

討 19 Fe-Be 合金の時効析出過程

S 733

東北大学工学部金属材料工学科 平野 賢一

体心立方格子構造を有する置換型 Fe 合金の時効析出については実用鋼の分野は別として基礎的観点からの研究は未だ十分ではないようである。しかし最近の研究によって α Fe 固溶体からの時効析出過程は Al や Cu 合金にくらべてはるかに多彩であり興味深いものであることが明らかにされつつある。例えば α Fe 固溶体からの時効析出過程において母格子に整合な中間相(準安定相)の形成が報告されているものに Fe-Au, Fe-Be, Fe-Cr, Fe-Cu, Fe-Mo, Fe-W 合金があり, G-P 帯の形成は Fe-Au および Fe-Cu 合金について報告されている。

Be は α Fe に添加すると著しい固溶硬化を起させることが知られており, これは Be 原子の半径が Fe のそれにくらべて小さいことによって説明できる¹⁾。さらに α 相の Fe-Be 合金では析出硬化が極めて著しいことが知られており, 析出硬化の研究対象としても重要である。ここでは Fe-Be 合金の時効析出過程に関する現在までの研究結果を報告し, 今後の問題を指摘する。

図1は Fe-Be 合金の Fe 側の平衡状態図であり, 過飽和な α 相からの最終安定析出相は Be_2Fe 相 (MgZn₂ 型 Laves 相) であることが示されている。しかし実際の時効過程は極めて複雑であり, 例之は Heubner²⁾³⁾らは主として X 線解析によって 21 at.% Be 合金の時効過程を調べ, サイドバンド構造の生成, 規則構造の形成, 母格子と整合な析出相, 粒界による不連続析出(粒界移動を伴うものと伴わないものの二種がある)等を報告し, 460°C を境として時効硬化の機構に大きな差異があることを示している。一方, Davies⁴⁾は 27 at.% Be 合金について X 線解析および透過電顕観察を行ない, やはり 400°C と 500°C の間で析出過程に大きな差があることを示している。

図2は 27 at.% Be 合金を 1150°C より氷塩水中に焼入れて溶体化した後, 362°C にて時効した場合の時効硬化曲線を X 線による構造解析の結果と比較して示したものである。彼らによれば 400°C 以下の時効過程としては, 過飽和固溶体中に溶体化処理中に形成される集团的短範囲規則構造, 擬 L₂ 型 (FeBe 型) 規則構造, DO₃ 型 (Fe₃Be 型) 規則構造, 変調構造(サイドバンド構造), 連続析出の諸過程が起り, 415°C ~ 600°C では連続析出に加えて粒界移動を伴う不連続析出, 650°C 以上では粒界移動を伴わない不連続析出が起る。図2をみると変調構造の出現が硬度上昇に大きく寄与していることがわかる。

さらに八木沢⁵⁾は 25 at.% Be 合金の 300°C ~ 850°C での時効過程を主として透過電顕観察によって調べ, 300°C ~ 400°C 時効による変調構造の形成を確かめ, 500°C ~ 700°C 時効による中間相の連続析出と, 主として粒界による安定相の不連続析出を観察した。また 800°C 時効では中間相

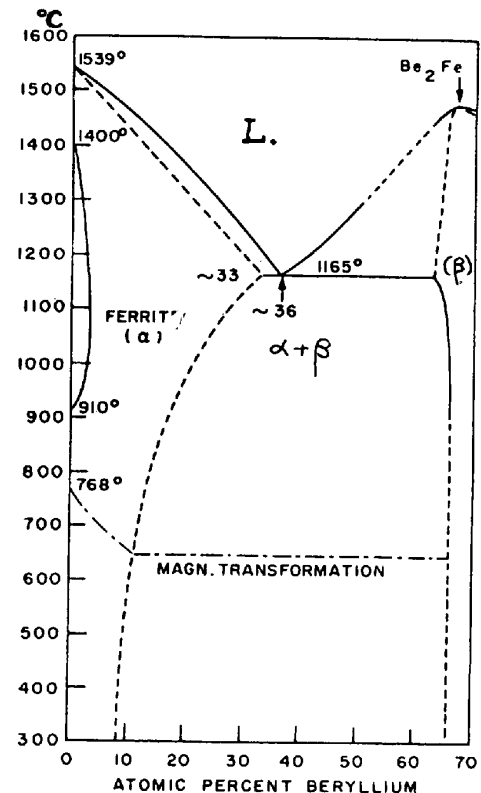


図1 Fe-Be 系の Fe 側状態図。

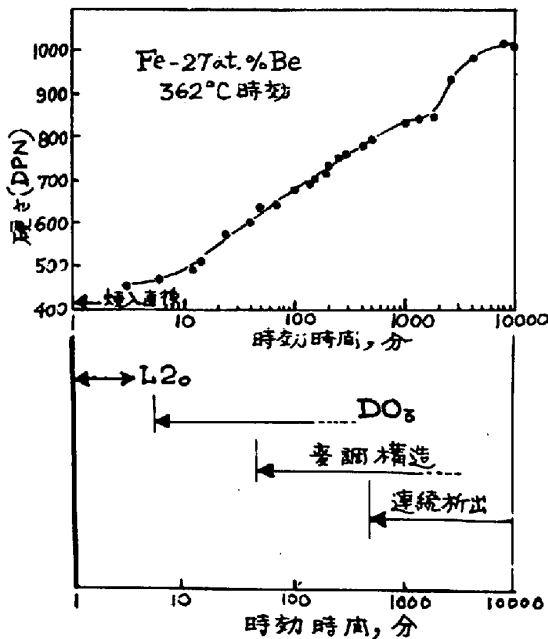


図2 Fe-27at.%Be合金の時効硬化曲線とX線による構造解析との比較。(Daviesらによる)

