

論 文

りん含有フェライト黒鉛鋼の脆性

堤 信 久*・竹 内 力*²

The Embrittlement of Ferritic Graphite Steel Containing Phosphorus

Nobuhisa TSUTSUMI and Tsutomu TAKEUCHI

Synopsis :

In order to investigate the embrittlement of blackheart malleable iron, Charpy impact tests are carried out for series of ferritic graphite steel specimens having the same chemical composition as blackheart malleable iron except for carbon content. IMA analysis has also been employed on the grain boundary fracture surface of the embrittled iron.

The results obtained are as follows :

- (1) Quenching from 450°C without holding at this temperature shows some degree of embrittlement, i. e. $\Delta Tr + 55^\circ C$.
- (2) Quenching from 450°C after 1 hour holding at this temperature shows remarkable embrittlement, while quenching from 650°C shows some degree of de-embrittlement. Moreover, it has been clarified that the complex combination of embrittling and de-embrittling treatments changes the behaviour of embrittlement in ferritic graphite steel.
- (3) Heat treatment at 300°C after embrittling treatment at 450°C shows considerable degree of de-embrittlement.
- (4) IMA analysis has detected the remarkable segregation of phosphorus on the grain boundary fracture surface of embrittled specimen.
- (5) It is assumed from results obtained that the segregating behaviour of carbon atoms contributes to the embrittling phenomenon of ferritic graphite steel by larger interaction behaviour of phosphorus atoms in grain boundary zone.

1. 結 言

著者らはこれまでPを含む黒心可鍛鋳鉄の脆性について報告してきたが^{1)~6)}, その主な特徴として450°C近傍から急冷されると徐冷の場合にくらべ著しく衝撃遷移温度が上昇し粒界脆化を示すこと, 脆化温度以下の温度処理により靱性の回復が認められることなどがあげられる。さきの報告にも触れたが^{3)~6)}, この脆化現象はNi-Cr鋼などの低合金鋼における焼戻し脆性と類似しているが, 脆化温度からの冷却速度依存性においてまったく異なっておりPの平衡偏析のみでは説明できない。そこで著者らはこの特異性としての冷却速度依存性に着目し, 黒心可鍛鋳鉄について冷却条件を種々変化させた実験を行った結果⁶⁾, 脆化温度450°Cに急熱・保持なしで急冷した試料にも脆化が生ずること, 375°C以下に靱性回復温度範囲が存在することが明らかとなり, 粒界偏析したPとCが交互作用的に脆化に寄与している可能性を示唆した。そこで本報告においては, 黒心可鍛鋳鉄のPによる脆化におけるCの役割を調べることを目的とし

て, C量以外は黒心可鍛鋳鉄と同一組成のフェライト基地黒鉛鋼をシミュレータとして用い, 各種熱処理をほどこしたときの脆化および靱性挙動を調べ, 黒心可鍛鋳鉄との比較を行った。

2. 供試材および方法

2.1 供試材

供試材は100kgシリカライニング高周波誘導炉にて溶解した電解鉄, 電極黒鉛, 金属ケイ素, フェロマンガ, 硫化鉄にリン鉄を添加した溶湯をYブロックに铸込み, 第1段および第2段黒鉛化焼鈍しをほどこして完全にフェライト化したもので, 組織は黒心可鍛鋳鉄と同様にフェライト地に焼戻し炭素が散在したものである。供試材の化学組成をTable 1に, 黒鉛化焼鈍し熱処理曲線をFig. 1に示す。また黒鉛鋼の光学顕微鏡写真をPhoto. 1に示す。得られた黒鉛鋼Yブロックの所定の位置より切り出した試験片に所定の熱処理をほどこした後, フライス加工により10×10×55mm(2mm \bar{U} ノッチ付)のJIS 3号シャルピー衝撃試験片とした。

昭和55年10月本会講演大会にて発表 昭和56年1月19日受付 (Received Jan. 19, 1981)

* 早稲田大学鋳物研究所 工博 (Casting Research Laboratory, Wasda University)

*² 早稲田大学鋳物研究所 (Casting Research Laboratory, Waseda University, 2-8-26 Nishiwaseda Shinjuku-ku 160)

Table 1. Chemical composition of graphite steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Sb	Sn	As
1.26	1.24	0.26	0.149	0.069	0.001	0.001	0.007

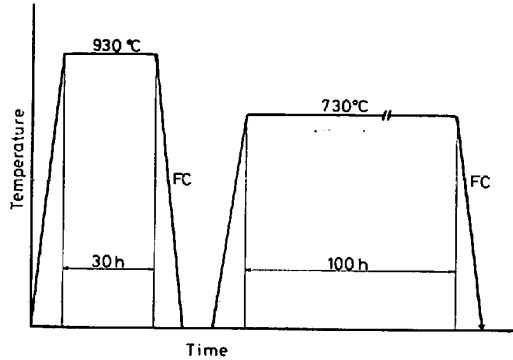


Fig. 1. Heat treatment curve for graphitizing of ferritic graphite steel.

