



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	Fe-Al-C合金に関する研究 : 特にFe側における1000~1250℃恒温断面並びに2%と3%Cの3元組成断面について
Author(s)	西田, 恵三; Nishida, Keizo
Citation	北海道大學工學部研究報告, 48, 71-108
Issue Date	1968-06-20
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/40883
Type	departmental bulletin paper
File Information	48_71-108.pdf



Fe-Al-C 合金に関する研究

—特に Fe 側における 1000~1250°C 恒温断面並びに
2% と 3%C の 3 元組成断面について—

西 田 恵 三*

(昭和 43 年 1 月 16 日受理)

A Study of Fe-Al-C Alloys

— On Isothermal Sections at 1000–1250°C and Compositional
Sections with 2% and 3%C in Fe Corner —

Keizo NISHIDA*

(Received January 16, 1968)

Abstract

In order to determine the properties of Fe-Al-C alloys at elevated temperatures it is necessary as a first step to ascertain the phase diagram at these temperatures. However, the phase diagram for this alloy is found to have many ambiguous portions at elevated temperatures as may be seen in previous reports. Thus isothermal sections of this system were investigated at 1000~1250°C for hardness, and by microscopic and X-ray examinations of the quenched samples from the specified temperatures.

The results obtained were as follows:

- 1) Isothermal sections at 1000°C are nearly equal to that reported by F. R. Morral except for the range of the K phase.
- 2) The range of the K phase appeared to increase with the temperature and to descend to the lower carbon side. However, its true boundary was not clear, inasmuch as the structure of the original samples has a considerable influence on the quenched sample.
- 3) Compositional sections with 2 and 3%C were also proposed and found to have (α +K+C) and (α +C) phases in both sections and a K phase in the section with 3%C.

1. 緒 言

いわゆる Al-鋳鉄の耐硫化性材料¹⁾としての利用のためには、まずその高温における Fe-Al-C 合金の性質を知らなければならない。それは、硫化腐食の際に生成する硫化物スケールに関する知識に劣らず重要であることは、鋳鉄の高温における多様性並びにそれにもとづ

* 金属化学研究施設

* Metals Research Institute

く塑性変形能から考えて、当然と言わざるを得ない。しかし、これら高温における性質を知る上には、かならずその状態図が基礎となり、これにもとづいて以後の解釈が可能となることは明らかである。

現在までこれら Fe-Al-C 系 3 元合金の状態図に関連する研究は、局部的には Keil; Jungwirth²⁾, Söhnchen; Piwowarsky³⁾ などが行なっているが、高温における Fe 側のいわゆる恒温断面図 (1000°C) を最初に作成したのは Morral⁴⁾ である。しかし、最も新しい状態図としては Löhberg; Schmidt らの研究⁵⁾ があるが、実際問題として、これら合金が加熱に際して、鑄放しの組織からいかなる挙動をするかという点については不明であり、これに関しては著者が特に 2; 3% C の合金の場合について、約 20% Al まで、金型鑄造試料についてその黒鉛化の状態並びにこれに伴う組織の変化について研究を行なった⁶⁾。その結果、高炭素側に移るに従って、先述の Löhberg らの状態図では説明が困難になること、さらに、K 相を Stadelmaier ら⁷⁾ の言うごとく、 $Fe_3AlC_{0.66}$ と定めて、これを規準とし、さらに共析変態点が Al 含量の増加と共に上昇すると考えると、実験結果が説明出来ることを指摘した。

今回は、これに加うるに、さらに高温度における各種合金の状態を知る目的をもって、これら合金の恒温断面図を作成し、Morral の 1000°C における研究結果と比較検討を行ない、これからより正確な組織断面図を得、Fe-Al-C 合金の高温における組織の変化を調査し、今後の耐硫化性研究における基礎的知識の一助とするために本研究を行なった。

2. 実験方法

2.1 試料

実験に使用した試料の調製は次のように行なった。使用素材は電解鉄、純黒鉛 (0.2% 灰分)、および高純度アルミニウム (99.99 級) で、これを高アルミナルツボにて、最初電解鉄と目的の炭素量の約半分の黒鉛を混合し、高周波誘導加熱炉で溶解後、残部の黒鉛を添加した。この様にして出来た溶融 Fe-C 合金に目的組成量になるように金属アルミニウムを攪拌棒状にして所定の溶湯を作成した。この 1450~1500°C の溶湯を室温の鑄鉄金型に注湯し自然冷却をした。このように金型を使用して白鈍化したが、しかし鑄造試料 (10×20×90 mm) の上端と下端とでは、鑄造組織でかなりの差があるものもある。なお K 相試料 (高 C%; 高 Al%) では、試料調製中、金属アルミニウムを加えた直後に鑄込んだため、それらの組織には黒鉛が現われている場合もあった。従って実験に供した試料はできるだけ鑄造組織が均一なものを使用した。これら合金の組成は **Table 1** に示すものであり、またこれら各試料の鑄放し (As Cast) 組織は **Photo. 1.1~1.24** に示したとおりである。これら組織の大体の構成は先の論文⁶⁾ に示されている。

熱処理に当って試料に供したものは、冷却能の点から見て、最初 5 m/m φ 丸棒を使用したのが、後に述べる理由と X 線回折実験に有利な、鑄造材から切出した角型試料 (6×10×20 mm)

Table 1. Chemical composition of samples.

No. of Sample	C wt%	Al wt%	No. of Sample	C wt%	Al wt%
204	2.04	4.56	319	2.92	18.34
207	1.92	7.02	320	2.79	18.5
210	2.10	9.85	409	4.04	8.9
213	2.03	11.5	411	4.03	11.06
218	2.20	17.9	413	3.80	13.10
220	1.96	19.96	3° 14	3.25	13.7
225	2.08	25.2	3° 15	3.22	14.7
307	2.97	6.88	3° 16	3.23	15.9
310	3.07	9.18	3316	3.33	16.2
313	2.88	11.01	3614	3.66	14.00
313 N	3.19	12.5	3615	3.64	15.4
315	2.81	13.1	3714	3.72	13.8

Note: Samples of four-order number as well as 313 N, 315, 413, 3° 14, 3° 15 and 3° 16 are called as that for K phase.

を主として使用した。

2.2 実験装置

本実験に使用した恒温加熱焼入炉は大略 Fig. 1 に示すごとくで、本実験の目的から見れば、高温度の組織を出来るだけ常温にもち来すことと、高温保持中の外的影響による組織変化

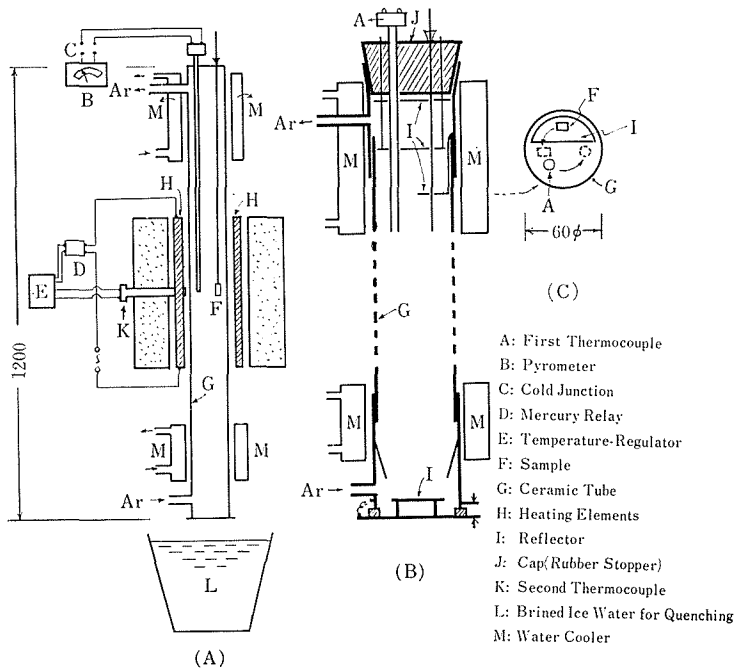


Fig. 1. The schematic diagram of experimental apparatus.

(脱炭；酸化)を防ぐ目的のために本装置を工夫した。次に恒温加熱急冷炉についてその特色を説明すると次のごとくである。

(1) 炉本体について：熱源としてはシリコニット電気炉を使用し、炉芯管には高アルミナ質の緻密なもの(1000 mm×60 m/m ϕ I.D.)を使用した。

(2) 雰囲気について：炉内を中性雰囲気を保つためにアルゴンガスを導入した。これは炉芯管の下部から図に示すように導入したが、この雰囲気でも種々の条件から低 Al% の試料(特に 204, 207 および 304)では常に僅かの脱炭フェライト層が表面に生成した。従って、アルゴンガスは炉芯管内に試料取付後 25~30 分流入させ、試料を降下させた後の恒温加熱中はガスの流通を中止し、静止のまま実験を進めた。しかしながら、本法は、冷却速度が優り、後述のごとく、試料の中心部でも端部とほとんど同一冷却能であり、しかも端部を除いては C% の低下が認められないのでこの方法を採用した。

(3) 恒温保持について：試料加熱部を一定温度に保持するため、**Fig. 1** に示すごとく、第 2 熱電対を使用し、シリコニット付近の温度を制御することによって、炉内の試料の加熱温度は、最高 1250°C で $\pm 1^\circ\text{C}$ 以内に抑えることが出来た。

(4) 冷却能について：急冷に当っては、下蓋を開いた瞬間に試料を落下したが、試料の落下後冷却水に達するまでに要する時間は約 0.2~0.3 sec と推定される。冷却液は水+氷+食塩を適当に混合し、 -1°C ~ -4°C の温度範囲であった。この条件下での冷却能を調べるために、0.85% C 普通炭素鋼を本試料と全く同一条件で 850°C; 1 hr 加熱後急冷した結果、**Photo. 2** に示すごときマルテンサイト組織を示し、しかも試料の端部でも中心部でも組織が均一であり、これから本急冷法では T-T-T 曲線の“nose”を切っていないことになり、良好な冷却法であることがわかる。

(5) その他： a. 炉温分布は水平分布と垂直分布を調べたが、その結果は次のごとくである：

水平温度分布……最大差は 2°C

垂直均一帯……最高 (1250°C) で約 4 cm

b. 試料の炉内保持には 1.6 m/m ϕ の軟鋼溶接棒を使用した。

c. 各部の密閉には高温用高真空コンパウンドを使用した。

2.3 操 作 法

(1) 炉の操作法：すべての試料は各温度で、所定の時間恒温加熱後急冷したが、これらの操作を略記すると次のごとくである：

a. 最初炉内の所定の位置に試料をセットしてからこれの加熱中、炉内の空気をアルゴンガスで置換 (25~30 min) するが、この間、試料の輻射熱の影響を出来るだけ少なくするため **Fig. 1** (B); (C) の I に示すごとき半円型回転リフレクターを用いた。

b. アルゴンガスを一定時間流通後、上述の図の (C) I に見られる装置を約 90° 水平に回転

させて試料を降下し、所定温度に加熱された炉の所定の位置で急速に加熱した。恒温加熱時間は、予備実験を参考にし、1.5~3 hr が適当であると認められたので、同一試料について加熱時間を 1.5; 3 hr とした両者を比較し、両者の組織がほぼ等しくなった場合を平衡の状態と推定した。ただし 1250°C の加熱では、1.5 hr で充分であることが確認された。なお、1.5; 3 hr の両種の加熱時間で異なる組織を得た場合には、さらに 6 hr の加熱を行なってその変化の有無を確認した。

(2) 熱処理後の試料について

先にも述べたとおり、低 Al% 試料 (204, 207 および 307) では、恒温保持中に脱炭層がその表面に生成していた。そこで、これら試料についてはその中央部分を取り出し、炭素量を分析した結果、加熱の前後で変化のないことを確認した。従って、加熱後のこれらの試料の検査に当っては十分注意して試料本体の組織を観察することに努めた。

急冷後の各試料はすべてポリスチレン樹脂に埋込んだ後、マイクロポリッシャー、バフで研磨し、組織検出に当っては、各合金の組成に応じて各濃度のナイトール液を使用した。それらの関係を一括して **Table 2** に示した。特に高 Al% 試料の中には 25% ナイタール+3% HCl 液でエッチした場合もある。

なお、X 線解析に供した試料に関しては後述する。

Table 2. Etchants for samples with various compositions.

