

熱間圧延したオーステナイト系ステンレス鋼柱状晶における不均一集合組織*

阿部秀夫**・戸川史江***・木下凱雄****・中川耕作****

Inhomogeneous Textures in Hot Rolled Columnar Crystals of 18Cr-8Ni and 25Cr-20Ni Stainless Steels

Hideo ABE, Fumie TOGAWA, Yoshio KINOSHITA, and Kosaku NAKAGAWA

Synopsis :

Variations of texture through the thickness of hot-rolled plate have been studied in 18Cr-8Ni and 25Cr-20Ni steels. Experiments were made on columnar crystal specimens cut from the continuously cast slabs, rolled at 800°C or 1000°C with one-pass of 50% reduction and subsequently quenched into water.

The textures of the surface region were nearly (001) $[\bar{1}10]$. One of the inner texture components could be approximately related to the surface texture by a rotation about [111] or $[\bar{1}\bar{1}1]$ axis through an angle which increased with the distance below the surface. The variations of texture through the thickness were accounted for on the basis of the slip line field in the entry region of the roll gap.

1. 緒 言

鉄鋼材料の圧延板の集合組織についてはすでに多数の研究が行なわれ¹⁾²⁾、とくに冷間圧延板の集合組織については詳細な研究が行なわれてきた。しかし、熱間圧延板の集合組織についての研究は数少なく^{3)~7)}、限られた知識しか得られていない。

熱間圧延においては、冷間圧延のばあいよりもロールと材料の間の摩擦係数が著しく大きく、また板厚方向に沿う温度勾配や不純元素濃度勾配が影響することもある。したがって熱間圧延板の集合組織は、板の表面から中心層にかけて比較的ゆるやかに変わる不均一状態を示すので、その不均一状態について十分な調査を行なうことが必要である。従来の研究では表面近傍と中心層の集合組織の差異を観測してはいるが⁵⁾⁶⁾⁷⁾、板厚方向に沿う不均一状態の詳しい調査はほとんど行なわれず、またその不均一集合組織をもたらし原因についての十分な追究も行なわれていない。

熱間圧延板における不均一集合組織の原因として次の4項目が考えられる。

1) 熱間圧延においては板表面から中心面にかけて温

度勾配がある⁸⁾。この板厚方向温度勾配のために材料の塑性流れがいろいろと変わり⁹⁾、集合組織の不均一状態も変わることが考えられる。

2) 平面ひずみ条件下の剛塑性体のすべり線場の理論¹⁰⁾¹¹⁾によれば、最大剪断応力方向は板の中心面では圧延方向に対して $\pm 45^\circ$ に近い方向であるが、中心面から板表面に近づくほどそれは傾いている。熱間圧延ではロールと材料の間の摩擦係数が大きく、このようなすべり線場に基づく不均一集合組織の形成が考えられる¹²⁾。またロール円周速度と材料の流れ速度との相対的關係から、中立点よりも入口側では正、出口側では負の摩擦力が板表面に作用するが、それがslippingに近い条件下での表面集合組織の形成に関係しているという説がある¹³⁾¹⁴⁾。

3) 熱間圧延温度では材料の成分元素の拡散速度が大きく、ミクロ偏析の解消が進行するが、板厚方向に沿っては濃度勾配を生じることがある。たとえば、脱炭や表面選択酸化に伴う成分元素の濃度勾配が問題となろう。

4) インゴットあるいは連铸スラブの集合組織や成分元素の不均一状態が熱間圧延工程に受け継がれる。

熱間圧延板の不均一集合組織を観測し、その結果を上記4項目を考慮しながら考察するには、適切な試料を用

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 30 日受付 (Received Aug. 30 1978)

** 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*** 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

**** 日本金属工業(株)相模原製造所 (Sagamihara Works, Nippon Metal Industry Co., Ltd.)

い、適切な圧延方法で実験を行なわなければならない。本論文の研究では、オーステナイトの熱間圧延板における集合組織の不均一状態の基本的成因を究明するため、18Cr-8Ni および 25Cr-20Ni オーステナイト系ステンレス鋼の連铸スラブから、板面に垂直な柱状晶を有する厚板試料を切り出し、それらを 800°C に加熱後 1 パスで 50% 圧延した後直ちに水中に急冷し、板表面からいろいろな深さにおける集合組織を観測した。試料として不規則方位分布の多結晶試料を用いると、普通の実験用圧延機で可能な 1 パス圧下率では集合組織の方位集積が弱く、実験結果の考察が困難なことが多い。本研究の試料では、圧下率が 50% 程度でも方位集積は非常に強く、圧延後の優先結晶方位についての考察が比較的容易である。

極点図によつて表現された集合組織の板厚方向に沿う不均一状態は平面ひずみ条件下の剛塑性体のすべり線場の理論を考慮しながら考察した。

2. 試料および実験方法

試料は通常の 18Cr-8Ni (SUS 304) および 25Cr-20Ni (SUS 310S) ステンレス鋼の連铸スラブの厚さの約 1/4 の位置から切り出した厚さ 20 mm, 幅 40 mm, 長さ 60 mm の厚板試料である。試料の片端には、ロールによるかみ込みが容易であるように tapering を施した。各試料の柱状晶は板面にはほぼ垂直で、大部分の柱状晶の [001] 軸は板面にほとんど垂直である。長さ方向に圧延するので、初期方位は (001) [hk0] (k と k は任意の実数) で表現される。18Cr-8Ni 鋼試料はあらかじめ 1250°C で 3 h の均熱処理を行なつた。

これらの試料を所定温度に保つた炉中に挿入し、十数分間で 800°C または 1000°C まで加熱し 3 min 間保持後炉から引き出し、直ちに 1 パスで 50% の圧延を行なつたのちすばやく常温の水中に急冷した。ロールの予熱は行なっていない。圧延時には、試料表面からの冷却と加工熱の発生とによつて、試料内温度分布は複雑な関数で表現される状態になつていると思われる。しかしその温度分布の推定は困難であり、集合組織観測結果から逆にその影響を判断することにした。ここでは 800°C, 1000°C に加熱し 1 パス圧延を行なつた各試料をそれぞれ 800°C 圧延試料, 1000°C 圧延試料とよぶことにする。ロール半径 R は 54 mm で、平均ひずみ速度は約 $7.2s^{-1}$ である。

圧延中の試料の表面には、外層に Fe_2O_3 と Fe_3O_4 , 内層に $(Cr-Fe)_2O_3$, 中間層に $(FeO)Cr_2O_3$ および NiO が介在した酸化膜が生じていた。このような酸化膜が存

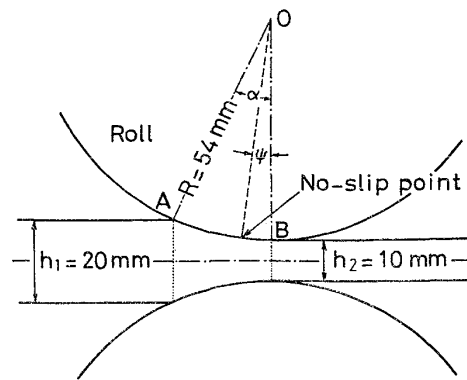


Fig. 1. Geometry of rolling.

