

## 論文

連続熱間加工工程中の冶金現象を考慮した  
変形抵抗式の開発

© 1984 ISIJ

瀬沼 武秀\*・矢田 浩\*<sup>2</sup>・松村 義一\*<sup>3</sup>  
浜渦 修一\*<sup>4</sup>・中島 浩衛\*<sup>2</sup>Calculation Model of Resistance to Hot Deformation in Consideration of  
Metallurgical Phenomena in Continuous Hot Deformation ProcessesTakehide SENUMA, Hiroshi YADA, Yoshikazu MATSUMURA,  
Shuichi HAMAIZU and Koe NAKAJIMA

## Synopsis:

An accurate estimation of the resistance to hot deformation is one of the most important factors for the gauge accuracy of hot strip sheets. Application of an equation determined by data of single pass deformation to the calculation of the resistance to deformation for high speed continuous hot rolling often causes a considerable error. The main reason for the error lies in the metallurgical phenomena during a multiple deformation process, which are different from those of a single deformation. In this investigation, a new calculation model has been developed which takes the influence of the metallurgical phenomena like recovery and recrystallization on the resistance to hot deformation into consideration. It has been shown that the dislocation density is a suitable quantity which describes the influence of the metallurgical changes on the resistance to hot deformation quantitatively.

The model has been applied to a high speed continuous hot strip mill and a remarkable improvement in the estimation of the resistance to deformation has been achieved.

## 1. 緒 言

金属の変形抵抗の最も基本になる現象は転位の運動に対する抵抗であることは周知のとおりである。しかし、実際に用いられている変形抵抗式は大量の1段加工実験のデータを温度、ひずみ、ひずみ速度などの影響因子で整理した経験式<sup>1)2)</sup>が大半で、転位の挙動を考慮した実用的な変形抵抗式についての報告は皆無である。

一方、実際の熱間加工は1段加工ばかりでなく、加工時間間隔(パス間時間)の短い連続多段加工で行われることも多い。その一例がホットストリップの仕上げ圧延で数秒間に6~7段の加工が行われる。このように多数回の加工が短時間に連続的に加えられると1段加工によって得られた経験式では変形抵抗を精度よく予測することが難しくなる。その主な原因は1段加工時と連続加工時の冶金現象の相違であることが最近熱間加工シミュレーターによる実験などによつて明らかになってきた<sup>3)</sup>。たとえばホットストリップ仕上げ圧延の終段のようにパス間時間が短く、かつ加工温度が比較的低温になると材

料内に多くの転位を残したまま次段の加工を受けるため変形抵抗が大きくなる。すなわち、連続熱間加工で変形抵抗を精度よく予測するには、加工工程中の冶金現象が変形抵抗に及ぼす影響を考慮できる予測式を開発することが必須である。

そこで本報では変形抵抗と熱間加工工程中の冶金現象の関係を金属物理の原点である転位密度を媒介に定式化し、それを1段及び連続多段加工の変形抵抗式に展開した結果を報告する。

## 2. 熱間変形抵抗の基本式

熱間加工の変形抵抗の特徴は加工硬化と同時に熱的活性化過程による軟化現象が起こることである。このような現象を定量的に把握するには金属の変形の基礎である転位を媒介に考える必要がある。

変形応力は転位論的に整理すると次の3つの要因によつて成り立っている。

1. 転位の増殖や転位間の相互作用などの結晶内の内部応力  $\sigma_i$  [式(1)第1項]<sup>4)</sup>

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 10 月 17 日受付 (Received Oct. 17, 1983)

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

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)第二技術研究所 工博 (R & D Laboratories - II, Nippon Steel Corp.)

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

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)第三技術研究所 (R & D Laboratories - III, Nippon Steel Corp.)

2. 転位が動く時, その運動を妨げようとする抵抗  $\sigma_a$  [式(1)第2項]<sup>6)</sup>

3. 結晶粒界が及ぼす抵抗  $\sigma_d$  [式(1)第3項]<sup>6)</sup>

これらを式の形で表すと式(1)のように表現できる.

$$\sigma = a\rho^{1/2} + a_1 \left[ a_2 - a_3 T \ln \frac{a_4 \rho}{\dot{\epsilon}} \right] + a_5 d_0^{-1/2} \dots (1)$$

ここで  $a, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5$  は定数,  $\rho$  は転位密度,  $\sigma$  は変形応力,  $T$  は加工温度,  $\dot{\epsilon}$  はひずみ速度,  $d_0$  は初期粒径を表す.

### 3. 熱間変形応力に及ぼす冶金現象の影響

前章で示したように変形応力は転位密度によつて表されるが, 実際に高温加工時の転位密度を測定することは不可能に近い. しかしながら, ひずみの増加による転位の増殖挙動, あるいは回復, 再結晶による軟化現象などについてはすでに多くの報告<sup>4)</sup> がなされているので, これらを参考にすると共に, いくつかの仮定を置くことによりひずみ, ひずみ速度, 加工温度などの加工条件と転位密度の関係を定式化することは可能である.

熱間加工中では Fig. 1 に示すようにひずみの増加に伴い一般に加工硬化として知られる転位密度の上昇が起こる(a). またそれと同時に変形中(動的)に回復や再結晶が起こり, 転位が消滅し, 密度の減少がみられる(b, c). ここで動的回復は熱間加工では常に起こっているが, 動的再結晶はひずみが初期粒径, ひずみ速度, 加工温度などに依存するあるひずみ  $\epsilon_c$  に達しないと起こらない<sup>8)9)</sup>.

