

フェライト系耐熱鋼中の微細MX炭窒化物の析出・再固溶現象

Precipitation and Dissolution of Finely Dispersed MX Carbonitride in Ferritic Heat Resistant Steel

田村 学 元 防衛大学校 教授
Manabu Tamura

1 はじめに

発電効率の向上は省エネルギー対策とともに地球温暖化防止のために有力な手段と考えられている。増山¹⁾は半世紀にわたる発電用耐熱鋼の歴史を展望し、高強度高Crフェライト鋼の発展が蒸気条件の高温高压化に寄与したことを示した。中でも30年ほど前に米国で開発された改良9Cr-1Mo鋼²⁾(T91: Fe-0.1C-9Cr-1Mo-0.2V-0.06Nb-0.04N (以下 mass % 表示))は超々臨界圧プラントの主要部分に世界中で使われ、今日の高温高压化の礎になった。T91はすべて焼戻しマルテンサイト地で、9Cr-1Mo鋼にNb、Vを添加しただけでなくNも添加したことが大きな特徴である。この鋼の出現によってボイラの蒸気温度は566から600℃付近まで高められた。それ以降もT91をベースにCr、W、B、CuおよびCo添加の影響が系統的に調べられ、更なる高温高压化に向けた開発が現在も行われている。これらの鋼に共通していることはNaCl型の(V, Nb, Cr, Ta)(C, N)が析出することである。これはMX炭窒化物と呼ばれ、微細分散を長時間維持できるので、フェライト系耐熱鋼に不可欠の強化因子になっている³⁾。しかし、なぜMXがフェライト鋼中で長時間微細析出してもらえるのかという単純な疑問に対する説明はなされていない。ここでは高Crフェライト鋼に析出するMXの研究を展望し、微細析出を可能にしている理由を述べる。なお、表題にある再固溶については後述する。

2 析出粒の核発生・成長則

第2相が析出する場合の核発生の理論によれば、臨界核の大きさは界面エネルギーに比例し、過飽和固溶体から熱平衡状態で第2相が析出することによる系の自由エネルギー変化($\Delta F < 0$)に逆比例する⁴⁾。弾性ひずみがある場合は自由エネルギー変化の大きさが小さくなるように作用する。また、

トムソンの法則によって曲率をもつ粒子界面の平衡溶質濃度はその温度における平衡溶質濃度 c_∞ よりも高くなるが、フィックの法則によってその差が過飽和度($c - c_\infty$)以下にならないと核として成長しない。ここで c は過飽和固溶体の溶質濃度である。そのときの臨界核の大きさは $c_\infty / (c - c_\infty)$ に比例する^{5,6)}。核生成の活性化エネルギーは少し粗く表現すると臨界核の大きさの2乗に比例する。したがって、希薄溶液の中に第2相がランダムに核発生する場合、析出に伴う自由エネルギー変化 ΔF の大きさが大きく、固溶限 c_∞ が小さく、過飽和度($c - c_\infty$)が大きいほど臨界核が小さく、核発生速度も大きいと考えてよい。

析出量は溶解度積または熱力学データ計算システム⁷⁾によって知ることができる。析出量が同じであれば、粒界に析出しやすい Cr_{23}C_6 に比べて粒内にも析出できるMXが微細になることは容易に推定できる。析出が飽和するまでは系のエネルギーを最小にするように相分離と成長が同時に進行する。成長が拡散支配の場合は拡散経路や境界付近の溶質原子の濃度分布を仮定することによって析出粒子の成長速度を推定できる。析出が飽和した後は界面エネルギーの総和を最小にするように析出粒子の粗大化が進行する。近隣の粒子との間隔に比べて析出粒子が十分小さい場合は成長速度を半無限体の拡散によって近似できるので、析出が飽和するまでは $t^{1/2}$ に比例して粒成長が進み、十分な長時間後に $t^{1/3}$ に比例して粗大化が進行する^{5,6)}。後段の $t^{1/3}$ 則はオストワルド成長と言われるもので、転位線に沿った拡散支配では $t^{1/5}$ になるが⁸⁾、これらの理論はいずれも多くの研究者に支持されている。

MXの析出量は焼戻し状態または供用中の比較的短時間に飽和するという報告がある^{9,10)}。そのためMXの粒成長はオストワルド成長をベースに検討が行われている。澤田ら⁹⁾はオストワルド成長が始まる時点の粒径 d_0 (=15nm)を調整するとデータは $t^{1/3}$ 則に従うことを示し、体拡散説^{5,6)}を支持し

