

## 論 文

UDC 669.112.227.34

## 鉄合金における等温マルテンサイト変態の組織学的研究\*

荒木 透\*\*・柴田 浩司\*\*\*・和田 仁\*\*\*

## Morphological Study of the Isothermal Martensitic Transformation of Iron Alloys

Toru ARAKI, Kohji SHIBATA, and Hitoshi WADA

## Synopsis:

Morphological study of the isothermal martensitic transformation of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr, Fe-25.4%Ni-2.17%Mn, and Fe-25.3%Ni-4.52%Mo alloys with very few content of carbon and nitrogen has been carried out and the following results were obtained.

- (1) The typical isothermal martensite of these three iron alloys transformed at temperature range from room temperature to about -100°C were a lath type martensite having tangled dislocations.
- (2) At generally lower temperature than -100°C, the martensitic transformation with burst-like mode occurred. The martensite transformed in such manner had many twins other than dislocations, and it can be considered that Georgiyeva et al had regarded improperly such kind of martensite as the isothermal one.
- (3) The dislocations in the isothermal martensite lath were less closely tangled than that in the so-called packet type athermal martensite.
- (4) Some regions having different image contrasts were observed in the isothermal martensite laths by transmission electron microscopy. It is supposed that those implies a little change of the orientation during the transformation.
- (5) The lattice orientation relationship between the isothermal martensite and the austenite was analysed approximately as the so-called K-S relationship.
- (6) Some highly dislocated region was observed in the austenite surrounding the isothermal martensite. That region was extending into a characteristic direction.
- (7) These results drawn from this study give important informations about the interrelation among three types of  $\gamma \rightarrow \alpha'$  martensite transformation in iron alloys.

(Received Aug. 27, 1973)

## 1. 結 言

等温マルテンサイト変態の研究はある程度定量的な評価が可能なることから、マルテンサイト変態に関するいくつかの有力な情報を与えてくれる<sup>1)2)</sup>。しかし、鉄鋼におけるマルテンサイト変態にはほかにいわゆる athermal マルテンサイト変態があり、等温マルテンサイト変態における研究成果を athermal マルテンサイト変態に適用するには、これらの間の相互関係を明確にしておかなくてはならない。一方、従来等温マルテンサイトの組織を詳しく観察した例はきわめて少なく、しかも、それらの

ほとんどが光学顕微鏡によるもので、その上、いわゆる athermal マルテンサイトや surface マルテンサイトとの混同に十分留意したと思われる報告はほとんどない。このような事情から、等温マルテンサイトと athermal マルテンサイトとの組織学的相互関係に関して、今日少ない混乱が存在している。たとえば GUPTA<sup>3)</sup>、NEMIROVSKY<sup>4)</sup> は、等温マルテンサイトがそれぞれ aci-

\* 昭和48年4月本会講演大会にて発表  
昭和48年8月27日受付

\*\* 東京大学 工博

\*\*\* 東京大学

Table 1. Chemical compositions in weight percentage of alloys used in this study.

	Fe	Ni	Cr	Mn	Mo	C	N
A	Bal.	25.7	2.76			0.001	0.0016
A'	//	25.4	2.35			<0.001	0.0014
B	//	25.4		2.17		<0.001	0.0010
C	//	25.3			4.52	<0.001	0.009

cular, lamellar あるいは lenticular であると報告している, しかし, 彼らの観察した鋼種では, 等温マルテンサイトの生じる前にいわゆる athermal マルテンサイトが発生しており, 純粋な等温マルテンサイトを観察しているとは言えない. また, RAGHAVAN and COHEN<sup>5)</sup> は, いわゆる athermal マルテンサイトが burstlike に生じる  $M_s$  点直上で, 等温マルテンサイトを観察し, これらが acicular とそうでないものとの混在であると報告し

ている. しかし, 彼らの報告も等温マルテンサイトそれ自身を観察するという意味では不十分であると言わざるをえない. 鋼種および実験条件の選定に留意し, 微細組織を電子顕微鏡を用いて観察している唯一の研究と思われるのが GEORGIYEVA<sup>6)</sup> らのものである. 彼らは, Fe-21.3%Ni-5.2%Mo合金を用い, burstlike の変態の生じる  $-185^{\circ}\text{C}$  より高い温度  $-50\sim-150^{\circ}\text{C}$  で生じた等温マルテンサイトが, burstlike に生じたマルテンサイ

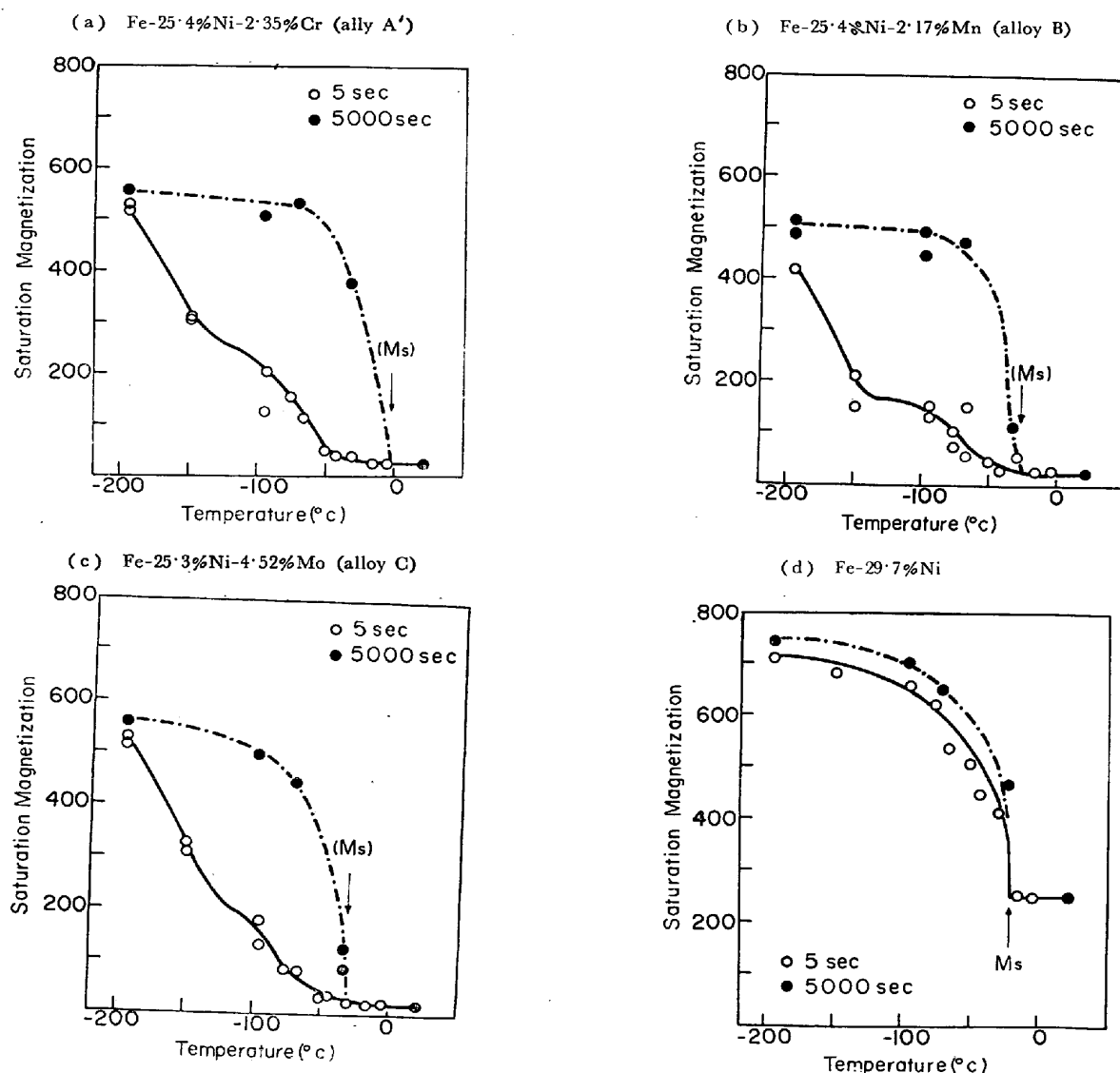


Fig. 1. Transformation curves measured by saturation magnetization.

In the case of alloy A', B and C it is clear that isothermal transformations occur.

