

ダクタイル鑄鉄の第二段黒鉛化について

On the Second Stage Graphitization of Ductile Cast Iron

長谷川久司* 柳井岩雄* 鈴木賢之*

Kyuji Hasegawa

Iwao Yanai

Takayuki Suzuki

内 容 梗 概

化学組成および鑄込み肉厚の異なる数種のダクタイル鑄鉄について共析温度付近およびそれ以下の温度における恒温保持中および等速冷却中におけるオーステナイトの変態量を測定して「温度—時間—変態」線図を作製し直接、間接両変態の相互関係について検討した。恒温保持の場合ある温度範囲では直接変態のほうが間接変態によるよりも短時間に黒鉛化を終了することを確かめ、また等速冷却中に黒鉛化を完了する臨界冷却速度を求めた。次に黒鉛化方法と機械的性質特に衝撃値の遷移温度について実験した結果、直接変態によるものが遷移温度が最も低いことを見出した。

1. 緒 言

鑄鉄の第2段黒鉛化の過程は2種類の機構にわけられ、オーステナイト(γ)より直接フェライト(α)と黒鉛(G)とに分解する直接変態とオーステナイトがいったんパーライト($\alpha+C$)に変態しそのパーライト中のセメント(C)がフェライト(α)と黒鉛(G)に分解する間接変態とがあることは、南波⁽¹⁾、杉、塩谷⁽²⁾、青木⁽⁴⁾、F. Brown⁽⁵⁾、H. A. Schwarz⁽⁶⁾氏などにより明らかにされたところである。

この直接および間接変態の行われる温度範囲、あるいは変態速度の遅速などの相互関係は焼鈍時間の短縮という観点から重要な問題である。これらの点に関しては黒心可鍛鑄鉄用白鉄について稲垣⁽⁷⁾、二川^{(8)~(11)}氏そのほかの研究者による詳細な報告がある。またダクタイル鑄鉄の場合については川井⁽¹²⁾氏がおもにNiとCuの影響の見地より研究されている。稲垣氏の報告によれば、ある温度範囲においては直接変態のみにより黒鉛化を終了しかつ間接変態によるよりも短時間に完了する場合のあることを示しているが、この温度範囲はきわめてせまく、これをただちに実際作業に応用することは困難であった。しかし佐川⁽¹³⁾氏によればダクタイル鑄鉄は可鍛鑄鉄に比しC, Si含有量高くまたMgを含むので黒鉛系、セメント系両共析温度差が大となり直接変態により黒鉛化を終了しやすくなると思われる。よって、数種のダクタイル鑄鉄試料につき恒温保持および等速冷却中におけるオーステナイトの直接変態および間接変態の開始、終了の遅速などの相互関係およびパーライトの分解速度などを検討して、等速冷却により黒鉛化を終了するに要する臨界冷却速度を求めた。次に直接、間接両変態は異なる機構のもとで行われこれにより生じたフェライト質ダクタイル鑄鉄の機械的性質の差異が考えられるので、その機械的性質について吟味した。

2. オーステナイトの恒温変態

2.1 実験方法

2.1.1 試 料

供試材は第1表に示す材料を用い4または6t熔鉄炉にて熔解されNo. 1, 2, 3はFe—Si—Mg合金でNo. 4はFe—Si—MgおよびCa—Si—Mgで処理されたもので化学組成を第2表に示す。

Si量を異にする試料No. 1, 2, 3は第1図の(A)乾燥砂型に、No. 4は第1図(A), (B), (C), (D)の4種類の鑄型に鑄込みSiおよび凝固時の冷却速度の黒鉛化に対する影響を明らかにしようと試みた。No. 4の鑄込後の冷却速度は第2図に示したとおりである。

供試材は遊離炭化物の分解と均質化の目的で950°Cに4時間保

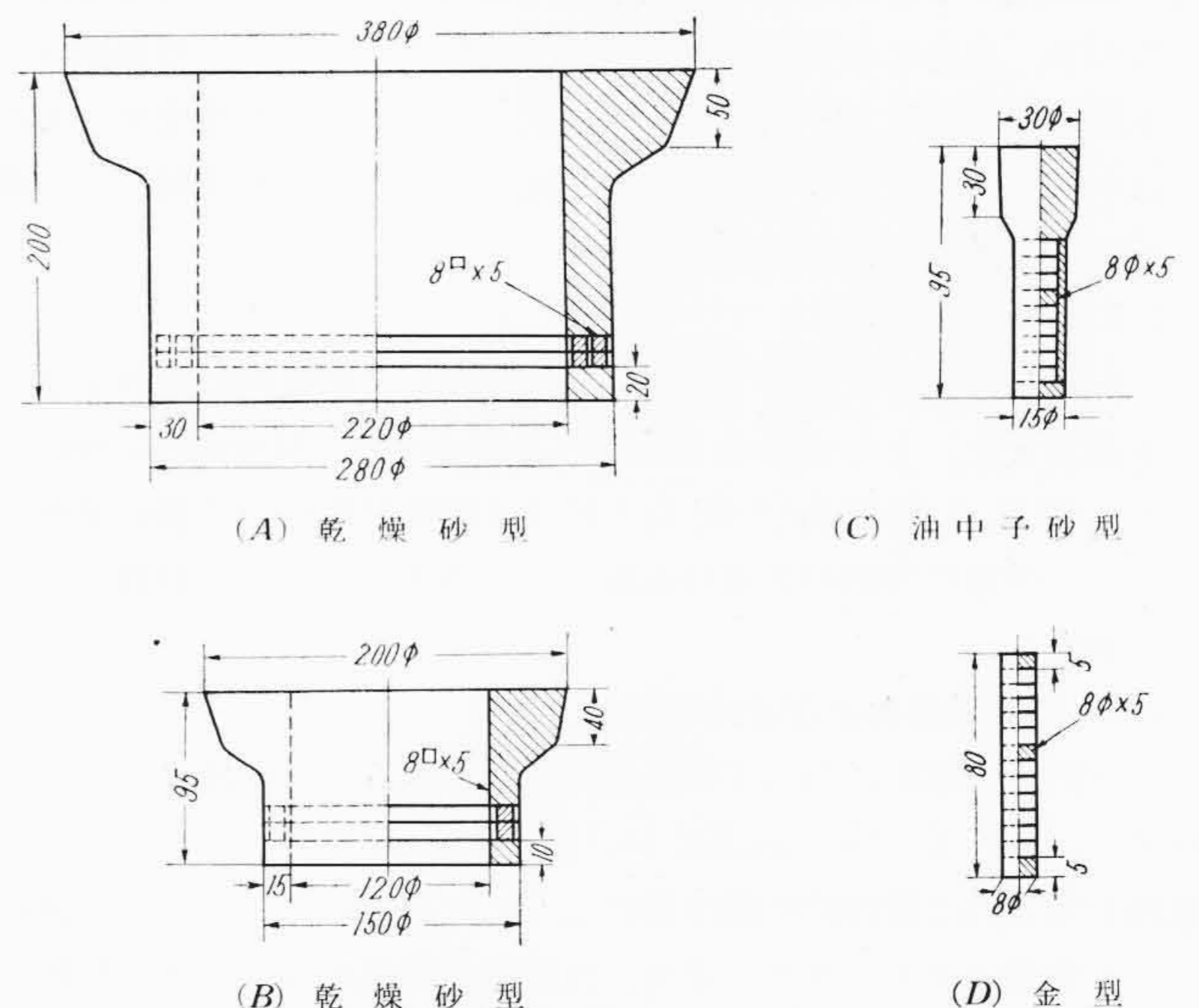
* 日立製作所川崎工場清水工場部

第1表 供試材の熔解材料

項 目	試 材			
	No.1	No.2	No.3	No.4
地金配合	八幡ノジュラー鉄	12.5%	12.5%	12.5%
	低銅鉄	12.5%	12.5%	12.5%
	鋼くず	50%	50%	50%
	DCI戻鉄	25%	25%	25%
添加剤	Fe—Si	1%	1%	1%
	Fe—Si—Mg	1.6%	1.6%	1.6%
	Ca—Si—Mg			0.7%
	Fe—Si (接種)	0.4%	0.62%	1.67%
	ミッシュメタル	250 g/t	250 g/t	250 g/t

第2表 試料の化学組成

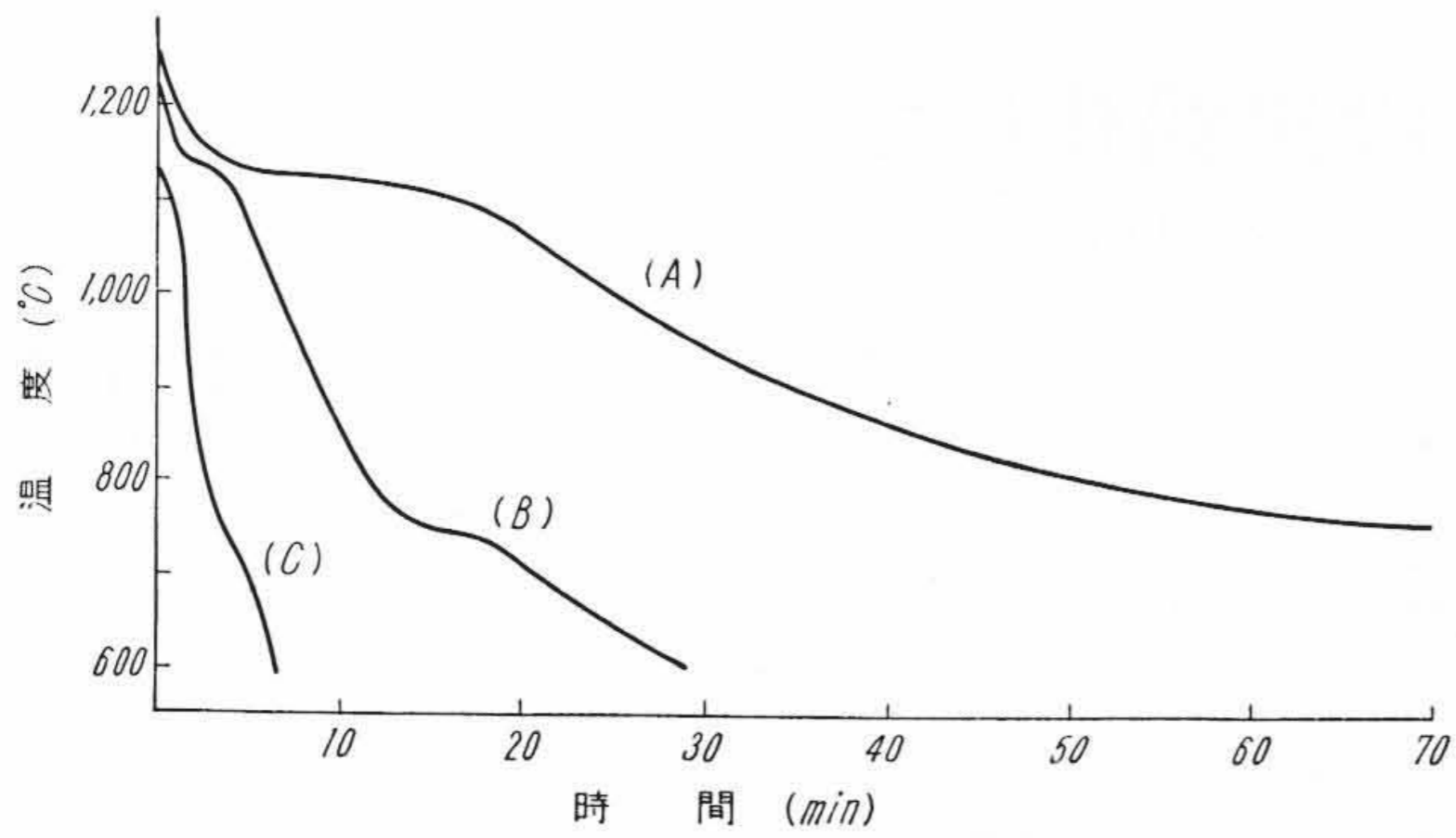
試料	%								鑄込形状
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mg	
No.1	3.45	2.38	0.37	0.071	0.009	0.08	0.055	0.035	(A)
No.2	3.57	2.72	0.38	0.046	0.008	0.08	0.055	0.036	(A)
No.3	3.45	3.64	0.35	0.071	0.007	0.08	0.054	0.030	(A)
No.4	3.42	2.64	0.34	0.046	0.004	0.08	0.040	0.041	(A), (B) (C), (D)



