② 火力発電対応フェライト鋼の高強度化*

阿 部 富 士 雄**

Improvement of Creep Strength of Ferritic Steels for Coal-fired Power Plants*

by ABE Fujio**

キーワード：フェライト鋼，クリープ強度，焼戻マルテンサイト組織，粒界，炭窒化合物，金属間化合物

1. はじめに

物質・材料研究機構では1997年より、高効率石炭火力発電として期待の大きい650℃、350気圧の超々臨界圧火力発電プラントの実現に向け、ボイラ系大径厚肉鋼管（厚肉パイプ）の主蒸気管や管寄せに長時間使用されるフェライト系耐熱鋼（以下では、フェライト鋼と記す）を開発するための基礎的研究を、超鉄鋼材料研究プロジェクトの一環として行っている¹⁾。石炭を燃料とする火力発電プラントの蒸気温度は現在600℃以下であるが、650℃に温度を上昇させると、発電効率が格段に向上し化石燃料の石炭が節約でき二酸化炭素の排出も大幅に抑制できるなど、地球環境保全へ大きく貢献できる。欧州でも650℃級超々臨界圧発電用耐熱鋼の開発プロジェクトが1998年から十数カ国が参加して大規模に展開され、米国、ロシア、韓国でも類似のプロジェクトが本年から開始されるなど、650℃級フェライト鋼の開発が世界的なブームになっている。

超鉄鋼プロジェクトで我々は、素材のクリープ強度向上を中心に、耐酸化性、溶接継手特性、疲労強度などを検討してきた²⁾。本稿ではフェライト鋼のクリープ強度向上について述べるが、耐熱鋼開発の歴史や強化機構に関する優れた総合解説^{3,4)}が報告されているので、以下では最近我々が特に注目している「結晶粒界近傍組織の長時間安定化による長時間クリープ強度向上」や「クリー

プ速度曲線に基づくクリープ変形挙動解析」に沿って超鉄鋼プロジェクトの成果を中心に述べる。

2. クリープ速度曲線および寿命を支配する因子

図1に、耐熱鋼を一定温度、一定荷重の下でクリープ試験したときのクリープ曲線、単位時間当たりのクリープひずみを表すクリープ速度を時間に対して示したクリープ速度—時間曲線、ひずみに対して示したクリープ速度—ひずみ曲線を模式的に示す。クリープ速度曲線は、クリープ速度が時間とともに減少する遷移域、最小クリープ速度を経た後クリープ速度が時間とともに増大

図1 (a)クリープ曲線、(b)クリープ速度—時間曲線、(c)クリープ速度—ひずみ曲線の模式図。

*原稿受付 平成13年8月30日

** (独)物質・材料研究機構 National Institute for Materials Science

する加速域から成る。焼きならし焼戻の熱処理を施した高Crフェライト鋼は、細長いラスの集合から成り転位密度が高い焼戻マルテンサイト組織を示すが、クリープ変形中に転位密度は減少の一途をたどり、硬化は認められず軟化のみ進行する。遷移域は、元々材料中に含まれているかあるいはクリープ試験開始時の負荷によって導入された過剰転位のうち動き易いものから移動・消滅し、同時に新たなラス組織あるいはサブグレイン組織が形成される過程と考えられる⁵⁾。加速域は、析出物の凝集粗大化およびラスやサブグレインの粗大化といった組織の回復によってクリープ速度が増大する組織弱化の過程と考えられる。クリープ寿命は概ね最小クリープ速度に逆比例する (Monkman-Grant の関係) ので、クリープ寿命を延ばすには最小クリープ速度を如何に低下させるかに注目する必要がある。最小クリープ速度は加速域が開始する時間、言い換えると、遷移域の持続する時間によって決まる場合が多い。クリープ変形中に部分的にでも弱い組織が形成されると、局所的に変形が促進され早期に加速域が開始する。その結果、最小クリープ速度が十分低下せず短時間で破断してしまう。クリープ速度は時々刻々変化していく微細組織の効果を敏感に反映するので、クリープ速度曲線を解析するとクリープ変形挙動や強化機構が的確に理解できる。

3. 長時間クリープ強度の低下をもたらす組織因子

高温プラントは、通常、10万時間クリープ破断強度から計算される許容応力を基に設計されるので、火力発電ボイラ鋼の開発でも長時間クリープ強度の向上が必須である。高Crフェライト鋼において、長時間クリープ強度の低下をもたらす組織因子を以下に列挙する。

