
厚板圧延における変形抵抗を利用した組織と材質制御

Controlling of Microstructure and Mechanical Properties Utilizing Deformation Resistance in Plate Rolling

斉藤 良行(Yoshiyuki Saito) 木村 求(Motomu Kimura) 田中 康浩(Michihiro Tanaka) 関根 稔弘(Toshihiro Sekine) 坪田 一哉(Kazuya Tsubota) 田中 智夫(Tomoo Tanaka)

要旨：

圧延中の組織変化におよぼす圧延条件の影響を定式化し、組織と変形抵抗さらに冷却後の材質との関係を明らかにするため実験圧延を行い、以下の結果を得た。(1)オーステナイト粒径の変化と Nb (C, N) の析出過程は簡単な数式により表現可能であり、また変形抵抗とも密接に関係している。(2)圧延によるひずみの蓄積とオーステナイトフェライト変態挙動は、変形抵抗の変化から推定可能である。(3)再結晶粒径と変態直前の蓄積ひずみの関数であるフェライト微細化パラメータ、と2相域圧延の各パスにおける変態率とひずみの積の和で表されるフェライト強化パラメータ、は強度・靱性と密接な関係があり、この2つのパラメータを制御することにより、圧延材の材質制御が可能である。

Synopsis：

Production scale rolling experiments were conducted in order to formulate the effect of rolling conditions on microstructure during rolling. On the basis of the experimental results the relation between microstructure and deformation resistance was obtained. The results are summarized as follows: (1) Grain size variation of austenite and kinetics of Nb (C,N) precipitation can be expressed by simple mathematical equations. These two factors are closely related to deformation resistance. (2) Strain accumulation in the low temperature austenite region and the austenite-to-ferrite transformation kinetics are estimated by deformation resistance. (3) Both ferrite grain refinement and ferrite strengthening parameters are closely related to tensile and impact properties of steels. The former parameter is determined by recrystallized austenite grain size and strain accumulated prior to transformation, and the latter by the sum of the product of fractional transformation and strain given at each rolling pass. The proper control of these two parameters makes the control of mechanical properties practicable.

本文は次のページから閲覧できます。

Controlling of Microstructure and Mechanical Properties Utilizing Deformation Resistance in Plate Rolling

Yoshiyuki Saito, Motomu Kimura, Michihiro Tanaka, Toshihiro Sekine, Kazuya Tsubota, Tomoo Tanaka

要旨

Synopsis:

圧延中の組織変化におよぼす圧延条件の影響を定式化し、組織と変形抵抗さらに冷却後の材質との関係を明らかにするため実験圧延を行い、以下の結果を得た。

- (1) オーステナイト粒径の変化と Nb (C, N) の析出過程は簡単な数式により表現可能であり、また変形抵抗とも密接に関係している。
- (2) 圧延によるひずみの蓄積とオーステナイト-フェライト変態挙動は、変形抵抗の変化から推定可能である。
- (3) 再結晶粒径と変態直前の蓄積ひずみの関数であるフェライト微細化パラメータ、と 2 相域圧延の各パスにおける変態率とひずみの積の和で表されるフェライト強化パラメータ、は強度・靱性と密接な関係があり、この 2 つのパラメータを制御することにより、圧延材の材質制御が可能である。

Production scale rolling experiments were conducted in order to formulate the effect of rolling conditions on microstructure during rolling. On the basis of the experimental results the relation between microstructure and deformation resistance was obtained. The results are summarized as follows:

- (1) Grain size variation of austenite and kinetics of Nb (C, N) precipitation can be expressed by simple mathematical equations. These two factors are closely related to deformation resistance.
- (2) Strain accumulation in the low temperature austenite region and the austenite-to-ferrite transformation kinetics are estimated by deformation resistance.
- (3) Both ferrite grain refinement and ferrite strengthening parameters are closely related to tensile and impact properties of steels. The former parameter is determined by recrystallized austenite grain size and strain accumulated prior to transformation, and the latter by the sum of the product of fractional transformation and strain given at each rolling pass. The proper control of these two parameters makes the control of mechanical properties practicable.

1. 緒 言

圧延中の組織変化を利用した材質制御法の一つである制御圧延法は1960年代後半の高張力大径管用鋼板の製造を契機として急速な発展をとげ、熱間加工の分野で重要な位置を占めるに至っている¹⁾。変形抵抗は、熱間圧延において、圧延荷重予測を通じて製品の寸法、形状制御に用いられているが、本来は高温変形に伴う組織変化を反映した材料特性値であり、組織制御の観点からは変形中の組織と変形抵抗が正しく対応づけられることが必要である。

圧延中の主たる組織変化をあげると以下ようになる。

- (1) オーステナイト高温域における再結晶による粒の微細化と粒成長
- (2) Nb などの微量元素の炭窒化物のひずみ誘起析出
- (3) オーステナイト低温域でのひずみの蓄積
- (4) オーステナイト-フェライト変態

変形抵抗におよぼすこれらの組織要因の影響についてはすでに熱間加工再現装置を用いた実験室的測定により明らかになっているが^{2,3)}、実操業圧延での組織変化と変形抵抗との関係についてはほとんど報告がなされていない。そこで筆者らは当社水島製鉄所第2厚板工場の圧延機を用いた実験圧延を行い、圧延

データを解析し、簡易な数式モデルにより圧延中の組織変化を推定し、実験室での知見をもとに組織と変形抵抗との対応を試みた。さらに実験圧延の結果から変形抵抗を利用した材質予測の可能性について検討を行った。

2. 実験方法

供試材は Table 1 に示す化学成分の連続鋳造スラブである。Nb 鋼は Si-Mn 鋼とほぼ同一成分の鋼に Nb を添加した鋼である。圧延中のオーステナイト粒径、蓄積ひずみ、析出物、変態挙動におよぼす圧延条件の影響に注目し、加熱温度、圧下率、圧延温度域、仕上温度を変化させ、240 mm のスラブから25 mm の厚板を製造した。特に同一変形条件での組織と変形抵抗にお

Table 1 Chemical composition of steels (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al
Nb	0.14	0.40	1.45	0.018	0.005	0.035	0.045
Si-Mn	0.14	0.36	1.40	0.022	0.006	—	0.034

*1 昭和58年5月30日原稿受付

*2 技術研究所水島研究部主任研究員 (掛長)

*3 技術研究所水島研究部主任研究員 (課長)

*4 水島製鉄所厚板圧延部厚板技術室主査 (部長補)

