

# フェライト域熱延-焼鈍鋼板の深絞り性に及ぼす 圧延温度および固溶炭素の影響

論 文

橋本 俊一\*・薬師寺輝敏\*

## Effects of Hot Rolling Temperature and Solute Carbon on Drawability of Hot Rolled in Ferrite Region and Annealed Sheet Steel

Shunichi HASHIMOTO and Terutoshi YAKUSHIJI

### Synopsis :

The effects of the solute carbon content during hot rolling and the hot rolling temperature in ferrite region on the recrystallization texture and Lankford value of extra low carbon sheet steels were studied. The conclusions are as follows :

1) With the addition of Ti or Nb effective in raising the recrystallization temperature of the extra low carbon steel, the hot rolled texture becomes nearly the same as the cold rolled one even though the rolling temperature is 700~800°C. The effects of the hot rolling temperature in ferrite region on the hot rolled and hot rolled-annealed textures of interstitial free steel sheet are small.

2) Solute carbon content during hot rolling is one of the most important factors that affect the recrystallization texture. When decreased the solute carbon content during hot rolling by carbide (TiC, NbC) precipitation, recrystallization texture of {554} <225> orientation is developed after annealing. That is nearly the same as the cold rolled and annealed texture. The  $\bar{r}$  value of 1.9 was obtained by hot rolling with lubrication using solute carbon free steel.

**Key words :** hot rolled product ; low carbon steel ; recrystallization ; texture ; drawability ; solute carbon ; precipitation ; sheet steel.

## 1. 緒 言

低炭素鋼の、冷延-再結晶過程における集合組織形成に関する研究は過去膨大なものがあり<sup>1)2)</sup>、冷延鋼板の材質を飛躍的に進歩させてきたのに対し、熱延工程において集合組織の制御を行い、熱延鋼板の深絞り性の向上を図るための研究は少ない<sup>3)</sup>。しかしながら極低C鋼の製鋼技術の発展に伴いフェライト( $\alpha$ )域が高温度まで広がりこの温度での熱間圧延が容易となったことで、近年になって熱延鋼板の集合組織制御に関する研究が精力的になされるようになった<sup>4)~6)</sup>。冷延鋼板の素板としての研究で低炭素鋼を  $A_{r3}$  変態点以下の低温で圧延した時は、板厚中心部に {001} <110> 方位、表層部に {110} <001> 方位が形成されることはよく知られている<sup>7)8)</sup>。また Interstitial free 鋼 (以降 IF 鋼と略す) では、 $\alpha$  域で熱間圧延した場合でも中心部で強い <111> // ND 再結晶集合組織を持つことがあること<sup>9)</sup>、また潤滑圧延を行うと、表層部の (110) 集合組織は低減され板厚方向での集合

組織の差が少なくなることも報告されている<sup>4)10)</sup>。しかし  $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍時の集合組織形成には、鋼の組成、圧延前処理、圧延温度、圧延圧下率などの圧延条件、焼鈍条件等、影響する因子は多く、そのいずれについても詳細な議論はなされていない。本研究では、これら影響因子の中から圧延温度の影響および圧延時の固溶Cの影響について調査し、冷延鋼板と同等の深絞り性能を有する熱延鋼板製造の可能性について検討した。

## 2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示した。いずれも約 40 ppm の極低C-Al キルド鋼であり、A鋼を基本鋼としそれにC+Nの原子当量以上にTiを添加したB鋼、Nbを添加したC鋼、TiとNbを複合添加したD鋼の真空溶製鋼である。これらの80mm角鍛造材を、1200°Cに加熱して仕上温度900°Cで粗圧延した後700°Cに1h保持後炉冷した。粗圧延後の熱処理は鋼中のC、Nを

昭和62年10月本会講演大会にて発表 昭和62年7月20日受付 (Received July 20, 1987)

\* (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N
A	0.0047	0.01	0.09	0.003	0.002	0.036	—	—	0.0029
B	0.0032	0.02	0.10	0.002	0.001	0.029	0.11	—	0.0020
C	0.0045	0.01	0.21	0.015	0.006	0.041	—	0.060	0.0037
D	0.0035	0.02	0.11	0.002	0.001	0.019	0.043	0.039	0.0018

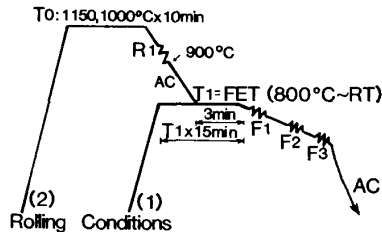


Fig. 1. Schematic illustration of rolling process.

完全に炭窒化物として析出させることを目的としたものであり、こうして得られた素板から圧延用試験片を採取した。素板の $\alpha$ 結晶粒度は、A, B鋼で6番, C, D鋼では8番程度であった。圧延は実験用の2スタンド高速圧延機を用いた。この圧延機は最大圧延荷重65t, 圧延速度25m/sの能力を有し、圧延時の荷重やトルクを計算機に取り込むことができる。

