

拔型用ダイス鋼の熱処理について

小柴定雄* 大内康司**

Heat Treatment of Die Steel

By Sadao Koshiha, Yasuji Ouchi
Yasugi, Taga Works, Hitachi, Ltd.

Abstract

The writers studied the effect of heat treatment upon low alloyed steel, used for die steel, by testing it in a "Aokami No. 2" furnace, manufactured at Yasugi Works, Hitachi, Ltd.

The right quenching temperature for this steel is 800 or 850°C. The effect, due to mass, may call for oil quenching, necessitating a double quenching. Testing the relation between Charpy's impact value and tempering temperature, the writers ascertained it was best to temper at about 200°C in order to retain toughness.

The hardenability of alloyed steel, containing about 1.0% C, 0.5-1.0% W and Cr respectively is affected by carbide composition, which like wise is affected by heat treatment. Altogether, the elements constituting die steel and their balanced combination are quite important for perfect heat treatment.

[I] 緒言

現在使用されている拔型用ダイス鋼には種々あり、これを成分的にみれば炭素鋼、低合金鋼及び高合金鋼に分けられる。その中で最も広く用いられるのは低合金鋼で安来製青紙2号、SAD及びSBD鋼等がある。青紙2号鋼はC 1.0%に特殊元素として0.5~1.0%のW並びに0.3~0.5%のCrを添加したものであるが、熱処理による諸性質並びに内部組織の変化についてはあまり検討されていない。それ故著者等は青紙2号鋼の型材としての諸性質を研究した。

[II] 試料

実験に供した試料の化学成分を第1表に示す。実験上同一熔番のものでも15mm角に鍛伸したものと、大型壓延材のまゝと2種類用いたので(A)、(B)の記号によつて区分した。実験に先だつて試料はすべて780°Cの焼鈍を行った。

* 日立製作所安来冶金研究所

** 日立製作所多賀工場

第1表 化学成分 (%)

Table 1 Chemical Analysis of Specimen.

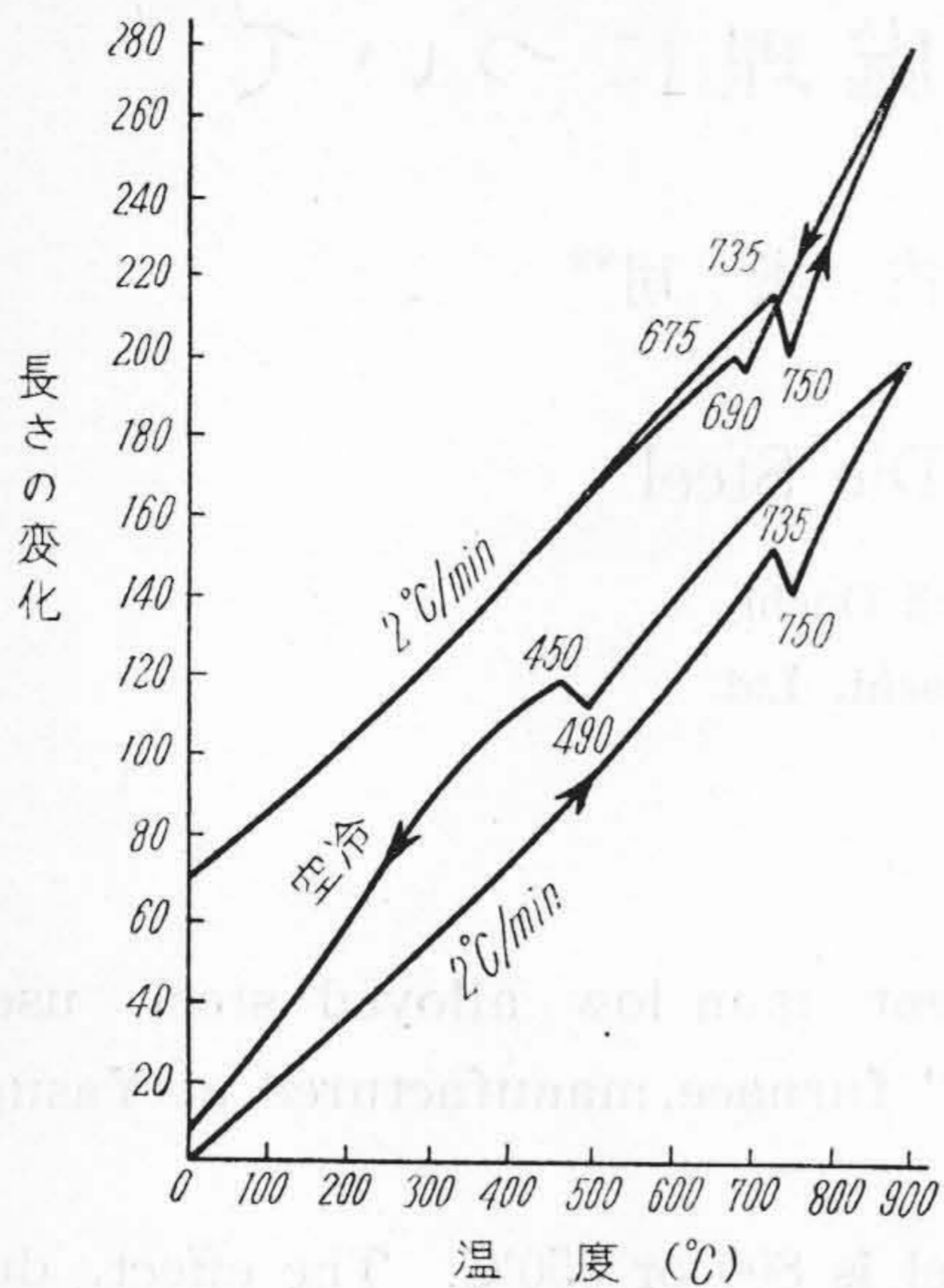
No.	形状	C	Si	Mn	P	S	Cr	W
1	A 15角鍛伸	1.04	0.15	0.21	0.011	0.005	0.51	1.39
	B 85丸壓延							
2	A 15角鍛伸	1.15	0.21	0.27	0.010	0.004	0.37	1.19
	B 120丸壓延							

[III] 熱膨脹曲線

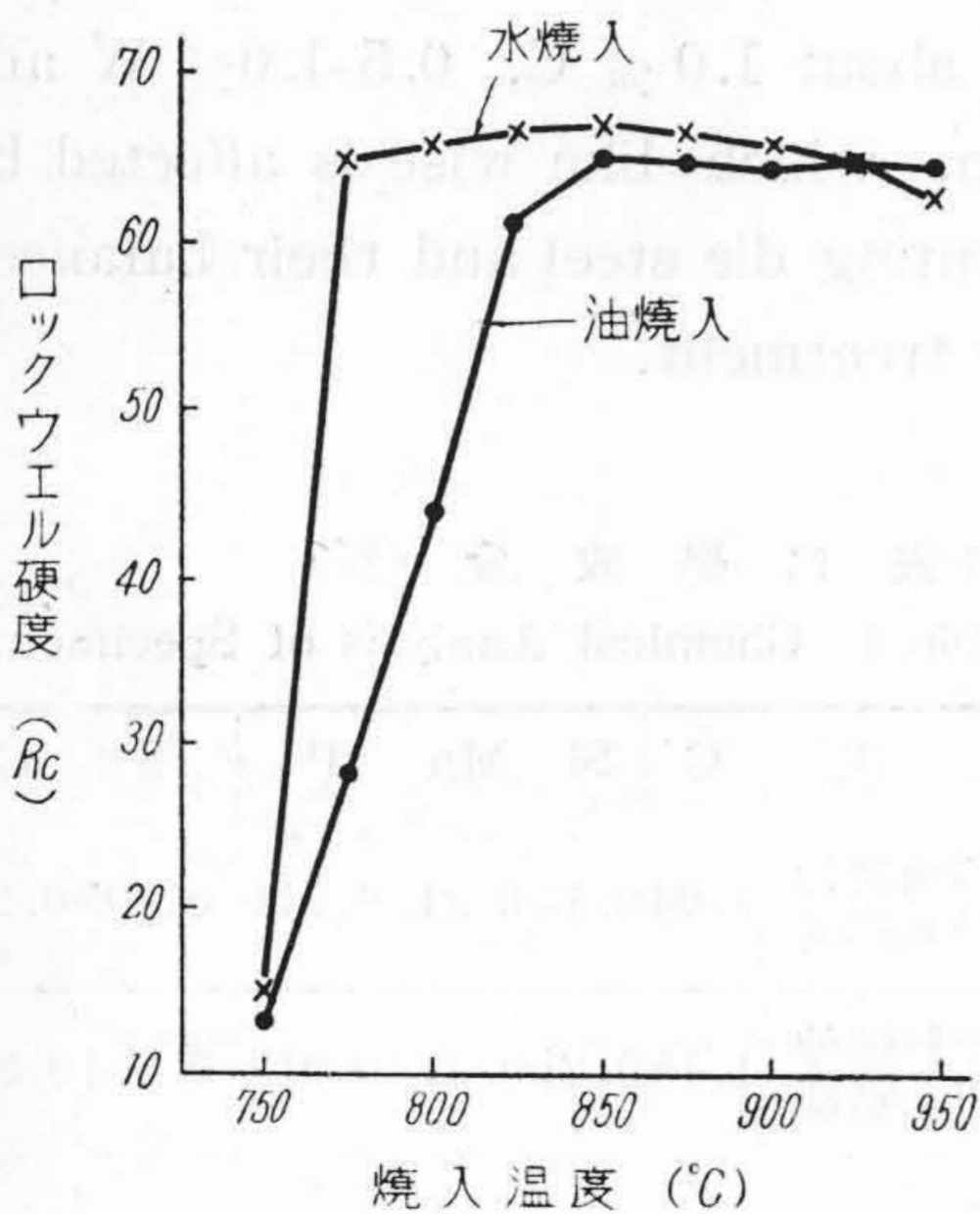
試料 No. 1 (A) を用い、本多佐藤式熱膨脹計による変態点の測定を行った。その結果を第1圖に示す。これより緩徐加熱の際 Ac_1 は 735°C に生起し、緩徐冷却の場合は Ar_1 が 690°C に存在する。更に冷却速度を増し空冷した場合には 500°C 附近に Ar' 変態を生じる。

[IV] 焼入及び焼戻温度と硬度の関係

適当な焼入温度を求めるため、750~950°C の各温度に15分加熱保持後水及び油焼入を行い、ロックウェル硬度を測定した。試料としては No. 1 (A) を用いた。その結果を第2圖に示す。これによれば水焼入の場合は



第 1 圖 青紙 2 號鋼の熱膨脹曲線
Fig. 1 Thermal Expansion Curve of Aokami No. 2.