第1図 試料の鑄込形状

持後No. 9試材のみはただちに空冷、そのほかは850°Cまで徐冷(2.5°C/min)し以下空冷した。

試料は第1図に示すように(A), (B)型のは水平面上より幅8mm×厚さ8mmのリングを切り出し、これを8×8×5mm角に切断した(C), (D)型のは8φ×5mmの試料として実験に供した。



第 2 図 試料 No. 4 の铸込後の冷却曲線

第 3 図にこれら試料の焼準後の顕微鏡組織を示す。

2.1.2 熱処理方法

第一段黒鉛化を終了したダクタイル鑄鉄試料をオーステナイトの状態より急速に変態温度範囲およびそれ以下の温度に保持した鉛浴中にそう入しその温度で恒温変態を行わせ種々の時間経過後試料を取出し急速に水中に焼入れて冷却し、顕微鏡組織を積線分析法により測定した。試料のオーステナイト化および恒温処理には電気抵抗炉による鉛浴槽を使用し、高温側鉛浴は 7kg, 低温側は 20 kg の容量を有し、温度調整の精度はオーステナイト化の高温側は $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 低温側は $\pm 1.5^{\circ}\text{C}$ であった。

特に留意した点は変態の進行はオーステナイト化処理方法および恒温槽の焼入温度により影響を受けるので、この条件をできるだけ一定とするために第 4 図のような方法を採用した。すなわち 950°C に 20 分間保持し完全なオーステナイトの状態としてから $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の速度で各試料の黒鉛系 A_1 点 (AG_1) の上限より 20°C 上まで冷却し、この温度に 30 分間保持して過共析セメンタイトの分解とマトリックスの炭素濃度の均一化を行ったのち、種々の温度の鉛浴に投入し恒温変態を行わしめた。

各試料の AG_1 の上限の決定に当っては、各試料をオーステナイトの状態よりこの付近の温度の恒温鉛浴中に投入し長時間保持したのち、急速に水中冷却し組織を検鏡してフェライトの発生する上限温度を採った。試料 No. 1, 2 については 2,000 分まで、そのほかは 1,000 分まで 5°C 間隔で処理してこの温度を決定した。第 4 図に各試料の熱処理線図を示す。

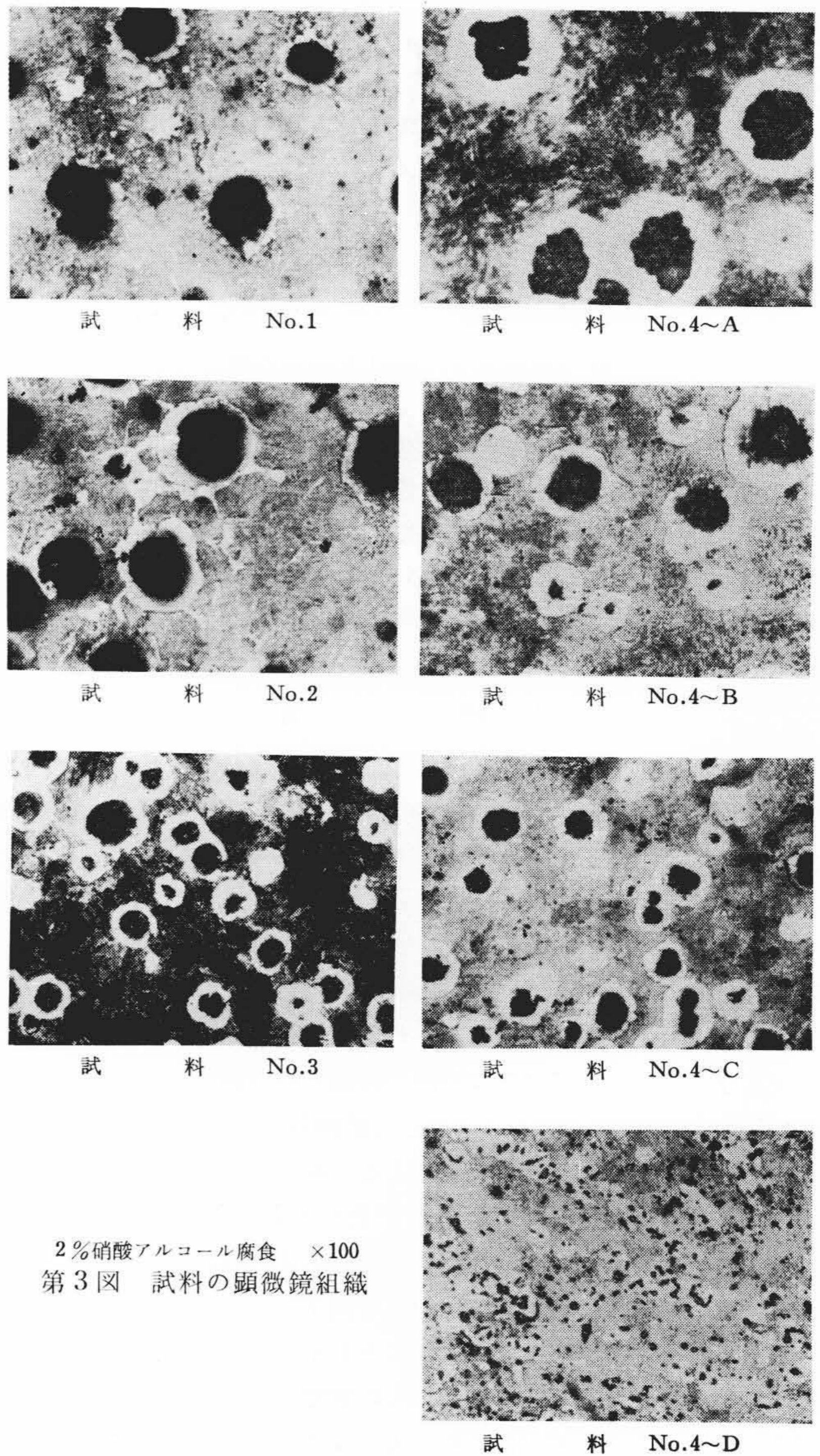
2.1.3 組織分析法

処理した試料は表層 1 mm 以上を除去して顕微鏡により変態量を測定した。その方法は Robert T. Howard, Morris Cohen⁽¹⁴⁾ および R. C. Shanay⁽¹⁵⁾ 氏などによる積線分析法で 1 個の試料について任意の方向の 3 本の直線に沿い各 4 mm の間の組織について測定した。

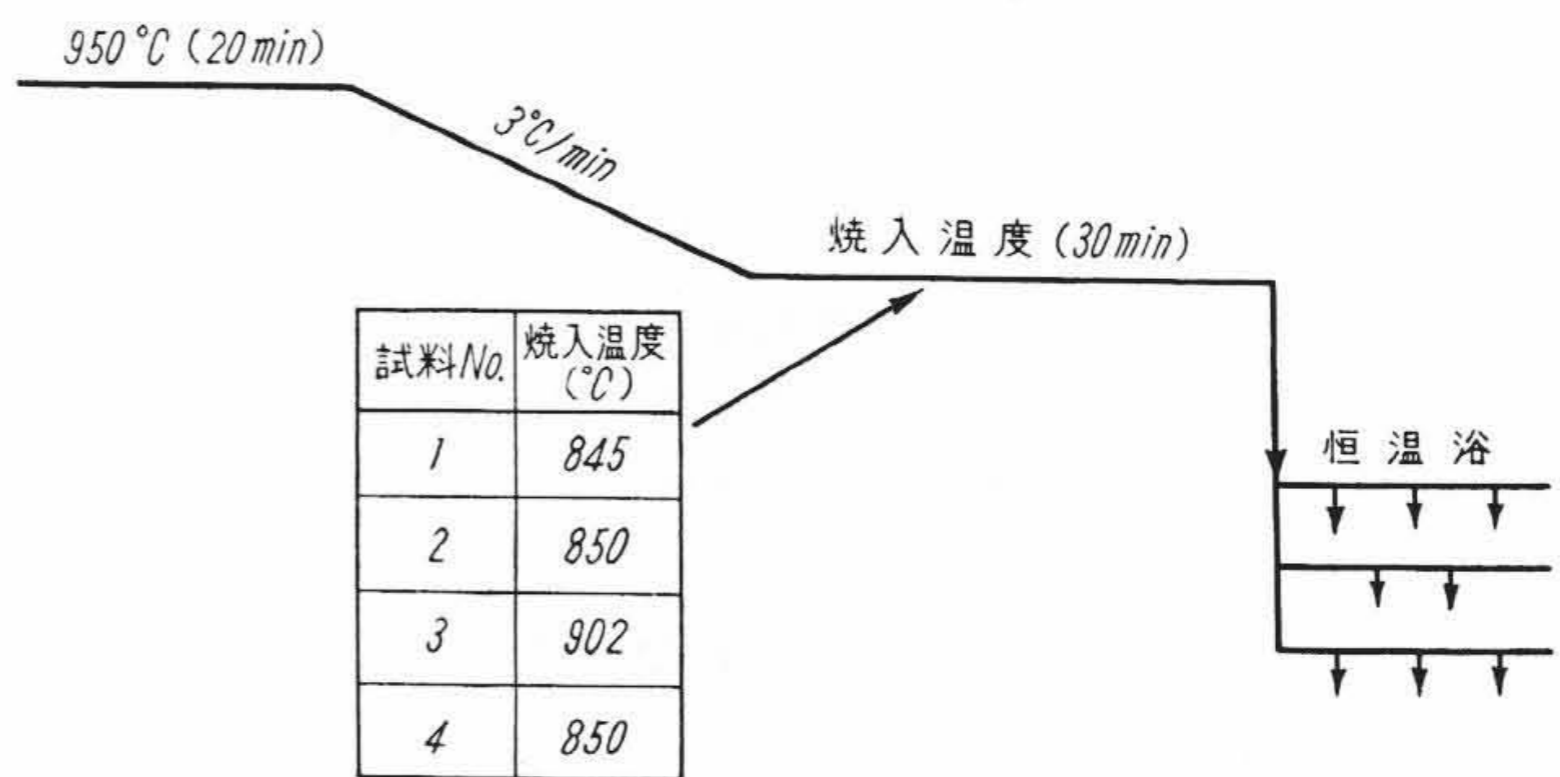
2.2 実験結果およびその検討

まず結果の解釈に当って恒温処理により起りうる組織について考察する。Fe-C-Si 三元系において Si が 2~3% 付近における状態図を考えれば定性的に第 5 図のようになるものと思われる。図において実線はセメンタイト系を、点線は黒鉛系を示し、K'S'P'H', KSPH の範囲がそれぞれ黒鉛系およびセメンタイト系の A_1 変態の生起する区域を示し、それぞれ γ, α, G および γ, α, P の三相が共存する。いまかりに x なる濃度の合金を T なる温度より ②, ③, ④, ⑤, ⑥, ⑦ で現わされる各温度の恒温浴に焼入れ、その温度に保持した場合の組織の変化を考えれば次のとおりである。