*5 水島製鉄所厚板圧延部厚板課課長

*6 技術研究所水島研究部部長・工博

よばず Nb の影響に注目した実験では、Fig. 1 に示すような Nb 鋼と Si-Mn 鋼を圧延方向に並べて溶接した組立スラブを用いた。

圧延中の板厚、圧延荷重、ロール回転数、鋼板表面温度を測定し、データ処理を行うことにより平均変形抵抗、圧延による加工ひずみ、ひずみ速度、鋼板平均温度を求めた。組立スラブの圧延荷重の測定例を Fig. 2 に示す。Nb 鋼と Si-Mn 鋼の圧延荷重をはっきり区別することが可能であり、組織変化におよぼす Nb の影響を明らかにすることができる。

また、圧延データから簡略な数式モデルにより、オーステナイト粒径の変化、Nb (C, N) のひずみ誘起析出過程、オーステナイト粒内のひずみの蓄積、オーステナイト-フェライト変態挙動を推定し、変形抵抗との対応を行った。

さらに、これらの圧延実験ののち、室温まで空冷した鋼板の組織を光学顕微鏡および電子顕微鏡により観察するとともに、引張試験 (JIS 4 号試験片) や衝撃試験 (JIS 4 号試験片) を実施し、機械的性質を調査した。

3. 実験結果と考察

組立スラブの実験圧延におけるパスごとの平均変形抵抗 k_m 、ひずみ、温度の変化の一例を Fig. 3 に示す。1150°C に加熱後の高温域圧延では Nb 鋼と Si-Mn 鋼の k_m の差は小さく、パス (温度) によらず Nb 鋼の k_m は Si-Mn 鋼より約 4% 高いだけである。これら高温域での両鋼種の k_m の差は Nb の固溶硬化で説明できる範囲であること³⁾、後述するようにひずみ誘起による Nb

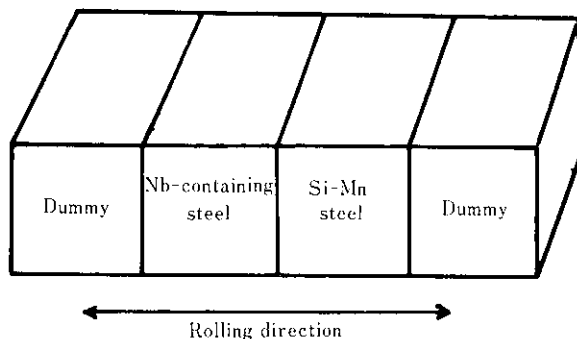


Fig. 1 Schematic illustration of composite slab

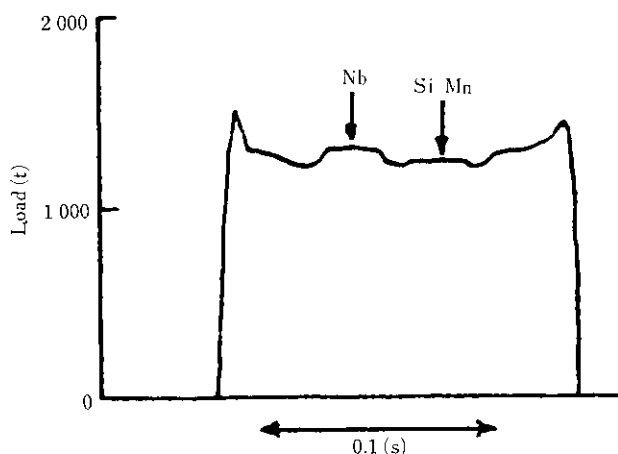


Fig. 2 An example of roll force for composite slab

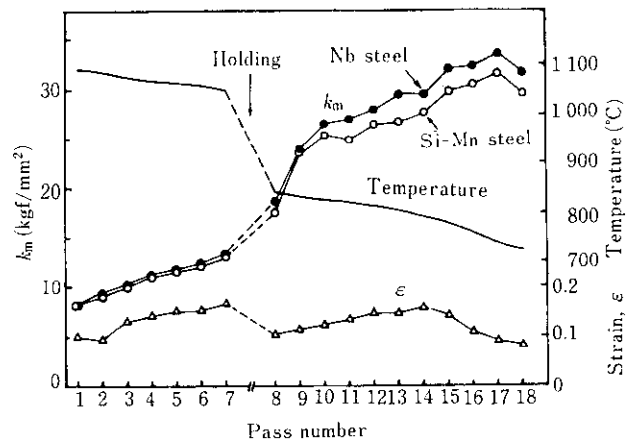


Fig. 3 Variations of mean deformation resistance, k_m , temperature and strain, ϵ , for composite slab during rolling

(C, N) の析出も生じないと考えられること、およびひずみの回復速度が速い温度域であること^{2,3)}などの理由からパス間でひずみは完全に回復しているとも考えられる。このことから高温域圧延での組織変化としてはオーステナイト粒の再結晶による微細化のみを考慮すればよいことが示唆される。

これに対し、圧延途中における温度調整のための保持後の低温域圧延では、 k_m が増加するとともに、Nb 鋼と Si-Mn 鋼の k_m の差も大きくなっている。この原因として、Si-Mn 鋼ではパス間でのひずみの未回復の効果が、Nb 鋼ではこれに加えてひずみ誘起析出の効果が考えられる。最終パスでの k_m の低下には鋼板温度がオーステナイト-フェライト 2 相域にまで低下した影響が認められる。

以下上記の組織要因の変化と変形抵抗との関係について検討する。

3.1 オーステナイト高温域における結晶粒の微細化

Sellars と Whiteman⁴⁾は、静的再結晶後のオーステナイト粒径を推定する実験式を提案し、再結晶粒径 d_r は次式で近似できることを示した。

$$d_r = A' \cdot \epsilon^{-1} \cdot d_0^{1/2} \left[\frac{1}{B} \ln(Z/A) \right]^{-2/5} \quad (1)$$

d_0 : 初期粒径

Z : Zener-Hollomon パラメータ¹⁾

ϵ : ひずみ

A, A', B : 定数

Z は温度とひずみの速度の関数であり、加熱時の結晶粒径をまず d_0 とおけば (1) 式のパラメータはすべて既値となり最初のパスでの d_r が計算可能である。したがって、粒成長を考慮し次パスの d_0 を求め再び (1) 式を利用するというくり返しにより多段圧延の結晶粒径が推定できる⁵⁾。

変形抵抗と結晶粒径との関係については実験室的測定により以下のようなことが明らかになっている^{2,3)}。すなわち、オーステナイト粒径の微細化により変形抵抗は上昇し、オーステナイト粒径と変形抵抗を両対数プロットすれば直線関係が得られる。こうした実験結果にもとづき、圧延中の結晶粒径の微細化と変形抵抗との関係を定量的に説明するため、標準変形抵抗 k_m^0 と