ト同様、多くの  $\{112\}_\alpha \cdot \langle 111 \rangle_\alpha$  内部双晶からなるミッドリブを有していると報告している。

本研究は従来このように不十分であつた等温マルテンサイトの組織学的観察を詳しく行ない、鉄鋼におけるマルテンサイト変態の統一的把握に資することを目的として行なつたものである。

## 2. 実験方法

### 2.1 試料

Fe-Ni 2 元合金にそれぞれ Cr, Mn, Mo を添加した 3 種類の合金を、電解鉄、電解ニッケル、電解クロム、電解マンガン、電解モリブデンより真空高周波誘導炉を用いて溶製した。1200°C で十分な均質化処理を行なつたのち、鍛造、熱間圧延、冷間圧延により、約 0.4 mm 厚の薄板を作製した。冷間圧延度は板厚比で 10~15 分の 1 であつた。

得られた薄板の化学成分分析結果を表 1 に示す。表 1 を見てわかるように、われわれの用いた試料は炭素、窒素による複雑さを除くため、それらの量をごく低くおさえてある。

### 2.2 実験方法

冷間圧延により得られた試片を適当な温度でオーステナイト化し、室温まで徐冷したものについて、種々の温度で等温マルテンサイト変態させた。試料 A の組織観察については、800°C で 22hr 保ち室温まで徐冷したものを 1200°C で 1 時間オーステナイト化したのち、-80°C に 6 時間保ち、再び 900°C で 30 分間加熱して室温まで徐冷した試験片を用いた。(このような熱処理を行なつたのは、他の研究との比較のためで本質的な理由はない)。試料 A', B, C の全ての試験片はいずれも冷間圧延材を 1100°C にて 1 時間加熱し室温まで徐冷したものを

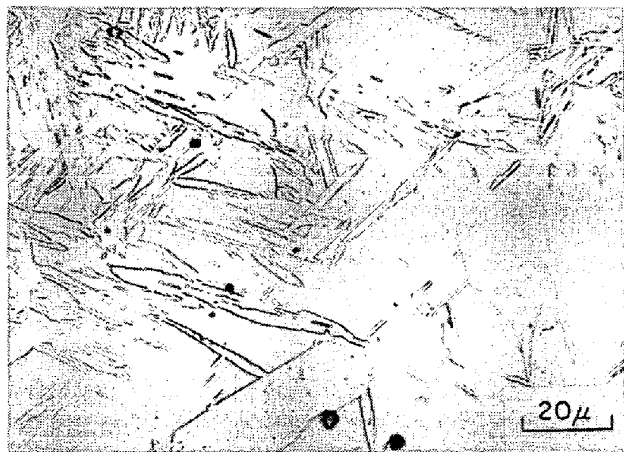


Photo. 1. Photo-microscopic picture of Fe-25.7% Ni-2.76% Cr alloy transformed for 30 minutes at -80°C isothermally.

用いた。オーステナイト化は全て 1 気圧に封じた Ar ガス雰囲気中に行なつた。等温変態は、ヒーター、攪拌器、温度制御装置(設定温度に対して  $\pm 1^\circ\text{C}$ ) よりなる恒温槽を用いて、アセトンあるいはイソペンタン中で生じさせるか、液体窒素中に直接浸して生じさせた。一定時間等温変態させた試料は、すばやく沸とう水に浸し、室温までの昇温中に余計なマルテンサイトが生じないようにした。こうして得られた試料について、磁気測定による変態曲線の作製、光学および電子顕微鏡による組織観察を行なつた。磁気測定は磁力計を用いた。

光学顕微鏡組織観察は、試料表面をクロム酸+リン酸液で電解研磨してから、硝酸 1 + 塩酸 2 液にて腐食して行なつた。

電子顕微鏡観察用薄膜は、あらかじめ表面を上記電解液で電解研磨してから、弗酸+過酸化水素+水を用いて十分薄くし、再び電解研磨を行なつて仕上げた。薄膜作製中にマルテンサイトが生じないことを確かめるために、オーステナイト化処理したままの試験片を薄膜にして観察したが、いずれの合金とも電子顕微鏡内で冷却しないかぎりマルテンサイトは生成しなかつた。

## 3. 結果

### 3.1 飽和磁化の測定による変態曲線

結果を図 1 に示す。黒丸の曲線が各試料を各温度で

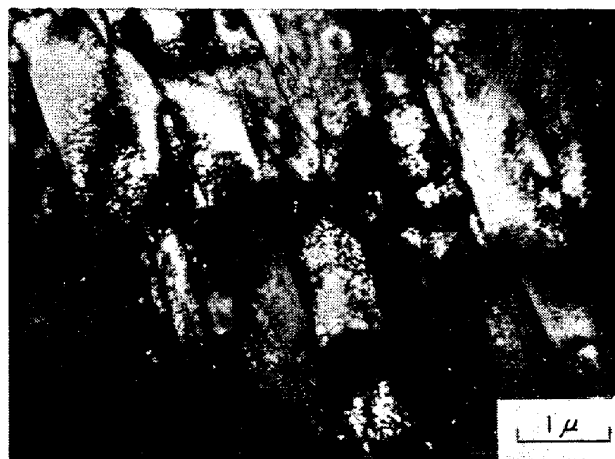


Photo. 2. Electron-microscopic picture of Fe-25.7% Ni-2.76% Cr alloy transformed for 30 minutes at -80°C isothermally. The structure is very like the lath structure of the so-called packet type athermal martensite of iron alloy. But it can be seen that the dislocation density is lower than that in the case of the so-called packet type martensite and the regions of very low dislocation density are characteristic in this isothermal martensite.

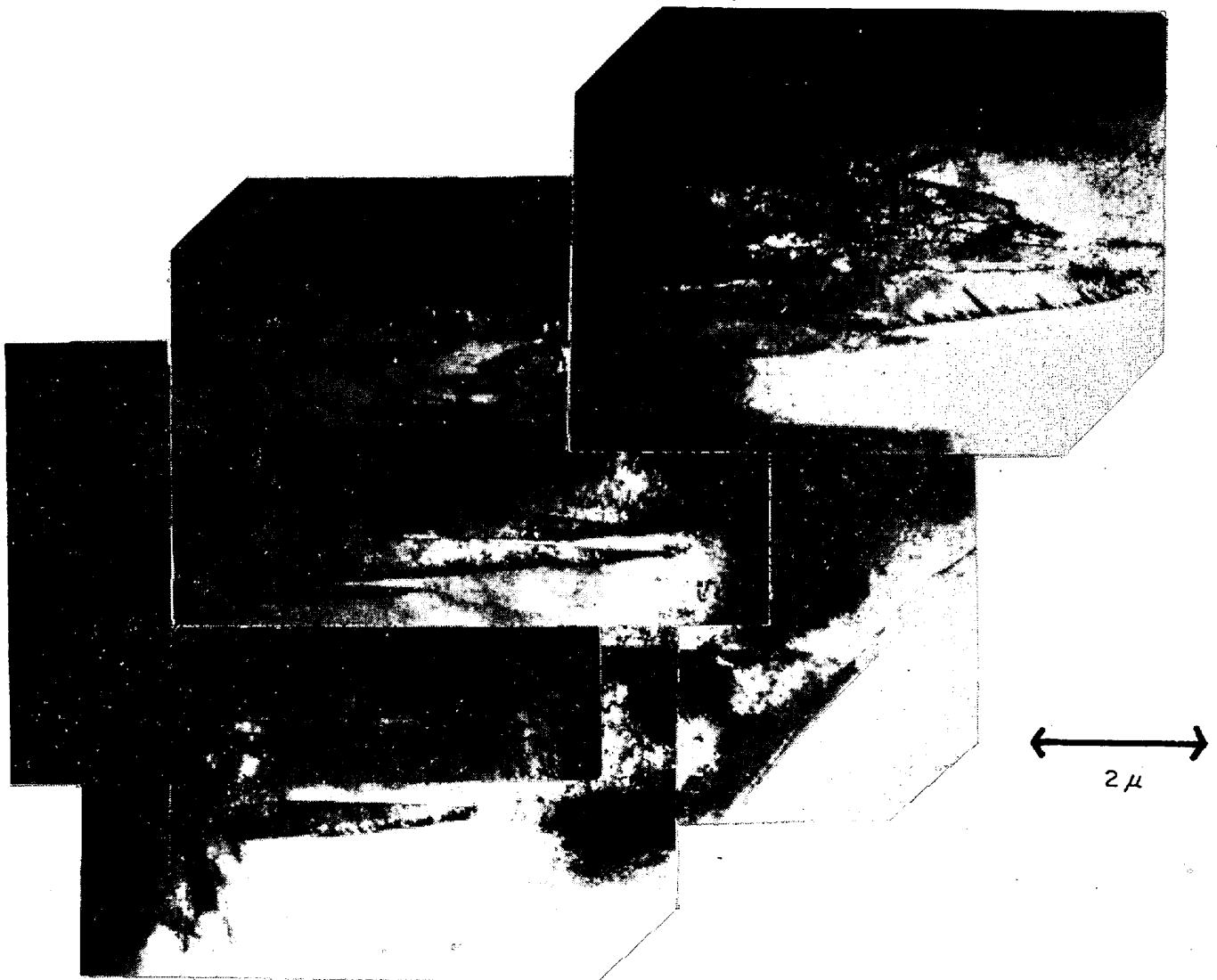


Photo. 3. Electron-microscopic picture of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr alloy transformed for 15 seconds at  $-196^{\circ}\text{C}$ . The structure is showing the sympathetic nucleation occurs side by side.