実験はFig. 1に示すような二つの条件で行った。 $\alpha$ 域熱延(F1, F2, F3)は、2条件とも全く同様で、3パスで合計圧下率73%とし、圧延入り側の温度(FET)を400°Cから800°Cまで変化させた。 $\alpha$ 域熱延のパス間時間は、それぞれ約4sと1sであり最終仕上圧延速度は20m/sで行った。板厚方向の塑性歪みを均一にするためにロールの表面に牛脂を塗って潤滑した。圧延後はすべて空冷とした。条件(1)では、400°Cから800°Cの各 $\alpha$ 域熱延入り側温度に加熱均熱して3パスの圧延を行っている。溶解度積の計算によると<sup>11)</sup>この温度範囲においてB, D鋼の場合TiN, TiCは安定である。また加熱時間が短時間であることで $\alpha$ 粒の成長は無視できるので、圧延温度に関係なく析出物、固溶C,  $\alpha$ 結晶粒度等、圧延温度以外の条件は高温巻取り材の冷間圧延時と同等である。従って条件(1)の実験では、集合組織形成に及ぼす圧延温度の影響を純粹に抽出することができる。なおC鋼ではNb(C, N)は800°Cではわずかに固溶する。条件(2)では $\alpha$ 域熱延の前に試験片を1150°C, 1000°Cに加熱して炭窒化物を一部固溶させた後1000°Cから900°Cの温度範囲で1パスで55%の熱間圧延を行いフェライト粒度を条件(1)と同等にそろえている。その後各 $\alpha$ 域熱延の入り側温度まで空冷してその温度に3min保持した後に圧延を行った。条件(1)と比較し、 $\alpha$ 域熱延の前の鋼中固

溶Cの量が異なる実験である。比較の意味で冷間圧延も行っているが試験機の能力の都合で7パスで同様の圧下率を得た。最終仕上板厚は1.2mm, 板幅は65mmとした。圧延後酸洗いにより表面のスケールを除去した後、再結晶焼純(昇温速度20°C/h, 均熱条件750°C×3h)を施した試料について、 $r$ 値およびX線による集合組織の測定を行った。

### 3. 実験結果

#### 3.1 フェライト( $\alpha$ )域熱延後の硬さおよび集合組織

$\alpha$ 域熱延の入り側温度と仕上温度の関係において、入り側温度が高いときにはかなりの温度低下があり、例えば入り側温度が700°Cの場合には出側温度は平均640°Cであった。600°Cの入り側温度ではロールによる抜熱と加工による発熱とがほぼ釣り合い、出側温度も入り側温度にはほぼ等しい値となった。本論文でのデータはすべて、圧延入り側温度(FET)を圧延温度として整理する。

Fig. 2に圧延温度と圧延板厚中心部のビッカース硬さの関係を示す。A鋼は600°Cの圧延温度で硬さは100以下に低下し700°C以上の圧延材と同等になっているが、光学顕微鏡観察では700°C圧延材で10%程度の未再結晶粒が存在し、800°C圧延材では再結晶が完了

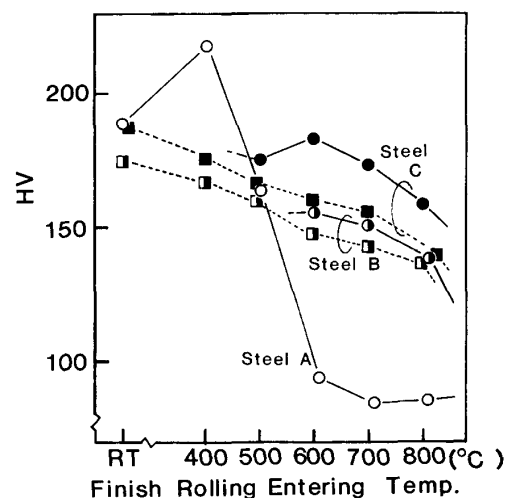
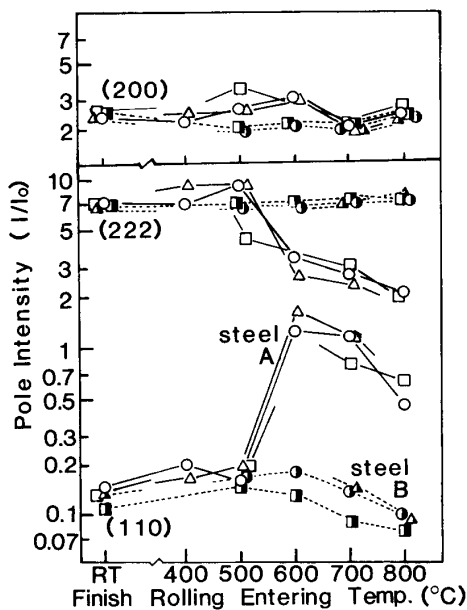


Fig. 2. Effect of FET on hardness of as-rolled steels A, B and C.  
 -□- Rolling condition (1) -○- Rolling condition (2)  $T_0=1000^\circ\text{C}$

していることが認められた。いつぼう、Ti, Nb を添加した IF 鋼では再結晶温度が高くなり 800°C の圧延材でも加工組織を 100% 残している。また A 鋼の 400°C 圧延材では冷間延材よりも硬さが上昇しているが、これは動的歪み時効によるものと考えられる。IF 鋼ではこのような現象は認められず、いずれも圧延温度の上昇とともに硬さが低下する。IF 鋼において炭窒化物の析出が十分でない条件 (2) の圧延では  $\alpha$  域熱延時に固溶 C, N がほぼゼロの条件 (1) に比べて圧延荷重が大きく圧延後の硬さも高い。これは C, N の固溶強化及び圧延後空冷過程での時効が原因と思われる。



-□- Rolling condition (1) -○- Rolling condition (2)  $T_0=1\ 000^\circ\text{C}$   
 -△- Rolling condition (2)  $T_0=1\ 150^\circ\text{C}$

Fig. 3. Effect of FET on pole intensities (1/2t) of as-rolled steels A and B.