いうパラメータを導入する。 k_m^c はオーステナイト粒径が150 μm に相当する場合の変形抵抗の計算値で、実験室データにもとづく計算式³⁾により、該当する圧延条件と同一変形条件での値を求めたものであり板厚方向の温度分布の影響を補正してある。圧延荷重から求めた平均変形抵抗 k_m と k_m^c の比 k_m/k_m^c は変形抵抗に対する結晶粒径の影響を反映しており、以後この値の変化に注目する。

1150℃および1250℃に加熱したSi-Mn鋼について、(1)式を用いてオーステナイト粒径の変化をシミュレートし、上記の k_m/k_m^c の変化とあわせて Fig. 4 に示した。再結晶により結晶粒が微細化し、 k_m/k_m^c の値が上昇する。1250℃加熱材では加熱時400 μm のオーステナイト粒が微細化し、最終的には約65 μm となり、1150℃加熱材と同じ水準に達する。 k_m/k_m^c の値も第1パスでは0.95と低い値を示すが、第6パス以降は1.04と1150℃加熱材と同一水準の値となる。

またSi-Mn鋼のオーステナイト粒径と k_m/k_m^c の関係を Fig. 5 にプロットした。 k_m/k_m^c とオーステナイト粒径との間には密接な関係があり、この結果は実験室での結果^{2,3)}と一致することから、圧延荷重、鋼板温度を精度良く測定し、なおかつ、変形抵抗を精度良く予測することができれば、変形抵抗の変化からオーステナイト粒径を推定することが可能である。

3・2 Nb炭窒化物のひずみ誘起析出

Nb鋼では圧延中に微細なNb(C, N)が析出し、再結晶抑制に大きな役割をはたす。圧延中のNb(C, N)の析出過程を簡単な数式モデルにより記述するためBecker-Döringの古典的

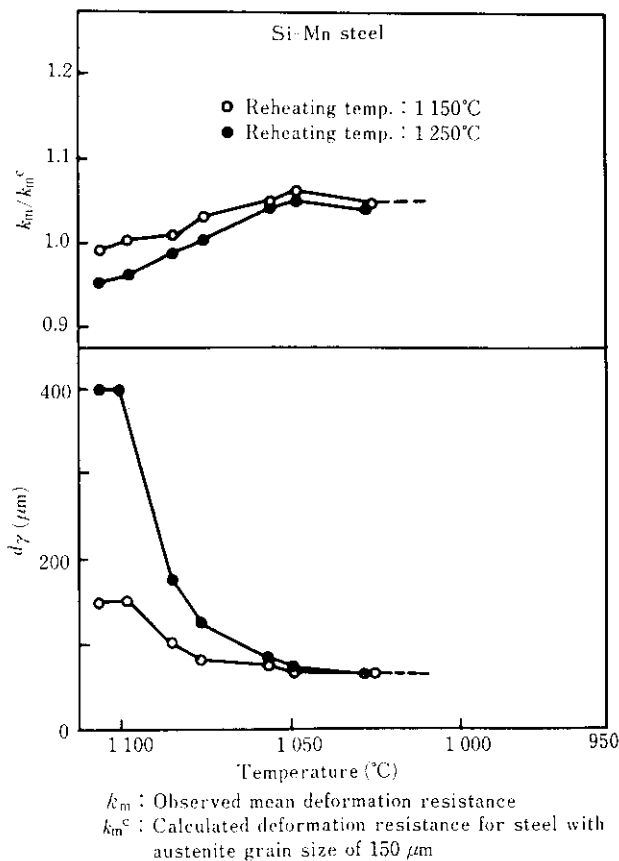


Fig. 4 Variations of austenite grain size, d_γ , and deformation resistance ratio, k_m/k_m^c , during rolling

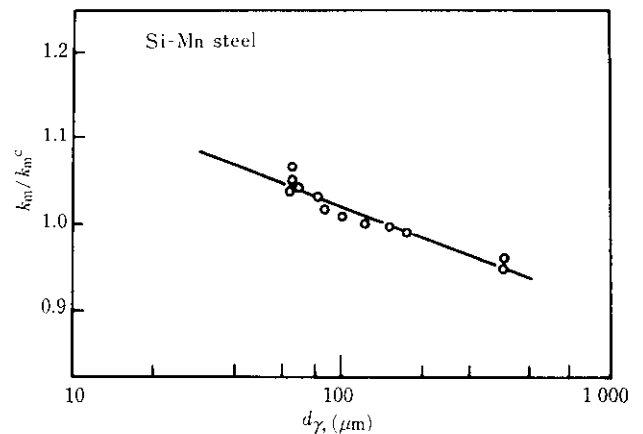


Fig. 5 Relation between deformation resistance ratio, k_m/k_m^c , and austenite grain size d_γ of Si-Mn steel

核形成理論⁹⁾を用いた。

単位体積における単位時間あたりの核形成量 J は以下の式で記述できる。

$$J = N \cdot \beta^* \cdot Z \cdot \exp(-\Delta G^*/kT) \exp(-\tau/t) \quad \dots\dots\dots (2)$$

N : 単位体積あたりの核形成サイトの数

β^* : 単位時間に臨界核表面に達する原子数

Z : Zeldvitch 因子

ΔG^* : 臨界核形成に必要な自由エネルギー

τ : 核形成のための潜伏時間

k : Boltzman 定数

T および t : 温度および時間

(2)式に含まれるパラメータのうち β^* , Z , ΔG^* および τ は、それぞれ析出物の表面エネルギー σ と鋼中のNbの拡散係数 D の関数となり、核形成サイト数 N をあわせた3つが未知のパラメータである。この3つのパラメータを変化させることにより、上記のモデルにより析出過程は大きく変化するが、報告されている実験結果⁷⁾と最もよく一致するように N , σ , D の値を決定した⁸⁾。さらに、ひずみ誘起析出過程を定式化するために、変形の効果を上記の N , σ , D の3つのパラメータの中に組み入れた。析出物の成長については、析出初期は界面律速反応、後期には拡散律速反応を考慮してモデル化を行った。

上述のモデルを用いて1250℃加熱の組立スラブ圧延におけるNb鋼でのNb(C, N)の析出過程をシミュレートした。圧延中のNb(C, N)の析出量の変化を、鋼板温度およびNb鋼とSi-Mn鋼の変形抵抗比とあわせて Fig. 6 にプロットした。高温域における圧延ではNb(C, N)はほとんど析出せず、温度降下待ちのための保持中に析出が急激に進行する。変形抵抗比も高温域では1.03程度とほぼ一定の値を示すが、途中保持後のパスでは保持中の析出の進行を反映して1.06と上昇し、析出量の増加が変形抵抗の上昇に結びつくことがわかる。