曲線(a)の場合は転位密度とひずみの間に一般に,  $\rho = c \cdot \epsilon^m$  の関係が成り立つ<sup>4)</sup>. ここで  $c$  と  $m$  は定数である. また加工硬化と動的回復が同時に起こる(b)の場合は一般に式(2)が成り立つ. 回復の主な素過程は, 粒内での異符号の転位の合体による消滅とサブグレインの粒界での消滅が考えられ, 単位時間の転位密度の減少は, 前者では  $\rho^2$ , 後者では  $\rho$  に比例すると言われている<sup>10)11)</sup>.

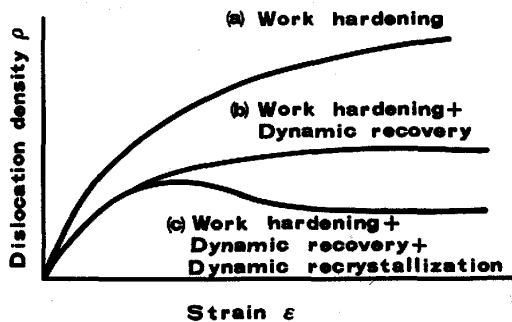


Fig. 1. Change of dislocation density-strain curves due to various metallurgical phenomena.

静的回復では前者が主体で進行するとして定式化が行われているが<sup>12)13)</sup>, 実際の応力-ひずみ曲線は, 後者を前提とした方がよい一致を得られたので, 回復による  $\rho$  の減少は現存する転位密度に比例するとした.

$$d\rho = \left( \frac{\partial \rho}{\partial \epsilon} \right) d\epsilon + \left( \frac{\partial \rho}{\partial t} \right) dt \dots (2)$$

この仮定のもとで等ひずみ速度変形では式(2)は式(3)のように差分の形で表すことができる.

$$\rho_n = \rho_0 + m \cdot c \sum_{i=1}^n \left( \frac{\rho_{i-1}}{c} \right)^{\frac{m-1}{m}} \Delta \epsilon - b \cdot \sum_{i=1}^n \rho_{i-1} \cdot \Delta \epsilon \dots (3)$$

ここで  $\rho_n$  はひずみが  $\epsilon = n \cdot \Delta \epsilon$  の時の転位密度であり,  $\rho_0$  は初期転位密度を表す. また  $b$  は動的回復速度を表し, ひずみ速度, 加工温度に依存する.

次にひずみが  $\epsilon_c$  に達して動的再結晶が始まる(c)の場合を考える. まず動的再結晶率が次式によつて表されると仮定する.

$$x = 1 - \exp \{ -G(\epsilon - \epsilon_c)^p \} \dots (4)$$

ここで  $p$  は定数,  $G$  は再結晶の進行速度を示すもので一般にひずみ速度, 初期粒径, 加工温度に依存すると考えられる.

このような形で動的に再結晶が進行すると, 未再結晶粒内の転位密度は加工により式(3)に従つて増加するが, 再結晶の起こつた部分は今まで存在した転位が解放された状態になる. しかし, その再結晶粒も加工が連続して加わるため, すぐ再び転位が増殖され, その密度を増していく. そして, その粒内の転位密度がある値に達すると再び再結晶を起こす. これらの事柄を模式的に示すと Fig. 2 のようになる. 以上のことを考慮した転位密度の変化は式(5)によつて表される. この式では, 観察結果<sup>14)</sup>に近い  $m=1$  を仮定した. ここで第1項は未再結晶部の  $\rho$  の変化, 第2項は  $k+1$  回動的再結晶を起こ

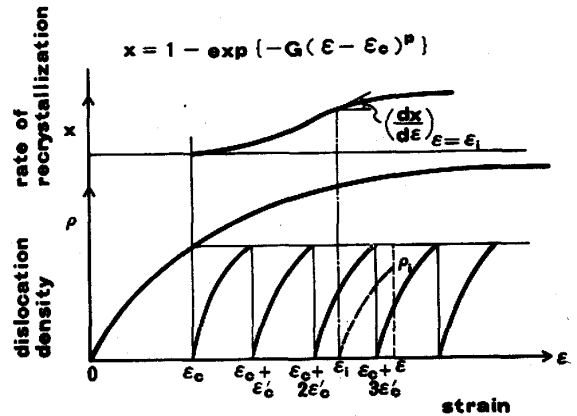


Fig. 2. Change of the dislocation density due to the dynamic recrystallization.

した粒がその後加えられたひずみによつて増加した  $\rho$  を、そして第3項は、その他の動的再結晶粒内の転位密度の合計を示している。

$$\rho = \rho_n(1-x) + \int_{\epsilon_c + k\epsilon_c'}^{\epsilon} \rho_1 \left( \frac{dx_j = k}{d\epsilon_1} \right) d\epsilon_1 + \int_{\epsilon - \epsilon_c'}^{\epsilon} \rho_1 \left( \frac{\sum_{n=0}^{k-1} dx_j = n}{d\epsilon_1} \right) d\epsilon_1 \dots \dots \dots (5)$$

$$x_j = 1 - \exp[-G(\epsilon_1 - \epsilon_c - j\epsilon_c')] \dots \dots \dots (6)$$

$$\rho_1 = c'[1 - \exp\{-b(\epsilon - \epsilon_1)\}] \dots \dots \dots (7)$$

ここで  $k$  は  $\epsilon_c + k\epsilon_c' < \epsilon < \epsilon_c + (k+1)\epsilon_c'$  の条件式より定まる。また、 $k=0$  の時は第3項は 0 とする。一方、 $\epsilon_c'$  は一度動的再結晶した粒が再び再結晶するのに要するひずみを意味し、 $\epsilon_1$  は積分範囲の任意のひずみである。また、 $c'$  は  $c' = \frac{c(1-e^{-b\epsilon_c})}{b(1-e^{-b\epsilon_c'})}$  より決まり、 $c'$  は補正係数である。

