

© 1986 ISIJ

フェライト系ステンレス鋼の高速熱間圧延 変形と再結晶挙動

論 文

斎藤好弘*・左海哲夫*²・前田 太*³・加藤健三*

Deformation and Recrystallization Behavior of Ferritic Stainless Steel in High Speed Hot Rolling

Yoshihiro SAITO, Tetsuo SAKAI, Futoshi MAEDA and Kenzo KATO

Synopsis :

The recrystallization behavior of ferritic stainless steel in high speed hot rolling has been investigated in relation to the strain distribution through the thickness of the rolled strip. The strip of which the size was $2 \times 20 \times 430$ mm was rolled at the temperatures from 900°C to 1050°C and at the rolling speed of 20 m/s with or without lubrication. The rolled specimen was quenched in water at the interval of 25 ms after rolling. The redundant shear strain caused by friction forms severely sheared region beneath the surface with the thickness of about $100\mu\text{m}$. The maximum equivalent strain $\bar{\epsilon}_{max}$ in severely sheared region reaches about 4 times of compressive strain and $\bar{\epsilon}_{max}$ in rolling without lubrication, is always larger than that in lubricated rolling.

Extremely fine recrystallized grains are formed in severely sheared region when $\bar{\epsilon}_{max}$ exceed a critical value, which is dependent on ZENER-HOLLOMON parameter Z_{max} in severely sheared region and independent of lubrication condition. The size of the recrystallized grain is also strongly dependent on Z_{max} .

From these results and optical micrographs, it is concluded that the recrystallized grains observed in this study are statically recrystallized ones.

1. 結 言

鋼の高温における変形、回復、再結晶挙動の解明は、熱延時の変形抵抗および熱延後の板の内部組織と性質を予測するのに不可欠であり、今日までに多くの研究が行われている。それらの研究の多くは、直接に応力・歪み関係が求められる丸棒または板状試験片による一軸引張試験¹⁾²⁾、円柱の一軸圧縮試験³⁾⁴⁾、あるいは板の平面歪み圧縮試験^{5)~7)}など、均一な垂直歪を生じる試験によつて行われている。しかし、周知のごとく、一般に熱延時の材料の変形は単純な均一圧縮変形ではなく、主としてロール接触面における高い摩擦に起因する大きな付加的せん断変形を伴っており、それが板厚方向に不均一に分布している。この付加的せん断変形が熱延板の回復・再結晶挙動ひいては板の内部構造と性質に無視できない、場合によつては決定的な影響を与えることがわかってきた⁸⁾。従つて熱延における鋼の変形、回復、再結晶挙動を解明するには上記試験法のみでは不十分である。

そこで著者らは、高速試験熱間圧延機により、短冊状試験片を圧延急冷して組織を凍結すると共に、試片内の圧延方向に垂直な平面の圧延後の変形を観察して付加的

せん断歪みを測定する圧延試験法を開発した。本報では、この試験法の概要とこれを用いて求めたフェライト系ステンレス鋼の熱延変形と回復・再結晶挙動に関する知見を報告する。

2. 実験方法

2.1 実験装置

Fig. 1 に使用した圧延試験装置の概要を示す。圧延機はロール直径 530 mm、ロール周速 5.5~47 m/s の可変速 2 段圧延機である。その入口側には、安定化処理炉 (No. 1 加熱炉) と圧延温度設定炉 (No. 2 加熱炉) の 2 台の管状電気炉を圧延ライン上に設置した。いずれの炉も、温度分布は $\pm 3^\circ\text{C}$ で均熱帯長さは 560 mm を有し、真空ないし不活性ガス雰囲気で使用できる。本実験では $\text{Ar} + 10\% \text{H}_2$ ガスを用いた。ロール入口直前には、ガイド及びピンチローラーを設けた。出口側には、高速で放出される試験片を無歪みで受けとめ、同時に急冷するための内径 130 mm、長さ 3 m のステンレス鋼製の水冷式冷却管を設けた。冷却管のロール側の管端には厚さ 0.1 mm のビニールシートを張つた窓を設け、後端は厚さ 50 mm の木栓で閉じ、内部に水道水を満たした。管

昭和 60 年 7 月 22 日受付 (Received July 22, 1985)

* 大阪大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Osaka University)

*² 大阪大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565)*³ 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University)

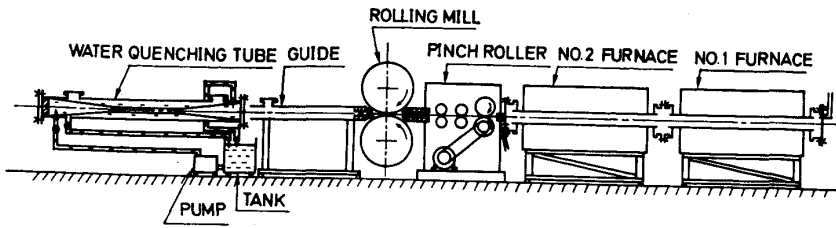


Fig. 1. Schematic diagram of experimental apparatus.

