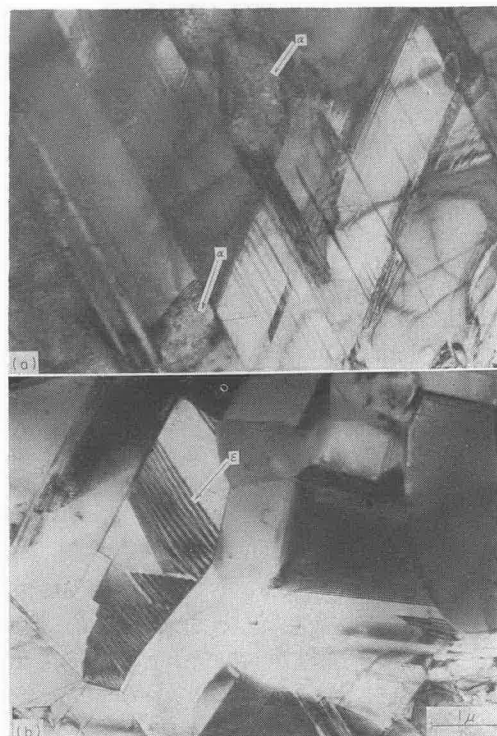


の変態が独立に生じており、圧力の増加とともにそれぞれの変態開始温度は $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の場合は上昇し、 $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の場合は低下すると考えられる。この点については、加熱の際の変態挙動を観察することで、明らかにすることができる。圧力の増加とともに、加熱の際の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を示す、示差熱分析曲線の吸熱を示す山は小さくなり、そして28 kbarから $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態の吸熱反応が認められるようになり、圧力の増加とともにその山は大きくなる。このことから、冷却の際の $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態はしだいに困難になり、 ϵ 相が安定になると思われる。そして、35.5 kbarでは、Fig. 5中に示すように $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が認められなくなることから、ほぼ ϵ 相のみが存在すると考えられる。

一方、M-14試料(14.06%Mn)ではM-10試料(9.57%Mn)よりMn量が多いため ϵ 相がさらに安定になる。たとえば、Fig. 2に示すように、常圧下でM-14試料を900°C×10 min加熱してオーステナイト化後冷却すると、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態が183°Cで起こり、175°Cで $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態がはじまる。しかし、150°C/minの加熱速度で800°Cまで加熱してオーステナイト化後、ただちに冷却すると熱膨脹曲線からは $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の膨張反応は認められず、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ の収縮反応のみとなる。したがって、この試料においては、上記のようにオーステナイト化条件をかえることによっても ϵ 相の安定性は異なってくる。また圧力下においても、わずか5 kbarの加圧で $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ 変態のみが観察され、 α 相の生成は認められなかった。

$\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態に続いて起こる $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の挙動を知るために、前述のオーステナイト化条件をかえたときに起こる、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態と $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の示差熱分析曲線を比較してみた。その結果、 $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態が起こる場合は、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態による発熱の山にのこぎり状の小さな発熱の山が認められた。したがって、M-14試料に現われる $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態は、発熱反応で突発的に起こるものと思われる。しかし、この変態は発熱量が少ないために、高圧下で $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態が生じていると思われる試料でも、高圧下の示差熱分析曲線上に $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態を示す変化が認められなかったものと思われる。

Photo. 2は、M-14試料にあらわれる2つの異なった変態過程によつて得られる組織の電顕写真の1例である。この写真から $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のみが起こる場合の組織は(b)のようにセル状を示しており、その大きさは $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態が起こる場合の組織(a)の α 相の大きさとほぼ同じであることがわかる。それで、この α 相が加熱により γ 相に変態し、それが成長する前に冷却されたので、微細化された γ 相から変態した ϵ 相は安定となり、そのため



(a) The specimen was cooled after austenitizing at 900°C for 10min. Both $\gamma \rightarrow \epsilon$ and $\epsilon \rightarrow \alpha$ transformations took place.
(b) The specimen was cooled immediately after reached to austenitizing temperature of 800°C. Only $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation occurred.

Photo. 2. Electron micrographs of martensite structure in M-14 (14.06%Mn) specimens austenitized at atm.

に、 $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態が阻止されたと考えられる。

3.1.3 常圧下で $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を起す合金(M-17, M-19およびM-23試料)および γ 単相の合金(M-28試料)

常圧下で $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を起こすM-17, 19, 23の各試料、および γ 単相のM-28試料で、高圧下で起こる $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ 変態の変態開始温度は、圧力の増加とともに上昇する。その結果をFig. 6に示す。M-19試料についてのデータも同じ傾向を示したが、煩雑になるため省略した。その上昇度合は約40°C/10 kbarであり、M-7, 10, 14試料において観察された結果と同程度であつた。なお、M-28試料においては22 kbarの加圧下で、示差熱分析曲線に $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態による発熱の山が観察され始める。しかし、M-28試料では $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態開始温度が低く変態量が少ないために、発熱の山は小さくて測定は困難であつた。

Fig. 6をみると、各圧力下で測定した $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態の

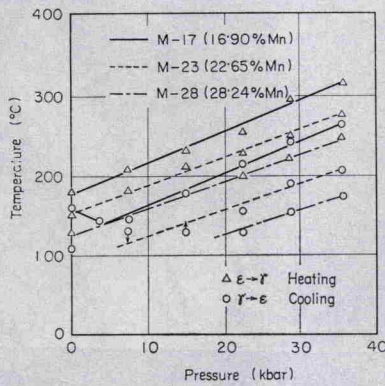


Fig. 6. Effect of pressure on $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ transformation temperature of M-17, M-23 and M-28 specimens.

