

論文

オーステナイト系ステンレス鋼の高速熱間
圧延変形と再結晶斎藤好弘*・左海哲夫*²・武田謙三*³・加藤健三*Deformation and Recrystallization Behavior of Austenitic Stainless Steel
in High Speed Hot Rolling

Yoshihiro SAITO, Tetsuo SAKAI, Kenzo TAKEDA and Kenzo KATO

Synopsis:

The recrystallization behavior of austenitic 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 $2.1 \times 20 \times 760$ mm was rolled at the temperatures from 900°C to 1100°C and at the mean compressive strain rate of 600 s^{-1} with or without lubrication. The rolled specimen was quenched in water at the interval of 60 ms after rolling. The redundant shear strain caused by friction forms severely sheared region beneath the surface with the thickness of about $100\text{ }\mu\text{m}$. The maximum equivalent strain $\bar{\epsilon}_{\text{max}}$ in rolling without lubrication is always larger than that in lubricated rolling.

A band of extremely fine recrystallized grains ($d=2\sim7\text{ }\mu\text{m}$) are formed in severely sheared region when $\bar{\epsilon}_{\text{max}}$ exceeds the critical value, which is dependent on Zener-Hollomon parameter Z_0 at the mid-thickness of the strip and independent of lubrication condition. The size of the recrystallized grains is strongly dependent on Z_0 and independent of $\bar{\epsilon}_{\text{max}}$. It cannot be made clear from this experiment whether this recrystallization occurs dynamically or statically. It seems, however, that dynamic recrystallization possibly takes place because the recrystallized grains appear even in the strip quenched after a short holding time of 3.5 ms.

Key words: hot rolling; high speed rolling; shear deformation; recrystallization; austenitic stainless steel.

1. 緒 言

一般に熱間圧延においては、材料の内部にロール表面との摩擦及び内部せん断に起因するせん断歪みが生じ、それが板厚方向に不均一に分布する。この付加的せん断変形が熱延板の内部組織と性質にどのような影響を及ぼすかはいまだに十分解明されていない。そこで著者らは、高速圧延機の入口側に加熱炉とピンチロール、出口側に水冷管を取り付けた実験装置により、熱間圧延直後の組織を急冷凍結するとともに、圧延時に材料内部に生じる歪みの分布を測定して、両者を対比する研究を行っている。前報¹⁾ではフェライト系ステンレス鋼 SUS 430 の高速熱間圧延について検討し、高速圧延では付加的せん断歪みは板の表面直下の薄い層（厚さ約 $100\text{ }\mu\text{m}$ ）に集中しやすいこと、圧延直後に急冷凍結した組織は、低温低圧下率では変形回復組織、高温高圧下率では強せん断

層のみが再結晶した不均一再結晶組織となること、この再結晶は付加的せん断歪みを考慮して算出した相当歪みが圧延温度に依存する臨界値を越えた領域で発生すること、再結晶粒径は数 μm と微細で、相当歪みにはほとんど依存せず圧延温度に強く依存することなどを明らかにし、この再結晶は、動的回復組織から圧延直後に瞬時に発生した静的再結晶であろうと推論した。

ところで、一般に、高温変形とその結果生じる高温変形組織との関係は鋼種によつて異なるから、熱間圧延板の不均一組織も鋼種によつて違った様相を呈することが予想される。そこで今回は、高温変形での動的復旧機構が回復型であるフェライト系ステンレス鋼に対し、再結晶型であるオーステナイト系ステンレス鋼の SUS 304 を取り上げ、同様の高速熱間圧延実験を行つて、圧延時の変形と圧延直後の組織の関係について検討を行つた。

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 7 月 22 日受付 (Received Sep. 22, 1986)

* 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 (現：(株)小松製作所) (Graduate School, Osaka University, Now Komatsu Co., Ltd.)

2. 実験方法

2.1 実験装置

使用した実験装置は、ロール直径 530 mm の 2 段式高速圧延機の入口側に、材料の初期粒径を調整するための第一加熱炉と、圧延温度設定のための第二加熱炉を直列に設置し、出口側に急冷のための水を満たした内径 130 mm、長さ 3 m の冷却管を圧延ライン上に備えたもので、その詳細は前報¹⁾で報告した。

2.2 供試材

市販の 18-8 ステンレス鋼 (SUS 304) の冷延連続焼鈍板 (冷延率 50%, 焼鈍温度 1050~1100°C) を用いた。その化学組成を Table 1 に示す。試験片の寸法は 2.1t × 20w × 760l mm とした。試験片は、第一加熱炉で 1174°C に 20 min 保持し、初期結晶粒径を約 60 μm に調整した。この時の結晶組織は、やや混粒の等軸粒から成り、粒内には焼鈍双晶が散見された。

2.3 実験条件

Fig. 1 に実験スケジュールを示す。圧延開始温度 (以後圧延温度と称す.) は、900, 1000, 1100°C とし、圧下率は 10~55% の範囲で変化させた。圧延速度 (ロール周速) は、圧下率に対応して 43~13 m/s の範囲で変化させ、圧下率によらずロールギャップ内での平均歪速度 ($\dot{\epsilon}_0$) が約 600 s⁻¹ になるようにした。また、圧延速度に応じてロール出口から冷却管の入口までの距離を調節し、圧延後水冷開始までの時間が 60 ms に一定になるようにした。

圧延の際試験片に生じる付加的せん断歪みと圧下歪みの割合を変化させるため、無潤滑圧延のほかに潤滑圧延も行つた。無潤滑圧延では、圧延前にロール表面をアセトンで洗浄し、潤滑圧延では、流動パラフィン、オレイン

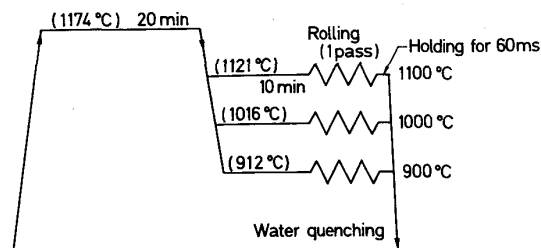


Fig. 1. Schematic representation of experimental conditions for hot rolling and direct quenching.