内には、高速の試験片が水中を突進する際に曲がりを生じないように鋼板製のガイドが挿入されている。ロールから高速で放出された試験片は、冷却管のビニールシートの窓を破つて水中に突入し、テーパ状のガイドで減速され、木栓で止められる。ロール出口から冷却管入口までの距離は、0.3~7.5 m の範囲で自由に変えることができ、これに対応して圧延後急冷開始までの時間を、仮に圧延速度を 20 m/s とすると 15~375 ms の範囲で変えることができる。なお、ロールと冷却管との間には内径 100 mm のパイプを設置して、試験片を確実に冷却管へ導くようにした。

2.2 供試材

本試験機で圧延できる試験片は、厚さ 3 mm 以下、幅 30 mm 以下、長さ 300~760 mm の短冊状試験片で、かみ込み時の衝撃を緩和し、かつ冷却管への突入を容易にするため、先端をナイフエッジ状に加工した。本研究に用いた試料は、低炭素 17%Cr フェライト系ステンレス鋼である。その組成を Table 1 に示す。試験片の寸法は 2×20×430 mm とした。試験片は安定化処理炉で 1068°C に 20 min 保持し、初期粒径を約 200 μm に調整した。

2.3 実験条件

実験スケジュールを Fig. 2 に示す。圧延温度は、

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Mo	Cu
0.015	0.58	0.24	0.028	0.007	0.12	17.2	0.53	0.47	0.02

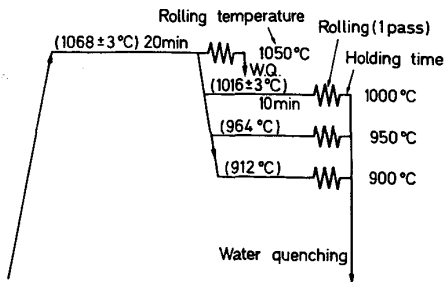


Fig. 2. Schematic representation of processing conditions for hot rolling and direct quenching.

900, 950, 1000, 1050°C の 4 段階とした。試験片は、安定化処理炉で保持した後、1050°C 圧延の場合はそのまま、1000, 950, 900°C 圧延の場合はそれぞれ、加熱炉からロール入口までの温度低下を考慮して、圧延温度設定炉で 1016, 964, 912°C に 10 min 保持した後圧延した。圧下率は 15~50% の範囲で変化させ、圧延速度は 20 m/s で一定とした。この場合の平均圧下歪み速度は 430~850 s⁻¹ であつた。圧延後焼入れまでの保持時間は 25 ms で一定とした。

潤滑条件は、無潤滑、油潤滑の 2 種類とした。無潤滑圧延では、圧延前にロール表面をアセトンで脱脂した。油潤滑では、流動パラフィン 2 号、オレイン酸、塩素系極圧添加剤を 8:1:1 に混合したものを、圧延前にロール表面に約 2 μm の油膜厚さとなるように塗布した。

2.4 板厚方向の歪み分布の測定法

試験片の幅方向中央部に直径 3 mm の SUS 430 の丸棒を埋め込んだものを圧延し、冷却後丸棒の中心を通る長手方向の垂直断面に沿って切断し、丸棒の湾曲形状を測定した。Fig. 3 に丸棒の変形状態を模式的に示す。丸棒の二つの輪郭線の y 座標を板厚方向に 50 μm おきに読み取り、これを平均することによって丸棒中心線の湾曲形状を求めた。

変形中の圧下歪み増分とせん断歪み増分の比は一定であり、また圧下歪み増分は板厚方向に一定であると仮定し、更に平面歪み変形を仮定すると、相当歪み (ε), 付加的せん断歪み (γ) は次のようにならわされる。

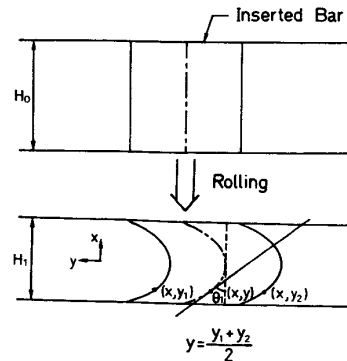


Fig. 3. Illustration of the deformation of the inserted bar and apparent shear angle θ₁.

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \phi \ln \frac{1}{1-r} \dots\dots\dots (1)$$

$$r = 2\sqrt{\phi^2 - 1} \ln \frac{1}{1-r} \dots\dots\dots (2)$$

ただし

$$r = 1 - H_1/H_0 \dots\dots\dots (3)$$

$$\phi = \sqrt{1 + \left\{ \frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan \theta_1 \right\}^2} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 H_0 、 H_1 はそれぞれ圧延前後の板厚、 θ_1 は圧延前に板表面に垂直な要素の任意の位置における見掛けのせん断角である。さきに求めた丸棒中心線の湾曲形状から数値微分により $\tan \theta_1$ を求め、これらの式によつて $\bar{\epsilon}$ および r の分布を計算した。

3. 実験結果

3.1 変形抵抗

Fig. 4 に無潤滑圧延の場合の圧延荷重 (P) から式 (5)、(6) によつて求めた供試材の平均変形抵抗 (k_{fm}) の温度及び歪み依存性を示す。

$$k_{fm} = \frac{(\sqrt{3}/2) P}{Q_P \cdot B_m \cdot \sqrt{R_0'} \cdot \Delta H} \dots\dots\dots (5)$$

$$Q_P = 0.8 + (0.45 r + 0.04) \left(\sqrt{\frac{R_0'}{H_0}} - 0.5 \right) \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 Q_P は志田による圧下力関数⁹⁾であり、 B_m は圧延前後の平均板幅、 R_0' は HITCHCOCK の式による偏平ロール半径、 ΔH は圧下量である。この結果を、相当圧下歪み $\bar{\epsilon}_0$ と板厚中心部での ZENER-HOLLOMON 因子 Z_0 で重回帰分析を行つたところ次の式が得られた。

$$k_{fm} = 16.5 \bar{\epsilon}_0^{0.095} Z_0^{0.074} \dots\dots\dots (7)$$

ただし、 $\bar{\epsilon}_0$ と Z_0 は

$$\bar{\epsilon}_0 = (2/\sqrt{3}) \ln(1-r)^{-1} \dots\dots\dots (8)$$

$$Z_0 = \dot{\bar{\epsilon}}_0 \exp\left(\frac{Q}{RT_0}\right) \dots\dots\dots (9)$$