在するときのロール・材料間の摩擦現象は複雑であるが、みかけの摩擦係数はかなり大きいと考えられる。ロールと材料の弾性変形を無視して幾何学的に求めた圧延加工中における「かみ込み角 α 」(Fig. 1) は $24^\circ 51'$ である。ロール・材料間の見かけの摩擦係数 μ は、かみ込みの条件

$$\tan \alpha' < \tan f = \mu \dots \dots \dots (1)$$

(α' は初期かみ込み角) によつても推定できるが、EKELUND の式や TSCHISHIKOV の式¹⁵⁾ により計算される圧延温度 800°C ~ 1000°C における $0.52 > \mu > 0.37$ の範囲内にあると考えられる。ロール半径方向圧力が接触弧に沿つて一定であるとみなし、水平分力の平衡関係を考えれば、中立点のロール角度 ψ は

$$\sin \psi = \frac{\cos(f - \alpha) - \cos f}{2 \sin f} \dots \dots \dots (2)$$

から求められる¹⁶⁾。 $0.52 > \mu > 0.37$ のときは $6^\circ 57' > \psi > 4^\circ 52'$ であり、本実験の場合には中立点は接触弧の中点よりもかなり出口側に近い位置にある(熱間圧延に対して比較的よい近似を与えるときとされている Sims の理論式¹⁵⁾ から求めた中立点ロール角度は $12^\circ 19'$ である。)

圧延後の板厚は、18Cr-8Ni 鋼の 800°C 圧延試料では 10.6 mm, 1000°C 圧延試料では 10.4 mm, 25Cr-20Ni 鋼の 800°C 圧延試料では 10.8 mm, 1000°C 圧延試料では 10.4 mm であつた。

圧延後の各試料の板表面からいろいろな深さの位置で Schulz 法により (200) および (111) 極点図を測定しまた方位食孔法により、圧延後の各柱状晶内の結晶方位分布状態も観察し、極点図による観測結果を再確認した。

3. 実験結果

Fig. 2, 3, 4 の (111) 極点図は、18Cr-8Ni 鋼の 800°C 圧延試料の板表面からの距離 $d = 6.5$ mm, 2.2 mm, 0.7 mm における測定結果である。Fig. 2 の d

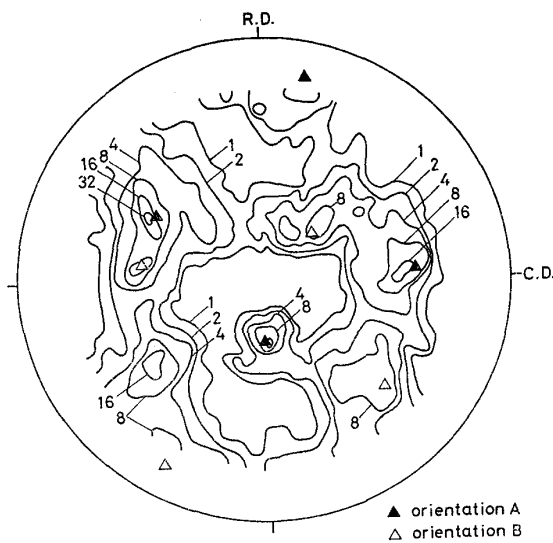


Fig. 2. The (111) pole figure observed at 6.5 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

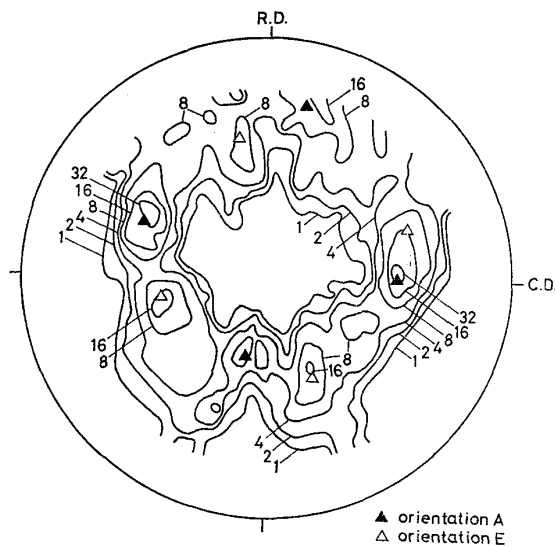


Fig. 3. The (111) pole figure observed at 2.2 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

$d=6.5$ mm は板の中心面 ($d=5.3$ mm) よりも 1.2 mm だけ裏面側の位置であるが、この集合組織は板の中心層の集合組織とみなせる。理想的には圧延板の不均一集合組織は中心面に関して鏡映対称分布を示すと考えられるが、実際には初期方位分布の非対称性、圧延条件の非対称性、柱状晶粒界の不規則性などの原因により、圧延後の結晶方位分布は非対称であり、中心層の集合組織の存在範囲が中心面よりもいずれか一方の表面側にずれていることが多い。この試料では $d=5.3$ mm の中心面よりも裏面側にずれていた。Fig. 2 によれば、中心層には少

