

低炭素鋼の変態域圧延における フェライト占積率と粒径の予測

脇田 淳一*・土師 純治*・河野 治*・高橋 学*²・江坂 一彬*³

Prediction of Volume Fraction and Grain Size of Ferrite under Intercritical Rolling of Low Carbon Steels

Jun-ichi WAKITA, Junji HAZI, Osamu KAWANO, Manabu TAKAHASHI and Kazuaki ESAKA

Synopsis : Static recovery and recrystallization behavior of α grains of low carbon steels have been studied by means of hot working simulator. Static recovery rate increases as carbon content increases up to 0.02mass% and is nearly constant above 0.02mass%. The critical strain for recrystallization, ϵ_m , decreases with decreasing initial grain size and strain rate and with increasing deformation temperature. Recrystallized grains are developed within an interval of 50 ms after straining over ϵ_m . Recrystallized α grain sizes decrease with decreasing initial grain size and deformation temperature, and with increasing strain. Recrystallized fraction increases with decreasing initial grain size and with increasing strain and deformation temperature. 2-step hot working tests at various temperatures above and below Ae_3 have been carried out to examine the strain induced transformation from hot worked austenite to ferrite.

On the basis of these results, a prediction model of α volume fraction and grain size is developed and its availability in the case of intercritical rolling was certified.

Key words : strain induced transformation ; ferrite ; recrystallization ; grain size ; intercritical rolling ; modelling ; low carbon steel.

1. 緒言

熱間圧延およびその後の冷却過程で起こる冶金現象を定式化し組織、材質を予測することは、材質造り込みの精度を上げるのみならず工程能力を最大限に活用した最適製造条件設定を可能にし、さらに将来のオンライン材質制御の基本となるという点において、近年ますます工業的重要性が認識されつつある。

このようないわゆる一貫材質予測モデルについてはすでに種々の報告があり、その有効性についても示されているが¹⁾、それらのほとんどがオーステナイト(γ)域の変態点以上で圧延を終了し、その後冷却するプロセスを前提としている。しかし最近では、自動車用高強度鋼の強度・延性バランスの向上をはじめ種々の観点から、変態点直上から変態点を切る温度域で圧延し、加工促進変態によるフェライト(α)占積率の増加と、その加工再結晶による細粒化を利用しようという試みも多い。よってこのような条件においても適用できるモデルが必要とされているが、いまだそれに関する報告はない。

本報告では、 α の再結晶モデルを新たに作成するとともに、著者らが既に報告しているモデル¹⁾²⁾と結合連成計算することにより変態域圧延材の α 占積率と α 粒径の予測を試みたのでそれらの結果を報告する。

2. α の再結晶挙動

2.1 実験方法

Table 1に供試材の化学成分を示す。これらは現場スラブあるいは真空溶解炉で作成したインゴットをいずれも50%熱間圧延したのち切り出したものである。

A鋼～C鋼は加工フォーマスターを用いてひずみの静的回復現象を調べるために用いたもので、まず供試材を800°Cで15min加熱したのち空冷し、650°C～800°Cで保持しつつ2段階加工を行った。圧下率は再結晶を起こさない軽圧下としていずれも10%、ひずみ速度は10s⁻¹一定で加工の間隔を1～10sと変化させ、いわゆる軟化度³⁾を測定した。

一方、D鋼～F鋼は圧縮型熱間加工シミュレーター²⁾により再結晶挙動を調べるため用いたもので、上記熱間圧延材

Table 1. Chemical compositions of steels tested for recovery and recrystallization in ferrite. (mass%)

steel	C	Mn	Si	P	S	T.Al	T.N
A	0.004	0.11	0.018	0.002	0.004	0.068	0.0022
B	0.016	0.16	0.008	0.007	0.005	0.041	0.0024
C	0.047	0.27	0.013	0.016	0.015	0.047	0.0063
D	0.054	0.31	0.004	0.014	0.010	0.011	0.0025
E	0.096	0.55	0.015	0.013	0.015	0.011	0.0025
F	0.142	0.54	0.006	0.020	0.012	0.018	0.0027

平成6年10月5日受付 平成7年2月10日受理 (Received on Oct. 5, 1994; Accepted on Feb. 10, 1995)

* 新日本製鐵(株)大分技術研究部 (Oita R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870)

* 2 新日本製鐵(株)大分技術研究部 (現:技術開発企画部) (Oita R & D Lab., now Technical Development Div., Nippon Steel Corp.)