以上のように式(3)及び式(5)により熱間加工中の冶金現象が転位密度に及ぼす影響を定量的に表現できるようになった。このようにして求めた転位密度を式(1)に代入することにより、加工中の冶金現象の影響を考慮した熱間変形抵抗を求めることができる。

次にこのモデル式より求めた応力-ひずみ曲線を検討することにより、このモデル式の特徴を示す。

Fig. 3 は動的再結晶の進行速度を表す  $G$  を変化させた時の応力-ひずみ曲線を示す。 $G$  が小さい時、すなわち再結晶がひずみの増加に対してゆつくり進行する場合、動的再結晶による応力低下は急激には起こらない。そのため最大応力  $\sigma_{max}$  は大きく、その時のひずみ  $\epsilon_{max}$  は高ひずみ値の方へずれる。一方、 $G$  が大きい時は最初に動的再結晶した粒が加工により再び再結晶を起こす前に大半の結晶粒が再結晶を起こすため軟化と硬化が周期的に起こり、応力-ひずみ曲線は周期的変動を示す。この現象は実際に  $G$  の大きい高温状態やひずみ速度の遅い時に観察される事実と一致する<sup>15)</sup>。

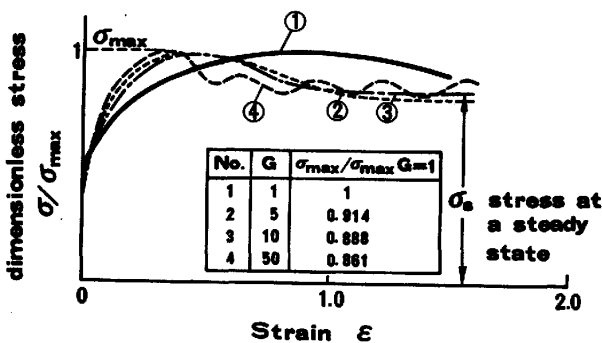


Fig. 3. Influence of the recrystallization rate on stress-strain curves.

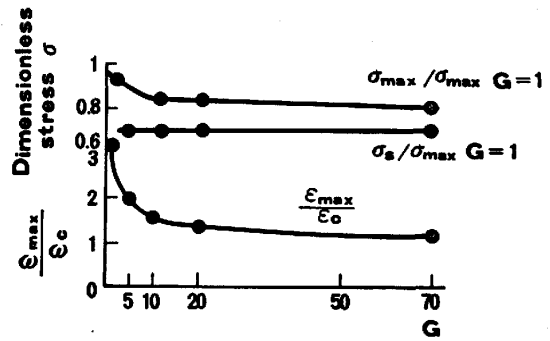


Fig. 4. Relationship between  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_s$ ,  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  and  $G$ .

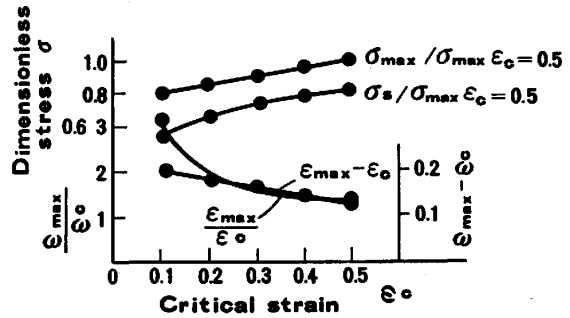


Fig. 5. Relationship between  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_s$ ,  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  and  $\epsilon_c$ .

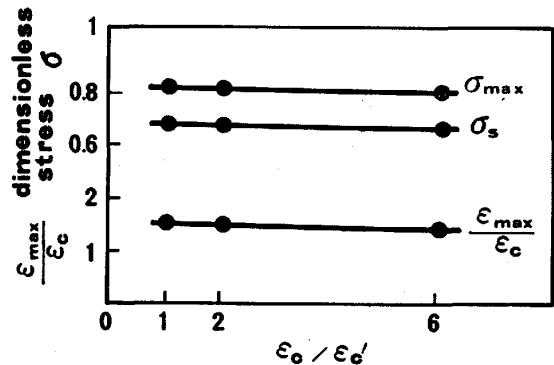


Fig. 6. Relationship between  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_s$ ,  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  and  $\epsilon_c/\epsilon_c'$ .

Fig. 4 に最大応力  $\sigma_{max}$ 、平衡応力  $\sigma_s$  (Fig. 3 参照) 及び最大応力時のひずみ  $\epsilon_{max}$  と動的再結晶が始まるひずみ  $\epsilon_c$  の比  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  の  $G$  に対する依存性を示した。これによると  $\sigma_s$  は  $G$  に依存しないが、 $\sigma_{max}$  は  $G$  が大きくなると減少し、一定値に近づく。また  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  の値は  $G$  が小さい時、強い  $G$  の依存性を示し、SELLARS<sup>16)</sup> が  $\epsilon_c$  を実験で求めた応力-ひずみ曲線の  $\epsilon_{max}$  より求める際に用いた  $\epsilon_{max}/\epsilon_c = \text{const.}$  の仮定とは一致しない。

Fig. 5 は Fig. 4 の縦軸の値を横軸に  $\epsilon_c$  を取つて整理したもので、 $\sigma_{max}$ 、 $\sigma_s$  は  $\epsilon_c$  の増加に伴い大きくなり、 $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  は逆に小さくなる。

Table 1. Chemical compositions of steels used in experiments.