筆者らは熱間加工再現装置による実験によりひずみ誘起析出したNb(C, N)の変形抵抗への寄与は固溶Nbの3倍程度であることをすでに報告しているが³⁾、今回の実験結果も同様な結果が得られ、析出過程の変化が変形抵抗に密接に関係していることを確認した。

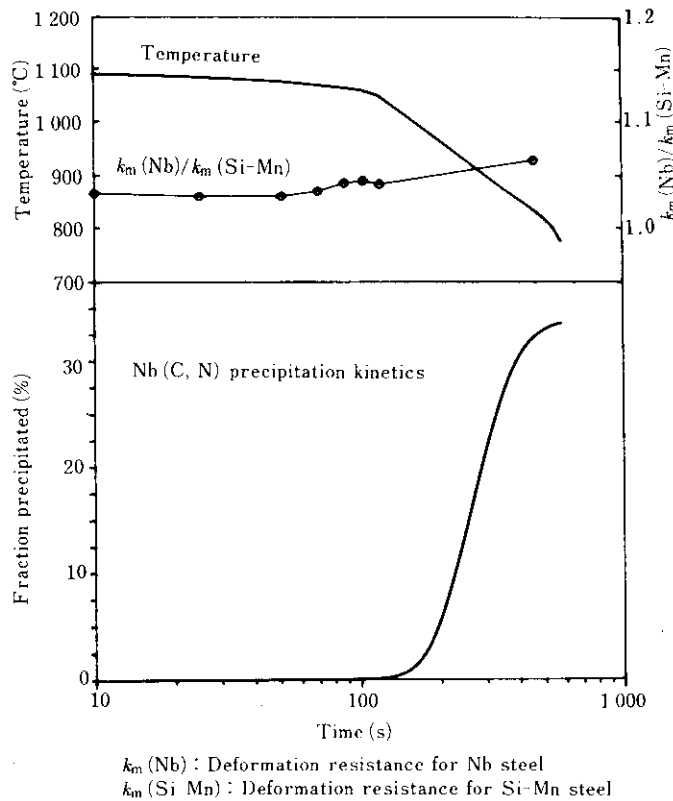


Fig. 6 Effect of Nb (C, N) precipitation kinetics estimated by computer simulation on deformation resistance ratio, k_m (Nb)/ k_m (Si-Mn)

3.3 オーステナイト低温域でのひずみの蓄積とそのフェライト粒径への影響

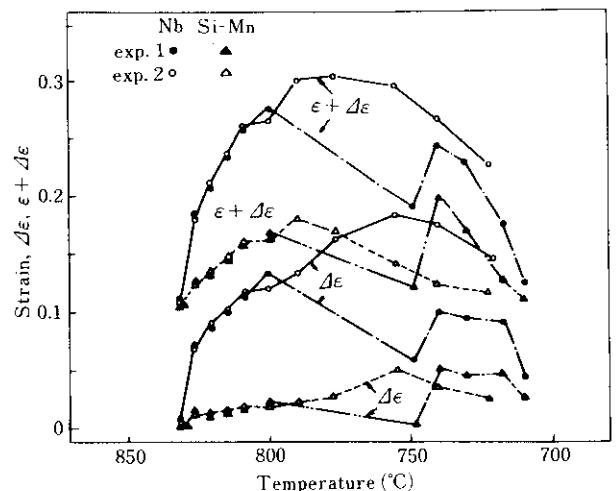
オーステナイト低温域での圧延においては粒内にひずみが蓄積され、その結果として変形抵抗が上昇する。圧延中の各パスにおける蓄積ひずみ $\Delta\epsilon$ を、実測平均変形抵抗 $k_m^{(obs)}$ と該当パスのひずみ ϵ の関数として、次式により求める⁹⁾。

$$\Delta\epsilon = \left[\left(\frac{k_m^{(obs)}}{k_m^{(0)}} \right)^{1/n} - 1 \right] \cdot \epsilon \quad (3)$$

$k_m^{(0)}$: ひずみの蓄積効果を見無視した変形抵抗の計算値
 n : 加工硬化係数

(3)式を用いてオーステナイト低温域における蓄積ひずみを求めた。1150°Cに加熱した2組の組立スラブを、異なった末再結晶温度域で圧延し、圧延中の蓄積ひずみ $\Delta\epsilon$ と実質ひずみ $\epsilon + \Delta\epsilon$ の変化をFig. 7に示す。Nb鋼では圧延温度の低下とともに $\Delta\epsilon$ が急激に上昇するが、Si-Mn鋼での上昇はゆるやかである。それぞれの鋼材に対する2つの圧延条件を比較した場合、800°C以上の温度では圧延条件はほぼ同じであるため、当然のことながらひずみの蓄積挙動はほぼ同一であるが、それ以降一時中断保持し再び圧延する(exp. 1)か、あるいは連続的に圧延する(exp. 2)ということで $\Delta\epsilon$ の値は大きく異なる。740°C以下では温度の低下とともに $\Delta\epsilon$ の値が下降傾向となるが、これはオーステナイト-フェライト変態によるものと考えられる。

変態直前の蓄積ひずみ $\Delta\epsilon_i$ は後述するようにオーステナイト-フェライト変態に大きな影響をもっており、フェライト粒径の制御を考える場合の重要な因子の一つである。 $\Delta\epsilon_i$ を知るためには、まずオーステナイト-フェライト変態温度 A_{r3} を知る必要がある。ここではFourierの熱伝導方程式を利用した間接



exp. 1: By rolling schedule with interruption prior to transformation
 exp. 2: By continuous rolling schedule

Fig. 7 Variation of strain accumulated, $\Delta\epsilon$, and effective strain, $\epsilon + \Delta\epsilon$, during rolling

的な方法⁹⁾により A_{r3} を推定する。変態に伴い比熱、熱伝導度などの熱定数が不連続的に変化し変態発熱を生ずるが、こうした熱定数の変化を見無視した温度計算を行うと、板表面での計算温度 T_c と実測温度 T_0 との差は、Fig. 8に示すようにある温度以下になると温度の下降とともに大きくなる。これは変態発熱を見無視しているためであり、 $T_c - T_0$ の値を示す曲線が0からはずれる温度を A_{r3} とする。

上記の結果を利用して変態直前の蓄積ひずみ $\Delta\epsilon_i$ を推定する方法を模式的に示したのが、Fig. 9である。 $(n-1)$ パスの圧延後、 n パスまでの間で変態すると仮定する。ひずみ回復挙動を示す曲線 $f(T, t, \epsilon_P)$ は温度 T 、保持時間 t 、予ひずみ ϵ_P の関数として次式で記述できる。

$$f(T, t, \epsilon_P) = \frac{C_2 \cdot \epsilon_P}{(C_1 \epsilon_P + C_2) \exp[C_2 \cdot t \cdot \exp(-Q/T)] - C_1 \epsilon_P} \quad (4)$$

