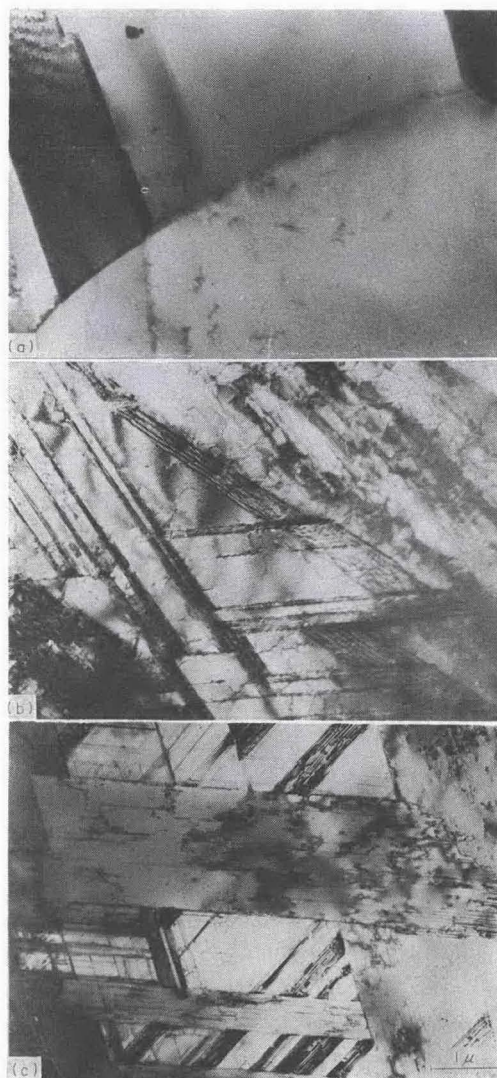


Fig. 8. Effect of Mn content on the amounts of  $\gamma$ ,  $\epsilon$  and  $\alpha$  phases in Fe-Mn alloys which was air-cooled from 900°C at 1 atm and then pressurized.

を定量した結果、加圧せずに常圧下で  $\gamma$  相から急冷した場合と同程度の  $\epsilon$  相が検出された。一方、常圧下で  $\gamma + \epsilon$  相あるいは  $\gamma$  相単相である M-17, 19, 23, 28 の各試料では、加圧によつて  $\epsilon$  相は増加する。そして、M-17 (16.90%Mn) 試料を 35.5 kbar の圧力下で加熱冷却した場合に、Fig. 8 に示すように、98% という最も多い量の  $\epsilon$  相が得られた。35.5 kbar の圧力下で加熱冷却した場合と単に加圧のみの場合を比較すると、前者の方が多くの  $\epsilon$  相が得られる。これは、 $M_{17}^{I \rightarrow \epsilon}$  が加圧により上昇すること、その結果変態温度域が広がってくることおよび加圧のみの場合では変態が常圧で進行するため、変態歪の回復が少ないことなどによると思われる。

Photo. 3 は、常圧下で  $\gamma$  単相である M-28 (28.24% Mn) 試料 (a) とこの試料を 35.5 kbar に加圧した際に  $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態を生じた組織 (b) とを示す。また、比較のために、(c) に常圧下で  $\gamma + \epsilon$  相である M-17 試料の組織を示した。加圧のみにより  $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態を起こさせた組織 (b) と常圧下の冷却中の変態で得られる組織 (c) を比較すると、非常に異なるが、前者 (b) の組織には、未変態の  $\gamma$  相部分に多くの転位が観察されている。したがって、前述のような  $\epsilon$  相の生成量に差が生じたものと考えられる。Photo. 4 に M-28 試料を 35.5 kbar の加圧によつて生じた表面起伏を示す。このように、加圧によつて生じるマルテンサイト変態においても、表面起伏が観察されることから、常圧下で冷却中に起こる変態と高圧下での変態はほぼ同じような挙動をするものと思われる。

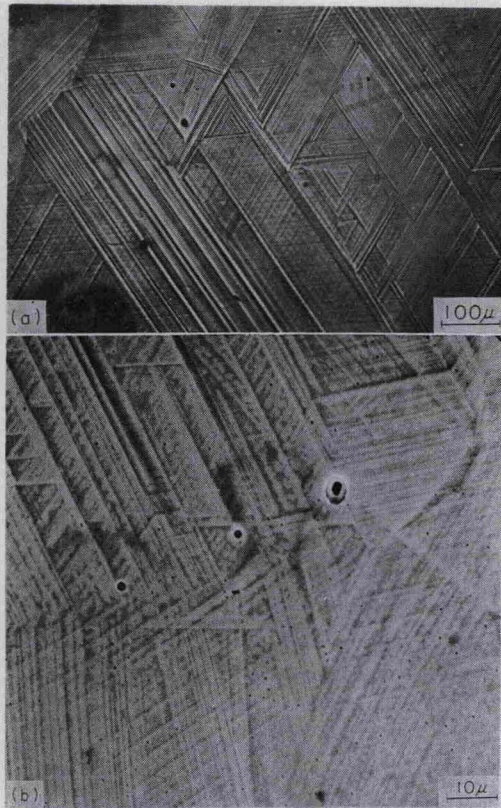


(a) The structure of  $\gamma$  phase formed during air-cooling from 900°C at 1 atm. (M-28)  
 (b) The structure of  $\epsilon$  phase formed during pressurizing up to 35.5 kbar at room temperature. (M-28)  
 (c) The structure of  $\epsilon$  phase formed during air-cooling from 900°C at 1 atm. (M-17)

Photo. 3. Electron micrograph of the structure with  $\epsilon$  phase obtained in M-28 (28.24% Mn) specimens.

