



近未来の 鉄鋼材料を知る

高強度化 800MPa高強度鋼 1500MPa高強度鋼 (no.1)
長寿命化 高温・高圧用耐熱鋼 耐海水性耐食鋼 (no.2)



Presented By
独立行政法人 物質・材料研究機構

この小冊子発行の狙い

最新の研究成果を迅速に伝えたい!

平成13年度(2001年度)に発足した、独立行政法人の物質・材料研究機構(NIMS)は、我が国を代表する材料研究開発拠点の一つであり、世界の中核的な研究機関として材料研究を先導しています。

NIMSの1組織である超鉄鋼研究センターは、大規模な研究開発プロジェクトとして、「超鉄鋼材料」研究開発プロジェクトなどに取り組んでいます。超鉄鋼材料研究開発プロジェクトは、平成9年(1997年度)から始まり、平成13年度(2001年度)までの5年間、第1期の研究開発プロジェクトを推進してきました。従来の鉄鋼材料の教科書を書き直すような、鉄鋼材料の根幹を解明する成果をいくつも上げています。

本小冊子は、大学や大学院などで材料を学ばれている学生の方々に、鉄鋼材料の最新の研究成果をいち早くお届けする狙いで編集されています。現代文明を支える鉄鋼材料の根幹となるメカニズムを、未来の研究者・技術者である学生の方々と一緒に考え、解き明かしていきたいと願っているからです。

(注)

「近未来の鉄鋼材料を知る」高強度化編 no.1は、2001年12月25日に発行

「近未来の鉄鋼材料を知る」長寿命化編 no.2は、2002年6月10日に発行

21世紀のニーズにこたえる超鉄鋼材料プロジェクト

超鉄鋼研究センターは、「新世紀構造材料」の基盤技術を研究開発しています。現在、構造材料の主役は鉄鋼材料です。21世紀も引き続き、構造材料の主役は鉄鋼材料であるとの視点から、「超鉄鋼材料」研究開発プロジェクトは立案・計画され、21世紀のニーズにこたえる鉄鋼材料を開発する目標の下に、研究開発を精力的に進めています。

超鉄鋼材料プロジェクトは、安心で安全な社会・都市基盤や発電効率が高い火力発電プラントの実現などを目指しています。リサイクルしやすいように希少合金元素を使わずに炭素やケイ素、マンガンなどの普通の合金元素の組成だけで、強さ2倍かつ寿命が2倍という卓越した性能を持つ超鉄鋼材料を開発する挑戦的な目標を掲げています。強さ2倍は超微細粒化によって、寿命2倍は耐熱鋼の場合は、フェライト相鋼の組織を制御することによって、耐食鋼の場合は、オーステナイト相鋼に窒素を大量添加することによってなどの独創的・革新的な解決策をもってそれぞれ第1期の目標を達成しています。

平成14年度(2002年度)から始まった第2期の研究開発プロジェクトでは、材料開発から構造化につなげる研究開発を進めています。物材機構の理念である「使われてこそ材料」を実践するためです。

超鉄鋼研究センターの組織



土木・建築用厚板を革新的に進化させる 溶接可能な800MPa級鋼材

物質・材料研究機構の超鉄鋼研究センターが推進している超鉄鋼材料研究開発プロジェクトは、高強度化と長寿命化の二大テーマで構成されている。その一つである高強度化の目標テーマは、800MPa級鋼材と1500MPa級鋼材をそれぞれ開発すること。本解説は、土木・建築用の厚板向けに研究開発している800MPa級鋼材の開発過程で見いだされた材料科学面での新しい知見を分かりやすく解説するために書かれた。溶接して構造体をつくる現行の厚板用の400MPa級鋼材を一気に2倍も高強度化する革新的な開発目標を実現するために、鋼材の結晶粒径を約1 μm以下までと従来の限界を超える超微細化手法を採用した。鋼材組成に特殊な合金元素を添加しないなどの理由から超微細化手法が選ばれた。この結果、現在の鉄鋼材料の教科書を書き換える可能性を示す新しい知見をいくつも見つけた。

金化した希少金属をスクラップから再度分解・抽出することは困難で、リサイクル性を損なう。このため、800 MPa級鋼材の開発には不適と判断した。

固溶強化による高強度化は、大幅な強度向上が難しいことから、やはり除外された。この結果、結晶粒微細化か加工硬化のどちらかの手法が検討対象として残った。

リサイクル性から組成を選択

鋼の強化手法として結晶粒微細化か加工硬化のどちらかを選ぶ作業は、以下の推論によって結論を出した。鋼材のリサイクル性を前提にすると、鋼材の組成は、Fe-C-Si-Mn（鉄・炭素・ケイ素・マンガン）という入手しやすく、リサイクル時に問題を起ささない合金元素で構成されるものを選んだ。

そして、C-Si-Mnの添加量が、できるだけ少ない鋼種が選ばれた。溶接可能な厚板としては現在、溶接構造用圧延鋼材（日本工業規格JIS G 3106で規定）の「SM490」が多く用いられている。このSM490の組成は、Fe-0.15C-0.3Si-1.5Mn（数字は質量%）である。鋼組織は、フェライト相^{*}とパーライト相^{*}の混在組織になっている。降伏強さは300MPa強、引張り強さは490MPa以上である。

まず、このSM490をベース鋼として、降伏強さを2倍以上に、引張り強さを800 MPaまで向上させられるかどうかを推論した。結晶粒微細化の効果を測るには、有名なHall-Petch（ホール・ペッチ）の式が一般に用いられる。強さ（降伏強さ、あるいは引張り強さ）は、結晶粒径の大きさの $1/2$ 乗に反比例する

強度2倍を目指す800MPa級

引張り強さ800MPa級の鋼材を目指す研究開発は、溶接によって構造体に仕上げる土木・建築・造船用厚板向けの新しい鋼材の実現を目指している。現在の構造用鋼材は、引張り強さ400MPaが主流になっており、これをいきなり2倍に引き上げる開発目標は、これだけでも難易度の高い設定になっている。そのうえに、これからの鋼材はリサイクル性に優れていることが不可欠と判断し、環境対応性も同時に満足させることを必要条件に加え、難易度をさらに高めた。

鉄鋼材料を高強度化する手法は、次の五つの手法が教科書に書かれている。

固溶強化

合金元素としてC、N、Mn、Si、P^{*}などを鋼に添加し、鋼組織内に原子の状態に含ませると高強度化することを利用する

化合物の分散・析出強化

合金元素としてC、N、Ti、Nb、Vなどを添加し、炭化物や窒化物を均一に

分散するように析出させると高強度化することを利用する

相変態強化

合金元素としてCr、Ni、Cu、Moなどを添加し、鋼の組織を硬くて高強度なマルテンサイト相にすると、高強度化することを利用する

結晶粒の微細化による強化

鋼を構成する結晶の大きさを微細にすると、高強度化することを利用する

加工硬化による強化

鋼に加工を加えると、線状の欠陥である転位^{*}などが絡み合って動きにくくなり高強度化することを利用する

この五つの強化手法を用いると、鋼材の降伏強さは200～5000MPaの範囲が到達可能になっている。ただし、溶接性、リサイクル性などを満たすとすると当然、手法は限られる。

五つの強化手法の中で、Nb、V、Cr、Ni、Moなどの希少資源元素を合金元素として添加する分散・析出強化と相変態強化の手法は、リサイクル性を満足させることができない。すなわち、合

* フェライト相：鉄は低温から910℃までは、結晶構造が体心立方格子の鉄となる。この鉄に炭素などが固溶した鋼をフェライト相と呼ぶ

* パーライト相：鋼の高温相であるオーステナイト相を冷却した場合に、低温相のフェライト相と鉄炭化物のセメンタイト(Fe₃C)に分解する場合がある。フェライト相とセメンタイトが薄い層状に交互に並んで析出したものをパーライトと呼ぶ(p.6の図4を参照)

* 歪み = $\ln(l/l_0)$:ここで、 l は加工前の長さ、 l_0 は加工後の長さである

強度2倍を狙う高強度化

ことを記述した式だけに、微細化によって高強度化することが分かる。

このHall-Petchの式を基に、鋼の組成まで織り込んだPickering (ピッカリング)の式が導き出される。

$$\begin{aligned} \text{降伏強さ } YS (\text{単位: MPa}) = & \\ & 15.4(3.5 + 2.1[\text{Mn}] + 5.4[\text{Si}] \\ & + 23[\text{N}] + 1.13d^{-1/2}) \end{aligned}$$

ここで [Mn] [Si] [N] はそれぞれ元素の質量%を示す。d はフェライト結晶粒径 (単位: mm) を示す。

降伏強さが300MPaのSM490は、結晶粒の大きさが10μm程度になっている。この数式にFe-0.15C-0.3Si-1.5Mn (数字は質量%) を反映させ、結晶粒径が10μmから1μmに小さくなった場合を計

算してみると、降伏強さが376MPaも高まり、また引っ張り強さが800MPaとなることが明らかになった。すなわち、1μmまで微細粒径にできれば、降伏強さを2倍以上に、引っ張り強さとして800MPaが実現できる可能性が示されたのである。この式の実際の適用範囲は、これまでは10μm程度までであるため、大たんに外挿して計算してみたことになる。

結晶粒を微細化すると高強度になるのは、単純に説明すれば、転位が結晶粒界を横断するのにある程度の力を必要とし、次々と結晶粒界を横断する必要があるからである。

鋼材では、ある温度を境に延性的な破壊から脆性(ぜいせい)的な破壊に移る延性脆性遷移温度(DBTTとする)

が利用上の重要な因子となる。延性脆性遷移温度も、結晶粒径と組成によって求められる。

$$\begin{aligned} \text{DBTT (単位: } ^\circ\text{C)} = & \\ & -19 + 44[\text{Si}] + 700[\text{N}]^{1/2} \\ & + 2.2[\text{Pearlite}] - 11.5d^{-1/2} \end{aligned}$$

ここで、[Si] と [N] はそれぞれの元素の質量%を、[Pearlite] はパーライト相の体積%を、d は結晶粒径 (単位: mm) を表す。

この式を用いて、結晶粒微細化した場合と加工硬化した場合を比べてみると、結晶粒径を10μmから1μmに微細化した場合は延性脆性遷移温度が250も低温側に移り、延性を示す範囲が広がるので使いやすくなる。一方、加

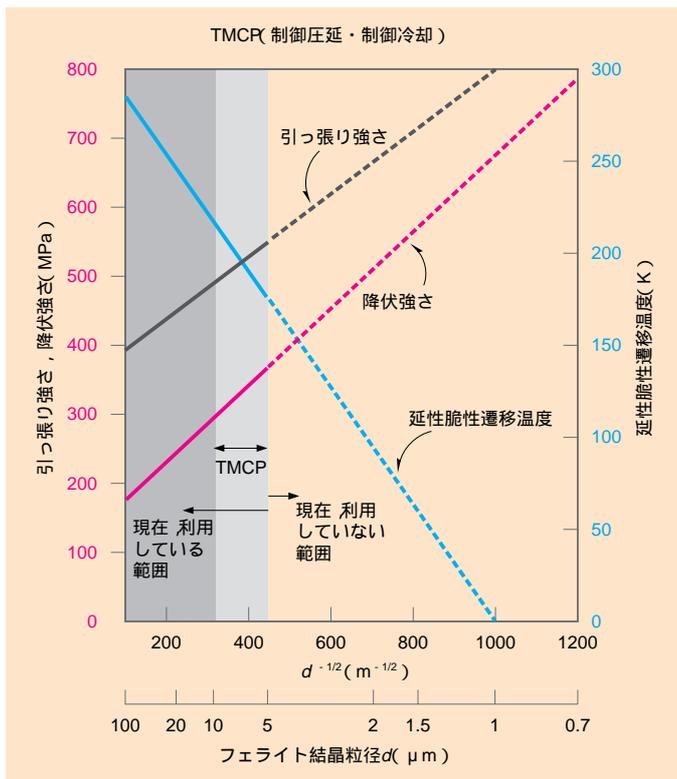


図1 厚板の引っ張り強さ・降伏強さ、延性脆性遷移温度の実績値とその外挿線と結晶粒径の関係

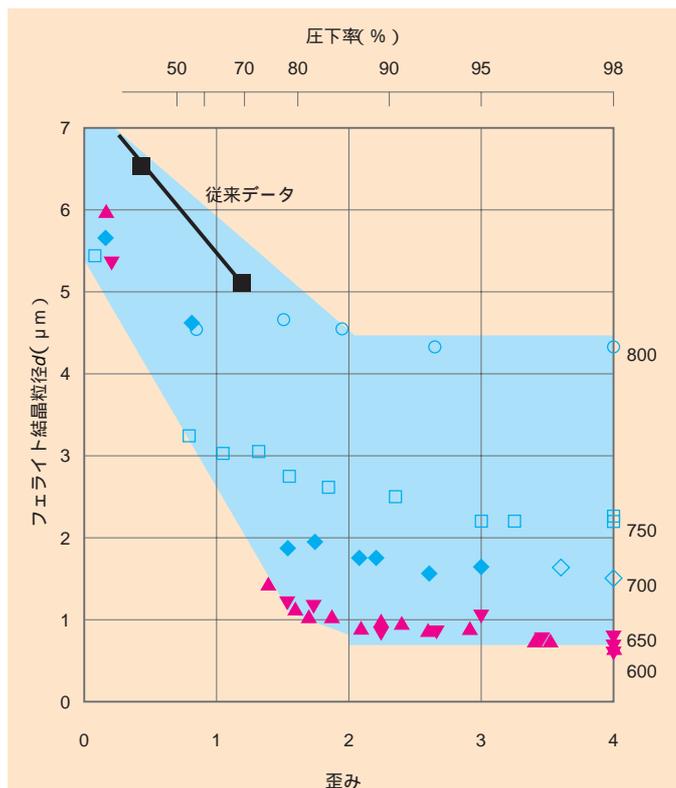


図2 フェライト相結晶粒径に及ぼす圧延温度と加工量(圧下率)、歪みの関係

工硬化した場合は、別の式に基づき延性脆性遷移温度が高温側に移り、使い勝手が悪くなる。この結果、最終的には結晶粒微細化の手法が選ばれた。

1 μmをどうつくるかが課題に

このようにリサイクル性を考慮すると、結晶粒微細化が唯一（ゆいいつ）の高強度化手法として浮上した。問題は、結晶粒径が1 μmという微細粒を実際にどのようにつくるかだった。計算式を結晶粒1 μmまで、外挿して得た結論だけに、実証してみることにしか証明手段はなかった。

まず、現在利用している厚板の引張り強さ・降伏強さ、靱性の実績値とその外挿線と結晶粒径との関係を考えてみた（図1）。強さと靱性は、ともに結晶粒径 d の $-1/2$ 乗に比例する。現在は、制御圧延・制御冷却（TMCP = Thermomechanical Controlled Processing）という高度に制御された圧延によって、結晶粒径は5 μm程度の微細粒化まではなんとか実現している。しかし、1 μmの微細粒化となると未踏領域であった。

結晶粒径1 μmをどのようにしてつくるかという模索が始まった。制御圧延などの知識から、結晶粒径は鋼材の加熱温度と加工条件（加工温度、歪み量・歪み速度）などのパラメータによって変化する、すなわち制御できると考えられている。SM490などの鋼材は、750~900 のオーステナイト相（ γ ）領域やオーステナイト相+フェライト相の2相混合（ $\gamma + \alpha$ ）領域で、歪み1前後、すなわち圧下率約40~70%の熱間圧延による加工で製造されている。この方法での細粒化は5 μm程度が限界

になっていた。

温間圧延で大加工を加える

加熱温度などの各パラメーターが結晶粒径に及ぼす影響を、従来の実験条件や結果にとらわれず、広範な実験条件で実験を精力的に行った。SM490での実験結果を、加工温度と加工量（圧下率）、歪みで整理してみた（図2）。このデータから600~650 という、従来に比べていくらか低温の温間圧延と呼ばれる加工によって、フェライト相（ α ）の状態でも何回にも分けて圧延することに着眼した。この結果、何回にも分けて歪み2以上の“大圧下”を与えると、結晶粒径1 μm程度の超微細粒化が実現する可能性を見いだした。何回にも分けて圧延する理由は、1回当たりの圧下率に限界があり、1回では歪み2以上を与えられないからである。

フェライト相（ α ）に大きな歪み

が与えられると、加工中に結晶核がすぐに大量にでき、この結晶核は成長して結晶粒界の結晶方位の差が大きい大角粒界*で仕切られた結晶粒の集まりとなる。この際にできる結晶粒径は1 μm程度と、大きさが均一な超微細粒組織となることが明らかになった。このことは、これまで再結晶温度の下限とみられていた750 より低い温度で加工しても、加工と同時に“動的”な再結晶*が起こっていることを意味するという、まったく新しい知見が得られた。

微細粒化に対する、歪み速度 $\dot{\epsilon}$ の影響も調べて、Zener-Hollomon指標 Z と呼ばれるパラメーターの対数とフェライト相（ α ）の結晶粒径 d の関係を整理してみた（図3）

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$$

ここで、 T は加工温度、 Q はフェライト相内の鉄の自己拡散の活性化エネルギー、 R はガス定数である。

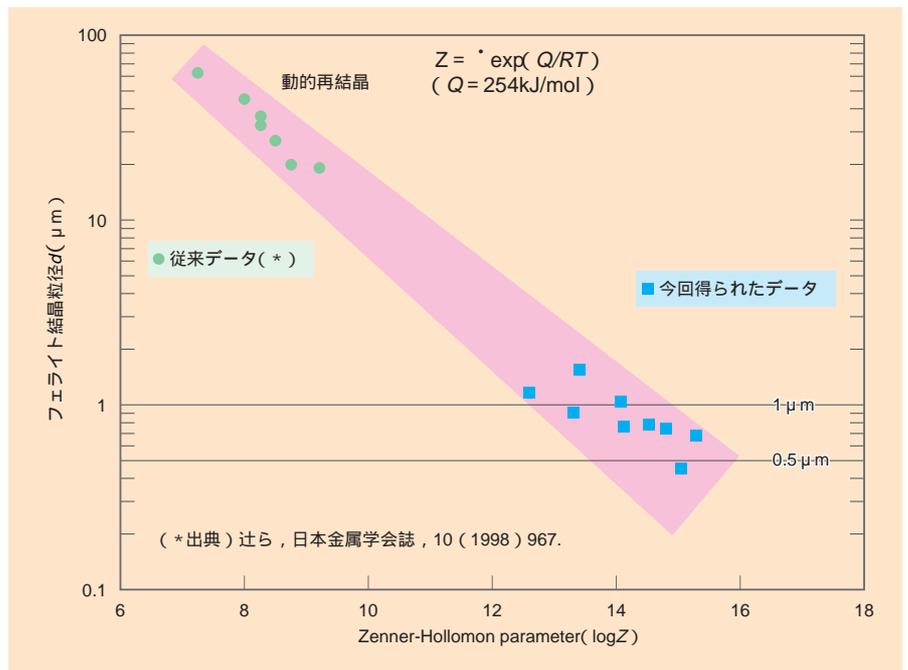


図3 Zener-Hollomon指標 Z パラメーターの対数とフェライト相（ α ）の結晶粒径 d の関係

この図3から、従来よりも低い温度で加工すると極めて微細な粒径が得られることが明らかになった。

現在利用されているSM490と、温間加工・多数回圧延（多パス圧延）の実験材の光学顕微鏡写真を比べてみよう（図4）。両方とも、それぞれの結晶粒組織の典形例である。

SM490の平均結晶粒径は約10 μm でフェライト相（ α ）+パーライト相（P、縞状組織の部分）の2相組織である。一方、実験材の平均粒径は1 μm でフェライト相（ α ）単相中の結晶粒界や結

晶粒内に白いつぶ状に見えるセメンタイト（ Fe_3C ）相が析出していることが分かる。

鋼のどの部分も微細粒化する

結晶粒径1 μm の微細粒化を実現した図4の実験材で実際に微細粒化している部分は、実は大きな加工を与えた中心部だけである。実験材は12mm厚 \times 15mm幅 \times 18mmの比較的小さな試験片で、通電加熱（電流を通してジュール熱で加熱）によって所定の加工温度にしている。変形は、一對のアンビルで

