

講 義

鉄合金における HCP マルテンサイト*

西 山 善 次**

HCP Martensite in Iron Alloys

Zenji NISHIYAMA

1. はじめに

鉄合金のマルテンサイトの結晶構造は、通常炭素量 0.2~0.3%以下のものでは体心立方晶(bcc)であり、それ以上のものでは体心正方晶(bct)であることはよく知られている。[†]しかし鉄合金にはこのほかにもマルテンサイトはある。その一つとして今回は逆変態によつて生じた面心立方晶(fcc)のマルテンサイトについて述べたが、今回は稠密六方晶(hcp)のマルテンサイトについて解説する。

前の解説で述べた通り、hcp 構造は純鉄と無縁ではなく常温でも 140 kbar 以上の高圧下では安定に存在する。ところがこの相は合金になると常圧でも現われてくる。たとえば高 Mn 鋼、18-8 のごとき高 Ni Cr 不銹鋼をサブゼロ冷却するとか加工するとかした場合などにしばしば現われる。これらの場合にマルテンサイトになつていれば以下これを ϵ_M と記すこととする。ここに ϵ は hcp 構造を、下つきの M はマルテンサイト変態によつて生じたことを意味する。これに対して bcc および bct のマルテンサイトを合せて α_M と記すことにする。

fcc のオーステナイト(γ)より ϵ_M への変態そのものはコバルトの変態で代表され、それ自体は明確にされているが、鉄合金ではこれとともに α_M の生ずることが多くその場合に問題がある。 α_M と ϵ_M とは結晶構造を始めとして晶癖なども異にするので諸種の性質に影響を与え、両者はしばしば共存もしていずれが先に生成したかなど問題にされることが多く、したがつて文献も多い。以下それらの問題点に重点をおいて整理するのがこの解説の目的である。

2. Mn 鋼におけるマルテンサイト

ϵ_M に関係の深い代表的な鉄合金は高 Mn 鋼である。この合金に ϵ 相の現われることが発見されたのは 1929 頃である²⁾³⁾。その後、ソ連において詳細にわたつて研究されてきたが、そのほかにもよく調べられている。こ

ではそれらの文献を歴史的に記述するのをさけ、逆に比較的に新しい研究内容を述べながらそれより以前の文献をそれに折りこむことにしよう。

まず SCHUMANN⁵⁾による最近の研究を紹介する。かれは低炭素 Mn 鋼(2.25~31.1%Mn, 0.035~0.09%C)を用いて熱膨張、磁気分析、X線回折、顕微鏡組織などによつて研究した。特に熱膨張は、たとえば 13%Mn の場合、

$$\gamma \rightarrow \alpha \text{ のとき } \delta l/l = 0.90\% \text{ (膨張)}$$

$$\gamma \rightarrow \epsilon \text{ のとき } \delta l/l = -0.70\% \text{ (収縮)}$$

$$\therefore \epsilon \rightarrow \alpha \text{ のとき } \delta l/l = 0.90 + 0.70 = 1.60\%$$

(大きい膨張)

となるから、この変化を熱膨張計で捕えることが容易である。また α は強磁性であるのに γ も ϵ も非磁性であることも利用できる。図 1^{††} はこのような測定をして冷却速度 3°C/min の場合の変態点を求めたものである

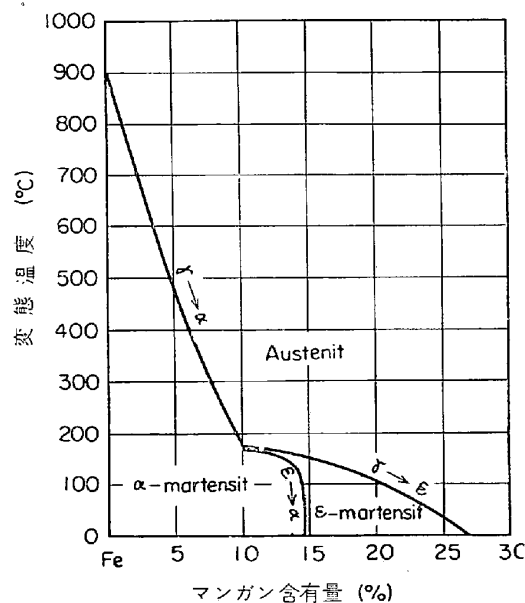


図 1 極低炭素 Mn 鋼の変態点

(SCHUMANN)⁴⁾

† ソ連の研究者はもう少し複雑な現象が起こると考えている。

†† この図は WALTERS⁵⁾の測定とも一致する。

* 昭和44年5月10日受付(依頼原稿)

** 八幡製鉄(株)東京研究所 理博

が、冷却速度を速くしても変態点にはあまり変わりがない。したがってその他の変態特性と合わせみてここに現われている曲線は、純鉄付近を除き $\gamma \rightarrow \alpha_M$, $\gamma \rightarrow \epsilon_M$, $\epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ の Ms 点に近いものとみることができる。これは、10%Mn 以下では α_M となり、以上ではまず ϵ_M ができることを示すものである。その中で 10~14.5%Mn

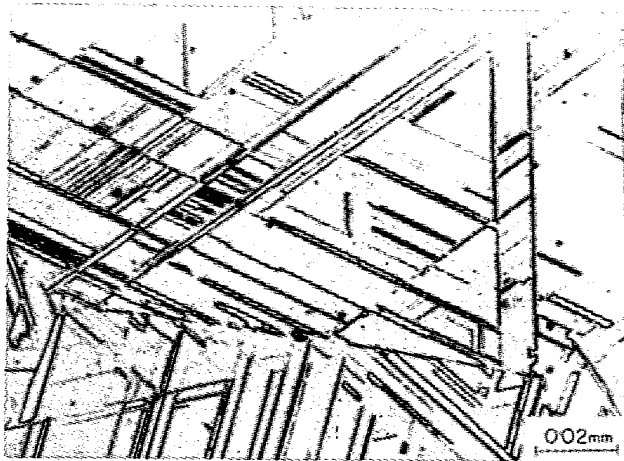


写真1 ϵ マルテンサイト (Widmannstätten 状に現われた部分) 16.4%Mn 0.09%C 鋼を 1150°C より水焼入、ナイトール腐食 (SCHUMANN)⁴⁾

