

# 延性鑄鉄の熱膨脹試験

西山太喜夫\* 谷口実\*\* 小池敬一\*\*\*

## Dilatometric Studies of Ductile Iron

By Takio Nishiyama, Makoto Taniguchi and Keiichi Koike  
Kameari Works, Hitachi, Ltd.

### Abstract

The physical and mechanical properties of ductile iron differ greatly according to the change of its microstructure. And to obtain the highest ductility, the matrix around the graphite of the ductile iron should be all ferritic. Aiming at obtaining such all ferritic structure of ductile iron, the writers have been studying the effects of heat-treatments and raw materials of ductile iron on the matrix structure.

The article discloses a part of the writers' investigation in this matter, or the measurement of graphitization rate of pearlite conducted with Honda's dilatometer.

After a short heating, the sample ductile iron in the austenite range was kept at the temperature of second stage graphitization (735°C) for 5 hours. The results of the experiments proved that the rate of graphitization could vary with the sorts of raw materials, the methods of melting, residual Mg contents, other chemical compositions, and the matrix structure of ductile iron.

### 〔I〕 緒 言

延性鑄鉄の性質はその顕微鏡組織の如何によつて大きく変化する。これを大別すれば、(1) 球状の黒鉛を囲む地がパーライト及び遊離セメントタイトから成立つもの、(2) 黒鉛を囲む地がすべてパーライトから成立つもの、(3) 黒鉛の周囲にフェライトが析出し他はパーライトから成立つもの〔いわゆるブルアイ (Bull's eye) 組織〕、(4) 地がすべてフェライトから成立つものとなる。一般に (1) (2) (3) は鑄造状態の組織として現われ、(4) は適当な焼鈍を行つた時に得られるものである<sup>(1)</sup>。

延性鑄鉄の研究は各種の原料鉄を用いて進められたのであるが、研究の初期には原料鉄として、各種の電気鉄、高炉鉄等を使用してマグネシウム処理を行つた。この場合には大部分が(2)の組織のみから成立つていた。ついで原料鉄として木炭鉄を使用したか、この場合には殆ど(3)の組織から成立つていた。更に第3の段階として価格の面から鋼屑をコークスを用いて加炭し、或いは高炉鉄を適当な条件下で精錬した熔湯をマグネシウム処理す

る方法を採用したが、この場合は殆ど(2)の組織のものであつた。

上述の如く鑄造状態の組織は(2)及び(3)であり、(1)(2)(3)の組織のものを適当な条件で焼鈍することによつて、すべて(4)の組織に変化し得るはずであり、この過程は可鍛鑄鉄の焼鈍と同様と考えられる。しかるにこの黒鉛化焼鈍に要する時間は使用原料鉄によつて差があり、木炭鉄は短時間で完了するが電気鉄は長時間を要し、更にマグネシウム含有量によつても変化する。この黒鉛化時間の差が何に起因するか、更に最も適当な焼鈍条件は如何に決定すべきかという問題に就いて行いつゝある実験のうち、本多式熱膨脹計を用いて行つた実験の結果を取纏めて報告する。

### 〔II〕 実験方法

#### (1) 温度—伸曲線の記録

最初 Mg 含有量を変化した試料を用いてオーステナイト領域での焼鈍を行わずに、785°C 保持による黒鉛化の難易を比較しようとしたのであるが、この場合 785°C なる温度は  $A_{c1}$  より低温であるからパーライトの黒鉛化

\* \*\* \*\*\* 日立製作所亀有工場

を測定したことになる。しかしこのパーライトの黒鉛化は 785°C 昇温後しばらくの間は略々均一速度で徐々に進行するが、ある時間経過後は反応速度が著しく遅くなつて、パーライトが完全に黒鉛化するには極めて長時間を必要とすることが判つた。このため次の如き加熱方法を採ることにした。

室温  $\xrightarrow{150 \text{ min}}$  935°C  $\left( \begin{matrix} 30 \text{ min} \\ \text{保 持} \end{matrix} \right) \xrightarrow{40 \text{ min}}$  735°C  $\left( \begin{matrix} 5 \text{ hr} \\ \text{保 持} \end{matrix} \right)$   
 炉冷  $\rightarrow$  室温

上述の如き加熱冷却方法を採つた結果、室温~935°C 間の温度—伸曲線上に現われる  $A_{c1}$  までの曲線の形状、変態温度 ( $A_{c1}$  または  $A_{c3}$ )、変態点の現われ方 (収縮量の大小等) によつて加熱の際の黒鉛化状況を判定し、また

935°C~735°C 間の温度—伸曲線上に現われた  $A_{r1}$  までの曲線の形状、 $A_{r1}$  の現われ方、735°C 保持の際の膨脹等から冷却の際の黒鉛化状況を知ることができたのである。

(2) 実験試料

本実験に於ては Mg 含有量の差による黒鉛化の難易を比較するために、72:28 Cu-Mg 合金を用いて Mg=0.05~0.5% の範囲に添加量を変化した鋼加炭鉄を使用し、更に熔解方法の異なる場合の黒鉛化の難易を比較するために、木炭鉄及び各種の熔解方法によつて製造した鋼加炭鉄、並びに原料鉄に高炉鉄を混入したものをを使用した。上述の試料から径 5 mm、長さ 50 mm の試片を採取して熱膨脹試験を行つたのである。この試片は何れも

第 1 表 試料の組成—Mg 含有量を変化させた場合—

Table 1. Composition of Dilatometer Samples, Various Mg Contents

熔 解 法 類	試料番号	熔 解 炉	熔解材料	Mg 添加量	化 学 分 析 値 (%)							
					C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg
IV	E37-7	エルー式 電気炉	鋼 屑	0.53	3.84	2.43	0.13	0.023	0.034	0.02	0.42	0.100
	E37-8			0.40	3.88	2.20	0.13	0.026	0.032	0.03	0.27	0.085
	E37-9			0.29	3.86	2.24	0.12	0.027	0.034	0.03	0.33	0.078
	E37-10			0.21	3.84	2.10	0.13	0.034	0.030	0.03	0.30	0.068
	E37-11			0.11	3.81	1.82	0.12	0.027	0.029	0.03	0.22	0.062
	E37-12			0.06	3.82	2.17	0.13	0.017	0.029	0.03	0.05	0.008
	E37-5			0	3.98	1.73	0.14	0.031	0.054	0.02	—	—

第 2 表 試料の組成—熔解材料及び熔解法を変化した場合—

Table 2. Composition of Dilatometer Samples, Produced from Various Raw Materials and by Various Methods of Melting

熔 解 法 類	試料番号	熔 解 炉	熔解材料	Mg 添加量	化 学 分 析 値 (%)							
					C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg
I	M 298	高周波 誘導炉	木炭鉄	0.28	3.51	1.96	0.18	0.126	0.034	0.05	0.85	0.044
	M 299			0.15	3.56	2.60	0.14	0.126	0.029	0.03	0.44	0.027
II	E13-8	エルー式 電気炉	鋼 屑	0.31	3.59	2.29	0.73	0.052	0.032	0.04	0.44	0.040
	E14-9			0.33	3.32	2.80	0.74	0.041	0.027	0.03	0.41	0.064
III	E21-7	エルー式 電気炉	鋼 屑	0.39	3.51	2.51	0.84	0.058	0.037	0.02	0.47	0.089
	E22-8			0.30	3.80	1.94	0.60	0.041	0.032	0.02	0.44	0.052
IV	E26-8	エルー式 電気炉	鋼 屑	0.31	3.72	2.22	0.37	0.036	0.036	0.02	0.47	0.073
	E28-8			0.28	3.94	2.64	0.29	0.044	0.027	0.02	0.44	0.042
	E29-8			0.32	3.91	2.21	0.31	0.039	0.033	0.03	0.44	0.101
	E30-8			0.29	3.94	2.13	0.33	0.042	0.033	0.03	0.44	0.070
V	E44-8	エルー式 電気炉	高炉鉄 + 鋼屑	0.33	3.82	2.17	0.24	0.124	0.032	0.08	0.60	0.103
	E46-10			0.38	3.84	1.87	0.22	0.102	0.029	0.03	0.65	0.127
III	E21-4	エルー式 電気炉	鋼 屑	0	3.69	2.30	0.80	0.055	0.042	0.07	—	—

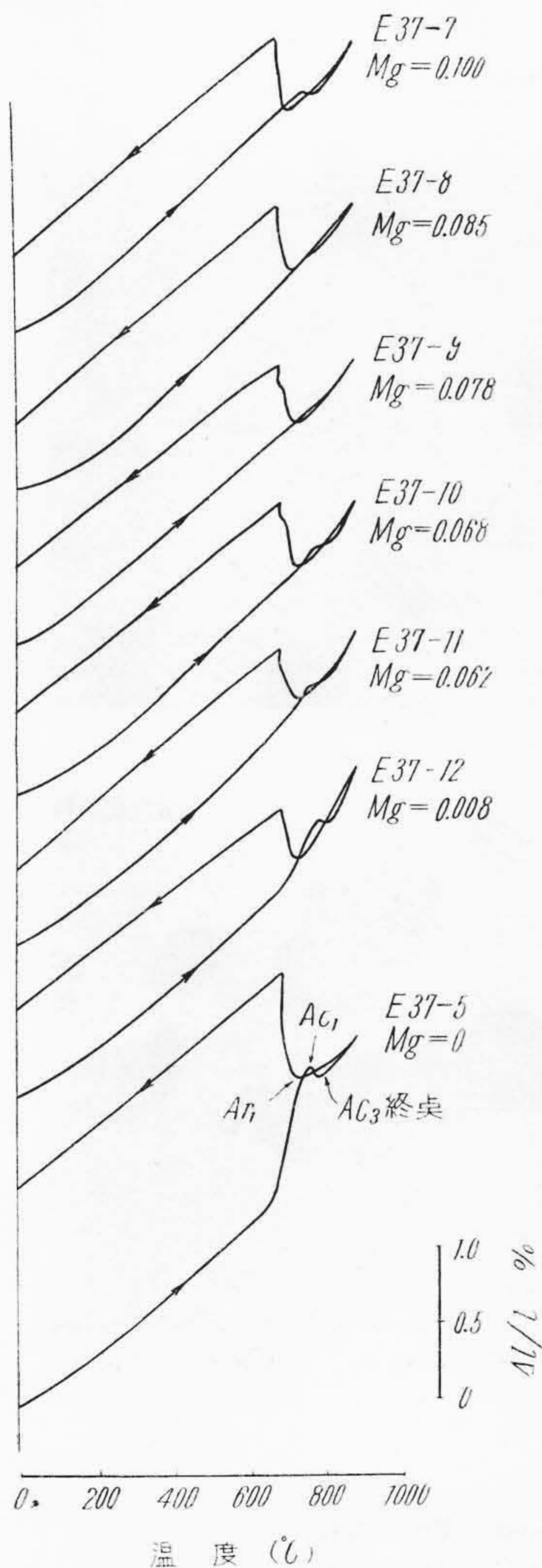
鑄造時の冷却速度が略々同一と考えられる砂型鑄造の舟型試片の底部より切出したものであり、熱膨脹試験片に対応する機械的性質は JIS A-4 号抗張力試片を用いて抗張力、伸び、硬度等を測定した。

第1表及び第2表に本実験に使用した試料の化学分析値を掲げる。試料は C≒3.5%, Si≒2% に近いものを選んだのであるが、熔解方法の差によつて Mn, P, S 等は若干変化している。

〔III〕 実験結果

(1) マグネシウム添加量を変化した場合の温度—伸曲線

第1表に示した未処理並びにマグネシウム添加量を 0.06~0.53% の範囲で変化した 7 箇の鋼加炭鉄試料の温度—伸曲線を第1図に示す。更に第2図及び第3表に第1図に関するデータを取纏めて示した。



第1図 温度—伸曲線 熔解法IVでMg含有量を変化した試料  
Growth Curve for the Samples, Varied Mg Contents (Melting Method-IV)

第3表中の黒鉛化及び  $A_1$  による膨脹量  $H$  及び  $H'$  は第2図に示す如き温度—伸曲線上の2点間の距離である。即ち  $H$  は温度—伸曲線上に現われた見掛の膨脹であり、 $H'$  は黒鉛化反応が全く起らずに 735°C まで推移して、この温度で  $A_1$  変態及び黒鉛化が起つたと仮定した時の膨脹、即ち試料の全膨脹量に相当する。

また黒鉛化所要時間は  $A_1$  変態開始点から 735°C に於て膨脹が殆ど停止するまでの時間である。

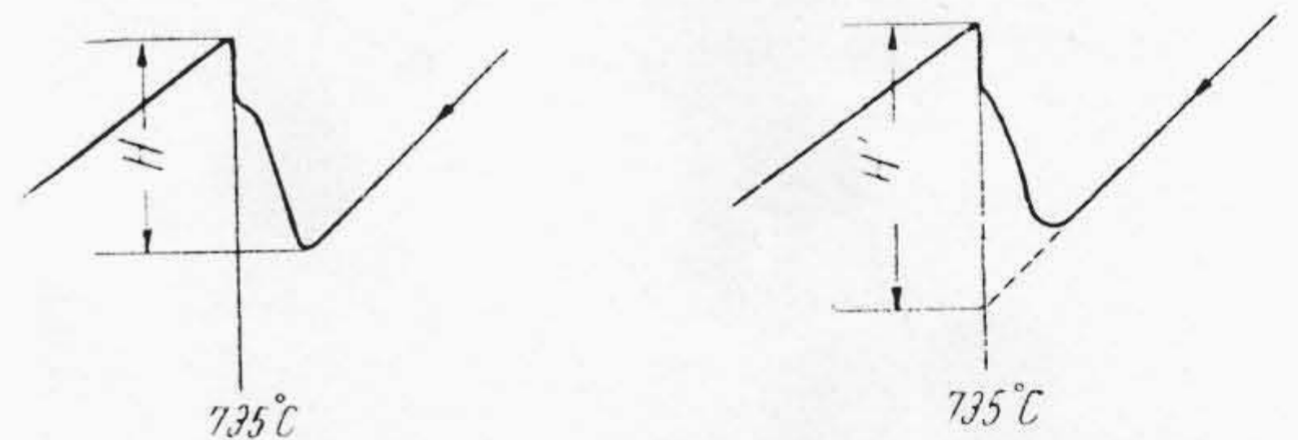
第1図及び第3表から次の実験的事実が判明した。

(A) 未処理試料では温度—伸曲線の加熱部分の  $A_{c1}$  開始前に顕著な膨脹が認められるがこの膨脹は Mg 含有量の増加に伴つて次第に減少している。これは変態点以下でセメントタイトの黒鉛化が起つているためと考える。

(B) 変態点は未処理試料では明瞭に認められるが、これにマグネシウムを 0.008% 含有させた E37-12 では既に明瞭でない。即ち変態点に於て全く収縮を示さなくなるのであつて温度—伸曲線の加熱部分の形状は直線に近くなる。

しかし Mg 含有量 0.100% の E37-7 になると再び変態点で収縮を示している。

(C) 温度—伸曲線の加熱部分に現われる変態温度はマグネシウム処理を行つた試料に就いて 813°C~842°C の範囲に変化している。Mg 含有量の少い (Mg 0.068%)

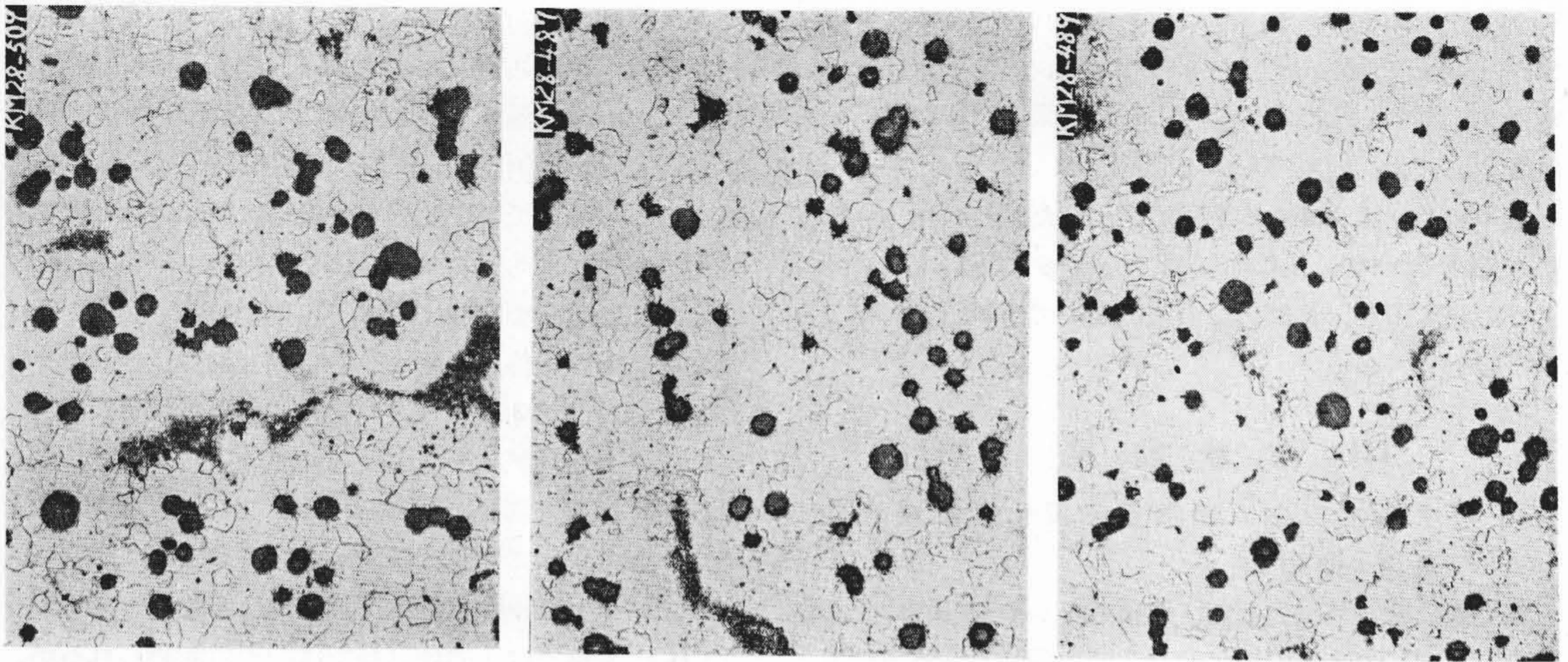


第2図 膨脹量  $H, H'$  の図示  
Fig. 2. Figure Showing Thermal Expansion  $H, H'$

第3表 温度—伸曲線から得た値 (Mg 含有量を変化した場合)

