

住友金属中央技術研究所

松岡 孝,<sup>o</sup> 寺崎富久長

## 1. 緒言

冷延薄鋼板の深絞り性が再結晶集合組織と密接な関係にあることが知られて以来、良好な集合組織をもつ鋼板 — 即ち板面に平行な{111}方位をもつ結晶粒を多く、{100}方位は少くする — を得ようとする努力がなされて来たが、その一つの方法として鋼中に存在する分散第2相の利用がある。分散第2相が再結晶集合組織に影響を与えることは多くの報告があり<sup>(1)</sup>、中でもAlキルド鋼におけるAlN析出はその代表的なものである。

Alキルド鋼はリムド鋼に比して{111}方位が多く{100}方位は少いが、このような集合組織の形成には回復過程でのAlNの析出が重要な役割を果し、AlNの析出によつて回復が遅滞し、その場合再結晶粒の生成は{111}方位に比して{100}、{110}方位の抑制が顕著になる。このようなAlN析出の効果は、回復過程の結晶方位依存性と相まつて効果を示すものと考えられるが、関与するAlN析出物が200Å程度以下の微細なものであり、この析出と再結晶挙動の関係を直接実験的に評価することが困難であり、詳細な点については必ずしも一致した見解が得られていない<sup>(2)</sup>。このような回復過程で析出する第2相の効果は、鉄中のCuの析出などでも観察され、いずれもパンケーキ型の結晶粒になつている<sup>(8)</sup>。

他方熱延板中 — 即ち冷間圧延前に存在する微細な炭化物、窒化物、酸化物なども種々の影響を与えるが、リムド鋼板を冷間圧延前に種々の熱処理を行ふことによつて集合組織が改良されることが行なわれ、これは主として炭化物の微細化によるものと考えられている<sup>(4)</sup>。このような冷間圧延前の微細な析出物の影響については、冷間圧延時に発達するセル構造の形成を抑制し、また回復を遅らせる作用をすることなどが報告されているが<sup>(1)</sup>、集合組織にどのような形で寄与するのかについては今後の問題である。これらの他に低炭素薄鋼板の集合組織の改良を計るため合金元素 — 主として炭化物、窒化物形成元素であるTi, Nb, V, Zr, Moなどを添加する試みがなされており、中でもTiはその効果の大なることが知られている<sup>(5)</sup>。しかしながらこれらの添加元素の効果については、例えばTiCの冷間圧延前析出の効果であるのか、AlNの如く焼鈍途中析出によるものであるのか、固溶Ti、もしくは固溶Cの減少に由来するものか等については結論されるに至っていない。

本報告ではこれらの微細分散第2相の再結晶に及ぼす影響を示すために、代表的なものとして、Alキルド鋼、炭化物を微細化したリムド鋼、Ti添加鋼の三種を主として取上げ、これらの挙動を調査した結果について報告し、実用鋼の再結晶集合組織形成過程論議の一資料に供したい。

## 2. 等温焼鈍中のAlキルド鋼の挙動

等温焼鈍は実用鋼板の熱処理とは異なるが、再結晶過程と析出との関係などを調べる上で便利である。鉛バス中での変化は、一般に650°C~700°C程度の高温ではAlNの析出に先立つて再結晶が生ずるのでその挙動はAlキルド鋼の特徴はなくリムド鋼と似たものになるが、550°C程度の低温になると回復途中に析出が生ずる。図1はsol. Al 0.035%, sol. N 0.005%を含むAlキルド鋼を65%冷間圧延した材料の挙動で、縦軸は圧延面法線方向のX線回折線積分強度の変化を示し、図2はX線回折線の巾広がりから求めた回復の相対変化を示している。内部摩擦、化学分析から求めたAlNの析出開始と回復の停滞は一致し、また再結晶粒生成の結晶方位依存性についてはデバイ写真で調査したが、これらの結果から、回復・再結晶挙動に結晶方位依存性が存在し、{111}、{110}方位に比して{100}方位は回復が遅れ、AlNの析出によつ

て回復は早期に停滞し、{100} 方位の再結晶粒を生成することなく、{111}、{110} 等の再結晶粒の成長によつて侵蝕消滅している。更に{111}、{110} 方位など再結晶粒生成直前に AlN の析出が生じている 550°C の場合には高い焼鈍温度の場合に比較して{110}方位の再結晶粒は少く、AlN の効果は、回復の遅滞による方位依存性の他に{111}、 $\langle 112 \rangle$  冷延方位からの{110}  $\langle 001 \rangle$  方位の再結晶粒の生成を阻げるようである。

