

論文

レール鋼の強度、延性および靱性に及ぼす
オーステナイト低温域圧延の効果

和田 典 巳*・福田 耕 三*

Effect of Rolling in Low Temperature Austenite Region on Strength, Ductility and Toughness of Rail Steels

Tsunemi WADA and Kozo FUKUDA

Synopsis:

For the purpose of improving the ductility and toughness of pearlitic eutectoid steel, such as rail steel, controlled-rolling was carried out. In this paper, controlled-rolling means the rolling in low temperature austenite (γ) region. The effects of rolling conditions and alloy additions on the microstructure and mechanical properties were investigated.

The results are summarized as follows:

- (1) γ grains of the eutectoid steels controlled-rolled are refined or elongated, consequently, pearlite colonies become refined.
- (2) Also in eutectoid steel, the addition of Nb and V has a retardation effect on recrystallization. Cr addition also has the effect a little. Si addition does not show any such effects.
- (3) The nucleation rate of $\gamma \rightarrow$ pearlite transformation in the unrecrystallized γ grain boundaries is higher than that in the recrystallized ones.
- (4) As for eutectoid steel, in general, the ductility and the toughness increase accompanying with decrease in yield strength accordingly as the controlled-rolling intensifies more. Only the steel to which Nb was added shows an improvement in ductility and toughness without a decrease in strength.
- (5) Si addition improves the fracture toughness markedly.
- (6) The combination of the complex addition of Nb, Si and the intensified controlled-rolling is effective for the improvement of ductility and toughness of rail steels.

Key words: rail steel; high carbon steel; controlled-rolling; micro-alloying; phase transformation; recrystallization; strength; ductility; toughness.

1. 緒 言

従来、レール鋼（パーライト鋼）では、耐摩耗、耐疲労性の観点より高炭素、高強度であることが必要とされ、延靱性に対する要求はほとんどなかった。しかし、最近アメリカで大きな脱線事故を経験するに至り、レール鋼の延靱性に対する関心が高まってきた。レール製造に当たって、絞り値、シャルピー衝撃吸収エネルギー値、 K_{IC} 値等が要求される場合が多くなっている。

鋼の延靱性向上の一手段として、制御圧延（本報告において、制御圧延とはオーステナイト(γ)領域での低温圧延を意味する）が挙げられる。鋼の組織、機械的性質に及ぼす制御圧延の影響については、低炭素鋼厚板を中

心に数多くの研究がなされてきた。しかし、レール鋼のような高炭素パーライト鋼におけるそれは数少ない^{1)~3)}。また、低炭素鋼の基礎的知見を応用できない面もある。低炭素鋼では、制御圧延を行うことにより強靱化が達成されるのに対し、高炭素鋼では高延靱性化は成されても強度が低下することが報告されている³⁾。そこで、本研究は高炭素パーライト鋼における制御圧延の効果について下記の3項目の基礎的知見を得ることを目的とし、レールに対し強度、延靱性を向上させるのに有効な制御圧延条件について検討した。

- 1) $\gamma \rightarrow$ パーライト変態に及ぼす制御圧延の影響 (γ の再結晶挙動とパーライト変態の関係等)
- 2) 強度、延性、靱性に及ぼす制御圧延の影響

昭和 61 年 8 月 1 日受付 (Received Aug. 1, 1986)

* 日本鋼管(株)鉄鋼研究所福山研究所 (Fukuyama Research Laboratories, Steel Research Center, Nippon Kokan K. K., 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

Table 1. Chemical compositions of specimens (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	sol. Al	T. N
BA	0.779	tr.	1.00	0.005	0.005	tr.	tr.	tr.	0.020	0.0020
Nb	0.811	tr.	1.00	5	4	tr.	tr.	0.018	27	17
V	0.810	tr.	1.00	5	4	tr.	0.10	tr.	31	21
Cr	0.788	tr.	0.98	5	4	0.92	tr.	tr.	29	22
Cr+Nb	0.781	tr.	1.01	5	4	0.97	tr.	0.021	27	13
Si	0.772	0.98	1.03	2	3	tr.	tr.	tr.	29	31
Si+Nb	0.789	1.00	1.05	2	3	tr.	tr.	0.021	28	36

Table 2. Pass schedules of S1~S6 rollings.