* 3 新日本製鐵(株)大分技術研究部 (現:名古屋製鐵所) (Oita R & D Lab., now Nagoya Works. Nippon Steel Corp.)

から板厚10mm, 幅50mmの角材を切り出し供試材とした。供試材は700°C~800°Cに15min加熱したのち650°C~800°Cで30%~75%の1パス圧下を行いその後最大300sの温度保持後に水冷して組織を凍結した。圧下前のαの初期粒径を変化させる目的で, 加熱から圧下の間で30%~50%の予圧下を加えた2パス実験も行った。いずれの場合も650°C~800°Cでの1パス圧下直前に水焼入れを行い, 加工前のα占積率, α粒径測定に供している。組織観察のために加工直後50msで水焼入れを行った。

なお, ひずみ速度は主に10s⁻¹で実験を行い, 一部1s⁻¹, 100s⁻¹の実験を追加した。再結晶を観察した部位は圧下部の板厚中心部であるが, この位置の実質ひずみについては, この中心部に同一材を針金状に加工して埋め込み, これを圧下して針金の径の変化より相当ひずみを計算してこれを用いた。再結晶粒径(d_s)とα占積率(X₀および再結晶粒占積率X_s)の定量化は, ナイタル腐食により組織を現出させたのち画像解析装置により行った。

2・2 実験結果と考察

2・2・1 α粒組織における静的回復挙動

高温変形後の静的回復挙動を定式化するに当たり, γの場合と同様の関数形²⁾として式(1)(2)を使用した。

$$\epsilon(t) = \epsilon_0 \cdot \exp[-(t/\tau_R)^P] \dots\dots\dots (1)$$

$$\tau_R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT) \dots\dots\dots (2)$$

ここではε₀は初期加工ひずみ量, tは加工後の時間, ε(t)は時刻tでのひずみ量, Tは加工後の保持温度である。τ_Rはひずみの静的回復速度を表すパラメーター, τ₀は定数項, Qは活性化エネルギー, Rは気体常数である。軟化度(N(t))は加工フォーマスターの2段加工における2つの応力-ひずみ曲線において, 1次加工停止時の応力σ₀, 1次加工時の降伏応力σ₁, 2次加工時の降伏応力σ₂を用いて次式(3)より求めた。

$$N(t) = \frac{\sigma_0 - \sigma_2}{\sigma_0 - \sigma_1} \dots\dots\dots (3)$$

ここで軟化度とひずみの回復の間に式(4)の関係を仮定して式(1)(2)の係数を求めた。

$$N(t) = 1 - \epsilon(t)/\epsilon_0 \dots\dots\dots (4)$$

Fig. 1は軟化度の時間変化を示したものであり, Fig. 2はlnτ₀とQの変化をC量の関数で示したものである。

これからわかるように, ひずみの静的回復速度はC量が増加すると増大し0.02%以上で飽和する。またlnτ₀, QともにC量がほぼ0.02%以上では一定値をとるのに対し, それ以下では急激に変化することがわかる。この0.02%という値はαのCの固溶限の値にほぼ等しいことから, ひずみの静的回復挙動の大きな支配因子として固溶C量を考慮する必要があると考えられる。また厳密には炭化物の影響も無視できないが, この点に関しては今後の詳細な研究が必要である。

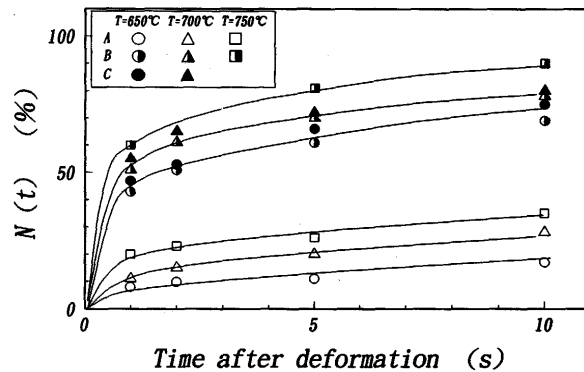


Fig. 1. Change of N(t) in eq. (3) after deformation.