このような回復・再結晶挙動の方位依存性は冷間圧延時の塑性変形挙動の方位依存性に関連したものと考えられ、X線回折線プロファイルの Fourier 解析、電顕観察などで調査した。その結果、{111}方位は cell 構造が、低圧下率から発達し始め、65% 圧下の段階では、{100}方位に比して cell size が細く、また Cell 構造がより明瞭になる傾向がみられた。{111}方位では回復の初期に Polygonization が急速に生じているが、{100}方位では変化は顕著ではない。Fourier 解析の結果では、歪の分布が方位によつて若干異り、{111}方位は short range の歪が強く、回復の初期でこの歪は急激に低下する。他方{100}方位にはこのような特徴はみられないので、これらの結果からみて、回復過程の方位依存性は、冷延時の蓄積歪エネルギーと云うよりもむしろ微視的な歪状態の方がより本質的なものと思われる。

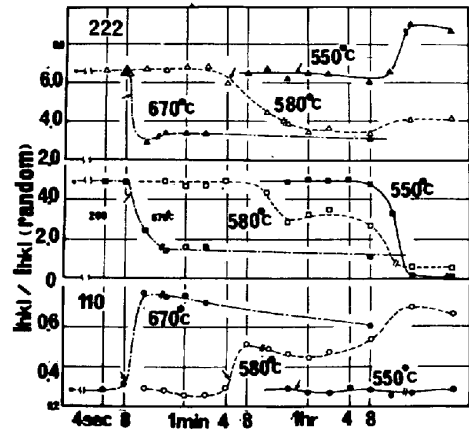


図1. 等温焼鈍中における板面垂直方向の X線回折線の積分強度比の変化

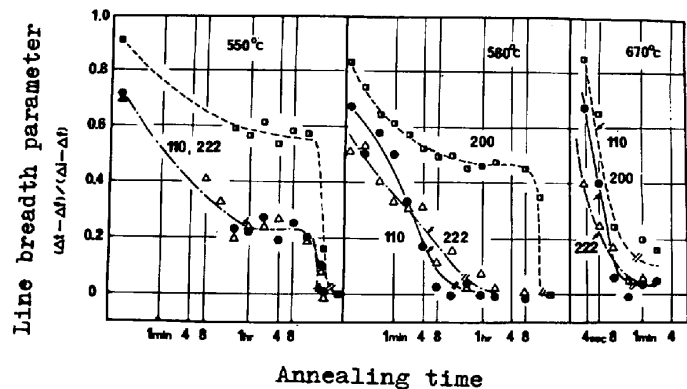


図2. 等温焼鈍中における X線回折線の半価巾の相対変化  
 $\Delta l_0$ : 冷延直後の半価巾,  $\Delta l$ : 再結晶終了後の半価巾

### 3. 等速焼鈍過程における Al キルド鋼, Ti 添加鋼, リムド鋼, 0.02% C - 純鉄の挙動

炭素量 0.055% の通常のリムド鋼を熱間圧延後水冷し 400°C 炉中投入炉冷して炭化物微細化した材料 (RW), 熱延後空冷し 700°C 炉中投入炉冷した (RA), 0.035% sol. Al - 0.0086% N の通常の Al キルド熱延鋼板 (A), 0.19% Ti - 0.009% C 鋼板 (T) 及び 0.02% - Fe 真空熔解材で熱間圧延後 700°C 炉中投入炉冷された材料 (FA) の 5 種を用い比較した。熱延板はいずれも 3.2 mm 厚で 75% の冷延によつて 0.8 mm 厚の板とした。熱処理は Ar 雰囲気中で 20°C/hr で昇熱し 700°C に達したのちこの温度で 16 hr 保持し、その間の変化を測定した。

積分強度の変化の特徴は主として (111) 面及び (110) 面にみられ、それぞれ図 3, 4 に示す。図 3 は (111) 方位の場合であるが、冷延後の強度は  $T > RW > A > RA > FA$  の順になつてはいるが、いずれにしても大差はない。しかしながら再結晶に伴う変化は顕著な差異を示し、A 材では再結晶の開始と共に、

{111}面強度は増加し、再結晶の終了後は大きな変化はなく、その挙動は2.で述べた低温等価焼鈍時の挙動と類似している。これに反してリムド鋼では再結晶の開始と共に一たん減少し、再結晶終了後再び増加が生じている。

しかし、RWはRAに比して低下が少く、再増加度は急速である。特徴的な点は再結晶後の結晶粒はRA材に比してRW材は混粒の割合が激しく、結晶方位によつて粒度の差がより顕著にみられ、{111}方位は{100}などに比較して大きく、従つてRWの場合の{111}の増加は主として粒生長段階での他方位への侵蝕が特徴的である。

T材についての挙動は若干複雑であり{111}の変化からはA材に近いが、再結晶終了後混粒状態であり、その微細粒消滅の過程で{111}も若干増加しておりこれらの点ではRW材に近い。