ここで C_1 、 C_2 、 Q は定数である。 T 、 ϵ_P は既知であり、 A_{r3} がわかれば変態までの時間 t を求めることが可能であり、(4)式により $\Delta\epsilon_i$ を計算することができる。

変態直前の蓄積ひずみ $\Delta\epsilon_i$ とフェライト粒径は密接な関係がある。Fig. 10は冷却速度0.2°C/sにおける、フェライト粒径 d_α におよぼす再結晶オーステナイト粒径 d_γ の効果を、任意の

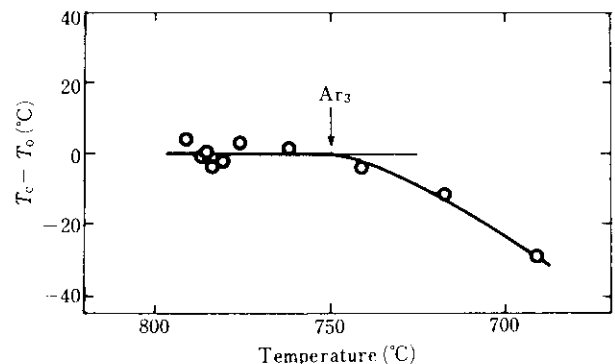


Fig. 8 Austenite to ferrite transformation temperature, A_{r3} , estimated by disagreement between observed T_0 and calculated T_c temperatures of steel surface

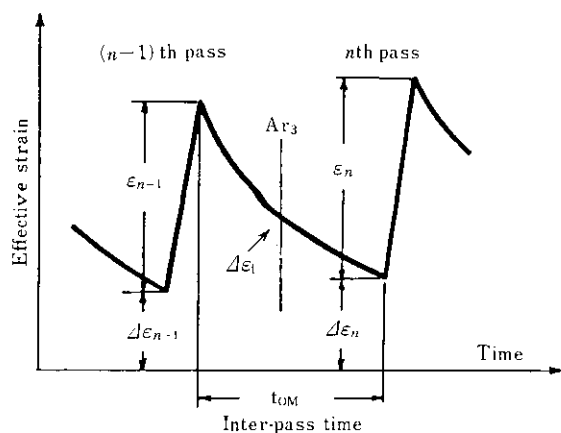


Fig. 9 Schematic illustration of estimating strain, $\Delta\epsilon_t$, accumulated prior to transformation

$\Delta\epsilon_t$ についてプロットしたものである。 d_γ が同一であれば $\Delta\epsilon_t$ が大きいくほど d_a は小さい値を示す。

Fig. 11 は d_γ が22 μm および53 μm の場合について d_a におよぼす冷却速度 C_R の効果を示したものである。この実験では $\Delta\epsilon_t$ は0であり、完全に再結晶したオーステナイトからの変態を示すことになる。同一 d_γ でみると C_R が10倍になると d_a は約2/3となる。

実験データからフェライト粒径 d_a におよぼす再結晶オーステナイト粒径 d_γ 、冷却速度 C_R 、変態直前の蓄積ひずみ $\Delta\epsilon_t$ の影響を次式に示すように定式化した。

$$\ln d_a = 0.92 + 0.44 \ln d_\gamma - 0.17 \ln C_R - 0.88 \tanh(10 \cdot \Delta\epsilon_t) \quad \dots (5)$$

Fig. 12 に示す曲面は C_R が0.2°C/sにおいて、 d_a におよぼす d_γ および $\Delta\epsilon_t$ の効果を(5)式により計算したものである。Z軸(d_a)に平行な直線は(6)式の定式化に使用した実測値を示している。

このように3・1節で示した方法により再結晶粒径を予測し、上述の方法にもとづき変態直前の蓄積ひずみを求め、(5)式を用い

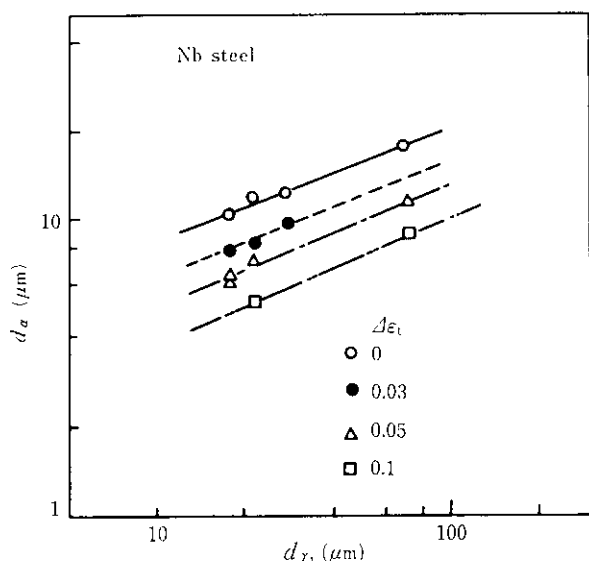


Fig. 10 Effect of recrystallized austenite grain size, d_γ and strain, $\Delta\epsilon_t$, accumulated prior to transformation on ferrite grain size, d_a of Nb steel cooled at 0.2°C/s

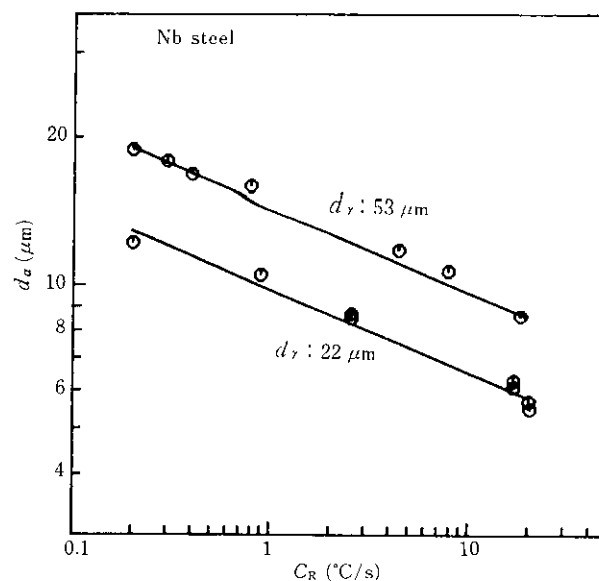


Fig. 11 Effect of cooling rate, C_R , on ferrite grain size, d_a , of steel transformed from recrystallized austenite where $\Delta\epsilon_t$ is zero

