



Title	鉄-炭素-窒素合金の焼入時効に関する電子顕微鏡的研究
Author(s)	竹山, 太郎; Takeyama, Taro; 松坂, 矯 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 48, 201-215
Issue Date	1968-06-20
Doc URL	<a href="https://hdl.handle.net/2115/40869">https://hdl.handle.net/2115/40869</a>
Type	departmental bulletin paper
File Information	48_201-216.pdf



# 鉄-炭素-窒素合金の焼入時効に関する 電子顕微鏡的研究

竹山 太郎\*

松坂 矯\*

(昭和43年1月16日受理)

## Structure of Quench-aged Fe-C-N Alloy

Taro TAKEYAMA\*

Takeshi MATSUZAKA\*

(Received January 16, 1968)

### Abstract

The aging of Fe-0.03% C-0.01% N alloy was studied in a range of 30-200°C, after quenching from 730°C. As the aging temperature is increased, the precipitate of this alloy changes from meta-stable precipitates to stable ones, and its habit plane also changes from  $\{100\}\alpha$  to  $\{110\}\alpha$ .

In this alloy the dislocation are the preferred sites for precipitation. At low aging temperatures, the meta-stable precipitates make their appearance from a dislocation on all three possible  $\{100\}\alpha$  planes, but at high aging temperatures they show only one  $\{100\}\alpha$  plane.

### 1. 緒 論

$\alpha$  鉄の時効析出についての透過型電子顕微鏡による形態学的研究が Leslie<sup>1)</sup>, Leslie, Keh<sup>2)</sup>, Keh, Wriedt<sup>3)</sup>, Wells, Butler<sup>4)</sup> および Hole, McLean<sup>5)</sup> 等により進められてきた。その結果、過飽和フェライトからの炭素および窒素の析出過程は、いずれも2段階に起こることが明らかにされ、その段階に応じて、いずれも2つの析出相が存在することが確認された。

鉄-炭素系についての Leslie<sup>1)</sup> および Wells, Butler<sup>4)</sup> の研究によれば、安定炭化物 (斜方晶  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) は 200°C 以上での高温時効により析出する。この  $\text{Fe}_3\text{C}$  は母格子  $\{110\}$  の面上  $\langle 111 \rangle$  方向に樹枝状晶として形成される。200°C 以下の時効では、準安定炭化物が母格子の  $\{100\}$  面上に板状に形成される。この準安定炭化物の結晶形については、析出物自体からの電子回折模様が得られないため明らかでないが、六方晶  $\epsilon$  炭化物<sup>6),7)</sup>、または、体心正方格子の  $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$  に類似した炭化物である<sup>1),8),9)</sup> といわれている。

\* 金属化学研究施設

\* Metals Research Institute.

鉄-窒素系については, Jack<sup>10)</sup>, Booker<sup>11)</sup>, Leslie, Keh<sup>2)</sup>, Keh, Wrietd<sup>3)</sup>, Darken, Fisher<sup>12)</sup> 等によって詳細に研究され, 鉄-炭素系と同様に, ほぼ 200°C 以上での時効により, 安定窒化物  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N (面心立方晶) が母格子の {120} 面上に樹枝状に形成され, それ以下の温度では, 準安定窒化物  $\alpha''$ -Fe<sub>16</sub>N<sub>2</sub> (体心正方晶) が母格子の {100} 面に円板状に形成されることが報告されている。

一方, 鉄-炭素-窒素系については, 炭素および窒素はともに侵入型不純物原子であり, 鉄中での拡散の活性化エネルギーは, それぞれ 21 Kcal/mol, 18 Kcal/mol で窒素がわずかに小さいが, 鉄中ではほとんど類似の性質を示すと考えられる。析出相について, Köster<sup>13)</sup> は炭化物と窒化物が独立に形成されると述べているが Wert<sup>14)</sup>, Hrivnak<sup>6)</sup> 等は炭窒化物の生成を考えている。また, この系では, 時効温度に伴う析出の変化についても, まだ明らかにされていない。

本研究では, 高純度鉄-炭素-窒素系合金の焼入時効に伴う析出物の挙動について, 特に時効温度に伴う析出相の性質, 形態の変化および, 析出場所の変化等について, 透過型電子顕微鏡によって明らかにすることを目的とした。

## 2. 試料および実験方法

本研究に使用した試料は Jomson & Matthey Co. 製の電解鉄で, その化学組成を Table 1 に示す。実験用試料の作製については, 先ず直径 5 mm の丸棒を 2.5×2.5 mm 角の棒に冷間圧延し, 更に 0.5 mm の厚さまで中間焼鈍なしに冷間圧延したのち, 25 mm 長さの短冊状に切断する。最終試料大きさは 25×3×0.5 mm である。熱処理はすべて直径 3.5 mm の不透明石英管中に真空にて封入したのち行なった。溶体化処理は 730°C で 30 分行ない, 石英管に封入したまま 0°C の氷水中に急冷した。時効処理は 30°, 60°, 100°, 200°C の各温度で行ない, 100°C 以下の時効には温水浴を使用し, 200°C 以上には油浴を使用した。

Table 1. Chemical Composition of the Specimen

C	N	O	Mg	Si	Cu	Mn	Ni	S
0.03%	0.01%	0.01%	3 ppm	3 ppm	2 ppm	2 ppm	2 ppm	<1 ppm

電子顕微鏡用薄膜作製には, 時効処理後, 直ちに H<sub>2</sub>O:H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>=2:3:5 の混合溶液にて, 厚さ 0.1 mm まで化学研磨した後, 3 mm 角の試片に無歪切断を行なう。次にこの試片を HClO<sub>3</sub>:CH<sub>3</sub>COOH=1:20 の電解液にて噴射研磨を約 1 分間行ない, 次いで同一の組成の電解液にて仕上げ研磨を行なう<sup>15)</sup>。熱処理後, 電子顕微鏡観察までの所要時間は約 30 分で, 出来るだけ常温時効の影響を少なくした。また研磨中, 液温の上昇を防ぐため, 化学研磨, 仕上げ研磨は水冷して行なった。なお, 使用した電子顕微鏡は日本電子 JEM 6 S 型 (加速電圧 100 kV) である。