図4は{110}面の変化であるが、これらの変化の特徴は測定上の問題ではなくデバイ写真法による再結晶粒の変化と対応したものである。これらの点からみて、RW、RAは、再結晶段階での増加と粒生長段階での消滅によるものであり、T材では両段階での減少である。A、FAでは明瞭な変化を示さない。

図5は回折線巾拡がりの変化を示した一例であるがA材ではAIN析出に対応する回復の遅滞が顕著であり、RA、RWにはこのような特徴はなく、{100}方位のRWがRAに比し僅に回復が遅い。FAは回復が早期に生じ以後の変化はゆるやかである。T材は全般に回復は遅いどちらかと云えばRWに近い。

以上の結果は集合組織改良に利用された析出物の代表例についての特徴であるが、A材を途中析出型とし、RW材中のFe<sub>3</sub>Cが主要と仮定して前析出型と呼べば、その特徴とするところは次のようになる。即ち途中析出型では、再結晶過程で集合組織の形成が生ずるのに反して、前析出型では、再結晶終了後の粒生長段階での集合組織の変化が主要である。回復時には、前析出型では回復は温度上昇につれて進行するが、途中析出型では析出の開始と共に遅滞が生ずる。このよ

うな特徴からみて、T材は中間的な性格を示すが、どちらかと云えば前析出型に近い。このような観点からは積分強度の変化については、例えば{111}<112>冷延方位からの{110}<100>の場合、析出物の存在は{110}<100>再結晶核の{111}<112>冷延方位中への生長を阻止するものと考えられ、その阻止効果が析出物の分布などによつて差があり、T材では強く{111}の再結晶粒生長によつて消滅するがRW材ではやゝ弱い