酸、りん系極圧添加剤を 8:1:1 に混合した潤滑油を、圧延前にロール表面に、厚さが約 2 μm になるように均一に噴霧した。

2.4 板厚方向の歪み分布の測定及び光顕組織の観察

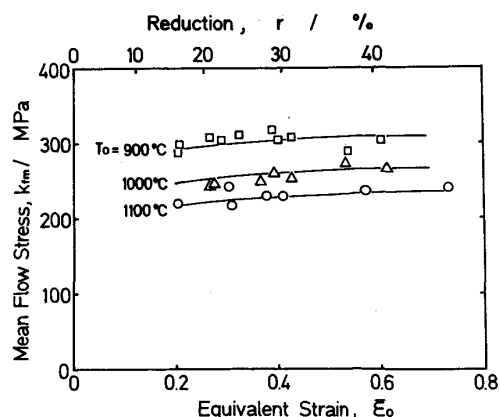
圧延前の試片を、長手方向の中央付近で、圧延方向に垂直にマイクロカッターを用いて切断した後、切断面を正確につき合わせ、板幅中央部の数 mm を残してきれいに TIG 溶接することにより、板幅中央に圧延方向に垂直なすきまのないスリットを導入した。圧延後に、スリット部を長手方向に平行な垂直断面に沿ってマイクロカッターで切断し、スリットの湾曲形状を測定した。この湾曲形状より、前報で定義した相当歪み $\bar{\epsilon}$ 及びせん断歪み γ の板厚方向分布を計算した。なお、前報では丸棒植込み法を採用したが、予備実験によりいずれの方法でも湾曲形状にはほとんど差がないことを確認した。

圧延急冷板の光顕組織は、その長手方向垂直断面内で観察した。腐食条件は、60% HNO₃ 液中で電圧 1~1.5 V の電解腐食とした。

3. 実験結果

3.1 変形抵抗

Fig. 2 に、無潤滑圧延の場合の圧延荷重から、志田による圧下力関数²⁾を用いて逆算した供試材の平均変形抵抗 (k_{fm}) と、圧延温度 (T_0) 及び相当圧下歪み ($\bar{\epsilon}_0$) の関係を示す。この結果を $\bar{\epsilon}_0$ と Zener-Hollomon 因子 Z_0 で重回帰分析したところ、次の式が得られた。



$$\bar{\epsilon}_0 = -(2/\sqrt{3}) \ln(1-r) \quad r: \text{Fractional reduction in thickness}$$

Fig. 2. Effects of rolling temperature (T_0) and equivalent strain ($\bar{\epsilon}_0$) on the mean flow stress (k_{fm}) calculated from rolling load.

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Mo	sol. Al	N
0.08	0.65	1.50	0.035	0.002	18.35	9.20	0.002	0.175	<0.001	0.034

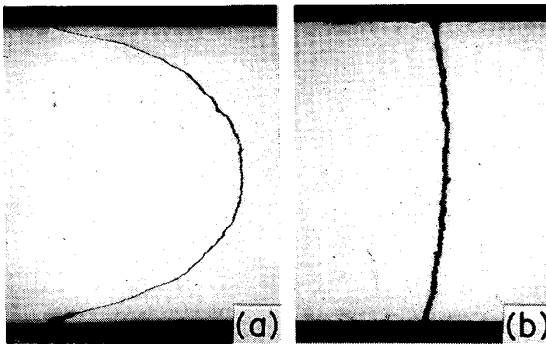
$$k_{fm} = 33.2 \bar{\epsilon}_0^{0.051} Z_0^{0.044} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_0$ と Z_0 は圧下率を r として次式で定義される。

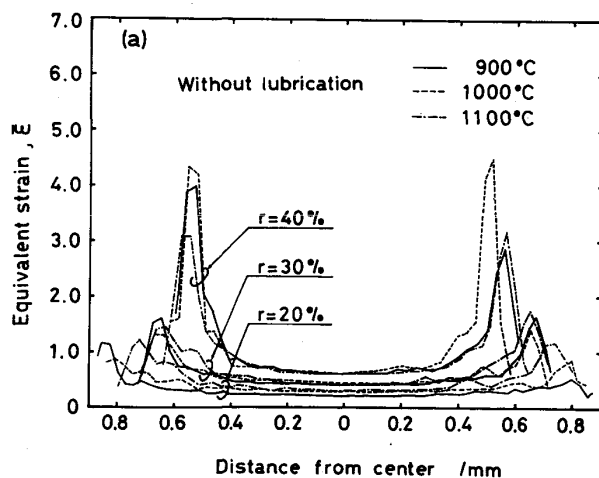
$$\bar{\epsilon}_0 = 2/\sqrt{3} \cdot \ln(1-r)^{-1} \dots \dots \dots (2)$$