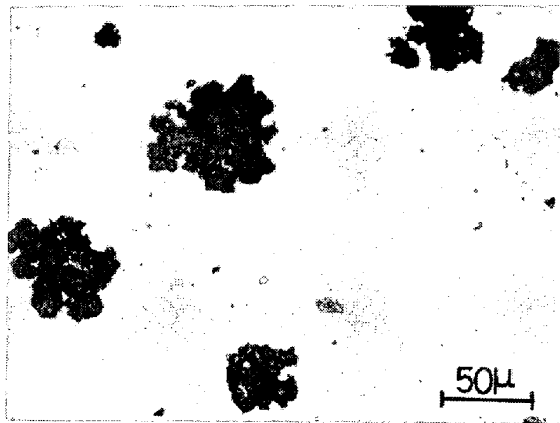


Photo. 1. Optical micrograph of ferritic graphite steel.

2.2 黒鉛鋼の脆化におよぼす急冷温度の影響

黒心可鍛鉄の場合、その脆化温度は 450°C 近傍にあり、靱性化温度は 650°C 近傍に存在する。そこで黒鉛鋼においてもまずその脆化温度、靱性化温度を調べ、黒心可鍛鉄と比較するため、300, 375, 450, 575, および 650°C の各温度に 1 h 保持したのち、室温まで水冷したときの急冷温度による遷移温度の変動を測定した。熱処理サイクルを Fig. 2 に示す。以下各種熱処理はすべてスズ浴中に行い、このとき所定の温度までの到達時間は約 2 min であつた。また炉冷の場合はさきに報告⁶⁾したように、あらかじめ所定温度に保持する炉中にすみやかに移し、そのなかで炉冷を行つた。この間における所要時間は約 3 s であり、試験片の温度降下は ±3°C の誤差範囲内であつた。なお衝撃試験は -196~+150°C の範囲で行い、最高および最低衝撃値の平均値を示す温度をその試料の遷移温度とした。

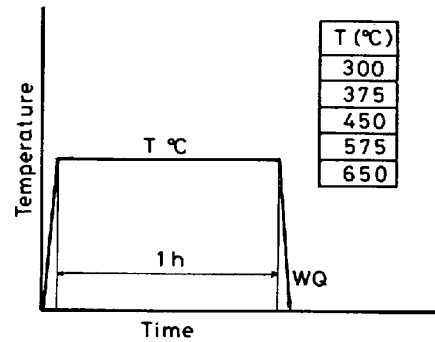


Fig. 2. Heat treatment for investigating the influence of quenching temperature on the shift of transition temperature of ferritic graphite steel.

2.3 黒鉛鋼の脆化におよぼす各種熱処理の影響

焼入実験の結果は後述のように 450~500°C からの水冷により最大脆化を示し、650°C からの水冷が最大靱性化を示したことから、靱性化温度として 650°C、脆化温度として 450°C、下部靱性化温度として 300°C を選び、冷却速度を水冷、炉冷の 2 水準とし、これらを各種組み合わせた熱処理をほどこして著者らの黒心可鍛鉄の研究により得られている結果⁶⁾と比較し、さらに黒鉛鋼の脆化におよぼす各種熱処理の影響を検討した。試料にほどこした熱処理曲線を Fig. 3 に示す。図中の試料記号は熱処理条件を示し、B は脆化温度 450°C、D は靱性化温度 650°C、D' は下部靱性化温度 300°C を示す。また記号の前の M はスズ浴中に急熱したことを示し、後のサフィックス W, F はそれぞれ水冷、炉冷処理を示す。さらに MBoF あるいは MD'IooW のように 0, 100 のついたものはそれぞれ保持なし、100 h 保持を示し、その他はすべて 1 h 保持を示す。

2.4 IMA による破面における P 分析

著者らはさきの報告の中で粒界脆性破面について IMA 分析を行つた結果、P の粒界偏析を確認した³⁾⁴⁾⁶⁾。そこで黒鉛鋼についても粒界偏析の有無を調べる実験を行つた。分析は MBW の粒界脆性破面 (gb) および検鏡面 (bk) における P について行い、深さ方向における P と Fe のピーク高さ比の分布を調べた。また同時にプラズマ強度を記録して放電時に誤つたデータが混入しないようにチェックした。分布条件として、真空度 6.3×10^{-8} Tor, 1 次イオンとして O_2^+ イオンを用い、1 次イオン加速電圧を 5 kV, 1 次電流を 0.2 μ A, イオンビーム径を 800 μ φ として分析を行つた。分析に用いた試験片は衝撃試験に用いたものと同一の試験片から切り出したもので、形状、寸法、表面状態、破断前の洗浄 (ただし鏡面試料については研磨後再び洗浄) などについては、さきの報告⁴⁾と同様である。これらの試験片の大気中にて

