

(331) マルエージ鋼の逆変態挙動

金属材料技術研究所

中沢興三 ○河部義邦  
宗木政一

1. 緒言 著者らは、種々の Fe-Ni-Co-Mo-Ti 系 マルエージ鋼の粗粒材について  $\alpha \rightarrow \gamma$  繰返し熱処理による前  $\gamma$  粒細粒化を検討し、この方法によりすべての鋼種は細粒となるが、達成しうる細粒化の程度は鋼種によって異なり、Co 増加は細粒化を助長し、Mo 増加は抑制すること、したがって特定の成分系でこの方法が延性向上に特に有効であることなどを示した(鉄と鋼, 60(1974)S282, 62(1976)S274)。本報告は、Co, Mo および Ti 量の異なる粗粒マルエージ鋼の 1 回加熱時の  $\alpha \rightarrow \gamma$  逆変態挙動を再冷却時の変態点と組織観察によって検討し、繰返し熱処理における細粒化機構を解明する手掛りを得ようと試みたものである。

2. 実験方法 用いた試料の化学成分を表 1 に示す。各鋼種は真空高周波溶解で 3.5 Kg 鋼塊に溶解後、10 mm  $\phi$  棒に圧延した。さき 1250°C X 2 h  $\rightarrow$  水冷後 -196°C に浸冷して粗粒化処理を行なった後、直径 4 mm  $\phi$  長さ 10 mm の試片を作製した。これを高周波加熱式変態点測定装置を用いて、おもに 20°C/sec の加熱速度で  $A_s$  点以上の種々の温度に加熱後急冷し、あるいはその温度で等温保持後急冷し、組織観察を行なった。冷却中は同時に  $M_s$  点および  $M_f$  点を測定した。

3. 実験結果 図 1 は 20°C/sec の加熱速度で種々の温度に加熱後急冷した時の  $M_s$ ,  $M_f$  点の変化を示したものである。A 鋼では、 $M_s$ ,  $M_f$  は加熱温度によらずほぼ一定で、逆変態は shear 変態のみによると思われる。これに対し、Co の多い C 鋼および Ti 添加の D 鋼では、 $A_s$  点直上で  $M_s$ ,  $M_f$  は著しく低く、逆変態初期に Ni などの濃度変化を伴う拡散変態が関与していたと思われる。Mo の多い B 鋼では、800°C で  $M_s$ ,  $M_f$  が高いのは加熱途中で Mo が金属間化合物として析出し、地中の Mo 濃度が低下したためであり、組織変化の観察からも、A 鋼同様 shear 変態のみであったと思われる。

加熱に伴う組織変化をみると、shear 変態のみと思われる A および B 鋼では、逆変態初期に旧  $\gamma$  粒界には  $\alpha$  相の優先的な生成は認められず、粒内一面に針状に生成する。 $A_f$  点以上では前の旧  $\gamma$  粒界を受け継ぐ。それ以上の温度では、温度上昇、時間の増大とともに旧  $\gamma$  粒界の局所的な粒界移動が多数認められ、移動粒界がぶつかり合って新  $\gamma$  粒界を形成し、加熱前より細かな  $\gamma$  粒径になるとと思われる。また Mo の多い B 鋼では A 鋼と比較し、粒界移動の始まる温度がより高温側である。一方、拡散変態が関与していると思われる C および D 鋼では、 $A_s$  点直上から旧  $\gamma$  粒界に沿って多数の塊状  $\alpha$  が生成し、粒内では少量生成する。 $A_f$  点に近づくとき粒内に針状  $\alpha$  が生成する。 $A_f$  点以上では、これら塊状  $\alpha$  は針状組織を食って成長し、加熱前より細かな整粒  $\alpha$  となる。以上は加熱速度が 20°C/sec の場合である。A および B 鋼でも 0.35°C/sec では、 $M_s$ ,  $M_f$  変化は図 1 (C) のような変化を示し、拡散変態が関与するようになると思われる。また、100°C/sec にすると、C 鋼は図 1 (a) の変化に、D 鋼は図 1 (b) の変化に近づくことが認められた。

表 1. 試料の化学成分 (wt%)

鋼種	Ni	Co	Mo	Ti	Fe
A	15	10	5	—	Bal.
B	15	10	10	—	Bal.
C	15	25	5	—	Bal.
D	15	10	5	2	Bal.

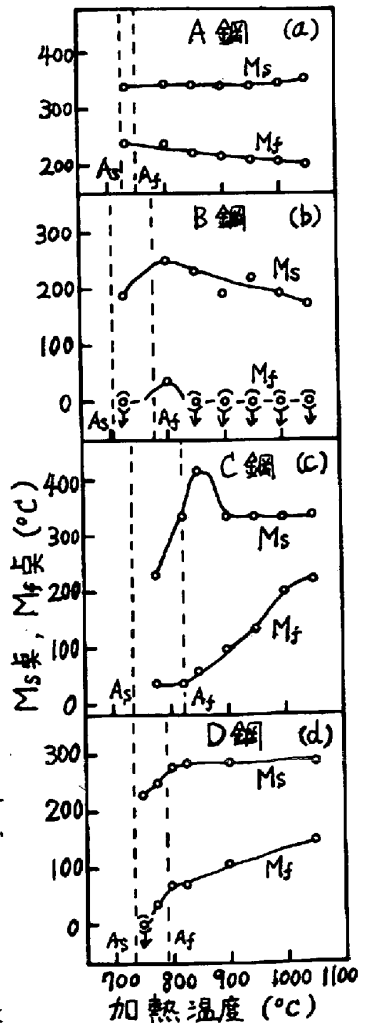


図 1. 加熱温度による  $M_s$ ,  $M_f$  点の変化