

## 論 文

UDC 669.15'74-194 : 669.14-987 : 669.112.22

Fe-Mn 合金の高圧処理による  $\epsilon$  相の生成と引張応力  
下でのその相の安定性\*

藤 田 充 苗\*\*・内 山 郁\*\*\*

Formation of  $\epsilon$  Phase in Fe-Mn Alloys Under High Pressure  
and Its Stability Under Tensile Stress

Mitsutane FUJITA and Iku UCHIYAMA

## Synopsis:

The  $A_s$  and  $M_s$  temperature in the martensitic transformation of Fe-Mn alloys under hydrostatic pressures up to 35.5 kbar were measured by the differential thermal analysis. The progresses of  $\gamma \rightarrow \epsilon$  and  $\epsilon \rightarrow \alpha$  transformation as influenced by the pressure and temperature changes and the effect of the tensile stress on them were discussed from a thermodynamical point of view. The main results obtained are as follows:

- 1) The  $A_s$  and  $M_s$  temperatures in the  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  transformation of alloys containing 4.8% or 6.76% of Mn, by increasing the pressure, were lowered at an approximate rate of 40°C/10 kbar, while those in the  $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$  transformation of alloys containing 6.76 to 28.24% of Mn were raised at an approximate rate of 40°C/10 kbar.
- 2) The  $A_s$  and  $M_s$  temperatures calculated on the basis of the free energy changes of the phases were in a good agreement with those observed.
- 3) The  $\gamma \rightarrow \epsilon$  transformation progressed rapidly in the vicinity of the  $M_s \gamma \rightarrow \epsilon$  temperature and then gradually with further decreasing the temperature.
- 4) In order to stabilize at the ambient pressure and temperature, the  $\epsilon$  phase which had been formed by pressurizing, it was required that the  $M_s \epsilon \rightarrow \alpha$  and the  $A_s \epsilon \rightarrow \gamma$  temperatures of the alloy were lower and higher, respectively than the room temperature.
- 5) The increase in the tensile strength was obtained only for the specimens in which the  $\epsilon$  phase had been formed by pressurizing. The reason for the increase in the strength was explained on the basis of the thermodynamics for the  $\gamma \rightarrow \epsilon$  transformation under tensile stress.

(Received Sept. 7, 1973)

## 1. 結 言

常圧下で、鉄に Mn<sup>1)~4)</sup>, Ru<sup>5)6)</sup>, Ir<sup>7)</sup> などを加えた 2 元系合金や Fe-Ni-Cr<sup>8)9)</sup>, Fe-Mn-Cr<sup>10)</sup> などの 3 元系合金あるいは多元系合金<sup>11)12)</sup>において、 $\epsilon$  相 (hcp) が出現することが報告されている。しかし、常圧下では  $\epsilon$  相だけの状態は Fe-Ru などの特殊な合金系でしか得られていない。

一方、純鉄を常温で 130 kbar まで加圧すると  $\epsilon$  相が現われる<sup>13)~16)</sup>。しかし、この高圧下で出現した鉄の  $\epsilon$  相は、圧力を除去してゆくと、51 kbar までにすべて  $\alpha$  相に変態してしまうことが報告されている<sup>17)</sup>。

以上のことから、もし、圧力処理または圧力下で熱処理することと、合金元素添加の 2 つを組み合わせれば、高圧

下で出現する  $\epsilon$  相を常圧まで安定に持ち来たすことができると考えられる。これまでに、鉄の  $\epsilon$  相を出現させる圧力に及ぼす添加元素の影響について実験した 2, 3 の報告がある<sup>18)~20)</sup>。たとえば、Ru<sup>5)</sup>, Mn<sup>18)</sup>あるいはNi<sup>18)</sup>の添加が  $\epsilon$  相の出現圧力を下げるのに有効であることが報告されている。また GILES ら<sup>21)</sup>は Fe-Mn 系合金 (Mn 量 17.7%まで) などを室温で 155 kbar まで加圧し、Mn 量 17.7% の Fe-Mn 合金の場合は圧力除去後でも 100% の  $\epsilon$  相を得ている。一方、CHRISTOU<sup>22)</sup> らは爆圧を利用し、Fe-Mn 合金 (Mn 量 13.62%まで) に

\* 昭和48年10月本会講演大会にて発表

昭和48年9月7日受付

\*\* 金属材料技術研究所

\*\*\* 金属材料技術研究所 工博

90~150 kbar の加圧を行ない、常圧下では $\alpha$ 相があらわれる組成の試料でも $\epsilon$ 相を観察し、その $\epsilon$ 相の量は圧力の増加とともに多くなることを報告している。

また、 $\gamma$ 相からマルテンサイト変態によつて生成した $\epsilon$ 相は非磁性であり<sup>1)23)</sup>、 $\epsilon$ 相の存在は強度の上昇に寄与すると考えられている<sup>3)11)</sup>。