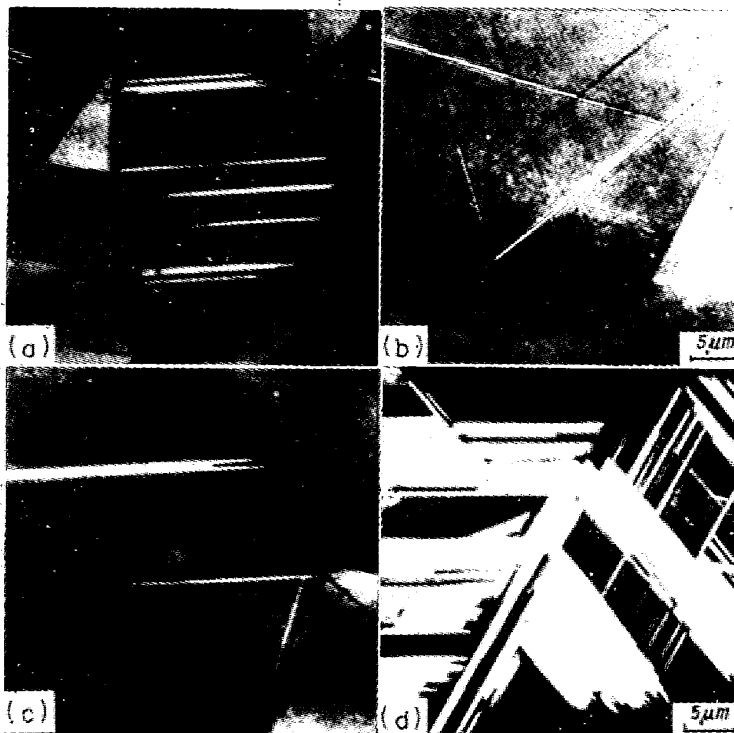


写真2 ϵ マルテンサイトの成長 (26.12%Mn 鋼を 1000°C より空冷)

- (a) γ 粒内に $\{111\}_\gamma$ にそつて ϵ_M の生成初期
- (b) $\{111\}_\gamma$ の三面にそつて生成せる ϵ_M
- (c) 二枚の ϵ_M 板が相接して生じたところ
- (d) 多くの ϵ_M 板が相接して生じたところ

(SCHUMANN)⁴⁾

の間では一度できた ϵ_M が $\epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ という第二段の変態をする。またつぎに述べるように組織上からもそれは肯定できるというのである。

(1) $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ [写真1はこの変化によつて生じた ϵ_M の代表的な組織で、 ϵ_M は $\{111\}_\gamma$ にそつて Widmannstätten 状に現われている。 ϵ_M がこれだけ多く現われると残留 γ と ϵ_M との区別がつけにくい部分もある。写真2は γ , ϵ_M , α_M の三相を区別しやすい腐食液* を使用して変態の進行状況をみやすくしたもので、26.12%Mn を 1000°C より空冷したものである。(a)では γ 粒内に ϵ_M が線(板状晶)として現われ始めていることが、 γ 地が強く腐食されているのでよくわかる。(b)では $\{111\}_\gamma$ の3方向に現われており、(c)では2つの ϵ_M 晶がくつついて生じている。(d)では ϵ_M 晶板は厚いようであるが端部はぎざぎざになつている。これは、多くの薄い ϵ_M 板がくつついて成長したもので(時期的にはつぎつぎに生じたのかもしれない)。1枚の ϵ_M が板面の方向に一樣に成長して厚さを増したものではないことを暗示する。なおこの成分では α_M は現われていない。

$\gamma \rightarrow \epsilon_M$ は成分によつては加工だけでも起こる**

(2) $\epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ 写真4は $\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ の変化をする成分の 13.83%Mn 鋼を 1000°C より空冷したものである。ここで使つた腐食液は写真2の場合と同じであるから、明るく板状に現われているのは ϵ_M 、灰色に見える部分は薄い ϵ_M 板(薄いのは境界だけ黒くみえる)に挟まれて残留した γ 、最も暗く粒状になつているのが α_M である。その α_M は γ と ϵ_M の境界から生じている ϵ_M 板の中にくいこんでいるのに残留 γ には入っていない。このことからここに見える α_M は γ より直接生じたのではなく ϵ_M を経由して生じたものと考えられる。 ϵ_M を経由した α_M の結晶は ϵ_M 晶より当然小さくなるために、 γ より直接生じたものよりはるかに微粒である。 ϵ_M を経由して α_M の生ずる現象については LYSAK ら⁷⁾も観察している。

* チオ硫酸ソーダの飽和溶液 100cc に異性重亜硫酸カリ 10g を加えたもの。

** これについては古い仕事であるが筆者ら⁶⁾の Hadfield 鋼 (12%Mn 1.2%C)に関する一実験がある。この鋼は焼入れのままでは γ だけであるが、550°C に焼戻しすると析出炭化物とツルースタイトのほかにマルテンサイトが現われてくる、とそれまでは信じられていた。しかしよく考えてみると、焼戻してから徐冷してマルテンサイトができるというのは少しおかしいというので筆者らは検討を加えてみた。当時電解研磨法が応用され始めていたので、検鏡のための研磨にその方法を利用したところ、写真3(c)のように、普通の機械的方法で研磨したときに見られるようなマルテンサイト(写真3(a)の白い地にある微細組織)は現われなかつた。その検鏡面のX線回折写真をとつてみると、機械研磨面には hcp 構造による回折線が現われている(写真3b)のに電解研磨面には現われていなかった(写真3d)。すなわち焼戻鋼にマルテンサイトが現われると信じていたのは誤まりであつて、それは検鏡のための機械研磨の際の加工応力によつて $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ 変態を起こして研磨表面だけに現われたことがわかる。このことは一般に加工によつて変態しやすいものの組織をみるには機械研磨はよくないことを警告するものである。