### 3. 結 果

#### 3-1 30°C 時効

30°C で30時間~95日間時効した組織を Fig. 1~5 に示す。焼入時に観察される転位分布は非常に不均一で、その密度は  $10^7/\text{cm}^2$  のオーダーで、結晶粒によって転位の全く観察されないものも多い。焼入直後のヴィッカース硬度は 88 Hv で、時効による硬化はあまり顕著でない。Fig. 1 は30時間時効した組織である。試料面は (113) 面で析出物はその形状と方位関係から母格子の {100} 面上に板状に成長したものである。また、転位線上の析出物は、まだ非常に小さいが、転位線の片側だけ1方向に成長しているもの、同じく片側だけであるが2方向に成長しているものが認められいずれも母格子面上の析出面と一致している。Fig. 2 は170時間時効の組織で、粒内析出および転位線上の析出は {100} 面上に大きく成長している。写真中に糸状に見える転位は、時効後、電顕試料作製取扱中に導入されたものである。この転位が板状析出内を通過している(矢印)ことから、この析出は非常に薄く、母格子と整合関係にあることを示すものと考えられる。転位線上の優先析出の付近には、粒内析出の無い領域がある。Fig. 3 は8日間時効の組織である。試料面は (113) 面で3つの {100} 面に板状析出が生じている。転位線上の優先析出は、転位線の両側に成長しているが、いずれも試料面とほぼ平行な (001) 面に生じたものである。Fig. 4 は50日間時効した組織を示す。中央は、転位線上への優先析出の典型的な例である。転位線の左右に舌状に成長している析出物は、試料面にほぼ平行な (001) 面に析出したもので、線の中央部では、両側に成長している。また、転位線の下側の曲った部分で  $[30\bar{1}]$  方向および  $[03\bar{1}]$  方向に認められる析出は試料面にほぼ垂直な (010) 面および (100) 面に析出したもので、ともに粒内の析出と方位が一致している。従って、転位線上の析出は、粒内析出と同じく、母格子の3つの {100} 面上に析出していることを示している。Fig. 5 は95日間時効の組織で、析出物は {100} 面上で最大  $2\mu$  にまで粗大化している。

#### 3-2 60°C 時効

60°C で3~200時間時効した組織を Fig. 6~9 に示す。Fig. 6 は3時間時効した組織で粒内析出および転位上の優先析出が見られる。析出面は同様に {100} 面である。Fig. 7 は10時間時効した組織で転位線上への優先析出の例であるが、転位密度の高い領域では粒内の析出物

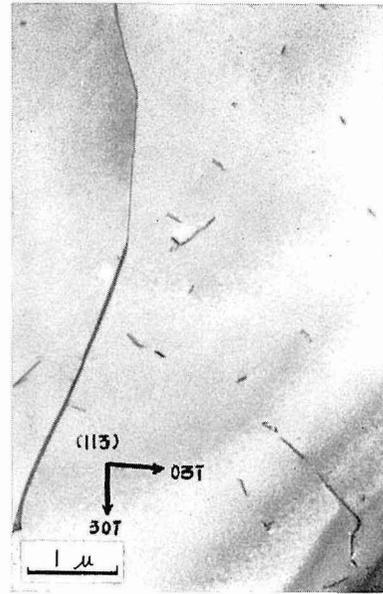


Fig. 1. Quenched and aged 30 hr. at 30°C.

は非常に少ない。析出面は、いずれも  $\{100\}$  面で、転位線上の析出は、線の片側でかつ2方向に成長している。Fig. 8 は 50 時間時効した組織である。粒内析出は均一に分布し、転位線上の優先析出は3つの  $\{100\}$  面に成長している。Fig. 9 は 200 時間時効の組織で粒内析出は直径  $1.4 \mu$  にまで粗大化しているが、析出面は同じく  $\{100\}$  面である。



Fig. 2. Quenched and aged 170 hr. at 30°C.

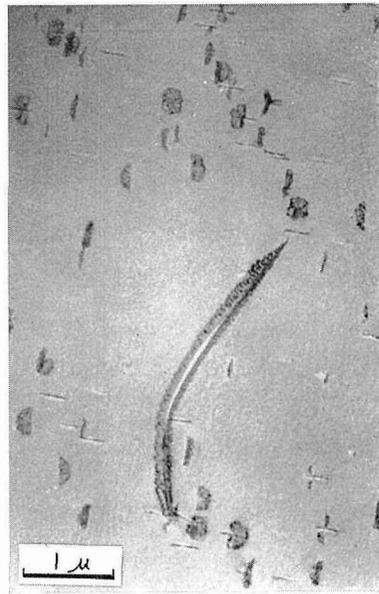


Fig. 3. Quenched and aged 8 d. at 30°C.

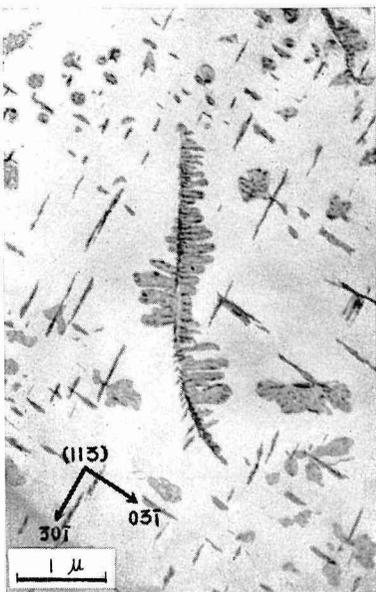


Fig. 4. Quenched and aged 50 d. at 30°C.



