

論 文

高速連続熱間加工における炭素鋼
オーステナイト組織の変化瀬沼武秀*・矢田 浩*²・松村義一*³・二村 忠*⁴

Structure of Austenite of Carbon Steels in High Speed Hot Working Processes

Takehide SENUMA, Hiroshi YADA, Yoshikazu MATSUMURA and Tadashi FUTAMURA

Synopsis :

In this investigation, the recrystallization behaviour of austenite of carbon steels due to hot working has been studied. To investigate the change of structure of austenite during hot rolling of strip, a newly developed testing machine which enables simulations of hot rolling of plate, strip and wire rod has been used. The results of the experiments have been evaluated to make a calculation model of grain size and fraction recrystallized. The feature of this calculation model is that the effect of prior working on the recrystallization behaviour at next deformation can be quantitatively taken into consideration by means of dislocation density of material.

The accuracy of the model has been examined by experiments of single pass rolling in laboratory and by wire rod rolling in practice. A reasonable agreement is obtained in most cases. The model is used to estimate the influence of rolling temperature, speed of strip, initial grain size, and schedule of reduction on the grain size after final rolling of hot strip.

1. 結 言

鉄鋼材料の大きな特徴の一つに、変態を制御することにより広範囲な材質特性を得られることが挙げられよう。

最近の動向として、コンピュータを利用して、圧延、冷却条件より変態組織を定量的に求め、製品の材質を予測する技術が注目を集め始めている^{1)~3)}。また、この技術の延長として、必要な材質特性を入力することにより、最適な製造条件が出力されるようなコンピュータシステムも近い将来には開発されよう³⁾。

これらの材質予測制御システムの開発の一環として、変態前のオーステナイト組織を予測制御する技術の開発は必須である。

1960 及び 70 年代は高温変形中の加工組織の変化に関する研究が特に精力的に行われ、動的再結晶、準動的再結晶 (Post dynamic recrystallization) などの新しい知見が得られ、この分野の進歩には著しいものがあつ

た⁴⁾。

これらの知見及びデータを基に SELLARS らは 1979 年に、オーステナイト組織予測モデル⁵⁾⁶⁾ を発表した。彼らの研究は、今まで多くの研究者によつて蓄積されていた実験データを整理し、定式化したところに実用的価値が高い。しかし、彼らのモデルで用いた基礎データは、低ひずみ速度のデータが大半で、その上、高速連続熱間加工で見られるひずみの累積効果⁷⁾ が考慮されていないため、ホットストリップ圧延や条鋼、線材圧延のオーステナイト組織を必ずしも満足な精度で予測していない。

高温変形で高ひずみ速度条件での研究は少なく、ほとんどが変形抵抗の研究に限られている⁸⁾。一方、連続加工において、前段の加工が次段の変形抵抗に及ぼす影響については多くの研究⁹⁾¹⁰⁾ が知られているが、その際の組織の変化については、系統的な研究はなされていない。

そこで、本報では、ホットストリップ圧延及び線材圧延をシミュレートできる高速連続熱間加工シミュレータ

昭和 57 年 10 月・昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 29 日受付 (Received Mar. 29, 1984)

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

*² 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.)

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

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

一¹¹⁾を用いて、加工条件と加工組織の関係を明らかにし、ホットストリップ圧延に適用できるオーステナイト組織の予測モデルの作成を試みた。

2. 実験条件

2.1 供試鋼

実験材料は、成分の影響を調べるために、Table 1 に示す成分の大きく異なる Si-Mn 鋼を用いた。試験片は 1250°C 加熱、1000°C 仕上げの 12 mm 厚圧延材を 10 × 15 × 180 の角材に加工したものをを用いた。

2.2 実験条件

本実験で用いた高速連続熱間加工シミュレーターの詳細については既報¹¹⁾において紹介しているので、ここでは省略する。試験片はコンピュータ制御により、3分間で所定の加熱温度 (1000~1200°C) に昇温し、その温度に3分間保つた後、冷速 2.5°C/s で加工温度まで降温した。加工は、加工温度を 1000, 950, 925, 900, 850°C、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を 10, 50, 100, 250 s⁻¹ としてひずみを対数ひずみで 0.2~1.77 まで変化させて行つた。

一方、水冷開始時間は、0, 0.5, 1, 2, 3, 5 s とし、この値を精確に設定するために、高速カメラを用いて、ハンマーの動きと、水冷ノズルからの水の到達タイミングを調べ、水冷開始時間を加工終了時間より 0.47 s 早くすることにより、水が設定値どおり試験片に到達することを確認した。また、冷却条件を一定にするために、試験片の加工後の厚みを 1.7 mm と一定にし、初期厚みをひずみに合わせて変化させた。

一方、圧延実験では、 $\epsilon=0.26\sim0.80$, $\dot{\epsilon}=72\sim676$ s⁻¹, $T=850\sim1072$ °C の加工条件で初期粒径を 290 μ m と 122 μ m とし、材料は、Table 1 の C 鋼を用いて行つた。実験方法の詳細については、別報¹²⁾に述べたので、ここでは省略する。

3. 実験結果

Fig. 1 は、熱間加工時の応力-ひずみ曲線を模式的に

Table 1. Chemical compositions of carbon steels used in the experiments. (unit : wt %)