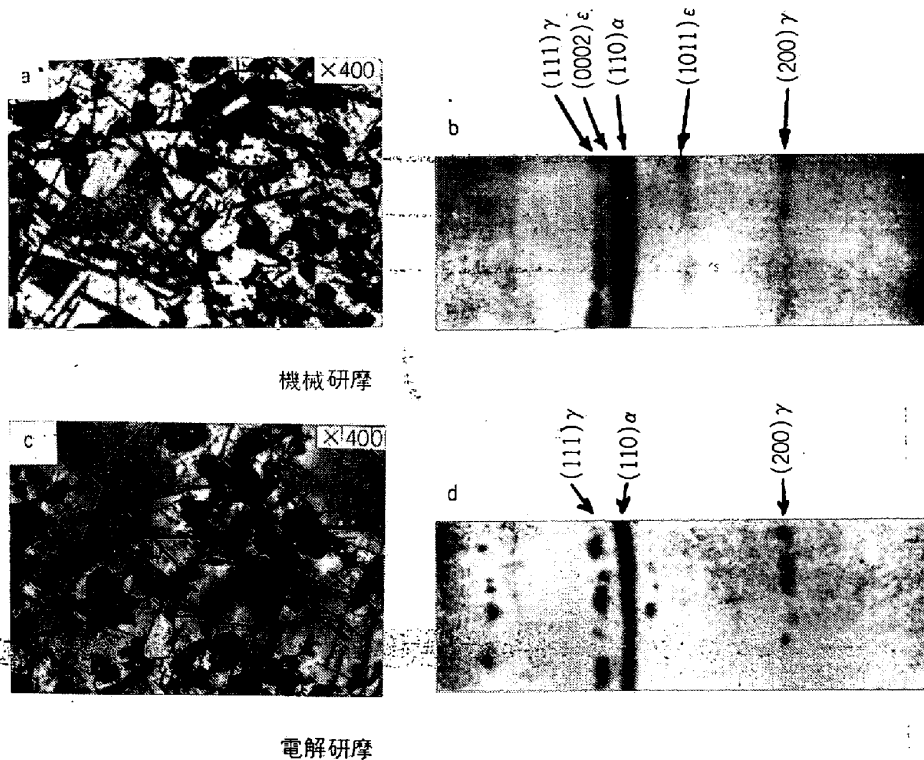


写真3 12%Mn 1.2%C 鋼を 1000°C より水焼入後 550°C 2½hr 焼戻徐冷
(西山, 有馬)⁹⁾

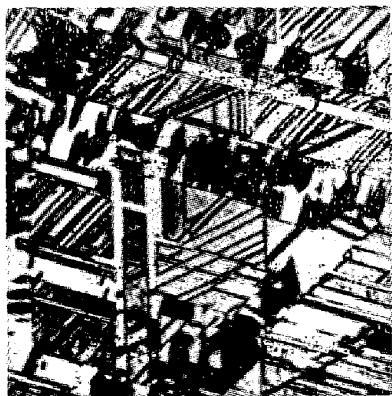


写真4 13.83%Mn 鋼を 1000°C より空冷
白い部分: ϵ_M
灰色の部分: 残留 γ (薄い ϵ_M 板に埋れて)
黒い部分: α_M (ϵ_M より生じたもの)
(SCHUMANN)¹⁰⁾

$\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ という続いた変化は塑性変形によっても生ずる⁸⁾。

(3) ϵ マルテンサイト内の格子欠陥と表面起伏
LYSAK ら⁹⁾は, 4~18%Mn 0.2~1.4%C の各種の Mn 鋼について X 線回折による研究をした。写真5は焼入れて得た γ 単結晶を液体窒素に浸して, $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ 変態せしめたものを用いてとった回転結晶 X 線回折写真である。この中に見える hcp 構造の斑点のうち $h-k \neq 3n$ を満足するものは c^* 方向に streak を伴っている。この事実は (0001) ϵ_M に積層不整(積層欠陥)のあることを示すも

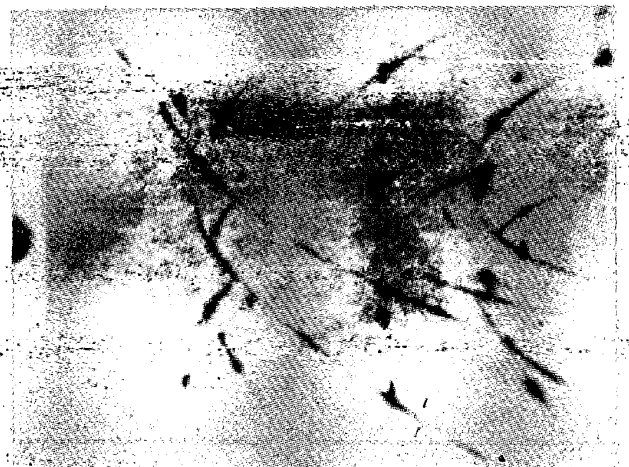


写真5 焼入せる Mn 鋼 (13~18%Mn 0.3~0.5%C) の回転結晶 X 線回折 ($\gamma + \epsilon_M$)
(streak を伴っているのは ϵ_M によるもの)
(LYSAK and NIKOLIN)⁹⁾

のである。

これより先き, 筆者らは¹⁰⁾, 9.75%Mn 0.97%C 鋼を用いて加工による $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ 変態を電顕直接観察法で研究した。写真6は, 焼入れのままで γ であつたのにハンマーで打つて $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ 変態を行なわせたものの写真である。斜めの黒いバンドが ϵ_M である。この ϵ_M の内部には (0001) ϵ_M 面 (ϵ_M 晶の板面) に平行に積層不整が多数あることは電顕像ならび電子回折写真からわかる。末宗らは¹¹⁾, 数種の Mn 鋼について電顕観察をしてほ



写真6 9.75%Mn 0.97% C鋼を焼入後鍛打したもの。
(黒いバンドに見える板状晶は ϵ_M) (西山, 清水)¹⁰⁾



(a) 表面起伏

(b) 顕微干涉計による縞模様

325x

写真7 Mn鋼 (14.0%Mn 0.40%C) に生じた ϵ_M 晶内の表面起伏

(LYSAK and NIKOLIN)¹²⁾

ば同様の結果を得ているが、さらに α_M 生成は ϵ_M 生成を誘起する場合があること、Mn 量が 18.3% という高い場合でもハンマーリングによつてまれに α_M が少量生成することなどの結果も得ている。

