

## 論 文

© 1984 ISIJ

炭素鋼オーステナイトの線材圧延における  
再結晶矢田 浩\*・松津伸彦\*<sup>2</sup>・松村義一\*<sup>3</sup>・富永治郎\*<sup>4</sup>

## Recrystallization of Austenite of Carbon Steel in Sequential Hot-rolling

Hiroshi YADA, Nobuhiko MATSUZU, Yoshikazu MATSUMURA and Jiro TOMINAGA

## Synopsis :

In order to clarify the structural change during high-speed sequential hot rolling, the prior-austenitic microstructures of quenched carbon steel with 0.44 to 0.83% C content were studied by (a) mill-motor-stop experiment in a wire-rod mill, (b) experimental one-pass high-speed rolling and (c) hot deformation simulator experiment. From the results it was concluded as follows :

- 1) After passing through a train of wire-rod rolling, austenite is fully recrystallized and the grain diameter,  $d$ , is approximately predicted from ZENER-HOLLOMON parameter  $Z$ ,  $d$  reducing with higher  $Z$ .
- 2) Especially in higher  $Z$ , the grain diameter is larger than that of dynamically recrystallized austenite, possibly showing the contribution of static growth of grain after partial dynamic recrystallization.
- 3) Even in lower  $Z$ , the distribution of the grain diameter is positioned to the larger side of the dynamically recrystallized grain. This phenomenon is possibly due to the grain growth after dynamic recrystallization.
- 4) The fraction of recrystallization is higher in the wire-rod rolling than in the simulator experiment. This possibly shows the effect of additional strain in the caliber rolling.

## 1. 結 言

熱間圧延鋼材の材質の管理と向上,あるいは圧延荷重の予測などにオーステナイトの加工組織の正確な把握は極めて重要である。このような研究は,寒冷地ラインパイプ素材製造のため開発された厚板での制御圧延技術を契機に盛んになってきた<sup>1)2)</sup>。

一方,ホットストリップミル・棒線ミルなどのように高速の連続圧延が熱間圧延の主流となりつつあるが,このような圧延ではパス間時間が短く,しかも歪み速度が極めて大きくなっているので加工組織は従来の知見からの予測は困難であった。これに対して最近高速および連続の熱間加工を再現する試験機が開発されてきており<sup>3)4)</sup>,著者らも実用的な連続熱間圧延の条件をほぼカバーする熱間加工シミュレーター(最大歪み速度  $300\text{ s}^{-1}$ , 最小パス間時間  $15\text{ ms}$ )について報告した<sup>5)6)</sup>。そしてこれによる研究で歪み速度を  $250\text{ s}^{-1}$  まで増加させても応力-歪み曲線の形はそれほど変化せず,動的再結晶の臨界歪みはそれほど変化しないと思われることを

指摘した。また短い時間間隔で加えた加工の歪みはほぼ完全に後段に累積されるので,1パス大圧下加工の組織と極めて近いことを観察した。そしてこのような実測結果を取り入れた連続熱延の変形抵抗式を作成し実用化したことも報告した<sup>7)</sup>。

また実際の線材圧延から採取したクロップ焼入材の調査ではいずれの場合も完全に再結晶していたこともこれを支持する結果に考えられた<sup>8)</sup>。そしてその粒径  $N\gamma$  が動的再結晶粒径について報告されているように<sup>9)</sup>, ZENER-HOLLOMON パラメーター  $Z = \dot{\epsilon} \exp(E/RT)$  ( $\dot{\epsilon}$  は歪み速度,  $E$  は活性化エネルギー,  $R$  は気体定数,  $T$  は絶対温度) によつてほぼ次式で示されることを見出した。ここで  $E$  として酒井・大橋による  $63\,800\text{ cal/mol}$  を用いた<sup>10)</sup>。

$$N\gamma = 1.8 \log Z - 15.6 \dots\dots\dots (1)$$

しかし上記実験においては焼入れまでに要する時間がシミュレーター実験で  $0.5\text{ s}$  前後,線材の焼入れで  $1\sim 10\text{ s}$  で必ずしも加工直後の状態が把握されたとさえその機構についても明確な結論を導くことができない。そ

昭和 55 年 10 月・昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1984)

\* 新日本製鉄(株)第二技術研究所 工博 (R & D Laboratories-II stationed at Higashida, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)君津製鉄所 (Kimitsu Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)第二技術研究所 (R & D Laboratories-II stationed at Higashida, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)光製鉄所 (Hikari Works, Nippon Steel Corp.)

ここで本研究では実際の線材圧延・高速圧延実験、熱間加工シミュレーターでできるだけ早い焼入実験を行い、また加工後の静的な変化の観察も行って、高速連続熱間圧延の熱間加工組織の実態をより明らかにしようとした。

## 2. 実 験

### 2.1 供試材

Table 1 に供試材の化学成分組成を示す。いずれも転炉溶製後、分塊圧延、ピレット圧延を行った 80 mm 角のピレットである。小型圧延実験および熱間加工シミュレーター実験においては、これを 1250°C 3 h 加熱後 5~12 mm に小型圧延機で圧延し、これから試験片を切り出した。

本研究に 0.44~0.83% C の高炭素鋼を選んだ理由は、旧オーステナイト粒界を観察するための必要条件である焼入性の確保と、低炭素鋼で最近見出されたフェライト変態の加工による誘発の影響<sup>11)</sup>を避けるためである。またこの成分範囲内では、C量は変形応力にほとんど影響を与えないと報告されている<sup>7)10)</sup>ので、熱間加工組織もほとんど変わらないものと考えられる。

Table 1. Chemical composition of steels used.