- (3-1) 粒界近傍組織の優先回復
- (3-2) 高密度転位の回復による組織回復の促進
- (3-3) クリープ中の新たな析出に伴う組織の不均一化
- (3-4) 粒界に沿ったひずみと損傷の集中による脆化

(3-1) については、焼戻マルテンサイト組織の9Cr-1Mo-VNb鋼 (ASMEのチューブ規格鋼 T 91 あるいは改良9Cr-1Mo鋼と呼ばれる) で報告されている^{6,7)}。図2に示すように、試験時間が 10^4 hを超える低応力長時間試験では、粒内の大部分で熱処理後の微細なラス組織が保たれていても、旧オーステナイト粒界 (以下では、単に粒界と記す) に沿ってラス組織が著しく回復した領域 (右上から左下にかけての白っぽい領域) が生じ、クリープ強度は急速に低下する。粒界近傍での組織の優先回復は、600~650℃で特に顕著である。粒界近傍で優先的に組織回復が進行する原因としては、9Cr-1Mo-VNb鋼の場合、Z相と呼ばれるCr, Nb, Vの複合窒化物が長時間経過後に粒界近傍で優先的に析出し、これに伴いZ

図2 クリープ破断した9Cr-1Mo-VNb鋼の粒界に沿った優先的な組織回復。(600℃, 100 MPa, 34141 h)

相の周囲で析出強化相であるV, Nbの微細なMX (M: 金属元素, X: 炭素あるいは窒素) 炭窒化物が消失することが挙げられる⁸⁾。12Cr鋼についてZ相の結晶構造を同定した結果によると、Z相は正方晶で、格子定数は $a=0.286$ nm, $c=0.739$ nm, 構成元素の濃度比はCr:Nb(V):N=1:1:1である⁹⁾。

(3-2) については、伊勢田ら¹⁰⁾が、750℃および800℃で焼戻した12Cr鋼について、750℃の低温焼戻では転位密度が高く短時間のクリープ強度は高いが長時間側で組織の回復・軟化が顕著に進行するのに対し、800℃の高温焼戻では転位密度が低くクリープ中の急激な組織回復は長時間まで抑制されるので長時間では高いクリープ強度を示すことを報告している。マルテンサイト組織は高い転位密度を有する微細な組織を特徴とするが、高温応力下では過剰な転位はクリープ中に移動・消滅する際に回復・再結晶による弱い組織を局部的に形成する要因となる。従って、焼戻温度を高くして転位密度を出来るだけ低くし、クリープ中の転位の移動・消滅に付随する組織回復を抑制することが重要である。

(3-3) については、クリープ中に $Fe_2(W, Mo)$ ラーベス相, M_6X , Z相, AlNなどの析出が新たに進行すると、焼戻しによって熱的にある程度安定化されたラス組織の $M_{23}C_6$ やMXの分布や転位配列が影響を受け、組織の不均一化をもたらすクリープ強度を低下させる¹¹⁾。

$Fe_2(W, Mo)$ ラーベス相は主として粒界やラス境界に優先析出し、析出初期は微細なため析出強化として働くが¹²⁾、粗大化速度が大きいいため長時間経過後は強化に効かなくなる³⁾。粗大化した Fe_2W 析出物の近傍では、微細な $M_{23}C_6$ が再固溶・消滅する部分も観察される。一方、ラーベス相が析出する材料でも長時間までクリープ強度が急激に低下しないものもあるので、ラーベス相が析出すれば長時間クリープ強度を低下させるとは必ずし

も言えず今後さらに検討が必要であるという指摘もある¹¹⁾。

M_6X 炭窒化物は Ni 濃度が高い材料で析出し易い。 M_6X は粗大化速度が大きい上に周囲の微細な M_2X を再固溶させながら成長するので、クリープ強度が急速に低下する¹³⁾。 M_6X の析出は、 $M_{23}C_6$ も消滅させる。

Z 相の析出ははじめオーステナイト鋼で見出されたが、9~12 Cr 鋼で多く報告されており、Cr, V, Nb を主体とする複合窒化物で、Nb は Z 相の析出を促進する。Z 相は成長速度が大きい上に、周囲の微細な M_2X , MX 炭窒化物を再固溶させながら成長するのでクリープ強度を低下させる⁹⁾。