5 000 sec 保つた場合で、白丸の曲線が 5 sec 保つた場合である。ただし(a)は試料Aの組成に近い試料 A' についての結果である。試料 A' は試料Aにくらべ、Ni, Cr 量がわずかに低いので試料Aより曲線がわずかに高温側によつてはいるが、変態挙動には差はない。試料 A', B, C いずれの合金ともかなりの等温変態成分を有すること、液体窒素温度に近づくと、変態が短時間で急速に進行することがわかる。なお図 1 (d) には比較のため、典型的な athermal 変態を行なう鋼種として知られている、Fe-29.7%Ni(0.001%>C, 0.0009%N) の変態曲線も示してある。この合金の場合、均一化処理を十分行ない組成偏析をなくした上、さらに試料を小さくするなどして温度の不均一をなくしてやると、連続冷却の途中のある温度で、多量のマルテンサイトが瞬間的に生成され

る<sup>7)</sup>。この温度が  $M_s$  点で冷却速度を変えてもほとんど変化しない。しかし等温マルテンサイト変態を行なう合金においては、連続冷却しても等温保持しても、なだらかにマルテンサイトが生成されるだけで、瞬時に多量のマルテンサイトが生成されるようなことはない。さらにこうした合金では連続冷却の場合には冷却速度、等温保持の場合には保持時間を変えると、マルテンサイトの生成が認められる最高温度が変化し、athermal マルテンサイトの場合のようにはつきりと  $M_s$  点が決められない。そこでわれわれは便宜上、5 000 sec 保持して磁気測定によりマルテンサイトの生成が認められる最高温度を、 $M_s$  点とした。ただし、athermal マルテンサイトの  $M_s$  点と区別するために図 1 の (a), (b), (c) にはカッコをつけて ( $M_s$ ) と記してある。

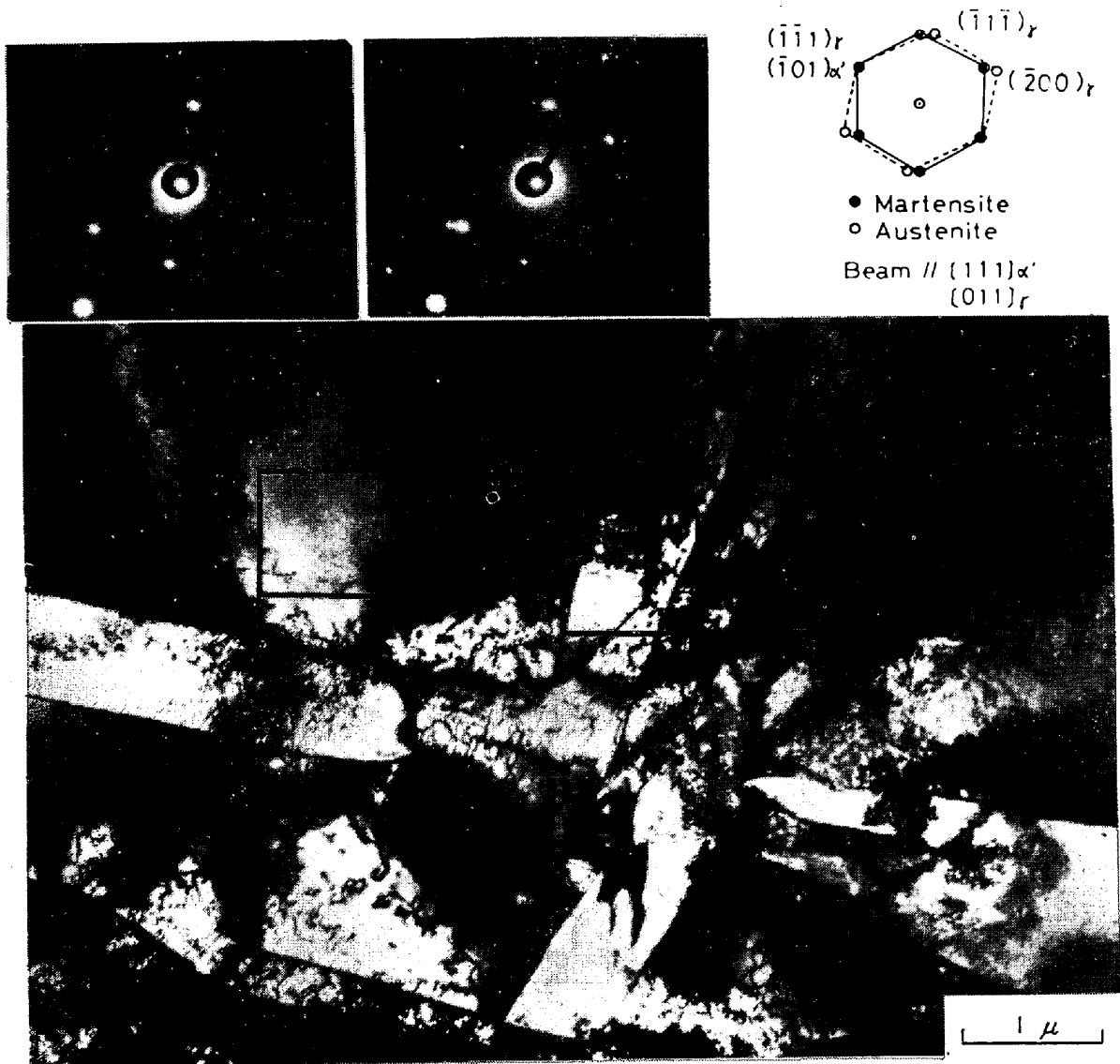


Photo. 4. Electron-microscopic picture of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr alloy transformed for 30 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$  isothermally. The diffraction patterns are showing that the lattice orientation relationship between the isothermal martensite and the austenite was analysed approximately as the so-called K-S relationship.

なお、本研究で用いた合金を室温から連続冷却しながら電気抵抗を測定すると、少なくとも  $-100^{\circ}\text{C}$  付近までは電気抵抗のなだらかな変化が見られるだけで、athermal 変態の特徴である sharp な変化<sup>7)</sup>は観察されない。したがって、図1の (a), (b), (c) において、少なくとも  $-100^{\circ}\text{C}$  以上の温度で 5 sec 保持したときに生じるマルテンサイトは athermal 変態により生じたものではなく、incubation time の短い等温変態により生じたものであることがわかる。さらに低温に連続冷却させると、とくに冷却速度を速くして等温変態の量を少なくしてやると、図1の (a), (b), (c) における 5 sec 保持の曲線にみられる  $-100^{\circ}\text{C}$  付近の変曲点に相当す

ると思われる温度以下で、カリッという音を伴った sharp な電気抵抗変化が観察された。このような sharp な電気抵抗変化は athermal マルテンサイト変態が生じていることを示している。

### 3.2 組織観察

#### 3.2.1 試料 A (Fe-25.7%Ni-2.76%Cr) の場合

写真1は  $-80^{\circ}\text{C}$  に 30 min 保つたものの光学顕微鏡組織である。観察されるマルテンサイトは、たとえば Fe-高 Ni 2 元合金にみられるレンズ状マルテンサイトとは明らかに異なり、方向性をもつたラス状をしている。このことは電子顕微鏡組織、写真2、をみると一層明らかで、いわゆる athermal なパケットマルテンサイトの

