

論 文

熱間圧延直後の再結晶オーステナイト粒度に
およぼす圧延歪み速度の影響

町 田 正 弘*・勝 亦 正 昭*

Effect of Rolling Strain Rate on the Grain Size of Austenite
Recrystallized Immediately after Hot Rolling

Masahiro MACHIDA and Masaaki KATSUMATA

Synopsis :

The effect of rolling strain rate on the grain size of austenite recrystallized immediately after hot rolling was investigated in the temperature range of 1 000 to 1 200°C. An increase in roll speed and/or a decrease in the specimen thickness before reduction was found to contribute to the refinement of recrystallized austenite grains. It suggested that austenite grain size also changed with roll radius. These results indicate that austenite grain size depends on roll radius, roll speed, and the slab thickness, in addition to generally known factors such as rolling temperature, rolling reduction, and initial grain size. It is known that recrystallized austenite grain size after hot rolling is well related with rolling reduction when rolling temperature and initial grain size are held constant. In this experiment where the specimen thickness before reduction, roll speed, and roll radius were variable factors, a good correlation was obtained between austenite grain size and rolling strain rate. We found that austenite grain size number (N) was hardly affected by the alloying elements such as C, Mn, Nb, V, Mo, and Ti, but was approximately related to rolling strain rate ($\bar{\epsilon}$) by :

$$N = -8.3\bar{\epsilon}^{-1/2} + 0.33N_0 + 0.010(1200 - T) + 8.8$$

where N_0 is initial grain size number and T is rolling temperature.

$$\bar{\epsilon} = \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \cdot \sqrt{\frac{R}{H_0}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-r}\right)$$

where n is roll speed (rpm), r is rolling reduction, R is roll radius (mm), and H_0 is thickness before reduction (mm).

1. 緒 言

制御圧延、制御冷却に代表されるように、最近の加工熱処理技術の進歩は目覚しく今やラインパイプ用鋼板の製造のみならず造船用鋼板、低温用鋼板、自動車用鋼板さらには各種条鋼製品などに当技術が適用されており、強靱性の優れた非調質鋼を製造する上で加工熱処理は欠くことのできない技術になつている。制御圧延、制御冷却鋼とも高靱性を得る上で重要なことは、オーステナイト (γ) が熱間圧延直後に再結晶する温度域で可能な限り微細な整粒 γ 組織を得ることである^{1)~3)}。このような見地から熱間圧延時の γ の再結晶挙動に関する研究が基礎、応用面に渡り行われ、高温での再結晶 γ 域圧延における再結晶挙動が動的再結晶に支配されるという報告^{4)~6)}がある。しかしながら、微細な整粒 γ 組織を得るための最適熱間圧延条件の検討としては、再結晶 γ 粒度と圧下率、圧延温度および初期粒度の関係^{5)~9)}さらには高温

域での軽圧下圧延中や圧延温度調整待ち時間中に生ずる混粒 γ 中の粗大 γ の生成およびその阻止の圧延条件^{7)~9)}の調査などがなされているものの、歪み速度や成分を考慮して微細な再結晶 γ を得るための検討がなされた例⁴⁾は少ない。そこで、本研究では熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度と歪み速度に係わる各種因子の関係を検討するとともにこれらの定量的関係を実験結果に基づいて解析した。また再結晶 γ 粒度におよぼす成分の影響についても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学組成を Table 1~2 に示す。Table 1 中の鋼番 1 はラインパイプ用 X65 級鋼で熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度と圧下率、ロール回転速度、入側板厚などの関係を系統的に調査する目的で用いられた。この供試鋼は転炉溶製後分塊圧延工程で製造された 200 mm 厚の

昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 14 日受付 (Received Mar. 14, 1984)

* (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku kobe 651)

Table 1. Chemical composition of niobium bearing steels. (wt%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	V	Al
1	0.11	0.27	1.40	0.014	0.004	—	0.042	0.062	0.033
2	0.11	0.29	1.48	0.012	0.012	—	—	—	0.059
3	0.11	0.29	1.52	0.012	0.012	—	0.029	—	0.066
4	0.11	0.29	1.53	0.012	0.011	—	0.059	—	0.065
5	0.10	0.31	1.62	0.012	0.010	—	0.084	—	0.064
6	0.03	0.32	1.58	0.011	0.007	—	0.050	—	0.077
7	0.31	0.32	1.61	0.010	0.009	—	0.046	—	0.050
8	0.10	0.33	1.55	0.010	0.011	0.30	0.048	—	0.050
9	0.10	0.35	1.65	0.011	0.009	—	0.057	0.062	0.052
10	0.11	0.25	2.25	0.013	0.012	—	0.050	—	0.065