ている。また、角屋ら¹¹⁾はMXの成長は $t^{1/5}$ 則に適合しているとして、転位線に沿う拡散説⁸⁾を支持している。

FujitaとBhadeshiaはオーステナイト状態のFe-0.1C-0.05Nb合金におけるNbCの粒成長のモデル化を行っている¹²⁾。析出に伴って過飽和度が減少し、核発生率が低下することを加味した式を導入し、核生成速度、粒近傍の拡散原子の濃度分布、界面エネルギーの大きさを仮定し、微小粒子近傍の濃度分布のキャピラリティー効果、多元系における相互拡散¹³⁾を考慮してNbCの粒成長の計算結果を示している。計算結果には前述のとおり $t^{1/2}$ と $t^{1/3}$ に比例して粒が大きくなる領域があるが、この二つの領域の間に粒径がほとんど変化しない時間帯“flat stasis region”があることも予測している。この時間帯は数万時間に及んでおりNbCの成長が一時的に停滞することを示している。計算結果は $t^{1/2}$ に比例する領域で実測値と概ね合致しているが、粒径が時間にほとんど依存しない時間帯を含めて長時間の実験結果は示されていない。

3 MXの役割と粒成長

供用前のT91の組織は焼戻しマルテンサイトであるが、それは旧オーステナイト粒界、パケット、ブロックおよびラスマルテンサイト境界で区分されている。T91よりCr含有量が多い鋼では δ フェライトが若干含まれることがある。高Crフェライト鋼はC、CrおよびMoを含有し、 $M_{23}C_6$ 、 M_7C_3 、 M_2X 、Laves相を析出する¹³⁾。ここでMはCr、Fe、Mo、Wを、またXはC、Nを意味する。これらの析出物は比較的粗大であるが、旧オーステナイト粒界、パケット、ブロックおよびラス境界に析出してこれらの境界を安定化させ、回復を遅らせるのに役立っている¹⁴⁾。一方、MXは極めて微細で境界内にも析出するので、分散強化に有効と考えられている^{2,14-16)}。問題は長時間後にMXが粗大化しないかということと、Nを含む鋼の場合粒界近傍でMXが長時間の加熱で塊状のZ相に変化して強化作用が減少する可能性があることだが、Z相については文献¹⁷⁻²⁰⁾を参照していただきたい。分散強化という観点ではReおよびBを少量添加した高Cr鋼でLaves相が粒内にも均一に析出し、強化に寄与するという報告²¹⁾があるが、Laves相の成長速度は $M_{23}C_6$ と比べてかなり速く¹⁷⁾、かつLaves相が析出するとMoおよびWによる固溶強化効果を減じるので、一般的にLaves相は有害相と考えられている¹¹⁾。低合金鋼では比較的微細な Mo_2C が均一に粒内析出するが²²⁾、高Cr鋼では $M_{23}C_6$ にMoが取り込まれて微細な Mo_2C は形成されない。

8Cr鋼の焼戻し過程で析出する $M_{23}C_6$ 、 Cr_2N 、TaCおよび(V, Nb, Cr)Nの粒径変化と焼戻し時間の関係を調べた

結果によると、粒径を $d \propto t^{1/n}$ と表すとき、 n の値はそれぞれ、8、4、14および18^{23,24)}であり、 $M_{23}C_6$ および Cr_2N は50-300nm、TaCおよび(V, Nb, Cr)Nは10-30nmである。大型析出物に比べてMXは明らかに細かく、かつ大型析出物は概ねオストワルド成長に従っているのに対してMXの成長は明らかにオストワルド成長より遅いことが確認されている。

