

講 義

逆変態によつて生じたFCCマルテンサイト*

西 山 善 次**

FCC Martensite Produced by Reverse Transformation

Zenji NISHIYAMA

1. ま え が き

高張力鋼などの研究途上において、マルテンサイト(以下マルテンと略す)が熱処理などで逆変態して生じた面心立方格子(fcc)のもの(以下 γ_r と書く)がしばしば問題になる。結晶構造としては残留オーステナイト(γ)と同じであるのに、性質が異なるようであるためにその出現が無視できないからである。

要はその本性が問題であるが、実用合金による研究としては、本性を究明するというほどには行なわれていないので、本講ではその基礎となるFe, Fe-Ni合金およびFe-Ni-C合金による研究結果を紹介検討することにする。なおこの逆変態は加熱によつても高荷重によつても起こるので2つに分けて述べる。

2. 加熱による逆変態($\alpha' \rightarrow \gamma_r$)

純鉄でも超急速焼入れによつてマルテンとなるが、ついでこれを普通に加熱して逆変態させても格別変わった γ_r は生じない。しかしFe-Ni合金においてNi量が増してAs点が再結晶温度以下になると興味深いことが現れてくる。

古いものであるがFe-30%Ni合金による筆者の研究¹⁾をふりかえつてみよう。この合金のMs点は常温以下であるため高温から常温に冷却したままではfccである。写真1aはその単結晶を $[111]_r$ 方向から白色X線を入射せしめてとつたラウエ写真である。写真1bは、その試料を液体空気に浸して体心立方格子(bcc)のマルテン(以下 α' と書く)に変態せしめてから、前の角度位置に取り付けて同じく白色X線をあててとつたものである。この写真は多結晶を示すが方位に集合性がある。この状態は加工による集合組織とは異なり、変態による12種の兄弟晶(variant)の集合したものであることは特性X線をあててとつた写真からわかる。

つぎにこの試料を500°Cに15min加熱して徐冷し、それをまた前の角度位置に取り付けて同じく白色X線をあてると、写真1cのように、1aと同じ方位をもつた

fccのラウエ写真が得られる。すなわち種々の方向を向いていた α' の兄弟晶はすべてもととだいたい同じ方位のfccにもどつていく。この記憶現象は、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態の機構が結晶格子の形状変化であるために、 α' の中に逆の形状変化をうながすような変態応力が残っており、それが原因で起きたものと考えられる。というのは、もしそのようなものが何も残っていなかったとすれば、 α' 晶のおのおのがさらに12種の γ 晶に分かれる可能性があるから、 γ 晶の方位の数はおびただしい数になり、とうてい単結晶の写真に似たものにはなるはずはないからである。なおラウエ写真に現われた斑点をみると、すべて太くなり、放射状にのびていわゆるアステリズムを呈する。このことは重要なことで、ほとんどすべての α' がもとの方位にだいたいもどつたとはいえ、結晶の中に多くの格子欠陥をもち方位も部分的に多少異なり、全体が完全な単結晶になつてはいないことを示すものである。

つぎに同じ試料を550°Cに15min加熱したが著しい変化はなかつたけれども、さらに600°Cに30min加熱したら、写真1dに示すように、アステリズムは少し減じたから格子欠陥は多少減つていくことがわかる。さらに700°Cに30min加熱してとつた写真1eでは、もはや再結晶を起こして多結晶になつていくことがわかる。

写真1cの示すように、結晶内に格子欠陥がある γ_r では当然機械的性質が残留 γ とは異なっているはずである。33%Niについて行なつた研究^{2)*}によると、 γ_r は残留 γ にくらべて降伏強度が約2倍、伸びは約1/2である。

以上で γ_r の大体を示したがさらに本性をつきとめた研究について述べなければならない。これについては多くの研究^{3)~7)}がなされているが、その本性の解釈については、この変態は原子の拡散を伴つていとする意見³⁾と無拡散であるとする意見^{5)~7)}とがあつて、十分整理

* 昭和44年1月9日受付(依頼技術資料)

** 八幡製鉄(株)東京研究所・理博

* 1000°Cより水焼入れしてから-195°Cに30min冷却して60%だけマルテン化し、400°Cに2min加熱して逆変態させた。Ms=-124°C, As=400°C