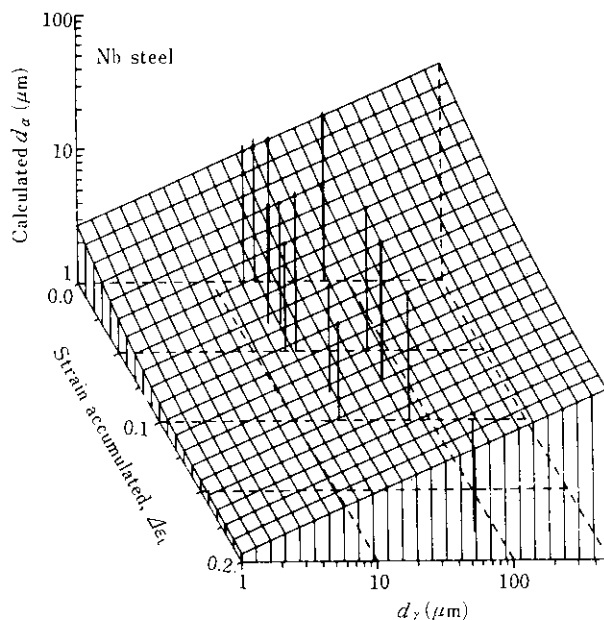


Fig. 12 Calculated ferrite grain size, d_a , compared with observed ones of Nb steel

てフェライト粒径の推定が可能である。変形抵抗の変化から各パスでのオーステナイト粒径と蓄積ひずみを知ることができるので、目標との差をチェックし、必要に応じて圧延スケジュールを修正することにより材質面から要求されるフェライト粒径を得るような制御も可能である。

3・4 オーステナイト-フェライト変態挙動

オーステナイト-フェライト2相域における圧延の目的は変態したフェライト粒を変形し、粒内にサブストラクチャーを形成し、フェライト粒を強化することにより、強度を上昇させることにある。2相域での圧延の効果を定量化するためには、各パスでの変態率とフェライト中に蓄積されたひずみの量を知る

必要がある。

変態率 R は化学成分、圧延履歴、冷却過程などに依存するが、 R を簡単な式で表現するのは難しいので、変形抵抗を利用した間接的な方法により推定する。

2 相域における変形抵抗と変態率との関係について、熱間加工再現装置を用いた実験を行った¹⁰⁾。Fig. 13 は Si-Mn 鋼を 950°C に加熱し、750°C に冷却し、その温度で等温保持し、保持中の変態挙動を熱膨張量変化から測定し、変形を行い変形応力を求め、これらの関係をプロットしたものである。図において変態率の増加と比例して変形応力が減少することから、2 相域での変形抵抗はオーステナイトおよびフェライトの変形抵抗の混合則で記述できることがわかる。2 相域ではオーステナイトおよびフェライト粒内の回復による転位密度の減少のほか、オーステナイト-フェライト変態にともなうひずみの回復があるため¹⁰⁾、従来のひずみ回復過程を記述する式⁹⁾に変態に伴うひずみの回復を表す項を追加し、2 相域におけるひずみの蓄積挙動を推定する。

上記の実験結果にもとづき、変形抵抗を利用して変態率を推定するためのフローを Fig. 14 に示す。まず最初に 2 相域での変形抵抗 $k_m^{(\gamma+\alpha)}$ をオーステナイトとフェライトの変形抵抗 $k_m^{(\gamma)}$ および $k_m^{(\alpha)}$ の混合則で表す。次に 2 相域での蓄積ひずみ $\Delta\epsilon^{(obs)}$ を実測平均変形抵抗 $k_m^{(obs)}$ を上述の方法で求めた計算値 $k_m^{(\gamma+\alpha)}$ から求める。パス間での変態率の変化 ΔR は、実測値から求めた蓄積ひずみ $\Delta\epsilon^{(obs)}$ と、変態を無視して求めた蓄積ひずみ $\Delta\epsilon^{(\gamma)}$ との関数で記述することができる¹⁰⁾ため、各パス間での ΔR を推定することが可能である。 $R=0$ から始めて、圧延が終了するまで上記の過程をくり返し各パスでの R を求める。

上記のデータ解析方法より圧延中の変形抵抗、変態率、蓄積ひずみを推定する。Fig. 15 は Si-Mn 鋼を 1150°C に加熱し、高温域圧延を行った後、未再結晶オーステナイト域、2 相域で圧延した場合、変形抵抗、変態率、蓄積ひずみと圧延温度との関係をプロットしたものである。未再結晶域では温度の低下とともに変形抵抗は上昇するが、 Ar_3 以下の温度域では上昇率は小さくなり、温度の低下とともに減少傾向にかわる。これは変