スラブ材から切り出され、平面切削して板厚 10 mm から 100 mm までの実験用素材とした。鋼番 2~10 は再結晶 γ 粒度におよぼす C, Mn, Nb 量さらに V, Mo 添加の影響を調査するために使用した。Table 2 は 11 種類の Ti 添加鋼の成分範囲を示し、これらは主として Ti 量の影響を調べるために用いた。これら供試鋼は実験用 100 kVA 高周波溶解炉で溶製された 90 kgf 鋼塊を 130 mm 厚さまで熱間鍛造した後、切断・平面切削して板厚 25, 30 および 40 mm の実験用素材とした。

2.2 圧延方法

鋼番 1~10 は 1200°C で 1 h 加熱、Ti 添加鋼は 1250°C で 40 min 加熱した。その後の圧延は 1 パス圧延と 2 パス圧延を採用した。1 パス圧延の場合、所定の温度 (1000, 1050, 1100 および 1200°C) で圧延を行うために圧延材を炉中で約 5 min 保持した。保持中に Nb (CN) などが析出すると γ の再結晶挙動が変わるが、本実験のような短時間保持では Nb (C, N) などの γ 地中への析出は無視できる¹⁰⁾。保持後 4~6 s の間に圧下率 10~60% で圧延しその後 0.6 s 以内で水冷した。この場合の初期粒度は圧延直前の γ 粒度とした。2 パス圧延の場合は、第 2 パス目直前の γ 粒度を種々に変えるため加熱後直ちに 28~60% の圧下率で第 1 パス目の圧延を行った。その後の圧延パターンは、1 パス圧延の場合と同様であり、等温保持→第 2 パス目圧延→水冷を実施した。

上記圧延において、入側板厚 (H_0 , mm), ロール回転速度 (n , rpm), ロール半径 (R_0 , mm) を種々に変える実験は鋼番 1 で実施しており、1 パス圧延および 2 パス圧延の第 2 パス目の条件は下記のとおりである。

入側板厚 (H_0 , mm) : 10, 15, 20, 30, 50 (左記は 1 パスおよび 2 パス圧延の場合), 70, 100 (1 パス圧延の場合)

Table 2. Chemical composition range of titanium bearing steels. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	V	Al
0.02~0.11	0.20	1.30	0.013	0.005	0~0.54	0, 0.028	0, 0.052	0.035

ロール回転速度 (n , rpm) : 13, 20, 30

ロール半径 (R_0 , mm) : 80, 250

鋼番 1 以外は、 $H_0=25$, (1 パス圧延および 2 パス圧延, この場合の第 1 パス目圧延前の板厚は 40 mm) 30 mm (1 パス圧延), $n=13$ rpm, $R_0=250$ mm の条件の下で上記所定の温度に等温保持後 4~6 s の間に圧延-水冷した。

本実験では入側板厚を種々に変えており、パス間の等温保持温度が同じでも板厚によつて圧延中の温度が変化する。そこで板厚を変えても所定の温度で圧延ができるように等温保持後から圧延直前までの温度低下と圧延中の温度変化を板厚中心部で測定した。その結果入側板厚 20 mm 以上では圧延直前までの温度低下はほとんどなく、かつ圧延中の急激な温度変化は認められなかつたのに対し、15 mm 以下では圧延直前までおよび圧延中に温度低下が生じた。Fig. 1 は圧延温度 1000°C で入側板厚をパラメータにした時の圧延直前の温度と圧延中の平均温度との差と圧下率の関係を示す。板厚が 15 mm 以下の薄板材では、圧下率が増大すると加工による発熱より圧延ロールとの接触による熱損失が大きく圧延直前の温度より圧延中の温度はさらに低下する。本実験では「圧延温度」を圧延中の平均温度と定めており、以上述べた板厚による圧延中の温度変化の結果を参考にして所定の圧延温度で熱間圧延ができるように圧延中の温度低下を考慮した圧延前の保持温度を設定した。

水冷後の供試材は研磨後、表面活性剤を含むピクリン酸水溶液で腐食し旧 γ 粒界を現出させた。 γ 粒度は JIS 規格に準じた比較法により、圧延材の圧延方向に平行でかつ板面に垂直な断面中心位置で測定しその平均値をと

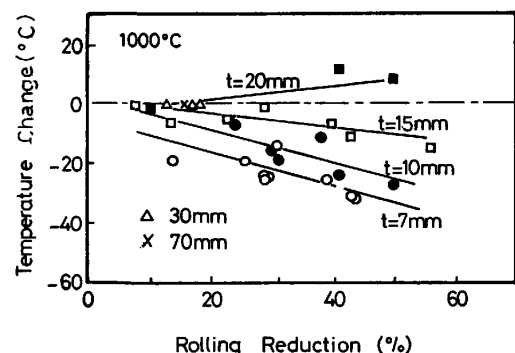


Fig. 1. Temperature change in 1 pass hot rolling.