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
1	0.01	<0.01	0.25	0.002	0.005	0.016	0.0022	0.0023
2	0.05	<0.01	0.25	0.002	0.005	0.020	0.0013	0.0063
3	0.10	<0.01	0.25	0.002	0.004	0.014	0.0014	0.0034
4	0.23	<0.01	0.25	0.002	0.005	0.019	0.0019	0.0069
5	0.29	0.02	0.25	0.001	0.006	0.013	0.0022	0.0093
6	0.38	0.03	0.25	0.002	0.005	0.013	0.0029	0.0061
7	0.04	0.50	0.26	0.002	0.005	0.029	0.0017	0.0055
8	0.04	0.99	0.27	0.002	0.006	0.038	0.0018	0.0062
9	0.05	1.47	0.27	0.002	0.006	0.028	0.0019	0.0052
10	0.06	0.02	0.51	0.002	0.004	0.023	0.0030	0.0071
11	0.05	0.03	0.94	0.003	0.004	0.023	0.0018	0.0089
12	0.05	0.04	1.44	0.003	0.003	0.022	0.0016	0.0075

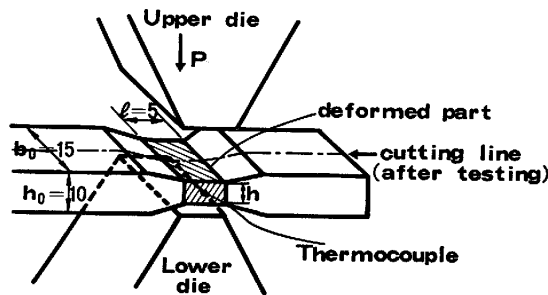


Fig. 7. Form of the test piece after deformation.

Fig. 6 は  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_s$ ,  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  に与える  $\epsilon_c/\epsilon_c'$  の影響を示す。  $\epsilon_c/\epsilon_c'$  は最初に動的再結晶するまでに加えられたひずみと一度動的に再結晶した粒が再び再結晶するのに要するひずみの比を表す (Fig. 2 参照)。図よりわかるように  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_s$ ,  $\epsilon_{max}/\epsilon_c$  は  $\epsilon_c/\epsilon_c'$  にほとんど影響を受けない。それゆえ、本来、非常に実測しにくい  $\epsilon_c'$  の値が正確に把握できなくても、このモデルで応力-ひずみ曲線を求める上でほとんど障害にならない。また  $\epsilon_c/\epsilon_c'$  が 1 より小さくなると応力の周期的変動が顕著になる。

#### 4. 試験材及び実験装置の概要

後述する熱間加工シミュレーターによる実験では Table 1 に示す真空溶解材を用いた。試験片の形状は  $10 \times 15 \times 180$  mm の角材で加工後は Fig. 7 に示す形状を示す。また圧下力  $P$  より応力を算出する際、変形を平面ひずみ状態とし次式を用いた<sup>17)</sup>。ここで  $b'$  は加工中の広がり方を考慮した幅であり、他の符号は Fig. 7 に従う。

$$\sigma = \frac{2\sqrt{3}}{b'l} P / \left( \pi + \frac{l}{h} + \frac{h}{l} \right) \dots\dots\dots (8)$$

Fig. 8 に本実験で用いた熱間加工シミュレーターの基本構成を示す。詳しい仕様については既報<sup>9)</sup>において述べてあるので、ここでは簡単に概要だけに触れてお

く。図中のプログラム装置に実験条件 (ひずみ, ひずみ速度, 加熱パターン, 加工温度, パス間時間など) を入力することにより連続熱間加工を設定した条件で行うことができる。その際、測定した加工ハンマーの動きと圧下力のデータをマイコンに伝送して、応力-ひずみ曲線を求めている。

本実験装置の精度は同じ加工条件で 10 回行つた再現性実験の結果より約  $\pm 5\%$  の精度で応力-ひずみ曲線が再現できることを確認した。

### 5. 実験結果

#### 5.1 加工温度の影響

Fig. 9 は材料 No. 2 (Table 1 参照) を  $1100^\circ\text{C}$  に加熱し、降温中に  $850^\circ\text{C}$  から  $1050^\circ\text{C}$  まで  $50^\circ\text{C}$  おきに加工した時の応力を横軸にひずみを取つて整理したもので、図中の曲線は前述の理論式より求めた結果である。

#### 5.2 ひずみ速度の影響

Fig. 10 はひずみ速度を 10, 50, 150 1/s と変化させた時の応力とひずみの関係を示す。図中の曲線は理論式よりの計算結果である。

#### 5.3 初期粒径の影響

Fig. 11 は加熱温度を  $950^\circ\text{C}$  から  $50^\circ\text{C}$  おきに  $1250^\circ\text{C}$  まで変え、粒径を粒度番号で 2~6.5 番まで変化した材料を加工温度  $1000^\circ\text{C}$ 、ひずみ速度  $10\text{s}^{-1}$  で加工した時の応力-ひずみ曲線を示す。

#### 5.4 成分の影響

今回 C, Si, Mn が変形抵抗に及ぼす影響を調べるために、それぞれ  $0.01\sim 0.38\%$ C,  $0.01\sim 1.47\%$ Si,  $0.25\sim 1.44\%$ Mn の範囲で単独に変化させた Table 1 の真空溶解材を溶製し、 $850^\circ\text{C}\sim 1050^\circ\text{C}$  の温度域で成分依存性を調べた。Fig. 12 は変形応力に及ぼす C 量の影響を一例として示す。Mn, Si についても同様の整理を行つたが、顕著な依存性は確認できなかった。