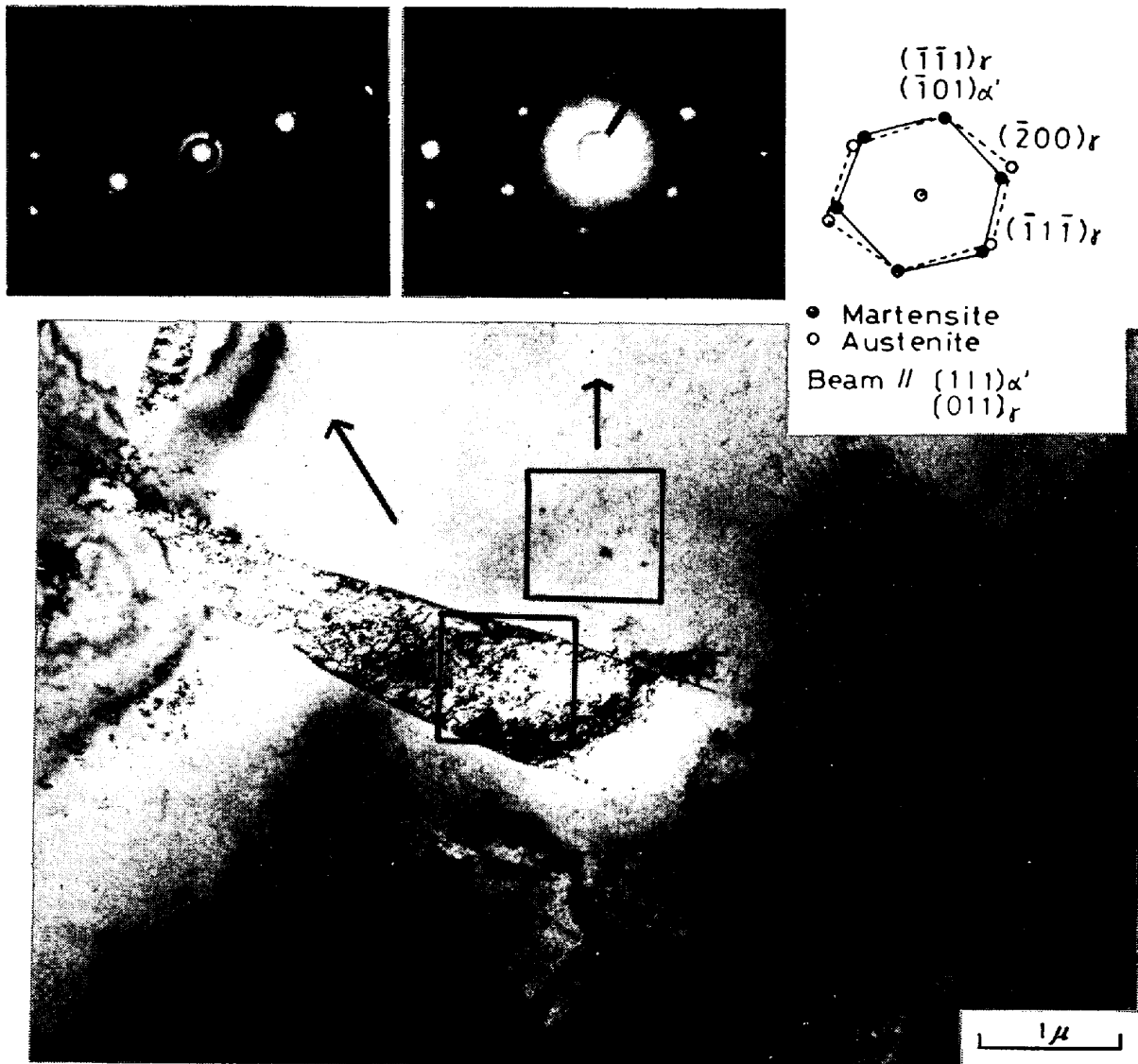


Photo. 5. Electron-microscopic picture of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr alloy transformed for 30 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$  isothermally. The diffraction patterns are showing that the lattice orientation relationship between the isothermal martensite and the austenite was analysed approximately as the so-called K-S relationship. Interfaces between the martensite and the austenite are curved and so can not be shown by the unique face index.

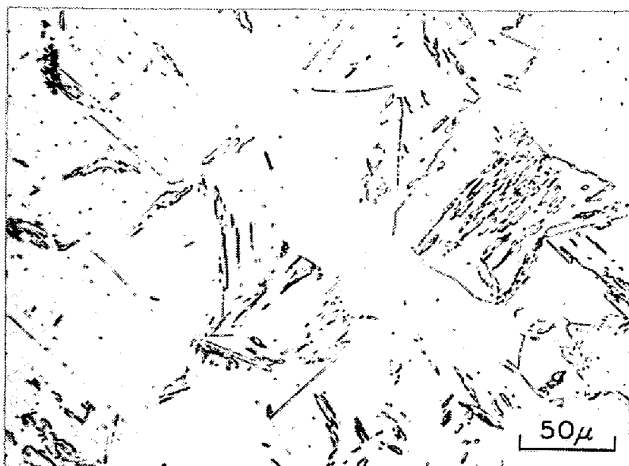


Photo. 6. Photo-microscopic picture of Fe-25.4% Ni-2.17%Mn alloy transformed for 60 minutes at  $-38^{\circ}\text{C}$  isothermally. This picture is showing that the structure is not lenticular but lath type.



Photo. 7. Electron-microscopic picture of Fe-25.4% Ni-2.17%Mn alloy transformed for 45 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$  isothermally. The micro-structure is very like to the lath structure of the so-called packet type athermal martensite.

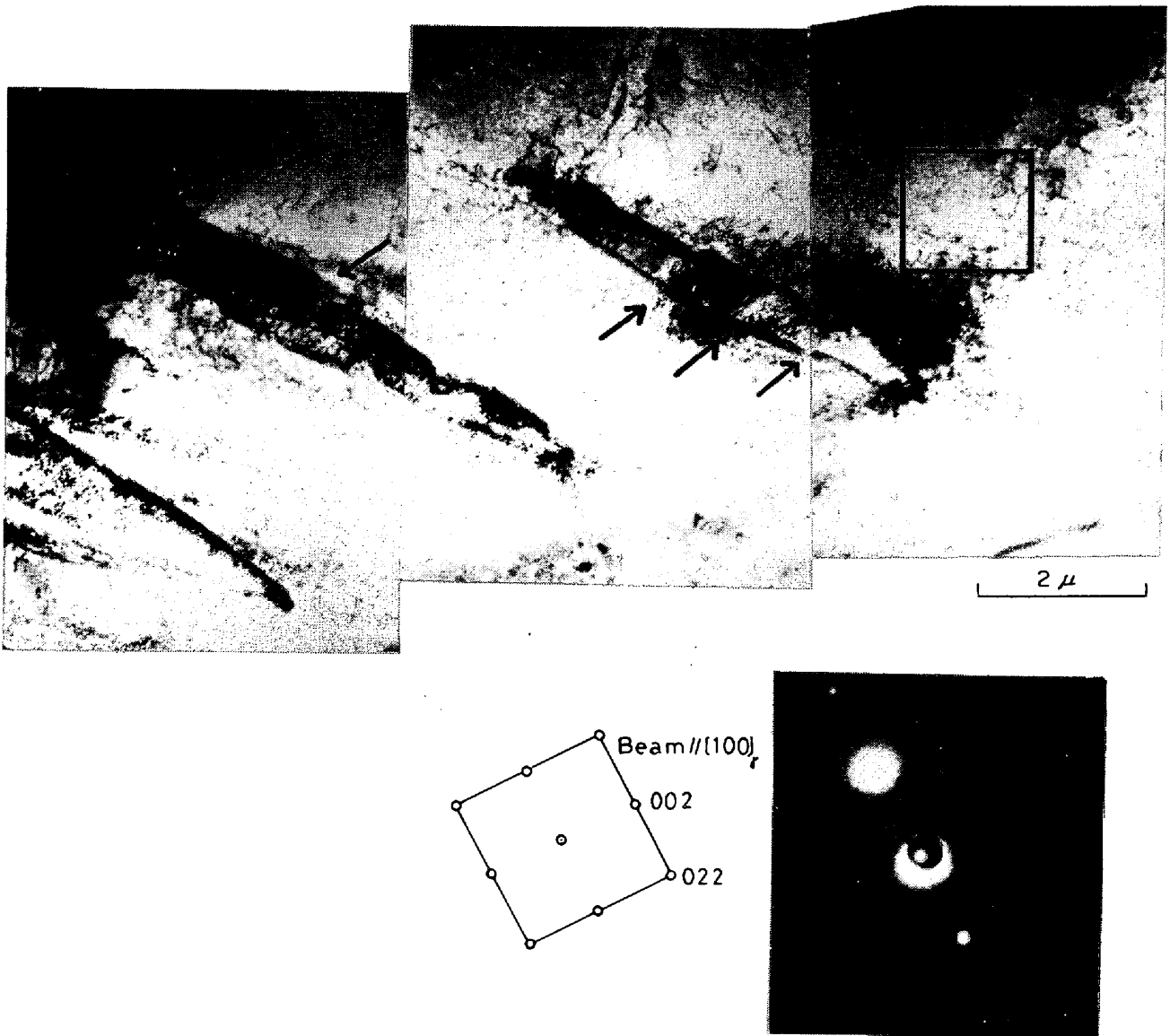


Photo. 8. Micro-structure in the isothermal martensite and the austenite in the case of Fe-25.4%Ni-2.17%Mn alloy transformed for 45 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$ . Some regions having different image contrasts can be observed in the martensite laths. It is supposed that those imply a little change of the orientation during the transformation. Arrows are showing these regions. And some highly dislocated regions are observed in the austenite surrounding the isothermal martensites. Those regions are extending into characteristic direction.