つた。

3. 実験結果および考察

3.1 再結晶オーステナイト粒度におよぼす各種因子の影響

熱間圧延後の再結晶 γ 粒度については過去にいく例かの報告^{4)5)7)~9)} がなされているが、その多くは再結晶 γ 粒度と圧延温度、圧下率、初期粒度の関係を示したものであり、これ以外の因子を系統的に調査した報告⁴⁾ は少ない。しかしながら、熱間加工時の γ の再結晶挙動に歪み速度が影響を与えることは既に良く知られるところである⁶⁾¹¹⁾。ただし、圧延時の歪み速度は噛み込みから噛み出しまでの間に変化するためにこれを一義的に定義することはできない。また、変形量すなわち圧下率を変化させると歪み速度も変化する。このように圧延による変形の場合の歪み速度は引張りや圧縮変形の場合の歪み速度とその性質が若干異なるので、ここでは歪み速度でなく圧延歪み速度と呼ぶことにする。一般に圧延歪み速度 ($\bar{\epsilon}$) は圧延中の平均値として(1)式のように定められている¹²⁾。

$$\bar{\epsilon} = \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \cdot \sqrt{\frac{R'}{H_0}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \left\{ \dots\dots\dots (1) \right.$$

$$R' = \left\{ 1 + \frac{16(1-V)}{\pi \cdot E \cdot \Delta h \cdot B} \cdot P \right\} \cdot R \left. \right\}$$

ここで、 n : ロール回転速度 (rpm), r : 圧下率, H_0 : 入側板厚 (mm), Δh : 圧延による板厚減少量 (mm), B : 板幅 (mm), E : ロール材の縦弾性係数 (kgf/mm²), V : ロール材のポアソン比, P : 圧延荷重 (kgf), R : ロール半径 (mm) である。熱間圧延においては材料の変形が容易であり、圧延中のロールの扁平化はほとんど無視できることから扁平後のロール半径 R' の代わりに R をそのまま使用することができ、(1)式の圧延歪み速度は(2)式で与えられる¹³⁾。

$$\bar{\epsilon} = \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \cdot \sqrt{\frac{R}{H_0}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \dots\dots\dots (2)$$

熱間圧延時の再結晶挙動に歪み速度が関係するならば、(2)式の圧延歪み速度に係わる因子も熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度に重要な役割を担うと考えられる。そこで(2)式に含まれる因子と熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度の関係を調査した。

(1) 入側板厚の影響

鋼番 1 を用い、初期粒度 0 番, ロール回転速度 13 rpm, ロール半径 250 mm, 圧延温度 1 200, 1 100 および 1 050 °C の 1 パス圧延の場合について、入側板厚をパラメータにした際の再結晶 γ 粒度と圧下率の関係を Fig. 2 に

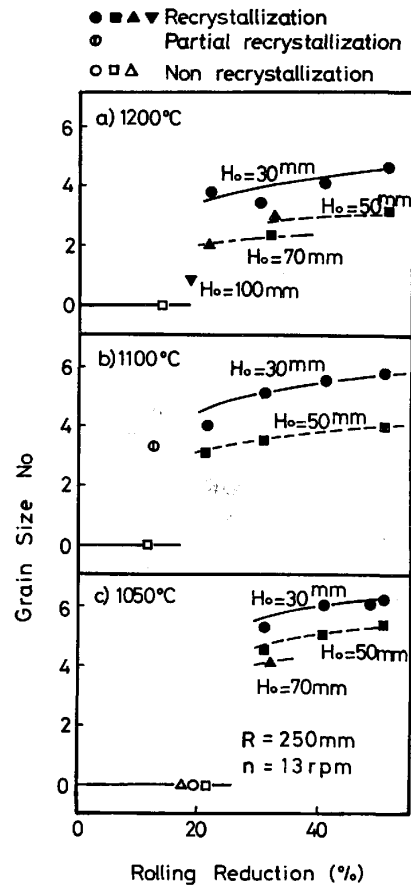


Fig. 2. Effect of specimen thickness, H_0 before reduction on recrystallized austenite grain size number in Steel No. 1 with initial grain size number of 0.

示す。これより同一圧下率であつても入側板厚を減少させるほど再結晶 γ は細粒化することがわかる。この事実は熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度が圧下率、圧延温度、初期粒度のみならず入側板厚にも支配されることを示す。圧延歪み速度の見地からこれを解釈すれば、板厚減少による圧延歪み速度の増大によつて再結晶 γ を細粒化できることを意味している。初期粒度が約 3 番の場合も Fig. 2 と同様な結果が得られた。

(2) ロール回転速度の影響

鋼番 1 を用い、入側板厚を 30 mm, ロール半径を 250 mm と一定とし、ロール回転速度を 13 rpm から 20 rpm と約 1.5 倍に上昇した時の再結晶 γ 粒度と圧下率の関係を Fig. 3 に示す。Fig. 3 からロール回転速度を速めることにより再結晶 γ が細粒になることがわかる。Fig. 4 (a) はロール回転速度が 13 rpm の下で入側板厚を 50 mm から 30 mm に減少させた場合の粒度増分と圧延温度の関係を、Fig. 4 (b) は入側板厚 30mm の下でロール回転速度を 13 rpm から 20 rpm に増大した場合の粒度増分と圧延温度の関係を示した。同図よりロ