$$Z_0 = \bar{\epsilon}_0 \exp(Q/RT_0) \dots \dots \dots (3)$$

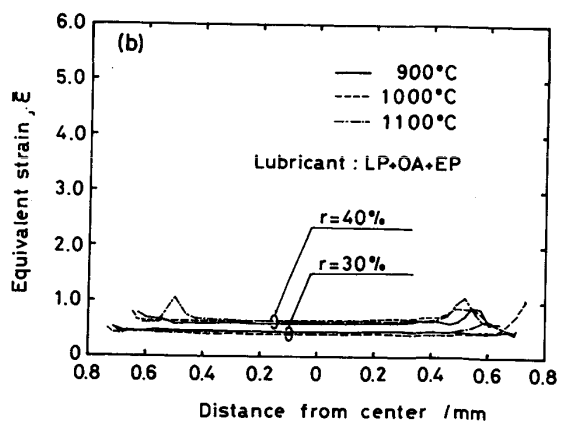
ただし $\bar{\epsilon}_0$ は平均相当圧下歪み速度で、ロール周速を v_R 、ロール半径を R_0 、圧下量を ΔH として、 $\bar{\epsilon}_0 = 2/\sqrt{3} \cdot v_R \ln(1-r)^{-1} / \sqrt{R_0 \cdot \Delta H}$ によつて求めた。見掛けの活性化エネルギー Q に対しては、18-8 ステンレス鋼について牧ら³⁾ が求めた値 104 kcal/mol を用いた。図中の実線は式(1)による計算結果で、実験値とよく対応している。式(1)は、この鋼の k_{fm} の $\bar{\epsilon}_0$ 及び Z_0 に対する依存性が前報で取り扱ったフェライト系ステンレス鋼 SUS 430 のそれに比して小さく、約半分であることを示している。



(a) Without lubrication, $r=29.9\%$ (b) With lubrication, $r=27.8\%$
Photo. 1. Effect of lubrication on the flecion of vertical reference line during high speed hot rolling at 1100°C.



(a) Without lubrication



(b) With lubrication

Fig. 3. Distribution of equivalent strain determined from the flecion of cut plane as a function of pass reduction and temperature in high speed hot rolling.

3・2 板厚方向の歪み分布

Photo. 1 に圧延温度 1100°C、圧下率約 30% の場合の、圧延によるスリットの湾曲を示す。(a)および(b)はそれぞれ無潤滑圧延および潤滑圧延に相当する。湾曲量は潤滑によつて著しく減少している。Fig. 3 に、相当歪み $\bar{\epsilon}$ の板厚方向の分布に及ぼす圧下率、圧延温度および潤滑の影響を示す。低圧下率の潤滑圧延を除き、表面下約 100 μm を中心にして、厚さ約 100 μm の強せん断層が存在することがわかる。強せん断層での相当歪みの最大値 $\bar{\epsilon}_{\max}$ に及ぼす圧延条件の影響を Fig. 4 に示す。比較のため、相当圧下歪み ($\bar{\epsilon}_0$) を実線で示す。

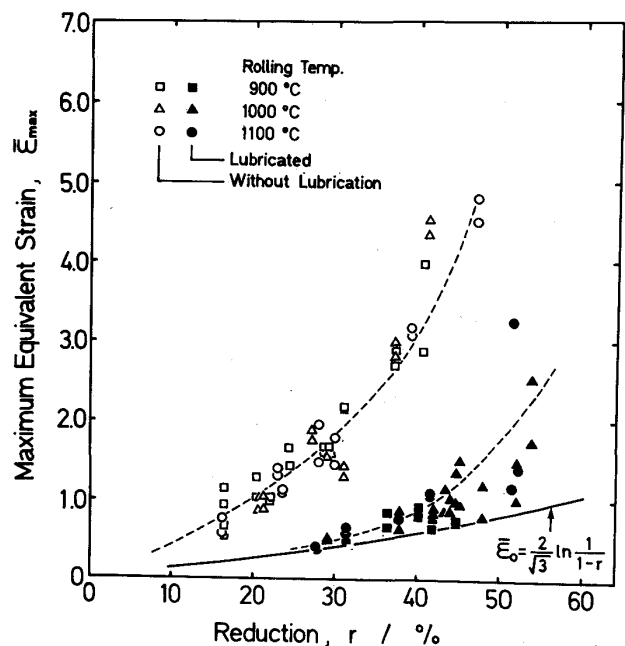
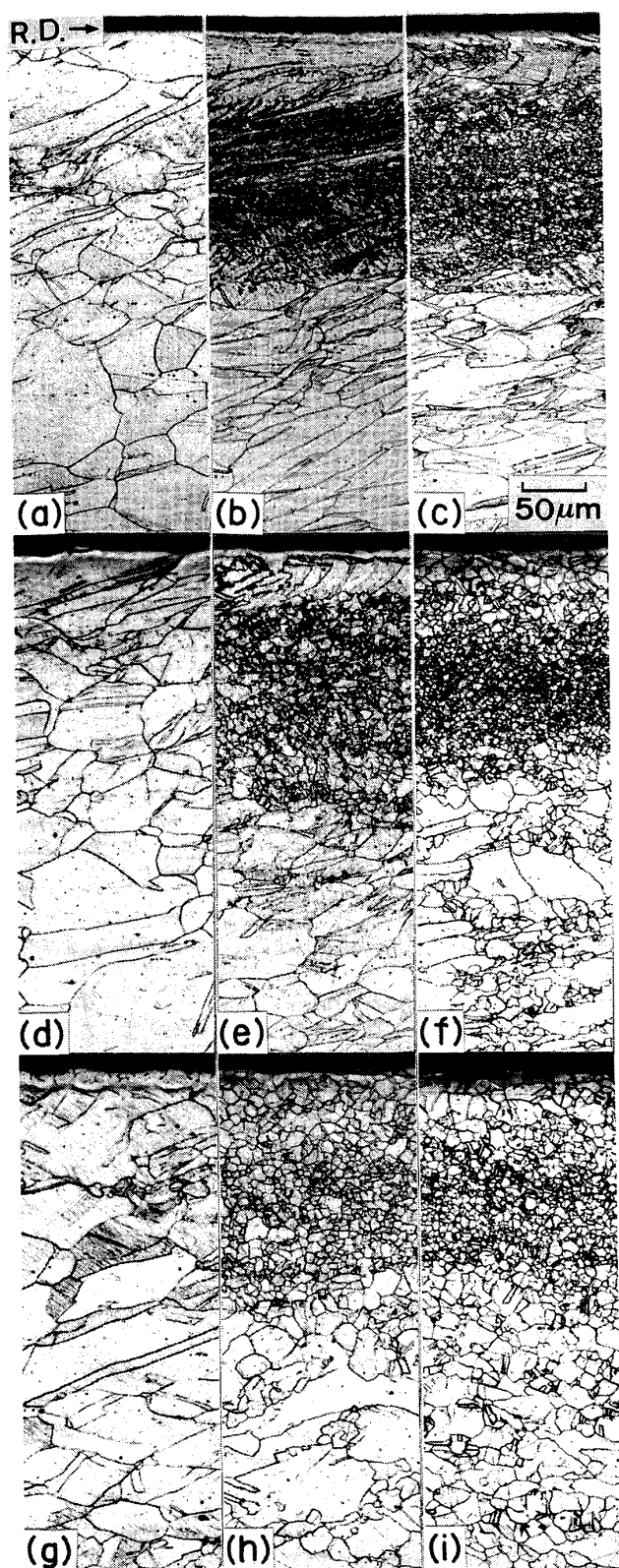