- ② セメンタイト系については γ 範囲で、かつ黒鉛系については $\gamma+G$ がある。いずれにしてもマトリックスは γ である。
- ③ セメンタイト系では $\gamma+C$ の共存範囲で γ からセメンタイト



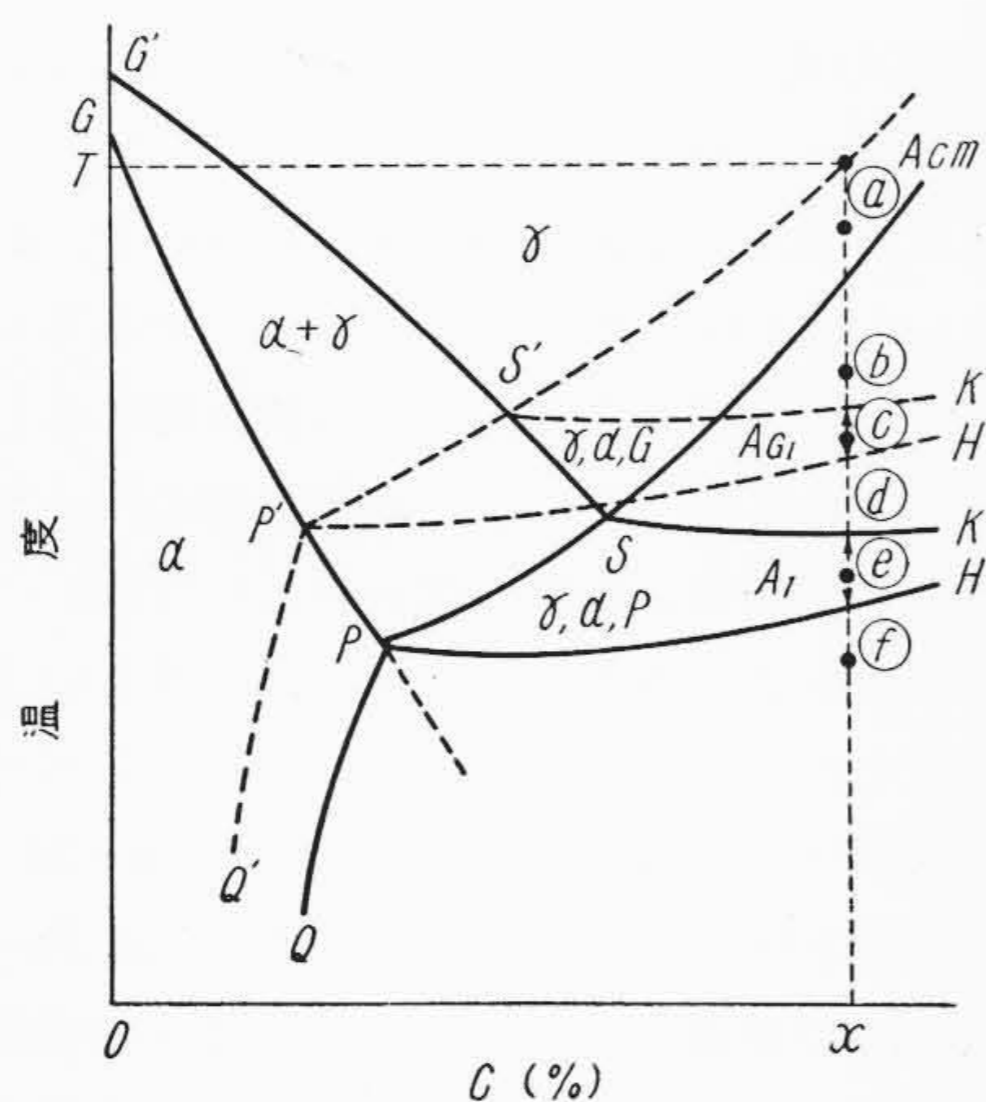
2%硝酸アルコール腐食 ×100
第 3 図 試料の顕微鏡組織



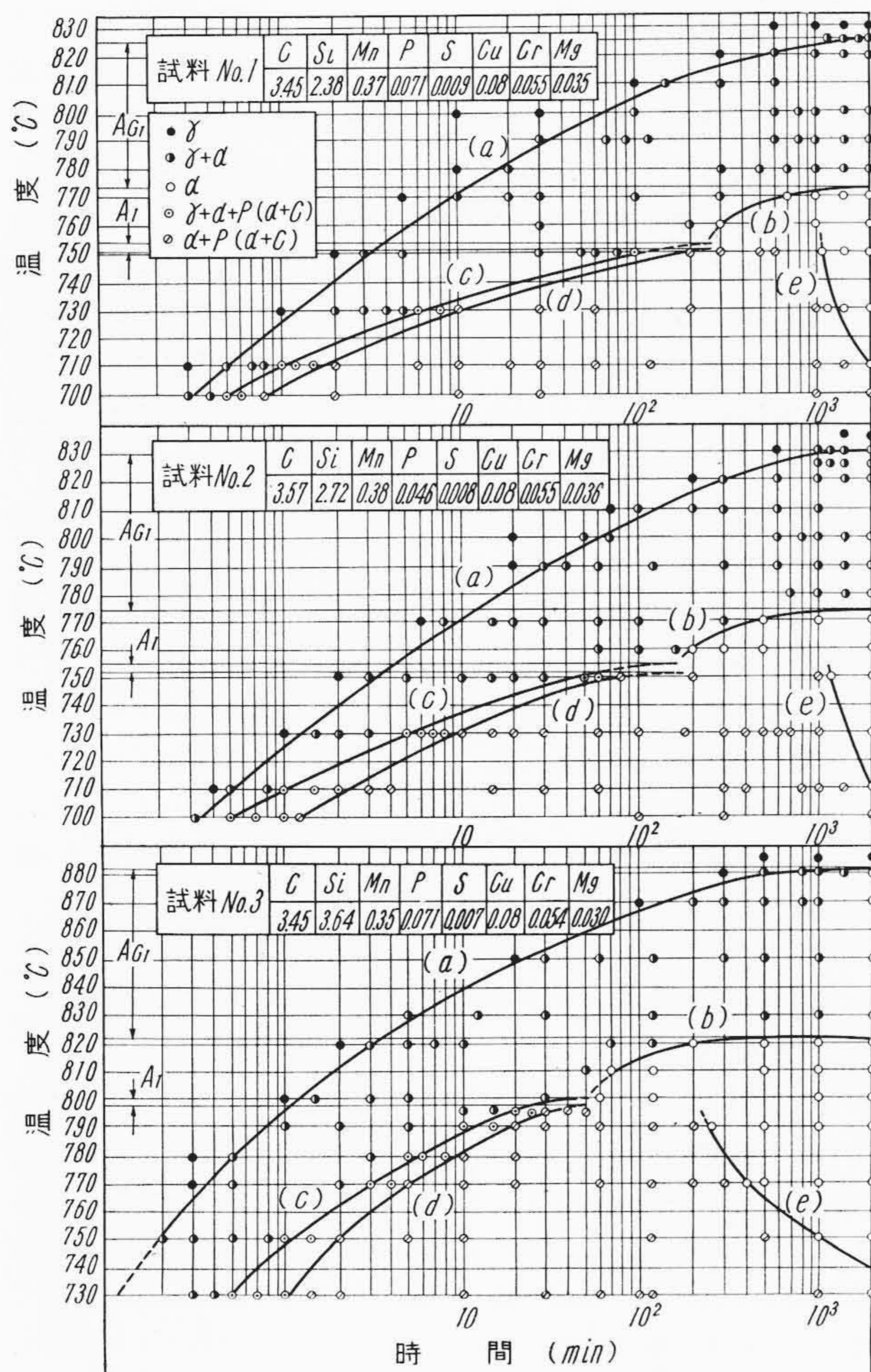
第 4 図 恒温熱処理線図

あるいは黒鉛を析出してのち安定系へ移行すればマトリックスは γ のみとなる。黒鉛系については④の場合と同様である。

③黒鉛系の AG_1 変態範囲で、 α, γ, G の三相が共存する。すなわち共析反応により γ より α と G を析出し一定温度では α, γ, G の比が一定となり平衡する。セメンタイト系では γ 中に過飽和の炭素がセメンタイトとして析出してくる。普通成分ではセメンタイト系の変化のみが行われることはなく、時間とともに黒鉛系へ移るから γ から α を生じ既析出のセメンタイトは γ へ溶け込む。したがって組織は中間状態では $\gamma+\alpha+G+C$ となりうる



