

© 1989 ISIJ

論 文

# $\alpha$ 域熱延した低炭素薄鋼板の集合組織形成 に及ぼす成分の影響

瀬沼 武秀\*・矢田 浩\*・清水 亮\*<sup>2</sup>

## Influence of Chemical Compositions on the Texture Formation of Low Carbon Steel Sheets Hot Rolled in $\alpha$ -region

Takehide SENUMA, Hiroshi YADA and Ryou SHIMIZU

### Synopsis:

From a viewpoint of deep drawability, the influence of chemical compositions on the texture formation of steel sheets hot rolled below  $A_{r3}$  temperature (warm rolled) has been investigated using steels consisting of various combinations of carbon and titanium contents.

The formation of texture was greatly influenced by carbon in solution. A steel sheet warm rolled in the absence of carbon in solution revealed strong formation of near ND//<111> orientations in the recrystallization texture. On the other hand, ND//<111> orientations hardly developed and near{113}<110> was recognized as the main orientation of the recrystallization texture when carbon in solution were present.

Microscopic studies using transmission electron microscopy and selected area electron diffraction showed that, in the presence of carbon in solution, {114}<110>-{112}<110> orientations were formed in the vicinity of grain boundaries by some unique crystal rotation different from that occurring in the matrix.

The occurrence of the unique crystal rotation was explained by the variation of active slip systems caused by work hardening due to the interaction between dislocations and the interstitial atoms.

Besides, the influence of grain size before warm rolling and recrystallization temperature on the texture formation, both of which were affected by chemical compositions was also discussed.

Finally, proper chemical compositions for producing deep drawing steel sheets by warm rolling were suggested.

**Key words:** texture; recrystallization; warm rolling; hot rolling; deep drawing steel sheet.

## 1. 緒 言

深絞り用鋼板の製造において集合組織制御の重要性はよく知られている。この集合組織制御は通常、冷延およびそれに続く焼鈍工程において行われてきたが、最近、経済的な薄板製造プロセスの観点から、この制御を  $A_{r3}$  変態点以下の熱延工程で行う研究が進められている。それに伴い、 $A_{r3}$  変態点以下の熱延工程で形成される集合組織の研究も活発に行われるようになってきた<sup>1)~7)</sup>。この分野の研究は集合組織に及ぼす圧延温度の影響として古くから行われてはいたが<sup>8)~10)</sup>、深絞り用鋼板の製造を念頭に置いた報告は最近までほとんどみられなかった。

その理由の一つは、通常の熱延ではロールと鋼板の間の摩擦係数が高く、鋼板の表面近傍層でせん断ひずみにより深絞り性に好ましくない集合組織が形成され<sup>1)</sup>、一般に良深絞り用鋼板が製造できなかつたためである。しかし、熱間潤滑圧延の実施により熱延工程でも高い  $r$  値を有する鋼板を製造できることが確認されて以来<sup>1)5)7)</sup>、 $A_{r3}$  変態点以下の熱延工程で形成される集合組織の系統的な研究の必要性が高まつてきた。

著者らは既報で<sup>1)</sup>、Ti 添加極低炭素鋼の  $\alpha$  域熱延板の再結晶集合組織が ND//<111> に強い集積を持つことを明らかにした。しかし、低炭素アルミキルド鋼では、このような深絞り性に好ましい集合組織が発達しないことが知られている<sup>3)8)~10)</sup>。最近の研究は<sup>3)5)11)</sup>  $\alpha$  域熱延

1988 年本会加工熱処理の物理冶金に関する国際会議にて一部発表 昭和 63 年 7 月 18 日受付 (Received July 18, 1988)

\* 新日本製鉄(株)薄板研究センター工博 (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahata-higashi-ku Kitakyushu 805)

\*2 新日本製鉄(株)第三技術研究所 (R & D Laboratories-III, Nippon Steel Corp.)

材の深絞り性に固溶 C が大きな影響を与えることを明らかにしたが、その原因を検討するために必要な詳細な集合組織の解析が十分行われているとは言えない。

そこで、本報では α 域熱延板の集合組織に及ぼす成分の影響を、C と Ti の添加量を変化させた材料を用いて検討し、深絞り用鋼板の製造に対する熱延工程での集合組織制御の可能性について報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

本実験では、α 域熱延板の集合組織形成に及ぼす固溶 C、TiC 等の析出物、再結晶温度などの影響を明らかにするために、C および Ti の添加量を変化させた鋼を真空溶解で溶製した。Table 1 にその化学成分を示す。ここで材料番号は後述する 1273 K 加熱における固溶 C + N の量の少ない材料から順番をつけた。実験用圧延板は 20 kg インゴットを 1523 K に 1 h 加熱した後、約 1270 K の仕上温度で 12 mm 厚の板に圧延し、空冷後  $t = 10 \text{ mm}$ ,  $w = 50 \text{ mm}$ ,  $l = 100 \text{ mm}$  の寸法に機械加工して作製した。