Fig. 4. Effects of reduction, rolling temperature and lubrication condition on the maximum equivalent strain.



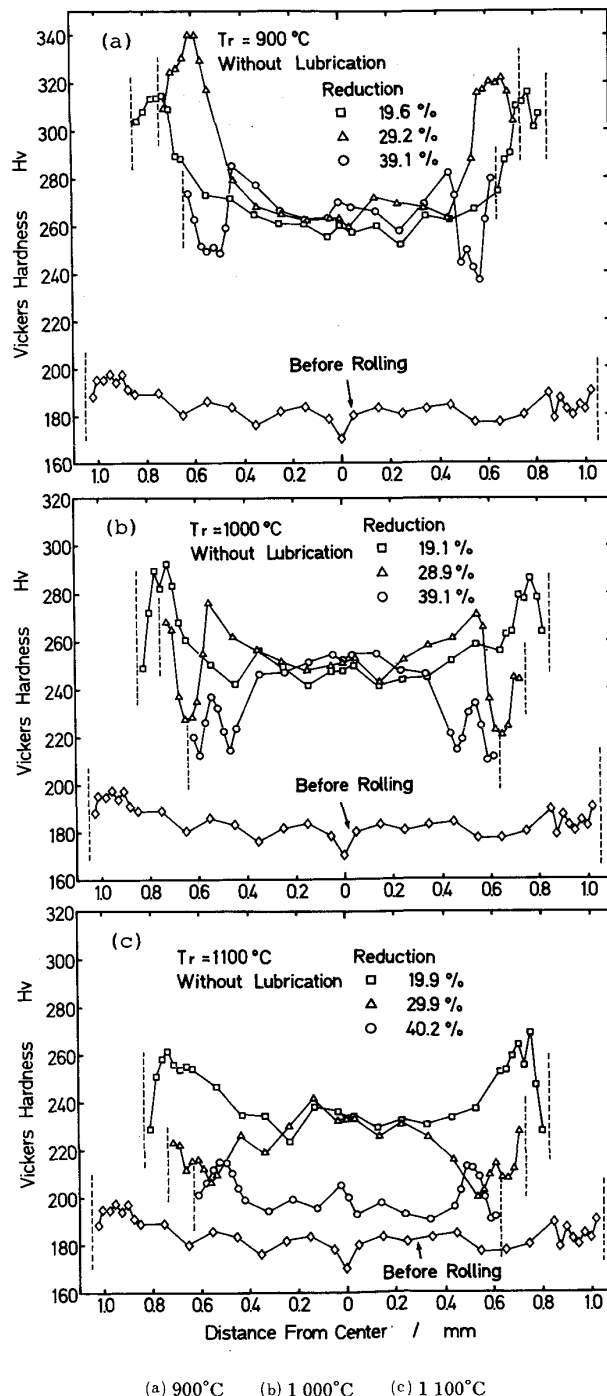
(a) 900°C, 19.6% (b) 900°C, 29.2% (c) 900°C, 39.1%
 (d) 1000°C, 19.1% (e) 1000°C, 28.9% (f) 1000°C, 39.1%
 (g) 1100°C, 19.9% (h) 1100°C, 29.9% (i) 1100°C, 40.2%

Photo. 2. Microstructures of directly quenched strips with holding time of 60 ms after rolling without lubrication at various temperature and reduction.

$\bar{\epsilon}_{max}$ は、潤滑圧延では無潤滑圧延より著しく小さい。

3.3 熱延急冷材の組織と硬さ分布

Photo. 2 に、無潤滑圧延急冷板の長手方向垂直断面内における光顕組織を示す。900°C の場合、圧下率 20% (a) では、強せん断層において焼鈍双晶がせん断変形により圧延方向に傾いている。30% (b) では、その傾きが更に大きくなると共に、強せん断層全体がその内部