Fig. 5. Quenched and aged 95 d. at 30°C.

## 3-3 100°C 時効

Fig. 10 は 100°C 40 分時効した組織で、析出物は転位線上にのみ観察され、粒内析出は認められない。析出面は  $\{100\}$  面で転位線の片側にだけ成長している。Fig. 11 は 2 時間時効した組織で、大きく成長した  $\{100\}$  面上の粒内析出が認められる。粒界には顕著な優先析出は見

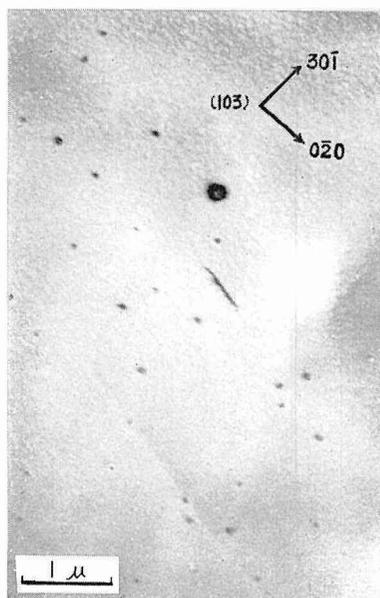


Fig. 6. Quenched and aged 3 hr. at 60°C.

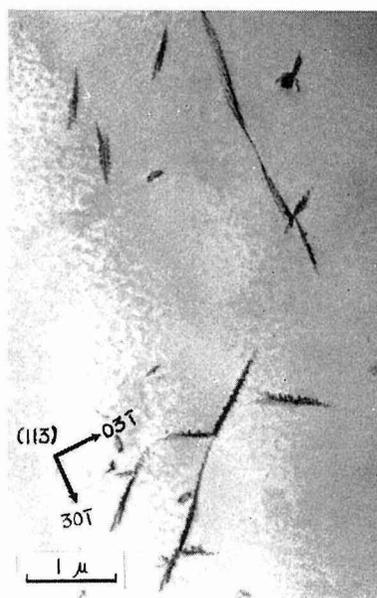


Fig. 7. Quenched and aged 10 hr. at 60°C.

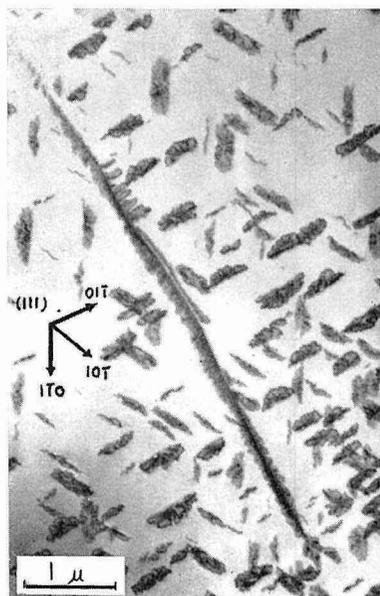


Fig. 8. Quenched and aged 50 hr. at 60°C.

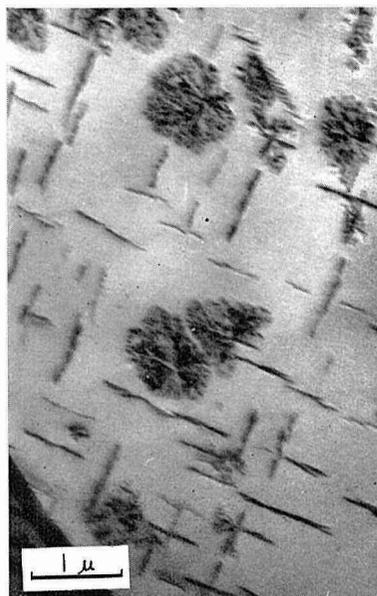


Fig. 9. Quenched and aged 200 hr. at 60°C.

られないが、溶質原子の偏析による異常コントラストが見られる。Fig. 12 は 10 時間時効の組織で、粒内および転位線上の析出は  $\{100\}$  面上に更に大きく成長している。

### 3-4 200°C 時効

200°C で 1~60 分間時効した組織を Fig. 13~16 に示す。Fig. 13 は 1 分間時効した組織

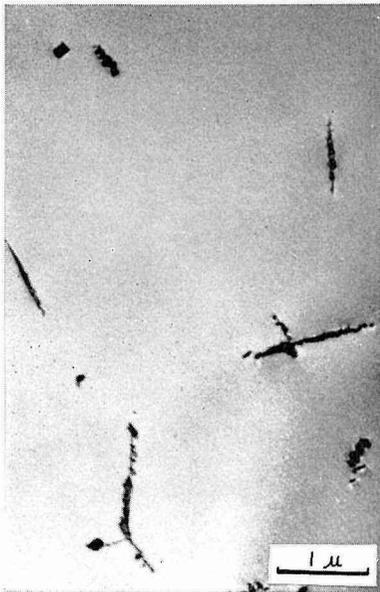


Fig. 10. Quenched and aged 40 min. at 100°C.

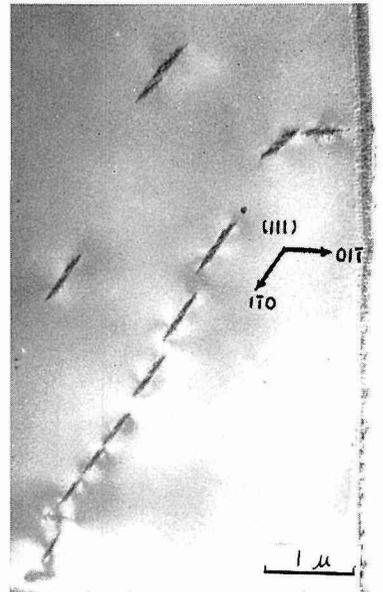


Fig. 11. Quenched and aged 2 hr. at 100°C.