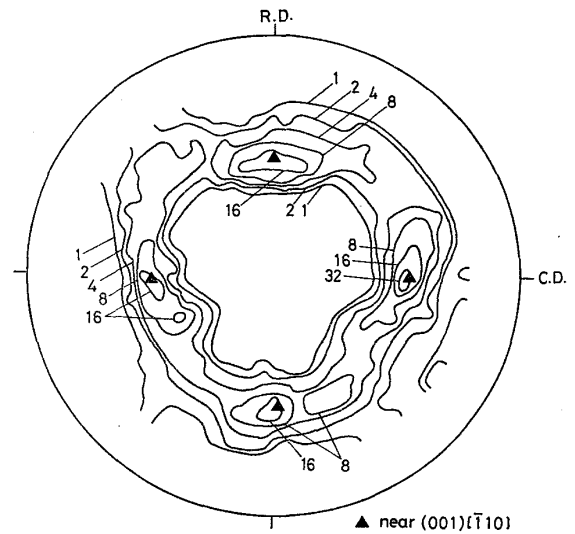


Fig. 4. The (111) pole figure observed at 0.7 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

なくとも二つの優先結晶方位AおよびBがあり、それらはそれぞれ近似的に $(1\bar{1}3)[\bar{2}11]$ および $(\bar{2}15)[\bar{4}1\bar{2}]$ で表現され、GOODMAN, HU¹⁷⁾ による 18Cr-8Ni 鋼多結晶試料強圧延板の研究結果における Cu 型の圧延集合組織の集積中心方位 near{123}<412> に近い。本実験では圧延率が比較的 low 約 50% であるので、方位AおよびBは最終的に安定な方位まで到達してはいないが、かなりそれに近づいた方位とみることができる*。Fig. 2 には、そのほかになおいくつかの集積があるが、それらは比較的集積度の弱い方位であるから、本論文の考察対象にはしない。

Fig. 3 の $d=2.2$ mm の位置には、上記2方位のうち方位Bに関係づけられる方位は存在せず、方位Aからわずかにずれた方位（それも方位Aとよぶことにする）が存在する。Fig. 2 の方位Aと Fig. 3 の方位Aは板厚方向に沿って連続的に方位変化している結晶領域の各一部の方位とみることができる。Fig. 3 にはそのほかの一つの方位Eがあるが、それは Fig. 2 または Fig. 4 の各方位とは特殊な関係をもつので本論文での考察対象とはしない。

Fig. 4 の $d=0.7$ mm には、Fig. 3 の方位Aを近似的に [111] 軸 (図中右方の▲印極点) に関して反時計

* HU, GOODMAN¹⁸⁾ は Cu 型圧延集合組織の集積中心方位を near(123)<412> 方位で表わし、それは (001)[100] 方位を [111] 軸に関して時計まわりに約 40° 回転した方位に近い。本論文ではそれと異なり、(001)[10] 方位を [111] 軸に関して時計まわりに約 30° 回転した方位に近い near(215)[211]~(113)[211] あるいはそれと等価な方位で近似的に表現した。この表現は、後述の表面集合組織の優先方位 near(001)[10] との方位関係を重視しているためである。

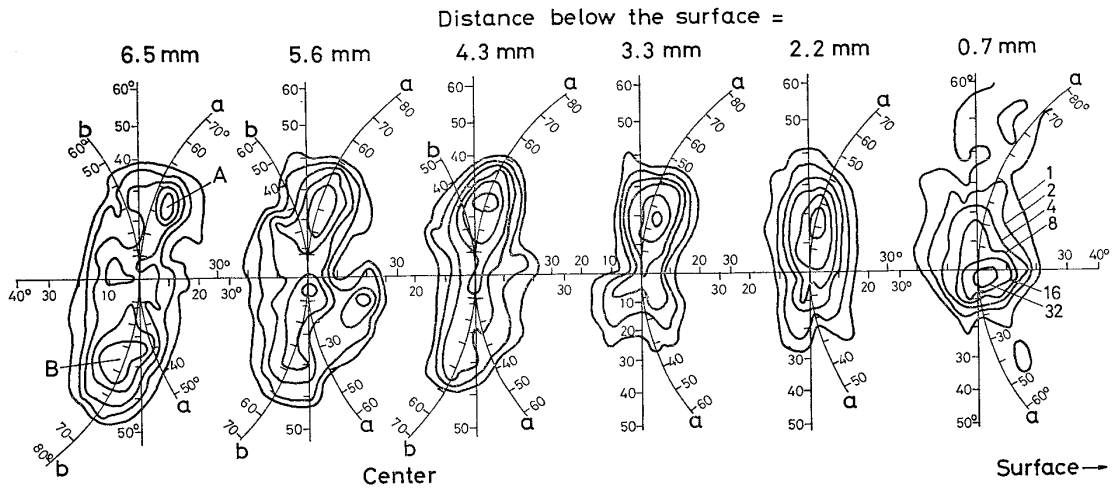


Fig. 5. Variation in the (002) -pole intensity distribution around the normal direction as a function of the distance below the surface in 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water. Each figure is the central portion of the (200) pole figure. The ordinate and abscissa show the angles of rotation about C.D. and R.D., respectively. Small circles, a-a and b-b, are the loci of the (002) pole of $(001) [\bar{1}10]$ orientation on rotating about the $[111]$ and $[\bar{1}\bar{1}1]$ axes, respectively, and the values on the small circles are the rotation angles.

まわりに約 23° 回転して得られる方位として近似的に $(001) [\bar{1}10]$ で表現される方位が存在する。この方位は、面心立方構造の金属の多結晶の冷間圧延板における表面集合組織の優先方位¹²⁾¹³⁾¹⁹⁾²¹⁾と同じである。

Fig. 5 は、18Cr-8Ni 鋼 800°C 圧延試料の (200) 極点図の中心付近の極密度分布を、板表面からの距離 d の順にならべたものである。上述のように、表面に近いところの優先方位を近似的に $(001) [\bar{1}10]$ で表現したので、これらの図は (002) 極密度分布図である。Fig. 2~4 の (111) 極点図の結果を考慮しながら、この Fig. 5 によつて板厚方向に沿う集合組織の変化の状態を次のように説明できる。

$d=6.5\text{ mm}$ には方位 A (Fig. 5 の上部集積点) と方位 B (Fig. 5 の下部集積点) が存在する。これらの2方位のうち方位 B は $d \leq 3.3\text{ mm}$ の範囲では消滅している。方位 A は $d=5.6\text{ mm}$ から $d=2.2\text{ mm}$ にかけてゆるやかに方位変化している。前述のように Fig. 2 ($d=6.5\text{ mm}$) の方位 A を近似的に $(1\bar{1}3) [\bar{2}11]$ で表わすとき、その方位変化は Fig. 5 の各図内に小円 a-a で (002) 極軌跡を示したように近似的に $[111]$ 軸に関する反時計まわりの回転である。その $[111]$ 軸回転は、 $d=2.2\text{ mm}$ と $d=0.7\text{ mm}$ の間において急激に進みnear $(001) [\bar{1}10]$ 方位の表面集合組織に移行している。Fig. 5 内には $(001) [\bar{1}10]$ 方位の (002) 極点の $[111]$ 軸に関する回転の軌跡の小円 a-a とその回転角度を示してあり、また参考のため左方の3図には方位 B の $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸回転の小円 b-b も併示した。