Steel	(wt %)								JIS Code
	C	Si	Mn	P	S	Al	N		
A	0.60	0.20	0.79	0.018	0.011	0.019	0.0034		SWRH62B
B	0.44	0.23	0.62	0.019	0.013	0.023	0.0030		SWRCH45K
C	0.83	0.25	0.77	0.016	0.012	0.029	0.0035		SWRH62B
D	0.57	0.22	0.70	0.019	0.018	0.019	0.0041		SWRH62B

### 2.2 線材圧延焼入実験

粗 10 段、中間 6 段、仕上げ 6 段からなる細径用の全連続型の圧延機を用いた<sup>†</sup>。この圧延機の通常の圧延速度は 5.5 mmφ で 24 m/s であり、現在一般に用いられている仕上げブロックミルを採用した圧延機に比べて低速である。噛み止め圧延を実施したときの圧下パススケジュールから、14 番スタンド以降の減面率、これから計算した見かけ歪み速度、およびパス間時間を Table 2 に示した。全パスを通じての平均減面率は 22.3% であつたが、仕上げ圧延機列での減面率は比較的小さく、とくに最終パスでは極めて小さくなつている。

噛み止め実験は Table 3 に示す 3 通りの圧延条件で行つた。線材圧延では一般に仕上げ圧延機列で加工熱による昇温が著しく、低い仕上げ温度を得ることが困難であるが、本実験では故意に低速圧延を行い、さらに抽出温度を著しく低くすることにより 745°C という低い仕上げ温度を得ることができた。最終スタンドから 4 m で線材は水冷管（クーリングトラフ）に入るが、このときの冷却速度は別途調査では中心部でも 150~500°C/s と極めて早いと報告されている。

サンプル採取は、水冷管中で停止した線材のモーター減速の影響のない位置で行つた。

### 2.3 1パス高速圧延焼入実験

前報<sup>6)</sup>に示したフライホイール式の 2Hi 高速圧延機を用いた。ロール径 400 mm、最高回転数 2000 rpm である。これに Fig. 1 に概念図を示した焼入装置を付設した。この焼入装置と圧延機との間に、圧延速度により

Table 2. Rolling conditions of wire-rod rolling in mill-motor-stop experiment.

	Rolling Condition	Intermediate train			Finishing train					
		14th stand	15th	16th	17th	18th	19th	20th	21st	22nd
Reduction (%)	a, b	23.8	12.8	22.5	11.7	21.7	7.9	16.6	17.1	5.6
Strain rate (s <sup>-1</sup> )	a	38	40	7.2	7.2	10.2	9.6	15.8	20.0	12.6
	b	19	2.0	3.6	3.6	5.1	4.8	7.9	10.0	6.3
Time to next std. (s)	a	0.63	0.78	1.76	0.23	0.17	0.15	0.13	0.12	*0.21
	b	1.26	1.56	3.51	0.46	0.33	0.30	0.25	0.24	*0.42

\* Time to the entrance of cooling trough.

Table 3. Test result of wire-rod rolling.

Rolling condition	Test	Extraction temperature (°C)	Finishing speed (m/s)	Temperature after 16th st. (°C)	Finishing temperature (°C)	Mean diameter of prior austenite (μm)
a	1	1030	22	900	980	15
b	2	1070	11	790	780	9.3
b	3	940	11	740	745	7.2

† 光製鉄所旧第1線材工場であり、現在は休止されている。

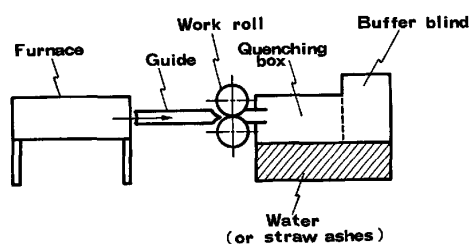


Fig. 1. Schematic of the equipment used in experimental rolling.

ガイドを挿入することにより、水冷までに要する時間をほぼ一定に調節した。

圧延素材は  $4^t \times 30^w \times 300^l$  (mm) で、N雰囲気中で所定温度に4 min 加熱後放冷途中で圧延を行った。圧下率は16~67%、ロール回転数130~1600 rpm (歪み速度  $62 \sim 700 \text{ s}^{-1}$ )、圧延噛み込み温度  $800 \sim 1170^\circ\text{C}$  の範囲で実験を行った。圧延速度から計算した圧延後水冷までの時間は0.2~0.4 s であつた。鋼板の水冷時の冷却速度は、別途実験から  $200 \sim 500^\circ\text{C/s}$  と推定された。

高速の圧延実験においては、圧延温度の測定が行いにくく、これが前報<sup>6)</sup>で示したように変形抵抗式などでの誤差の原因と考えられる。そこで本報では圧延温度を計算プログラムにより求めた。これは実際の圧延に適用されているものと同一形式のもので、熱伝導方程式を差分形で表し境界条件として表面での輻射、対流、ロールへの伝熱、ロールとの摩擦熱などが考慮されている。加工発熱は塑性変形の仕事が、動的復旧などで内部エネルギーに転化する可能性を考慮し、その80%が発熱になると仮定した。変形抵抗式は志田の式<sup>12)</sup>を用いた。空気中での放冷は、熱電対による実測値から輻射率を求めて計算に用いた。