によつて計算した。ここで、 $\dot{\bar{\epsilon}}_0$ は平均相当圧下歪み速度

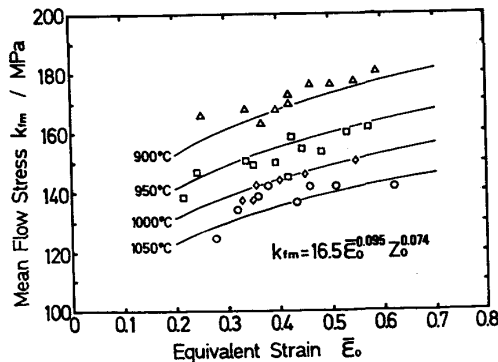
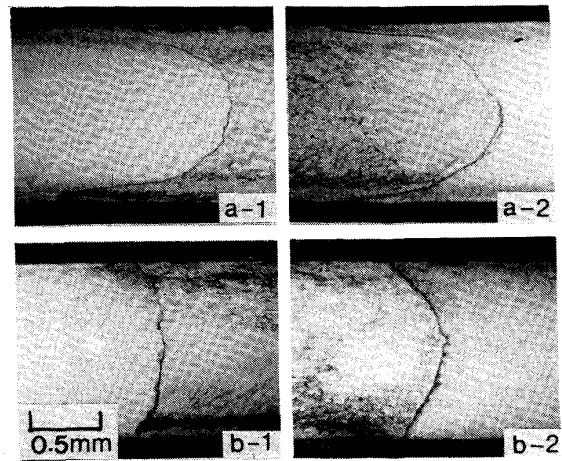


Fig. 4. Effects of rolling temperature (T_0) and equivalent strain ($\bar{\epsilon}_0$) on the mean flow stress.



(a) 36.3%, without lubrication, (1) top, (2) bottom
(b) 38.6%, lubricated, (1) top, (2) bottom

Photo. 1. Flexion of inserted bar after rolling at 950°C.

で、ロール周速を v_R 、ロール半径を R_0 として $\dot{\bar{\epsilon}} = 2/\sqrt{3} \ln(1-r)^{-1}/\sqrt{R_0} \cdot \Delta H$ によつて求めた。見掛けの活性化エネルギー Q は、類似の成分の鋼について岡口ら¹⁰⁾により求められた 61 kcal/mol を用いた。 T_0 は圧延開始温度、 R は気体定数である。図中の実線は式(7)より各温度における k_{fm} を計算したもので、実験の傾向をよく表している。 k_{fm} の Z_0 依存性については、矢田ら⁷⁾は炭素鋼のフェライト域で $k_{fm} \propto Z_0^{0.15}$ を得ている。式(7)の値はこれと大体一致している。

3.2 板厚方向の相当歪み分布

Photo. 1 に、950°C 圧延における試片中に埋め込まれた丸棒の変形の例を示す。無潤滑、潤滑とも表面より約 90 μm 付近で傾きが最も大きく、ロールと接触する表面直下では傾きの減少が見られる。湾曲量は潤滑条件の影響を受け、潤滑圧延では無潤滑圧延より湾曲量が小さい。Fig. 5 に相当歪み $\bar{\epsilon}$ の板厚方向の分布に及ぼす圧下率、潤滑条件及び圧延温度の影響を示す。低圧下率の潤滑圧延を除き、表面付近に明瞭なピークが存在する。このピークの位置 (図中に矢印で表示) は表面より 80~120 μm にある。板厚中心の $\bar{\epsilon}$ を基準としてピークの半価幅を求めると、圧延条件によらずほぼ 90~120 μm であつた。この付加的せん断歪みの大きい領域を以後強せん断層と呼ぶことにする。Fig. 6 に強せん断層の最大相当歪み $\bar{\epsilon}_{max}$ に及ぼす圧延条件の影響を示す。比較のために $r=0$ の場合の相当歪みを太い実線で示した。 $\bar{\epsilon}_{max}$ は無潤滑、潤滑とも圧下率の増加とともに大きくなるが、潤滑では常に無潤滑より小さい。ただし r が 40% を超えると潤滑圧延でも $\bar{\epsilon}_{max}$ が急激に増加している。これは圧下率の増加による潤滑膜の破断が原因