Material	C	Mn	Si	P	S	Al
A	0.08	0.90	0.20	0.018	0.005	0.030
B	0.22	1.14	0.20	0.016	0.004	0.022
C	0.44	0.62	0.23	0.019	0.013	0.023
D	0.57	0.70	0.22	0.019	0.018	0.019
E	0.81	0.76	0.24	0.024	0.011	0.021

表したもので、あるひずみ ϵ_c より動的再結晶¹³⁾が起ると加工硬化率が減少し、再結晶の進行と共に、ある平衡値 σ_s に漸近する。この臨界ひずみ ϵ_c を求める系統的な実験は少なく、特に高ひずみ速度域での実験結果は皆無である。Fig. 2 は初期粒径が 70, 150, 300 μ m の材料を $\dot{\epsilon}=10$ s⁻¹, 加工温度 $T_D=1000$ °C で、ひずみを変化させ加工した時の、冷却開始時間 $t=0$ での再結晶粒の有無を表したもので、この結果からは、一般に推定されていた⁶⁾¹⁴⁾ ϵ_c の初期粒径依存性は認められない。一方、Fig. 3 と Fig. 4 は、 ϵ_c の温度及びひずみ速度依存性を示したもので、加工温度が高いほど ϵ_c は小さくなるが、ひずみ速度の影響はほとんど見られない。式 (1) は、これらの結果を整理したものである。

$$\epsilon_c = 4.76 \cdot 10^{-4} \cdot \exp(8000/T) \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 5 は加工直後に水冷された試片の再結晶粒径を ZENER-HOLLOMON のパラメータ $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ [R はガス定数, T は絶対温度] で整理したもので、 Z の増加に従い、粒径は小さくなるが、高 Z 領域では、図中に示した直線 $D_{dyn} = 22600 Z^{-0.27}$ よりはずれていく。(ここで Q は文献 11) で YADA が、動的再結晶粒径の整理に用いた、鉄の自己拡散の活性化エネルギーに近い 63800 cal/mol を用いた。また、本報の粒径の単位は μ m とする。)特に、高ひずみ速度で加工されたものは、その

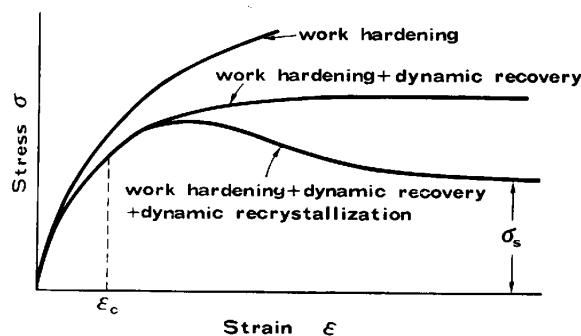


Fig. 1. Stress-strain-curve in hot deformation.

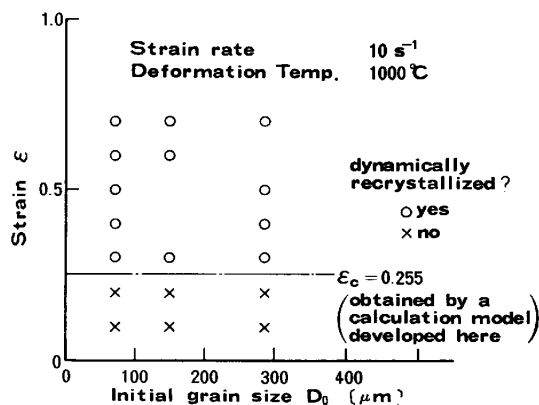


Fig. 2. Influence of initial grain size on the critical strain ϵ_c for dynamic recrystallization.

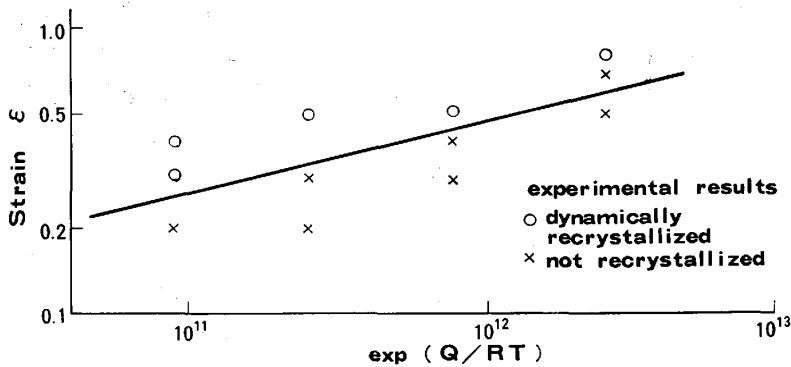


Fig. 3. Influence of temperature on the critical strain ϵ_c for dynamic recrystallization. [Q : 63 800 cal/mol]

傾向が強い。この原因として、一つには加工中の熱バランスの変化による温度変化 (たとえば、図中の $\dot{\epsilon}=250 \text{ s}^{-1}$ で加工を受けた材料は、有限要素法の計算によると約 80°C の温度上昇が推定され、これにより Z は約 $5 \cdot 10^{12}$ となり、図中の直線値にかなり近づく。)、いま一つは、本実験では冷却速度が $300^\circ\text{C/s} \sim 1000^\circ\text{C/s}$ と非常に大きい、それでも冷却中に若干の再結晶の進行が考えられる。