第5図 Fe-C-Si系におけるSi%一定の切断状態図



第6図 試料 No. 1, 2, 3 の第二段黒鉛化恒温変態曲線

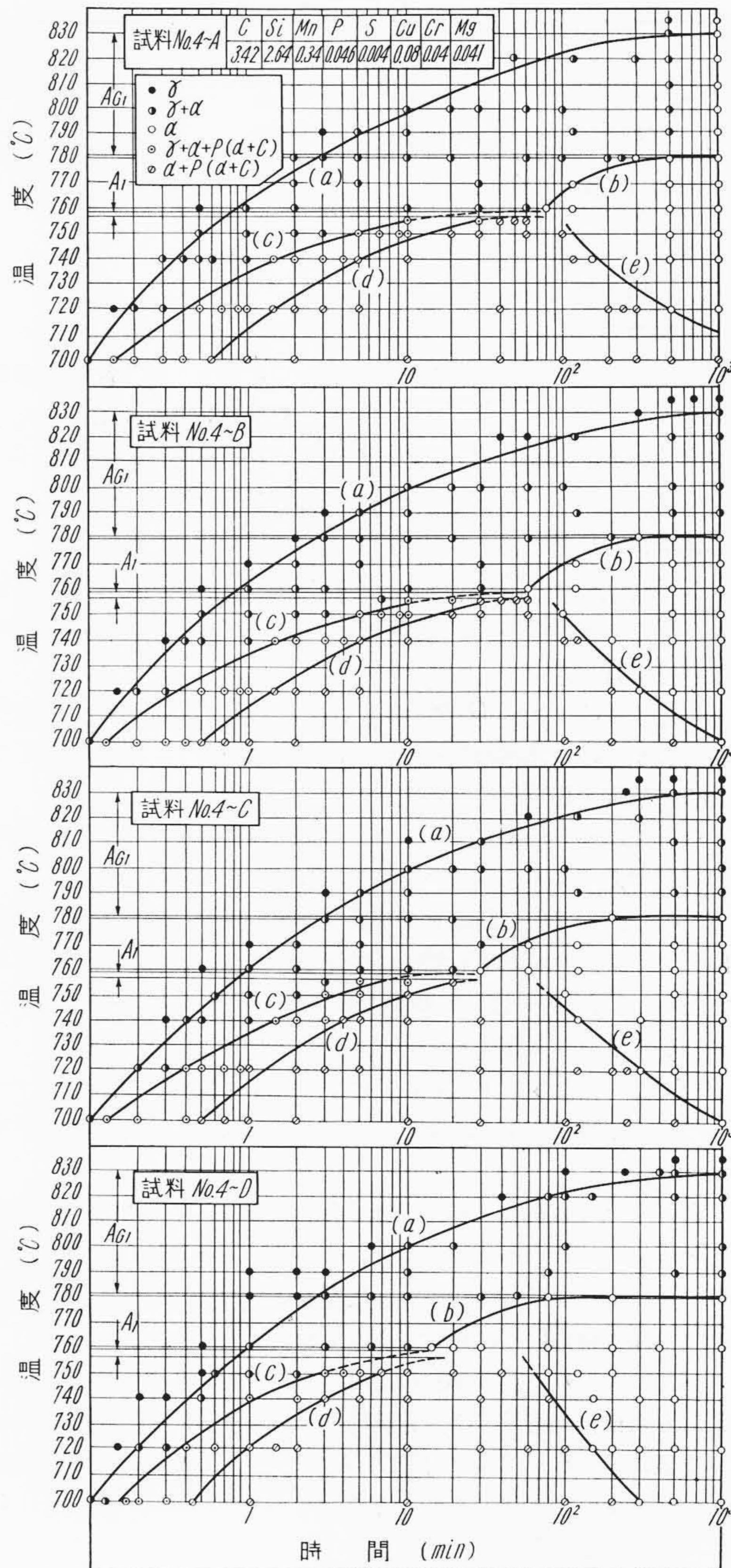
が最終的には $\gamma + \alpha + G$ となる。一般に安定系以外の変化はいずれも平衡状態ではないから引きつづき変化を起して安定系へゆく可能性がある。

㉔ 黒鉛系では共析変態以下であるので $\alpha + G$ で安定するが平衡状態に移る途中においては未変態の γ を含む。

セメンタイト系では㉔の場合と同様に $\gamma + C$ である。

㉕ セメンタイト系における A_1 変態範囲でかつ黒鉛系 A_1 変態以下であるからセメンタイト系にしたがえば γ からパーライト $P = (\alpha + C)$ を生じ、一定温度においては γ と $\alpha + C$ が一定比で共存する。この場合パーライトが黒鉛化し安定系へ移行すれば $\alpha + G$ のみとなる。

㉖ 黒鉛、セメンタイト両系の A_1 点以下にあり γ からパーラ



第7図 試料No. 4-A, B, C, Dの第二段黒鉛化恒温変態曲線

イトを生じ安定系へ移ればもちろん $\alpha + G$ となる。なお第5図のFe-C-Si系の断面図においてFe, C, Si以外の第4, 第5元素の関係で黒鉛系とセメンタイト系の共析変態範囲が重複する場合も考えるが普通成分のダクタイル鋳鉄の場合は第5図のようになることが後述の恒温処理の組織より明らかである。以上は各温度範囲における平衡状態であって、いま問題となるのはこの平衡状態に至る変化の進行状況である。

試料 No. 1, 2, 3 および No. 4-A, 4-B, 4-C, 4-D の恒温処理した結果を第6図および、第7図に「温度-時間-組織」の関係図として示した。図においてそれぞれの曲線は次の変化を示している。

- 曲線(a): $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始線
- (b): $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応終了線
- (c): $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の開始線
- (d): $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応終了線

第3表 各試料の変態温度

試料No.	温度°C	A _{G1} 範囲	A ₁ の 上 限	A _{G1} の 下 限 と A ₁ の 上 限 と の 差
1		825~773	753	20
2		830~775	755	20
3		882~822	800	20
4-A, B, C, D		830~781	759	22

(e): C→α+G の終了線

なお測定 of 便宜上変態の開始線は顕微鏡の400倍視野においてはじめて、その変態相を認め得られた点を採り、終了線は変態量95%をもってした。パーライトは黒鉛化の進行とともに球状化しフェライトとの境界が不明瞭となるので、組織分析に誤差を伴いやすいのでいくぶん正確さを欠くものと思われる。

次に得られた線図に考察を加える。

(1) いずれの試料においてもこの線図はおよそ同様な傾向を示すが、化学組成および凝固時の冷却速度で変態の開始および終了線は影響される。

(2) 常に $\gamma \rightarrow \alpha + G$ の反応が $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応に先行して開始する。この反応は比較的低温の低いほど早く開始し、最も早いところでは数秒~10数秒で開始する。

(3) $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 終了線も大体開始線と並行しており、この反応は低温の低いほどすみやかに終了することを示している。

(4) $\gamma \rightarrow \alpha + G$ の開始および終了線から黒鉛系の共析変態の上限および下限の温度が近似的に推定される。これは A_{G1} 範囲として図示した。第5図の◎区域に相当し前述のとおり γ, α, G が一定の比率で共存する。

(5) ある温度以下においては $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 終了線に先行して $\gamma \rightarrow \alpha + C$ が開始するようになるが、この反応はごく短時間に終了する。

(6) セメント系 A₁ 範囲すなわち第5図の◎の区間、換言すれば γ, α, P の平衡する範囲は $\gamma \rightarrow \alpha + C$ の反応の開始および終了線の形から推定されるが、實際上この付近の温度に長時間保持すれば黒鉛系反応に移行するので厳密には求めにくい。

(7) A_{G1} の下限と A₁ の上限の間においては直接変態のみにより黒鉛化が終了する。各試料の A_{G1} 範囲および A₁ の上限を第3表に示したが A_{G1} の下限と A₁ の上限との温度差は化学組成により多少の増減はあるが、普通のダクタイル鑄鉄の組成では大体20°Cくらいと考えられる。

(8) 各試料とも、直接変態によれば間接変態よりも短時間で黒鉛化を終了する温度範囲がある。

(9) 試料 No. 1, 2, 3 について A_{G1} 範囲および A₁ を比較すれば Si% の高いほど上昇している。No. 3 においては $\gamma \rightarrow \alpha + G$,

C→α+G 両反応の進行の早いのは、反応温度が高く炭素の拡散速度が大なることが一つの原因であろう。

(10) 鑄込みの肉厚の影響を No. 4-A, B, C, D について比較検討すると、 $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 開始はほとんど同じであるが終了が肉厚の小さなものほど短時間である。これは第3図に示したように黒鉛組織の影響によるものであろう。間接変態のパーライトの分解はあまり肉厚による影響が明瞭に現われていない。

(11) 化学組成および鑄造条件のほとんど等しい No. 2 と No. 4-A とを比較すれば No. 4-A が No. 2 にくらべて両変態ともにはるかに進行が早い。これは No. 4-A は Ca-Si-Mg 合金と Fe-Si-Mg 合金を併用しているに反し No. 3 は Fe-Si-Mg 単独で処理したための差異か、あるいはそのほかの溶解条件の影響と考えられ、いずれにしても普通の化学組成と鑄造の条件のみで一概に黒鉛化速度を論ずることができないことを示している。

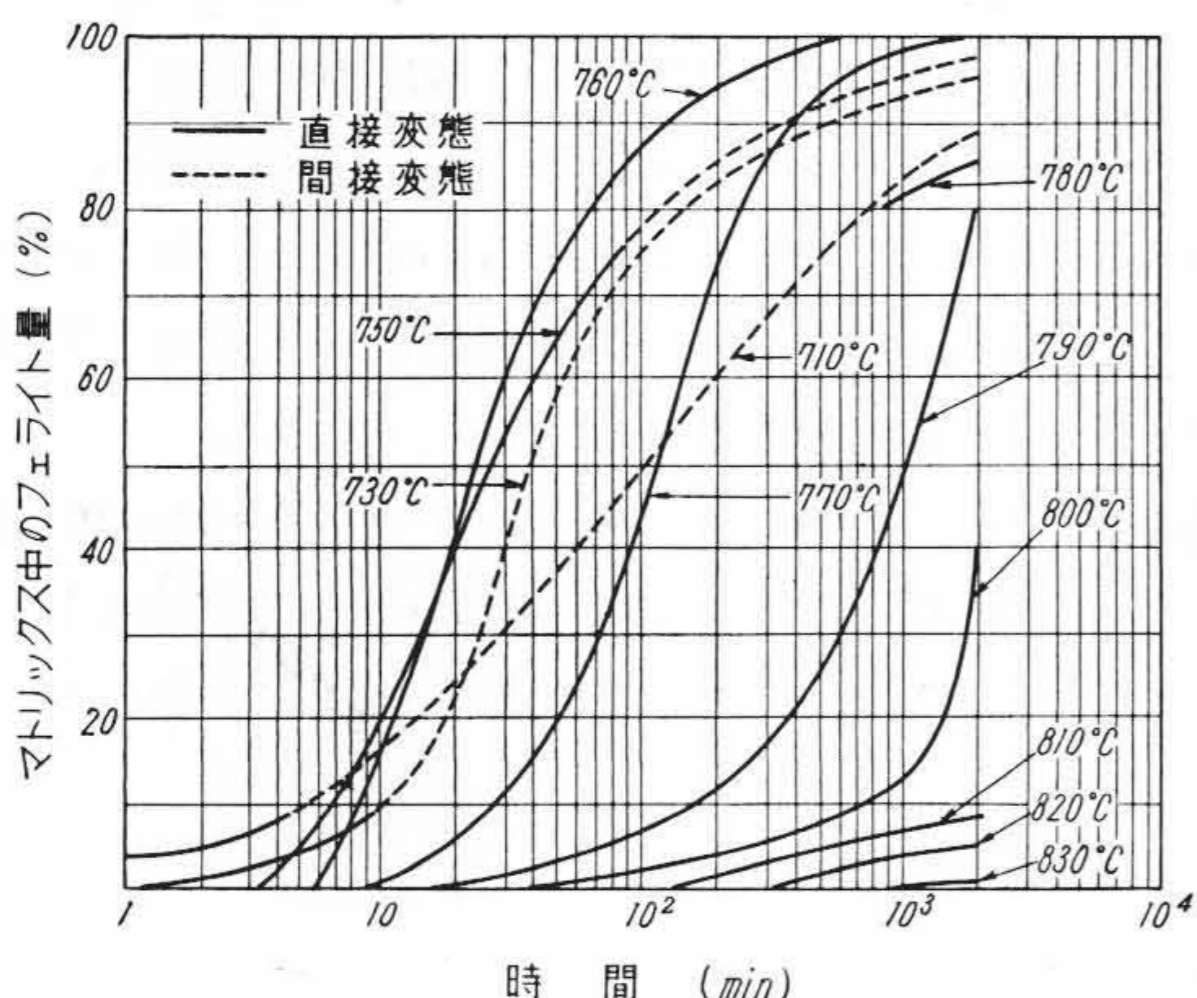
(12) 試料 No. 2 および No. 3 の各温度における恒温保持の時間とマトリックス中のフェライト量との関係をそれぞれ第8, 9図に示す。相変化の速度に関する Austin Rickett 型の反応曲線⁽¹⁶⁾を示していることがうかがわれる。すなわち変態初期においてはその速度は小さく次第に大となり終り近くにおいてふたたび小さくなる。したがって大部分は比較的短時間内に黒鉛化を終了するが残余の10~5%以下が完全に黒鉛化するのにかかる時間を要する。特に間接変態の場合、最後までフェライト化しにくい部分に第10図に示すような非金属介在物が介在している場合が多い。