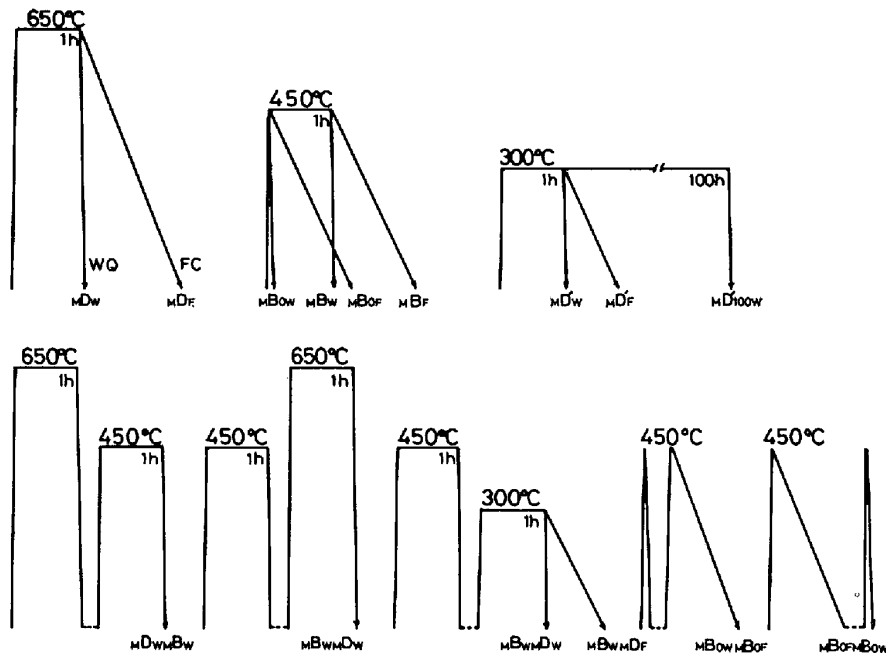


Fig. 3. Schematic representation of various heat treatment.

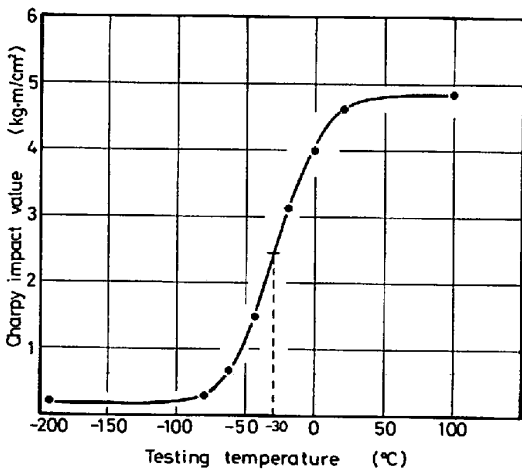


Fig. 4. Charpy impact transition curve of as annealed specimen.

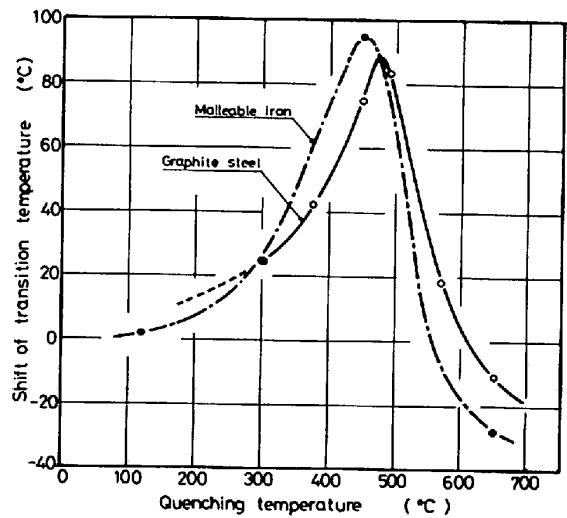


Fig. 5. The influence of quenching temperature on the shift of transition temperature of ferritic graphite steel.

破断し、ただちに IMA 機内にセットした後分析を行った。

3. 実験結果

3.1 黒鉛鋼の脆化におよぼす急冷温度の影響

Fig. 4 に黒鉛化焼鈍しのままの試料の衝撃遷移曲線を示す。遷移温度 (以下 T_r と略記) は -30°C であった。黒心可鍛鋳鉄の場合、上部棚衝撃値が約 $1.5\sim 2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ であるのに対して黒鉛鋼の場合は約 $5\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ でかなり高くなっていることが認められた。以下の実験については焼なましのままの $T_r(-30^\circ\text{C})$ を基準とする T_r の移動量 ΔT_r により脆化あるいは靱性回復挙動を示

す。 300°C から 650°C までの各温度に 1 h 保持後水中急冷したときの ΔT_r 変化を Fig. 5 に示す。なお黒心可鍛鋳鉄についての結果を比較のため鎖線にて示した。図より明らかなように黒鉛鋼は急冷温度 $300\sim 450^\circ\text{C}$ までは ΔT_r の増加を示し、 $450\sim 500^\circ\text{C}$ で最大値を示したのち、温度の上昇とともにこの値が急激に低下し、 650°C では靱性化を示すようになる。すなわち、黒鉛鋼の脆化におよぼす急冷温度の影響は黒心可鍛鋳鉄の場合ときわめて類似していることが明らかになった。

3.2 黒鉛鋼の脆化におよぼす焼入温度の影響

Fig. 6 に単独熱処理による ΔT_r の変化を示す。白色

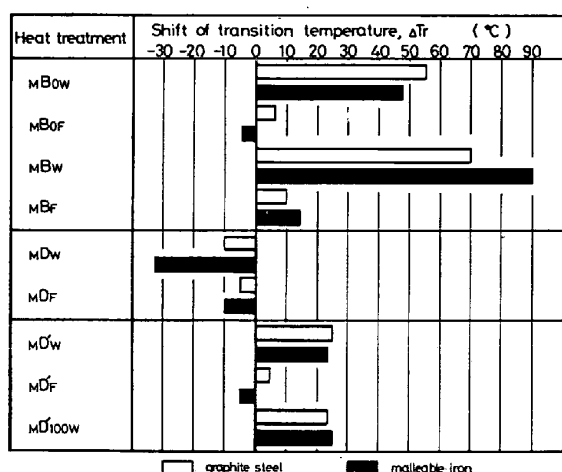


Fig. 6. The influence of various single heat treatment on the shift of transition temperature in ferritic graphite steel.

