
日立マレブル(黒心可鍛鑄鉄)特集

黒心可鍛鑄鉄の Galvanizing Embrittlement とその防止前処理効果.....	85
黒心可鍛鑄鉄用白銑の溶解について.....	92
原価を下げるための可鍛鑄鉄部品の仕様の考察..... (外国自動車の可鍛鑄鉄部品の調査)	97
黒心可鍛鑄鉄および高力可鍛鑄鉄の諸性質について.....	103
黒心可鍛鑄鉄の被削性の研究.....	107
黒心可鍛鑄鉄の耐食性について.....	111
黒心可鍛鑄鉄品の鑄造機械化設備について.....	115
磁性材料としての黒心可鍛鑄鉄.....	119

黒心可鍛鑄鉄の Galvanizing Embrittlement と その防止前処理効果

Galvanizing Embrittlement of Black Heart Malleable Cast Iron
and the Effect of Its Prevention Treatment

奥 本 武 臣* 山 本 行 男**
Takeomi Okumoto Yukio Yamamoto

内 容 梗 概

黒心可鍛鑄鉄の Galvanizing Embrittlement に関して実験を継続して来たが、ここではその脆化（ぜいか）機構と防止効果について検討した。その結果、450℃ 水冷処理した場合に誘起される脆化現象も、その処理の前の予備処理として、650℃ に適当時間加熱保持後水冷することにより、もっとも大幅な改善がなされることを確認した。また脆化の機構については、電子顕微鏡観察、X線回折、微小部X線分析などの方法により検討を行なった結果、脆化処理後のフェライト結晶粒界に異常が認められ、これが脆化現象の原因となるものではないかと考えられた。

1. 緒 言

黒心可鍛鑄鉄を溶融亜鉛メッキすると、その靱性（じんせい）が著しく低下する現象は Galvanizing Embrittlement として知られている。しかしながらそれがいかなる機構に基づいて誘起されるかという問題については、いまだ解明されるに至っていない。したがってまた、実際製造上有効に利用されてきた脆化防止のための前熱処理の効用性についても、いかなる理由に基づくものであるか知られるところが少ない。

筆者らは、上記の問題を含めて今まで本鑄鉄の靱性あるいは脆性の評価を試みる一連の実験を行なってきた。それは低温脆性の概念を導入して、衝撃遷移の状態の変化を追究したものであった^{(1)~(6)}。

この報告はそれと同じ手法を用い、上に述べた前熱処理の効果について改めて検討を加えてみたものである。

この報告ではまずメッキ処理に相当する熱処理を行なうまえに、種々の前熱処理を施すことによっていかに脆性が改善されるか、そしてまた現在一般に行なわれている前処理方法が真に妥当な方法であるかどうかを衝撃遷移曲線を求めた上で検討することにした。

また一方、これまでのような現象論的な見方から立場をかえ、その脆化機構を考える基本的な検討方法として、電子顕微鏡組織、X線回折法、微小部X線分析法などをとりあげ、本材質の基地を構成するフェライト、とりわけその結晶粒界の微細構造の形態学的観察を行ないその追究を試みた。

2. Galvanizing Embrittlement に及ぼす前処理効果

2.1 供 試 材

この実験に供した試料には、一般工業用として生産されている溶湯を用いた。その原料鉄は矢作電気鉄、戻りくずおよび鋼くずを主体とし、これを二重溶解法によって溶解した。この溶湯を生砂型に鑄込んで18×18×85 mm の試料を多数採取したが、このさい十分健全な鑄物を得るように鑄造方案その他に考慮を払った。これらの白鉄試料を可鍛化焼鈍したのちの化学組成を第1表に示す。

2.2 実 験 方 法

以上のようにして溶製した試料の熱処理として、黒皮のままニクロム線電気炉で加熱し第2表に示す熱処理方法により9種類の試料を作った。

この実験の主題である靱性化のための熱処理としては、650℃ に

第1表 試料の化学組成(%)

C	Si	Mn	S	P	Cr
2,70	1,25	0,45	1,45	0,068	0,049

第2表 試料の熱処理方法

試 料 記 号	
A	供試材・熱処理せず
B	450℃×1時間水冷
C	450℃×1時間炉冷
D	650℃×1時間水冷
E	650℃×1時間炉冷
F	650℃×1時間水冷+450℃×1時間水冷
G	650℃×1時間水冷+450℃×1時間炉冷
H	650℃×1時間炉冷+450℃×1時間水冷
I	650℃×1時間炉冷+450℃×1時間炉冷

1時間加熱保持後水冷および炉冷の方法を選んだ。これは素材の靱性化処理として、650℃ に加熱することが有効であり⁽¹⁾、またその温度からの冷却方法が遷移温度にほとんど差異を示さなかったことから⁽²⁾、水冷に比肩するものとして炉冷の項を加えたものである。

つぎに亜鉛メッキに相当する温度として450℃を選定し、その温度に1時間保持した後水冷処理する。熱処理を行なった。これはその遷移温度で考えると最も脆性を誘起しやすい処理温度であり、その端的な傾向を伺う便をはかったものである。それと合わせて、メッキ処理上は好ましくないと考えられるが、比較のため同じ温度から炉冷する方法を加えた。

このようにして熱処理した試料は2 mm Uノッチを付けた15×15×80 mm の寸法の衝撃試験片に切削加工した。

試験機としては、10 kg-m シャルピー式衝撃試験機を用いおのこの試料の衝撃遷移曲線を求めた。

衝撃値測定の温度範囲としては、-190℃～+100℃を選び試験した。またそのさいの衝撃遷移温度の求め方としては、15 ft-lb(2.1 kg-m) の吸収エネルギーを示す温度をとりこれを Tr. E₁₅ と記すこととした。

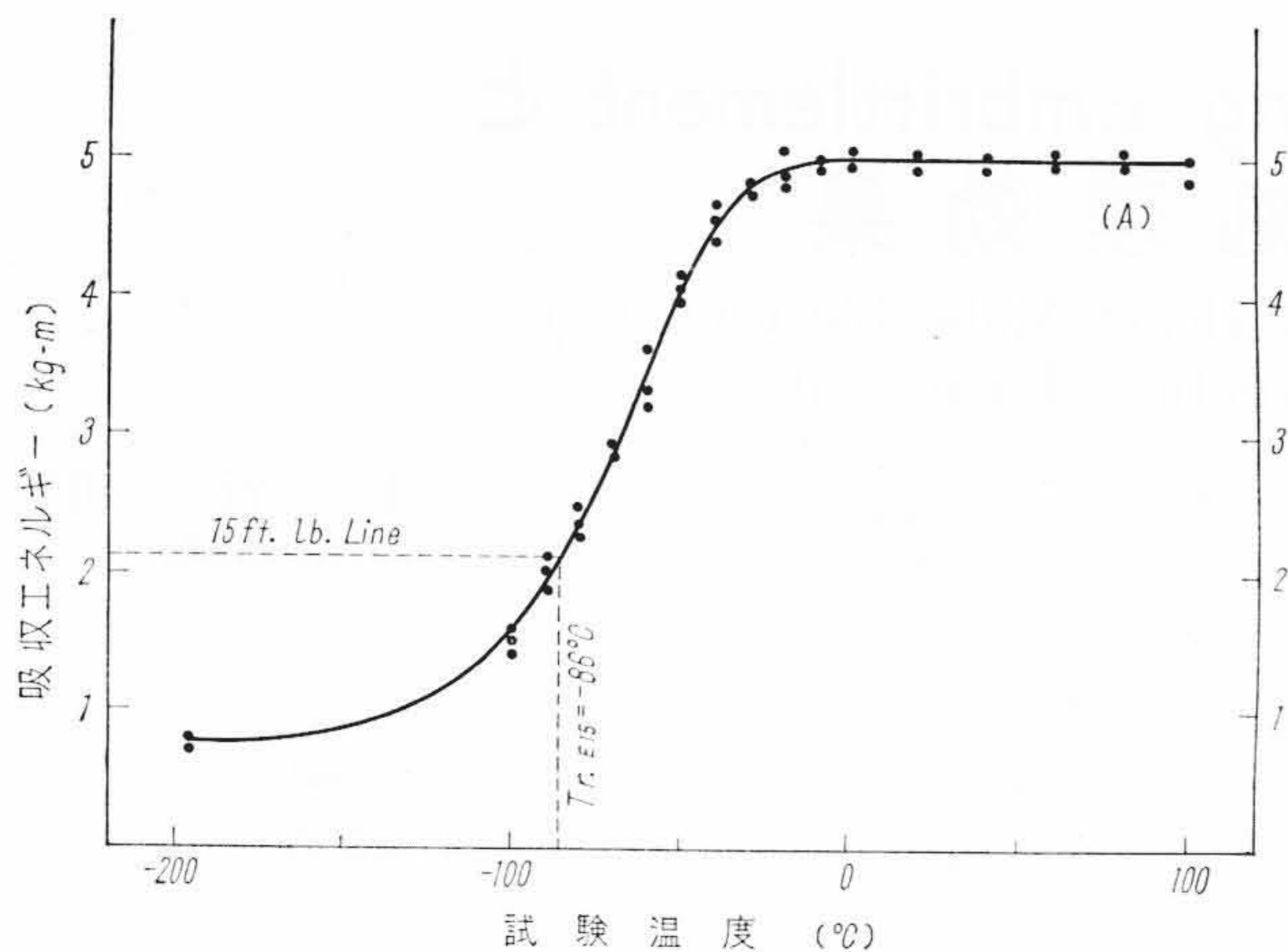
2.3 実 験 結 果

2.3.1 供試材の衝撃遷移曲線（試料記号 A）

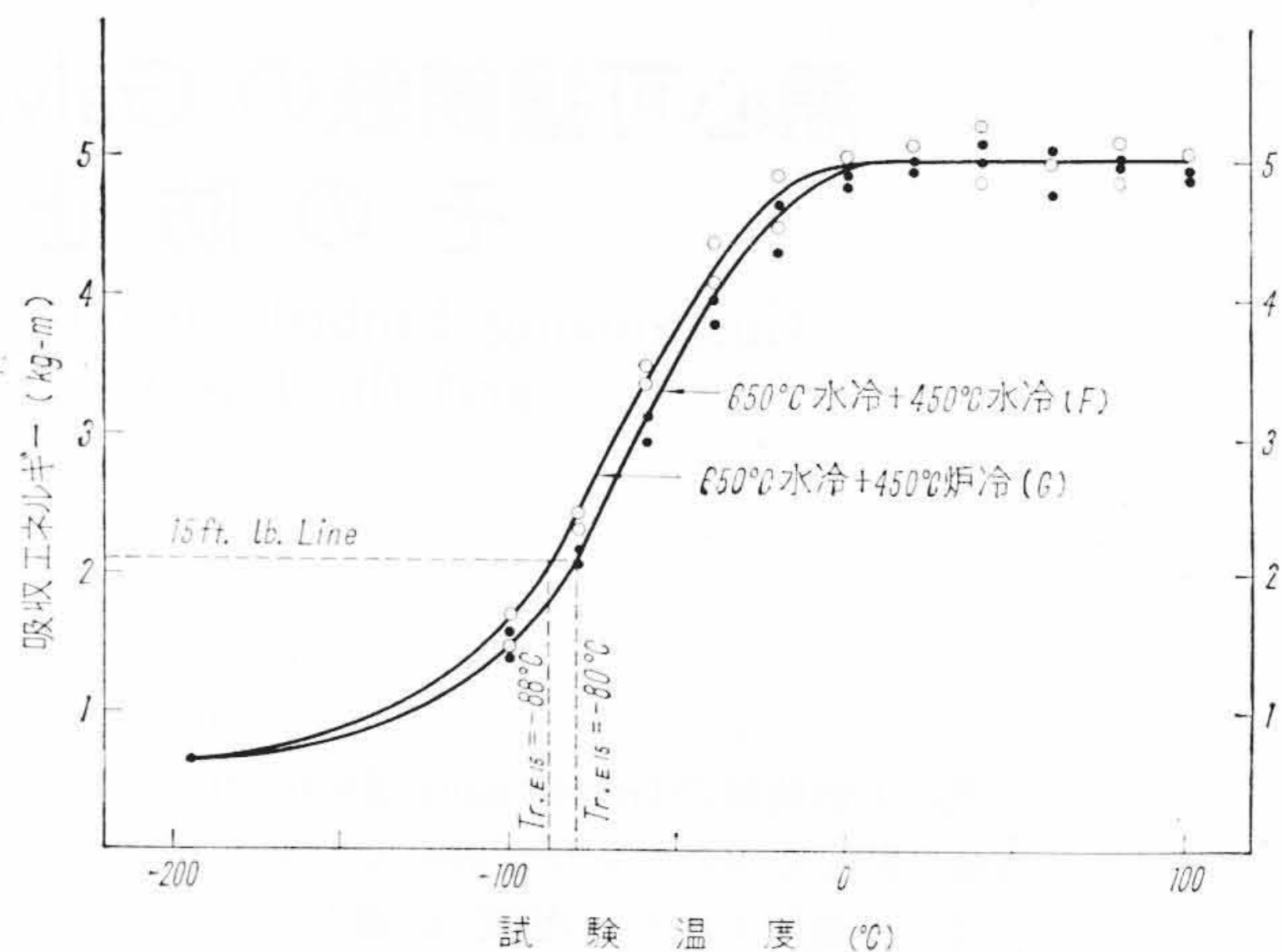
この実験に供した黒鉛化熱鈍ままの試料の衝撃遷移曲線は第1図に示すとおりである。これによると最高吸収エネルギーは5 kg-m を示しており、これは-20℃以上の温度において得られている。またその遷移温度は図に示したとおり Tr. E₁₅ = -86℃で