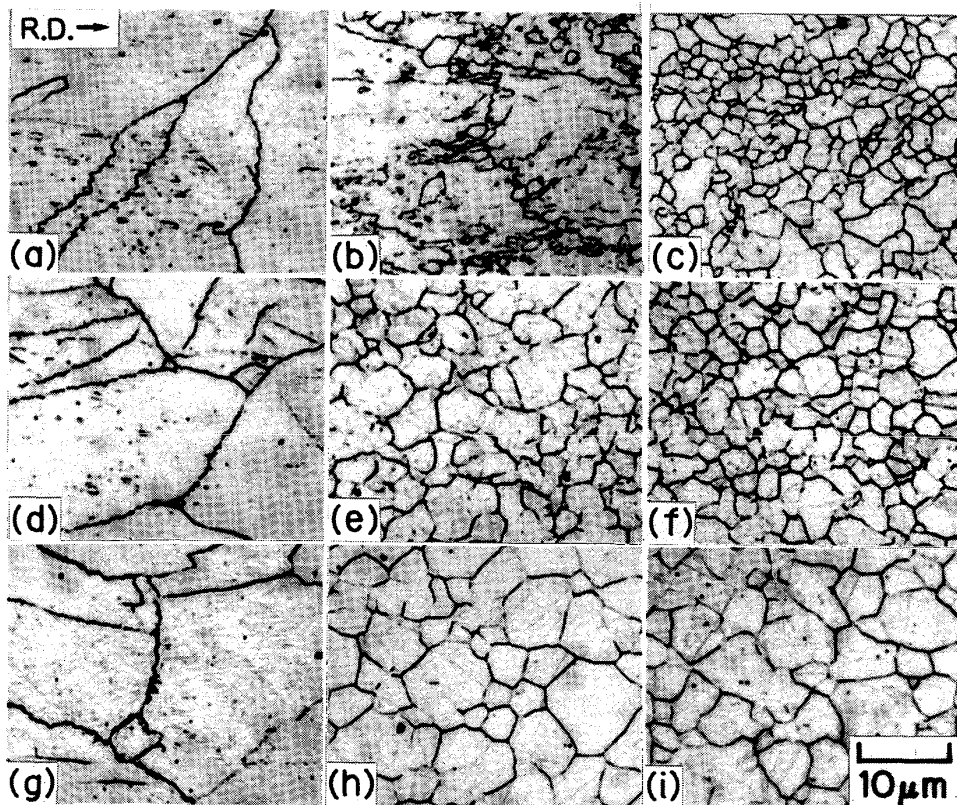
(a) 900°C (b) 1000°C (c) 1100°C
 Fig. 5. Variation of micro Vickers hardness through the thickness of directly quenched strips rolled without lubrication.

の強い加工歪みのため過度に腐食されて黒つぶく見え、部分的に再結晶が始まっている。40% (c) になると、強せん断層全体が微細な再結晶粒におおわれている。強せん断層以外の領域は、いずれの圧下率でも未再結晶組織である。1000°C 圧延の場合は、圧下率 20% (d) では全体が未再結晶組織であるが、30% (e) では強せん断層の再結晶が完了し、40% (f) では再結晶域は、強せん断層の隣接部に広がり、板の内部は部分再結晶状態で、粒界や双晶境界から再結晶が発生している。1100°C では、すでに 20% (g) で強せん断層の再結晶が始まり、30% (h) で強せん断層と隣接部の再結晶が完了し、内部が部分再結晶状態となり、40% (i) で板全体が再結晶している。再結晶粒径は、 $\bar{e}$ が最大となる強せん断層中心部で最も小さく、板表面側および中心側に向かつて $\bar{e}$ の減少と共に大きくなっている。また、強せん断層の中心では同じ圧下率であれば、圧延温度が低いほど再結晶粒径は小さく、同じ温度では圧下率による差は少ない。ただし、圧下率が小さいほど比較的粗大な再結晶粒が多く混在するようになる。

Photo. 3 は、強せん断層を高倍率で観察したものである。ここでも再結晶粒は、粒界 (900°C, 30%) あるいは粒界三重点 (1000°C, 20%; 1100°C, 20%) に優先的に発生している。未再結晶あるいは部分再結晶状態では、もとの粒界に小指ら⁴⁾が報告しているような微細な

セレーションも見られる。しかし、前報の SUS 430 に見られたような明瞭なサブグレインや変形帯は見られなかった。再結晶組織は、やや混粒の微細な等軸粒組織となつている。

Fig. 5 に、無潤滑圧延急冷材のマイクロビッカース硬さ (荷重 100 g) の板厚方向分布に及ぼす、圧延温度および圧下率の影響を示す。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が、その分布は Fig. 3 の相当歪みの分布および Photo. 2 の光顕組織を反映している。まずせん断歪みのない板厚中心部の未再結晶組織の硬さは、Fig. 2 の k_{fm} とよく対応し、圧延温度が低いほど高く、圧下率が大いほど若干高くなっている。次に強せん断層が未再結晶または再結晶初期の組織の場合 (900°C, 20%; 1000°C, 20%; 1100°C, 20%) は、強せん断層の中心で硬さが最高になる。その値はやはり圧延温度が低いほど高く、また相当歪みが大きいほど高い。またこの場合、板の表面付近では表面に近いほど硬さが減少しているが、これは相当歪みの減少に対応している。強せん断層が再結晶すると、その部分の硬さは未再結晶状態に比べて著しく低下する。ただし、高温、高圧下率の条件で、上下の隣接域も再結晶すると、再結晶組織の中では強せん断層中心部の組織が最も微細で、硬いため、硬さ分布に局所的なピークが現れる。特に 1100°C, 40% では、板厚中心部まで完全に再結晶して



- (a) 900°C, 19.6%
- (b) 900°C, 29.2%
- (c) 900°C, 39.1%
- (d) 1000°C, 19.1%
- (e) 1000°C, 28.9%
- (f) 1000°C, 39.1%
- (g) 1100°C, 19.9%
- (h) 1100°C, 29.9%
- (i) 1100°C, 40.2%