Table 3. Some Value on the Growth Curves, for Various Mg Contents

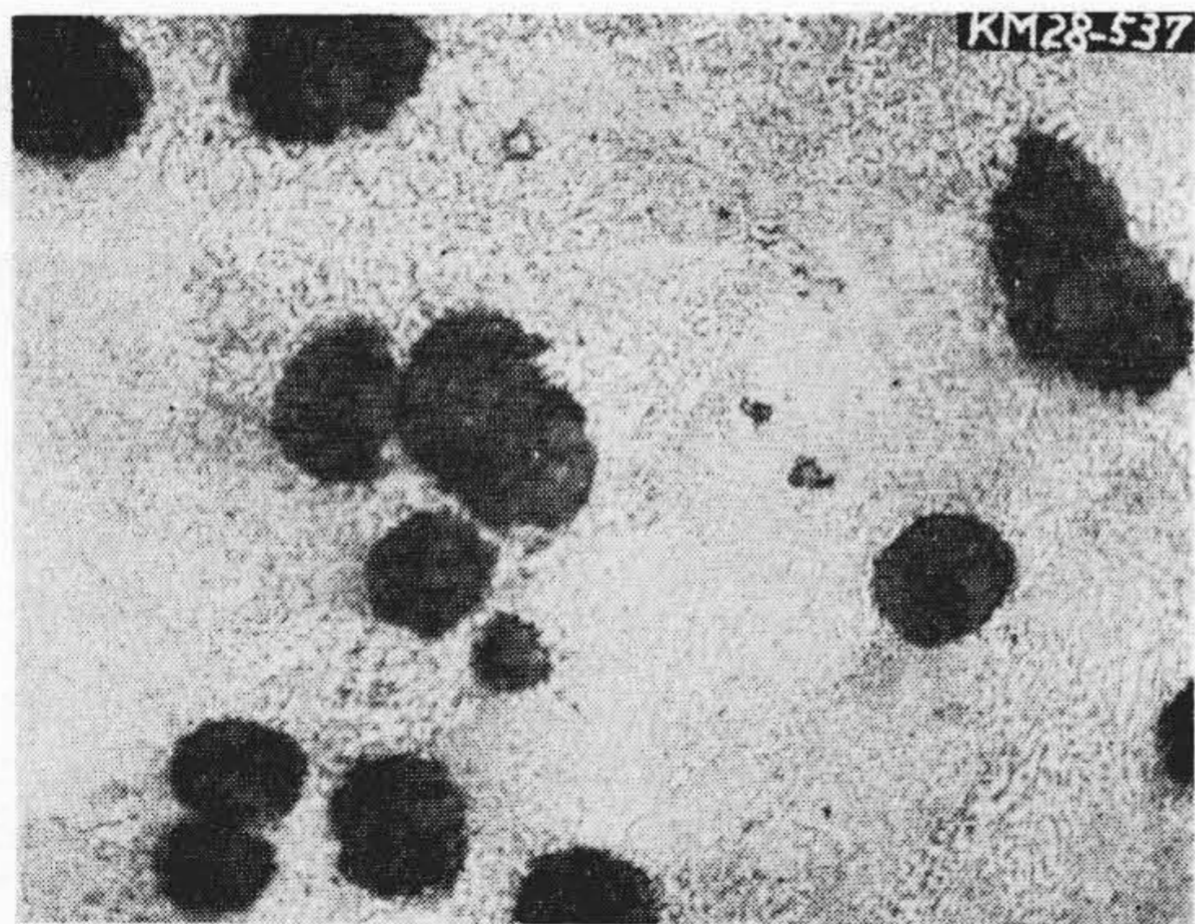
試料番号	変態点 (°C)		膨脹量 (mm)		黒鉛化 935°C に 所要時間 於ける長さの 変化 (min)	
	加熱時	冷却時	$H$	$H'$		
E37-7	813	770	0.194	0.225	300<	収縮
E37-8	818	772	0.170	0.246	300<	収縮
E37-9	831	781	0.169	0.252	300<	収縮
E37-10	842	780	0.171	0.255	243	収縮
E37-11	840	781	0.166	0.258	220	収縮
E37-12	840	780	0.130	0.254	120	収縮
E37-5	801	768	0.292	0.391	62	収縮



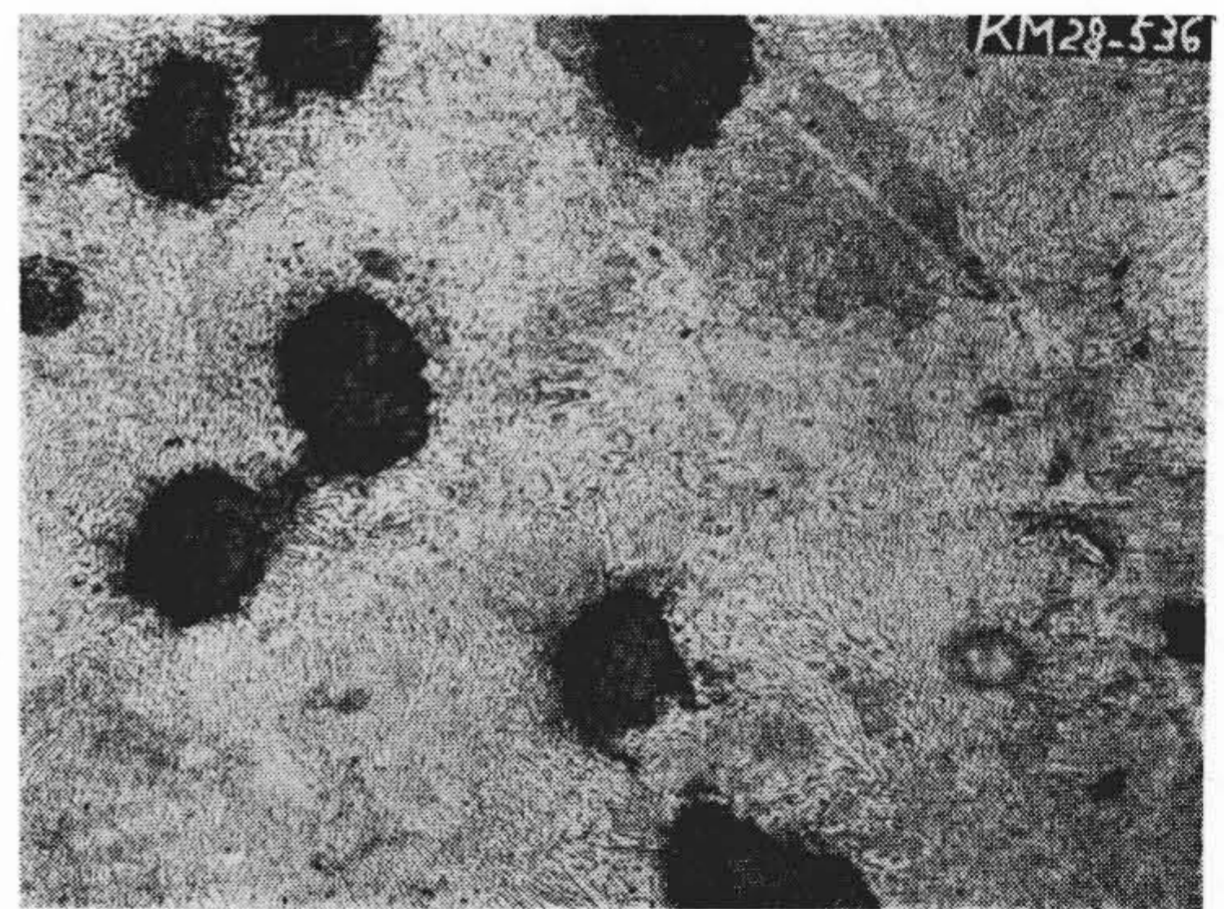
(1) E37-7 (Mg=0.100%) ×100 (2) E37-9 (Mg=0.078%) ×100 (3) E37-11 (Mg=0.062%) ×100

第3図 Mg含有量を変化した試料  
(1), (2), (3) 各 935°C 30 min, 735°C 5 hr 保持 硝酸腐蝕

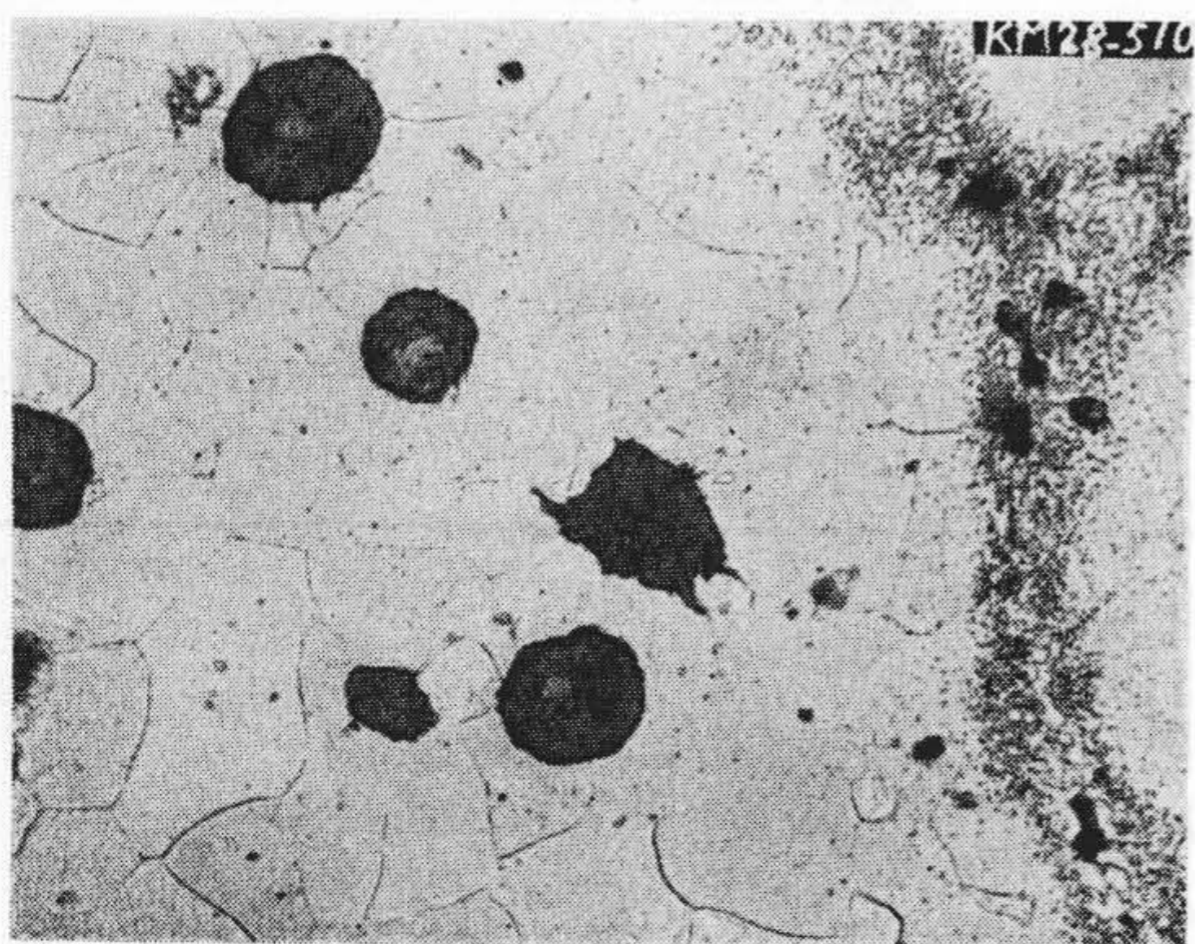
Fig. 3. Microstructure (Varied Mg Contents)  
935°C 30 min, 735°C 5 hr Keep, Nital Etch



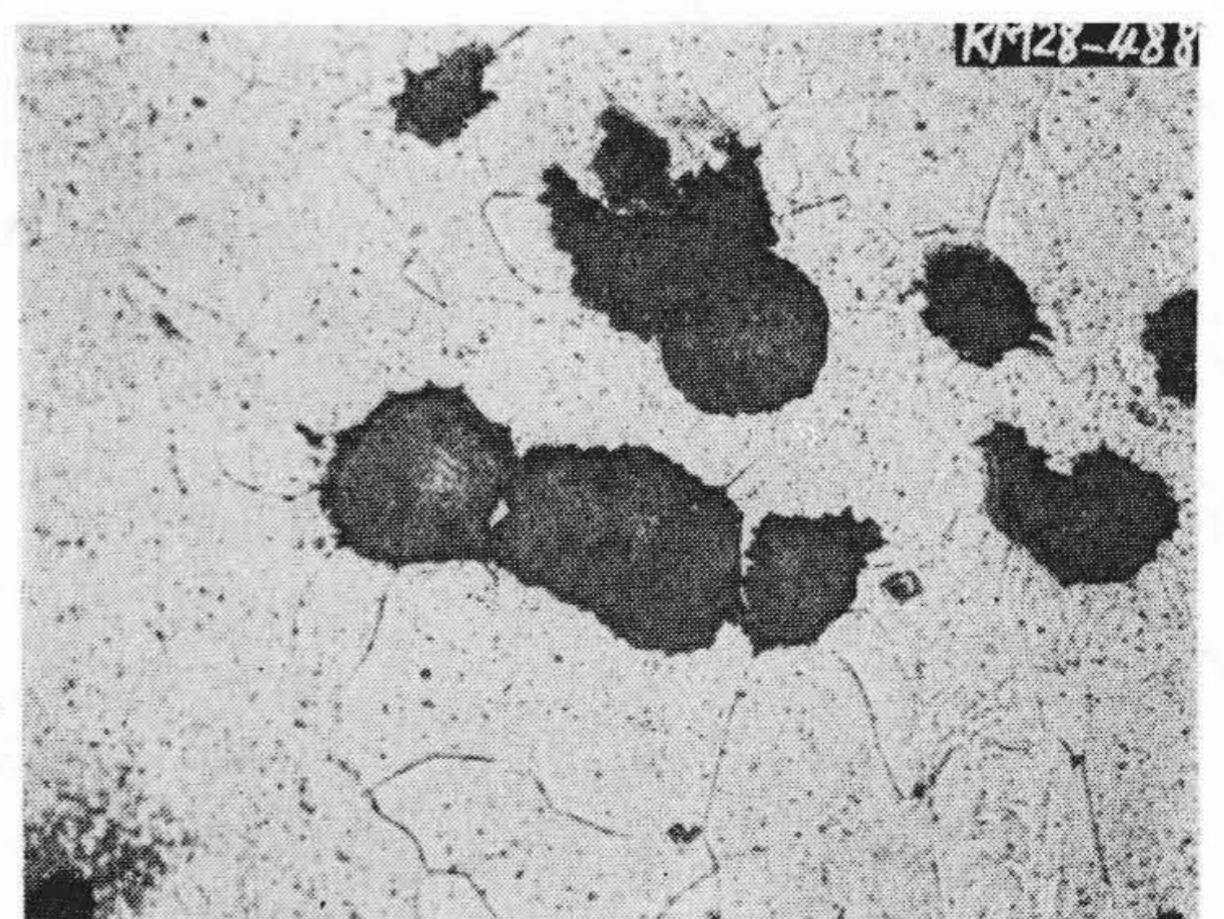
(1) E37-7 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(3) E37-9 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) E37-7 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

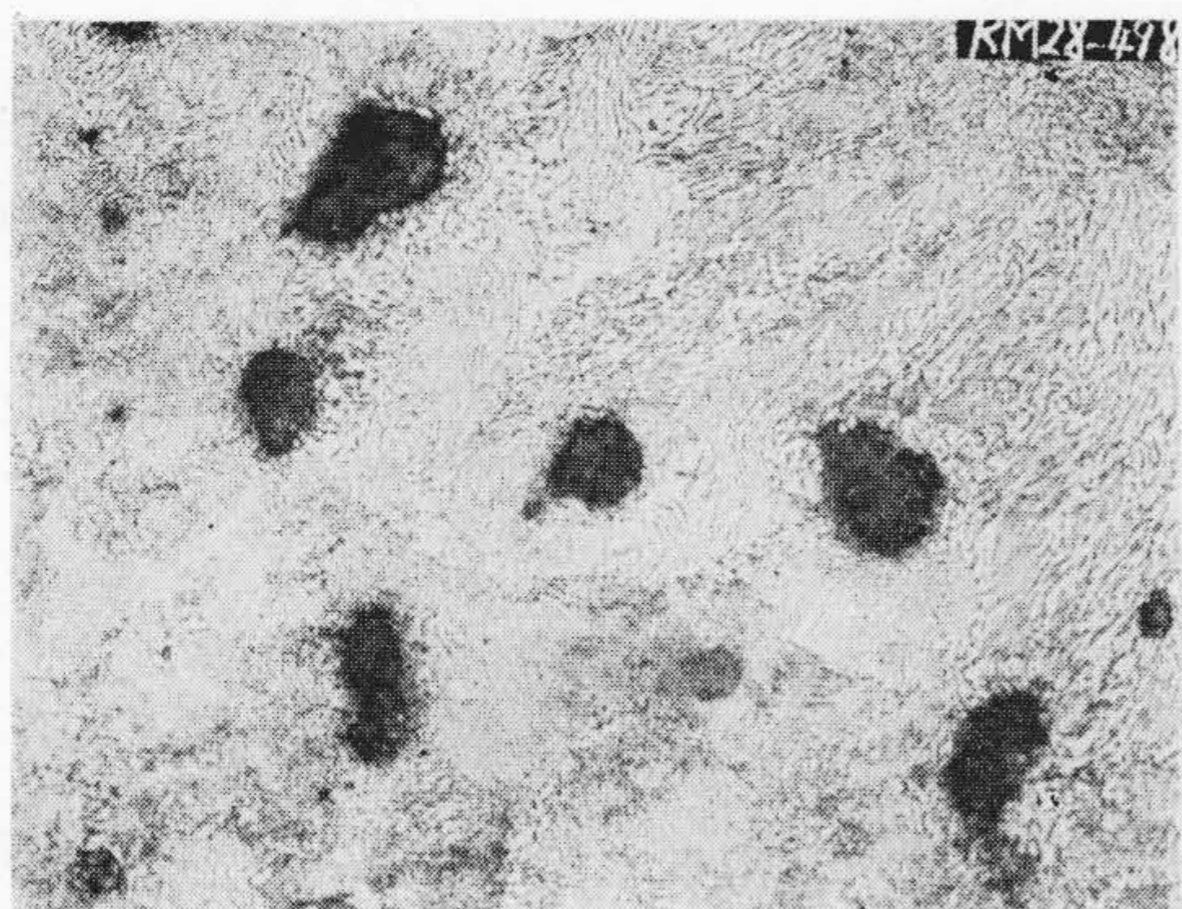


(4) E37-9 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

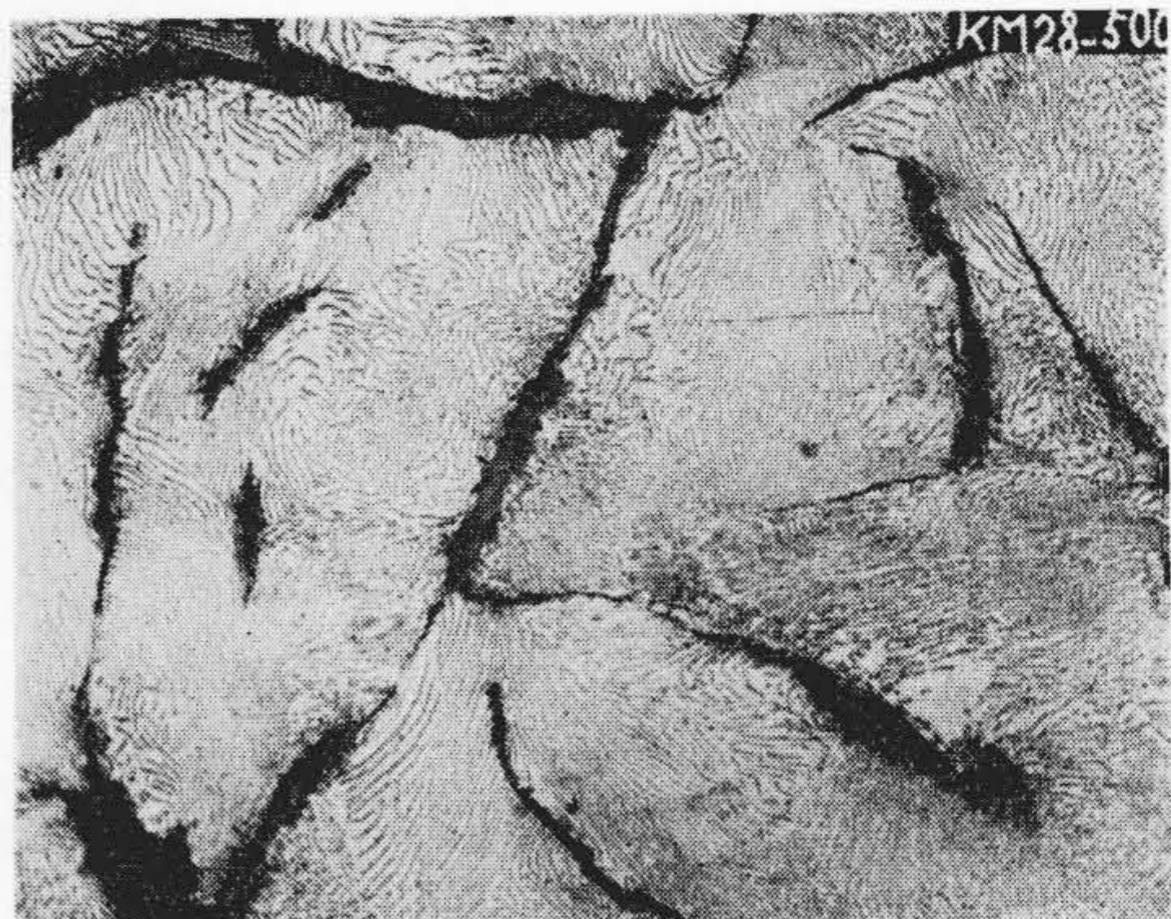
第4図 Mg含有量を変化した試料

Fig. 4. Microstructure (Varied Mg Contents)