A_s 温度と常圧下の A_s^{γ} 温度はほぼ一直線上にのる。しかし、冷却時の M_s^{γ} 温度の場合、常圧下の M_s 温度は直線上にのらない。これは、圧力下で $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を起こすに必要な駆動力が常圧の時のそれよりも大きくなるためと考えられる。

3.2 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の進行

3.2.1 冷却による進行

常圧下で $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のみが起こる試料を $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ からそれより低い温度に冷却していった場合に、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の進行がどうなるかを、熱膨脹計を用いて変態による収縮量の測定をもとにして調べた。すなわち M-17, 19, 23 の各試料を $900^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ 加熱してオーステナイト化後、 1.25 , 12.5 , および $75^\circ\text{C}/\text{min}$ の速度で冷却し、冷却温度と $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の変態生成量との関係を調べた。なお、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ および $\epsilon \rightarrow \alpha$ の両変態を起こす M-14 試料については、冷却中に $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のみが起こるような処理、すなわち、 $150^\circ\text{C}/\text{min}$ で 800°C に加熱し、ただちに冷却を行なった後、他の試料と同様な条件で測定した。変態生成量の測定に際しては、 $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ から室温までの収縮量と X 線により定量した ϵ 相の量とが比例していることおよび γ 相と $\gamma + \epsilon$ 相の熱膨脹係数が同じであったことから、変態による収縮量と変態生成量の間に比例関係があるとして、行なった。Fig. 7 にそれらの結果の一部として、各試料を $12.5^\circ\text{C}/\text{min}$ で冷却した場合の変態生成量と冷却温度の関係を示し、M-23 試料については冷却速度をかえた場合の結果も示した。 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態は $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 近傍で急速に進行するが、その後の冷却ではこの変態はゆるやかに進行する。そして、 $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ が高い試料ほど急速に変態が進行する程度が大きい。したがって、

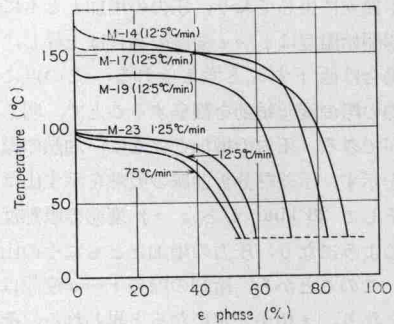


Fig. 7. Effect of Mn content and cooling rate from austenitization temperature on the shape of $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensite transformation curves. M-14 specimen was austenitized to stabilize ϵ phases, so that no $\epsilon \rightarrow \alpha$ transformation was observed.

Fe-Mn 合金の $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態にも観察されている²⁷⁾ように、まず連鎖的誘発作用* (autocatalytic effect) によつて急速に進行し、つぎに変態生成物による分割作用** (geometrical partitioning effect of austenite) および変態歪を受けた末変態の γ 相が温度の低下とともにゆるやかに ϵ 相へと変態する過程をとると考えられる。

また Fig. 7 に示した M-23 試料についての結果からわかるように、冷却速度が遅いほど ϵ 相の量が多くなっている。しかし、 $M_s^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ が高い試料ほどその傾向は、みられなくなる。これは、変態が急速に進行する温度域では、等温マルテンサイト変態によつていること、あるいは変態による歪が冷却中に緩和されるためではないかと考えられる。なお、ゆるやかに変態が進行する温度域内で、試料を一定温度に保持しても変態の進行は観察されなかつた。

3.2.2 加圧による進行

ϵ 相は、Mn を添加する場合のほか加圧することによつても安定化され、量的にも多くなる。

Fig. 8 に、各種 Mn 量の試料について、圧力処理を行なったときに得られた ϵ 相の量と圧力との関係を示した。そして、同時に、 35.5 kbar の圧力下で 900°C に加熱後冷却した場合のデータも付記した。常圧下で $\epsilon + \alpha$ 相である M-10 ($9.57\% \text{ Mn}$) および $\gamma + \epsilon + \alpha$ 相である M-14 ($14.06\% \text{ Mn}$) の両試料では、各圧力まで加圧した後、圧力を除去して常圧下で X 線回折により相

* 先に生成したマルテンサイトの周囲から優先的にその後のマルテンサイトが生成する作用。

** 生成したマルテンサイトによりオーステナイト結晶粒が分割される作用。