計算結果の例を Fig. 2 に示す。これは高速圧延の場合で圧延の温度上昇は約  $80^\circ\text{C}$  に達する。組織変化は圧延直後の温度に支配されると考え、圧延直後の断面内の平均温度を実験結果の整理に使用した。

組織観察は、圧延が定常状態になる試験片後端付近中央部より切り出した試料の圧延方向断面について行った。

#### 2.4 熱間加工シミュレーター実験

前報<sup>6)</sup>で報告した最大歪み速度(実測)  $300 \text{ s}^{-1}$ 、多数回加工の最小時間間隔15 msの平面歪み圧縮型の熱間加工試験機を用いた。今回多パス加工でのパス間および加工後での温度制御が可能ないように、制御系、加熱冷却系を改良した。

試験片は  $10^t \times 15^w \times 180^l$  (mm) のものを用い、加熱冷却は加工部側面に溶着した熱電対により制御した。加

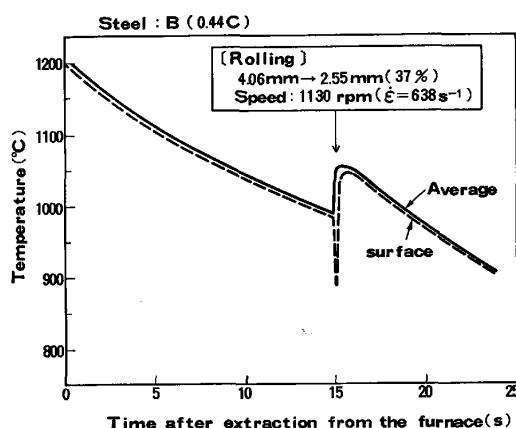


Fig. 2. An example of calculated temperature change of specimen with time in experimental rolling.

工部各所に穿孔して熱電対を挿入して温度分布を調べた結果では、強制冷却時を除き上記位置との温度差は  $20^\circ\text{C}$  以内であつた。

初期加熱は本実験ではすべて  $1000^\circ\text{C}$  で3 min 行つた。加工プログラムは種々の条件で行つたが、線材圧延のシミュレーションは試験片形状の制約により Table 2 に示した14パス以降について行つた。

焼入れは、指示した時間から0.03 s 以内に水流が試験片に直射するようにした。このことは高速度映画撮影により確認した。水冷開始後の冷却速度は、試験片中心部で  $260 \sim 360^\circ\text{C/s}$ 、表面では水流の直射の位置により  $200 \sim 1200^\circ\text{C/s}$  であつた。

加工による温度上昇は、大圧下でもせいぜい  $20^\circ\text{C}$  程度と圧延に比してはるかに小さかつた。これは圧延の場合試験片全長が加工されるのに比べて、加工シミュレーターでは加工部長さが5 mm と加熱部長さ約60 mm に比べ小さく、さらに加工の進行とともに加工部の金属は順次加工部外へ送り出されるので加工熱は加工部外へ大部分散逸してしまつたためと考えられる。従つてこの実験においては加工開始温度をもつて加工温度とした。

組織観察は前報同様長さ方向の縦断面内で、主として中心線上の加工部中心点から左右に2 mm 離れた位置で行つた。加工部内での塑性変形の不均一性にかかわらず、この位置での実質歪みは全体の名目歪みとほぼ等しいことを実験で示したが<sup>6)</sup>、最近計算によつても裏づけられている<sup>13)</sup>。

#### 2.5 光学顕微鏡観察

旧オーステナイト粒界の現出には、ラウリルベンゼンスルホン酸ナトリウムを加えたピクリン酸水溶液を用いた。粒径測定は、原則としてリニアインタセプト法で行つたが、未再結晶部が存在するときは比較法で行つた。

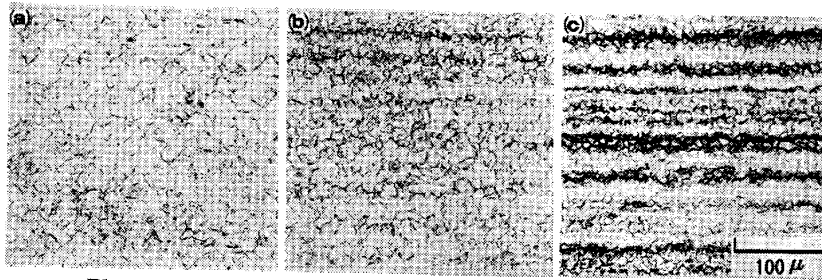


Photo. 1. Prior-austenitic microstructures of 0.60C steel wire-rods in the mill-motor-stop and quenching experiment in the different rolling conditions (at the center).