試験片を挟んだ時の圧縮応力によって与えている。この場合の圧縮応力は当然、一方向からで歪み2すなわち圧縮率90%に達する大歪み（強加工）が加えられる領域は、図5に示すように板厚の中心部だけである。この部分だけが、結晶粒径約1 μm の超微細粒化を達成している。

次の課題は当然、鋼全体が一様に微細粒な組織を持つことだった。当面の目標は、厚さ12mm以上の鋼板全体の超微細粒化とした。鋼全体を微細粒化する手法の開発に大きな示唆を与えたのは、3次元有限要素法によるCAE（コンピューター支援エンジニアリング）による歪み分布予測だった（図6）。従来の一方向加工材では、歪み2程度の大変形領域は、板厚中心部に偏在してしまう。

これに対して、図6の右側に示した2方向（上下・左右）から加工を加えた鋼内部の歪み分布は、一方向加工材と異なっていた。2方向加工材では大歪み（強加工）領域が一方向加工材とは異なり、各断面（横断面、縦断面、水平断面のいずれにおいても）で著しく拡大していた。この結果から、上下・左右の方向からせん断力が働くことで鋼全体が微細粒組織になることを示唆する新知見が得られた。

このCAE結果を実験で確認した。加工部分の体積変化 V_f は40%程度とほぼ同じであるにもかかわらず、2方向加工材では大歪み部（強加工部）は大幅に増え、かつ大歪み部では微細な組織が得られた。2方向加工を適用すると、鋼材全体を微細粒化できる可能性が示されたのである。

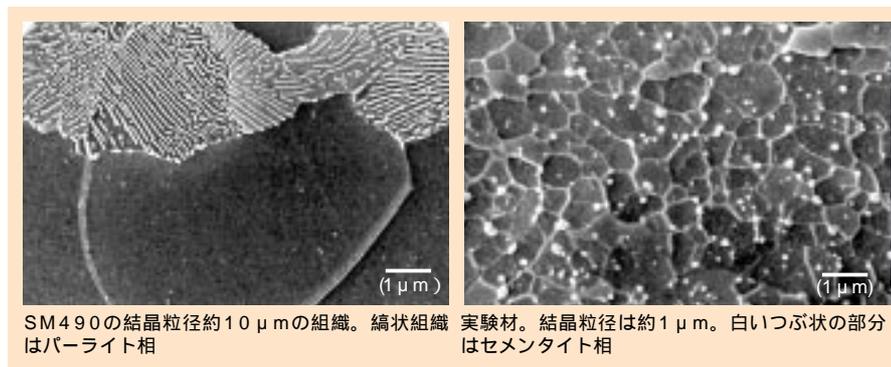


図4 現行のSM490と、温間加工・多数回圧延（多パス圧延）の実験材のマイクロ組織

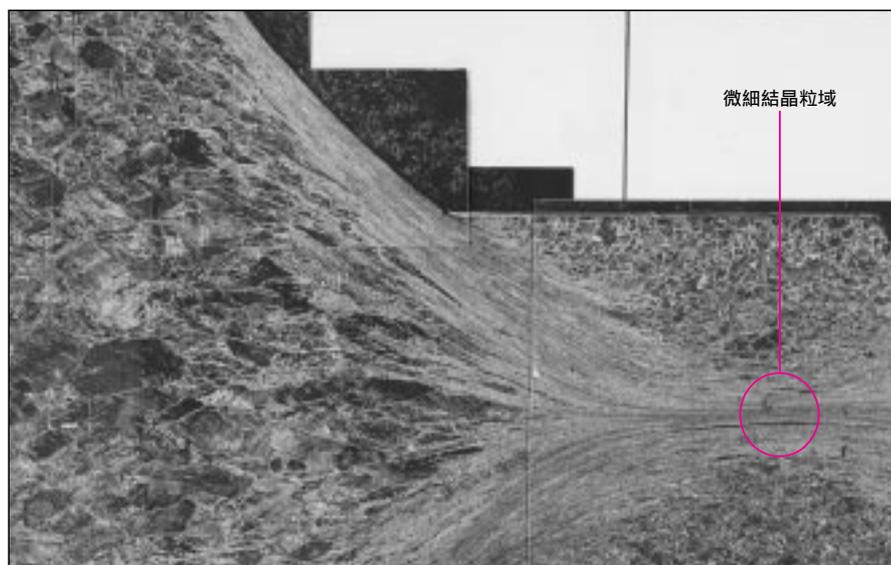


図5 従来の上下一方向からの圧縮変形で作製。歪み2（すなわち圧縮率90%）以上の大歪み（強加工）領域は中心部だけだった

*脆性破面率(%) : 衝撃破断面において脆性破面の占める面積率を表す

シャルピーによって高靱性を確認

実験材の強さを調べてみた。図7は単軸引っ張り応力に対する強さ・伸び曲線を示したものである。比較に実験原料となった現行のSM490 (Fe-0.15% C-0.3%Si-1.5%Mn)の強さ・伸び曲線を示す。結晶粒径が1 μ mと微細粒な実験材は、降伏強さと引っ張り強さがともに元材に比べて大幅に高い。引っ張り強さは800MPaに達している。

現行の800MPa級鋼の代表例として、マルテンサイト鋼のHT780 (Ni, Cr, Mo, Nb, Ti, Vなどの添加元素を組成に含む)の強さ・伸び曲線も示した。実験材と比べると強さはほぼ似たようなもので、最高荷重点までの伸び、すなわち一樣伸びもほぼ同等になっている。実験材がHT780に比べて、降伏比YR (降伏強さ/引っ張り強さ)が大きい点は、地震災害時の構造物変形の際の安全性などを考えると、今後克服すべき課題といえる。

一方、靱性は、厚板としての用途から考えて大切な性質となる。そこでシャルピー衝撃試験における脆性破面率(%)^{*}から靱性を調べた(図8)。現行のSM490 (フェライト相+パーライト相混合組織、粒径10 μ m)は約250Kで、シャルピー衝撃試験の破断した面が脆性破面を示すようになり、延性脆性遷移温度領域を経て200K以下ではほぼ完全脆性破壊を起こしている。これに対して、実験材(フェライト相+セメントタイト相混合組織、粒径1 μ m)は脆性破面を持つ衝撃破壊温度は100K (-173)以下であり、実用上の脆化問題は完全回避可能と考えられる。

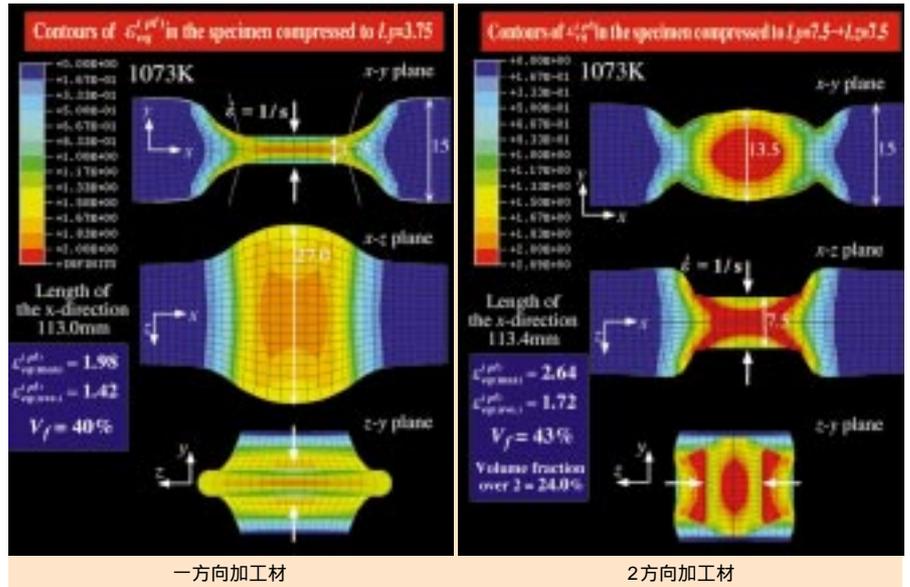


図6 3次元有限要素法によるCAE(コンピューター支援エンジニアリング)による歪み分布予測。赤い部分が大歪み部(強加工部)

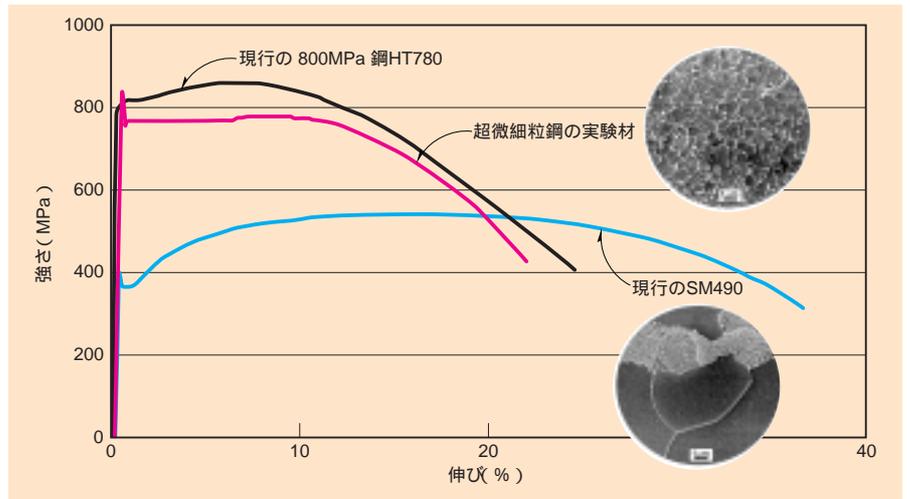


図7 単軸引っ張り応力に対する強さ・伸び曲線

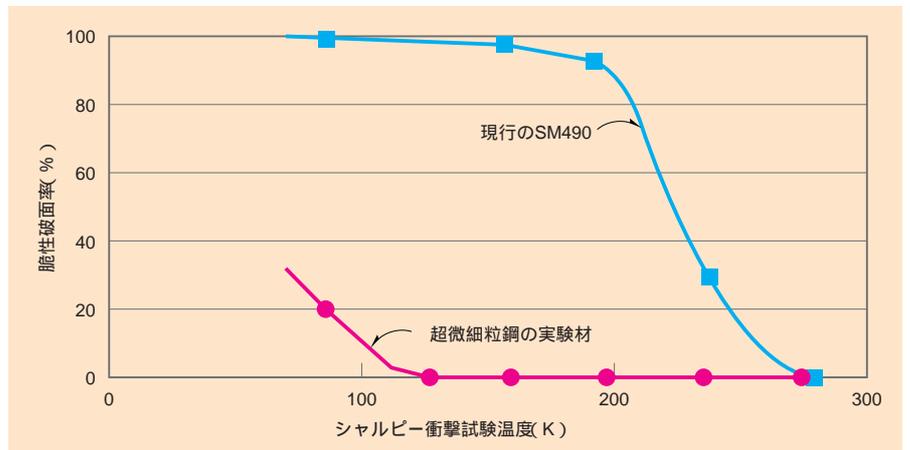


図8 鋼材の靱性を調べるシャルピー衝撃試験での脆性破面率

強度2倍を狙う高強度化

実用化に向けた開発研究へ

実験室での基礎実験によって、「800MPa級高強度鋼」の開発はメドが立った。次は、当面の目標の12mm厚クラスの厚板の開発だった。

開発研究は二つの手法が採用された。一つ目は、一種の多パス多方向加工といえる温間加工での多方向溝ロール圧延法だった(図9)。棒状鋼材を温間・強圧下で多方向溝ロール2方向圧延を行うことで、何回かの圧縮加工によってせん断力を働かせて結晶粒径 $1\mu\text{m}$ レベルの超微細粒鋼で断面18mm角で長さ20mの棒材を作製することに成功した。

二つ目は、鋼材を 90° 回転させることによる温間での2方向平ロール圧延法だった。この結果、結晶粒径 $0.5\sim 0.6\mu\text{m}$ と微細粒組織を持つ板厚18mm、板幅80mm、長さ約2mの厚板を作製することに成功した(図10)。研究試作用の汎用中型圧延機(最大荷重400tf)を用いて、500~600の温間圧延を行った。その際に、圧延を何回かに分けて行う

多パスと、圧延途中の鋼材を圧延進行方向に対して、 90° 回転させる2方向圧延を適用した。引っ張り試験から、引っ張り強さ800MPaを達成していることを示した。降伏比YR(降伏強さ/引っ張り強さ)が大きい点や、シャルピー衝撃試験からセパレーション現象*が生じることも分かり、今後の課題となった。

さらに実用化を目指した三つ目の手法として現在、クロス角 10° の多方向クロス圧延法の開発を行っている(裏表紙の写真参照)。

溶接構造物としての性能向上研究

800MPa級の超微細粒鋼は、溶接によって構造物をつくる利用法を前提にしている。この観点からの研究開発も並行して多数進められ、多くの新知見を産み出している。ここで二、三の成果について簡単に触れる。

まず、任意波形パルス発生電源を用いた超狭開先GMA*(ガス・メタル・アーク)溶接プロセスを開発した。こ

のプロセスでは、パルス状高溶接電流を使い、高速で開先幅5mm溶接という従来不可能だった条件が可能となり、板厚19mmの2パス高能率溶接に成功した。そしてアーク入熱を開先内に分散させることによる小アーク入熱に基づくHAZ(溶接の熱影響部)幅の激減と粒成長・組織破壊による強度低下の極小化などの著効がもたらされた。

次に、大出力パルス変調20kW CO_2 (炭酸ガス)レーザー溶接機を開発した。これにより溶込み深さが20mmまで可能になるとともに、パルスの周波数制御と波形制御により溶接欠陥(ポロシティ)が効果的に低減されるようになった。

構造物としての継手疲労強さは、溶接時に生じる引っ張り残留応力によって著しく低下する。この結果、高強度鋼板を使用する利点がなくなるという問題がある。

これを解決するために、マルテンサイト相変態温度の低い溶接材料を開発し、これによって残留応力を圧縮側に転換し、継手疲労強さを2倍以上に向上させることに成功した。

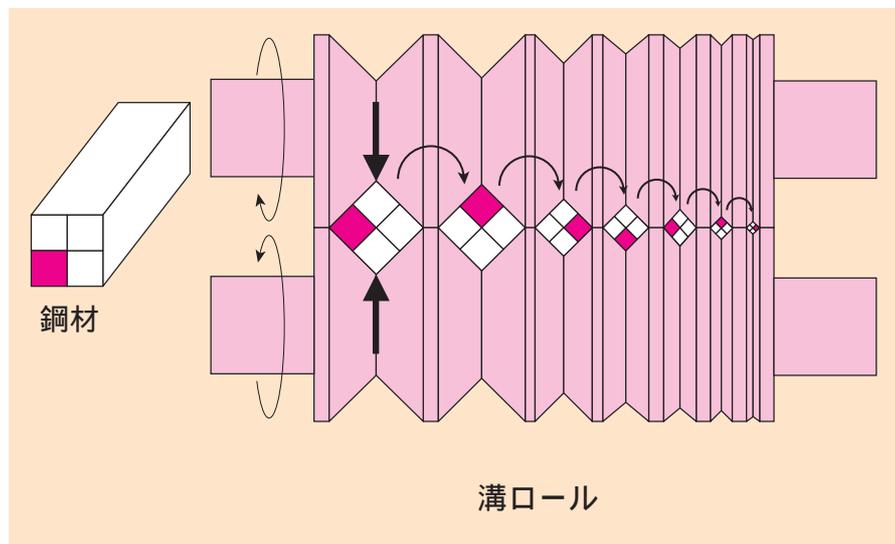


図9 多方向溝ロール圧延法による圧延

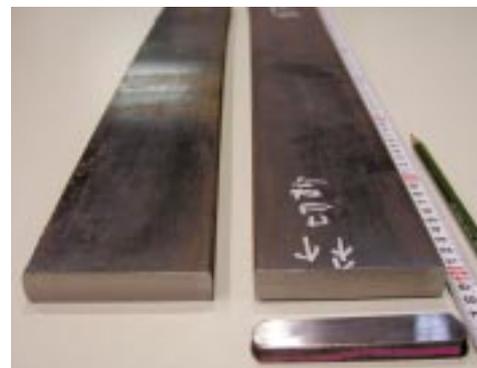


図10 作製された板厚18mm、板幅80mm、長さ約2mの厚板。結晶粒径 $0.5\sim 0.6\mu\text{m}$ の微細粒組織を持つ

ボルトやバネを大幅に軽量化する 1500MPa級の超高強度鋼材

物質・材料研究機構の超鉄鋼研究センターが推進している超鉄鋼材料研究開発プロジェクトは、二大テーマの一つとして高強度化を掲げている。その開発目標の一つが、ボルトやバネなどの機械部品要素向けに適した1500MPa級鋼材の実現である。本解説は、新しいマルテンサイト組織を基にした超高強度鋼の基盤技術を確立する過程から見いだされた、新しい材料科学面での知見を分かりやすく紹介するために書かれた。マルテンサイト組織の鋼中に析出する炭化物を極限まで微細化し、特に結晶粒界に粗大な炭化物の析出物が無い、新しいマルテンサイト組織をつくり出した。これによって、高強度鋼の悩んだ遅れ破壊と疲労強さの二つの弱点を克服するメドをつけた。マルテンサイト組織の未踏領域に踏み込んだことによる、材料科学面での新しい知見を紹介する。

現行1000MPaを1500MPa級へ

引っ張り強さ1500MPaという“超”高強度な鋼材を目指す研究課題は、ボルトやバネ、歯車、ワイヤーなどの基本的な機械要素部品を高強度化によって大幅に軽くすることを目標にしている。この結果、例えば自動車の駆動系機構や足周り機構などを大幅に軽量化することができる。土木・建築用途向けでは、接合用が

ルトやコンクリートの補強に用いる鋼棒などにも幅広く利用できる見通しだ。

現在、代表的な高強度鋼として利用されている機械構造用クロムモリブデン鋼（日本工業規格JIS G4105）の「SCM 440」をベース鋼とし、現在の引っ張り強さ1000MPaを1500MPaまで強化することを目指した。このSCM440は機械構造用低合金鋼の一種であり、JIS G4105では引っ張り強さ980 MPa以上、降伏強さ835 MPa

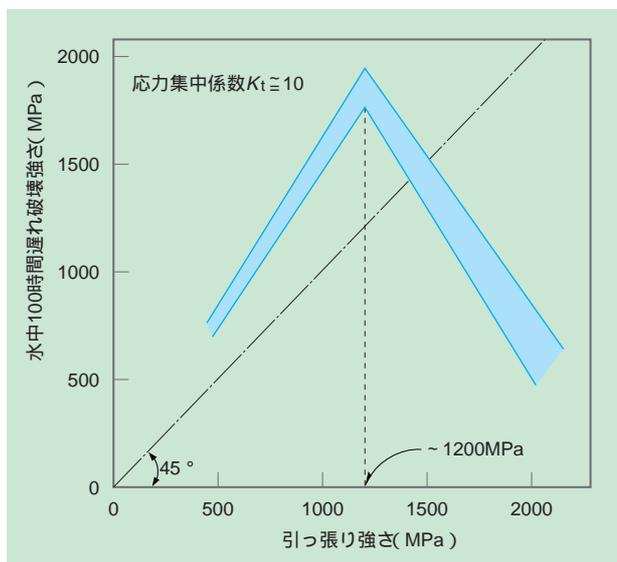


図1 現行の機械構造用低合金鋼の引っ張り強さと水素脆化遅れ破壊強さの関係（模式図）

以上と規定されている。鋼の組成はFe-0.42% C-0.20% Si-0.83% Mn-1.08% Cr-0.16% Mo（各数字は質量%）*である。

機械構造用低合金鋼は、一般的に熱間圧延・熱間鍛造などによって、ある程度の部品形状に加工した後に焼き入れ・焼き戻し熱処理を施し、仕上げ加工を経て部品となる。基本的には金属組織は焼き戻されたマルテンサ