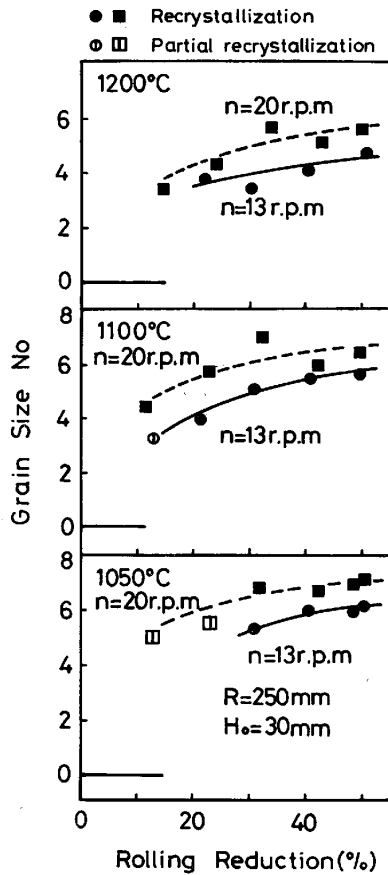


Fig. 3. Effect of roll speed, n on recrystallized austenite grain size number in Steel No. 1 with initial grain size number of 0.

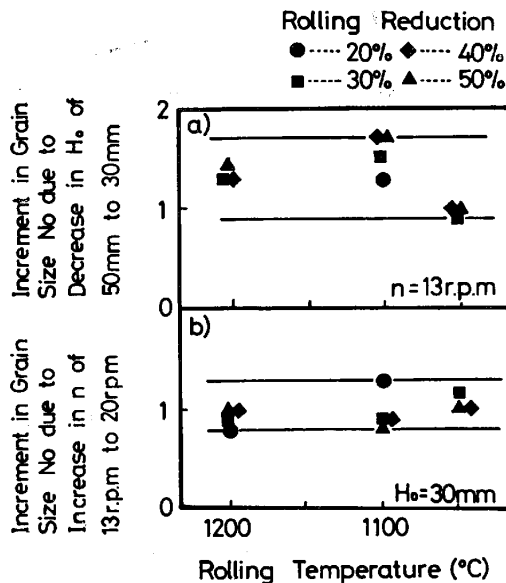


Fig. 4. Increment in recrystallized austenite grain size number due to decrease in H_0 of 50 mm to 30 mm (a) and increase in n of 13 rpm to 20 rpm (b) in Steel No. 1 with initial grain size number of 0.

ール回転速度の上昇や入側板厚減少による再結晶 γ の細粒化の程度は圧延温度や圧下率によつてほとんど変化し

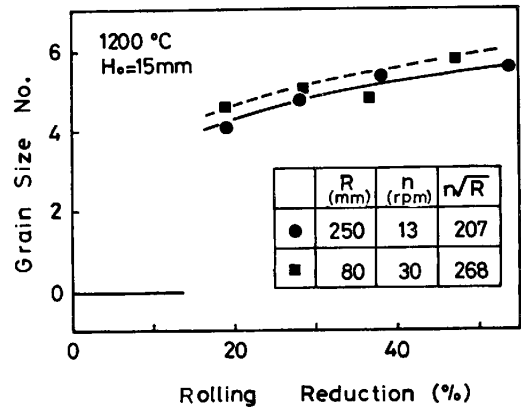


Fig. 5. Effect of roll radius, R and roll speed, n on recrystallized austenite grain size number in Steel No. 1 with initial grain size number of 0.

ないことがわかる。

(3) ロール半径の影響

ロール半径も圧延歪み速度を変える因子であるが、本実験ではロール回転速度とロール半径を独立に変える手段がなかったために、再結晶 γ 粒度におよぼすロール半径の影響のみを抽出することはできなかつた。そこで、便宜上、二つの熱間圧延機を使用しロール半径とロール回転速度を同時に変えた場合の圧下率に伴う再結晶 γ 粒度の変化を調べた。Fig. 5 にその結果を示す。本結果ではロール半径 (R) の効果のみを抽出することは難しい。そこで、 n と R を含めた $n\sqrt{R}$ の値で Fig. 5 の結果をみると、 $n\sqrt{R}$ が大きい $R=80$ mm の圧延機で圧延した場合の再結晶 γ 粒は $n\sqrt{R}$ が小さい $R=250$ mm の圧延機で圧延した場合のそれと比較して若干細かくなつている。この結果から、 n が同じであれば R の増大も γ の細粒化に寄与すると考えられる。