### 2.2 実験条件

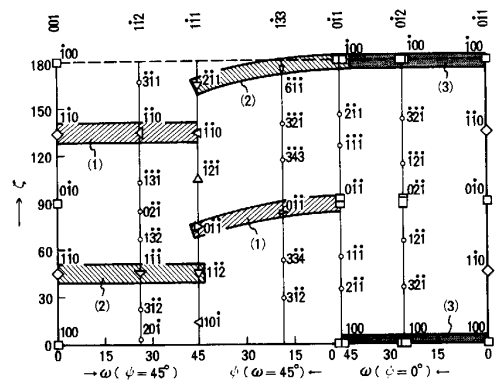
上記の圧延板を電気炉で 1273 K で 30 min 加熱し、空冷後 1200 K 前後で 10 mm から 5 mm に 1 パスで 50% の圧延を行いオーステナイト組織を微細化した。その後空冷し、1023 K になった時点でロールに機械油を塗布した状態で板厚 1 mm まで 1 パスで 80% の潤滑圧延を行った。使用したロールの径は 250 mm、回転数は毎分 100 回であった。圧延および再結晶集合組織の測定用試料は圧延後 2 s 以内に水冷した材料および圧延

後すぐに 1023 K の炉で 30 min 焼鈍した材料より、それぞれ切り出した。また、各材料の再結晶の容易さの目安として、圧延後水冷した材料を赤外線加熱装置を用いて 10 K/s で昇温し、873 K から 1123 K の範囲の種々の温度に達した時点で水冷し、組織観察の結果、再結晶粒が現れる最も低い温度を再結晶温度と定義した。

### 2.3 集合組織および結晶方位の測定

集合組織の測定は (100) 面の反射および透過の不完全極点図を求め、それを合成して完全極点図を作成した。結晶方位の詳細な解析は極点図のデータを RUER<sup>12)</sup> が提唱し、太田ら<sup>13)</sup> が改良したベクトル法で行い、その結果を圧延及び再結晶集合組織の重要な結晶方位ならびに結晶回転系を含む Fig. 1 に示す表示法で示した。

一方、結晶粒界近傍の方位変化は透過型電子顕微鏡の制限視野電子回折法によって求めた。



(1) RD//<110> (2) TD//<110> (3) RD//<100>  
Fig. 1. Diagram of representative orientations of ODF-data<sup>13)</sup>.

Table 1. Chemical compositions of steels used in the experiments (unite wt%).

Steel	C	Ti	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.0035	0.064	0.02	0.25	0.001	0.005	0.012	0.0023
B	0.042	0.290	0.02	0.25	0.001	0.005	0.019	0.0019
C	0.0023	0.035	0.02	0.25	0.001	0.004	0.011	0.0023
D	0.010	0.052	0.01	0.25	0.001	0.005	0.014	0.0023
E	0.0023	Trace	0.007	0.24	0.003	0.003	0.019	0.0013
F	0.010	Trace	0.006	0.24	0.004	0.004	0.021	0.0020
G	0.031	0.063	0.02	0.26	0.001	0.005	0.011	0.0019
H	0.020	Trace	0.007	0.24	0.003	0.003	0.019	0.0013

Table 2. Data describing material properties.

Steel	Solute carbon at 1273 K (ppm)	C as TiC at 1273 K (ppm)	Solute carbon at 1023 K (ppm)	C as TiC at 1023 K (ppm)	Grain size before warm rolling (μm)	T <sub>R</sub> (K)	r-values calculated from textures
A	8.5	26.5	0	35	42	1033	1.528
B	14	406	0	420	37	1073	1.409
C	17.9	5.1	0	23	170	1003	1.158
D	33.2	66.8	9	91	35	1073	1.230
E	23	0	23	0	82	943	0.948
F	100	0	100	0	38	923	0.936
G	190	120	186	124	21	1123	1.129
H	200	0	200	0	28	913	0.998

$\log_{10} [\text{Ti}][\text{C}] = -10500/T + 3.76$

## 3. 実験結果

Table 2 に加熱時および  $\alpha$  域圧延時に存在するとと思われる固溶 C および C as TiC の量を示す。加熱時の固溶 C および C as TiC は表中に示したオーステナイト中の TiC の溶解度積の実験式<sup>14)</sup> より算出した。一方、 $\alpha$  域圧延時の値は析出がほぼ完全に起こると考えられる

ため Ti と化学当量分の C が析出するとして計算した。

これらの計算で C と結合する Ti は S および N と結合した後の残存 Ti を考えた。この結果より分かるように、TiC の析出は加熱時にすでに顕著に起こっており、圧延時には鋼 A~D では固溶 C がほとんど存在しなかつたと考えられる。また、鋼 B は多量の析出物を含んでいることが分かる。