AIN に関しては、12 Cr 鋼で従来から脱酸に用いる Al の一部が材料中に不純物として残留すると長時間側でクリープ強度を低下させると言われてきた。しかし、Al 自体の効果ではなく、クリープ中に粗大な AIN が周囲の微細な MX (この場合、主として VN) を再固溶させながら析出するのでクリープ強度を低下させるという指摘もある¹⁴⁾。不純物として残留する Al 濃度は通常 20~400 ppm で、Al 濃度が 1 桁違うと低応力長時間クリープ寿命に 1 桁程度の差が生じる。

(3-4) については、11 Cr-2 W-0.3 Mo-CuVNb 鋼の 650℃における長時間クリープ強度の低下が脆化によると指摘されている⁴⁾。

4. 結晶粒界近傍組織の長時間安定化による長時間クリープ強度向上

我々は、前節で述べたクリープ強度低下をもたらす諸因子を考慮し、粒界近傍の組織を長時間まで安定化する材料設計の考えに基づき、粒界に偏析しやすいボロンを利用して粒界近傍の炭化物を安定化する手法、および、粒内も粒界近傍も均一微細に析出する金属間化合物を利用する手法で長時間クリープ強度の向上を図ってきた²⁾。図 3 に、開発鋼のクリープ破断データを従来鋼の ASME のチューブの規格鋼 T 91 (9 Cr-1 Mo-VNb 鋼) および ASME の管の規格鋼 P 92 (9 Cr-0.5 Mo-1.8 W-VNb 鋼) と比較して示す。9 Cr-3 W-3 Co-VNb-0.0139 B 鋼¹⁵⁾と 9 Cr-3.3 W-1 Pd-VNb 鋼¹⁶⁾は焼戻マルテンサイト組織を有し、9 Cr-3 W-VNb を基本として前者はボロンを後者はパラジウム (Pd) を添加した材料である。18 Ni-9 Co-5 Mo 合金¹⁷⁾は炭素無添加のマルテンサイト合金である。15 Cr-1 Mo-6 W-3 Co 鋼¹⁸⁾は転位密度の低いフェライト組織の材料である。現在のところ、10⁴h 程度までしか破断データが得られていないが、開発鋼のクリープ破断強度は P 92 と同程度かあるいは P 92 よりかなり高い。このうち、ボロン添加鋼 (9 Cr-3 W-VNb-0.0139 B 鋼) は、650℃、10 万時間クリープ破断強度が 90

図 3 開発鋼および従来鋼 (T 91, P 92) の 650℃におけるクリープ破断データ。

図 4 ボロン添加鋼 (0.0139 B) およびボロン無添加鋼 (base) の 650℃におけるクリープ速度-時間曲線。

MPa 程度と推定され、P 92 に比べ 650℃、10 万時間クリープ破断強度が 1.5 倍程度、クリープ寿命にして 10 倍程度と推定される。以下に、開発鋼の材料設計の考え方および強化機構を述べる。

(4-1) 高ボロン低窒素化による焼戻マルテンサイト組織の長時間安定化およびクリープ強度向上

図 4 に、ボロン添加鋼の 650℃におけるクリープ速度-時間曲線をボロン無添加鋼と比較して示す¹⁵⁾。ボロン添加鋼は無添加鋼に比べ長時間まで遷移クリープ域が持続し、加速クリープ域への移行が遅延する結果、最小クリープ速度が無添加鋼に比べ 1 桁程度 (110 MPa の場合) 低下し、破断寿命が飛躍的に延長する。図 5 は、ボロンの分布を電界放射型走査オージェ分光分析 (FE-Scanning Auger) で調べた結果で、ボロンは一部の $M_{23}C_6$ に数 at%濃縮すること、濃縮は粒界近傍で顕著なことがわかる。Fe₂W ラベス相へのボロン濃縮は認められなかった。微細な MX 炭窒化物へのボロンの濃縮の

図5 ボロン添加鋼中の $M_{23}C_6$ 炭化物に含まれるボロン濃度。650℃, 10300 h 時効材。

図6 ボロン添加によるクリープ強化機構の模式図

有無は、本分析手法では空間分解能が足りないため測定出来なかった。原子プローブ電解イオン顕微鏡 (AP-FIM) の手法でも、ボロンは $M_{23}C_6$ に濃縮するがラーベス相や MX には濃縮しないと報告されている¹⁹⁾。 $M_{23}C_6$ は粒界やラス境界などに優先析出しラスの粗大化に対し障害物として作用するが、ボロン添加鋼中の $M_{23}C_6$ の凝集粗大化は無添加鋼に比べてわずかであった。従って、加速クリープ域への移行が遅延するのは、図6に模式的に示すように、 $M_{23}C_6$ にボロンが濃縮し粗大化を抑制し、結晶粒界近傍のラス組織を安定化するためと推察される。ボロン添加により $M_{23}C_6$ の粗大化が抑制されことはすでに高橋ら²⁰⁾が 12Cr 鋼について報告している。ボロン添加鋼は破断延性も従来鋼に比べて大きかった。これは、粒界近傍組織の安定化により粒界近傍でのクリープ変形-損傷の集中が抑制されるためと考えられる。クリープ延性が高いとクリープ-疲労寿命が長くなるので²¹⁾、ボロン添加はクリープ-疲労特性面でも有利である。