Pass	R.F.*	9	10	11	12	13	14
Roll gap (mm)	(140)→	50	39	29	23	19	15
Reduction (%)	≈ 10/pass		22	26	20	17	21
Temp. (°C)							
S 1	1280→	1060	1040	1020	1000	980	960
S 2	1280→	1060	990	970	950	930	910
S 3	1280→	1060	940	920	900	880	860
S 4	1280→	1060	890	870	850	830	810
S 5	1280→	1060	840	820	800	780	760
S 6	1280→	1060	790	770	750	730	710

20°C pitch

Delay

*R.F.; Reheating furnace

3) 1), 2) に対する合金元素の影響

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。0.8 wt% C-1.0 wt% Mn 系（典型的レール成分より Si を無添加とした鋼）を基本鋼（BA 鋼）として Nb, V, Cr, Si を単独添加した鋼及び Cr, Si と Nb を複合添加した鋼（Cr+Nb 鋼, Si+Nb 鋼）の計 7 鋼種の実験室真空溶解鋼である。

上記 7 鋼種の鋼片に実験室圧延機にて分塊圧延、制御圧延を施した。制御圧延のパススケジュールを Table 2 に示す。圧延温度は板厚中央に撃ち込んだ CA 熱電対により管理し、圧延仕上温度を変えることで 6 水準の制御圧延を行った。鋼片加熱条件は、通常のレール圧延と同様、1280°C×1 h とした。初期鋼片厚 140 mm から仕上げ厚 15 mm まで 14 パスとした。9 パスまでは、どの圧延水準においても同じ条件で圧延し、9 パス終了後待機させ、Table 2 中に示す温度になると圧延を再開した。S1 圧延が最も高温仕上がりで、S1 から S6 になるほどより低温仕上がりとし、S6 圧延では 710°C 仕上がりとした。各パスでの圧下率は、レールカリバー圧延の減面率を参考に組んだものであり、1~9 パスでは 10% 前後の圧下率とし、10~14 パスでは 20% 前後の圧下率とした。

圧延後の冷却は放冷とし、上記熱電対で放冷中も鋼材の温度計測を継続し、変態温度を測定した。また、14 パス終了後、ただちに鋼材の一部を切断し、800°C 以下

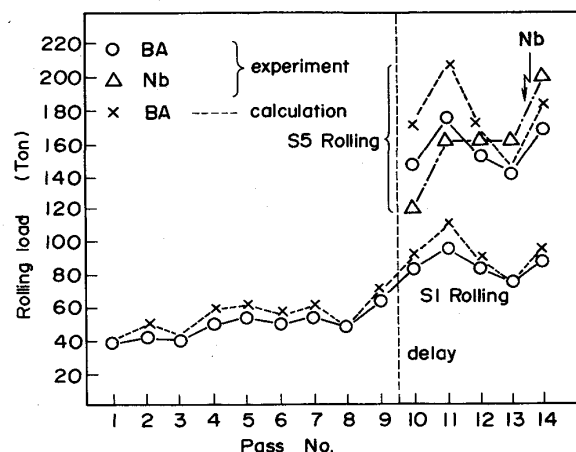


Fig. 1. Variation of rolling load under S1 and S5 condition.