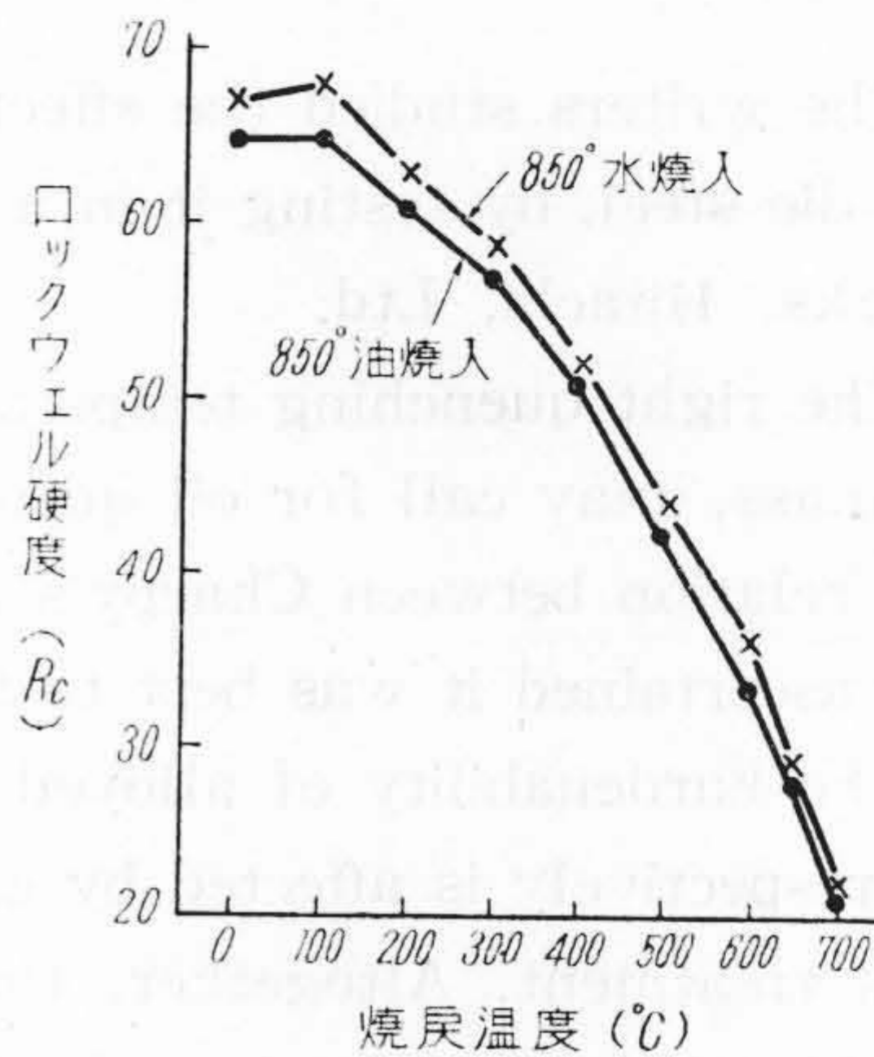
第 2 圖 焼入温度と硬度との関係
Fig. 2 Relation between Quenching Temperature and Hardness.

775°C より硬化しはじめ、850°C で最高硬度を示す。また油焼入の場合も同様 850°C で最高硬度を示す。しかし何れの場合も 850°C 以上に温度を上昇するとかえつて焼入硬度を減少する。これは残留オーステナイトが増加するためである。次に各焼入試料の焼戻温度と硬度との関係を検討した。焼戻温度に保持する時間は 1 時間とし、保持後空冷を行った。その結果を第 3 圖に示す。本圖より 100°C 附近で僅か硬度は増加し、それ以上温度を上昇すると漸次軟化する。次章 [V] で述べるが 180~200°C

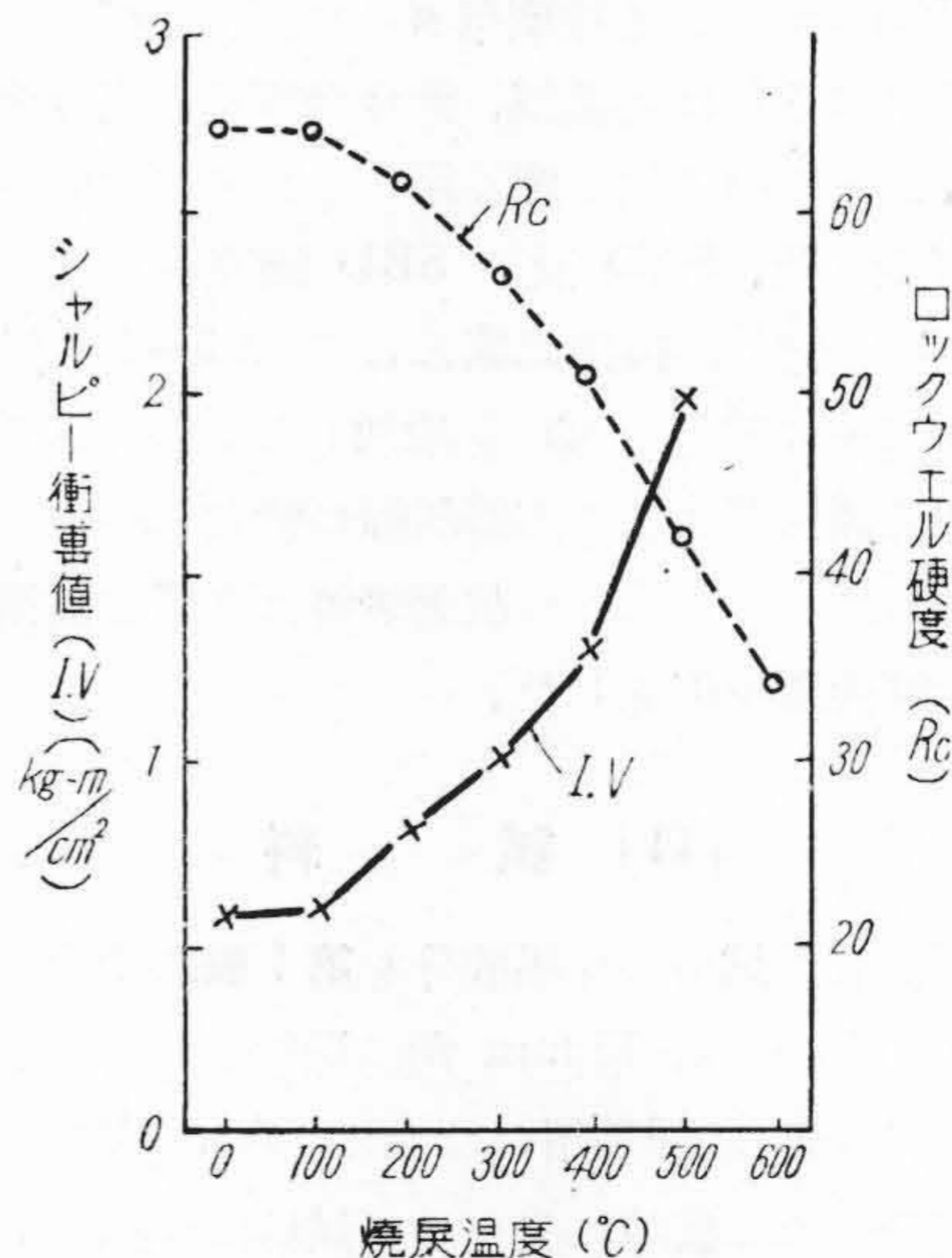
の焼戻は硬度をあまり降下せず焼入鋼の靱性を恢復するため必要である。

[V] 焼戻温度と衝撃値との関係

衝撃値に及ぼす熱処理の影響を検討するため、シャルピー衝撃試験機を用いて実験した。試料は No. 1(A) を用い。熱処理は 850°C 油焼入後 100~500°C に焼戻した。測定値は各 2 箇宛試験してその平均値を採つた。第 4 圖はその結果を示す。これより焼入のままでは非常に脆いが 100°C を超え 200°C 焼戻から徐々に衝撃値は増加し、靱性の恢復する傾向を知ることができる。



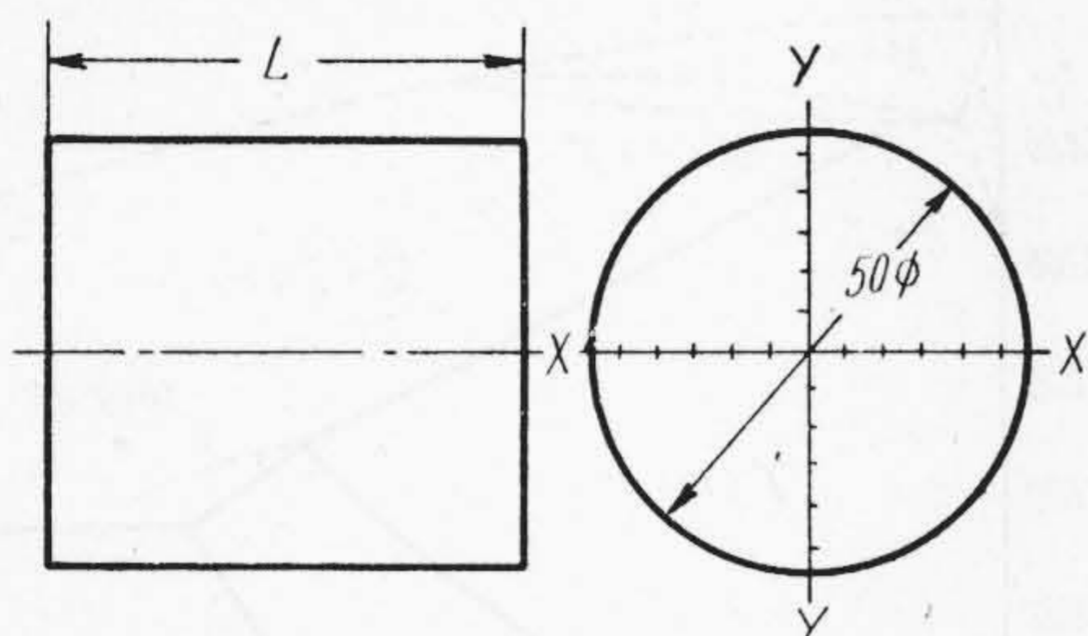
第 3 圖 焼戻温度と硬度との関係
Fig. 3 Relation between Tempering Temperature and Hardness.



第 4 圖 焼戻温度と衝撃値との関係
Fig. 4 Relation between Tempering Temperature and Impact Value.