Fig. 3 に、A, B 鋼について圧延温度に対する板厚中心部の極密度変化を示す。A 鋼において再結晶組織が得られている 600°C 以上の圧延温度で高い (110) 方位、低い (222) 方位が認められる。500°C 以下の未再結晶温度域になると各方位とも急激に変化し冷間圧延材と同等のレベルになる。図中のすべての温度域で未再結晶となっている B 鋼では 600°C 以上の圧延温度において (110) 方位がわずかに減少する傾向にあるが、800°C の圧延温度でも冷間圧延とほぼ同様の集合組織になっており、圧延温度の影響や圧延前処理の影響は小さい。C, D 鋼についても B 鋼と同様の結果が得られた。

Fig. 4 に圧延板の (200) 極点図の一例を示す。A, B 両鋼共に、未再結晶温度域で圧延しているものは、冷間圧延の集合組織と大差はないが、やや A 鋼で  $\{100\} \langle 011 \rangle$  を主方位とした  $\{112\} \langle 110 \rangle$  に広がる方位が高い。A 鋼の 700°C 圧延材では  $\{110\} \langle 001 \rangle$  近傍の集積が非常に高く、圧延中または空冷中の再結晶過程で形成したと思われる。次いで (100) 面への集積が強いが、これはわずかに残留している未再結晶組織に起因したものであると考えられる。B 鋼については、冷間圧延した試料と 800°C 以下の温度で圧延した試料は (200) 極点図ではまったく区別がつかないほど類似している。(紙面の都合で冷間圧延時の (200) 極点図は省略した。)

3.2 焼鈍後の再結晶集合組織

750°C で 3 h の徐熱焼鈍を行った試料の極密度変化を Fig. 5 に示す。A 鋼において冷間圧延を除く未再結晶  $\alpha$  域圧延材からは (222) 方位は発達せず (110) 方位が比較的強い。また圧延時の再結晶、未再結晶にかかわらず焼鈍後の極密度は圧延温度に対して連続的な変化となる。(200) 方位は圧延温度が低下するに従って減少し冷延鋼板のそれに近づく。また圧延前処理の影響は少ない。

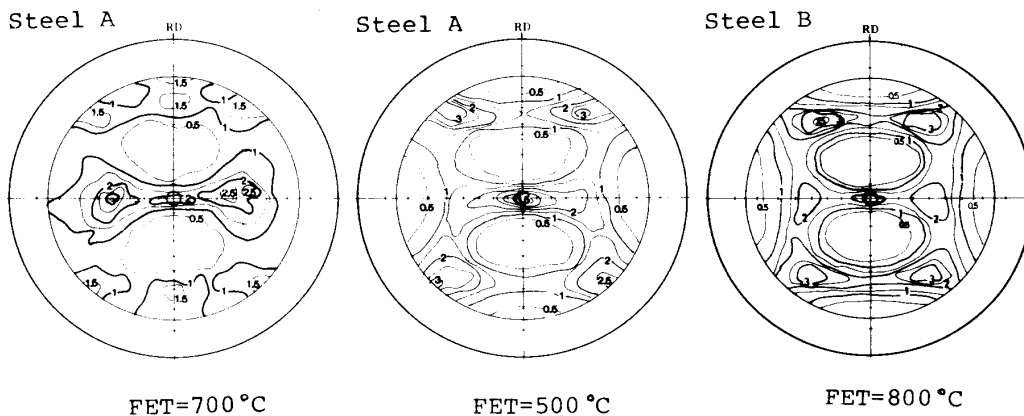
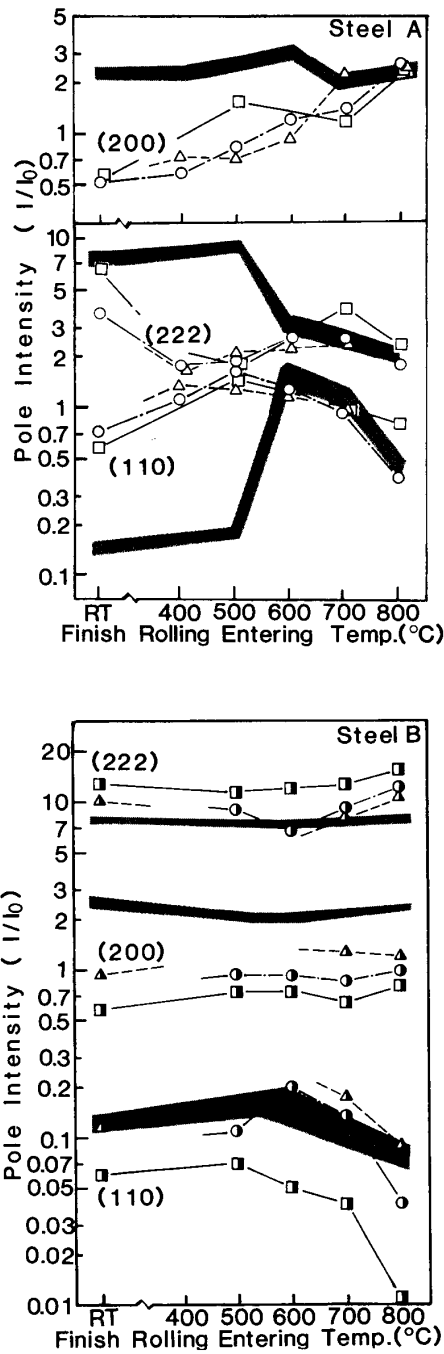


Fig. 4. Effects of chemical compositions and FET on (200) pole figures (1/2t) of as-rolled sheet steel. Rolling condition (2)  $T_0=1\ 000^\circ\text{C}$ .