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

いるため、全板厚を通じて再結晶粒径の最も小さい強せん断層の中心部で硬さが最高となつている。この場合の板厚中心部の再結晶組織の硬さは、圧延前のレベルまでは低下していない。これは、再結晶粒径が圧延前の結晶粒径の数分の一に微細化しているためと思われる。以上をまとめると、圧延急冷板内の未再結晶部の硬さは、その位置での相当歪みと Zener-Hollomon 因子に依存する変形抵抗とほぼ対応しており、再結晶部の硬さはその粒径とよく対応しているといえる。

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が、圧下率、圧延温度、潤滑条件によってどう変わるかをまとめたのが Fig. 6 である。再結晶が発生する場合としない場合の境界（臨界圧下率）を破線で示した。900°C の潤滑圧延では、圧延荷重が圧延機の許容荷重を越えるため、圧下率 45% 以上の圧延は行えなかったが、実験した範囲では強せん断層に再結晶粒は発生しなかった。その他の条件では、破線より高圧下率側で再結晶組織が出現した。ただし破線の直上では再結晶粒は連続層状に発生するまでには至らず、部分再結晶組織となつていた。前報の SUS 430 と同様に、同一の潤滑条件では臨界圧下率は圧延温度の上昇とともに低下している。また、潤滑圧延では臨界圧下率は無潤滑圧延に比べて 1000°C で約 20%、1100°C で約 15% も上昇している。この再結晶発生条件を、強せん断層における $\bar{\epsilon}_{max}$ と前述の Zener-Hollomon 因子 Z_0 の関係で表すと Fig. 7 のようになり、潤滑圧延と無潤滑圧延に対する再結晶発生条件はほぼ一致する。これ

は前報の SUS 430 でも見られたことで、SUS 304 においても、再結晶の発生を支配する有効歪みが相当歪み $\bar{\epsilon}$ であることを再び証明している。

相当歪みが最大となる強せん断層中心部の再結晶粒径 d は、Fig. 6 の実験点の横に示されているが、その値は 2~7 μm と極めて小さい。また、 d は圧下率と潤滑条件

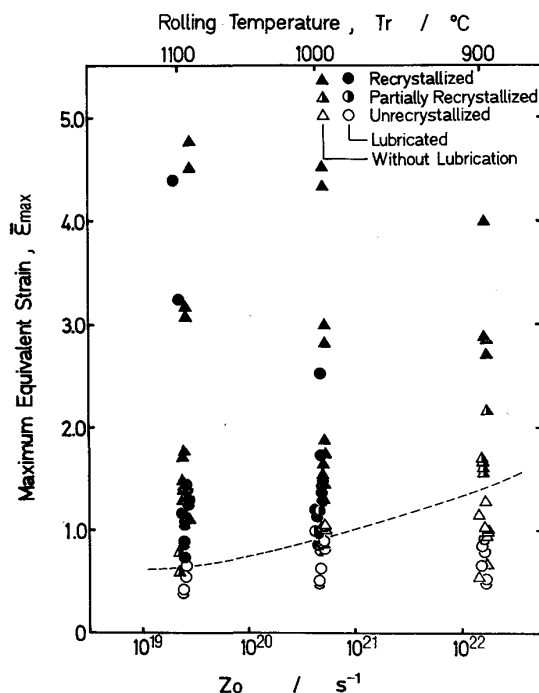
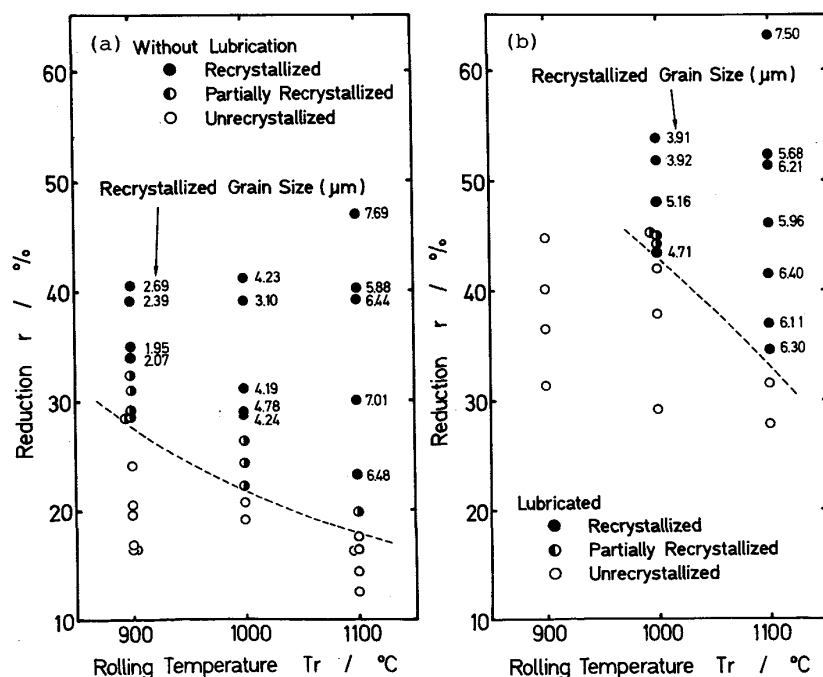


Fig. 7. Effect of Zener-Hollomon parameter on the critical strain for the initiation of recrystallization in severely sheared region.



(a) Without lubrication (b) With lubrication
 Fig. 6. Deformation structure of severely sheared region of the strips directly quenched 60 ms after hot rolling.