(13) 第11図に No. 2 試料の 790, 770, 730°C における恒温変態中の組織の変化の様態を示す。 $\gamma \rightarrow \alpha + G$ の反応で生ずるフェライトは黒鉛の周辺に析出と同時にオーステナイトの粒界にも析出する。Brown and Hawkes⁽¹⁷⁾ 氏によれば、フェライトの析出が低温の場合ブルス・アイ組織であるのに高温ではブルス・アイ組織を呈さないが、本実験では温度の高低に関係なくブルス・アイ組織を呈し、同時に α は γ の粒界にも析出している。これはオーステナイト処理方法の相違によって起る炭素濃度の均一度に関係するものと考えられる。

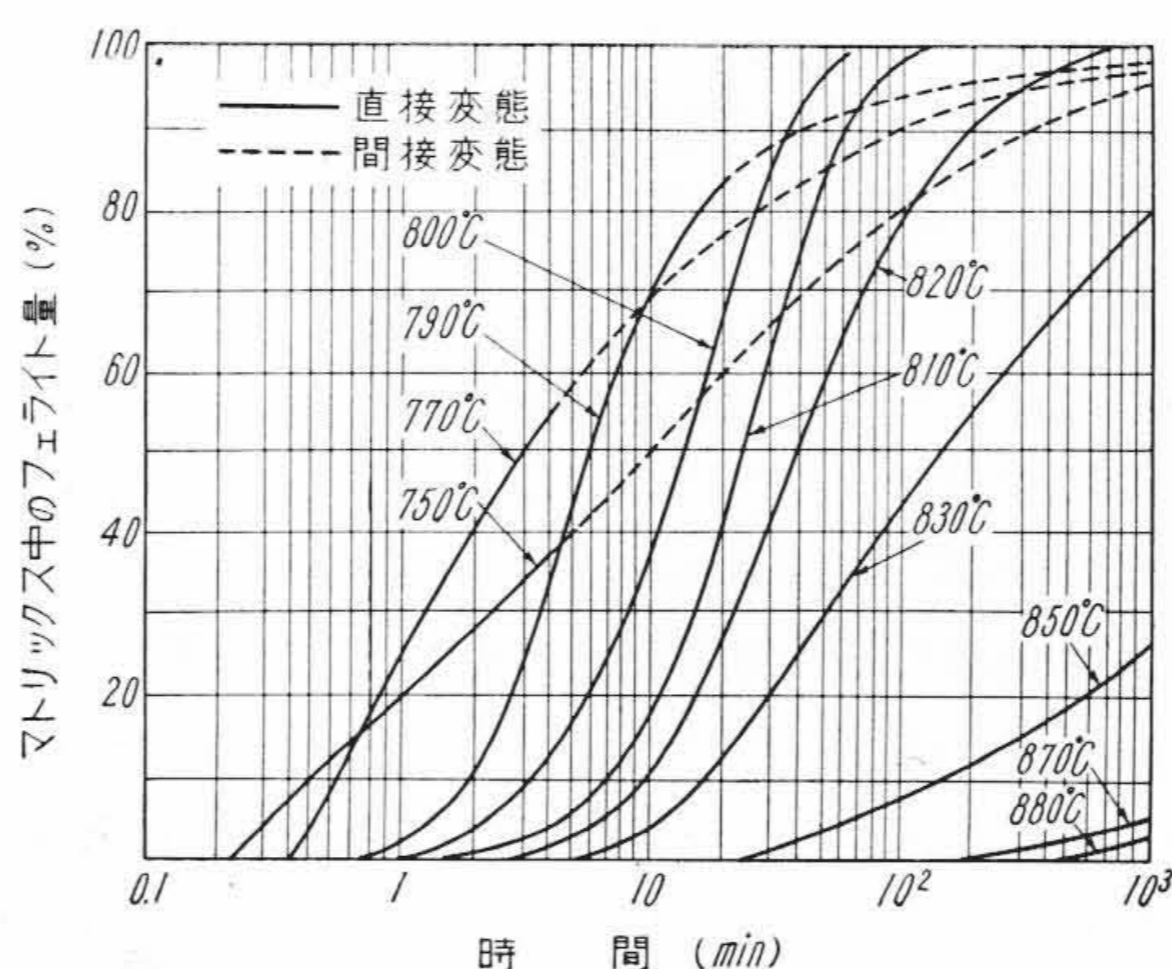
3. オーステナイトの等速冷却中における変態

3.1 実験方法

オーステナイトの恒温変態により各試料の A_{G1} 下限と A₁ の上限の間のある温度範囲に保つことにより間接変態より短時間に直接変態のみにより黒鉛化を終了することが知られたが、この温度範囲はダクタイル鑄鉄のように比較的 C, Si の高い場合でも第4表に示すように20°Cくらいで、実際に種々の成分のダクタイル鑄鉄の焼鈍でこのようなせまい温度範囲に保持する方法を利用することは困難で



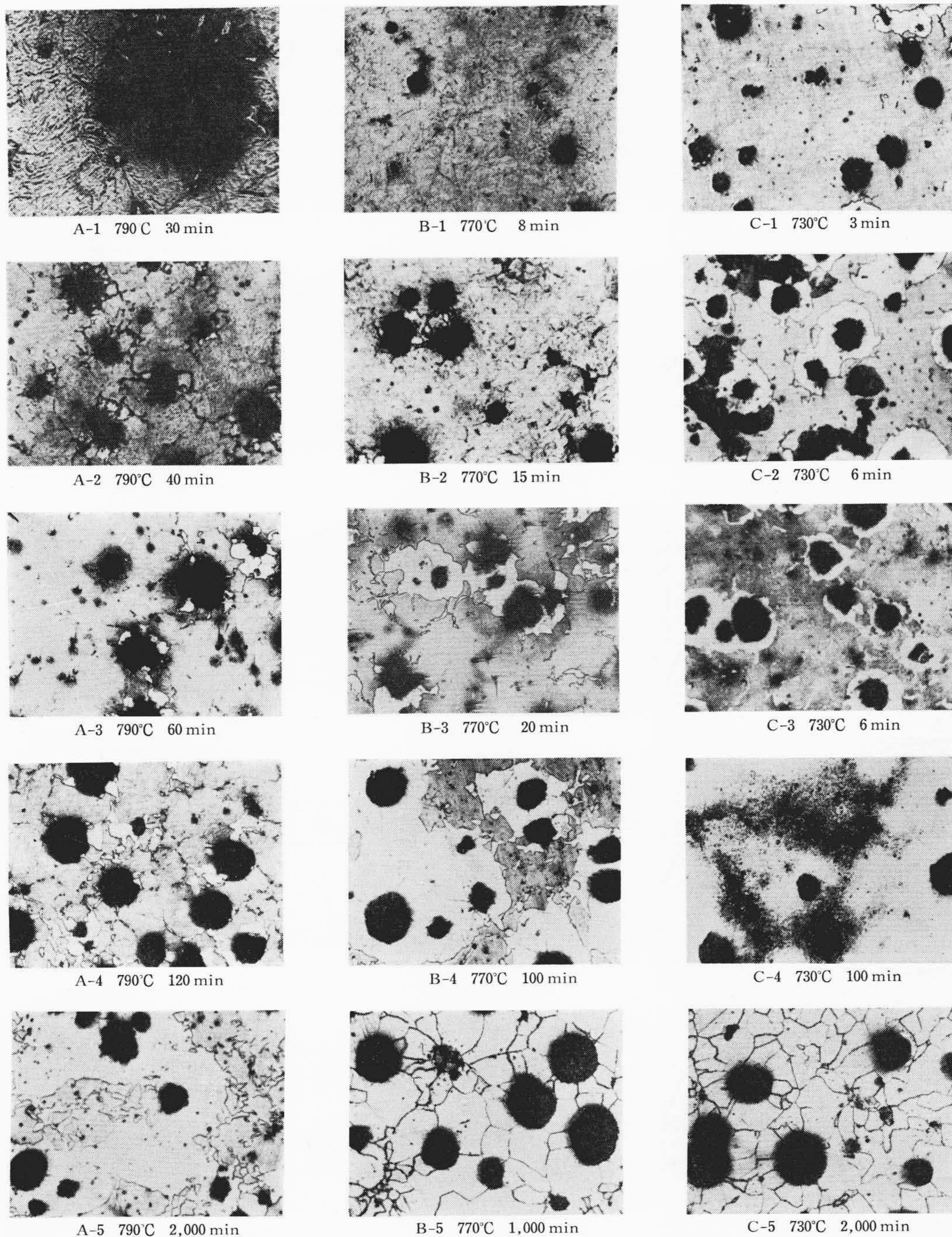
第8図 試料 No. 2 の恒温変態における時間とフェライト量の関係



第9図 試料 No. 3 の恒温変態における時間とフェライト量の関係



2%硝酸アルコール腐食 ×300
第10図 試料 No. 2 (730°C 500 min) の未分解部分の非金属介在物



2%硝酸アルコール腐食 ×100 (但し A-1 のみ ×300)
第11図 試料 No.2 の恒温変態中の顕微鏡組織

ある。しかしながらこの温度付近をある程度徐冷することにより黒鉛化を終了させることができる。このために徐冷する温度範囲と臨界冷却速度が問題となる。よって AG_1 の下限から A_1 の間付近を種々の速度で等速冷却した場合の様相について実験した。使用した試材は No. 2, 3, 4-A, 4-C の4種類で、予備処理および試料の大きさなどは恒温処理と同じである。第12図に示すような方法でオーステナイト化した試料を AG_1 よりわずかに高い温度に保持した鉛浴に投入すると同時に鉛浴槽とともに等速度で冷却し所定の時間経過後急速に水中に焼入れてのち組織を測定した。