Marks are same as to Fig. 4, and hatching shows as rolled values.  
 Fig. 5. Effects of *FET* and rolling conditions on pole intensities ( $1/2t$ ) of steels A and B annealed at  $750^{\circ}\text{C}$  for 3 h.

A鋼は高温で炭化物を形成する元素が含まれていないことで、圧延前の固溶C量が圧延前処理にかかわらず各圧延温度での平衡固溶C量に近い一定値となるためと考えられる。B鋼において、図に示されている温度範囲ではTiC, TiNはほぼ安定であり、条件(1)の圧延では $\alpha$ 域熱延前の炭、窒化物の状態はすべて冷間圧延時と等しく、固溶C量はゼロと考えられる。Fig. 5に示すよう

に  $800^{\circ}\text{C}$  以下の温度範囲において再結晶集合組織に与える圧延温度の影響は小さいことが分かる。細かくみると  $800^{\circ}\text{C}$  圧延材の (110) 方位が低く、圧延温度の低下に伴い (200) 方位がやや減少する傾向がある。またB鋼では圧延前処理の影響が顕著に現れている。条件(2)で圧延したものは $\alpha$ 域熱延の前での炭化物の析出が十分でなく加熱温度( $T_0$ )が高いほど鋼中の固溶Cが多い。このために圧延板での集合組織に差がなかったにもかかわらず、加熱温度( $T_0$ )が高いほど(222)方位への集積は減少し(200)および(110)方位への集積が強まる。また条件(2)の圧延において同じ加熱温度( $T_0=1000^{\circ}\text{C}$ )で比べると圧延温度  $800^{\circ}\text{C}$  から  $600^{\circ}\text{C}$  の温度範囲で温度が低いほど(222)付近への集積が弱くなっている。条件(1)ではこのような現象が見られないことから、これは圧延温度が変わったことではなく圧延前の固溶C量が違うことに起因していると考えられる。すなわち高温加熱時に固溶しているCは $\gamma$ 域熱延後の空冷過程及び $\alpha$ 域熱延前の3 minの均熱保持過程に炭化物として析出する。温度と時間から考えると均熱保持の間の析出がほとんどを占めることとなり均熱保持温度が低い場合は析出の速度が遅いため結果的に圧延時に固溶Cが多く存在するからである。確認の意味で、均熱保持温度( $T_1$ )と圧延温度(*FET*)を分離する実験を行った。条件(2)と同様に  $1000^{\circ}\text{C}$  で加熱、 $\gamma$ 域熱延後、 $700^{\circ}\text{C}$  で 3 min 均熱保持をした後に  $600^{\circ}\text{C}$  で圧延すると、 $600^{\circ}\text{C}$  で均熱保持してその温度で圧延したものよりも(222)方位への集積が高くなり、 $700^{\circ}\text{C}$  で均熱圧延したものと同じ程度の再結晶集合組織が得られた。圧延温度(*FET*)よりも均熱保持温度( $T_1$ )のほうが再結晶集合組織形成に支配的であることは、圧延前の固溶Cの方が圧延温度よりも再結晶集合組織形成に支配的であることを意味している。 $600^{\circ}\text{C}$  以下の温度範囲では、3 min 均熱時の炭化物の析出量に大差がないことからこの傾向はなくなる。図には示していないが、C鋼、D鋼などの他のIF鋼も同じような傾向を示した。Fig. 6に(200)極点図を示す。A鋼の  $500^{\circ}\text{C}$  圧延、焼鈍材は  $\{110\} \langle 001 \rangle$  を主方位としておりAs-rolledの状態でも再結晶している試料と同様の再結晶集合組織となる。これは低C鋼を固溶Cの多い状態で冷延、再結晶させた時と類似した集合組織である<sup>12)</sup>。IF鋼の場合、 $\alpha$ 域熱延材の焼鈍後の再結晶集合組織は、圧延前処理の影響でその集積度は変化するものの、 $\{554\} \langle 225 \rangle$  近傍に集積を示し、一般の冷延焼鈍材と基本的に変わらない<sup>9)</sup>。Fig. 6ではB鋼の  $800^{\circ}\text{C}$  圧延材(圧延条件(1))と、冷間圧延した試料の再結晶(200)極点図を比べている。双方とも

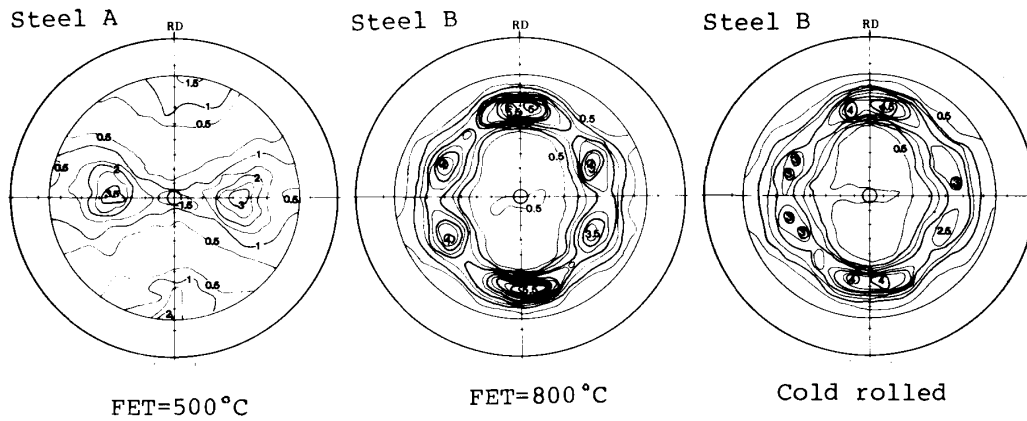


Fig. 6. Effects of chemical compositions and FET of rolling condition (1) on (200) pole figures (1/2t) of annealed sheet steels.