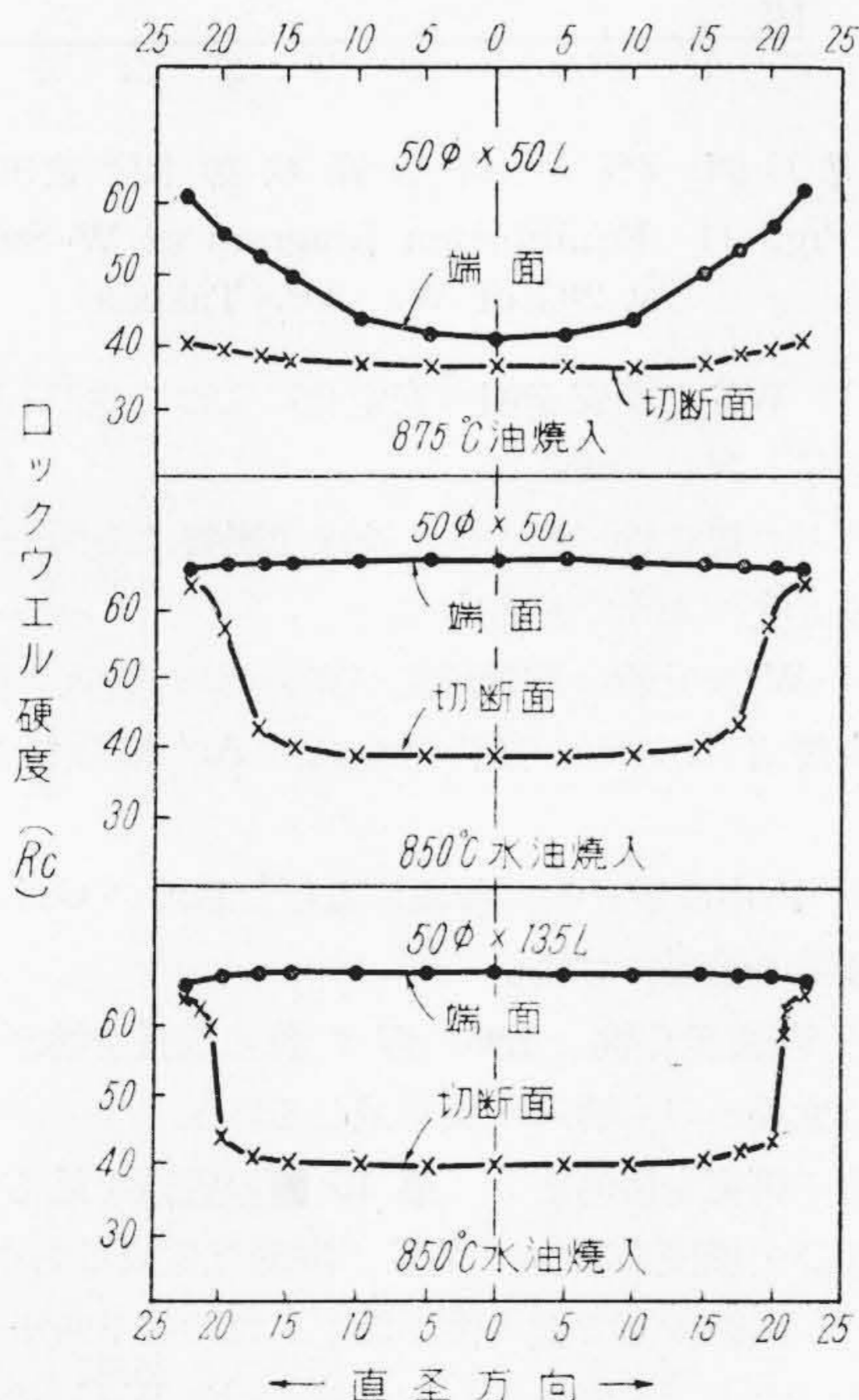
[VI] 質量効果の測定

質量効果を知るため No. 1 (B) 試料を用いて第5圖のような試片を作成した。実験の方法としては 850°C より水油2段並びに油焼入を施し、各試片の端面及び切断面の硬度分布を測定した。なお水油2段焼入の場合、水中に浸漬する時間は試片よりの蒸発音が絶えるまでとした。その結果について代表的なものだけを第6圖に示す。これより油焼入では十分な焼入効果が現われず、中心に於ける端面硬度は Rc 40 程度である。水油2段焼入では殆ど質量効果は認められないで Rc 63.5 程度の硬度分布を示している。特に長さ 50 mm 及び 135 mm



(L を 10, 15, 20, 30, 40, 50, 135 とす)

第5圖 質量効果測定試料
Fig. 5 Dimension of Specimen used for Measuring Mass Effect.

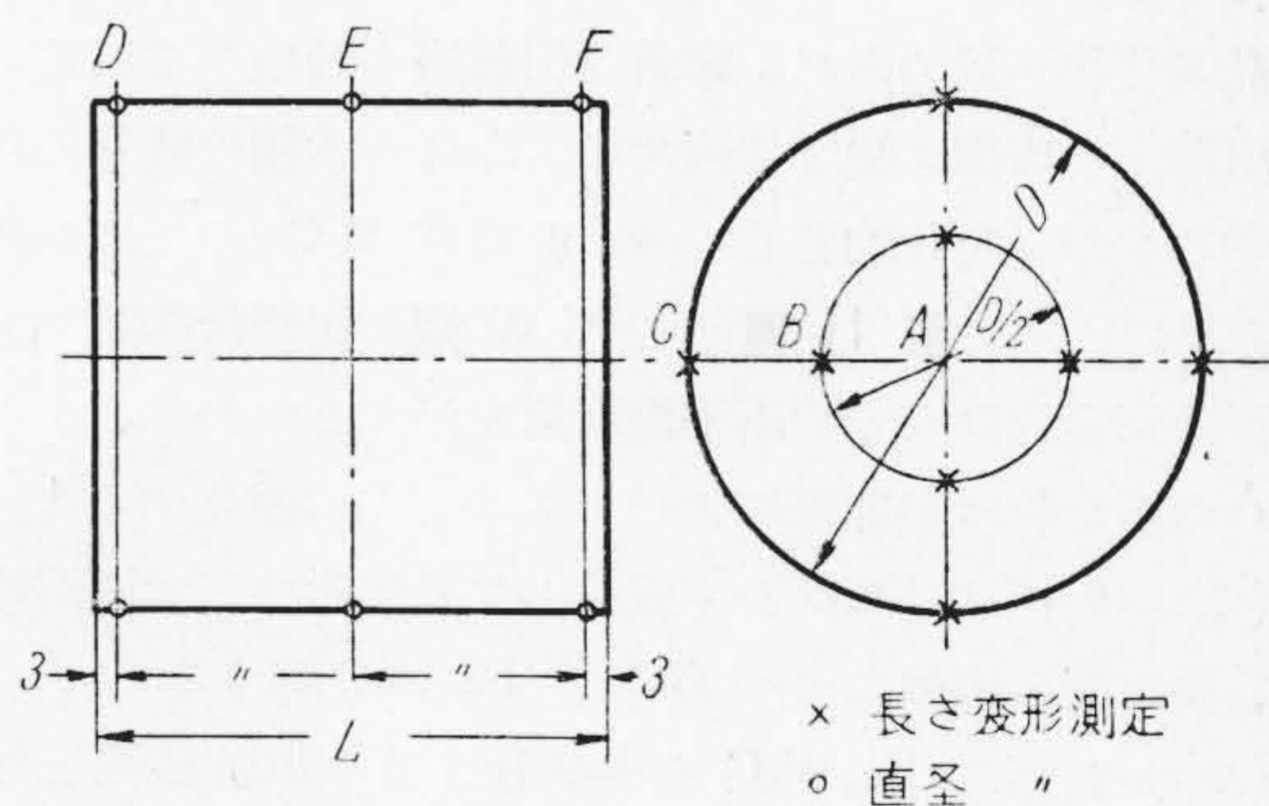


第6圖 質量効果の比較
Fig. 6 Comparison of Mass Effect.

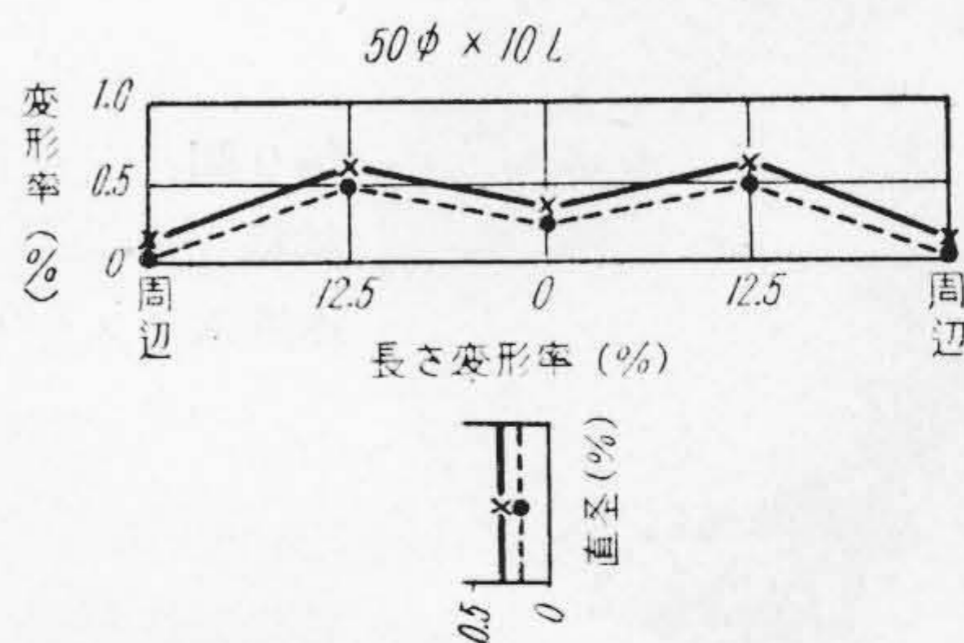
の試片をグラインダーで切断し、その切断面硬度を測定したが、周辺 2~5 mm までは Rc 60 以上を示し、これより内部に入るに従って急激に硬度を低下して中心部では Rc 40 を示す。したがって焼入方法として水油2段焼入を採用すれば、内柔外剛の拔型切刃を得ることができる。

[VII] 變形率の測定

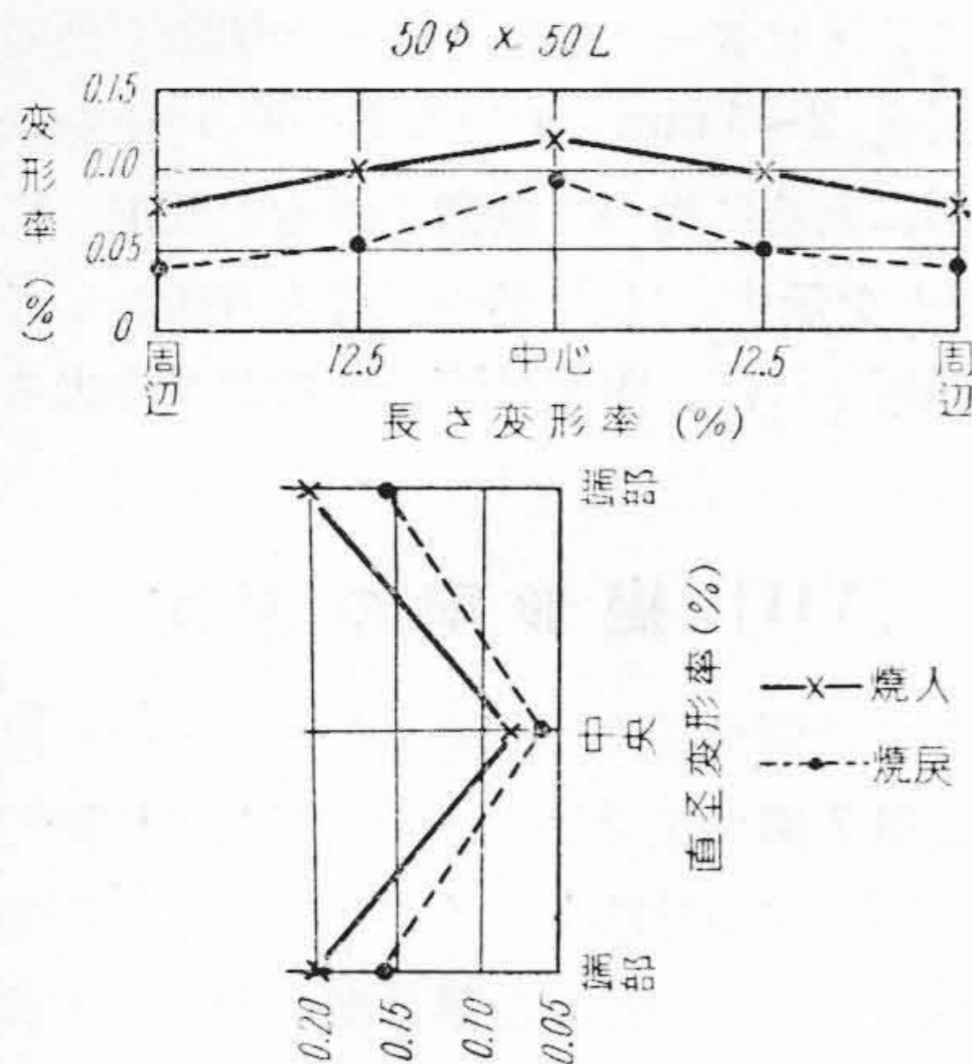
試片としては質量効果の測定を行ったものを用いた。測定方法は第7圖に示すようなそれぞれの位置で、熱処理に伴って變化する寸法をマイクロメータで測定した。その結果代表的なものだけを第8圖に示す。本圖中の變形率とは熱処理によつて増減した變化量を處理前の寸法で除した百分率である。これ等の圖より變形の傾向を見るに、試片の大きさによつて變形率が異なっている。小試片の場合は直径方向で 0.2~0.4%、長さの方向で 0.4~0.5% の増加であるが、やゝ大試片になると直径方向で 0.05~0.15%、長さの方向で 0.5~0.1% の増加を示し、變形率は減少する。これは前章 [VI] に示したように焼入硬化が中心部まで及ばぬためと考えられる。以上より本鋼の變形率は質量の大小によつて相違するので一率に決定することはできない。尙變形率は製品の形状と焼入方法によつても變化するので、實際製品に近い試料を用いて測定することが肝要である。



第7圖 變形率測定位置
Fig. 7 Measuring Points of Deformation Ratio.