微細組織と酷似している。ただ、ラス内の高密度の転位はパケットマルテンサイト同様もつれてはいるがその割合が少ないようである。とくに、試料を傾斜すると転位密度のかなり低い個所があらわれる点がパケットマルテンサイトと異なる。

写真3は、ラスの sympathetic な増殖が隣りに次々と新しいラスを形成していくことによつて生じる様子を示している。このような増殖の仕方は、athermal なパケットマルテンサイトにおいても観察されている。(後出の

表2参照)。

周辺のオーステナイトと同時にマルテンサイトの回折パターンを観察すると、いわゆる K-S の関係に近い方位関係がみられた。写真4、5にその1例を示す。

以上の写真からもわかるようにオーステナイト・マルテンサイトの晶癖面は歪曲して単一の面指数で表わすことはできない。

3.2.2 試料 B (Fe-25.4%Ni-2.17%Mn) の場合

写真6は  $-38^{\circ}\text{C}$  に 60 min 保つたときの光学顕微鏡

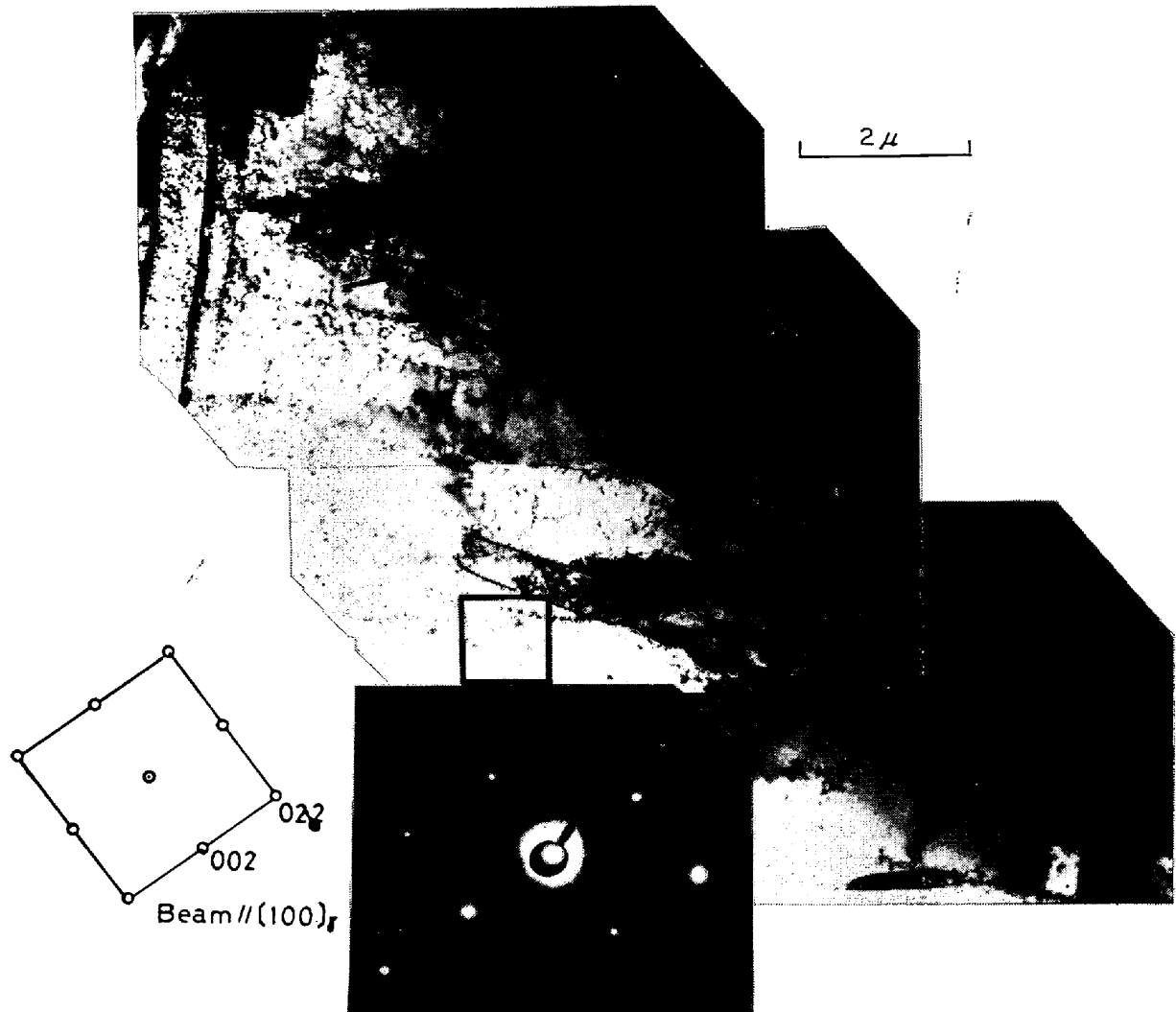


Photo. 9. Micro-structure in the isothermal martensite and the austenite in the case of Fe-25.4%Ni-2.17% Mn alloy transformed for 45 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$ . Micro-structures are almost same as that shown in Photo. 8 but highly dislocated regions are shown more clearly. Arrows are showing some regions where the orientations are thought changing during the growth.



Photo. 10. Photo-microscopic picture of Fe-25.3% Ni-4.52%Mn alloy transformed for 60 minutes at  $-38^{\circ}\text{C}$ . This picture is showing that the structure is not lenticular but the so-called lath type as in the cases of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr and Fe-25.4%Ni-2.17%Mn alloys.

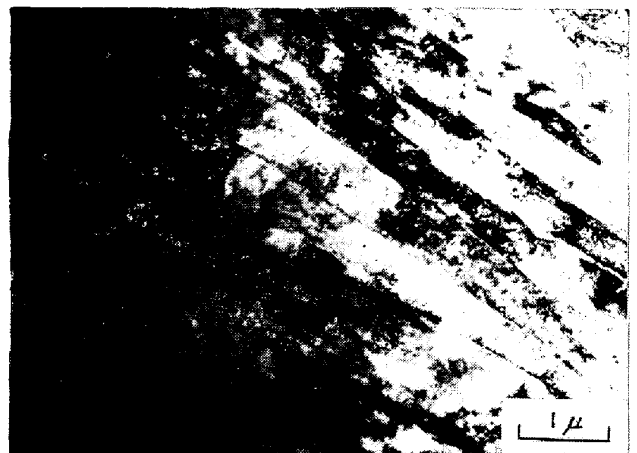


Photo. 11. Electron-microscopic picture of Fe-25.3% Ni-4.52%Mn alloy transformed for 47 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$  isothermally. The microstructure is the so-called lath type as in the cases of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr and Fe-25.4%Ni-2.17%Mn alloys.



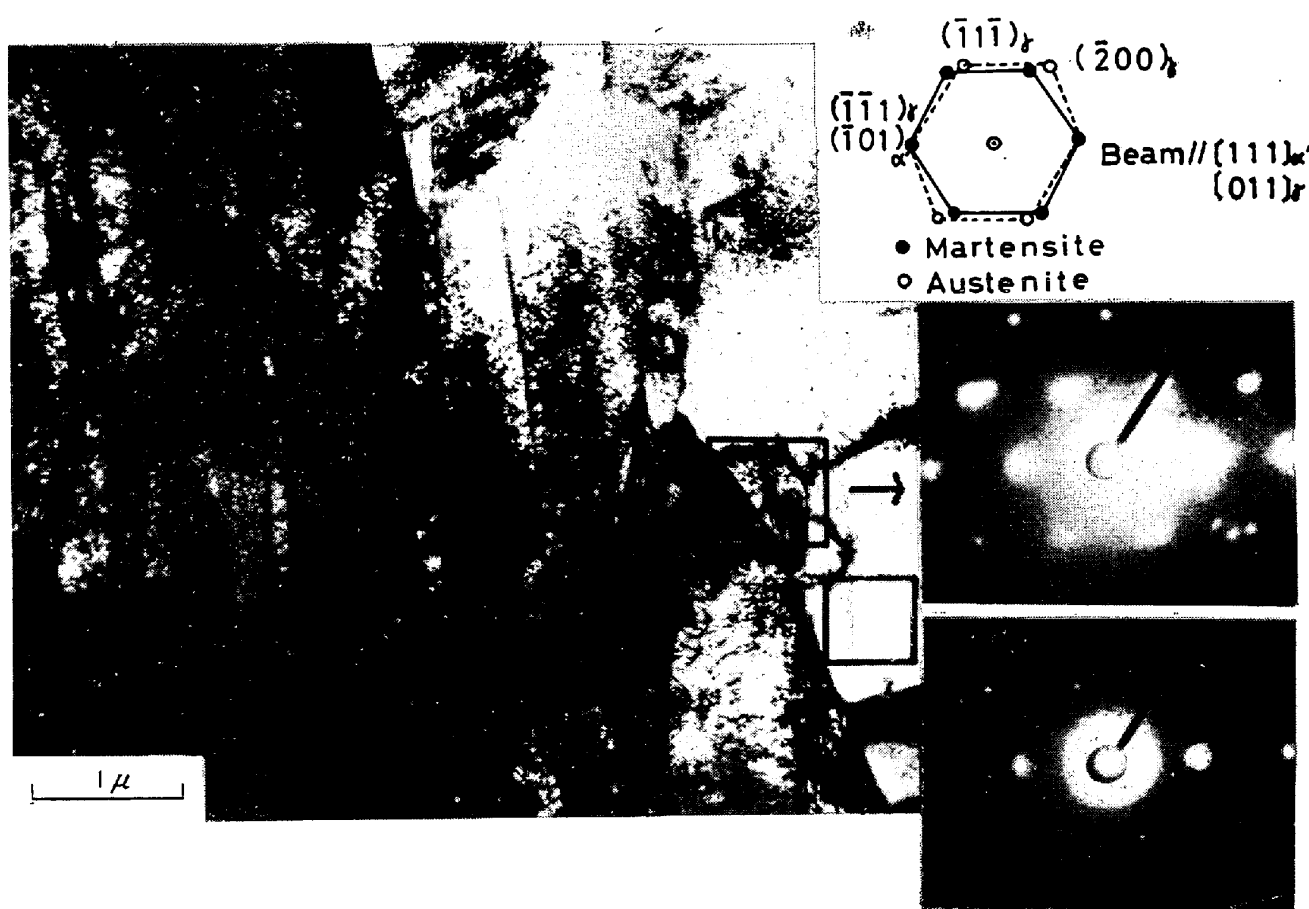


Photo. 12. Electron-microscopic picture of Fe-25.3%Ni-4.52%Mn alloy transformed for 47 minutes at  $-80^{\circ}\text{C}$  isothermally. The diffraction patterns are showing that the lattice orientation relationship between the isothermal martensite and the austenite was analysed approximately as the so-called K-S relationship.