イト相になる。焼き入れによる急冷で硬くて強いものの、脆（もろ）い弱点を持つマルテンサイト相を焼き戻し処理すると、過剰に固溶している炭素や合金元素を炭化物として析出させた焼き戻しマルテンサイト組織になる。

遅れ破壊の克服が課題

現行のSCM440などの機械構造用低合金鋼は、引っ張り強さを高めると、引っ張り強さよりも小さな応力で保持していても使用中に突然破壊する遅れ破壊と呼ばれる現象が起こる悩みがあった。この遅れ破壊は腐食などによって環境から鋼中に侵入する水素が原因となる水素脆化（ぜいか）*の一種であることが分かっている。例えば、鋼材に切り欠きをつけて水中で応力をかけたときの破壊強さ（破断する応力）は、1200MPaまでは引っ張り強さとともに増加するが、これ以上に高強度化すると鋼材の破壊強さはむしろ低下してしまう（図1）。

このような脆化が起こる限界の引っ張り強さは、鋼中に侵入する水素量が多いほど低くなってしまふ。このために、一般的な大気腐食環境では、安全率も考慮して使用可能な鋼材の引っ張り強さは1000MPaに制限されている（図2）。

遅れ破壊自体は古くから知られていた現象だが、その対策は消極的なものだった。つまり、遅れ破壊が問題となる水素侵入環境では1000MPa級以上の高強度鋼は使わないという対応だった。機械部品などの軽量化に必要な1500MPa級の高強度化を実現するためには、この遅れ破壊を積極的に解決することが必要不可欠で、これは鉄鋼材料に残された大きな解決課題だった。

もう一つの課題は疲労

1500MPa級という超高度化を狙う場合に、解決しなければならないもう一つの大きな課題が疲労による破壊だった。疲労とは、応力を繰り返し多数加えると降伏強さよりも小さな応力で破壊してしまう現象である。加える応力とその破断繰り返し数（寿命）で疲労強さを表示すると、疲労限 w が現れ、これ以下の応力では破断しないと教科書に書かれている。

しかし、これは繰り返し数が 10^7 回までのことで、現行の引っ張り強さ1500MPaの鋼材で繰り返し数をさらに増やすと、再び破壊が起こることが最近分かってきた。繰り返し数がギガ（G）回数（ 10^9 回）以上になると疲労限 w が低下して w' になってしまう現象だ（図3）。

一般的に、疲労強さ（ w ）は引っ張り強さ（ σ_B ）に比例して上昇するが、

繰り返し数が $10^8 \sim 10^9$ 回の疲労強さは、引っ張り強さが1200MPa以上の鋼材では“頭打ち”になってしまう（図4）。鋼材の引っ張り強さをいくら高めても、疲労強さ（疲労限）が同時に比例して高くないと、繰り返し応力が加わる機械部品の実用強さを高めたことにならない。

破壊した鋼の破面を観察すると、引っ張り強さが1200MPaまでの鋼材では亀裂（きれつ）が鋼材表面から発生する表面破壊が起こるのに対して、引っ張り強さが1200MPa以上では鋼材内部から亀裂が発生する内部破壊が起こることが分かっている。このため1500MPa級の高強度化を達成するには内部破壊の克服が必要条件となった。具体的な目標は、引っ張り強さ1500MPa級で疲労限の“頭打ち”を打破し、まずは $w = 0.5 \sigma_B$ を確保することとした、さらに、これを超える目標として、 $w > 0.5 \sigma_B$ を実現することにも挑戦した（図4）。

最弱点の強化で破壊を克服

降伏強さや引っ張り強さなどの特性は、鋼材の金属組織の平均的な値で決まる。例えば、解説1（pp.3-8）で紹介したように、結晶粒径の平均値が小さくなると引っ張り強さが上昇する。これに対して、水素による遅れ破壊や繰り返し数 10^8 回での疲労などでは、小さな亀裂が発生し、伝播（でんぱ）して破壊する。このため亀裂発生抑制が必要になる。そして、亀裂発生は、鋼材中の最も弱いところで起こる。遅れ破壊や疲労破壊を克服するには、鋼材中の最弱点を強化することが必要になる。平均点を上げるのではなく、最低点を上げる取り組みが大切になる。

鋼材中で亀裂が発生する最弱点として、応力の集中が起こる領域、塑性変形に対する抵抗力が局所的に小さい領域、結晶粒界などのように原子配列が乱れて

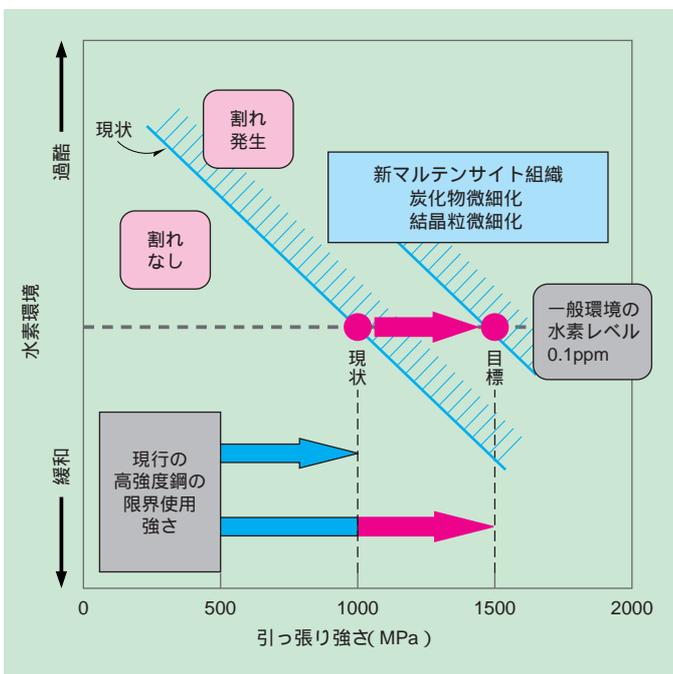


図2 開発目標は水素による遅れ破壊が発生しにくいマルテンサイト相組織

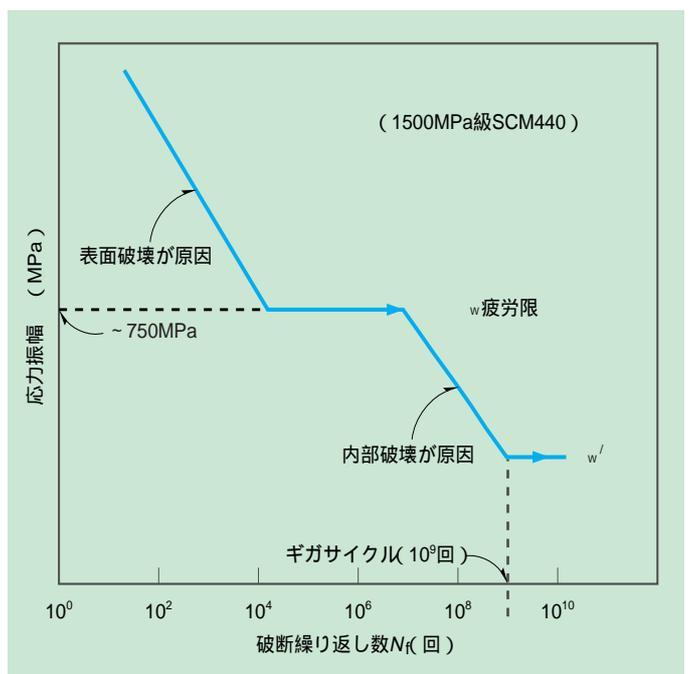


図3 現行の1500MPa級SCM440の長期疲労強さの模式図

* マルテンサイト相変態：炭素を一定量以上含む炭素鋼は、高温のオーステナイト（ γ ，FCC）相状態から水焼き入れや油焼き入れなどの急冷処理を受けると、

炭素が過飽和に固溶したままの状態（BCC（体心立方格子）あるいはBCT（体心正方格子））に原子の拡散を伴わずに一瞬で相変態する。マルテンサイト変態によ

ってできた相をマルテンサイト相と呼ぶ。マルテンサイト相は一般に転位や双晶などを多く含んでいる

いて、はく離しやすい領域などが列挙される。焼き戻しマルテンサイト組織の高強度鋼には、鋼の精錬の段階で形成される酸化物などの介在物が含まれている。このような介在物と鋼の母地（マトリックス）の界面ははく離しやすいだけでなく、酸化物は硬いために、局所的な塑性変形によって導入された転位の動きが介在物に邪魔され、応力の集中が起こる。焼き戻しマルテンサイト組織では、当然、炭化物が生成しているが、炭化物も母地に比べて硬いために、転位の動きを妨げて応力の集中を起こす。この炭化物も母地から見ると異物であり、介在物である。

キーは介在物の制御

高強度鋼での水素脆化による遅れ破壊という現象をかなり単純に説明すると、粗大な炭化物が析出した領域で、炭化物と母地の原子配列が乱れた境界部（異相境界）に腐食などによって鋼の外から侵入してきた水素が集まり、境界部での原子の結合を弱めてしまうために破壊が起こると推論されている。粗大な炭化物は結晶粒界に析出しやすく、この領域では応力集中が元々起こりやすい状態であるところに、水素が集まることによって原子結合を弱めるので粒界破壊を引き起こして脆化する。この結果、遅れ破壊

を抑制するには、結晶粒界に析出する炭化物を微細化することが必要となる。

高強度鋼での疲労をやはり単純化して説明すると、鋼中に存在する硬い「介在物」が原因となって鋼材内部での亀裂発生が増えるために破壊すると考えられている。高強度鋼ではこの介在物の“主役”は最も硬い酸化物である。そこで、酸化物の微細化に加えて、成分調整によって酸化物を軟質化する工夫も必要となる。また、局所的な塑性変形を抑制するためには母地の強さを高めなければならない。これには結晶粒内に析出する炭化物を微細化することが必要となる。

このような検討から、遅れ破壊と疲労限停滞を解決するために、結晶粒内と結晶粒界に析出している炭化物をともに微細化した新しい金属組織をつくりだすことが研究開発のテーマとなった。すなわち、組織制御が主な課題になった。

1500MPa級の鋼材の研究開発でも、解説1（pp.3-8）で紹介した800MPa級高強

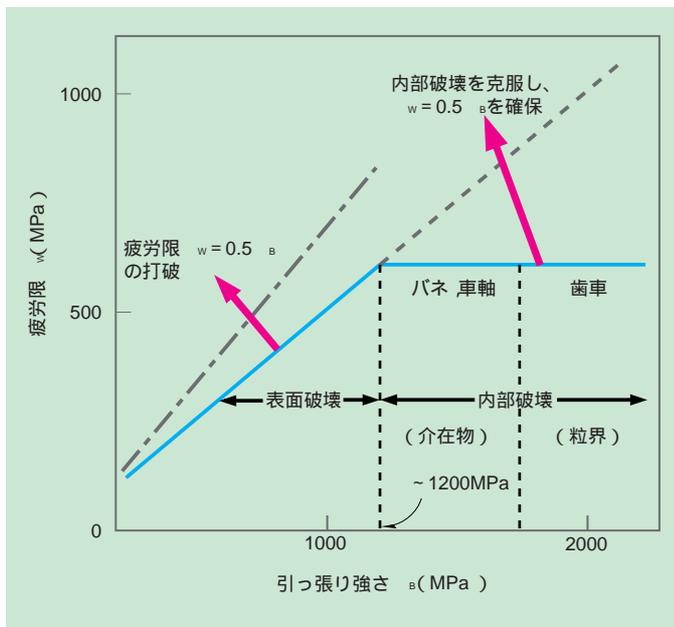


図4 疲労破壊に強い1500MPa級材の研究目標の模式図

度鋼と同様に、リサイクル性を必要条件とし、希少資源元素の添加をできるだけ避けて適正な組成・組織を目指した。このため、SCM440をベース鋼に選んだ。

加工熱処理で組織制御

新しい焼き戻しマルテンサイト組織を開発する組織制御の手法として、加工熱処理の一つであるオースフォーム加工熱処理法（オーステナイト相状態での加工後に焼き入れ）に工夫を凝らし、鋼中の炭化物などを制御する方法を考案した。

まず、800 という温度でオーステナイト相組織を50%圧延加工した（図5）、加工温度が比較的高温であるためにオーステナイト相の結晶粒界の移動が起こって、結晶粒界を1 μ m単位で凸凹に湾曲させることができた。加工後の焼き入れ時に起こるマルテンサイト相変態*は、無拡散相変態であるから、オーステナイト相の結晶粒界の組織は、そのままマルテンサイト相に受け継がれる。これを「旧オーステナイト（ γ ）粒界」と呼ぶ。通常の焼き入れ処理で得られる旧オーステナイト粒界は直線的で、焼き戻した時に粗大なフィルム状の炭化物が析出しやすい。しかし、凸凹に湾曲した旧オーステナイト粒界では、粒界上の炭化物が微

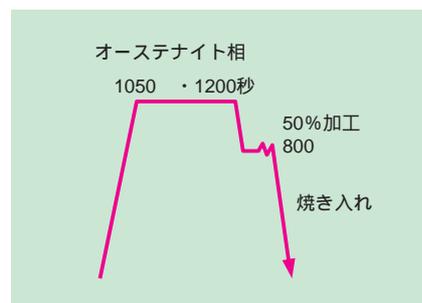


図5 1500MPa級材を目指した改良オースフォーム加工熱処理

*原子間力顕微鏡 (Atomic Force Microscopy:AFM) : 先端を原子レベルに近いほどまでとがらせた探針を試料表面に限りなく近づけると、探針先端の原子と、試料

表面の原子が引き合うなどの力が発生する。この力を一定に保つようにしながら探針を上下させ、試料表面を左右前後に動かして表面の凹凸などを観察する顕微

鏡。トンネル電流を利用したトンネル顕微鏡と異なり、絶縁性の物質の表面でも観察できる点が大きな特徴である

強度2倍を狙う高強度化

細化すると推定された。

従来のオースフォーム加工熱処理は、高温相であるオーステナイト相を安定化させる合金元素を鋼に添加し、本来はフェライト相である400 近くまでオーステナイト相になるようにして、この400 付近で加工熱処理することを意味していた。

このような400 付近の加工では、低温であるために、オーステナイト相の結晶粒界の移動が起こらず、凸凹に湾曲した粒界は得られない。今回、採用した改良オースフォーム加工熱処理では、結晶粒界へ凸凹を導入することを意図した点が第一の新機軸である。また、多量のオーステナイト相形成合金化元素を添加しないで、機械構造用低合金鋼SCM440のまま、改良オースフォームの加工熱処理が可能なることに着目した点が第二の新機軸である。

オーステナイト相組織で圧延加工する

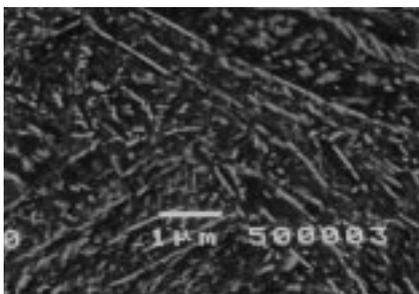


図6 (a)従来材の焼き戻しマルテンサイト組織。フィルム状の炭化物が析出している

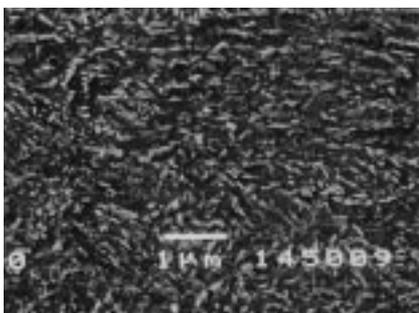


図6 (b)開発材の焼き戻しマルテンサイト組織

と、鋼の内部に転位が多数導入される。つまり転位密度を高めることができる。この転位もマルテンサイト相に受け継がれ、焼き戻し処理の際に、炭化物が優先的に析出する場所として働く。析出する場が多数あると、炭化物があちこちに多数でき、結果として炭化物1個当たりが小さくなり、マルテンサイト相の結晶粒内では炭化物が微細分散した組織ができると推論された。圧延加工の温度が低いと、転位が不均一に導入されやすく、結果として炭化物の分散状態も不均一になって好ましくない。今回採用した加工温度800 は、この点も考慮して決めた。

改良オースフォーム加工熱処理後は、高周波誘導加熱法や塩浴 (ソルトバス) を用いて焼き戻し処理を行い、所定の引っ張り強さを得るとともに鋼材の靱性 (じんせい) の回復を図った。

炭化物の微細化を確認

改良オースフォーム熱処理法で作製したSCM440の開発材は、目標の1500MPaを十分に達成する引っ張り強さを示す。一方、焼き入れ・焼き戻し熱処理法 (Q/T法) で作製したSCM440の従来材でも、遅れ破壊や疲労強さを考慮しなければ、引っ張り強さ1500MPaの達成は可能である。

開発材と従来材の組織は当然、ともに焼き戻しマルテンサイト組織である。SEM (走査型電子顕微鏡) でマイクロ組織を観察すると、開発材も従来材もマルテンサイト相結晶の中にセメントイト (化学式 Fe_3C で示される鉄と炭素の化合物) という炭化物が分散している点は同じだった (図6)。

しかし、炭化物の分散状態には大きな違いがあった。普通の焼き入れ・焼き戻しを施した従来材では、炭化物は旧オーステナイト粒界に大きなフィルム状に析出していた。そのほかの部分にも鎖状の炭化物が多く析出していた。

一方、開発材では、炭化物が微細に析出していた。フィルム状の巨大な炭化物がない点が異なっている。異なる腐食液を用いた光学顕微鏡による観察で、旧オーステナイト粒界には微細な凹凸が生じているのが確認された。さらに、原子間力顕微鏡 (AFM) * によってマルテンサイ

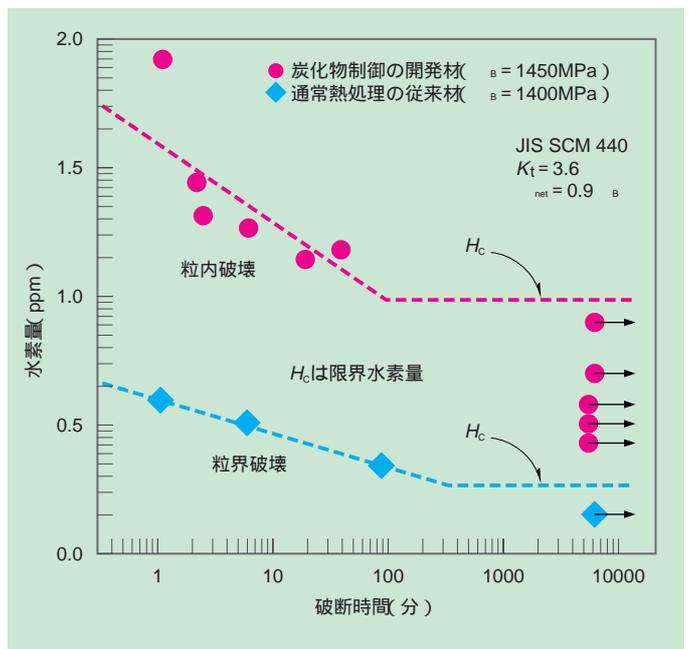


図7 開発材 (炭化物組織制御材) と通常熱処理材の遅れ破壊試験による水素量-破壊時間曲線 (σ_B : 引っ張り強さ、 K_t : 応力集中係数、 σ_{net} : 試験応力)

ト相の結晶粒も微細化していることが分かった。

遅れ破壊強さの向上を達成

開発材は、マルテンサイト相の結晶粒が微細で、結晶粒内と結晶粒界ともに炭化物が微細に析出した炭化物制御組織を実現した。この結果、結晶粒界と粒内組織がともにミクロ的に強化され、遅れ破壊強さが向上すると期待された。