3.2 再結晶 γ 粒度におよぼす圧延歪み速度の影響とその定量化

過去の研究では熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度を圧下率、圧延温度および初期粒度との関係で調査した報告^{4) 5) 7) ~ 9)} が多いことは先にも述べたとおりである。しかし、入側板厚、ロール回転速度、ロール半径のような因子が変化する場合、Fig. 6 (a) に示すように所定の圧延温度 (1200°C)、初期粒度 (0 番) における圧延直後の再結晶 γ 粒度は圧下率と相関はあるが従来の研究結果に比べてかなりのばらつきを有している。したがつて、圧下率以外の圧延歪み速度に関する因子が変化する場合、再結晶 γ 粒度を圧下率で整理することは適当でないと考えられる。そこで圧下率に代わるものとして、圧延歪み速度に注目し Fig. 6 (a) における再結晶 γ 粒度を整理しなおした。Fig. 6 (b) に示すように再結晶

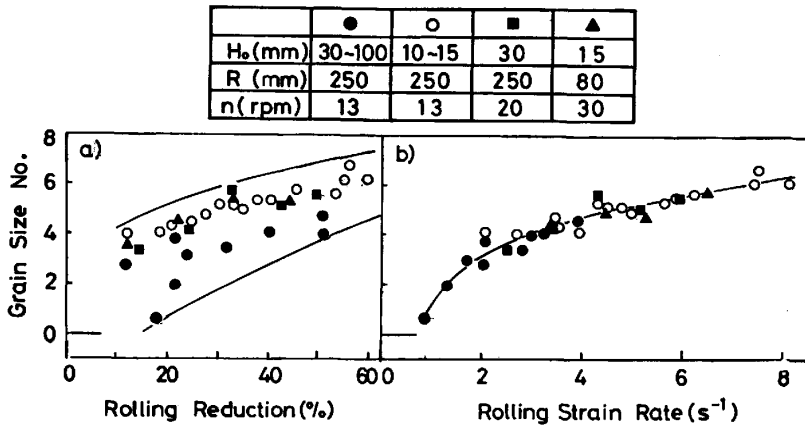


Fig. 6. Variation of recrystallized austenite grain size number as a function of rolling reduction (a) and rolling strain rate (b) at 1200°C in Steel No. 1 with initial grain size number of 0.

γ 粒度は圧延歪み速度で良く整理でき、粒度のばらつきは ± 0.6 以内である。さらに種々の圧延温度、初期粒度のもとで得られた再結晶 γ 粒度を圧延歪み速度についてプロットした場合においても再結晶 γ 粒度は圧延歪み速度と良い相関が得られた。また同一の歪み速度の下では初期 γ が細粒であるほど、圧延温度が低いほど微細な再結晶 γ が得られた (後述の Fig. 7 参照)。

熱間加工時の再結晶が動的プロセスに支配される場合、加工温度とともに歪み速度の影響を強く受け、その粒径は初期粒度や変形量によらず ZENER-HOLLOMON パラメータ、 $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(E/RT)$ 、 $\dot{\epsilon}$: 歪み速度、 T : 加工温度、 E, R : 常数) と相関があることは良く知られている⁶⁾¹¹⁾。本結果でも圧延歪み速度と再結晶 γ 粒度の間に良い相関はあるが、圧下率を通して圧延歪み速度を変化させた実験を含むために両者に良い相関があつても、この再結晶を動的過程に支配されるとは言い難い。むしろ、本実験における再結晶 γ 粒度が初期粒度依存性を示すことや以前の我々の研究⁷⁾ から本実験の γ 再結晶は静的再結晶の特徴を有しているものと考えられる。静的再結晶に支配される熱間加工後の再結晶 γ 粒径変化については既に SELLARS ら¹⁴⁾により論じられている。彼らは再結晶の駆動力が ZENER-HOLLOMON パラメータ (Z) と歪み量 (ϵ) によつて定まり、核形成位置の密度が初期粒径 (d_0) などに依存するものとして古典的再結晶理論から次式のような再結晶 γ 粒径 (d_{rex}) の推定式を導いた。

$$d_{rex} = A'' (1/\beta \ln Z/A)^{-2/3} \cdot \epsilon^{-1} \cdot d_0^{1/2} \quad (\epsilon < \epsilon_c) \quad \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 ϵ_c は動的再結晶が生ずる臨界の歪み量であり、この値以上では動的再結晶が支配的になる。また、 A'', A および β は常数である。(3)式の中にも歪み速度に関する項 ($\ln Z/A$) が含まれており、静的再結晶が生ずる熱間圧延条件においても圧延直後の再結晶 γ 粒

径が歪み速度に依存することは明らかなことと思われる。後に示すように我々の導出した粒度推定式には(3)式と異なり歪み量に関する圧下率が歪み速度と独立の因子として記述されていないが、これは先にも述べたように圧延歪み速度が圧下率を通して変化するため、Fig. 6 (a) に示すように再結晶 γ 粒度が圧下率に関係しないことではない。なお SELLARS らはパス間の粒成長も考慮した多パス圧延の各パスにおける粒径も予測しているが、1パス圧延および多パス圧延の場合とも実験結果は示されておらず実測値と計算値の比較、検討はなされていない。