3.2 実験結果およびその検討

第13図に等速冷却の場合の「温度—時間—変態」の関係図を示す。図における曲線は前と同様に (a), (b) は $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の, (c), (d) は $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の開始および終了を示す。次にその結果について考察すれば次のとおりである。

- (1) いずれの場合もまず γ から α を析出する。
- (2) 冷却速度がある限度より小であれば $\gamma \rightarrow \alpha + G$ の直接変態のみにより黒鉛化を終了する。それよりわずかに大きい速度で冷却した場合はまず大部分は直接変態によりフェライト化したのち、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が行われ引きつづき $C \rightarrow \alpha + G$ の分解により黒鉛化を終了するのである。
- (3) 冷却速度が大となるに従い $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が行われるまでに直接変態により生ずるフェライトの量は少なくなり、かつ $\gamma \rightarrow \alpha + C$ の終了後、すみやかに常温になるので $C \rightarrow \alpha + G$ の進行速度がおそくなり未分解のパーライトが残留することとなる。
- (4) この実験結果より直接変態により95%以上のフェライトを析出する臨界冷却速度を示せば第4表のとおりである。
- (5) 直接およびそれに引きつづいておこる間接の両変態により95%以上フェライト化する臨界冷却速度は No. 2 では20~の間, No. 3, No. 4-C では50~100°C/h, No. 4-A では30~50°C/h の間にあると推定される。
- (6) 第14図に等速冷却処理における冷却速度とフェライト量との関係を示す。

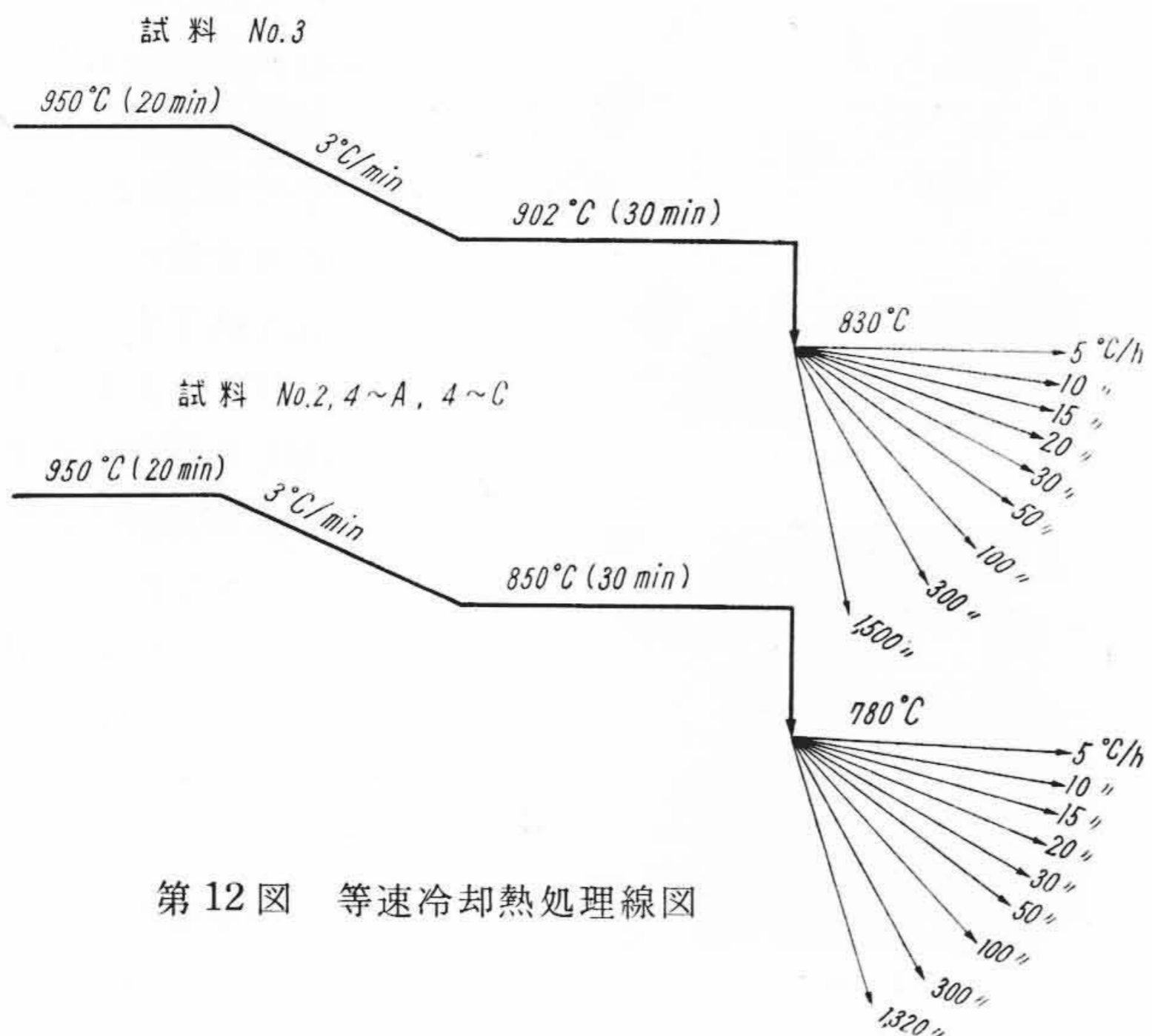
4. 黒鉛化方法と機械的性質について

以上のとおり直接、間接両変態は相異なる機構のもとで行われるのでその際の不純物または介在物などの挙動にも影響を与え、生ずるフェライト質ダクタイル鋳鉄の機械的性質にも差異を生ずると考えられる。また黒鉛化不完全の場合残留するパーライトは直接変態のみによるものはフェライトとの境界が確然としかつ層状であるのに反し、間接変態によるものは時間の経過とともに次第に球状化し輪郭が不鮮明となるので、残留パーライト量の機械的性質に及ぼす影響も相違するものと思われる。

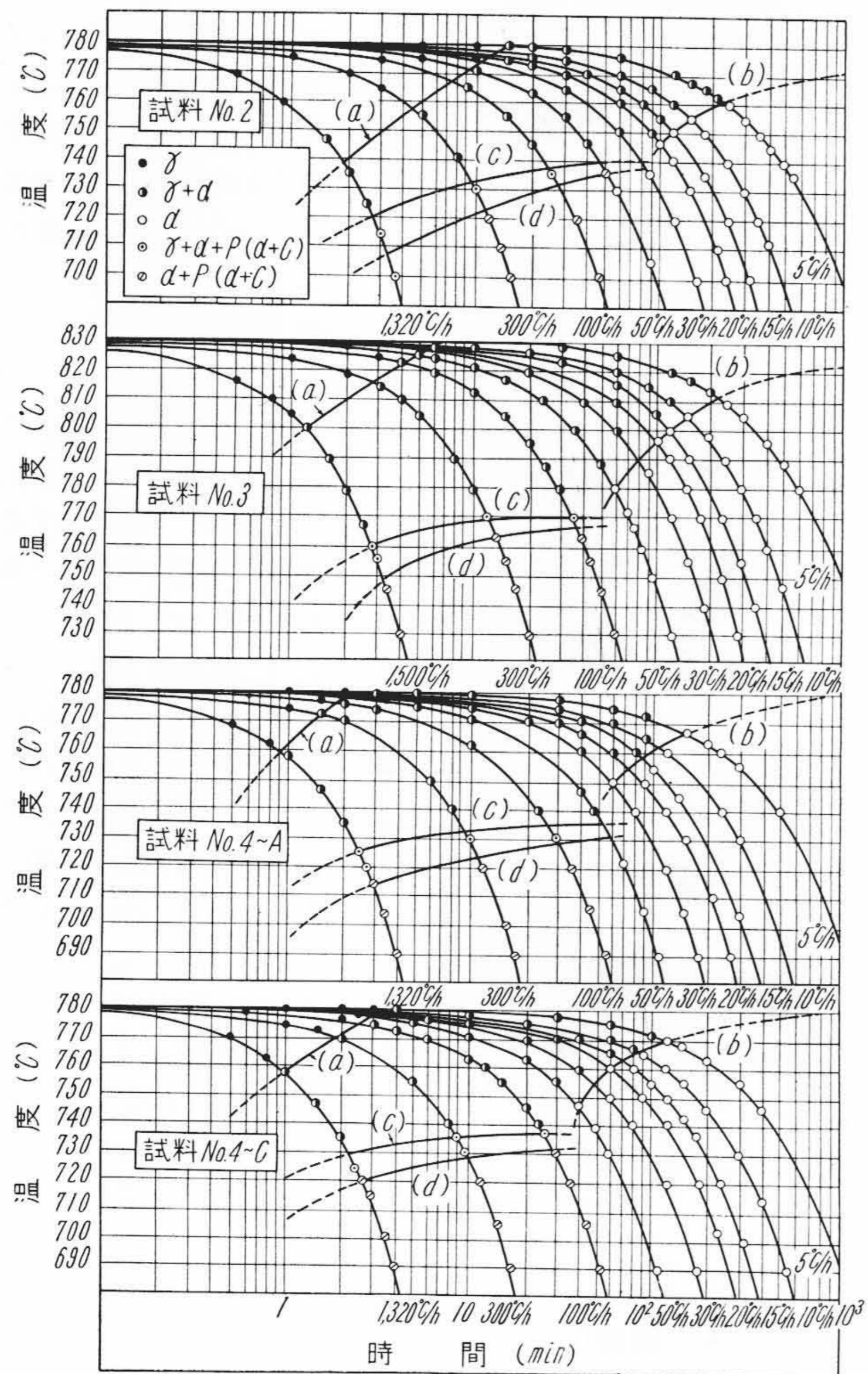
これらの点につき少しく吟味した結果を次に記す。

4.1 マトリックス中のフェライト量と機械的性質

試料は鋳放しの No. 4-A より $15\phi \times 85\text{mm}$ および $11\text{角} \times 55\text{mm}$