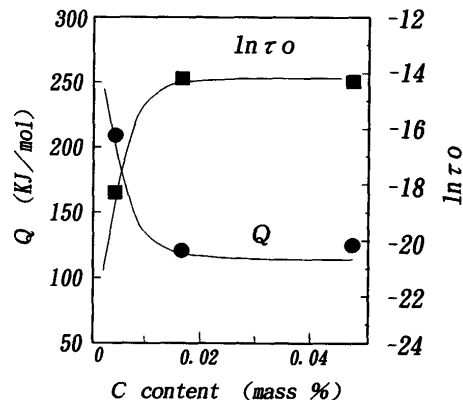


Fig. 2. Effect of C on Q and ln τ₀ in eq. (2).

最小2乗法により求められた上記係数を式(5)~(7)に示す。

$$P=1/3 \dots\dots\dots (5)$$

$$\tau_0 = 6.6 \cdot 10^{-7} \cdot \exp[-\exp(-247 \cdot C(\%) + 2.5)] \dots\dots\dots (6)$$

$$Q = \exp(-171 \cdot C(\%) + 10.5) + 28000 \dots\dots\dots (7)$$

2・2・2 α粒組織における再結晶挙動

熱間加工シミュレーターによる加工直後に水冷した場合のα粒径(d_s)と再結晶占積率(X_s)をひずみ量(相当ひずみ)の関係で示したのがFig. 3, 4である。α粒径は加工温度(T)が低いほど, ひずみ(ε)が大きいほど, 初期粒径(d₀)が細かいほど細粒になる。一方, 再結晶占積率は温度が高いほど, ひずみが大きいほど, 初期粒径が細かいほど大きくなることからわかる。これらを定式化したのが式(8)~(11)である。

$$d_s = 230 \cdot \epsilon^{-0.27} \cdot d_0^{0.24} \cdot \exp(-10210/RT) \dots\dots\dots (8)$$

$$X_s/X_0 = 1 - \exp[-(\epsilon - \epsilon_m)/A] \dots\dots\dots (9)$$

$$\epsilon_m = 5.67 \cdot 10^{-10} \cdot d_0^{0.5} \cdot \epsilon^{0.23} \cdot \exp(37000/RT) \dots\dots\dots (10)$$

$$A = 1.06 \cdot 10^{-6} \cdot d_0^{1.7} \cdot \exp(20100/RT) \dots\dots\dots (11)$$

ここでX₀は加工直前の初期α占積率である。また, ε_mは再結晶のための限界ひずみのめやすとなる値であり, 式(10)からわかるように, 初期粒径が大きいほど, ひずみ速度が高いほど, 温度が低いほどε_mは大きくなる。なお, 成分の効果は今回の成分範囲では有意にならなかった。

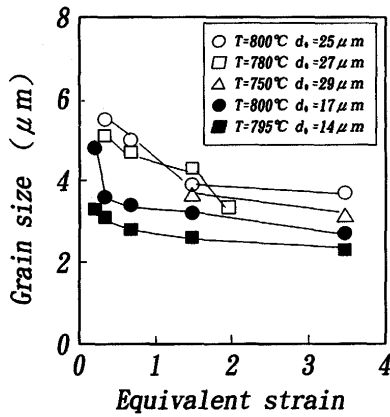


Fig. 3. Effect of strain on recrystallized ferrite grain size just after hot deformation (steel D).
d₀: initial grain size

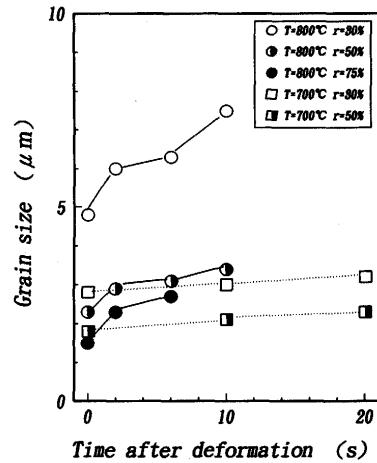


Fig. 5. Grain growth of recrystallized ferrite during holding after hot deformation (steel D).