組織である。観察されるマルテンサイトはレンズ状ではなく、試料 A 同様方向性をもつたラス状である。

写真 7 に、 $-80^{\circ}\text{C}$  に 60 min 保つたものの微細組織を示す。もつれ合つた転位が観察されるが、もつれの度合がパケットマルテンサイトより少ないのは試料 A と同様である。

写真 8, 9 はラス自身とオーステナイト中の欠陥の構造を示したものである。これらの写真は、ラスの成長が単一の方角関係を保つて 1 度に生じるのではなく、ある距離の成長ののち方位を変えて再び成長する様子を示しているようである(矢印)。成長の途中で方位を変えるのは、変態による歪をそうした方がより緩和しやすいからであろうと考えられる。本研究ではラス内のそれぞれの領域において、方位の測定は行なわなかつたが、最近、肥後とルクローアゼは Fe-13.6%Ni-17.7%Cr 単結晶の歪誘起マルテンサイトにおいて、たがいに双晶関係あるいはそれ以外の関係(引張あるいは圧縮温度が高いとき

前者)を保つた  $\alpha'$  マルテンサイトが近接して生じていることを報告している<sup>6)</sup>。オーステナイト中の欠陥に関しては、ある特定の方向に転位密度の高い領域が伸びているのが見られる。DASH and BROWN も Fe-32.3%Ni 合金においてではあるが、同様な観察をしている<sup>9)</sup>。また、K. SHIMIZU らは、Fe-8%Cr-1.1%C 合金における  $(225)_{\gamma}$  マルテンサイトにおいて、同様な faults を観察し、これらを  $(111)_{\gamma}$  associated stacking faults と名付けている<sup>10)</sup>。彼らは変態によつて生じたこの fault が核生成サイトとなり、つぎつぎとマルテンサイトが生成されていくと考えている。この点に関連してわれわれは、本研究で用いた合金系において、変態を電子顕微鏡下で直接観察していくつかの興味ある事実を認めた。これらについては別に報告する。

3.2.3 試料 C (Fe-25.3%Ni-4.52%Mn) の場合  
 $-38^{\circ}\text{C}$  に 60 min 保つたものの光学顕微鏡組織を写真 10 に、 $-80^{\circ}\text{C}$  に 47 min 保つたときの電子顕微鏡

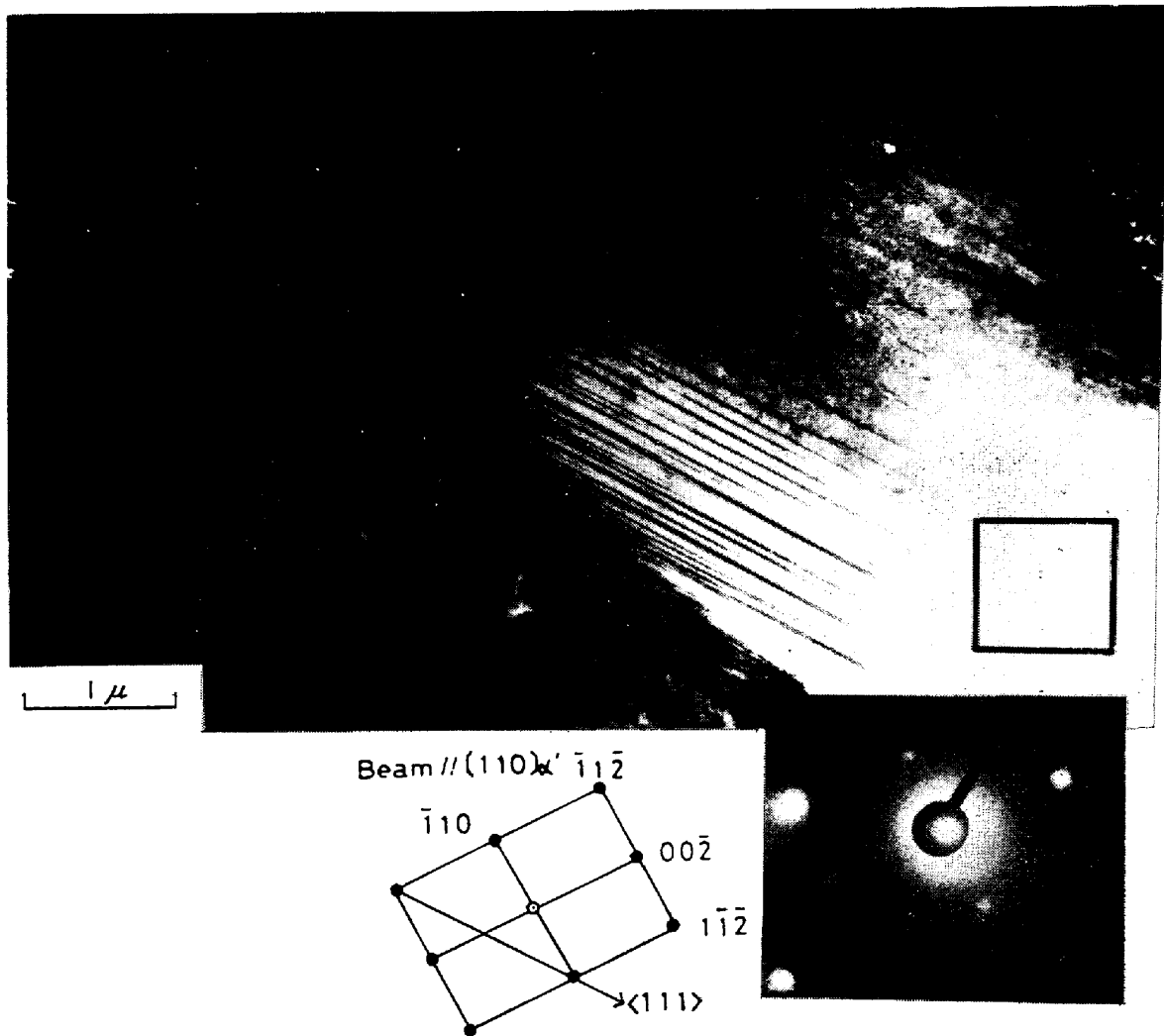


Photo. 13. Micro-structure of Fe-25.7%Ni-2.76%Cr alloy transformed at  $-196^{\circ}\text{C}$ . This picture is showing that the lenticular martensites co-exist with the lath type martensites.

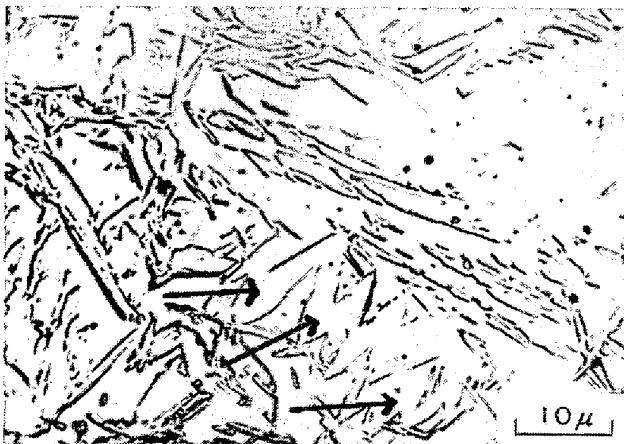


Photo. 14. Photo-microscopic picture of Fe-25.4%Ni-2.17%Mn alloy transformed at  $-196^{\circ}\text{C}$ . The lenticular martensites (arrows) co-existing with the lath type martensites can be seen clearly.