$\gamma \rightarrow \epsilon_M$ によつて生じた ϵ_M には表面起伏が現われる。厚い ϵ_M 板の内部にも写真7(a)¹²⁾のように多くの線がみえ、これを顕微干涉計でしらべると(b)のようになっているので突起のくりかえしになっていることがわかる。このことは ϵ_M 板が厚く見えるものも実は薄い ϵ_M 板の重なりであるという前記の推論を肯定する。

以上 ϵ_M が内部に格子欠陥をもち表面起伏を現わすということは、これがマルテンサイト変態によつて生じたことを示すものである。

3. ステンレス鋼におけるマルテンサイト

18-8ステンレスは高温から常温へ冷却したままでは γ であるが、低温で加工すると積層不整ができることはよく知られている。加工が進むと欠陥が多くなり遂には ϵ -hcp の ϵ_M ができる。それは回折写真に(10 $\bar{1}0$)。斑点が現われることでわかる。このような現象が起こるのはこの合金の積層不整エネルギーが小さいからと考えられている。

また場合によつてはステンレスに生ずるマルテンサイトは α_M であつたり、 ϵ_M であつたり、あるいはまた両者が共存したりして問題になるのである。この場合 α_M と ϵ_M の生起の順序および原因に関して種々取沙汰されているが、大別して三つに別れる。その一は、前記10~