	$v_f$ (m/s)	$T_f$ (°C)
(a)	22	980
(b)	11	780
(c)	11	745

$v_f$ : finishing speed,  $T_f$ : finishing temperature

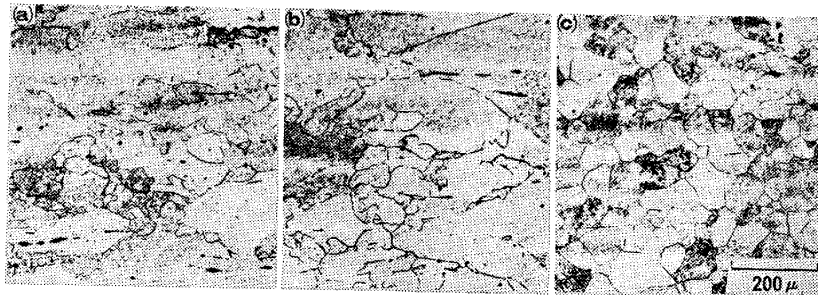


Photo. 2. Prior-austenitic microstructures of 0.44C steel quenched 0.2-0.4 s after one pass experimental hot-rolling in high strain rate.

	$r$ (%)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	$T_f$ (°C)
(a)	25	82	901
(b)	27	680	921
(c)	50	700	1119

$r$ : reduction,  $\dot{\epsilon}$ : strain rate,  $T_f$ : calculated finishing temperature

### 3. 実験結果

#### 3.1 線材圧延焼入実験結果

Photo. 1 にクーリングトラフ中で完全に水冷した線材より採取した試片の圧延方向断面の中心部の旧オーステナイト組織を示す。いずれの場合も完全に再結晶しており、その粒径は低温ほど小さく、Table 3 に示したように test 3 では平均  $7.2 \mu\text{m}$  という細粒となつている。

断面内での組織変化を調べた結果では、表面から 0.3 mm 程度までは中心より 2~3 倍大きい粒となつているが、それより内側ではほとんど変化がなく均一であつた。

この結果は前報<sup>8)</sup> に示した結果をより高Z側まで延長して確認した結果となつている。(Fig. 8 参照)

#### 3.2 1パス高速圧延焼入実験結果

Photo. 2 に板厚中心部の旧オーステナイト組織の例を示す。(a), (b) は比較的低圧下率・低温の場合に歪み速度の大小を比較して示したもので、いずれも部分再結晶であるが、再結晶率は歪み速度によつてほとんど変わらない。(c) は大圧下率・高温の場合の例で高歪み速度でも 0.2 s という短時間後で完全に再結晶していることを示す。

断面内では、加藤らがやはり高速圧延で報告しているように<sup>14)</sup>、表面から 0.2~0.3 mm までは再結晶率が大きく、完全再結晶の場合はこの部分でやや細粒となつていたがこれは付加的剪断歪みの影響と考えられる。以下

の整理にはこのような影響のない板厚中心部について行った。

Fig. 3 に初期粒径が大なる場合の温度と圧下率とによる再結晶率の変化を示した。歪み速度 ( $\dot{\epsilon}$ ) の大小にかかわらず再結晶率はほぼ温度と圧下率で決まるようである。ただし詳細に見ると再結晶率が大きい領域では歪み速度が大なる方が再結晶率が小さい傾向がある。初期粒径がより小さい ( $N\gamma \approx 4$ ) の場合も全く同様の傾向であつたが、高歪み・低温での再結晶率は Fig. 3 より大きくなつていた。再結晶率  $f_r$  を見かけ上歪み ( $\epsilon$ ),

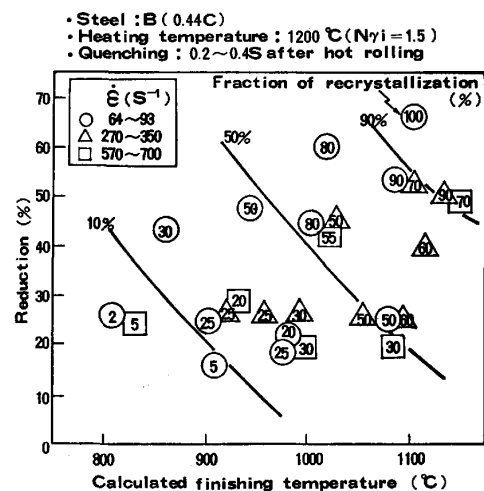
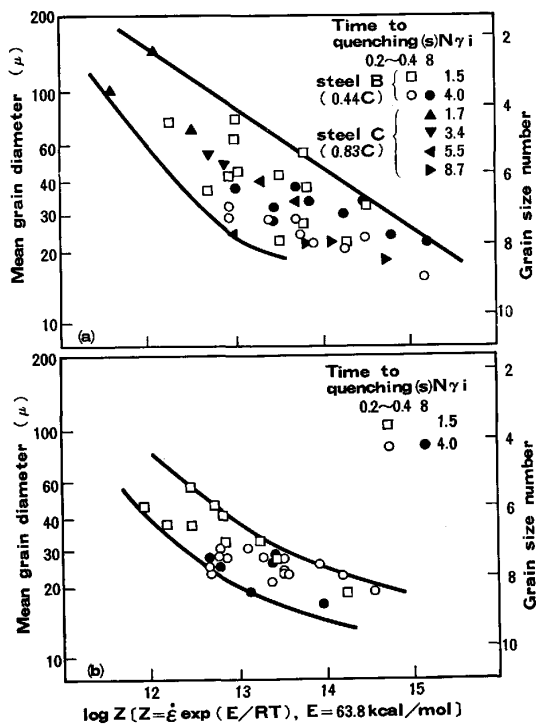


Fig. 3. Dependence of fraction of recrystallization on the reduction and the calculated finishing temperature in 0.44C steel (experimental rolling).