Fig. 6 は、加工直後に水冷した材料の再結晶率を AVRAMI プロットで表したもので、図中の直線の傾き n が $n=2$ で整理でき、ROBERTS ら¹⁵⁾がステンレス鋼で求めた $n=1.2 \sim 1.4$ に比べると、かなり大きい。

Fig. 7 は、再結晶率が 50% の時の、動的再結晶が

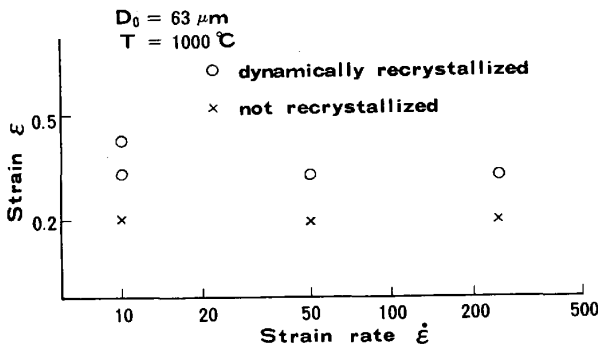


Fig. 4. Influence of strain rate on the critical strain ϵ_c for dynamic recrystallization.

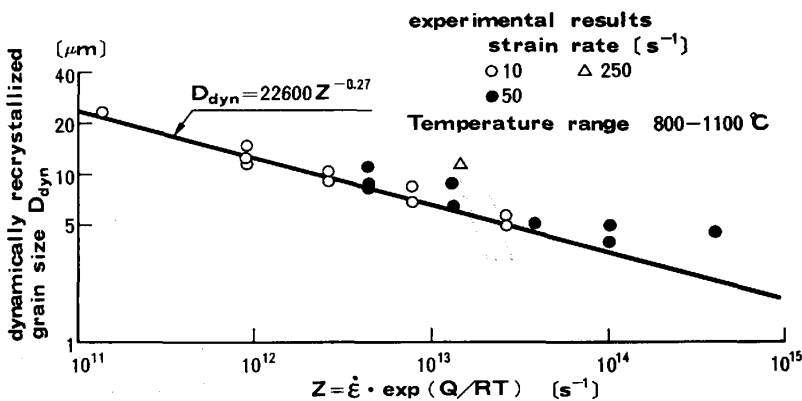


Fig. 5. Dependence of dynamically recrystallized grain size on temperature compensated strain rate Z . [$Q=63\ 800$ cal/mol]

始まつてからのひずみ量 $\epsilon_{0.5} = (\epsilon - \epsilon_c)_{X_{dyn}=0.5}$ と加工条件及び初期粒径 D_0 の関係を示す。ここで、 ϵ_c は式(1)より求めた値を用いた。式(2)は、Fig. 7 の関係を定式化したもので、ひずみ速度の依存性が小さいことが注目される。

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right)^2\right] \dots\dots (2)$$

$$\epsilon_{0.5} = 1.144 \cdot 10^{-5} \cdot D_0^{0.28} \cdot \dot{\epsilon}^{0.05} \cdot \exp(6420/T) \dots\dots (3)$$

これは、高ひずみ速度側においてはひずみ速度の増加に従い、再結晶の駆動力が増し、再結晶が促進され、短加工時間でも十分再結晶が進行することを意味する。

次に、 ϵ_c 以下の加工を受けた材料の再結晶挙動について整理する。Fig. 8 は、再結晶粒 D_{st} と加工条件の関係を示す。図中の直線は式(4)によつて表される。

$$D_{st} = 5.0 / (S_v \cdot \epsilon)^{0.6} \dots\dots (4)$$

ここで S_v は、ひずみの付加により、球形の粒が楕円変形を起こす時の単位体積当たりの核生成サイトを意味し、近似的に式(5)で表される¹⁶⁾。

$$S_v = \frac{24}{\pi D_0} (0.4914e^{\epsilon} + 0.155e^{-\epsilon} + 0.1433e^{-3\epsilon}) \dots (5)$$

再結晶粒径が、加工温度、ひずみ速度に依存せず、初期粒径とひずみだけによつて整理できることは、SELLARS⁶⁾の結果と一致する。

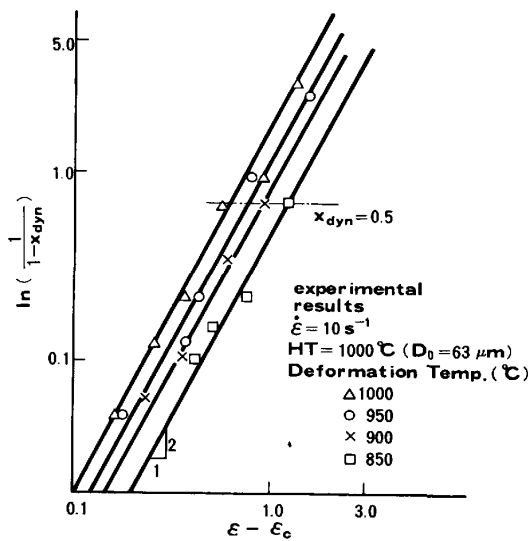


Fig. 6. Avrami plots kinetic data of dynamic recrystallization of carbon steels.