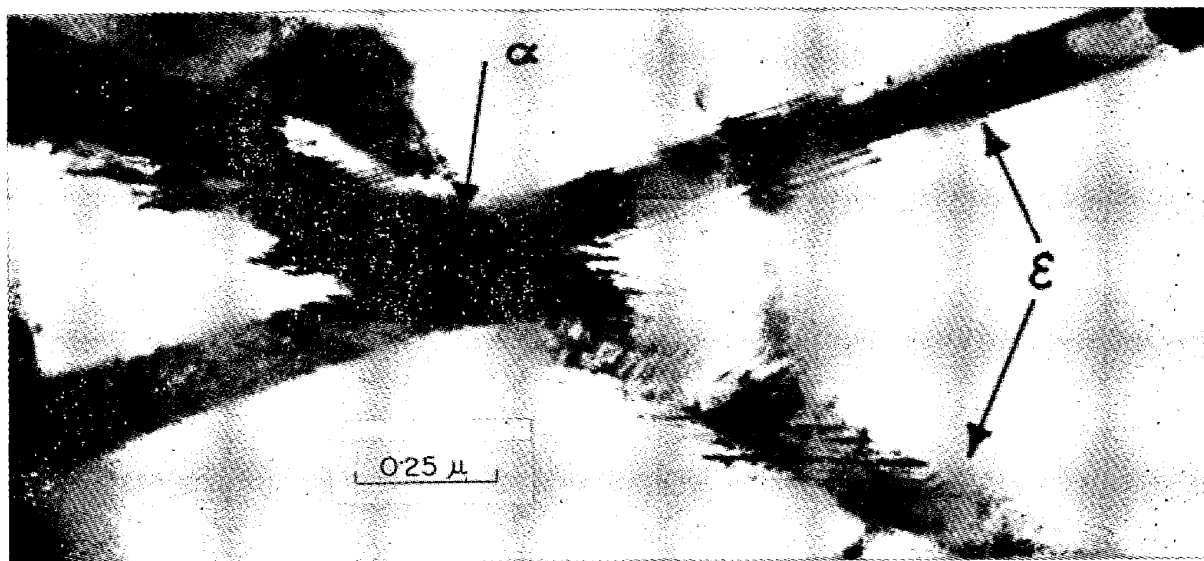


写真8 2枚の ϵ_M 板の交線のところに生成した α_M
(18-8ステンレスを加工した場合) (VENABLE)¹⁶⁾



写真9 ϵ_M 板から発生した晶癖 $\{225\}_r$ の α_M 結晶
(18-8ステンレス) (VENABLE)¹⁶⁾

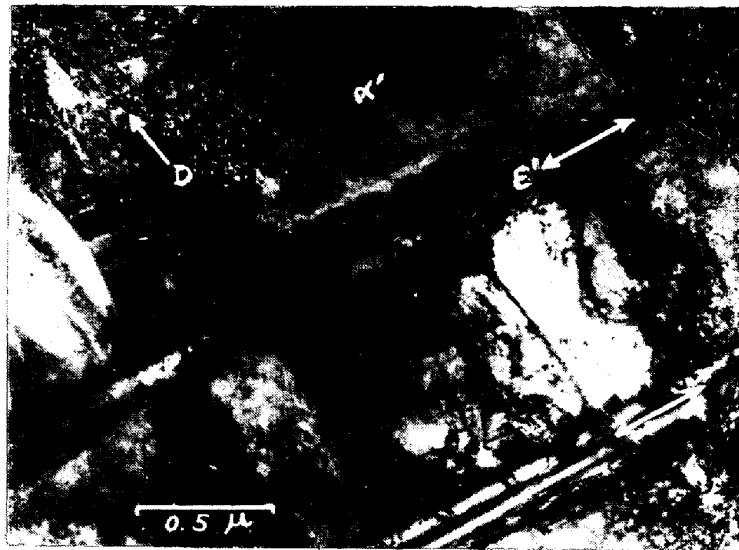


写真10 ϵ_M 板に挟まれた領域に生じた α_M
(304 型ステンレスを液体窒素の温度で加工)
(西山, 清水, 盛川)¹⁷⁾

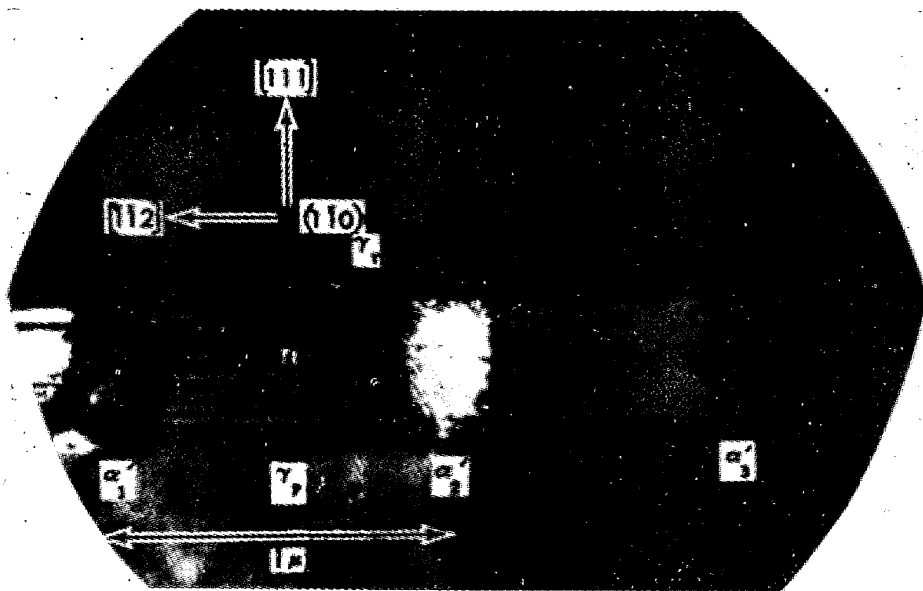


写真11 二つの α_M の生成による変態応力によつてその間の領域に生成した ϵ_M
(18Cr12Ni -196°C に冷却)
(DASH and OTTE)¹⁹⁾

14.5%Mn 鋼にあつたように, 最初 ϵ_M が生じ, ついでその ϵ_M の一部あるいは全部が ϵ_M に変わるという考え方である. その二は, γ より生じた ϵ_M が α_M の核を作りその核が γ 内へ α_M 独自の成長をするという考え方である. その三は, α_M が先きに生ずる場合である. この場合には α_M の生成に基づく変態応力のために周囲に $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ が誘発されると考えられている.

(1) $\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ 説の基礎になつている事実 CINA⁸⁾, は 18-8 ステンレスについての X 線回折と磁氣的測定から変態の量を見積つた結果, 常温加工すると ϵ_M を生ずるが, 加工を進めるとその ϵ_M は減じて α_M が生ずる事

実から ϵ_M は $\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ における中間相であるとした.

BREEDIS ら¹³⁾も同様な事実をみ, LAGNEBORG¹⁵⁾ もそのような中間説を支持している.

(2) ϵ_M が α_M の核となり $\gamma \rightarrow \alpha_M$ が進行するという説の基礎事実 VENABLE は¹⁵⁾, 18-8 を加工する際に生ずる α_M について電顕観察し, 相交わる $\{111\}_\gamma$ 面に乗つた二つの ϵ_M 板の交線の所から α_M が発生するのを見た(写真 8). その生成の初期には ϵ_M 板の交線の方角 $\langle 110 \rangle_\gamma$ に平行な針状晶であるが, 後期には晶癖面 $\{225\}_\gamma^*$

* 厚い ϵ_M より生ずる α_M は $\langle 111 \rangle_\gamma$ 晶癖の場合もしばしばあった.

をもつて γ 晶内に成長する(写真9)*.

筆者らも¹⁷⁾**液体窒素の温度で加工したものを電顕観察し、写真10に見られるように ϵ_M に挟まれた領域に生じた多数の α_M 晶の様子から、最初 ϵ_M 板が生じその間に残留した γ が直接 α_M に変わったものと考えた。KELLY¹⁸⁾も 17Cr9Ni と 12Mn10Cr4Ni について電顕によつて晶癖をしらべ同様なことを言っている。しかしかれの掲げた組織には次項に述べる DASH らのものとやや似たところもある。

(3) α_M 生成に基づいて γ から ϵ_M が生ずるという説の実験事実 DASH らは¹⁹⁾、主として 18Cr12Ni を用いて電顕観察をして上に述べたのと異なつた形態を見つけている。写真11は -196°C に冷却して生じたもので、形態からすれば逆に二つの α_M 晶に挟まれた部分に変態応力のために ϵ_M に変態したものと考えられるというのである。またそのように考えるもう一つの理由としては、この ϵ_M には多数の面欠陥があるが、もし反対にこの ϵ_M から両端の α_M が生じたとすれば、その α_M にも面欠陥の痕跡がなければならないはずなのにそのような模様は全然ない。GOLDMAN ら²⁰⁾もこれに同意している。

以上のように考え方に三つの説があるようであるが、筆者はそれぞれ生成条件によつて三つの場合が生じうるのではないかと思つている。

4. ϵ_M の前駆段階の ϵ'

前述のように Mn 鋼では ϵ_M は $\gamma \rightarrow \alpha_M$ の中間相と考えられるが、LYSAK ら²¹⁾²²⁾はさらに ϵ_M 生成の前駆現象として一つの相が現われることを報告しそれを ϵ' 相と称している。

かれらは 10~12%Mn 0.4~0.7%C の鋼を用い、回転結晶X線回折で研究した。写真12(a)は 12%Mn, 0.5%C を高温から常温まで冷却して生じた γ の単結晶によるもので、(b)はこれを液体窒素に冷却後のもので新しい回折斑点がいくつか加わっている。これらの斑点が新相 ϵ' によるもので、 γ のデバイ線と交わる streak によつて結ばれており、斑点は6コずつが1周期をなして並んでいる。これらを逆格子空間で書けば図2のようになる。ここで白丸○は γ の斑点であり黒丸●は新しく現われたものである。付記した指数は新相 ϵ' を六方軸で表わしてある。 ϵ' と γ との格子方位関係は ϵ と γ の場合と同じく、西山、庄司の方位関係 $(0001)_{\epsilon'} // (111)_\gamma$, $[1210]_{\epsilon'} // [110]_\gamma$ を満足している。この関係から ϵ' の格子は、 $(111)_\gamma$ に平行な $(0001)_{\epsilon'}$ 原子面の積み重ね構造の1種と考えられるが、図2の c^* 軸上の斑点が6コをもつて1周期をなしていることから、積層数は6層と