組織を写真 11, 12 に示す。これらはいずれも、試料 A, B の等温マルテンサイトと同様な組織を有している。写真 12 は、オーステナイト→マルテンサイト格子関係が K-S の関係にあることも示している。

#### 4. 考 察

以上述べたように本研究の結果は、Georgiyeva らの報告に反し等温的に生じたマルテンサイトは、試料 A, B および彼らの用いた組成に近い試料 C いずれにおいても、内部欠陥として転位を有するラス状マルテンサイトであつた。Georgiyeva らの結果と本研究の結果との相違の原因を考えるため、試料 A, B, C を  $-196^{\circ}\text{C}$  に 15 sec 浸し組織観察を行なつた。

写真 13 は試料 A の場合で、双晶をもつたマルテンサイトがラス状マルテンサイトとともに観察された。双

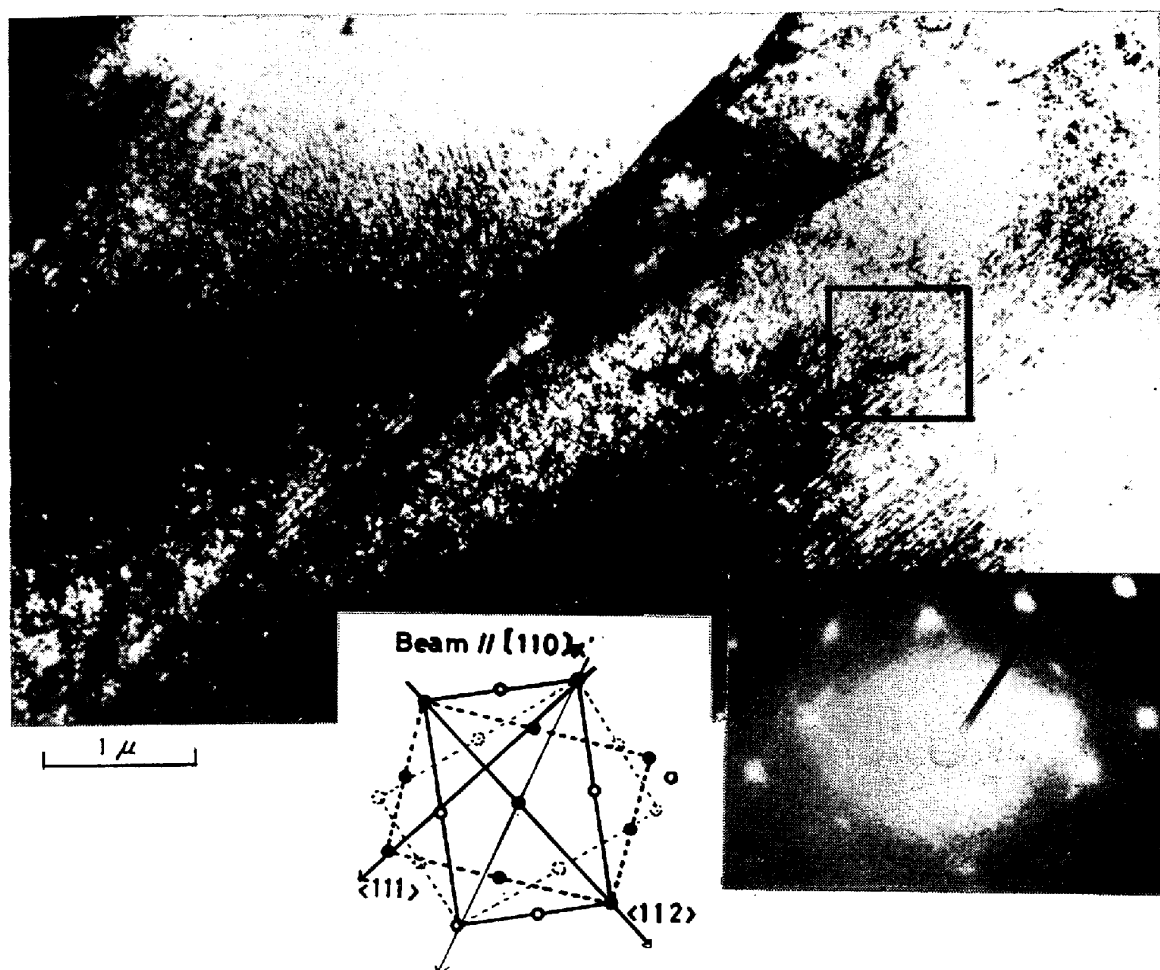


Photo. 15. Micro-structure of Fe-25.4%Ni-2.17%Mn alloy transformed at  $-196^{\circ}\text{C}$ . The lenticular martensites containing many twins can be observed.

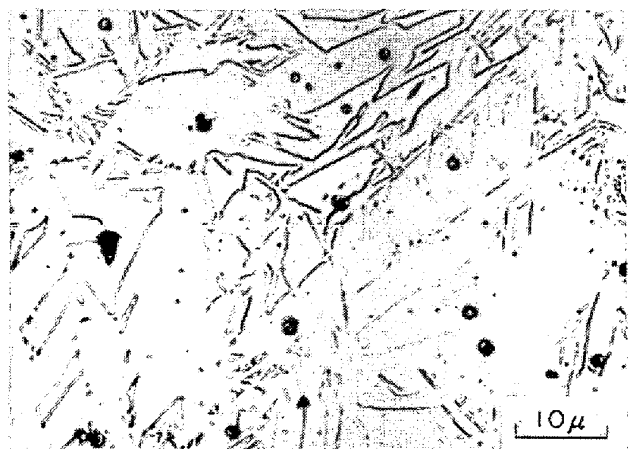


Photo. 16. Photo-microscopic picture of Fe-25.3%Ni-4.52% $M_0$  alloy transformed at  $-196^{\circ}\text{C}$ . Many lenticular martensites can be observed.



Photo. 17. Micro-structure of the martensite and the austenite in Fe-25.3%Ni-4.52% $M_0$  alloy transformed at  $-196^{\circ}\text{C}$ . The lenticular martensite containing twins and the lath type martensite can be observed. The dislocation density in the austenite is much higher than that in the austenite surrounding martensites transformed isothermally at higher temperature.

Table 2. Morphological interrelation among the isothermal martensite, the athermal packet martensite and the lenticular martensite.

Classification	So-called athermal martensite		Isothermal martensite
	Type IA (so-called packet type martensite)	type IB (so-called lenticular martensite)	Type II
Shape	Lath	Plate	Lath*
Habit plane	{111} <sub>γ</sub> <sup>12)</sup> {225} <sub>γ</sub> <sup>13) 14) 15) 16)</sup>	{259} <sub>γ</sub> <sup>17) 18)</sup> {225} <sub>γ</sub> <sup>13) 19) 20)</sup> or {3 15 10} <sub>γ</sub>	{225} <sub>γ</sub> <sup>21)</sup> can not be decided uniguely*
Orientation relationship	K-S K-S	N K-S	K-S*
Fine structure	Dislocation	Twin+dislocation	Dislocation*
Autocatalytic behavior	a) Side by side nucleation <sup>12) 22) 23)</sup> b) Nucleation of non-adjacent plates which partitioned the parent austenite <sup>12) 22) 23)</sup>	Autocatalytic effect is thought very large <sup>21)</sup> but the fine mechanism has not been known.	Autocalalytic behavior can be thought very like to that in the case of type I A*
Rate of growth	a) 800 μ/sec (Fe-C alloy) <sup>12)</sup> b) 72~400 μ/sec (Fe-Ni alloy) <sup>22)</sup>	10 <sup>5</sup> cm/sec <sup>24) 25)</sup>	a) Equal to the growth rate of the packet martensite (type I A) <sup>24) 27)</sup> b) 90 μ/sec <sup>26) **</sup>

\* Results of this work

\*\* There is doubt that this might be the growth rate of the so-called surface martensite

晶の成長方向は  $\langle 111 \rangle_{\alpha}$  に一致している。写真 14 は試料 B の場合の光学顕微鏡組織であるが、試料 A 同様にラス状マルテンサイトとともにレンズ状のマルテンサイトが観察される。写真 15 はこの場合のレンズ状マルテンサイトの微細組織を示したもので回折パターンには

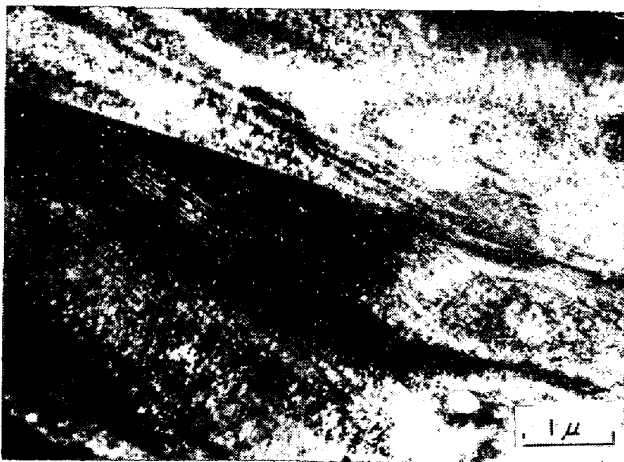


Photo. 18. Micro-structure of the martensite and the austenite in Fe-25.3%Ni-4.52%Mo alloy transformed at  $-19.6^{\circ}\text{C}$ . The twinning structure of the martensite is seen much clearly than in Photo. 17.