Sample (Al wt%)	4; 7	10; 11	13~16	>18
Conc. of Nital	5%	20%	50%	20%

3. 実験結果およびその考察

1000°~1250°C の恒温断面図作成に当っては先の研究結果を参照し、試料の各相の顕微鏡観察、X 線解析および硬度測定の結果を総合的に検討してその判定を行なった。

本章ではまず X 線解析、硬度測定による結果をのべ、さらにこれらの結果と組織の顕微鏡観察による比較を行なうことにより、各温度での恒温断面図の検討を行ない、併せて K 相ならびに各組成断面図についても論ずることにした。

3.1 X 線解析結果

鑄放し状態の試料も含め、各熱処理後の試料について本法により一般的な相判別を行なったが、特に顕微鏡観察並びに硬度測定結果で不確実性が残った試料について、自記 X 線回折装置 (ADX-1083 型) を使用し、普通の条件 (FeK α ; フィルター使用せず) で必要な試料について回折を行なった。X 線照射に当っては 5 m/m ϕ の丸棒の場合には、試料の軸を通る平面について、また角型試料については、検鏡面 (6 \times 10 mm) について X 線回折を行なった。また必要に応じては約 300 メッシュ程度に粉碎した試料をそのまま回折に使用した場合もある。

これからの回折結果の解析に当って必要と思われる諸相の標準回折図を **Fig. 2** に示したが、この図の回折強度はおおよその表現であり、また各相に関しては相対的なもののみを示すのみである。回折角においても Al 濃度により幾分変化を示すことは当然と思われる。次に解析に利用した試料の各回折図を **Fig. 3.1~Fig. 3.14** に示したが、各図中の符号の意味は下記のとおりである：

- | | | |
|-----------------------|---|------------------------|
| α_1 : 110 反射 | } | フェライト (α) 相 |
| α_2 : 200 反射 | | |
| α_3 : 211 反射 | | |
| γ_1 : 111 反射 | } | オーステナイト (γ) 相 |
| γ_2 : 200 反射 | | |
| M(γ): 101 反射 | } | マルテンサイト (M) 相 |
| M(α): 110 反射 | | |
| K_0 : 110 反射 | } | K 相 |
| K_1 : 111 反射 | | |
| K_2 : 200 反射 | | |
| K_3 : 220 反射 | | |
| K_4 : 311 反射 | | |

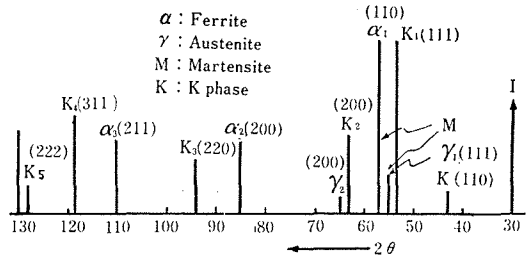


Fig. 2. Standard patterns of phases found in samples (FeK α).

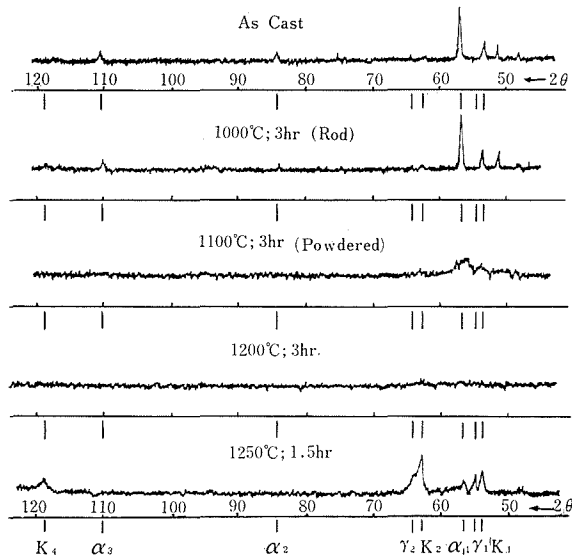


Fig. 3.1. Patterns from No. 210.

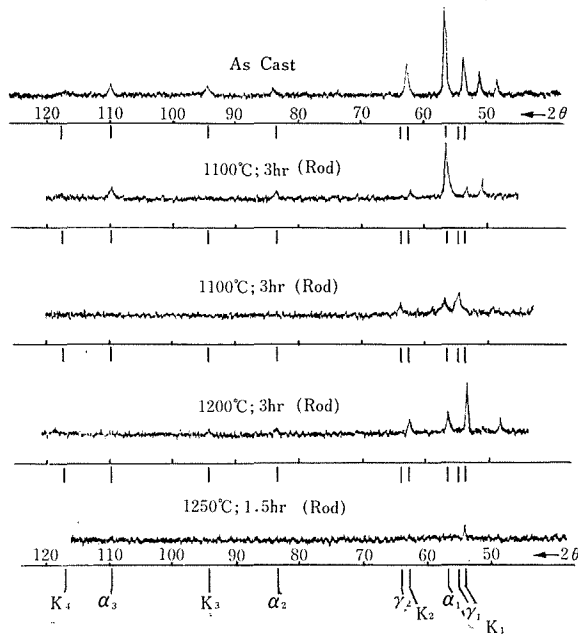


Fig. 3.2. Patterns from No. 213.

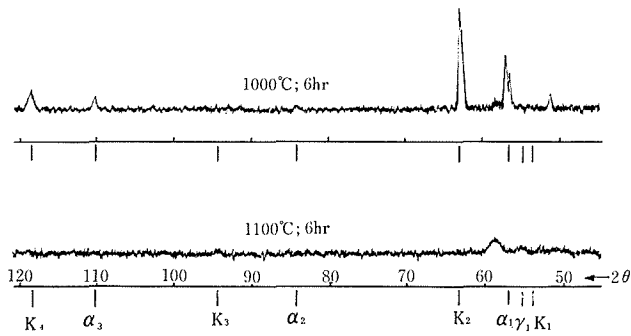


Fig. 3.3. Patterns from No. 213 (6 hr).

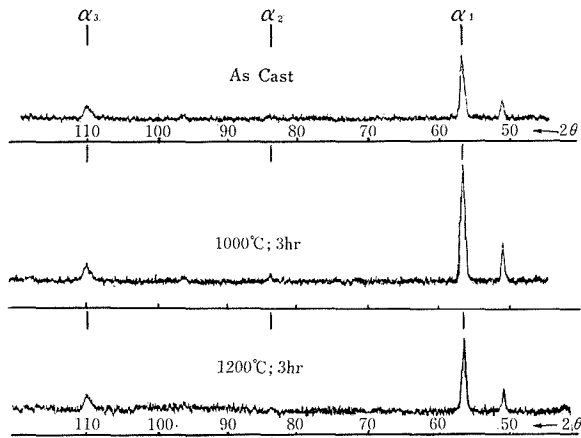


Fig. 3.4. Patterns from No. 225.

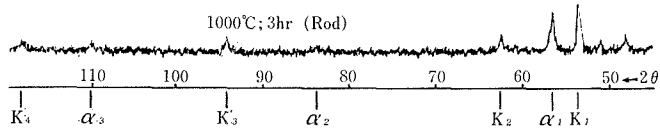


Fig. 3.5. Patterns from No. 220.

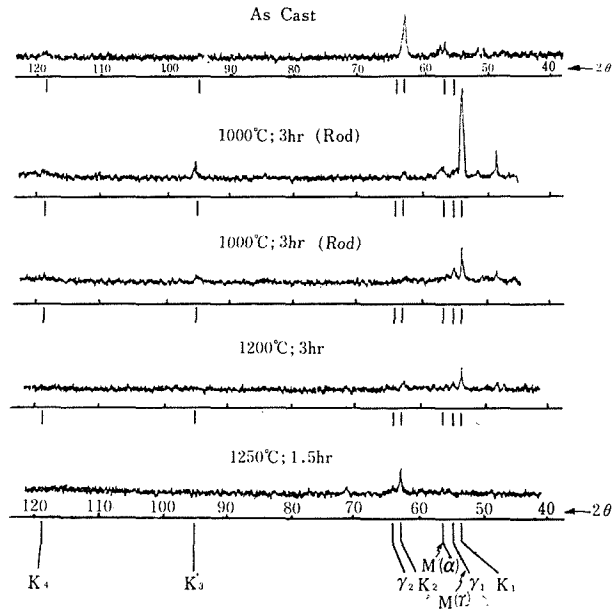


Fig. 3.6. Patterns from No. 310.

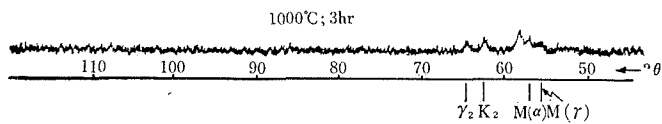


Fig. 3.7. Patterns from No. 307.

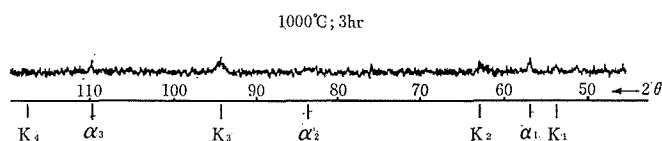


Fig. 3.8. Patterns from No. 313 N.

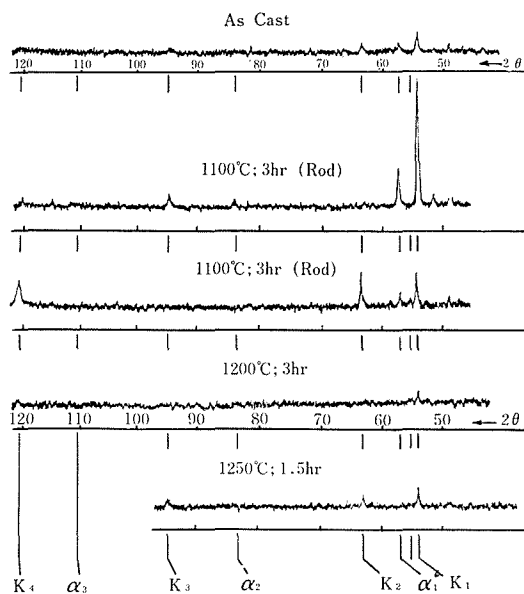


Fig. 3.9. Patterns from No. 313.

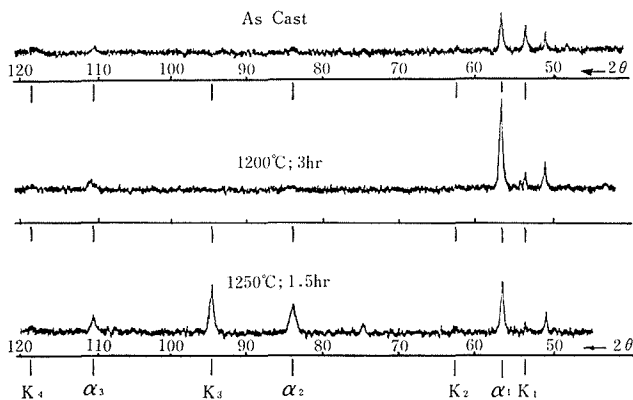


Fig. 3.10. Patterns from No. 320.

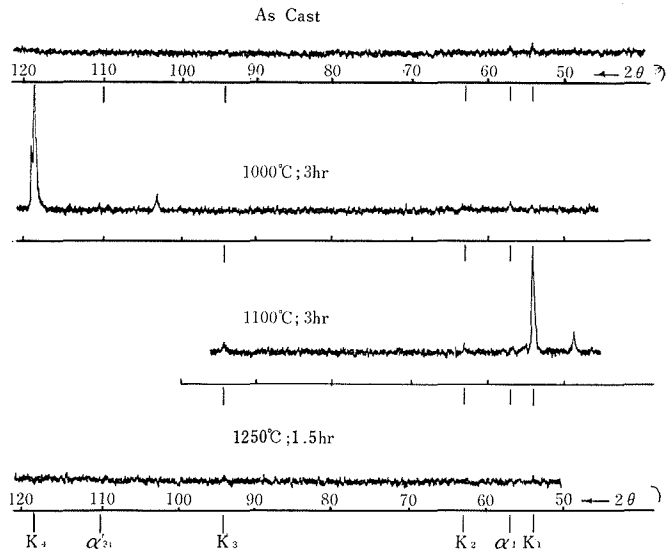


Fig. 3.11. Patterns from No. 315.

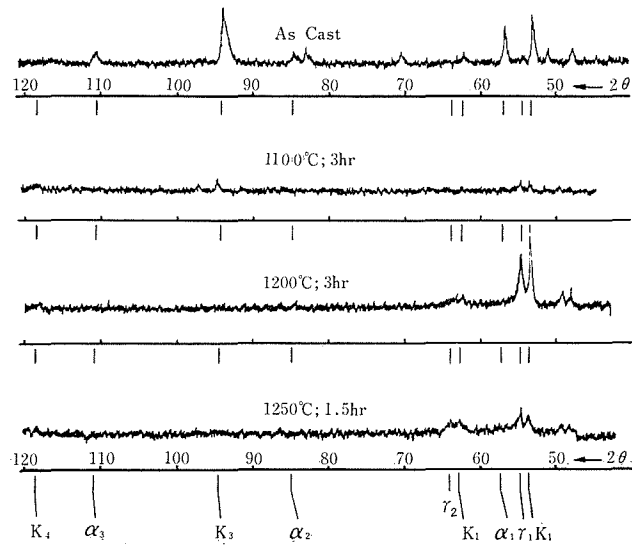


Fig. 3.12. Patterns from No. 409.

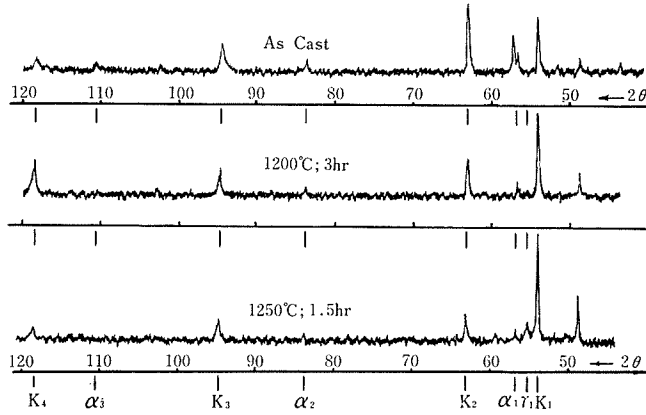


Fig. 3. 13. Patterns from No. 411.