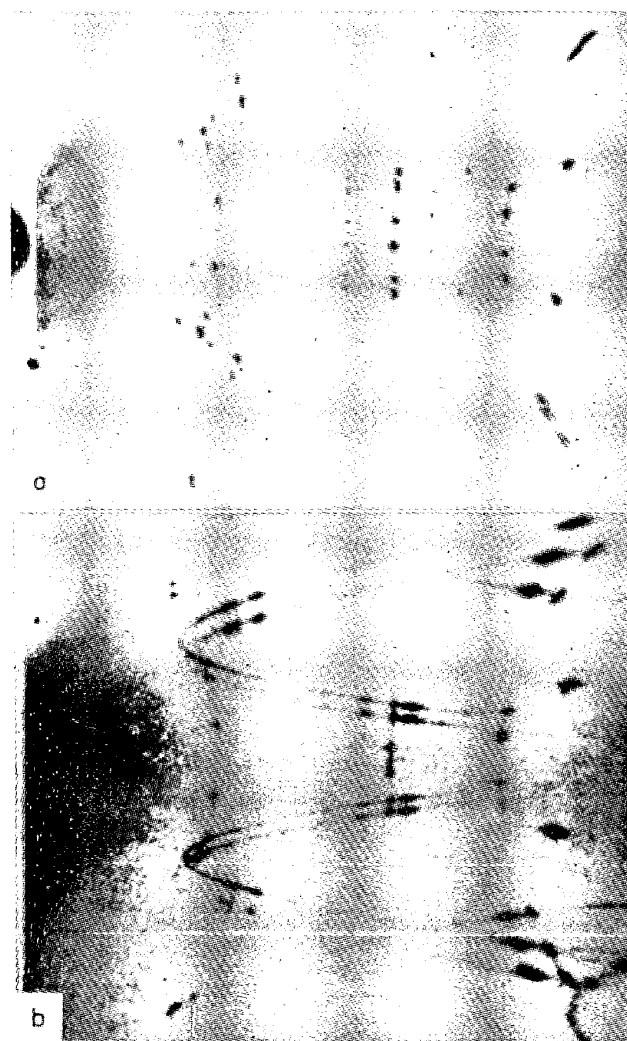


写真12 12%Mn 0.5%C 鋼の変態初期の回転結晶X線回折

(a) 高温より常温まで徐冷(γ)

(b) それを液体窒素に冷却したもの
($\gamma + \epsilon'_M$)

(LYSAK and NIKOLIN)²¹⁾

考えられ、六方軸で表わすと18層となる。そのうちでも積層形式は

ABCABC BCABCA CAB CAB

が最もよく斑点の強度を説明する。この構造は γ の (111) 積層の中に6原子層ごとに1コの shuffling を入れたものになっている。その不整のところ以外は γ におけると変わりが無い。

ϵ' 相の単位胞は六方晶で表わせば $a = 2.533\text{\AA}$,
 $c = 37.280\text{\AA}$ で、三方晶で表わせば
 $a_R = 12.50\text{\AA}$, $\alpha = 11^\circ 41'$ である。

このようにして生成した ϵ' 相の量は液体窒素に浸す時間をのばして 500 hr としてもその量には変わりが無い。反対に 60°C 位に加熱すると逆変態 $\epsilon' \rightarrow \gamma$ が起こるが、再び液体窒素に浸すと前と同じ方位の ϵ' 相が生ずる。すなわちこの変態は可逆的 ($\gamma \rightleftharpoons \epsilon'$) でメモリーが

* 清水ら¹⁶⁾は 7.90%Cr 1.11%C 鋼においてサブゼロ冷却によつて生ずる α_M の中に積層不整の端から生成しているものを観察しているが、その積層不整というのがもしきわめて薄い ϵ_M であつたとすれば今の問題に関係がある。

** 18.1%Cr, 9.7%Ni, 0.06%C, 1.03%Mn, 0.23%Mo, 0.05%C, 0.5%Si, 0.04%P

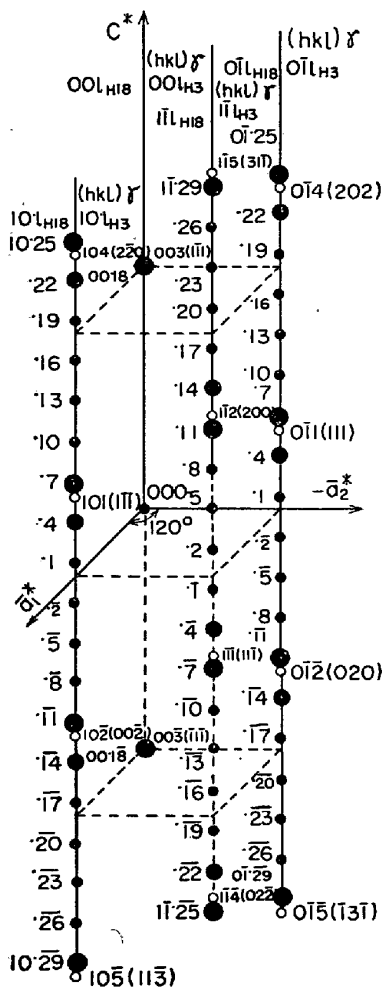


図2 写真12による逆格子
○: γ , ●: ϵ'
(LYSAK and NIKOLIN)²¹⁾

ある。

ϵ' は非磁性であり硬度も大きくない。また $\gamma \rightarrow \epsilon'$ 変態による表面起伏は 600 倍の顕微鏡でみても認めることができないほどに小さい。これは $\gamma \rightarrow \epsilon'$ 変態における格子変形が小さいことに原因すると考えられる。表面起伏が小さくともその他の条件を考慮すると ϵ' もマルテンサイトの範疇に入れて ϵ'_M と書いてよさそうである。

ϵ'_M の生じたものを加工変形するともちろん ϵ_M を生成するという現象がある。この現象以外には $\epsilon'_M \rightarrow \epsilon_M$ の事実はないようであるが、 ϵ_M は ϵ'_M を経たものと LYSAK らは考えている。一般の $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ でも $\gamma \rightarrow \epsilon'_M$ が起こっているのであつて ϵ'_M を捕え難いだけであるとしている。すなわち ϵ'_M に shuffling が加わり 1 層おきに入つて hcp の ϵ_M になると考えている。