本研究で高ボロン添加によりクリープ強度が著しく向

図7 3% Pd を添加した 9Cr-3W-VNb 鋼中に整合析出した α'' 相。650℃, 1000 h 時効材。

上したのは、窒素無添加として窒素濃度を従来鋼に比べ 1 桁程度下げた点も挙げられる (0.002% N)。高ボロン-高窒素の組み合わせでは、粒界に塊状の BN が生成し、熱間加工性低下やクリープ強度低下を招き易い²²⁾。ボイラ用鋼では、熱間加工性や溶接性の観点からボロン添加量の上限は 50 ppm と言われてきたが、開発鋼ではボロン濃度が 139 ppm でも熱間加工性に問題はなかった。今後、溶接性の検討が必要であるが、窒素添加量を減らすことによりボロン添加量を増大できると期待している。

一方、ボロン添加による強化機構として、 $M_{23}C_6$ の粗大化抑制の効果を疑う指摘もある²³⁾。すなわち、ボロン添加により NbC が高温まで安定となり粒界近傍での動的回復・再結晶を抑制する効果²⁴⁾、高転位密度が長時間まで維持される効果²³⁾、非常に微細な MX の析出-再固溶が転位上で繰り返し起こり易くするよう MX 析出の臨界核を小さくする効果²⁵⁾などが提案されている。いずれにしても、ボロンの効果は、クリープ中に新しい種類の析出を起こすことなく、組織の回復を遅らせる点が特徴的である。なお、提案された強化機構は推測の域を出ないのがほとんどなので、ボロン分布のナノレベル解析を強力に進め、現象をきちんと把握する必要がある。

(4-2) $L1_0$ 規則相の析出強化による組織安定化

MX と同様に数十 nm 程度の微細で成長速度が小さくしかも粒内や粒界近傍に均一に析出する金属間化合物として、五十嵐ら¹⁶⁾は、1~3%のパラジウム (Pd) を添加した 9Cr 鋼 (図3の 9Cr-3.3W-1Pd-VNb 鋼) について、熱処理中あるいはクリープ変形中に、FePd 基の $L1_0$ 型規則構造を持った金属間化合物 (α'' 相と命名) が母相中に均一に整合析出し、クリープ強化に寄与することを見出した。図7に示すように、 α'' 相は一辺が数十~100 nm の薄板状で、母相 (M) と α'' の結晶方位関係は

$\{001\}_M // \{001\}_\alpha$ および $\langle 100 \rangle_M // \langle 110 \rangle_\alpha$ となる。 α 相は $M_{23}C_6$ や MX の主要構成元素である Cr, W, V, Nb, C, N をほとんど含まないので、 α 相の析出に伴って周囲の $M_{23}C_6$ や MX が消滅しない利点がある。また、不均一クリープ変形を抑制する理想的な組織としては、低温で焼戻を行ってから通常の焼戻を行う2段階焼戻が有効で、粒内を α と MX で均一分散強化しラス境界を $M_{23}C_6$ で安定化した組織が得られる²⁶⁾。

(4-3) 高温熱処理による未固溶 MX の再固溶と微細分散化

種池ら²⁷⁾は、耐酸化性向上の観点から 0.05% の Ti を添加した 9Cr 鋼について、1300℃ の高温焼きならし熱処理によって Ti の粗大な未固溶 MX の再固溶とクリープ強度向上を図った。図 8 に、クリープ速度—時間曲線を示す。Ti 添加鋼のうち 1050℃ 焼きならし—760℃ 焼戻の通常熱処理 (ST) 材は、Ti 無添加鋼よりもクリープ速度が大きく寿命も短い。これは、Ti 添加鋼には 200~300 nm の Ti の粗大な未固溶 MX が残存し、強化に有効な微細 MX 量が少ないためである。1300℃ で 1 分間の高温焼きならし後 770℃ で 1 h 焼戻した高温熱処理 (HT) 材では、 δ フェライトが極くわずかに生じるが未固溶 MX はほぼ再固溶し、焼戻中に 10 nm 程度の微細な Ti 系 MX が均一微細に析出した。クリープ速度は遷移域で顕著に低下するとともに加速域への移行が遅延し、MX の均一微細化により焼戻マルテンサイト組織が長時間まで安定化しクリープ強度が向上する。