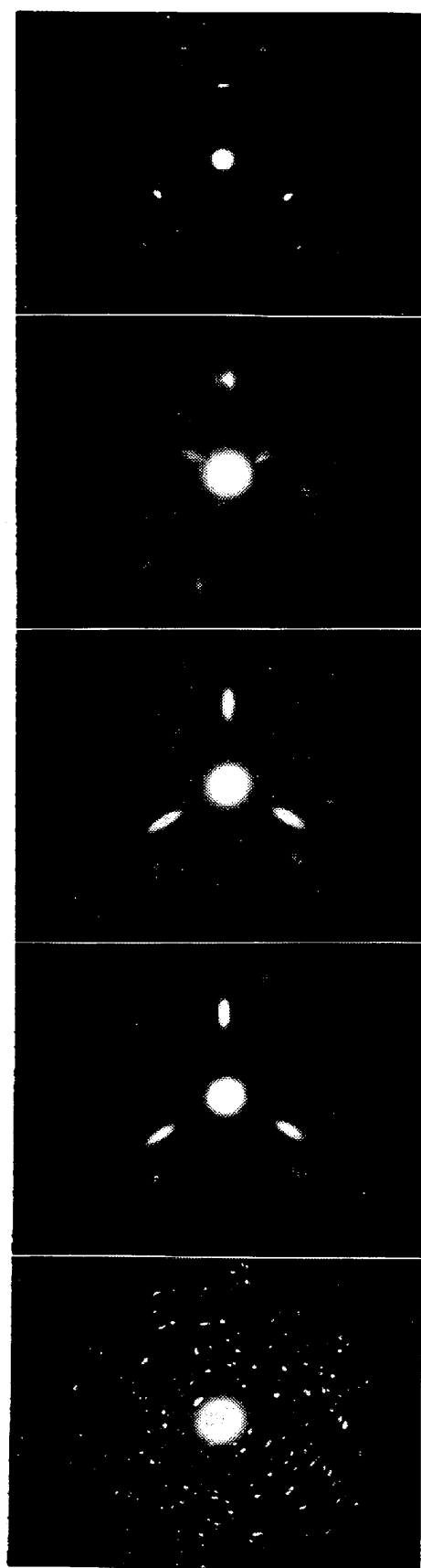


写真1 Fe-30%Ni の γ - α' → γ_r
(西山 [1934])

されていない場合が多い。それはこの現象が加熱冷却条件に影響されるからである。

2.1 急熱の場合

上に述べたことから推察されるように、逆変態 $\alpha' \rightarrow \gamma_r$ の過程は正変態 $\gamma \rightarrow \alpha'$ のそれと完全には逆でないといまなければならない。その問題の究明には焼鈍効果の少ないことが望ましいのでまず急熱の場合を調べてみよう。

その一例として KESSLER と PITSCH⁸⁾の研究結果を調べる。かれらの用いた材料は Fe-32.5%-0.0026% C である。この合金は $M_s = -90^\circ\text{C}$ 、逆変態温度は残留 γ との境界近くでは $300^\circ\sim 320^\circ\text{C}$ 、 α' の内部では $320^\circ\sim 420^\circ\text{C}$ である。この合金をまず焼入れ後 $-90^\circ\sim -140^\circ\text{C}$ に冷却して 50~60% だけマルテンにしておく。写真 2 a はその状態の組織である。この写真は、研磨面にセレン化亜鉛 (ZnSe) を蒸着して検鏡する方法⁹⁾によつたもので、 α' は bcc であるから暗く残留 γ は fcc であるから明るく見えるので両者は区別がつく。

表面起伏 この試料を 3 min で 345°C まで上げて一部逆変態させると写真 2 b のようになる。 α' と γ の境界にそつて明暗が変わつて見えるものは γ_r であつて、表面起伏のために傾斜し光の反射が変わつて見えているのである。点線の枠の部分を引き伸ばした写真 3 a では

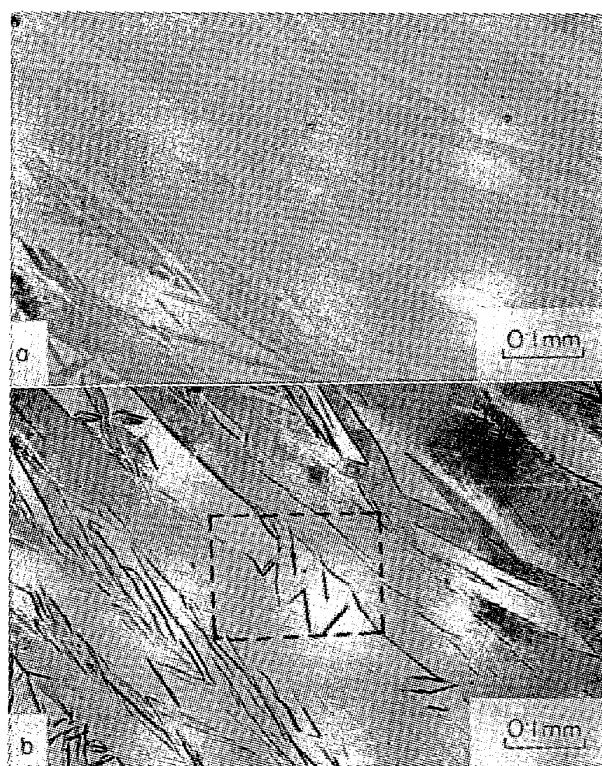


写真2 Fe-32.5%Ni合金のサブゼロ冷却
と加熱逆変態の初期

- (a) 焼入れ後 -97°C に冷却, ZnSe 蒸着
(灰色の結晶: α' ; 明るい地: 残留 γ)
- (b) (a) を 345°C まで加熱
(α' と γ の境界に明暗の変化のある部分: 表面起伏せる γ_r)
(KESSLER, PITSCH [1967])



写真3 Fe-32.5%合金の加熱逆変態の初期

- (a) 写真2(b)の点線枠の部分を拡大
(b) (a)を電解研磨して ZnSe 蒸着
(γ_r の部分は残留 γ と同じ明るさ)
(KESSLER, PITSCH [1967])

いつそう明りようである。この部分が fcc であることは再び試料を軽く電解研磨し ZnSe を蒸着すると γ_r の部分は明るい残留 γ と合流して見えなくなることで確認される(写真3b)。さらに 380°C に上げると α' 結晶の内部にも表面起伏が現われる(写真4a)。これにまた電解研磨と ZnSe の蒸着をしてみると、表面起伏をしていた部分は残留 γ と同じく明るくなることで、 α が著しく γ_r に変態してしまっていることがわかる(写真4b)。以上で γ_r は fcc であつて表面起伏をもつことが明らかとなつた。