実環境に近い長時間の挙動を知る意味で代表的な高Cr鋼に析出するMXの平均粒径とクリープ時間の関係をFig.1に示す。図には600℃前後で試験したクリープ試験片の平行部のデータを取録し、それぞれの記号に対して文献No.、合金名、試験温度および n の値を示した。なお、文献No.25のCipollaらのデータだけは試験片のつかみ部の結果である。P92およびT122はASMEに規定されており、それぞれ概略Fe-0.11C-9Cr-0.5Mo-2W-0.2V-0.06Nb-0.05N-0.002BおよびFe-0.1C-12Cr-0.5Mo-2W-0.2V-0.05Nb-0.05N-0.8Cuの組成を持っている。文献No.10の実験合金は炭素無添加のFe-9Cr-3W-0.2V-0.06Nb-0.05N-3Co-0.007B合金であり、かなりの高強度を有する。文献No.11のローター材は概略Fe-0.12C-10.5Cr-0.4Mo-2W-0.2V-0.05Nb-0.05Nの組成を持っている。改良高Cr鋼に析出するMXには未固溶のMXのほかに、焼戻し後に生成する球状のNb(C, N)、板状または棒状のVNおよびV-wingをもつ複合型のものがある²⁹⁾。Fig.1に引用したデータにはこれらを区別していないデータも含まれているためばらつきが大きくなっているように見えるが、個々の研究者が調べたデータのばらつきは小さく、 n の値は7-83の範囲にある。なお、Cipollaら²⁵⁾は550℃、110301hで

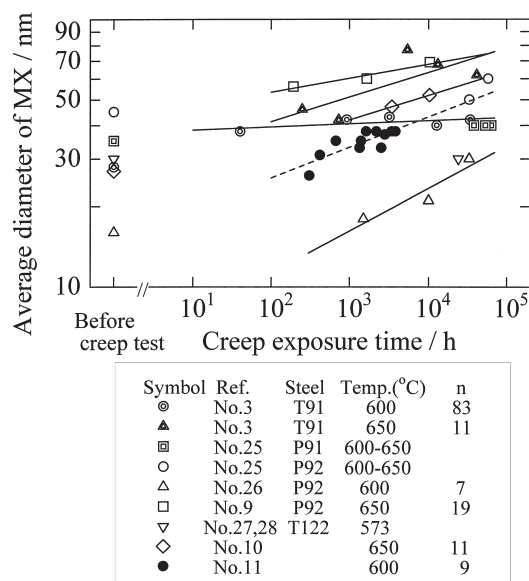


Fig.1 Average diameter of MX carbonitride as a function of creep exposure time

破断したP91のつかみ部におけるMXの平均径は45nmであり、焼戻し状態(35nm)とほとんど変わらないことを報告している。また、クリープ試験温度³⁾、クリープひずみの有無⁹⁾、N含有量¹⁰⁾によってはFig.1の勾配よりも大きくなる(n が小さくなる)こともあるが、それでもMXの成長速度はオストワルド成長よりも十分小さい。

4 析出サイトの重要性

Fig.1に示したMXの粒径の時間に対する勾配がオストワルド成長より小さいことは、FujitaとBhadeshiaが予測したflat stasis regionと関連している可能性がある。彼らは古典的な核発生の式に過飽和度($c - c_{\infty}$)と同じ意味を持つ項を掛けた式を導入して、析出の進行とともに核発生率が低下する工夫をしている。しかし、古典的な核発生の式に含まれる析出に伴う自由エネルギー変化 ΔF には過飽和度が低下すると自由エネルギー変化が0に近づく(核発生が0になる)³⁰⁾ことがすでに組み込まれているので、使用している計算モデルの物理的意味は必ずしも明確ではなく、MXの成長が遅いこととflat stasis regionを結びつけることはできない。

MXはフェライト地にBaker-Nuttingの関係³¹⁾で整合析出されると言われている。しかし、これが成立する可能性があるのは純粋なVNだけで、VNも少し大きくなると部分的に非整合になり、転位析出する²⁸⁾。MXの格子定数はVNの4.1396nmからTaNの5.0852nmときわめて大きく変化するので、一般的にMXはフェライト地に非整合析出すると考えるべきである。逆に言えば、MXはV-wing³²⁾のように既存の化合物に複合析出するか、転位析出する場合が多い。析出サイトである転位は供用中に必然的に消滅する運命にあるので、析出サイトが減少すると考え易い。しかし、転位が消滅して回復するためには、転位は長距離移動することが不可欠である。また、材料はクリープによる変形も受ける。すなわち、マルテンサイト鋼中でMXの析出を考える時は、析出サイトである転位が常に運動している、または新しい析出サイトが常に供給されていると考えるべきである。