第8圖 (a) 變形率測定結果
Fig. 8 (a) Result of Deformation Measuring.

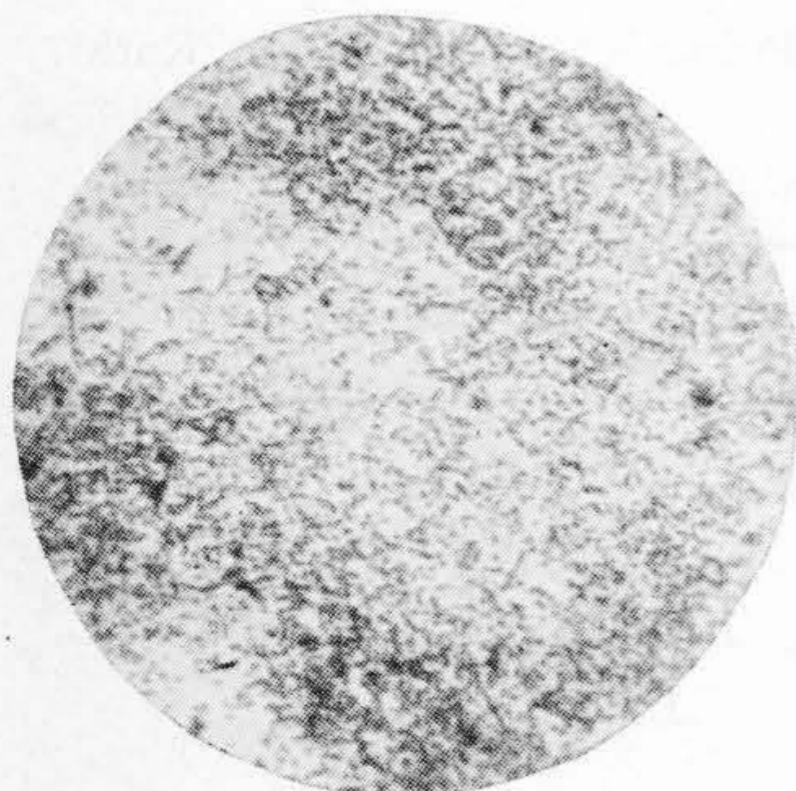


第8圖 (b) 變形率測定結果
Fig. 8 (b) Result of Deformation Measuring.

[VIII] 焼入性と炭化物

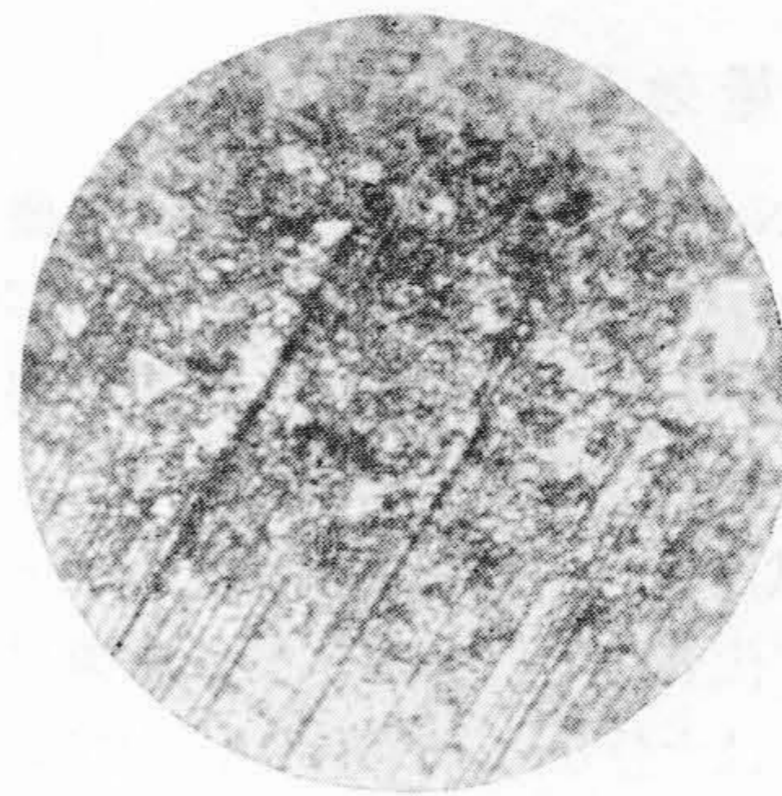
工具鋼の切れ味は炭化物の種類、大きさ、形状及び分布等によつて異なり、この炭化物は焼入性にも密接な関係がある⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾。第9圖は No. 2 (B) 試料を 775°C より水焼入した組織で、第10圖は同試料を 850°C より油焼入した組織である。第9圖の組織はマルテンサイト地中に微細な炭化物が分布した完全な硬化を呈しているが第10圖ではトルースタイトを生じて不均一な硬化を呈している。特にトルースタイト部には明瞭に浮び出た角状晶炭化物が認められ、顕著な引掻疵が発生している。武田博士のW鋼に関する研究によれば、本鋼の成分に該当するもの、炭化物として θ 、 η 及び WC の三相が認められている。第11圖は 2% W 鋼の切斷状態圖であるが準安定及び安定の兩平衡状態を示すといわれ、それぞれの炭化物は熱処理によつて次のように變化する⁽⁴⁾。

- (1) θ 相は Fe_3C を主成分とする強磁性三元固溶體で、長時間の焼鈍により GC と Fe に分解する。
- (2) η 相は Fe_3W_3C を主成分とする非強磁性三元固溶體で焼鈍により WC と Fe に分解する。



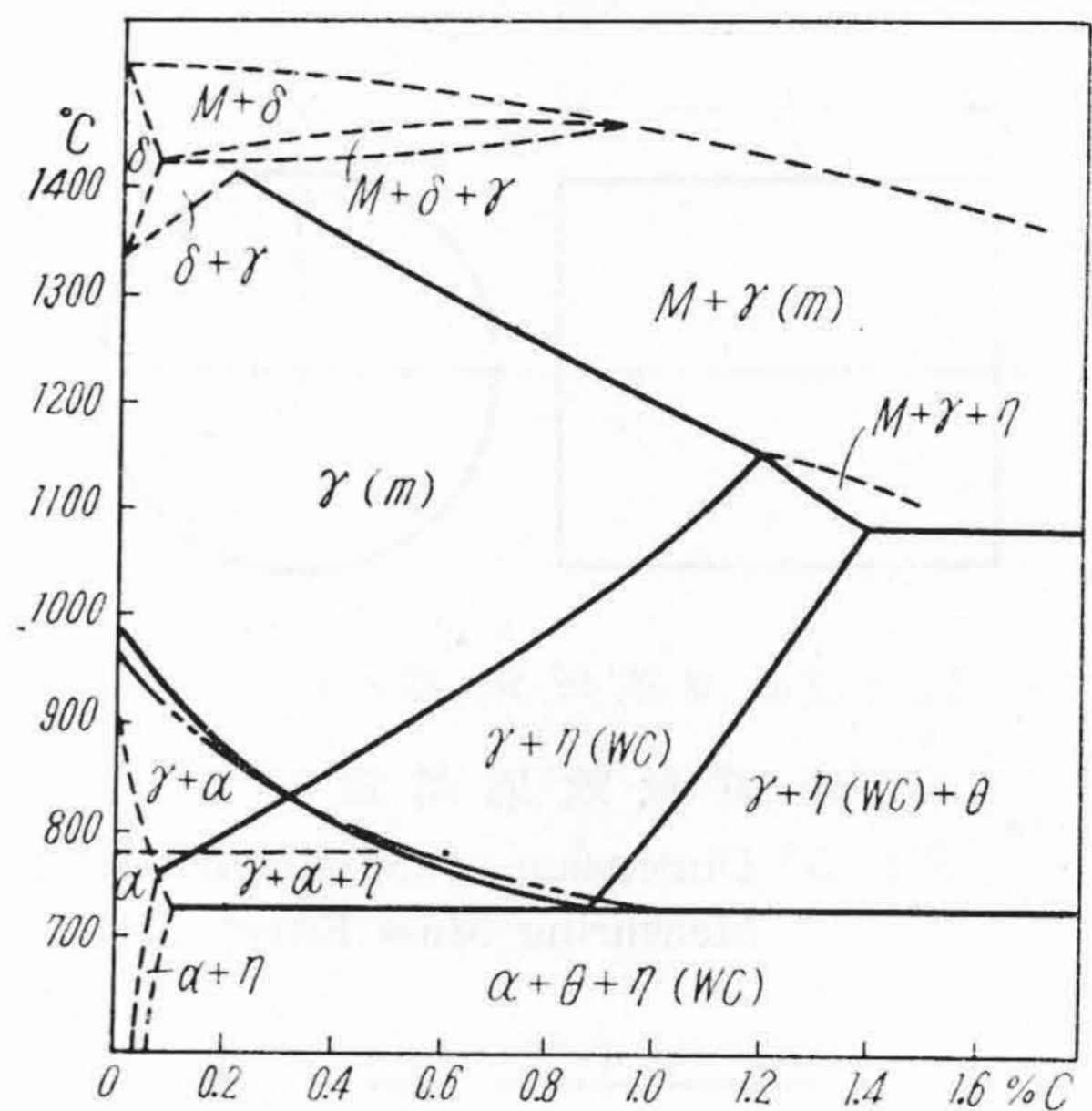
第9圖
試料 No.2-B 775°C
水焼入 ×400

Fig. 9 No.2-B Water Quenched at 775°C.
(Etched with 5% HNO_3) ×400



第10圖
試料 No.2-A
850°C 油焼入
×400

Fig. 10 No.2-B Oil Quenched at 850°C.
(Etched with 5% HNO_3) ×400



第11圖 2% W 鋼 切斷状態圖 (武田)
Fig. 11 Equilibrium Diagram of W-Steel
at 2% of W. (Dr. Takeda)

(3) WC は準安定相の安定化によつて生じ、灰色角状晶を呈し著しく硬い。

これらの炭化物が焼入性に及ぼす影響は俵博士の研究によると次のようである⁽⁵⁾。

- (a) W 炭化物は溶解温度が高いため、焼入の際 γ 中に多少残留し、それが核作用をして Ar' 變態を容易にする。
- (b) γ 中に炭化物が残留するので基地の C% を減じ Ar' 變態を容易にする。
- (c) 残留炭化物は加熱の際 γ 粒の成長を妨げるから粒度の立場からも焼入効果を減じる。