Fig. 6, 7, 8 の (111) 極点図は 18Cr-8Ni 鋼の 1000°C 圧延試料の板表面からの距離 $d=4.5\text{ mm}$, 2.5 mm , 0.8 mm における測定結果である。中心面の位置は $d=5.2\text{ mm}$ であるが、 $d=4.5\text{ mm}$ の Fig. 6 は中心層の集合組織を示し、近似的に方位 A は $(1\bar{1}3) [\bar{3}53]$ 方位 B は $(\bar{1}24) [\bar{2}11]$ で表わされる。Fig. 7 の $d=2.5\text{ mm}$ には方位 A からわずかに離れた方位(それも方位 A とよぶ)が存在し、Fig. 8 の $d=0.8\text{ mm}$ には $(001) [\bar{1}10]$ に近い方位が存在する。

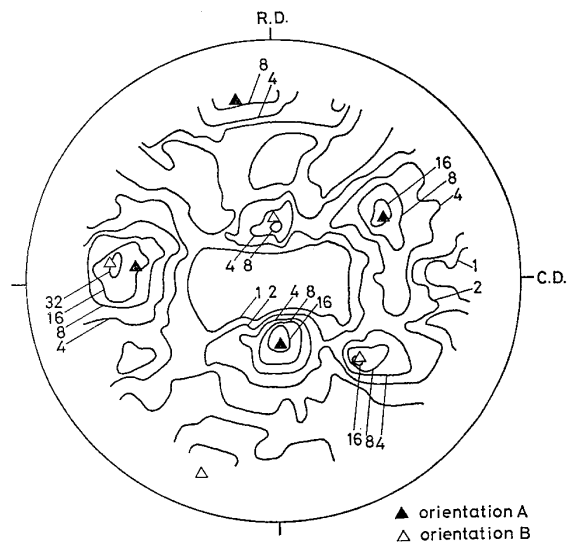


Fig. 6. The (111) pole figure observed at 4.5 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 1000°C and quenched into water.

Fig. 9 は, Fig. 5 と同様に, 1000°C 圧延試料の (002) 極密度分布を板表面からの距離 d の順にならべたものである. 方位 B は $d \leq 2.5$ mm には存在せず, 方位 A は $d = 4.5$ mm から $d = 2.5$ mm にかけてゆるやかに方位変化している. その方位変化の経路はやや乱れているので図内には示していないが, Fig. 5 の $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸回転小円 b-b を参考にすればわかるように, 近似的に $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸に関する時計まわりの回転成分が大きい. その回転は $d = 2.5$ mm から $d = 1.6$ mm の範囲内で急激に進み表面集合組織の (001) $[\bar{1}10]$ 近似方位に移行している.

圧延加工の対称性を考えれば, Fig. 2 の方位 A の $(\bar{1}\bar{1}3)[\bar{2}11]$ と Fig. 6 の方位 A の $(\bar{1}\bar{1}3)[\bar{3}53]$ とは結晶

学的に等価に近く, それらの方位の違いは圧延温度が異なるためではなく, 試料の初期方位分布のわずかな違いに起因するものと判断され, 両方位は共にいずれの圧延温度においても出現し得るものである. 初期方位の対称的分布からのわずかなずれなどによつて, そのいずれかへの方位変化が優先したものと見える. したがつてまた, 板厚方向に沿つて方位 A が $[111]$ 軸に関して回転しているのか, $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸に回転しているのかの選択も, それら二つの等価近似方位の選択に従つたものにすぎない.

Fig. 10, 11, 12 の (111) 極点図は, 25Cr-20Ni 鋼の 800°C 圧延試料の $d = 4.4$ mm, 2.7 mm, 0.4 mm における測定結果, Fig. 13 は同試料の (002) 極密度分布

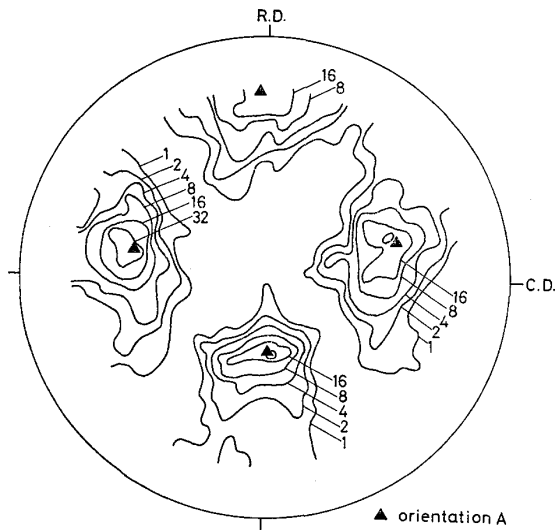


Fig. 7. The (111) pole figure observed at 2.5 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 1000°C and quenched into water.

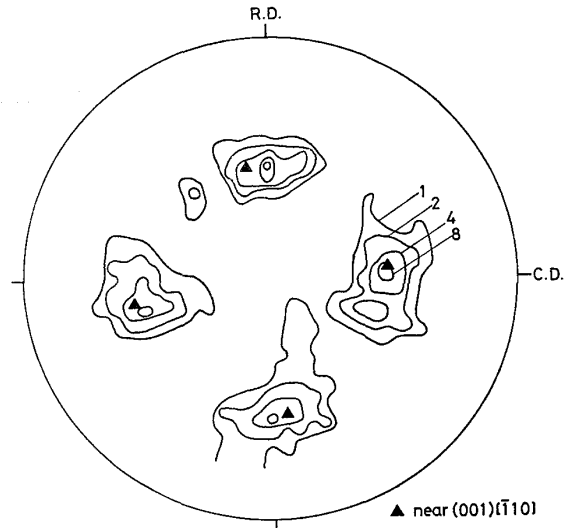


Fig. 8. The (111) pole figure observed at 0.8 mm below the surface of 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 1000°C and quenched into water.