棒グラフは黒鉛鋼によつて得られた結果であり、比較のための黒心可鍛鉄の同一処理による結果を黒色棒グラフで示す。黒心可鍛鉄の脆化温度処理による特徴的挙動は、急冷する方が徐冷したものにくらべ著しい脆化を示すこと^{1)~4)}、脆化温度付近における滞留時間1 min以下の短時間急熱・保持なし急冷によつてかなりの脆化が認められること⁵⁾、急冷、徐冷によらず保持時間とともに脆化が進行すること³⁾⁶⁾である。そこで黒鉛鋼の結果をみれば、急熱・保持なし水冷のMBowで $\Delta T_r = +55^\circ\text{C}$ となり、かなりの脆化を示す一方、炉冷では $\Delta T_r = 6^\circ\text{C}$ を示し、ほとんど脆化していないことがわかる。また1 h保持したものでは、水冷のMBwが $\Delta T_r + 70^\circ\text{C}$ となり著しい脆化を示すのに対し炉冷のMBfは $\Delta T_r + 10^\circ\text{C}$ となり脆化度は小さい。しかしながら、面者ともに保持なしのMBow, MBoFとくらべ T_r は高温側に移動しており、 450°C 保持による脆化の進行が認められる。以上のことから黒鉛鋼の脆化温度処理による脆化挙動は黒心可鍛鉄のそれと同一であると考えられる。つぎに靱性化温度処理による黒心可鍛鉄の特徴的挙動は、靱性化温度から水冷したものは、炉冷のものにくらべ著しい靱性化を示すことである。Fig. 6によればMDw処理は $\Delta T_r - 10^\circ\text{C}$ を示し、MDfでは $\Delta T_r - 5^\circ\text{C}$ となりMDwの靱性化効果は黒心可鍛鉄の場合にくらべかなり小さいが靱性化傾向が認められ、靱性化処理によつて黒心可鍛鉄と黒鉛鋼は同じ挙動をとるものと考えられる。さらに下部靱性化温度単独処理による黒心可鍛鉄の脆化挙動の特徴は、水冷の場合やや脆化を示すが、この際1 hおよび100 h保持のものにほとんど差が認められないことから、 300°C 処理では1 hではほぼ飽和脆化度に到達すると考えられること、さらに炉冷した場合はほ

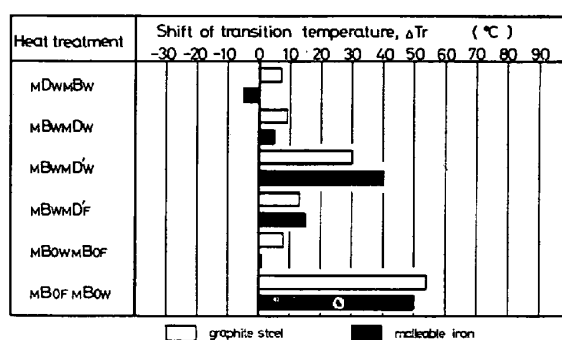


Fig. 7. The influence of various duplex heat treatment on the shift of transition temperature in ferritic graphite steel.

とんど脆化が認められないことである。これらをFig. 6に示す各種D'処理と比較してみれば、まず1 h保持水冷MD'wでは $\Delta T_r + 25^\circ\text{C}$ を示しやや脆化すること、またさらに100 h保持後水冷したMD'100wによつても $\Delta T_r + 23^\circ\text{C}$ を示し、1 h保持のものとはほとんど変化が認められない。また1 h保持後炉冷MD'fでは $\Delta T_r + 4^\circ\text{C}$ を示し、ほとんど脆化が認められないことがわかる。これらのことから下部靱性化温度単独処理に関しても黒鉛鋼は黒心可鍛鉄と同様な挙動を示すことが認められる。以上、脆化温度(B)、靱性化温度(D)、下部靱性化温度(D')における黒鉛鋼の各種単独処理の結果は、いずれの場合も黒心可鍛鉄と同様な脆化挙動を示すことが認められた。そこでつぎに上に述べた種々の熱処理を各種組み合わせた実験の場合における ΔT_r の変化をFig. 7に示す。これらの組み合わせ処理によつて示された黒心可鍛鉄の特徴的脆化挙動は、脆化処理前に靱性化処理をほどこすと脆化が顕著に遅れること、脆化処理後の靱性化処理により著しい靱性化を示すことである。また脆化処理後の下部靱性化温度処理は、ある程度の靱性回復効果をもつこと、急熱・保持なし急冷処理後の急熱・保持なし炉冷では靱性回復効果をもつが、前処理としての急熱・保持なし炉冷はその効果がまったくあらわれないというものである。Fig. 7に示す黒鉛鋼の結果は、脆化処理MBwの前に靱性化温度処理MDwをほどこしたMDwMBwは $\Delta T_r + 7^\circ\text{C}$ を示し、単独脆化処理MBw($\Delta T_r + 70^\circ\text{C}$)による脆化が前処理により著しく抑制されたことがわかる。また脆化処理後に靱性化温度処理をほどこしたMBwMDwでは $\Delta T_r + 9^\circ\text{C}$ となり、後処理MDwによる顕著な靱性回復効果が認められる。つぎに脆化処理後下部靱性化温度から水冷処理したMBwMD'wでは $\Delta T_r + 30^\circ\text{C}$ を示し、水冷処理によるかなりの靱性回復が認められ、徐冷MBwMD'fでは $\Delta T_r + 14^\circ\text{C}$ でさらに靱性化することが認められる。さらに脆化温度に急