遅れ破壊強さを評価するために、応力集中係数が3.6となる切り欠きをつけた試験片にあらかじめ電気化学的手法で種々の量の水素を導入した後、引っ張り強さの0.9倍の応力を負荷して経過破断時間を調べた。引っ張り強さ1450MPa級の開発材と同1400MPa級の従来材SCM440の水素量と破断時間の関係を見ると、開発材の試験データは水素量が高い側に位置している(図7)。

両者とも、鋼中の水素量が減少するほど、破断時間が長くなり、ついには破断しなくなる傾向を示している。この遅れ破壊を起こさない限界水素量(H_c)は、従来材に比べて開発材では5倍高くなった。つまり開発材では、より厳しい水素侵入環境にも耐える遅れ破壊強さが得られることが分かった。

破面観察の結果、従来材は粒界破壊したが、開発材では粒内破壊が起こっており、粒界が強化されていることが確かめられた。改良オースフォーム加工熱処理の著しい効果は、1580MPa級の開発材でも認められた。

疲労限の低下抑制に成功

疲労破壊時の内部破壊の克服も遅れ破壊の克服と同様に、改良オースフォーム

加工熱処理によってマルテンサイト相の結晶粒と析出した炭化物をともに微細化することによって、内部破壊の原因を減らす方針をとった。

SCM440の従来材のミクロ組織を観察すると、内部破壊起点と推察される水素割れ領域(ODA=Optically Dark Area=光学的に暗い部分)が存在することが見いだされていた。改良オースフォーム加工熱処理で作製した開発材は、ミクロ組織観察しても水素割れ領域のODAが見つからなかった。このことから、繰り返し回数はギガ回数以上の長期疲労強さが大幅に改善することが実現できた。また、炭化物以外の介在物を軟質化し、内部破壊を抑制する対策も同時に行った。例えば、硬いアルミナ(Al_2O_3)を軟らかいアルミナ・マグネシア($Al_2O_3 \cdot MgO$)に替える工夫も実施した。

開発材の一例として、引っ張り強さ1800MPa級鋼材の疲労強さを調べてみ

た。開発材の疲労限 w は少なくとも900MPaであり、疲労限 $w=0.5 \sigma_B$ という引っ張り強さの半分を実現し、疲労限での第一の目標を達成できた(図8)。また、繰り返し数 10^8 回で破壊しない上限値は1100MPaと予測できた。この予測値から、 $w/\sigma_B=1100MPa/1800MPa=0.62$ すなわち $w=0.62 \sigma_B$ となり、第二目標である $w > 0.5 \sigma_B$ を達成した。この結果、長期疲労強さに優れた1500MPa級高強度鋼の開発指針を打ち立てることができた。

ナノスケールで見て測る

遅れ破壊や疲労は鋼材中の最弱点での亀裂発生に支配される。そして、課題の克服のためには、「介在物」としての炭化物を微細化することが必要となった。今回、研究開発の推進にあたっては、このような金属組織情報の定量化とともに、局所領域での力学特性を知る必要が

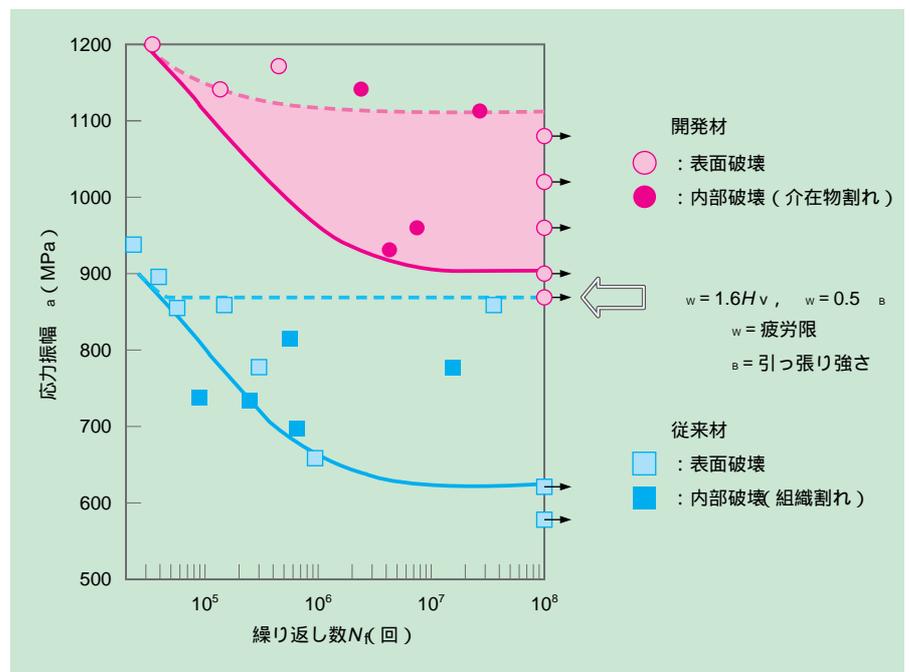


図8 1800MPa級の開発材と従来材の疲労強さ (w : 疲労限、 σ_B : 引っ張り強さ)

あった。つまり複雑な焼き戻しマルテンサイト組織をナノスケールで見えて測ることが求められた。

ブレークスルーとして意図したのが、原子間力顕微鏡とナノ超微小硬さ試験機の利用だ。原子間力顕微鏡は、 10^{-9}m というナノスケールの分解能で金属組織を観察できるとともに、光学顕微鏡と同等レベルの広い視野領域の観察も可能である。これによって、金属組織の平均的情報と局所的情報を一緒に得ることができる。ナノ超微小硬さ試験機は、 $0.1\mu\text{m}$ 領

域の力学特性を測ることができる。マルテンサイト相の微細な結晶粒内の母地の变形抵抗は、このナノ超微小硬さ試験機でしか測ることができない。ここで得られた結果から、ナノスケールでの力学特性が鋼材のマクロな特性をどう支配しているかという機構を初めて調べることが可能となった。

ナノ領域の硬さが上昇

開発材の新しい焼き戻しマルテンサイト組織の力学特性をナノスケールで調べてみた(図9)。

ピッカース硬さは、圧痕サイズが $10\mu\text{m}$ 以上では通常のマイクロピッカース硬さ試験機で測定した。圧痕サイズ $10\mu\text{m}$ 以上のマイクロピッカース硬さは、従来材と開発材はともに約 $450H_v$ (引張強さ 1500MPa に相当)だった。

圧痕サイズが $0.1\mu\text{m}$ (100nm)付近のナノ硬さは、マクロ硬さよりも低く、開発材の方が従来材よりも低下の度合いはかなり小さい($b > c$)。マルテンサイト相の結晶粒

の構造は、旧オーステナイト粒に始まって、ポケット ブロック ラスと組織単位が小さくなり、それに対応して硬さが低下している。低下する度合いが開発材と従来材で大きく異なる。

ナノ硬さの違いは、これまで見いだされていなかった新しい発見である。これまでは、焼き戻しマルテンサイト組織は転位や微細析出物で強化されているためマイクロ(ナノ)からマクロ領域にわたって同じ強さを示すと考えられていた。ナノ領域とマクロ領域の硬さ(強さ)を近づけることによって、破壊に強い組織が得られる見通しが得られた。マルテンサイト相の組織構造部位ごとに強さが異なる機構は、現時点では未解明である。

開発材と従来材の各組織を原子間力顕微鏡(AFM)で観察した。AFMの高い垂直分解能によって、結晶粒や炭化物の電解研磨量のわずかな差を測定し、焼き戻しマルテンサイト組織を初めて画像化した。ブロックを白黒の帯として、初めて容易に観察できるようになった。この観察技術を用いることによって開発材はブロック幅が狭いことが分かった。

ナノテクノロジー解析がカギに

鋼材のマクロ特性を決める機構の解明と特性向上の指針を得るためには、ナノスケールでの分析・検討こそが必要であると着目した点で、平成9年(1997年)から始めた「超鉄鋼プロジェクト」は、鉄鋼材料にナノテクノロジーを導入した先駆けだったといえる。

さらに将来、高まると予測される鋼材の高強度化への要求を達成するには、このナノテクノロジー解析技術こそがカギを握るとみている。

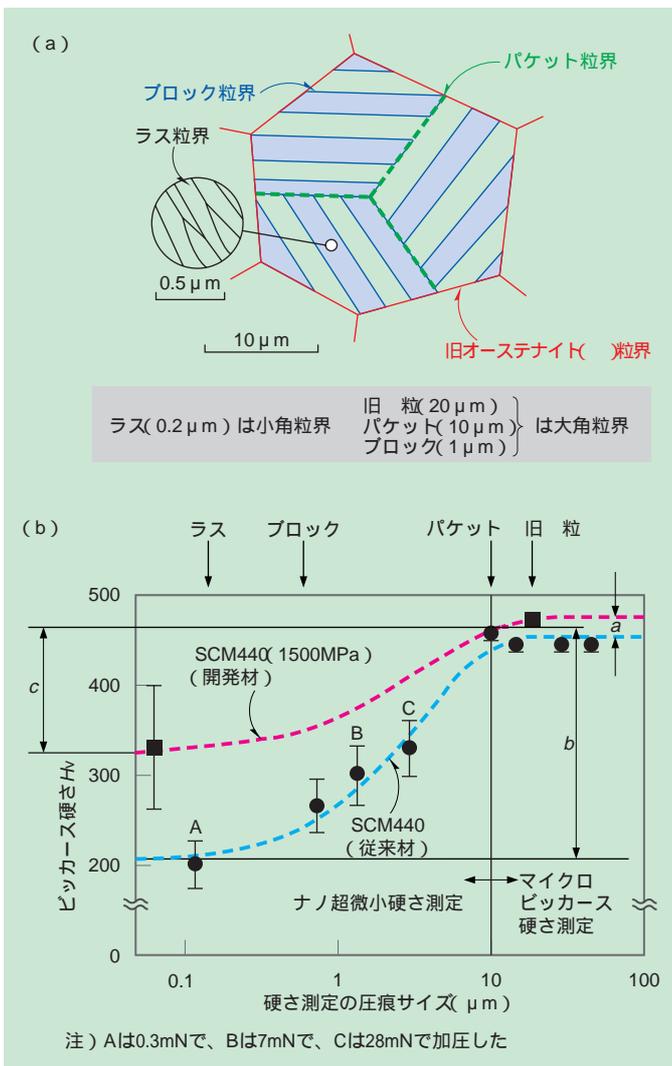


図9 SCM440のマルテンサイト組織の構造とナノ微小硬さ測定の結果

高温・高圧で使えるフェライト相耐熱鋼 高効率発電プラント用開発

物質・材料研究機構の超鉄鋼研究センターが推進している超鉄鋼材料研究開発プロジェクトは、高強度化と長寿命化の大テーマで構成されている。その一つである長寿命化テーマは、高温・高圧向けのフェライト相耐熱鋼と省資源型のオーステナイト相耐食性ステンレス鋼を開発することが目標である。本解説は、高効率発電プラント向けに長寿命で使えるフェライト相耐熱鋼の開発過程で見いだされた材料科学面での新しい知見を分かりやすく解説するために書かれた。耐熱鋼の悩みであるクリープ強さを克服するために、フェライト相耐熱鋼の結晶粒界を安定させる手法として、B（ホウ素あるいはボロン）の添加が効果が高いことを見いだした。これによって、650℃で長時間使える指針を得た。また、微細な金属間化合物を析出させる手法によって700℃以上の高温でも使えるメドも得ている。

地球温暖化を防ぐため、CO₂（二酸化炭素）排出量を減らす対策がいろいろ提案されている。その主な対策の一つが火力発電所の発電プラントを高効率化し、CO₂排出量を減らすことだ。資源エネルギー庁総合資源エネルギー調査会の総合部会は、1999年度の部門別CO₂排出量の調査結果から、「CO₂排出量の大きい火力発電の発電効率を5%向上させると、日本のCO₂の排出量を3%削減できる」と分析する。

火力発電の発電効率は、発電用の蒸気タービンを回す蒸気の温度と圧力が高いほど高い。現在、効率が最も高い大型火力発電プラントは、蒸気のター

ビン入り口温度が600℃で圧力が31MPa（315気圧）である。既に蒸気の臨界条件*をはるかに超えているので、「超超臨界圧プラント」と呼ばれている。

650℃の高温への挑戦

発電プラントの発電効率を高めるには、蒸気の温度・圧力を一層高める必要がある。ところが、この過酷な条件に対応できる鋼が実質的にはこれまで無かった。このため、高温・高圧環境で長時間使える高温向けの耐熱鋼が必要となった。高温・高圧の目標値を、温度650℃、圧力34.3MPa（350気圧）とし、この環境で長時間使える耐熱鋼

の開発に着手した。

大型火力発電所のボイラーなどの高温で使われる耐熱鋼は空気中で高温にさらされると、鉄原子が酸素原子と結びつき、鉄酸化物となる。この鉄酸化物は強さや靱性（じんせい）が低いいため、表面にできた酸化物層の分だけ、鋼が薄くなったことになる。鋼にかかる外力は変わらないので単位肉厚当たりの応力が増え、部材が変形しやすくなってしまふ。見かけは同じでも、鋼製の部材は弱くなっている。

発電プラントのような高温・高圧の水蒸気にさらされる構造物向けでは、耐酸化性が重要な課題になる。火力発電用のボイラーチューブは外面を火に、内面を高温の水蒸気に直接さらされるという使用条件で用いられる。

現在、薄肉のボイラーチューブは、通常オーステナイト相系*のステンレス耐熱鋼のSUS316などが使用されている。オーステナイト相系のステンレス耐熱鋼は、コスト面では高価ではあるが普通の構造用炭素鋼と違って、結晶構造が高温で変形しにくいFCC（面心立方晶）であり、かつクロムを多く含んでいて鋼表面に緻密な酸化層皮膜をつくり、鋼の酸化を防ぐ性質を持っているためである。

一方、主蒸気管や管寄せなどの厚肉で直径が大きい大型部材（図1）は、フェライト相系*耐熱鋼（例えばFe-9Cr系）が用いられている。その理由は、フェライト相系耐熱鋼が安いという経済的な利点と同時に、フェライト相系耐熱鋼はオーステナイト相系耐

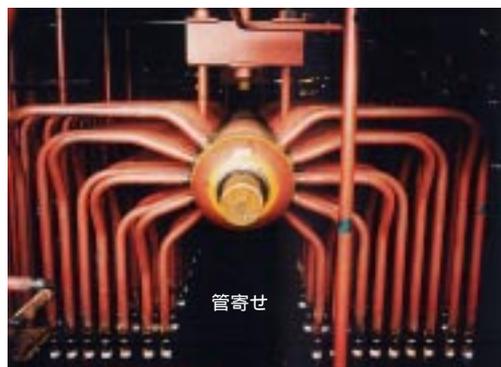


図1 厚肉で直径が大きい大型部材の主蒸気管や管寄せなど。発電プラントの主要な構造物（写真：三菱重工業）

* オーステナイト相：鉄は910 から1400 までの温度範囲では、結晶構造が面心立方格子 (FCC) となっており、「鉄」と呼んでいる。

この鉄にC(炭素)などの元素が固溶した鋼を「オーステナイト相」と呼ぶ。オーステナイト相は、Cを最大2質量%程度まで固溶する。

* フェライト相：鉄は低温から910 までの温度範囲では、結晶構造が体心立方格子 (BCC) となっており、「鉄」と呼んでいる。この鉄にC(炭素)などの元素が固溶した鋼を「フェライト相」と呼ぶ。

おり、「鉄」と呼んでいる。この鉄にC(炭素)などの元素が固溶した鋼を「フェライト相」と呼ぶ。

寿命2倍を狙う長寿命化

熱鋼に比べて熱伝導度が約1.3倍高く、かつ熱膨張率が約30%小さいという熱的性質を重視した判断である。大型火力発電は昼間運転・夜間停止の運転モードを毎日繰り返すため、室温と650の間で繰り返し加熱・冷却される。この温度差によって厚肉部材は熱応力を受ける。フェライト相系耐熱鋼は熱伝導率が高く、熱膨張係数が小さいことから、オーステナイト相系ステンレス鋼に比べて熱応力が低く、熱疲労に有利になる。

熱伝導率が高いフェライト相系耐熱鋼は、650以上の高温向けの耐熱鋼としてはそれほど利用されていない。その理由は、フェライト相系耐熱鋼がオーステナイト相系鋼に比べて合金元素の添加量が少なく、結晶構造がBCC(体心立方晶)であるためである。結晶構造がFCCのオーステナイト相系よりも、BCCでは鉄やクロムなどの構成原子の自己拡散係数が大きく、結晶格子間の原子の移動が容易なため、高温では鋼の組織が変化しやすいからである。

この結果、フェライト相系耐熱鋼を

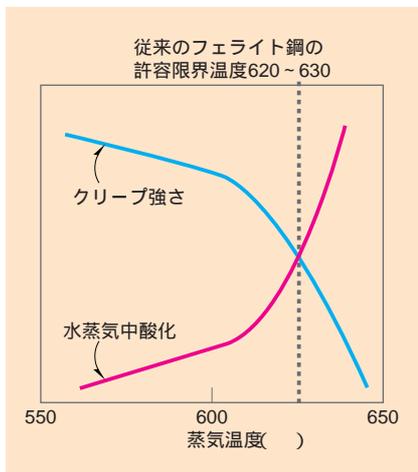


図2 フェライト相系耐熱鋼の温度上昇によるクリープ強さと鋼表面の酸化量の変化

650 といふかなりの高温で使うには、高温で長時間、十分な強さなどの機械的性質を維持するためのさまざまな工夫が求められる。これまでのフェライト相系耐熱鋼は、耐酸化性の点からクロムを添加し、高温強さの点からモリブデン(Mo)を添加したクロム・モリブデン鋼(CrMo鋼)が使用されてきた。

クリープ強さが評価尺度

650 で使えるフェライト相系耐熱鋼を開発するための主な課題は、クリープ現象*である。鋼の場合、クリープ現象は約450 以上になると顕著になる現象で、耐力(降伏強さ)よりもはるかに小さい応力(荷重)であっても、長い時間にわたって荷重をかけ続けると、ゆっくりと塑性変形し始め、ついには破断してしまう。高温の環境で長い年月稼働する発電プラントで使用される耐熱鋼は、クリープ強さが高温での強さの評価尺度となる。クリープ強さとはクリープ試験の破断強さである。

実際には、使用温度における10万時間(11年強に相当)のクリープ強さに基づいて、チューブの厚さなどの設計

の許容応力を決めている。鋼のクリープ強さは温度が高くなるほど低くなり、また、水蒸気中での酸化されやすさも温度の上昇とともに激しくなる(図2)。特に、温度が600 を超えると、酸化されやすさが一段と激しくなる。従来のフェライト相系耐熱鋼は、実質的な使用温度は620~630 が上限であると考えられていた。

現在使われているフェライト相系耐熱鋼の中で、高温強さが最も高い鋼である改良Fe-9Cr-1Mo-V-Nb鋼(T91鋼)についてみると、温度が高くなり経過時間が増すほど、クリープ強さは一貫してゆるやかに低下する。温度が600、時間が1万時間を超えると、それより低温・短時間側のデータから予測されるクリープ強さよりも実際には強さの低下が大きい(図3の□部分)。この強さの低下は、温度範囲600~650 で最も顕著に起こる。また時間が経つほど激しくなる。鋼の強さは、まるで加速されているように急激に低下してしまう。