(4-4) 新しい概念に基づく革新的な耐熱鋼

焼戻マルテンサイト鋼と異なるタイプの材料として、宗木ら¹⁷⁾は金属間化合物のみの析出により強化を図った炭素無添加マルテンサイト合金 (図 3 の 18Ni-9Co-5Mo 合金) を、木村ら¹⁸⁾は転位密度を極力減らしたフェ

ライト組織の 15Cr 鋼 (図 3 の 15Cr-1Mo-6W-3Co 鋼) を開発した。これらの材料は実用化するには材料特性面でまだ不明の部分が多く萌芽的段階にあるが、今後種々の特性が明らかになるにつれ新たなシーズが発掘されていくものと期待される。

① 炭素無添加 Fe-Ni-Co 系マルテンサイト合金

この材料は低炭素マルエージ鋼を改良したもので、マルテンサイト組織を有するが炭窒化物を含まず金属間化合物のみの析出強化によっている¹⁷⁾。炭素無添加マルテンサイト合金は、図 3 に示したように 650℃ では焼戻マルテンサイト鋼と同程度のクリープ強度であるが、高温になっても強度低下が少なく、Pd あるいは Cr を添加した 12Ni-9Co-10W 系合金の場合、図 9 に示すように、700℃ では焼戻マルテンサイト鋼や SUS 304 オーステナイトステンレス鋼よりもクリープ強度が高い。クリープ変形挙動も焼戻マルテンサイト組織鋼とは異なり、炭素無添加マルテンサイト合金では局所的な変形が起こり難い。このことが高温になっても強度低下が少ない要因になっているが、局所的な変形が起こり難いのは、組織の不均一化を起こし易い炭窒化物を含まない上にクリープ中に Fe_2W ラーベス相や μ 相といった金属間化合物が粒内および粒界近傍に均一に析出する点が挙げられる。また、焼戻マルテンサイト鋼の場合 650℃ 以上の高温では組織の回復が顕著となり使用限界となっているので、フェライト鋼を 650℃ 以上の高温域で活用しようとする、本合金が非常に有望である。

② フェライト組織 15Cr 鋼

本鋼は、クリープ変形中の過剰転位の回復に伴う組織不均一化を避けるとともに、極低転位密度により 10⁵h 程度の長時間クリープ強度発現をねらう観点から、オーステナイト化後炉冷の焼きなましにより転位密度を極力低下させたフェライト組織の材料である¹⁸⁾。転位密度を

図 8 Ti 添加 9Cr 鋼のクリープ速度—時間曲線に及ぼす高温焼きならし (HT 処理) の効果。(650℃, 60 MPa)

図 9 Pd あるいは Cr を添加した 12Ni-9Co-10W 合金および SUS 304 ステンレス鋼のクリープ速度—時間曲線。(700℃, 100 MPa)

極力低下させた材料では、応力レベル低く負荷による転位の導入が極めて少ない場合は、可動転位密度が非常に低い変形することが困難、言い換えると、クリープ強度が非常に大きいと推察される。実際、低合金 0.5 Cr-0.5 Mo 鋼では、マルテンサイト組織やベイナイト組織よりも炉冷の焼きなましによりフェライト+パーライト組織とした材料の方が、低応力・長時間条件において高いクリープ破断強度を示す²⁸⁾。

本鋼には炭窒化物に加えて金属間化合物(ラーベス相, χ 相, μ 相) が析出するが、今後、析出量のみならず分布の最適化を図ればさらなる高強度化が期待できる。また、焼きなまし熱処理のため溶接継手部のクリープ強度低下も最小限に抑えられることや、Cr 濃度が 15% と高いことから 9~12 Cr 鋼に比べて耐酸化性の点でも応用範囲が広がると期待される。