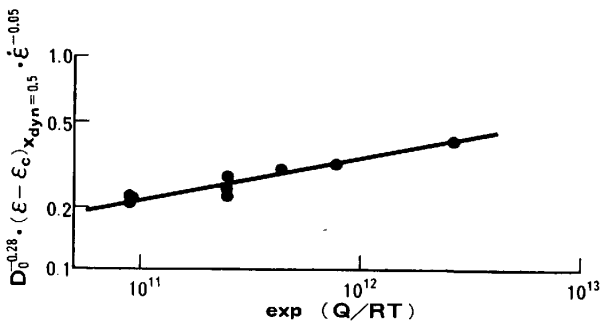


Fig. 7. Temperature dependence of initial grain size and strain rate compensated strain for 50% dynamic recrystallization. ($Q=63\,800$ cal/mol)

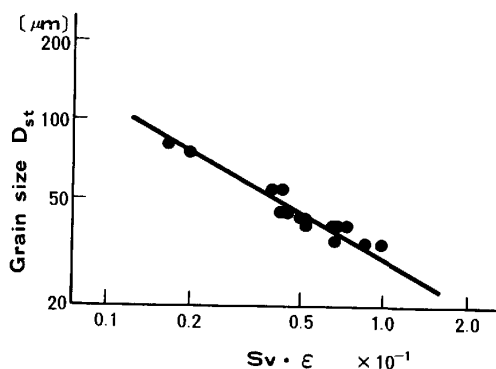


Fig. 8. Dependence of statically recrystallized grain size on nucleation site compensated strain. ($S_v \cdot \epsilon$)

一方、再結晶率は、Avramiプロットで整理でき、BARRACLOUGHら¹⁷⁾の結果と同様に、 $n=2$ の関係が得られた。Fig. 9は、50%再結晶するのに要する時間 $t_{X_{st}=0.5}$ を、加工条件で整理したもので、再結晶率 X_{st} は近似的に式(6)のように定式化できる。ここで、 t_s は潜伏期

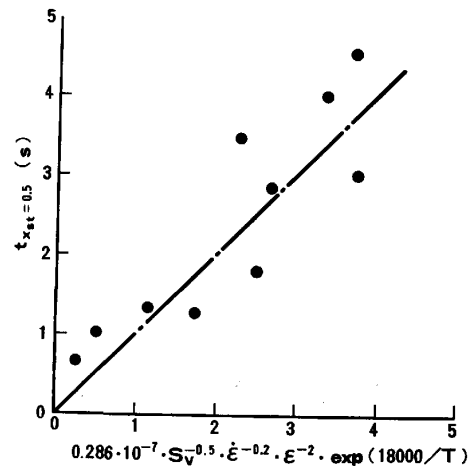


Fig. 9. Dependence of time for 50% static recrystallization on parameters of working conditions.

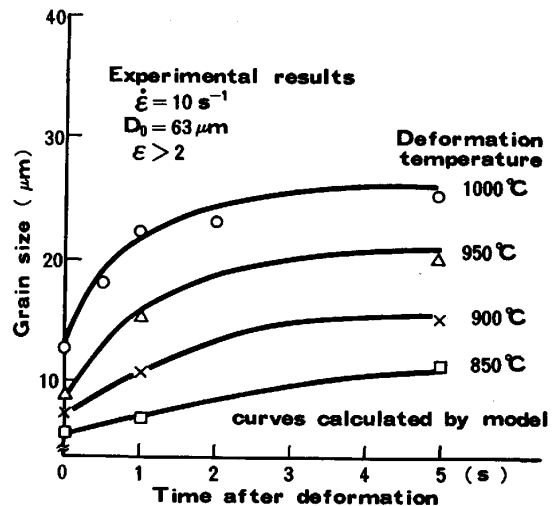


Fig. 10. Change of grain size after dynamic recrystallization.

を表す。

$$X_{st} = 1 - \exp \left[-0.693 \left(\frac{t - t_s}{t_{X_{st}=0.5}} \right)^2 \right] \dots \dots \dots (6)$$

$$t_{X_{st}=0.5} = 0.286 \cdot 10^{-7} \cdot S_v^{-0.5} \cdot \dot{\epsilon}^{-0.2} \cdot \epsilon^{-2} \cdot \exp(18\,000/T) \dots \dots \dots (7)$$

次に、再結晶後の粒成長について整理する。加工直後、ほぼ完全に再結晶をしていた材料の恒温保持状態の粒径変化を時間を横軸に取ってみると、Fig. 10のように、短時間で急激な粒成長を起こす。この結果は ROSARD¹⁸⁾の実験結果ともよく一致する。この粒成長は、動的再結晶組織の特徴である各結晶粒間の転位密度差を駆動力とするもので、静的な再結晶が終了した後の粒界エネルギーを駆動力として進行する粒成長とは本質的に異なる。後者の粒成長は、式(8)によつて表されることを確認した。