5 析出核が供給される場合の粒成長

安定な析出物であるMXの析出が飽和した後でもオストワルド成長に従わず、それよりも成長が遅くなるためには、界面エネルギーが時間とともに小さくなるか、粒が分解・再固溶するなど特殊なことが起こらなければならない。MXの界面エネルギーが $M_{23}C_6$ に比べて時間とともに大きく変化すると考えるのは不自然である。しかし、一旦析出したものが再固溶し得ることは巧妙な実験³³⁾によって証明されている。炭

素鋼を焼き入れてから200℃に加熱して ϵ 炭化物を析出させた後、さらに加工をしてひずみを与え、再度200℃で加熱すると初めに析出していた ϵ 炭化物が溶ける。さらに温度を上げるとセメンタイトが生成する。最初の現象は、生成した ϵ 炭化物が2回目の加熱によって“再固溶”し、加工によって導入された転位にCが偏析するために起こると解釈されている。引き続き高温加熱でセメンタイトが生成するのは、転位と炭素原子の結合よりもセメンタイトの結合のほうが強いためと説明されている。これらの処理はstrain-temperと呼ばれ、後の加工熱処理技術の基礎になっている。しかし、生成自由エネルギーが ϵ 炭化物よりかなり大きいMXでも同じことが起こるのかという疑問が残る。これに関しても古い実験がある。久保田らは³⁴⁾、Fe-0.1C-0.03Nb合金の冷間加工材を焼鈍すると加工段階ですでに存在していたNbCが600℃付近で一旦再固溶し、より高温の加熱で再び微細析出する結果を示した。この報告は熱力学的にかなり安定なNbCでも、析出サイトである転位を導入して加熱すると、再固溶することを見出した最初の事例と思われる。

Lundinら^{35,36)}は11Cr-1Mo-1W-VNbNB鋼のクリープ試験片を観察し、透過電子顕微鏡(TEM)で確認できるMXの数密度がそれほど高くないことおよびアトムプローブ電解顕微鏡(AP-FIM)で見るとV、Cr、Nb、N、Cが富化したクラスターまたは超微細な析出物があることを確かめた。彼らはこの超微粒子によって固着されていた転位が何かの拍子に動いた後、超微粒子は不安定になって再固溶し、侵入型原子が拡散することで、新たな転位への核生成・再析出が起こり、このプロセスが繰り返されて、クリープ強化が起きていると推定した。Kubonら^{37,38)}および東ら³⁹⁾もこの考えを支持している。このような動的ひずみ時効のような強化機構はクリープ試験をする前から存在しているわけではないので、Lundinらは命名者⁴⁰⁾に敬意を払ってLatent Creep Resistanceと呼んでいる。

オストワルド成長は液体の中の粒成長に対する考えであるが、固体の場合には析出が起こると整合であっても非整合であっても、大なり小なり弾性ひずみエネルギーを発生する。大量に析出が起こるNi基合金の場合は個々の析出物のひずみエネルギーが相互作用を持つので、 γ' 粒がある程度大きくなると γ' 粒自体の分割が起こる⁴¹⁾。また、Ni基合金に γ' 相を析出させた後強加工をして、再結晶をさせると γ' 粒は一旦溶けて、再析出することが確かめられている⁴²⁾。

このように、析出に転位やひずみが絡んだ場合、安定な析出物が一旦再固溶し、再び析出する現象はそれほど珍しいことではない。このように析出物が再析出するときに新たな析出サイトから核発生・成長を繰り返すので粒成長速度はオストワルド成長よりも遅くなる。

6 MXの再固溶に関する最近の研究

前章までに安定な析出物であっても転位析出している場合は加熱することによって再固溶が起こる場合があることを示した。以下に最近の研究からMXが再固溶した実例を紹介する。