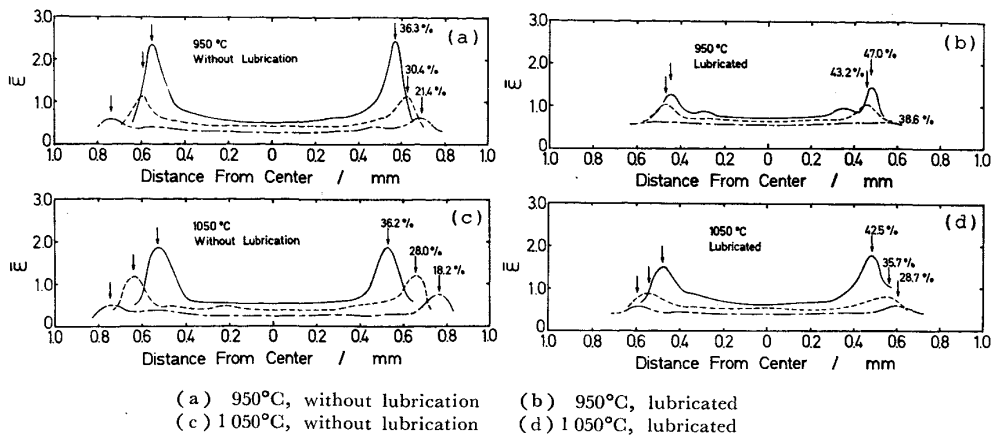


Fig. 5. Distribution of equivalent strain through the thickness of the rolled strip.

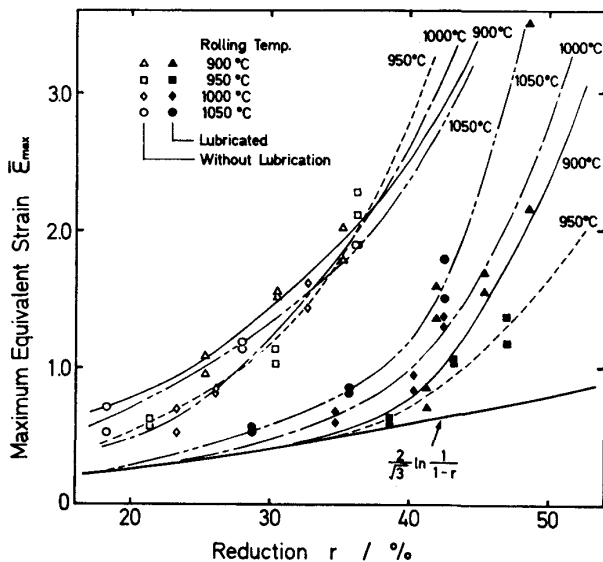


Fig. 6. Effects of reduction, rolling temperature and lubrication condition on the maximum equivalent strain.

と考えられる。また、 $\bar{\epsilon}_{max}$ は無潤滑では圧延温度にほとんど依存しないが、潤滑では高温ほど大きくなる傾向がある。これは、高温ほど潤滑油の油膜強度が低下するためと考えられる。

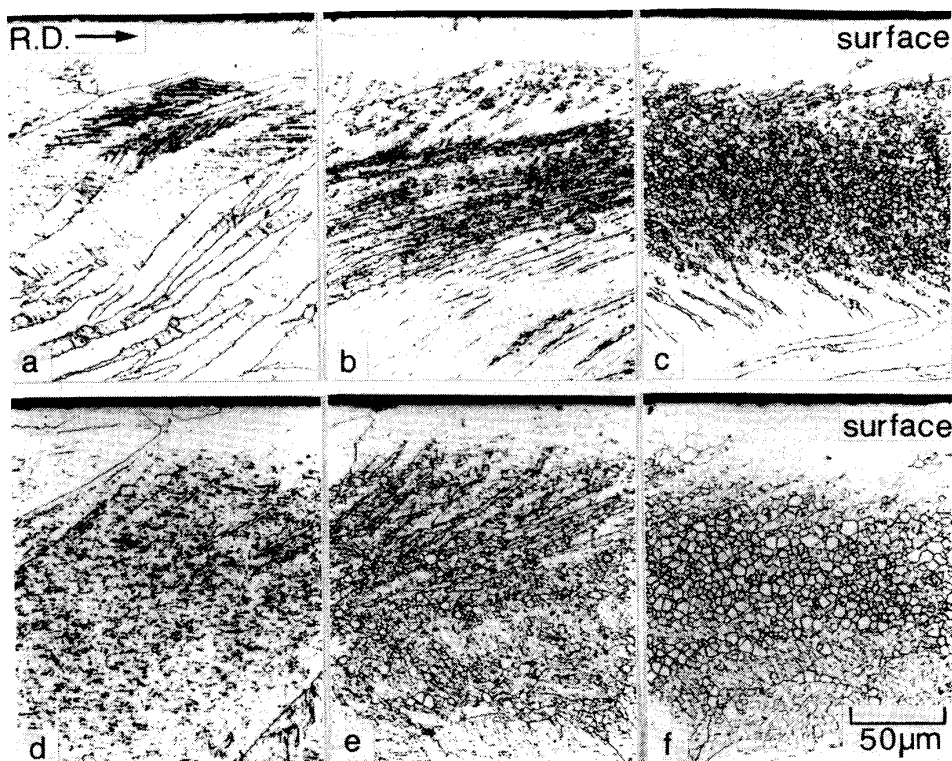
3.3 熱延急冷材の組織と硬さ分布

900°C および 1000°C での無潤滑圧延における急冷板の板表面近傍の光顕組織を Photo. 2 に示す。900°C 圧延では、圧下率 20% で強せん断層の元の粒内に、圧延方向に傾いた変形帯が見られる。30% では変形帯の幅が小さくなり、数は増え全体として密度が増している。40% の場合強せん断層全体が微細な再結晶粒でおおわれ、その下の比較的せん断歪みの小さい所では変形帯に沿って再結晶粒が発生しているのが観察される。1000°C 圧延では、圧下率 20% 及び 30% の場合、強せん断層の粒内にサブグレインが発達し、変形帯は 900