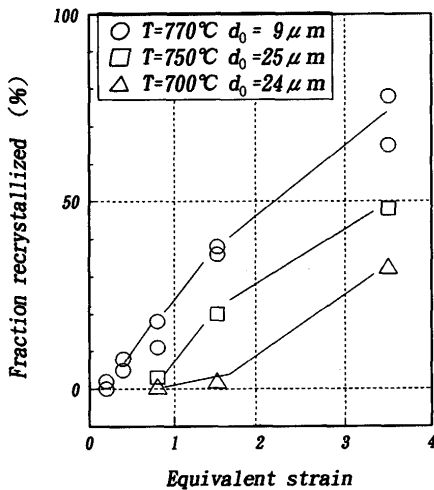


Fig. 4. Effect of strain on recrystallized ferrite fraction (steel E).
d₀: initial grain size

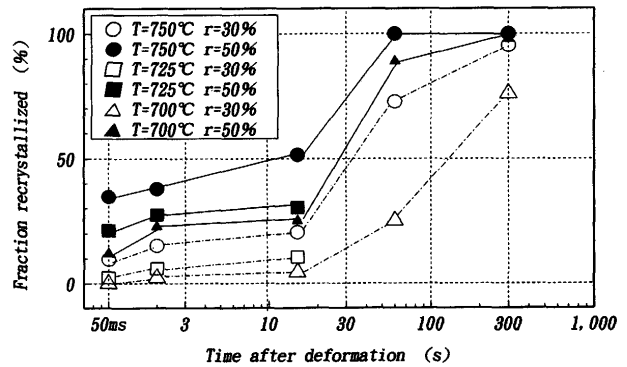


Fig. 6. Recrystallization behavior of ferrite after hot deformation (steel F).

再結晶には一般に動的再結晶と静的再結晶の2つの様式があり、それぞれその支配因子が異なることが知られている⁴⁾⁵⁾。熱間加工後の再結晶挙動がよく研究されている γ の例で述べれば、動的再結晶粒径はひずみ速度と温度の関数であるZ因子(Zenner-Hollomon⁶⁾パラメター)によって一義的に決まる^{6)~8)}。一方、静的再結晶粒径については、ひずみ、初期粒径の他、加工温度やひずみ速度によって決まるというフェライト系ステンレス鋼の報告⁹⁾¹⁰⁾がある。また、齊藤¹¹⁾はフェライト系ステンレス鋼を加工後25msで水冷開始した実験で、再結晶粒径がひずみとZ因子で決まること、そしてこの再結晶が組織の詳細観察より動的回復組織からきわめて短時間に発生した静的再結晶であると結論している。式(8)~(11)で定式化した再結晶挙動が、加工後50msのものであることを考慮すると、鋼種や実験条件は異なるものの、静的再結晶を定式化した可能性が高い。ただし渡辺⁵⁾の指摘するように α 鋼でも動的再結晶が起こり得ることを考慮すると、動的再結晶後には徐¹²⁾の言うように、古典的回

復、再結晶とメタダイナミック回復と再結晶の4つの独立した機構が起きている可能性がある。これらの分離定式化は今後の課題である。

次に加工後恒温保持中の再結晶粒径(d(t))の変化と再結晶占積率(X(t))の変化を保持時間(t)の関数で示したのがFig. 5, 6であり、これらを定式化したのが式(12)~(15)である。

$$d(t)^2 = d_s^2 + G \cdot t \quad \dots\dots\dots (12)$$

$$G = 6.43 \cdot 10^{16} \cdot \exp(-79850/RT) \quad \dots\dots\dots (13)$$

$$X(t)/(1-X_s) = 1 - \exp[-(t/B)] \quad \dots\dots\dots (14)$$

$$B = 4.9 \cdot 10^{-4} \cdot \epsilon^{-1.12} \cdot \exp(23800/RT) \quad \dots\dots\dots (15)$$

これからわかるように、 α 粒径は加工ならびに保持温度が高いほど成長が速く、占積率はひずみが大きいほど、温度が高いほど増大することがわかる。

3. α の加工促進変態挙動

3.1 実験方法

Table 2 に供試材の化学成分を示す。これらは真空溶解炉で作成したインゴットをいずれも50%熱間圧延したのち前

Table 2. Chemical compositions of steels tested for strain induced transformation. (mass%)

steel	C	Mn	Si	P	S	T.Al	T.N
G	0.054	0.31	0.004	0.014	0.010	0.011	0.0025
H	0.096	0.55	0.015	0.013	0.015	0.011	0.0025
I	0.176	1.28	0.015	0.014	0.002	0.021	0.0021