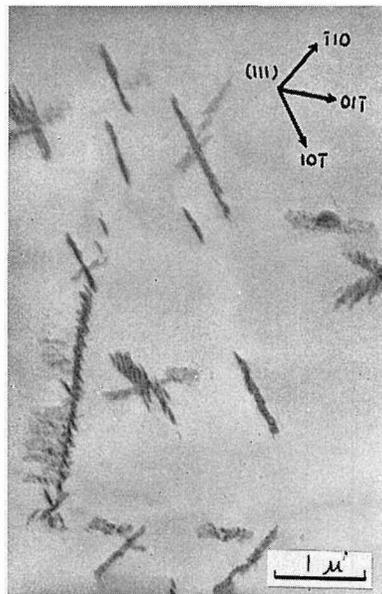


Fig. 12. Quenched and aged 10 hr. at 100°C.

で、転位線上にのみ析出が認められる。100°C 時効の初期と同じく析出物は転位線の片側のみ認められ、しかも、 $\{100\}$  面の1つが優先している。成長状態は、転位線にとびとびに分離しているものと、密接しているものとが観察される。Fig. 14 は10分間時効の組織である。析出面は $\{100\}$ 面であるが、30~100°C 時効における析出物と異なり、数段に屈曲を示し、また析

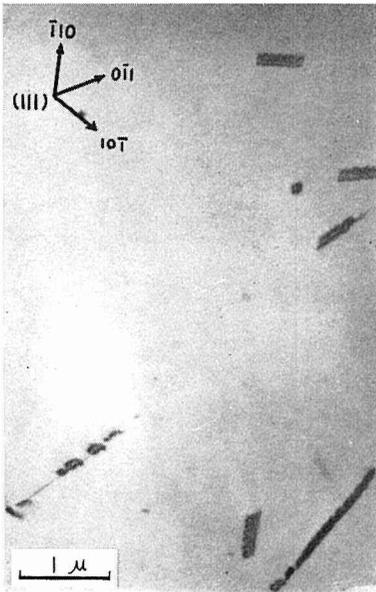


Fig. 13. Quenched and aged 1 min. at 200°C.

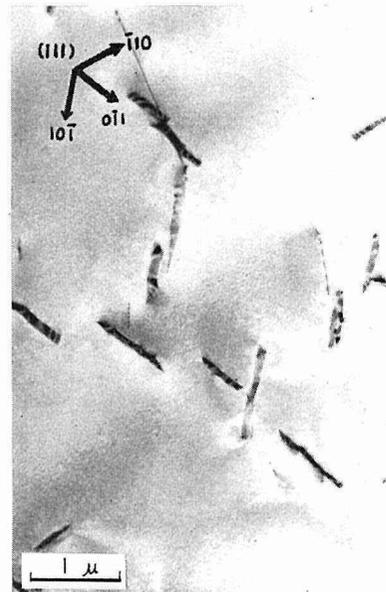


Fig. 14. Quenched and aged 10 min. at 200°C.

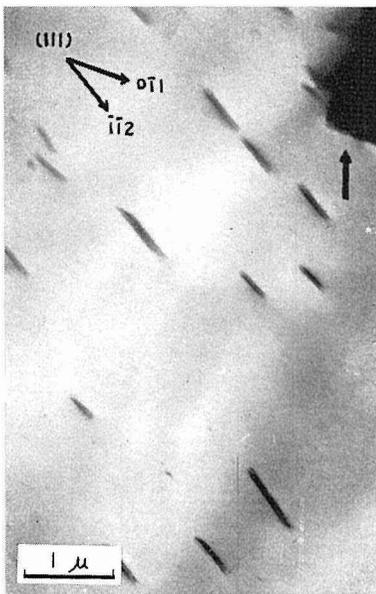


Fig. 15. Quenched and aged 20 min. at 200°C.

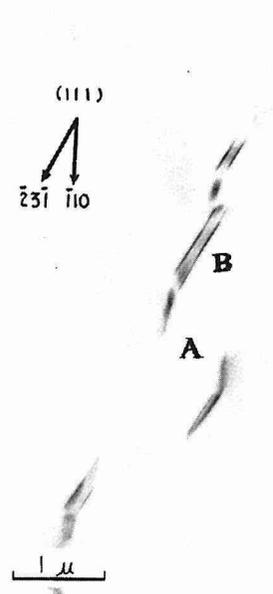


Fig. 16. Quenched and aged 60 min. at 200°C.

出物のコントラストも積層欠陥状を呈している。Fig. 15 は 20 分間時効した組織で、右上矢印の大きな析出物は  $\{100\}$  面上の析出であるが、 $[\bar{1}12]$  方向の縞状コントラストを示す析出物は  $\{110\}$  面上にある。Fig. 16 は 60 分間時効の組織で試料面は  $(111)$  面である。析出物は顕著に屈曲し、Fig. 14 と同様、積層欠陥状コントラストを示している。屈曲している析出物の A 部分は  $[\bar{1}10]$  方向で  $(001)$  面上に析出したものと考えられるが、B 部分は  $[2\bar{3}\bar{1}]$  方向であり、析出面は明らかでない。

