

(解説)

条鋼製品を支える高強度化技術

長尾 護*・中山武典(工博)*・家口 浩(Ph.D)*・茨木信彦**

*技術開発本部・材料研究所 **鉄鋼部門・神戸製鉄所・条鋼技術部

Technologies for Strengthening Wire Rod Products

Mamoru Nagao・Dr. Takenori Nakayama・Ph.D Hiroshi Yaguchi・Nobuhiko Ibaraki

This paper introduces technologies that greatly strengthen wire rod products, thereby contributing to the overall reduction of car body weight and car fuel exhaust. To this end, it is essential to overcome environmental brittleness and unstable fracture properties (such as delayed fracture, delamination). Precise hydrogen absorption measurement methods and nanostructure characterization have proven very useful in relation to R&D activities for strengthening wire and rod products.

まえがき = 近年の地球環境保護に対する関心の高まりを背景に、自動車の燃費向上、CO₂ ガス排出量を抑制する要求が社会的に高まっている。材料からのアプローチを考えると、車体重量の約 70% を占める鋼材を軽量化することは非常に有効な手段であり、そのためには鋼材の高強度化を進めることが必要になる¹⁾。エンジンまわり、足まわり部品、タイヤ構成部品であるボルトやばね、スチールコードに使用される条鋼製品は、厳格な安全性を保障した上での軽量化が要求される。第 1 図に高強度鋼製品の例と実用化強度レベル、技術課題を示す。鋼材の高強度化は成分設計や、熱処理プロセス制御を操作して容易に達成される。

しかしそれぞれの製品によって、遅れ破壊や腐食疲労などの環境脆化、デラミネーションなどの不安定破壊が障害となって高強度化限界が定まっているのが現状である。当社はこれらの障害を克服する研究開発に取組み、高強度鋼材の提供による地球環境への貢献を果たしている。

本稿では自動車の軽量化を支援する当社の条鋼線材の高強度化研究開発事例をもとに、環境との共生を求める材料開発活動を紹介する。

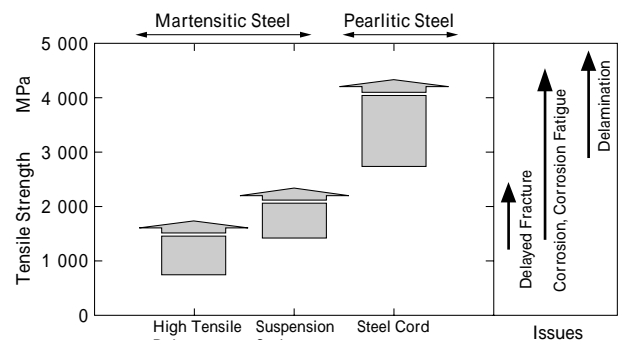
1. 高強度化を阻害する技術課題の克服

1.1 環境脆化

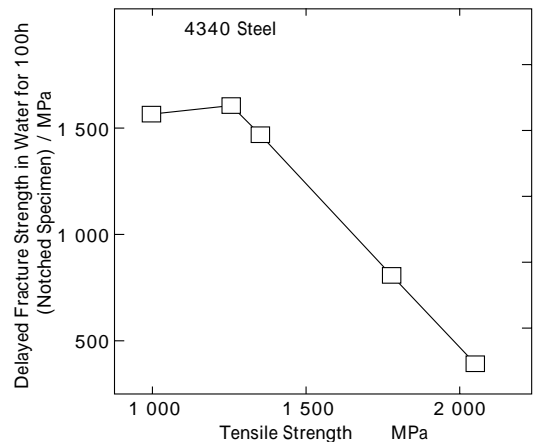
1.1.1 遅れ破壊

遅れ破壊とはボルト用鋼のように焼入焼もどしをおこなった高強度鋼において、一定の応力負荷中に数秒から数十年の時間経過後に突然破断にいたる現象である。第 2 図に機械構造用低合金鋼の代表例である 4340 鋼 (Ni-Cr-Mo 鋼) の遅れ破壊強度を示す²⁾。引張強さが 1 200 MPa を超えるといちじるしく耐遅れ破壊特性が劣化する。