この加速的な強さ低下は、高強度鋼ほど著しいことも明らかになった。こ

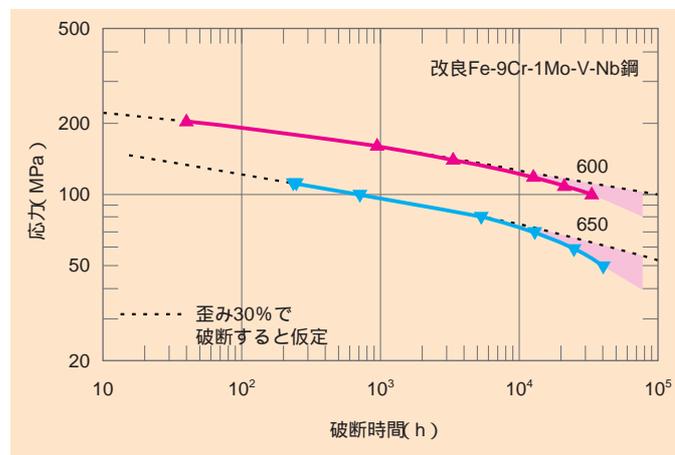


図3 改良Fe-9Cr-1Mo-V-Nb鋼のクリープ破断強さ・時間曲線

このことは、鋼の合金元素の添加量を増やすなどの一般的な強化方法によって、低温・短時間領域でのクリープ強さをいくら上昇させても、高温・長時間領域では、その分だけクリープ強さが低下する幅が大きくな

*クリープ：材料に加えられた応力（あるいは荷重）が小さくても、その材料が高温に置かれると、時間が経つに従ってゆっくりと変形する現象。材

料のクリープ特性を測るには、内部を一定温度に保った電気炉内に材料を置き、この材料に小さな一定荷重をかけながら長時間保持し、一定時間ご

との歪み（伸び）を測定する。材料がクリープ現象で破断するまでの時間をクリープの「破断時間」という。

ってしまうことを意味する。この加速的な強さ低下を克服することができなければ、650 で10万時間を超える高温・長時間領域で十分なクリープ強さを持つフェライト相系耐熱鋼は開発できないことが明らかになった。

高温・長時間での組織変化

高温・長時間領域で、クリープ強さが急激に低下する原因をはっきりさせることが必要になった。鋼の組織を電子顕微鏡で調べてみると、600 以上、1万時間以上の試験領域では、結晶粒の粒界* 付近の微細組織が粒内の微細組織と明らかに違ってきていることが判明した。一例として、蒸気温度が600 程度の発電プラントに用いられている改良Fe-9Cr-1Mo-V-Nb 鋼（T91 鋼）について調べてみた。この鋼は、焼きならし・焼き戻し熱処理によって焼き戻しマルテンサイト組織の状態に調整されて使用される。温度と応力が600 ・100 MPa でクリープ試験を行い、3万4141時間で破断した組織を図4に示す。

この電子顕微鏡写真から分かるように、粒内の微細組織はマルテンサイト

組織* のラスが緩やかに回復した状態にあるが、旧オーステナイト相の粒界付近（白い帯状の部分）は粒内の部分とまったく様相が異なり、微細析出物や転位が非常に少ない、回復が極端に進んだ組織となっている。

クリープ試験での組織の変化を、応力・破断時間の関係に対応させて模式的に示すと図5のようになる。この粒界近傍が優先的に回復した不均質組織が応力を受けると、粒内のラス組織は変形しないような低い応力でも、旧オーステナイト相の粒界付近では非常に軟らかくなっているため、この軟化した部分で局部的に塑性変形を起こし、伸びて引きちぎられるように破断してしまう。予想よりも低い応力で破断するのである。

高温・長時間域で、クリープ強さが加速的に低下する理由は、粒界近傍で優先的な組織回復による局所的な軟化が生じ、この部分だけが集中的に塑性変形してしまうことが主な原因であると解釈している。この粒界付近の優先的な組織回復を防ぐことができれば、高温・長時間域でのクリープ強さの加速

的な低下を避けることが可能になる。これが実現できれば、625 の壁を破って650 でのクリープ強さを実現できると考えられた。

粒界付近組織の長時間安定化

粒界付近の優先的な組織回復はなぜ起こるのであろうか。一般に粒界付近は結晶構造が乱れており、このため結晶中の原子の移動が粒内に比べて、格段に容易になっている。このことは、合金元素の鋼中の拡散係数が粒界では

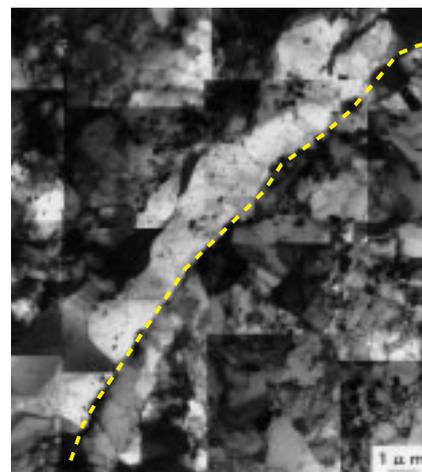


図4 改良Fe-9Cr-1Mo-V-Nb 鋼がクリープ破断した時の組織。600 、100MPaのクリープ試験で、3万4141時間で破断。黄色い破線は旧オーステナイト相の粒界

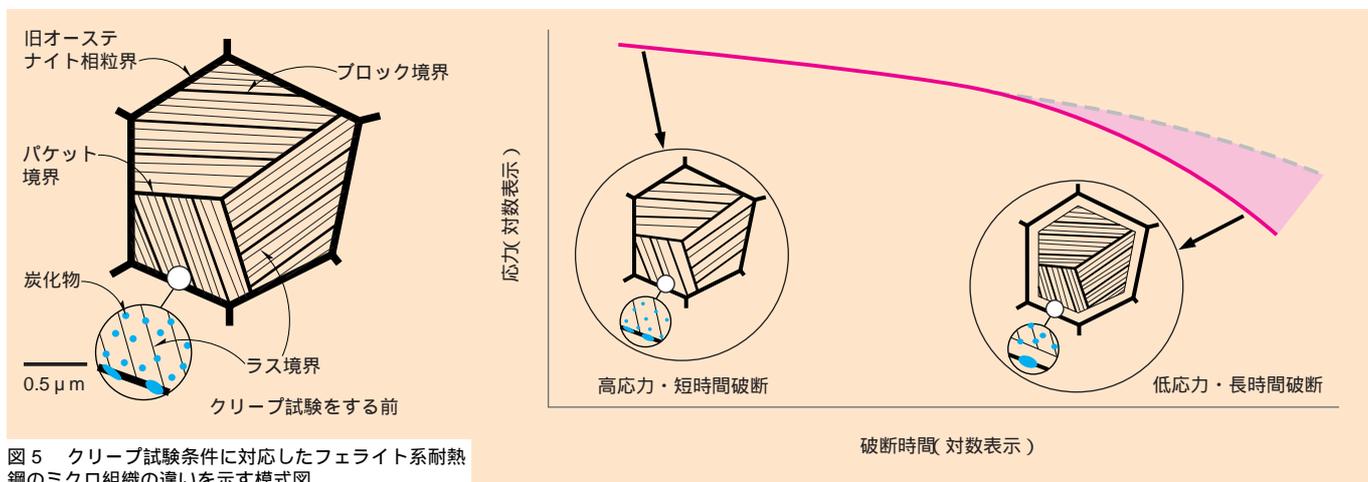


図5 クリープ試験条件に対応したフェライト系耐熱鋼のミクロ組織の違いを示す模式図

* マルテンサイト相：炭素を含む炭素鋼は、高温相のオーステナイト相から水焼き入れなどの急冷処理を受けると、炭素を過飽和に固溶したままの

状態で体心立方格子（BCC）あるいは体心正方格子（BCT）に一瞬に相変態する。この相変態は原子の拡散を伴わない。この相変態を「マルテンサ

イト相変態」、できた相を「マルテンサイト相」と呼ぶ。マルテンサイト相は内部に転位や双晶などの構造欠陥を多く含んでいる。

寿命2倍を狙う長寿命化

粒内より極めて大きい事実からも分かる。粒界付近でのこの活発な原子の拡散によって、改良Fe-9Cr-1Mo-V-Nb鋼では長時間経過後に粒界近傍に「Z相」と呼ばれるCr-Nb-V複合窒化物が析出する。この析出の際に、周囲に析出している微細MX相（M = V、Nbなどの金属元素、X = 炭素あるいは窒素）を消滅させながら急速に成長する。MXの構成元素を奪いながら複合窒化物ができていくのである。実は、微細MX相析出物はクリープ強さを高めるクリープ強化相になっている。粒界付近でクリープ強化相である微細な複合窒化物の析出物が消失すると、転位が動きやすくなり、消滅しやすくなる。この結果、転位密度も大幅に少なくなり、回復が十分に進んだ軟らかい組織となると考えられている。

このような粒界付近特有の組織の不安定さを改善する手段としては、鋼の粒界に偏析しやすいBに着目した。Bが粒界に偏析する効果によって粒界付近

の組織を安定にすることができるのではないかと考えた。

B添加の効果を確認する試験として、Fe-9Cr-3W-3Co-V-Nb系を基本鋼とし、これにBを0.0139%添加した開発鋼を作製した。従来、Bは鋼の焼き入れ性を向上させる目的で、微量添加されることが多かった。一方、Bを多量に添加すると、鋼の熱間加工性は著しく損なわれる。このため、Bの添加量は50ppmが上限になっている。

650で長時間使えるフェライト相系耐熱鋼を目指すには、高温・長時間にわたって粒界組織を安定化させるために、B添加量を多くすることでブレークスルーを狙うことにした。熱間加工性が悪くなる原因は、結晶粒界にBの窒化物であるBNが析出するため、粒界にBNが析出しなければ熱間加工性に差し障りが無いと予測した。N量を0.002質量%まで低下させることで、従来の添加量に比べて3倍程度多いB添加を試みた試作鋼は、熱間加工性に問題

はなく、普通に圧延できた。

画期的なBの粒界安定効果

Bを多量添加した試作鋼と、実用フェライト相系耐熱鋼でクリープ強さが最も高い9Cr系の「T91」「P92」の2鋼種を650でクリープ試験し、比較した（図6）。既存の2鋼種は650では数1000時間の領域で早くもクリープ強さの加速的低下が始まる。これに対して、B添加鋼は1万時間を超えても加速的なクリープ強さの低下が見られなかった。この結果をクリープ速度の面で分析してみると、B添加鋼はB無添加鋼に比べて、遷移クリープ域（初期にクリープ速度が一貫して低下して行く領域）が長時間まで持続し、加速クリープ域（クリープ速度が時間の経過とともに急激に増加する後半の領域）への移行が遅れる。この結果、最小クリープ速度が、B無添加鋼に比べて1桁程度（応力110MPaの場合）小さくなり、破断寿命は飛躍的に長くなる（図7）。

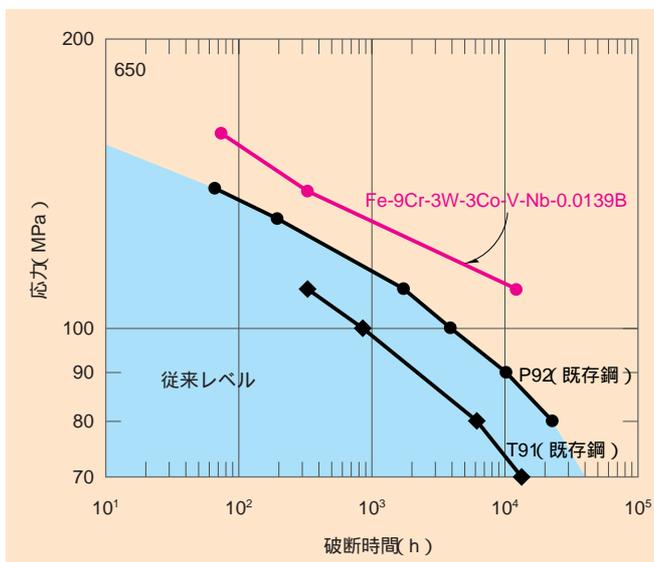


図6 B添加鋼（Fe-9Cr-3W-3Co-V-Nb-0.0139B）と従来鋼（T91、P92）のクリープ破断強さの比較（650で）

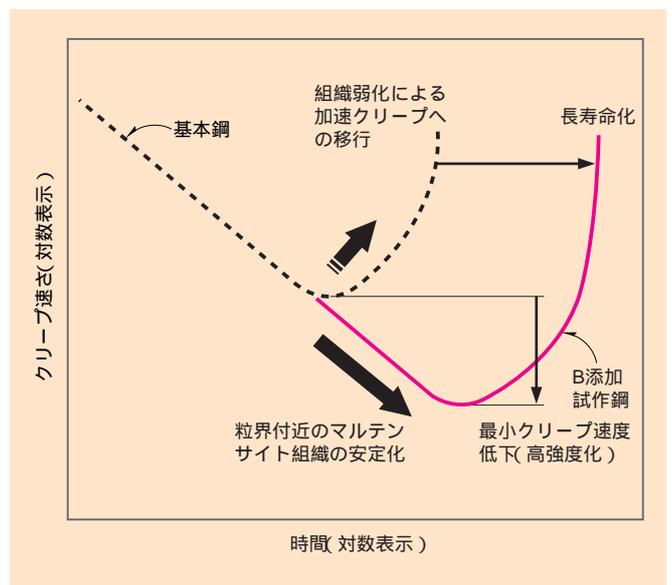


図7 B添加によるクリープ強化機構の模式図

* 結晶粒界 (grain boundary) : 金属は多数の結晶粒が集まってできている。結晶粒は原子配列がほぼ規則正しく並んだ単結晶となっている。各結

晶粒の向きはあまりそろっていないため、結晶粒同士の境では向きの異なる結晶粒同士が向かい合うことになる。この結晶粒同士が向かい合う境を

結晶粒界と呼ぶ。結晶粒界は、隣り合う結晶粒同士の結晶の向きが異なる面状格子欠陥である。転位や双晶などの構造欠陥を多く含んでいる。

試作鋼のクリープ強さが優れている理由が、粒界近傍組織の長時間域での安定化によるものかどうかを確認するため、650 ・ 1万300時間経過後の微細組織を電子顕微鏡で観察した。クリープ中に新しい種類の相が析出するわけではないのに、粒界付近での析出物の粗大化やラス組織が優先的に回復する現象が見当たらず、粒界付近の組織は粒内組織と見分けのつかないほど安定していることが分かった (図8)。

B添加によってなぜ粒界近傍組織が長時間にわたって安定するのか、そのメカニズムの本格的説明は今後の課題である。しかし、現在分かっていることは、粒界近傍に析出している $M_{23}C_6$ 炭化物中のBの濃度が粒界に近いほど上昇している事実である (図9)。このことから、Bによって粒界近傍組織が安定するのは、粒界近傍の $M_{23}C_6$ 炭化物の中にBが濃縮することで、 $M_{23}C_6$ 炭化物自体が安定化し、その急激な成長が抑制される結果と考えている。この結果、拡散が激しく起こる粒界近傍で

も、粒内と同程度の微細組織が維持されるためではないかと考察している。

B添加による強化機構は、これ以外にもいろいろ提案されているが、いずれも現段階では推測の域を出ない。今後nm (ナノメートル) レベルでの組織解析を強力に推進し、メカニズムを明らかにする必要がある。この試作鋼については、引き続き10万時間に向けてクリープ試験が続けられている。

これまでに得られたデータから、650 ・ 10万時間のクリープ破断強度は90MPa程度と推定している。既に開発されたフェライト相系耐熱鋼の中で強度が最も高いFe-9Cr-0.5Mo-1.8W-V-Nb鋼 (P92鋼) と比べても、650 ・ 10万時間のクリープ破断強さで1.5倍程度、クリープ寿命は10倍程度の値が得られることになる。当初は不可能とも思えたこのプロジェクトの目標達成が現実のものとなってきた。

700 以上の耐熱鋼も目標に

650 の高温で応力が長時間かかる場

合の課題だった粒界組織の不安定化を克服する手段が見出された。このことから一歩先の高温目標として700 が浮上してきた。工夫をさらに凝らせば、低温・短時間領域で有効であったさまざまな粒内組織の強化法が、700 の高温でも有効に働く可能性を検討した。

この考えに基づいて探索した結果、いくつかの試作鋼で予想をはるかに上回る成果が得られた。その一例は、常温での超高張力鋼として開発されたマルエージ鋼の強化メカニズムに着目したものである。マルエージ鋼は極低炭素のマルテンサイト中に析出する微細な金属間化合物*の析出強化を利用して高い強さを実現する。今回の検討に用いたのはFe-12Ni-9Co-5Mo-TiAl系の成分にBを添加した鋼である。700 においてもオーステナイト相系耐熱鋼のSUS316H鋼をはるかにしのぐ優れたクリープ強さを示すことが見出された (図10)。この鋼はマルエージ鋼タイプであるため、オーステナイト相温度域で溶体化処理した後、冷却中にマルテ

ンサイト相変態させ、時効・析出処理をしないままにクリープ試験に供された。クリープ強さの向上に有効な Fe_2Mo (ラーベス相) や μ 相などの金属間化合物の微細析出物は、クリープ試験中に析出してくる。図11の微細組織が示すように粒界・

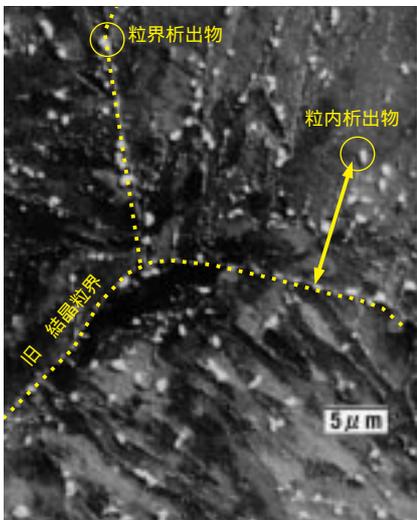


図8 B添加鋼 (Fe-9Cr-3W-3Co-V-Nb-0.0139B) の電子顕微鏡組織

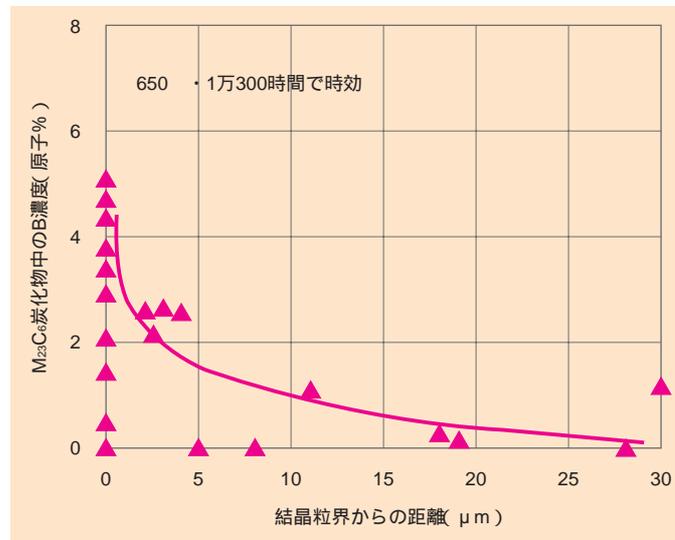


図9 結晶粒界近傍の $M_{23}C_6$ 炭化物中のB濃度 (オージェ分析による)

* 金属間化合物：金属を合金にすると、固溶体以外の「金属間化合物」と呼ばれる中間相ができる場合がある。この金属間化合物は、一般に元素の組成比が比較的簡単

な整数比のものが多いが、結晶構造が複雑なものも多く、融点も高いものが多い。単相になるものもあるが、多くは固溶体の中に析出物として存在する。

寿命2倍を狙う長寿命化

粒内で区別なく、微細な析出物が均一に分散している。

この試作鋼の粒界近傍組織が安定である理由は、B添加の効果のほかに、この鋼の組成が低炭素・低窒素であり、高温で不安定になって粗大化しやすい炭化物や窒化物をほとんど含まないためと考えている。この試作鋼は、700・数1000時間経っても、粒界付近の組織が不安定になるような兆しはみられなかった。試作鋼は、長時間のクリープ試験を続行中であり、1万時間以上でどの程度のクリープ強さが得られるかに関心が高まっている。この粒界の安定した状況が持続するとすれば、フェライト系耐熱鋼の使用温度範囲を画期的に拡大することができるかもしれない。