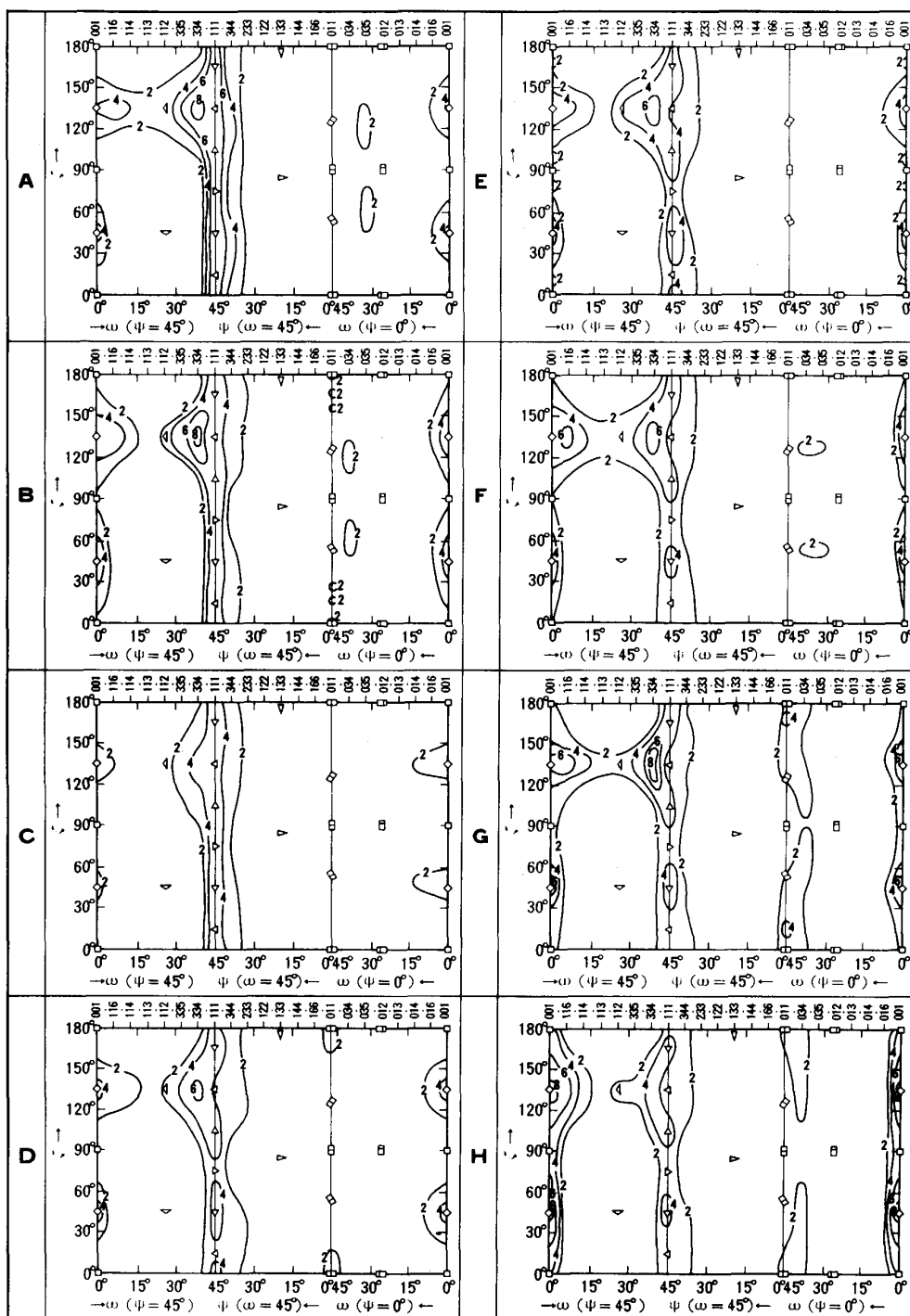


Fig. 2. Rolling textures at the mid-plane of steel sheets hot-rolled at 1023 K by a reduction of 80%.

同表には他に再結晶温度、 $\alpha$  域熱延直前の粒径そしてあとでふれる  $r$  値の計算値を示す。

再結晶温度は Ti 添加の有無により、最大 200 K 近く差が生ずる。

圧延前の平均粒径はリニアインターセプト法で求め、鋼 C が  $170 \mu\text{m}$  と特に大きく、次に鋼 E の  $82 \mu\text{m}$  で他

の鋼は  $50 \mu\text{m}$  以下と比較的細粒であった。

Fig. 2 に各鋼の板厚中心層の圧延集合組織を示す。この図より明らかなように、固溶 C が圧延時に存在せず、TiC の量も比較的少ない鋼 A では圧延安定方位である  $\text{ND} // \langle 111 \rangle$  がよく発達している。それに比較すると固溶 C の存在する鋼 D-H は  $\text{ND} // \langle 111 \rangle$  の発達が弱