* 日立製作所日立研究所勝田分室 理博

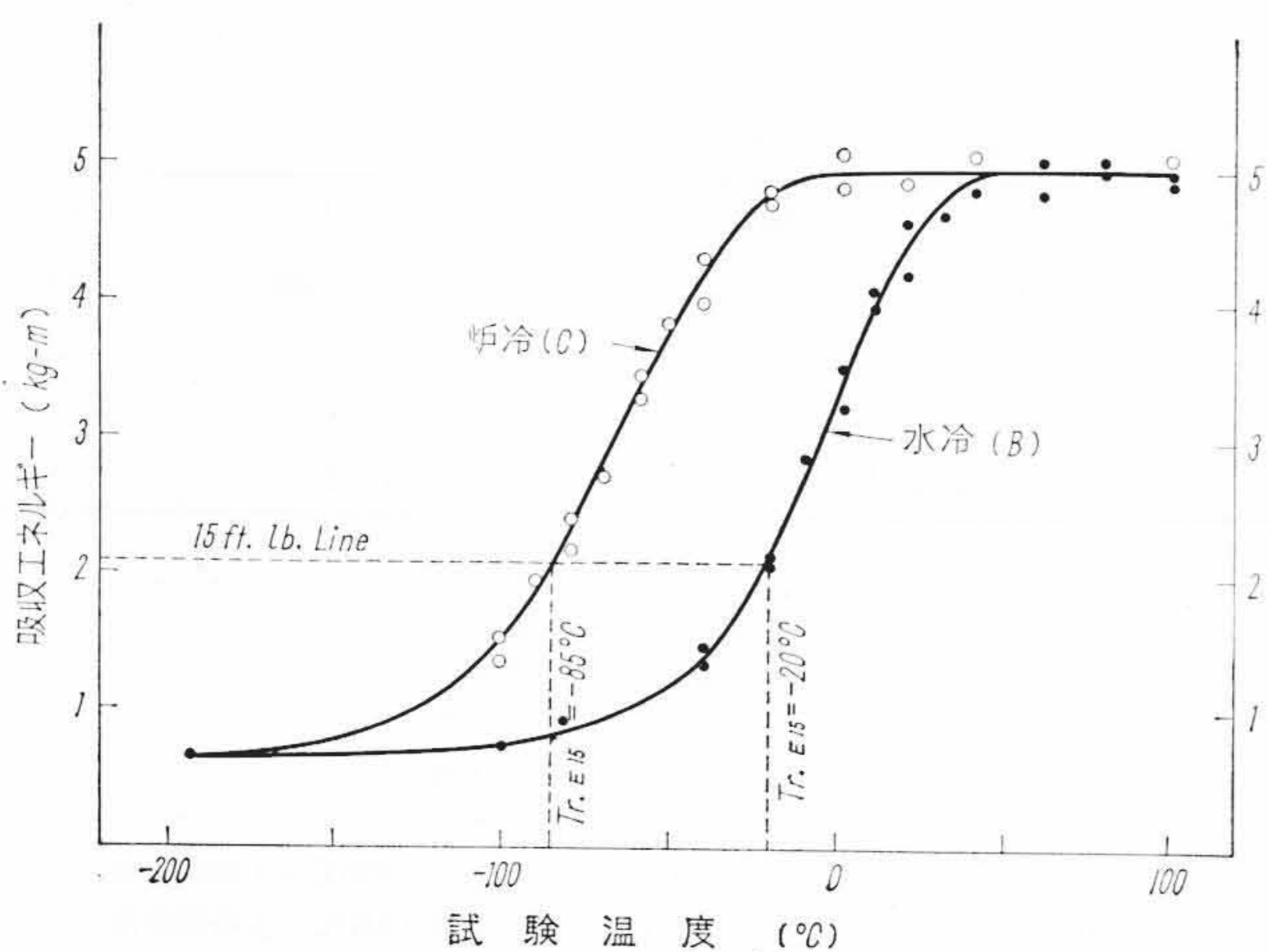
** 日立製作所日立研究所勝田分室



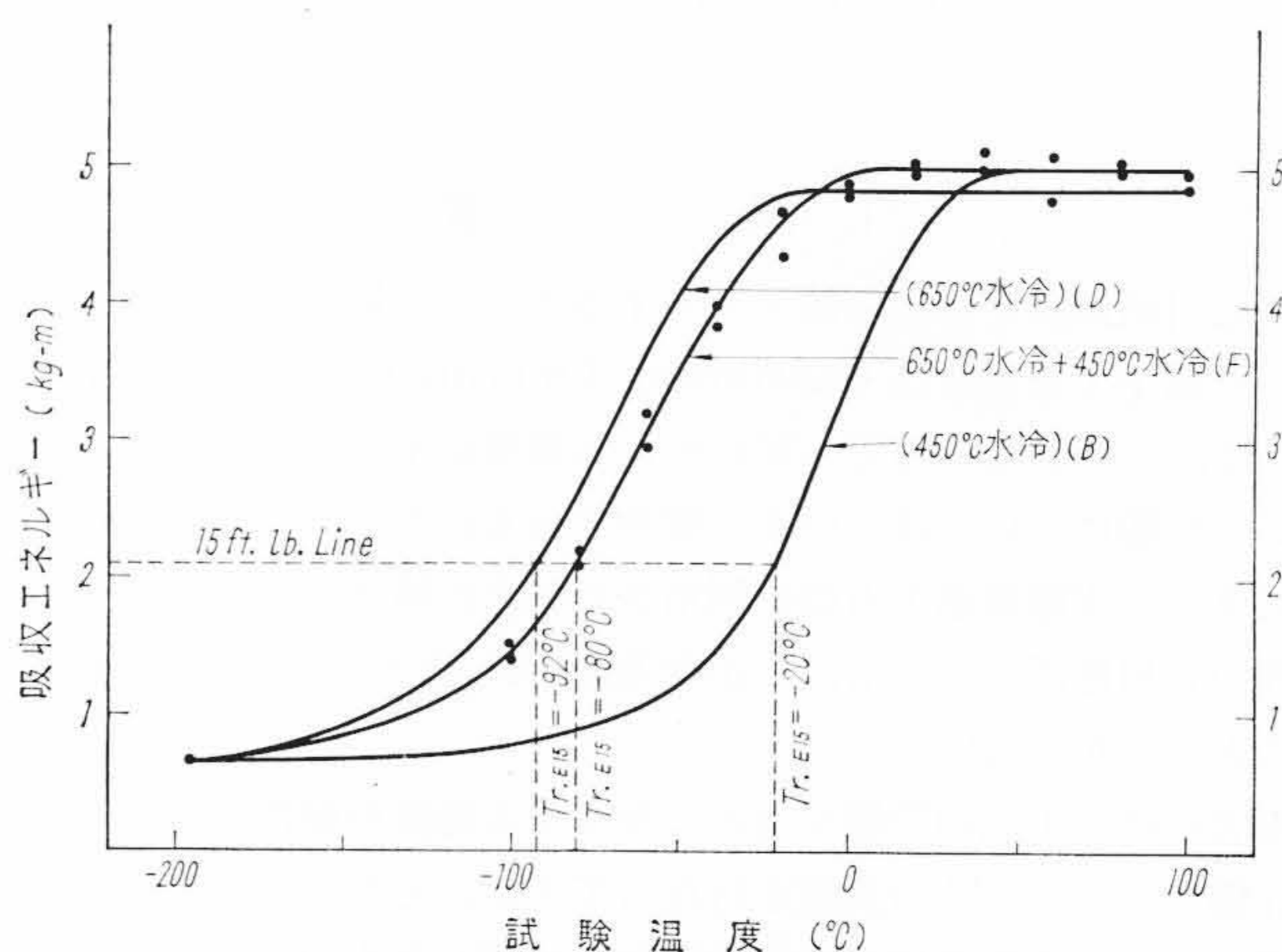
第1図 供試材の衝撃遷移曲線



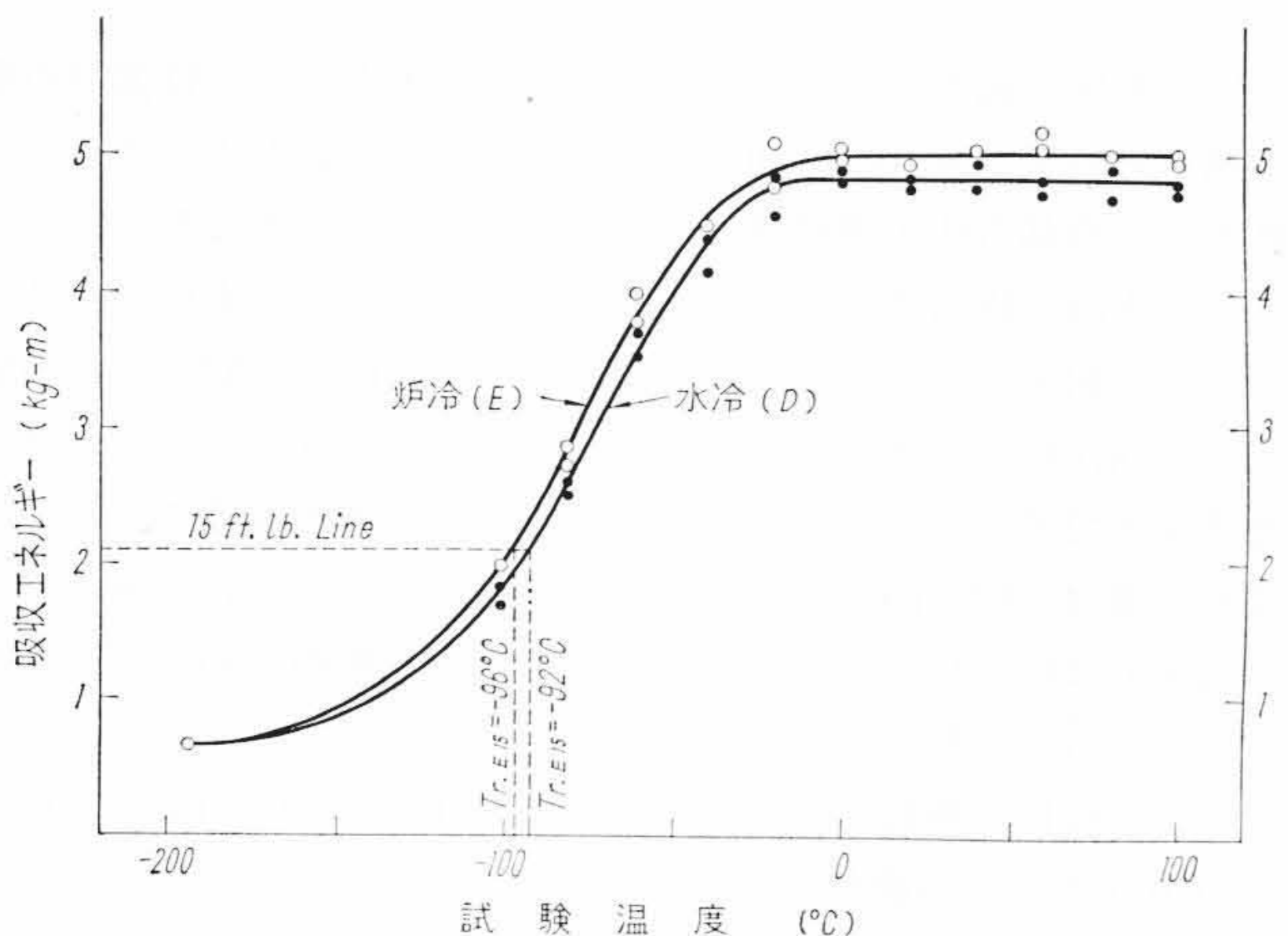
第4図 650°Cより水冷し450°C処理したときの衝撃遷移曲線



第2図 450°Cより水冷および炉冷したときの衝撃遷移曲線



第5図 650°C水冷, 450°C水冷単独処理との比較



第3図 650°Cより水冷および炉冷したときの衝撃遷移曲線

ある。

2.3.2 450°C処理材の衝撃遷移曲線(試料記号B, C)