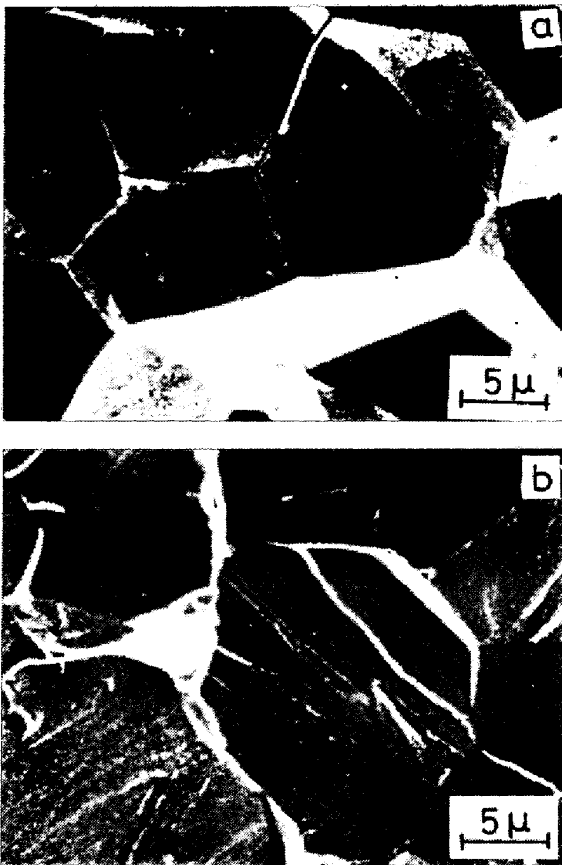


Photo. 2. Scanning electron fractographs of (a) embrittled and (b) de-embrittled ferritic graphite steels. (test temperature ; (a) -60°C , (b) -196°C)

熱・保持なし水冷して得た短時間脆化試料 MBow を再度脆化温度に急熱し保持なし徐冷した MBow mBoF は $\Delta T_r + 8^{\circ}\text{C}$ を示し, MBow の $\Delta T_r + 55^{\circ}\text{C}$ にくらべ徐冷により著しく靱性を回復することがわかるが, MBow の前処理として mBoF をほどこした mBoF MBow の場合 $\Delta T_r + 53^{\circ}\text{C}$ を示し, mBoF による脆化抑制効果は認められない. これら一連の組み合わせ熱処理による黒鉛鋼の脆化および靱性化挙動は黒心可鍛鋳鉄におけるそれと高度に一致している. すなわち黒鉛鋼に認められる脆化挙動はすべて黒心可鍛鋳鉄に認められるそれと一致し

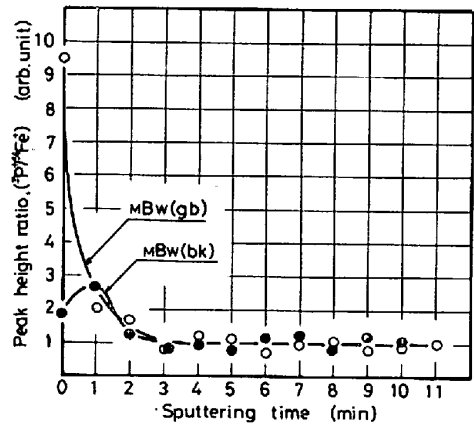


Fig. 8. Depth profile of phosphorus concentration at polished (bk) and fractured (gb) surfaces of embrittled ferritic graphite steel.

たものと考えられる. なお MBw の粒界脆性破面および mDw のへき開脆化破面の走査型電顕写真を Photo. 2(a) (b) に示す.

3.3 IMA による破面上の P 分析

MBw 試料の破面および検鏡面の IMA 分析結果についてピーク高さ比 ($^{31}\text{P}^+ / ^{56}\text{Fe}^+$) の深さ方向分布を Fig. 8 に示す. ただしこの結果はスパッタ時間 11 min における値を 1 として標準化したものである. 検鏡面の最大値が 2.4 であるのに対し粒界では約 9.6 となっている. 検鏡面では 2.4 で述べたような処理がされているために破面とくらべ研磨時における汚染などが著しいものと考えられ, このため表面近傍に高さ比 2.4 で示されるような P ピークが生じたものと思われるが, 粒界表面においてはさらに高いピーク値を示していることから前記の影響があるにもかかわらず, 脆化処理試料の粒界脆化に P の偏析が大きく関与しているものと考えられる.