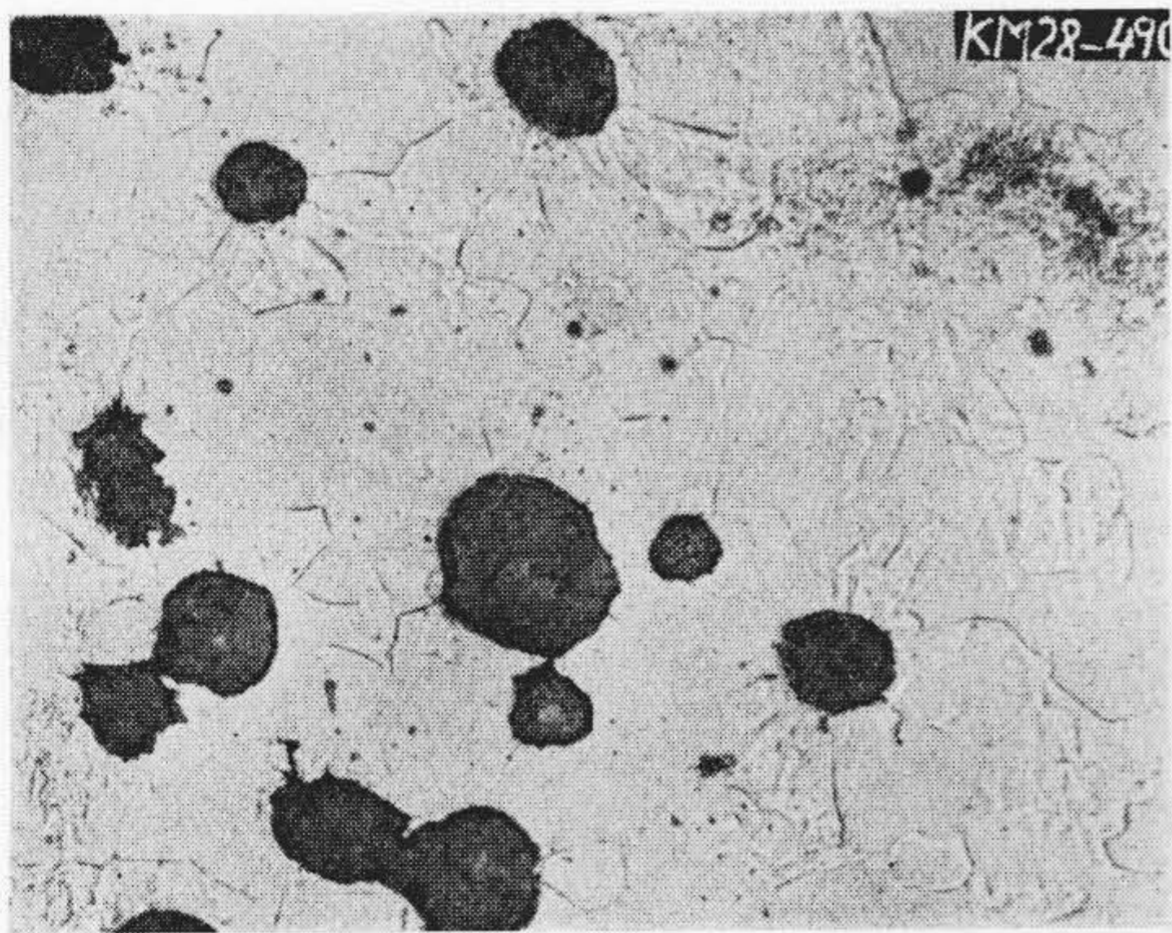
- (1) E37-7 As Cast Nital Etch
- (2) E37-7 After Heating Nital Etch
- (3) E37-9 As Cast Nital Etch
- (4) E37-9 After Heating Nital Etch



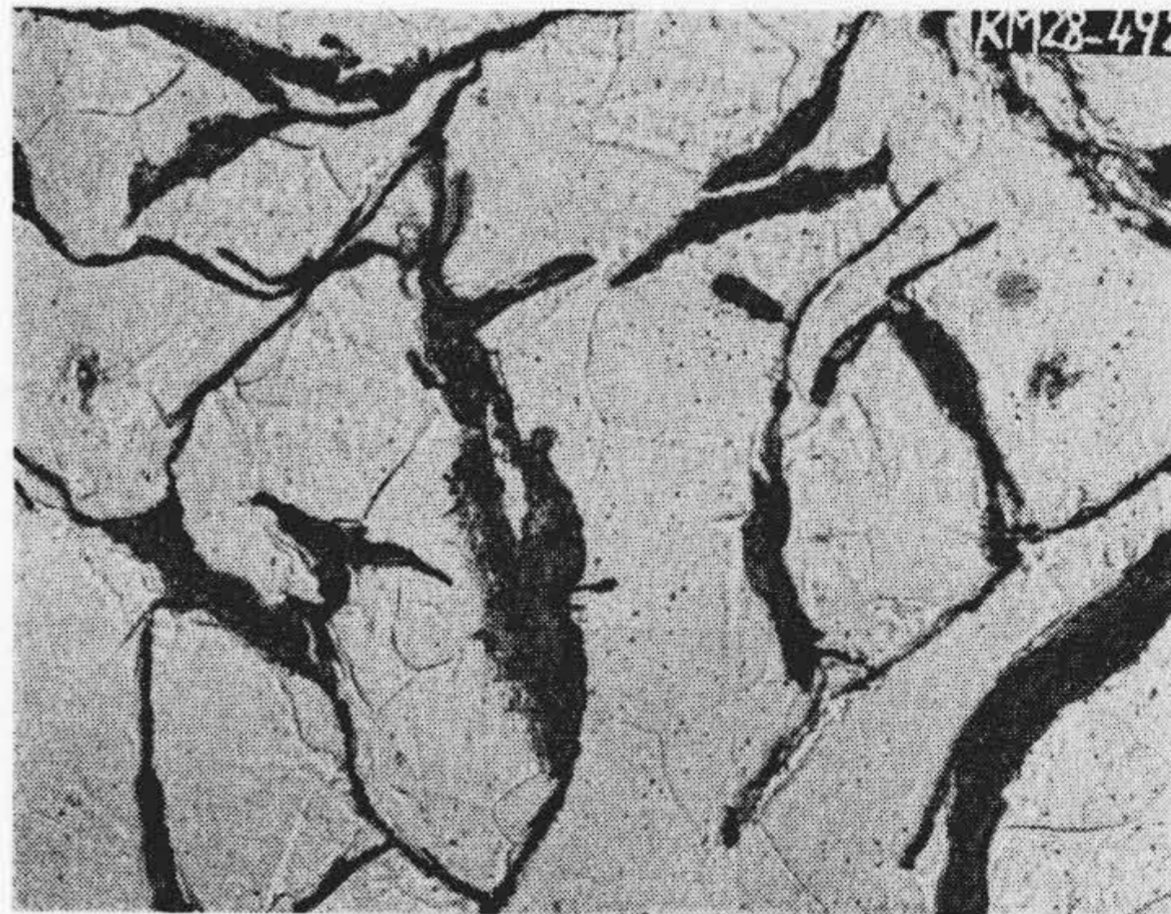
(1) E37-11 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(3) E37-5 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) E37-11 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



(4) E37-5 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

第5図 Mg含有量を変化した試料

Fig. 5. Microstructure (Varied Mg Contents)

- (1) E37-11 As Cast Nital Etch
- (2) E37-11 After Heating Nital Etch
- (3) E37-5 As Cast Nital Etch
- (4) E37-5 After Heating Nital Etch

以下) 試料では比較的高温(840~842°C)であるが、Mg含有量がこれ以上になると次第に低下している。これは温度-伸曲線上に  $A_{c1}$  または  $A_{c3}$  に基づく収縮の一部が現われたものとして検討を加えた [IV-(2) 参照]。

(D) マグネシウム処理を行つた試料の黒鉛化による膨脹量( $H'$ )は殆ど同一であつて、マグネシウム添加量との間に関係がないようであるが、これは試験した試料が735°C 5 hrの加熱によつてパーライトの分解を殆ど完了した結果であつて(第3図参照)、パーライトの消失が完了していなければ、膨脹量は当然変化するわけである。

(E) 黒鉛化完了までに要した時間を比較すると、Mg含有量の増加と共にその時間が長くなつてゐる。

第4図及び第5図には鑄造組織と試験後の組織を比較して示してある。

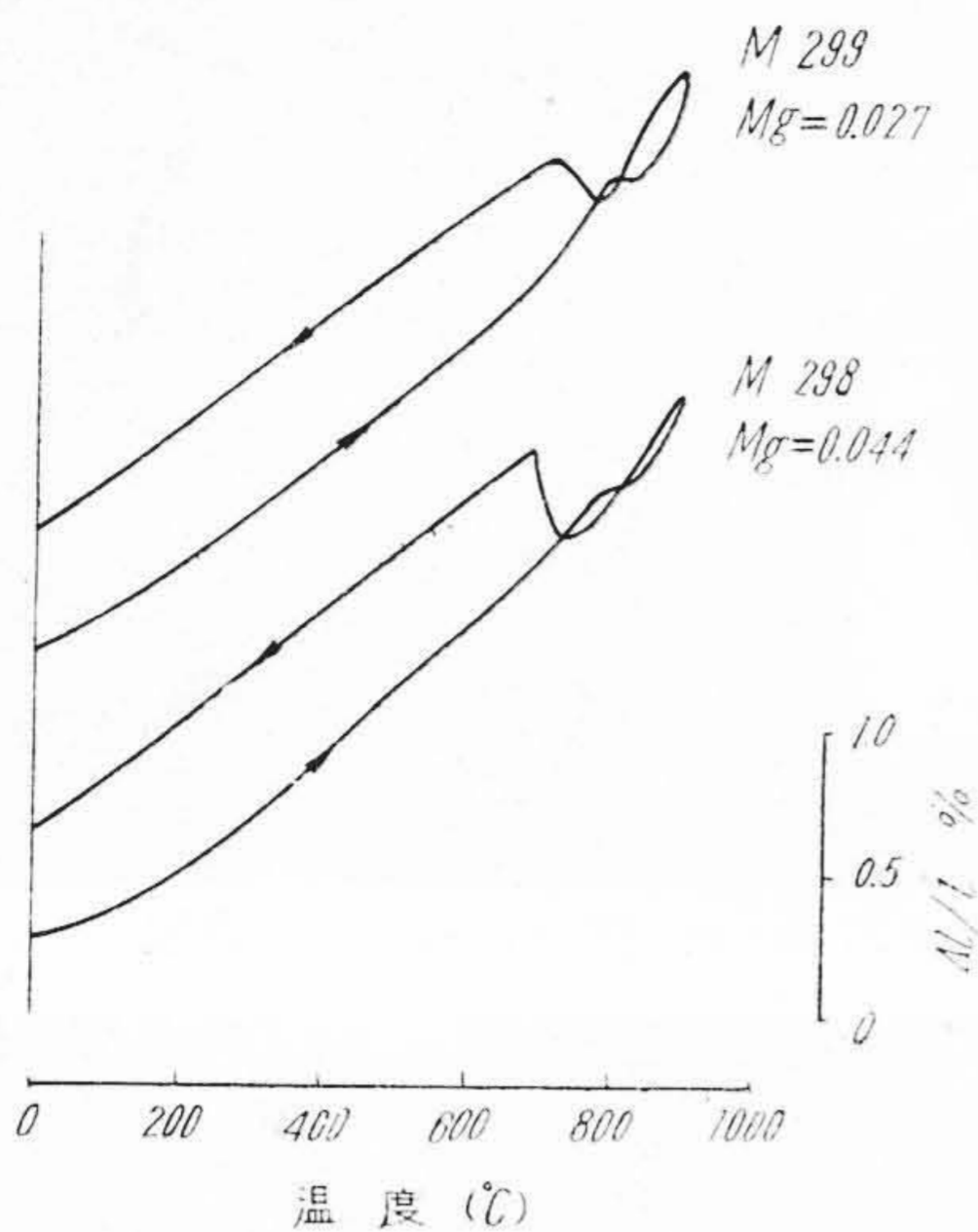
(2) 熔解方法を変化した場合の温度-伸曲線

この実験の試料としては第2表に示した製造方法の異なる銑鉄(I-V)を使用した。これらの試料に就いての実験結果を取纏めて第4表に示す。

第4表 温度-伸曲線から得た値 (熔解材料、熔解方法を変化した場合)

Table 4. Some Value on the Growth Curves, for Various Row Materials and Various Methods of Melting

試料番号	変態点(°C)		膨脹量(mm)		黒鉛化所要時間(min)	935°Cに於ける長さの変化
	加熱時	冷却時	H	H'		
M298	850	785	0.171	0.242	203	収縮
M299	851	805	0.101	0.247	30	膨脹
E13-8	810	756	0.095	0.109	300<	膨脹
E14-9	826	764	0.124	0.170	300<	収縮
E21-7	820	748	0.127	0.147	300<	無変化
E22-8	809	755	0.172	0.210	300<	収縮
E26-6	806	748	0.179	0.225	300	収縮
E28-8	812	784	0.140	0.255	273	収縮
E29-8	812	760	0.183	0.252	300	収縮
E30-8	803	751	0.196	0.230	300<	無変化
E44-8	805	747	0.134	0.151	300<	収縮
E46-10	806	738	0.123	0.123	300<	膨脹
E21-4	810	745	0.232	0.241	300<	収縮



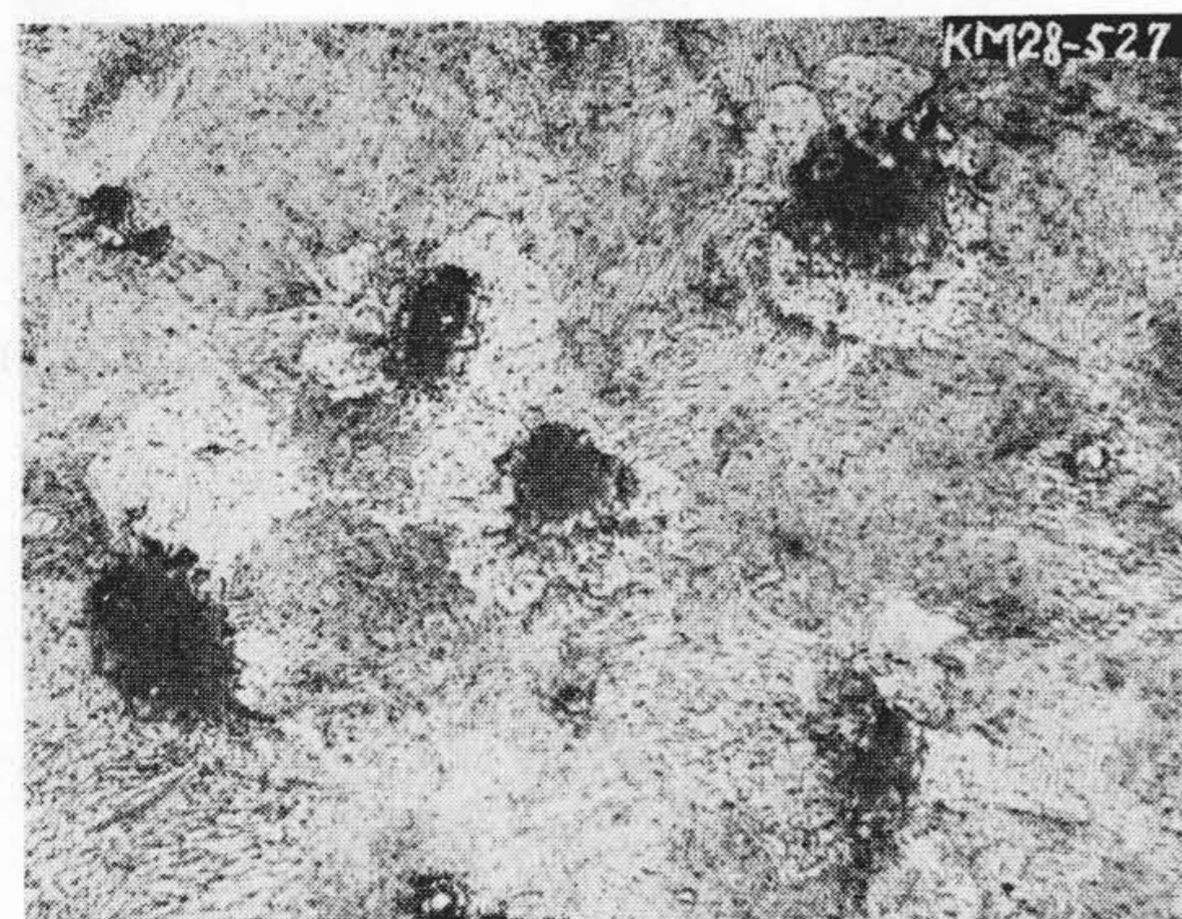
第6図 温度—伸曲線 木炭銑 Mg 処理試料  
Fig. 6. Growth Curve for Mg Treated Samples, Produced from Charcoal Pig Iron