2.3.1の試料に450°Cに1時間加熱保持したのち、水冷または炉冷処理を加えたときの試料の衝撃遷移曲線は第2図に示すとおりである。このうち水冷を行なったものすなわち試料記号Bは、脆性誘起処理として代表的なものであり、大幅に遷移温度の変化が現われており、 $Tr.E_{15} = -20^{\circ}C$ を記している。これを前項の試料Aと比較すると遷移温度は60度上昇している。

また炉冷した場合、すなわち試料記号Cでは $Tr.E_{15} = -85^{\circ}C$ を

示し、最高値に達する温度は熱処理しないものの場合とほとんど変わらないことが知られる。

2.3.3 650°C処理材の衝撃遷移曲線(試料記号D, E)

2.3.1の試料を650°Cに1時間加熱保持したのち、水冷または炉冷を行なったときの衝撃遷移曲線は第3図に示すとおりである。

このうち水冷を行なったもの、すなわち試料記号Dは、Galvanizing Embrittlement防止のための前処理方法として知られるところで最高吸収エネルギーは4.8 kg-m、遷移温度は $Tr.E_{15} = -92^{\circ}C$ を示している。一方炉冷を施したものは(試料記号E)、最高吸収エネルギー5.0 kg-m、遷移温度 $Tr.E_{15} = -96^{\circ}C$ を示している。

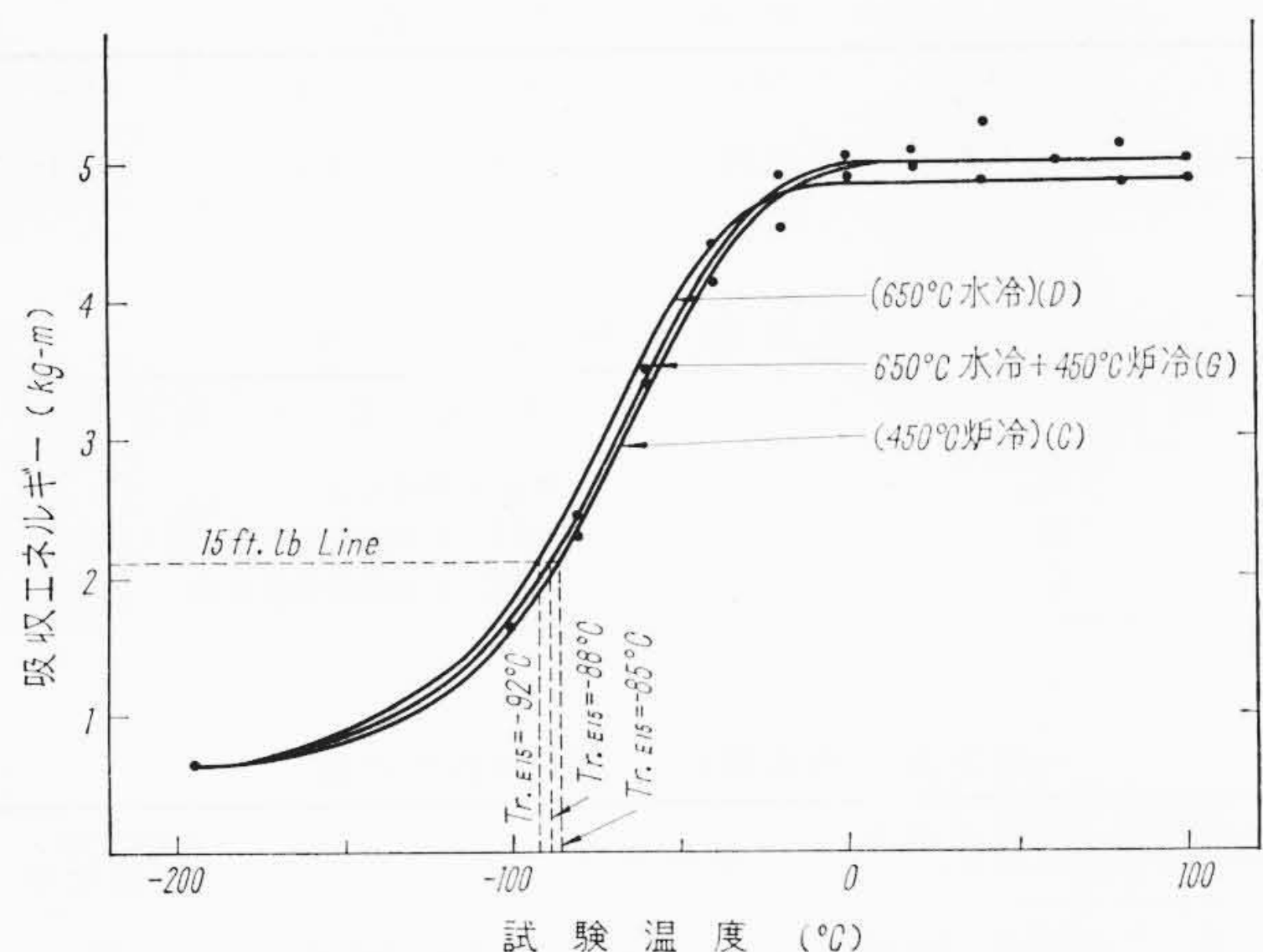
これらを比較すると、靱性化のみを目的とした単独処理であれば後者のほうがわずかではあるがすぐれていることが知られるがその間には大きな差異はない。

2.3.4 650°C水冷+450°C処理材の衝撃遷移曲線(試料記号FおよびG)

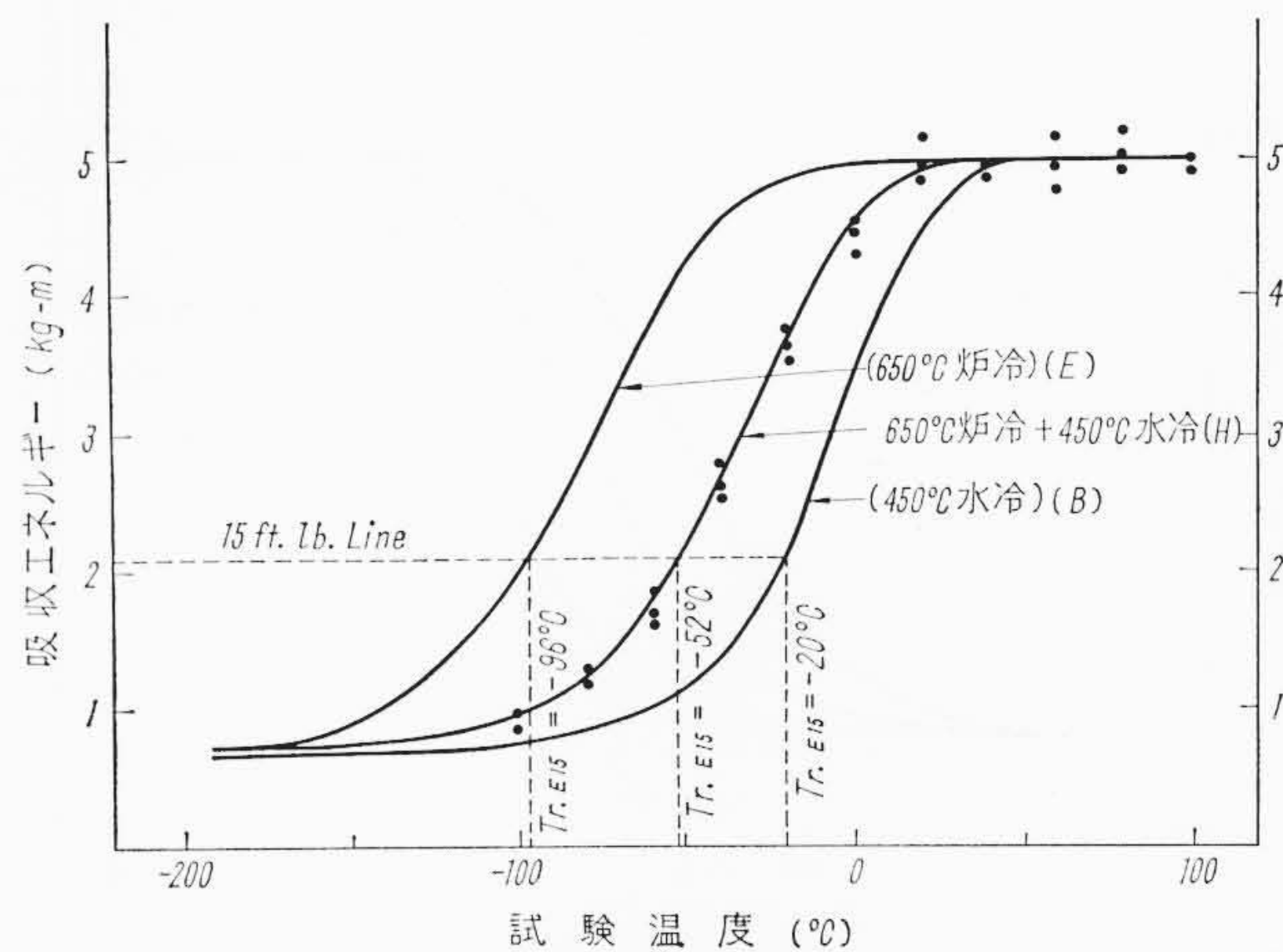
450°C処理を行なう前処理として、650°Cから水冷する処理を行なうと衝撃遷移曲線にいかなる変化が認められるかについて実験を行なったものである。

実験試料は、前述のように650°Cに1時間加熱保持後水冷し、それをさらに450°Cに1時間加熱保持後水冷したもの(試料記号F)および炉冷したもの(試料記号G)である。それぞれの衝撃遷移曲線は第4図に示すとおりである。