$$D_g^2 = D_{g0}^2 + 1.44 \cdot 10^{12} t_g \cdot \exp(-Q/RT)$$

$$Q = 63\,800 \text{ cal/mol} \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 D_g は初期粒径 D_{g0} の粒が時間 t_g 秒後に達する粒径を意味する。静的再結晶終了後の粒成長は、この式(8)に従い、また転位密度差を駆動力に粒成長していた粒も、ある粒径 D_{pd} に達すると、転位密度差が減少し、同式に従う粒成長に変わる。この時の粒径 D_{pd} は、温度だけに依存し、式(9)で整理できた。

$$D_{pd} = 5\,380 \cdot \exp(-6\,840/T) \dots\dots\dots (9)$$

加工終了直後の再結晶粒 D_{dyn} から D_{pd} に変化する中間の粒径 D_y は、 $y = (D_y - D_{dyn}) / (D_{pd} - D_{dyn})$ というパラメータを導入すると、 y は実験値より近似的に式(10)のように表される。Fig. 10 の実線は、このようにして求めた粒径の変化を示す。

$$y = 1 - \exp[-0.295 \cdot 10^{23} \epsilon^{0.1} \cdot \exp(-8\,000/T) \cdot t]$$

$$\dots\dots\dots (10)$$

一方、加工直後、部分的に再結晶していた組織は、加工後、再結晶が終了した時点で、混粒組織を示し、 X_{dyn} が小さいほど、組織は式(4)で求められる粒径を持った結晶粒を多く含み、残りの粒は、式(9)で求められた値に近い粒径を示す。この両者の粒の混合則については第5章で考察する。

ところで、熱間の再結晶挙動に及ぼす炭素量の影響について、WRAY¹⁹⁾はC量の増加は粒成長を助長すると報告し、酒井ら²⁰⁾は、C添加により動的再結晶が促進されたと述べているが、本実験で用いた Table 1 の成分範囲では、再結晶挙動の炭素量依存性はほとんど認められなかつた。これは、高温での炭素原子の動きが、非常に速く、界面の移動や変形応力に大きな影響を与えなかつたためと思われる。

4. 考 察

4.1 高温加工における転位密度の変化

高温で加工を受けた材料の転位密度の変化を定量的に把握することは、再結晶挙動を解析する上で重要であるばかりでなく、多段加工時のひずみの累積効果を定量的に表現するためには必須である。

転位密度 ρ は、変形応力と式(11)に示す関係があるので、変形応力の解析より転位密度を推定できる。

$$\sigma = a\sqrt{\rho} \dots\dots\dots (11)$$

Fig. 1 に示したように、高温における変形応力は、動的再結晶が起こるまでは、加工による転位の増殖と動的回復による転位の消滅の釣り合いで決まる。式(12)は、2, 3 の仮定に基づき、転位密度を加工条件で定式化したもので²¹⁾、 c はひずみの増加に伴う転位密度の増加率、

b は動的回復速度、 ρ_0 は初期転位密度を表す。

$$\rho = \frac{c}{b} (1 - e^{-b\epsilon}) + \rho_0 e^{-b\epsilon} \dots\dots\dots (12)$$

$$b = b_0 \dot{\epsilon}^{-p} \exp(-E/T) \dots\dots\dots (13)$$

本実験で用いた5鋼種の炭素鋼では、鋼種による変形抵抗の相違はほとんど見られず、式(11)(12)及び(13)の諸係数は、 $a = 1.75 \cdot 10^{-3}$ 、 $b_0 = 9\,850$ 、 $c = 10^{11}$ 、 $p = 0.315$ 、 $E = 8\,000$ で、転位密度は cm^{-2} 、変形応力は N/mm^2 の単位で求まる。

4.2 臨界ひずみ ϵ_c

臨界ひずみ ϵ_c が、ひずみ速度にほとんど依存しないという実験結果は、粒界の転位密度が熱的活性化過程に基づく温度に依存するある量 $\rho_c = A \cdot \exp(B/T)$ に達した時、動的再結晶が起こると考えると理解できる。粒界では、回復が著しく遅れるため²²⁾²³⁾、本実験条件のような高ひずみ速度の加工では、ほとんど動的回復は起きず、転位密度はひずみに比例して増加すると考えると、 $\rho_c = c\epsilon_c = A \cdot \exp(B/T)$ となり、臨界ひずみは、式(1)のように、初期粒径、ひずみ速度によらず温度だけの関数として表される。

4.3 熱間加工の再結晶挙動

熱間加工での再結晶として、PETKOVIĆ ら²⁴⁾は、加工中に起こる動的再結晶、加工後、潜伏期なしで起こる準動的再結晶、そして潜伏期を有する静的再結晶という整理を行つたが、著者らは、実験結果の解析より、準動的再結晶をさらに次の二つに分類した。一つには、動的再結晶が加工後粒成長する post dynamic な再結晶、そして、もう一つは、一部動的再結晶粒を含む組織の未再結晶部が、加工後、動的再結晶粒の成長でなく、新たな核より再結晶する現象である。後者の再結晶挙動は、 ϵ_c 以下のひずみに加わつた時の再結晶粒径及び再結晶率の式(4)、(5)、(6)、(7)が適用できることから、再結晶のメカニズムは同一のものと推測した。この再結晶で、粒径がひずみ速度及び温度に依存せず、ひずみだけで決まるといふ実験結果 (Fig. 8) は、核生成数が加工に加えられたエネルギー $E_D = \int \sigma d\epsilon$ や、加工終了時の転位密度によつて決まるといふ仮定では、両者とも、温度及びひずみ速度依存性を持つので説明できない。しかし、再結晶の核は加工中の転位の増殖時に生成され、核生成の起こる確率が、粒界の転位密度の増加に従つて増えると仮定すると、粒界の転位密度は、前述したように、ひずみ速度、加工温度にほとんど依存せず、ひずみに比例するので、核生成数はひずみによつて決まることになり、現象が説明できる。この推論に対する理論的検証はまだ確立されていないが、絶対反応速度論による核