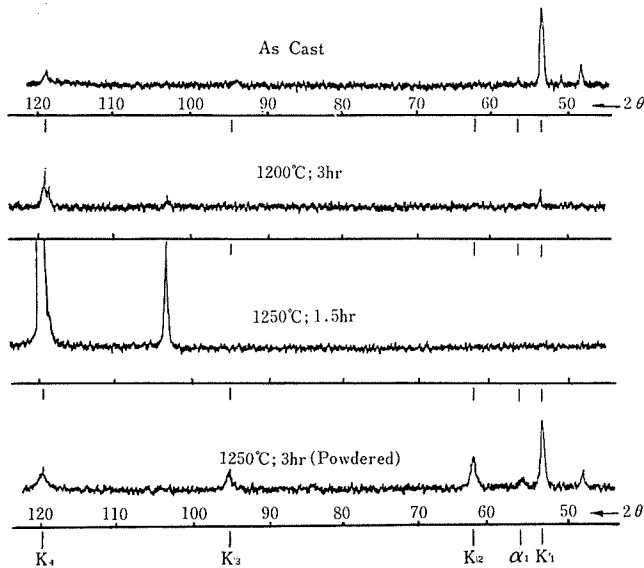


Fig. 3. 14. Patterns from No. 413.

以上の各試料の X 線回折による相解析の結果を総括すると **Table 3** のごとくである。特にこれらの試料では組織並びに硬度値から判定の困難なものについてのみ示したが、これは状態図解明に有力な要素となった。なお、黒鉛 (G で表わす) は原子量が小でしかも量的にも少量であるため回折図に認めることが困難であり、解析が出来なかった。

Table 3. Identification of each phase found in samples by X-ray analysis.

Sample		Phase	Sample		Phase
210	As Cast	$\alpha+K$	213	As Cast	$\alpha+K$
	1000°C	$\alpha+K$		1000°C	$\alpha+K$
	1100°C	$\gamma(M)+K$		1100°C	$\alpha+K$
	1200°C	$\gamma+K$		1200°C	$\alpha+K$
	1250°C	$\gamma(M)+K$		1250°C	K
313	As Cast	$\alpha+K$	310	As Cast	$\alpha+K$
	1000°C	$\alpha+K$		1000°C	$\gamma(M)+K$
	1100°C	$\gamma+K$		1100°C	$\gamma+K$
	1200°C	K		1200°C	$\gamma+K$
	1250°C	$\gamma+K$		1250°C	K
315	As Cast	$\alpha+K$	409	As Cast	$\alpha+K$
	1000°C	$\alpha+K$		1100°C	$\gamma+K$
	1100°C	K		1200°C	$\gamma+K$
	1250°C	K		1250°C	$\gamma+K$
320	As Cast	$\alpha+K$	411	As Cast	$\alpha+K$
	1200°C	$\alpha+K$		1200°C	K
	1250°C	$\alpha+K$		1250°C	$\gamma+K$
413	As Cast	$\alpha+K$	225	As Cast	α
	1200°C	K		1000°C	α
	1250°C	K		1200°C	α
307	1000°C	$\gamma+K$	213	1000°C; 6 hr	$\alpha+K$
219	1000°C	$\alpha+K$		1100°C; 6 hr	$\gamma(M)+K$
313 N	1000°C	$\alpha+K$			

3.2 各温度より急冷した諸相の硬度

微小硬度計によって測定した試料の硬度の中、各2%; 3%CのものについてAl含量と硬度との関係を各加熱温度ごとに、各相の硬度を一括して示すと **Fig. 4.1~4.4**のごとくである。図中×印は γ 相について、○印はK相について、また△印は α 相についてそれぞれの硬度を示している。これらの結果から存在する各相について次の様に総括される：

(1) γ 相：この相は、低Al%で硬度が高く、Al%が増大するに従って硬度低下の傾向を示している。しかしながら、低Al%の試料では、 γ 相にマルテンサイトが混入した結果に基づくものと考えられる。それで、標準的な γ 相の硬度は、図の γ 相の中、硬度の低い値をとって750~800 Hvと考えるのが妥当であろう。従ってアルミニウム、炭素の濃度変化によ

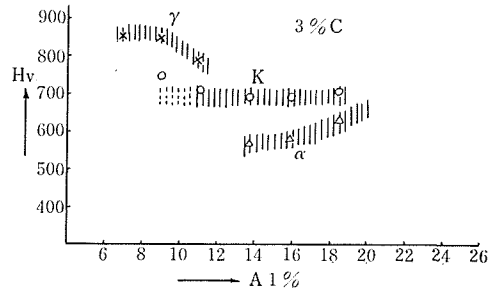
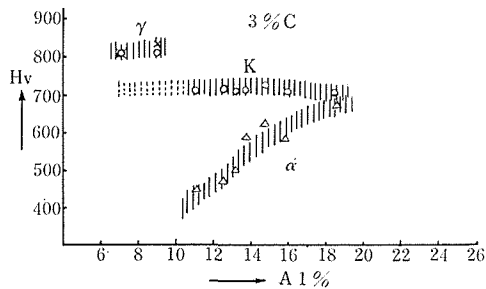
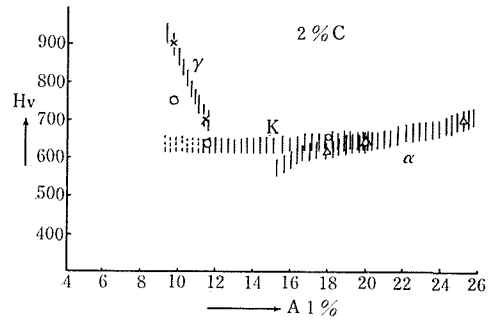
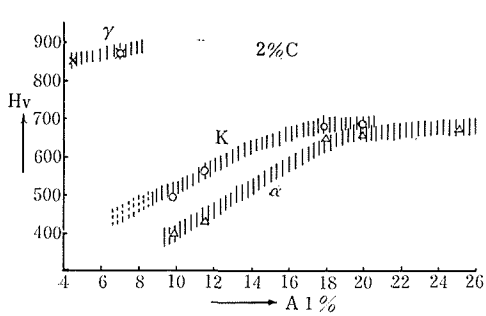


Fig. 4. 1. Change in hardness of phases of samples with Al (Quenched from 1000°C)

Fig. 4. 2. Change in hardness of phases of samples with Al (Quenched from 1100°C)

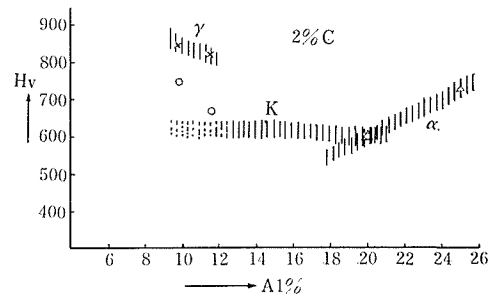
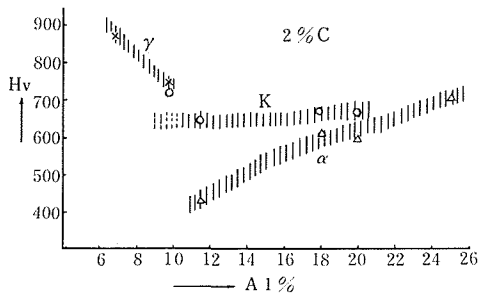


Fig. 4. 3. Change in hardness of phases of samples with Al (Quenched from 1200°C)

Fig. 4. 4. Change in hardness of phases of samples with Al (Quenched from 1250°C)

る試料中の γ 相の本熱処理による硬度の変化は正確に知ることが出来ない。

(2) K相: この相は低 Al% の試料で高い値を示しているが、これも K 相の周囲に存在する硬度の高いマルテンサイトがその測定に影響を及ぼしているためであろう。それで図中では、低 Al% の部分は破線で推定硬度を示した。また K 相はほとんどの図から見られるごとく 13~20%Al ではほぼ一定の値を示している。さらにこの範囲では、温度が高くなるにつれて硬度が低下している。このことから、温度が高くなるに従って K 相が低 C% の方へ拡大していくことが推定される。この事についてはさらに後にものべることにする。

(3) α 相: α 相は Al% が増加するに従って硬度の上昇を示しているが、これは α 相へのアルミニウムの固溶度が増加することによるものであろう。また 2%C において、20%Al と 25%Al の試料を比較すると、1000°C ではほぼ同程度の硬度を示し、1100°C 以上では 20%Al の方がむしろ硬度の低下を示している。このことから (α +K) 相と (α +K+C) 相、および (α +K+C) 相と (α +C) 相との、それぞれの境界線が、温度の上昇に従って低 Al% の側に移行することが推察される。この詳細については次の項でのべる。

3.3 恒温加熱；急冷した試料の組織

(1) 1000°C ; 3 hr 加熱—急冷の組織並びに 1000°C 恒温断面図。

1000°C ; 3 hr の恒温加熱；急冷した試料の組織観察結果 (Photo. 3.1~Photo. 3.27 参照) 並びに先の硬度測定, X 線解析による相の判定結果を総合すると Table 4 のごとくである。ここで写真番号は後掲の組織写真に相当する。

次に注目すべき組織を呈する試料についてのべることにする:

a. 試料 207 ; 307 の組織は Photo. 3.3 ; 3.11 に見られるごとく類似しており、白色のマトリックス内に着色されない細かい粒子が析出している。これはこの温度で γ 相と平衡にあ

Table 4. Identification of each phase found in samples at 1000°C.

No.	Phase	Photo.	No.	Phase	Photo.
204	γ +G	3.1	319	α +K+G	3.16
207	γ +K	3.2; 3.3	320	α +K+G	3.17
210	α +K	3.5	409	γ +K+G	3.18
213	α +K	3.6; 3.7	411	γ +K+G	3.19
218	α +K	3.8	413	α +K+G	3.20
220	α +K	3.9	3°14	α +K+G	3.21
225	α +G	3.10	3°15	α +K	3.22
307	γ +K+G	3.11	3°16	α +K+G	3.23
310	γ +K	3.12	3316	α +K+G	3.24
313	α +K	3.13	3614	α +K+G	3.25
313 N	α + γ +G	3.14	3615	α +K+G	3.26
315	α +K	3.15	3714	α +K+G	3.27

る K 相であって、析出の様相を呈している。従って 6.5%Al 以上で K 相が現われて来るといふ Morral の報告は正しいように思われる。

b. 試料 213 は 3 hr 加熱では黒鉛が現われていた (Photo. 3.6)。これでは状態図の解釈が出来ないので 6 hr の恒温加熱を行なった。その結果、組織は Photo 3.7 のごとく、黒鉛は現われず、フェライト+K であることが硬度測定および X 線解析により判定することが出来た。

c. K 相試料 (高 C% ; 高 Al%) ではほとんど黒鉛が現われている。これは鑄放し組織に認められる黒鉛が本熱処理条件では完全に溶解し得なかつたものと考えられる。従って、この組織が本来の 1000°C の組織と考えることは出来ないようである。なおこれについてはさらに 1100°C 恒温加熱の項でのべることにする。

以上の考察にもとづいて 1000°C 恒温断面図 (Fig. 5) を作成した。またこれと比較のために Morral が提出している 1000°C 恒温断面図を Fig. 6 に示した。

この両者を比較すると、本実験結果の方が ($\alpha+K$) 相および ($\alpha+K+C$) 相の領域が拡大し、他方 ($\alpha+\gamma+K$) 相が幾分縮少していることが認められる。この図で○印は使用した試料の組成の位置を表わしている。

(2) 1100°C 恒温加熱一急冷の組織並びに 1100°C 恒温断面図。

本温度での熱処理後の組織観察結果 (Photo. 4.1~Photo. 4.45 参照) と先の硬度測定および X 線解析による各試料の組織を総合すると、Table 5 のごとくである。ここで写真番号は後掲の写真に相当する。Fig. 7 に示した本温度断面図は先の 1000°C のそれと比較して大きな変化は認められないが、その主な相異点を挙げれば次のとおりである：

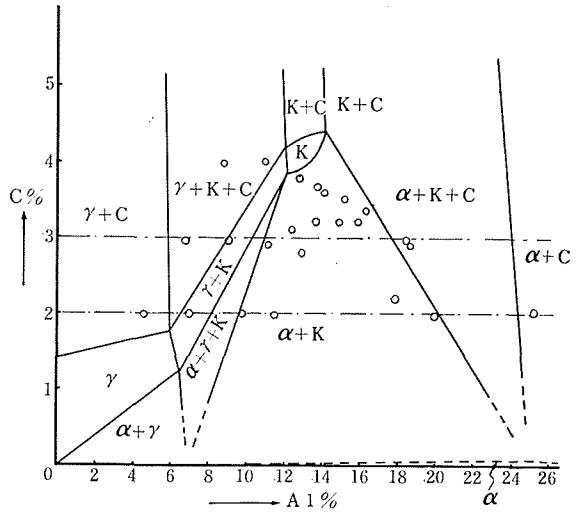


Fig. 5. The isothermal section of an Fe-Al-C system at 1000°C.

