

1. 緒言 近年、連鋳への電磁攪拌技術の応用により適用鋼種の拡大、鋳片内質の向上がはかられている。とくに鋳片内部凝固組織の等軸晶化による鋳片軸心欠陥の防止は重要である。しかし攪拌による等軸晶の生成機構はいまだ不明確であり等軸晶増殖に好ましい攪拌条件を与えるには至っていない。また攪拌による等軸晶化程度が素鋼炭素濃度に依存する現象も不明である。ここでは前報¹⁾で示した実験結果にもとづき攪拌による等軸晶の増殖機構について考察する。

2. 実験結果 前報において内径170mm^φの水冷ステンレス鋳型内にC=0.65%の炭素鋼250kgを鋳造し、鋳造後2~5分後に旋回型電磁攪拌コイルにより21~60cm/secの流速で10~60秒間攪拌を行ない等軸晶粒径に及ぼす影響を調査した。その結果を要約すると以下に示す通りである。

(i) 鋳入流の過熱度、 ΔT が低いほど等軸晶粒径、 d_{EM} は小さくなる。(ii) 攪拌流速、 U_{Fe} が大なほど d_{EM} は小さくなる。(iii) 攪拌時間、 t が長いほど d_{EM} は小さくなる。(iv) 攪拌時期(未凝固径、 D_M)の寄与は小さいが D_M が大きいほど d_{EM} は小さくなる。(v) 各因子の寄与度は $\Delta T: 0.78$, $U_{Fe}: 0.76$, $t: 0.52$, $D_M: 0.06$ である。(vi) ΔT が低いと攪拌直前部の凝固組織は粗い等軸晶となる。

3. 電磁攪拌による等軸晶の増殖機構 攪拌による結晶増殖機構として (A)温度場のゆらぎによる二次アーム基部の再溶解、(B)デンドライトの破碎(含ハンマリング)が従来考えられている。しかし流動

下においてもデンドライトは成長する事と上記(iii)からも(A)が支配的とは考え難い。また前報の実験で鋳塊底部に沈澱晶部が形成される時期以降においても攪拌による結晶微細化は起りかつ D_M の寄与がほとんどない(iv, v)ことからハンマリングも支配要因とは考え難い。前報と同様な実験で得たホワイトバンドを調査するとFig.1に

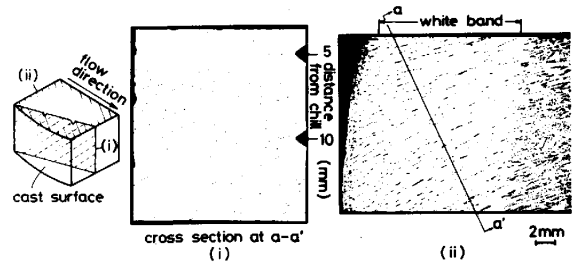


Fig.1 Channel segregates observed in white bands. [$U_{Fe}=50\text{cm/sec}$; 0.15%C, 0.20%Si, 0.70%Mn, 0.02%P, 0.02%S, 0.03%sol.Al]

示すようにデンドライト主軸に沿ったチャンネル型偏析線がみられた。この偏析線はその断面では等温線に沿った負偏析帯(アームの不明瞭な帯)のすぐ内側に存在しており、そのさらに内側ではアームは明瞭で逆Vチャンネルに似ている。このチャンネル偏析線は洗浄限界固相率、 f_s^0 以下の部分の強い流動により固相率、 $f_s > f_s^0$ の部分に生じた高固相率域から低固相率域に向った樹間内二次流動によって生じたものと考えられる。この二次流動は結晶構造に強く依存し f_s^0 近傍での圧力分布により発生したものと考えられる。このチャンネル形成時には結晶の再溶解を伴っているはずで二次アーム基部のくびれ部で結晶が遊

離し、それがバルクにまで運ばれて²⁾等軸晶の“種”として働くことは既に報告した。以上の機構をFig.2に示す。前記(v)で攪拌時の結晶が透過度が高く液孔の多い等軸晶³⁾になっていると結晶増殖が著しい事は本機構上興味深い。

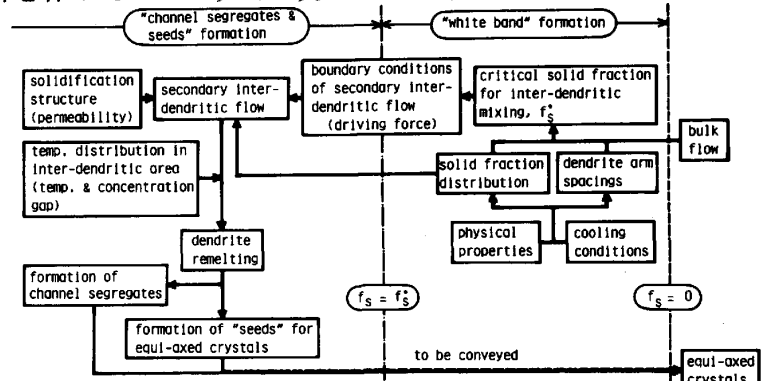


Fig.2 Formation mechanism of equi-axed crystals by E.M.S.

- 1)西岡ら：鉄と鋼，69(1982)，S267
- 2)北川ら：鉄と鋼，66(1980)，S781
- 3)M.Bridgeら：Met.Tech.9(1982)429