(A) 木炭銑高周波溶解

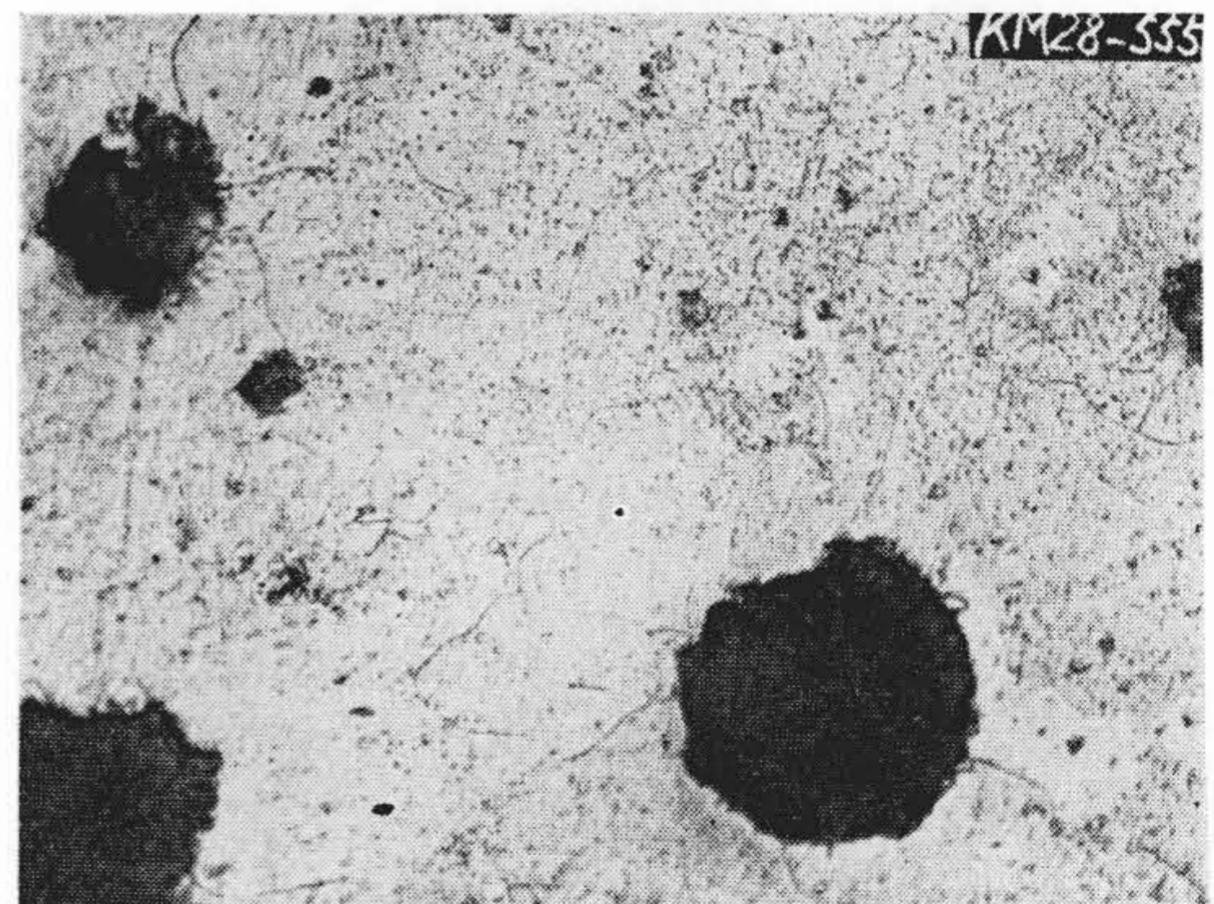
温度—伸曲線は第6図に示す。変態点は鋼加炭銑に比して高温であり、加熱の際変態点は明瞭に現われ、900°C以上の保持によつて若干膨脹する。冷却の際パーライト変態に引続いて起るとされる黒鉛化はMg含有量の多いM 298に於ては、鋼加炭銑試料と同様の経過をたどるが、Mg含有量の少ないM 299では、共析点に達してから735°Cに温度が降下する間に黒鉛化が殆ど完了し、735°Cに5hr保持するも膨脹は全く認められない。このことから木炭銑を使用し、マグネシウムを少量添加した試料に於ける共析点以下での黒鉛化は極めて短時間に完了することが判明した。第7図には木炭銑試料の鑄造組織及び熱膨脹試験後の組織を示す。

(B) 鋼加炭銑 (溶解方法—II)

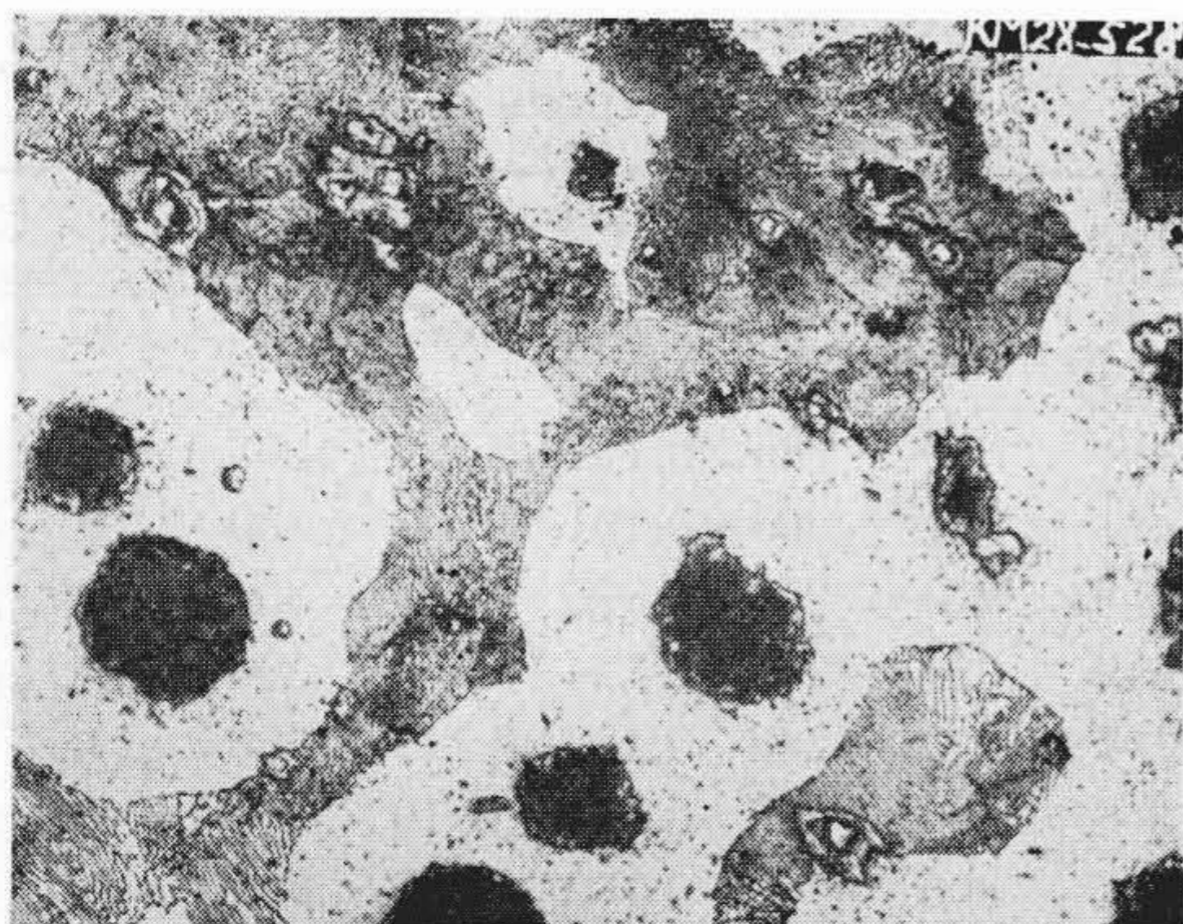
温度—伸曲線は第8図に示す。この試料は何れも735°C 5hr保持によつてパーライトを完全に消失せず膨脹量(H, H')は一般に小である(第4表及び第9図参照)。



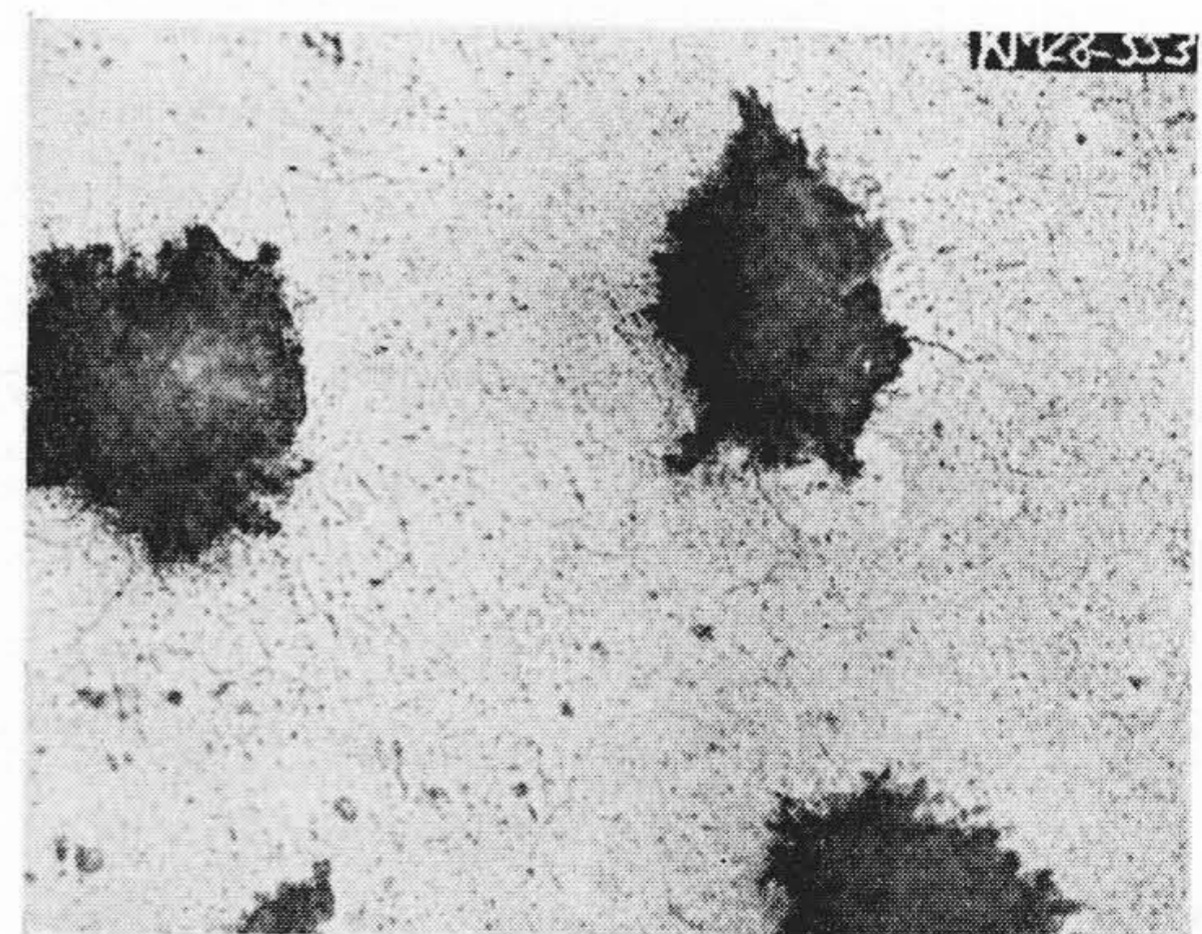
(1) M 298 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(3) M 299 鑄造組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) M 298 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

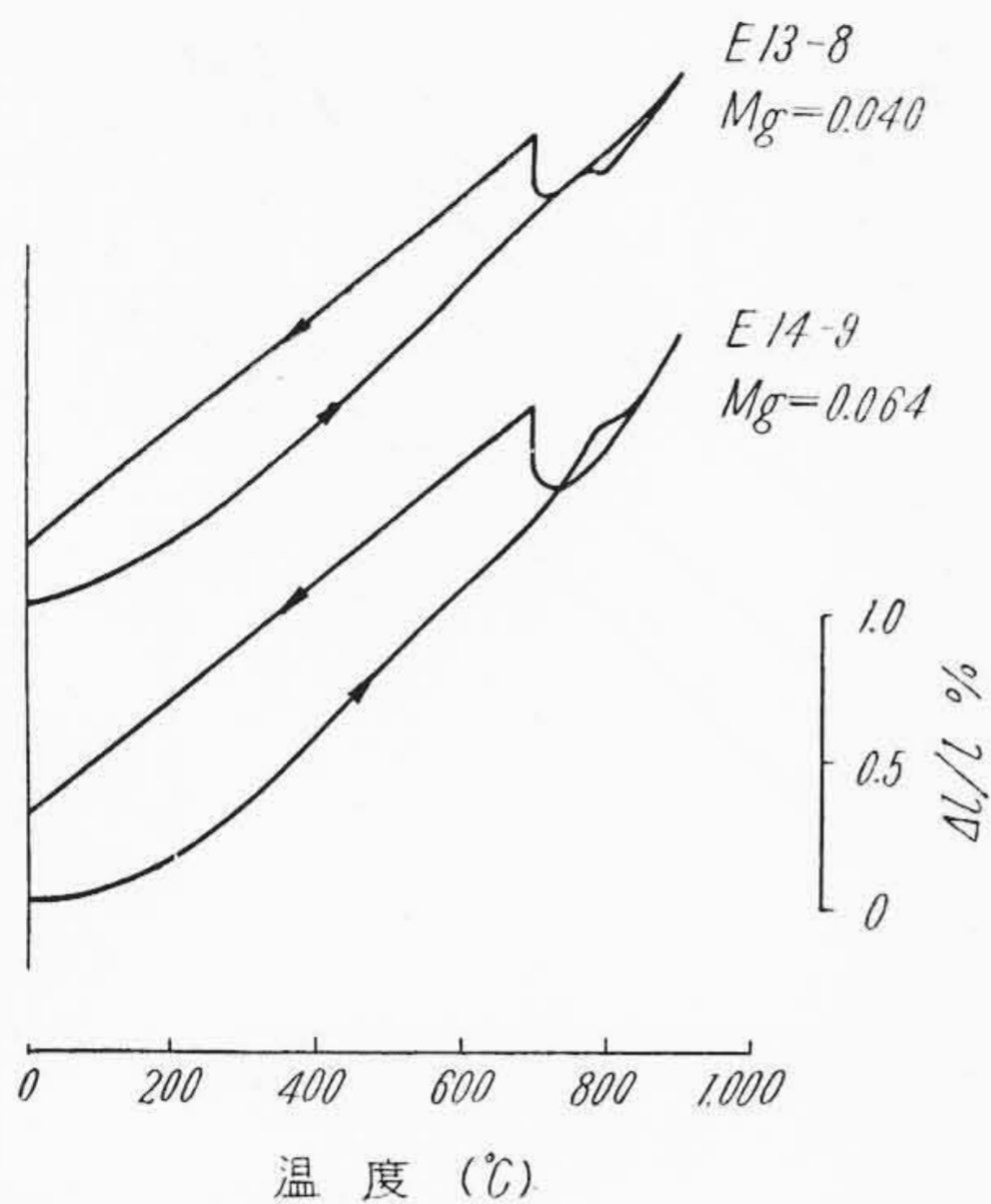


(4) M 299 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

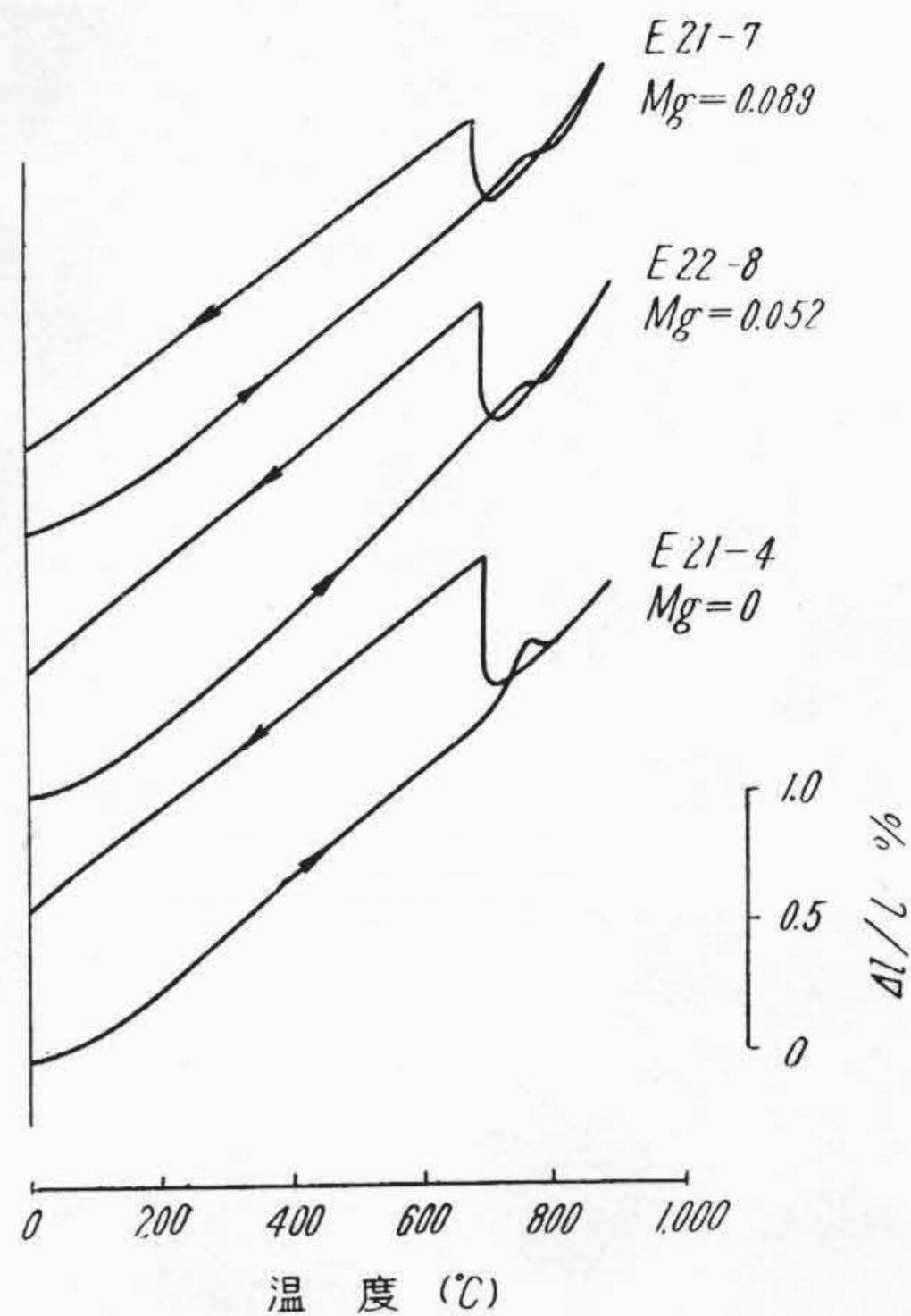
第7図 木炭銑 Mg 処理試料

Fig. 7. Microstructure (Mg Treated Samples, Produced from Charcoal Pig Iron)