4. 考 察

現在までに諸研究者により報告されている鋼の脆化機構^{7)~20)} を分類し整理した結果を Fig. 9 に示す. 黒心可鍛鋳鉄の脆化特性はこれらの各説によつてはそのまま

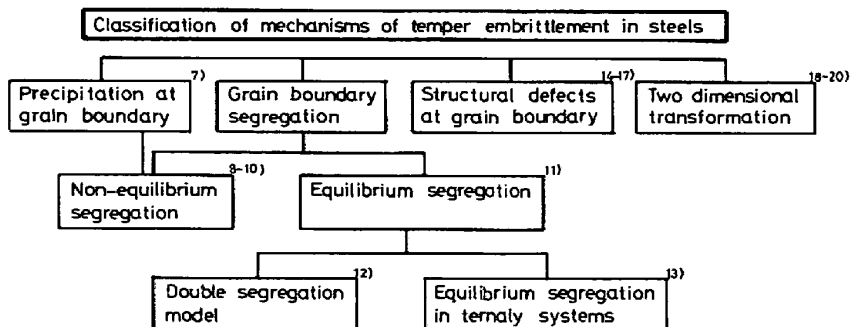


Fig. 9. Classification of mechanisms of temper embrittlement in steels.

で説明されない。著者らは、黒心可鍛鉄の脆化挙動を詳細に説明しうる方法として、PとCの交互作用的粒界偏析挙動に基づく説明を試みた。その基本的考え方は、第1に黒心可鍛鉄の脆化はPの粒界偏析に起因するものとした。このことはNi-Cr鋼などの低合金鋼に代表される鋼の焼もどし脆性における不純物元素の役割として、P, Sb, Sn, Asなどの粒界偏析によるものとする考え^{21)~25)}がすでに一般化されたものと考えられ、また黒心可鍛鉄の脆化試料においてもPの粒界偏析が認められている⁴⁾⁶⁾ことによつて、第2に約375°CにPの拡散しうる温度の下限があるものとし²⁶⁾⁶⁾、さらに第3としてGLIKMAN¹⁸⁾¹⁹⁾らの考え方を発展させてCの粒界偏析がPの粒界偏析による粒界脆化を抑制する役割を演ずるとするもの⁶⁾であり、これらの総合的考え方により、種々の熱処理により複雑な挙動を示す黒心可鍛鉄の脆化を説明することが可能となつた。そこで本実験においては黒心可鍛鉄の脆化の特徴を顕著に示すような各熱処理を選び、これらを黒鉛鋼にほどこすことにより、C量を低下させた場合にその特徴に変化が認められるかを調べた結果、C量を約1.3%としても脆化挙動にはほとんど変化が認められず、黒心可鍛鉄とフェライト黒鉛鋼の脆化はきわめて類似した現象であることが明らかになつた。そこで黒鉛鋼の脆化挙動をさきの報告と同様の考え方により説明しよう。Fig. 10に黒鉛鋼の脆

化に対する模式的説明図を示す。ここでPまたはCの粒界平衡偏析量はMCGLEAN¹¹⁾によるつぎの平衡偏析式により示される。

$$X_b = \frac{AX \exp(Q/RT)}{1 + AX \exp(Q/RT)}$$

ただし X_b : 粒界平衡濃度

X : バルク濃度

Q : 粒界および粒内における不純物原子による格子歪みエネルギー差

R : モル定数

T : 絶対温度

A : 定数

Fig. 10(b)はこれを模式的に示したものである。さきの報告⁶⁾と同様な仮定を設け、Pの移動可能な温度範囲の下限を375°Cとし、Cは X_b 曲線に従い、Pは X_b 曲線に従つて偏析し375°C以上で保持する場合には X_b 曲線に近づくものとして各種熱処理による脆化または靱性化挙動をFig. 10(a)において説明する。

ここでは粒界偏析の状態を円内に図示してある。まず(i)は第2段黒鉛化焼なましの最終段階で、730°Cより室温までの徐冷過程であり、P原子(°)は375°Cまで X_b 曲線にしたがつて粒界偏析するがそれ以下では偏析量は変化しないものとし、C原子(·)は便宜上室温まで X_b 曲線にしたがつて偏析すると考える。したがつ