生成の理論²⁵⁾では上述の現象は説明できず、再結晶温度以上で加工を受けた材料の再結晶挙動については新しい理論展開が必要と思われる。

5. オーステナイト粒径の予測モデルとその応用結果

この章では、前章までで得た知見を基に、連続熱間加工による粒径変化を予測するモデルを検討する。

まず、モデル化に必要な 2, 3 の仮定を導入する。式(4)で表された再結晶粒径は、再結晶が完了した時の粒径であるので、再結晶の途中では、再結晶粒はそれより小さい粒径 D_u を示す。再結晶率と粒径の関係は SAH^ら²⁶⁾がステンレス鋼で求めた結果があり、それを基に、本モデルでは式(14)のような関係式を用いることにする。

$$D_u = D_{st} \cdot (0.2 + 0.8X_{st}) \dots \dots \dots (14)$$

また、潜伏期については、高温あるいは強加工のものは非常に短く、無視できる。また、低温、軽圧下では、潜伏期が認められるが、 $t_{xst} = 0.5$ も大きく、潜伏期を無視して計算を行っても、連続熱延の加工条件範囲では、再結晶率に大きな影響を与えないので、モデル式の中では $t_s = 0$ として取り扱うことにする。一方、部分的に動的再結晶の起こっている時、動的再結晶粒が加工後未再結晶部に成長していく時の再結晶率は実験結果より近似的に $X = (D_g/D_{dyn})^{1.5} \cdot X_{dyn}$ とした。また、混粒組織の場合は、次段の加工の初期粒径としては、平均粒径を用いることにする。ただし、未再結晶部が大きい時は、平均粒径を用いることは、あまり意味がない。

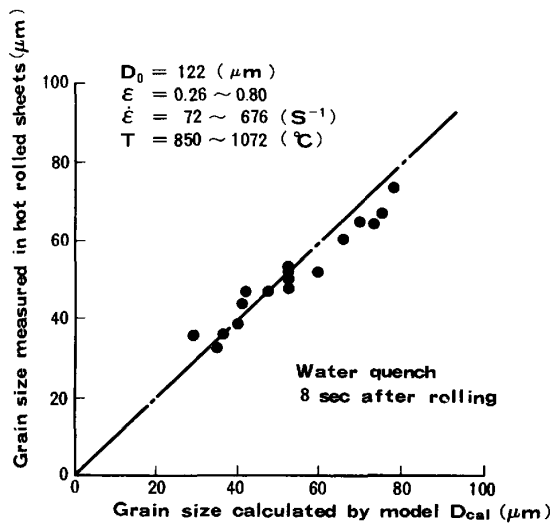


Fig. 11. Comparison of grain size measured in hot rolled sheet with the results calculated by the model.

Fig. 11 は、 $\epsilon = 0.26 - 0.80$, $\dot{\epsilon} = 72 \sim 676 \text{ s}^{-1}$, $T_D = 850 \sim 1072^\circ\text{C}$ の範囲で行った 1 パス圧延実験の結果と本モデルの計算結果を比較したものである。水冷は圧延後 8 s で行っている。

このように、1 パス圧延の再結晶挙動を本計算モデルは、比較的よく予測できることを確認できた。

次に、モデルの連続熱間加工への適用について考える。連続熱間加工の 1 パス加工と最も異なる点は、パス間で材料が完全に復旧しない場合、転位密度が残留し、次段の加工の変形抵抗や再結晶挙動に影響を与えることである。加工後の転位密度の減少は、回復と再結晶によって起こる。回復による減少は、パス間で再結晶の起こらない 2 段加工より、Fig. 12 に示す方法で、残留転位密度を求め、式(15)を得た。

$$\rho = \rho_e \cdot \exp[-90 \exp(-8000/T) \cdot t_a^{0.7}] \dots (15)$$

ここで ρ_e は加工直後の転位密度で、 t_a は加工後の時間である。また、再結晶による転位密度の変化は、再結晶した部分の転位密度が、焼鈍時の転位密度に等しい値(モデルでは 10^8 cm^{-2} とした)に減少するとした。このようにして求めた残留の転位密度を式(12)の初期転位密度に入れると、次段の変形抵抗に及ぼす前段の加工の影響が得られ、式(12)の ρ_0 を零とし、 ρ に残留転位密度を代入すると、累積ひずみ ϵ_0 が求まり、1 段加工の時の ϵ の代わりに $\epsilon + \epsilon_0$ を代入すると前段の加工が次段の再結晶挙動に及ぼす影響を算出できる。また、 ϵ_c については、式(12)で $\rho_0 = 0$ とし、式(1)より求めた ϵ_c を ϵ に代入して、 ρ_c を計算し、次に式(12)の ρ に ρ_c , ρ_0 に残留転位密度を代入して、 ϵ を逆算すると、前段の加工を考慮した臨界ひずみを求めることができる。