(a) Steel : B and C Reduction : 19~27%  
 (b) Steel : B (0.44C) Reduction : 40~61%

Fig. 4. Relationship between mean grain diameter and ZENER-HOLLOMON parameter,  $Z$ , in 0.44C and 0.83C steel (experimental rolling).

歪み速度, 初期粒度, 絶対温度 ( $T$ ) で整理すると次のようになる。

$$f_{\gamma} = 2.3 \epsilon^{0.83} \cdot \dot{\epsilon}^{0.17} \cdot N_{\gamma i}^{0.13} \cdot \exp(-12900/T) \dots (2)$$

次に再結晶部の粒度について(1)式の  $Z$  に対して整理したのが Fig. 4 である。これらのデータは再結晶率 30% 以上の場合について, 再結晶部がある程度広がりを持つている部分について測定している。粒度については歪み速度が大なるほど, また温度が低いほど細粒となる傾向が明瞭であったため  $Z$  に対して試みにプロットした。  $E$  の値は, 酒井と大橋が引張試験の変形応力から求めた値<sup>10)</sup>を用いた。

(a) は低圧下率の場合であるが, このときは  $Z$  に対する依存性がそれほど明瞭ではない。個々の場合について見ると歪み速度の効果がこの  $Z$  では過大に見積もられているようである。初期粒度の効果が認められ, 粗粒の初期粒からは粗粒が得られている。図中 closed の印は加工後さらに投入し, 8 s 後に焼入れを行った実験結果で, 原則として完全に再結晶しているが, この場合にも初期粒度の効果が明瞭に認められるようである。

(b) は圧下率がより大なる場合で, 全体として, (a) より細粒側にあり, しかもばらつきの範囲がせまく  $Z$  との相関が強いことがわかる。初期粒度の影響は必ずしも

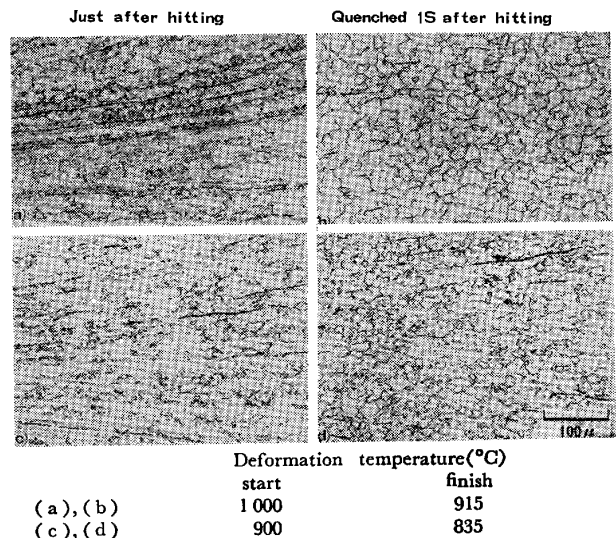


Photo. 3. Prior-austenitic microstructures of 0.44C steel in 9 hits hot deformation simulator experiment simulating wire-rod rolling.

明瞭には認められない。8 s 後焼入材も短時間焼入材料と同一  $Z$  ではほぼ同様な粒径を示している。

### 3.3 熱間加工シミュレーター実験結果

Photo. 3 に Table 2 の圧延条件 b の後段 9 パスのシミュレーションを熱間加工シミュレーターで行った結果の例を示す。加工直後, すなわち 0.03 s 以内に水冷された試片では, 1000°C 加工開始でも再結晶はまだ完全に起こつておらず, 900°C 加工開始では再結晶が開始した直後のように観察される。さらに加工後 3.1 の熱履歴をシミュレートして 0.21~0.42 s 経過後水冷した試片ではこの状態から大きい変化が見られなかつたが, (c), (d) に示すように 1 s 経過後では再結晶がかなり進行しこれとともに粒度の成長が見られる。

このような実験結果を図示したのが Fig. 5 であるが, 図中に示した線材圧延の結果 (closed) と比較すると, 高温仕上げの test 1 ではシミュレーター実験の延長線上にあると理解されるのに対し, test 2, 3 は再結晶率が著しく異なり, 粒度も同一熱履歴のものより長時間 (1 s) 経過後はじめて同程度の値が得られている。

以上のようにシミュレーション実験で再結晶の進行が遅い原因として, 線材圧延がカリバー圧延であり, 実効的な歪みが減面率から求めた名目歪みよりはかなり大きいこと, 例えば Table 2 で奇数パスのラウンド-ダイヤまたはラウンド-オーバルのパスは偶数の逆の形状変化のパスに比べ著しく減面率が小さくなっていることが原因の一つと考えられる。そしてまた本実験が著しく低速圧延であつてパス間での歪みの回復が大きいことが, とくに最終パスにおいて累積歪みがシミュレーションテストで大きい差異が生ずる原因と考えられる。