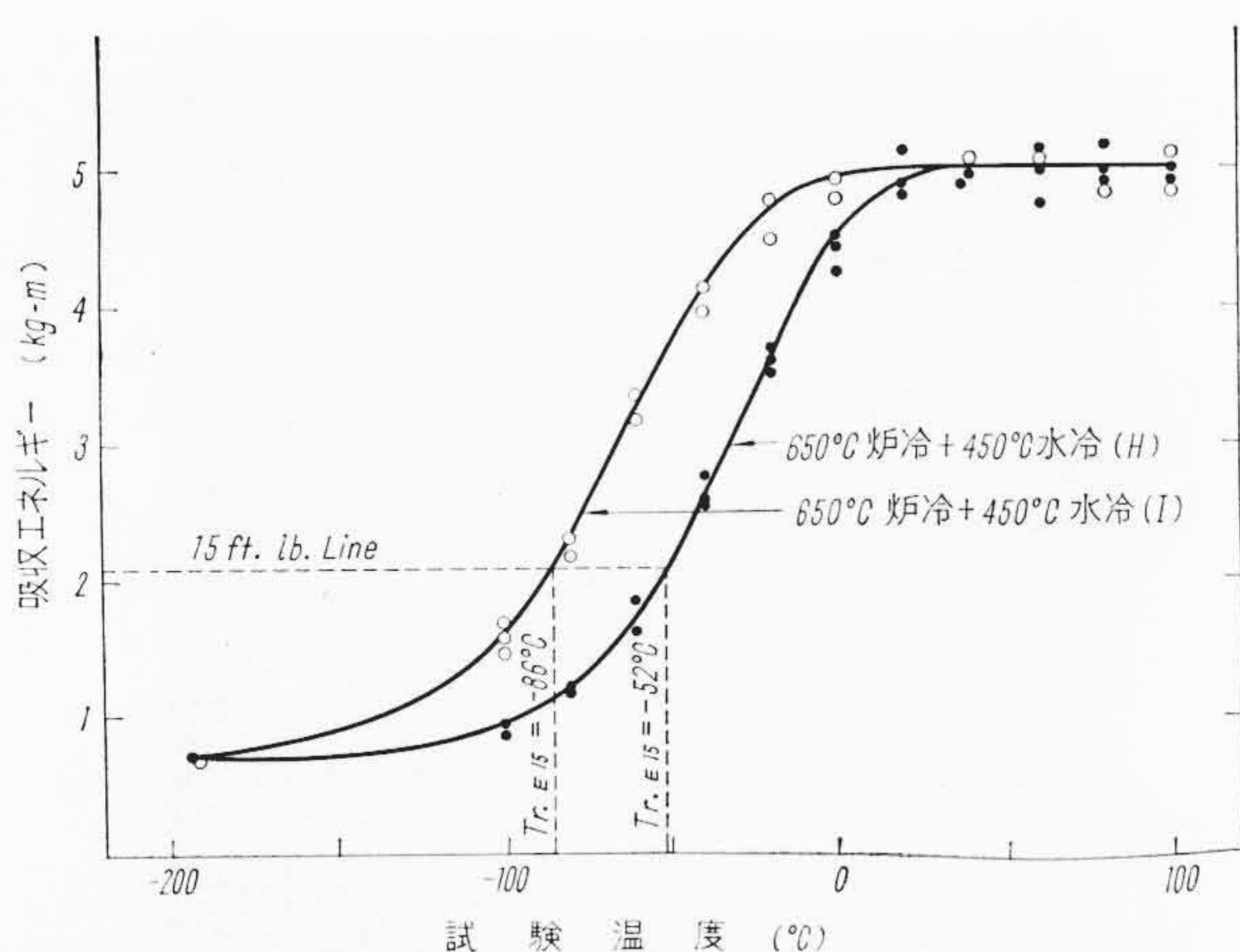
これによると二つの試料とも最高吸収エネルギーは5 kg-mを示し差異はないが、衝撃遷移温度についてみると450°C水冷のと



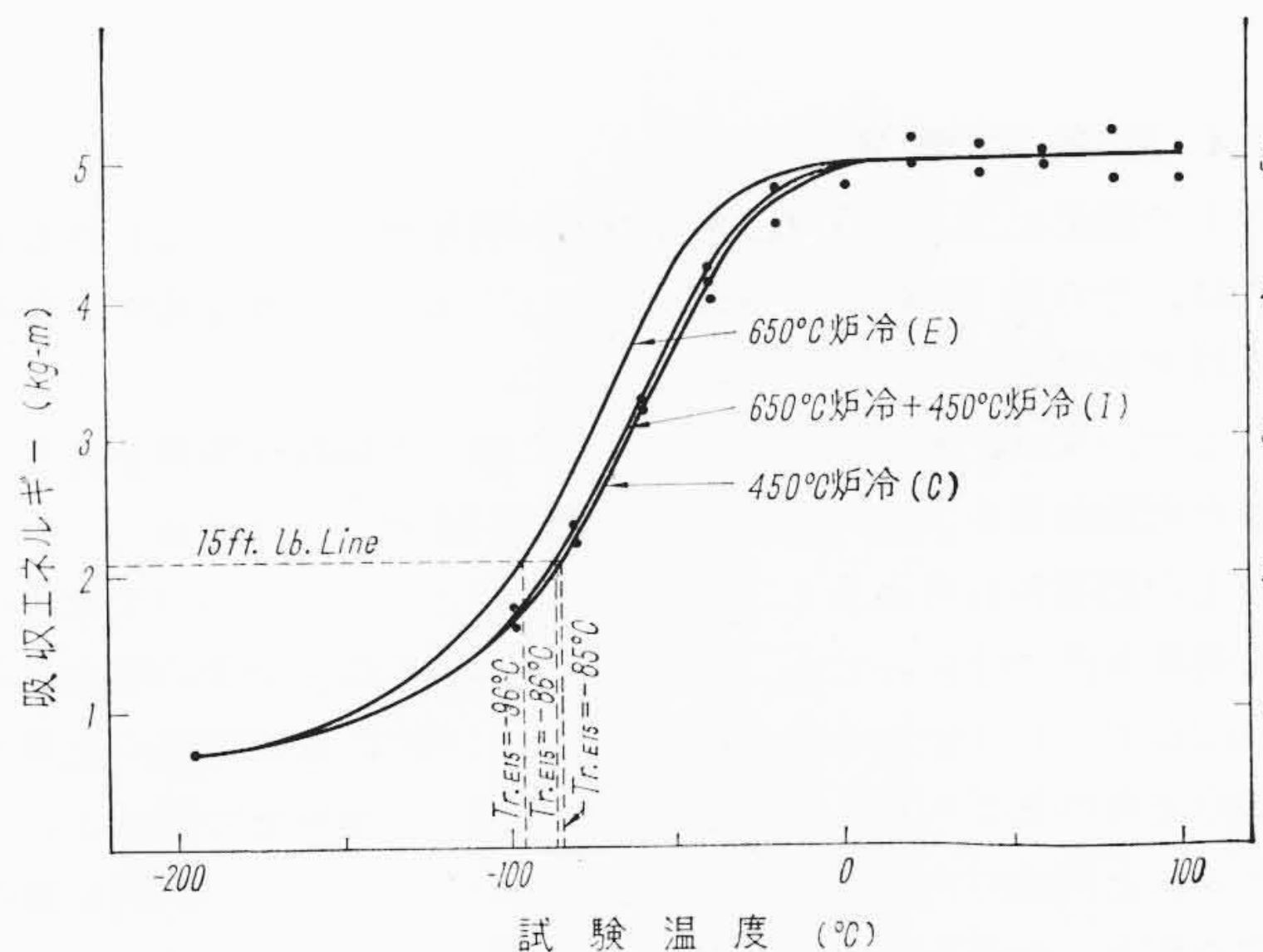
第6図 650°C 水冷, 450°C 炉冷単独処理との比較



第8図 650°C 炉冷, 450°C 水冷単独処理との比較



第7図 650°C 炉冷後, 450°C 処理したときの衝撃遷移曲線



第9図 650°C 炉冷, 450°C 炉冷単独処理との比較

き(試料記号 F) $Tr. E_{15} = -80^{\circ}C$, 炉冷のとき(試料記号 G) $Tr. E_{15} = -88^{\circ}C$ でありやや差異のあることが認められる。

以上の2段処理における測定結果を単独処理の場合の衝撃遷移曲線と比較してみると, その差異が明瞭である(第5図および第6図)。

第5図において, 2段処理をしたものと650°C 水冷処理のみを行なったものと比較すると, 前者のほうがわずかながら高い $Tr. E_{15}$ を示している。しかし前処理をしたものと450°C 水冷処理のみのものと比較してみると前者のほうが60度も低い遷移温度を示しており, したがってこのことからこの前処理を施すことによってそれだけ低温度における黒心可鍛鉄の靱性を保証できることが知られる。しかし650°C 水冷の前処理を施した場合でも, 450°C 水冷処理を行なった場合, 脆性化処理前と全く同じ値を示すとはいいい切れずやや遷移温度は上昇している。

つぎに第6図において, 前処理後450°C から炉冷した場合についてみると650°C より水冷する前処理効果はほとんど伺えない。これは本来450°C 炉冷が水冷の場合と異なり, 脆化の危険性のきわめて小さいことを示すものであって, 特に前処理を必要とせず予想されたところであった。

2.3.5 650°C 炉冷後 450°C 処理したときの衝撃遷移曲線(試料記号 H および I)

前項2.3.3の結果から明らかなように, 単独の熱処理を行なった場合, 650°C から炉冷したものは水冷したものに劣らず, むしろわずかながら良好な結果を示していた。このことからこれ

をメッキ処理の前処理として採用した場合どのような効果を示すものであるかについて調べたものである。

実験試料は, 650°C に1時間加熱保持したのち, 3°C/min の速度で室温まで冷却し, その後450°C に1時間加熱保持後水冷したもの(試料記号 H), および炉冷したもの(試料記号 I)の2種類である。その結果は第7図に示したとおりであった。

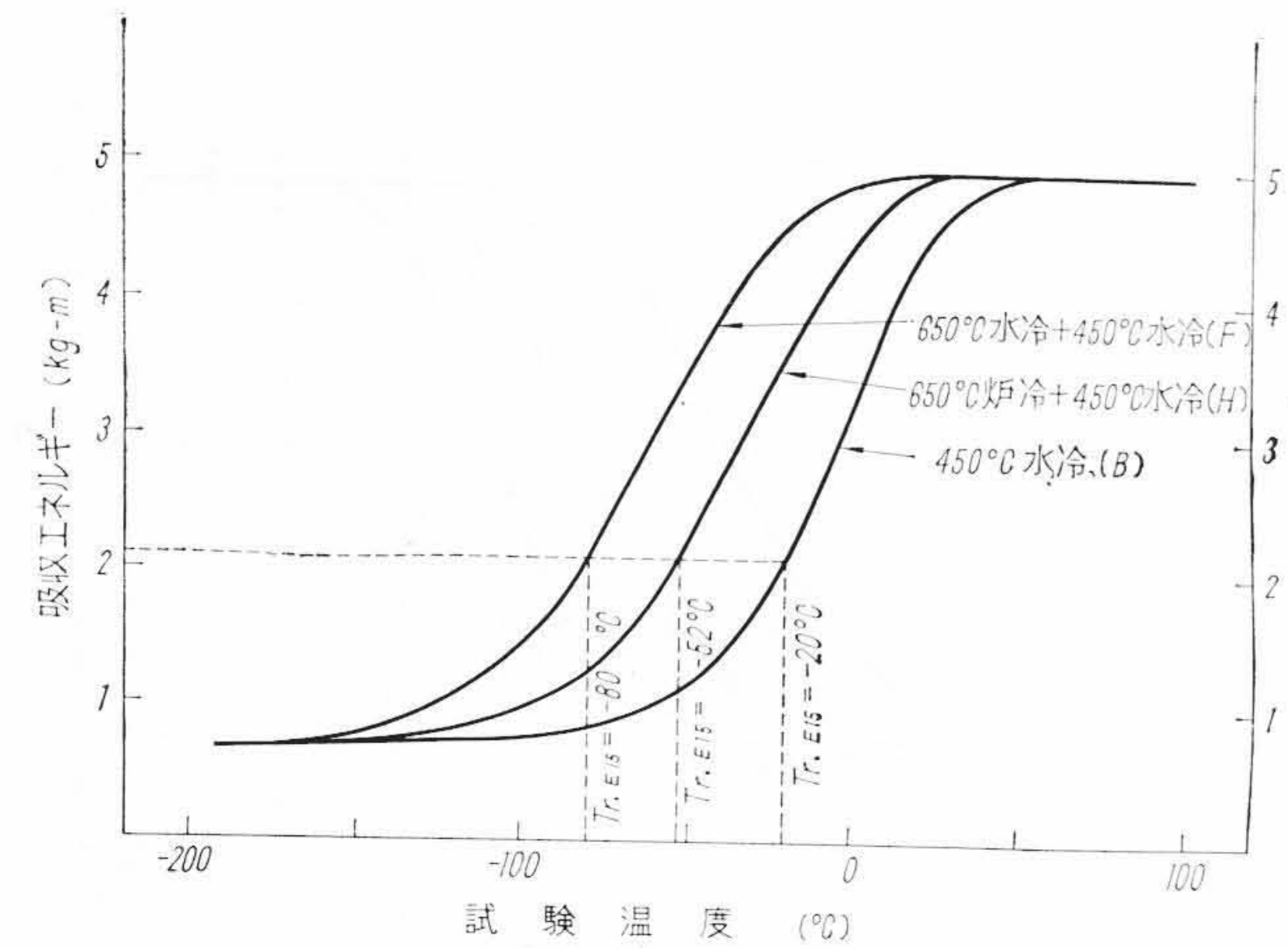
これによると, 両方とも最高吸収エネルギーは5 kg-m を示し変わらないが, 遷移温度は450°C 水冷の場合に $Tr. E_{15} = -52^{\circ}C$, 同じ炉冷の場合に $Tr. E_{15} = -86^{\circ}C$ となっており, その差は34度を示している。ここでも前と同じく水冷の場合のほうが高い遷移温度を示している。