以上の研究を参考として第10圖の組織を見るに、角状晶及び引掻疵の發生は WC の顕著な生成であり、 γ 中の C% が減少して焼入性が低下したのでトルースタイトが生じたものと考えられる。故に Fe_3W_3C の分解によつて生じる WC の生成を阻止するためには Cr, Mn 等を添加することが必要となり、また WC を解消する

には1,100°C附近の高温加熱と鍛造を併せ行うことが良い。

[IX] 熱処理に伴う組織変化

前章で示したように熱処理と炭化物とは密接な関係があるので、次の4項に分けて顕微鏡組織の観察を行った。

(1) 焼準 焼準は鋼を高温に加熱して θ , η , WC 等の炭化物をすべて γ 中に溶解し、均一な γ 相としてから冷却する処理である。本鋼の焼準温度を第11圖より推定すれば大凡そ 1,050~1,150°C 附近となる。試料としては No. 2 (A) を用いて 1,150°C に 30 分保持して次の冷却を行い組織を検鏡した。

(A) 水中急冷の場合で、第12圖にその組織を示す。これによれば著しく発達した針状マルテンサイトが生成



第12圖
試料 No. 2-A
1,150°C 30 分
焼準水冷 ×400

Fig. 12 No. 2-A Water Quenched structure at 1,150 °C (30 min) Normalized. ×400

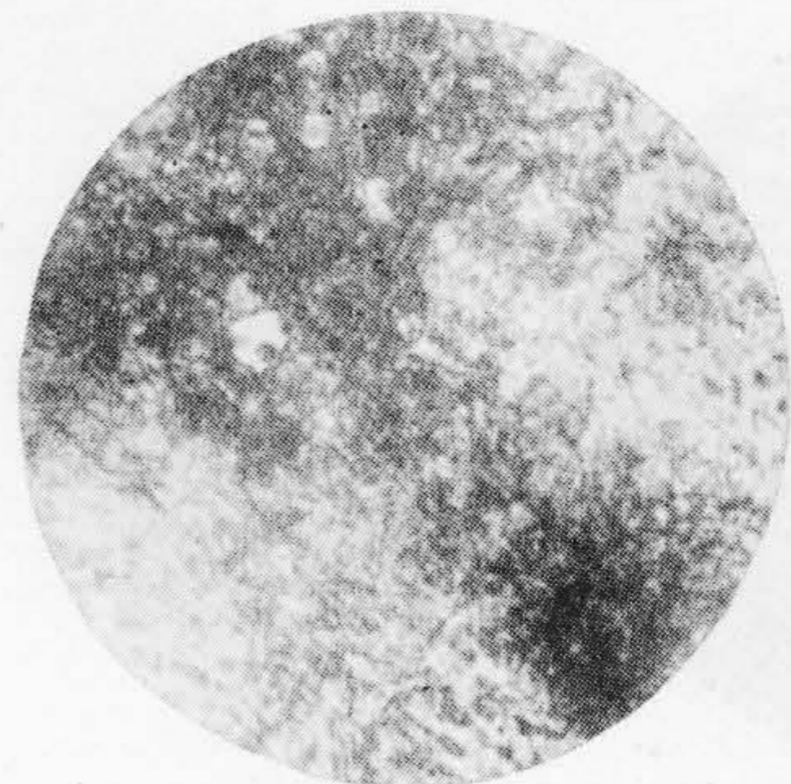


第13圖
試料 No. 2-A
1,150°C 30 分
焼準空冷 ×400

Fig. 13 No. 2-A Air Cooled Structure at 1,150°C (30 min) Normalized.

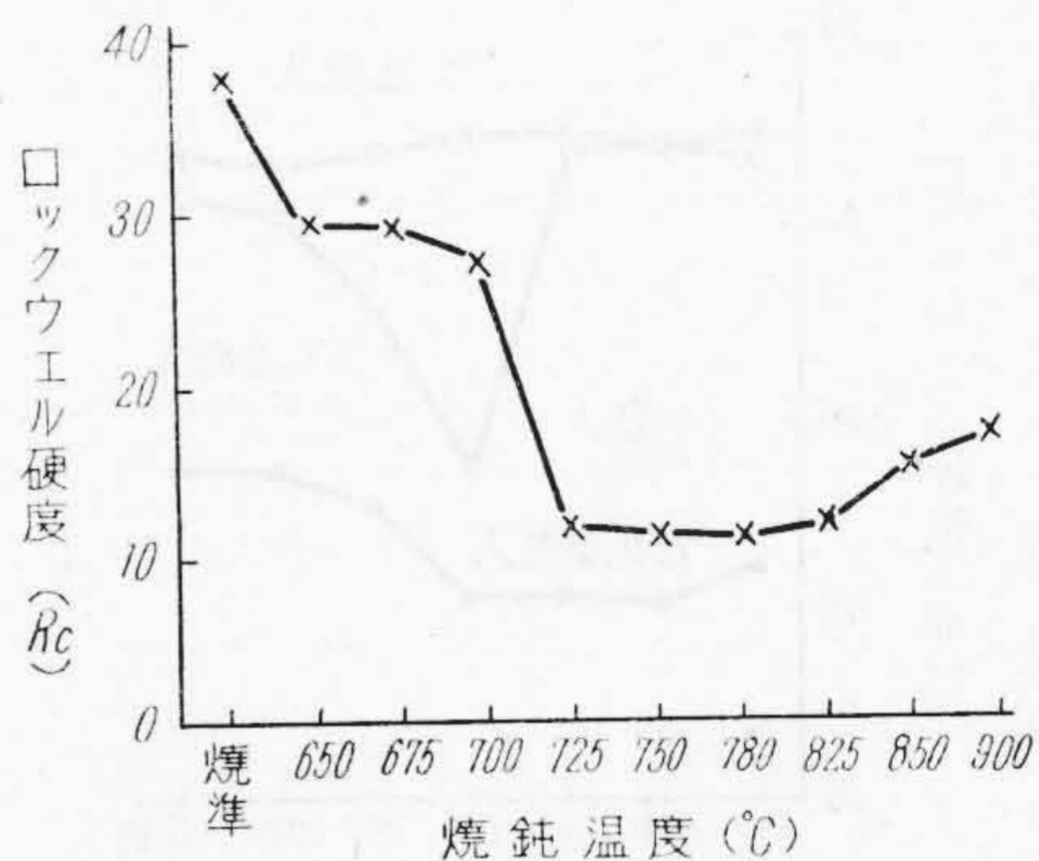
され、まだ若干の炭化物が残留している。

(B) 空冷の場合で、第13圖にその組織を示す。水冷の場合より冷却が緩かであるため、オーステナイトよりトランスタイトが生成される。第14圖は焼準空冷したものを825°Cより油焼入した組織である。炭化物の球状化焼鈍を行っていないので、焼入組織はやゝ粗大な針状マルテンサイトを呈している。この組織では硬度 Rc 65もあるが刃物としての切削性は劣化する⁽¹⁾。

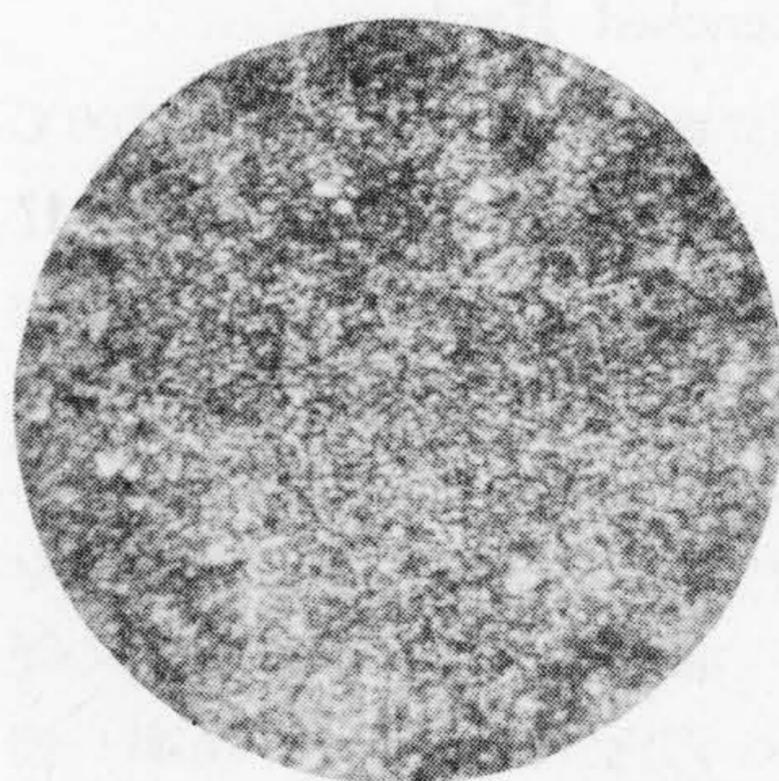


第14圖
第13圖と同一試料
焼準のまま 825°C
油焼入 ×400

Fig. 14 No. 2-A Oil Quenched at 825°C after Normalized. ×400



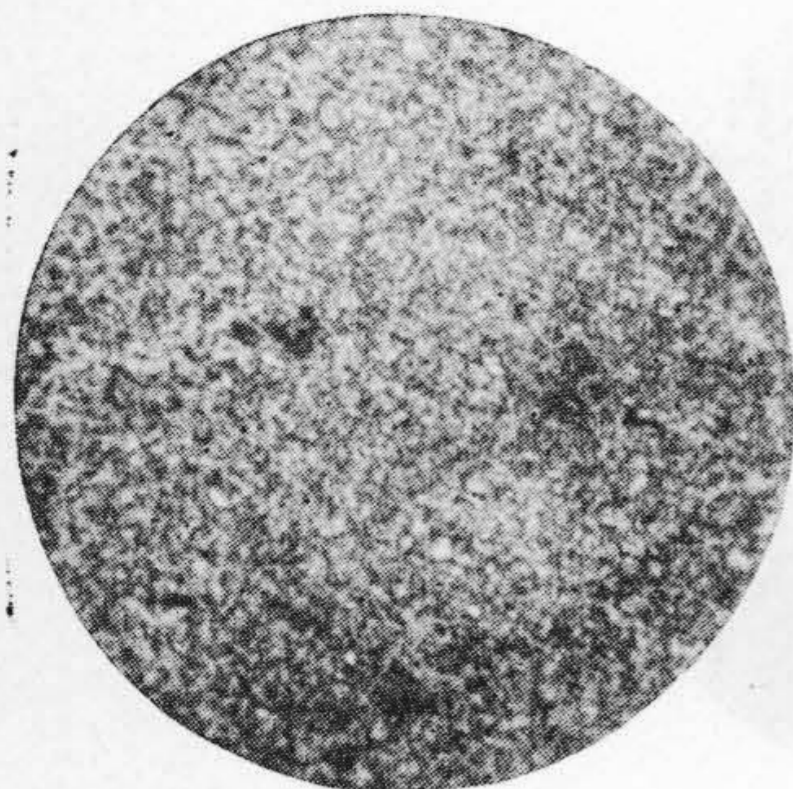
第15圖 焼鈍温度と硬度との関係
Fig. 15 Relation between Annealing Temperature and Hardness.