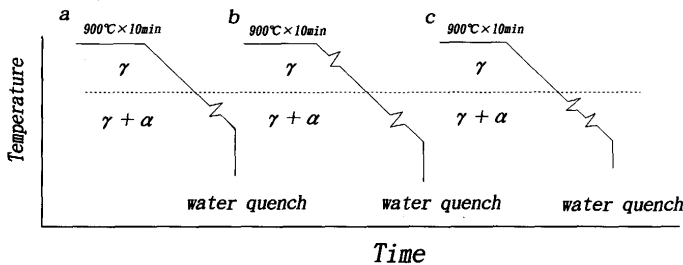


Fig. 7. Schematic illustration of experiments to measure transformation behavior with and without hot working.

述した熱間加工シミュレーター用のサンプルを切り出した。サンプルはまず900°Cで10分加熱したのち所定の温度まで冷却し、その後Fig. 7に示すように1パス、2パスの圧下を加え、水冷により組織を凍結した。この場合、加熱後水冷直前までのサンプルの冷却は5°C/s一定で行った。いずれも2相域での最終パスは20%の軽圧下とすることにより、それ以前に変態したαを加工状態で検出し、その後変態したαと区別できるようにした。

Fig. 7-aは予加工無しでの変態α量を調べたもので、Fig. 7-bはγ域加工の効果、Fig. 7-cはγ/α 2相域での予加工の効果を探るためのものである。

3・2 実験結果と考察

本報告ではα変態を予測するモデルとして式(16)に示すJohnson-Mehl型のモデルを用いた。

$$X_F = 1 - \exp\{-K(T) \cdot (t - \tau_p)\} \dots\dots\dots (16)$$

ここでX_Fはα変態率、K(T)は変態速度係数、τ_pは潜伏期である。また加工による変態の促進効果の定量化については、速度論的あるいは実験的検討が種々行われている^{13)~15)}。ここではこれらの知見を考慮してK(T)、τ_pを式(17)~(19)と定式化した。

$$K(T) = \xi \cdot k(T) \dots\dots\dots (17)$$

$$\tau_p = \tau / \xi \dots\dots\dots (18)$$

$$\xi = \frac{\{2.24/d_\gamma \cdot q_1 + q_2 \cdot (\Delta\epsilon)^2\} \cdot \{1 + q_3 \cdot \Delta\epsilon\}}{2.24} \dots\dots\dots (19)$$

ここでd_γはγ粒径、Δεは変態直前にγ粒が保持するひずみであり、k(T)、τは加工無しの場合の変態速度係数と潜伏期であり、筆者らが既に報告している式²⁾を使用した。加工による変態促進効果はξというパラメーター1つによって表示されるが、その内容には梅本らが指摘するように3つの効果がある¹³⁾。まず第一の効果は、核生成サイトであるγ粒

界面積の加工による増大効果である。これは単位体積当たりの粒界面積2.24/d_γに幾何学的に計算される係数q₁をかけることで表すことができる¹³⁾。次に第二の効果は、加工により導入された粒内の変形帯が核生成サイトとして機能することによる効果であり、これはひずみの2乗に比例する¹³⁾ことからq₂・(Δε)²と表示できる。ここでq₂は梅本ら¹³⁾が実験的に求めた値0.114を使用した。最後の第三の効果は、核生成速度の増大効果であるが、これはひずみに比例する¹³⁾¹⁵⁾ことから(1+q₃・Δε)と表示した。ここで比例係数q₃は、実験によって求められた4.0という値²⁾を用いた。

ところで、d_γとΔεはγの再結晶モデル²⁾により計算される。すなわち再結晶モデルとα変態モデルにこれら2つの因子で結びつけることにより、加工による変態促進効果を定量的に記述することができるわけである。ここで重要なのは、これら2つの因子d_γとΔεはともに時間とともに変化するということである。そのため変態促進効果も時間とともに変化する。よってα変態の精度良い予測を行うためには、実際の計算に当たって、微小時間内におけるd_γとΔεの変化を計算しつつ熱履歴に沿って変態挙動を計算することが不可欠である。本モデルはこの点においても、従来モデ