格子方位関係 またかれらは、同じ材料を用い X 線ならびに電顕を使つて、 γ_r とその母体たる α' との格子方位を求めた結果は、8° のばらつきでつぎの関係が成り立っていた。

$$\begin{aligned} [100]\gamma_r // [\bar{0}^{\circ}52 \ 0^{\circ}707 \ \bar{0}^{\circ}695]\alpha' \\ [010]\gamma_r // [\bar{0}^{\circ}139 \ 0^{\circ}695 \ 0^{\circ}695]\alpha' \\ [001]\gamma_r // [0^{\circ}990 \ 0^{\circ}139 \ 0^{\circ}070]\alpha' \end{aligned}$$

この関係は $\gamma \rightarrow \alpha'$ における「西山」の関係に近いもので、前記の写真1で逆変態によつて大体もとの単結晶に近いものが得られたことがうなずける。

晶癖面 かれらはまた γ_r の α' に対する晶癖面を電顕像と電子回折で測り、(0.81 0.55 0.21) α' を得ているが、この値は細いビームの電子線をあてて得られるコッセル写真から求めた値¹⁰⁾(0.75 0.62 0.23) α' と比較的

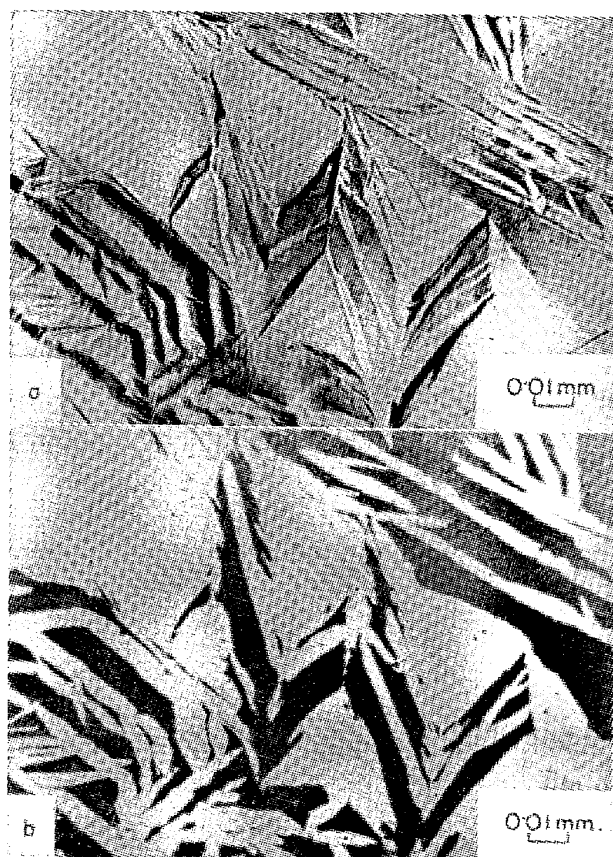


写真4 Fe-32.5%Ni 合金の加熱逆変態の中期

- (a) 写真3(b)を 380°C まで加熱
(明暗の変化のある部分：表面起伏の γ_r)
(b) (a)を電解研磨して ZnSe を蒸着
(γ_r の部分は残留 γ と同じ明るさ)
(KESSLER, PITSCH [1967])

よく一致している。

これらの方位関係および晶癖面がマルテン変態に関する現象論より期待されるものとよく一致し¹¹⁾、 γ_r が表面起伏をもつて生じ、内部に著しい格子欠陥のあることは γ_r が 1 種のマルテンであることを証明するものである。

2.2 徐熱の場合

以上述べたものはそれほど急熱ではないので焼鈍効果が多少加わっているが、加熱速度をもう少しおそくした場合でも大体同様な結果が得られている^{12)*}。また γ_r には表面起伏を伴うだけでなく、電顕観察¹³⁾ではミッドリブはないが、内部には微細なすじの格子欠陥があることもわかつている。

加熱速度を比較的小おそくしても γ_r がマルテンの性質をもつならば、この問題に関して熱分析を行なうことができる。KESSLER と PITSCH¹⁴⁾ はその研究を行なつた。

試料としては前¹⁰⁾と同じく、32.5% Ni 合金を焼入れ後液体窒素に浸して 80~90% だけ α' にしたものを用い、マイクロカロリーメーターにかけた。図1は加熱速度 0.3°C/min による加熱曲線である。この曲線は I、II に吸熱

* 文献 12)では、fcc と bcc とを区別するのに TiO₂ を蒸着する方法をとっているが、その方法でも同じく fcc は明るく bcc は暗く見える。

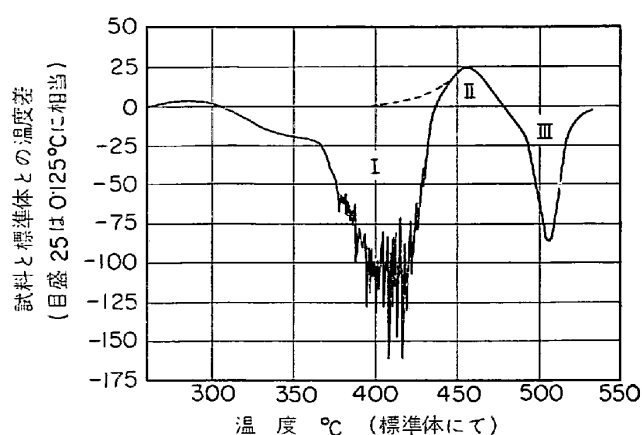


図1 熱分析曲線 (Fe-32.5%Ni)
(焼入れ後-195°Cに冷却して 80~90%
(だけ α' に変態せしめたものを使用)
(KESSLER, PITSCH [1968])

