

(139) 炭素鋼の包晶変態過程について

北大工学部 ○高橋忠義, 田中順一, 工藤昌行
北大大学院 梶川達夫

目的

連続冷却における炭素鋼の包晶反応を含む δ - γ 変態過程は、これまでかならずしも明確にされていない。

本報告は0.39wt%炭素鋼を中心として液相状態からの δ 晶の生成および包晶変態を経て γ 晶に至るまでの過程を温度変化をもととして、結晶組織と炭素濃度およびその分布状態より把握したものである。

方法

温度および冷却速度の制御条件より約7gの試料を用い、これをタンマン管に入れ、アルゴン雰囲気にしたケラマックス炉を用いて溶解した。また同時に测温用の熱電対もタンマン管内に挿入して試料温度を測定している。测温精度を上げて冷却速度を制御すると δ 晶の生成および包晶反応が冷却曲線に温度変化として明確に示された。この温度変化の各段階から試料を急冷することによって変態過程を把握したものである。

結果

δ 晶は明確なデンドライト形態を示し、 γ 晶が初晶となるデンドライトより微細である。

変態過程を総合的にのべると、 δ 晶は温度降下とともに発達し、coreから周辺に向って炭素濃度は増加し、平衡状態図で示される約0.1wt%の炭素濃度の包晶反応温度において0.18wt%の γ 相を生成し、さらに γ 晶領域に温度降下してもこの δ 晶をもととした結晶成長は連続して γ 晶の発達をうながすことになり、デンドライト間の最終凝固領域へと炭素の濃化が行なわれる。その根拠は一つのデンドライトのcoreに未反応の δ 晶(炭素濃度0.1%以下)が存在し、中間に包晶反応によって生成した γ 晶(0.18%)があり、その外側に γ 晶生成領域に入って炭素濃化をもたう γ 晶(0.18%以上)とから構成される過程のあることを確認した。

さらに初期炭素濃度の γ 相になるには二つの変化過程がある。一つは炭素が濃化した γ 晶生成の最終領域からの低濃度領域への拡散であり、もう一つは0.18%以下の包晶未変態 δ 晶において、独立に γ 晶が生成し、それが発達する場合とである(Fig. 1)。この二つの要因によって一定 γ 相への移行を炭素の拡散性とともに促進している。この後者の顕著な例として100% δ 晶凝固する0.05wt%炭素鋼の冷却過程で1494°Cに1.5時間保持後急冷した組織をPhoto.1に示す。黒味をおびた多くの円形領域は δ 相中に γ 相が生成した状態を示すものである。

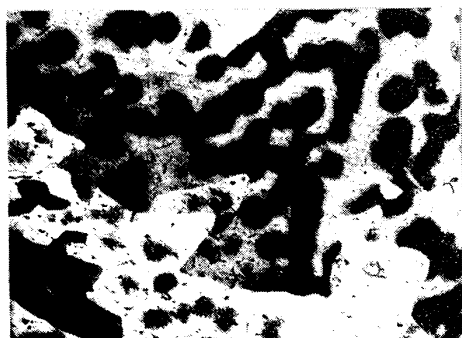
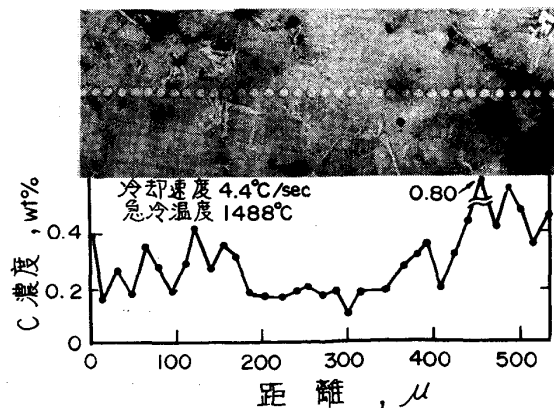
Photo.1 0.05wt%C鋼の δ 晶から γ 晶への生成過程

Fig. 1 0.39wt%C鋼の結晶形態と溶質濃度分布