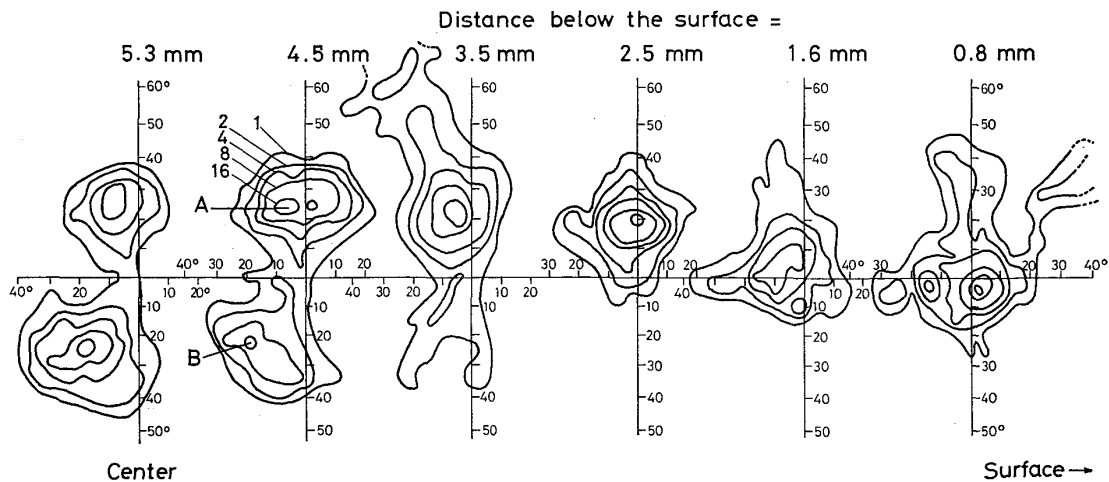


Fig. 9. Variation in the (002)-pole intensity distribution around the normal direction as a function of the distance below the surface in 18Cr-8Ni steel plate rolled 50% by one pass at 1000°C and quenched into water.

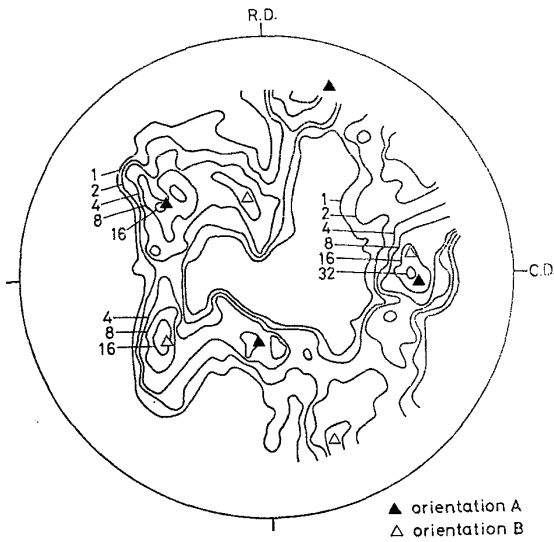


Fig. 10. The (111) pole figure observed at 4.4 mm below the surface of 25Cr-20Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

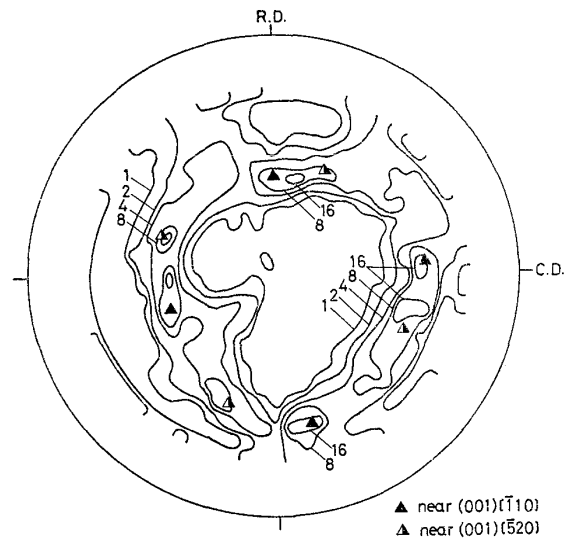


Fig. 12. The (111) pole figure observed at 0.4 mm below the surface of 25Cr-20Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

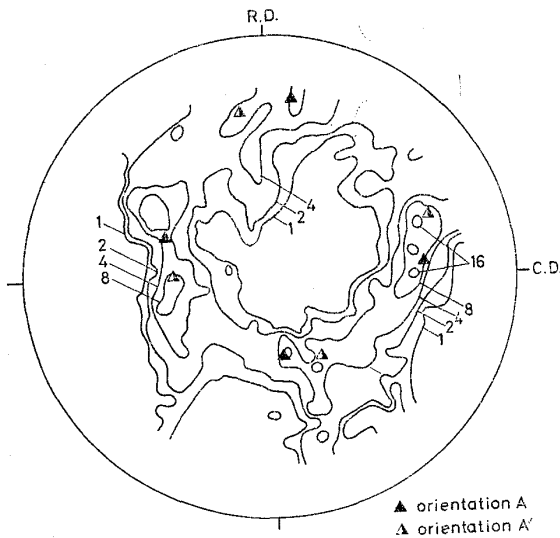


Fig. 11. The (111) pole figure observed at 2.7 mm below the surface of 25Cr-20Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water.

の板厚方向に沿う変化を示す。Fig. 11の方位A'とFig. 12のnear(001)[520]方位を考察の対象から除外すれば、これらの結果も前述の18Cr-8Ni鋼のばあいとほぼ同じように説明できる。Fig. 10の $d=4.4$ mmにおける方位Aは $(1\bar{2}5)[\bar{2}11]$ 、方位Bは $(\bar{2}17)[\bar{2}4\bar{1}]$ で近似的に表わされ、方位Aの板厚方向に沿う回転は[111]軸に関する反時計まわりの回転である。方位Aは $d=5.6$ mmから $d=2.7$ mmにかけてはゆるやかに方位変化し、 $d=2.7$ mmと $d=1.4$ mmの間で急激に方位変化して(001)[$\bar{1}10$]に近い方位に移行している。このFig.