上記のような研究があるにもかかわらず現在まで $\epsilon$ 相からなる鉄合金は工業的にはほとんど使用されていない。しかし $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を利用することにより強度の高い非磁性鋼が得られること、また $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態によるTRIP現象を利用することによる合金の性能改善が考えられる。

本報告は上記のような $\epsilon$ 相の利用によつて合金の性能の改善を目的として、まずFe-Mn合金に35.5kbarまでの圧力処理と各圧力下で加熱冷却の処理を行なうことにより、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ および $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の変態挙動を調べ $\epsilon$ 相の安定化について熱力学的な観点から検討し、さらにその際に示される引張り性質についても考察したものである。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

本実験では、5~28%Mnを含む8種類のFe-Mn合金を試料とした。まず、電解鉄および電解マンガンを原材料として10kg真空高周波炉で溶解し、各5.6kgの铸塊を作り、圧延により10mm $\phi$ の丸棒とした。それらを1200°C $\times$ 24hr真空焼鈍した後、スウェーピングにより6mm $\phi$ まで加工し、各種の実験に必要な所定の寸法の試片を切り出した。供試材の化学組成はTable 1のとおりである。なお、これらの試料の常圧下であらわれる相をX線回折で調べたが、その結果を表の中にあわせて示した。

### 2.2 実験方法

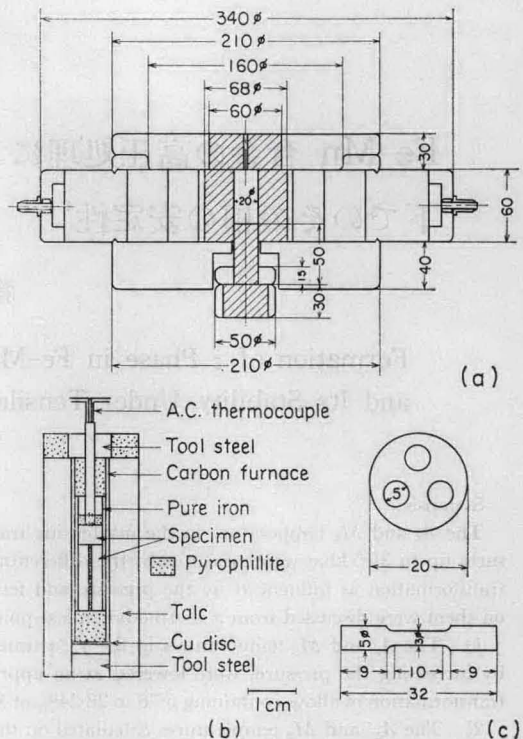
#### 2.2.1 変態点の測定

まず常圧下での各変態点および $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の進行過程

Table 1. Chemical composition of specimens.

	Mn	C	S	P	Si	Phase*
M-5	4.80	0.002	0.003	0.001	0.006	$\alpha$
M-7	6.76	0.004	0.003	0.001	0.007	$\alpha$
M-10	9.57	0.003	0.005	0.002	0.031	$\alpha + \epsilon$
M-14	14.06	0.004	0.006	0.002	0.013	$\alpha + \epsilon + \gamma$
M-17	16.90	0.005	0.008	0.002	0.010	$\epsilon + \gamma$
M-19	18.58	0.004	0.006	0.002	0.010	$\epsilon + \gamma$
M-23	22.65	0.005	0.008	0.002	0.012	$\epsilon + \gamma$
M-28	28.24	0.007	0.009	0.002	0.007	$\gamma$

\* at room temperature and atmospheric pressure.



(a) Piston-cylinder type apparatus.  
(b) Pressure cell for measuring transformation temperatures of specimens.  
(c) Dimension of tensile test piece and a talc column for treating the test pieces under high pressure.

Fig. 1. Schematic diagram of high pressure apparatus.

を熱膨脹の変化から測定した。なお、M-10試料およびM-14試料の場合は、変態過程が複雑で熱膨脹の測定ではその観察が困難なために、示差熱分析法も採用した。常圧下の示差熱分析は、真空中で約100°C/minの速度で冷却しながら鉄と試料との温度差の変化を測定する方法で行なつた。

高圧下での変態点の測定には、Fig. 1(a)に示すようなピストン・シリンダー型高圧容器を使用し、Fig. 1(b)に示したように5mm $\phi$  $\times$ 4mmの試料と5mm $\phi$ 中に2mm $\phi$ の穴をあけた長さ4mmの純鉄試料を容器の中に組込み、35.5kbarまでの各圧力に加圧し、示差熱分析法で行なつた。

なお、示差熱分析用の試料の下に、5mm $\phi$  $\times$ 14mmの試料を縦に2分して組込み、圧力下で加熱冷却した際に得られる相を、X線回折により定量するための試料とした。