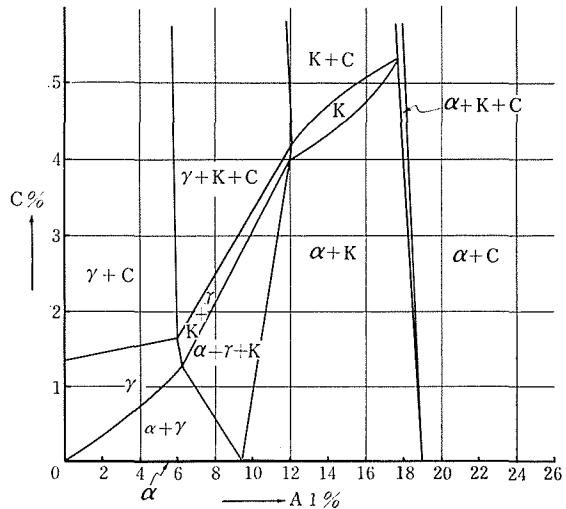


Fig. 6. The isothermal section of an Fe-Al-C system at 1000°C proposed by Morral.

Table 5. Identification of each phase found in samples at 1100°C.

No.	Phase	Photo.	No.	Phase	Photo.
207	γ +G	4.1	320	α +K+G	4.16
210	γ +K	4.2	409	γ +K+G	4.17
213	α +K	4.3, 4.4	411	γ +K+G	4.18
218	α +K+G	4.5	413	K+G	4.19
220	α +K+G	4.6	3°14	α +K	4.20, 4.21
225	α +G	4.7, 4.8, 4.9	3°15	α +K+G	4.22, 4.23
307	γ +G	4.10	3°16	α +K+G	4.24, 4.25
310	γ +K+G	4.10	3316	α +K+G	4.26
313	γ +K	4.12	3614	α +K	4.27
313 N	α +K	4.13	3615	α +K	4.28
315	α +K	4.14	3714	α +K	4.29
319	α +K+G	4.15			

a. 試料 207 については、1000°C の場合には K 相の析出が認められたが、1100°C ではオーステナイトに微量の黒鉛が出ている組織であり、これはオーステナイト領域がこの温度では 7%Al 以上に拡大していることを示すものである。従って、(γ +C) 相と (γ +K+C) 相との相境界線も高 Al% の方に移行する可能性が大である。

b. 1000°C で (α +K) 相領域にある試料 220 が本温度では黒鉛がフェライト粒子の中に現われ、試料 319; 320 と同様な (α +K+C) 相の組織を呈している。これは 1100°C においては、(α +K) 相と (α +K+C) 相の境界線が 1000°C の場合よりも低 C% の方に移行することを示している。

c. 試料 213 については、3 hr 加熱では黒鉛が現われており、さらに 6 hr 加熱を行なった。この結果、黒鉛は認められず、組織は 2 相となっており、これは硬度測定と X 線解析による結果によって α +K と判断された。

d. 試料 313 の組織は、全体的な形としては 1000°C 加熱における場合と類似しているが、組織内の着色相はオーステナイトであり、一方 1000°C ではこれが着色されないフェライトとして存在する。これは組織観察のみでなく、先の X 線解析および硬度測定の結果にもとづいて

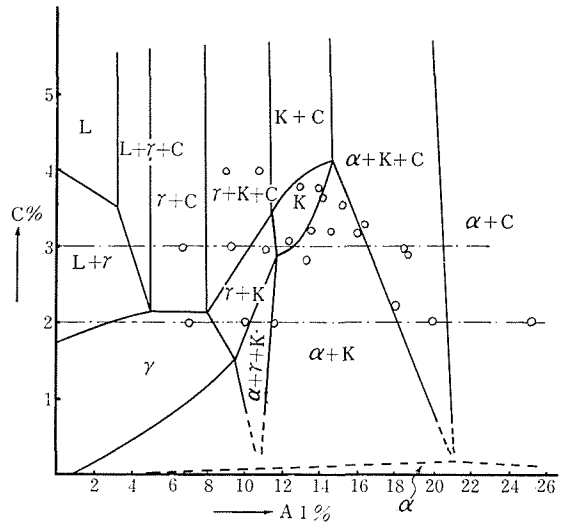


Fig. 7. The isothermal section of an Fe-Al-C system at 1100°C.

いる。

e. 試料 210 の組織における黒色相は γ 相と K 相が共存したものと考えられ、しかも後者が細粒で現われて来たため黒く見えるものと思われる。また白色部分はオーステナイト+K 相である。

f. 1100°C 恒温加熱後急冷した試料の中、K 相試料にはその組織に黒鉛らしきものが現われているものが多いが、これは前項でのべたごとく、鑄放し試料の組織ですでに黒鉛が出ているために、本温度における結果を無条件に取り入れるべきではないと思われる。この黒鉛析出については試料作成時に原因があると思われる。すなわち、Fe-C の合金融体にアルミニウムを添加する際に、炭素が黒鉛の形で析出して来たものと思われる。上述の見解にもとづくと、例えば試料 413 では、マトリックスが K の単一相である上にさらに黒鉛が現われていることは (K+G) 相と考えられるが、また他方、鑄放し組織に現われている黒鉛が本処理条件でもまだマトリックスに溶け込まずにそのまま残っているとすれば、この組織は K 単相ということも可能である。ただいまの場合は組織観察の結果から後者であると判定した。

さらにまた、組織中に黒鉛が現われているということは、そのマトリックスの C% が分析値より低下していることを意味し、従って 1000°C および 1100°C の恒温断面図における K 相試料の組成については、その値を分析値より低下させて考えるのが正しいと思われるが、マトリックスの C% 低下の量が現在不明であるので、K 相の恒温断面図における位置についてはある程度の不確実性が入ることは避けられないと思われる。

以上の諸結果より、1100°C 恒温断面図を作成した結果を **Fig. 7** に示した。

(3) 1200°C 恒温加熱一急冷組織並びに 1200°C 恒温断面図 (**Photo. 5.1~Photo. 5.25** 参照)。

Table 6. Identification of each phase found in samples at 1200°C.

No.	Phase	Photo.	No.	Phase	Photo.
207	γ	5. 1	320	α +K+G	5. 13
210	γ +K	5. 2	409	γ +K	5. 14, 5. 15
213	α +K	5. 3	411	γ +K	5. 16
218	α +K+G	5. 4	413	K	5. 17, 5. 18
220	α +K+G	5. 5	3° 14	K	5. 19
225	α +G	5. 6	3° 15	α +K	5. 20
307	γ +G	5. 7	3° 16	α +K	5. 21
310	γ +K+G	5. 8	3316	α +K	5. 22
313	γ +K	5. 9	3614	α +K	5. 23
313 N	γ +K	5. 10	3615	K	5. 24
315	(α)+K	5. 11	3714	α +K	5. 25
319	α +K+G	5. 12			

本温度で 3 hr 恒温加熱後急冷した試料に現われる組織を総合すると **Table 6** のごとくである。

Table 6 のうち特に注目すべき事項を列举すると次のとおりである：

a. K 相試料中では先の項でものべたとおり、鑄放し状態で黒鉛が現われているが、本温度での熱処理後は、エッチ前に黒鉛が現われていなかったにも拘らず、エッチ後に黒い放射状のものがかなり認められる。しかもこれがマトリックス内で掘れた状態で現われている。以上のことから考えると、鑄放し状態で黒鉛であったものが、本温度に恒温保持により、マトリックスに溶解込み、その跡が掘れた形で残り、エッチ剤の作用によってエッチ後認められたものと推定される。従って、この黒い“痕跡”は黒鉛と解すべきものではないと考えられる (**Photo. 5.18** 参照)。

b. 試料 409 の組織観察では、黒鉛の他はマトリックスはオーステナイト単相であると思われたが、X 線解析の結果、K 相が現われているので ($\gamma+K+G$) 相と決定した (**Photo. 5.15**)。

c. 試料 210 (**Photo. 5.2**) はマトリックス全体の着色相がオーステナイトで粒子境界に認められる白い粒子が K 相である。K 相の量が少ないことから考えて、これは γ 相と ($\gamma+K$) 相との境界線に近いものと思われる。

d. 本温度での加熱；急冷の組織では、 $3^{\circ}14$, 3615 および 413 が K 単一相であり、これは 1200°C では K の固溶範囲が低温度 (1000；1100°C) におけるよりも広がって来たことを示すものである。

以上の結果および考察を総合して 1200°C 恒温断面図の作成を行なった。この結果は **Fig. 8** のごとくである。

(4) 1250°C 恒温加熱—急冷組織および 1250°C 恒温断面図 (**Photo. 6.1**~**Photo. 6.22** 参照)。

1250°C では他の温度の場合と異なり、加熱時間は 1.5 hr であるが、これで十分であることが知られた。これらの試料について、先と同様に組織観察の他に硬度測定並びに X 線解析結果を取り入れ、総合して示すと **Table 7** のごとくである。本表の中、いわゆる K 相試料では、先の各温度における場合と同様に、黒鉛と亀裂 (または空隙) の判別が困難であるので、その判定には不確実性が含まれている。

本温度における組織のうち、特色ある様相をあげると次のごとくである：

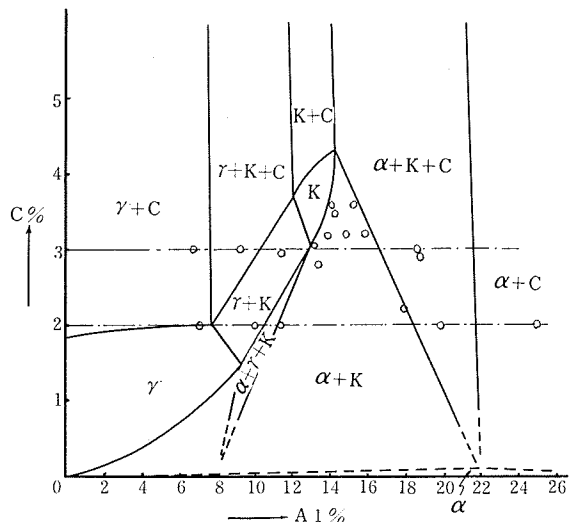


Fig. 8. The isothermal section of an Fe-Al-C system at 1200°C.

Table 7. Identification of each phase found in samples at 1250°C.

No.	Phase	Photo.	No.	Phase	Photo.
210	γ +K	6.1	409	γ +K+G	6.12, 13
213	γ +K	6.2	411	γ +K+G	6.14
220	α +K+G	6.3, 4	413	K	6.15
225	α +G	6.5	3° 14	K	6.16
310	γ +K+G	6.6	3° 15	K	6.17
313	γ +K+G	6.7	3° 16	α +K	6.18
313 N	γ +K+G	6.8	3316	α +K+G	6.19
315	K	6.9	3614	K	6.20
319	α +K+G	6.10	3615	K	6.21
320	α +K+G	6.11	3714	α +K	6.22

a. 試料 220, 319 および 320 の各試料のフェライト中に現われた黒鉛以外の微細析出物 (Photo. 6.3 ; 6.4 ; 6.10 および 6.11 参照) の存在については、硬度測定においても完全にその部分のみを測定出来ず、付近の測定結果では 300~400 Hv で非常に低い値を示した。また X 線解析によって何等確認することが出来なかった。ただし、この析出物が高 Al% の試料でしかも高温度で析出することは事実であり、また試料 225 では認められていないことから、これら上記試料の組成範囲内であり、炭素そのものか、または Al-C の化合物か、ただいまのところ決定不可能であり、今後さらに高炭素の分野の研究にまたなければならない。

b. 試料 409 は 1200°C におけると同様、顕微鏡観察では黒鉛の他にオーステナイト相のみと考えられるが、X 線解析の結果、K 相も共存していることが判明した。しかし K 相は少量であるので、その量的関係は (γ +K+G) 相と (γ +G) 相との境界に近いものと思われる。

以上の結果並びに考察から、1200°C の推定される恒温断面図を作成したが、これを Fig. 9 に示した。

(5) 総合的考察

これまでの各温度での恒温断面図を得たが、ここでこれらの結果をまとめて考察することにする。特に注意すべきことは、各相に示した“C 相”すなわちセメントライトについてであり、各境界線のうち 100% C の方向に直線的に伸びているのは、C 相が全面的に黒鉛化しているという前提にもとづいている。従って低 Al% では、状態図的には炭化物と黒鉛を

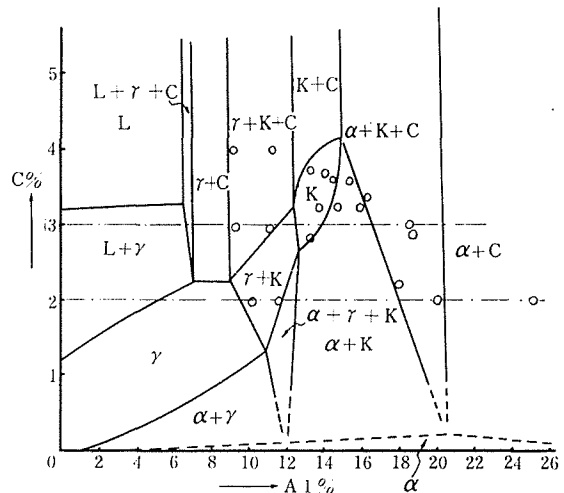


Fig. 9. The isothermal section of an Fe-Al-C system at 1250°C.