を経ずに直接、安定相の析出がはじまることを明らかにしている。

中川ら⁶⁾は11 at.%Beおよび29 at.%Be合金について比熱測定および組織観察によって時効析出過程を調べた。図3は比熱温度曲線の一例であり、Daviesら⁴⁾の結果とうまく対応させて解釈できることが示された。比熱測定において、Daviesらが報告した焼入中に形成される集団的短範囲規則構造から擬L2₀型規則構造の生成に到るまでの熱変化が検出されないこと、およびBの発熱量とCの吸熱量とが等しくないことは次のように説明される。焼入状態で存在する集団的短範囲規則状態から擬L2₀型(L2₀型で組成が1:1からずれているもの)、さらにDO₃型規則構造への移行は、これらが可成り類似した状態であるため互に完全に分離されるような変化ではなく、特に前二者の間の熱量変化はごく僅かであると考えられる。さらに焼入れによって凍結された過剰空孔の存在によって短範囲と長範囲の規則構造の間の原子

配列の差がもう少し小さくなっているものと考えられる。発熱BがL2₀型からより安定なDO₃型規則状態への移行によるものであるのに対し、吸熱CはDO₃型規則構造が完全に崩れかえることによる

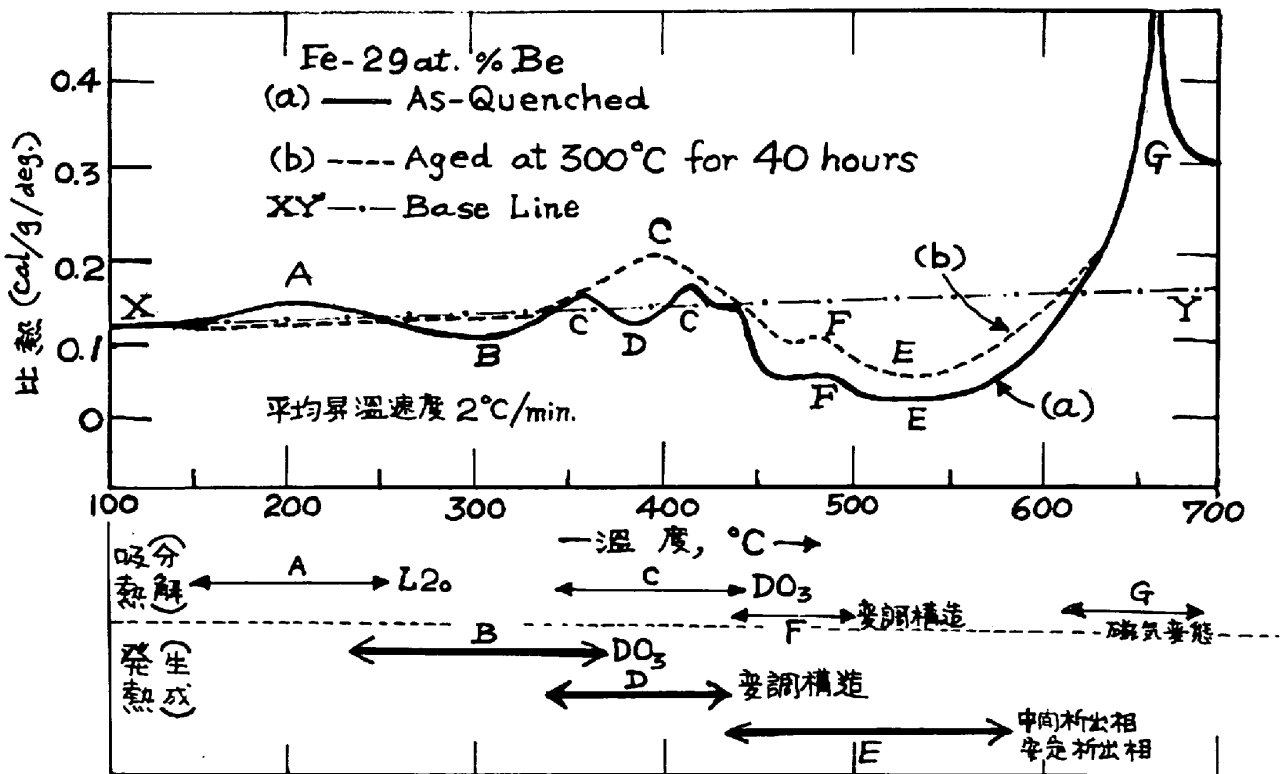
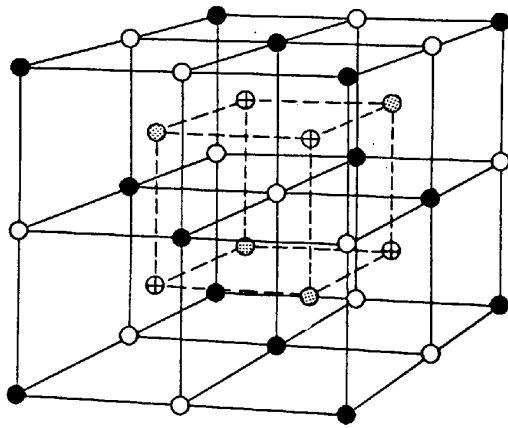