#### 4. 考 察

##### 4-1 析出相の性質

Fig. 17 は鉄-炭素、鉄-窒素系平衡状態図を併記したものである。本研究に用いた試料の炭素および窒素量は、それぞれ 0.03%、0.01% であるから、鉄-窒素のみを考慮すると、時効温度が  $150^{\circ}\text{C}$  以下では  $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$  が、それ以上では  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  が析出してくる。鉄-炭素系では、明確ではないが、 $200^{\circ}\text{C}$  以下では、準安定炭化物が、それ以上では、 $\text{Fe}_3\text{C}$  (セメントライト) が析出してくる。鉄-炭素-窒素系について、Wert<sup>14)</sup> は内部摩擦を用いた研究において、鉄-炭素、鉄-窒素および鉄-炭素-窒素の析出過程を比較し、低温時効では、窒素の析出が優先し、高温時効では炭素の析出が優先することを示した。また、両者を含む試料では、その時効温度で優先する溶質原子の析出速度に一致して炭窒化物が析出することを示した。また、Hrivnak<sup>6)</sup> は最近、X 線、電子顕微鏡を用いた研究において、鉄-炭素-窒素系の析出相は、十分低温では、 $\epsilon$ -炭

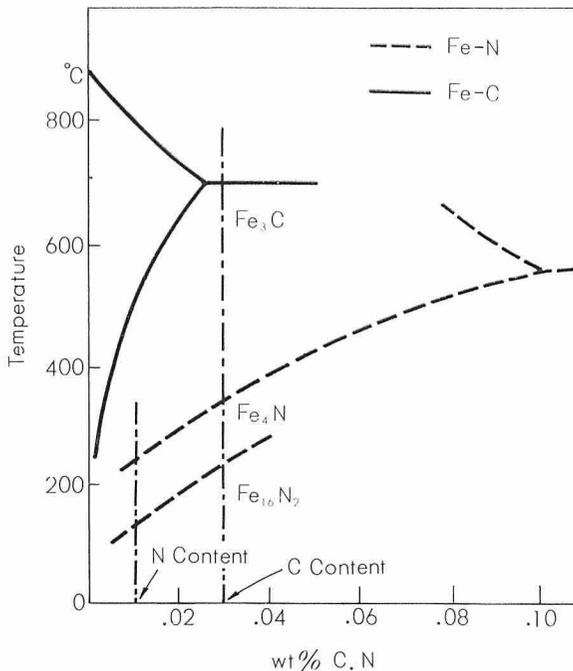


Fig. 17. Fe-C, Fe-N Phase Diagram.

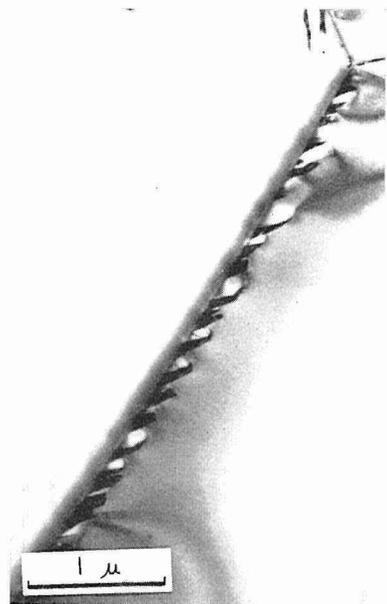


Fig. 18. Quenched and aged 1 hr. at  $150^{\circ}\text{C}$ .

窒化物であることを示した。

本研究では、 $100^{\circ}\text{C}$  以下および  $200^{\circ}\text{C}$  の初期で観察される析出物は、すべて  $\{100\}$  面に板状に析出している。その形状は、Hole, McLean<sup>5)</sup> が観察した鉄-炭素系の析出と類似した析出物のみが認められた。それ故、この系では、析出は炭窒化物として析出するものとして考察を進める。

転位線上の優先析出 (Fig. 2, 4, 12)、粒界上の析出 (Fig. 18) および粒内析出は、すべて  $\{100\}$  面上に析出している。従って、析出場所の相違によって、析出相は変化していない。

$200^{\circ}\text{C}$  の時効初期に見られる析出は、粒内析出、転位上析出とも  $\{100\}$  面上に析出しているが、10分後では、粒内析出は積層欠陥状コントラストを示し、屈曲を持ちはじめる。この屈曲は Fig. 16 に示される様に、一部はもとの  $\{100\}$  面であるが、他の部分は、明らかに異なっている。(111)面で  $[2\bar{3}1]$  の方向をとる析出の析出面として考えられる面は  $(21\bar{1})$  面である。 $\{112\}$  面は、体心立方晶金属では、双晶面として知られている。それ故、準安定相  $\{100\}$  面から、安定相  $\{110\}$  面への移行中に  $\{112\}$  面上に析出が生ずるものと考えられる。同様の例が、鉄-窒素系において、Fisher<sup>16)</sup> によって報告されている。準安定析出物から安定析出物への変化について、鉄-炭素系では、Wells, Butler<sup>4)</sup> は、 $\text{Fe}_3\text{C}$  は、準安定炭化物が存在していた場所に析出することを示し、また Smith<sup>17)</sup> は、転位線上においても同様のことを認めた。Hole, McLean<sup>5)</sup> は、時効初期においてすでに準安定炭化物と同時に  $\text{Fe}_3\text{C}$  が転位線上に形成されることを観察している。一方、鉄-窒素系では、Leslie, Keh<sup>18)</sup>, Oi, Sato<sup>19)</sup> 等により、 $\text{Fe}_4\text{N}$  の析出場所は  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$  とは無関係であることが示されている。本研究では、準安定析出物の一部が次第に屈曲し、安定析出物に変化する場合 (Fig. 16) と、準安定析出物とは無関係に安定析出物が形成される場合 (Fig. 15) とが認められた。前者の場合の相変化は、連続的ではなく、段階的に析出面が変化するものと考えられる。Fig. 15 を図式的に示すと Fig. 19 の様になる。Fig. 20 は  $730^{\circ}\text{C}$  から比較的早く ( $6.7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) 炉冷した試料で同様の組織が認められる。

