

Fe-Pt合金におけるfcc fct, fcc-bctマルテンサイト変態

阪大基礎工 武藤俊介, 大嶋隆一郎, 藤田英一

1. 目的

組成比3:1付近のFe-Pt合金は、母相fccから低温相bct (bcc)にマルテンサイト変態するが、母相を規則化する事により変態様式は非熱弾性型から熱弾性型へ移行し、変態温度(Ms温度)は急激に低下する。1978年、フランスのFoodsらは規則化したFe₃Pt合金において、一旦fct相を経由してbctマルテンサイト相へ変態する事を見出し、fct相はその際の遷移相であると結論づけた^{(1)・(2)}。我々のグループは、Fe-Pd合金においてもfct相を見出しているが^{(3)・(4)}、bct相とは独立な相であると考えている。本研究は、この関係を明らかにすると共に、本系におけるマルテンサイト変態機構を明らかにする事を目的とする。

II. 方法

組成22.6~26.5 at.% Ptの合金を溶製し、1373 Kで約600 ksの均一化処理後、45 μmまで冷間圧延を行なった。試料は1373 Kで溶体化処理し、氷水中に焼き入れた後、923 Kで規則化熱処理を行なった。電子顕微鏡観察用には、試料を径3 mmの円板に打ち抜き、ジェット研磨及び仕上げ研磨を行なった。実験は、JEM 200 C X透過型電顕に2軸傾斜可能低温ステージを使用し、X線回折法、光学顕微鏡観察も併用した。

III. 結果、及び考察

(i) X線回折法による結果

低温ステージを使用して、fcc-fct変態による母相ピーク分離を調べた結果が表1に示してある。bct相への変態温度(Ms^{bct})は、四端子法による電気抵抗測定で決定した。表のように、fct相が出現するのは、いずれの組成、規則度においても、Ms^{bct} < 130 Kなる場合であることが明らかとなった。

表1.

Composition	Ordering treatment time (at 923K)	M _S ^{fcc-bct} (K)	X-ray peak splitting due to appearance of fct.	formation of tweed microstructure	transformation to bct
Fe-22.6at.%Pt	10 days	215±2	X	not appeared	thermoelastic
Fe-24.6at.%Pt	5 hours	190	X	localized near bct phase just after transformation to bct.	thermoelastic
	8 hours	183	X		
	3 days	163	X	whole area of grain	
	7 days	110	○ (~114K)		
Fe-25.5at.%Pt	8 hours	<77	○ (~110K)	whole area of grain	—
Fe-25.9at.%Pt	quenched from 1373K to 273K	219	X	in residual austenite after transformation to bct	non-thermoelastic
Fe-26.5at.%Pt	quenched from 1373K to 273K	123	○ (~130K)	whole area of grain	non-thermoelastic
	8 hours	<77	X	not appeared till 130K	—

(ii) 光学顕微鏡による観察

低温ステージを用い、変態による表面起伏観察を行なった。X線により f c t 相の確認されたものについては、図1に示すように、既に Fe-Pd 系で報告したような f c t 相による表面起伏が観察される。尚、室温での板状組織は焼鈍双晶によるものである。この表面起伏は、視野全体に徐々に出現し、2次変態的挙動を示す。この場合、b c t マルテンサイトへの変態温度はグレインによって大きく異なり、最初に変態するグレインと最後に変態するグレインとでは、変態温度に30K以上の開きがある。即ち、f c t 相への変態後、直ちに b c t 相へ変態する訳ではない。

(iii) 電子顕微鏡による変態その場観察

過去に、Fe-Pd合金において、f c c - f c t 変態挙動と、その際に前駆現象として内部組織に観察されるツイード組織の特徴について詳しく報告してきた⁽⁵⁾。Fe-Pt合金においては、表1に示したように、規則度によってその挙動が著しく異なる。X線によって f c t 相の確認されたものについてはツイード構造は Fe-Pd と全く同様の振舞を示しそれは f c c - b c t 変態様式が熱弾性型であるか否かによらない。しかしながら、f c t 相がX線によって観測されない試料では、ツイード構造、及び f c t 内部双晶は b c t 相への変態後、その近傍に局所的に観察される(図2)。一方、高温から急冷した Fe-25.9 at.% Pt では、変態点でひとつの b c t マルテンサイトは瞬時にその最終的大きさにまで成長する。更に冷却すると、残留オーステナイト中に存在するツイード構造は、図3に示すように、非常に顕著となり、それは f c t 相変態挙動を示す。

(iv) f c c - f c t, f c c - b c t 変態の相互関係

我々が、f c t 相変態を観測している温度領域では、Fe-Pd, Fe-Pt合金共に(110)方向の弾性定数($C' = (C_{11} - C_{12})/2$)が著しく低下している事が報告されている^{(6), (7)}。F o o s からも、この点に着目して、