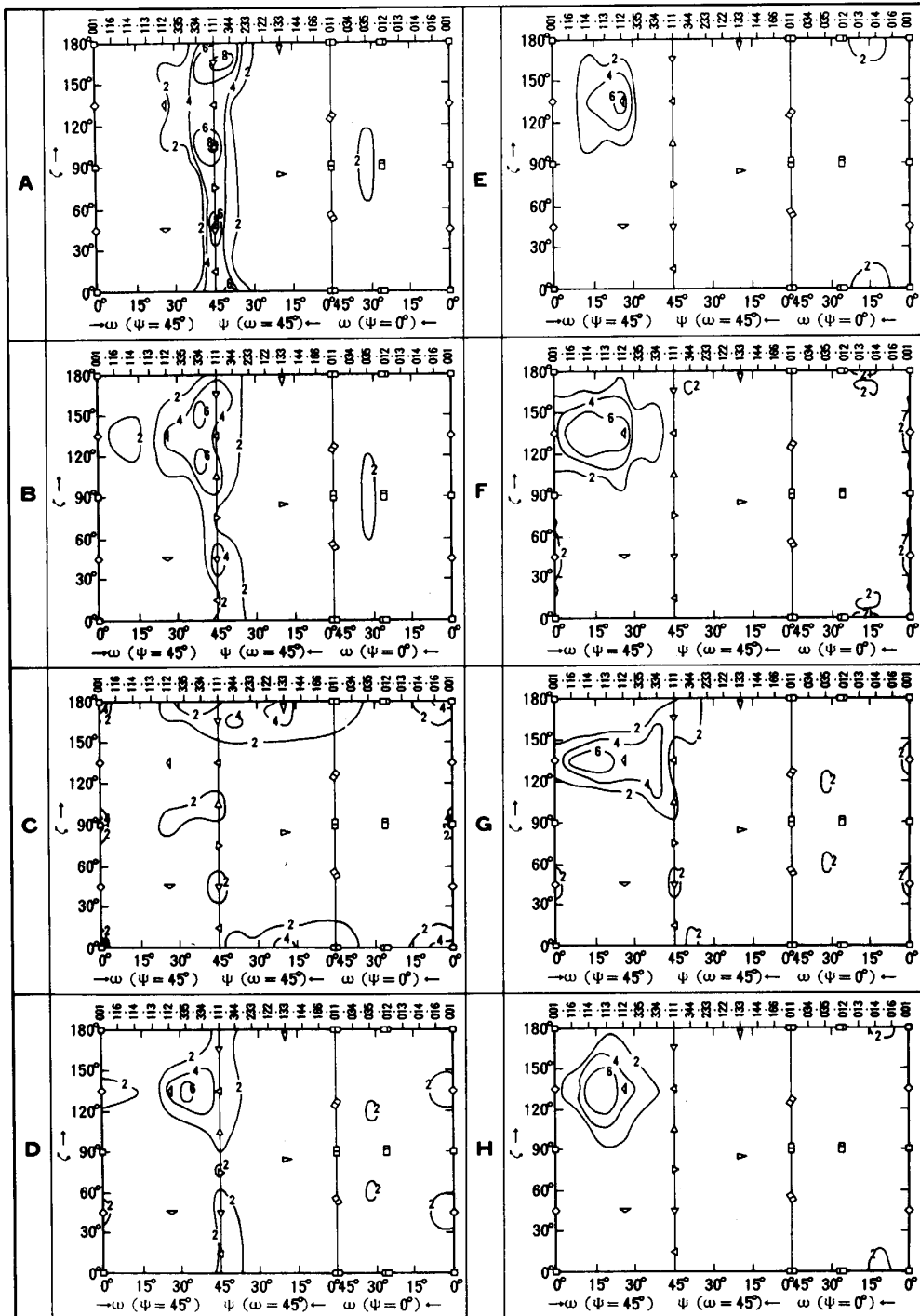


Fig. 3. Recrystallization textures at the mid-plane of steel sheets hot-rolled at 1 023 K by a reduction of 80% and annealed at 1 023 K for 1 h.

く、固溶 C の増加に伴い  $\{100\}\langle 011\rangle$  方位の強度が強くなる傾向がみられる。また、固溶 C は存在しないが、TiC を多量に含む鋼 B は鋼 A に比べると  $ND\parallel\langle 111\rangle$  の発達が弱い。しかし、固溶 C を含んだ鋼 D-H に比べると  $ND\parallel\langle 111\rangle$  は発達している。一方、固溶 C もなく、TiC の量も鋼 A に比べて少ないが、圧延前の粒径が大きかった鋼 C では  $ND\parallel\langle 111\rangle$  の顕著な発達はみられなかった。

次に各鋼の板厚中心層の再結晶集合組織を Fig. 3 に示す。圧延集合組織で圧延安定方位である  $ND\parallel\langle 111\rangle$  への集積が強かった鋼 A は再結晶集合組織でもこの方位への集積が強く、 $\{111\}\langle 112\rangle$  近傍に主方位を持つ集合組織を示す。

鋼 A の次に  $ND\parallel\langle 111\rangle$  に強い集積を示した鋼は、固溶 C は含まないが多量の TiC が存在した鋼 B で、その主方位は  $\{111\}\langle 112\rangle$  より若干ずれた  $\{334\}\langle 110\rangle \pm 15^\circ$  に存在する。固溶 C を若干含む鋼 D では  $ND\parallel\langle 111\rangle$  への集積はさらに弱まり、主方位も  $\{335\}\langle 110\rangle$  となり、 $ND\parallel\langle 111\rangle$  からかなり離れる。そして鋼 E~H のように固溶 C 量が多くなると再結晶集合組織の主方位は  $\{112\}\sim\{114\}\langle 110\rangle$  近傍に存在し、 $ND\parallel\langle 111\rangle$  への集積はほとんどみられなくなる。ただし、Ti が添加され再結晶温度が高かった鋼 G では  $\{111\}\langle 112\rangle$  に弱い集積がみられる。また、 $\alpha$  域熱延前の粒径が大きかった鋼 C は  $\{111\}\langle 112\rangle$  近傍のほかに、 $\{100\}\langle 001\rangle$  を含む  $RD\parallel\langle 001\rangle$  に集積を持つ再結晶集合組織を示す。

Fig. 3 の再結晶集合組織より算出した、深絞り性の目安である  $\bar{r}$  値を前述した Table 2 に示す。この計算方法については既報<sup>1)</sup>で報告しているので、ここでは省略する。なお、中心層の集合組織をもつて鋼板の  $\bar{r}$  値を求めたのは、潤滑圧延を行った場合、板厚方向で再結晶集合組織に大きな相違が生じないという既報<sup>1)</sup>の結果に基づく。また、ここで示した  $\bar{r}$  値は圧延方向より  $10^\circ$  ずつ方向が異なる 18 方向の  $r$  値の平均値である。