この結果をそれぞれ単独処理の場合と比較してその差異を明らかにすれば, 第8図および第9図に掲げたようになる。

第8図についてみると, 650°C 炉冷の前処理を施したものは, 単に450°C 水冷処理しただけのものよりも $Tr. E_{15}$ は32度低くなり, それだけ低温度における靱性が改善されている。しかし前項(第5図)の前処理の650°C 水冷の場合と比較すると, $Tr. E_{15}$ はかなり高くなっており十分な改善処理とはいいい得ない。

また単に650°C 炉冷のみの場合と比較すると, 2段処理したものが $Tr. E_{15}$ について44度の上昇を示しており, 650°C 炉冷の前処理ではその後の450°C 水冷処理に対する靱性の保証を十分なしえないことが知られる。

第9図についてみると, 450°C 炉冷した場合には前処理いかににかかわらず $Tr. E_{15}$ の差異はほとんど認められず, 前項650°C 水冷の前処理を施した場合とほぼ同様の傾向がみられる。



第 10 図 450℃ 水冷の前処理方法の比較

2.4 結果の要約

以上の結果により、650℃ 水冷処理が前処理として行なわれる場合には、その後 450℃ 水冷処理を行なってもなお遷移温度を低温側に維持する効果のあることが認められた。

ここで、450℃ 水冷処理を行なう前に種々の靱性化処理を施した場合の実験結果をまとめてみると、第 10 図のようになる。

以上の結果から考えると、素材の靱性化という点についてはすぐれた処理方法ではあっても、それをメッキ脆性防止効果の観点からすれば必ずしも十分なものばかりでなく、650℃ 水冷処理に比肩するものは今のところ見あたらない。したがって現在まで唱導されてきたこれと同様の方法が、考える最良の方法として一応的を射たものであることが立証された訳である。

ただここに少し補足すると、この方法によればただちに高度の靱性保証ができるというものではなく、先の結果から知られるとおり、遷移温度を若干低温側に移行させることにすぎない点に注意が払われなければならない。またこのことは先の報告⁽¹⁾に述べた加熱—保持時間の影響をも加味して考える必要がある。すなわちメッキ浴中における保持時間はできるだけ短縮することが望ましく、それを長びかせたり、製品を繰り返し浴中に浸漬したりすることは得策ではない。そのような場合には前処理を行なった効果は徐々に失われ、次第にメッキ脆性現象を呈するようになるものと推察される。

以上は溶融亜鉛メッキ処理の脆化防止法とその効果について、熱処理の面から考察を行なったものであるが、黒心可鍛鋳鉄の Galvanizing Embrittlement を防止する方法としては、その前処理として、650℃ に加熱後水冷処理するのが最も適当であることが確認された。また同時に製品が 450℃ に加熱される場合、その冷却方法を急冷によらないかぎり脆性は誘起されないことも確認できた。換言すれば、炉冷などの方法によれば、特に前処理を施す必要はなく、そのまま素材本来の靱性を保持しうるものであることが知られた訳である。

3. 脆化機構に関する二三の考察

3.1 供 試 材

実験用供試材としては、測定上の便宜を考慮して Galvanizing Embrittlement の誘起されやすいものを選ぶこととし、第 3 表に示すような P 含有量を多くした化学組成のものを作製した。

この試料を 3 部に分けそれぞれ熱処理を変えて靱性の異なる試料を作製したが、それらの試料記号ならびに熱処理方法は第 4 表に示すとおりである。

第 3 表 供試材の化学組成

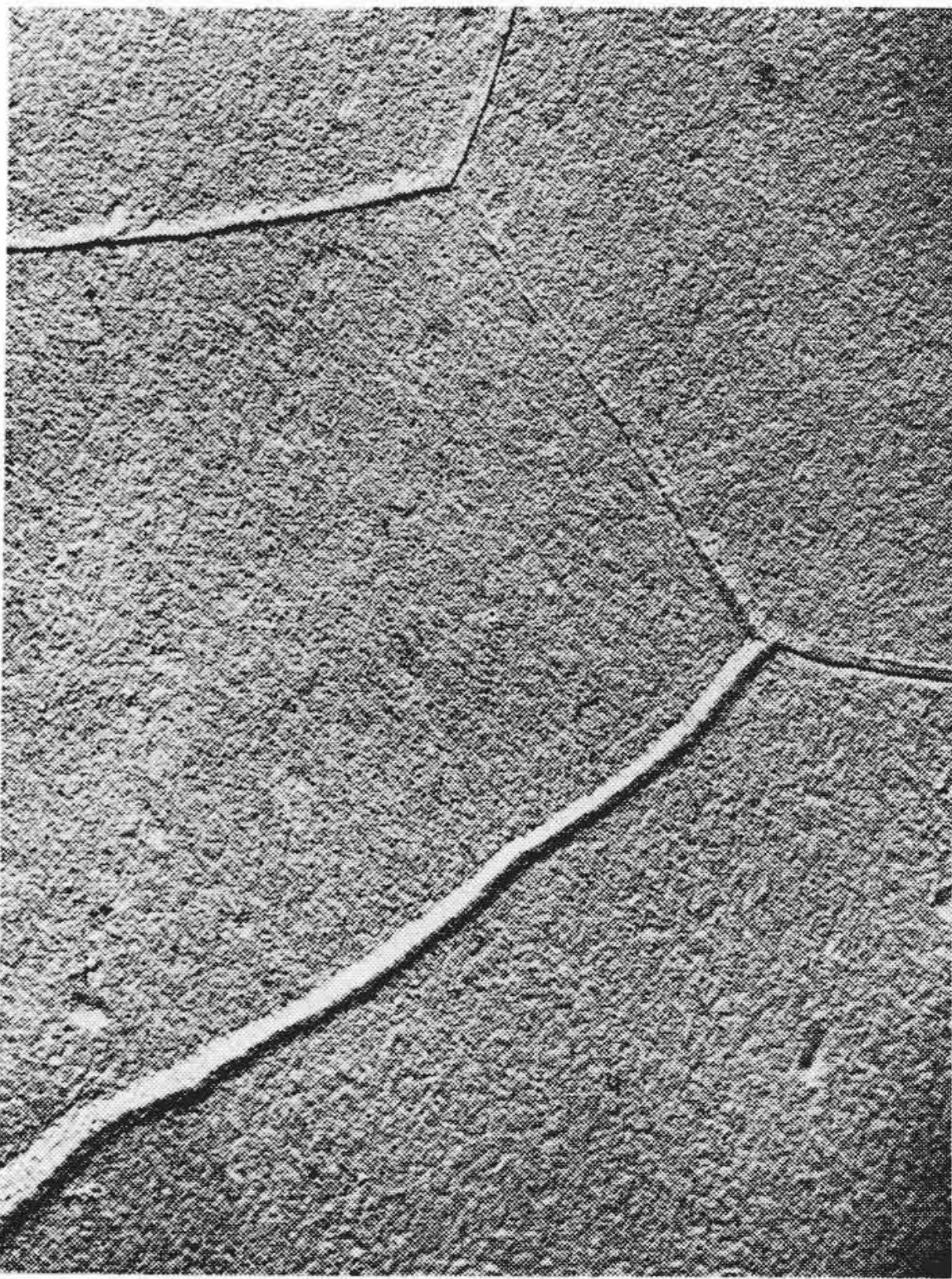
C	Si	Mn	S	P	Cr
2,35	1,21	0,40	0,100	0,154	0,018

第 4 表 試料の熱処理方法

試 料 記 号	熱 処 理 方 法
A	黒鉛化焼鈍まま
B	450℃ 1 時間保持後水冷
C	650℃ 1 時間保持後水冷

第 5 表 熱処理による衝撃特性の変化

試料記号	最高吸収エネルギー	遷移温度	吸収エネルギー	脆性化率・靱性化率
A	4.5 (kg-m)	+ 4(℃)	3.1 (kg-m)	100
B	4.5	+83	0.5	16.1
C	4.35	-26	4.2	135.4



第 11 図 試料 A の電子顕微鏡組織 (×6,000)

3.2 試料の脆化率

これらの試料の靱性に、所期の差異が現われているかどうかを確認するため、前章と同様な方法により衝撃遷移曲線を求めた。その結果を第 5 表に示した。

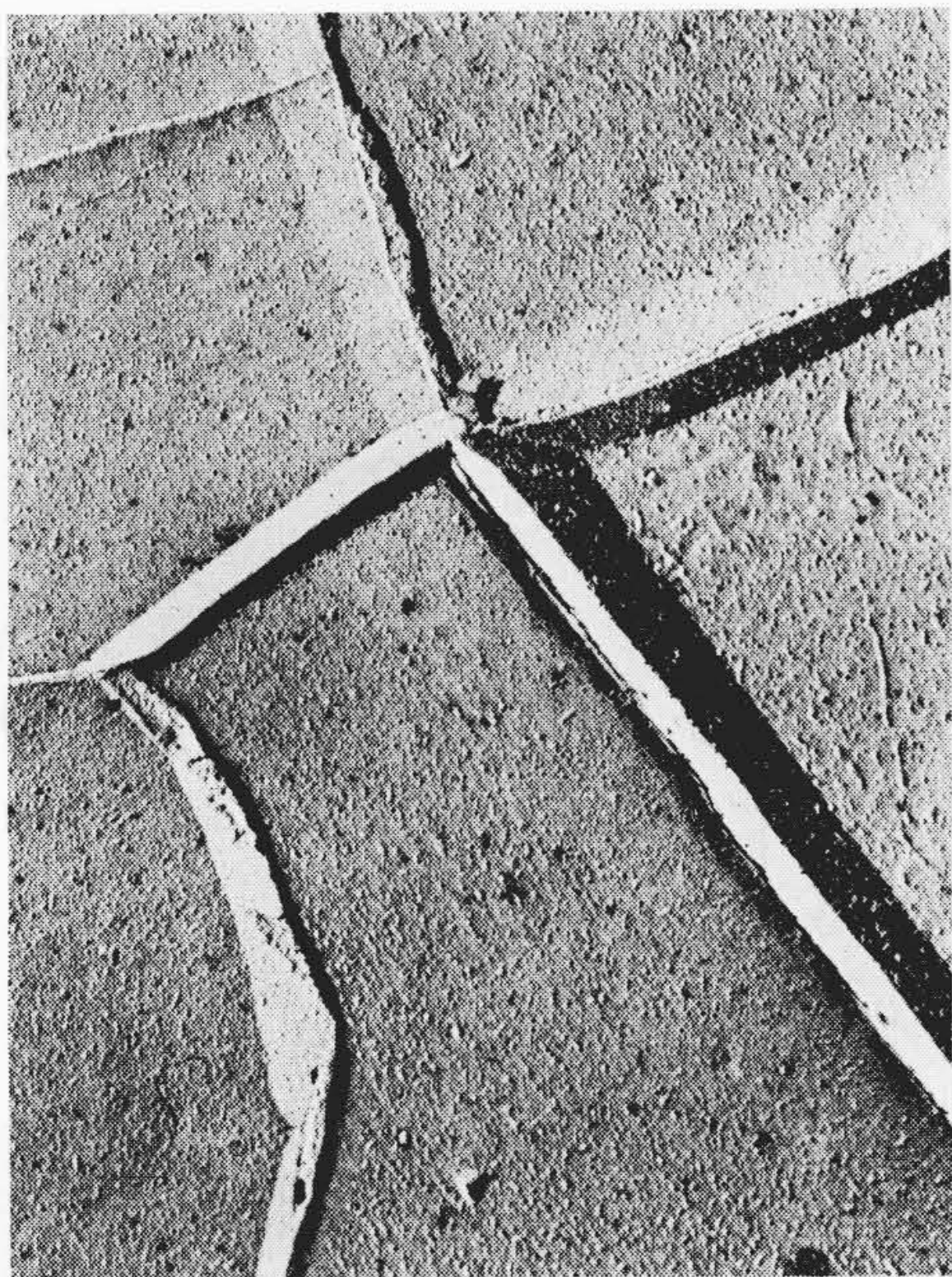
これによると、前章のそれぞれに対応する熱処理の結果に比べて、各試料とも最高吸収エネルギーは低く、遷移温度は高く示されており、P 含有量の効果が明瞭に表われている。また熱処理の異なるそれぞれの試料の間には、熱処理をしない場合の 20℃ における吸収エネルギーを 100 とした場合、それぞれの試料の脆性化率または靱性化率は、450℃ 水冷のもの 16, 650℃ 水冷のもの 135.4 と著しい差異があり、所期の結果が得られた。

