

1. 緒 言

従来、制御圧延鋼の集合組織形成機構に関しては種々のモデルが提案されているが、いずれも集合組織解析の結果のみにもとづいたものばかりであり、金属組織学的な裏付けはなされていない。

本研究では、制御圧延諸条件を変えた場合の集合組織変化をしらべ、これらがどのような顕微鏡組織変化と対応するかを検討することによって、変態集合組織形成の微視的機構を解明することをこころみた。今回はとくに集合組織形成におよぼす r 粒界の影響について調査した結果を報告する。

2. 実験方法

供試鋼は真空溶解0.1% C - 0.3% Si - 1.5% Mn - 0.03% Nb - 0.03% V - 0.04% SおよびAl鋼で初期 r 粒径、圧延率、圧延後の冷却条件を変化させて制御圧延した。圧延途中および圧延後の冷却過程の各段階から水焼入れした試料について三次元結晶方位解析と顕微鏡組織観察をおこなった。局所的な方位は電子顕微鏡制限視野回折、エッチピット法によって調査した。

3. 結 果

(1) A_{r3} 変態点以上で制御圧延した場合、 r 相では全体的にはCu型の圧延集合組織が発達していたと考えられる。Fig. 1は90%圧延した銅、黄銅の三次元結晶方位分布関数からK-Sの関係をもちいて計算した α 相の集合組織の $\phi=45^\circ$ 断面を示す。銅の場合の結果は制御圧延鋼の集合組織とよく一致している。

(2) しかし、局所的には、 r 粒界とその三重点近傍では圧延時の変形の乱れが大きいため、粒内とは方位のことになった歪の高い領域が形成されているものと思われる。

(3) 圧延後フェライト・パーライト変態させると界面エネルギーのみならず歪エネルギー的にも有利なこれら粒界近傍の領域に α 核が優先核生成した。これら α 核に優先方位はみとめられなかった。フェライト・パーライト変態させると変態集合組織は著しく弱くなるが、これは粒界に生成したこれらランダム方位の α 核が方位関係をもたない r 粒内部の圧延集合組織主方位成分領域へ非整合境界の移動によって急速に拡散成長するためと考えられる。この考えは高温で恒温変態させ拡散成長を助長促進すると変態集合組織が弱くなる事実からも支持される。一方、変態末期には r 粒内部で r 相圧延主方位とK-Sの関係にある α 相類似方位群が形成されるものと考えられる。

(4) r 相圧延組織中には多数の焼鈍双晶がみとめられた。これらは粒界から発生し粒内で停止、屈曲する場合もあり平行でシャープな二本の直線状境界ではさまれた一定方位領域から成立している。一度形成した焼鈍双晶はその後の強圧延によって彎曲、伸延、変形する。このような双晶境界近傍も α 核の優先核生成位置となっている。従来、変形帯と呼ばれているものの多くはこのような焼鈍双晶であると考えられる。

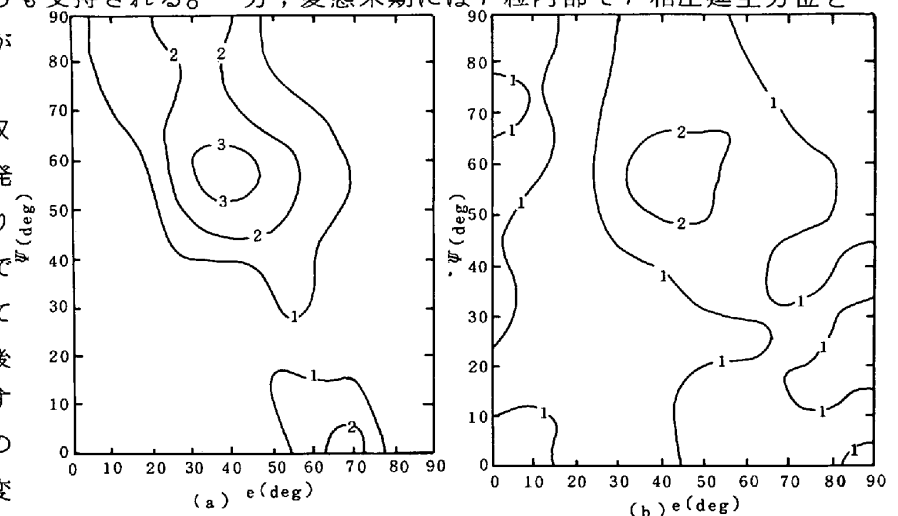


Fig.1 α texture derived from (a) Cu type and (b) Brass type rolling texture ($\phi=45^\circ$ section)