図3 Fe-29at.%Be合金の比熱温度曲線とその解釈(中川らによる)

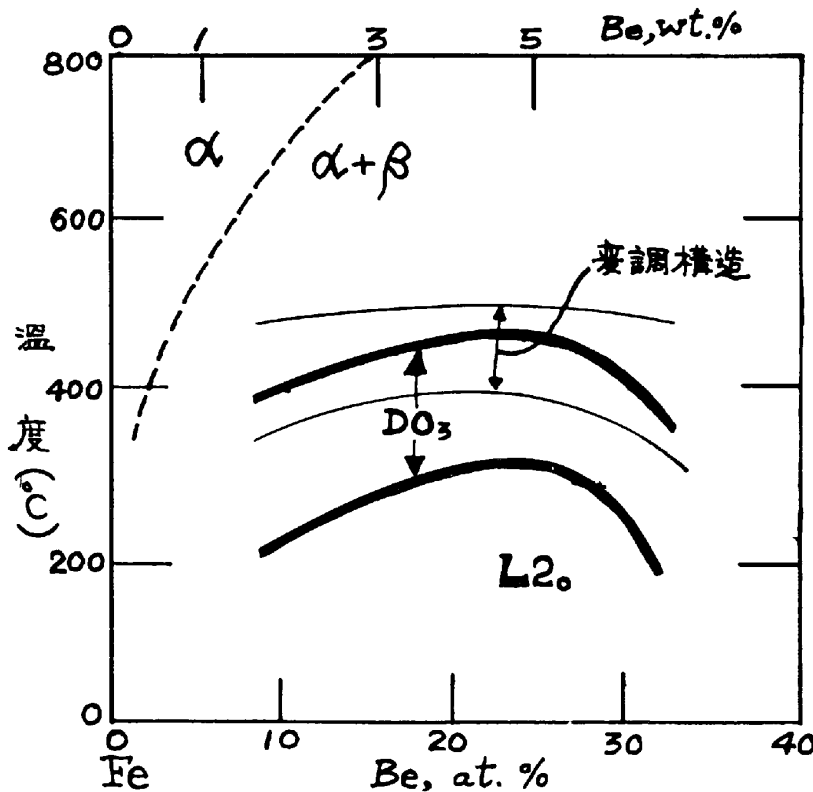
ものである故、両者は等しくならないものと考えられる(図4は $L2_0$ および DO_3 型規則構造における原子配列を示す)。中川らは図5のような比熱温度曲線の測定を種々の時効温度および時間に対して行ない、 $L2_0$ 、 DO_3 および変調構造の存在温度範囲を決定して図5のような結果を示している。



SUPERLATTICE STRUCTURE	
$L2_0$ (IN 75 Fe-25 Be ALLOY)	DO_3
○ ● Fe ⊕ ⊕ Fe or Be	○ ⊕ ● Fe ⊕ Be

中川らは透過電顕観察によって粒内に粒状に生成する中間相の存在を確かめたが、それと安定相の生成との関係は未だ明らかではない。粒界による二種類の不連続析出の機構は現在不明であり、今後の研究にまっところが多い。

時効硬化状態の合金の変形機構については Davies らが⁴⁾圧縮変形の実験を行ない、規則構造および変調構造の状態の合金は変形双晶の形成によって変形し、第二相の析出がはつきり認められる状態のものは二重変形をすることを示している。さらに変形応力は変調構造の波長および層巾の増加と共に増大することを示している。本合金における変調構造の形成は硬度上昇に寄与するところが大きいのでその成因および安定性を明らかにすることが重要と思われ、スピノダル分解の機構との関係も説明する必要がある。



文 献

- 1) 中川, 平野: Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Japan Inst. of Metals, 1968.
- 2) U. Heubner: Arch. Eisenhütt., 34 (1963), 547.
- 3) M. von Heimendahl and U. Heubner: Acta Met. 11 (1963), 1115.
- 4) R.G. Davies and R.H. Richman: Trans. AIME, 236 (1966), 1551.
- 5) 八木沢, 吉田: 日本金属学会 1967 年秋期大会, 時効シンポジウム, 予稿集, P. 141.
- 6) 中川, 平野, 幸田: 日本金属学会誌 32 (1968) No. 6.

図5 Fe-Be合金の時効生成物と存在温度範囲(中川らによる)