ϵ'_M は $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ の中間物であるが、 ϵ'_M が現われるかまたはそれは現われずに ϵ_M まで進むかは、その前に存在していた格子欠陥に著しく影響されることはつぎの事実から認められる。

写真 13(a) は²³⁾、16%Mn 0.35%C 鋼を 1100°C より

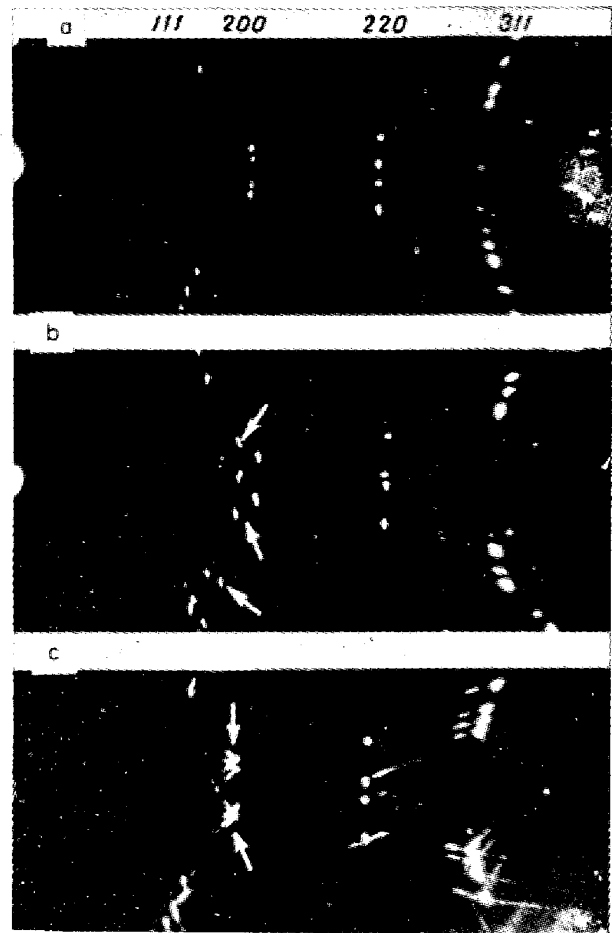


写真13 16%Mn 0.35%C 鋼の回転結晶 X 線回折像
(a) 1100°C より空冷 (γ)
(b) ついで -196°C に冷却 ($\gamma + \epsilon_M$)
(c) -196°C に冷却 400°C に加熱を 15 回くりかえしたもの ($\gamma + \epsilon'_M$)
(LYSAK and NIKOLIN)

り空冷して得た γ 単結晶の回転結晶 X 線写真である。(b) はこれを -196°C に冷却して $\gamma + \epsilon_M$ としたもので、矢印の斑点は (101) である。(c) は、これを 400°C に加熱していつたん γ にもどし再び -196°C に冷却する、という操作を 15 回行なつたもので、この写真では ϵ はほとんどなくなり、代わつて $(10\cdot4)\epsilon'_M$ が現われており、しかも diffuse streak が顕著に見られる。図 3 はこのことを回折線の profile で示したものである。図 4 は ϵ_M の減少(曲線 1)とともに ϵ'_M の増加(曲線 3)することを示す。この現象は加工変形を与えると早く起こる(曲線 2)。なお含有炭素量が増加しても早く起こる。このことは C 原子が Cottrell 雰囲気および鈴木雰囲気を作り $\gamma \rightarrow \epsilon_M$ 変態を妨げているものと考えられる。図 5 はこの効果が含有炭素量とともに著しくなることを示すものである。なお熱サイクルをかけた研究はさらに続けられ興味ある結果が得られている。²⁴⁾

* この ϵ' は積層不整の多いものであろう。

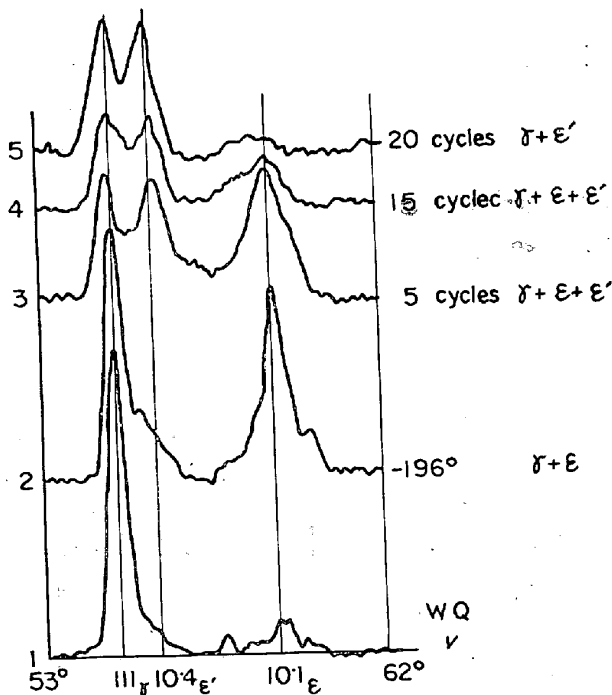


図3 -196°C 冷却 400°C 加熱をくりかえしたときの X線回折線の変化
(16%Mn 0.35%C 1100°C 水焼入後)
(LYSAK and NIKOLIN)²³⁾