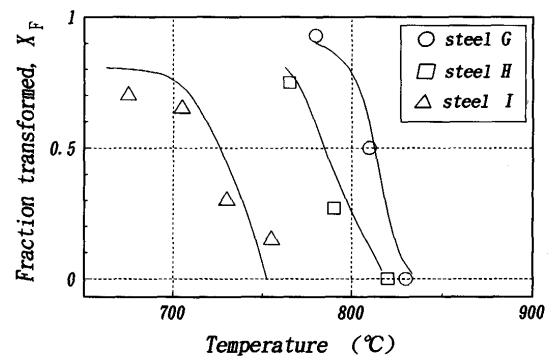


Fig. 8. Changes in ferrite fraction transformed from annealed austenite with temperature. cooling rate: 5°C/s solid lines: calculated by eq. (16)

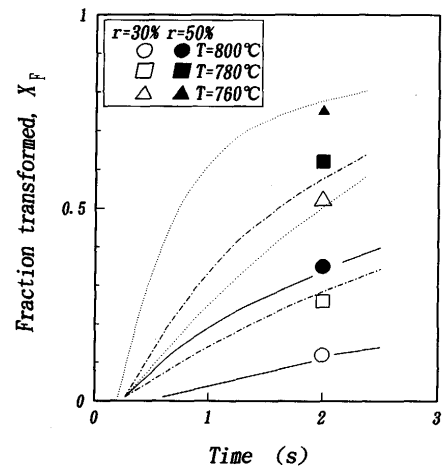


Fig. 9. Strain induced transformation behavior for steel H after 1-pass hot working above Ar₃. lines: calculated by eq. (16)

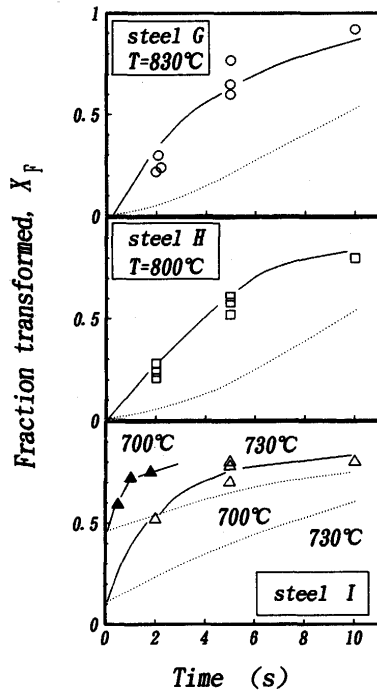


Fig. 10. Strain induced transformation behavior for steels G, H, I after 1-pass hot working just below A_{r3} .
 lines: calculated
 solid: with preliminary γ/α -range hot working
 broken: without preliminary hot working

ル²⁾とはその計算方法を変更している。

Fig. 8は無加工材の α 変態の進行状況を実測したものである。G鋼からI鋼へとC, Mn量が増加すると変態開始温度が低下した。また図中には式(16)に基づいて計算した予測曲線を示したが、変態開始からその後の変態進行状況が精度良く予測できていることがわかる。またFig. 9は γ 域の変態点直上で10%, 50%の予加工を加えた場合、Fig.10は γ/α 域の変態点直下で30%の予加工を加えた場合の α 変態の促進状況を実測したものであるが、いずれもモデルにより精度良く予測できていることがわかる。

4. 実機への適用

以上述べた α の再結晶、粒成長モデル、変態モデルと既に報告している γ の再結晶、粒成長モデルを結合、連成す

ることによって、 γ 域だけでなく γ/α 2相域圧延材にも適用できる α の占積率と粒径の予測モデルを作成することができる。ここではこのモデルを実機圧延に適用し、変態域圧延材の α 粒径の予測を試みた。Fig.11にその計算フローを示す。まず加熱炉の加熱条件を使って加熱 γ 粒径予測モデル²⁾により初期粒径を計算する。その後、粗および仕上圧延の条件から γ の再結晶を計算する。圧延温度が2相域に入ると γ の再結晶、粒成長の計算とともに変態した α 量を計算し、その α の再結晶、粒成長も同時に計算する。微小時間内におけるこれらの計算を、仕上圧延終了後ROT(Run Out Table)での水冷開始まで続け、 α の平均粒径と占積率を求める。水冷開始直前まで残留した γ は γ/α 変換モデルにより α 粒径に変換され、両 α 粒径の平均が最終的な α 粒径となる。以上の計算に必要な温度履歴については、大分製鉄所で開発した温度モデルでの計算値を使用した。この計算温度は、実機実験において製造ライン温度計により実測された、仕上圧延の入り側温度、出側温度(いわゆる仕上温度に相当する)、ROTでの中間温度、巻取温度の値と $\pm 10^\circ\text{C}$ の精度で一一致した。