$r$  値は  $ND\parallel\langle 111\rangle$  の発達と非常によい相関を示す。

#### 4. 考 察

冷延の実験において、圧下率の増加に従い圧延集合組織の  $ND\parallel\langle 111\rangle$  方位が発達することは既によく知られている。また、若干の相違はあるが結晶回転モデルによる計算も  $ND\parallel\langle 111\rangle$  近傍方位の集積が強くなる<sup>15)16)</sup>。このことは圧下率が同じならば、80% 程度の圧下では結晶回転を妨げる障害物が少ないほど  $ND\parallel\langle 111\rangle$  近傍方位が発達することを意味する。すなわち、スムーズな

結晶回転を妨げる障害物が存在すると、局部的にマトリックスと異なる結晶回転が起こり、全体として圧延の安定方位への集積が弱くなる。

本実験では、障害物として主に固溶 C (固溶 N が存在する場合、それも含む) と TiC の析出物が考えられるが、結晶回転が転位の移動によるすべりによつて起こることを考えると、転位との相互作用を強く持つ障害物が効果的で、本実験のように低温加熱で TiC を比較的大きく析出させた場合、数、質共に侵入型固溶元素の方が TiC の析出物より結晶回転に大きな影響を与えると考えられる。TiC は多量に含んでいるが、固溶 C は圧延時に存在しない鋼 B が、固溶 C を含んだ鋼 D~H に比べ  $ND\parallel\langle 111\rangle$  への集積が比較的发達したのは、この転位との相互作用の強さの差によるものと思われる。

高温加工時に、固溶 C と転位の相互作用が特に起きやすい所として、転位の動きが減速され、密度も高い粒界近傍が考えられる。

本来、粒界近傍では隣接粒とのひずみの整合性を維持するために、マトリックスとは異なる結晶回転が起こる

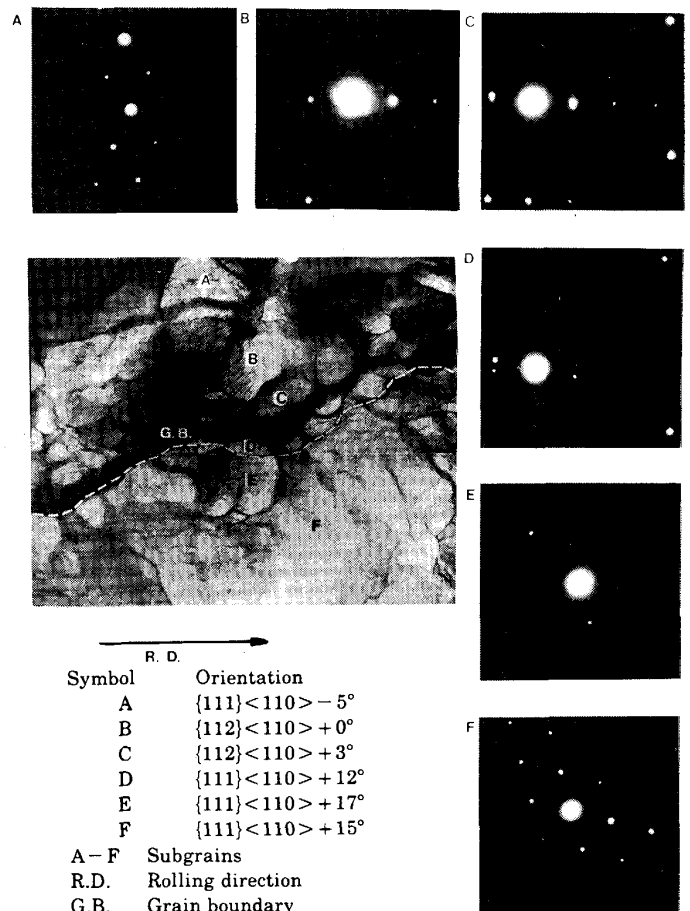


Photo. 1. Crystal rotation in the vicinity of a grain boundary, analyzed by selected area electron diffraction.

ことが知られている。そこで、粒界近傍の方位変化を制限視野電子線回折で調べたところ粒界近傍の方位形成が固溶 C の有無で大きく異なることが分かった。すなわち、固溶 C が存在しない鋼 A では、冷延鋼板と同様<sup>20)</sup>に ND//<111>粒同志の粒界近傍で ND//<111>軸での回転により局所的な結晶回転が起こる頻度が高いのに対して、固溶 C が存在する鋼 F では Photo. 1 に一例を示すように ND//<111>粒同志の粒界近傍で {112}<110>に近い方位が頻繁に観察された。ND//<111>粒同志の粒界近傍で ND//<111>軸まわりの回転で局所的な方位変化が起こる機構については、隣接粒のすべりにより生じた付加的な応力が粒界近傍で {110}<111>の活動すべり系の選択に影響を与えることにより説明できることがすでに報告されている<sup>22)</sup>。が、上記の局所的な {112}<110>近傍方位の形成機構については不明な点が多い。しかしながら、一考として次のような推論をたてると、大量に固溶 C を含んだ鋼を α 域熱延するとこの方位が粒界近傍で形成されるという本実験結果を比較的よく説明できる。すなわち、固溶 C が存在する場合、粒界近傍では主に {112}<111>のすべり系が活動すると考える。

