よって、 $\langle 001 \rangle$ や $\langle 111 \rangle$ 方位の粒は、 $\langle 101 \rangle$ 方位の粒に比べて転位が粒内に停滞し、加工硬化すると考えられる。

Fig. 10 Box plot analysis of hardness distinguished by grain orientations viewed from RD(creep stress axis) direction.

Fig. 11 Schematic diagram of difference in hardness induced plastic strain and creep induced dislocation distribution with crystal orientations; (a) grains oriented [011] to the stress axis and (b) <001> or <111> to the stress axis.

Ni 基超合金における加工硬化の結晶方位依存性は、算ら¹⁸⁾や Svetlov ら¹⁹⁾が異なる方位を有する単結晶超合金を用いた室温および高温での引張試験により実験的に明らかにしている。その結果によれば、室温や 700℃における応力ひずみ線図において、<001>や<111>方位の粒は降伏後に加工硬化を示し、<101>方位の粒は降伏後に加工硬化を示さず、容易すべりを生じている。これらは、本研究で得られた硬さの方位依存性と良く一致し、加工硬化の方位依存性が生じたことを裏付けるものと考えられる。

4・3 クリープ損傷後の析出強化型鍛造 Ni 基合金の硬さに影響する因子

Fig. 12 に、クリープ損傷を受けた析出強化型 Ni 基合金の硬さに及ぼす影響因子を纏める。材料の初期硬さ HV_0 に影響する因子としては、固溶強化などの微小な効果を除けば、 γ' 相による析出強化と粒界における転位堆積による塑性変形抵抗の 2 つの因子が挙げられる。クリープ損傷後、析出強化能は γ' 相が粗大化することにより低下し、軟化に寄与すると考えられる⁷⁾。一方、粒界における塑性変形抵抗は、クリープ損傷後も維持される。さらにク

リープ損傷後はクリープ変形による加工硬化が生じるが、その程度は<001>方位と<111>方位の粒において比較的大きく、<101>方位の粒において小さい。すなわち、析出強化型 Ni 基合金のクリープ損傷後の硬さは、粒界による塑性変形抵抗と、クリープ変形による加工硬化の影響により、不均一に分布するものであると推察される。各因子の影響度を定量的に比較することは困難だが、粒界における変形抵抗は、Fig. 9 における結果において結晶粒界近傍と十分に離れた粒内の硬さの差である約 60HV に相当し、クリープ変形による加工硬化は、ねじ部と 10mm 位置の粒内硬さの差である約 30HV に相当すると考えると、粒界の変形抵抗の影響が比較的大きいものと推察される。

硬さ法による寿命推定を行う際には、硬さに及ぼす影響因子を理解し、ばらつきを低減する対策を実施すること、またはばらつきを正しく解釈することが重要である。例えば、Fig. 13 に、本研究にて実施した硬さ測定結果の確率分布を、距離 L が小さいデータ群と大きいデータ群に分けて示す。粒界や双晶境界近傍に押下された硬さと、十分離れた粒内の硬さは、塑性変形抵抗の影響差により乖離している。この場合、粒界における塑性変形抵抗の影響が小さくなるように、荷重や圧痕サイズを大きくするなどの対策が必要と判断される。または、対策を施しても乖離する場合は、平均値の差を求め補正するなどの、より厳密な統計的手段を検討する必要があると考えられる。

Fig. 12 Schematic diagram of change in factors influencing hardness with creep damage.

Fig. 13 Frequency distributions of hardness distinguished by distance from nearest grain boundary or twin boundary.

5 結 言

本研究では、析出強化型鍛造 Ni 基合金に対してクリープ損傷材の硬さに影響する組織および変形の影響を系統的に評価し、以下の影響因子を明らかにした。

- (1) 析出強化型鍛造 Ni 基合金のクリープ損傷後の硬さは、 γ' 相による析出強化能の変化、結晶粒界や双晶境界に起因する硬さ測定時の塑性変形に対する抵抗、硬さ測定時の加工硬化、およびクリープ変形によって生じる加工硬化により決定されるものと考えられる。
- (2) クリープ損傷材は引張応力軸からみて<001>方位の粒において最も硬化し、<101>方位の粒において比較的硬化しなかった。これはクリープ変形に起因する加工硬化の結晶方位依存性によるものと推察される。
- (3) 硬さ法による寿命推定を行う際には、硬さ分布に与える組織や変形の影響を評価し、測定方法の最適化や統計的解釈を検討することが有効であると考えられる。