°C 圧延に比べて不鮮明となつている。30% では、変形帯に沿ってすでに再結晶が始まっており、40% では強せん断層全体が再結晶粒におおわれている。ただし、その粒径は 900°C の場合に比べて明らかに大きい。また、いずれの場合も表面から 20~30 μm までは、強せん断層より内側と同様の加工組織となつている。これは、Fig. 5 の歪み分布において、いずれも表面付近で相当歪みが内部と同程度の値になつていることと対応している。

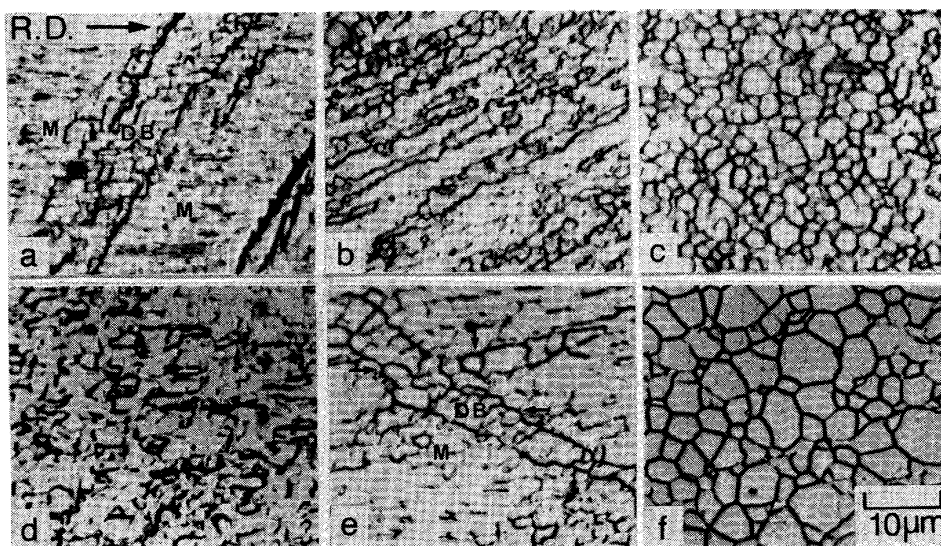
Photo. 3 は、Photo. 2 のそれぞれの強せん断層を高倍率で観察したものである。900°C 圧延で圧下率 20% の場合、元の粒内 (M で示す) にはほとんどサブグレインは見られないが、変形帯 (DB で示す) には明瞭に現れている。また変形帯内部のサブグレインには方向性が見られる。1000°C、20% 及び 30% で粒内に見られるサブグレインも一方向に伸長し、900°C の場合と同様の方向性が見られる。また、1000°C、30% で見られる再結晶粒は、変形帯と母相の境界から発生している (矢印)。900°C、1000°C とともに再結晶粒は直径数 μm の微細等軸粒であり、明瞭でかつ直線的な粒界を持ち、その内部にサブグレインは見られない。

900°C 及び 1000°C 無潤滑圧延急冷材のマイクロビッカース硬さ (荷重 100 g) の板厚方向変化を Fig. 7 に示す。いずれの場合も、板厚全体にわたって圧延前より硬化しているのがわかる。900°C、1000°C 圧延ともに圧下率 20% 及び 30% では強せん断層で硬さは最高になつている。その硬化量は圧延温度に依存し、900°C で約 70、1000°C で約 45 と圧延温度が高いほど小さい。一方 Fig. 6 より、無潤滑で圧下率が 20% から 30% になると、強せん断層の最大相当歪み $\bar{\epsilon}_{max}$ はほぼ倍になるが、Fig. 7 よりそこでの硬さはほとんど $\bar{\epsilon}_{max}$ に依存しない。これは、 $\bar{\epsilon}_{max}$ が 0.5 以上と大きいた



(a) 900°C, 19.6% (b) 900°C, 29.0% (c) 900°C, 39.9%
 (d) 1000°C, 20.0% (e) 1000°C, 29.4% (f) 1000°C, 37.8%

Photo. 2. Microstructures of directly quenched strips rolled without lubrication.



(a) 900°C, 19.6% (b) 900°C, 29.0% (c) 900°C, 39.9%
 (d) 1000°C, 20.0% (e) 1000°C, 29.4% (f) 1000°C, 37.8%

Photo. 3. Microstructures of severely sheared region of directly quenched strips rolled without lubrication.

め動的回復が生じ、強せん断層が定常変形状態に達しているためと思われる。圧下率 40% では、強せん断層の再結晶した領域で、再結晶による軟化が起こっている。この場合、再結晶しなければ強せん断層の硬さは圧下率 30% とほぼ同じレベルまで上昇すると考えられるから、

再結晶による軟化量は 900°C で約 35, 1000°C で約 20 とやはり高温ほど小さい。いずれも圧延前に比べて結晶粒が著しく微細化しているため、圧延前の硬さには戻っていない。未再結晶の板厚中心部では、900°C, 1000°C とともに硬化量は圧下率 20% より 30% の方が

大きい、40% では減少している。これは、板厚中心部では表面に比べて冷却速度が遅く、静的回復がかなり進行していることを示す。未再結晶の表面では硬さは強せん断層の内側のレベルになつているが、これは Fig. 5 の相当歪み分布と対応している。ところで、板の表面層はロール間隙内の先進域でロールによる逆せん断を受け