本実験結果から、圧延直後の再結晶 γ 粒度と圧延歪み速度が良い対応を示すことがわかつた。この事実は板厚やロール半径等の因子を考慮した再結晶 γ 粒度の推定が圧延歪み速度を知ることによって可能なことを示している。そこで、再結晶 γ 粒度を推定する式を鋼番1について以下のようにして導出した。再結晶 γ 粒度番号 (N) は本結果より圧延歪み速度 ($\bar{\epsilon}$)、初期粒度番号 (N_0) および圧延温度 (T) の関数であり、これらの間には(4)式が成立する。

$$N = f(\bar{\epsilon}, T, N_0) \quad \dots \dots \dots (4)$$

Fig. 6 (b) に一例を示した再結晶 γ 粒度と圧延歪み速度の関係を一定の初期粒度、圧延温度の下で解析した結果、Table 3 に示すように N と $\bar{\epsilon}^{-1/2}$ の間に直線関係が成立し、その相関係数は 0.91 以上であることを見出した。すなわち、

(4)式は(5)式のように変換できる。

$$N = f_1(T, N_0) \cdot \bar{\epsilon}^{-1/2} + f_2(T, N_0) \quad \dots \dots \dots (5)$$

さらに Table 3 より、 N と $\bar{\epsilon}^{-1/2}$ の勾配 $f_1(T, N_0)$ は初期粒度、圧延温度にほとんど無関係でありほぼ等しい値を示すことから、 $f_1(T, N_0)$ を定数と考え、その値として Table 3 中の $\bar{\epsilon}^{-1/2}$ の係数の平均値を採用した。すなわち、

Table 3. Regression equation between recrystallized austenite grain size number, N and rolling strain rate, $\bar{\epsilon}$.

Rolling temp (°C)	Initial G.S.No (N_0)	Experimental equation	Correlation coefficient
1200	0	$N = -7.7\bar{\epsilon}^{-1/2} + 8.8$	0.95
	2.3	$N = -7.9\bar{\epsilon}^{-1/2} + 9.8$	0.97
1100	0	$N = -9.1\bar{\epsilon}^{-1/2} + 10.5$	0.96
	2.4, 3.4	$N = -8.2\bar{\epsilon}^{-1/2} + 10.6$ $N = -8.2\bar{\epsilon}^{-1/2} + 10.9$	0.96, 0.99
1050	0	$N = -8.8\bar{\epsilon}^{-1/2} + 10.7$	0.98
	2.9	$N = -8.0\bar{\epsilon}^{-1/2} + 11.2$	0.91

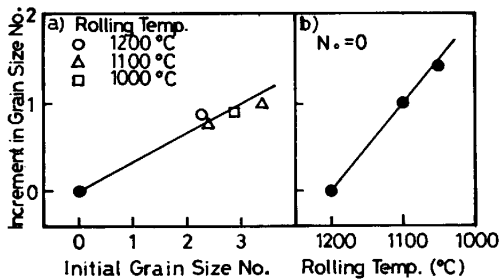


Fig. 7. Increment in recrystallized austenite grain size due to refinement of initial grain size (a) and decrease in rolling temperature (b).

$$f_1(T, N_0) = -8.3 \dots \dots \dots (6)$$

である。次に $f_2(T, N_0)$ を決定するためには圧延歪み速度が等しい条件下で T と N_0 による再結晶 γ 粒度変化を定量的に評価する必要がある。そこで、極力実験誤差を少なくするために圧延歪み速度の中間的な値である $\bar{\epsilon}^{-1/2} = 0.55$ において $f_2(T, N_0)$ を求めた。すなわち、 $N_0 = 0$ の時の再結晶 γ 粒度を基準とし、初期粒の細粒化に伴う再結晶 γ 粒度の変化量 ΔN を求めた。Fig. 7(a) に示すように初期粒の細粒化に伴う ΔN は圧延温度にほとんど依存せず $\Delta N \approx 0.33 N_0$ とし得るから $f_2(T, N_0)$ を (7) 式で与えた。

$$f_2(T, N_0) = 0.33 \cdot N_0 + f(T) \dots \dots \dots (7)$$

ところで著者らの研究⁸⁾によると約 1100°C 以上に加熱される通常の熱間圧延の場合、初期 γ が粒度 8 番以上の細粒になると再結晶 γ 粒度は初期粒度依存性を失い、9 番程度に収束する傾向がある。したがって、(7) 式の右辺の第 1 項は N_0 が約 8 番以上では一定値になると考えられる。Fig. 7 (b) には $\bar{\epsilon}^{-1/2} = 0.55$ における $T = 1200^\circ\text{C}$ の時の再結晶粒度を基準にした場合の圧延温度の低下に伴う再結晶 γ 粒度の変化量 ΔN を示す。 ΔN と T の間には直線関係が成立し $f(T)$ は次式のように表示される。

$$f(T) = 0.010 \cdot (1200 - T) + C \dots \dots \dots (8)$$

ここで C は定数であり、Table 3 中の初期粒度 0 番、圧

延温度 1200°C における最小自乗式の定数を C として採用すると C は (9) 式に示す値となる。

$$C = 8.8 \dots \dots \dots (9)$$

(5), (6), (7), (8) および (9) 式より、

$$N = -8.3 \cdot \bar{\epsilon}^{-1/2} + 0.33 N_0 + 0.010(1200 - T) + 8.8 \dots \dots \dots (10)$$