鈴木ら⁴³⁾は改良9Cr-1Mo鋼を焼きならししたときに生成する($V_{0.45}Nb_{0.45}Cr_{0.1}$) (C, N) が焼戻しによってVリッチなMXとNbリッチなMXに分解することを示している。これは温度を下げたことによって単に2相分離したとも解釈できる。しかし、VおよびNを含まない系で焼ならしのときに生成したNbCがその後の800℃の焼戻しで一旦再固溶して、さらに加熱するとNbCが再析出することが確認されているので⁴⁴⁾、鈴木らが見出した結果は焼きならしによって転位という析出サイトが大量に導入されたために、($V_{0.45}Nb_{0.45}Cr_{0.1}$) (C, N) が焼戻しによって一時的に再固溶し、再析出する時に2相分離したとも解釈できる。VNだけを析出する系では焼戻しの進行とともに析出したVNが100h超まで焼戻すと、一旦再固溶した後、再析出することが明らかにされている⁴⁵⁾。TaCを析出する系でもMXの一時的な再固溶が確認されている²³⁾。Cr₂Nと(V, Nb, Cr) Nが同時析出する系でも再固溶は起こるが、現象はさらに複雑である²⁴⁾。この系ではFig.2に示すようにMXの析出量は焼戻し時間とともに徐々に減少し、逆にCr₂Nは増加する傾向にある。Cr₂Nの組成はあまり変化しないが、MXの組成は図示したように焼戻し時間の増大とともにCrリッチ側から徐々にV、Nbリッチ側に変化する。Fig.2に示した縦の一点鎖線の時間帯でCr₂NとMXは構成する金属原子をお互いに交換しながら組成を変化させるが、Cr₂Nが増量するときはMXのCrは減り、逆にCr₂Nが減量するときはMXのCr量は増加する。これはデータのばらつきではない。以上述べたことはCr₂NやMXが再

固溶・再析出し、お互いの構成原子を交換し、それが短時間に急激に起こるために、変化が観察されるようになったと解釈されている。

このようなMXの再固溶・再析出のタイミングにほぼ同期して硬さや母相のX線半値幅に観測できる程度の変化が起こる。Fig.3⁴⁵⁾にこの関係を模式的に示す。また、電子後方散乱解析像で調べるとこの変化に対応してラスマルテンサイトを横断して新しくサブグレインが生成し始めることも分かっている⁴⁶⁾。この一連の現象は次のように説明されている。MXは焼戻しによって転位析出するが、引き続き焼戻しによってラス幅が広がる時、およびサブグレインが生成する時に転位が移動しなければならないので、析出サイトを失ったMXは不安定になり、かつMXは粒子のまま移動できないので一時的に再固溶する。図示した硬さやVNとして析出したVの析出量の不連続な変化は焼戻し温度を下げると少し長時間側にずれる。全体の軟化を支配する見かけの活性化エネルギーは自己拡散の値とほぼ等しく置換型原子の拡散が支配していると判断できる。しかし、不連続な硬さの変化に対応した活性化エネルギーは侵入型元素の拡散の活性化エネルギー程度である²⁴⁾。通常、高温ではCの拡散は速いので試料のいたるところで活量が等しくなり、高温では侵入型原子の拡散が支配する現象が観察されることは珍しい。しかし、起きた現象を素直に解釈するならMXの再固溶が起こる時に以下の現象が起きていると推定できる。転位が動いた直後に局所的なエネルギーを下げるためにCおよびNが拡散し、MXは“再固溶”し、CおよびNは直ちに新しい析出サイトを探して核生成し、見かけ上“MXを再構成”する。新たにできたMXの組成は平衡からずれているので時間をかけて平衡組成に近づく。転位の移動がサブグレインの生成時のように大規模に起これば、組成分析、硬さ、X線半値幅の変化として十分に観察できる。マルテンサイト鋼が連続的に回復する過程で

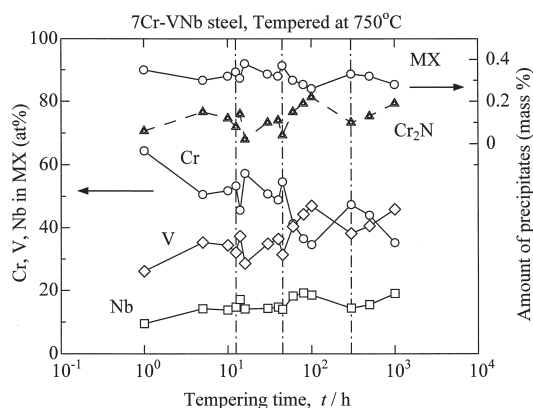


Fig.2 Cr, Nb and V content in MX and amount of precipitates as a function of tempering time at 750°C

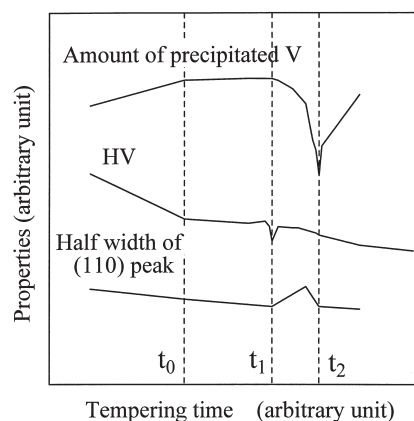


Fig.3 Schematic diagram showing the relation among the amount of precipitated V, hardness, half width of (110) diffraction peak of the matrix and tempering time