$\langle 112 \rangle_{\alpha}$  方向のストリークが明りように観察される。これらのストリークほど明りようではないが、この方向と conjugate な方向にもストリークがみられる。最近 G. THOMAS は、Fe-25Ni-0.3V-0.3C alloy において  $(11\bar{2})_{\alpha}$  面上の twin が、自分自身の  $(\bar{1}12)_{\alpha}$  面上で twinning していることを観察している<sup>11)</sup>。写真 15 の場合も、さらに充分な解析を行わなければ確かなことはいえないが、double twinning が生じている可能性がある。写真 16 は試料 C の易合の光学顕微鏡組織であるが、ほとんどがレンズ状マルテンサイトのようなものである。写真 17, 18 はこのときの電子顕微鏡組織で、写真 17 には小さなラス状マルテンサイトも見られる。オーステナイト中の転位密度はかなり高く、双晶マルテンサイトによる歪がかなり大きいことを示している。写真 18 には試料 A の写真 13, 試料 B の写真 15 と同様な微細組織が見られる。このように本研究の場合でも、 $-196^{\circ}\text{C}$  に急冷すると、双晶マルテンサイトが多量に生成されることが明らかとなった。ここで再度 GEORGIVYVA らの報告中にある組織写真をみてみると、双晶マルテンサイトだけではなく、確かにラス状マルテンサイトと認められるものが存在していることに気がつく。彼らが、なぜこれらのラス状マルテンサイトの存在を無視したのか定かでない

が、われわれの結果から判断して、彼らが等温的に生じたとしたマルテンサイトは実は athermal マルテンサイトであり、オーステナイト粒径が小さいなどの理由で、等温マルテンサイトと混同された可能性が強い<sup>7)</sup>。

最後に、鉄鋼における  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態を統一的に把握するため、鉄鋼における他の  $\gamma \rightarrow \alpha'$  マルテンサイト変態と比較して、本研究で得られた結果を従来の研究成果とあわせて表 2 に示す。表 2 において、type I がいわゆる athermal マルテンサイト変態で、type II が等温マルテンサイト変態である。type I のうち type IA が packet, massive, あるいは転位型マルテンサイトと呼ばれるもので、type IB が lenticular, acicular, 双晶型あるいは burst マルテンサイトと呼ばれるものである。この表より type II の等温マルテンサイトが type IA のいわゆる packet マルテンサイトに組織的に類似していることがわかる。

以上の本研究の結果は、鉄鋼におけるマルテンサイト変態の統一的把握に対し有力な情報を与える。すなわち最近われわれは、核生成速度式を用いて、鉄鋼における type IA, type IB および type II  $\gamma \rightarrow \alpha'$  マルテンサイト変態の相互関係を考察し、それらの相互関係は活性化エネルギーの温度依存性の大きさ、および autocatalysis factor (生成されたマルテンサイトが、周囲のオーステナイト中にどれだけの核生成サイトを提供するかを表わす量) の大きさから説明できることを明らかにした<sup>7)</sup>。その際、マルテンサイト変態における格子不変変形が type IA, type II では転位により、type IB では双晶により生じると考えると、活性化エネルギーの温度依存性の大きさを、オーステナイトの剛性率の温度依存性と同時に、オーステナイト (あるいはマルテンサイト) の臨界分解せん断応力の温度依存性と定性的に結びつけて考えることができることを示した。type II の等温マルテンサイトが転位型ラス状マルテンサイトであるという本研究の結論は、上述の考えと組織学的な面において矛盾しない。

本研究はまた、Fe-Ni 2 元系に Cr, Mn,  $M_0$  を添加すると type IB から type II に移行することを再確認したが、鉄鋼におけるマルテンサイト変態の本質を明らかにするためには、その理由が解明されなくてはならない。しかし、今日のところ磁氣的性質 (Fe-Ni 2 元系に Cr, Mn,  $M_0$  を添加すると ( $M_s$ ) 点におけるオーステナイトが非強磁性となる) と結びついた臨界分解せん断応力や剛性率の温度依存性の効果。あるいは Cr, Mn,  $M_0$  が積層欠陥エネルギーにおよぼす効果が考えられてはいるが確かなことはわかっていない<sup>7)</sup>。こうした問題は

マルテンサイト変態と合金の強度あるいは磁性などとの相互関連という意味で物性的にも興味があり、われわれは今後、そのような点も明らかにしていきたいと考えている。

## 5. 結 論

Fe-Ni 2 元系にそれぞれ Cr, Mn,  $M_0$  を添加した 3 種の合金において等温的に生ずるマルテンサイトを組織観察しつぎのような結論を得た。

① Fe-25.7%Ni-2.76%Cr, Fe-25.4%Ni-2.17%Mn, Fe-25.3%Ni-4.52% $M_0$  において、少くとも室温、-100°C 間で生じる、典型的等温マルテンサイトは、内部欠陥として転位を含むラス状マルテンサイトである。

② 変態温度がさらに低くなると burstlike なマルテンサイトが生じるが、このとき生じるマルテンサイトは内部欠陥として双晶を含む。GEORGIYEVA らは、このようなマルテンサイトを等温マルテンサイトと混同した可能性が強い。

③ 等温マルテンサイトのラス内の転位は、athermal に生じるパケットマルテンサイトよりももつれの度合いが少い部分がある。

④ ラス層内に、成長の途中で方位を転換したことによると考えられるコントラストの濃淡が、電子顕微鏡で観察される。

⑤ オーステナイト  $\rightarrow$  マルテンサイトの格子関係は、大略 K-S の関係である。

⑥ 等温的に生じたマルテンサイトの周囲のオーステナイト中に、特定方向にのびた転位密度の高い領域が、観察される。

⑦ 本研究で得られた結果は、鉄鋼における  $\gamma \rightarrow \alpha'$  のマルテンサイト変態の統一的考察に重要な示唆を与える。

## 謝 辞

本研究の遂行にあたり御援助いただいた金属材料技術研究所の金尾室長はじめ特殊鋼第 2 研究室の諸氏、東京大学金属工学科電顕室の朝倉氏に心から感謝致します。

## 文 献

- 1) W. K. JONES and A. R. ENTWISLE: JISI, (1971), p. 739
- 2) S. R. PATI and M. COHEN: Acta Met., 17 (1969), p. 189
- 3) S. C. D. GUPTA and B. S. LEMENT: Trans. AIME, 191 (1951), p. 727
- 4) V. V. NEMIROVSKY: Fiz. metal. metalloved., 25 (1968), p. 900
- 5) V. RAGHAVAN and M. COHEN: Met. Trans.,

- 2 (1971), p. 2409
- 6) I. Ya. GEORGIYEVA et al.: *Fiz. metal. metalloved.*, 27 (1969), p. 1129
- 7) 荒木, 柴田, 和田: *鉄と鋼*, 60 (1974), p. 258
- 8) 肥後, ルクロアーゼ: 日本鉄鋼協会年度春期講演会にて発表
- 9) S. DASH and N. BROWN: *Acta Met.*, 14 (1966), p. 595
- 10) K. SHIMIZU et al.: *Modern Diffraction and Imaging Techniques in Material Science*, ed. by S. Amelinkx et al., (1970), p. 229 [North-Holland Publishing Comp.]
- 11) G. THOMAS: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 2373
- 12) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 957
- 13) P. M. KELLEY and J. NUTTING: *JISI*, 197 (1961), p. 199
- 14) R. P. REED: *Acta Met.*, 10 (1962), p. 865
- 15) J. A. VENABLE: *Phil. Mag.*, 7 (1962), p. 35
- 16) J. F. BREEDIS: *Trans. AIME*, 242 (1968), p. 1495
- 17) A. B. GRENINGER and A. R. TROIANO: *ibid*, 185 (1949), p. 590
- 18) 西山: *Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ.*, I, 23 (1934-35), p. 638
- 19) G. R. SRINIVASAN and W. S. OWEN: report presented at the Annual Meeting of AIME, New York (1968)
- 20) S. JANA and C. M. WAYMAN: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 2825
- 21) C. L. MAGEE: *Phase Transformation*, ASM (1968), p. 115
- 22) J. M. MARDER and A. R. MARDER: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 11
- 23) V. A. DUBROV: *Fiz. metal. metalloved.*, 21 (1966), p. 551
- 24) R. F. BUNSHAH and R. F. MEHL: *J. Metals*, 5 (1953), p. 1250
- 25) K. MUKHERJEE: *ibid* 242 (1968), p. 1495
- 26) R. B. G. YEO: *Trans. ASM*, 48 (1964), p. 57
- 27) G. KURDYMOV: *JISI*, 195 (1960), p. 26