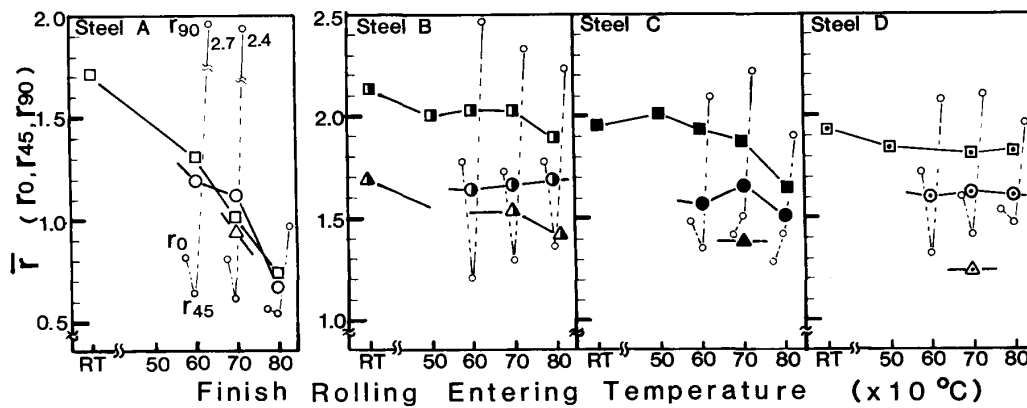


Fig. 7. Effects of chemical compositions and rolling conditions on  $\bar{r}$ -value of annealed sheet steels.  
 -□- Rolling condition (1) -○- Rolling condition (2)  $T_0=1000^\circ\text{C}$ , -△- Rolling condition (2)  $T_0=1150^\circ\text{C}$

$\{554\} \langle 225 \rangle$ から板面法線より圧延方向に  $30^\circ$  傾いた  $\langle 110 \rangle$  繊維軸の回りに回転させた方位にかけての集積が高い。

### 3.3 再結晶焼鈍後の $r$ 値

Fig. 7 に  $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍後の  $\bar{r}$  値を示す。潤滑圧延により板厚方向の集合組織はほぼ均一になっているので、Fig. 5 に示した板厚中心部の再結晶集合組織と  $\bar{r}$  値は良い対応を示している。A 鋼は圧延温度を下げるほど  $\bar{r}$  値は上昇し、冷間圧延材に近づく。鉄系の炭化物が安定でない温度範囲においては  $\alpha$  域熱延条件 (1)、(2) などの圧延前処理の影響はあまり受けない。圧延前処理を変えても固溶 C 量はあまり変わらないことが原因であると思われる。また Goss 方位の発達に対応して、圧延直角方向の  $r$  値が非常に高いのが特徴である。B 鋼の圧延条件 (1) の結果を見ると、冷間圧延と比べてパス回数の差や、高温になるほど潤滑剤の性能が劣化する等、実験上のマイナス要因にもかかわらず<sup>13)</sup>、圧延

前の固溶 C をない状態に揃えておけば、 $800^\circ\text{C}$  の圧延温度でも、 $\bar{r}=1.9$  と高い値を示し、冷間圧延の  $\bar{r}=2.13$  と比べ変化は少ない。B 鋼圧延条件 (2) の冷間圧延の結果から、冷間圧延の場合も圧延前の固溶 C が高いと良い  $\bar{r}$  値が得られないことがあらためて確かめられる<sup>14)</sup>。 $600^\circ\text{C}$  から  $800^\circ\text{C}$  の圧延温度にかけて圧延温度を上げるほど (110) 方位が減少するのに対応して  $r$  値の面内異方性は減少している。C 鋼は、 $800^\circ\text{C}$  の圧延温度で  $\bar{r}$  値が低下する傾向にある。条件 (1) の圧延においても  $800^\circ\text{C}$  の圧延前保持温度で、Nb (C, N) のわずかな再溶解があることが原因で  $\bar{r}$  値の低下があると考えられる。D 鋼は、 $\bar{r}$  値に及ぼす圧延温度の影響が小さい。

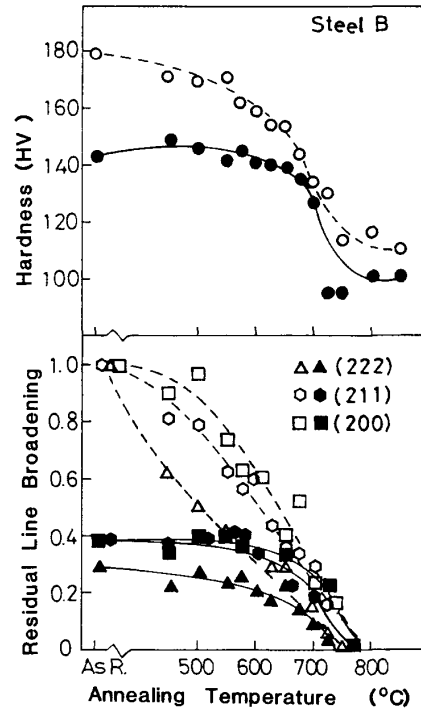
### 3.4 フェライト ( $\alpha$ ) 域熱延材の回復再結晶挙動

B 鋼について条件 (1)、 $700^\circ\text{C}$  圧延した試料と冷間圧延した試料を  $400^\circ\text{C} \sim 850^\circ\text{C}$  の各温度に保持したソルトバスに 2 min 浸漬して、回復再結晶挙動を調査した。各焼鈍温度での硬さの変化および X 線回折線幅広がり