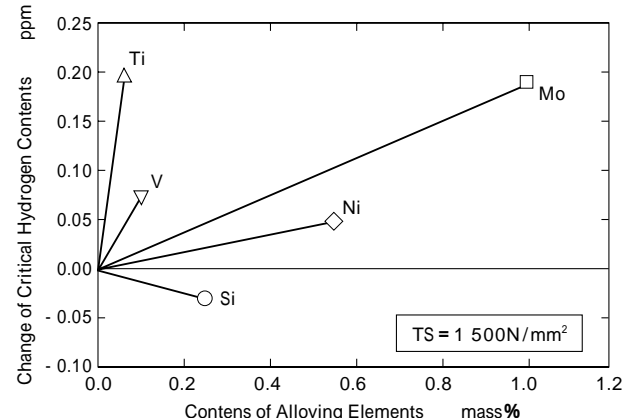
遅れ破壊特性を支配するのは鋼中に侵入し、悪影響を及ぼす微量の拡散性水素であると考えられている³⁾。したがって拡散性水素の悪影響を取除くことが遅れ破壊特性を改善する指針の一つとなる。その一手段として水素をトラップする能力を持つ物質を鋼中に分散配置する水素トラップサイトの活用が挙げられる⁴⁾。第 3 図に後述



第 1 図 条鋼製品の高強度化と課題
Fig. 1 Some of strength level and issues of rod and wire products



第 2 図 4340 鋼の遅れ破壊の引張強さ依存性
Fig. 2 Relationship between tensile strength and delayed fracture strength in 4340 steel



第 3 図 限界水素量に及ぼす化学成分の影響
Fig. 3 Effects of alloying element on critical hydrogen contents

する昇温脱離分析手法で測定される限界水素量（遅れ破壊を誘発する限界の水素量）に対する化学成分の影響を示す⁵⁾。他の元素にくらべてTi, Vの水素トラップの効果がいちじるしく高いことがわかる。トラップサイトの分布状態も水素トラップ能力に大きく影響する。筆者らの一部はTi析出物の界面積と、昇温脱離分析で500付近に認められる放出ピークの大きさとに相関があることを明らかにしている。500 付近でピークとして認められる水素は、Ti析出物と母相との界面で強固にトラップされていて遅れ破壊特性への悪影響が小さいと考えられる。Ti系析出物を鋼中に微細分散させることで耐遅れ破壊特性を向上できることを示唆している⁶⁾。

1.1.2 腐食疲労

腐食疲労とは繰返し荷重を受ける鋼材の一般の金属疲労にくらべ、腐食環境下ではき裂の発生進展が加速的に進行してしまう現象である。自動車の車重を支える懸架ばねでは使用鋼材の高強度化を進めるほど、耐腐食疲労特性の向上が重要になる。

腐食環境下での鋼の疲労強度低下は、一般に腐食ピットが疲労の起点となってき裂発生を促進するためといわれている⁷⁾。第4図は高強度鋼の腐食ピット深さと腐食疲労特性を調べた結果である⁸⁾。腐食形態を制御する成分設計をおこなうことで腐食ピットが浅くなり、鋼材の耐腐食疲労特性が向上する。

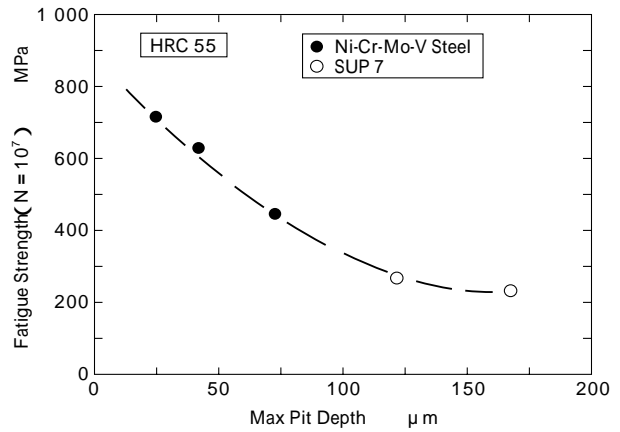
また、腐食疲労の発生する環境では腐食反応によって副次的に発生した水素が鋼中を拡散して、応力集中部であるき裂先端部に濃化し、水素脆化によってき裂伝播速度を高めている。このため水素の鋼中拡散を抑制することも腐食疲労挙動の制御に有効である。第5図に懸架ばね用鋼の拡散性水素量と強制的に水素を付与する水素脆化加速試験での破断までの時間の関係を示す⁹⁾。強力な水素トラップサイトとして作用することが知られているTiを微量添加することで、き裂進展速度が低下して耐腐食疲労特性が良好な鋼線材がえられる。