Fig. 4 に {112}<111>のすべり系だけがすべると仮定して、80% 圧延した時の結晶回転の計算結果を示す。

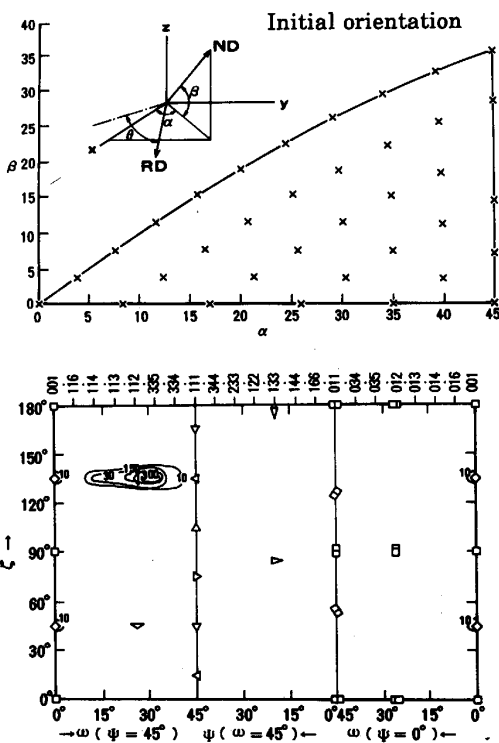


Fig. 4. Crystal orientations calculated by a crystal rotation model<sup>16)</sup> for a reduction of 80% under the assumption of acting only {112}<111> slip system.

ここで、計算の初期値は、図中に示した 36 の面方位を持ち、方向を 10° づつ 0° から 170° 面内回転させた 648 の方位を用いた。本計算は、圧延集合組織を比較的よく予測できると報告されている<sup>18)</sup> Relaxed constraint model 中のラスモデル<sup>16)</sup>を用いて行つたが、従来よく使われる Taylor の Full constraint model<sup>19)</sup>でも、{11,11,8}<4,4,11>近傍に弱い集積が現れるという若干の相違はあるが、基本的には Fig. 4 とほぼ同じ結果になる。また、最初はすべり面は任意で、すべり方向だけは<111>と仮定したペンシルグライドですべるとし、最後の 50% の圧下率だけ {112}<111>のすべり系だけですべると仮定して計算しても、主方位は Fig. 4 と同様に、{112}<110>に隣接する {335}<110>であり、若干の相違として、相対的にこの主方位の強度が弱くなり、その分、隣接方位である {114}~{112}<110>、{335}<110>±5°, {334}<110>±0°~10° などの方位の強度が強くなるだけである。このように計算時の諸仮定を変えても、計算結果は基本的に大差なく、{112}<110>のすべり系が働くことにより、{114}<110>~{335}<110>近傍の方位が形成され、粒界近傍で観察された局所的な方位形成とよく一致する。

固溶 C を含んだ鋼の粒界近傍で、{112}<111>のすべり系がフェライト域熱延されることにより優先的に活動するという立証することはできないが、一つの可能性として、すべり面上に存在する C 原子の存在確率より次のような説明が考えられる。C 原子が bcc 金属の主すべり面の一つである {110} 面に固溶の状態が存在する確率は、もう一つの主要なすべり面である {112} 面より √3 倍大きい。もし、このために {110} 面で転位と固溶 C の相互作用により臨界せん断降伏応力が大きくなるとすると、{110}<111>より {112}<111>のすべり系の方が活動しやすくなると考えることができる。

以上、粒界近傍の結晶方位形成について考えたが、次に再結晶集合組織の形成について考える。

まず、固溶 C を α 域圧延時に含む鋼では、上記の結果より、粒界近傍で {114}<110>~{335}<110>近傍の方位を持つサブグレインが形成され、そのひずみエネルギーも高いため再結晶の優先サイトとなる。そして、これらの方位を持った再結晶粒はまわりの未再結晶部と方位差を持つため成長も速く、再結晶集合組織の主方位になると考えられる。

Fig. 4 の計算結果と Fig. 3 の固溶 C を含む鋼 D-H の再結晶集合組織を比較すると主方位に若干の相違がみられる。すなわち、{112}<110>すべり系ですべって現

れる主方位は  $\{335\}\langle 110\rangle$  であるが実際の再結晶集合組織の主方位は  $RD//\langle 110\rangle$  軸で  $\{113\}\langle 110\rangle$  方向へ回転した方位である。この相違は再結晶の優先生成サイトより説明できる。別報<sup>17)</sup>の結果によると、固溶 C を含み、かつ再結晶温度の低い鋼は  $\{100\}$  加工粒から再結晶が優先的に起こる。たとえば、鋼 F の場合、再結晶初期の観察によると約 60% が  $\{100\}$  近傍方位の加工粒から再結晶が起こる。 $\{100\}$  近傍の方位を Fig. 4 と同じ条件で結晶回転させると、方位の集積は上記の再結晶集合組織の主方位に近い  $\{114\}\langle 110\rangle \sim \{112\}\langle 110\rangle$  にみられるようになる。そして、鋼 D, G のように再結晶温度が高くなると  $\{100\}$  加工粒からの再結晶の生成頻度が低くなり、 $\{335\}\langle 110\rangle$  近傍の方位の集積が強まる。