12, 13における表面集合組織の1成分near(001)[$\bar{1}10$]は、Fig. 4, 8のばあいよりも(001)[$\bar{1}10$]方位からのずれが大きいが、板内部の各位置における方位Aもそれに応じたずれを示していることが注目される。Fig. 13ではその事実を明示するために、(002)極点の[111]軸に関する回転の軌跡の小円が座標原点を通らず、横軸の+6.7°の点を切る小円としてある。

Fig. 2~5の18Cr-8Ni鋼の実験結果とFig. 10~13の25Cr-20Ni鋼の実験結果との相異点は鋼種の相異によるものとは考え難く、各試料方位分布のわずかな違いによるものと判断される。

4. 考 察

この研究の当初の目的の一つは、鋼種および圧延温度による不均一集合組織の差異を調べることにあつた。しかし、前述の実験条件の範囲内では、鋼種または圧延温度による確実な相異は認めることができなかった。むしろ各試料においてわずかず異なる初期方位分布が圧延後の優先結晶方位を決定したといえる。したがって緒言で挙げた4項目のうち、ここで考察できるのはすべり線場に基づく不均一集合組織の形成の問題に限られる。

面心立方構造の金属結晶を圧延するときのすべり回転についてはDILLAMORE, ROBERTS²²⁾、上城、関根²³⁾²⁴⁾の(001)標準極点図上での説明がある。本研究における各試料の初期方位は(001)[hk0]で表現されるが、それを圧延するときの分解剪断応力最大のすべり系と、それらの活動によるすべり回転の向き(矢印)の一部をFig. 14

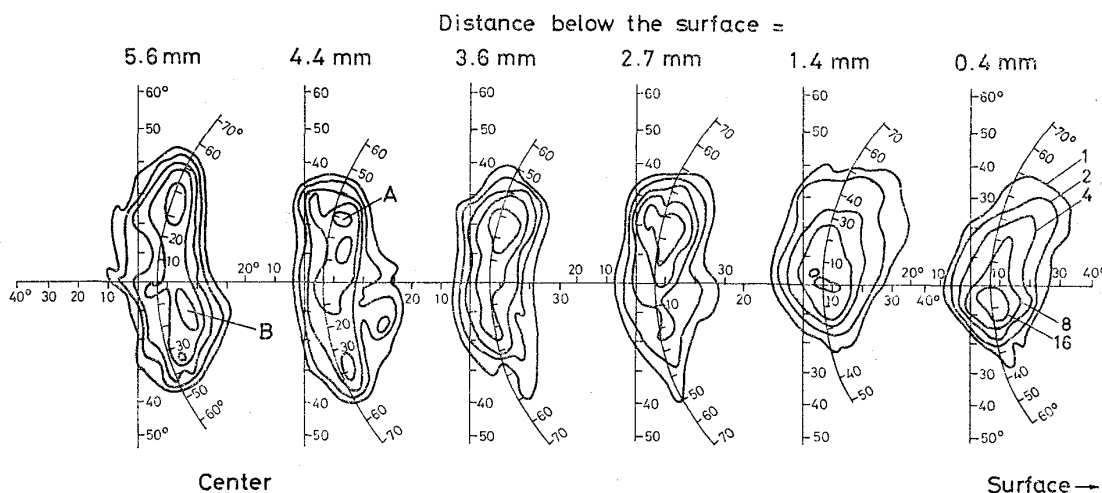


Fig. 13. Variation in the (002)-pole intensity distribution around the normal direction as a function of the distance below the surface in 25Cr-20Ni steel plate rolled 50% by one pass at 800°C and quenched into water. Each figure is the central portion of the (200) pole figure. The ordinate and abscissa show the angles of rotation about C.D. and R.D., respectively. Small circles are loci of the (002) pole of a deviated (001) $[\bar{1}10]$ orientation on rotating about the $[111]$ axis and the values on the small circles are the angles of rotation.

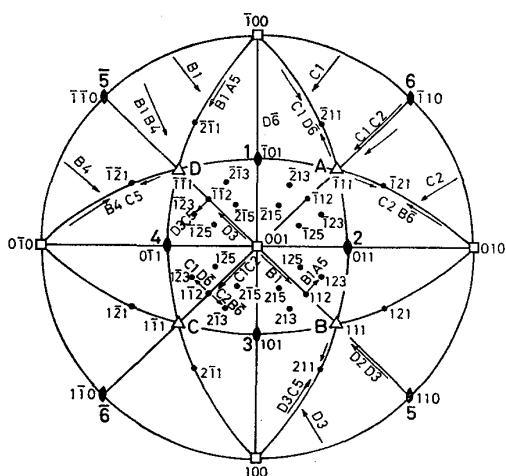


Fig. 14. Slip rotation from (001) $[hk0]$.

に示す。すべり系のミラー指数表示と記号の対応は研究者によつて異なるが、本論文では Fig. 14 に従っている。上城²⁵⁾の立方体集合組織銅板の冷間圧延実験によれば、圧下率が 50% 程度で低いばあい、初期方位が (001) $[\bar{1}10]$ のときは主として C1, C2 または A3, A4 の活動により幅方向の $[110]$ 軸に関して大きくすべり回転して $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}1]$ または $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 方位に近づくが、初期方位が (001) $[\bar{1}00]$ のときは初めに圧延方向を軸とするすべり回転を起こすがその回転角は非常に小さい。本研究の試料の初期方位は (001) $[hk0]$ で表わされ、圧延方向は Fig. 14 の円周上にほとんど random に分布しているので、それらのあらゆる方位からのすべり回転

により到達する方位の集積中心方位が前述の中心層の集合組織の方位 A, B およびそれらの等価方位である。

板厚方向に沿う集合組織の不均一状態をすべり線場によつて考察するさいには中立点の位置が問題になる。実験方法のところで述べたように、圧延加工中のかみ込み角 α は $24^\circ 51'$ 、中立点ロール角度 ψ は $6^\circ 57' \sim 4^\circ 52'$ の範囲内にあり、ロール半径 R は 54 mm であるから、約 10 mm の全圧下量 (約 50% の圧下率) のうち $2R(\cos\psi - \cos\alpha) = 9.20 \sim 9.61$ mm (約 46~48% の圧下率) は中立点よりも入口側で圧下される。したがつて圧延集合組織の発達とは主として中立点よりも入口側で進行しているとみなしてよい。そこで不均一集合組織の形成も主としてロール入口側のすべり線場によるものとみなして次のような考察を試みた。