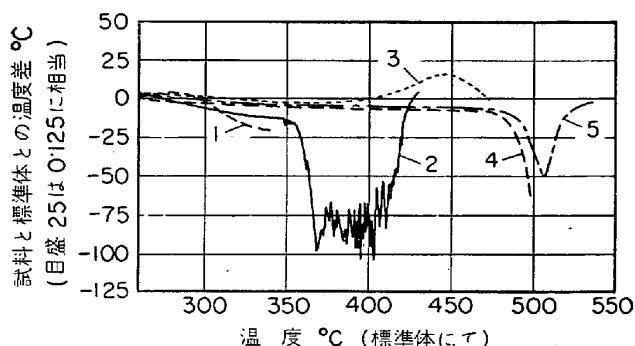


図2 熱分析曲線(中途までの加熱) (Fe-32.5%Ni)
曲線 1: 図1の曲線と同じで 342°C まで昇温
曲線 2: 曲線1を終えて急冷してから430°Cまで昇温
曲線 3: " 2 " 473°C "
曲線 4: " 3 " 498°C "
曲線 5: " 4 " 535°C "
(KESSLER, PITSCH [1968])

II に発熱があつたことを示す。

これらの吸熱および発熱の原因をしらべるために、加熱の途中で中止して常温まで急冷して組織をしらべ、また加熱して前より高い温度まで上げてから急冷して再び組織を観察するというふうな、順次温度を上げて加熱曲線をとつてしらべたのが図2である。

この図の曲線1の終わり 342°C まで加熱したものの組織には、前記写真2 a, bでみたように、 α' と残留 γ との境界にそつて細長い γ_r の起伏が見られた。曲線が吸熱を少し示すのはそれによるものと解釈される。

曲線2は吸熱Iが大体終了した430°Cまでのもので、その組織には、板状の γ_r が新たな起伏として α' 内に生じ、 α' は 35 vol% に減じていた。よつて吸熱Iは α' が fcc のマルテンとしての γ_r に変わるときの負の変態熱であることは確かである。

吸熱Iが完了しないうちに加熱を一度やめ、時間をおいてから再び昇温すると、温度がある程度上昇してから

初めて吸熱を示す。すなわち母相 α' の安定化が見られる。

曲線3は発熱Iが終わる 473°C までのもので、この状態での組織では前に比べて γ_r の増減はなかつた。ここで、発熱Iの原因は α' と γ_r との間にわずかではあろうが原子の拡散が行なわれたことにあると考えられ、そのために境界における成分が平衡状態に近づいて α' が安定化し $\alpha' \rightarrow \gamma_r$ 変態が止まつたものと解釈されている。

曲線4は第2の吸熱曲線のピークを示す少し前の 498°Cまで加熱したもので、その組織写真5bをみると、第2の吸熱がまだ起きない 473°C まで加熱したときの組織写真5aと比較して、逆変態がより進み、しかも新たにバラの花のような結晶(↑印)が現われている。組成分布をマイクロゾンデでしらべたが、花模様と周囲との間には差がなかつた。そこで、この花模様は無拡散生成物と考えられ、マッシブ組織*といえるものであろう。

3. 高荷重による逆変態 ($\alpha, \alpha' \rightarrow \gamma_r$)

3.1 鉄の pT 状態図

鉄は圧力 p 対温度 T について図3¹⁵⁾¹⁶⁾のような状態図

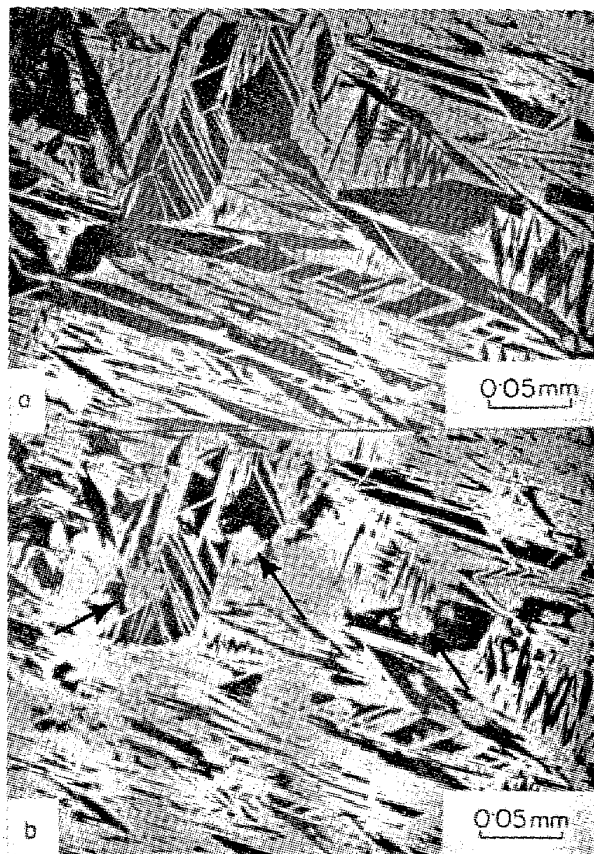


写真5 Fe-32.5%Ni 合金の加熱逆変態の終期
(ZnSe蒸着、同一場所)