### 6. 実験結果の考察

変形応力の加工温度及びひずみ速度依存性は加工中の熱的活性化過程に支配される冶金現象によつて理解される。本変形抵抗予測モデルで考慮した熱的活性化過程に支配される現象は転位の運動に対する抵抗 (式 (1) 第 2 項), と動的回復及び動的再結晶が挙げられる。そのうち前者の転位の運動に対する抵抗は応力-ひずみ曲線の立ち上がり以外では式 (1) の第 1 項に比べて小さく、通常の熱間圧延条件下の変形抵抗では 10% 以上しめることはほとんどない。それゆえ、Fig. 9, 10 に見られた変形応力の大きな温度及びひずみ速度依存性の大部分は後者

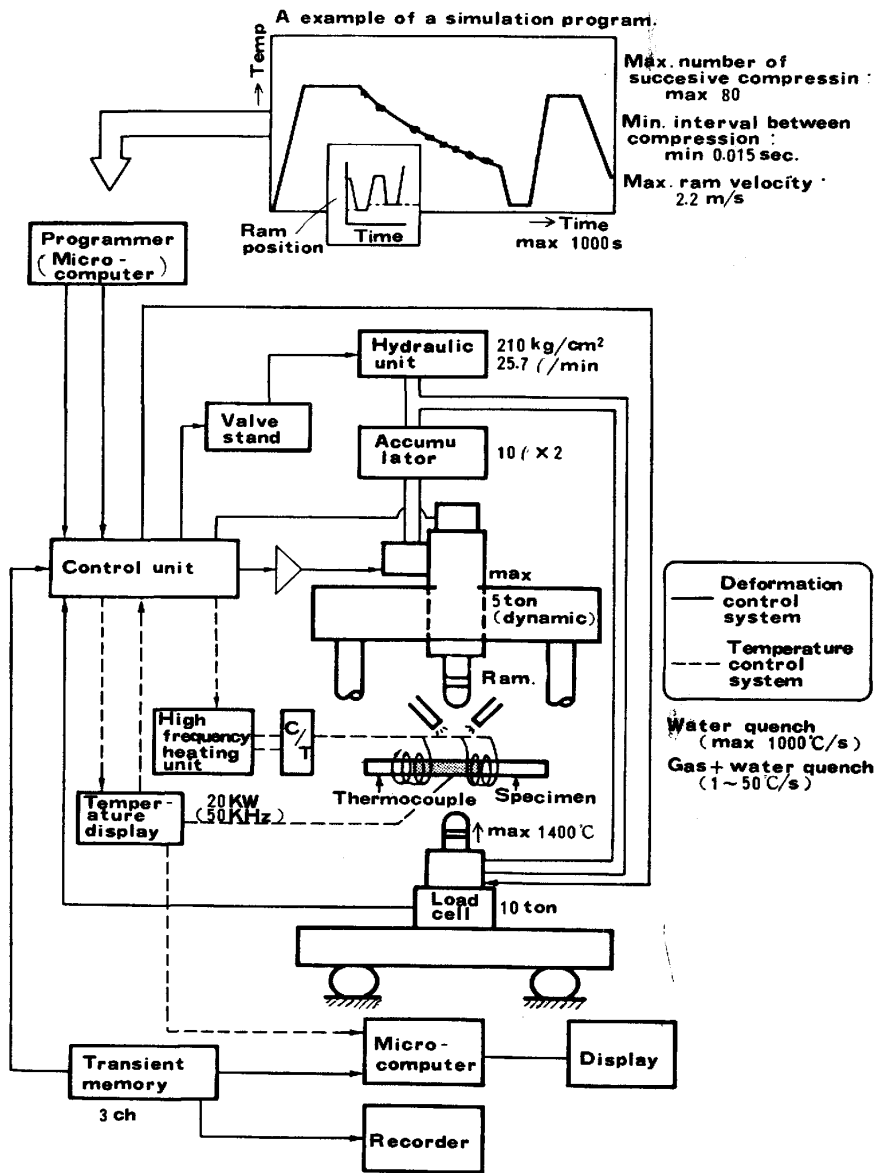


Fig. 8. Block diagram of the hot deformation simulator.

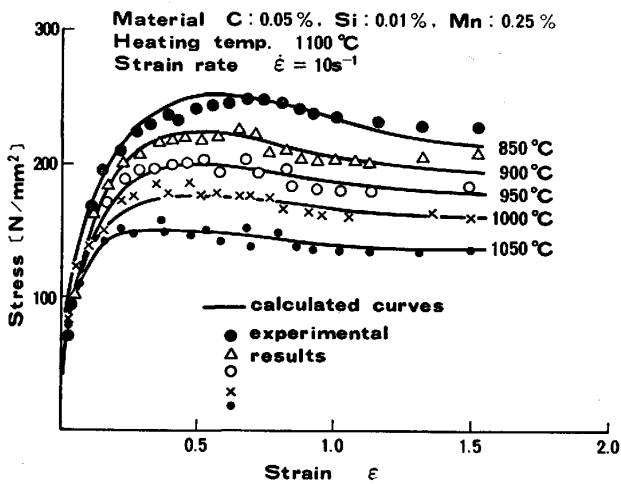


Fig. 9. Stress-strain-curves as a function of deformation temperatures.

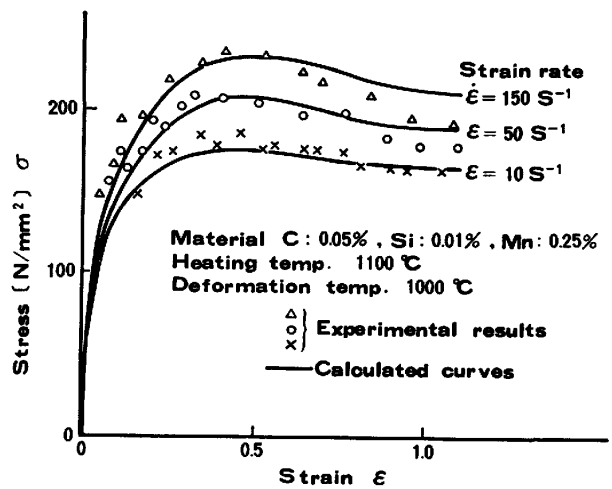


Fig. 10. Stress-strain-curves as a function of strain rate.