1.1.3 耐食性

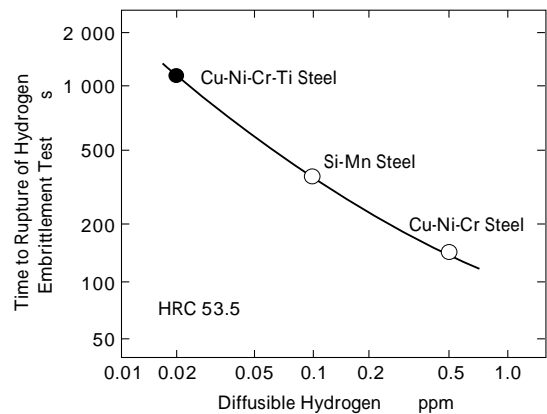
前述した鋼材の腐食によって発生する水素や、大気中の塩素イオンなどは環境脆化の促進因子として注意が必要である。鋼材の表面を被覆する意味でも腐食生成物を適切な組成に制御して、腐食の進行を抑制することは環境脆化防止の有効な手段となる。第6図は腐食生成物組成の異なる2種類のばね用鋼の腐食減量の経時変化を示している⁹⁾。さびの非晶質成分が高まることでさびが緻密化して耐食性が改善される。

鋼材の高強度化を進める結果、部材として使用する鋼材の断面積はますます小さくすることが可能となった。しかし、そのいっぽうで鋼材の断面積の減少は、腐食挙動をも左右する場合がある。

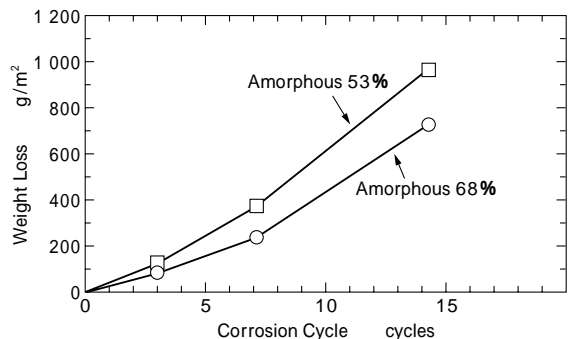
第7図は高強度スチールコード素線の線径と腐食速度をプロットしたものである¹⁰⁾。線径を細くすると腐食速度がいちじるしく大きくなる。軽量化をめざして鋼製品断面積を小さくする場合には、よりいっそうの耐食性確保を考慮する必要があることを示唆するデータである。



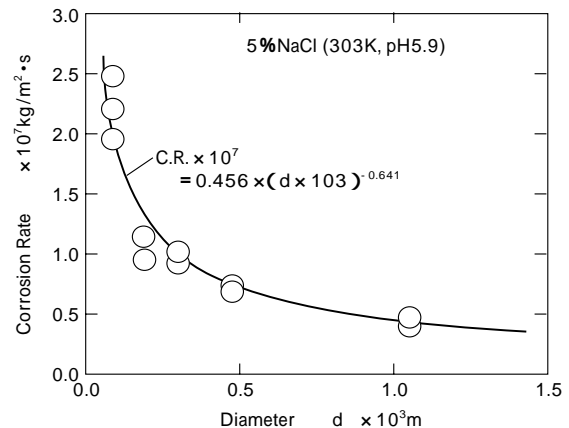
第4図 高強度鋼の腐食ピット深さと疲労強度の関係
Fig. 4 Relationship between maximum pit depth and fatigue strength ($N = 10^7$) in high strength steels



第5図 高強度ばね鋼の鋼中拡散性水素と水素脆化感受性
Fig. 5 Relationship between diffusible hydrogen and hydrogen embrittlement susceptibility in high strength spring steels



第6図 腐食減量の経時変化
Fig. 6 Relationship between corrosion cycle and weight loss



第7図 高炭素鋼線の食塩水中における腐食速度の線径依存性
Fig. 7 Diameter dependence on corrosion rate in salt water of high carbon steel filament