る。逆せん断が生じた場合には、表面層での見掛けのせん断角 θ_1 が小さくなるため、 θ_1 より求めた歪みは表面層の実質的な歪みを過小評価する。それにも拘らず、組織及び硬さが歪み分布と対応していることはその影響が小さく、表面層では、強せん断層より実質的に歪みが小さいことを示している。

3.4 再結晶発生条件と再結晶粒径

強せん断層の圧延急冷組織に及ぼす圧延温度、圧下率、潤滑条件の影響を Fig. 8 に示す。Fig. 8(a) は無潤滑、Fig. 8(b) は潤滑圧延である。再結晶粒が現れる場合と現れない場合の境界（臨界圧下率）を破線で示した。破線より低圧下率側では回復組織、高圧下率側では再結晶組織となつている。ただし破線の直上では、再結晶粒が層状に発生するに至らず、部分再結晶組織となつていた(●印)。無潤滑、潤滑とも圧延温度の上昇とともに臨界圧下率は低下する。また、潤滑圧延では強せん断層のせん断歪みが小さくなるため実質的な歪みが小さくなり、臨界圧下率が無潤滑に比べて 15% ほど上昇している。この再結晶発生条件を、Fig. 6 から求めた強せん断層における $\bar{\epsilon}_{max}$ と ZENER-HOLLOMON 因子 $Z_{max} = \dot{\epsilon}_{max} \exp(Q/RT)$ で整理したのが Fig. 9 である。 $\dot{\epsilon}_{max}$ は最大相当歪み速度で、 $\dot{\epsilon}_{max} = \dot{\epsilon}_0(\bar{\epsilon}_{max}/\bar{\epsilon}_0)$ により求めた。温度 T は、塑性変形仕事による断熱温度上昇 $\Delta T = k_{fm} \cdot \bar{\epsilon}_{max} / J \cdot c \cdot \rho$ を仮定し、 $T = T_0 + \Delta T$ とした。ここで k_{fm} は、(7)式から求められる平均変形抵抗、 J は熱の仕事当量、 c は比熱、 ρ は密度である。Fig. 9 は無潤滑及び潤滑圧延のすべての実験条件を含む。あきらかに急冷開始までの時間が一定の場合、再結晶発生条件は $\bar{\epsilon}_{max}$ と Z_{max} によって、一義的に表される。

再結晶層の平均粒径 d は Fig. 8 に示されているが、

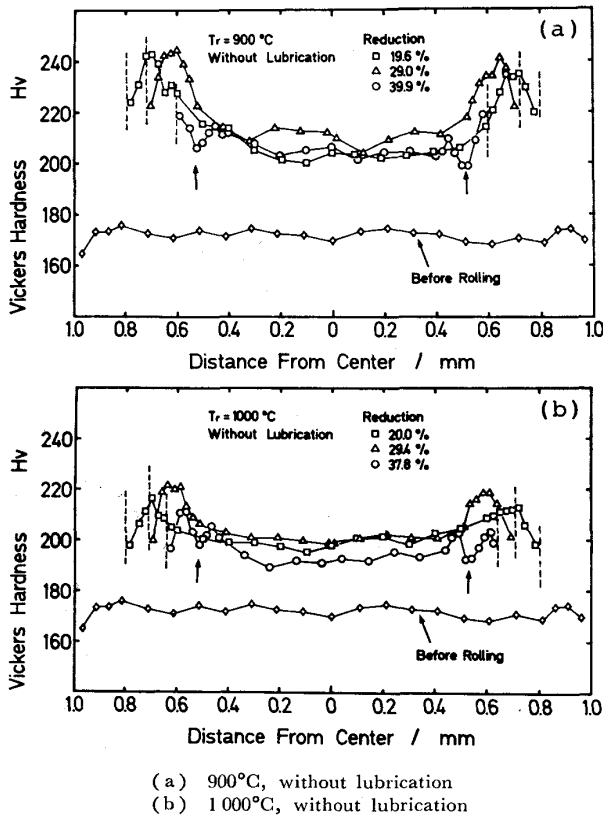
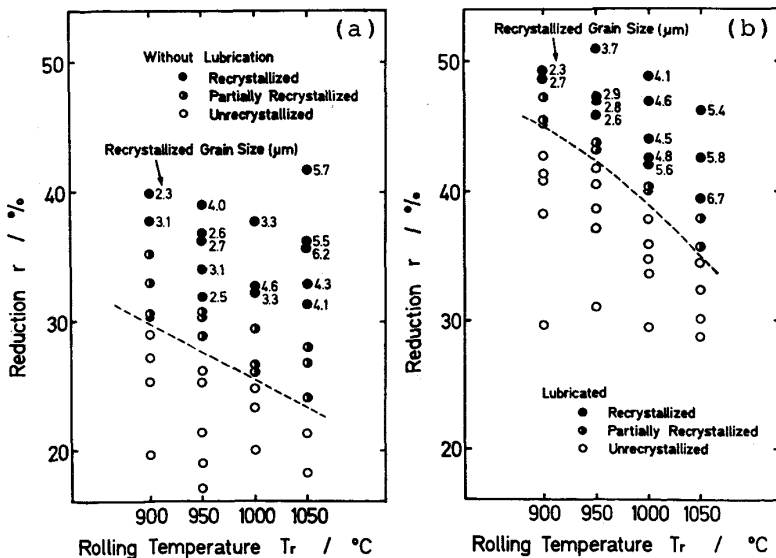


Fig. 7. Variation of micro Vickers hardness through the thickness of directly quenched strip.