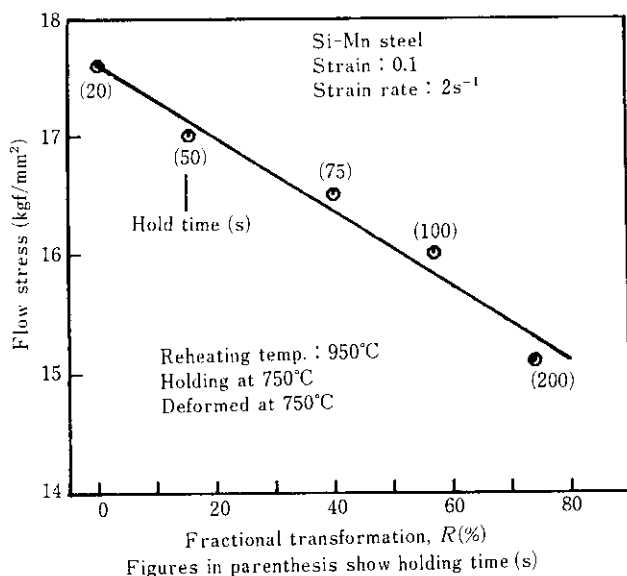


Fig. 13 Variation of flow stress of Si-Mn steel with fractional transformation

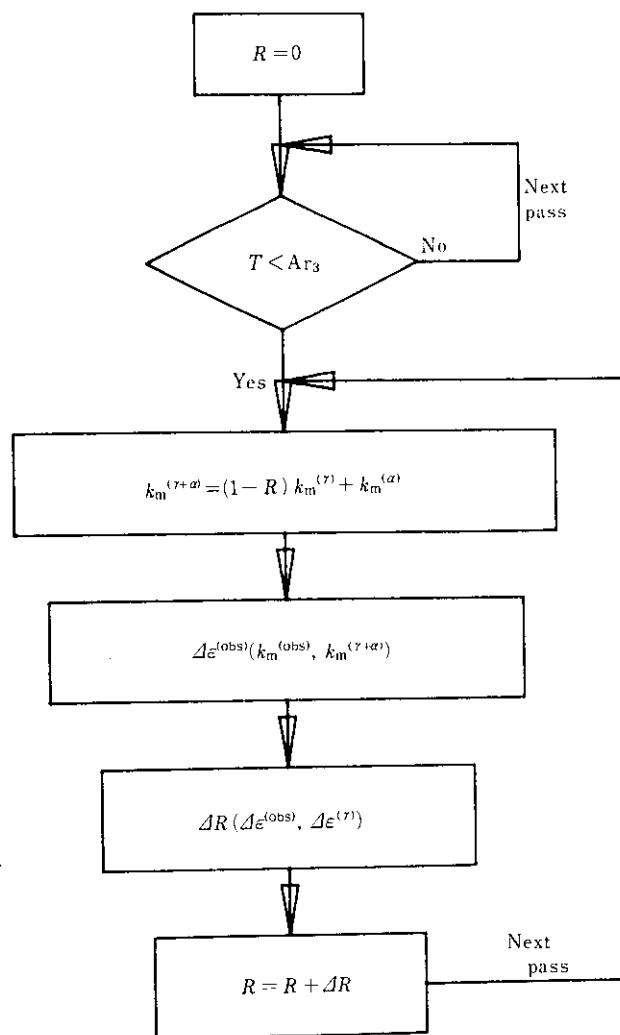


Fig. 14 Flow chart for estimating fractional transformation in austenite-ferrite dual phase region

形抵抗の小さいフェライトが上昇したことと、オーステナイト-フェライト変態に伴うひずみの回復が重畳した結果である。

このように変形抵抗を用いて、2 相域における圧延中の変態率およびフェライト中の蓄積ひずみの推定が可能であり、2 相域における圧延の効果を次節で示すフェライト強化パラメータで定式化できる。

4. 圧延中の組織変化と強度・靱性との対応

前節において簡単な数式モデルにより圧延中の組織変化を記述できること、また変形抵抗が組織要因の変化に密接に関係していることを述べた。このことから各パスの変形抵抗を測定することにより、圧延中の組織変化の予測、材質の制御が可能である。

圧延材の強度・靱性制御の観点からフェライト粒の微細化と強化の 2 点に注目し、前節の結果を利用した材質制御を試みた。

フェライト粒径を d とすれば、よく知られているように多結晶体の降伏強度は $d^{-1/2}$ に比例して増加し¹¹⁾、延性・脆性遷移温度は $d^{-1/2}$ に比例して減少する¹²⁾。このようにフェライト粒径の微細化は強度、靱性をともに向上させる。フェライト粒径 d_a は (5) 式により再結晶オーステナイト粒径 d_r 、変態直前の蓄積ひず

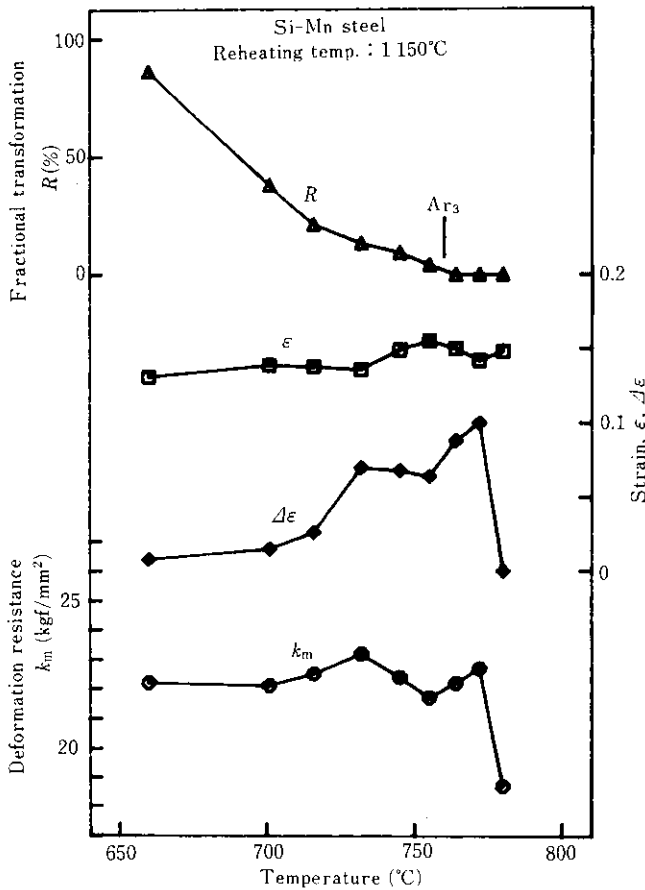


Fig. 15 An example of rolling data analysis in austenite ferrite dual phase region

み $\Delta\epsilon_i$, 冷却速度 C_R の関数で表現できるが, 冷却速度を一定とすれば $d_a^{-1/2}$ は以下に記述するフェライト粒微細化パラメータ P_{GR} に比例する。

$$P_{GR} = d_f^{-0.22} \exp(0.44 \tanh(10 \cdot \Delta\epsilon_i)) \quad \text{.....(6)}$$

2相域圧下率15%以下という条件で, 加熱温度・未再結晶域圧延温度域を変化させた d_f , $\Delta\epsilon_i$ の異なる板厚25 mmのNb鋼とSi-Mn鋼のシャルピー靱性・脆性, 遷移温度と P_{GR} との関係を Fig. 16 に示す。鋼種にかかわらず, 制御圧延による靱性向上効果は P_{GR} により記述できることが示された。

今回の実験では強度と P_{GR} との間には明確な関係は得られなかった。強度は結晶粒径以外に合金元素の固溶強化, 析出強化あるいは転位の影響を受ける。本実験では加熱・圧延条件が大きく変わっているため, 結晶粒以外の強化因子の効果も一定ではないと考えられ, 上記のような結果となったと思われる。

次にオーステナイト-フェライト2相域圧延の強度への効果を定量化する。2相域圧延の効果をフェライト中に導入されたひずみの量で評価する。フェライト中に導入されたひずみ量は次式に示すように各パスでの変態量とひずみの積の和で記述されるフェライト強化パラメータ P_F で表され则认为。

$$P_F = \sum_{i=1}^N \epsilon_i \cdot R_i \prod_{j=i}^N \lambda_j \quad \text{.....(7)}$$