- (a) 図2曲線3の終点473°Cまで加熱
(灰色の部分: α' ; 明るい部分: 残留 γ + γ_r)
(b) 図2曲線4の終点 498°C まで加熱
(新しく現われた矢印の花模様の部分はマッシブ変態)
(KESSLER, PITSCH [1968])

* マッシブ組織については別に解説する予定である。

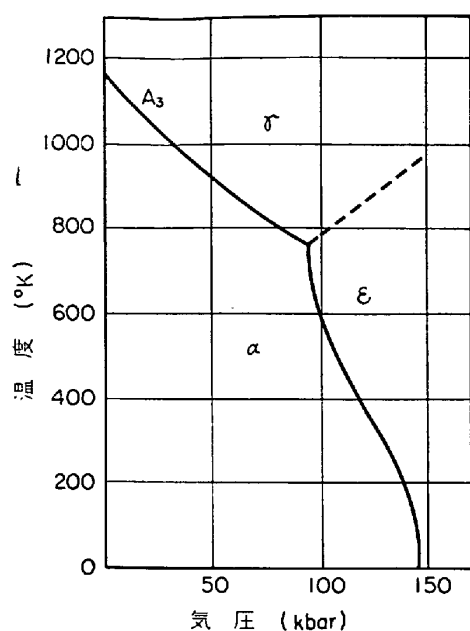


図3 鉄の状態図
(BLACKBURN, KAUFMAN, COHEN)

をとる。すなわち A_3 点は圧力とともに低下し、90kbar において 500°C くらいになる。それ以上の圧力になると、高温では γ であるが低温では稠密六方格子 (hcp) 相の ϵ 相になる。Mn鋼、18-8 ステンレス鋼などで加工によつてしばしば ϵ 相が現われるのはこれに関係がある。

ところでここで問題にするのは γ であるが、圧力がかかると A_3 点が著しく下がるので、 γ 出現の可能性が多くなってくる。とくに Ni を多量に含む合金では、変態点は常圧でもすでに室温のあたりにくるほどであるから高压荷重による逆変態 $\alpha, \alpha' \rightarrow \gamma$ の起こるであろうことは容易に想像される。

つぎにそれに関して述べるが、フェライト (α) から変態する場合とマルテン (α') から変態する場合に分けて考えよう。

3.2 フェライト (α) に高荷重をかけた場合の $\alpha \rightarrow \gamma$

LESLIE ら¹⁷⁾は Ferrovac E*を 590°C に 1hr 焼鈍して得た α に爆発荷重を加えて組織の観察などを行なつた。それによると圧力 110 kbar までは $10^9 \sim 10^{10}/\text{cm}^2$ 程度の転位と変形双晶がはいるだけであるが、155 kbar では新しい板状晶が現われ、その組織は写真 6a のように高温から焼入れしたときとほとんど変わらない。これは爆波を受けている過程においていつたん γ_r に変わり、爆波の通過後再び変態を起こして bcc になつたものと思われる。 γ_r も fcc のマルテンの状態であつたはずだから、最終的に得られた bcc の板状晶は通常の γ から超急速焼入れで得た α' よりも格子欠陥の多いものであるかもしれない。

また 220 kbar の爆波をかけたものは全面に変態が起こり、板状晶の厚さもうすかつた。それとともに硬度も上がるが最高値に達するのは 300 kbar くらいのときである。これ以上の荷重になると写真 6b のように内部にセル構造の部分ができる。これは爆波による温度上昇が大きくて回復現象が起こつたものと思われる。さらに 550 kbar では再結晶粒子が少しみられ、750 kbar ではそれが全面にわたつていた。

合金の場合でもほぼ同様なことがみられるということが報告されている¹⁸⁾。

これらの研究よりも以前に発表されているものであるが、つぎのような研究結果¹⁹⁾²⁰⁾も上に述べたことに関連するであろう。その研究では、 α 鉄の板を常温で摩耗するときに表面層**に fcc 晶が生じていたことが認められ、 $\{111\}_\gamma$ 微細双晶も観察された。そのときにはこの fcc 晶は摩耗の際の発熱のために生じたものかもしれないと考えられたが、摩耗は局部的には強圧も伴うもので

