

(198) Fe-12Mn合金のオースファームについて

東大 エ博 荒木 透 金材技研[○]渡辺 敏
東大大学院 露 茂則 金材技研 宮地 博文

【目 的】 オースファーム鋼の $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に際する転位の継承は、その鋼の積乃欠陥エネルギーと密接な関連があるものと考えられる。そこで、このエネルギーの値がとくに低いFe-Mn合金をもちいて、オースファーム鋼における変態機構をしらべた。

【方 法】 試料の調整は、Fe-25Mn合金の場合と全く同様である。実験の都合上、常温で γ , ϵ , α' の三相が共存するようにMn量を12%にえらんだ。化学成分を表1に示す。しかし、オースファーム後はのちにのべるようにオーステナイト単相になり、サブゼロしてもマルテンサイトをうることが困難だったので、

1000℃までの焼もどしの向における相変態の傾向をしらべた。相の定量は、顕微鏡による各相の識別がむづかしかったので、X線による積分強度法を採用した。この場合、方位配列による影響を考慮すべきであるが、加工がプレスによるため方位の影響は比較的少ないものと考えてこれを無視した。なお焼もどしの各段階で硬さをはかるとともに薄膜試料を作成し、その組織をしらべた。

【結 果】 図1は、直接焼入試料およびオースファーム試料を各温度で5hr焼もどした場合、組織中で γ , ϵ , α' の三相がしめる体積率の変化を示したものである。直接焼入試料では、500℃において ϵ 相の量が最少になり、それとともに α' の量が最大になる。この温度附近には顕著な二次硬化が存在するので、もし500℃附近で ϵ が γ に逆変態するものとすれば、その後の炭化物の全面析出によって転位の再拡張が抑制され、 ϵ 相は減少すると考えられる。また600℃で再び増加するのは、炭化物の凝集により再拡張が容易になるためとして説明することが出来る。一方オースファーム試料では、加工安定化により500℃までは γ 単相で、それ以上で急速に ϵ 相がふえるが、その原因は同様に炭化物の凝集によって説明することが出来る。一方800℃以上では、ほぼ直接焼入試料の組成割合に近づく。図2に500℃で焼もどした直接焼入試料の組織を示す。黒いバンドは ϵ 相で、その $\{111\}_{\epsilon}$ trace 向の実測角度は計算値とよく一致する。中央の ϵ 相中に存在する異相は α'

と推定され、それが $\{259\}_{\alpha'}$ 晶面をもつと假定すれば、計算角度と合致する。かくして $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ の変態順序が確かめられた。図3はオースファーム試料の組織で、回折図形にはリング状にのびた α' スポットがわずかに認められ、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 直接変態の可能性が存在する。細いバンドが α' に相当するものと思われる。

表1 化学成分

C	Mn	Mo	P	S	N
0.19	11.74	2.03	0.001	0.008	0.001

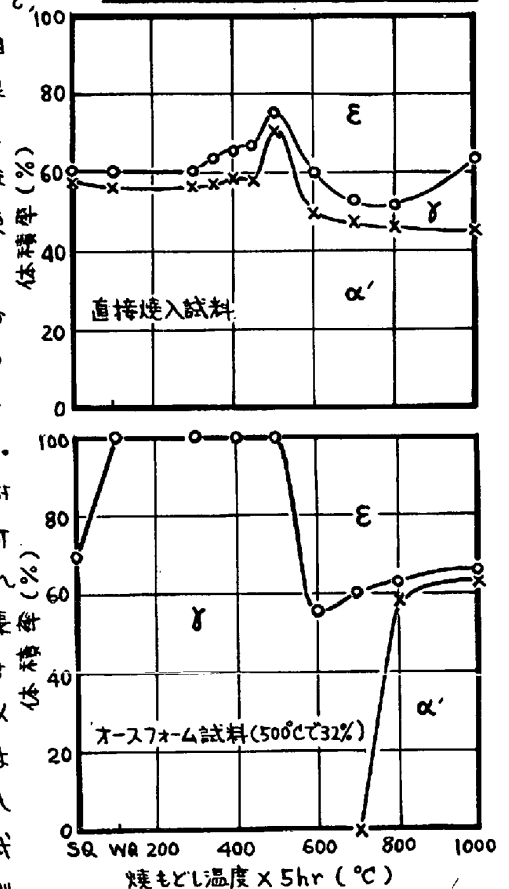


図1 直接焼入れおよびオースファーム試料の焼もどしにともなう各相の変化

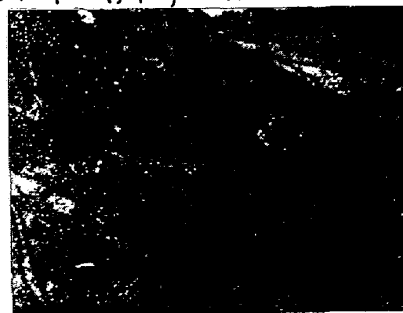


図2 直接焼入れ試料の500℃x5hr焼もどし組織



図3 オースファーム試料の500℃x5hr焼もどし組織