

1. 緒言： 従来、低炭素鋼板の冷間圧延集合組織に関しては、圧延率と初期集合組織がその主要支配因子であってその他の諸因子を多少変化させても冷間圧延集合組織に大巾な変化はないものと考えられており、これを積極的に制御し低炭素鋼板の深絞り性を向上させるころみはなされていない。

しかし、これらの考えは圧延集合組織の微妙な相異を定量的に検出するには精度、分解能において不十分な極点図法や面反射強度測定の結果にもとづくものであるから、より正確な三次元結晶方位解析法をもちいて再検討する必要がある。前報では多結晶鉄を圧延した場合の結晶回転径路と最終安定方位について報告した¹⁾ 本研究ではこの径路に沿う結晶回転がP, Ti原子の添加、固溶C原子、炭化物の存在によってどのような影響を受けるかを三次元結晶方位解析法によって明らかにし、その結果にもとずいて圧延集合組織制御の可能性を検討した。

2. 実験方法： P添加の効果はFe-0.02%C-0.2%P合金、Ti添加の効果はFe-0.004%C-0.2%Ti合金について検討した。比較材としてはFe-0.02%C合金とFe-0.004%C合金を使用した。炭化物の影響はC量が0.002から0.2%の範囲でことなるリムド鋼をもちいて検討した。これらの熱延板を70%冷間圧延した後の集合組織を三次元結晶方位解析法によって調査した。今回はとくに圧延集合組織の微妙な相異が検出できるように三次元結晶方位解析プログラムを全面的に改造した。

3. 実験結果

(1) P添加の効果： Fe-P合金と比較材の間には熱延板の段階ですでに集合組織に明瞭な差異がみとめられ、比較材ではr相の再結晶集合組織に由来する弱い{110}<110>+{100}<011>変態集合組織が、Fe-P合金ではr相の圧延集合組織に由来する{332}<113>+{113}<110>変態集合組織が熱間圧延によって形成されていることが明らかとなった。これらを冷間圧延した場合、冷間圧延時の結晶回転径路上で{322}<113>, {311}<011>の方が{100}<011>, {110}<110>よりも最終安定方位{322}<011>に近いために、Fe-P合金では比較材にくらべてより高圧延率に相当した、より最終安定方位に近い強い圧延集合組織が発達する(Fig.1)。このことがFe-P合金の再結晶集合組織において高圧延率で発達する{111}<112>成分が強く、中程度の圧延率で発達する{110}<001>成分が弱い原因の一つになっている。このようなPの効果は0.08%以上でみとめられた。

(2) Ti添加の効果： Fe-Ti合金の場合も熱延板に{332}<113>+{113}<110>変態集合組織が存在するために冷間圧延すると最終安定方位に近い圧延集合組織が発達する。この場合の再結晶集合組織も{111}<112>成分が強い。Fe-Nb合金においても同様な結果がえられた。

これらの結果から、P, Ti, Nbなどオーステナイトの再結晶を抑制する元素を添加し熱延板に変態集合組織を発達させれば冷間圧延集合組織を制御しうるということが結論できる。P, Ti, Nb添加鋼で高r値がえられるのもこれが一因となっている。

(3) 炭化物の効果： 炭化物は圧延時の結晶回転を妨害するため炭化物量が多いほど圧延集合組織は弱くなる。

4. 文献：(1)稲垣裕輔；鉄と鋼，71(1985), S1355.

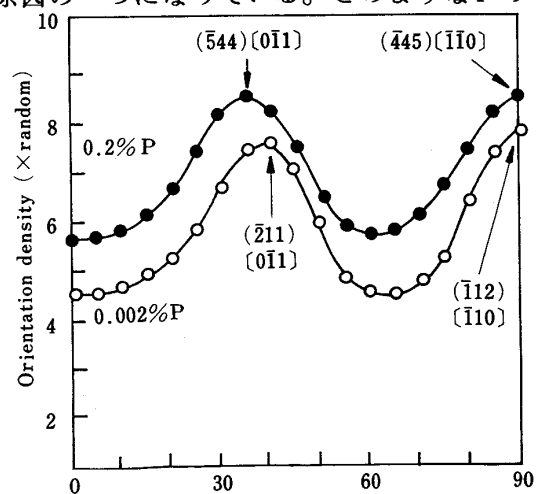


Fig.1 Skeleton line of Fe-P alloys cold rolled 70%