にはあまり依存せず、圧延温度に強く依存している。Fig. 8 は d を $\bar{\epsilon}_{max}$ と Z_0 で整理したもので、重回帰分析の結果、 d は

$$d = 8.13 \times 10^3 \bar{\epsilon}_{max}^{-0.047} Z_0^{-0.16} \dots \dots \dots (4)$$

と表された。TOWLE ら⁵⁾ は、SUS 304 の熱間圧延 (900 ~ 1100°C, $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon} < 0.7$) による静的再結晶に対して $d \propto d_0 \bar{\epsilon}^{-0.5} Z^{-0.06}$ を、また BARRACLOUGH ら⁶⁾ は同じく SUS 304 の熱間ねじり試験 (950 ~ 1150°C, $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \sim 1 \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon} < 0.5$) による静的再結晶に対して $d \propto d_0 \bar{\epsilon}^{-0.75} Z^{-0.1}$ を得ている。これらに比べて、本実験での強せん断層の再結晶粒径は $\bar{\epsilon}$ 依存性が小さく、 Z 依存性が高い。

なお、本報では以上のように Z_0 を用いて解析を行ったが、前報で行ったように、強せん断層での加工発熱と付加的せん断変形による相当歪み速度の上昇を考慮した Z_{max} を用いても、 d は $\bar{\epsilon}_{max}$ にはあまり依存せず、 Z_{max} に大きく依存することには変わりはなかった。ただし、

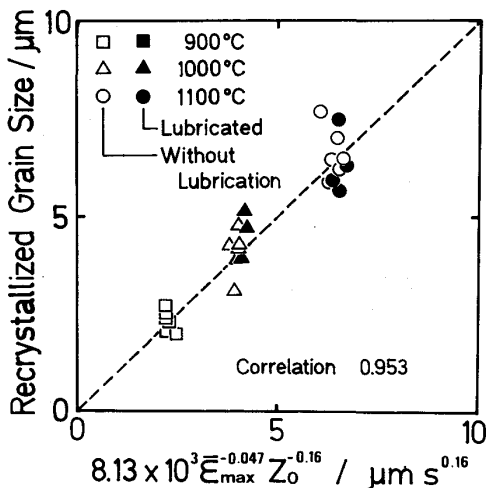


Fig. 8. Variation of recrystallized grain size as a function of maximum equivalent strain and Zener-Hollomon parameter.

Z_{max} を用いると d の計算値と実測値の相関が若干悪くなった。これは、 Z_{max} では加工後の温度を变形中の温度として取り扱っており、加工発熱の影響を過大評価しているため、発熱量が SUS 430 に比べて著しく大きい SUS 304 では相関が悪くなったものと思われる。

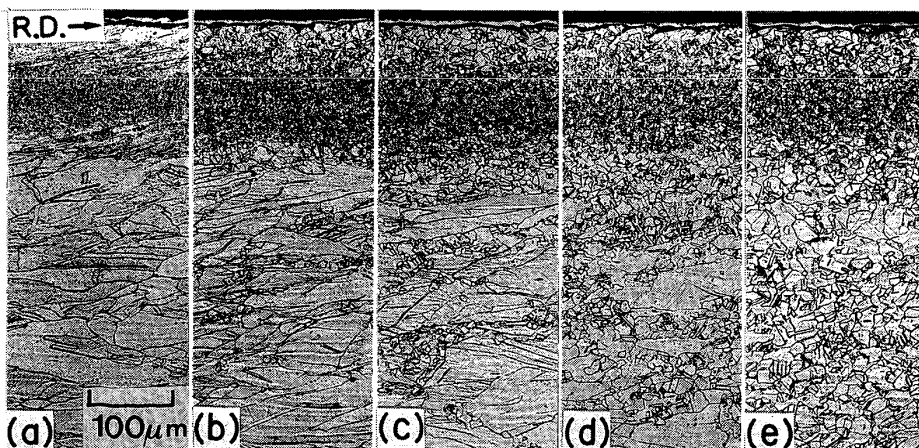
4. 考 察

4.1 強せん断層およびその近傍の再結晶組織について

前報の SUS 430 と同様に、SUS 304 でも高速熱間圧延急冷材表面直下の強せん断層に、微細な再結晶粒が現れることが明らかになったが、SUS 304 の場合には Photo. 2 からわかるように、高温、高圧下率になると強せん断層の隣接部にも、比較的粗大な再結晶が現れる。このような組織は SUS 430 では見られなかったものである。この強せん断層の隣接部の再結晶粒の発生機構を調べるため、1000°C、40% で圧延後、急冷開始までの時間を 3.5 ms から 250 ms の範囲で変化させたもの、および圧延後室温まで空冷したものの断面内の組織を観察した。その結果を Photo. 4 に示す。圧延後急冷までの保持時間が 3.5 ms では、強せん断層の隣接部には再結晶粒は見られず、15 ms 以上になつてはじめて現れている。したがって、強せん断層以外の再結晶組織は明らかに静的再結晶により発生したものである。

一方、強せん断層の再結晶組織については、それが圧延後きわめて短い時間に発生した静的再結晶であるのか、あるいは、動的再結晶またはメタダイナミック再結晶を含んでいるのか、この実験だけでは判断できない。しかし、強せん断層の再結晶粒径が、Fig. 6 および Fig. 8 に示したように、歪みにはほとんど依存せず Z に強く依存している事実は、ロール出口近傍では大きな相当歪みのため、動的再結晶⁷⁾ か動的回復⁸⁾ が起こっていたことを示している。

強せん断層の再結晶粒径については、前報の SUS



(a) 3.5 ms (b) 15 ms (c) 60 ms
(d) 250 ms (e) Air cooling

Photo. 4. Change of microstructure of directly quenched strip with holding time after rolling at 1000°C without lubrication (reduction 40%).