測定を実施した。回折線幅広がりパラメーターとして  $B = (I_{min} - I_b) / (I_{max} - I_b)$  を用いた。ここで  $I_{min}$  は  $K\alpha_1$  と  $K\alpha_2$  ピーク間極小強度、 $I_{max}$  は  $K\alpha_1$  近傍の最大強度、 $I_b$  はバックグラウンドの強度である。このパラメーターを用いて各結晶方位別の相対的变化を評価するために、さらに  $(B_T - B_R) / (B_{CW} - B_R)$  を求めた。ここで  $B_T$  は各温度での  $B$  の値、 $B_R$  は  $750^\circ\text{C} \times 3\text{h}$  焼鈍後の  $B$  の値、 $B_{CW}$  は冷間圧延後の  $B$  の値である。Fig. 8 に実験結果を示す。冷間圧延材は焼鈍温度を上げるに従って硬さは低下し X 線回折線幅広がりも小さくなる。回復の度合いは、(222)、(211)、(200) 方位の順に速いことが分かる。光学顕微鏡で再結晶粒の生成が確認されるのは  $650^\circ\text{C}$  である。いつばう  $700^\circ\text{C}$  の  $\alpha$  域熱延材は  $600^\circ\text{C}$  以下の焼鈍温度までは硬さや X 線回折線幅広がりほとんど変化しない。Photo. 1 に圧延のまま及び  $600^\circ\text{C} \times 2\text{min}$  で焼鈍した後の薄膜による電子顕微鏡観察結果を示す。冷間圧延の状態では転位は複雑に絡み合い、一部にはセルを構成している。これを  $600^\circ\text{C} \times 2\text{min}$  で焼鈍すると内部にほとんど転位をもたず周囲と明確な境界を持つサブグレインが観察される。いつばう  $700^\circ\text{C}$  の圧延材では圧延のままの状態ですでにサブグレインが形成されていて  $600^\circ\text{C}$  の焼鈍後も変化は少ない。つまり  $\alpha$  域熱延材を圧延後空冷した状態は、冷間圧延材を  $\alpha$  域熱延の仕上温度付近の温度まで短時間で焼もどした状態と非常に良く似ていることがわかる。さらに焼鈍温度を上げていくと冷間圧延材と  $\alpha$  域熱延材で硬さおよび X 線回折線幅広がり、ほぼ同様の値を取るようになり  $725 \sim 750^\circ\text{C}$  の間で再結晶を完了する。

#### 4. 考 察

Fig. 9 に  $\alpha$  域熱延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす影響因子についてまとめた。特にこの図について圧延温度は、圧延入り側温度から出側温度にかけて幅をもたせて示して



Open mark : FET=RT, Solid mark ; FET=700°C  
Fig. 8. Effect of FET in rolling condition (1) on changes in hardness and residual line broadening during recrystallization process of steel B.

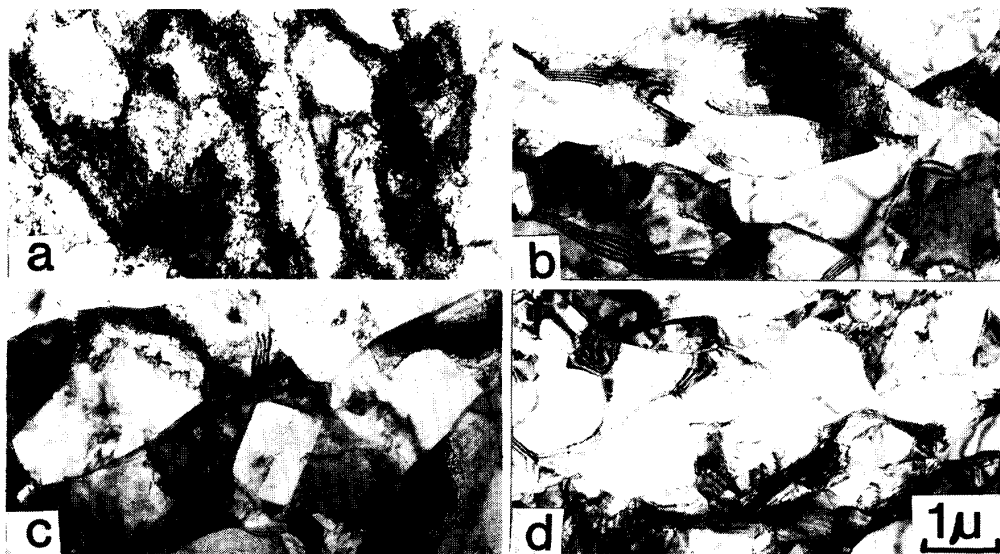


Photo. 1. Transmission electron micrographs of steel B cold rolled a, and annealed at  $600^\circ\text{C}$  for 2 min b, hot rolled at  $700^\circ\text{C}$  in condition (1) c, and annealed at  $600^\circ\text{C}$  for 2 min d.