5. ま と め

クリープ強度向上に関する最近の研究成果で特筆すべき点は、粒界近傍など部分的にでも弱い組織が形成されると局所的にクリープ変形が促進され早期に破断することが微細組織観察とクリープ変形挙動解析により明確になったこと、および、粒界近傍の強化組織を長時間まで維持できる材料設計の指針がいくつか明確になったことである。この指針に基づいて開発されたボロン添加 9 Cr 鋼は、650℃のクリープ強度が従来のボイラ鋼の中で最も高い P 92 よりもさらに上回り、650℃級材料として有望である。クリープ強度以外に、650℃をクリアする上でキーとなる耐酸化性や溶接継手についても特性向上の指導原理が明確になりつつある。

参 考 文 献

- 1) 高橋稔彦: Tekkohkai(鉄鋼界), 2001 年 7・8 月号, 12-15.
- 2) F. Abe, M. Igarashi, S. Wanikawa, M. Tabuchi, T. Itagaki, K. Kimura and K. Yamaguchi: Proc. PARSONS 2000 Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant, ed. by A. Strang et al., The Institute of Materials, (2000), 129-142.
- 3) F. Masuyama: ISIJ International, 41 (2001), 612-625.
- 4) K. Maruyama, K. Sawada and J. Koike: ISIJ International, 41 (2001), 641-653.
- 5) F. Abe, S. Nakazawa, H. Araki and T. Noda: Metall. Trans. 23 A, (1992), 469-477.

- 6) 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄: 鉄と鋼, 85 (1999), 841-847.
- 7) K. Kimura, H. Kushima, F. Abe, K. Suzuki, S. Kumai and A. Satoh: PARSONS 2000 Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant, ed. by A. Strang et al., The Institute of Materials, (2000), 590-602.
- 8) 鈴木健太, 熊井真次, 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄: 鉄と鋼, 86 (2000), 550-557.
- 9) A. Strang and V. Vodarek: Materials Science and Technology, 12 (1996), 552-556.
- 10) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 増山不二光: 鉄と鋼, 76 (1990), 1076-1083.
- 11) R.W. Vanstone: Proc. 6th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium (1998) Vol. I, 139-153.
- 12) F. Abe: Key Engineering Materials, 171-174 (2000), 395-402.
- 13) V. Vodarek and A. Strang: Scripta Materialia, 38 (1998), 101-106.
- 14) F. Abe: Proc. of NRIM-MPA Workshop 2001, Tsukuba, Japan (2001), 1-10.
- 15) T. Horiuchi, M. Igarashi and F. Abe: Proc. Intern. Workshop on the Innovative Structural Materials, NRIM, (2001), 176-179.
- 16) M. Igarashi, S. Muneki, H. Kutsumi, T. Itagaki, N. Fujitsuna and F. Abe: Proc. PARSONS 2000 Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant, ed. by A. Strang et al., The Institute of Materials, (2000), 334-347.
- 17) S. Muneki, H. Okada, K. Yamada, H. Okubo, M. Igarashi and F. Abe: Proc. of 4th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRICM4), Hawaii, (2001), in press.
- 18) K. Kimura, K. Seki, Y. Toda and F. Abe: ISIJ Intern. 41 (2001), S 121-125.
- 19) M. Hattestrand and H.O. Andren: Mater. Sci. Eng., A 270 (1999), 33-37.
- 20) 高橋紀雄, 藤田利夫, 山田武海: 鉄と鋼, 61 (1975), 2263-2273.
- 21) M. Kimura and K. Yamaguchi: Proc. of 7th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, Tsukuba, Japan (2001), 481-484.
- 22) K. Hidaka, Y. Fukui, S. Nakamura, R. Kaneko, Y. Tanaka and T. Fujita: Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation, Eds. by R. Viswanathan and J. Nutting. The Institute of Materials (1999), 482-493.
- 23) V. Foldyna, Z. Kubon, V. Vodarek and J. Purmensky: Proc. 3rd EPRI Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Swansea, UK (2001), in press.
- 24) 東 司, 三木一宏, 田中泰彦, 石黒 徹: 耐熱金属材料学振 123 委研究報告, 41 (2000), 31-40.
- 25) L. Lundin: PhD Thesis, Chalmers University of Technology, Sweden (1995).
- 26) M. Igarashi, S. Muneki, H. Hasegawa, K. Yamada and F. Abe: ISIJ International, 41 (2001), S 101-105.
- 27) 種池正樹, 阿部富士雄, 藤綱宣之: 材料とプロセス, 14 (2001), 675.
- 28) 木村一弘, 九島秀昭, 馬場栄次, 清水哲夫, 浅井義一, 阿部富士雄, 八木晃一: 鉄と鋼, 86 (2000), 542-549.