(a) Without lubrication (b) Lubricated
Fig. 8. Deformation structure of severely sheared region of the strip directly quenched at the interval of 25 ms after hot rolling.

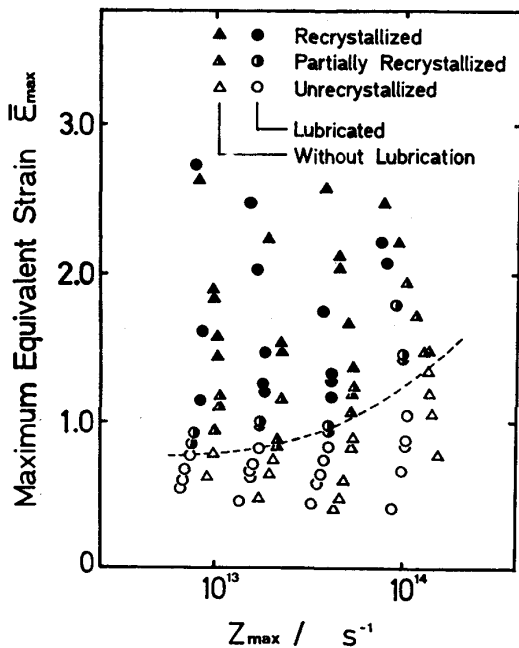


Fig. 9. Effect of ZENER-HOLLOMON parameter on the critical equivalent strain for recrystallization in severely sheared region.

その値は 2~7 μm で、圧下率には余り依存せず、圧延温度の上昇とともに大きくなる傾向が見られる。Fig.10 に d に及ぼす $\bar{\epsilon}_{max}$ 及び Z_{max} の影響を示す。重回帰分析の結果 d は次式で表された。

$$d = 2.88 \times 10^5 \cdot \bar{\epsilon}_{max}^{0.014} \cdot Z_{max}^{-0.364} \dots\dots\dots (10)$$

明らかに d は Z_{max} には強く依存するが、 $\bar{\epsilon}_{max}$ の影響はほとんど受けない。また、図から潤滑の有無も再結晶粒径には影響を与えないことが明らかである。

4. 考 察

4.1 表面付近のせん断歪み

歪み分布及び硬さ分布の測定結果と組織観察の結果より、表面付近の実質的な歪みが小さいことがわかった。摩擦による影響が大きく、せん断歪みが最も大きくなると思われる表面層のせん断歪みが小さくなる原因は、室温のロールにより試料表面層が圧延中に冷却され、変形抵抗が局部的に上昇することにあると考えられる。ロールによる冷却が及ぶ範囲は、材料がロールに接触する時間が短いため ($v_R = 20 \text{ m/s}$, $r = 50\%$ で約 0.8 ms) 表面近傍に限られるであろう。この薄い、変形抵抗が大きい層は、ロールの入口及び出口付近で変形するほかは、ほとんどロールに付着してロール間隙を通過するために、変形が拘束されせん断歪みが小さくなると考えられる。

4.2 再結晶発生のための臨界歪み

高速熱間圧延後急冷したフェライト系ステンレス鋼の表面付近に微細な再結晶粒が発生するのは、板厚方向に

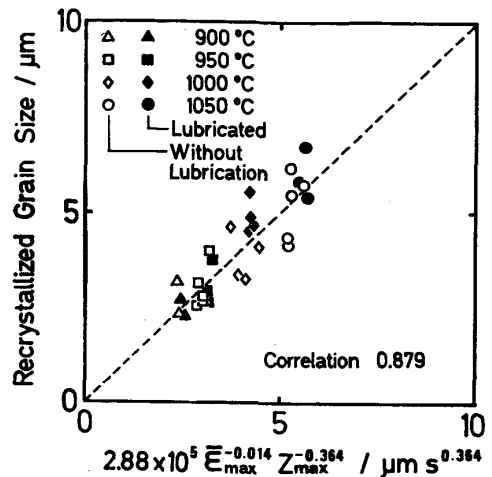


Fig. 10. Variation of recrystallized grain size as a function of maximum equivalent strain and ZENER-HOLLOMON parameter.

ほぼ均一に分布する圧下歪みに、不均一に分布する付加的せん断歪みが重ね合わされて、表面付近の実質的な歪みが大きくなることに起因することは既に報告した⁸⁾。しかし、そこでは、潤滑条件が無潤滑のみであったため、再結晶の発生に寄与する実効歪みの大きさが、圧下歪み及び付加的せん断歪みのどのような関数として表されるかは不明であった。本研究の結果は、圧下歪みとせん断歪みの比が異なる時、すなわち変形様式が異なる場合でも相当歪み $\bar{\epsilon}$ が Z により決まるある一定の値を超えると再結晶が発生することを示している。つまり、再結晶の発生に寄与する実効歪みは相当歪みであると言える。

相当歪みは、塑性力学において材料の加工硬化は、温度・歪み速度が同じならばそれまでに材料に与えられた塑性変形仕事量の関数であり、それまでの歪み履歴には無関係であるという仮説のもとに、材料に与えられた等価な変形量をあらわす尺度として導入されたものである¹¹⁾。外部から与えられた塑性仕事があるまま加工硬化の原因となる格子のゆがみに関連する歪みエネルギーとして材料に蓄えられるわけではないが、外力のなす塑性仕事量が多いほど内部に蓄積される歪みエネルギーが多くなることは事実であろう。再結晶の駆動力もこの内部に蓄積された格子のゆがみに関連する歪みエネルギーであることから、再結晶発生のための臨界変形量は、内部に蓄積された歪みエネルギーの尺度である相当歪みで表されると考えられる。