Fig. 13 は、図中の条件で連続熱延を、熱間加工シミュレーターで、シミュレートした時の各工程でのオース

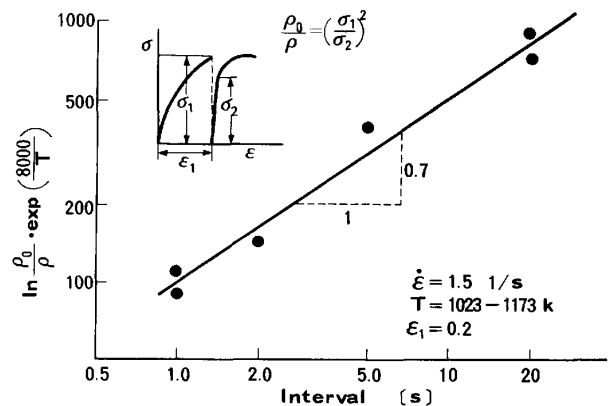
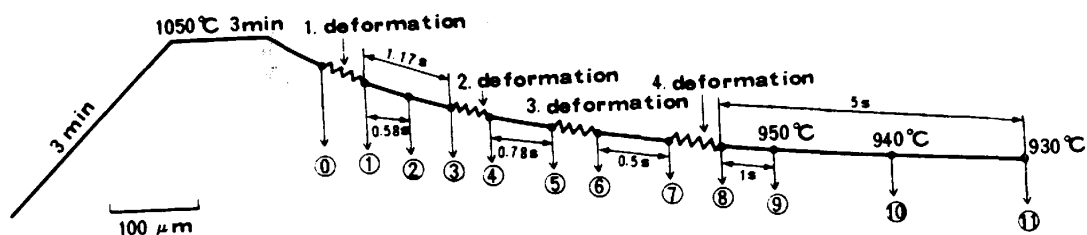


Fig. 12. Change in dislocation density due to static recovery.



	grain size (μm)	
	measured	calculated
Before 1st deformation	80	—
Just before 2nd deformation	30.9	29.4
Just before 3rd deformation	18.6	19.5
Just before 4th deformation	16.6	15.6
1s after 4th deformation	20.2	19.6
5s after 4th deformation	23.2	20.4

	1.def.	2.def.	3.def.	4.def.
ϵ	0.53	0.46	0.39	0.30
$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	46	112	162	331
T ($^{\circ}\text{C}$)	1000	985	970	965

For the calculation of the initial grain size is assumed to be 80 μm .

Fig. 13. Change of grain size during a high speed multi-pass hot working process.

Table 2. Rolling schedule of wire rods and resulting grain size measured and calculated.

Test	D_0		Intermediate train			Finishing train					grain size (μm)		
			14th	15th	16th	17th	18th	19th	20th	21st	22nd	measured	calculated
A	50	ϵ	0.265	0.136	0.254	0.124	0.245	0.082	0.182	0.188	0.058	15	17.2
		$\dot{\epsilon}$ ($1/\text{s}$)	38	40	72	72	102	96	158	200	126		
		T ($^{\circ}\text{C}$) ¹⁾	900	910	920	930	940	950	960	970	980		
		Time to next stand(s)	0.63	0.78	1.76	0.23	0.17	0.15	0.13	0.12	0.21		
B ²⁾	18	T ($^{\circ}\text{C}$) ¹⁾	790	790	790	785	785	785	780	780	780	9.3	10.2

1) calculated temperature 2) speed of wire rod is halved. ϵ is the same as test A

Table 3. Influence of the rolling schedule on the grain size of hot strip.

Case	St. No.	1	2	3	4	5	6	grain size (μm)
Case 1	Initial grain size	100	100	100	100	100	100	18.5
	ϵ	0.661	0.520	0.462	0.336	0.342	0.231	
	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	14	30	54	94	152	178	
	T ($^{\circ}\text{C}$)	999	977	964	949	934	912	
	t (s)	4.16	2.04	1.35	0.91	0.62		
Case 2	Temperatures are changed and other conditions are the same as case 1							15.5
Case 3	Strain rates are doubled and ϵ and T are the same as case 1							14.6
	$\dot{\epsilon}$	28	60	108	188	304	356	
	t	2.08	1.04	0.675	0.55	0.31		
Case 4	Initial grain size are trippled to 300 μm Other conditions are the same as case 1							18.9
Case 5	Final strain and strain rate are doubled to 0.462 and 356 respectively Other conditions are the same as case 1							12.4
Case 6	Final strain and strain rate are reduced to 0.115 and other conditions are the same as case 1							25.5