以上の考えで、固溶 C が存在する時の再結晶集合組織の形成機構が定性的に説明できる。

一方、固溶 C を  $\alpha$  域圧延時に含まない鋼では、結晶回転を妨げる障害物が少ないので、結晶回転モデルの計算に近い回転挙動を示す。そこで、結晶回転モデル<sup>14)</sup>より各方位のひずみエネルギーを計算すると  $ND//\langle 111\rangle$  方位は最も高いひずみエネルギーを持つ方位に属することが分かる。そして、この方位群は圧延集合組織の主方位でもあり存在比率も高いため、この方位の粒が優先的に再結晶し、再結晶集合組織の主方位となると考えると鋼 A の再結晶集合組織の形成が説明できる。この解析は巨視的なものであるが、ミクロ的には、この場合も粒界近傍の局所変形が重要であり、前述したように鋼 A ではひずみエネルギーの高い  $ND//\langle 111\rangle$  同志の粒界近傍で、 $ND//\langle 111\rangle$  軸まわりの面内回転が多くみられ、この方位の粒が核生成し、再結晶集合組織の主方位になったと考えられる。

ところで、 $\alpha$  域圧延時に固溶 C を含んでいなかったのにもかかわらず鋼 C で再結晶集合組織の主方位が  $ND//\langle 111\rangle$  から大きく離れた方位になったのは、粒径が約  $170\mu\text{m}$  と大きかったため、 $ND//\langle 111\rangle$  方位の粒が生成しにくい粒内の不均質変形場よりの核生成が<sup>21)</sup>、 $ND//\langle 111\rangle$  の再結晶粒が生成しやすい粒界からの核生成に比べ支配的に起こったためと考えられる。

また、粒内の不均質変形は固溶 C と転位の相互作用が強くなると助長されることが、動的ひずみ時効現象などにより知られている<sup>21)</sup>。本実験でも、固溶 C 量が多い鋼 G, H の圧延集合組織で  $ND//\langle 110\rangle$  近傍方位が強くなったのは、粒内で変形帯などの不均質変形が多く起こったためと考えられる。しかし、この方位が再結晶集合組織の主方位にならなかったのは、圧延前の粒径が細

かく、粒内より粒界核生成が支配的であったためと思われる。

鋼 G と H を比較すると固溶 C 量はほぼ同程度であるが、集合組織には相違がみられる。圧延集合組織の相違は主に、 $\alpha$  域熱延前の集合組織が影響を与え、再結晶集合組織の違いは、圧延集合組織の違いと再結晶温度の相違が原因と思われる。

逆極点図の結果によると、 $\alpha$  域圧延前の  $\{111\}/\{100\}$  の強度比は鋼 G は約 1.5 と比較的高いのに対し、鋼 H では約 1.0 であった。このことは鋼 G の方が、圧延により  $ND//\langle 111\rangle$  へ早く結晶回転する方位を鋼 H より多く含んでいたことを示唆する。

一方、鋼 G において、固溶 C が存在したにもかかわらず再結晶集合組織で  $\{111\}\langle 112\rangle$  近傍にある程度の集積を示したのは、再結晶温度が高かったことが理由の一つとして考えられる。別報<sup>17)</sup>で再結晶温度が高い鋼種は、 $\{100\}$  近傍方位の加工粒からの再結晶が起きにくく、主に  $\{111\}$  近傍方位の加工粒から再結晶が起こることを示した。そして、 $\{100\}$  粒より生成した再結晶粒には  $ND//\langle 111\rangle$  近傍方位の粒はほとんどみられないが、 $\{111\}$  粒より生成した再結晶粒の中には、固溶 C が存在していても  $ND//\langle 111\rangle$  方位を持つ粒が若干生成することが分かっている<sup>17)</sup>。これらの結果より、鋼 G では大半の再結晶が  $ND//\langle 111\rangle$  近傍の加工粒より起こり固溶 C が存在したため主方位は  $\{114\} \sim \{113\}\langle 110\rangle$  であるが、部分的に  $\{111\}\langle 112\rangle$  近傍の粒も生成したものと思われる。

固溶 C の存在と Ti 添加の意味をより明確にするために、C 量 0.041% の低炭素 Al-killed 鋼の熱延鋼板を脱炭処理し、C 量を 0.0005% と低減した材料を作製した。この材料を  $750^\circ\text{C}$  の炉に 10 min 加熱し、抽出後すぐに 1 パスで 3 mm から 0.6 mm まで 80% の圧延を行った。再結晶処理は、 $750^\circ\text{C} \times 10\text{ min}$  の焼鈍で行った。また、窒素は脱炭処理時および加熱時に N as AlN の型で完全に析出させた。圧延前の平均粒径は約  $100\mu\text{m}$  であった。

Fig. 5 に、この材料の化学成分と中心層の再結晶集合組織を示す。この図より明らかなように、C を 5 ppm まで下げることにより、 $ND//\langle 111\rangle$  方位の集積が強くなり、固溶 C を 20 ppm 以上含んだ鋼でみられた  $\{114\} \sim \{112\}\langle 110\rangle$  近傍の方位の集積はみられない。ただし、圧延前の粒径が比較的大きかったため、鋼 C でみられた粗粒組織による  $\{100\}\langle 001\rangle$  を含む  $RD//\langle 100\rangle$  方位が生成した。

この結果と Fig. 3 の鋼 A の結果を比較すると分かる

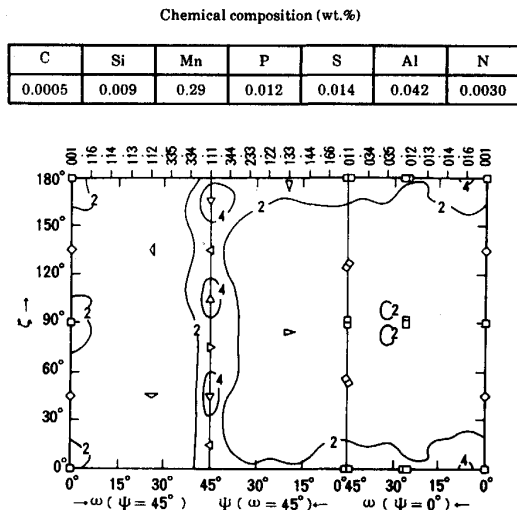


Fig. 5. Recrystallization texture at the mid-plane of a decarbonized steel sheet hot rolled at 1 073 K for 80% and annealed at 1 073 K for 10 min.