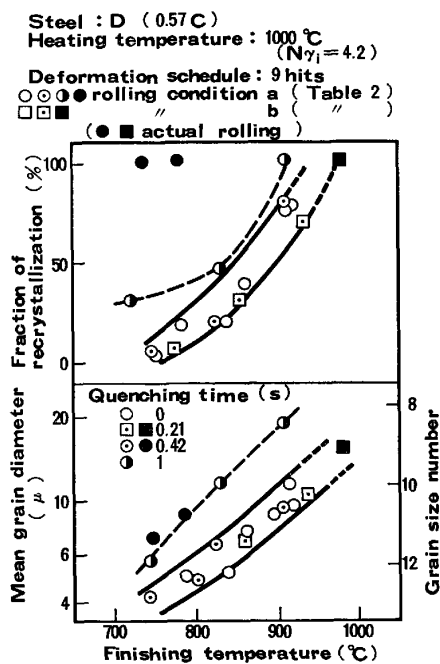


Fig. 5. Dependence of fraction of recrystallization and mean grain diameter on the deformation temperature and the delay time to quenching in 9 hits deformation simulator experiment simulating wire-rod rolling. Comparison with the results of wire-rod rolling is also made.

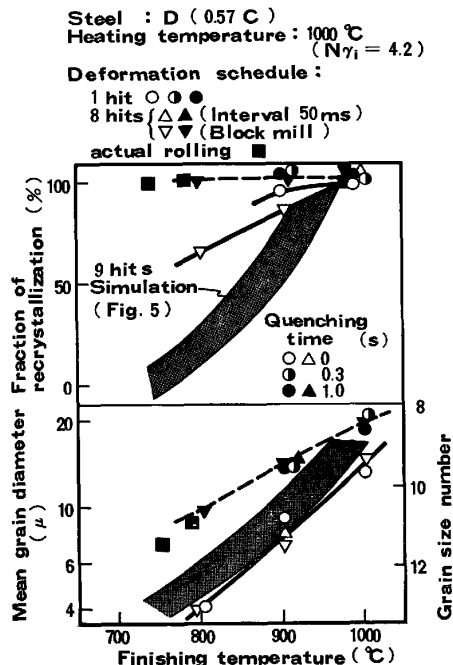


Fig. 6. Dependence of fraction of recrystallization and mean grain diameter and the delay time to quenching in the two deformation simulator experiments, (a) 1 hit with large reduction and 8 hits with very short time intervals (each 50 ms and 70→15 ms as in the block mill in wire rod rolling). In each experiment total strain is set equal to that in 9 hits experiment in Fig. 5.

実効歪みの見積もりが困難であるので、最終パスの累積歪みがより大きい場合についての実験を行った結果が Fig. 6 である。最も極端な場合として9パスの合計歪みを1打で加えた実験と、50 ms の間隔で8打に分割して与えた場合、通常のプロッミルと同じ時間間隔(70→15 ms)で同じく8打に分割して与えた場合と三通りで、歪み速度はいずれも test 2, 3 の最終パスと同じく  $63 \text{ s}^{-1}$  とした。再結晶率は実際の焼入実験に対応する0.3 s 後または1 s 後までにはいずれも完全に再結晶しており、実際の圧延をほぼ再現していると言える。粒径は加工直後では Fig. 5 の9打実験と比べより細粒であるが、0.3~1 s 後では1.5~2.5 倍に成長し、実際の圧延材と一致する値を示している。このとき三つの圧延条件の差、焼入時間の0.3 s と1 s との差がほとんど見られない。

#### 4. 考 察

##### 4.1 再結晶機構の推定

鋼のオーステナイトの加工再結晶挙動が、動的再結晶開始の臨界歪み  $\epsilon_c$  と、動的再結晶が完了し定常状態となる歪み  $\epsilon_s$  とで三つの領域に分けて論ずることができることは広く認められている。著者らは別報<sup>15)</sup>において、熱間加工シミュレーターを用いた基礎実験を系統的に行い、これにより各領域の動的および静的な組織変化を定式化した。以下にその概要を述べ本実験の結果をこれと比較して考察を行う。

$\epsilon_c$  については歪み速度・初期粒径によらず温度のみの関数として与えられた。Fig. 7 にこれを図示した。同時に示した3・2の本研究の結果と比較すると、本研究では焼入れまでに多少の静的再結晶の進行があることを考慮に入れて両者は驚くべきよい一致を示していると言える。 $\epsilon_s$  については多少の歪み速度と初期粒径依存性が

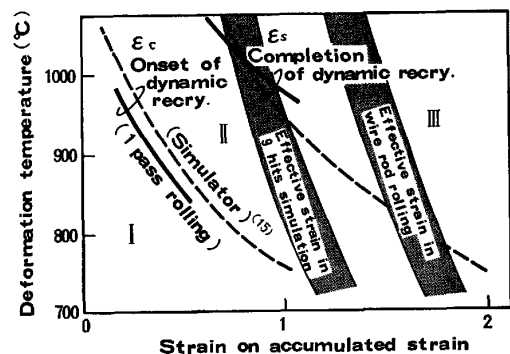


Fig. 7. Effect of deformation temperature and strain on the mode of recrystallization, and the supposed state of strain accumulation in wire-rod rolling inferred from experiments.