実用化への道のり

耐熱鋼のもう一つの重要な性質である高温耐酸化性は、表面に形成される薄いCr主体の酸化物膜 (Cr_2O_3) が高温水蒸気中の酸化に対して有効な保護被膜となることが知られている。今回開発中のフェライト系耐熱鋼は、ベースとなるCrレベルがオーステナイト相系の約半分程度に過ぎない。このため、Crが酸化層中に十分蓄積されず、 Cr_2O_3 被膜が形成されないまま酸化が進行し、結果としてマグネタイト (Fe_3O_4) とスピネル ($FeCr_2O_4$) からなる分厚い表面酸化層が形成する (図12)。

この問題についても、ブレークスルーにつながる手がかりが得られている。例えば鋼の表面へCr原子を移動しやすくしてやればよいとの考えから、表面

加工によってサブグレイン境界などのCr原子拡散が容易なパス(通路)を表面近傍に多数導入することや、 Cr_2O_3 酸化膜が形成しやすい高温酸化雰囲気中で、 Cr_2O_3 膜を予め形成させれば耐酸化性の向上に有効であると考えた。

実際、この考えに基づいて耐熱鋼表面に薄い Cr_2O_3 膜をつくるためにはPdを添加して表面加工を加えたり、少量の O_2 を含むArガス中で熱処理したりすることが効果を示すことが分かってきた。

このほか、実用するには溶接継ぎ手部のクリープ特性、熱疲労性能などが650 での長期間の使用に耐えるものであることなども確認しておく必要があり、並行して検討が進められている。9%Cr系の焼き戻しマルテンサイト組織の鋼に関しては、性能向上のための指導原理が明らかになりつつある。また、このプロジェクトで有望視されているFe-9Cr-3W-3Co-V-Nb-B鋼のような

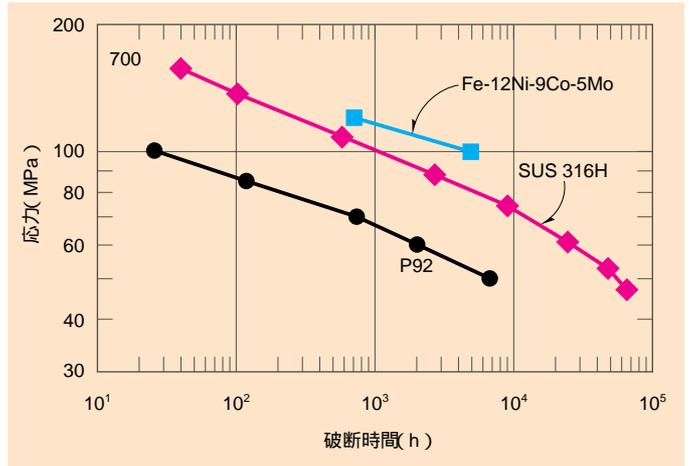


図10 金属間化合物強化型 Fe-12Ni-9Co-5Mo-TiAl-B 鋼 (マルエージ鋼) と従来鋼 (P92, SUS316H) のクリープ破断強さの比較 (700 度)



図11 金属間化合物強化型 12Ni-9Co-5Mo-TiAl-B 鋼 (マルエージタイプ鋼) の700、100MPa試験後の電子顕微鏡組織

新規開発鋼を実際の生産設備で製造し、この材料で実プラントの部材を作製するようになるまでには、生産・製造上の問題点の確認とその解決、10万時間までの実データによる確認など、通過しなければならないステップが数多く残されている。

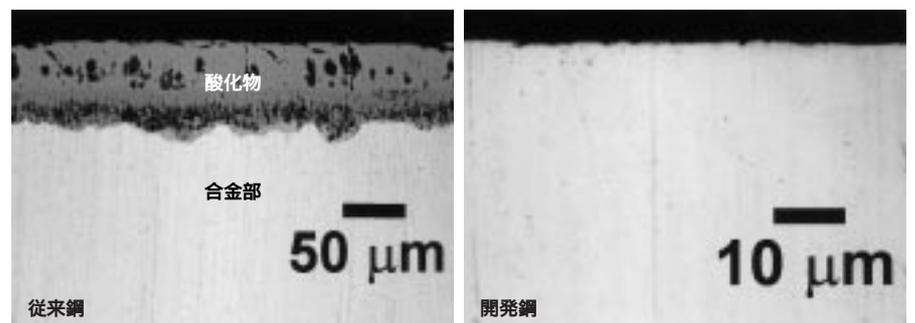


図12 高温水蒸気中で耐酸化性に優れた耐熱鋼

省資源型高窒素・高潔浄組成のオーステナイト相耐食性ステンレス鋼

物質・材料研究機構の超鉄鋼研究センターが推進している超鉄鋼材料研究開発プロジェクトは、テーマの一つとして長寿命化を掲げている。その長寿命化テーマとして研究開発を進めている省資源型のオーステナイト相耐食性ステンレス鋼は、海洋環境で使えるステンレス鋼の実現を目標にしている。本解説は、海洋環境向けにすき間腐食に強い耐腐食性オーステナイト相ステンレス鋼の開発過程で見いだされた新しい材料科学面での知見を分かりやすく解説するために書かれた。海洋環境で課題となるすき間腐食を克服する手法として、耐食性に優れてかつ安価なN（窒素）を多量添加する手法が効果が高いことを見いだした。N多量添加を用い、かつ不純物元素成分が少ないCr（クロム）系オーステナイト相ステンレス鋼の開発によって、海洋環境向けの耐すき間腐食性を克服するメドをつけた。

ステンレス鋼のすき間腐食解消が狙い

ステンレス鋼は、さびない鋼と一般に思われている。しかし、泣き所がある。O（酸素）がふんだんにある環境では、ステンレス鋼の表面は厚さが3～6nmの薄い酸化物の皮膜（不動態皮膜*）に均一に覆われている。この不動態皮膜によって外部環境から遮断（しゃだん）されるため、ステンレス鋼はこれ以上酸化しない。すなわち腐食しない。ステンレス鋼の優れた耐食性は、不動態皮膜が発揮しているのである。

不動態化したステンレス鋼は、貴金属元素のPt（白金）に近い優れた耐食性を示す。この不動態皮膜はCr（クロム）を約12質量%以上添加するとつくられる。Cr添加量が多いほど、またNi（ニッケル）、Mo（モリブデン）などの特定の合金元素の添加によっても不動態皮膜は安定する。

ステンレス鋼を海水中で使うと、例えばフジツボなどの貝類が表面に付着することがある。貝類などが付着した近くのステンレス鋼表面では、不動態

皮膜が不安定になることがある。この付着物とのすき間のステンレス鋼表面から合金構成元素のFeやCrが海水中に溶け出し、水のOH⁻（水酸イオン）と結合し金属水酸化物をつくるからである。この反応が起こると、水が分解してOH⁻が消費され、H⁺（水素イオン）が残り、H⁺濃度が高まりpH（水素イオン指数*）が低下し酸性になる。ステンレス鋼の不動態皮膜は、pHがある一定値以下の酸性になると、不安定になり不動態皮膜が壊れる。

本来は、耐食性が優れているはずの材料の一部が集中的に激しく腐食する現象を局部腐食という。pHがある値以下になる

とすき間（Crevice）部分に生じる局部腐食をすき間腐食（Crevice Corrosion）と呼ぶ。

海洋構造物は、この種のすき間が貝類などの付着やボルトなどの取り付け部の接触部周辺などにできてしまうケースが多い。SUS304や同316などの普通のオーステナイト相*ステンレス鋼は、一般の環境では優れた耐食性を持っている。にもかかわらず、海水環境の構造物であまり使用されていないのは、すき間腐食に弱いからである。海水中で使うステンレス鋼は、すき間腐食に強いことが不可欠となる。

特殊な用途では、高価な合金構成元素を多量添加した「スーパーステンレス鋼」と呼ばれる特殊なステンレス鋼が使われる。このスーパーステンレス鋼はかなり高価なため、一般の用途向けではない。

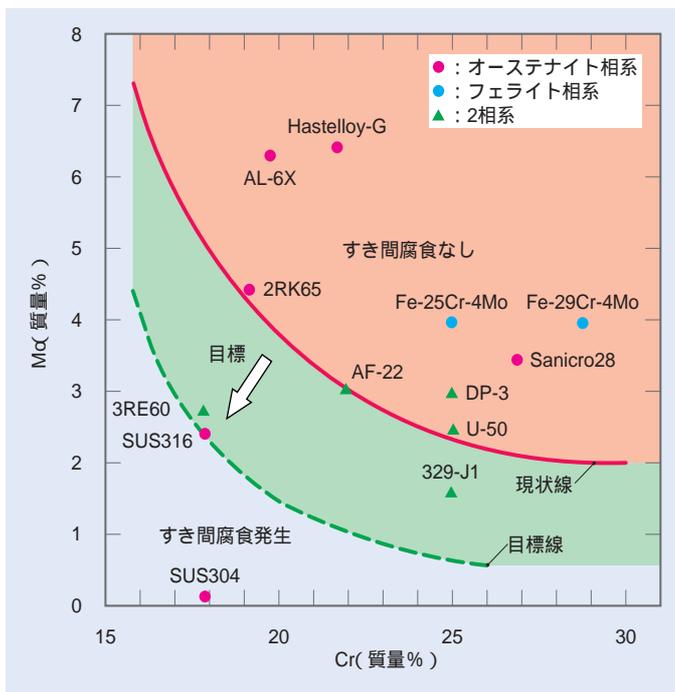


図1 耐海水性に優れた新ステンレス鋼の開発目標。ステンレス鋼のCrとMoの添加量で整理。（* 出典）小若、「金属の腐食損傷と防食技術」、アグネ発行、1983年

* pH (水素イオン指数) : 水溶液中の水素イオン濃度を表す式として $\text{pH} = -\log_{10} [\text{H}^+]$ を定義している。[H⁺] は水1cm³中の水素イオンモル濃度を示す。

中性でpH = 7、酸性でpH < 7、アルカリ性でpH > 7となる。

寿命2倍を狙う長寿命化

N添加ですき間腐食克服を狙う

環境が一定の場合、すき間腐食が生じるかどうかは、ステンレス鋼の合金組成によって左右される。一般にCrとMoの含有量が多いほど、すき間腐食は生じにくい(図1)。海洋環境向けの新しいステンレス鋼を開発する目標は、合金組成がSUS316相当のCr・Mo量のレベル(図1の緑色の線)でありながら、スーパーステンレス鋼に匹敵する優れた耐海水すき間腐食性能を持つこととした。開発する新ステンレス鋼は構造物向けが前提となるため、優れた耐食性に加えて、ある程度の実用的な板厚で良好な加工性、靱性(じんせい)、溶接性を持つことも必要となる。

耐すき間腐食性を改善する添加元素として、Cr、MoのほかにCu(銅)、Si(ケイ素)などが知られている。しかし、今回の新ステンレス鋼の開発で実際に

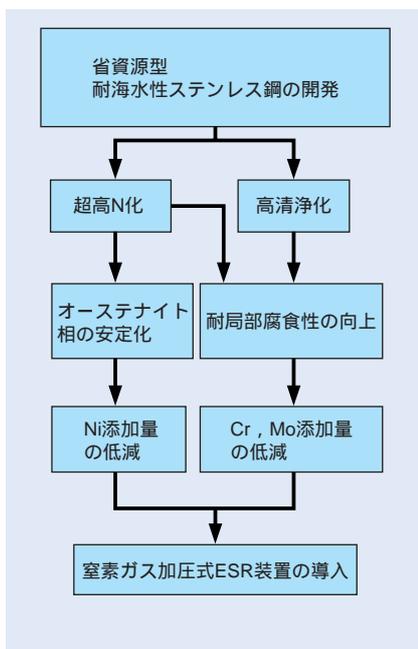


図2 耐海水性に優れた省資源型のオーステナイト相ステンレス鋼の開発の考え方

重視したのは、Nだった。Nが耐すき間腐食性などの耐食性の向上に有効であることが知られていたからである。

耐すき間腐食性改善の効果は、同じ量を添加した場合に、MoはCrの3~4倍、Nは10~70倍と見積もられている。合金元素添加の効果を半定量的に把握するために、材料科学面で種々の指標(インデックス)が提案されている。局部腐食に関しては、

$$\text{PRE}(\text{Pitting Resistance Equivalent}) = \text{Cr}(\text{質量}\%) + 3\text{Mo}(\text{質量}\%) + 16\text{N}(\text{質量}\%)$$

がよく用いられている。また、不動態皮膜の安定性は、不純物元素やMn(マンガン)の含有量が少ないほど向上する。

新ステンレス鋼の開発に当たって、

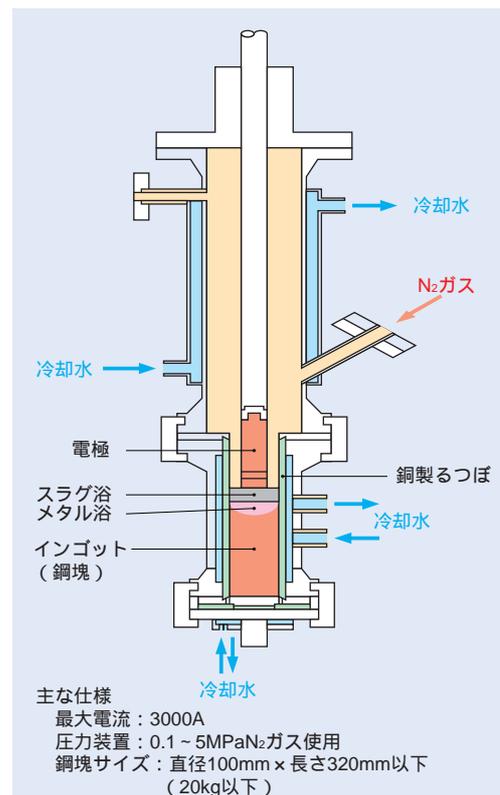


図3 窒素ガス加圧式ESR装置の模式図

省資源化の視点から、

容易に入手可能で、かつ耐すき間腐食性の改善に著しい効果のあるNをできる限り多量に添加する

合金元素を多量に添加することなく、不動態皮膜の安定性を高める手段として、不純物元素を極力少なくし、高纯净化を図る

を、開発指針の2本柱とした(図2)。Nは強力なオーステナイト相安定化元素であるため、耐食性に優れたオーステナイト相ステンレス鋼に必須の添加元素である高価なNiを代替できる。

今回の新ステンレス鋼開発では、Niレスのオーステナイト相系の高耐食性ステンレス鋼という夢の実現につながることも、開発の大きな魅力になっている。不純物とはC(炭素)、Si、Mn、

P(リン)、S(イオウ)、Oなどを示している。このなかで、O以外は種々の精錬方法の適用によって十分なレベルまで低減することが可能である。一方、O(すなわち酸化物の介在物)は、精錬方法だけでは十分低いレベルまで低減させることが以前は困難だった。しかし、最近はAl(アルミニウム)やCa(カルシウム)などを溶鋼中に添加する手法によってOの低減も可能になっている。

N多量添加と高纯净化の同時達成

現在、高纯净鋼をつくる方法の一つとして、ESR法(Electro Slag Remelting法)が知られており、PやS、Oの介在物を除去したり鋼塊中の成分偏析を解消するのに効

* オーステナイト相：鉄は910 から1400 までの温度範囲では、結晶構造が面心立方格子 (FCC) となっており、「鉄」と呼んでいる。

この鉄にC(炭素)などの元素が固溶した鋼を「オーステナイト相」と呼ぶ。オーステナイト相は、Cを最大2質量%程度まで固溶する。

果を上げている。この結果、軸受け鋼や大型発電機のタービンローター・シャフト向けなどの鋼材の製造に用いられている。現行のESR法では高純鋼はつくれるものの、高N添加は通常のインゴットの場合と同様に大気中での鑄造となるため、高N添加鋼をつくるには無力である。

そこで、高N添加化と高純化の両方を同時に達成する手段として、ジーベルトの法則〔ガス成分の固溶度は凝固時の雰囲気圧力(分圧)の $1/2$ 乗に比例する〕を活用し、窒素ガス加圧式のESR装置を国内で初めて開発した。

一般に鋼にNを多量添加する方法としてMn添加が有効と考えられている。ところが、このMnは耐すき間腐食性を劣化させる。このため、今回はMn含有量ゼロの高N添加耐食性ステンレス鋼の開発を目指した。極低Mn・高N添加のステンレス鋼の開発は世界で初めてである。

窒素ガス加圧式 ESR 装置で 1 質量% N を実現

窒素ガス加圧式のESR装置は、大気圧よりはるかに高圧の窒素雰囲気中で加圧凝固させ、鋼中の固溶N量を増加させつつ、ESRによる高純性も同時に達成する。開発した窒素ガス加圧式ESR装置は、鋼塊質量20kg、窒素ガスは最大5MPa(50気圧)まで加圧できる(図3)。ESRで溶解する原料は、溶解目標成分に近い素材を消耗電極として利用する。消耗電極と装置の底部にある電極との間に粉末状のフラックスを入れて通電し加熱する。加熱によってフラックスが溶けてスラグとなり、その

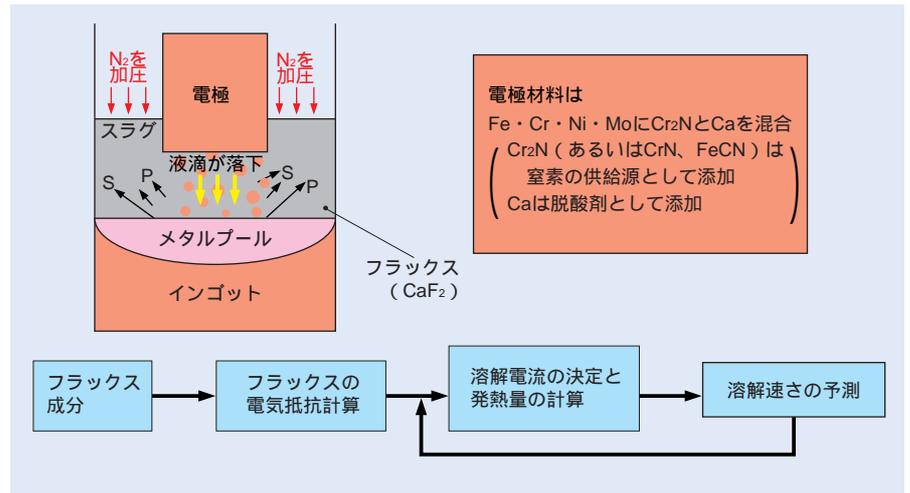


図4 窒素ガス加圧式 ESR 法の窒素ガス加圧と精錬の仕組み

スラグのジュール熱で消耗電極が少しずつ溶解してつば底部の上に滴下し凝固する(図4)。

鋼の液滴が溶融スラグ中を滴下する途中に、介在物をつくる不純物はスラグに捕捉され除去される。この結果、非常に不純物元素が少ない清浄な鋼が得られる。

窒素ガス加圧式 ESR 装置では、スラグによる鋼の溶解・精錬を高圧窒素ガス中で行うので、ジーベルトの法則によってN含有量の高い鋼塊がつけられる。窒素ガス加圧式 ESR 装置で、窒素ガス圧力を変化させて鋼塊中のN含有量の変化を調べたところ、窒素ガス圧力が1MPa(10気圧)では鋼塊中のN含有量は0.7質量%、2MPa(20気圧)で0.9質量%、3MPa(30気圧)以上で1質量%