ここで N は全パス数であり, フェライト中の回復効果を考慮して $(j-1)$ パスと j パス間におけるひずみ残留率 λ_j を(7)式

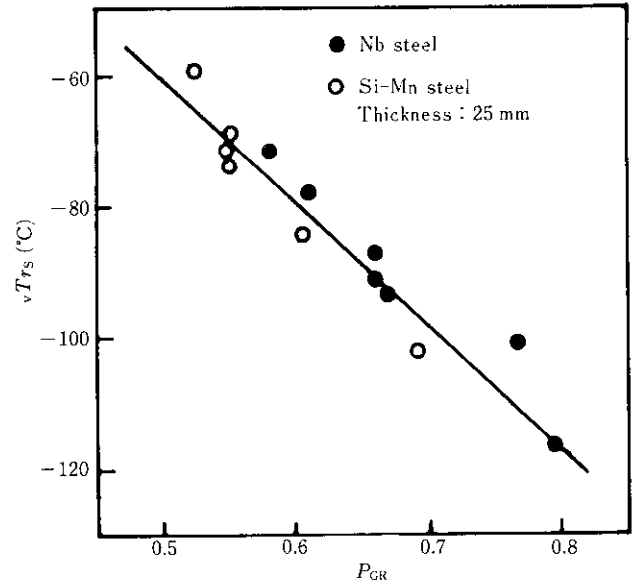


Fig. 16 Effect of grain refinement parameter, P_{GR} , on charpy transition temperature, $vTrs$ in controlled rolled steel

に導入した。

フェライト粒径 $5.3 \sim 5.7 \mu\text{m}$ のNb鋼について2相域圧下量, 圧延温度をかえることにより P_F を変化させ, 引張強度との関係をプロットしたのが Fig. 17 である。 P_F と引張強度は比例関係にあり, P_F の値を制御することにより, 引張強度を予測制御できる可能性を示唆している。

このようにフェライト粒微細化パラメータ P_{GR} とフェライト強化パラメータ P_F は圧延材の強度・靱性に密接な関係があることが示された。今後上記のような解析をすすめてゆくことにより, 圧延中の組織変化と材質に関するデータを蓄積し, オンラインでの材質制御技術確立したい。

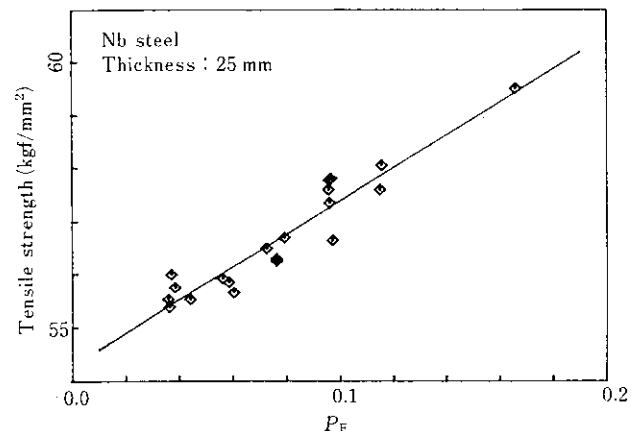


Fig. 17 Effect of ferrite strengthening parameter, P_F , on tensile strength of Nb steel

5. 結 言

圧延中の高温における組織変化におよぼす圧延条件の影響を定式化し, 高温組織と変形抵抗との関係, さらに室温に冷却後

の材質との関係を明らかにするため、厚板圧延機を用いて実験圧延を行い、以下の結果を得た。

- (1) オーステナイト粒径の変化は圧延温度、ひずみ、ひずみ速度を関数とする簡略な式で記述できる。オーステナイト粒径の微細化とともに変形抵抗が上昇する。

したがって変形抵抗の変化からオーステナイト粒径が推定できる。

- (2) Nb (C, N) の析出過程は古典的核形成理論により記述できる。同一変形条件での Nb 鋼と Si-Mn 鋼の変形抵抗比はひずみ誘起析出により上昇し、変形抵抗の変化は析出挙動と密接に関係している。
- (3) オーステナイト低温域におけるひずみの蓄積挙動は変形抵抗の変化から推定可能である。変態直前の蓄積ひずみは、オ

ーステナイト-フェライト変態挙動に大きな影響をおよぼし、再結晶オーステナイト粒径、冷却速度とともに、フェライト粒径を決める重要な因子である。

- (4) オーステナイト-フェライト 2 相域圧延における各パスでの変態率および蓄積ひずみは、変形抵抗の変化から推定可能であり、この 2 つの値を用いて 2 相域圧延の強度への効果を定量化することができる。
- (5) フェライト粒径の $-1/2$ 乗に比例するフェライト微細化パラメータと、2 相域圧延における各パスでの変態率とひずみの積の和で表されるフェライト強化パラメータは圧延材の強度・靱性に密接な関係があり、この 2 つのパラメータを制御することにより材質の制御が可能である。

参 考 文 献

- 1) 「制御圧延技術の基礎とその展開」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編, (1980), [日本鉄鋼協会]
- 2) 大内: *ibid.*, 17-82
- 3) 齊藤, 榎並, 田中: 「鋼の熱間加工の金属学」, 鉄鋼協会高温変形部会編, (1982), 198-206
- 4) Sellars and Whiteman: "Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling", *Met. Sci.*, **13** (1979), 187-194
- 5) 佐伯, 坂元, 西田, 田中, 青柳, 滝沢: 「ホットストリップミル圧延中のオーステナイト粒度の検討」, 鉄と鋼, **67** (1981) S1 155
- 6) H.I. Aaronson and J.K. Lee: "Lecture on the Theory of Phase Transformation", (1975), 83-115, [ASM]
- 7) H. Watanabe: "Precipitation Kinetics of Columbium Nitride in Austenite of High-strength Low-alloy Steel", PhD. thesis, Univ. of Michigan, (1975)
- 8) 齊藤, 木村, 田中, 関根, 三宮, 西崎: 「厚板圧延における組織制御」, 鉄と鋼, **68** (1982), S 1 386
- 9) Y. Saito, N. Koshizuka, C. Shiga, T. Sekine, T. Yoshizato and T. Enami: "Advanced Controlled Rolling Techniques for Manufacture of High Strength, High Toughness Steel Plates at 5,500 mm Plate Mill", *Proc. of Internl. Conf. on Rolling*, Tokyo, Japan, (1980), 1 063-1 074, [ISIJ]
- 10) 齊藤, 田中, 関根, 西崎: 「オーステナイト-フェライト 2 相域における変形抵抗予測」, 鉄と鋼, **69** (1983), S604
- 11) N.J. Petch: "The Cleavage Strength of Polycrystals", *ISIJ*, **174** (1953), 25-28
- 12) N.J. Petch: "Fracture" (1959), 54-67 [MIT Press]