実機実験の供試材の化学成分をTable 3に示す。Fig.12は鋼板の板厚方向を10等分したその2/10tの位置のマイクロ組織の実測結果とモデル計算結果を対応させて示したものである。Fig.12-aはJ鋼のマイクロ組織が仕上開始温度と終了温度によって異なることを示し、圧延温度が低温になるにつれベイナイト主体の組織から α 主体の組織へ変化し、更に低温になると加工 α が現れるようになる。Fig.12-bはa図で破線で示した条件でのモデル計算値である。圧延温度が低下するにつれて α 粒径が細かくなるとともに、ベイナイト量が減少しフェライト量が増加すること、また、a図に示したB領域とC領域の境界以下の温度で加工 α が急増することから、計算結果は実測結果を精度良く予測できていることがわかる。ここでベイナイト量とは、変態フェライト、再結晶フェライトおよび加工フェライトの量を全体から引い

Table 3. Chemical compositions of steels tested for intercritical hot rolling. (mass%)

steel	C	Mn	Si	P	S	T.Al	T.N
J	0.162	1.22	0.228	0.016	0.005	0.016	0.0035
K	0.166	0.66	0.008	0.024	0.012	0.015	0.0028
L	0.075	0.40	0.132	0.012	0.009	0.006	0.0031

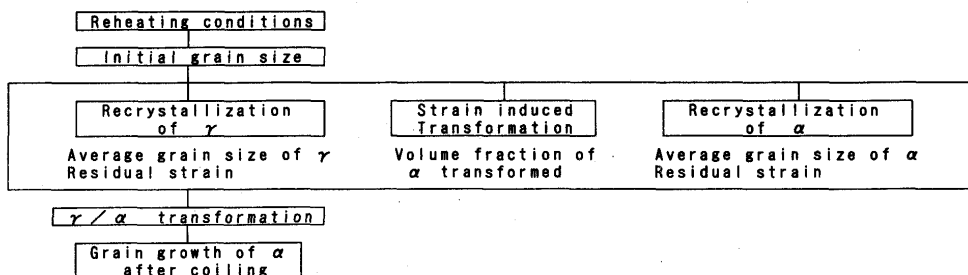


Fig. 11. Calculation flow chart of α grain size.

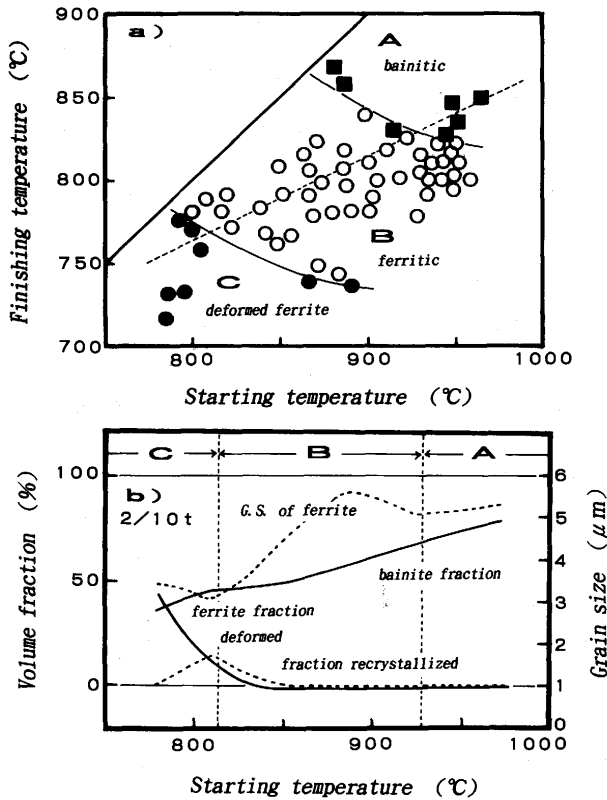


Fig. 12. Effect of rolling temperature of finish rolling on microstructure of hot rolled steel strip (steel J).
 a) observed
 b) calculated