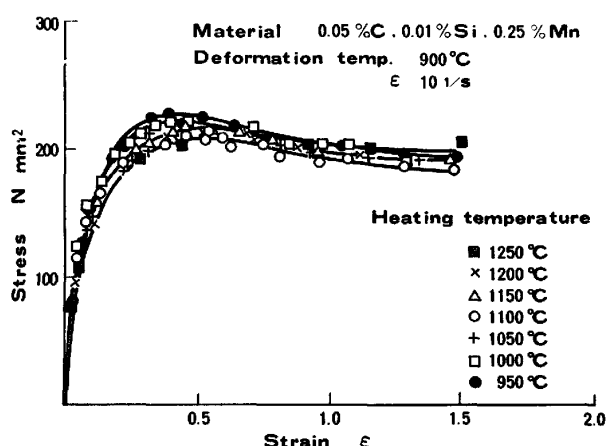


Fig. 11. Influence of initial grain size on the stress-strain curves.

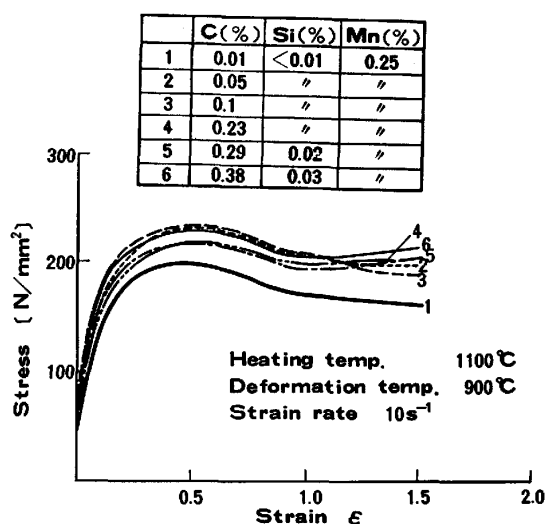


Fig. 12. Influence of the amount of carbon on the stress-strain curves.

の復旧挙動の温度及びひずみ速度依存性によるもので、本モデルでは動的回復速度  $b$ 、動的再結晶速度  $G$ 、そして動的再結晶の始まるひずみ  $\epsilon_c$  をそれぞれ  $b=9850 [\dot{\epsilon} \exp(25000/T)]^{-0.315}$ 、 $G=3 \cdot 10^{11} \cdot \dot{\epsilon}^{0.1} \exp(-31900/T)$ 、 $\epsilon_c=0.05 \exp(2500/T)$  とすることにより、Fig. 9, 10 に示したように温度及びひずみ速度依存性をよく表すことができた。また、その際、式(1)中の係数はそれぞれ  $a=1.75 \cdot 10^{-4}$ 、 $a_1=2.86 \cdot 10^{-4}$ 、 $a_2=63800$ 、 $a_3=1.987$ 、 $a_4=700$ 、 $a_5=0$  とし、式(3)で  $m=1$ 、 $c=10^{11}$ 、式(4)で  $p=2$  を用いた。しかし、これらの式は変形応力を予測するには十分な精度と思われるが、加工中の冶金現象を定量的に精度よく予測するには不十分なところもあり、現在、加工組織の定量的観察データを基に、精度向上をはかり、材質予測モデルへの応用をすすめている。

式(1)の第3項で初期粒径  $d_0$  の影響が考慮されてい

たが、実験結果では  $d_0^{-1/2}$  に比例する変形応力の依存性は小さく明確ではなかつた。一方、初期粒径が動的再結晶挙動に及ぼす影響を通して変形応力に与える影響が知られているが<sup>8)</sup>、本実験結果では  $d_0$  が小さいと最大応力  $\sigma_{max}$  に達するまでのひずみ  $\epsilon_{max}$  が小さくなる傾向は確かめられたが、平均変形抵抗  $k_m = \frac{1}{\epsilon} \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon$  に及ぼす影響は小さい。それゆえ本モデルにおいては通常の熱間圧延条件では初期粒径  $d_0$  は式中に考慮しないことにした。

炭素量の変形抵抗に及ぼす影響についてはすでに多くの報告がなされており、固溶硬化<sup>1)</sup>と固溶軟化<sup>18)19)</sup>の両論が提示されている。しかし、本実験結果より推測されるように、850°C以上の高温では、転位の速度に比べて、炭素の拡散速度が非常に速いので、変形応力に及ぼす影響は小さいと考えるのが妥当と思われる。

ところで0.01%Cの材料の変形抵抗が他の材料より明らかに低い原因は加工中に  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態が誘起され、析出したフェライトが変形したための軟化とも考えられるが、極低碳素鋼特異の現象の可能性もあり現在詳細について研究中である。

一方、Mn, Siについても同様に顕著な変形応力への影響は確認できなかつた。以上の結果はオーステナイト域では変形応力に及ぼすC, Mn, Siの影響は小さいことを示すが、これらの成分を組み合わせで大量に添加すれば復旧過程にも影響が及び、変形抵抗の増加が考えられるので、変形抵抗式中に成分の依存性を考慮する必要のない成分範囲は実用材ではC:0.03~0.20%、Si<0.3%、Mn<1.0%と考えられる。