本論文に掲載した商品名称は、それぞれ各社が商標として使用している場合があります。

本研究は経済産業省補助事業および、国立研究開発法人新エネルギー産業技術総合開発機構の助成事業の結果得られたものです。ここに特記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) D. Gianfrancesco, "Materials for ultra-supercritical and advanced ultra-supercritical power plants", Woodhead Publishing, Duxford, pp.641 (2017).
- 2) "World energy outlook 2016", International Energy Agency, Paris, pp. 31-55 (2016).
- 3) R. Romanosky, V. Cedro, III, R. Purgert, J. N. Phillips, H. Hack, P. Weitzel, J. Pschirer and J. Claeys, "United States advanced ultra-supercritical component test facility with 760 °C superheater and steam turbine", Proc. 8th Int. Conf. of Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (EPRI 2016), ed. by J. Parker et al., ASM International, Ohio, pp.1-11 (2016).
- 4) M. Fukuda, T. Yoshida, A. Iseda, H. Semba, E. Saito, M. Kitamura, T. Dohi, H. Aoki, K. Muroki, H. Fukutomi, K. Sato, K. Takahashi, N. Saito, Y. Hirakawa, T. Nishii, T. Takahashi, T. Takano, Y. Matsubara and Y. Yagi, "700°C A-USC technology development in Japan", Proceedings of 8th International Conference of Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (EPRI 2016), ed. by J. Parker et al., ASM International, Ohio, pp.12-23 (2016).
- 5) Z. Liu, "Status of the power industry in China and overall progress for A-USC technology", Proceedings of 8th International Conference of Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (EPRI 2016), ed. by J. Parker et al., ASM International, Ohio, p.24-34 (2016).
- 6) F. Abe, "Research and development of heat-resistant materials for advanced USC power plants with steam temperatures of 700°C and above", Engineering, Vol.1, Issue 2, pp.211-224 (2015).
- 7) S. Oinuma, R. Takaku, Y. Nakatani and M. Takeyama, "Creep degradation mechanism and creep damage assessment based on hardness method of precipitation strengthened wrought Ni-based superalloy", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.68, No.9, pp.673-679 (2019).
- 8) K. Sawada, K. Maruyama, R. Komine and Y. Nagae, "Microstructural changes during creep and life assessment of Mod.9Cr-1Mo steel", Tetsu-to-Hagané, Vol.83, No.7, pp.466-471 (1997).
- 9) Y. Kadoya, Y. Hirakawa, H. Yoshida and K. Miyajima, "Creep life evaluation based on hardness method of high-Cr ferritic steels", Tetsu-to-Hagané, Vol.92, No.2, pp.97-104 (2006).
- 10) M. Kitagawa, "Assessment techniques of the degradation of high temperature plant materials", Journal of the Japan Welding Society, Vol.59, No.3, pp.190-198 (1990).
- 11) F. Masuyama, K. Ishiyama and T. Yamaguchi, "Creep degradation assessment of Ni-based alloys by hardness method", Proceedings of 8th International Conference of Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants (EPRI 2016), ed. by J. Parker et al., ASM International, Ohio, pp.137-148 (2016).
- 12) F. Masuyama, K. Ishiyama and T. Yamaguchi, "Life assessment and diagnose by hardness response to creep degradation of Alloy 617 and HR6W", Proceedings of 42nd MPA Seminar, Stuttgart, Germany, (2016).
- 13) S. Zhang and Y. Takahashi, "Evaluation of creep deformation and rupture behaviors of Alloy 740H and Alloy 617", Materials Science Research Laboratory Report No.Q14011, CRIEPI, Tokyo, pp.1-18 (2015).
- 14) S. Miyashita, K. Nemoto, S. Oinuma, R. Takaku, K. Imai and T. Suga, "Development and evaluation of Ni-based superalloys for large-scale components of A-USC steam turbine", Proceedings of International Gas Turbine Congress, Gas Turbine Society of Japan, Tokyo, pp.46-51 (2015).
- 15) C. Zener as quoted by C.S. Smith, "Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructure," Transactions of AIME, 175, pp.15-51 (1948).
- 16) R. A. MacKay and R. D. Maier, "The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals", Metallurgical Transaction A, Vol.13A, pp.1747-1754 (1982).
- 17) Y. Terada, Tokyo Institute of Technology, Ph.D.thesis (1993).
- 18) K. Kakehi, "Influence of crystallographic orientation and stress waveform on fatigue strength of single crystals of a Ni-based superalloy", Journal of Japan Institute of Metals, Vol.62, No.7, pp.653-661 (1998).
- 19) I.L. Svetlov, N.V. Petrushin, D.V. Shchegolev and K.K.Khvatskiy, "Anisotropy of mechanical properties of single crystals in fourth generation Ni-based superalloy", Proceedings of 9th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering 2010, ed. by J. Lecomte-Beckers, Q. Contrepois, T. Beck and B. Kuhn, Belgium, pp.660-667 (2010).