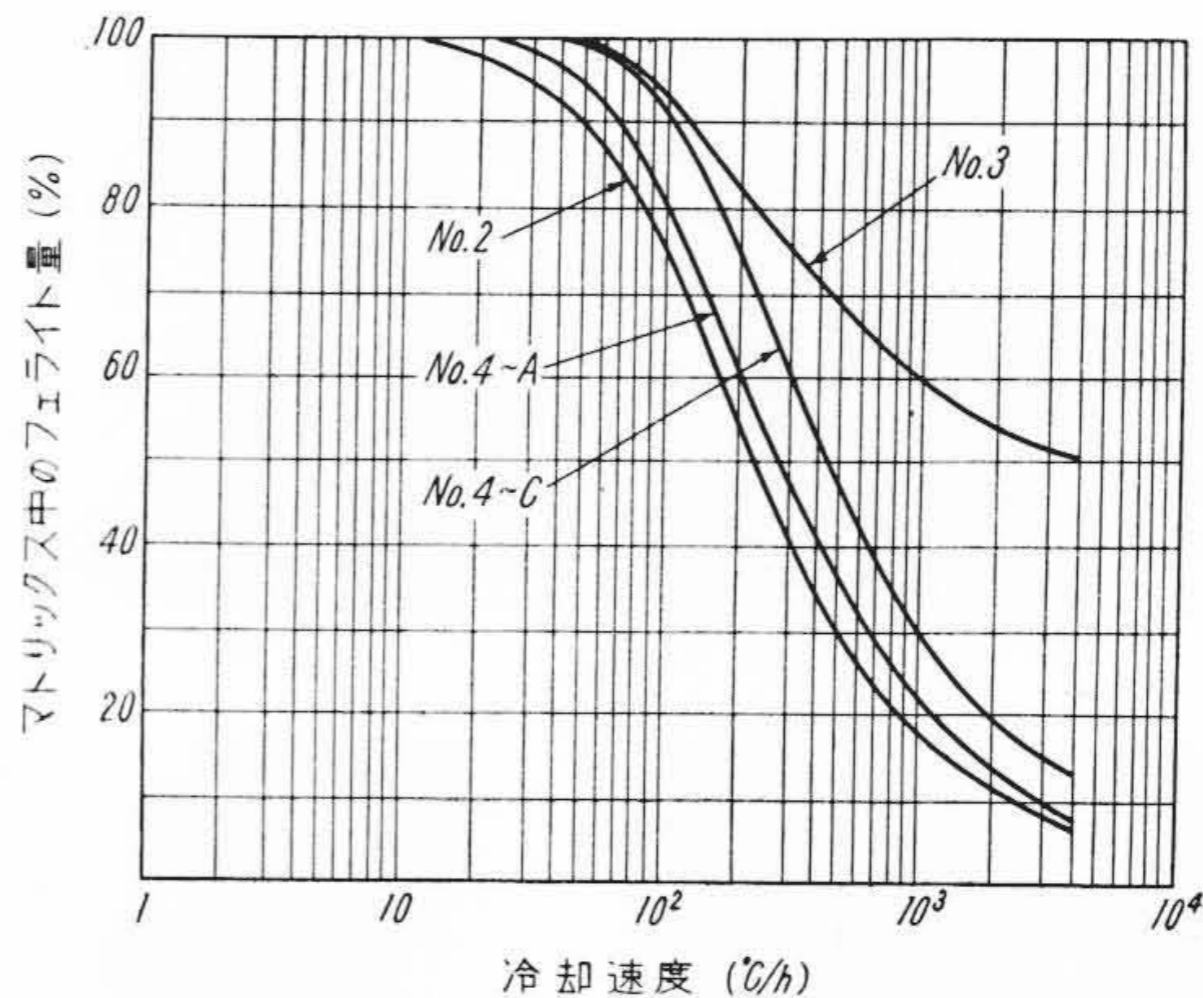


第 12 図 等速冷却熱処理線図



第 13 図 試料 No. 2, 3, 4-C の等速冷却変態曲線

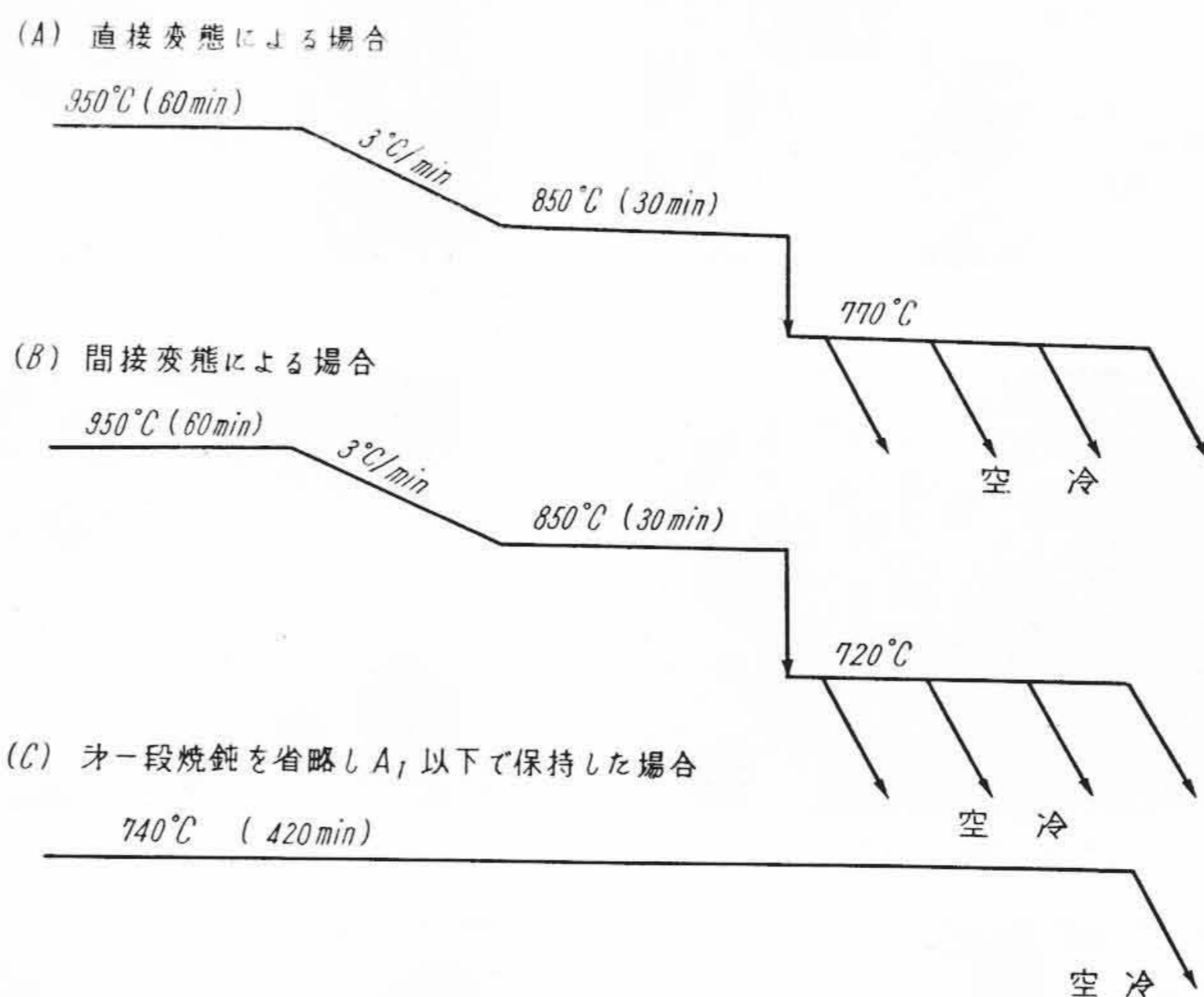
の材料をけずり出し鉛浴を使用して第 15 図 (A), (B), (C) に示す 3 種類の熱処理を施した。図に示すように (A) と (B) の場合には恒温保持時間を変えて種々の量の残留パーライト量をうるようにした。なおいずれも恒温処理後はその温度より室温まで空冷して、この間の冷却速度の差により影響を受けぬように留意した。熱処理後平行部の径 8 mm φ 標点距離 30 mm の抗張試験片と $10 \pm \frac{3}{100}$ mm 角 × 55 mm 切込み無しのシャルピー試験片に加工しそれぞれ 30 t アムスラー試験機、および 30 kg・m シャルピー試験機により試験した。第 16 図に同一熱処理条件のもの 2 個ずつの試験結果の平均値を示す。



第 14 図 冷却速度とフェライト量との関係

第 4 表 各試料の臨界冷却速度

試料 No.	臨界冷却速度 (°C/h)
2	20
3	50
4-A	30
4-C	50



第 15 図 試験片熱処理線図

フェライト 100% の場合直接変態のほうがわずかに伸び、衝撃値が高いが、まず大差ない機械的性質を示す。パーライトが少し残留する場合直接変態によるほうが急激に伸び、衝撃値が低下するようである。またフェライト量 80~20% 間において同一フェライト量でも間接変態によるほうが硬度、抗張力が低いようである。

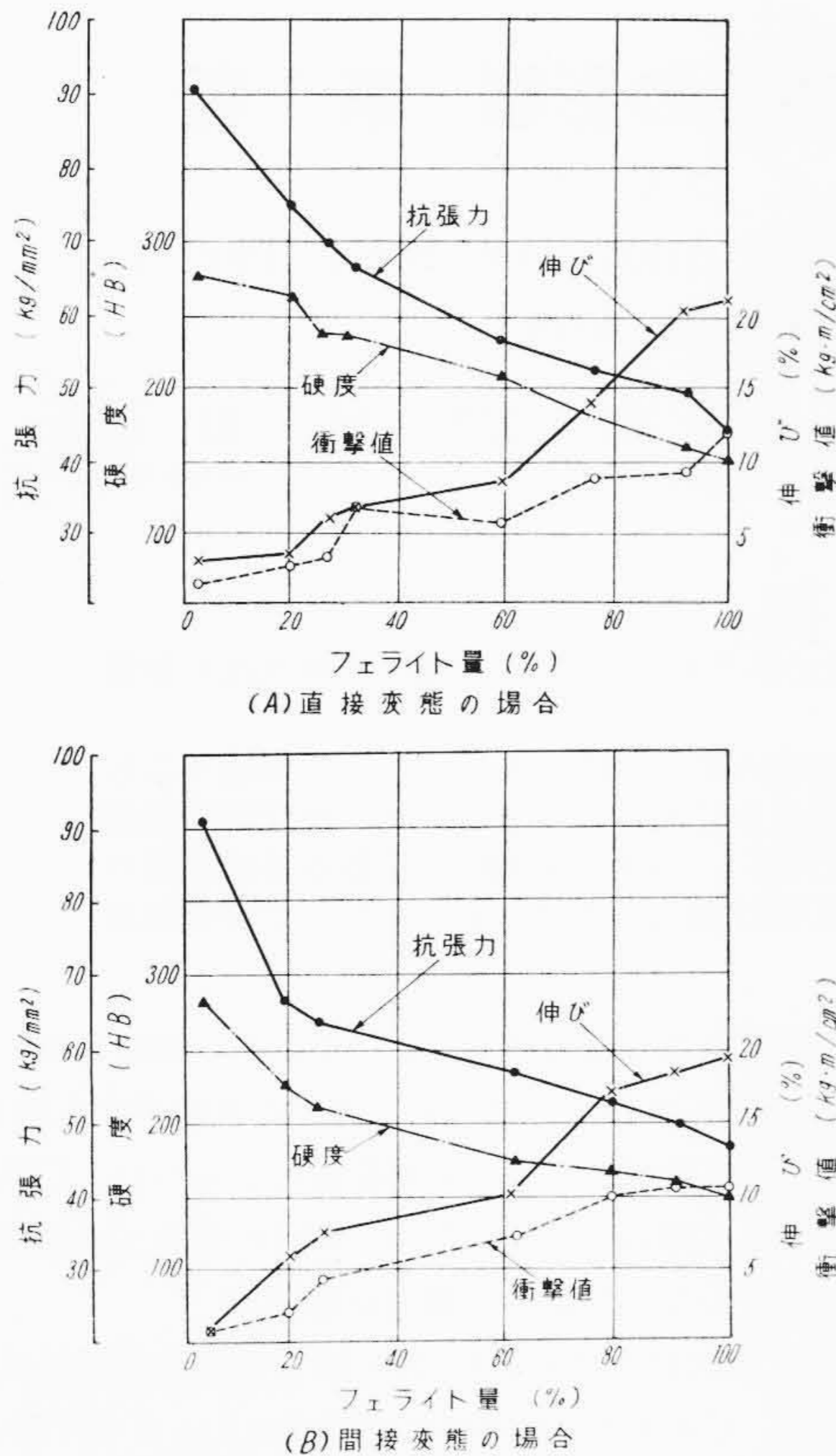
第 15 図 (C) の処理による試験結果を第 5 表に示すが (A), (B) の方法でフェライト化したものと比較し衝撃値が少し低いその他の性質には差異が認められない。