区別していない。

次に注目すべき事項を列記する：

a. K 相の固溶範囲は Morral によるそれよりも小さいことが推定され、従って K 相の最大 Al 固溶度の点より α 相に伸びる境界線の勾配も Morral によるものよりも幾分小さくなり、 $(\alpha+K+C)$ 相領域がかなり広がるものと思われる。

b. 状態図的には $(\gamma+K)$ 相と $(\alpha+K)$ 相との間に $(\alpha+\gamma+K)$ 相なる 3 相領域があるが、本実験においては、この位置に相当する試料がなかったために、この固溶範囲およびこの領域が α 相に接する点は明確に決定されなかった。

c. 各温度において $(\alpha+C)$ 相領域内にある試料 225 の組織 (Photo. 3.10, 4.7, 5.6 および 6.5) を見れば、 1000°C から 1250°C に到るに従い、黒鉛量の減少が幾分認められる。これは、高温になるに従い、低 C% 領域に存在する α 相が C% の高い方へ移行していることを示している。

d. $(\alpha+K)$ 相と $(\alpha+K+C)$ 相との境界付近で、K 相に近い試料は熱処理後非常に脆く、試料調整に特に注意したにも拘らず、亀裂が多いため、黒鉛の存在の確認が幾分不確実になった。しかしながら、組織の観察から、 1000°C から 1200°C に温度が上昇するに従い、この境界線が低 Al% の方へ移行していることが推定され、これはまた先の硬度測定結果からも推定される。すなわち、試料 220; 225 両者の硬度を比較すると、 α 相については、試料 225 では温度が異なってもその硬度がほぼ一定である。他方試料 220 では、 1000°C では相界点での α 相の硬度であり、しかも 1100°C 、 1200°C および 1250°C では、この相界点が低 Al% 側へ移行する結果、それに伴って α 相の硬度が変化すると考えられる。一般に α 相は Al% の増加と共にその硬度が増加すると考えられるので、これによって事実と一致した説明が出来ると思われる。

(6) 2% 及び 3% C の組成断面図

Löhberg; Schmidt の 3 元状態図から得られた 2% および 3% C の組成断面図に本実験によって得られた結果を取り入れ、修正を加えた図が Fig. 10 および Fig. 11 である。これによれば Fig. 12; Fig. 13 にあげた Löhberg;

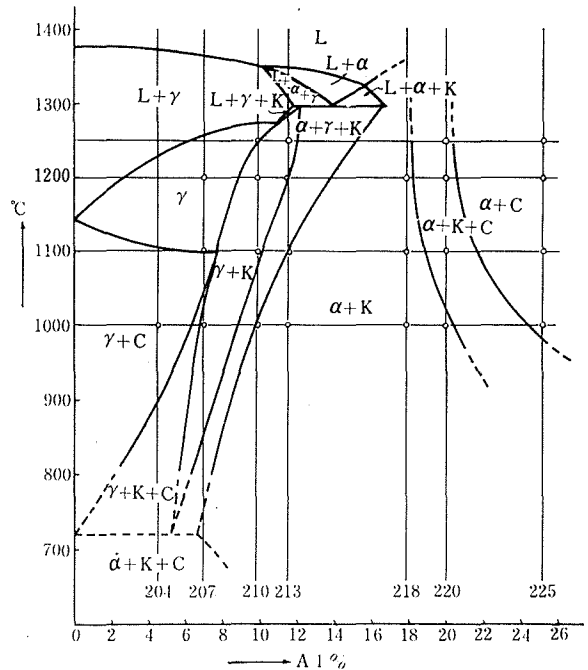


Fig. 10. A 2% C section of an Fe-Al-C system proposed from this experiment.

Schmidt からの断面図 (これには K 相を $\text{Fe}_3\text{AlC}_{0.66}$ として利用した) と比較して、一般に次のごとく相異点を列挙することが出来る:

a. いずれの断面図においても、低 Al% では Löhberg; Schmidt の状態図と類似しているが、本研究結果の方が各相とも一般に低 Al 側に寄っている。そして高 Al 側には $(\alpha+K+C)$; $(\alpha+C)$ の領域が見出された。これはこれまであまり明確に示されていなかった。ただし、 1000°C 以下並びに 1250°C 以上の温度での有無は判明したがたい。

b. 3% C 断面図では特に K 単一相が現われている。これは先にのべたごとく、K 相が高温になるに従い、低 C% の方へ移行して来ることによるものである。しかし、その正確な境界、特に 1250°C より高温度における状態図は推定にすぎない。

(7) K 相について

K 相の組織観察および硬度測定の結果については先にのべたが、熱処理後の組織は高温であることも影響して、粒子が非常に大きく、従って組織写真には K 相単一相の場合には 100 倍の組織ものせてある。粒子によって着色の程度が異なるのは、各粒子の結晶方向の違いによるものであろう。

K 相の硬度については、この相が α 相や γ 相と共存する場合、その C% が多少異なるし、またその他の条件の変化もあり、硬度測定 (荷重=300 gr)

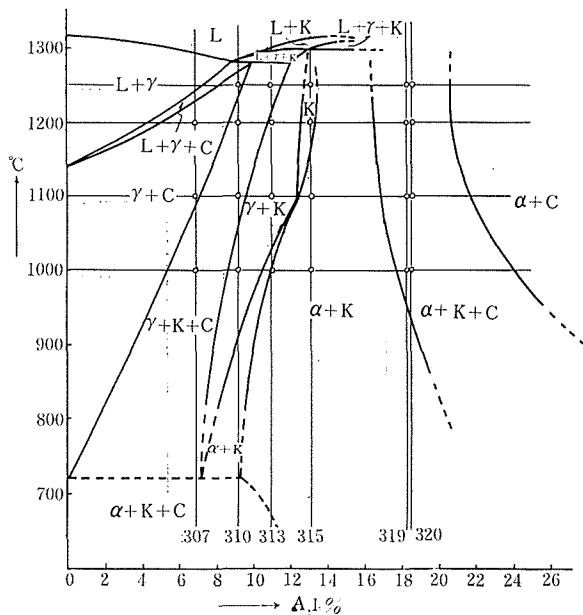


Fig. 11. A 3% C section of an Fe-Al-C system proposed from this experiment.

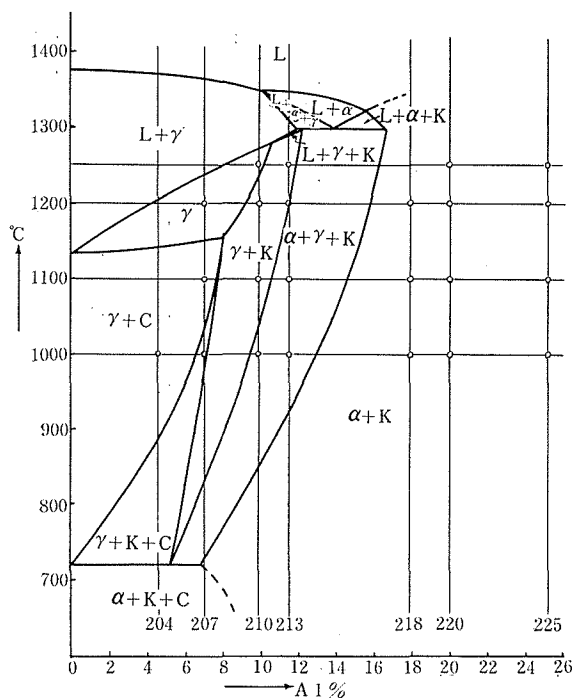


Fig. 12. A 2% C section by Löhberg & Schmidt.

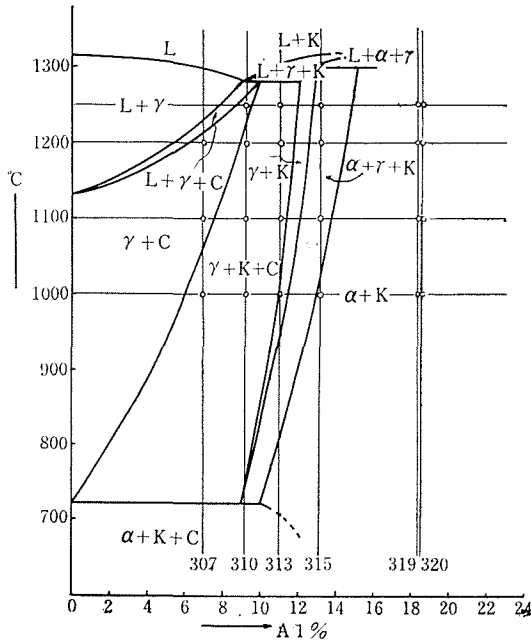


Fig. 13. A 3% C section by Löhberg & Schmidt.

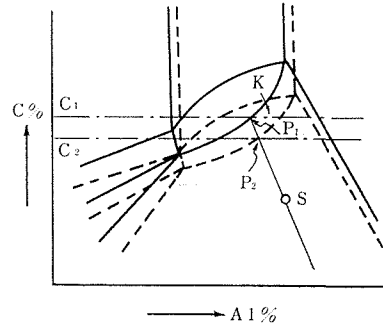


Fig. 14. Schematic representation of shift of K phase.

の結果, Hv = 650 ± 20 の値を示している。また、先の Fig. 4.1 ~ Fig. 4.4 中の K 相の硬度に注目すれば、高温になるに従い、その値が少しずつ低下している。このことから次のことが説明出来る。すなわち、C% 濃度の変化により、K 相の硬度も変化すると思われる。例えば、Fig. 14 において、実線が低温度、破線が高温度における状態図であるとすれば、S という組成の試料の組織における K 相は、傾斜関係により低温度では P₁、高温度では P₂ の位置に移行する。その結果、C% 固溶度はそれぞれ C₁; C₂ で固溶度の異なる P₁ の方が当然硬度が大となると考えられ、先の硬度測定結果を比較すればこの傾向が認められる。従って、組織観察の結果で、K 相が高温になるに従い、低 C% の方が広がって来るといふ推察は硬度変化の結果とも一致すると考えられる。

K 相についてさらに X 線回折を行なった結果をのべると次のとおりである：

Fig. 15 は 1250°C 恒温加熱後急冷した試料のうち組織的に単一 K 相と認められた 413,

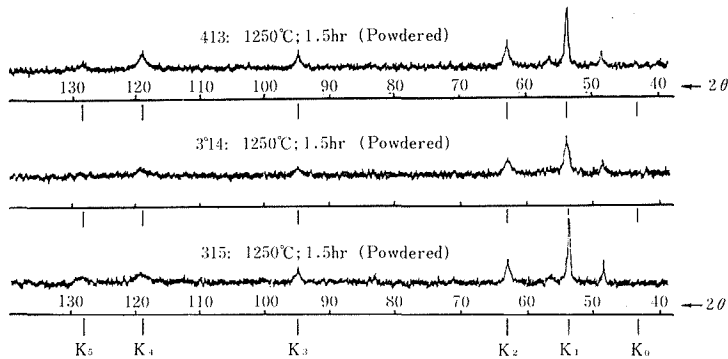


Fig. 15. Patterns from powdered samples of No. 413, No. 314, and No. 315 kept at 1250°C for 1.5 hr.

3°14 および 315 の 3 試料を 250~300 メッシュに粉碎したものについて X 線回折を行なった結果である。この図に見られるごとく、面心立方型の K_1 (111 反射), K_2 (200 反射), K_3 (220 反射), K_4 (311 反射) および K_5 (222 反射) の他に、体心立方型の K_0 (110 反射) が認められる。従って、K 相が面心型構造と体心型構造の両者から合成された構造をもつと推察することは妥当であると思われる。さらにまた、本実験結果により作成した恒温断面図における K 相の位置と比較すると、これまで一般に言われている Fe_3AlC (5.8%C; 13.1%Al) の組成ではこの位置に適合しないが、Heutter; Stadelmaier による組成: $Fe_3AlC_{0.66}$ (3.94%C; 13.33%Al) の方ではほぼ一致している。

次に、Fig. 15 の回折図より格子常数を計算した結果は Table 8 (a), (b), (c) のごとくであり、これによれば、大体 $a=3.73 \text{ \AA}$ の平均値を有している。もちろんこの値には、粉末化に伴う誤差も当然含まれていることに注意しなければならない。一方 ASTM の X 線データ集⁸⁾ は Fe_3AlC_x ($x=4\%$) について Table 9 に示す結果を与えている。また先の Morral の結果によれ

Table 8. Lattice spacings and lattice constants of samples.