第16圖
試料 No. 2-A
1,150°C 焼準空冷後
750°C 1 時間焼鈍
×400

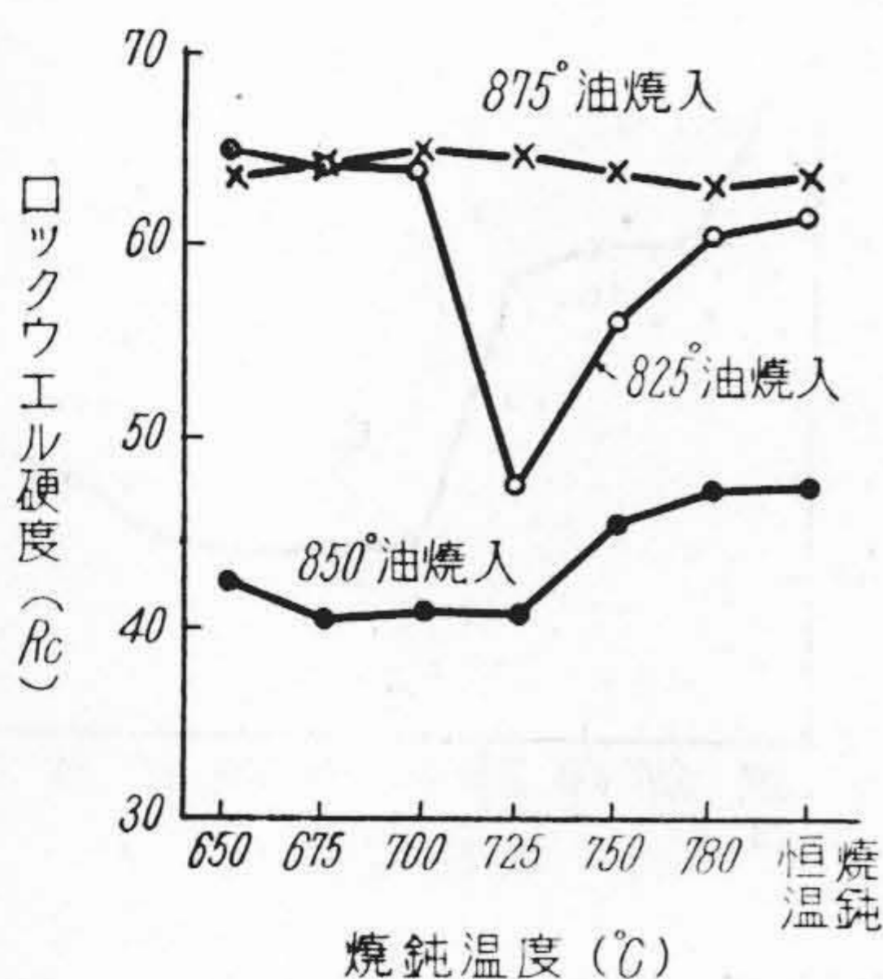
Fig. 16 No. 2-A Annealed at 750°C for 1 hr after Normalized at 1,150°C. ×400

(2) 焼鈍 焼準を行った工具鋼は炭化物の球状化焼鈍が必要となる。本鋼の適切な焼鈍温度を求めるため、1,150°C 焼準試料を各温度に1時間宛保持して空冷を行い硬度を測定して見た。その結果を第15圖に示したが725°Cより急激に軟化することが明らかである。これは(III)で示したように A_{c1} が 735°C にあるため炭化物の析出及び凝集が活発化する温度で、焼鈍温度としては750~780°C が適当と考えられる。第16圖は750°Cの焼鈍を行った組織であるが、極く微細な球状炭化物が均等に分布され、良好な組織を示している。又球状化の方



第17圖
第16圖と同一試料
780°C 加熱 700°C,
1時間恒温焼鈍
×400

Fig. 17 No. 2-A Sub-critical Annealed at 700°C, for 1 hr after Heat at 780°C. ×400



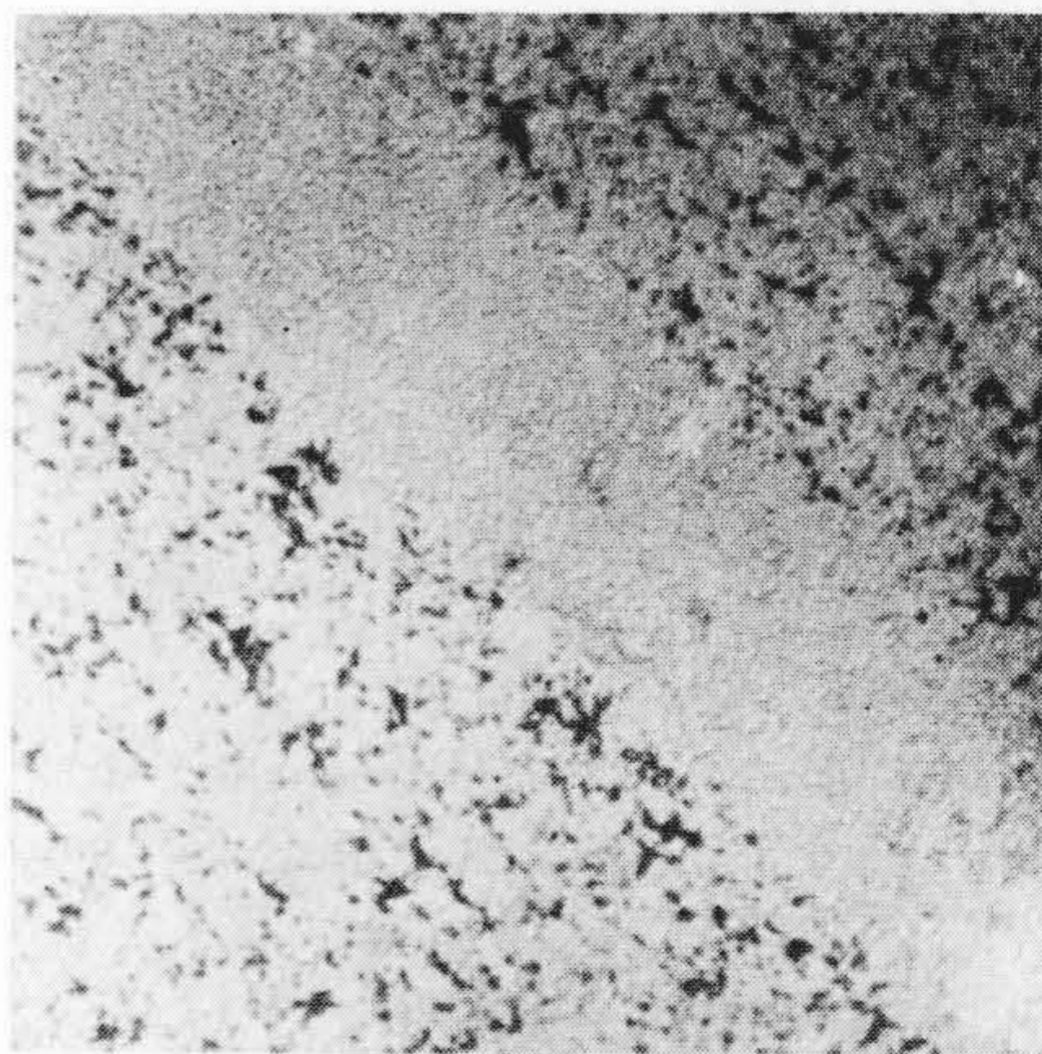
第18圖 焼鈍による焼入硬度の相違
Fig. 18 Effect of Annealing Temperature and Quenched Hardness.

法として恒温処理を行つて見たが 780°C 加熱後 700°C の爐中に1時間投入し水冷を行つた場合の組織も第17圖のように微細均等な焼鈍組織を示している。本鋼の焼鈍に關聯して觀察されることは η 相及び θ 相の組成變化が生ずることである。即ちこの焼鈍によつて生成される炭化物が焼入性に影響する。第18圖は各焼鈍試料を 825°, 850° 及び 875°C の温度より油焼入した場合の硬度測定結果であるが、 A_{c1} 附近で焼鈍したものが低い焼入温度の場合や、焼入性を低下することがわかる。この點に關しては η 相の X 線的研究を行つた結果、大體の組成は Fe_3W_3C であるが、格子常數の變動があるので固溶體範圍が廣く、その他各種の元素が複雑に置換されるので母體の組成を決定することができない、したがつて焼鈍を行えば不安定な η 相より WC と Fe を生じ、或は θ 相中に過飽和に溶けた η 相が析出すると云われている⁽⁶⁾。

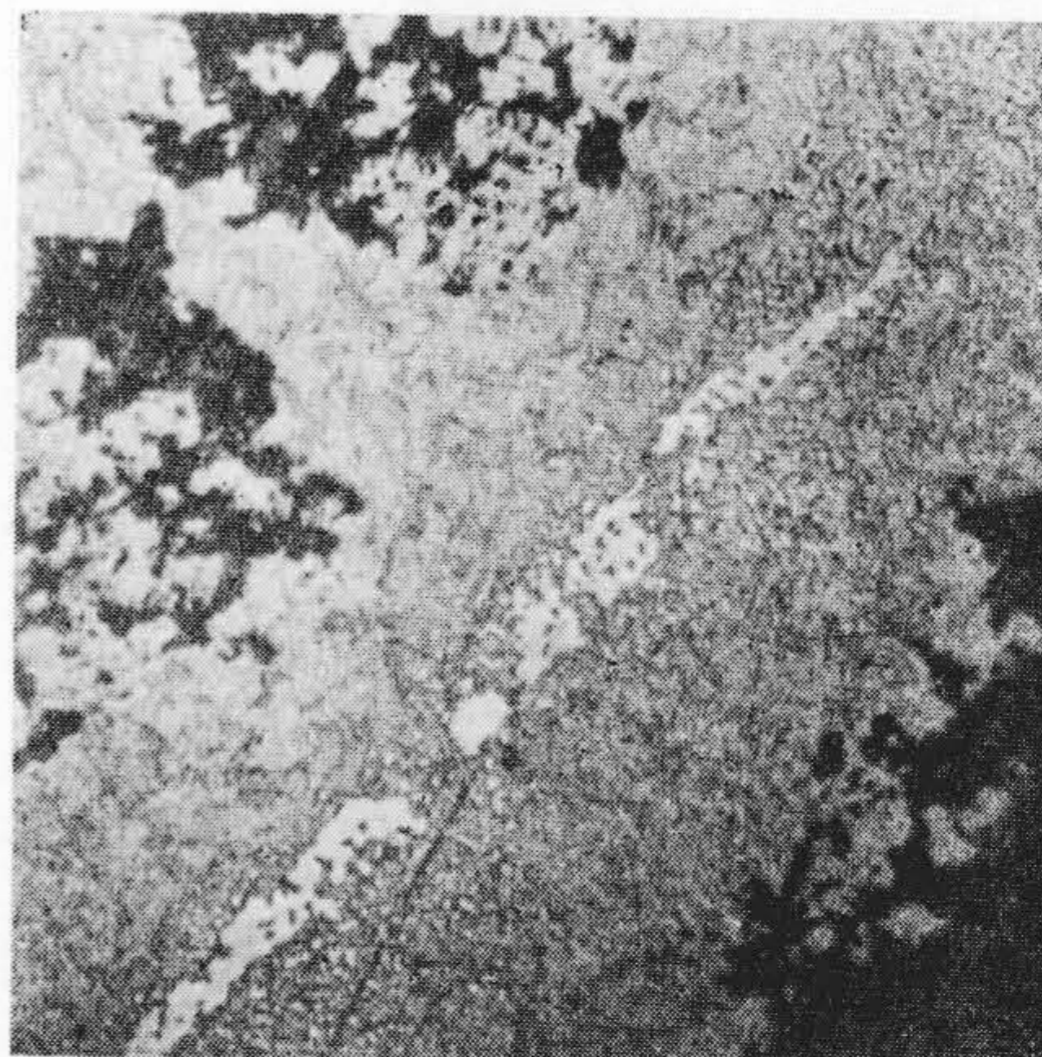
(C) 纖維狀組織 鋼材はその大きさにより鍛造又は壓延しても造塊時の初晶炭化物が十分崩壊しないで残存し部分的に不均一な組織状態を呈するものである。