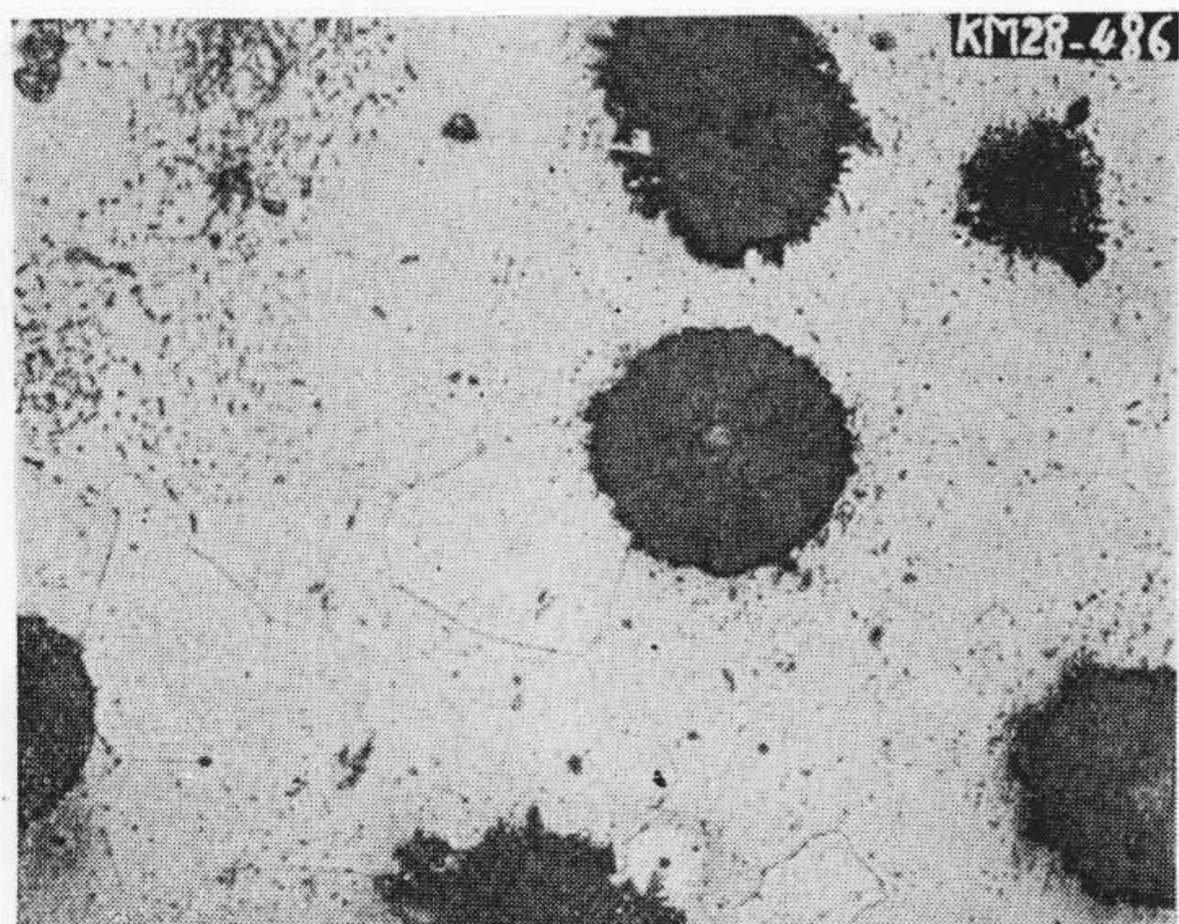
- (1) M 298 As Cast Nital Etch
- (2) M 298 After Heating Nital Etch
- (3) M 299 As Cast Nital Etch
- (4) M 299 After Heating Nital Etch



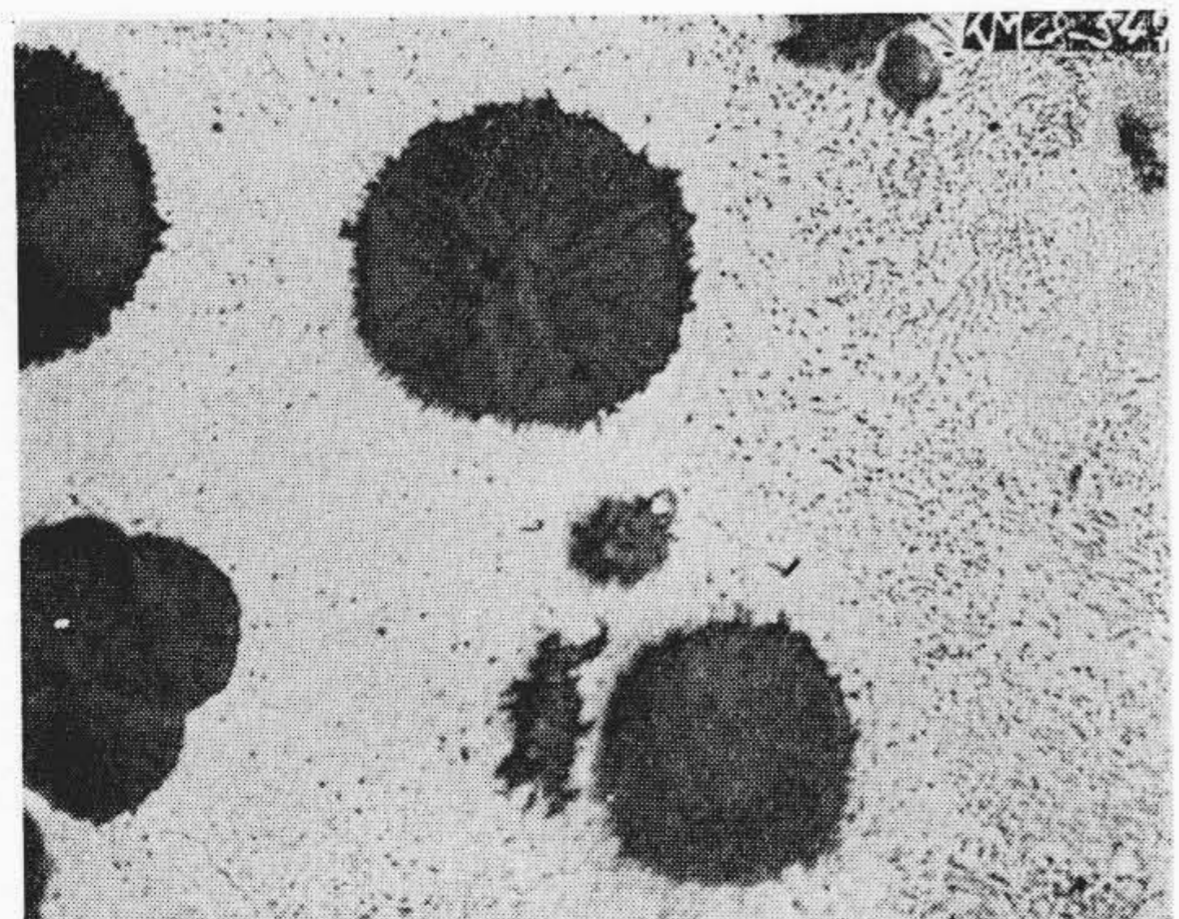
第8図 温度一伸曲線  
 熔解法 II による鋼加炭鉄 Mg 処理試料  
 Fig. 8. Growth Curve for Mg Treated Samples,  
 Produced by Method of Melting-II  
 (with Steel-Carburetted Iron)



第10図 温度一伸曲線  
 熔解法 III による鋼加炭鉄 Mg 処理及び  
 未処理試料  
 Fig. 10. Growth Curve for Mg Treated, and  
 Untreated Samples, Produced by the  
 Method of Melting-III  
 (with Steel-Carburetted Iron)



(1) E13-8 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) E14-9 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

第9図 熔解法 II による処理試料  
 Fig. 9. Microstructure (Mg Treated Samples,  
 Produced by Method of Melting-II)

- (1) E13-8 After Heating Nital Etch
- (2) E14-9 After Heating Nital Etch

これ等の試料は何れも Mn 含有量が比較的高いのであるが E14-9 (Si=2.80%) は  $A_{c1}$  前に黒鉛化が起つて  
 いることが曲線の形状から認められる。

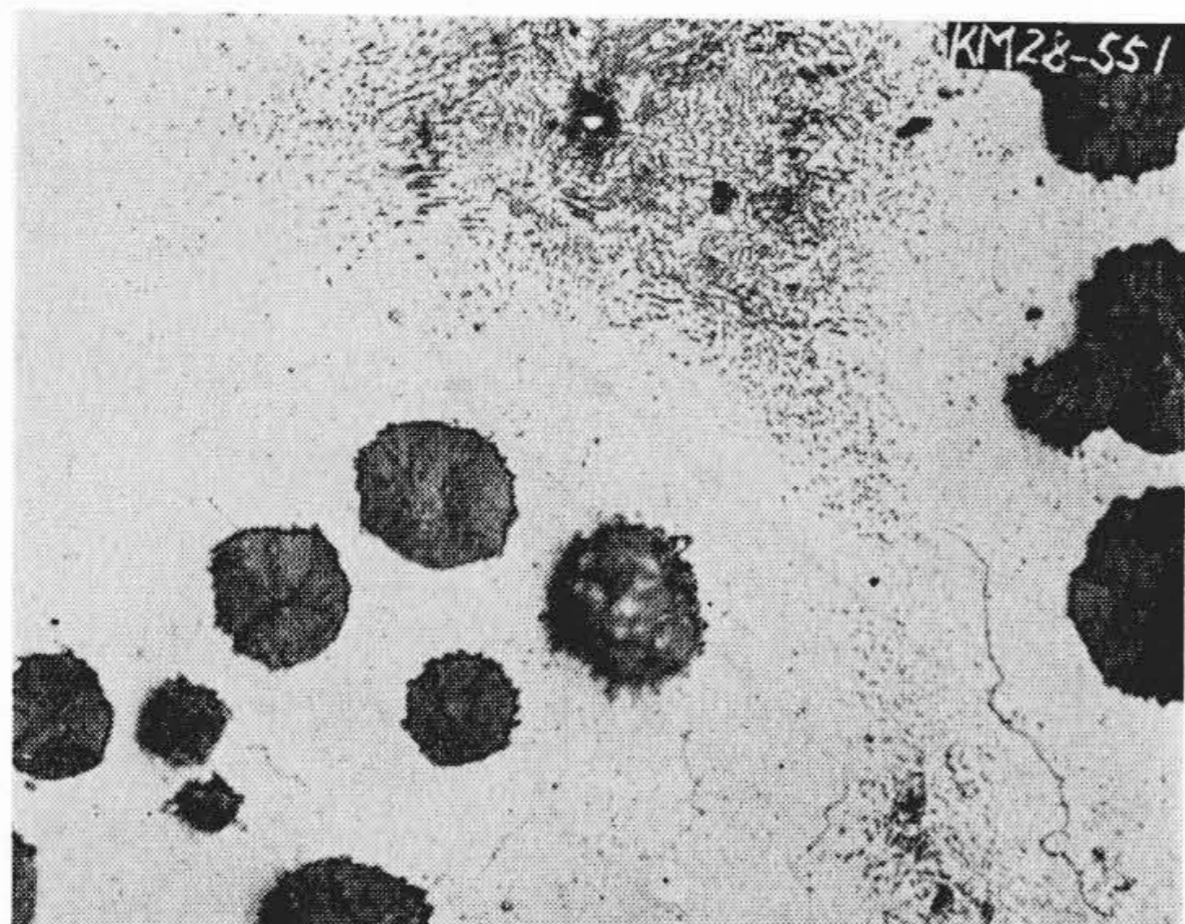
第9図は熱膨張試験後の組織を示したものである。

(C) 鋼加炭鉄 (熔解方法-III)

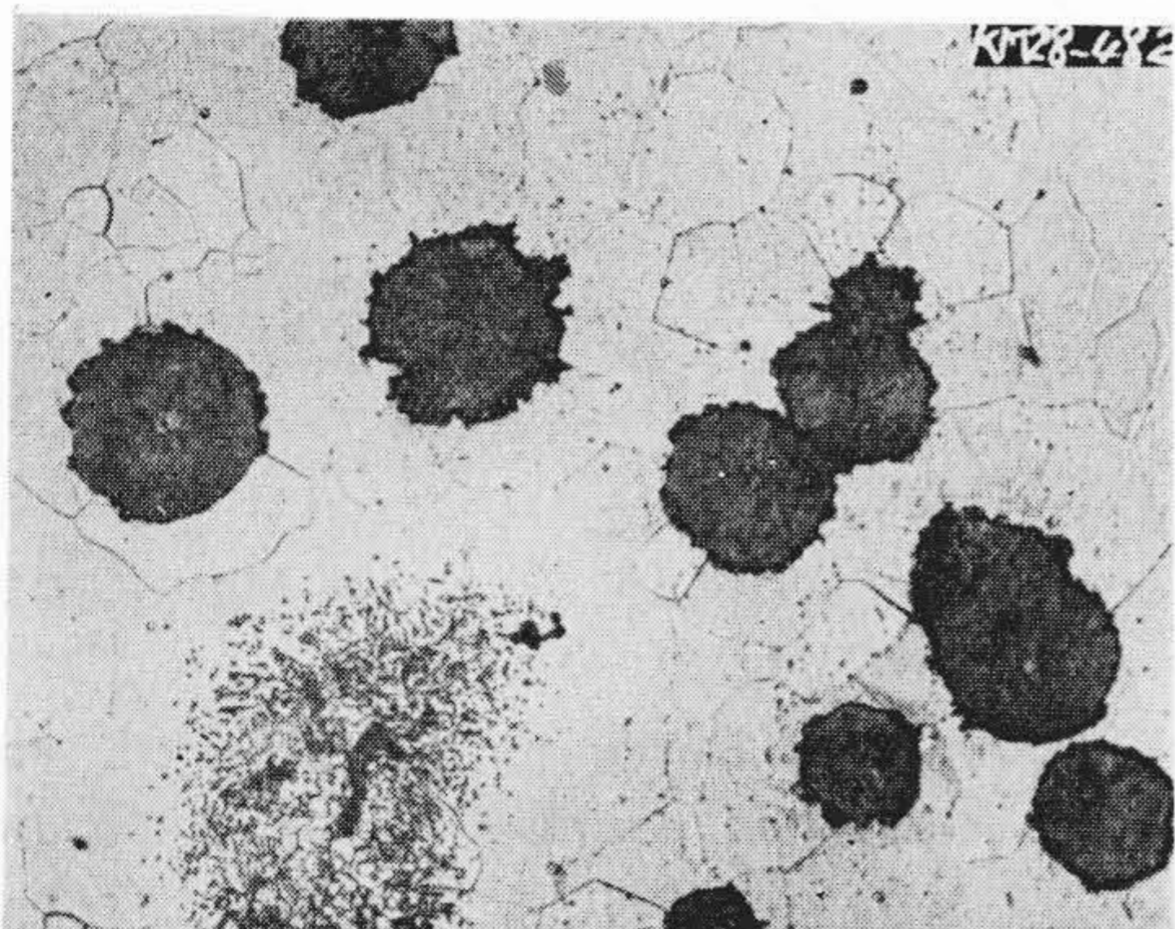
温度一伸曲線は第10図に示す。試験後の試料は何れも  
 パーライトを残存している。この場合も II の熔解法  
 の場合と同様に Mn 含有量が高くなっている。試験後の組  
 織は第11図(次頁参照)に示す。第11図にはパーライトが  
 消失過程にあり球状パーライトが残存しているのが認め  
 られる。E21-7 に対応する未処理試料 E21-4 もパーラ  
 イトを残存している。

(D) 高炉鉄+鋼加炭鉄 (熔解方法-V)

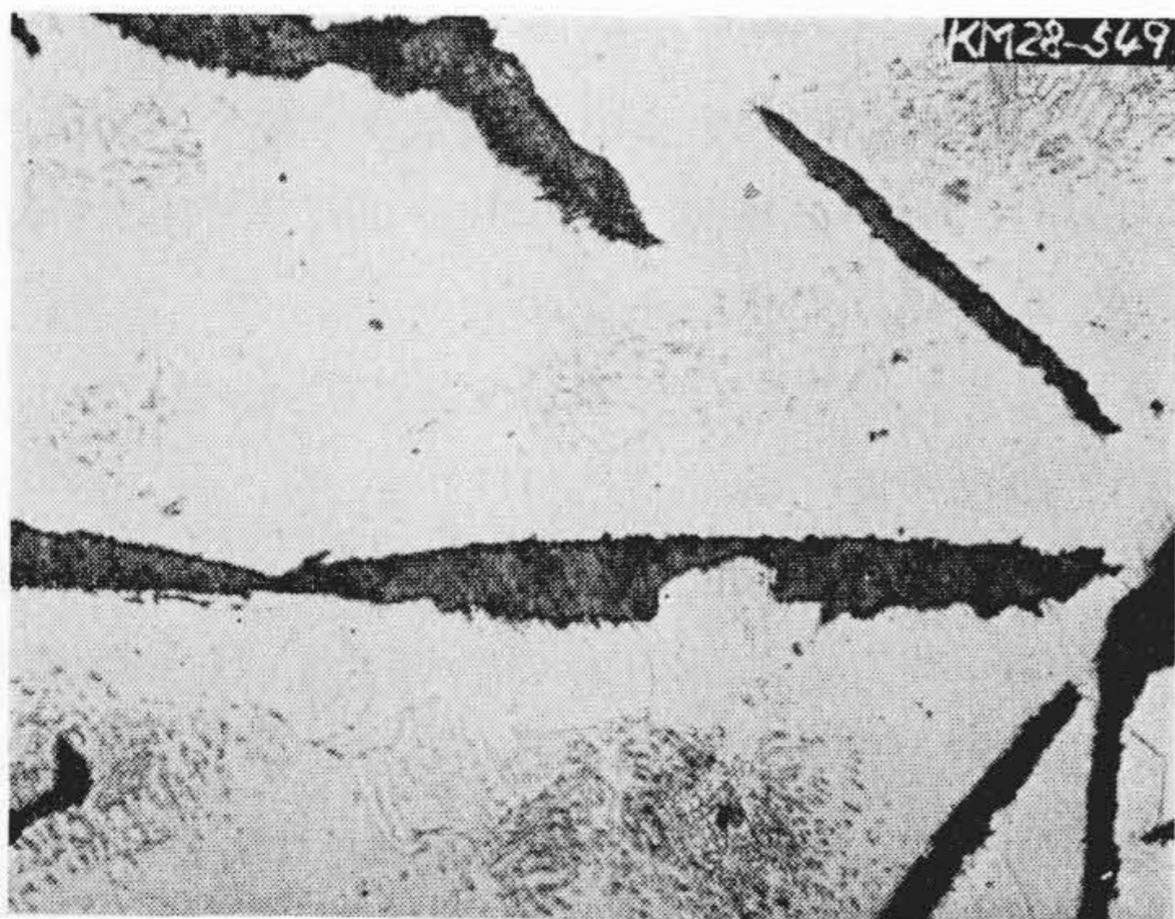
温度一伸曲線は第12図(次頁参照)に示す。この場合の  
 黒鉛化速度は Mn 含有量が低いにも拘わらず II の熔解  
 法の場合と同程度である。添加マグネシウム量は略々他  
 の試料と同一であるが残留 Mg 量は多くなっている。ま  
 た燐含有量は他の熔解法によつたものより高い。試験後  
 の顕微鏡組織は第13図(次頁参照)に示す如く、黒鉛に  
 近い部分のパーライトも完全には消失していない。しか  
 しこの試料は  $A_{c1}$  が低温なので、パーライトが残存す  
 るのは幾分かこの影響を受けていると考えられる。