剛塑性体の熱間圧延において、接触弧に沿つて sticking の状態にあるとみなし、ALEXANDER¹⁰⁾ は Fig. 15

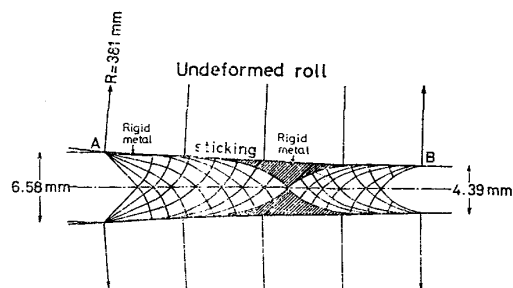


Fig. 15. Slip line field for rolling process (J. M. ALEXANDER, 1955)

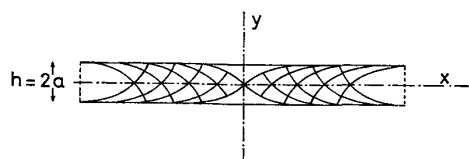


Fig. 16. Slip line field for a sheet compressed between two parallel rough plates. (L. PRANDTL, 1923)

に示すようなすべり線場を関式的に求めている。しかしその前提としている仮定は実際の熱間圧延条件とはかなり違っており、また結晶異方性の問題もあるので、ここではむしろ定性的な理解を目的として、すべり線場の曲線が平面ひずみ条件下の剛塑性体の粗表面平板による圧縮のさいのサイクロイド曲線で近似できるものとみなして考察する。Fig. 16 に PRANDTL⁶⁾によるその解を示したが、すべり線場の曲線は次式で表わされるサイクロイドである。

$$x = a \left(\sin^{-1} \frac{y}{a} - \sqrt{1 - \frac{y^2}{a^2}} \right) + \text{const.} \dots (3)$$

ここで直交座標の y 軸を圧縮方向にとつている。この曲線の勾配 $\tan \theta$ は次式で与えられる。

$$\frac{dy}{dx} = \tan \theta = \frac{\sqrt{a^2 - x^2}}{a + y} \dots (4)$$

考察の順序として、まず初期方位 (001) [hk0] のうちですべり回転角が最も大きい (001) $[\bar{1}10]$ 方位の、中立点よりも入口側におけるすべり回転を考え、それによつて得られる結論を実験結果の説明に近似的に適用する。

Fig. 17 には、(001) $[\bar{1}10]$ の方位角をゼロとし、その方位の [110] 軸に関する回転角度を横軸にとり、上城²³⁾による圧延のさいの各すべり系に対する分解剪断応力 τ/σ (σ は主応力の絶対値) をその回転角度の関数として示した。 $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ は -35.26° 、 $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ は $+35.26^\circ$ の方位角の位置にある。

板の中心面における最大剪断応力方向は、Fig. 15 または Fig. 16 のすべり線場で示されているように圧延方向 (x 軸) に対して $\pm 45^\circ$ である。(001) $[\bar{1}10]$ 方位に圧延するときは、Fig. 17 に示されているように、分解剪断応力最大のすべり系は C1, C2, A3, A4 であり主として C1, C2 が活動するときは [110] 軸に関して時計まわりに回転して (Fig. 14 および Fig. 17 での回転はそれと逆向きである) $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ に近づき、主として A3, A4 が活動するときは [110] 軸に関する反時計まわりの回転により $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ に近づく。圧下率が 50% 程度のときは $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ または $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ まで完全には到達しない。Fig. 15 または Fig. 16 のすべ

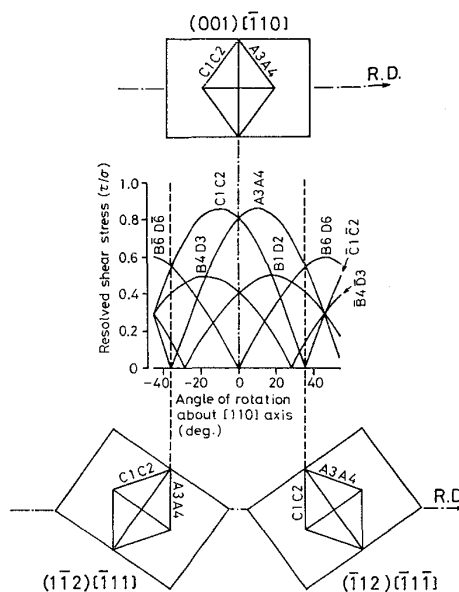


Fig. 17. Resolved shear stresses on slip systems in an orientation range from $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ to $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$.

り線場によると、中心面から上表面に近づくに従い、すべり線は反時計まわりにしだいに傾いていく。したがつて、(001) $[\bar{1}10]$ 方位に圧延するとき、中心面よりも上表面側では

$$\tau_{C1, C2} > \tau_{A3, A4}$$

であり、主として C1, C2 の活動によるすべり回転が起こり、A3, A4 の活動によるすべり回転は起こらない。またすべり線の勾配の変化に応じて、上表面に近づくほど優先方位は反時計まわりに回転し、 $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ よりも (001) $[\bar{1}10]$ に近い方位に変化していく。その優先方位の回転角が式 (4) のすべり線の勾配の角度 θ の回転角と一致するものとすれば、中心面から $0.2a$ で 5.77° 、 $0.4a$ で 11.8° 、 $0.6a$ で 18.4° 、 $0.8a$ で 26.6° 、 $0.95a$ で 35.9° となるはずである。板厚 $h=2a=10\text{ mm}$ とすれば、 $0.95a=4.75\text{ mm}$ で、表面からの距離 $d=0.05a=0.25\text{ mm}$ である。中心面における優先方位が $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ のときは、 $d=0.25\text{ mm}$ の位置では約 35.9° の回転をした (001) $[\bar{1}10]$ 方位になるはずである。しかし圧下率が低いとき中心面方位が $(\bar{1}\bar{1}2) [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ にまで達していないときは、表面から 0.25 mm よりもさらに深い位置まで (001) $[\bar{1}10]$ 方位が存在し得る。たとえば中心面優先方位が $(\bar{1}\bar{1}3) [\bar{3}\bar{3}2]$ のときは $d=0.23a=1.15\text{ mm}$ の深さまで (001) $[\bar{1}10]$ 方位が存在する**。