も、転位は常に移動・運動しているはずだから、転位の移動・再固溶・再析出のプロセスが連続的に起こる可能性が高い。すなわち、MXの再固溶・分解とオストワルド成長が同時に起こるので、MXの成長が全体としてオストワルド成長よりも遅く見えると説明できる。Fig.3に示した組成分析、硬さ、X線半値幅の不連続な変化がなぜ時間的に少しずつれるかという説明が必ずしも十分なされているとは言えないが、MXの再固溶現象の大雑把な整理はできているようだ^{24,44)}。当然このような機構であればクリープ変形のように外力によって転位を動かしても同じことが起こり得るはずである。実際にT91をクリープさせてつかみ部と平行部のMXの平均径を調べると、遷移クリープ段階では平行部のほうがつかみ部の粒径より細くなることを確認している⁴⁷⁾。これはクリープ変形によって再固溶が促進されたことを意味しており、興味深い現象と言える。

以上いくつかの例を挙げて、MX炭窒化物が再固溶することおよびその機構を示した。この反応が起こる限りMX粒子はあまり粗大化しないだろうし、MXはクリープ抵抗に寄与すると思われる。また、より長時間粗大化しないMXの組成は何かという課題も残されている。しかし、フェライト鋼の場合、未来永劫転位密度が高いわけではないから、いずれ再固溶による細粒維持の機構が終了すれば、オストワルド則に従って粗大化が起こるであろう。

7 おわりに

フェライト鋼中のMX炭窒化物の成長がオストワルド成長に比べて遅いという実験結果を示し、その理由として、転位析出したMXが転位の移動に伴って再固溶・再析出を繰り返しながら成長するという考えが有力であることを述べた。安定な析出物が再固溶する例はMX以外に $M_{23}C_6$ でも確認されている⁴⁶⁾。Lundinら^{35,36)}が提唱しているLatent Creep Resistanceの考えも一旦析出したものが再固溶するという考えに基づいている。この考えは大変興味深い、なぜTEMで析出物が確認できないのかという課題を残している。この考えを確たるものにするためには超微細な析出物を多角的に検討する必要がある。そのためにはTEMやAP-FIM以外にX線小角散乱とか動的散乱による観察も必要であろう。

最後に、この解説をまとめるにあたって文献を紹介していただいたエヌケーケーシーMLS鋼管(株)の南雄介主幹研究員に感謝いたします。

参考文献

- 1) F.Masuyama: ISIJ Int., 41 (2001) 6, 612.
- 2) V.K.Sikka, C.T.Ward and K.C.Thomas: Ferritic Steel for High Temperature Applications, ASM, Metals Park, OH. (1983), 85.
- 3) 鈴木健太, 熊井真次, 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄: 鉄と鋼, 89 (2003) 6, 691.
- 4) H.K.Hardy and T.J.Heal: Progress in Metal Physics, Gamon Press Ltd., London, 5 (1954), 143.
- 5) I.M.Lifshitz and V.V.Slyozov: J.Phys.Chem.Solids, 19 (1961), 35.
- 6) C.Wagner: Z.Electrochem., 65 (1961), 581.
- 7) B.Sundman, B.Jabsson and J.-O.Andersson: Calphad, 9 (1985), 153.
- 8) H.Kreye: Z.Metallkd., 61 (1970), 108.
- 9) K.Sawada, K.Kubo and F.Abe: Mater.Sci.Technol., 19 (2003) 6, 732.
- 10) K.Sawada, M.Taneike, K.Kimura and F.Abe: ISIJ Int., 44 (2004) 7, 1242.
- 11) Y.Kadoya, B.F.Dyson and M.McLean: Met.Mater. Trans A, 33A (2002) 8, 2549.
- 12) N.Fujita and H.K.D.H.Bhadeshia: Materials Science and Tech, 17 (2001), 403.
- 13) H.K.D.H.Bhadeshia: ISIJ Int., 41 (2001) 6, 626.
- 14) 増山不二光: 熱処理, 48 (2008) 4, 237.
- 15) 角屋好邦, 志水悦郎: 鉄と鋼, 85 (1999) 11, 827.
- 16) M.Taneike, F.Abe and K.Sawada: Nature, 424 (2003) 17 July, 294.
- 17) 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄: 鉄と鋼, 85 (1999) 11, 841.
- 18) A.Strang and V.Vodarek: Mater.Sci.Technol., 12 (1996) 7, 552.
- 19) 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) 8, 550.
- 20) K.Sawada, H.Kushima and K.Kimura: ISIJ Int., 46 (2006) 5, 769.
- 21) 橋詰良吉, 田村理, 三木一宏, 東司, 石黒徹, 村田純教, 森永正彦: 鉄と鋼, 95 (2009) 2, 176.
- 22) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: 鉄と鋼, 77 (1991) 5, 667.
- 23) M.Tamura, H.Kusuyama, K.Shinozuka and H.Esaka: ISIJ Int., 47 (2007) 2, 317.
- 24) M.Tamura, M.Nakamura, K.Shinozuka and H.Esaka: Met.Mater.Trans.A, 39A (2008) 5, 1060.
- 25) L.Cipolla, A.D.Gianfrancesco, D.Venditti,