* 0.005% C, 0.013% O, 0.005% Mn を含む。

** 極低炭素の鉄の単結晶板を試料とし、これをベンゼンに浸したエメリー紙の上でこすり、1% のピクラールで 4~6min 浸食し、5~10 sec 電解研磨をした後の表面。

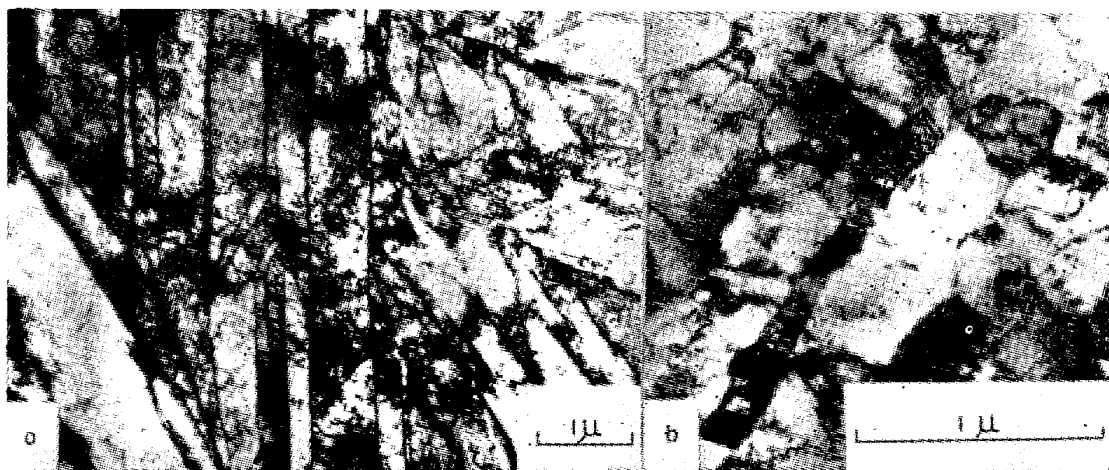


写真6 フェライト (Ferrovac E) より爆発荷重によつて生じたマルテンサイト (透過電顕像)
(a) 爆発荷重 155 kbar ($\alpha \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha'$) (b) 爆発荷重 310 kbar ($\alpha \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha'$) [セル構造の部分あり]
(LESLIE, HORNBOKEN, DIETER)



写真7 Fe-32%Ni 合金における bcc (α') および fcc (γ') マルテンサイト

- (a) $\gamma \xrightarrow{-195^\circ\text{C}}$ 12% γ + 83% α'
 (b) $\gamma \xrightarrow[-195^\circ\text{C}]{270\text{kbar}}$ 12% γ + 83% $\alpha' \rightarrow$ 10% $\alpha' + 90\% \gamma'$
 (LESLIE, STEVENS, COHEN)

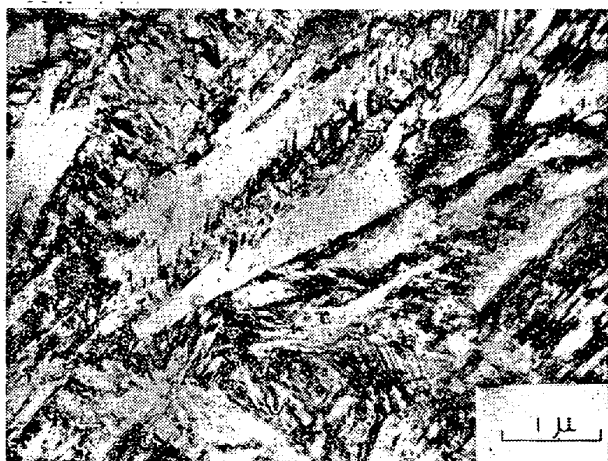


写真8 Fe-32%Ni合金の fcc (γ') マルテンサイト (透過電顕像)

- $\gamma \xrightarrow[-196^\circ\text{C}]{170\text{kbar}} \alpha' \rightarrow \gamma'$
 (LESLIE, STEVENS, COHEN)

あるから、高荷重によるものと解すべきかもしれない。またこの実験で得られたところによると fcc 生成における格子方位関係は正変態 $\gamma \rightarrow \alpha'$ に見られる Kurdjumov-Sachs の関係でもなく 西山の関係でもなく $\{001\}_\gamma // \{110\}_\alpha$, $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha$ であつたので、そのときの $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は $(211)_\alpha$ にそう $[\bar{1}11]_\alpha$ 方向の shear で起こるという機構が提案された。これは、逆変態 $\alpha \rightarrow \gamma$ と正変態 $\gamma \rightarrow \alpha$ とが変態過程について完全に逆ではないことを意味する。

3.3 マルテン (α') に高荷重をかけた場合の $\alpha' \rightarrow \gamma'$

LESLIE ら¹⁸⁾は Fe-32%Ni および Fe-23%Ni-0.67%C 合金を -195°C に冷却して作った α' に爆発荷重 170 kbar または 270 kbar をかけ、再び -195°C に冷却してそれらの操作の都度測定観察をし、表 1, 2 に掲げたような結果を得た。これからいえることは

i) α' は高荷重によつて fcc にもどる。これは短時間の爆波の間に生じたものであるから、最初の残留 γ と同じものになつたのではなく、1 種のマルテンになつていと考えねばならない。それゆえ、かれらはダッシュをつけて γ' と書いた。大部分 α' である写真 7a と大部分 γ' である写真 7b とを比較すると、両者はきわめてよく似ていて、腐食される程度が異なるだけである。 γ' 透過電顕像は写真 8 のごとくで、 α' よりも組織が微細である。硬度もまた大きい。ただ内部歪はむしろ小さい。随 ii) γ' では写真 9 のように組織は微細で内部双晶が多い(b)。双晶面はもちろん $\{111\}_{\gamma'}$ である。回折斑点の γ' のびよりすれば双晶の厚さは数 Å ぐらいと見積られる。

iii) 爆発荷重によつて γ' になつたものは、さらに液体窒素あるいは液体ヘリウムの温度に冷却しても α' に変わるのはいちであつて大部分は γ' のままである。これは γ' が安定化されていることを意味する。その安定化の原因は、温度が低く拡散はないはずであるから、写真 9 の示すごとく、格子欠陥の著しいことのためであると考えより方法がない。