### 3.2.3 引張応力による進行

Fe-Mn 系合金の機械的性質は Mn 量によつて変化し、それは存在する相の種類および安定性によること報告されている<sup>3)4)28)29)</sup>。そこで、加圧により  $\epsilon$  相の割合を常圧の場合より多くして引張特性などの変化を調べ、さらに引張試験後の相の変化と加圧しなかつた試料のそれとを比較することにより各変態の引張応力による



(a) By optical microscopy.  
(b) By scanning electron microscopy.

Photo. 4. Surface relief appeared in M-28 (28.24%) specimen by pressurizing to 35.5 kbar at room temperature.

進行を検討した。なお、引張試験はいずれも常圧下で行なつた。

硬度および引張特性の圧力処理および 35.5 kbar の圧力下で加熱冷却を行なうことによる変化を Fig. 9 に示した。M-10 (9.57%Mn) 試料以下の Mn を含む 3 試料については、圧力処理の前に、950°C × 15 min 加熱しオーステナイト化後、水冷した。それ以上の Mn 量の 5 試料については、空冷の処理を行なつた。Fig. 9 において、加圧によつて M-10 以下の試料では、硬度の変化は認められないが、それ以上の試料では硬度の上昇がみられる。これは、加圧による  $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態の進行によつて、 $\epsilon$  相の増加および  $\gamma$  相に存在する変態歪によるものと思われる。なお、35.5 kbar の圧力下で 900°C に加熱し冷却した試料についての硬度も示したが、この硬さの上昇は生成する  $\epsilon$  相が加圧のみの場合より多くなるためと考えられる。しかし、M-14 (14.06%Mn) 試料では、常圧の場合よりも低い硬度を示した。この試料では、

Fig. 8 に示したように、いずれの方法によつても  $\epsilon$  相はほとんど増加していない。それゆえ、硬度の低下は、 $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  が 35.5 kbar では 300°C と高温にあるために、 $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態における未変態の  $\gamma$  相および圧力除去中に生じる  $\epsilon \rightarrow \alpha$  変態における未変態の  $\epsilon$  相がそれぞれ変態歪をそれほど受けなかつたためと考えられる。

Fig. 9 中の 1% 流動応力の変化は硬度の結果と同様で、加圧によつて  $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態が進行する試料において上昇が認められる。しかし、引張り変形が進み、すなわち引張応力による変態が進行するにつれて、圧力処理の効果は減少する。このことは、Fig. 9 中の抗張力の変化では、まだ圧力処理の効果が認められるが、破断応力では差がほとんど認められなくなることから言えよう。ただ M-28 (28.24%Mn) 試料の場合には圧力を増加すると、断面収縮率は減少するにもかかわらず破断応力が上昇している。このことから圧力処理の効果はまだ残つていると考えられる。Fig. 10 に、各種の圧力処理後常圧で引張つたときに得られた Stress-Strain 曲線の例として M-28 試料について示した。

圧力処理の効果があるか、あるいは引張試験後までもその効果が残つているかどうかについては、Fig. 11 に示す、引張り試験前後の常圧および圧力処理後の各試料に存在する相の割合から推察できよう。なお、引張試験後の試料中の相の割合は、破断した引張り試験片をたてに切断した後、X線回折により測定した。したがつて、この場合の各相の割合は引張試験末期の状態を示しているものと考えられる。Fig. 11 からわかるように、M-19 (18.58%Mn) 試料以下の Mn 量を含む試料においては  $\epsilon \rightarrow \alpha$  の変態が進行する。そして、それ以上の Mn 量を含む試料では、圧力処理せずに常圧下で引張試験した場合、 $\gamma \rightarrow \epsilon$  変態が進行し  $\epsilon$  相の割合が増加している。35.5 kbar で加圧した場合と処理しない場合の試料において引張試験後に得られる  $\epsilon$  相の量は、M-23 (22.65%Mn) 試料ではほとんど変化が認められない。しかし M-28 (28.24%Mn) 試料では 35.5 kbar の圧力処理の方が処理しない場合より多くなつている。この結果からも、M-28 試料に対しては引張試験末期まで圧力処理の効果が残されていることが説明されよう。

なお、Fig. 9 中に、35.5 kbar に加圧した後、常圧で 250°C に 2hr 保持した試料の引張特性も示した。この処理は加圧によつて生じた  $\epsilon$  相の量を常圧下の冷却によつて得られる量まで下げるために行なつた。しかし、この処理によつて、強度は加圧しないときの値までは低下しなかつた。この場合、250°C という加熱温度は、いずれの試料においても  $M_s^{\gamma}$  を越えた温度である。したがつて