(a) sample 413				(b) sample 3°14				(c) sample 315			
d (Å)	I	hkl	a (Å)	d (Å)	I	hkl	a (Å)	d (Å)	I	hkl	a (Å)
2.637	vw	110	3.729	2.651	vw	110	3.749	2.637	vw	110	3.729
2.152	vst	111	3.728	2.156	vst	111	3.734	2.158	vst	111	3.738
1.865	st	200	3.729	1.867	st	200	3.734	1.868	st	200	3.736
1.315	m	220	3.719	1.315	m	220	3.718	1.320	m	220	3.735
1.137	m	311	3.770	1.123	m	311	3.724	1.112	m	311	3.686
1.078	w	222	3.734	1.076	w	222	3.728	1.078	w	222	3.734
mean value: 3.734 Å				mean value: 3.730 Å				mean value: 3.730 Å			

Table 9. Lattice spacings and intensities of Fe_3AlC_x (ASTM).

d (Å)	I/I_0	hkl	a (Å)
2.68	40	110	3.79
2.16	100	111	3.74
1.89	80	200	3.78
1.68	40	210	3.79
1.53	20	211	3.75
1.33	80	220	3.76
1.25	40	300	3.75
1.20	20	310	3.79
1.14	80	311	3.78
1.09	60	222	3.77
1.04	40	320	3.75

mean value: 3.77 Å

ば、K 相の格子常数が $3.73\sim 3.77 \text{ \AA}$ と報告しているが、いずれにしても類似した結果が示された。

4. 結 言

本研究によって得られた結果を要約すると次のごとくである：

1. 1000°C 恒温断面図では、K 相の固溶範囲のことを除けば、Morral の結果がほぼ正しいように思われる。
2. K 相が固溶範囲を有することは明らかであり、 1000°C より 1250°C に到るまで、高温に行くに従い、その範囲が広がる傾向があり、低炭素側に移行するように思われるが、試料の始源組織の効果が著しくその判定に影響して、明瞭にその境界を決定し難い。
3. K 相の結晶構造は面心型と体心型の合成された構造を有するというこれまでの考え方は妥当であると思われる。
4. 2%C 組成断面では、大体これまでの結果と大差ない様相を示すが、各相とも幾分低 Al 側に寄っている。さらに高 Al 側では、 $(\alpha+K+C)$ 相と $(\alpha+C)$ 相の存在が認められた。
5. 3%C 組成断面でも、2%C の場合と同様なことが一般に言われるが、さらに 1100°C 以上の高温度では K 単相領域が現われる。また $1000\sim 1250^\circ\text{C}$ で 16~25%Al の範囲に $(\alpha+K)$ 相と $(\alpha+K+C)$ 相の相界線、および $(\alpha+K+C)$ 相と $(\alpha+C)$ 相の相界線がさらに低 Al 側に移行して存在することが認められた。

最後に、本研究は著者が室蘭工業大学に在職中に行なったものであり、本研究に使用した各種の試料は、K.K. 日本製鋼所室蘭製作所前川研究所長並びに中川博士の御好意により得たものであり、その労苦に対して深く感謝すると共に、本研究を直接援助してくれた大関昭夫、坂地一晃両工学士にお礼申し上げる次第である。

参 考 文 献

- 1) 塩沢・中井：Rep. Castings Res. Lab., **No. 5** (1954), p. 11; 西田：電気化学, **26** (昭28), p. 650; J. Electrochem. Soc. Japan (Oversea Ed.), **26** (1958), No. 10-12, E 205.
- 2) Keil, O. V. and Jungwirth, O.: Arch. Eisenhütt., **4** (1930-31), p. 224.
- 3) Söhnchen, E. and Piwowarsky, E.: Arch. Eisenhütt., **5** (1931), p. 17.
- 4) Morral, F. R.: J. Iron and Steel Inst., **28** (1938), p. 419.
- 5) Löbberg, K. and Schmidt, W.: Arch. Eisenhütt., **11** (1938), p. 607.
- 6) 西田・田上：日本金属学会誌, **30** (昭41), p. 68 および p. 73.
- 7) Stadelmaier, H. and Huetter, L.: Acta Met., **6** (1958), p. 367.
- 8) ASTM: X-RAY POWDER DATA FILE (1959).

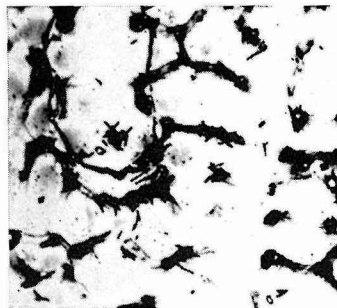


Photo. 1. 1. 204

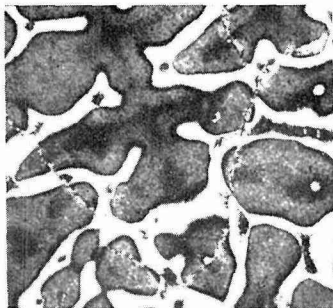


Photo. 1. 2. 207

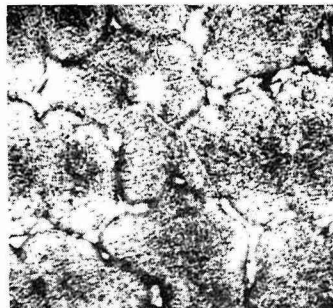


Photo. 1. 3. 210

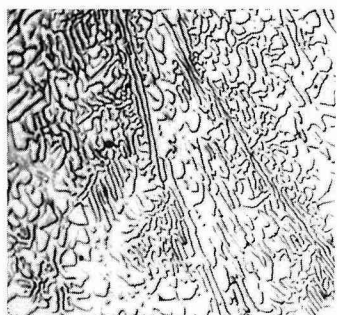


Photo. 1. 4. 213

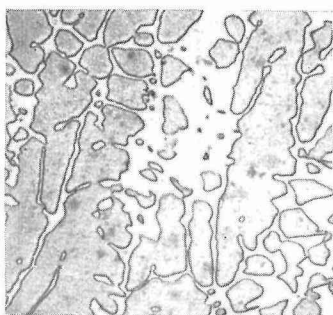


Photo. 1. 5. 218



Photo. 1. 6. 220

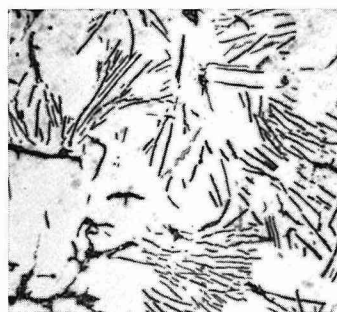


Photo. 1. 7. 225

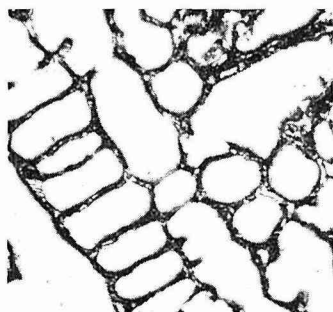


Photo. 1. 8. 307



Photo. 1. 9. 310

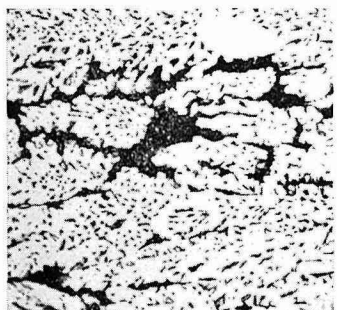


Photo. 1. 10. 313

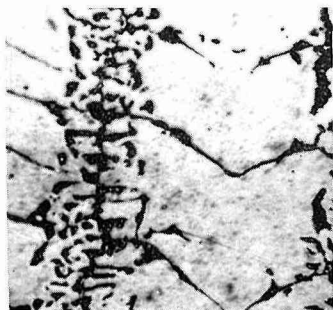


Photo. 1. 11. 313 N



Photo. 1. 12. 315

Photo. 1. Microphotographs of as-cast samples ($\times 400$). (a)

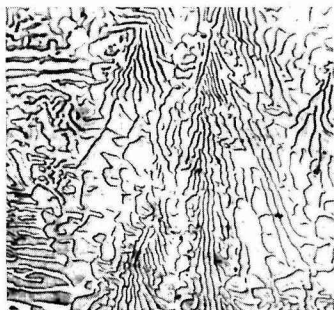


Photo. 1. 13. 319

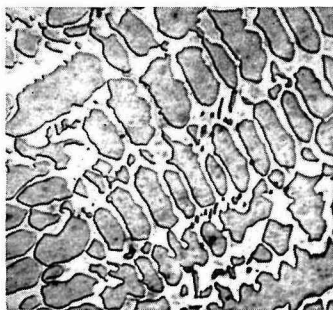


Photo. 1. 14. 320

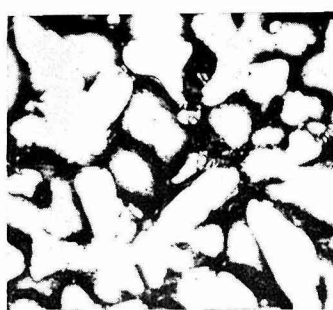


Photo. 1. 15. 409

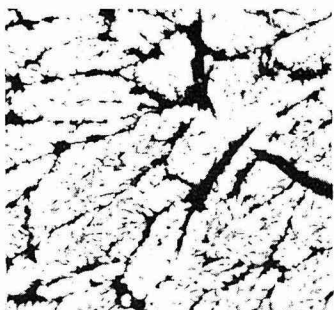


Photo. 1. 16. 411

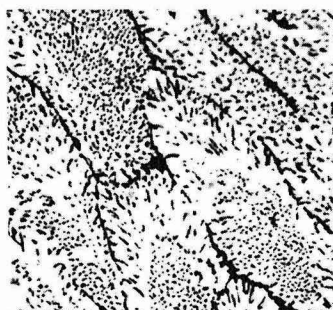


Photo. 1. 17. 413

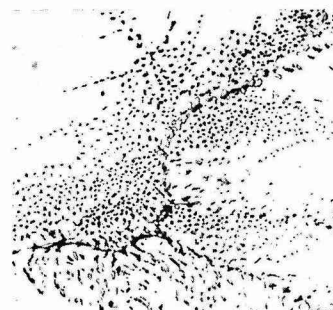


Photo. 1. 18. 3°14

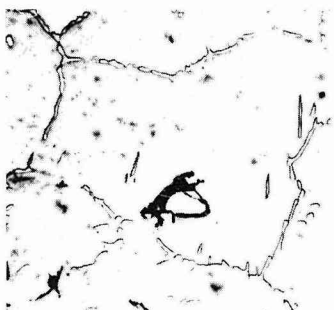


Photo. 1. 19. 3°15

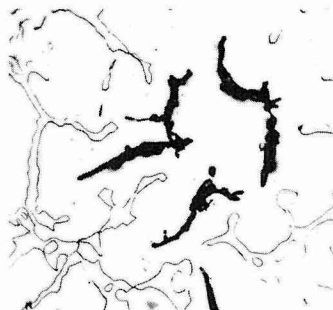


Photo. 1. 20. 3°16



Photo. 1. 21. 3316

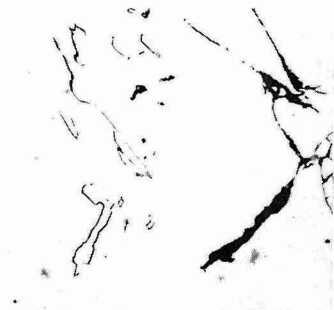


Photo. 1. 22. 3614



Photo. 1. 23. 3615

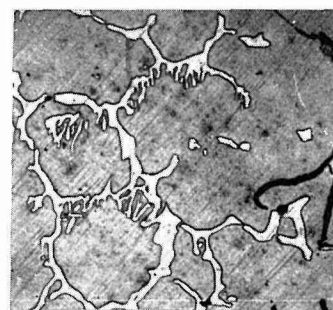
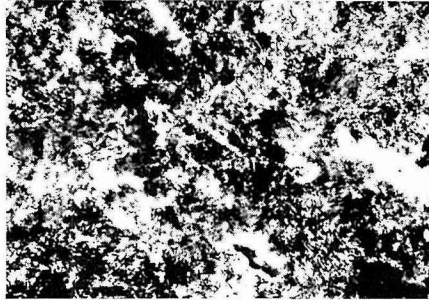
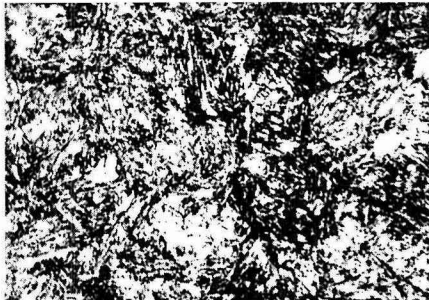


Photo. 1. 24. 3714

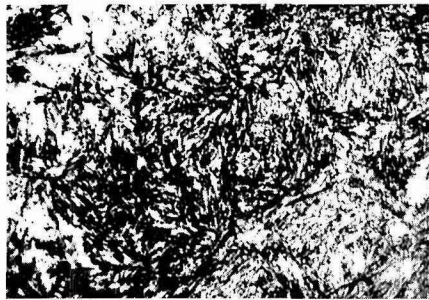
Photo. 1. (b)



(a) As cast $\times 400$



(b) Quenched (side) $\times 400$



(c) Quenched (center) $\times 400$

Photo. 2. Microstructures of quenched plain carbon steel (0.85%C).