また BOWDEN ら²¹⁾の 30%Ni 0.026%C および 28%Ni 0.1%C の合金に爆発荷重をかけた研究によると、 α' は 100 kbar で γ' に変わり始め、160 kbar では完全に変わる。この場合 Kurdjumov-Sachs の方位関係が近似的に成り立つが、晶癖面は 2 種あるので、変態における不均一 shear のすべり系に 2 種あるものとし、

晶癖面 $(523)_\alpha$ i.e. $(225)_{\gamma'}$ は

系 I : $(110)_{\gamma'} [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma'}$ i.e. $(112)_\alpha [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$ により

晶癖面 $(\bar{1}21)_\alpha$ i.e. $(11\bar{2})_{\gamma'}$ は

系 II : $(111)_{\gamma'} [\bar{1}2\bar{1}]_{\gamma'}$ i.e. $(101)_\alpha [\bar{1}01]_\alpha$ による

と考えた。すべり系 I は $\gamma \rightarrow \alpha'$ におけるものとちやうど逆になつているので、そのすべり系による γ' はもとの γ と同一方位をとるが、すべり系 II による γ' はそうではない。量的には前者のほうが多い。 α' 内の内部双晶は系 II による γ' に受けつがれる。160 kbar でできた γ'

表 1 Fe-32% Ni (1000°C より焼入れ後処理)

処 理			組 織*	相 の 割 合			硬 度 D P H		内部歪	写真 番号
サブゼ ロ冷却	荷重	サブゼ ロ冷却		γ	α'	γ'	荷重 1 kg	荷重 25 g		
—	—	—	A	γ	—	—	112	119	—	7a
-196°C	—	—	M	12% γ	88% α'	—	241	243 (α')	2.8×10^{-3}	
—	170kb	—	加工された A	γ	—	—	195	217	$1.4 \times \gamma$	
—	270 γ	—		γ	—	—	213	233	$1.75 \times \gamma$	
—	170 γ	-195°C	オースフォーム された M	17% γ	83% α'	—	251	240 (α')	$3.2 \times \gamma$	
—	270 γ	-195°C		20% γ	80% α'	—	259	271 (α')	$5.5 \times \gamma$	8 7b 9
-196°C	170 γ	—	M (fcc)	—	2% α'	98% γ'	269	—	$2.5 \times \gamma$	
-196°C	270 γ	—	M (fcc + bcc)	—	10% α'	90% γ'	292	—	$2.4 \times \gamma$	
-195°C	270 γ	-195°C		—	33% α'	67% γ'	309	—	—	
-195°C	270 γ	-269°C		—	39% α'	61% γ'	301	—	—	

* 組織 (A : オーステナイト, M : マルテンサイト)

表 2 Fe-23%Ni-0.6%C (1000°C より焼入れ後処理)

処 理			組 織	相 の 割 合			硬 度 D P H (荷重 1 kg)
サブゼロ冷却	荷 重	サブゼロ冷却		γ	α'	γ'	
—	—	—	A	γ	—	—	137
-196°C	—	—	M	28% γ	72% α'	—	507
—	270kb	—	加工された A	γ	—	—	269
—	270 γ	—		γ	—	—	316
—	170 γ	-195°C	オースフォーム された M	25% γ	75% α'	—	532
—	270 γ	-195°C		20% γ	80% α'	—	524
-195°C	170 γ	—	加工された M (bct)	18% γ	82% α'	—	540
-195°C	270 γ	—		29% γ	70% α'	—	577