以上となり、Nを1質量%以上を含むステンレス鋼を再現性良くつくる条件を見いだした(図5)。

Oとの親和力の強い元素を十分に加える方法によって、鋼塊中のO量は20ppm以下にすることも確認できた。今回はCaを消耗電極に0.5~0.7質量%添加した。

窒素ガス加圧式 ESR 装置を使用すれば、Mn含有量が不純物程度と極めて少ないレベルで、狙い通りの高N添加・

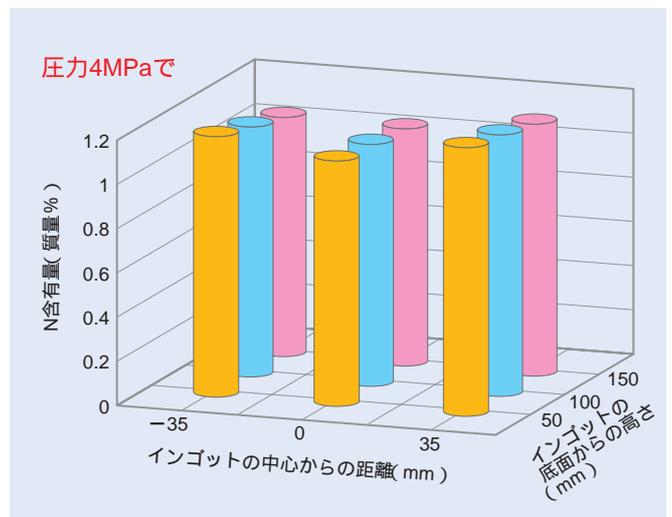


図5 窒素ガス加圧式 ESR 装置でつくったインゴットの窒素含有量。インゴットの半径方向と高さ方向の両方でNを1質量%以上含有

寿命2倍を狙う長寿命化

高純度ステンレス鋼の製造が可能であるとの見通しを得た。

良好に圧延できる条件を確定

高価な合金元素であるMo、Niの合金元素の含有量を抑え、Cr量をやや高めた高N添加・高純度鋼の組成は、Fe-18~23Cr-4Ni-1~2Mo鋼(各数字は質量%)。この組成のステンレス鋼を窒素ガス加圧式ESR装置で試作した。円筒型20kgインゴットを縦に半割りにした鋼片を1250℃に加熱し6~7mmの板厚に熱間圧延し、一部はさらに2.7mm~0.6mm厚まで冷間圧延した。また別に、熱間圧延により直径12.8mmの丸棒もつくり、さらに一部を直径3.2~0.35mmまで冷間引き抜きして線材をつくった(図6)。1質量%以上のNを含有する鋼でも最適の圧延条件を選択すると、良好な圧延材が作れることが確認できた。圧延された鋼材は、1200℃で溶体

化処理を行い、各種の試験材とした。

優れた耐すき間腐食性を確認

Fe-23Cr-4Ni-1Mo鋼をベース鋼として、N含有量を0.7~1質量%以上の範囲で変化させた新ステンレス鋼の試験材を作製した。35℃の人工海水中のすき間腐食電位(その電位以下ではすき間腐食が起こらなくなる限界の電位)の変化を調べると、N含有量が増えるとともにすき間腐食電位は急激に上昇し、すき間腐食が生じにくくなっていることが確認できた(図7)。図7中の破線は実海水環境における従来のステンレス鋼の腐食電位の上限を示している。図7からN添加量が1質量%を超えると酸素発生電位(この場合0.9~1V)でもすき間腐食が起こらないことが読み取れる。実際の海水中にすき間腐食試験材を5カ月間つけ

た結果でも、1質量%以上のNを含有する23%Cr-2%Mo-1.3%N鋼試験材はすき間腐食はまったく起こらなかった(図8)。

高N添加・高純度ステンレス鋼は、耐すき間腐食性能がスーパーステンレス鋼と同等以上の水準と考えられ、開発目標を十分達成していると判断できた。

Nの多量添加によってすき間腐食を抑制するメカニズムは、現時点ではまだ解明中である。ESCA*(X線光電子分光化学分析)法などによる解析結果を分析すると、NH₃(アンモニア)あるいはNO(一酸化窒素)が存在すると推定されることから、すき間部で溶出した鋼中のNがアンモニウムイオンとなってすき間内のpHを調整する、あるいは



材料	位置	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ca	N	O
Fe-4Ni-23Cr-2Mo-1N	上部		0.15	0.09	0.007		4.15	23.13	2.03	0.0012	1.01	0.0025
	中部	0.03	0.17	0.08	0.007	< 0.0001	4.17	22.98	2.06	0.0012	1.02	0.0022
	下部		0.17	0.07	0.007		4.16	23.18	2.05	0.0007	1.09	0.0024

図6 窒素ガス加圧型ESR溶解材の化学成分割合と圧延後の材料の外観。数字は質量%

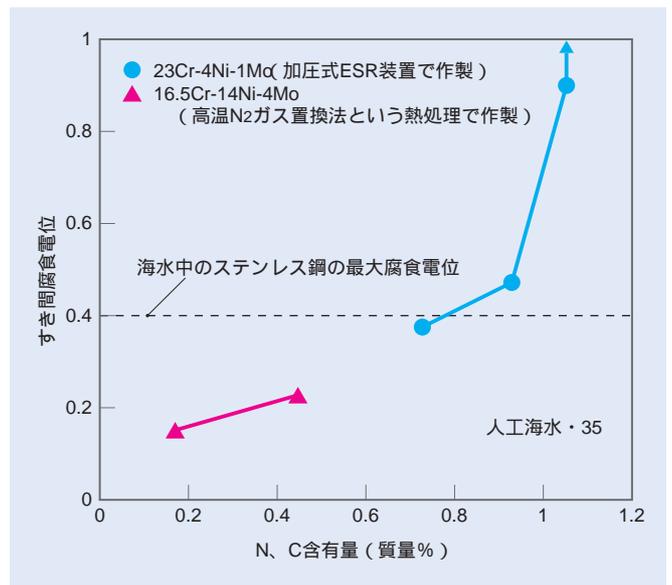


図7 人工海水中のすき間腐食電位と鋼中のN含有量の関係

* スエーピング (Swaging) = 塑性加工の一つである据え込み (Upsetting) 加工という圧縮加工による成形加工法。円柱 (棒材) や管、線などの形状の素材を、二対の工具間

に挟んでたたいて圧縮加工し、厚み方向をつぶし、幅方向の断面積を広げる。二対の工具は、1組以上で四方八方からたたく場合もある。圧縮加工なので比較的小さな

素材から大面積の成形体をつくることができ、また素材内の不純物の偏析が少ないなどの特徴を持つ。線材やその中間素材材などの作製に用いられる成形加工法。

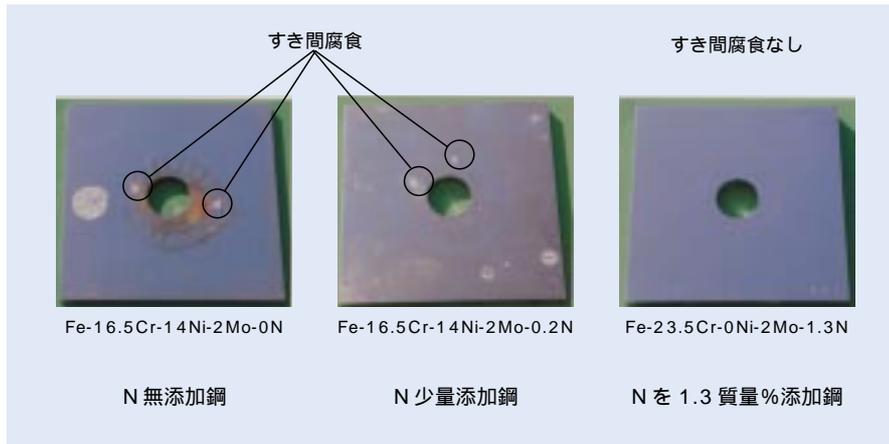


図8 海水中5カ月暴露後の新ステンレス鋼の試験材の外観

は硝酸イオンを生成して腐食に対する防止剤 (インヒビター) として作用するなどのメカニズムが考えられている。

強さに優れた機械的性質

- 196 ~ + 500 の温度範囲で、開発ステンレス鋼の試験材を引っ張り試験した (図9)、比較材としてSUS316 ステ

ンレス鋼のデータを、図9に点線と実線で示してある。開発鋼の引っ張り強さ、耐力は、ともにSUS316鋼よりはるかに高い強度水準にあり、伸びや絞りの延性値も、高強度材であるにもかかわらず優れた値を示している。開発鋼の強さと延性のバランスを、各種の鋼材と比較してみると、高N添加・高清

浄オーステナイト相ステンレス鋼は強さが最も高いレベルにあるにもかかわらず、伸びもSUS304と並んで最も高く、構造用材料としての実用面から見ても極めて優れたステンレス鋼であることが示されている (図10)。

一方、脆性 (ぜいせい) 破壊に対する抵抗性の指標である靱性をシャルピー一衝撃試験法で調べてみると、- 50 付近に延性/脆性遷移現象が存在することが明らかになった (図11)。図11に比較のために示されたSUS304のように、一般にオーステナイト相ステンレス鋼は脆性への遷移現象を示さないので、この現象は特異であり、今後の実用化での検討対象になっている。

溶接性の課題も克服

構造用鋼材は溶接できなければ、その資格を失うといわれるほど、溶接性

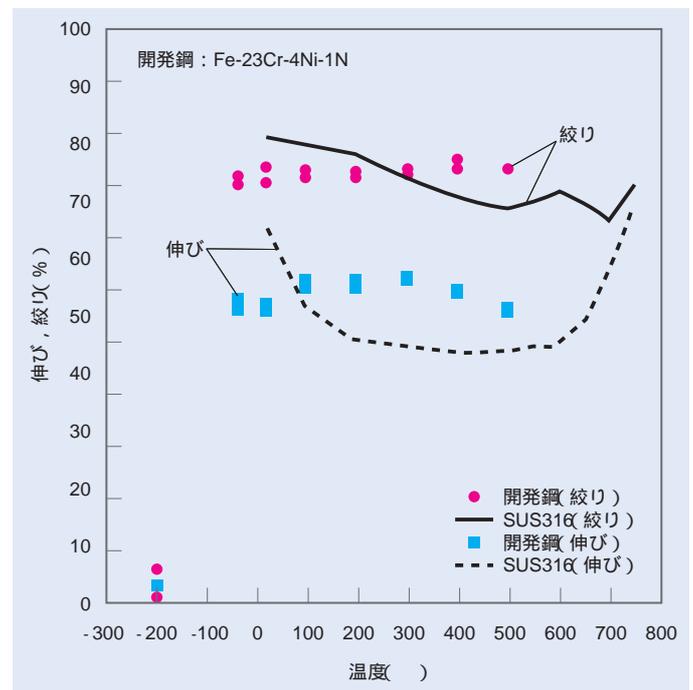
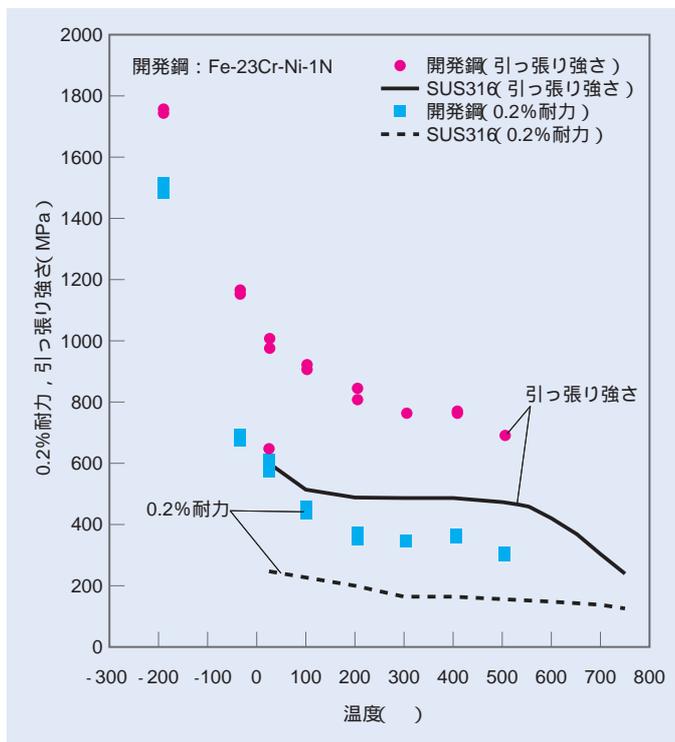


図9 - 196 ~ 500 の温度範囲での高N添加・高清浄オーステナイト相ステンレス鋼の強さと延性

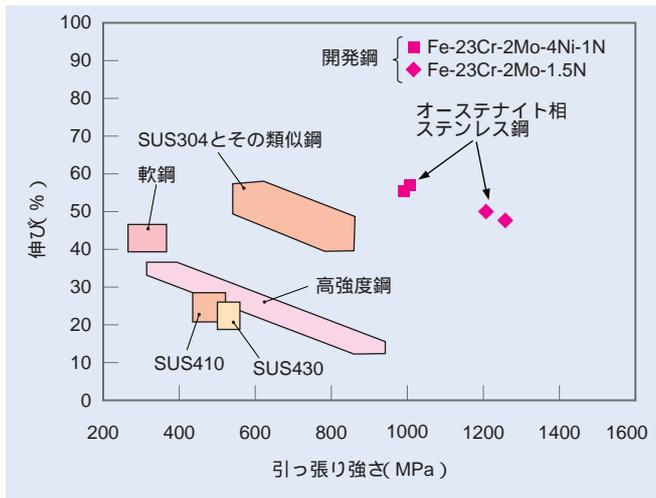


図10 各種のステンレス鋼の強さ 延性バランス

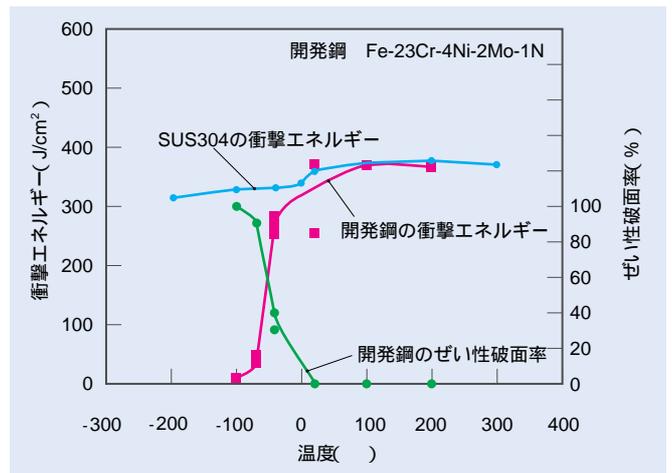


図11 高N添加・高清浄オーステナイト相ステンレス鋼のシャルピー衝撃試験結果

は重要である。高N添加オーステナイト相ステンレス鋼は、溶接性で二つの課題が予想された。一つは固溶している多量のNが溶接時にガスとなって溶けた部分に放出され、ブローホールと呼ばれる溶接欠陥を生じる可能性があることである。もう一つは、溶接時に加熱される鋼の接合部付近の部分（溶接熱影響部）にCr窒化物（ Cr_2N ）が析出し、耐食性を損なわれる恐れがあることだった。

TIG（タングステン不活性ガス）溶接での溶接を前提に、この二つの課題について対策を検討した。第一の課題のブローホールに対しては、N固溶量の大きいFe-30Cr-20Ni-5Mo鋼（各数字は質量%）を溶加材としてTIG溶接すれば、希釈率40%程度でも溶接金属中のブローホールを防止できることが明らかになった（図12）。第二の課題の Cr_2N の析出については、粒界に析出する Cr_2N の幅が $1\mu m$ 以下であれば局部腐食の耐食性に大きな影響が無いことが明らかになった。そのためは、溶接後の冷却過程での Cr_2N の析出を抑えれ

ばよい。すなわち冷却速度を速くすればよい。具体的には、レーザー溶接のような冷却速度の速い溶接方法を採用することによって、 Cr_2N の析出を問題の無いレベルに抑制することが可能であることが確

認された。溶接方法や溶接材料、溶接条件を適切に選べば、高N添加オーステナイト相ステンレス鋼を溶接して構造材として使用する事が十分に可能であるとの見通しが得られた。

経済性向上が今後の課題に

今回開発した高N添加・高清浄オーステナイト相ステンレス鋼は極めて優れた素質を持った耐海水鋼の新しい有望株である。これを実用するには数t～数10t規模の大型の窒素ガス加圧式



図12 高N添加オーステナイト相ステンレス鋼のブローホール抑制法

ESR設備が必要となる。さらに、この大型設備を開発・導入しても、ESR装置のための電極用素材をあらかじめ溶解、鍛造、表面研削して準備する手間がかかる。

今回開発のメドをつけた高N添加・高清浄オーステナイト相ステンレス鋼は、高価な合金元素を節約した省資源型のステンレス鋼とはいえ、経済的に成立させるためには、工業的に生産性を満たす、製造面での更なる検討が必要になっている。

ナノテクノロジーを支える 原子を直接見るアトムプローブ

物質・材料研究機構（NIMS）の材料研究所のナノ組織解析グループは、原子の位置や状態、その原子の種類を直接調べる分析ツールとして、3次元アトムプローブ（Three Dimensional Atom Probe）を活用している。この分析ツールを用いた、原子を直接見る組織観察によって多くの成果を上げている。析出硬化型ステンレス鋼の微細構造解析など鉄鋼材料の微細組織観察や、ナノ結晶軟磁性材料などの磁性材料やアルミニウム合金、マグネシウム合金などのさまざまな金属材料を微細に組織観察した結果、新しい現象を見だし、ナノ組織制御することによって金属材料を一層高性能化する開発指針を立てるのに大きく貢献している。本稿は、ナノテクノロジーを支える有力な観察ツールとして活躍する3次元アトムプローブを紹介する。

金属などの材料の組織を原子1個ずつ区別できるナノスケールで直接見たい。アトムプローブはこうした究極の願いを実現している究極的な分析装置である（図1）。

現在、実用化されている局所を観察する分析装置の中では、アトムプロー

ブは空間の位置を検出する空間分解能が一番高い。観察する試料表面として、原子がいくつか集まって平らな面をつくっている場合を想定すると、原子が並んだ平面の深さ方向の空間分解能は、試料を構成する原子層の厚さ、すなわち原子1個分になる。また原子が並ん

だ平面の水平面（横の面）の空間分解能も原子1個分になる。

例えば、鉄が主な構成原子である試料の場合は、空間分解能は深さ方向と水平方向がともに約0.2 nmとなり、優れた空間分解能を持つ。

アトムプローブがこれだけ高い空間分解能を持つ理由は、原子がいくつか集まってつくる平面の表面を100万倍～200万倍に拡大する投影を観察原理として利用しているからだ。原子の大きさは平均数0.1nm（ 10^{-10} m）程度であるため、100万倍～200万倍に拡大すると、原子は数 10^{-4} m程度に拡大されて見えるので、原子を1個ずつ区別でき、原子の配列などの状態を観察するのに適している。

アトムプローブは、合金中にできる微細な元素の集まり（クラスター）や析出物などを定量分析できるなどの点でも成果を上げている。他の分析装置ではなかなか観察できない組織の状態を見ることができると、有効な分析ツールとしての地位を確保している。

微細な析出物などの構造変化をとらえるアトムプローブ

高い空間分解能を持つアトムプローブは、材料の微細組織の構造変化をとらえる分析装置として成果を上げている。例えば、析出硬化型ステンレス鋼として知られているPH17-7ステンレス鋼の微細組織の変化を明らかにする成果を上げている。