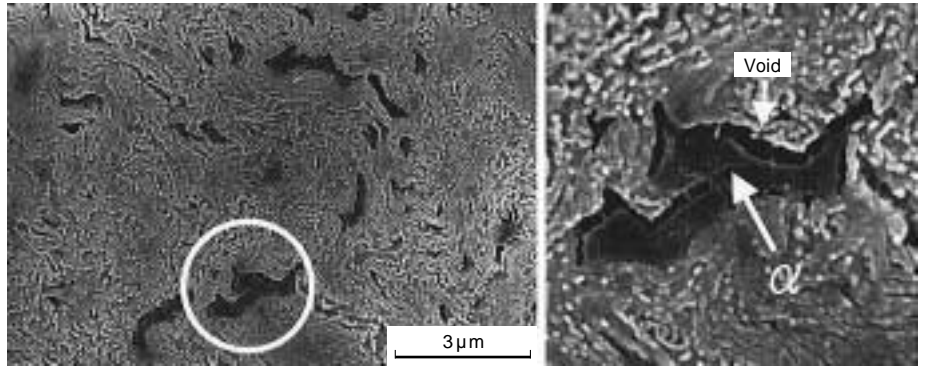


写真1 デラミネーション直下の第2相フェライトとボイド

Photo 1 Secondary ferrite with a void under the surface of delamination

a) Morphology of Secondary Ferrite

b) Enlarged Photo of the Secondary Ferrite Shown in a White Circle of Photo a)

1.2 不安定破壊（デラミネーション）

自動車タイヤゴム補強材であるタイヤコードにもちいられる高炭素鋼線では、過剰に伸線加工を加えて強度を高めると、線材をねじったときに降伏点近傍で長手方向にき裂が発生するデラミネーションと呼ばれる不安定破壊が発生し、高強度化の妨げとなっている。これまでもデラミネーションの発生原因について数々の研究がなされ^{(11),(12)}、強度4000MPaに届くスチールコード用線材の開発につながっている。

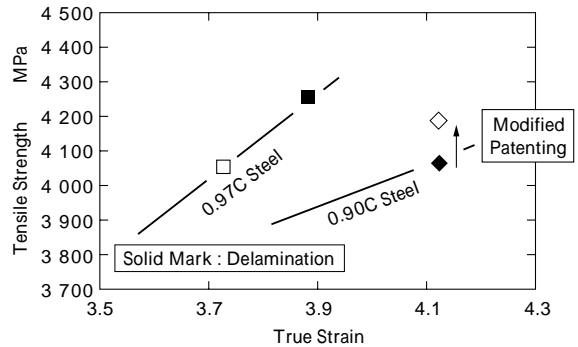
最近ではデラミネーションの発生起点の直接観察に成功し、過共析鋼でも微量のフェライト結晶粒が異常生成してデラミネーションの起点となることを見出している⁽¹³⁾。写真1に示すように引張強度4200MPaを超えるスチールコードフィラメントのデラミネーション破面近傍には、フェライトを起点とするボイドが観察される。これをパテント条件を最適化することで異常生成するフェライト結晶粒の平均サイズを小さくし、無害化することに成功している。第8図はその様子を示しており、4000MPaを超える高強度材においてデラミネーションを抑制できるようになった。

2. 高強度化を支える評価技術

以上のような条鋼製品の高強度化を果たすためには、従来の成分設計や加工熱処理条件の最適化だけではなく、微量元素の拡散挙動や、原子サイズに近いナノメータオーダーでの微細構造を評価して、高強度化を可能とする指導原理を獲得することがますます重要となっている。