いる。圧延温度の影響、極低C鋼にTiを添加することによる再結晶抑制の効果、及びTiCの形成による鋼中固溶C低減の効果について図示しているが、中でもα域熱延の前の状態での固溶Cの影響が大きいことが分かる。

α域熱延時の鋼中固溶Cを推定するために、これと直接関係するTi系、Nb系の化合物の析出挙動を調査した。B、C、D鋼について、Fig. 10に示すように条件(2)のα域熱延前の工程と同様の処理を行い、それぞれ高温加熱後水冷した試料、γ域熱延、空冷し引き続いて700°Cに3min保持、20min保持後水冷、および比較材として1h保持後水冷した試料を用いた。化合物の抽出は定電流電解法により行った。素材の中心部から

20 mm×20 mm×3 mmの試験片を採取し、電流密度15 mA/cm<sup>2</sup>の電解条件で行った。電解液は10%のアセチルアセトン、1%のテトラメチルアンモニウムクロライドおよびメタノールの混合液を用いた。ろ過に用いたフィルターは、ポアサイズ0.2 μmのメンブランフィルターである。抽出残渣中のTi, Nb, N, S, NasAlN, の量をそれぞれ定量し化合物型Cを<C>と表示し、(1)式で推定した。式中< >はそれぞれの元素の析出物の量(wt%)である。

B, D鋼の場合、

$$\begin{aligned} <C> = (12/48)<Ti> + (12/93)<Nb> - (12/14) \\ <N-NasAlN> - (12/32)<S> \dots\dots(1) \end{aligned}$$

B, D鋼のようにTiを添加した鋼の場合、すべての場合においてNはほとんど全量が化合物として検出され、しかもAlNは検出されなかつたことで全量がTiNとなっていると思われる。高温加熱時にも安定にTiNとして存在していることは溶解度積の計算からも推測され、ここで得られた結果と対応する。比較材の化合物型C量を<C<sub>CT</sub>>として、これに対する各熱履歴での<C>の割合をFig. 10に示す。Nb単独添加のC鋼においてNb化合物はNb(C, N)と表されNb<sub>x</sub>C<sub>y</sub>の形で存在しxとyの比率が一定でないため<sup>15)</sup><C>を算出するのは難しい。そこでC鋼については、比較材のNb系の析出物の総量<Nb<sub>CT</sub>>に対する各熱履歴での<Nb>の割合を炭化物の析出割合とした。高温加熱材に比べて、低温加熱材では加熱時に残存する炭化物の量が多い。この析出物はそれ自体で鋼中の固溶Cを下げることもなるが、その後の熱延、冷却、均熱過程での炭化物形成に析出核として有効に働いていると考えられる。D鋼で認められる低温加熱材の方が700°C×3minの均熱段階での析出速度が速いという傾向はこれを反映していると思われる。B, C鋼では、700°C×20minの均熱保持後でもまだかなりの固溶Cが残っていることがわかる。Fig. 10の熱延後700°C×3min保持の時の炭化物析出割合と、Fig. 7に示したこの状態からα域熱延して再結晶焼鈍した後のτ値の関係をFig. 11に示す。析出物の存在自体が再結晶集合組織に与える影響は全く無視できるとは考えられないが、焼鈍板粒径が同一鋼種間では析出物の状態に関係なくほぼ一定であったことを考えると、その影響は小さいと考えられる。Fig. 11の横軸はα域熱間圧延前の状態での巻取り材に対する固溶Cの量を表すもので、一番右の状態は固溶Cがない状態、左に行くほどその量が増えることを表す。しかも3種類のIF鋼でCのレベルがほぼ等しいので横軸が示す固溶C量は3鋼種ともに同じレベルになっている。

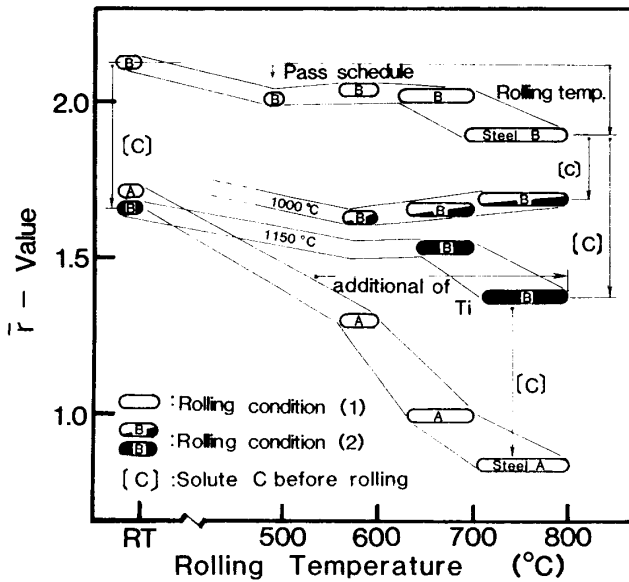


Fig. 9. Schematic illustration showing effective factors on  $\bar{\tau}$ -value of hot rolled and annealed sheet steels.

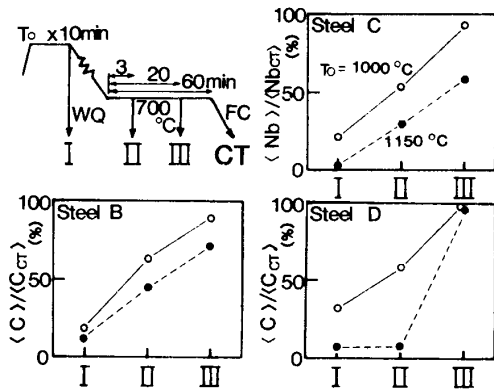


Fig. 10. Precipitation ratio of TiC or Nb(C,N) at various stage of hot rolling.