この析出硬化型ステンレス鋼PH17-7は、発電プラントや化学プラントの構造用部材として約400 °Cの温度領域で使われる場合がある。400 °Cで長期間使う

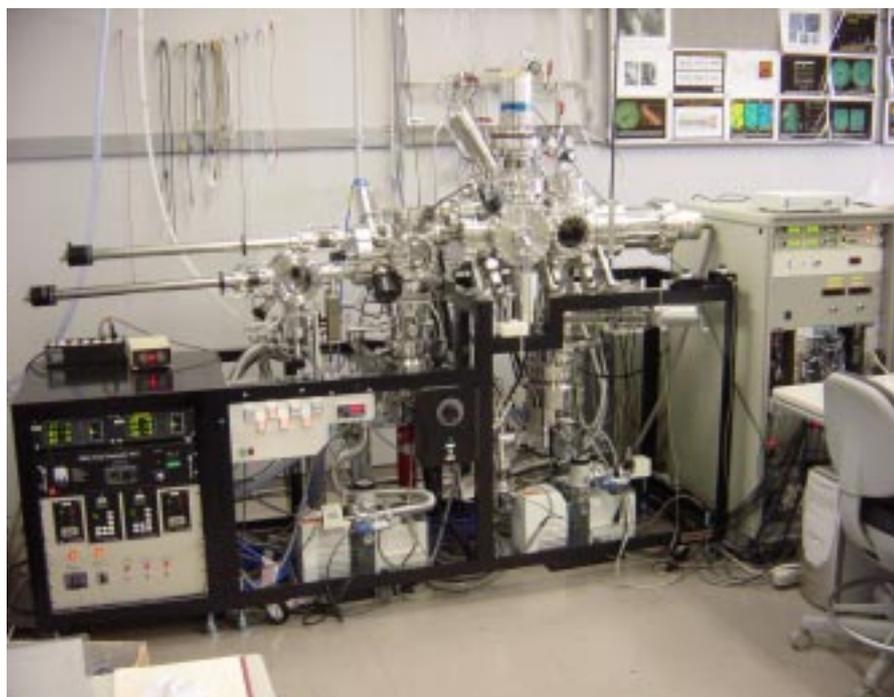


図1 物質・材料研究機構材料研究所のナノ組織解析グループが組み上げた3次元アトムプローブ。電界イオン顕微鏡と質量分析器などで構成されている

と“熱処理”が加えられ続けた時効現象によって、ステンレス鋼の強さが高まる一方、もろくなる脆化（ぜいか）が起こる。この長時間の時効現象は、ステンレス鋼のマルテンサイト組織がスピノーダル分解という2相分解現象によって微細組織が変化するためと推論されてきた。しかし、これを実証する分析データははっきりとは得られていなかった。

アトムプローブによって、PH17-7 ステンレス鋼の微細組織変化を調べた。ステンレス鋼は最初は銅やクロム元素が過剰に固溶したマルテンサイト組織と微細な銅の析出物が混ざり合った組織になっている。400 °Cの一定温度に5000時間置く熱処理を加えると、マルテンサイト組織はスピノーダル分解が生じて、クロム元素の濃い部分と薄い部分とに分離する濃度変調が起こる。また、銅の微細な析出物が形成していることも明らかになった。これまでは、透過型電子顕微鏡がとらえられなかった相分離を、アトムプローブは初めてとらえたのである。

この微細な銅析出物は、結晶構造が面心立方構造（FCC）をとっており、新しい相が析出する場所として働く「核生成サイト」として働き、ニッケルやケイ素を含むG相が析出することも明らかにした。このG相ができる組織変化が強さの向上と脆化の機構として働いていることを明らかにした。

アトムプローブは、一般にピアノ線と呼ばれるパーライト相鋼の高歪み率伸線が高い強さを持つ機構の解明でも大きな成果を上げている。鋼のフェライト相と鉄炭化物のセメンタイト

が薄く層状に並んでいる微細組織を、その光沢からパーライト相と呼んでいる。通常のピアノ線は、細長い線に加工する伸線加工時にフェライト相とセメンタイトの2相が交互に層状に並んだラメラ構造が薄く微細になることで高い強さを実現している。さらに強い伸線加工を加えて、自動車のタイヤを強化するスチールコードなどに使われている。

このピアノ線の高歪み率伸線の微細組織をアトムプローブで分析した。すると、炭素の濃度分布が均一化していることが明らかになり、鉄炭化物であるセメンタイトが消滅していることが分かった。つまり、強加工による高歪みによって、セメンタイトが炭素を過剰に固溶させたフェライト相に変わってしまい、ナノ構造のフェライト相粒子が線状に並ぶ微細構造をとっていることが明らかになった。従来のフェライト相とセメンタイトの2相構造のピアノ線とは異なる機構が働いていることが示された。

電界イオン顕微鏡が基本原理に飛び出したイオンの投影像を観察

アトムプローブは、電界イオン顕微鏡（FIM = Field Ion Microscope）に、質量分析器を組み合わせた分析装置である。このため、アトムプローブの観察原理の半分は当然、電界イオン顕微鏡の原理そのものである。

電界イオン顕微鏡は、観察する試料を針状に加工する。針状の先端部は半径数10nm程度に鋭く加工する。針状の試料を超高真空内に置き、その先端部に高い正電圧をかけると高電界が生じ

る。高電界がかかった先端部では原子がイオン化し、そのイオンが飛び出す。イオン化した原子を検出する投影型の顕微鏡が、電界イオン顕微鏡の基本原則である。飛び出したイオンを受け取る検出器は電圧をゼロにしてある。

電界イオン顕微鏡は、先端部を構成している原子に数1000V程度の正の電圧をかけると、先端部に数～数10V/nmの電界がかかる。高電圧をかけると、先端部の突出した原子に高電界がかかり、その原子の近くにいるヘリウムやネオンなどガス分子がイオン化される。このイオン化された結像ガスのイオンが高電界によって検出器に向かって飛び出していく。この結合ガスを利用するのが、当初の電界イオン顕微鏡の仕組みであった。このヘリウムやネオンなどを結像ガスと呼んでいる。

イオン化された結像ガスは、数10mm離れた検出板で捕らえられ、飛び出した位置を拡大・投影した形で表示されるため、投影元の先端部の原子の位置や配列がそのまま表示される。

実際には、試料の先端部から飛び出した結像ガスのイオンをそのまま直接には検出していない。飛び出したイオン1個は、マイクロ・チャンネル・プレートと呼ばれる直径数10μmの細長い中空パイプ（チャンネル）を束ねたものに入射する。

1個のイオンがマイクロ・チャンネル・プレートの1つのチャンネルに入ると、そのチャンネルの壁に当たった際に、電子を多数前方にたたき出す。この電子はさらに壁に当たり電子をたたき出すので、電子は数倍ずつ加速度的に個数を増やしていく。

この倍増された多数の電子が、蛍光塗料を塗ってある蛍光板に当たって蛍光を発光させる。この蛍光した位置によって、飛び出したイオンの位置、すなわち先端部で突出していた原子の位置が測定される。

電界イオン顕微鏡は、蛍光板の蛍光する位置を CCD (電荷結合素子) などによって画像データ化し、試料先端部の原子の位置を測定する。以上が、当初の電界イオン顕微鏡での投影による観察原理である。

表面の原子そのものをイオン化 飛行時間でイオンの質量を測定

アトムプローブは実は、当初の電界イオン顕微鏡と観察原理が似ていて異なる部分がある。当初の電界イオン顕微鏡は、試料先端部の原子の近くにヘリウムやネオンなどの結像ガスを送り込み、この結像ガスをイオン化して投影し表面の原子の並び方などを像として観察する。

これに対して、最近の電界イオン顕微鏡は、試料表面の原子そのものをイオン化させて投影し、像を得る(図2)。針状の試料先端部に、パルス状に高電圧を加え、先端部を構成する原子をイオン化し、飛び出させる(イオンを「電界蒸発させる」という)。このイオンが試料表面から検出器までに届くまでの飛行時間から、そのイオン(原子)の質量を分析し、イオンの種類を決める同定作業を行う。この質量分析器の部分、アトムプローブの観察原理の残り半分にあたる。

円盤形状の位置検出器に当たるまでの飛行時間の測定と同時に、位置検出

器のどこに当たったかを X・Y 座標上で測り、イオンが飛び出した位置を求め、試料を構成する原子そのものの位置と種類を直接観察する点が、当初の電界イオン顕微鏡と異なる観察原理になっている。(正確には、アトムプローブに組み込んだ電界イオン顕微鏡で、結像ガスを用いた試料表面の原子の配列などの画像を撮る場合もあるが、ここでは、構成原子をイオン化する場合で解説を進める。また、当初の電界イオン顕微鏡でも、観察している試料先端部の原子をイオン化して飛び出させ、その原子の種類を求める仕組みも開発されているが、今回は説明が複雑になるために割愛する)。

位置検出器は、この位置敏感型検出器や、蛍光板に当たった蛍光を撮す CCD、そして CCD よりも速く画像データを取ることができるデレイライン位置検出器がそれぞれ開発した時期やアトムプローブの目的などによって適材適

所に適用されている。

加えたエネルギーとイオン飛行時間から原子の種類を求める

試料から電界蒸発によって飛び出したイオンは、数 10mm 離れた円盤形状の検出器に当たる。この検出器は位置敏感型検出器 (Position Sensitive Detector = PSD) と呼ばれる位置センサーなどが用いられている。試料先端部にパルス電圧を加えた時をスタート時間とし、イオンが飛び出してから検出器に到達するまでの飛行時間を測定する。イオンに与えられるエネルギーはパルス電圧から求められるので、飛行時間からイオン(原子)の質量が求まる。この質量から原子の種類を決める。

イオン化する際のエネルギーは、実はいくらかバラつきが生じる。パルス電圧として加えたエネルギーのすべてはイオンに伝達されず、イオンが飛び

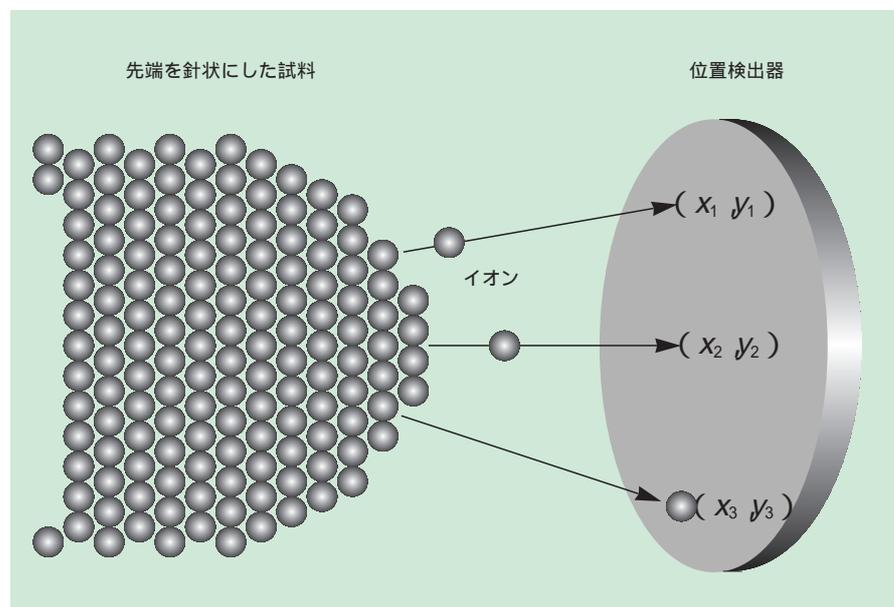


図2 アトムプローブに組み込まれた電界イオン顕微鏡の測定原理。試料表面の原子そのものをイオン化させて投影し、原子の配列などを示す像とする

出すタイミングに差が生じてしまうためだ。このため、エネルギーが少なく飛行時間が長いイオンがいくらか生じてしまう。イオンの質量にある程度バラつきが生じ、質量に対する分解能が劣化してしまう。

この対策として、「リフラクトン」と呼ばれる静電反射器が開発され、イオンのエネルギーのバラつきを無くすエネルギー補償がアトムプローブに対して実用化されている。高電圧パルスによって試料先端部から飛び出したイオンは、静電レンズ構造を持つ静電反射器内で飛行軌道を曲げられ、与えられたエネルギーがいくらか異なっても、位置検出器までの飛行時間は同じになるような軌道をそれぞれ描く。

この結果、同じ質量を持つイオンが同じ飛行時間で位置検出器に届く。この静電反射器を加えたアトムプローブは、イオンの質量測定を高分解能にで

きる。同じ元素の同位体であっても、その質量差を求められるほど高い分解能を持つようになる。静電反射器を取り付けたアトムプローブを「エネルギー補償型アトムプローブ」と呼ぶ。

原子1層分ずつ電界蒸発させ1層ごとの原子濃度を蓄積し3次元化

アトムプローブは、試料先端部の原子の配列などを原子1個ずつ区別できる高い分解能が売り物になっている。

試料先端部の原子の集まりがつくる平らな面を、1層分ずつ電界蒸発によってむいていく。この原子の配列像を1層単位で蓄積し、これを3次元表示すると原子単位で合金構成原子がどう並んでいるかを示した3次元元素マップができる。

パソコンなどの画像処理機能が急速に進歩したおかげで、高品質な画像データを3次元で蓄積・表示できるよう

になり、材料の組織の微細構造を分かりやすく示し、分析できるようになった。

鉄鋼材料の構成原子を3次元表示できるようになり、いくつかの興味深い知見が見いだされている。

例えば、ある鉄鋼材料のフェライト相とセメンタイト相の境にリン（P）がいくらか集まっていることがアトムプローブによる分析で明らかになった（図3）。

炭素の濃度分布を示す緑の点は、鉄炭化物のセメンタイトに多いことが一目瞭然（りょうぜん）になっている。また、ケイ素はフェライト相側にやや多く含まれていることも分かる。

アトムプローブは、試料として先端部を針状にする加工製が必要になる。この試料作製作業にある程度熟練が必要になる。この点が場合によっては大きな悩みになる場合もある。

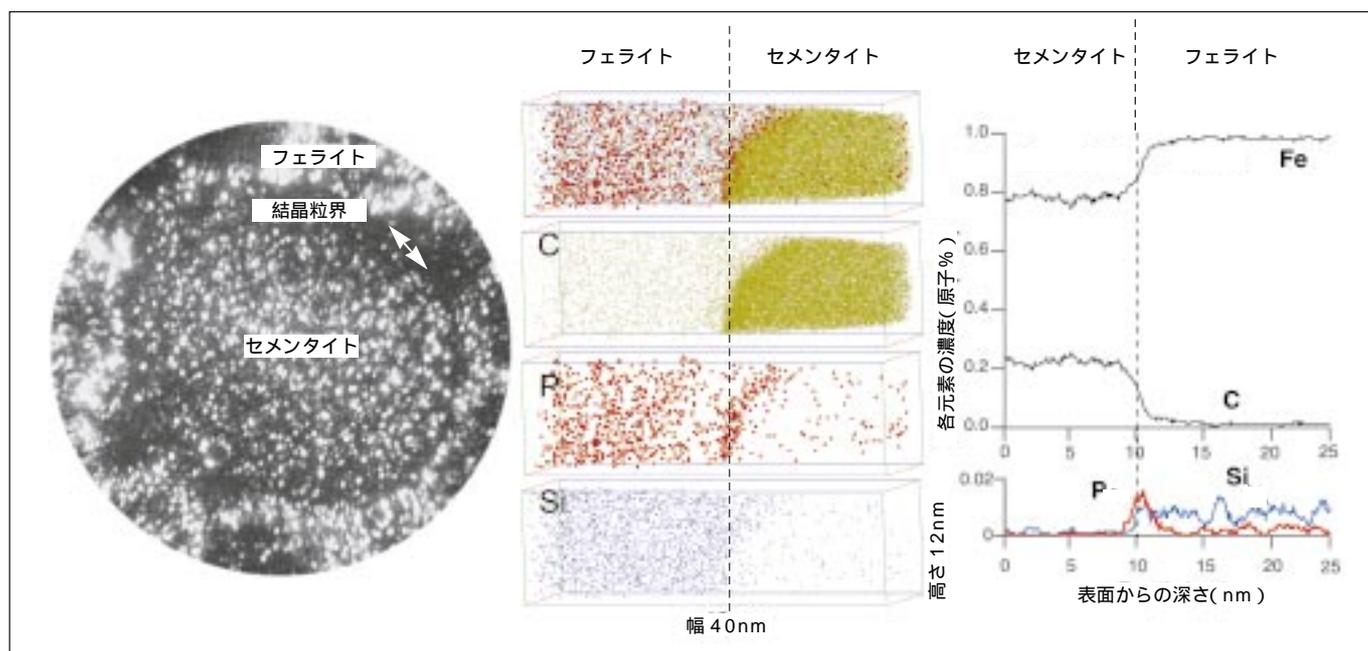


図3 アトムプローブによって作成された鉄鋼材料の3次元原子濃度像。フェライト相とセメンタイト相の境にリン（P、赤い点で表示）がいくらか集まっている。緑の点で表示した炭素原子は、鉄炭化物であるセメンタイトに多い。ケイ素（Si）はフェライト相側にいくらか濃く固溶している様子も分かる

独立行政法人の物質・材料研究機構とは

「超鉄鋼材料」研究開発プロジェクトを推進している独立行政法人の物質・材料研究機構(NIMS)は、平成13年度(2001年度)に独立行政法人として発足しました。当時、文部科学省の所管の金属材料技術研究所と無機材質研究所を統合した研究機関として誕生し、21世紀の物質・材料の科学技術に対する研究開発を先導する、世界中核的研究拠点として研究開発を進めています。

独立行政法人のNIMSは、文部科学省が策定した研究開発目標に対して、自らが策定した中期計画に沿って、効率的かつ自立的な研究開発を進めています。世界中核的研究拠点として、オープンな体制で研究開発を推進し、産学官(官=独立行政法人)連携のために共同研究や研究者同士の交流を積極的に進めています。また、技術移転を進め、ベンチャー企業の創設、物質・材料分野の情報収集・発信を実行しています。



超鉄鋼研究センター

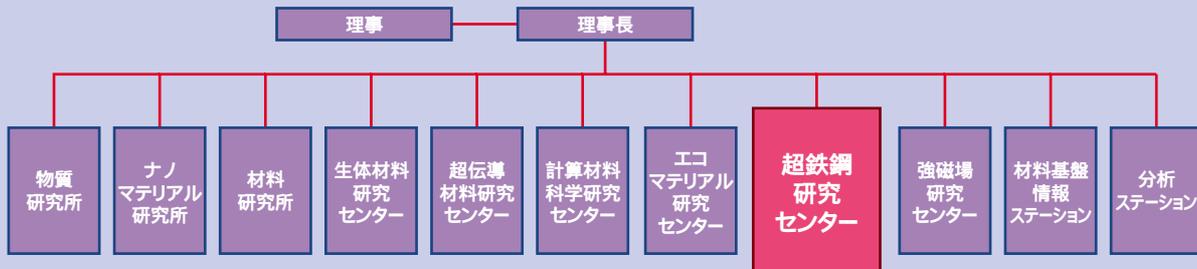
独立行政法人の物質・材料研究機構(NIMS)の1組織である超鉄鋼研究センターは、グローバルな視点からは地球環境問題を解決する鉄鋼材料を、東アジアの視点からは高耐震性と高耐食性を根本的に解決する基盤研究開発をそれぞれ目標にしています。基盤研究開発は、材料設計・開発から構造体の開発、商品化までの一連の技術開発を戦略的に推進しています。

本センターは、センター長・副センター長の下に、冶金グループ、金相グループ、耐熱グループ、耐食グループ、溶接グループの5つのグループで構成され、挑戦的な研究開発テーマに対してグループ間を有機的につないで戦略的に進めています。

研究開発の指針は、国際的な視野に立った研究戦略と連携戦略を基本に、「使われてこそ材料」の視点から、鉄鋼材料のエンドユーザーである製品設計者と連携を強化し、新しいモノづくりに挑戦しています。人材育成に対しても、国際的な視野の下に、鉄鋼材料の研究開発を担う次世代の人材を育てる戦略を立て、実践しています。

また、研究開発成果の速やかな実用化を図るために、超鉄鋼研究センターは企業などへのリエゾン機能として「商品化研究室」を設置し、NIMSの技術展開室との密接な連携のもとに、企業との共同研究や技術移転を積極的に進めています。

物質・材料研究機構 組織図



小冊子「近未来の鉄鋼材料を知る」no.1,no.2の増冊版

2003年3月20日発行

企画・編集：物質・材料研究機構 超鉄鋼研究センター
日経BPクリエイティブ企画制作本部(丸山正明)

デザイン・制作：日経BPクリエイティブ
制作管理本部(水谷靖男)
梓測 勉

印刷：大日本印刷
発行：独立行政法人 物質・材料研究機構



 独立行政法人 物質・材料研究機構

〒305-0047茨城県つくば市千現1-2-1
URL : www.nims.go.jp

超鉄鋼研究センター

URL : www.nims.go.jp/stx-21/jp/index.html