第19圖は試料 No. 2(B) の 875°C 水焼入、第20

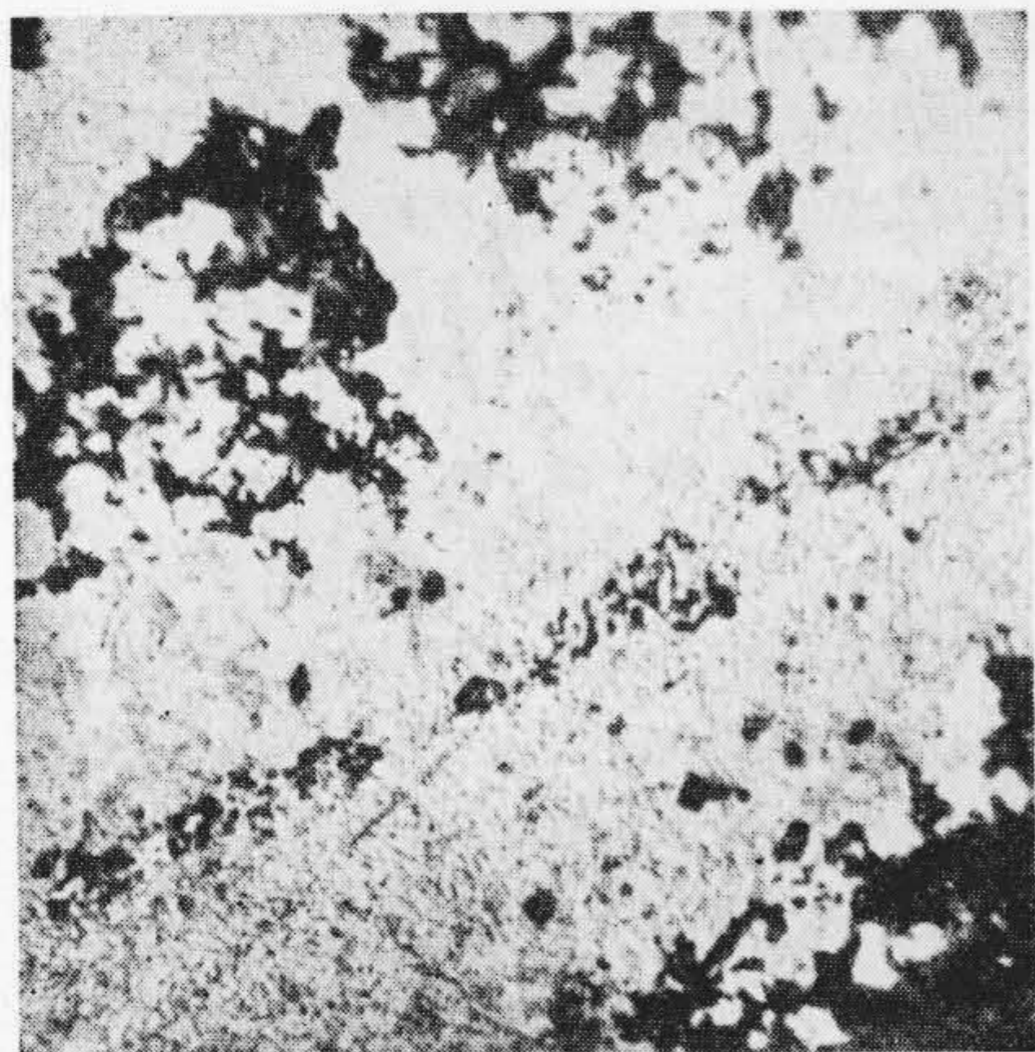
圖は同じく油焼入した場合の組織である。第19圖では中央白色部は完全にマルテンサイトを生成した基地を示し、その兩側は一部トランスタイトが混在する。更に冷却速度の低い油焼入の場合は第20圖のようにトランスタイトが増加している。特に白色マルテンサイト地中に光輝ある連鎖狀炭化物が認められ、これを赤血鹽アルカリ溶液で着色して見ると第21圖のようになるので η 相と判断される。以上の組織より初晶炭化物の生成と、その後の工程における炭化物の變化を考察すれば、まずインゴット中の炭化物には一種の偏析現象があり、この中には W, C その他が過飽和に固溶されるので γ 中の C % は著しく低下する。したがつて鍛造、壓延を十分行つて炭化物の破碎混和を圖り、 γ 中の C 及び W 等を均等に擴散しなければ、焼入操作が不十分のときにトランスタイトが出易く、焼入後にも明らかな纖維狀組織となる。これが大質量の拔型を焼入する場合水油段焼入が必



第19圖 試料 No. 2-B. 875°C 水焼入 ×400
Fig. 19 No. 2-B Water Quenched at 875°C. (Etched with 5% HNO₃) ×400



第20圖 試料 No. 2-B 875°C 油焼入 ×400
Fig. 20 No. 2-B Oil Quenched at 875°C. (Etched with 5% HNO₃) ×400

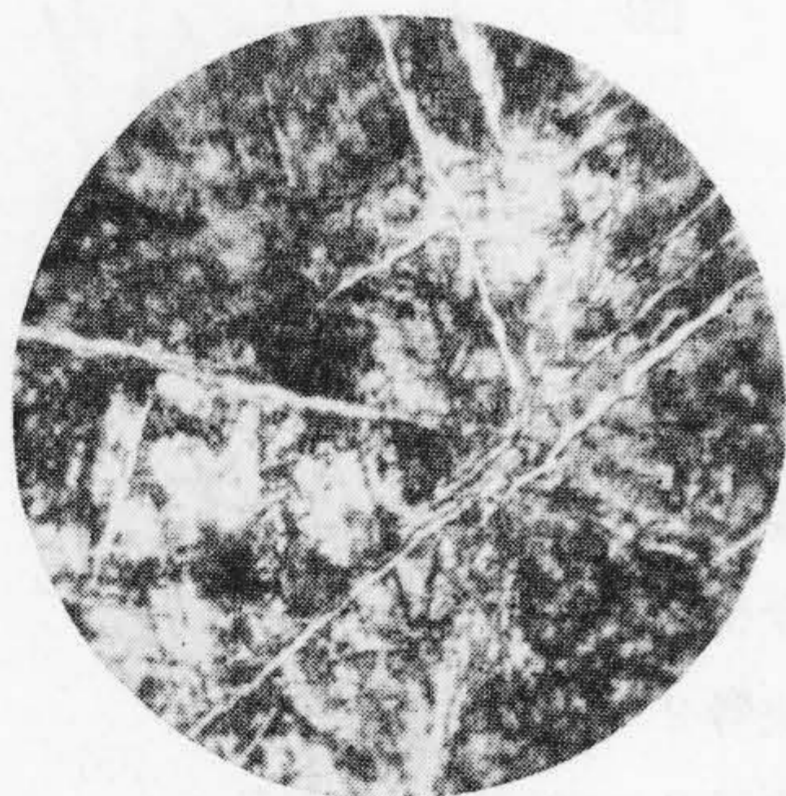


第21圖 第20圖と同一試料を赤血鹽アルカリ溶液腐蝕 ×400

Fig. 21 Fig. 20 Specimen Etched with Alkaline Solution of $K_3Fe(CN)_6$. ×400

要となつたり、据込鍛造を行つて炭化物の破碎並びに基地の均質化を圖ることが望まれる所以である。

(D) 鍛造後の組織 本鋼の工作上、鍛造を行う場合が多いのであるが、鍛造後の組織を見ると第22圖のよ



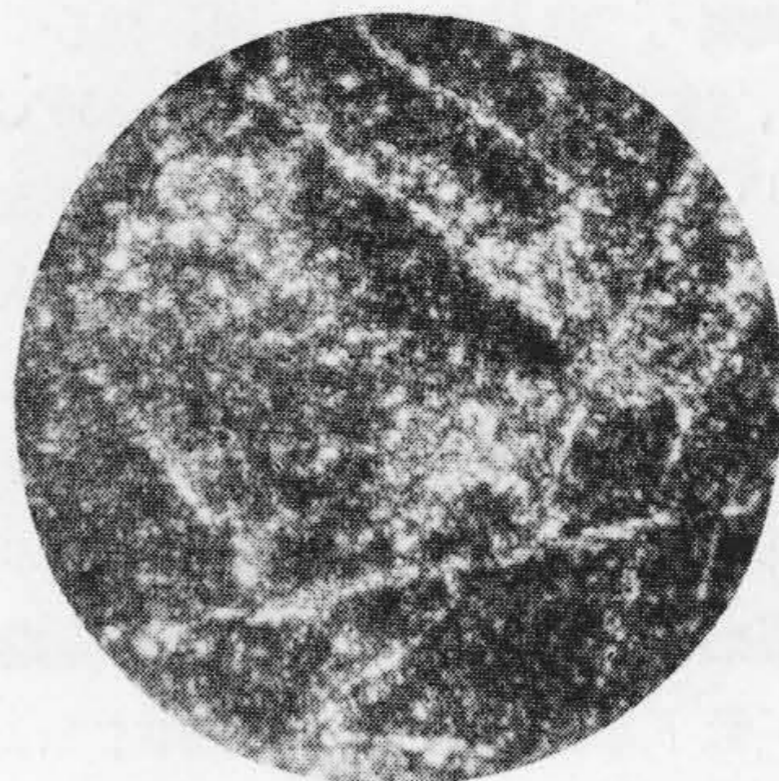
第22圖
鍛造後に見られる網状セメンタイト組織 ×400

Fig. 22 Net Work Cementite Appeared after Hammered. ×400

うに著しい初析セメンタイトの網状組織が認められる。これは鍛造温度として $1,000^{\circ}C$ 附近まで加熱され、比較的高温で作業が終り、そのまま冷却されるので、セメンタイトが γ 粒界より析出し網状組織となつたものと考えられる。したがつて焼入前に炭化物の球状化処理を施す必要がある。セメンタイトの球状化処理については近藤博士の詳細な研究があるので参考とし⁽⁷⁾⁽⁸⁾、本試料の検討を行つた結果次の方法が良いと考えられる。

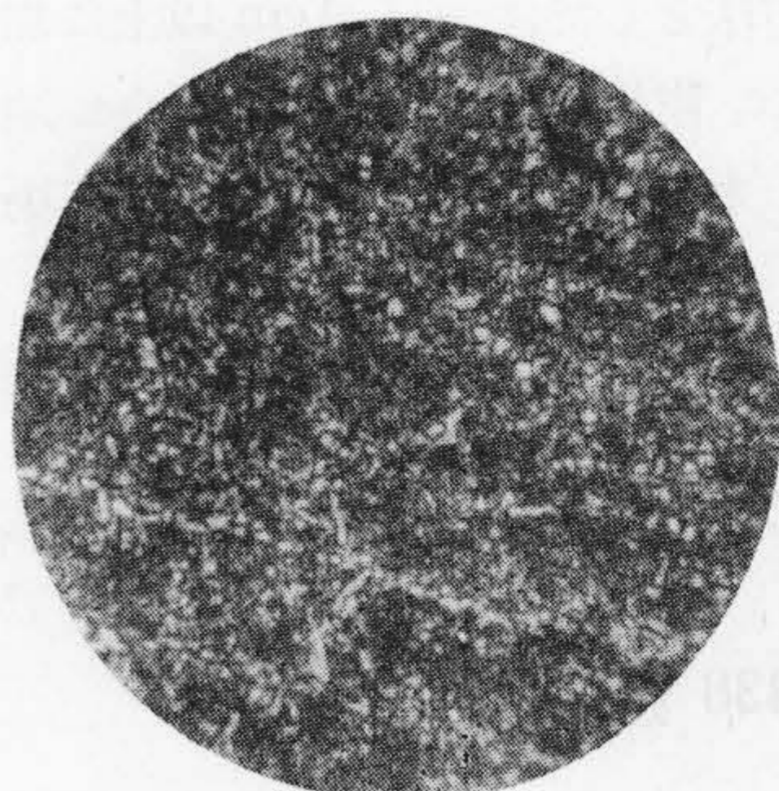
(1) 一旦 $830^{\circ}C$ 以上に加熱して γ 中にセメンタイトを溶解させ、油焼入して均一な組織とする。次で $750^{\circ}C$ で1時間以上加熱保持して爐冷する方法。