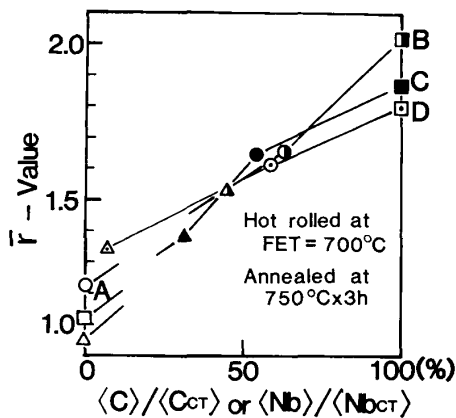


Fig. 11. Relationship between precipitation ratio of TiC or Nb(C, N) and  $\bar{r}$ -value. (Marks are same as Fig. 7)

$\alpha$  域熱延前の状態の固溶Cと再結晶焼鈍後の  $\bar{r}$  値は良い相関がある。さらに、炭化物形成元素の種類によつて析出物の固溶量や析出速度の差はあるが、固溶C量で整理すると炭化物形成元素の種類にはあまり影響されることが分かる。700°CでA鋼のCはすべてが固溶しているとして同図にプロットすると、相関の延長線になることも興味深い。

冷延鋼板の場合においても鋼中固溶Cが再結晶集合組織形成に悪影響をおよぼすことは良く知られているが<sup>1)</sup>、 $\alpha$  域熱延鋼板の場合、冷間圧延鋼板と違うところは、一般に仕上圧延の前に高温に加熱され、高温での加工を受けること及び  $\alpha$  域熱延の温度自体が比較的高温であることから、圧延時に冷間圧延とは比較にならないほど多量の固溶Cを含み得ることである。従つて、 $\alpha$  域熱延鋼板の場合には鋼中固溶Cが更に大きな影響因子となると考えられる。また冷延鋼板の場合、固溶Cは冷間圧延時に作用するのか再結晶焼鈍時に作用するのかはつきり区別されていない。 $\alpha$  域熱延の場合、圧延後の熱処理によつて、圧延時に存在していた固溶Cを再結晶焼鈍の前に、すべて析出させることが可能であるので、固溶Cの影響が圧延時と焼鈍時のどちらに支配的であるのかが解明できる可能性を秘めていると思われる。しかし現時点の実験結果では、3・4に示したように圧延が終わった時点またはその後のわずかな空冷時間の間で既に再結晶の核となるようなサブグレインが発生しており、急熱焼鈍の前段階が終了している状態になつているため、このような考察をするには至らない。結果的に深絞り性に有効な再結晶集合組織を得るためには、 $\alpha$  域熱延前の状態で固溶Cを少なくしておく必要があり、この問題に対しては今後圧延熱処理条件、鋼の化学成分などのCの析出挙

動におよぼす影響を明確にし、圧延時に固溶Cをできるだけ低減する方法を探求する必要がある。

## 5. 結 言

フェライト( $\alpha$ )域熱延鋼板の焼鈍再結晶集合組織及び  $r$  値に及ぼす圧延温度の影響、鋼中固溶Cの影響について調査し、冷延鋼板と同等の深絞り性能を有する、熱延鋼板製造の可能性について検討し以下の結論を得た。(1)極低C鋼にTi, Nb等の元素を微量添加して再結晶温度を上げるることによつて、工業的に可能な圧延温度域(800°C以下)で冷間圧延と同様な圧延集合組織を得ることができる。このような温度域であれば圧延温度は再結晶集合組織を決定する決定的な支配要因にはならない。(2)再結晶集合組織を決定するもつとも重要な要素は、圧延前の固溶Cである。Cを安定な炭化物として固着し、 $\alpha$  域熱延の前の状態で固溶Cを少なくしておく、冷延鋼板と同様の $\{554\} \langle 225 \rangle$ に強い集積を示す再結晶集合組織が得られる。 $\alpha$  域熱延の前の固溶Cをゼロとし、かつ潤滑圧延を行うと、800°C~700°Cの範囲で圧延しても  $\bar{r}$  値=1.9が得られた。(3) $\alpha$  域熱延の場合、圧延終了後室温まで空冷した鋼板の硬さ及び転位の状態、X線回折線幅広がり、同程度の加工を施した冷延鋼板を $\alpha$  域熱延の仕上温度まで短時間で焼もどした状態に近い。

## 文 献

- 1) 再結晶部会報告書(日本鉄鋼協会編)(1974)
- 2) 低炭素鋼板研究委員会報告書(日本鉄鋼協会編)(1987)
- 3) 岡本豊彦: 鉄と鋼, 63(1977), p. 149
- 4) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一: 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿(1986年10月), p. 137
- 5) 中村隆彰, 江坂一彬, 森 智明: 鉄と鋼, 72(1986), S1347
- 6) 橋本俊一, 薬師寺輝敏, 鹿島高弘: 鉄と鋼, 73(1987), S550
- 7) 清水峯男: 学位論文(1972年6月)
- 8) S. R. GOODMAN, H. HU: Metall. Trans., 1(1970), p. 1629
- 9) 瀬沼武秀, 矢田 浩: 日本金属学会春期大会一般講演概要(1986年4月), p. 178
- 10) 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 左海哲夫, 斉藤好弘, 加藤健三: 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿(1986年10月), p. 136
- 11) 第104・105回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)(1985)
- 12) 野村伸吾, 袖鳥登明, 福塚淑郎: 鉄と鋼, 61(1975), p. 3092
- 13) 佐柳志郎, 早川 浩, 河野 彪, 藤田民雄: 鉄と鋼, 71(1985), S571
- 14) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎: 鉄と鋼, 59(1973), p. 111
- 15) 大内千秋, 山本定弘, 高橋隆昌: 鉄と鋼, 73(1987), p. 884