Table 4. Comparison between observed and calculated grain size of ferrite.

steel	No.	STR (°C)	FTR (°C)	CT (°C)	d-obs. (μm)	d-cal. ¹⁾ (μm)	d-cal. ²⁾ (μm)
J	1	783	714	<100	def ³⁾	def ³⁾	4.2
	2	795	774	<100	3.7	3.7	4.3
	3	867	737	422	5.6	5.5	4.8
	4	890	807	<100	6.2	5.9	5.0
	5	929	825	521	6.5	6.1	6.1
	6	957	850	554	6.7	6.8	6.8
K	7	848	770	<100	4.1	3.9	5.4
	8	870	790	430	5.1	5.1	5.7
	9	905	810	<100	5.6	6.1	6.0
	10	922	830	435	7.9	6.7	6.4
L	11	830	780	<100	def ³⁾	def ³⁾	7.9
	12	840	790	500	5.8	5.4	8.5
	13	885	810	570	6.5	6.8	9.2
	14	930	830	490	8.5	7.4	10.0
	15	970	860	<100	11.2	11.8	10.8

1) with considering strain induced transformation and recrystallization of ferrite.
 2) without considering strain induced transformation and recrystallization of ferrite.
 3) deformed ferrite.
 STR: Starting Temperature of Finish Rolling
 FTR: Finishing Temperature of Finish Rolling
 CT: Coiling Temperature

た残りを意味する。またα粒径は変態フェライトと再結晶フェライトの粒径を平均したものである。なお、同様の結果はK鋼, L鋼でも確認された。Table 4はα粒径の実測値と計算値との対応を示すが、本モデルは精度良く実測値を予測している。なお同時に従来のγ域圧延材のモデル²⁾によるα粒径の予測値も示したが、圧延温度が低くなるにつれてその精度が悪くなるのがわかる。

5. 結言

加工フォーマスターおよび熱間加工シミュレーターによる低炭素鋼α粒組織の静的回復および再結晶挙動を調べた結果以下の知見を得た。

- 1) 高温変形後の静的回復速度はC量が増加すると増大し、0.02%以上で飽和する傾向がある。
- 2) 再結晶のための限界ひずみε_mは初期粒径が小さく、加工温度が高く、ひずみ速度が低いほど小さくなる。ε_m以上の加工を加えた場合、加工直後(加工50ms後)の組織中には再結晶α粒が観察された。
- 3) この再結晶粒径は初期粒径が小さく、ひずみが大きく、加工温度が低いほど小さくなる。また再結晶占積率は初期粒径が小さく、ひずみが大きく、加工温度が高いほど大きくなる。

これらの知見を基礎に低炭素鋼のα再結晶モデルを構築し、γの再結晶モデル、およびα変態モデルと結合連成することにより変態域圧延材のα占積率とα粒の生成を精度良く予測することが可能となった。

終わりに、本研究に対し終始ご指導、ご助言をいただいた元新日本製鐵(株)第一技術研究所関根寛博士に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) 材質の制御と予測 (日本鉄鋼協会編), (1988)
- 2) 江坂一彬, 脇田淳一, 高橋 学, 河野 治, 原田慎三: 製鉄研究, **321** (1986), p.92
- 3) 田村今男: 日本金属学会報, **21** (1982), p.523
- 4) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p.2073
- 5) 渡辺國男: 鉄と鋼, **71** (1985), p.1926
- 6) H. Sekine and T. Maruyama: The Microstructure and Design of Alloys, The Metals Society, **1** (1973), p.85
- 7) C.M. Sellars: Sheffield Int. Conf. on Working and Forming Processes, (1979), p.3
- 8) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, **70** (1984), p.2112
- 9) D.J. Towle and T. Gladman: Met. Sci., **13** (1979), p.246
- 10) D.R. Barraclough and C.M. Sellars: Met. Sci. **13** (1979), p.257
- 11) 斉藤好弘, 左海哲夫, 前田 大, 加藤健三: 鉄と鋼, **72** (1986), p.799
- 12) 徐 洲, 酒井 拓: 鉄と鋼, **77** (1991), p.462
- 13) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p.557
- 14) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p.238
- 15) 松浦清隆, 伊藤洋一, 成田敏夫: 鉄と鋼, **79** (1993), p.968