2.1 微量水素分析手法

世界中で最も軽量の元素である水素が、鋼材中でどのような拡散挙動を示すかを測定することは非常に困難



第8図 高強度スチールコード素線の強度比較

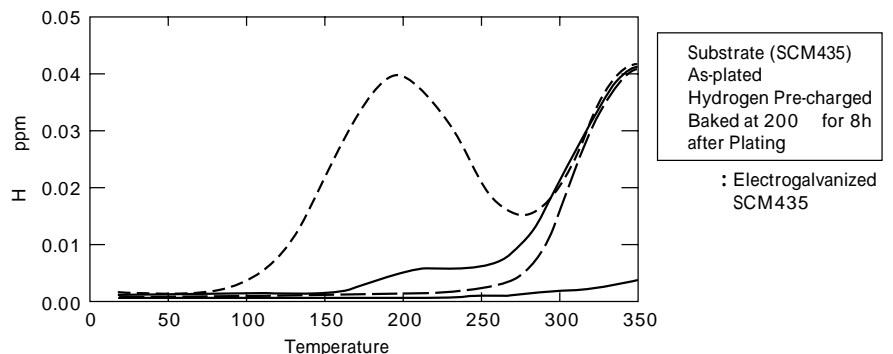
Fig. 8 Strength comparison of various steel cord filaments

で、高強度化を阻害する遅れ破壊を克服するための大きな課題の一つとなっている。近年は試料を連続加熱することで放出される水素量を連続測定する昇温脱離分析法が広くもちいられて、耐遅れ破壊特性との相関も議論されるようになってきた。

昇温脱離分析装置の一種である大気圧イオン化質量分析計 (APIMS: Atmospheric Pressure Ionized Mass Spectroscopy) は極微量の水素を分析でき、かつ迅速に測定可能な特徴を有する。第9図に APIMS にて測定した SCM435 鋼電気亜鉛めっき材での水素放出ピークを示す⁽¹⁴⁾。200 で8時間保持するベーキング処理によって、拡散性水素であることを示す200ピークだけが消失することが検出できる。APIMS 測定によって電気亜鉛めっき後にベーキングすることで遅れ破壊を引き起こすといわれる拡散性水素を低減できることが明らかとなった。

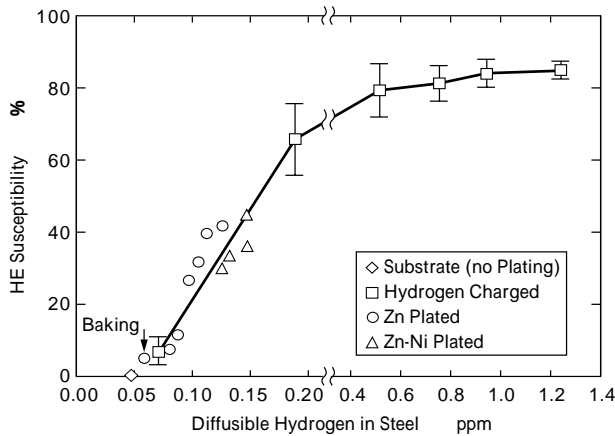
2.2 環境脆化特性評価手法

SSRT (Slow Strain Rate Technique: 低歪み速度試験) は中性から弱酸性のようなマイルドな腐食環境にある実使用環境での耐遅れ破壊特性を迅速かつ正確に評価でき



第9図 APIMSによる電気亜鉛めっき鋼材の水素放出カーブ

Fig. 9 Hydrogen desorption curves of substrate and electrogalvanized steels by APIMS



第10図 鋼材中の拡散性水素量と SSRT で求めた水素脆化感受性の関係
 Fig. 10 Relationship between hydrogen embrittlement susceptibility by SSRT and the content of diffusible hydrogen in steels

る有効性が認められつつある手法である。

第 10 図は鋼中の拡散性水素と水素脆化感受性指数の関係を示している¹⁵⁾。ここでの水素感受性指数は SSRT 試験において水素を付与しない無処理での試験片の伸び E_0 、水素を付与した場合の伸び E_1 に対し、 $100 \times (1 - E_1/E_0)$ として求めている。第 10 図に示すように、SSRT によって、極微量の拡散性水素での水素脆化特性も感知することが可能となった。この微量水素量レベルは電気亜鉛めっきによって侵入する水素量レベルと一致しており、亜鉛めっき鋼材の実環境下での耐遅れ破壊特性の迅速評価に適していることを意味する。

2.3 ナノ構造評価

近年の分析解析装置の分解能の発達はいちじるしく、従来観察が困難であった原子サイズレベルに近いナノメートルオーダーの構造を実用鋼材においても確認できるようになってきた。