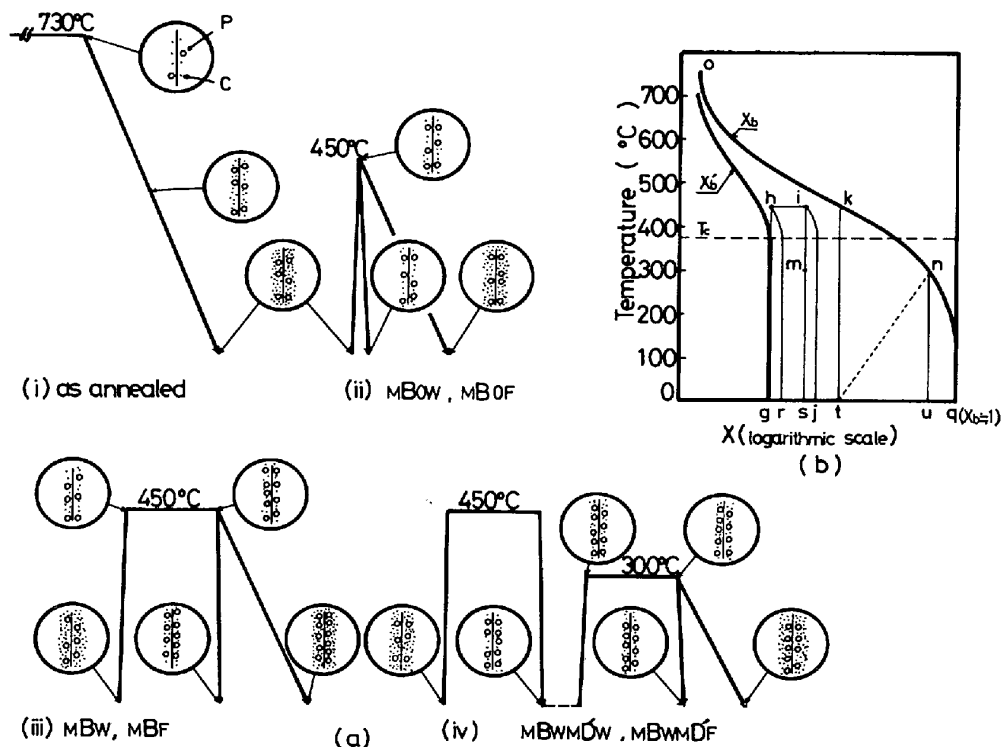


Fig. 10. Schematic representation of embrittling mechanism of ferritic graphite steel.

て黒鉛化焼なまし処理のままの試料の粒界には Fig. 10 (b) の点 g で示される P とともに点 q で示される C が偏析しているため、P による粒界脆化が C により抑制されるものと考えられる。いまこの試料に (ii) に示す mBow または mBoF 処理をほどこせば 450°C に到達した時点で粒界 C 濃度は点 k で示される濃度まで急速に低下するが、P はほとんど移動できないため点 h で示される。このまま保持なしで急冷すれば粒界 P 濃度は再び点 g で示されるが C は点 t まで低下する。その結果 C による粒界脆化抑制効果が低下し、かなりの脆化を示すようになる。一方徐冷の場合には P は点 r で示されるが C は再び点 q であらわされるために処理前と同じ状態に戻り変化は生じない。つぎに (iii) に示す mBw の場合粒界 P 量は $g \rightarrow h \rightarrow i \rightarrow s$ のように変化し偏析量は (s-g) だけ増加し、C 量は $q \rightarrow k \rightarrow t$ に従って変化し偏析量は (q-t) だけ低下する。したがって粒界 P 量が増加し粒界 C 量が低下した結果著しい脆化を示すようになる。一方 mBf の場合は粒界 P 量は $g \rightarrow h \rightarrow i \rightarrow j$ のように変化し (j-g) だけ増加するが、粒界 C 量は $q \rightarrow k \rightarrow q$ と再び点 q で示される。その結果粒界 P 量は増加するが、C 量は変化しないため脆化抑制効果は低下せず、したがって P の増加に応じて脆化度はやや大きくなる。つぎに (iv) に示す組み合わせ処理 mBw mD'w の場合、粒界 P は $g \rightarrow h \rightarrow i \rightarrow s \rightarrow m \rightarrow s$ のように変化し結局 mBw の場合と等量である。ところが C 偏析量は $q \rightarrow k \rightarrow t \rightarrow n \rightarrow u$ のように変化し、mBw の点 t にくらべ (u-t) だけ増加する。その結果 C による脆化抑制効果が増大し、mBw にくらべ脆化度は小さくなり靱性回復効果を示す。また mBw mD'f の場合は、P 偏析量は mBw mD'f と同様に点 s で示されるが C 偏析量は $q \rightarrow k \rightarrow t \rightarrow n \rightarrow q$ のように変化し mBw mD'w の場合よりさらに高くなるための分さらに靱性を回復すると考えれば矛盾はない。以上いくつかの熱処理例をとりあげ、その脆化挙動を具体的に示しうることを示したが、ほかの場合も同様に説明できる。以上、黒鉛鋼の脆化について著者らによる考えを述べてきたが、これらはさきに報告⁶⁾した黒心可鍛鉄に対する考え方と基本的には同一である。そこでこれらの考えにたつとき、鋼における脆化挙動との差異についても説明する必要がある。本黒鉛鋼の場合もその説明では遊離 C が大きな役割を演じている。ところで黒心可鍛鉄および黒鉛鋼では C はフェライト中の固溶 C、焼もどし炭素としての C および粒界に偏析する 3 者の C 存在形態が考えられる。Si が高いことは、この焼もどし炭素の生成を容易にしている。また C は P の粒界偏析による鋼の焼もどし脆化にその抑制効果があることが報告されており⁶⁾²⁷⁻³⁰⁾、黒心可鍛鉄

や黒鉛鋼のように C を遊離炭素として多量に含有するものにおいてはその脆化または靱性回復挙動において C の影響がより顕著にあらわれてくるものと考えられる。さらにこの際、フェライト粒にまたがって存在する焼戻炭素は、フェライトの C 溶解度変化により排出あるいは固溶される以上に有効な C 供給源として働いているのではないかと考えれば、黒心可鍛鉄や黒鉛鋼においては、低 C 鋼の焼もどし脆性には認められない特異な冷却速度依存性を示すはずである。