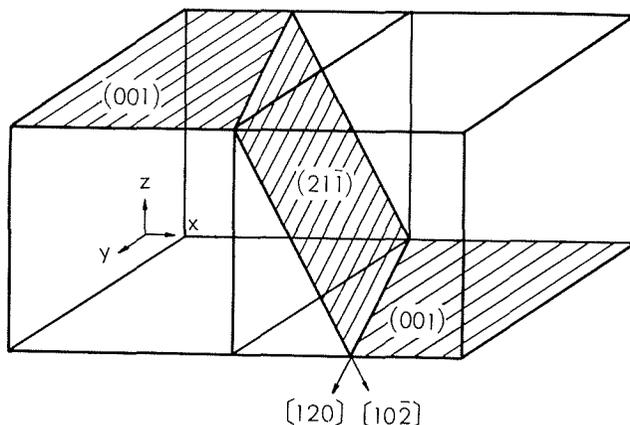


Fig. 19. Schematic description of Fig. 16.



Fig. 20. Furnace-cooled from 730°C (6.7°C/min).



Fig. 21. Quenched and aged 50 hr. at 60°C.

#### 4-2 析出場所

析出物は、粒内、転位線上および結晶粒界上で生ずる。高温時効では、転位線上の析出が他のいずれよりも優先している。低温時効では、転位線上の析出と粒内析出とが同時に認められるが、時効初期では、転位線上の析出の方が小さい。Fig. 3, 4 に示される時効後期では、両者の析出は、ほぼ同じ大きさに成長している。

低温時効で粒内析出するものの析出場所については、焼入によって導入された原子空孔および含まれる不純物原子が大きな役割を演じていると考えられる。例えば、Fig. 21 に示す様に、粒界近傍には、析出がほとんど無い領域が存在すること、粒界近くの析出は、大きく、又分散も粗いが、粒内に入るに従い細かい析出が密に分布しているのが認められる。これは、析出核となる原子空孔および不純物原子の濃度が、粒界に向かって次第に低下していることにより生じた現象である。

原子空孔が析出核となる場合について、Smith<sup>17)</sup> は鉄-炭素合金の研究において、つぶれた空孔環であるとしたが、Leslie, Keh<sup>2)</sup> は、単一空孔かまたは、数個の空孔の集合体であるとした。また Wells, Butler は、炭素原子によって安定化された、炭素原子と原子空孔の複合体であるとしている。しかし、Damask, Fujita<sup>20)</sup> 等の研究によれば、炭素原子-原子空孔対が1対1で形成された場合には、これらの対は安定化し、析出核とならないことが示された。

本研究において 30°C で 8 日間時効した時の析出粒子の数は  $10 \times 10^8$  個/cm<sup>2</sup> で析出の厚さを約  $50 \text{ \AA}$ <sup>3),5)</sup> とすると、単位体積当りの析出の数は  $2 \times 10^{15}$  個となる。730°C から急冷した時の空孔濃度は、730°C における平衡濃度がすべて焼入時に凍結されると考えて、 $n/N = -\exp$

( $V/RT$ ) の式<sup>21)</sup> より約  $n/N = 10^{-7.5}$  モル、すなわち  $6 \times 10^{15.5}$  個/cm<sup>3</sup> である。故に、1 個の析出当りの空孔の数は約 10 個となり、この数はつぶれた空孔環をつくるには不足とする Leslie, Keh<sup>2)</sup>, Wells, Butler<sup>4)</sup> の説と一致する。

転位線上に析出が生じることは、最初に、Cottrell, Bilby<sup>22)</sup> によって示された侵入型原子と転位との相互作用にもとづいている。転位線上の析出は、時効初期では、Fig. 4, 13 に示される様に、線上で不連続にとびとびに析出する。これらの析出は、時効とともに合体したり、あるいは、分離したまま、細長い舌状に成長する。この不連続な析出の生成場所としてはジョグなどが考えられる。Harper 等<sup>23)</sup> の理論では、転位は時効初期においてそのまわりに雰囲気気形成を完了し、相互作用は無くなるはずであるが、本研究では、転位上の析出は、時間とともに大きく成長しているのが認められた。

転位線上に成長する析出物の析出面は、母格子の {100} 面で粒内析出の析出面と一致している。しかし、時効温度、時効時間によって、1 本の転位線上においても、析出面の数、およびその成長方向が転位線の片側か両側かなどに相違が生じてくる。Fig. 2~4 に示される様に、低温時効では、時効初期における転位線上の析出物の成長方向は、転位線の片側だけであるが、時効の進行につれ、同一面上でも、その反対側にも成長する様になる。析出面については、可能な 3 つの {100} 面のうち、時効初期では 1~2 面であるが、時効が進むにつれ、そのすべてに析出する様になる。また、Fig. 10, 12, 13 に示す様に、温度が上昇すると、析出の成長方向は転位線の片側のみで、析出面も 3 つの {100} 面のうちの 1 つに限られる。このことは、低温では、過飽和な溶質原子は、可能な晶癖面へ均等に析出できるが、高温では、最初に析出した析出物の成長速度が速いため、近傍の溶質原子は、新しい析出物の形成よりも、その成長に費やされることによるのであろう。また、1 本の転位線上でも、3 つの {100} 面に析出が生じることは、体心立方格子における  $a/2 \langle 111 \rangle$  のラセン転位のまわりでは、3 つの {100} 面は、いずれも対称であることから充分考えられる。転位線への優先析出によって、六角形状の転位網が示された典型的な例を Fig. 22 に示す。