(1) E21-7 Mg 処理 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) E22-8 Mg 処理 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



(3) E21-4 未処理 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

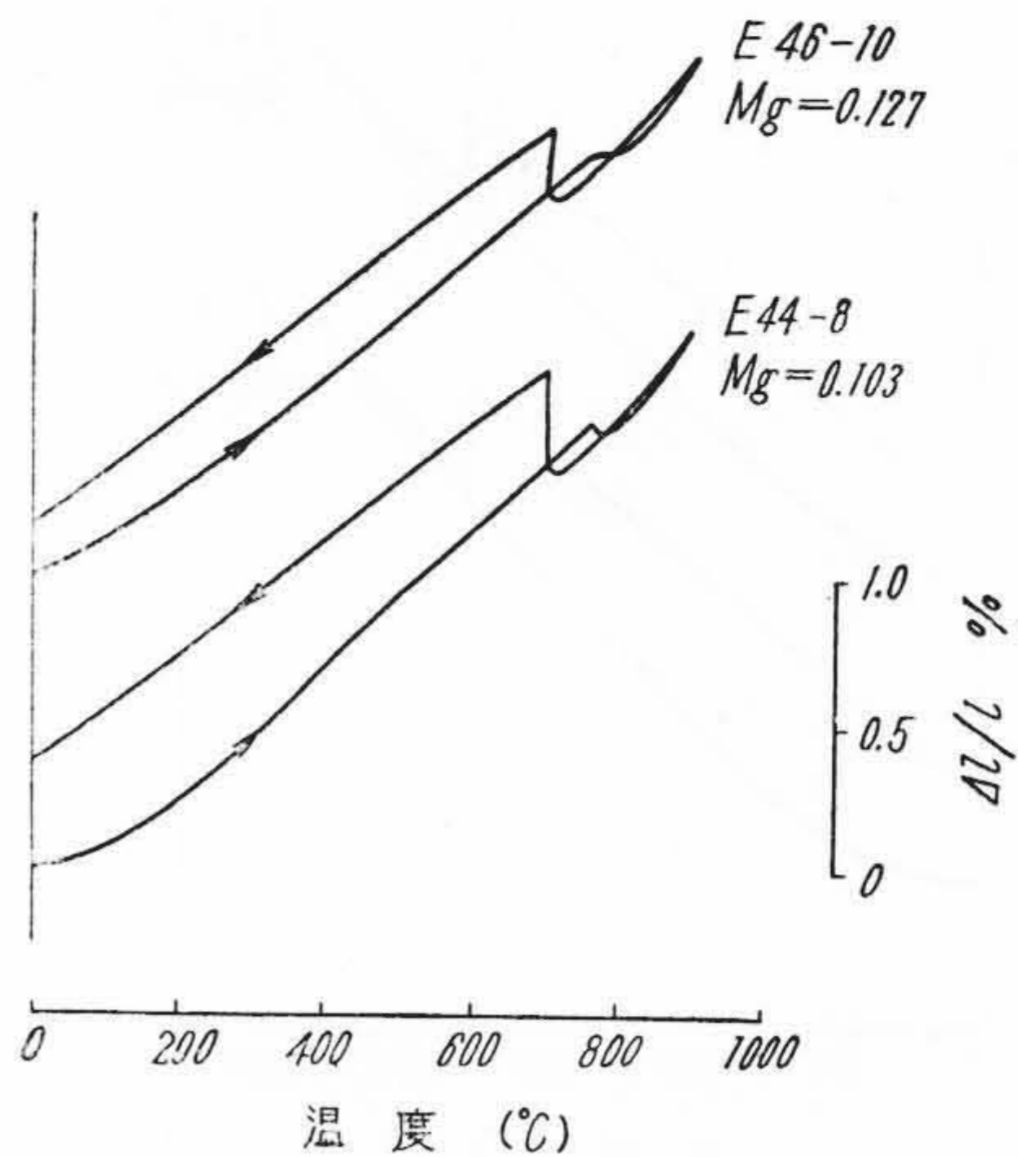
第 11 図 熔解法 III による試料

Fig. 11. Microstructure (The Samples, Produced by Method of Melting-III)

- (1) E21-7 Mg Treated After Heating Nital Etch
- (2) E22-8 Mg Treated After Heating Nital Etch
- (3) E21-4 Untreated After Heating Nital Etch

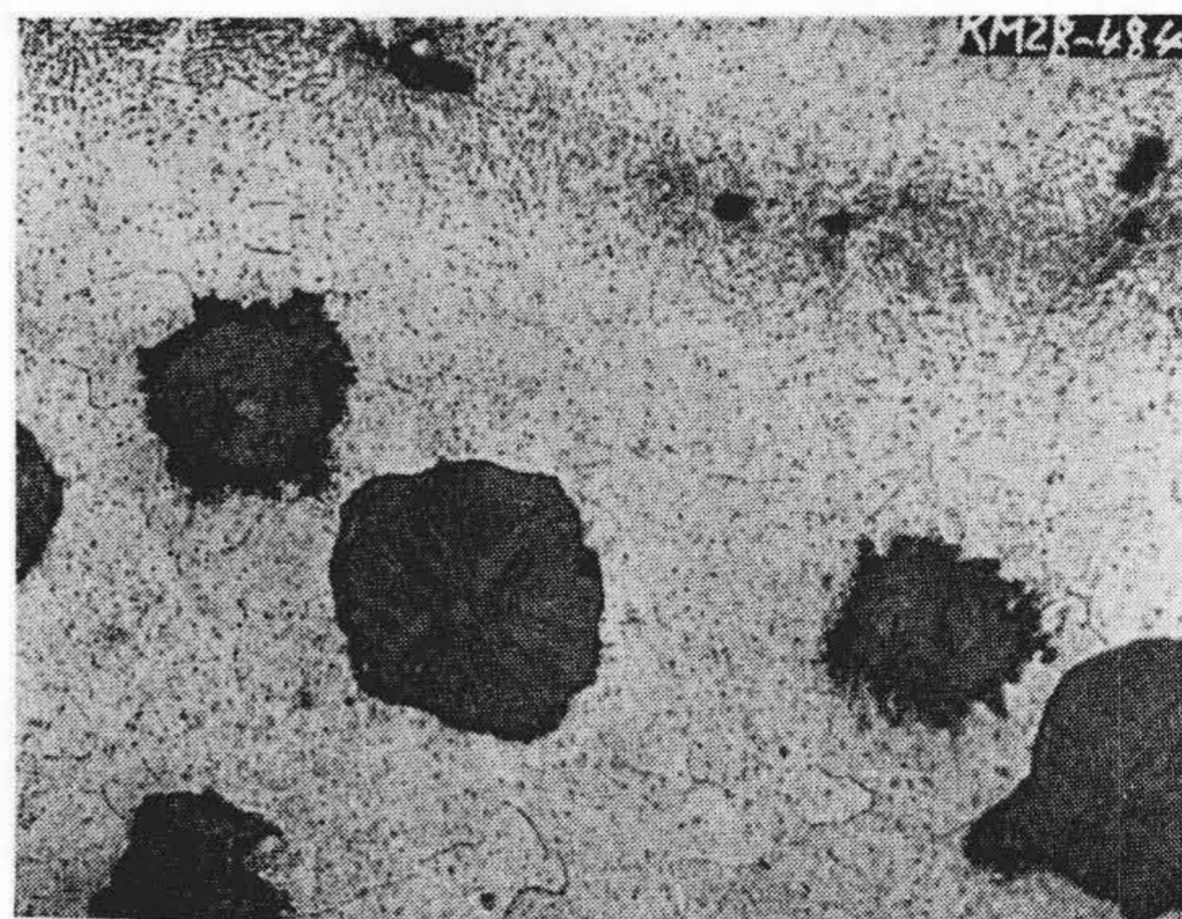
(E) 同一熔解法 (IV) を採つた場合の熔解材料による黒鉛化の難易

以上述べた如く、鋼加銑 (熔解方法 II~V) による試料中、735°C 保持によつて黒鉛化が速かに進行したのは熔解方法 IV の場合であり、次にこの熔解方法により原料鋼屑を変化させて試料を採取したのである。

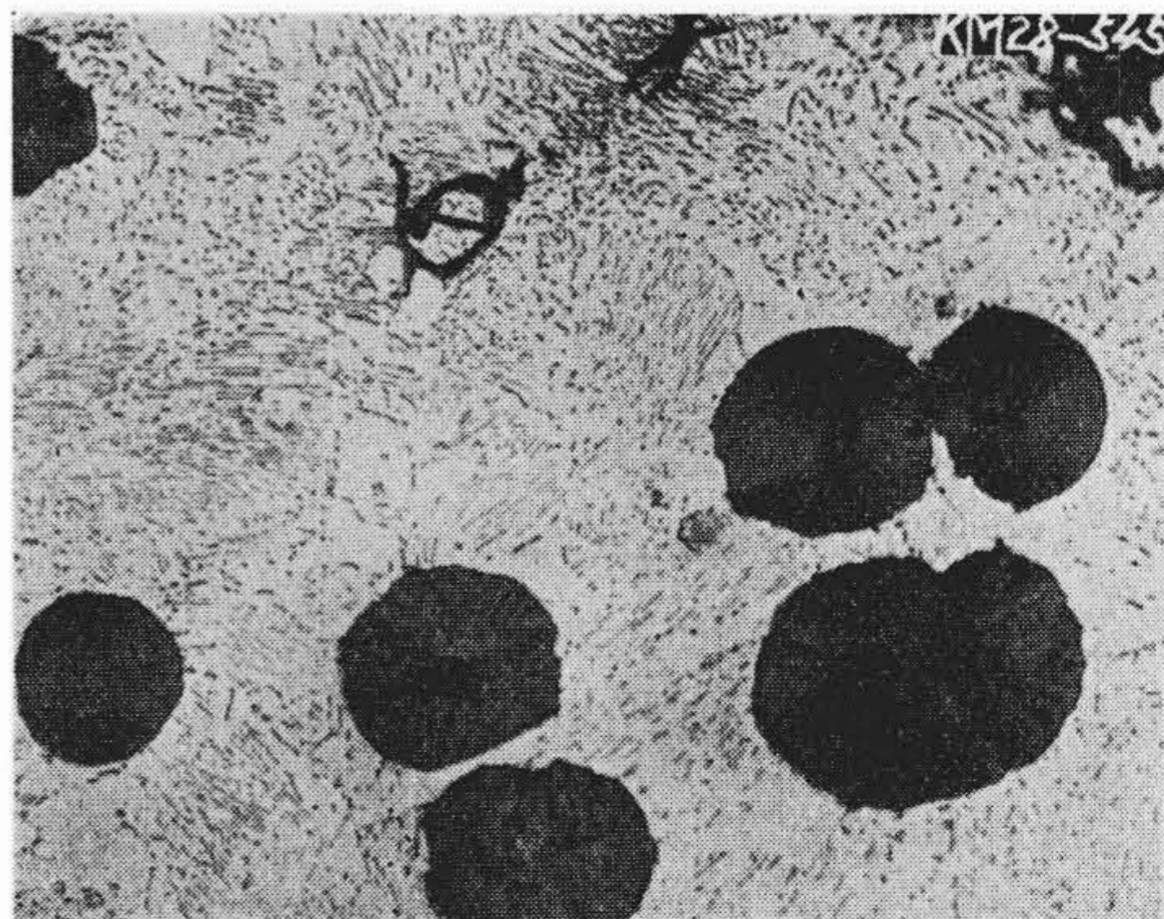


第 12 図 温度—伸曲線 鋼屑、高炉銑混合—熔解法 V による Mg 処理試料

Fig. 12. Growth Curve for Mg Treated Samples, Produced by Melting Method-V (from Steel Carburetted Iron and Cupola Pig Iron)



(1) E44-8 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



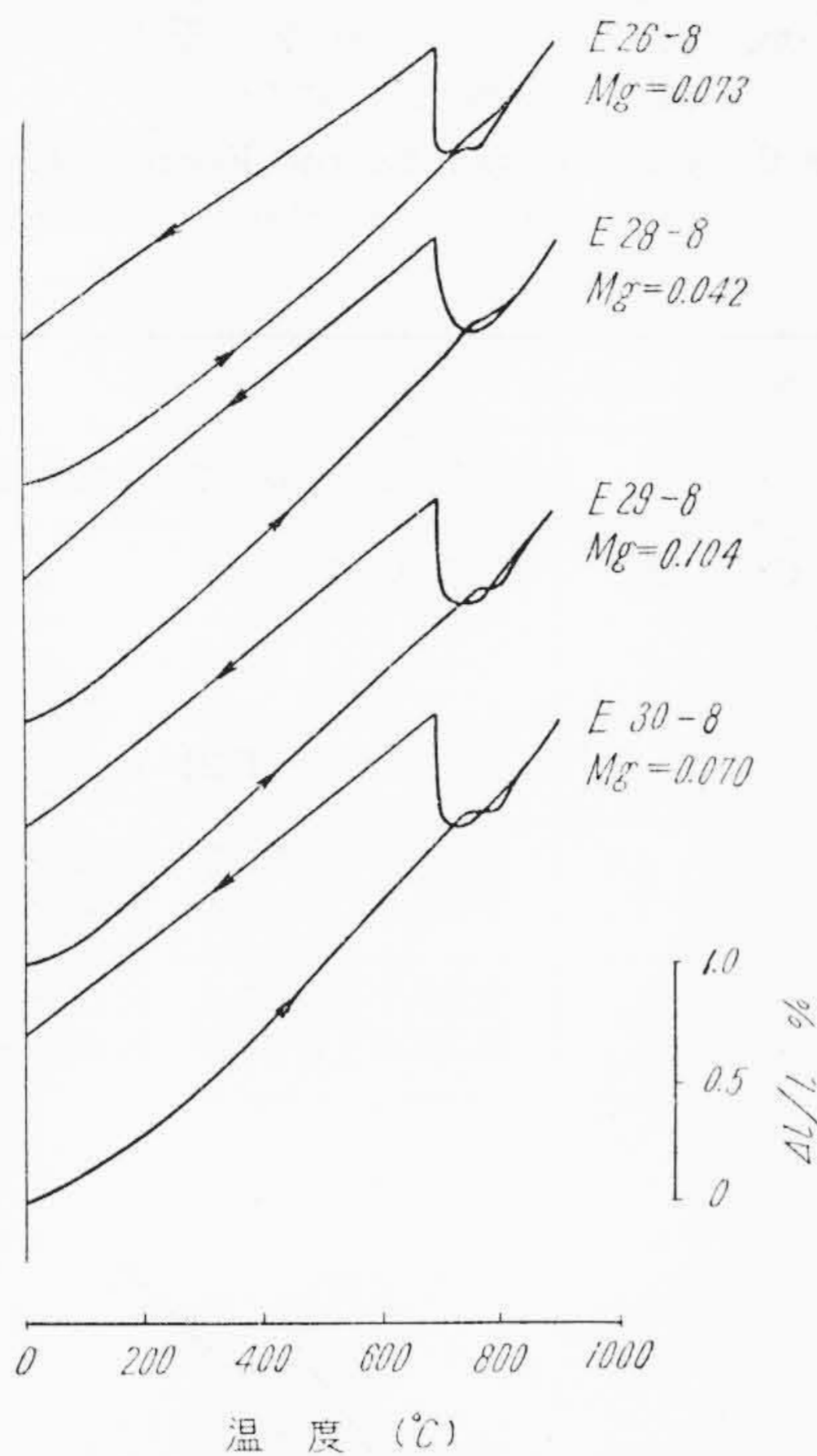
(2) E46-10 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400

第 13 図 熔解法 V による Mg 処理

Fig. 13. Microstructure (Mg Treated Samples, Produced by Method of Melting-V)

- (1) E44- 8 After Heating Nital Etch
- (2) E46-10 After Heating Nital Etch





第14図 温度—伸曲線 熔解法 IV で熔解材料を変化した鋼加炭鉄 Mg 処理試料  
 Fig. 14. Growth Curve for Mg Treated Steel-Curburetted Iron Samples (Produced from Various Steel Scrap)

この場合、熔解材料として鋳鋼屑、製罐屑、鋼切粉等を使用し、統計的に最も黒鉛化が速かであった熔解法 IV を採った結果、熔解材料による黒鉛化の難易の差は少ないのである。温度—伸曲線の形状も大体同様である。(第14図参照)