430 でも同様の傾向が見られたが、SUS 430 の場合には、熱延急冷材の強せん断層にサブグレインが明瞭に見られたこと、およびフェライト鋼は一般に動的回復型であることから、強せん断層に現れた再結晶組織は、動的回復組織より発生した静的再結晶によるものと推定した。しかし SUS 304 は動的再結晶型に属するので、強せん断層に現れた再結晶組織が動的再結晶である可能性がある。そこで、従来報告されている SUS 304 の動的再結晶発生条件と、本研究での強せん断層における再結晶発生条件を比較してみる。SUS 304 の動的再結晶に関しては、牧ら³⁾、大内ら⁹⁾、ROBERTS ら¹⁰⁾、BARRACLOUGH ら⁶⁾、MCQUEEN ら¹¹⁾、石黒ら¹²⁾、酒井ら¹³⁾による報告がある。これらの報告の中で最も大きい Z の値で動的再結晶が発生しているのは BARRACLOUGH らによるものである。BARRACLOUGH らは $Q=98$ kcal/mol としているが、本研究と比較するために $Q=104$ kcal/mol として、彼らの報告している動的再結晶発生条件 ($\dot{\epsilon}=1$ s⁻¹, $T=950^{\circ}\text{C}$, $\epsilon \approx 0.6$) に対応する Z を求めると $Z=10^{19}$ となる。本研究での強せん断層における再結晶発生条件は、Fig. 7 より $Z=10^{19}$ では $\bar{\epsilon}$ は 0.6 以上であり、BARRACLOUGH らの結果と一致する。しかし大内ら⁹⁾ は $Z=10^{17}$ を超えると動的再結晶は発生しないと報告している。本研究の Z の範囲は $10^{19} < Z < 10^{22}$ であるから、大内らの報告によれば動的再結晶は生じないことになる。

4.2 表面直下の硬さと組織の変化

Fig. 5 より、 900°C 、20%、30% の場合の表面直下の硬さは、表面に近付くほど、相当歪みの低下 (Fig. 3) に対応して、低くなっている。しかし表面での値は中心部と比較して、相当歪みの大きさがあまり変わらないにもかかわらず、約 40 ほど高くなっている。これは、表面付近の真の相当歪みが、見掛けのせん断変形から求めた Fig. 3 の測定値よりも大きいことを暗示している。また組織の点からも Photo. 2 の 1000°C 、40%、 1100°C 、30% では、冷却速度は表面の方が高いにもかかわらず、表面付近では再結晶しており、ほぼ同じ相当歪みの中心部では変形組織のままである。この事実も、表面付近の有効な歪みが、見掛けのせん断変形に基づく相当歪みより大きいことを示唆している。これは、板の表面層がロール間隙内の先進域で逆せん断を受けたためと考えられる。

5. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼板の高速熱間圧延急冷実験を行い、板厚方向の相当歪み分布、硬さ分布、および断面内の光顕組織を調べ、それらの特徴と相互の関係

を明らかにした。得られた知見をまとめると次のようである。(1) 熱延材の表面から $100\text{ }\mu\text{m}$ 付近で付加的せん断歪みが最大になる。この最大値は、圧下率とともに増加し、潤滑圧延を行うと減少する。この強せん断層に熱延中に優先的に再結晶が発生する。(2) 強せん断層の再結晶発生条件は、そこでの最大相当歪み $\bar{\epsilon}_{\max}$ を用いると、圧延後急冷開始までの保持時間が一定という条件の下では、潤滑条件によらず、Zener-Hollomon 因子 Z_0 と $\bar{\epsilon}_{\max}$ で一義的に表される。再結晶発生のための臨界相当歪み $\bar{\epsilon}_{\max}$ は Z_0 が大きいほど大きい。(3) 強せん断層に発生する再結晶粒は、粒界および粒界三重点に優先的に核生成する。(4) 強せん断層中心部の再結晶粒径 d は、相当歪み $\bar{\epsilon}_{\max}$ および Zener-Hollomon 因子 Z_0 を用いて次のように表すことができる。 $d = 8.13 \times 10^3 \bar{\epsilon}_{\max}^{-0.047} Z_0^{-0.16}$ d は Z_0 に強く依存し、 $\bar{\epsilon}_{\max}$ の影響をほとんど受けない。(5) 高温、高圧下率では強せん断層以外にも再結晶粒が発生するが、その粒径は板厚方向の歪み分布に対応し、強せん断層のそれより大きい。(6) 強せん断層中心部に現れる再結晶組織は、メタダイナミック再結晶、または動的回復後きわめて短い時間に発生した静的再結晶のいずれかである。その他の領域の再結晶組織は、静的再結晶である。

おわりに、圧延用の試料を提供していただいた、川崎製鉄株式会社阪神製造所管理部の皆様に対し、深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 斎藤好弘, 左海哲夫, 前田 太, 加藤健三: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 799
- 2) 志田 茂: 塑性と加工, **7** (1966), p. 424
- 3) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1659
- 4) I. KOZASU and T. SHIMIZU: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **11** (1971), p. 359
- 5) D. J. TOWLE and T. GLADMAN: Met. Sci., **13** (1979), p. 246
- 6) D. R. BARRACLOUGH and C. M. SELLARS: Met. Sci., **13** (1979), p. 257
- 7) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2073
- 8) G. GLOVER and C. M. SELLARS: Metall. Trans., **3** (1972), p. 2271
- 9) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 543
- 10) W. ROBERTS, H. BODÉN and B. AHLBLÖM: Met. Sci., **13** (1979), p. 195
- 11) H. J. MCQUEEN, R. PETKOVIC, H. WEISS and L. G. HINTON: Proc. The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE, AIME (1977), p. 113
- 12) 石黒 徹, 大西敬三: 鉄と鋼, **65** (1979), S 469
- 13) 酒井 拓, 大橋正幸, 和田重伸: 鉄と鋼, **66** (1980), S 441