粒界上での析出は、30°C, 60°C では全く観察されず、わずかに粒界に溶質原子が偏析したとみられるコントラストが観察された。明らかな粒界からの析出は 100°C 10 時間後に観察された。Fig. 18 は 150°C 1 時間時効のもので、粒界からの析出の例である。

#### 4-3 析出の成長機構

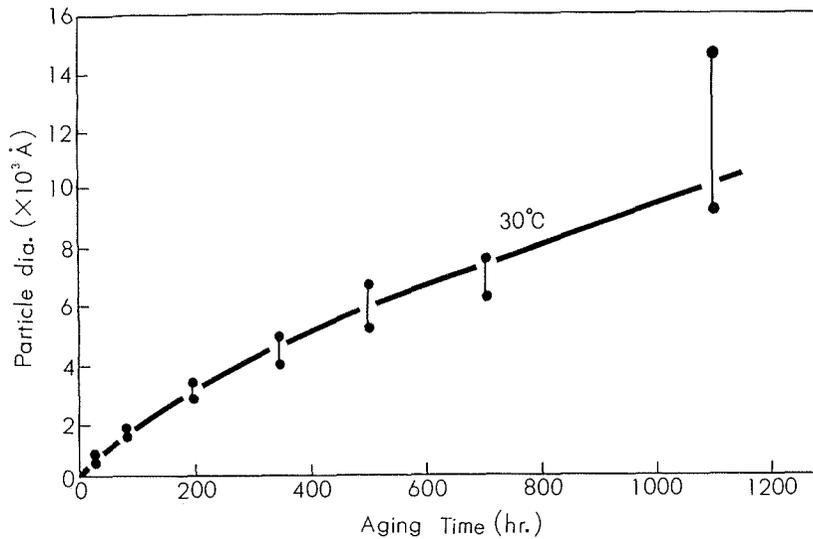
準安定析出物は、円板状に成長する。その 2 次元



Fig. 22. Quenched and aged 15 min at 150°C.

**Table 2.** Particle size and its growth rate of metastable precipitates for various aging time at 30°, 60° and 100°C.

Aging Temp. (°C)	Aging Time (hr)	Particle Dia. (Å)	Growth Rate $\partial R/\partial t$ (Å/hr)
30	30	700~ 900	20
	90	1,600~ 1,900	13
	192	2,900~ 3,300	10
	360	4,000~ 4,800	8
	504	5,000~ 6,500	7
	740	6,000~ 7,300	6~7
	1,200	10,000~12,000	5~6
60	3	700~ 900	210
	10	1,900~ 2,100	140
	25	3,400~ 4,400	100
	35	4,600~ 5,400	90
	50	5,000~ 6,300	80
	100	8,000~14,000	60
	150	9,200~14,000	50
100	2	3,800~ 4,200	1,200
	10	10,000~10,400	700
	30	16,000~27,000	400



**Fig. 23.** The relation between particle diameter and aging time at 30°C.

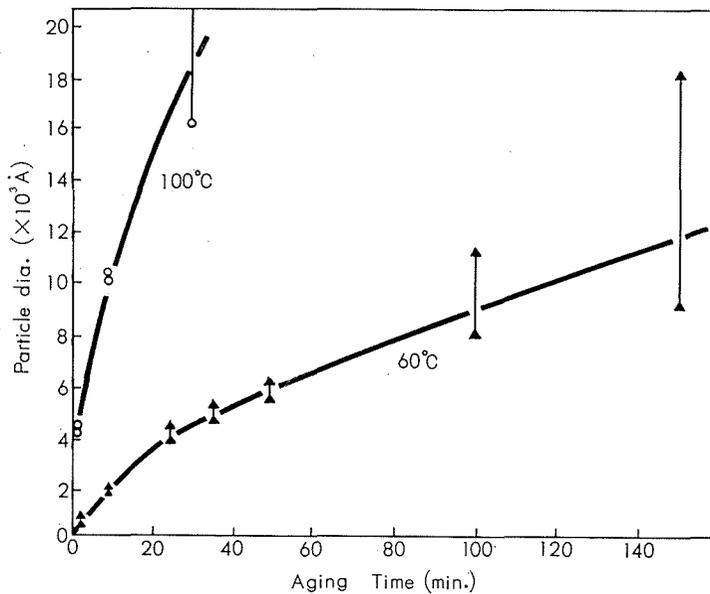


Fig. 24. The relation between particle diameter and aging time at 60° and 100°C.

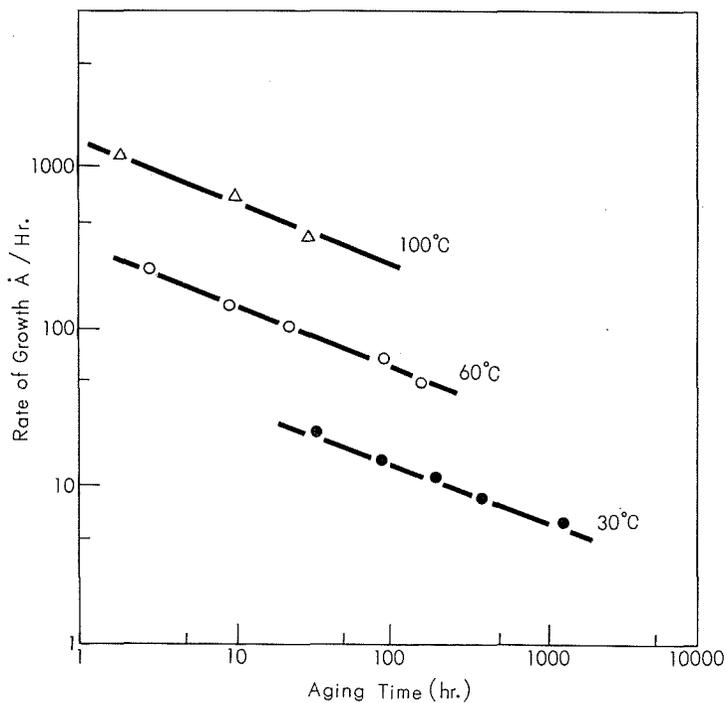


Fig. 25. The relation between growth rate of particle and aging time at 30°, 60° and 100°C.