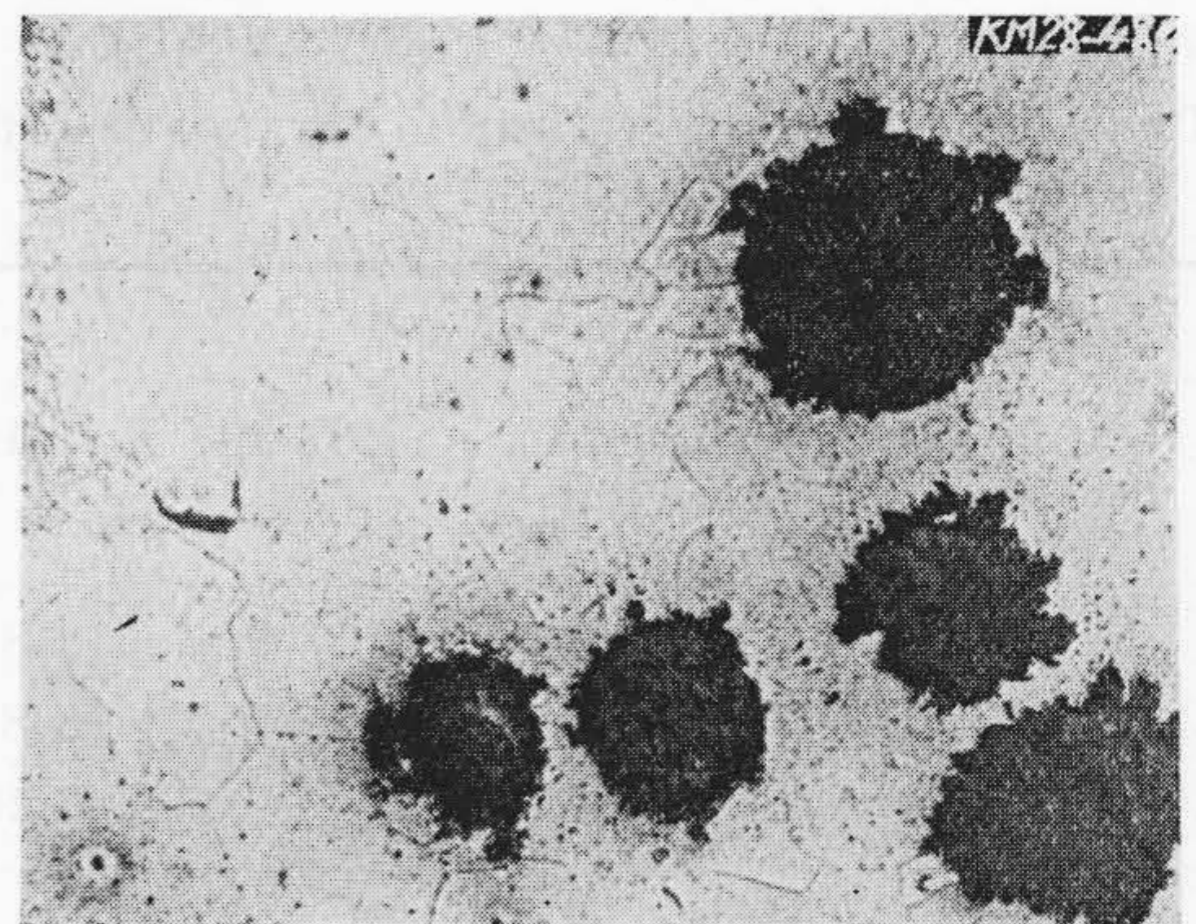
第15図には熱膨張試験後の顕微鏡組織を示す。黒鉛の分布は大体均一であるが、黒鉛核の少ない部分にパーライトが残存している。

[IV] 結果の検討

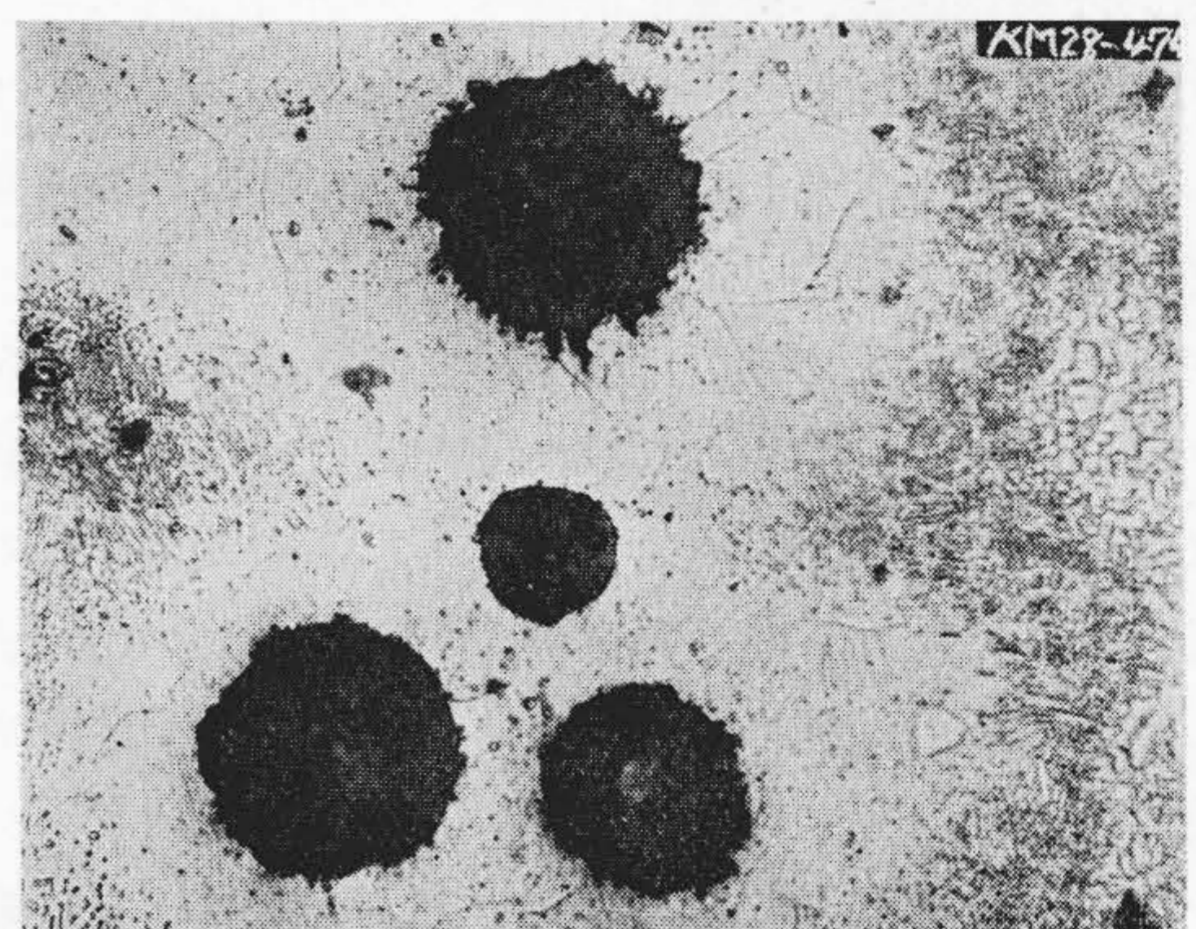
以上の実験によつて得られた温度—伸曲線の形状を変態機構、黒鉛化速度、組成、顕微鏡組織等の面から考察し、Mg 含有量及び熔解方法の相異した場合の黒鉛化の難易を検討する。

(1)  $A_{c1}$  前の曲線の形状に就いて

温度—伸曲線の加熱部分の形状には第16図に示す A, B 二つの型が存在する。A は 600°C 近くから黒鉛化が急速に進行する場合であり、B は  $A_{c1}$  前に黒鉛化が進行しないか或は等速度で徐々に進行する場合と考えられる。各試料の温度—伸曲線を二型式に分類すると第5表(次頁参照)の如くなる。

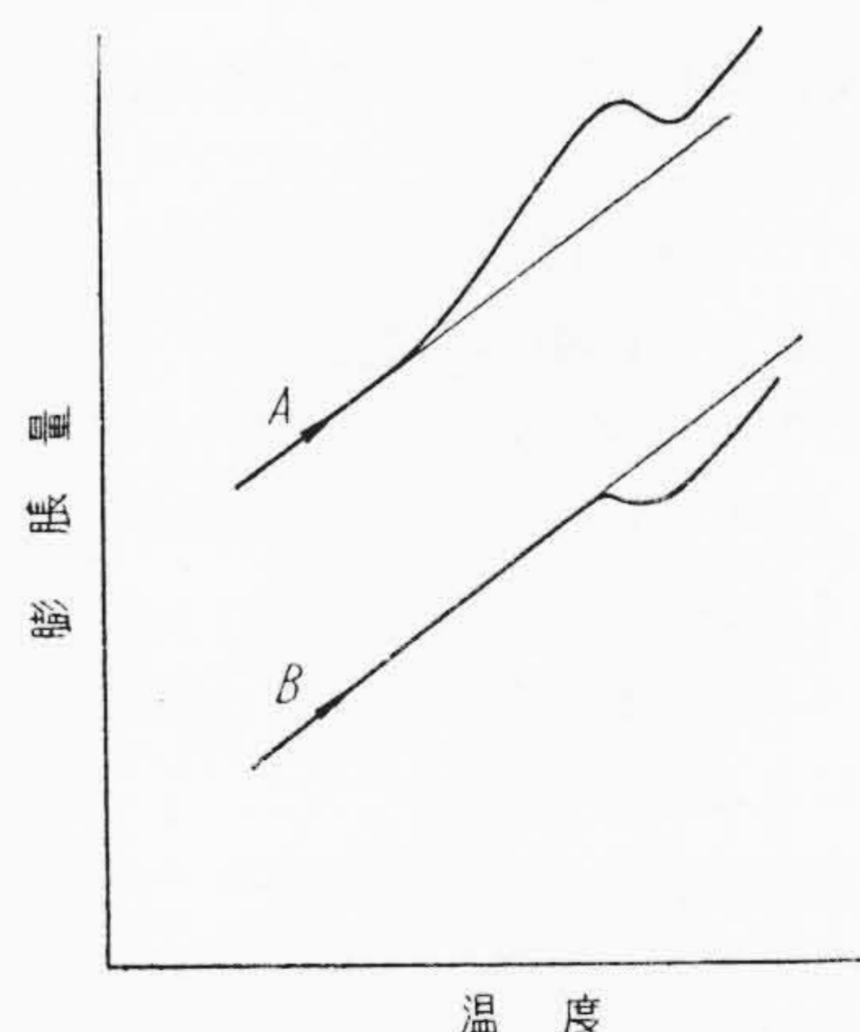


(1) E 26-8 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400



(2) E 30-8 加熱後の組織 硝酸腐蝕 ×400  
 第15図 熔解法 IV で熔解材料を変化した試料  
 Fig. 15. Microstructure (Mg Treated Samples, Produced from Various Steel Scrap)

- (1) E 26-8 After Heating Nital Etch
- (2) E 30-8 After Heating Nital Etch



第16図  $A_{c1}$  までの曲線の形状  
 Fig. 16. Form of Growth Curve, Heated Till " $A_{c1}$ "

一般に鋳鉄を  $A_{c1}$  点以下に徐々に加熱する場合、パーライト中の層状セメンタイトは黒鉛及びフェライトに分解しこの黒鉛はフェライト中に溶解し、既に存在する黒鉛核上に再び黒鉛が析出するが、本実験は加熱昇温速度

第5表  $A_{c1}$  前の曲線の形状による分類Table 5. Classification with the Form of Growth Curve Heated Till " $A_{c1}$ "

曲線分類	試料番号			
A	(E21-4) E37-12	(E37-5) E14-9	E37-10 M298	E37-11 M299
B	E37-7	E37-8	E37-9	E13-8
	E21-7	E22-8	E26-8	E28-8
	E29-8	E30-8	E44-8	E46-10

は同一なのであるから、 $A_{c1}$  以前に起る黒鉛化量に差があるのは黒鉛核数、炭素拡散速度、鑄造組織のパーライトの粗密度等が相異し、前述の如きセメンタイトの分解、フェライトを通しての黒鉛核上への析出等の速度が異なるためと考える。

A型の曲線を生ずるのは未処理及びマグネシウム含有量の少い試料で、これらの試料は炭素の拡散が比較的速かであるので、 $600^{\circ}\text{C}$  以上で黒鉛が急速に成長するのである。これに反してB型の曲線は炭素の拡散が比較的遅く、黒鉛の成長は極めて徐々に且つ一定速度で進行する場合と考える。

### (2) 加熱の際の変態点 ( $A_{c1}$ , $A_{c3}$ ) に於ける収縮

(1) に於て  $A_{c1}$  前の曲線の形を取扱ったが、こゝでは温度—伸曲線の加熱部分に於ける変態点の現われ方を検討する<sup>(2)</sup>。 $A_{c1}$  の温度は  $801\sim 851^{\circ}\text{C}$  の範囲で、変態点での収縮が明瞭に現われるものと然らざるものがある。これを分類すると第6表及び第17図の如くである。曲線A及びBを生ずるのはIV-(1)に述べたのと同様の試料であり、曲線Cを生ずるのはMg含有量の特に多い試料である。

曲線A: この場合は  $A_{c1}$  前に黒鉛化が起つているのであるから、これに相当する遊離フェライトを黒鉛周囲に生じ、その他の部分ではパーライトが残存している。この試料をFe-C-Si系の共析変態範囲に加熱すると、細かいパーライトから  $A_{c1}$  変態を始めるが、残部のやゝ粗いパーライトは黒鉛化を続け  $A_{c1}$  変態による収縮を打消すことになる。

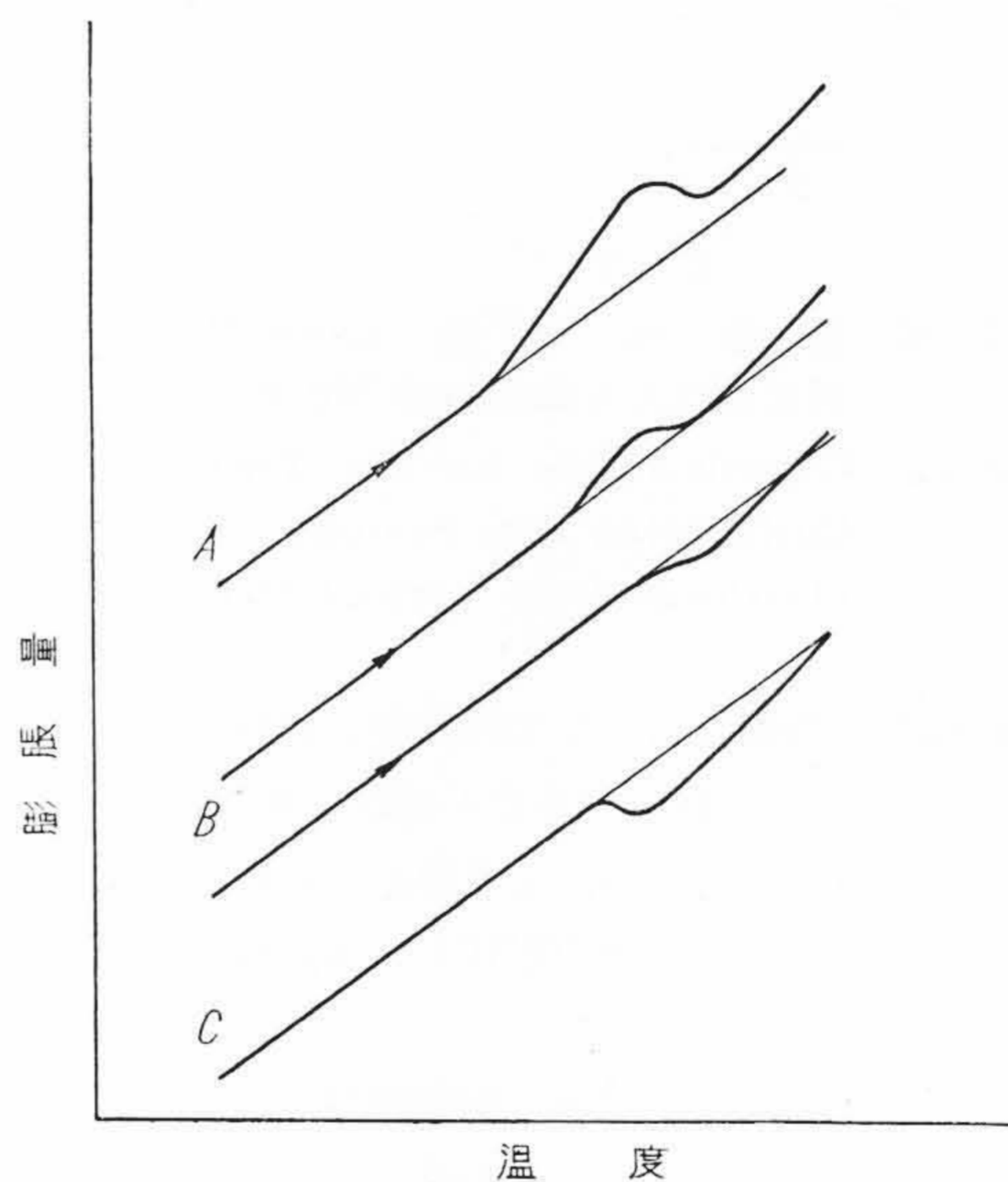
上述の状態は残留フェライト並びにパーライトの分解によつて生じたフェライトが  $A_{c3}$  変態を起すまで続くと考えられる。即ち  $A_{c1}$  変態による収縮は殆ど現われず、フェライト量が多いから  $A_{c3}$  変態による収縮が主として現われる。

曲線C: 試料が  $A_{c1}$  前に殆どフェライトを生じていない場合であつて、セメンタイト共析点で  $A_{c1}$  変態のみが起り、この場合黒鉛の析出は殆どないので  $A_{c1}$  変態による収縮は明瞭に現われる。

第6表 変態点附近の曲線の形状による温度—伸曲線の分類

Table 6. Classification by the Form of Growth Curve Heated in the Transformation Range

変態温度	曲線形	試料番号			
高温 $-830^{\circ}\text{C}$ 以上	A	E37-11	E37-12	M298	M299
	B	E37-9	E37-10		
	C	—			
低温 $-830^{\circ}\text{C}$ 以下	A	(E37-5)	(E21-4)		
	B	E14-9	E21-7	E26-8	E28-8
		E28-8	E29-8	E30-8	
	C	E37-7	E37-8	E13-8	E22-8
		E22-8	E44-8	E46-10	



第17図 変態点附近の曲線の形状

Fig. 17. Form of Growth Curve, in the Transformation Range

曲線B: 上述の曲線A及びCの中間の場合で、Aに比してフェライト生成量は少く、パーライトが多いのである。この場合もAと同様に  $A_{c1}$  変態による収縮は殆ど現われず、 $A_{c3}$  変態もその量が少く、且つこの際にも黒鉛がオーステナイトを通して拡散することによる膨脹があるため殆ど収縮を示さない。

### (3) $935^{\circ}\text{C}$ に 30 min 保持した部分に於ける試料の長さの変化

収縮或は膨脹を示す場合がある。膨脹は遊離セメンタイトの黒鉛化によつて起ると考えるのが普通であるが、マグネシウム処理を行つた試料中、顕微鏡組織に遊離セ

メンタイトが全く認められなかつた木炭銑試料に於ても膨脹し、特に M298 に比して Mg 含有量の少い M299 が 935°C 保持の際に一層大きな膨脹を示す。これは遊離セメンタイトの黒鉛化によつては説明できない。この点に関してオーステナイト中に炭素が拡散固溶する際に膨脹を生ずるとする説<sup>(3)</sup>が発表されている。本実験に於ては高温に於けるオーステナイトの炭素濃度の変化を確めていないが、比較的炭素速度が大であると思われる木炭銑試料にこの膨脹が起つてゐることを指摘したい。