テナイト粒径の実測値と、モデルの計算結果を比較したもので、両者の間でよい一致がみられる。一方、実際のホットストリップ圧延で、炭素鋼のオーステナイト組織

を調べた結果は皆無で、直接的な比較はできなかつた。しかし、線材圧延では、実測値があるので¹²⁾、それらを用いて、本モデルの精度の検証を行った。Table 2は、

工場実験で行われた圧延条件及び実測とモデル計算の最終粒径を、それぞれ示す。本モデルの計算結果は、ここでも実測値とかなり良い一致がみられた。

最後に、このモデルを用いて、オーステナイト粒径に及ぼす連続熱延の圧延スケジュールの影響を検討した。

Table 3は、現場の一般的な圧延条件 (Case 1) を基に、圧延温度、通板速度、初期粒径、最終段の圧下をそれぞれ変化させた時の粒径変化を示す。この結果より、通常の圧延条件では、仕上げ圧延入口の粒径は、最終粒径に、ほとんど影響を与えないことが予測できる。また、細粒化には、低温、高速圧延が有利であることが推測できるが、最も大きな効果が期待できるのは、最終段での大圧下と思われる。また、最終段の軽圧下は、逆に最終の粒径を粗大化する可能性があるので注意を要する。

6. 結 言

高速熱間加工を受けた炭素鋼のオーステナイト域の再結晶挙動を熱間加工シミュレーターによる実験で調べ、次のような結果を得た。

(1) 温度に依存したあるひずみ ϵ_c 以上の加工を受けると、加工直後急冷した材料内に再結晶粒が観察される。(2) この臨界ひずみ ϵ_c は初期粒径、ひずみ速度の影響をほとんど受けない。(3) 加工中及び加工後の再結晶挙動はともに AVRAMI プロットで整理ができ、 n は 2 に近い値を取る。(4) 加工直後急冷して得られた再結晶粒は Z で整理できるが、加工後、温度に依存したある粒径に急速に粒成長する。その後の粒成長及び、加工後に起こった再結晶終了後の粒成長は、粒界エネルギーを駆動力とする通常の粒成長式に従う。(5) 加工後の再結晶の粒径は、加工温度、ひずみ速度によらず、核生成サイトとひずみだけで決まる。

これらの結果をモデル式として再結晶粒径及び再結晶率を定式化し、圧延実験により、その精度を確認した。一方、連続加工工程中の材料内の転位密度の変化を定式化し、次段の再結晶挙動に及ぼす前段の加工の影響を考慮できるようにし、本モデルを高速連続熱間圧延のオーステナイト組織予測モデルに展開した。本モデルのシミュレーション結果では、オーステナイト粒の細粒化には高速・低温圧延もさることながら、最終段の強圧下が非常に効果的なことが推測される。

終わりに、本研究を遂行するにあたり、有益なご助言をいただきました新日本製鉄(株)第一技術研究所関根寛博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) Y. SAITO, M. SAEKI, M. NISHIDA, Y. ITO, T. TANAKA and S. TAKIZAWA: Proc. Int. Conf. on Steel Rolling, ISIJ, Tokyo (1980), p. 1309
- 2) 高橋 学, 脇田淳一, 江坂一彬: 鉄と鋼, 70 (1984), S659
- 3) 矢田 浩: 特殊鋼, (1984) 33, p. 48
- 4) J. B. BALLANCE: The Hot Deformation of Austenite (1977) [AIME]
- 5) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 187
- 6) C. M. SELLARS: Sheffield Int. Conf. on Working and Forming Processes (1979), p. 3
- 7) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛: 第 34 回塑性加工連合講演会 (1983・11月), p. 575
- 8) M. J. STEWART: The Hot Deformation of Austenite (1977), p. 47 [AIME]
- 9) 齊藤良行, 榎並禎一, 田中智夫, 井上正敏: 鉄と鋼, 67 (1981), A45
- 10) 山本定弘, 藤田米章, 大北智良, 大内千秋, 大須賀立美: 鉄と鋼, 67 (1981), A49
- 11) H. YADA, N. MATSUZU, K. NAKAJIMA, K. WATANABE and H. TOKITA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 100
- 12) 矢田 浩, 松津伸彦, 松村義一, 富永治郎: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2128
- 13) J. J. JONAS, C. M. SELLARS and W. J. McG. TEGART: Met. Rev., 14 (1969), p. 130
- 14) M. J. LUTON and C. M. SELLARS: Acta Metall., 17 (1969), p. 1033
- 15) W. ROBERTS, H. BODÉN and B. AHLBLOM: Met. Sci., 13 (1979), p. 195
- 16) 機械工学便覧 (改訂第 5 版) (日本機械学会編) (1968), p. 2-21
- 17) D. R. BARRACLOUGH and C. M. SELLARS: Met. Sci., 13 (1979), p. 257
- 18) R. ROSSARD: The Microstructure & Design of Alloys, 2 (1973), p. 175
- 19) R. J. WRAY: Metall. Trans., 13A (1982), p. 125
- 20) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, 67(1981), p. 2000
- 21) 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
- 22) R. SANDSTRÖM and R. LAGNEBERG: Acta Metall., 23 (1975), p. 387
- 23) J. C. M. LI: Recrystallization, Grain Growth and Texture (1966), p. 45 [ASM]
- 24) R. A. PETKOVIĆ, M. J. LUTON and J. J. JONAS: Canadian Met. Quarterly, 14 (1975), p. 137
- 25) D. TURNBULL and J. C. FISHER: J. Chem. Phys., 17 (1949), p. 71
- 26) J. P. SAH and C. M. SELLARS: Proceedings Hot Working and Forming Processes (1979), p. 62 [Metals Soc., London]