あるので、本研究の条件の中心的な値について描いたが、これも本研究結果と非常によく一致している。

Fig. 7 で示したように三つの領域を I~III で示すと、次の5つの基本現象を組み合わせると再結晶挙動が記述できる。

- (a) 静的再結晶核生成と静的成長 (I)
- (b) 動的再結晶核生成と静的成長 (II)
- (c) 動的再結晶 (II), (III)
- (d) 静的再結晶粒の粒成長 (I), (II)
- (e) 動的再結晶粒の粒成長 (Post Dynamic Recrystallization) (II), (III)

(a) では再結晶の進行は歪みと温度に主として依存し、粒径は歪みと初期粒度のみに依存する。このような傾向は低歪みの場合の Fig. 4(a) の結果に特徴が一致する。

(c) はよく知られているように  $\epsilon_s$  以上で初期粒径と歪み量によらず  $Z$  で決定される粒径を与える。別報では加工直後の焼入実験を入念に行い、その下限を示す式として  $D_{dyn} = 22600Z^{-0.27} (\mu m)$  を得たが、Fig. 8 にこれを図示した。Fig. 6 の加工直後焼入材の粒径は上記の動的再結晶粒径測定法のばらつき範囲に入っており、動的再結晶に非常に近いと言うことができる。

(c) に引き続いて (e) が起こるが、これは高温ではとくに早く、例えば  $1000^\circ C$  では1s以内に2倍程度に成長しある程度で止まる粒径  $D_{pa}$  に達するとあとは (d) と同様のゆるやかな粒成長則に従う。 $D_{pa}$  に達する時間には歪み速度依存性があるので、中途の状態で見れば粒径にも歪み速度依存性が生ずる。Fig. 4(b) および Fig. 6 の高温の場合  $0.2 \sim 0.4 s$  から  $1 \sim 8 s$  まで経過しても粒径がそれほど変化しないことは、このような再結晶粒の特徴から説明できると思われる。また Fig. 4 (b) の  $Z$  依存性も、 $D_{dyn}$  から  $D_{pa}$  に達する過程として説明でき、初期粒径と歪み依存性のないことも首肯できる。

(b) についてはこれまでほとんど議論されたことがないが、実際の圧延、とくに連続熱延では極めて重要な役割を果たしているようである。成長の速度則は (a) と同様であることが示されたが、(a) に比べて歪みが大きいので、核生成の潜伏期がないこともあり成長速度は極めて早くなる。本研究の実験は Fig. 5, 6 の結果から1パス大圧下加工の高温の場合を除きほとんどII領域で行われているが、ここでは (e) と競合して粒径が決定されており、低温ほど (b) の比率が大となる。Fig. 6 で動的再結晶粒径に近いと思われる加工直後焼入材に対し、 $0.3 \sim 1 s$  経過後の粒径が低温ほど成長の比率が

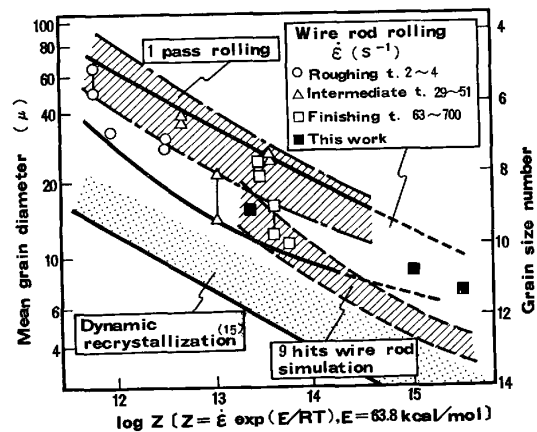


Fig. 8. Comparison of mean grain diameter between wire-rod rolling, experimental rolling, and simulator experiment.

大であることはこのことを示していると思われる。Fig. 8 で  $D_{dyn}$  と1パス圧延の結果とを比較すると極めて差が大きく、これは  $D_{dyn}$  に比べせいぜい2倍程度である  $D_{pa}$  からだけでは説明できず、やはり (b) の過程が含まれているものと思われる。

(d) については本研究の範囲とほとんど関係がないので説明を省略する。

#### 4.2 動的再結晶核生成に対する歪み速度効果

上述のデータの解釈に対して  $\epsilon_c$  の歪み速度依存性がないことが重要な点になっているが、これは別報と本報の異なる実験結果が一致することで支持される。このことは従来指摘されていない点なので以下簡単に考察を行う。

一般に復旧は速度論的な過程なので動的現象でも速度依存性があるはずである。しかし粒界においては回復が著しく遅れるという報告があり<sup>16)</sup>、これによると粒界の転位密度は歪み速度によらず歪み量のみにより決まることになる。動的再結晶核生成と思われる場所が常に結晶粒界が優先していることを考えると、この粒界の転位密度がある温度によつて決まる量に達したときに再結晶核が生成すると考えれば現象の説明ができる。このときどのような転位反応によつて核生成が起こるかが今後の大きな検討課題であろう。

動的再結晶核の生成直後の大きさは熱間加工シミュレーターでの焼入れでも完全に凍結はされていないであろうが、観察結果では  $\epsilon_c$  をわずかに超えた歪みでも  $D_{dyn}$  に近い再結晶粒が見られる。高歪み速度のとき短時間でこのような成長が可能かについて検討する。HILLERT により与えられた Fe の粒界の mobility  $M$  は  $0.035 \exp(-17700/T) (M^2/J, s)$  であるが<sup>17)</sup>、粒界の