第 5 表 (C) 処理による試験結果

抗張力(kg/mm ²)	伸 び (%)	硬 度 (HB)	衝撃値(kg・m/cm ²)
43.7	19.0	149	5.73
46.7	17.5	149	4.17
46.8	20.0	149	3.01

4.2 衝撃値の遷移温度に対する影響

さらに衝撃抗力について詳細に検討するため次の実験を行った。試料 No. 4-A より 11 mm 角 × 35 mm の材料を切り出し第 15 図と同様に (A) 直接変態による方法 (B) 間接変態による方法 (C) 第一段の焼鈍を省略しセメント系共析点以下に保持の 3 種類の方法でフェライト化した。これらの試料は顕微鏡により完全にフェライト化していることを確かめてから $10 \pm \frac{3}{100}$ mm 角 × 55 mm 切込み無し



第16図 フェライト量と機械的性質

の衝撃試験片に仕上げて 150°C ~ -182.5°C 間の適当なる温度に約 30分間保持後 30 kg·m シャルピー衝撃試験機により試験した。

試験片を各試験温度に保持する場合室温より 100°C までは水を用い、100°C 以上は空气中で電気抵抗炉にて加熱、0°C 以下はそれぞれ適当なる寒剤、ドライアイスおよび液体酸素などを使用した。その試験結果を第17図に示す。この数値は同一熱処理同一試験温度に対して各2本ずつの平均値である。

図に見られるように直接変態によるフェライト組織のものが、間接変態によるものよりも遷移温度が低いことは注目すべきことと考える。鋳放しにおいて遊離炭化物の認められぬ No. 4~A のような試料においても、第一段焼鈍を省略し共析点以下の焼鈍のみを行う場合は前述のように抗張力および伸びは正常な値を示すにもかかわらず衝撃遷移温度が著しく高くなるのでこのような処理はさけるべきである。なお(C)の処理による場合の組織は第18図に示すようなサブ・バウンダリ組織を示した。

5. 結 言

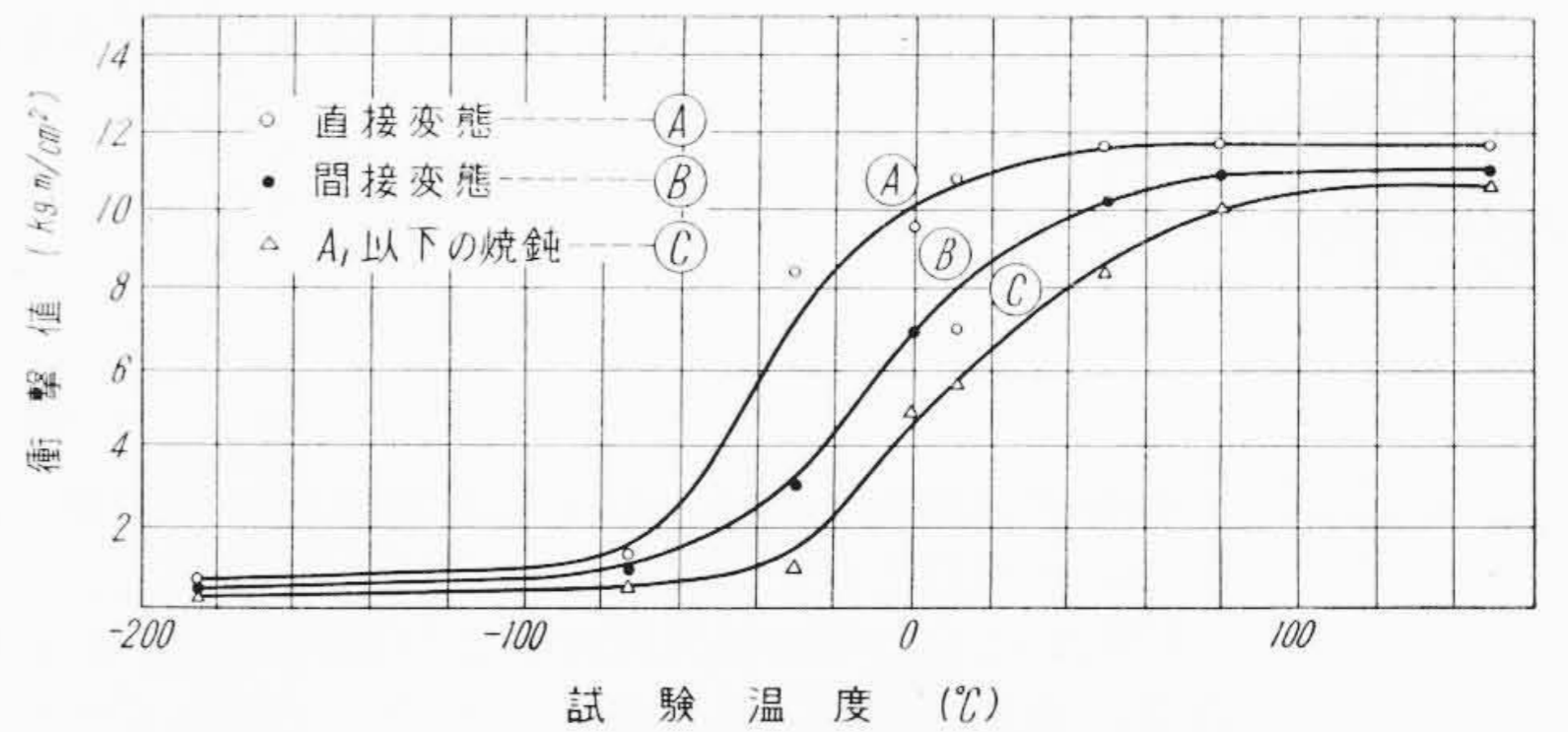
ダクタイル鋳鉄のオーステナイトの直接および間接変態の進行状況を明らかにするため恒温処理および連続冷却の実験を行い、また直接および間接変態により黒鉛化したものの機械的性質について試験した結果を総括すれば次のようである。

- (1) 恒温変態線図より黒鉛系共析範囲 (A_{G1}) を推定した。この範囲は化学組成により異なるが大約3.5%, Si 2.5~2.7% のものでは 775~830°C: C 3.5% Si 3.6% では 822~882°C, で Si の多いほど高温側へ移る。
- (2) A_{G1} の下限とセメント系共析範囲 (A_1) の上限との間 (20~22°C) に保持すれば直接変態のみにより黒鉛化を終了する。
- (3) それ以下の温度では直接変態の終了せぬうちに準安定系の変態によりパーライトを生ずる。
- (4) 直接変態によるほうが間接変態によるよりもすみやかに黒鉛化する温度範囲があるが、ダクタイル鋳鉄の場合でもこれはか

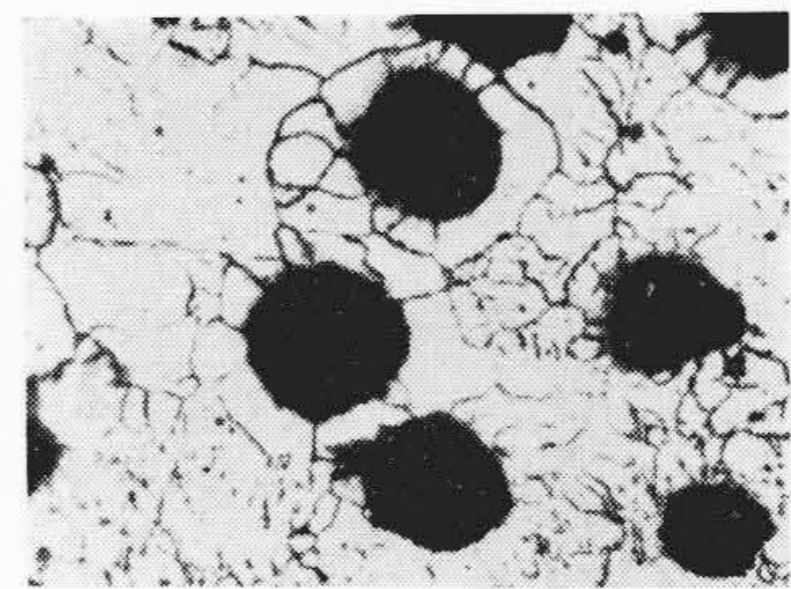
なりせまい。

(5) Si 含有量の高いほどまた鋳込み肉厚の小なるものほど短時間に黒鉛化を終了する。

(6) 等速冷却中に黒鉛化を終了する臨界冷却速度を直接変態の



第17図 衝撃遷移曲線



第18図 (C)処理による試験片の組織

みによる場合と直接、間接両変態による場合とについて求めた。

(7) 焼鈍方法と機械的性質について検討した結果、直接変態によるもののほうが衝撃遷移温度が低い。

(8) 鋳放し材に遊離炭化物が無い場合でも第一段の焼鈍を省略することはじん性を要する鋳物にはさけるべきである。

(9) 焼鈍方法としては直接変態をなるべく利用して、この温度範囲を徐冷するのが賢明な方法といえよう。

参 考 文 献

- (1) 南波: 日立評論 25, 632 (昭 17, 10)
- (2) 杉, 塩谷: 日立評論 27, 305 (昭 19, 5)
- (3) 岩瀬: 鋳鉄黒鉛化問題の検討(日本金属学会)
- (4) 青木: 日本金属学会誌 11, 22 (1947)
- (5) F. Brown: Foundry, 81, 108 (Oct. 1953)
- (6) H. A. Schwarz: Trans, A. F. S. 49 (1941)
- (7) 稲垣: 日立評論別冊 No. 24, 55 (1958)
- (8) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 21, 256 (1957)
- (9) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 21, 382 (1957)
- (10) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 22, 401 (1958)
- (11) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 22, 403 (1958)
- (12) 川井: 日立評論 37, 1093 (昭 30. 8)
- (13) 佐川: 日本金属学会誌 15, 216 (1951)
- (14) Robert T. Howerd, Morris Cohen: Trans. Amer. Inst. Min. & Met. Eng. 172, 413 (1947)
- (15) R. C. Shnay, J. E. Wilson, J. E. Rehder: Trans, A. F. S. 63, 457 (1955)
- (16) Melvin Aurami: J. Chem. Phys. 2, 1103 (1939), 8, 212 (1940), 9, 176 (1941)
- (17) B. F. Brown, M. F. Hawkes: Trans. A. F. S. 59, 181 (1951)