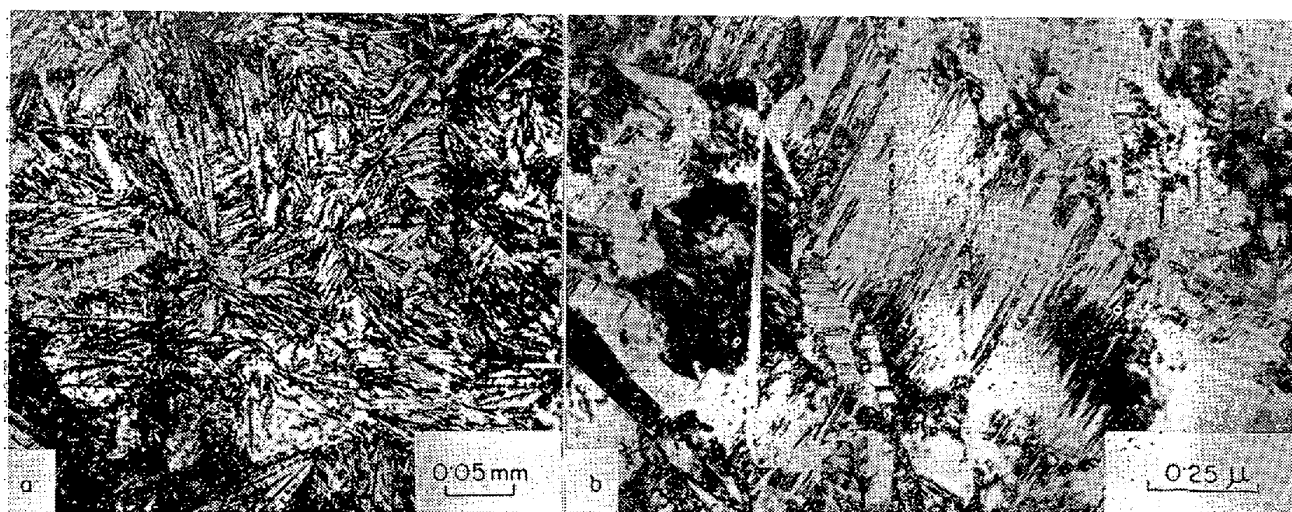


写真 9 Fe-32% 合金の fcc(γ') マルテンサイト
 -195°C 270kbar -269°C
 $\gamma \longrightarrow \alpha' \longrightarrow \gamma' \longrightarrow \gamma' + \alpha'$ (a) 光学顕微鏡像 (b) 透過電顕像
 (LESLIE, STEVENS, COHEN)

の多くは $\{111\}_{\gamma'}$ 微細双晶をもつ。双晶面は 4 種類の $\{111\}_{\gamma'}$ の中で晶癖面に垂直に近いものだけをとるのでこの双晶は変形双晶ではなく $\alpha' \rightarrow \gamma'$ 変態に基づく内部双晶と解すべきであり、系Ⅱによることを暗示する。

すべり系Ⅱについては、ひげ結晶を加熱するときにもこれに似た系が観察されている²²⁾ので、爆発荷重のときだけに限って起こるものではないようである。

4. 総 括

以上によつて、加熱の場合でも高荷重の場合でも、逆変態で生じた fcc 相 (γ_r) は熱影響を受けて正常の γ に近くなっているものもあるが、本来は 1 種のマルテンサイト (γ') である。

この γ' は表面起伏をもっていることで光学顕微鏡に

よつても残留 γ と区別され、 α' とは ZnSe あるいは TiO_2 の蒸着法で区別することができる。

電子顕微鏡組織では γ' には多数の転位あるいは微細な内部双晶のごとき格子欠陥があることで残留 γ との区別がつく。 γ' の電顕像は α' のそれより微細であるがこの両者を区別しにくい場合も生じうる。そのときには電子回折法で結晶構造をしらべればよい。

γ' は一般に焼鈍の影響を受ける状況にあるのでマルテンサイトとしての特性が弱っている場合がある。実用合金などではとくにそうである。本講では最初断わつたようにそのような場合を述べなかつた。つぎの機会にはその問題にもふれたいと思つていたので、本問題に関係があるような事象に遭遇された方はおしらせ下されれば幸である。

終わりにこの小文の原稿を読んで検討して下さつた八幡製鉄(株)東京研究所杉野和男氏に感謝する。

文 献

- 1) 西山: 東北大学理科報告, 23 (1934), p. 637
- 2) G. KRAUSS, Jr.: Acta Met., 11 (1963), p. 499
- 3) G. WASSERMANN: Mitt. K. W. I. Eisenf., 17 (1935), p. 149; Stahl u. Eisen, 55 (1935), p. 1117
- 4) J. GREWEN and G. WASSERMANN: Arch. Eisenhüttenw., 12 (1961), p. 863
- 5) V. G. GORBAČ and E. D. BUTOKOVA: Fiz. met. i metallov., (1963), p. 292; Phys. Metals and Metallogr., 16 (1963) 2, p. 112
- 6) G. KRAUSS and M. COHEN: Trans. AIME, 224 (1962), p. 1212
- 7) G. KRAUSS and M. COHEN: Trans. AIME, 227 (1963), p. 278
- 8) H. KESSLER and W. PITSCHE: Arch. f. Eisenf., 38 (1967), p. 321
- 9) H. E. BÜHLER, W. PEPPERHOFF and H. J. SCHÜLLER: Arch. f. Eisenf., 36 (1965), p. 457
- 10) H. HÄLBIG, H. KESSLER and W. PITSCHE: Acta Met., 15 (1967), p. 1894
- 11) H. KESSLER and W. PITSCHE: Arch. f. Eisenf., 38 (1967), p. 469
- 12) H. KESSLER and W. PITSCHE: Acta Met., 13 (1965), p. 871
- 13) S. SHAPIRO and G. KRAUSS: Trans. AIME, 239 (1967), p. 1408
- 14) H. KESSLER and W. PITSCHE: Arch. f. Eisenf., 39 (1968), p. 223
- 15) L. KAUFMAN, E. V. CLOUGHERTY and R. J. WEISS: Acta Met., 11 (1963), p. 323
- 16) L. D. ELACKBURN, L. KAUFMAN and W. COHEN: Acta Met., 13 (1965), p. 533
- 17) W. C. LESLIE, E. HORNBOKEN and G. E. DIETER: J. Iron Steel Inst., 200 (1962), p. 622
- 18) W. C. LESLIE, D. W. STEVENS and M. COHEN: Proc. 2nd Intern. Symp. on Materials, (1964)
- 19) R. P. AGARWALA and H. WILMAN: Proc. Phys. Soc.(U.K.), 66B (1953), p. 717
- 20) R. P. AGARWALA and H. WILMAN: Proc. Roy. Soc.(U.K.), A223 (1954), p. 167
- 21) H. G. BOWDEN and P. M. KELLY: Acta Met., 15 (1967), p. 1489
- 22) R. P. ZERWEKH and C. M. WAYMAN: Acta Met., 13 (1965), p. 99