ように、ND//<111>の発達は Ti 添加鋼の方がはるかに強い。これは Ti 添加が固溶 C を析出物の形で取り除き、マトリックスを純化する Scavenging 効果のほか、圧延前の組織の微細化、熱延の集合組織形成そして再結晶温度の上昇などの間接的な効果を通して、ND//<111>方位の発達を助成することを示唆する。

以上の結果より、フェライト域熱延で深絞り用鋼板を製造するための成分設計の基本は、α 域圧延時に固溶 C が残らないように Ti あるいは Nb などの析出物形成元素を添加することで、その際の最適 C 量は製鋼コストおよび α 域熱延前の粒径制御によつて決まる。

### 5. 結 言

深絞り性の観点から、α 域熱延板の集合組織に及ぼす成分の影響を C と Ti の添加量を変えた材料を用いて検討し、次の結果を得た。

(1) 集合組織形成に及ぼす最も大きな成分的影響因子は固溶 C である。

(2) α 域熱延時に固溶 C の存在しない鋼は ND//<111>近傍方位に強い集積を持つ深絞り性に好ましい再結晶集合組織を示す。

(3) α 域熱延前の粒径が大きいと、たとえ固溶 C が存在しなくても再結晶集合組織の主方位は ND//<111>から大きくはずれる。すなわち、深絞り性に好ましい集合組織を形成させるには α 域熱延前の組織を微細化する必要がある。

(4) 固溶 C が α 域圧延時に多く存在すると、再結晶集合組織の主方位は {114}<110> ~ {112}<110>近傍方位となり、深絞り性には好ましくない。

(5) 集合組織形成に及ぼす固溶 C の影響は、その存在により圧延時に起こる粒界近傍の局所的な結晶回転を通じて説明できる。

(6) 同程度固溶 C が存在しても、Ti 添加鋼は無添加鋼より深絞り性に好ましい再結晶集合組織を示す。

(7) Ti 添加は Scavenging 効果に比べ影響は小さいが、再結晶温度の上昇、変態集合組織を通じて深絞り性に好ましい再結晶集合組織の形成に寄与する。

(8) Ti あるいは Nb などの添加により、固溶 C を析出物の形で排除することにより、α 域熱延でも板厚中心層で ND//<111>を主方位に持つ再結晶集合組織を形成することができ、潤滑圧延を施行することにより熱延工程で深絞り用鋼板を製造することが可能である。

終わりに、本研究に対し有益な御意見をいただいた加藤弘博士および電顕撮影に協力していただいた松尾征夫氏に感謝の意を表します。

### 文 献

- 1) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 山田健二: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1598
- 2) H. SAITOH, K. USHIODA, T. SENUMA, T. NAKAMURA and K. ESAKA: Proc. Int. Conf. Phys. Metall. Thermomech. Proc. Steels Other Metals, Tokyo (1988), p. 628 [Iron Steel Inst. Jpn.]
- 3) T. SENUMA and H. YADA: 同上, p. 636
- 4) T. NAKAMURA and K. ESAKA: 同上, p. 644
- 5) S. HASHIMOTO, T. YAKUSHIJI, T. KASHIMA and K. HOSOMI: 同上, p. 652
- 6) 熊取谷昭公, 国重和俊: 鉄と鋼, 73 (1987), S 1421
- 7) 松岡才二, 佐藤 進, 小原隆史, 角山浩三: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 880
- 8) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products III (1962), p. 47 [Interscience]
- 9) P. C. HANCOCK and W. T. ROBERTS: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), p. 547
- 10) S. R. GOODMAN and H. Hu: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1629
- 11) 橋本俊一, 薬師時輝敏: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1617
- 12) D. RUER and R. BARO: J. Appl. Cryst., 10 (1977), p. 458
- 13) 太田国照, 清水 亮, 高橋延幸, 松尾宗次: 鉄と鋼, 68 (1982), S1294
- 14) 佐柳志郎: 私信
- 15) I. L. DILLARMORE and H. KATOH: Met. Sci., 8 (1974), p. 21
- 16) J. G. SEVILLANO, P. van HOUTTE and E. AERNOUDT: Prog. Mater. Sci., 25 (1981), p. 69
- 17) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 清水 亮, 松尾征夫, 原勢二郎: 日本金属学会誌, 52 (1988), p. 1212
- 18) U. von SCHLIPPENBACH and F. EMREN and K. KÜCKE: Acta Metall., 34 (1986), p. 1289
- 19) J. F. W. BISHOP and R. HILL: Phil. Mag., 42 (1951), p. 414
- 20) 稲垣裕輔: 日本金属学会誌, 50 (1986), p. 250
- 21) 潮田浩作, 阿部光延: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 96
- 22) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1000