3.3 実験方法ならびに実験結果

3.3.1 電子顕微鏡による観察

試料の金属面の準備は、バフ研磨ののち 5% ピクリン酸アルコール溶液に 1% 濃硝酸を加えた腐食液を用い腐食を行なった。レプリカはアセチルセルローズ・カーボンレプリカにクロームシャドウを施したもので、これを検鏡に供した。

検鏡は、金属組織中とくに結晶粒界の挙動に注目し、なるべく視野数を多くまた倍率をできるだけ低くして、それぞれの試料の実体を十分代表するような個所を選んで行なった。ここではそれ



第 12 図 試料 B の電子顕微鏡組織 (×6,000)



第 13 図 試料 C の電子顕微鏡組織 (×6,000)

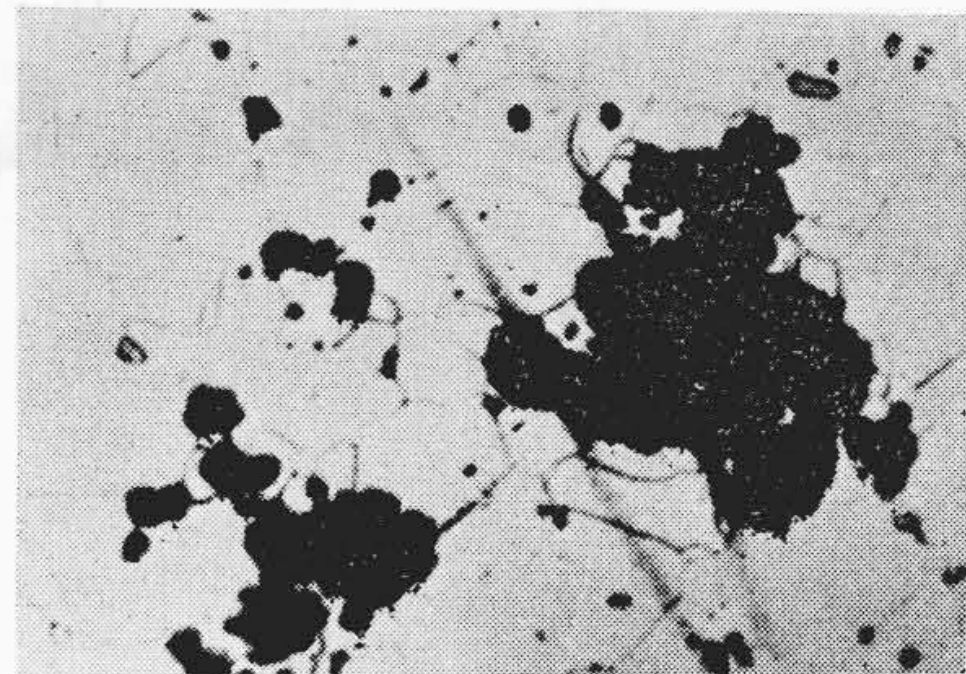
らのうちの代表的なものを選んで第 11～13 図に掲げた。

その結果を検討すると、脆化を起こしたものとそうでないものとの間には、結晶粒界の状況にかなりの相異が現われている。すなわち、黒鉛化焼鈍後とくに熱処理を施さない試料 A では、粒界は細い線状に現われきわめて清浄であり、粒界の析出物の存在もみられていない。しかし脆化した試料 B では、前者と比べてかなり差異が認められ、粒界が著しく腐食されその幅は広く現われており、また粒界に析出物が認められるようになっている。さらに 650℃ 処理を施した試料 C は、試料 A の場合に近い状況を示しており、試料 B のような異常は認められていない。

以上の観察結果により Galvanizing Embrittlement 機構の一つの糸口をつかみ得たものと考ええる。すなわち、450℃ 水冷処理を施せば結晶粒界にとくに異常が認められるようになり、そのため限られた温度範囲において靱性の低下が起きるものと考えられる。

第 6 表 各試料の格子定数の測定結果

試料記号	A	B	C
格子定数	2,8659 Å	2,8659 Å	2,8658 Å



第 14 図 試料 A の組織と走査方向 (×150)

3.3.2 X 線回折による検討

靱性の異なる前記 3 種の試料について、それらがフェライト格子定数上どのような相異を生じているかについて検討を行なったものである。これには背面反射法により (220) からの格子定数を算出する方法をとった。その測定条件は次のとおりである。すなわち

使用 X 線	FeKa
電 圧	40 kV
電 流	20 mA
露 出	1 h
カメラ長	70mm

これにより得られた結果を第 6 表に示した。

この結果をみると、靱性の異なる 3 種の試料のフェライト格子定数の間にはほとんど差異が認められず、したがって格子定数の面からただちに脆化現象との関連性を云々することはできないものと考えられる。

3.3.3 微小部 X 線分析装置 (EPMA) による検討

3.3.1 の項で問題として挙げられた フェライトの結晶粒界およびその近傍における局所的な構成元素の挙動の検討を目的として日立-XMA 3 形 GPMA によりその定性的な分析を行なった。

分析用試験片は、10φ×5 mm の大きさに加工後、その面を湿式研摩して 5% Nital により軽く腐食を行なった。

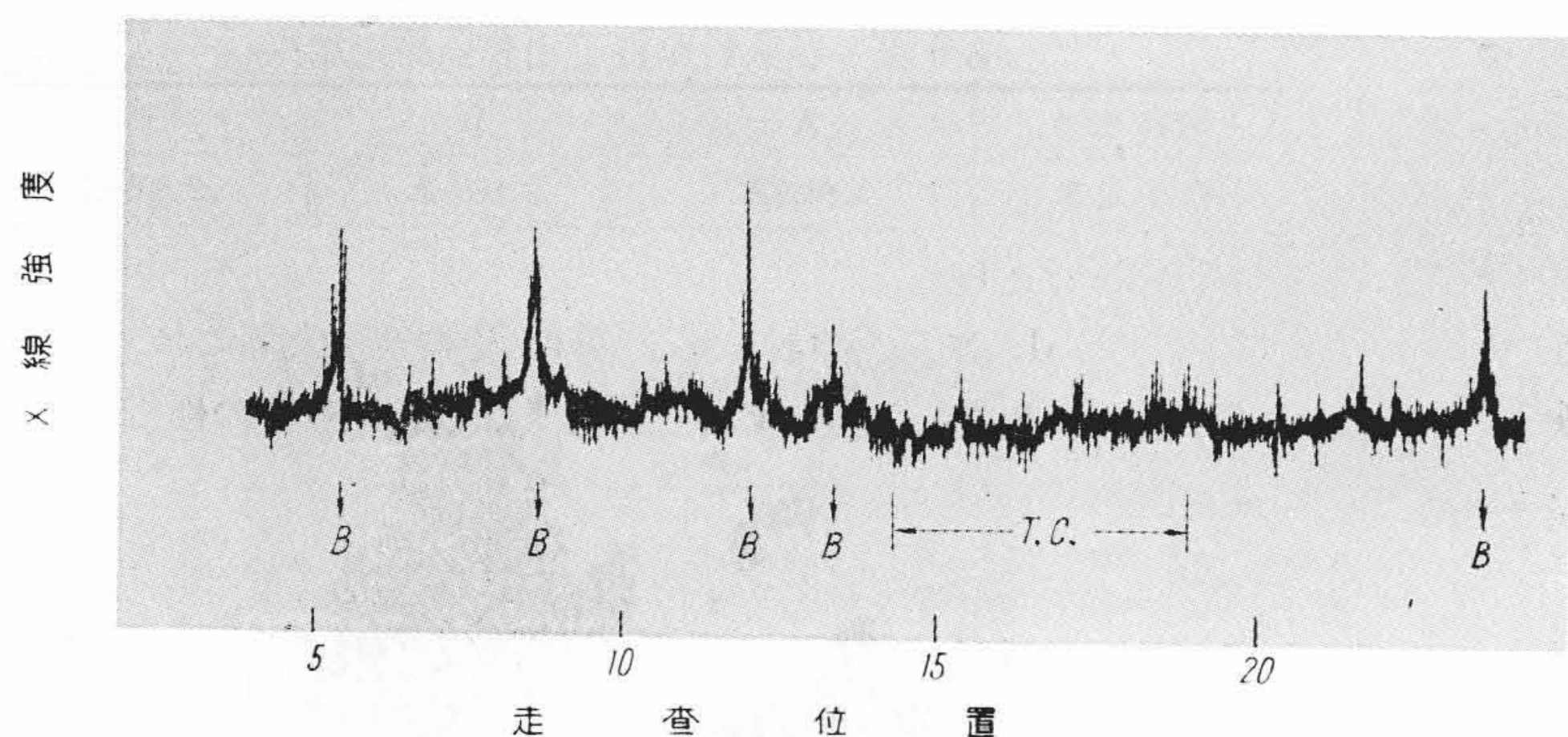
EPMA を使用して試料の微小部分における構成元素の挙動を追求するにあたって、電子線走査の対象とした組織は、マトリクスを構成するフェライト組織、および焼鈍黒鉛であり、その上で問題となるフェライト粒界の挙動に集点を合わせた。

分析元素としては、通常本鉄中に含有される元素のうち、C を除く Si, Mn, P, S および Cr の 5 種類を選びその定性分析を行なった。なお参考のために測定のための諸条件を示すと下記の通りである。

実験装置	日立-XMA 3 形
加速電圧	45 kV
電 流	117 μA
縮小レンズ	2 段縮小
スポット径	0.5 μφ
X 線検出器	Scintillation Counter および Proportional Counter
試料走査速度	0.3 μ/s
光学顕微鏡組織	150 倍