Photo. 3. 1. 204

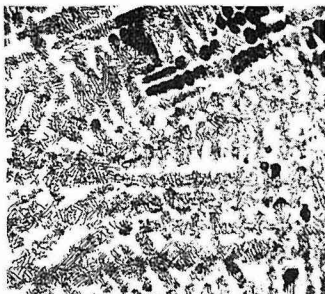


Photo. 3. 2. 207 ×100



Photo. 3. 3. 207



Photo. 3. 4. 207 (6 hr)



Photo. 3. 5. 210



Photo. 3. 6. 213



Photo. 3. 7. 213 (6 hr)

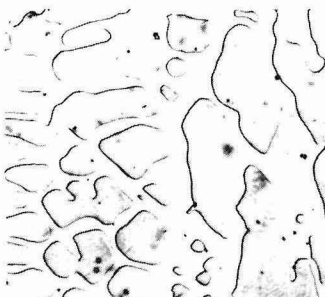


Photo. 3. 8. 218

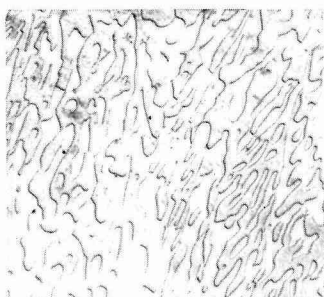


Photo. 3. 9. 220



Photo. 3. 10. 225

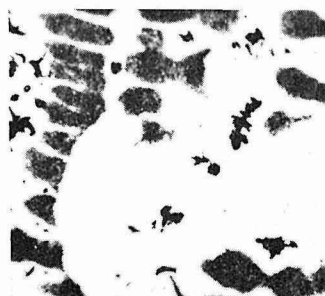


Photo. 3. 11. 307

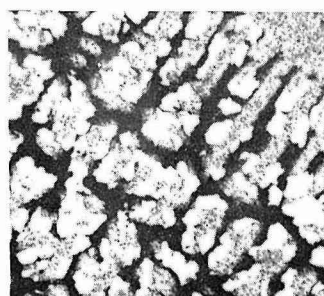


Photo. 3. 12. 310

Photo. 3. Microphotographs of samples quenched from 1000°C (×400). (a)



Photo. 3. 13. 313

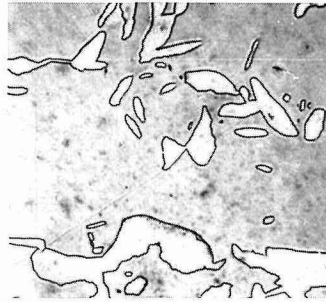


Photo. 3. 14. 313 N



Photo. 3. 15. 315

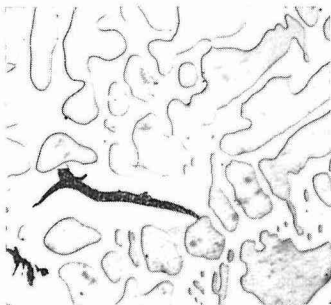


Photo. 3. 16. 319

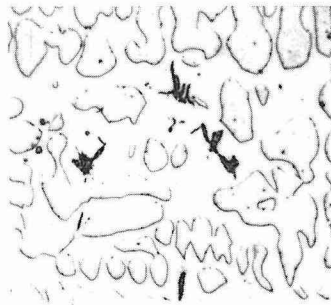


Photo. 3. 17. 320

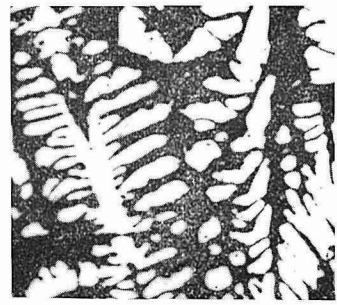


Photo. 3. 18. 469

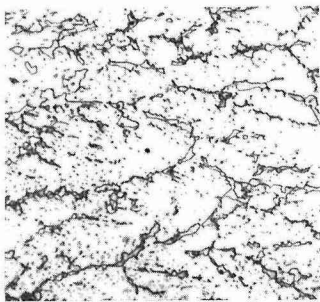


Photo. 3. 19. 411



Photo. 3. 20. 413



Photo. 3. 21. 3°14



Photo. 3. 22. 3°15

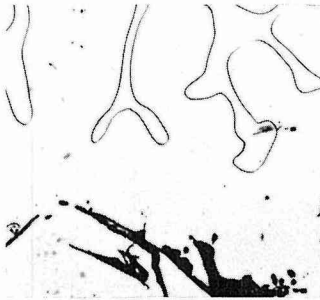


Photo. 3. 23. 3°16



Photo. 3. 24. 3316

Photo. 3. (b)



Photo. 3. 25. 3614

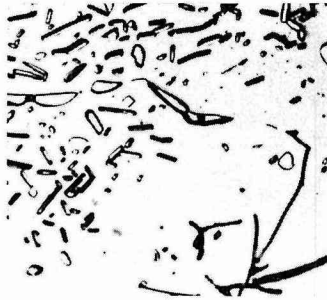


Photo. 3. 26. 3615



Photo. 3. 27. 3714

Photo. 3. (c)

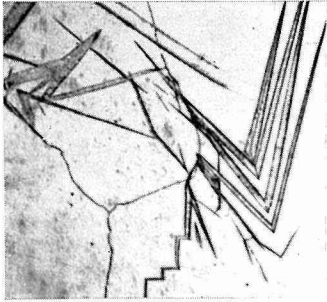


Photo. 4. 1. 207

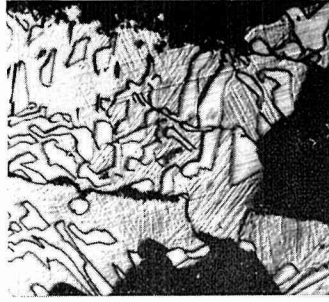


Photo. 4. 2. 210



Photo. 4. 3. 213

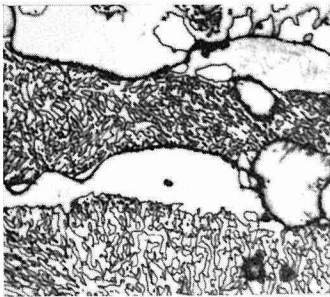


Photo. 4. 4. 213 (6 hr)

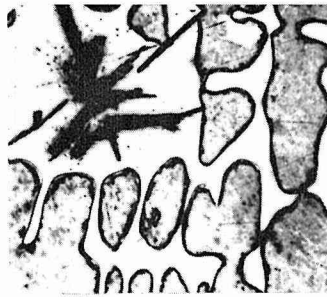


Photo. 4. 5. 218

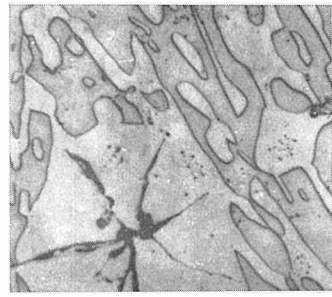


Photo. 4. 6. 220

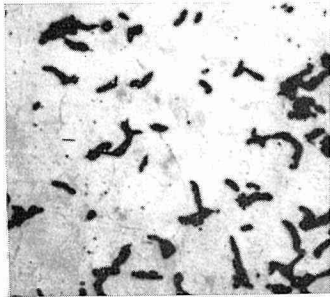


Photo. 4. 7. 225

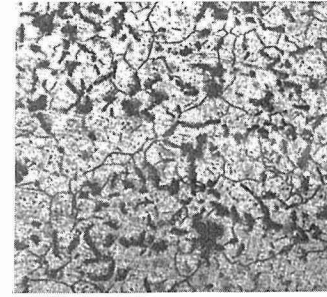


Photo. 4. 8. 225 (+HCl) ×100

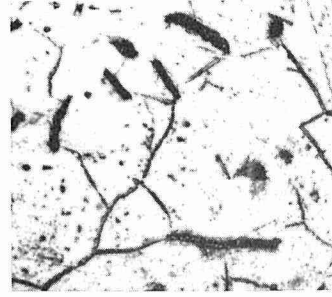


Photo. 4. 9. 225



Photo. 4. 10. 307

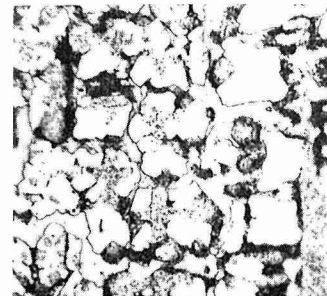


Photo. 4. 11. 310



Photo. 4. 12. 313

Photo. 4. Microphotographs of samples quenched from 1100°C (×400). (a)

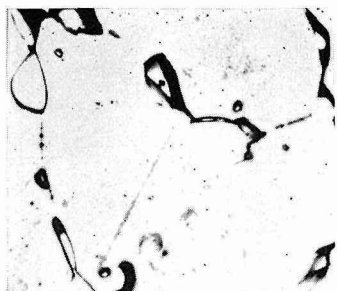


Photo. 4. 13. 313 N

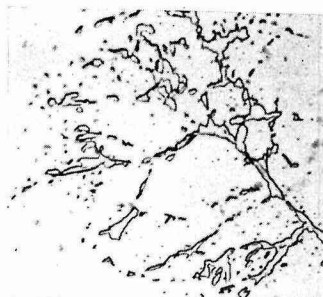


Photo. 4. 14. 315



Photo. 4. 15. 319



Photo. 4. 16. 320

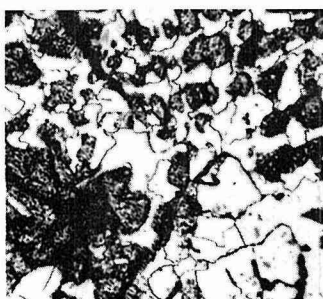


Photo. 4. 17. 409

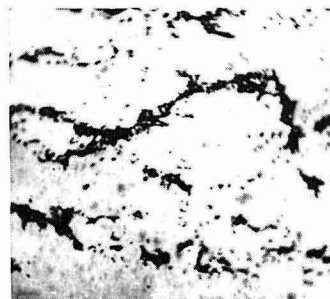


Photo. 4. 18. 411



Photo. 4. 19. 413 ×100

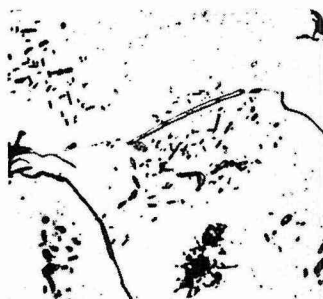


Photo. 4. 20. 3°14 ×100



Photo. 4. 21. 3°14

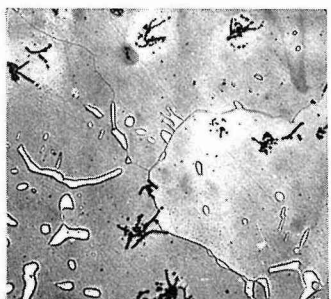


Photo. 4. 22. 3°15 ×100

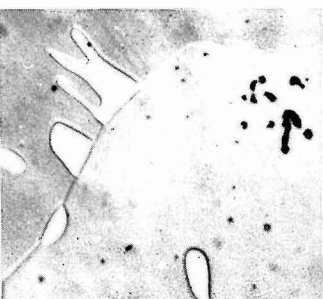


Photo. 4. 23. 3°15

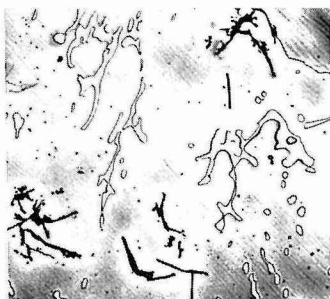


Photo. 4. 24. 3°16 ×100

Photo. 4. (b)

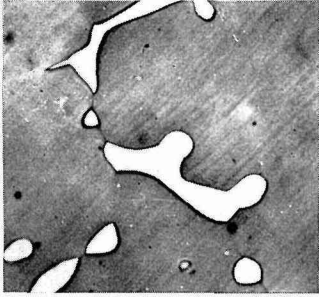


Photo. 4. 25. 3°16

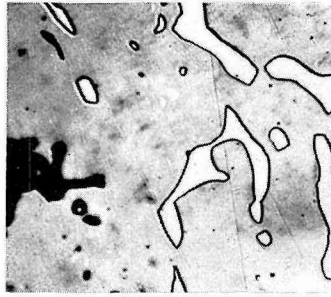


Photo. 4. 26. 3316



Photo. 4. 27. 3614

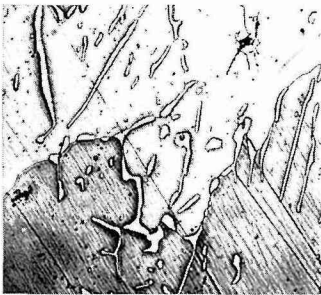


Photo. 4. 28. 3615

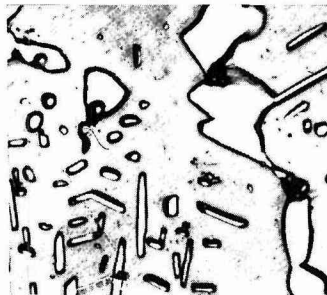


Photo. 4. 29. 3714 ×100

Photo. 4. (c)