が得られる。また、 $\bar{\epsilon}$ は (2) 式で表されるので、

$$N = -8.3 \cdot \left\{ \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \cdot \sqrt{\frac{R}{H}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \right\}^{-1/2} + 0.33 N_0 + 0.010(1200 - T) + 8.8 \dots \dots \dots (11)$$

となる。また、1パス圧下率 70% 以上の高圧下になると初期 γ が細粒の場合と同様再結晶 γ 粒度が約 9 番に収れんする傾向を示す⁸⁾ ので、上式は 1パス圧下率 70% 未満、初期粒度 8 番未満の場合に適用可能である。また、後述するように 1000°C 未満の圧延においては同式は成立しない可能性がある。この実験式から求めた計算値を実測値と比較した結果の一例を Fig. 8 に示す。これより計算値と実測値の差は ± 0.8 番以内であり、本実験式により再結晶 γ 粒度が推定できることがわかる。

3.3 再結晶オーステナイト粒度におよぼす成分の影響

上記の結果は鋼番 1 の 0.042 wt% Nb 鋼の場合についてであるが、さらに Table 1 に示す添加元素を変えた 9 鋼種 (鋼番 2~10) について得られた再結晶 γ 粒度の実測値と (10) 式で表される実験式から求めた計算値との比較を試みた。

これら鋼種の圧延条件は、加熱温度 1200°C、圧延温度 1200, 1100 および 1050°C であり、1100°C 圧延では初期粒度を 2 水準に変えている。Fig. 9 に 1200°C 圧延の例を示すが C, Mn, Nb 量の変化および V, Mo の添加によらず再結晶 γ 粒度は (10) 式による計算値と良く一致する。Fig. 10 は今まで述べてきた各種鋼 (鋼番 1~10) の結果に Table 2 に成分範囲を示した Ti 添加

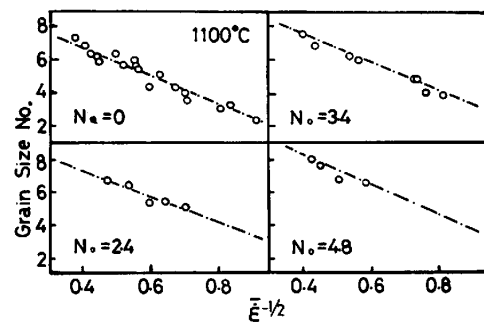


Fig. 8. Effect of rolling strain rate, $\bar{\epsilon}$ on recrystallized austenite grain size at 1100°C in Steel No. 1. N_0 is initial grain size number. Dot-dash line is calculated grain size number from equation.

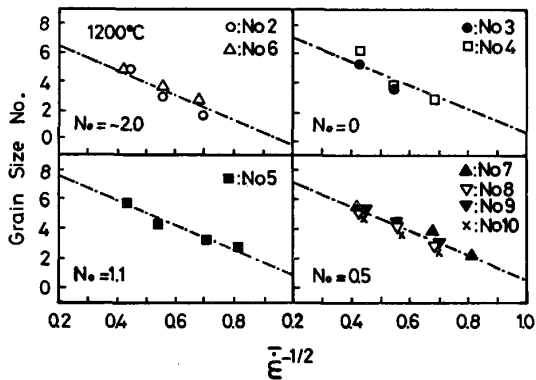


Fig. 9. Effect of rolling strain rate, $\bar{\epsilon}$ on recrystallized austenite grain size at 1200°C in Steel No. 2 to 10.

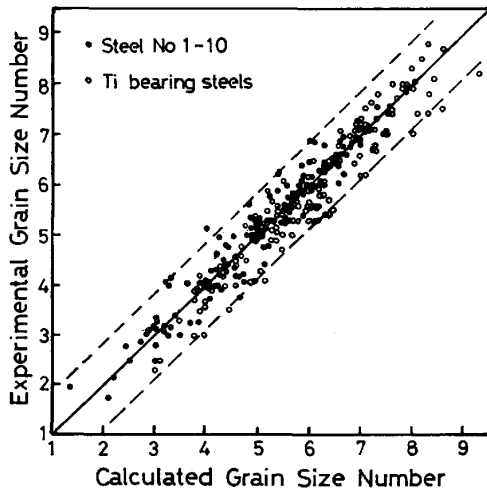


Fig. 10. Relationship between experimental recrystallized austenite grain number and calculated recrystallized austenite grain size number from equation (10) in Steel No. 1 to 10 and titanium bearing steels.