的方向への成長速度は、厚み方向への成長速度に比較して、非常に速いので、これを2次元の成長とみなした場合の時効時間と析出粒子成長の関係を Table 2 および Fig. 23, 24 に示す。析出物の成長速度は、曲線上のある時効時間における接線の勾配から求めた (Table 2)。各温度について得られた、成長速度 ( $\partial R/\partial t$ ) と時効時間 ( $t$ ) との関係を対数プロットすると Fig. 25 に示す如くほぼ直線になる。この直線は一般に  $\partial R/\partial t = Kt^n$  で表わされる。ここで、 $K$ ,  $n$  は定数で  $t$  は時効時間である。各温度について、いずれも直線は平行であり、その勾配- $n$  は約 1/3 である。Wert<sup>24)</sup>, Doremus<sup>25)</sup>, Wepner<sup>26)</sup>, Pitsch<sup>27)</sup>, Leslie<sup>1)</sup> 等も鉄-炭素系について同様の関係を求め、 $n$  の値として 2/3~3/2 の値を示している。この場合、析出物を球状または転位上の析出として扱っており、本研究のごとく、粒内に析出する板状析出の場合には、Oi, Sato<sup>28)</sup> が示している様に 1/3 なる値をとるものと考えられる。

## 5. 結 論

鉄-0.03% 炭素-0.01% 窒素合金の焼入時効の電子顕微鏡的観察により、次の結果が得られた。

1. 時効過程中、硬度の上昇はほとんどない。
2. 100°C 以下および 200°C 初期に観察される析出物は、母格子の {100} 面に成長する準安定析出物で、円板状の形態を有している。
3. 200°C 時効において、安定析出物が {110} 面にみられた。また、準安定析出物の一部が {112} 面上に移行したとみられる事実が観察され、安定析出物への過渡的段階と考えられる。
4. 高温時効では、転位線上の析出が優先し、細長い舌状に成長する。
5. 低温時効では、転位線上および粒内析出がほぼ同時に認められ、時効初期では、転位線上の析出の方が小さい。
6. 転位線上の析出は、低温時効の場合、3つの {100} 面上に成長するが、高温では、1つの {100} 面上に限られる様になる。
7. 転位線上の析出において、同一析出面を見た場合、低温時効では、転位線の両側に成長するが、高温では、線の片側だけに成長する。
8. 粒内析出を円板状析出として取扱った場合、その成長速度は  $\partial R/\partial t = Kt^{-1/3}$  で表わされる。

## 文 献

- 1) Leslie, W. C.: Acta Met., **9** (1961), p. 1004.
- 2) Leslie, W. C. and Keh, A. S.: JISI., **200** (1962), p. 722.
- 3) Keh, A. S. and Wriedt, H. A.: Trans. AIME, **224** (1962), p. 560.
- 4) Wells, M. G. H. and Butler, J. F.: Trans. ASM, **59** (1966), p. 427.
- 5) Hole, H. F. and McLean, D.: JISI, **201** (1963), p. 337.
- 6) Hrivnak, I: Metal Treat. April (1965), p. 139.

- 7) Lagerberg, G. and Lement, B. S.: Trans. ASM, **50** (1958), p. 141.
- 8) Doremus, R. H. and Koch, E. F.: Trans. AIME, **218** (1960), p. 591.
- 9) Askew, B. A. and Wells, T. C.: JISI, **205** (1967), p. 869.
- 10) Jack, K. H.: Proc. Roy. Soc. (London), **208** (1951), p. 216.
- 11) Booker, G. R: JISI, **187** (1957), p. 205.
- 12) Filer, E. W. and Darken, L. S.: unpublished results, quoted by Keh, A. S. and Leslie, W. C., Materials Science Research, **1** (1963), p. 210.
- 13) Köster, W.: Arch. Eisenhüttenw., **4** (1930), p. 289.
- 14) Wert, C. A.: Acta Met., **2** (1954), p. 361.
- 15) 竹山, 八戸, 佐藤: Journal of Electron Microscopy, **15** (1966), p. 269.
- 16) Fisher, R. M.: unpublished results, quoted by Kelly, A. and Nicholson, R. B., Precipitation Hardening, Prog. Metal Science, **10** (1961), p. 231.
- 17) Smith, E.: Direct Observation of Imperfection in Crystals, Interscience, New York (1962), p. 203.
- 18) Leslie, W. C. and Keh, A. S.: Material Science Research, **1** (1963). Plenum Press, New York. p. 208.
- 19) Oi, T. and Sato, K.: Trans. JIM, **7** (1966), p. 129.
- 20) Fujita, F. E. and Damask, A. C.: Acta Met., **12** (1964), p. 331.
- 21) Cottrell, A. H.: Theoretical Structural Metallurgy, (1955), p. 119.
- 22) Cottrell, A. H. and Bilby, B. A.: Proc. Phys. Soc., **62** (1949), p. 49.
- 23) Harper, S.: Phys. Rev., **83** (1951), p. 709.
- 24) Wert, C. and Zener, C.: J. Appl. Phys., **21** (1950), p. 5.
- 25) Doremus, R. H.: Trans. AIME, **218** (1960), p. 596.
- 26) Wepner, W.: Acta Met., **5** (1957), p. 703.
- 27) Pitsch, W. and Lücke, K.: Arch. Eisenhüttenw., **27** (1956), p. 51.
- 28) Oi, T. and Sato, K.: Trans. JIM, **7** (1966), p. 32.