(2) Ac_1 直下($720^{\circ}C$)で長時間(3時間)焼鈍する方法。第23圖は $780^{\circ}C$ 1時間爐冷の焼鈍を行つた組織であるが、未だに網目状セメンタイトが残存し、球状化も十分でない。第24圖は $720^{\circ}C$ で3時間焼鈍した場



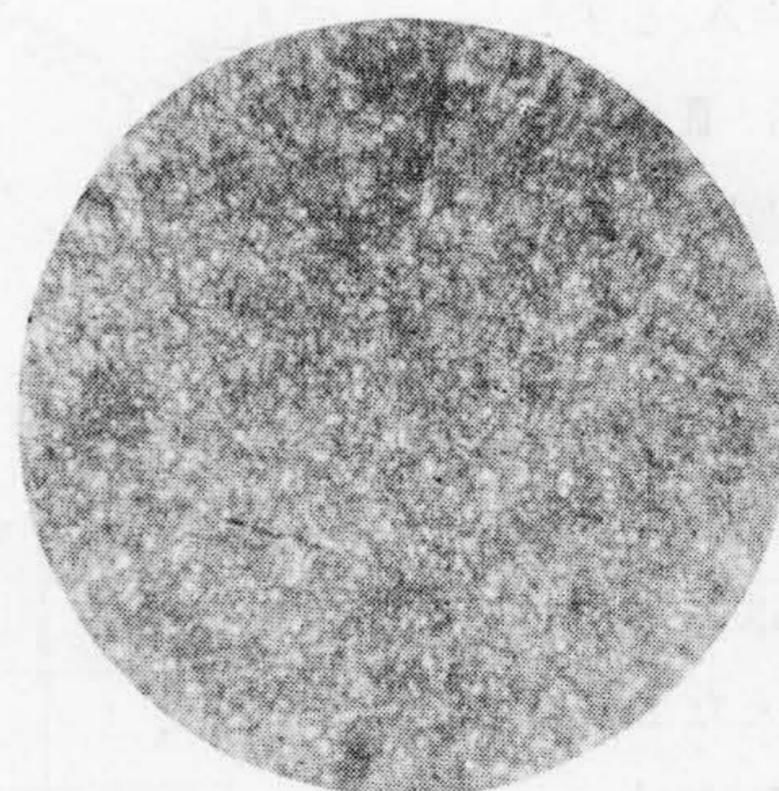
第23圖
第22圖試料を $780^{\circ}C$ 1時間焼鈍、不十分な球状セメンタイト組織 ×400

Fig. 23 Fig. 22. Specimen Annealed at $780^{\circ}C$ for 1 hr Temperfect Spheroidal Cementite.



第24圖
第22圖試料を $720^{\circ}C$ 3時間焼鈍セメンタイト粒の成長した球状セメンタイト組織 ×400

Fig. 24 Fig. 22 Specimen Annealed at $720^{\circ}C$ 3 hr Temperfect spheroidal Cementite. ×400



第25圖
第22圖試料を一旦焼入後焼鈍良好な球状セメンタイト組織 ×400

Fig. 25 Fig. 22 Specimen Annealed at $730^{\circ}C$ for 1.5 hr after Oil Quenched at $830^{\circ}C$, Perfect Spheroidal Cementite. ×400

合であるが尙十分な球状化でなく、炭化物の凝集成長が認められる。第25圖は $830^{\circ}C$ で油焼入したものを $730^{\circ}C$ で1時間30分焼鈍したもので微細均等な球状炭化物を示している。

[X] 結 言

青紙2號鋼を試料として低合金拔型鋼の熱処理を検討した。その結果本鋼の變態點は Ac_1 $735^{\circ}C$, Ar_1 $690^{\circ}C$ で空冷すれば Ar' は $490^{\circ}C$ 附近に生起する。焼入性を

見るに大質量となると油焼入では質量効果が現われるので水油 2 段焼入が良く、焼入温度としては 800~850°C を選び、焼戻温度は 200°C 附近が良い。變形率は質量効果と関連するので一率に決定することはできないが、水油 2 段焼入では外殻部 2~5 m/m までが、Rc 60 以上の硬化を示すので、大凡そ 0.05~0.15% の變形率となる。熱処理に伴つて内部組織、特に炭化物が變化するので、焼入性との關係を觀察した。その中で WC が極端に生成されると焼入性が低下し、あまり大型の鋼材では炭化物が纖維狀に偏析するので、不均一な焼入組織となり易い。なお鍛造する際は初析セメントタイトの網狀析出が起り易いので、焼入前あらかじめ球狀化處理を十分に行う必要があり、その方法としては一旦 A_{cm} 以上に加熱して油焼入を行い、 A_{c1} 附近で焼鈍することが良い結果を示すことを知つた。本研究は著者の一人が安來工場

へ出張を命ぜられ同冶金研究所において行つたものである。その間研究所員各位の絶大なる御援助を戴いたことに對し謝意を表す。又今回の出張を命じ、絶えず御鞭撻御指導を辱うした多賀工場清成工場長以下工場幹部に對し衷心より感謝する次第である。

参 考 文 献

- (1) 小柴：安來研究報告、第 340 號
- (2) 小柴、田中：安來研究報告 第 426 號
- (3) 石垣：金屬の研究 6
- (4) 武田：金屬の研究 6~9
- (5) 俵：鐵と鋼、23~24
- (6) 大澤、武田：金屬の研究 8.
- (7) 近藤：金屬學會誌、8 p, 175 (昭 23)
- (8) 近藤：不二越月報、4 (昭 25)

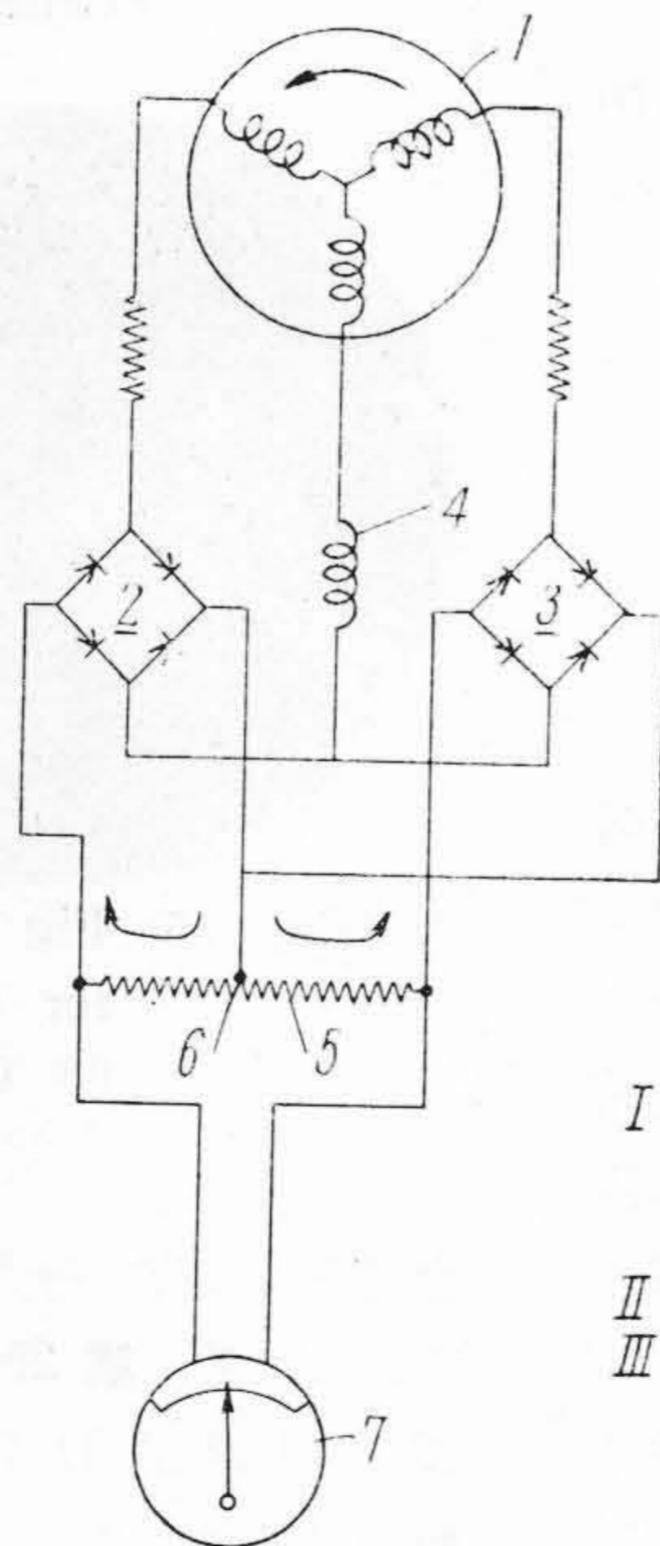
特 許 紹 介

實用新案第 381438 號

瀧 貞 夫

交 流 式 速 度 計

第 2 圖に示す如き不平衡の Y 接続に於て、 $R=X$ とすれば、相順が I, II, III の場合には電源の各相電壓を E とすれば、I, II, III 各相の電壓は夫々 $0.401 E$, $1.496 E$, $1.342 E$ となり、相順が III, II, I と逆轉すれば、I, II 相の各相電壓は逆となることは、相順表示計の原理によつて明かである。本案はこれを利用したもので、1 はタコメーター用發電機 2, 3 は全波整流器、4 はリアクタンス、5 は整流器の直流側に接続せられた抵抗であつて、その中

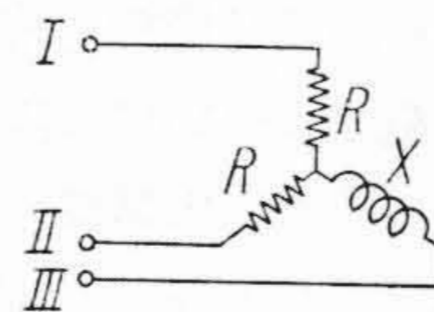


第 1 圖

點 6 より折半し整流器に接続されている。7 は直流計器である。

今相順が矢印の場合には、整流器 2 の電壓は $1.496 E$ 、整流器 3 の電壓は $0.401 E$ となり、抵抗 5 の左半部は右半部より電壓降下大となり、計器にはこれに應じて一定方向の電流が流れ、指針は一方向に振れ速度を指示する。發電機が逆轉すれば、整流器の電壓は上記と相反し、従つて正逆方向の速度を指示せしめ得ることができるのである。

(田 中)



第 2 圖