鋼を加えて再結晶 γ 粒度の実測値と(10)式による計算値の関係を示したものである。Ti 添加鋼の圧延条件は圧延温度 1200, 1100 および 1000°C, 初期粒度 $-0.3 \sim 6.7$ 番, 圧延歪み速度 $2.2 \sim 6.3 \text{ s}^{-1}$ である。図中白丸は Ti 添加鋼, 黒丸はそれ以外の鋼の結果である。これより各種 Ti 添加鋼についても ± 0.8 以内で計算値は実測値に一致することがわかる。

一般に熱間圧延後短時間に再結晶しない温度域における静的再結晶に, 炭化物形成元素, 特に Nb が再結晶を著しく抑制すること¹⁵⁾ や圧延直後に γ が再結晶しない上限温度に Nb¹⁶⁾, Mo¹⁷⁾, Ti 量¹⁸⁾ が影響を与えることは知られている。しかしながら, 本結果のように 1000°C 以上の温度において圧延直後に γ が再結晶する場合, これら合金元素が再結晶 γ 粒度に影響を与えないことは, 圧延中に NbC などの動的析出や Mo の固溶に

よる粒成長抑制効果が認められないことを意味し, γ 中の Fe の自己拡散によつて再結晶が支配されると考えられよう。ただし, 1000°C 未満の温度になると圧延中に NbC や TiC などの動的析出が生じ¹⁹⁾, 再結晶 γ 粒度に Nb, Ti などの成分の影響が認められる可能性は十分考えられる。以上より各種合金元素は本実験温度範囲における圧延中の γ 再結晶挙動に影響を与えないと考えられるが, これら元素は加熱 γ 粒度すなわち(10)式中の初期粒度に影響を与えるので初期粒度 N_0 を通して再結晶 γ 粒度に影響をおよぼす。したがつて, 1000°C 以上の圧延において微細な再結晶 γ を得ようとするれば成分設計上は加熱 γ を細粒にできる合金元素を適量添加することが必要であり, 1200°C のような高温でも加熱 γ を細粒にできる Ti は極めて有力な添加元素である²⁰⁾。

4. 結 言

Nb 添加鋼を基本供試材として熱間圧延直後の再結晶 γ 粒度を支配する各種因子と成分の影響を検討し次のような結果を得た。

1) 1000°C 以上の圧延において再結晶 γ 粒度は圧下率, 圧延温度, 初期粒度以外にロール回転速度や入側板厚に関係し, ロール回転速度の増加や入側板厚の減少により再結晶 γ 粒は細粒化する。

2) 圧下率, ロール回転速度, ロール半径および入側板厚は圧延歪み速度の変数であり, 圧延歪み速度の増大によつて再結晶 γ 粒は細粒化する。

3) 1000°C 以上の圧延温度における再結晶 γ 粒度番号 (N) は C, Mn, Nb, V, Mo, Ti 量によらず次の実験式で良く整理できることがわかつた。

$$N = -8.3 \left\{ \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \cdot \sqrt{\frac{R}{H_0}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \right\}^{-1/2} + 0.33N_0 + 0.010(1200 - T) + 8.8$$

ここで n : ロール回転速度 (rpm), r : 圧下率, R : ロール半径 (mm), H_0 : 入側板厚 (mm), N_0 : 初期粒度番号, T : 圧延温度 (°C) である。上式において成分項を含まないことは本実験範囲内の圧延中の γ 再結晶過程に NbC などの動的析出や Mo などの固溶による結晶粒成長抑制効果が関係していないことを意味するものであり, 成分の影響は初期粒度を通して再結晶 γ 粒度に影響を与えるものと考えられる。

文 献

- 1) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 60 (1974), S 558
- 2) 町田正弘, 勝亦正昭, 梶 晴男: 鉄と鋼, 62 (1976), S212
- 3) 町田正弘, 川田昭二, 勝亦正昭, 秋山憲昭: 鉄と鋼, 67 (1981), A223

- 4) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究 (1976) 289, p. 43
- 5) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI and T. OKITA: Microalloying 75 (1977), p. 136 [Union Carbide Corp., New York, N. Y.]
- 6) 作井誠太, 酒井 拓: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 285
- 7) 梶 晴男, 町田正弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, 64 (1978), A219
- 8) M. KATSUMATA, M. MACHIDA and H. KAJI: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite (1981), p. 101 [AIME]
- 9) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑綽久: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 4, p. 34
- 10) 小林 洋: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 828
- 11) H. J. MCQUEEN: J. Met., 20 (1968) 4, p. 31
- 12) P. B. SIMS: Proc. Inst. Mech. Engr., 168 (1954), p. 191
- 13) 志田 茂: 塑性と加工, 7 (1966), p. 424
- 14) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 187
- 15) 大森靖也: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 1164
- 16) 松倉亀雄, 佐藤一昭: 鉄と鋼, 64 (1978), S 720
- 17) 関根 寛: 第 86・87 回西山記念技術講座(1982) (日本鉄鋼協会編)
- 18) 町田正弘, 勝亦正昭: 未発表
- 19) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., 13 (1979), p. 238
- 20) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1209