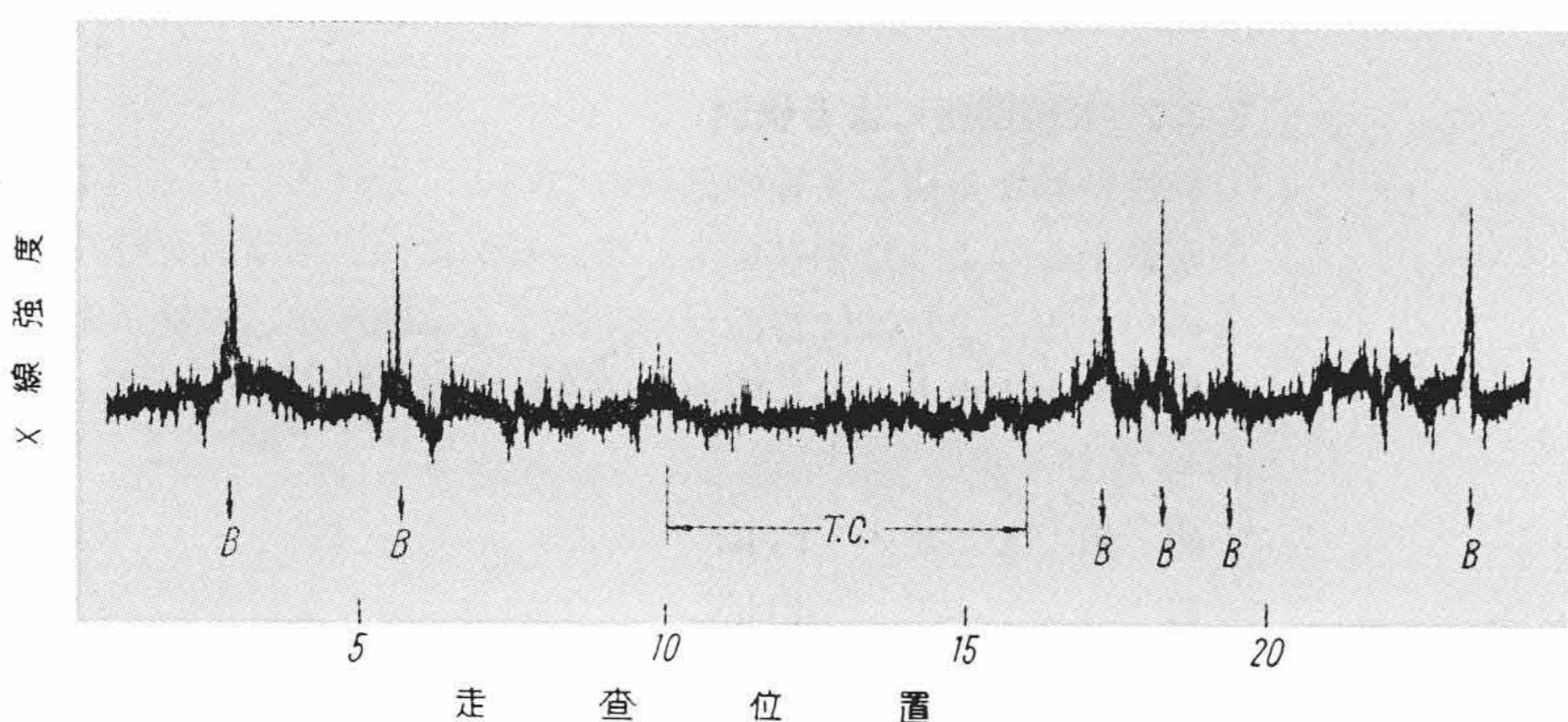
P についての走査結果を以下に示す。

試料 A (第 14 図) に示す組織について行なった。図中に見られる黒い条こんは、電子線走査に伴う Contamination を示してい

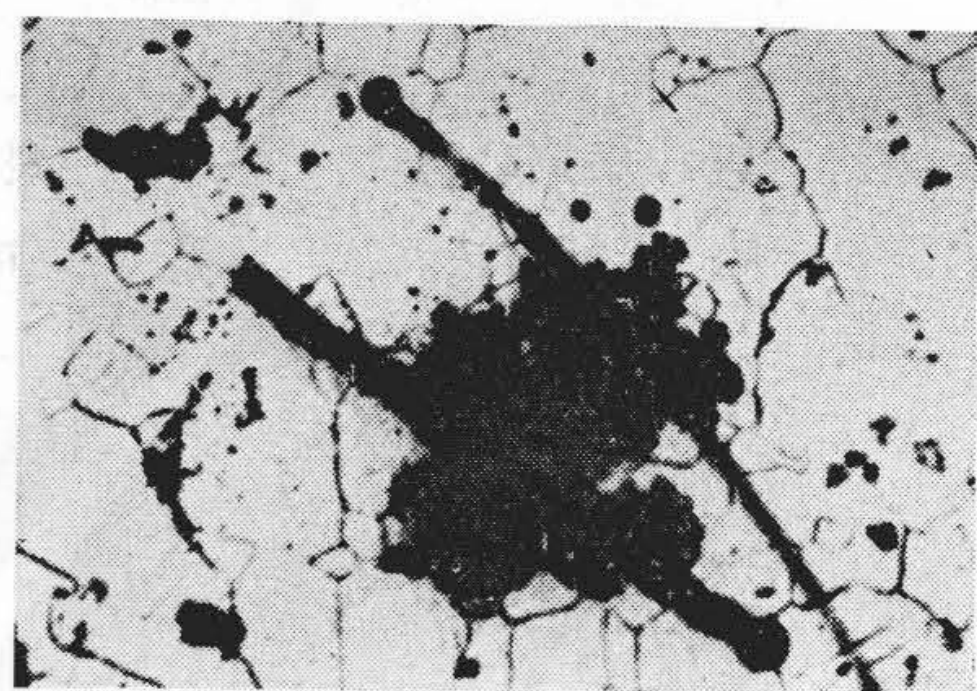


(図中Bは結晶粒界, T.C. は焼鈍黒鉛の位置を表わす。以下同じ)

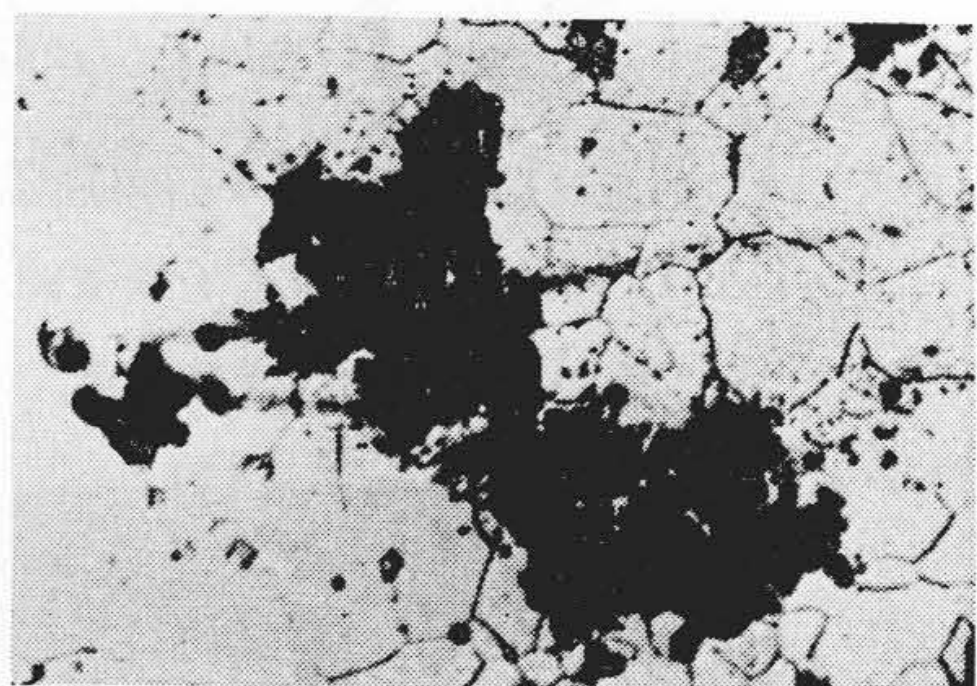
第 15 図 試料AのPについての分析結果



第 17 図 試料BのPについての分析結果



第 16 図 試料Bの組織と走査方向(×150)



第 18 図 試料Cの組織と走査方向 (×150)

る。このときのPについての分析結果を第 15 図に示した。この図においては、縦軸にX線強度を、また横軸に走査位置をとり、それぞれの組織との対応を下段に記した。

これによると、フェライト結晶粒界にPの存在を示すピークが認められる。これは他のいくつかの粒界についても同様であった。一方、フェライト粒内においてもある程度のPの含有を認めたが、この実験装置の検定能力から定性的な分析に止まり、全般的な intensity level の差異を明確に判定することはできなかった。また黒鉛組織の中にも一部に PK_{α} のピークが認められるが、これは黒鉛中に本来存在するとするよりも、焼鈍過程において黒鉛が析出凝集するとき、フェライト地に包まれていたPがそのまま黒鉛中にとどまったとするほうが考えやすい。

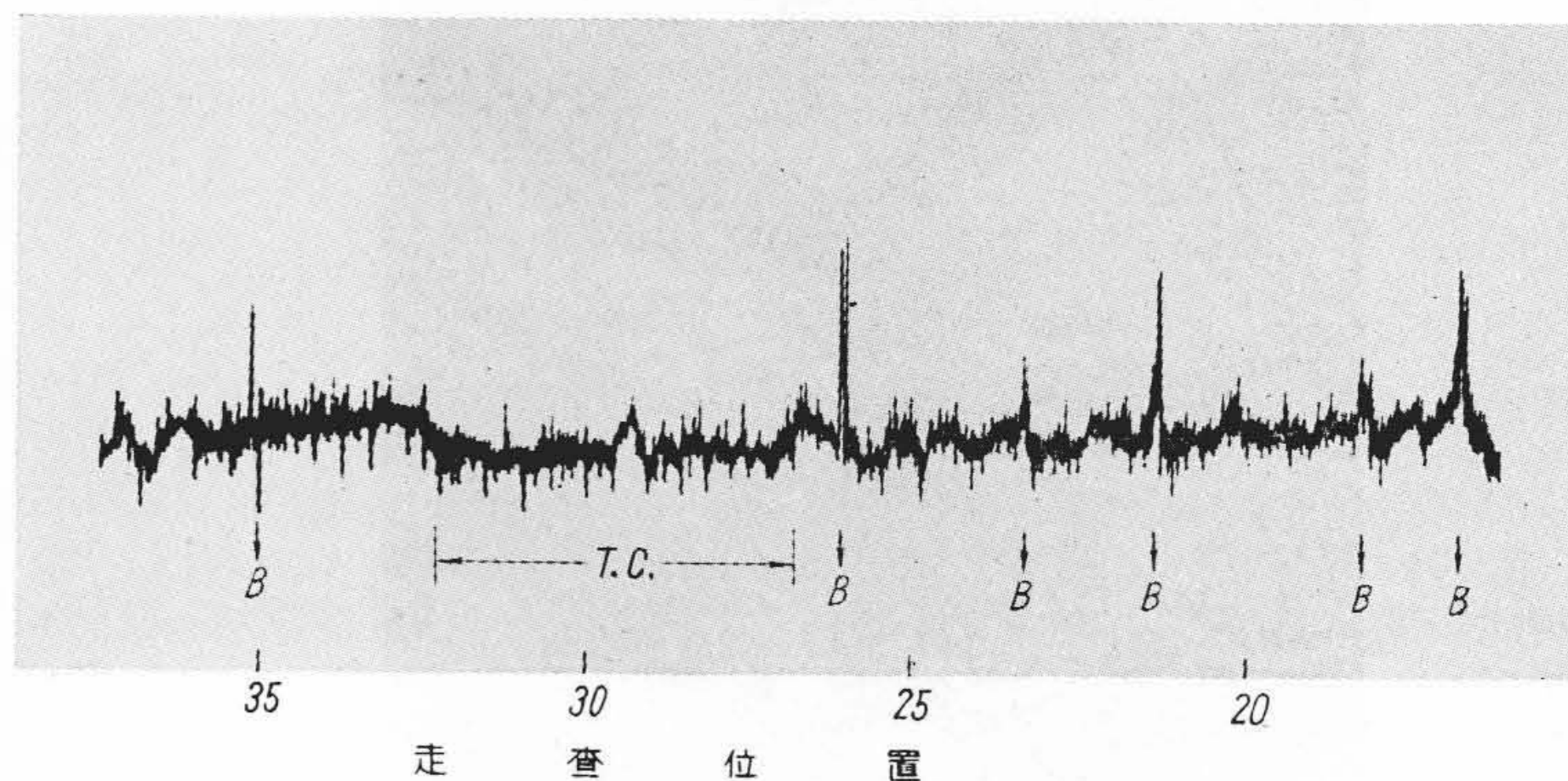
試料B(第 16 図)に示す組織について分析した結果を第 17 図に示す。この試料の場合、ことに結晶粒界における PK_{α} の intensity の差異に関心がもたれたのであるが、測定結果からはその有意さを判定するに至らなかった。

