

(572) 低炭素鋼板の冷間圧延集合組織の最終安定方位

日本鋼管(株) 中央研究所 稲垣裕輔

1. 緒言； 従来，低炭素鋼板の冷間圧延集合組織に関しては多数の研究がなされているが，実用的な観点から，r値が最大値を示す圧延率70%前後の圧延集合組織が重要視され，それらの圧延主方位の安定性が種々，議論されている。しかしながら，FCC金属と対比してみると，この程度の圧延率で真の圧延安定方位に到達しているとは考えがたく，圧延集合組織発達の過渡的な遷移過程をとらえているにすぎないと考えられる。この程度の圧延率でえられる圧延集合組織の本質を理解するためには，高圧延率まで圧延率を増加させていった場合に，結晶回転がどのような経路に沿って起り，どのような最終安定方位に到達するか，そして70%前後の圧延率はそのような過程のどの部分に位置づけられるかを明確にする必要がある。このことはこれらの圧延集合組織からえられる再結晶集合組織の形成機構を理解する上でも重要である。本研究では，このような観点から種々の低炭素鋼板を高圧延率まで冷間圧延し，それらの集合組織を三次元結晶方位解析法によって解析し，圧延変形時の結晶回転経路，最終安定方位を明らかにした。

2. 実験方法； 供試鋼はリムド鋼熱延板，および初期集合組織を強く発達させた多結晶鉄で潤滑に十分注意して最高圧延率97.5%まで冷間圧延した。種々の圧延率まで圧延した試料の集合組織を三次元結晶方位解析によってしらべ，Skeleton line,  $\Psi=0^\circ, 90^\circ$ 断面上の方位分布から主方位とそれらの結晶回転の方向をもとめた。Ti添加鋼熱延板(0.004%C-0.20%Ti)，および700°Cで1hr保持後水焼入れしたリムド鋼板についても，同様な実験をおこない，圧延集合組織の発達におよぼすTi，固溶C原子の影響を明らかにした。

3. 実験結果

(1) 低炭素鋼板の圧延変形時の結晶回転経路は，Fig.1のごとくあらわされ，真の圧延安定方位は $\{322\}\langle 011\rangle$ 方位である。圧延率が95%をこすと $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位が急激に増加し，もう一つの安定方位となる。

(2) Ti添加鋼においても，結晶回転はFig.1に示す経路に沿って起っており， $\{554\}\langle 225\rangle$ から $\{211\}\langle 011\rangle$ に至る $\langle 110\rangle // 60^\circ$  from RD軸まわりの結晶回転は実在しない。Ti添加の効果は $\langle 111\rangle // \text{ND}$ 軸まわりの回転，および $\{311\}\langle 011\rangle$ から $\{322\}\langle 011\rangle$ の $\langle 110\rangle // \text{RD}$ 軸まわりの回転を促進することにある。

(3) 冷間圧延前に固溶C原子の量を増加させておくとFig.2に示すごとく，冷間圧延集合組織中の $\{100\}\langle 011\rangle$ から $\{322\}\langle 011\rangle$ にいたる $\langle 110\rangle // \text{RD}$ 繊維集合組織成分の発達がいちじるしく抑制される。

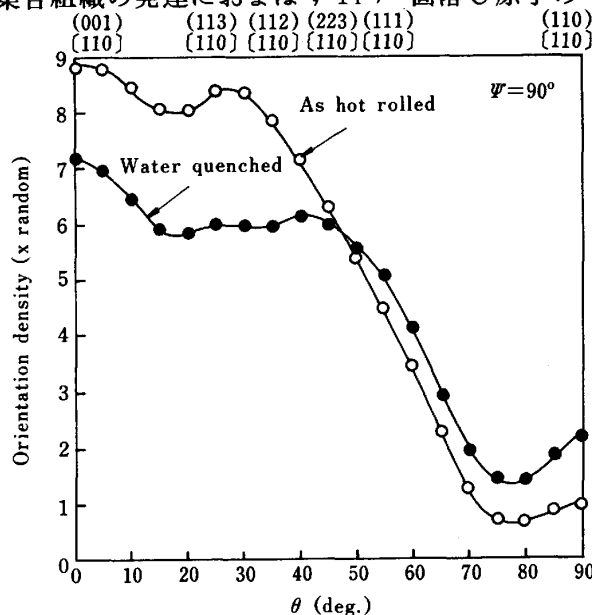


Fig.2 Effect of solution treatment of the hot band on the rolling texture after 70% cold rolling. ( $\Psi=90^\circ$  section)

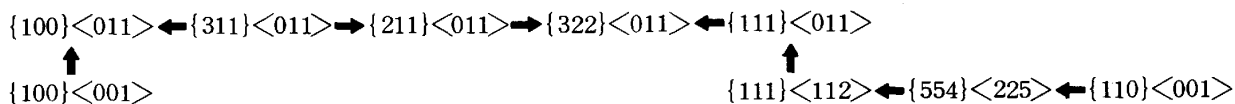


Fig.1 Path of crystal rotation during cold rolling