- G.Cumino and S.Caminada : Proc.of CREEP8, 8th Int. Conf.on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, July 22-26, 2007, San Antonio, TX., ASME, (2007), Creep2007-26030.
- 26) P.J.Ennis and A.Czyrska-Filemonowicz : Power Plant : Operation Maintenance and Materials Issues, 1 (2002) 1.
- 27) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 増山不二光 : 鉄と鋼, 76 (1990) 7, 1076.
- 28) K.Miyata, Y.Sawaragi, H.Okada, F.Masuyama, T.Yokoyama and N.Komai : ISIJ Int., 40 (2000) 11, 1156.
- 29) K.Yamada, M.Igarashi, S.Muneki and F.Abe : ISIJ Int., 41 (2001) 9, S116.
- 30) A.Gustafson and J.Agren : Acta Mater., 46 (1998) 1, 81.
- 31) G.Baker and J.Nutting : ISI Spec.Rept., No.64 (1959), 1.
- 32) K.Hamada, K.Tokunou, Y.Tomita, H.Mabuchi and K.Okamoto : ISIJ Int., 35 (1995) 1, 86.
- 33) M.Cohen : Trans.JIM, 9, Supplement (1968), XXIII.
- 34) 久保田広行, 小指軍夫, 城戸弘, 清水輝彦 : 鉄と鋼, 54 (1968) 8, 954.
- 35) L.Lundin, S.Fallman and H.-O.Andren : Mat.Sci. Technol., 13 (1997) 3, 233.
- 36) L.Lundin, M.Norell, H.-O.Andren and L.Nyborg : Scan.J.Metall., 26 (1997), 27.
- 37) Z.Kubon, V.Foldyna and V.Vodarek : Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant application, Institute of Materials, London, (1998), 257.
- 38) Z.Kubon, V.Foldyna, D.Hajdul and P.Simecek : Proc.5th Int.Charles Parsons Turbine Conference, Cambridge, UK, July (2000), 485.
- 39) 東司, 三木一宏, 田中泰彦, 石黒徹 : 鉄と鋼, 88 (2002) 10, 678.
- 40) J.Glen : JISI, 189 (1958), 333.
- 41) 土井稔, 宮崎亨 : 日本金属学会報, 28 (1989), 467.
- 42) F.Haessner, E.Hornbogen and M.Mukherjee : Z.Metallkde., 57 (1966) 4, 270.
- 43) K.Suzuki, S.Kumai, Y.Toda, H.Kushima and K.Kimura : ISIJ Int., 43 (2003) 7, 1089.
- 44) M.Tamura, K.Ikeda, H.Esaka and K.Shinozuka : ISIJ Int., 41 (2001) 8, 908.
- 45) M.Tamura, H.Iida, H.Kusuyama, K.Shinozuka and H.Esaka : ISIJ Int., 44 (2004) 1, 153.
- 46) M.Tamura, Y.Haruguchi, M.Yamashita, Y.Nagaoka, K.Ohinata, K.Ohnishi, E.Itoh, H.Ito, K.Shinozuka and H.Esaka : ISIJ Int., 44 (2006) 11, 1693.
- 47) 田村学 : 非公開資料, (2008).

(2009年2月27日受付)