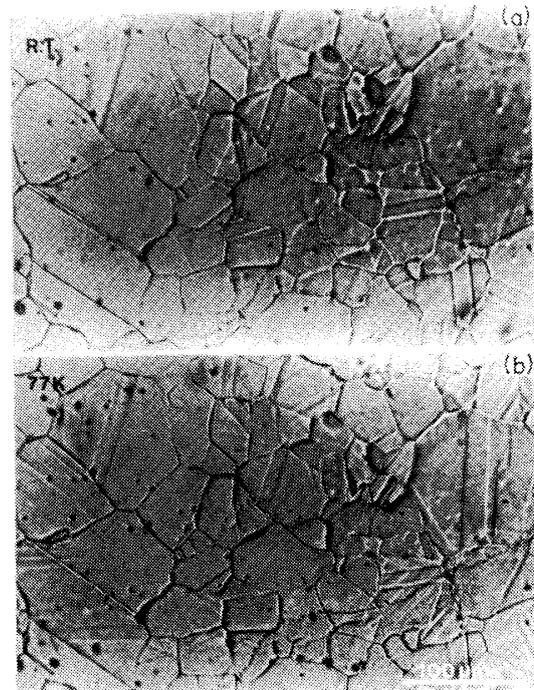


図1. f c t 相による表面起伏 (Fe-25.5at.%Pt)



図2. b c t 相近傍の応力誘起 f c t 相 (Fe-24.6at.%Pt) at 136K

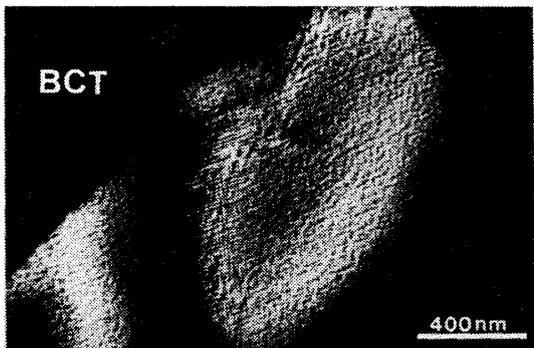


図3. 残留オーステナイト中のツイード組織 at 140K (Fe-25.9at.%Pt) 002反射による暗視野像

fcc-bct変態機構を2つの $\{110\}/\{1\bar{1}0\}$ シアモードによる、double shear mechanismによって説明し、fctをfcc-bct変態における遷移相または中間相と結論した⁽²⁾。我々もfcc-fct変態及びそれに伴うツイード構造の出現は格子軟化によるものと考えているが、 M_s^{bct} の高いものは、格子軟化が起こる前に、bct相へ変態してしまう。この事は、fcc-bct変態には格子軟化が必要条件でない事を示している。また、fct相、bct相中には変態歪みを緩和するために、それぞれ $\{011\}$ 、 $\{112\}$ 内部双晶が導入されるが、格子対応から $\{011\}$ 、fcc面は $\{112\}$ 、bct面の一つに対応するので、fct相が遷移相で、fcc-fct-bctのように変態が逐次進行するならば、内部双晶はそのまま受け継がれていくべきであるが、図4に示すように、必ずしもそうっていない。

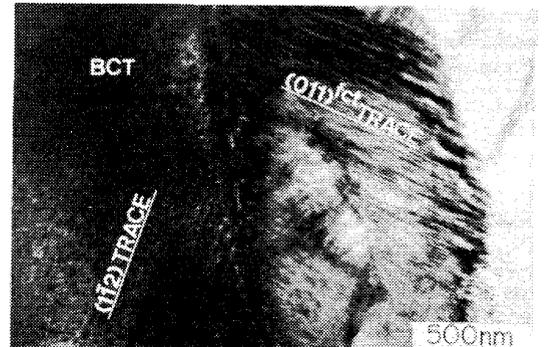


図4. bct相、fct相の内部双晶 (Fe-24.6at.%Pt)

以上の事から、fcc-fct変態とfcc-bct変態とは互いに独立な現象であると考えられる。bct晶近傍に局所的に観察されるfct相は、母相-bctマルテンサイト相界面において整合性を保つために弾性的に蓄えられたエネルギーにより誘起されたものと考えられる。不規則合金においては、界面ではすべりが生じ、十分な弾性エネルギーが蓄えられないために、上に述べたような挙動を示したものと思われる。

IV. 結論

Fe-Pt合金におけるfcc-fct変態とfcc-bct変態は、互いに独立な現象であり、fct相はfcc-bct変態の遷移相としての役割を担うものではない。しかし、fct相はbct相変態の核生成容易サイトになっていることが考えられる。これらの2つの変態は、それぞれ起源を異にし、fcc-fct変態については、合金の磁気的性質が大きく関与していると思われる。

謝辞

本合金の作製にあたって、田中貴金属工業(株)の浜田登喜夫氏に御協力をいただいたことを感謝いたします。

文献

- (1) M. Foos, C. Frantz and M. Gantois: Scripta Met., 12(1978), 795.
- (2) M. Foos, C. Frantz and M. Gantois: Acta Met., 29(1981), 1091.
- (3) T. Sohmura, R. Oshima and F. E. Fujita: Scripta Met., 14(1980), 855.
- (4) R. Oshima: Scripta Met., 15(1981), 829.
- (5) 杉山昌章, 大嶋隆一郎, 藤田英一: 日本金属学会誌, 48(1984), 881.
- (6) M. Sato, B. H. Grier, S. M. Shapiro and H. Miyajima: J. Phys. F: Met. Phys., 12(1982), 2117.
- (7) G. Hausch: J. Phys. Soc. Jpn., 37(1974), 819.