遊離セメンタイトの認められぬ試料中、木炭銑試料を除いては 900°C 以上で保持した部分に於ける試料の長さの変化は一般に小であり、且つ収縮を生ずる場合が多い。

(4) 735°C 保持の部分の黒鉛化膨脹量及び黒鉛化所要時間

鑄造組織がパーライトと球状黒鉛から成つていて、且つ 735°C 保持によつてパーライトの黒鉛化が殆ど完了した試料 (E37-8~12, E26-8, E29-8 等) は殆ど等しい黒鉛化膨脹量  $H'$  (第3表及び第4表) を示す。即ち  $H' \approx 0.25$  mm で試片の長さの略々 0.5% であり<sup>(4)</sup>、共析組成のシリコオーステナイト (Si $\approx$ 2%, C $\approx$ 0.7%) からシリコフェライト及び黒鉛に変化する際の膨脹量に相当する。この膨脹量は勿論パーライトが残存すれば小となるから、熔解材料及び熔解方法が異ればかなり相違する。即ち熔解法 II の試料は  $H' = 0.109$  mm 及び 0.170 mm, III の試料は  $H' = 0.147$  mm 及び 0.210 mm V の試料は  $H' = 0.151$  mm 及び 0.123 mm 等の値を示す。

更に、鑄造組織中フェライトを有する試料に於ても完全にフェライトと黒鉛のみの組織となつたものは、 $H' \approx 0.25$  mm の値を示すことが第4表から判る。

第7表 パーライトの黒鉛化と黒鉛形状及び分布との関係

Table 7. Relation between Subcritical Graphitization and Form or Distribution of Graphite

第7表—I

試料番号	黒鉛形状	黒鉛数			パーライト 残存部面積
		>50 $\mu$	50~ 30 $\mu$	30 $\mu$ >	
E37-7	A	0	7	62	3.0
E37-8	A	0	7	58	1.5
E37-9	A	0	3	65	1.0
E37-10	A	0	11	81	0.8
E37-11	A	0	5	85	0.2
E37-12	A	0	16	76	0

(註) 黒鉛形状:

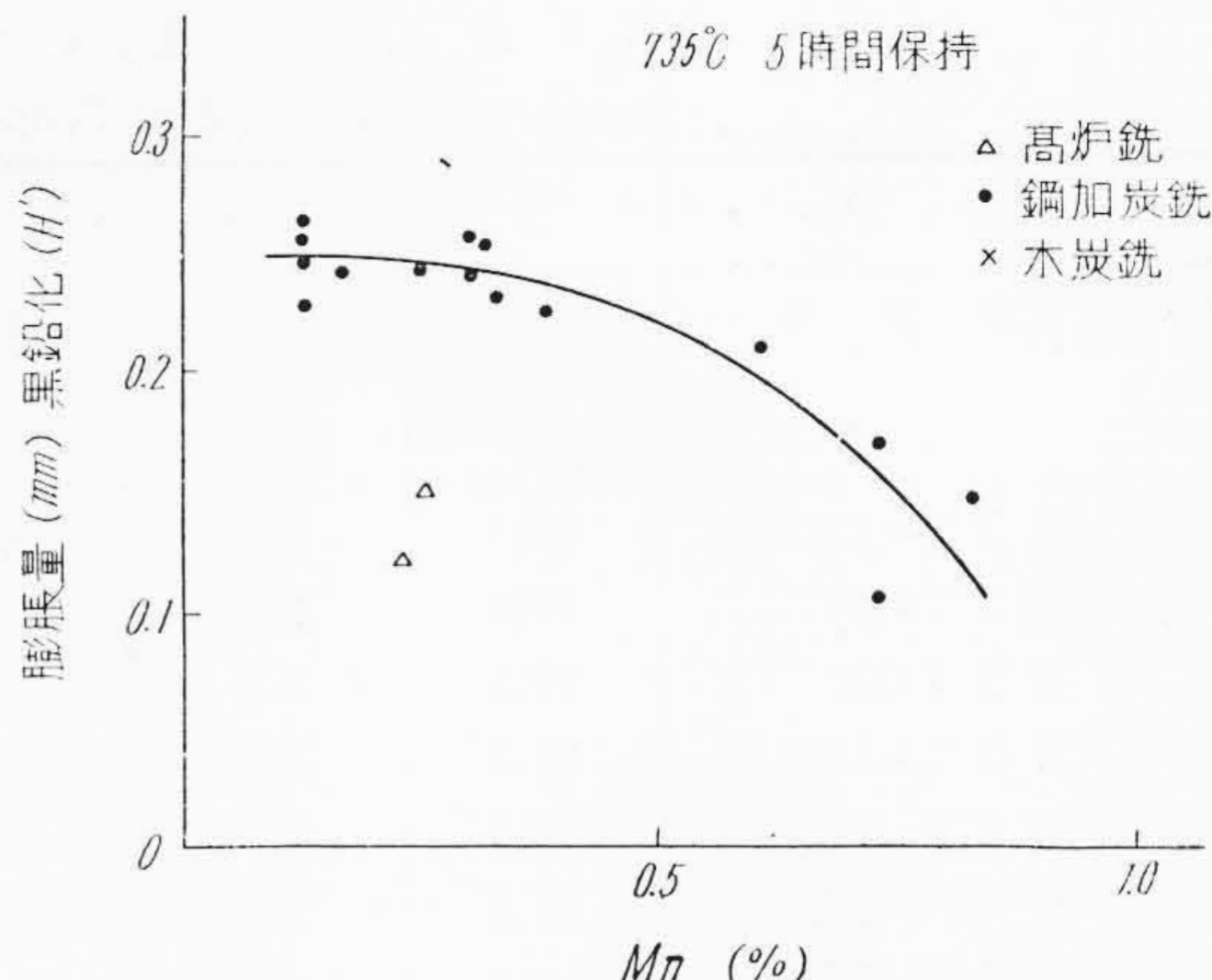
- A. 大部分球状黒鉛
- B. 球状黒鉛+準片状黒鉛
- C. 球状黒鉛+網状黒鉛または片状黒鉛

黒鉛球の大きさ:

黒鉛球の平均直径で示す

第7表—II

試料番号	黒鉛形状	黒鉛数			パーライト 残存部面積
		>50 $\mu$	50~ 30 $\mu$	30 $\mu$ >	
M298	B	4	6	2	0
M299	B	5	8	19	0
E13-8	C	4	12	10	50
E14-9	C	8	23	16	10
E21-7	C	0	3	15	9
E22-8	A	0	8	68	6
E26-8	A	2	14	50	13
E28-8	A	2	36	52	1
E29-8	B	0	17	47	3
E30-8	B	3	21	20	7
E44-8	C	8	8	11	7
E46-10	C	11	10	7	25



第18図 パーライトの黒鉛化に及ぼす Mn の影響

Fig. 18. Effect of Manganese on the Rate of Subcritical Graphitization

本実験に使用した試料中、木炭銑及び鋼加炭銑 IV のみが 735°C 5 hr の加熱によつて黒鉛化が完了しているが、このうち Mg 含有量を変化した E37 の系列では黒鉛形状及び分布状態が略々等しい (第7表参照) にも拘わらず、Mg 含有量の増加と共に黒鉛化に要した時間は長くなつてゐる。

(5) Mn の影響

本実験に於ては Si 含有量の略々同一のものを撰び、その他の化学成分は微量であるかまたはその変化が少いため Mn に関する場合を除いてはその影響を知ることができなかつた。第18図はパーライトの黒鉛化に及ぼす Mn の影響を示したもので Mn が増加すると共に黒鉛化速度は著しく遅くなる。

第 8 表 熱膨脹試験試料の機械的性質

Table 8. Mechanical Properties of Dilatometer Samples

試料番号	鑄造試片				焼鈍試片			
	抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	硬 度		抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	硬 度	
			ブリネル	シ ョ ア			ブリネル	シ ョ ア
E 37-7	72.7	2.9	262	37	50.0	6.8	197	28
E 37-8	77.3	3.5	255	37	42.9	13.3	156	24
E 37-9	77.3	3.3	262	42	43.5	14.7	146	26
E 37-10	81.2	3.3	255	40	42.9	15.1	146	24
E 37-11	77.3	2.5	255	38	42.9	20.5	146	23
E 37-12	61.6	1.5	255	40	42.2	20.0	140	22
E 37-5	9.1	1.1	111	27	—	—	—	—
M 298	67.0	1.7	262	40	—	—	—	—
M 299	59.8	5.7	207	34	—	—	—	—
E 13-8	65.0	1.0	302	42	61.0	3.2	229	33
E 14-9	67.0	0.5	298	37	46.5	—	192	32
E 21-7	71.5	2.0	277	37	—	—	—	—
E 22-8	69.5	1.5	285	42	54.6	2.7	223	30
E 26-8	81.0	2.5	269	38	64.4	5.0	192	29
E 28-8	70.8	1.5	321	35	44.7	7.9	170	20
E 29-8	71.4	2.1	285	30	44.8	12.5	207	20
E 30-8	74.7	2.0	269	33	48.7	8.5	207	22
E 44-8	59.4	1.0	269	39	54.2	2.8	217	34
E 46-10	60.7	1.3	248	36	53.8	4.3	192	28
E 21-4	13.7	0	128	25	—	—	—	—

#### (6) パーライトの黒鉛化に及ぼす黒鉛の分布及び形状の影響

顕微鏡写真を観察するとパーライトの黒鉛化が殆ど完全であつた E37-7~12 は黒鉛球が小で一様に分布しており、このようなものは比較的短時間にパーライトの黒鉛化が完了することを示している。即ち  $A_1$  変態点下に保持することによつて最初黒鉛附近のパーライト中のセメントイトがフェライト中に溶解し、黒鉛を既に存在している黒鉛球上に析出する。この反応は黒鉛球から同心円的に進行する。この際には一般に黒鉛核を新しく生ずることは少いのであつて、このため黒鉛の分布が均一で黒鉛数の多いものはパーライトの消失が比較的早いのである。第9図(第113頁参照)及び第11図(第114頁参照)には黒鉛から遠い部分のパーライトが球状化して溶解の過程にある様子が見られる。第7表は熱膨脹測定後 100 倍の顕微鏡写真につき略々 0.2 mm<sup>2</sup> の範囲内の黒鉛粒数を調べたものであつて微細な黒鉛核の多い試片ではパーライトの消失が速かに行われることを示している。

また網状黒鉛を生じているものはその部分に燐化鉄共晶等が混在することが多く、その部分のパーライトが全く消失しない場合が多い。

第7表に記載したパーライト残存部面積は層状パーライトの面積を測定したものであり、球状パーライトの存在する部分は除いてある。

#### (7) 変態温度 ( $A_{r1}$ ) に就いて

実験試料の Si 含有量が略々 2% 程度であり、共析変態はある範囲内で起る。本実験に使用した試料中には  $A_{r1}$  が低温で 735°C なる保持温度が共析変態範囲内にあつたと考えられる試料が若干存在した。 $A_{r1}$  が 750°C 以下の試料を挙げると E21-4, E21-7, E44-8, E46-10, E26-8 である。かくの如き試料は幾分かパーライト残存量が多くなるわけであるが、本実験では共析変態範囲の下限の温度を確めていないため、一応実験を行つた全試料につき記述した。

しかし  $A_{r1}$  の温度が比較的低い試料を除いても、検討中に述べた諸点は変化しないものとする。

#### (8) 試料の機械的性質

本実験に用いた試料の機械的性質は第8表に掲げてある。これらの試片は舟型試験片から採取し、その一部から熱膨脹試片を採取したのである。マグネシウム処理を行つたものは鑄放して抗張力 59.8~81.2 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び 0.5~5.7%, ブリネル硬度 207~321, 焼鈍後は抗張力

42.2~64.4 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び 2.8~20.5%, ブリネル硬度 140~229 に変化している。焼鈍方法は 900°C 1 hr, 750°C 3 hr 保持であるが機械的性質、特に伸びの値が熔解方法、熔解材料によつて変化し熱膨脹試験の結果に対応していることが判る。

### [V] 結 言

予備実験によりパーライトの黒鉛化はオーステナイト範囲の温度に加熱後第二段黒鉛化温度に保持する時には速かに進行することを確認、935°C 30 min, 735°C 5 hr 保持の条件で、熱膨脹試験を行つた結果次のことが判明した。

#### (1) マグネシウム含有量を変化させた延性鑄鉄の場合

(A) マグネシウム含有量が増加すると、黒鉛の形状、分布状態が略々同様であつてもパーライトの黒鉛化に要する時間は長くなる。

(B) マグネシウム含有量の増加に伴つて、加熱の際  $A_{c1}$  以前に起るパーライトの黒鉛化の進行速度が遅くなり、変態点が不明瞭となる場合を生ずる。

#### (2) 熔解材料、熔解方法の異なる延性鑄鉄の場合

(A) パーライトの黒鉛化に要する時間は、本実験に使用した試料中では、木炭銑、鋼加炭銑、高炉銑の順に長くなる。

(B) パーライトの黒鉛化速度は黒鉛形状、黒鉛の分布及び黒鉛化妨害元素の存在等によつて影響を受ける。微細黒鉛が均一に分布し、黒鉛化妨害元素の少ないものは黒鉛化が最も早く、網状黒鉛等を有するものはその部分に黒鉛化妨害元素が、偏析する機会が多いと考えられるが、その附近にパーライトが残存する。

(C) 鑄造組織がパーライトと黒鉛のみからなる試料を、735°C 保持によつてパーライトを完全に黒鉛とフェ

ライトに変化させた場合、略々等しい膨脹量(0.5%一線膨脹)を示す。

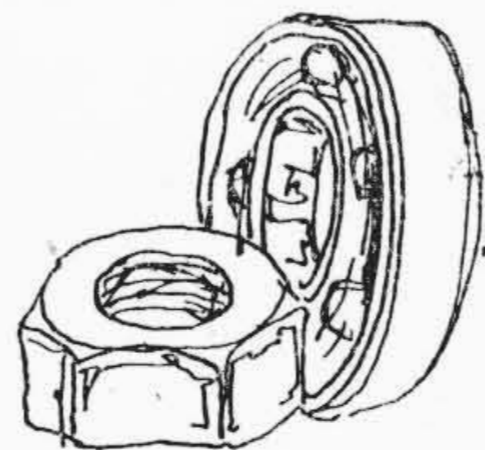
(D) 935°C 保持の際、遊離セメントイトが残存しないと思われる試料に於ても膨脹を示す場合がある。

(E) パーライトの黒鉛化速度は Mn の存在によつて影響を受ける、Mn が増加すると著しく遅くなることが認められた。

以上限られた実験結果に就いて考察を進めており、不備な点が多々あると思われるので大方の御叱正を御待ちしたい。本報告を終るに当り御指導を賜つた村上先生、菊田中央研究所長に深謝し、試料の分析、顕微鏡写真の撮影等本実験に協力された方々に御礼を申上げる。

### 参 考 文 献

- (1) 西山、谷口、南郷、片桐：日立評論 33 767 (昭 26-9)
- (2) 浜住：輓近鉄鋼及び特殊鋼 99 (昭 19)
- (3) 菊田：鑄物本質論 182, 336 (昭 11)
- (4) N.A. Ziegler, W.L. Meinhart and J.R. Goldsmith: A.F.S. 637 (1950)
- (5) B.F. Brown and M.F. Hawkes: A.F.S. 181 (1951)
- (6) J.E. Rehder: A.F.S. 298 (1950)
- (7) H.A. Schwartz, J.D. Hedberg and R.E. Riksen: A.F.S. 578 (1950)
- (8) J. Kahles and R. Coldhoff: The Iron Age (1950-12)
- (9) H.G. Hall: Foundry 88 (1949-6)
- (10) 南波：日立評論 25 634 (昭 17)
- (11) 牧野、川井：日立評論 34 1019 (昭 27-8)
- (12) 岡本、鳥取：日本金属学会誌 12 25 (昭 23-6)
- (13) 岡本、鳥取：日本金属学会誌 14 14 (昭 25-7)
- (14) 青木：日本金属学会誌 13 16 (昭 24-11)
- (15) 浜住：金属 153, 369 (昭 10)



最近に於ける日立製作所社員社外講演一覧 (昭和 28 年 7 月受付分)

講演日	主催	演 題	所 属	講 演 者
11/3	日本機械学会	超遠心機の電動駆動法に就いて	中央研究所	須藤卓郎
9/3	建築学会	高速回転体の直径に表われる永久変形に就いて	中央研究所	須藤卓郎
7/11・7/15	建設省東京所 機械整備所	掘削機械に就いて	亀有工場	阿部哲義
"	建設省東京所 機械整備所	ショベルの保守及び取扱に就いて	亀有工場	稲葉英二
7/29	工業技術協会	日立式旋盤用倣い削り装置に就いて	川崎工場	寺田勇夫
8/7	炭鉄技術連盟	車輪にかゝる力	戸畑工場	三原正一
7/9	会津電力所	変圧器の保守及び点検に就いて	日立工場	寺島菊二
8/27	東京鉄山保安監督部	運搬施設以外の坑外施設	本社	鈴木実
10/15~19	日本物理学会	高分解能電子廻析装置に就いて	中央研究所	光石知国
"	日本物理学会	銅錫境界層の電子廻析による観察	中央研究所	光石知国
"	日本物理学会	超音波に依る高分子物質の研究(第2報)	中央研究所	前田庸
"	日本物理学会	セレン整流器の整流作用に就いて	中央研究所	伴野正美
8/11	東京商工会議所 日刊工業新聞社	工程管理の改善点	亀戸工場	名取四郎
7/30	東京鉄山保安監督部平支部	圧縮機の保守及び空気槽の耐圧試験	川崎工場	大貫重信
8/27	工業技術協会	ホブ盤の修理更正に就いて	川崎工場	小川正典
8/26	工業技術協会	設備工作機械の老朽化とその対策	川崎工場	花岡浩
7/21	関西電力株式会社	1. 電機用刷子の動作特性 2. 刷子の動作不良の原因とその対策	日立研究所	一木利信

第 15 卷

日 立

第 9 号

- |                  |                          |
|------------------|--------------------------|
| ◎ ターボ冷凍機による冷房装置  | ◎ 日立ターボローラ入車輪            |
| ◎ 電気冷蔵庫はどうして冷えるか | ◎ 日立 VHF 用双ビーム動力増幅管 2B32 |
| ◎ タービン軸位置指示警報装置  | ◎ 中部電力トルダイヤル             |
| ◎ 油入配電函に就いて      | ◎ 第一次音響標準相互校正装置          |
| ◎ 標準型変圧器         | ◎ 日立フレオン・メチルクロライド冷凍機     |
| ◎ 電刷子新製品“MH-32L” | ◎ 日立メガー                  |
| ◎ 日立銀入整流子片 (CMB) |                          |

東京都千代田区丸の内 1 丁目 4 番地  
(新丸ビル 7 階) 振替東京 71824

日 立 評 論 社

誌代 1 冊 ¥ 60.00 〒 8.00  
6 ヵ月分 (6 冊) ¥ 258.00 (送料共)