### 7. 連続熱間加工の変形抵抗

前章までは1段加工時の変形抵抗について述べてきたが、本章では本変形抵抗式の高速度連続熱間加工への適用

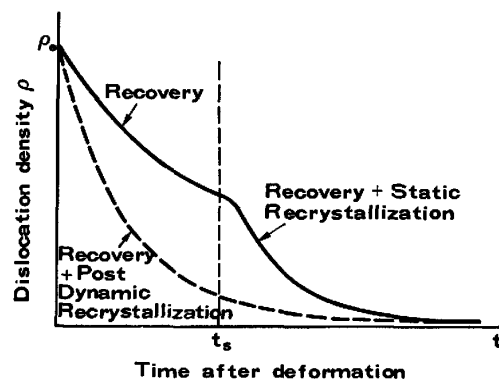


Fig. 13. Change of the dislocation density after deformation.

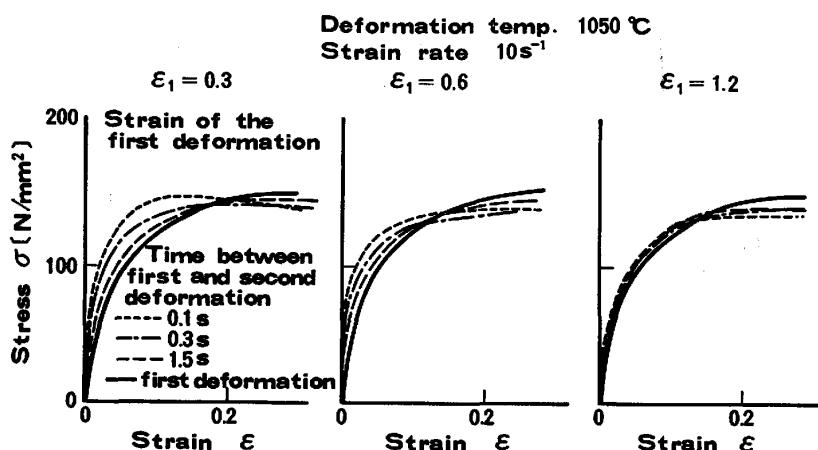


Fig. 14. Influence of the preceding deformation on the stress-strain curves of the second deformation.

について検討する。

本変形抵抗式の利点の一つは、本式が転位密度を媒介に数式化されているために、パス間の転位密度の変化を求めることにより多段加工の変形抵抗を連続的に求めることができる点にある。すなわち、Fig. 13 に模式的に示したように加工直後  $\rho_0$  であった材料内の転位密度がパス間  $t_s$  後に復旧過程により  $\rho_t$  に減少したとすると、次段の加工時の変形抵抗は  $\rho_t$  を式(3)の初期値  $\rho_0$  に代入することにより、一般に言われるひずみの累積効果を考慮した形で求まる。

前段の加工とパス間時間が次段の変形抵抗に及ぼす影響を調べるために、熱間加工シミュレーターで1段目のひずみ  $\varepsilon_1$  を 0.3, 0.6, 1.2 と変化させ、パス間時間を 0.1, 0.3, 0.6, 1.5 s として2段目の加工を行った。その際、加工温度は 850°C から 50°C おきに 1050°C まで変え、ひずみ速度は  $10\text{ s}^{-1}$  とした。

Fig. 14 はその結果の一例を示す。図より明らかなように  $\varepsilon_1$  が小さいと2段目の変形抵抗は顕著なひずみの累積効果を受ける。しかし、 $\varepsilon_1$  が大きいと前段の加工の影響はほとんど認められなくなる。これは Fig. 13 に模式的に示すように転位密度の減少速度がパス間の冶金現象によつて大きく異なるためである。すなわち、 $\varepsilon_1$  が小さい時は転位密度の減少は回復現象が主体になり、 $\varepsilon_1$  が大きい時は post dynamic な再結晶が主因になる。そのためパス間の転位密度の減少速度は  $\varepsilon_1$  のほかに1段目の加工の動的再結晶率  $x_1$  の関数にもなることが示唆されるが、 $x_1$  が  $\varepsilon_1$  の関数であるので、パス間の転位密度の変化は近似的に式(9)の形で整理することにした。

$$\rho_t = \rho_0 \exp[-s_1 \cdot \varepsilon_1^{s_2} \cdot \exp(-s_3/T) \cdot t^{s_4}] \dots (9)$$

ここで  $s_1 \sim s_4$  は定数である。

ところで、ひずみの累積効果を考慮するのに本変形抵

抗式では初期転位密度  $\rho_0$  だけを考えたが、実際は材料内の転位構造も前段の加工により影響を受けるため、応力-ひずみ曲線の立ち上がり部で実際の挙動との誤差を生ずる。また次段の動的再結晶挙動も前段の加工の影響を受けるので<sup>3)</sup>、本来  $\rho_0$  だけでは多段加工の変形抵抗に及ぼす加工履歴の影響を正確に考慮することはできないが、近似的手法として本方法を適用して差し支えないと思われる。

一方、ひずみの累積効果に及ぼす成分の影響を Table 1 の材料を用いて調べたが、1段加工の変形応力の時と同様に供試鋼の成分範囲では顕著な成分依存性は認められなかった。それゆえ、1段加工の時と同様に C: 0.03 ~ 0.20%, Si < 0.3%, Mn < 1.0% の実用鋼の加工時には式(9)中に成分依存性を考慮する必要はないと思われる。