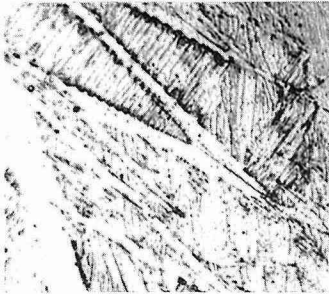


Photo. 5.1. 207



Photo. 5.2. 210

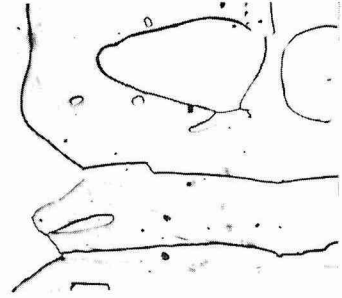


Photo. 5.3. 213

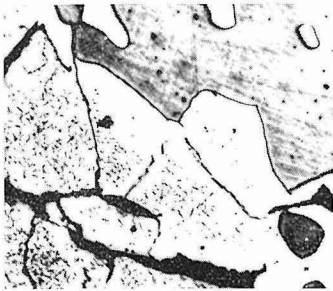


Photo. 5.4. 218

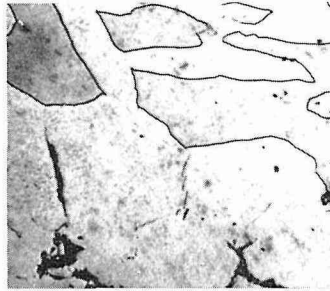


Photo. 5.5. 220

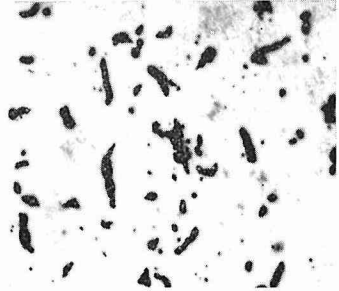


Photo. 5.6. 225

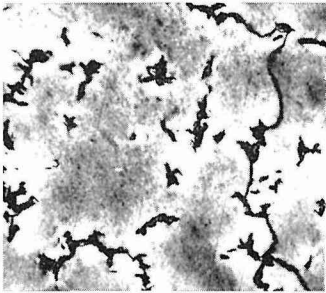


Photo. 5.7. 307



Photo. 5.8. 310

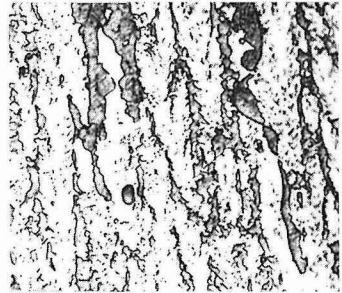


Photo. 5.9. 313



Photo. 5.10. 313 N $\times 100$

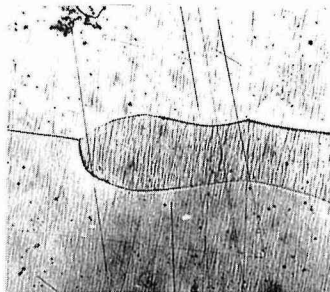


Photo. 5.11. 315 $\times 100$

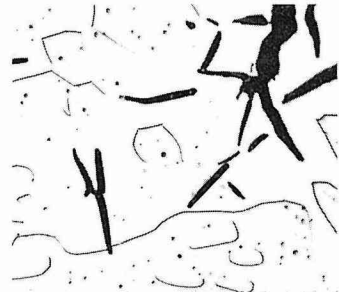


Photo. 5.12. 319

Photo. 5. Microphotographs of samples quenched from 1200°C ($\times 400$). (a)

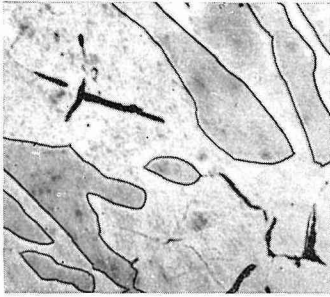


Photo. 5. 13. 320

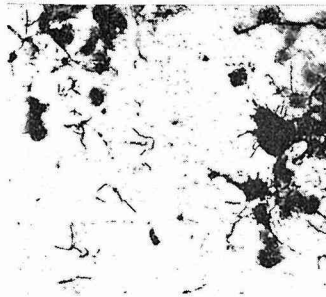


Photo. 5. 14. 409 ×100

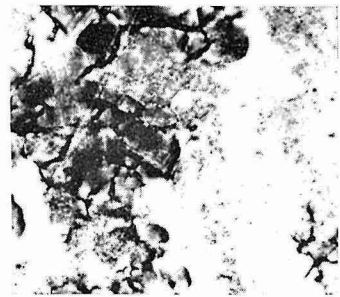


Photo. 5. 15. 409

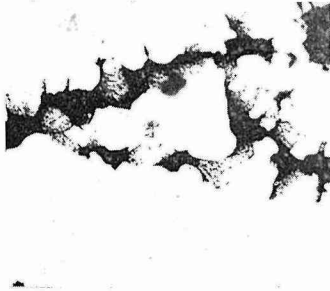


Photo. 5. 16. 411

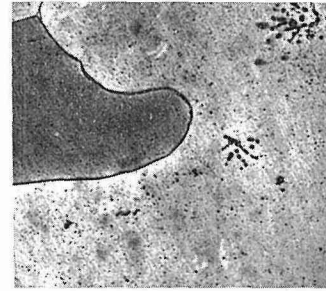


Photo. 5. 17. 413 ×100



Photo. 5. 18. 413

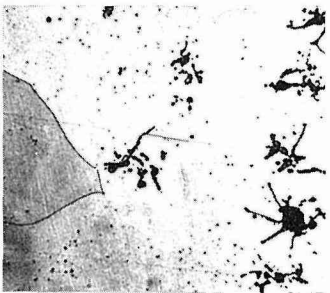


Photo. 5. 19. 3°14 ×100

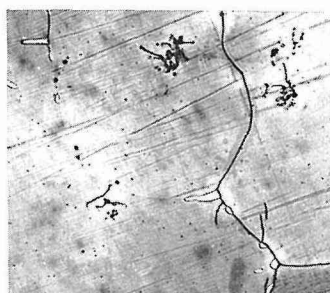


Photo. 5. 20. 3°15 ×100

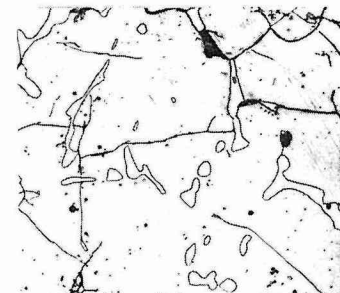


Photo. 5. 21. 3°16 ×100



Photo. 5. 22. 3616 ×100

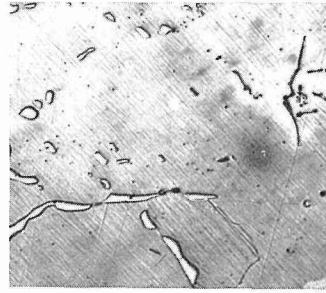


Photo. 5. 23. 3614 ×100

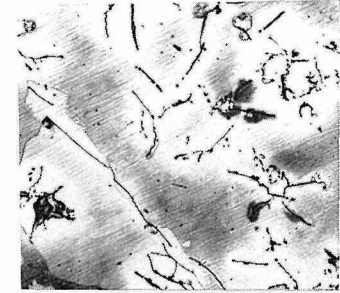


Photo. 5. 24. 3615 ×100

Photo. 5. (b)



Photo. 5. 25. 3714 $\times 100$

Photo. 5. (c)

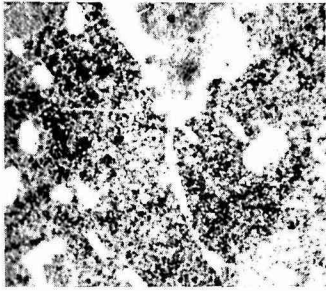


Photo. 6. 1. 210

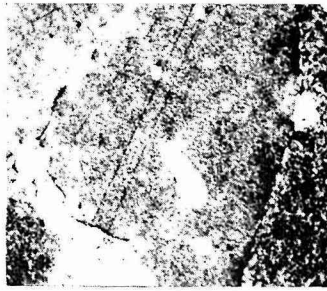


Photo. 6. 2. 213

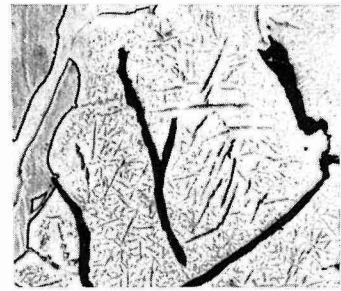


Photo. 6. 3. 220



Photo. 6. 4. 220 (+HCl)

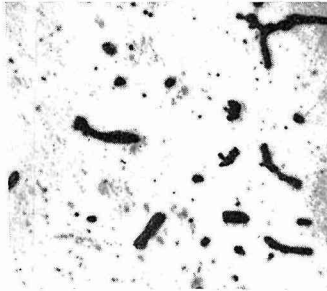


Photo. 6. 5. 225

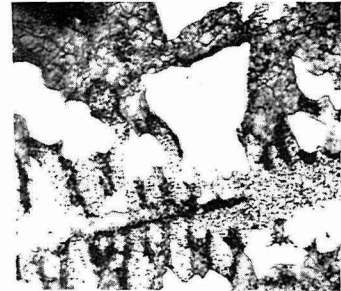


Photo. 6. 6. 310



Photo. 6. 7. 313



Photo. 6. 8. 313 N ×100



Photo. 6. 9. 315

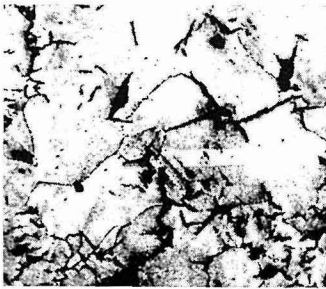


Photo. 6. 10. 319



Photo. 6. 11. 320

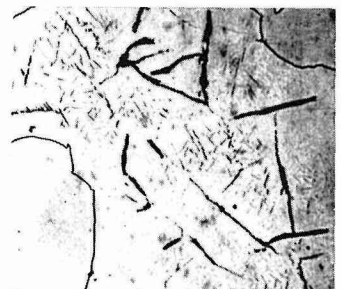


Photo. 6. 12. 409 ×100

Photo. 6. Microphotographs of samples quenched from 1250°C (×400). (a)



Photo. 6. 13. 409

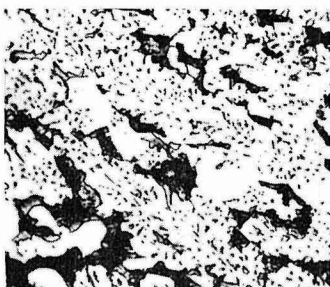


Photo. 6. 14. 411



Photo. 6. 15. 413 ×100

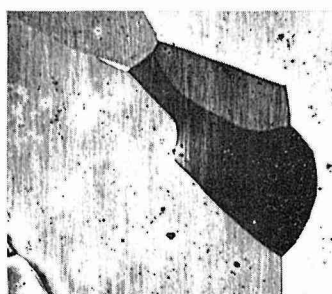


Photo. 6. 16. 3°14 ×100

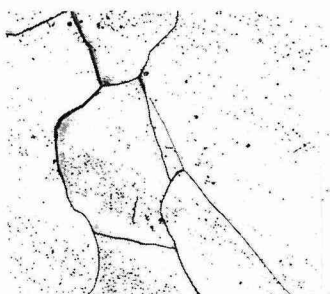


Photo. 6. 17. 3°15 ×100

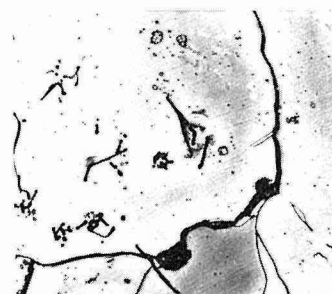


Photo. 6. 18. 3°16 ×100

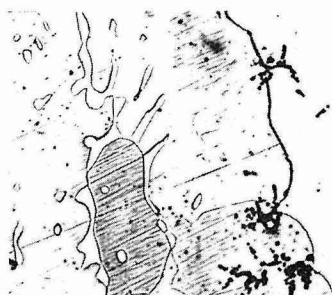


Photo. 6. 19. 3316 ×100

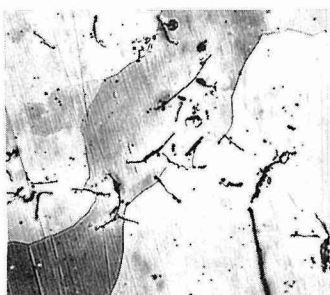


Photo. 6. 20. 3614 ×100



Photo. 6. 21. 3615 ×100

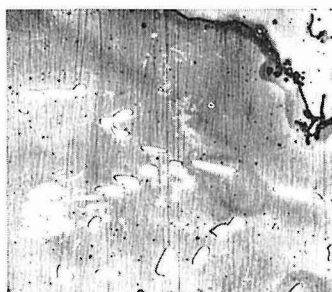


Photo. 6. 22. 3714 ×100

Photo. 6. (b)