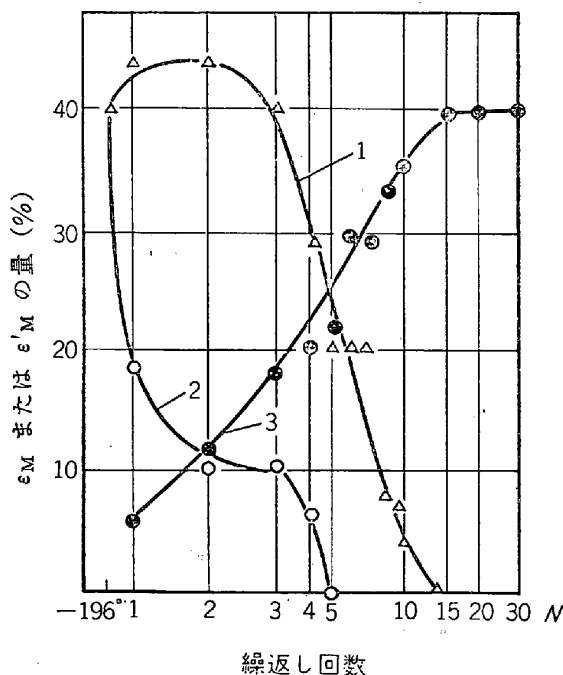


図4 -196°C 冷却と 400°C 加熱をくりかえしたときの ϵ_M , ϵ'_M の消長 (16%Mn, 0.35%C)
1: 焼入れせるものの ϵ_M 量
2: 空温で1%加工せるものの ϵ_M 量
3: 焼入れせるものの ϵ'_M 量
(LYSAK and NIKOLIN)²³⁾

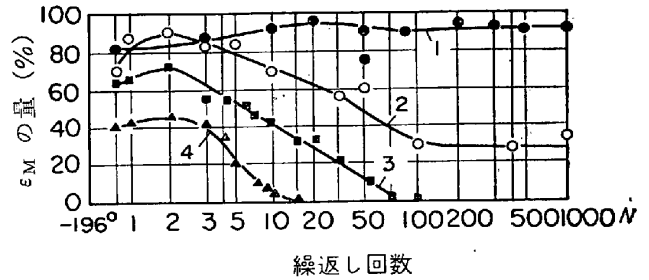


図5 -196°C 冷却と 400°C 加熱をくりかえしたときの ϵ_M 量の変化

曲線 1 16%Mn, 0%C

2 16%Mn, 0.10%C

3 16%Mn, 0.20%C

4 16%Mn, 0.35%C

(LYSAK and NIKOLIN)²³⁾

5. ま と め

Mn 鋼では Mn が約 10% 以下では γ から直接 α_M を生ずるが、それ以上になると最初 ϵ_M が生じついで α_M になる。Mn が 15% 以上になると加工を加えない限り ϵ_M になるだけでそれ以上進まない。すなわち 10~15% Mn の範囲において $\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ なる順序で変態が起こる。

また Mn 鋼では ϵ_M になる前に前駆過程として ϵ'_M を生ずる。これは γ 格子の $\{111\}_\gamma$ 原子層の 6 層おきに積層不整のあるものに相当する。また 1 原子層おきに積層不整の入ったものが ϵ_M に相当する。

Fe-Cr-Ni 系の合金では積層不整エネルギーが小さいために積層不整ができやすいだけでなく ϵ_M もできる。と同時に成分、処理によつては α_M もできる。この α_M の生成に関して、 $\gamma \rightarrow \epsilon_M \rightarrow \alpha_M$ の変態をしたとか、 γ と ϵ_M との境界に α_M の核が生じやすいとか、 α_M の生成による変態応力のために ϵ_M が誘発されるというように考えられているが、これらは生成条件によつてそれぞれ異なる経過をとることを示すものであろう。

終わりにこの原稿について検討して下つた大阪大学産業科学研究所清水謙一教授に感謝する。

文 献

- 1) 西山善次: 鉄と鋼, 55(1969), p. 373
- 2) 石原寅次郎: 金属の研究, 7(1930), p. 115
- 3) W. SCHMIDT: Arch. Eisenhüttenw., 3(1929/30), p. 293
- 4) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 38(1967), p. 647
- 5) F. M. WALTERS and M. GENSAMER: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 19 (1931/32), p. 608
- 6) 西山善次, 有馬春男: 日本金属学会誌, 6(1942) 11, p. 569
- 7) L. I. LYSAK and B. I. NIKOLIN: Fiz. Metal. Metalloved., 17(1964), p. 708 (英訳 No 5, p.63)

- 8) *B. CINA*: *Acta Met.*, 6 (1958), p. 748
- 9) *L. I. LYSAK* and *B. I. NIKOLIN*: *Fiz. Metal. Metalloved.*, 17(1964), p. 40 (英訳 No 1 p. 39)
- 10) 西山善次, 清水謙一: *J. Phys. Soc. Japan*, 15 (1960), p. 1963
- 11) 末宗賢一郎, 大岡耕之: *日本金属学会誌*, 30, (1966) 5, p. 428
- 12) *L. I. LYSAK* and *B. I. NIKOLIN*: *Fiz. Metal. Metalloved.*, 17(1964), p. 703 (英訳 No 5, p. 59)
- 13) *J. F. BREEDIS* and *W. D. ROBERTSON*: *Acta Met.*, 10(1962), p. 1077; 11(1963), p. 547
- 14) *R. LAGNEBORG*: *Acta Met.*, 12(1964), p. 823
- 15) *K. SHIMIZU* and *WAYMAN*: 6th Intern. Conf. on Electron Microscopy, (1966) 1, p. 459
- 16) *J. A. VENABLE*: *Phil. Mag.*, 7(1962), p. 35
- 17) 西山善次, 清水謙一, 盛川士郎: *日本金属学会誌* 27 (1963), p. 497
- 18) *P. M. KELLY*: *Acta Met.*, 13(1965), p. 635
- 19) *J. DASH* and *H. M. OTTE*: *Acta Met.* 11 (1963), p. 1169
- 20) *A. J. GOLDMAN*, *W. D. ROBERTSON*, and *D. A. KOSS*: *Trans. AIME*, 230(1964), p. 240
- 21) *L. I. LYSAK* and *B. I. NIKOLIN*: *Doklady Akademii Nauk SSSR*, 152(1963), p. 812
- 22) *L. I. LYSAK* and *B. I. NIKOLIN*: *Fiz. Metal. Metalloved.*, 20(1965), p. 547 (英訳 No 4, p. 69)
- 23) *L. I. LYSAK* and *B. I. NIKOLIN*: *Fiz. Metal. Metalloved.*, (1967), p. 93 (英訳 No 1, p. 92)
- 24) *L. I. Lysak*, *Yu. N. Makogon*, and *B. I. Nikolin*: *Fiz. Metal. Metalloved.*, 25(1968), p. 197 (英訳 No. 3, p. 197)