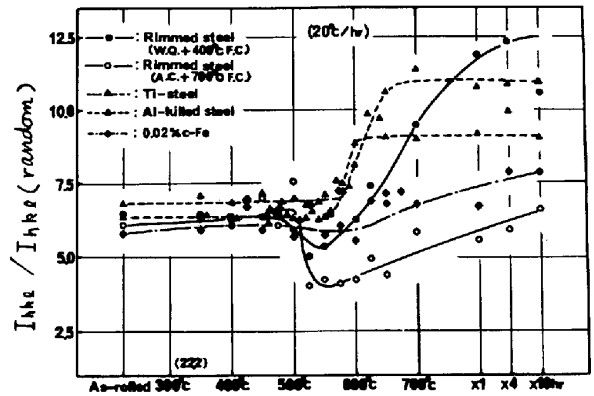


図3. {111}方位の積分強度比の焼鈍過程での変化

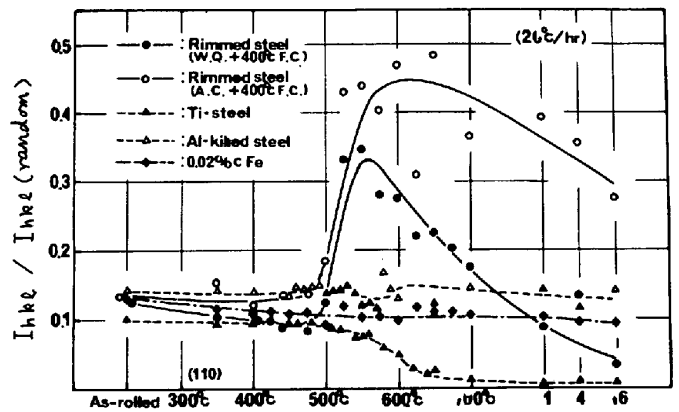


図4. {110}方位の積分強度比の変化

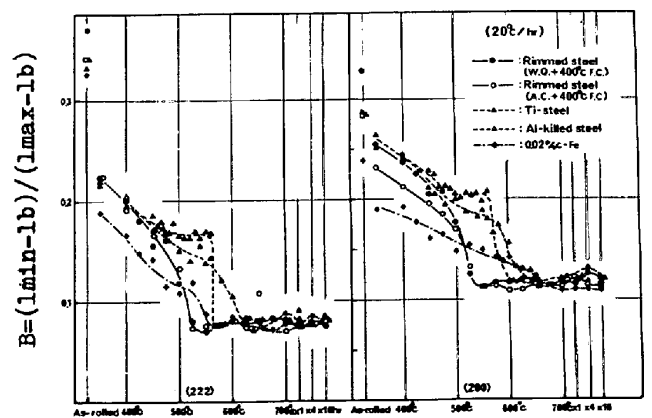


図5. 回折線巾拡がりの焼鈍過程での変化

ため、再結晶初期にRW材では多数の微細な{110}粒が観察され、粒生長で消滅の経過をたどるものと考えられる。

4. 分散析出相の効果

以上の如く分散析出相の果す役割は必ずしも同一でないようであるが、いずれも回復の遅滞、再結晶核もしくは粒生長段階での粒界移動の阻止に寄与するものと考えられ、前析出型では更に冷間圧延時の塑性変形への影響を追求する必要がある。本稿ではこの点については省略するが、このような析出相の効果は析出相の分布、種類によつて大きく左右されるものでありこれらは供試材の成分、熱処理などによつて支配される。例えばTi添加の場合にはTi/C比が重要な役割を果し、図6に示す如く、Ti/C原子%比でTi過剰領域で良好な性質を示している。Ti/C原子%比が1に近づくると析出による阻止効果はより顕著になる。またTiCの析出分布の差を見<sup>3</sup>ためTi 0.35%、C 0.06%材について圧延開始温度を980°C、加熱温度を1000°Cまたは1250°Cとした場合の冷延後の再結晶挙動を調べた。1250°C加熱材は微細析出物が密で回復再結晶の遅滞が著しい。図7は(111)方位の積分強度と760°Cにおける焼鈍時得の関係を示したもので1000°C加熱材は図3と類似しているが1250°C加熱材は図3のRA材に近い。しかしこの場合は1000分でも再結晶は完了していない。Alキルド鋼でも事情は同様であり<sup>(6)</sup>、Al、V等の原子%がNなどに比して多量に存在する場合のみが集合組織の改良に有効であり、析出物の大きさ、分布、などの他に、析出相の生長などを支配するものであろう。  
 (このような組成は)

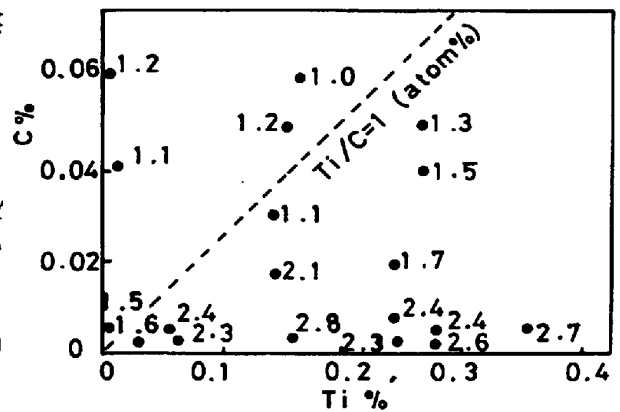


図6. TiおよびC量とr値

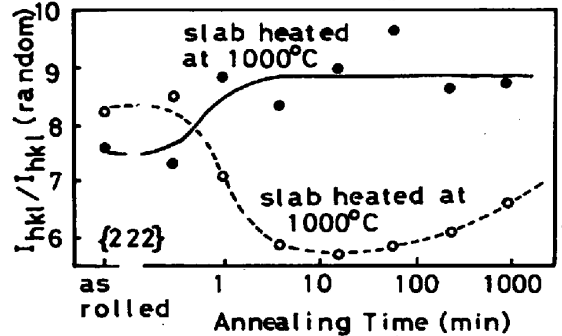


図7. 0.35% Ti - 0.06% C 鋼の760°C等温焼鈍中の{111}方位、積分強度比の変化

5. 結言

再結晶集合組織形成に及ぼす分散析出相の効果として、実用鋼に利用される代表例を選んで調査した結果を述べたがこれら分散析出相は、アルミキルド鋼の途中析出型と、リムド鋼(RW材)やTi添加鋼の前析出型に分類できるように思われ、さらにアルミキルド鋼やTi添加鋼のように第三元素の添加により、窒化物を生ずるものは、組成や処理条件により再結晶挙動が大巾に変化する。これら分散析出相の効果は実用的な面はともかくとして、再結晶挙動との関連と云う点では、未知の段階が多く、今後さらに詳細な検討を要しよう。

(参考文献)

(1) 久保寺, 稲垣: 日本金属学会会報 7(1968)383 (2) 白岩・寺崎・小玉: 日本金属学会誌 35(1971) 20, 市山他: 鉄と鋼 56(1970)1726, H.Kubotera et al: N.K. Tech Rep. (1969)29.  
 (3) W.C. Leslie et al: Trans.Met.Soc.AIME 221(1961)762  
 (4) 日本特許公告 昭39-24216(川崎製鉄), 阿部他: 鉄と鋼 55(1969)1219, W.H. Hutchinson et al: J.I.S.I. 207(1969)1479.  
 (5) 日本特許公告 昭44-18066(八幡製鉄), 松岡, 高橋: 鉄と鋼(投稿中)  
 (6) 松岡他: 鉄と鋼 56(1970)S174, S480