試料C(第 18 図)に示す組織についての分析結果を第 19 図に示す。その結果はほとんど前 2 者と変わらないものであった。

PについてSiも脆性誘起の点で関心のもたれる元素であるが、これも測定した結果からは、各試料間の有意差を判定するに至らず、Pと同様な結果にとどまった。これに対してSおよびMnについては、本実験の結果では脆性の程度に応じて intensity level 上にわずかながら差異が認められた。しかしこれについてはさらに定量的な分析をまわって明確な結論を得る必要がある。

Crについては、その含有量がきわめて少ないことから十分検出するにたるピークを認めることはできなかった。

X線強度



第 19 図 試料CのPについての分析結果

3.4 要 約

EPMA によりはじめて Galvanizing Embrittlement についての検討を試みた結果が以上である。結果的にいえば、このたびの実験範囲においては、フェライトの結晶粒界に Si, Mn, S, P などの微小偏析が存在することを検出しえた一方、それらの偏析の程度は、Mn および S を除く他の元素については脆性の異なる試料A, B および C の間にほとんど差異のないことを確認したに止まった。したがって、問題とした脆化機構を明確に説明しうる結果は得られなかったが、この観点から Galvanizing Embrittlement 現象を追究するためにはなお多くの検討すべき技術上の問題が残っていることが明瞭となった。すなわち

- (1) 装置の測定可能限界にもよるが、上記 5 元素のほかにも含有されると考えられる元素に対しても同様に検討する必要がある。
- (2) 装置にかけるまでの試料作製上に考慮を払う必要がある。本実験で採用した方法は、光学顕微鏡で組織を観察しながらそれと対応して分析するつごう上、試料面に腐食剤を用いて食刻を施し行なうものであった。

しかしこれでは粒界あるいはその近傍に存在したかもしれない脆化要因を溶出し去った後の状態について検討したおそれがあり、もしこの推論が正しいとするならば靱性土の差異を明らかに示す結果は期待しうべくもないことになる。前に述べた電子顕微鏡による粒界の微細構造の観察結果からは、靱性の喪失と関連するような粒界の異常性を認めたわけであるが、これと合わせ考えると、腐食剤の使用は好ましくなかったことになる。

この実験では以上述べたように主題に対して必ずしも積極的な結論を得たわけではないが、今後に残された問題点の方向を示唆する意味であえて紹介した次第である。

4. 結 言

黒心可鍛鉄のいわゆるメッキ脆性は、前処理を施すことによっていかに防止あるいは改善されるかについて検討し、またその現象はどのような機構により発生するものであるかについて二、三の方法により検討を行なった。その結果下記のこと確認された。

(1) 脆化防止のための熱処理方法としては、メッキ処理する前に 650°C の温度で適当時間保持した後、水冷する方法が非常に有効であり、現在生産現場において採用されている同様の方法が最も適切であることが、衝撃遷移曲線の挙動から実験的に証明された。

(2) 脆化機構の追究においては、電子顕微鏡観察により 450°C 水冷処理した試料の結晶粒界に著しい異常が認められ、この点について他の試料と相異することが知られ、脆化機構の端緒をつかみ得たと考えられる。

(3) EPMA による検討においては、その結晶粒界に P, その他の偏析が検出されたが、試料の調整法ならびに装置の性能から、脆化機構に直結する結論は得られなかった。

(4) X線回折法による検討では、脆化したものとそうでないもののフェライト結晶格子定数の間にはほとんど差異がなく、この観点から脆化機構を云々することはできないように考えられる。

Galvanizing Embrittlement の防止効果ならびにその機構に関して追究を試みた結果が以上である。脆化の機構に関しては、この実験により補そくすべき問題点が明らかになったため、これらをもとにさらに検討する必要がある。

参 考 文 献

- (1) 奥本：日立評論 別-33, 74 (昭 34-12)
- (2) 奥本, 近藤：日本金属学会誌 26-3, 204 (1962)
- (3) 奥本, 近藤：日本金属学会誌 26-3, 195 (1962)
- (4) 奥本, 近藤：日本金属学会誌 26-3, 199 (1962)
- (5) 奥本, 近藤：鋳物 36-6 (1962)
- (6) 奥本, 近藤：鋳物 34-12 (1962)



新 案 の 紹 介



登録新案第580350号

井立田 義 春

フ リ ッ プ ・ フ ロ ッ プ

フリップ・フロップ回路において、電源開閉器を閉じたときに、あらかじめ定められた状態、たとえば第1図の回路においてトランジスタAがオフ、Bがオンになるような状態で動作を始める必要があることがある。

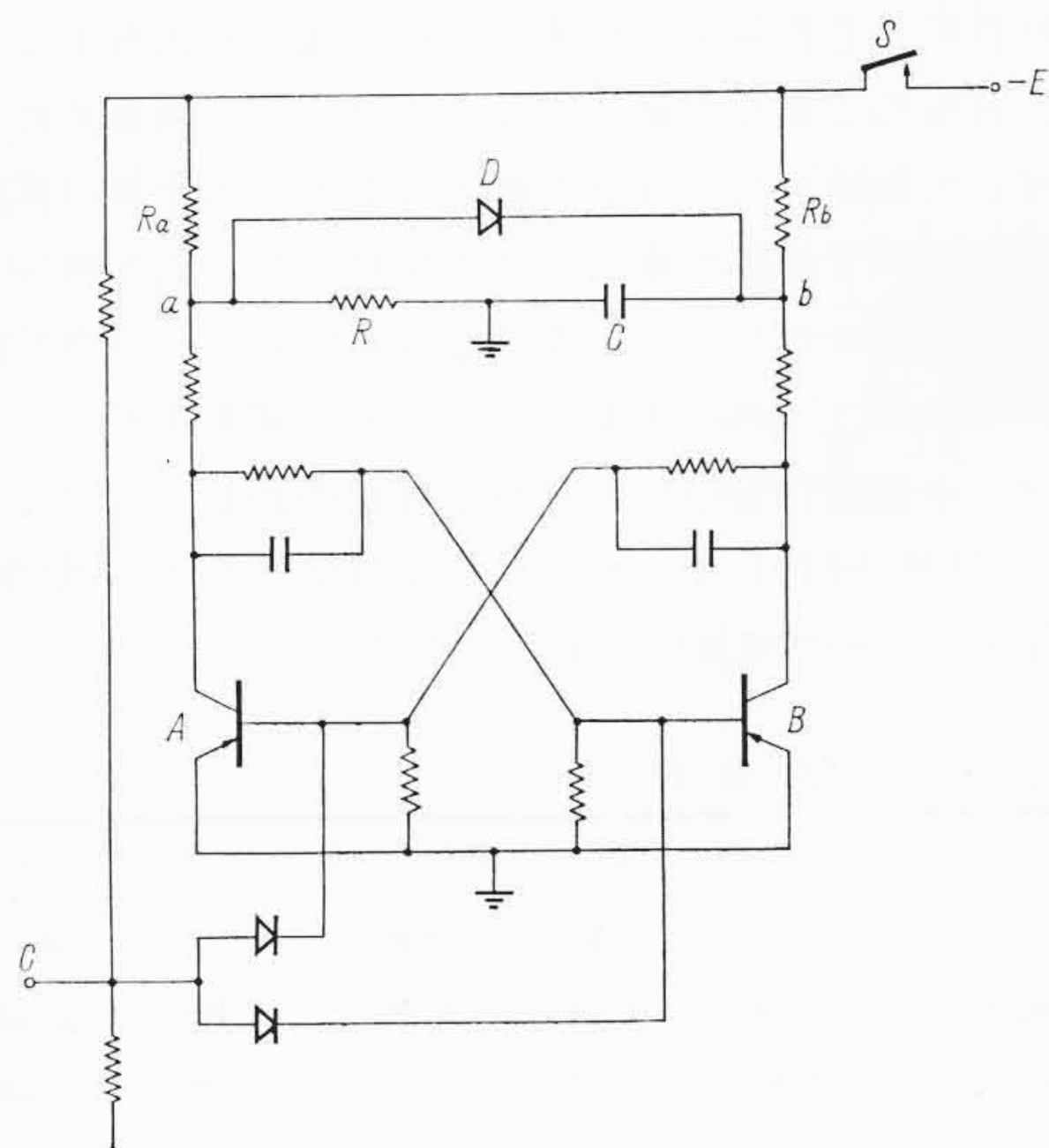
この考案はこのような要求を満足するフリップ・フロップ回路の構成に関するもので、すなわち、第1図に示すように、電源側直列抵抗 R_a , R_b の中間点 a, b をそれぞれ抵抗 R および蓄電器 C を通して接地したものである。いま、電源開閉器 S を閉じて電圧 $-E$ を印加した場合を考えると、抵抗 R で接地した a 点の対地電位は、第

2図に示すように、急激に負電位となるが、蓄電器 C で接地した b 点の対地電位は蓄電器 C における電荷の蓄積をまわって、第3図に示すように、徐々に負電位になる。上記 a, b 点の電位は、それぞれ抵抗を通してトランジスタ B, A のベースに供給されているから、結局トランジスタ A のベース電位は b 点の電位と同様に変化し (第3図)、トランジスタ B のベース電位は a 点の電位と同様に変化 (第2図)。すなわち、トランジスタ B のベース電位の方が A のベース電位より早く負側に増大することになるから、まずトランジスタ B がオン、A がオフになる。この状態は b 点の対地電位がなく上昇してもこのまま保たれる。

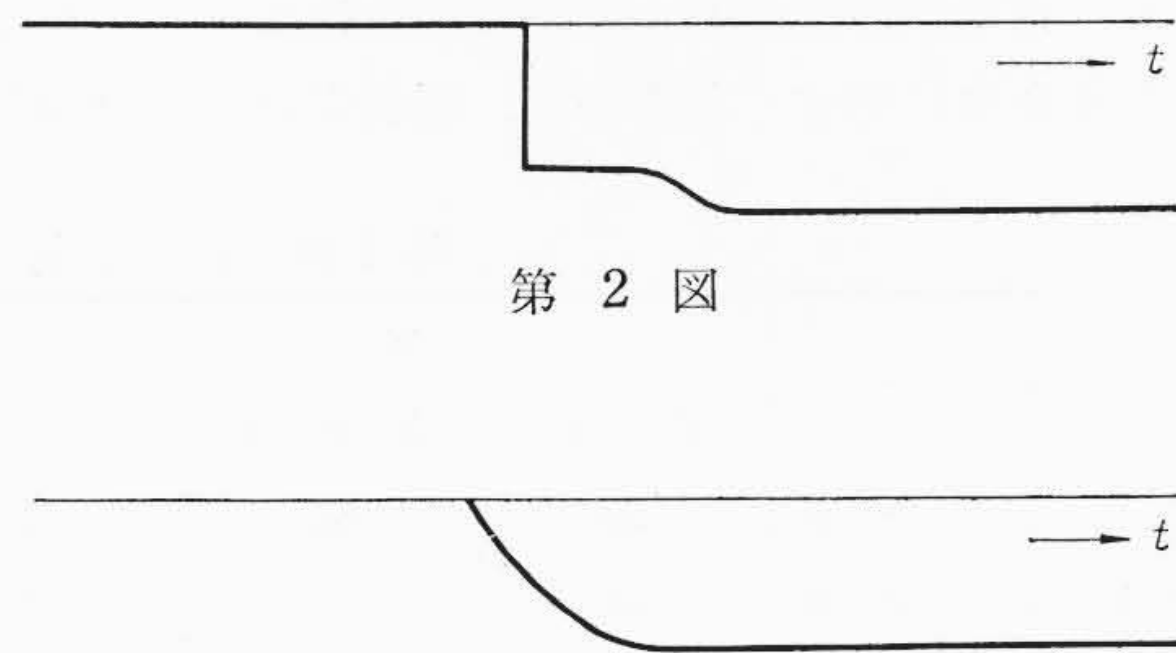
なお、b 点の電位が定常値に達したとき、 R_a , R_b を等しいとすれば、a 点の電位 $>$ b 点の電位となるから、これを防ぎ、a 点と b 点の電位を互に等しくするために、a 点より b 点に向かって電流が流れるように、ダイオード D を接続してある。

このようにすることによって、開閉器 S を閉じてから一定時間後には、B がオン、A がオフになり、さらに a 点と b 点の電位は等しくなるので、以後は入力端子 C よりのパルスによって制御される。

(藤 原)



第 1 図



第 2 図

第 3 図