写真 2 は直径 0.2mm の高強度スチールコードフィラメントの内部構造を観察した FE-TEM (電界放射・透過型電子顕微鏡: Field Emission-Transmission Electron Microscope) 像の例である。写真 2 a) では高炭素鋼の金属組織であるパーライトの層状構造が間隔 10nm まで微細化していることが確認された。強加工を加えているにもかかわらず、強加工材の微細構造の特徴と考えられてきた高い転位密度は観察されない。また、パーライトを構成するセメントイト層を観察すると写真 2 b) に示すようにセメントイトがナノ粒子化している。セメントイト粒子はハローパターンが認められる場合もありセメントイト自身が一部アモルファス化していることも明らかとなっている¹⁶⁾。

遅れ破壊発生のメカニズムや伸線加工された高炭素鋼線の高強度化機構にはいまだ不明な点が多い。これらの評価解析技術の進歩は目覚しく、機構解明への今後の取組みが期待される。

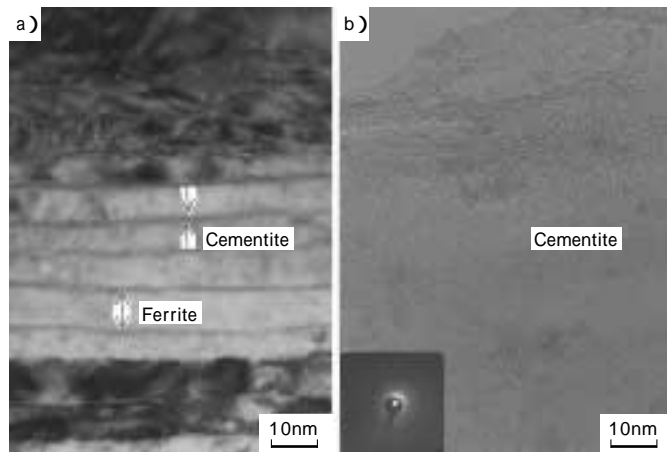


写真 2 高強度スチールコードの FE-TEM 像
 Photo 2 FE-TEM images of nanostructure in ultra high strength steel cord filament

むすび=以上、自動車に使用される鋼線材の高強度化を進める背景と、これを実現してきた当社の研究開発事例をいくつか紹介した。各技術のさらに詳しい解説は中山¹⁷⁾、横井¹⁸⁾の文献を、これらの技術を活用した製品開発例は参考文献⁵⁾⁹⁾を参照されたい。

21 世紀にはいり、鋼材の高強度化への期待はよりいっそう高く、高強度化のレベルは極限強度に近づきつつある。当社は今後も環境脆化防止技術、不安定破壊防止技術を研鑽し、自動車の軽量化に寄与する高強度鋼条鋼製品の提供を通して地球環境を保護する社会的使命を果たして行きたい。

参考文献

- 1) 中村守文: 第 141 回, 第 142 回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会 (1992) p.183 .
- 2) 山本俊二: R&D 神戸製鋼技報, Vol. 18, No.3(1968), p.93 .
- 3) 南雲道彦: まてりあ, 33 (1994) p.914 .
- 4) G. M. Pressouyre et al. : Met. Trans., 9A (1978) p.1571 .
- 5) 並村裕一ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.50, No.1(2000) p.41 .
- 6) 長尾 護ほか: CAMP-ISIJ, Vol.11 (1998) p.1237 .
- 7) 駒井健次郎ほか: 材料, Vol.36, No.401 (1987) p.141 .
- 8) 下津佐正貴ほか: CAMP-ISIJ, Vol.6 (1993) p.839 .
- 9) 中山武典ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.47, No.2(1997) p.50 .
- 10) 阪下真司ほか: 材料と環境, Vol.48, No.8 (1999) p.514 .
- 11) 小川陸郎ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.35, No.2(1985) p.63 .
- 12) 高橋稔彦ほか: 新日鉄技報, No.347 (1992) p.22 .
- 13) 隠岐保博ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.50, No.1(2000) p.37 .
- 14) 湯瀬文雄ほか: CAMP-ISIJ, Vol.11 (1998) p.496 .
- 15) 湯瀬文雄ほか: CAMP-ISIJ, Vol.13 (2000) p.603 .
- 16) 横井浩一ほか: CAMP-ISIJ, Vol.9 (1996) p.1486 .
- 17) 中山武典: 材料と環境, Vol.48, No.8 (1999) p.484 .
- 18) 横井浩一ほか: 熱処理, Vol.38, No.6 (1998) p.307 .