4.3 再結晶組織について

一般には、熱間加工後の再結晶粒径は、動的再結晶であれば Z でほぼ一義的に決まり初期粒径や歪みには依

存しないが、静的再結晶ならば歪み、初期粒径、加工温度、歪み速度に依存するとされている¹²⁾。このような観点から本研究で得られた粒径式 (式(10)) を見ると、強せん断層に現れる再結晶粒は動的再結晶であるかのように見える⁹⁾。しかし、先にも述べた光顕組織の詳細な観察結果を考慮すると、これらはむしろ動的回復組織から発生した静的再結晶と考えられる。再結晶粒径の歪み依存性については、GLOVER ら¹³⁾が真空溶解鉄の熱間変形後の静的再結晶挙動を調べ、相当歪みが 1.5 を超えると静的再結晶でも粒径が歪みに依存しないことを報告している。これは、動的回復と加工硬化がバランスして定常変形状態となつている下地から再結晶粒が発生するためである。本研究の場合も、微細なサブグレインが多数見られること、歪みが極めて大きいことから、これと同様のことが生じていると考えることができる。

一般に、熱間加工組織は材種、初期粒径等の材料条件を一定とすると、主として $\bar{\epsilon}$ 、 Z および加工後の保持時間 (t_{hold}) の関数となる。本研究ではこの $\bar{\epsilon}$ 、 Z および t_{hold} からなる三次元の変形・組織状態図の $t_{hold} = 25 \text{ ms}$ という断面を比較的 Z の大きい範囲で明らかにしたことになる。したがってフェライト系ステンレス鋼の復旧過程が、常に動的回復及びその後の静的再結晶であると結論するものではない。

5. 結 言

圧延後極めて短時間の後に試験片を水冷できる装置を備えた高速試験圧延機を用いて、フェライト系ステンレス鋼を熱延後 25 ms で水冷し、板厚方向の歪み分布の測定、硬さ分布の測定及び断面内の組織観察を行った。その結果、付加的せん断歪みが大きい場合の熱延組織は、その部分の相当歪みを用いて整理することにより、従来得られている均一変形における復旧過程に関する知見によつて説明できることが明らかになった。それらをまとめると次のようである。

(1) 熱延材の表面から 80~120 μm 付近で付加的せん断歪みが最大となる。付加的せん断歪みが最大となる位置は圧延温度、潤滑条件の影響を受けない。ただし油潤滑圧延を行うと付加的せん断歪みの最大値は減少する。

(2) 無潤滑、潤滑圧延とも圧延温度によつて決まるある圧下率を超えると、付加的せん断歪みの大きい強せん断層に微細な再結晶粒が発生する。潤滑圧延では強せん断層のせん断歪みが小さくなるため実質的な歪みが低

下し、臨界圧下率が無潤滑に比べて約 15% 上昇する。

(3) 強せん断層での再結晶発生に寄与する実効歪みとして最大相当歪み $\bar{\epsilon}_{max}$ を用いると再結晶発生条件は一義的に表される。すなわち、ZENER-HOLLOMON 因子が一定ならば、潤滑条件にかかわらず $\bar{\epsilon}_{max}$ がある臨界値に達すると再結晶粒が発生する。

(4) 強せん断層は、相当歪みが臨界相当歪み以下では回復組織となつており、臨界相当歪みを超えると変形帯と母相の境界から再結晶粒が発生する。

(5) 強せん断層内の再結晶粒径 d は相当歪みが最大となる位置での相当歪み $\bar{\epsilon}_{max}$ 及び ZENER-HOLLOMON 因子 Z_{max} により次のように表された。

$$d = 2.88 \times 10^5 \cdot \bar{\epsilon}_{max}^{-0.014} Z_{max}^{-0.364}$$

すなわち d は Z_{max} に依存するが $\bar{\epsilon}_{max}$ にはほとんど依存しない。また、潤滑の有無も d には影響を与えない。

(6) 本研究において強せん断層に現れた再結晶組織は、動的回復組織を下地として、圧延後極めて短時間のうちに発生した静的再結晶組織と考えられる。

おわりに、試料を提供していただいた日新製鋼(株)に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 作井誠太, 酒井 拓, 村瀬暉生: 日本金属学会誌, 39(1975), p. 535
- 2) 牧 正志, 赤坂耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, 66(1980), p. 1659
- 3) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 543
- 4) R. A. PETKOVIC, M. J. LUTON and J. J. JONAS: Can. Met. Quar., 14 (1975), p. 137
- 5) O. PAWELSKI, U. RÜDIGER and R. KASPER: Stahl. Eisen, 98 (1978), p. 181
- 6) L. J. CUDDY: Metall. Trans., 12A (1981), p. 1313
- 7) H. YADA, N. MATSUZU, K. NAKAJIMA, K. WATANABE and H. TOKITA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 100
- 8) K. KATO, Y. SAITO and T. SAKAI: Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 1051
- 9) 志田 茂: 塑性と加工, 7(1966), p. 424
- 10) 岡口秀治, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会講演概要, (1982・4月), p. 65
- 11) 工藤英明: 塑性学(1968), p. 128 [森北出版]
- 12) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 70(1984), p. 2073
- 13) G. GLOVER and C. M. SELLARS: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2271