** この結果は sticking 条件下あるいは $\mu > 0.5$ のときのすべり線場によつており、 $\mu < 0.5$ のばあいには、(001) $[\bar{1}10]$ の存在し得る最大深さは小さくなる。

中心面よりも下表面側では $\tau_{C1, C2} < \tau_{A3, A4}$ であるから上述の考察と等価ではあるが逆向きの方位および方位関係の説明が成り立つ。

本実験の試料の初期方位は、圧延方向に平行な軸がほとんど random に分布している (001) [hk0] 方位であり、また圧下率が約 50% で比較的低い。圧延板の中心面近傍の優先方位はそれらのすべての方位からのすべり回転方位の集積中心として、前述の実験結果の方位 A および B となつている。その方位 A は主として C1, C2 の活動によつて発達した優先方位で前述の考察の (112) $[\bar{1}11]$ へ近づく方位、方位 B は主として A3, A4 の活動により発達した優先方位で前述の考察の (112) $[\bar{1}11]$ へ近づく方位とそれぞれ対応づけることができる。

実験結果によると、中心層集合組織の 2 成分 A および B のうち、方位 B は板の上表面側で消滅するが、それは上表面側では $\tau_{C1, C2} > \tau_{A3, A4}$ であるために発達しないと説明される。一方、主として C1, C2 の活動によつて形成された方位 A は、上表面に近づくに従い $[111]$ または $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸に関し反時計まわりに回転して (001) $[\bar{1}10]$ 近似方位に近づいており、回転軸は前述の議論の $[110]$ とは異なるが、回転の向きはそれから予想されるとおりになつている。しかし、Fig. 5, 9, 13 による方位 A の板厚方向に沿う回転の角度変化は、すべり線場の曲線のサイクロイドからの予想とは一致していない。

本研究でとくに注目されることは、(001) $[\bar{1}10]$ で近似される表面集合組織の優先方位は、内部の集合組織と近似的に $\langle 111 \rangle$ 軸回転関係にあることである。25 Cr-20 Ni 鋼の 800°C 圧延試料のように、表面の優先方位が (001) $[\bar{1}10]$ よりかなりずれているときは、内部の優先方位もそれに応じたずれを示し、 $\langle 111 \rangle$ 軸回転関係だけは保たれている。この事実は、表面集合組織が内部の集合組織と不連続な独立したものではなく、すべり線場から説明されるような内部集合組織からの方位変化の終端方位として理解されるべきであることを示す。 $\langle 111 \rangle$ 軸回転の理由については、単結晶の熱間圧延実験によつて今後究明しなければならない。

5. 総 括

18 Cr-8 Ni および 25 Cr-20 Ni オーステナイト系ステンレス鋼の連铸スラブから切り出した厚さ 20 mm の柱状晶試料を 800°C または 1000°C に加熱後 1 パスで約 50% の圧延を行なつた後直ちに水中に急冷した。圧延後の試料の集合組織の板厚方向に沿う不均一状態を調べるため、板表面からいろいろな距離における (200) および (111) 極点図を Schulz 反射法により測定した。

初期方位は (001) [hk0] で表わされるが、圧延後の板の中心層の集合組織は初期方位分布の非対称性に起因する非対称な二つまたはそれ以上の優先結晶方位から成る。そのうちの主要な 2 方位を A および B とするとき、中心面よりも上表面側では方位 B は消滅し、方位 A は上表面に近づくに従い $[111]$ または $[\bar{1}\bar{1}1]$ 軸に関して回転し、表面集合組織の (001) $[\bar{1}10]$ 近似方位に移行することを明らかにした。そのような不均一集合組織の形成を平面ひずみ条件下の剛塑性体の圧延または圧縮におけるすべり線場の理論により説明を試みた。

終わりに研究に協力された水上政之君に深謝する。

文 献

- 1) G. WASSERMANN und J. GREWEN: *Texturen metallischer Werkstoffe*, (1962) [Springer]
- 2) 鉄鋼基礎共同研究会・再結晶部会: 鉄鋼薄板の再結晶および集合組織 I, II (昭49.7.31) [日本鉄鋼協会]
- 3) M. GENSAMER and P. A. VUKMANIC: *Trans. AIME*, 125 (1937), p. 507
- 4) E. B. KULA and S. L. LOPATA: *Trans. Met. Soc. AIME*, 215 (1959), p. 980
- 5) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 6) A. JONES and B. WALKER: *Metal Science*, 8 (1974), p. 397
- 7) 松岡 孝: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1179
- 8) E. SIEBEL und H. HÜHNE: *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch.*, 13 (1931), p. 43
- 9) G. C. CORNFELD and R. H. JOHNSON: *JISI*, Aug. (1973), p. 567
- 10) J. M. ALEXANDER: *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 169 (1955), p. 1021
- 11) W. JOHNSON and H. KUDO: *Int. J. Mech. Sci.*, 1 (1960), p. 175
- 12) I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: *J. Inst. Metals*, 92 (1963/4), p. 193
- 13) P. J. REGENET und H.-P. STÜWE: *Z. Metallk.*, 54 (1963), p. 273
- 14) 古林英一, 菊池武丞児: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 460
- 15) 日本鉄鋼協会編: 圧延理論とその応用, (1969) [誠文堂新光社]
- 16) 鈴木 弘編: 塑性加工, p. 97 (1961), [裳華房]
- 17) S. R. GOODMAN and Hsun Hu: *Trans. Met. Soc. AIME*, 230 (1964), p. 1413
- 18) Hsun Hu and S. R. GOODMAN: *Trans. Met. Soc. AIME*, 227 (1963), p. 627
- 19) G. von VARGHA und G. WASSERMANN: *Metallwirtschaft*, 12 (1933), p. 511
- 20) K. LÜCKE: *Z. METALLK.*, 45 (1954), p. 86
- 21) Hsun Hu, P. R. SPERRY and P. A. BECK: *Trans. AIME*, 194 (1952), p. 76

-
- 22) *I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: Acta Met.*, 12 (1964), p. 281
- 23) *T. KAMYO: Trans. JIM*, 10(1969), p. 238
- 24) 上城太一: 日本金属学会誌, 32(1968), 22. 上城太一, 関根和喜: 日本金属学会誌, 34(1970), p. 913
- 25) 上城太一: 日本金属学会誌, 30(1966), p. 207
- 26) *L. PRANDTL: Z. angew. Math. Mechanik*, 3 (1923), Nr. 6, 401
-