5. 結 言

黒心可鍛鉄のシミュレータとしてフェライト黒鉛鋼の脆化挙動を調べた結果つぎの結論を得た。

(1) 450°C 急熱・保持なし水冷処理はかなりの脆化を示すが、徐冷処理では脆化を示さない。

(2) 450°C 急熱・1 h 保持水冷処理は顕著な脆化を示すが、徐冷処理では脆化度はきわめて小さい。

(3) 650°C 靱性化処理は靱性化傾向を示す。

(4) 300°C 下部靱性化温度処理は水冷の場合には脆化を示すが、徐冷処理はほとんど脆化を示さない。また 300°C 水冷処理は 1 h 保持で飽和脆化度に到達すると考えられる。

(5) 650°C 水冷を 450°C 水冷脆化処理の前処理としてほどこすと脆化の進行を遅らせ、後処理としてほどこせば顕著な靱性回復を示す。

(6) 450°C 水冷処理後の 300°C 処理は、水冷、炉冷ともかなりの靱性回復効果がある。

(7) 450°C 急熱・保持なし水冷により脆化したものは、同温度における急熱・保持なし徐冷により靱性を回復する。

(8) IMA 分析により、粒界脆化試料において P の粒界偏析が確認された。

(9) これらの諸結果は黒心可鍛鉄におけるそれと一致し、このことから黒鉛鋼、黒心可鍛鉄の脆化機構は同一のものと考えられ、これらの脆化機構について考察を行つた結果、C と P の交互作用的偏析挙動が重要な役割を演じ、C が P による粒界脆化の抑制に寄与していることが示唆された。

なお、終わりに臨み本実験を行うにあたり協力いただいた後藤敦氏に御礼申し上げます。

文 献

- 1) N. TSUTSUMI: Rep. of Castings Research Lab., Waseda Univ., 5 (1954), p. 19
- 2) N. TSUTSUMI: Rep. of Castings Research Lab., Waseda Univ., 8 (1957) p. 17
- 3) 堤 信久, 竹内 力: 鉄と鋼, 64(1978), p. 787

- 4) 堤 信久, 竹内力: 鉄と鋼, 67(1981), p. 391
- 5) 堤 信久, 竹内 力, 新村哲生: 鋳研報告, 35 (1981), p. 57
- 6) 堤 信久, 竹内 力, 堤 牧人: 鉄と鋼, 68 (1982) 3, p. 496
- 7) E. MAURER and R. HOHAGE: Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. Eisenforschung, 2 (1921), p. 91
- 8) E. B. KULA and A. A. ANCTIL: J. Mater., 4 (1969), p. 817
- 9) C. J. McMAHON Jr., J. R. RELICK: Met. Trans., 5 (1974), p. 2439
- 10) C. J. McMAHON Jr. and H. OHTANI: Met. Trans., 7 (1976), p. 87
- 11) D. McLEAN: Grain Boundaries in Metals (1957), p. 116 [Clarendon Press]
- 12) J. M. CAPUS: Temper Embrittlement in Steel, ASTM STP 407, (1968), p. 3
- 13) M. GUTTMANN: Surface Science, 58 (1975), p. 213
- 14) N. G. AINSLIE and R. E. HOFFMAN: Acta. Met., 8 (1960), p. 523
- 15) I. S. BRAMMER and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 200 (1962), p. 160
- 16) I. S. BRAMMER: JISI, 201 (1963), p. 752
- 17) I. S. BRAMMER and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 202 (1964), p. 335
- 18) Ye. E. GLIKMAN, V. F. KOTYSHEV, Yu. I. CHERPAKOV, and R. E. BRUVER: Fiz. Metal. Metalloved., 36 (1973), p. 365
- 19) Ye. E. GLIKMAN, R. E. BRUVER, A. A. KRASOV, S. V. TRUBIN, and V. F. KOTYSHEV: Fiz. Metal. Metalloved., 37 (1974), p. 1174
- 20) E. W. HART: Scripta Met., 2 (1968), p. 179
- 21) H. L. MARCUS and P. W. PALMBERG: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1664
- 22) R. VISWANATHAN: Met. Trans., 3 (1972), p. 459
- 23) D. F. STEIN, A. JOSHI, and R. P. LAFORCE: Trans. ASM, 62 (1969), p. 776
- 24) P. V. RAMASUBRAMANIAN and D. F. STEIN: Met. Trans., 4 (1973), p. 1735
- 25) A. JOSHI and D. F. STEIN: Temper Embrittlement of Alloy Steels, ASTM STP, 499 (1972), p. 59
- 26) 金子秀夫, 西沢泰二, 玉置維昭, 谷藤暁男: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 166
- 27) B. E. HOPKINS and H. R. TIPLER: JISI, 188 (1958), p. 218
- 28) M. C. INMAN and H. R. TIPLER, Acta Met., 9 (1958), p. 73
- 29) 鈴木 茂, 中彦兼次, 木村 宏: 日本金属学会昭和 55 年度秋季講演概要, (1980), p. 338
- 30) 堤 信久, 竹内 力: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1275