移動速度  $v$  は界面移動が律速になつているとすれば  $v = M(\Delta G_m^0/V_m)$  で与えられるから、粒界移動の駆動力 (単位体積当たり)  $\Delta G_m^0/V_m$  を求めることができる。本研究での最大歪み速度  $700 \text{ s}^{-1}$  の場合、 $900^\circ\text{C}$  での  $D_{dyn}$  は約  $2 \mu\text{m}$  と推定されるが (Fig. 8 より)、歪み 0.1 の間にこれだけの生長があつたとして駆動力を計算すると  $1.4 \times 10^5 \text{ J/M}^3$  が得られる。これは既報に示した<sup>7)</sup> 変形応力から計算したこの間の塑性仕事の約 1/2 に当たる。歪み速度が小さければこの比率はさらに小さくなる。前述のように粒界での応力はさらに高いであろうし、全体の体積の中でこのような現象が起こっているのはごく一部なので、塑性変形エネルギーのごく一部が駆動力に転換されれば早い粒界移動が説明できる。

#### 4.3 多パス圧延での累積歪み効果

Fig. 5 の線材圧延シミュレーションでは再結晶率が低かつたが、これはパス間での静的回復がかなり大きく実質歪みの累積が小さいためと思われる。別報<sup>15)</sup> の計算結果でも低温の test 2, 3 ではほとんど動的再結晶は起こっていないようである。このような場合でも前述の (b) の過程で加工後に短時間にかなり再結晶が進むが、この粒径は動的再結晶粒径よりはかなり大きくなる。Fig. 8 で本実験のデータ (test 2, 3) の粒径が動的再結晶粒径よりかなり大きいことはこれで説明できるとと思われる。

一方 Fig. 6 のようにパス間時間が短い場合は 1 パス大圧下の場合とほとんど変わらない加工組織が得られるが、これはパス間での静的回復が小さいこと、また再結晶粒もパス間でほとんど成長する時間がないことから説明できよう。そしてこのような場合は上述のように  $D_{dyn}$  から加工後短時間で  $D_{pd}$  に近づくが、Fig. 8 中に示した既報を含めた線材圧延のデータが  $D_{dyn}$  とほぼ平行で 2 倍程度以上大きいことは、このことに対応すると思われる。

線材圧延での歪みの累積状態を簡単に定式化することは難しいが、本実験の再結晶率から 1 パス実験と比較して概念的に Fig. 7 中に示した。カリバー圧延では実効歪みは名目歪みの 2 倍程度になつていっていると推定される。

## 5. 結 言

線材圧延を主対象として高速の連続熱間圧延の熱間加工組織の解明を試みた。実機での噛み止め焼入実験、高

速圧延実験、熱間加工シミュレーター実験を行つて以下の点を明らかにした。

線材圧延後の熱間加工組織はかなりの低温仕上げでも完全に再結晶しており、その粒径は圧延条件から求められる ZENER-HOLLOMON パラメーターからほぼ一義的に記述される。この粒径は動的再結晶粒よりかなり大きい、この差は主として動的再結晶粒からの粒成長によるものと思われる。低温 (高  $Z$ ) でこの差が大きい、これは部分動的再結晶からの静的成長のためと考えられる。

本実験のような低速圧延ではシミュレート実験の再結晶率は実機の結果よりもはるかに小さかつた。これは線材圧延がカリバー圧延であるため実効歪みは名目歪みよりかなり大きくなつていいるためと考えられる。

## 文 献

- 1) 小指軍夫: 第 36・37 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1975), p. 63
- 2) 関根 寛: 第 86・87 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1982), p. 125
- 3) A. B. LEBON: *Microalloying* 75, 1 (1975), p. 72
- 4) O. PAWELSKI, U. RUDIGER and R. KASPER: *Stahl. Eisen*, 98 (1978), p. 181
- 5) H. YADA, N. MATSUZU and K. NAKAJIMA: *Proc. International Conference, Liverpool* (1981), p. 325 [Metals Society]
- 6) H. YADA, N. MATSUZU, K. NAKAJIMA, K. WATANABE and H. TOKITA: *Trans. ISIJ*, 23 (1983), p. 100
- 7) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛: *鉄と鋼*, 70 (1984), p. 1392
- 8) 矢田 浩, 森 俊道, 村上雅昭, 富永治朗, 落合征雄: *製鉄研究* (1982) 310, p. 264
- 9) 作井誠太, 酒井 拓: *鉄と鋼*, 63 (1977), p. 263
- 10) 酒井 拓, 大橋正幸: *鉄と鋼*, 67 (1981), p. 134
- 11) 矢田 浩, 松村義一, 松尾征夫, 瀬沼武秀, 寺沢健, 中島浩衛: *日本金属学会講演概要* (1983・10月), p. 190
- 12) 志田 茂: *日立評論*, 52 (1970), p. 57
- 13) O. PAWELSKI and V. GOPINATHAN: *J. of Mech Working Technol.*, 5 (1981), p. 267
- 14) 鋼の熱間加工の金属学 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982), p. 130 [日本鉄鋼協会]
- 15) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: *鉄と鋼*, 70 (1984), p. 2112
- 16) R. SANDSTRÖM and O. LAGNEBERG: *Acta Metall.*, 23 (1975), p. 387
- 17) M. HILLERT: *Metall. Trans.*, 6A (1975), p. 5