以上のように式(1), (3), (5), (9)を組み合わせることにより連続熱間多段加工の変形抵抗予測モデルが完成する。

Fig. 15, 16 は従来よく用いられている1段加工によつて得られた経験式<sup>7)</sup>と本変形抵抗算出モデルの予測精度の比較を示す。図中のデータは現場のホットストリップミルの仕上げ圧延より得たもので横軸に各スタンドで加えられたひずみの加算値を、縦軸には圧下力などの実測データより逆算して求めた変形抵抗値  $k_{mo}$  と予測式より算出した値  $k_{me}$  の比を示した。圧延材は C: 0.03 ~ 0.20%, Si < 0.3%, Mn: 0.2 ~ 0.55% の普通鋼成分系で、加工はオーステナイト域で行われた。ここで、式(9)中の係数は  $s_1 = 57$ ,  $s_2 = 0.3$ ,  $s_3 = 5000$ ,  $s_4 = 1.5$  を用いた。

Fig. 18 よりわかるように従来の経験式では後段になるほど計算値が小さくなるばかりでなく、誤差のばらつきも大きくなる。一方、Fig. 16 に示す本予測式の算出

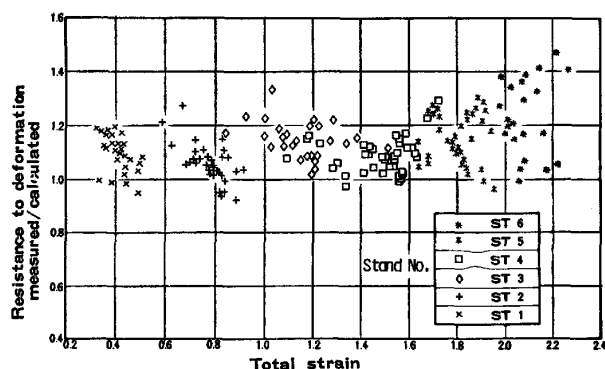


Fig. 15. Comparison of the resistance to deformation measured with those calculated by an equation which was determined by single deformation test results. The data were obtained for plain carbon steels by means of a continuous hot rolling mill in practice.

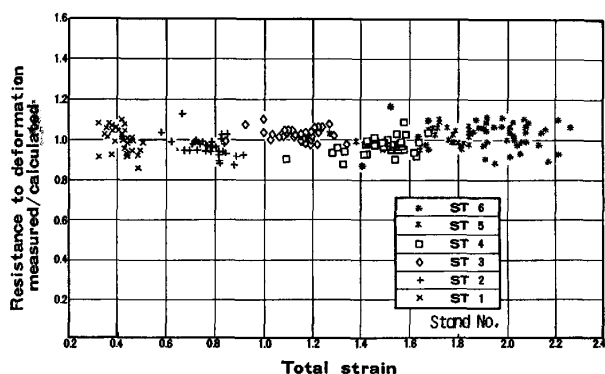


Fig. 16. Comparison of the resistance to deformation measured with those calculated by a model developed here. The data are the same as in Fig. 15.

結果は全スタンドで誤差偏差が5%以下を示し、特に板厚精度に最も顕著に影響を与える後段でのばらつきが激減したことは注目に値する。

## 8. 結 言

熱間変形抵抗に及ぼす加工工程中の冶金現象の影響を転位密度を媒介に定式化し、動的再結晶やパス間の復旧過程などの影響を考慮できる新しい変形抵抗予測モデルを開発した。

そして、実験により普通鋼オーステナイト域で初期粒

径、合金成分の変形抵抗に及ぼす影響を調べ、その結果を考慮してホットストリップミルの仕上げ圧延に本予測モデルを適用したところ全スタンドで偏差値5%以下の高精度の予測値が得られた。

本変形抵抗予測モデルは変形の原点である転位の挙動を基に作成されているので、式中の係数を変えることにより普通鋼以外の鋼種にも適用できる特徴を持っており、今後の変形抵抗式の開発の一つの方向を示すものと考えられる。

終わりに、本研究を行うにあたり、実験に惜しみない協力をしていただいた当研究所の二村 忠氏に深く感謝いたします。また製鉄所の実測データの採取にあたって八幡製鉄所熱延技術室の菊間敏夫、小田高士の両氏にご援助を仰ぎ、ここに感謝の意を表します。

## 文 献

- 1) 美坂佳助, 吉本友吉: 塑性と加工, 79 (1967), p. 414
- 2) 志田茂: 塑性と加工, 103 (1969), p. 610
- 3) H. YADA, N. MATSUZU, K. NAKAJIMA, K. WATANABE and H. TOKITA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 100
- 4) 日本金属学会: 転位論 (1981), p. 64 [丸善]
- 5) 文献4) p. 164
- 6) U. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1089
- 7) 幸田成康: 金属物理学序論 (1983)
- 8) M. J. LUTON and C. M. SELLARS: Acta Metall., 17 (1969), p. 1033
- 9) 作井誠太, 酒井拓: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 285
- 10) 阿部秀夫: 再結晶 (1969), p. 20 [共立出版]
- 11) R. SANDSTRÖM: Acta Metall., 25 (1977), p. 897
- 12) H. P. STÜWE: Acta Metall., 13 (1965), p. 1337
- 13) R. SANDSTRÖM and R. LAGNEBERG: Acta Metall., 23 (1975), p. 387
- 14) 文献7) p. 343
- 15) R. A. PETKOVIC, M. J. LUTON and J. J. JONAS: Int. Symp. on Hot-Forming of Steel Stibske Pleso. (1974) Sep.
- 16) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 187
- 17) O. PAWELSKI, R. KASPAR and L. PEICHI: Tech. Fors. Stahl. Kommission der EG No. 6210-MA/1/103 (1980)
- 18) 酒井拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2000
- 19) P. J. WRAY: Metall. Trans., 13A (1982), p. 125