になるのを待つて切断鋼材を一端焼入れし、圧延終了時の γ 粒の状態を観察した。材料試験としては、引張試験（JIS 4 号相当 6 ϕ 引張試験片）、2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験、 K_{IC} 試験（15 B×30 W×120 span 曲げ試験片、ASTM-E339 に準拠）を行った。各試験片とも圧延方向に採取した。圧延集合組織の形成を調べるために、X線回折強度より P 値を求めた。

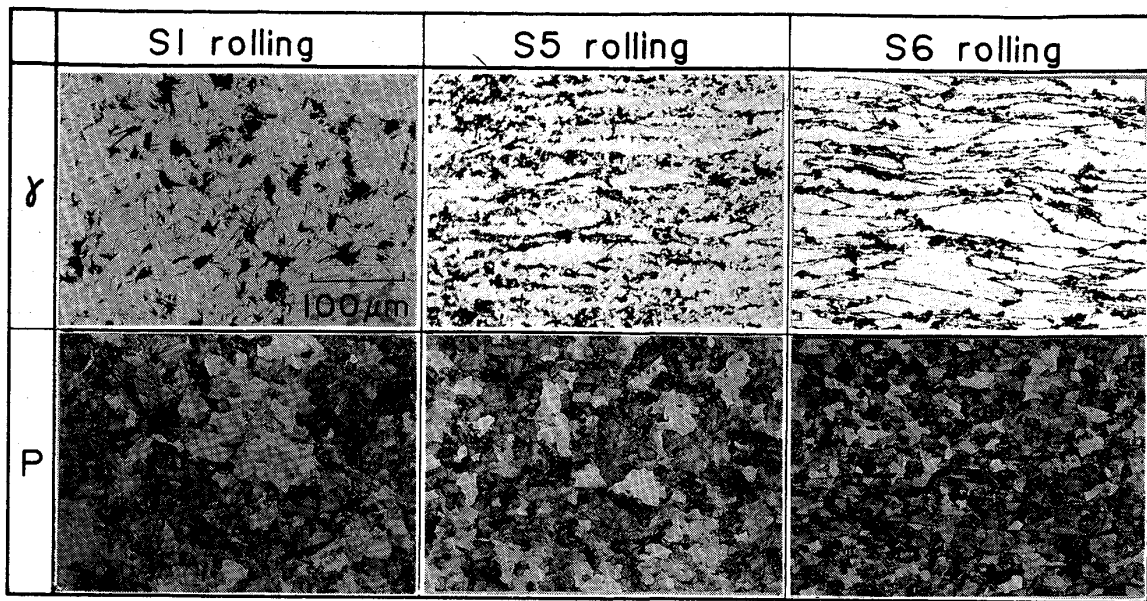
3. 結果

3.1 圧延荷重の変化

Fig. 1 に BA 鋼および Nb 鋼における各パスでの圧延荷重を示す。同時に、圧延荷重予測計算結果^{4)~7)} も図示している。S5 圧延は低温圧延であるため、S1 圧延の約 2 倍の圧延荷重となつている。Fig. 1 で注目される点は、Nb 鋼の S5 圧延 11~14 パスの圧延荷重の挙動である。BA 鋼の値は、予測値と同様の挙動を示し、11~13 パスでは圧下率の減少のために低下しているが、Nb 鋼では低下していない。このことは、Nb 鋼では 11 パスから未再結晶域の圧延となり加工硬化が累積していることを示している。このため、Nb 鋼の 14 パス目の圧延荷重は、BA 鋼の 1.2 倍の値になつている。

3.2 制御圧延におけるミクロ組織

1280°C×1 h 加熱後一端焼入れを行い出炉状態での γ



γ : Austenite, P : Pearlite

Rolling direction

Photo. 1. Effect of rolling condition on microstructure of Cr steel (Longitudinal section, 1/4 w, 1/2 t).

粒径を測定すると、全鋼種とも有意ある差は見出されず 1.2 mm 前後の値であった。

Photo. 1 は、制御圧延水準のミクロ組織に及ぼす影響を Cr 鋼について見たものである。Cr 鋼の L 断面 1/4 t における圧延後の γ 組織と変態後のパーライト組織である。S1~S4 圧延まで γ 粒は、ポリゴナルな状態になっており、圧延後再結晶している。低温圧延である S5, S6 圧延において、γ 粒は圧延方向に伸長した粒になっている。また、その伸長度合は S6 圧延の方が大きくなっている。一方、変態後のパーライト組織は、S1 圧延から S6 圧延になるに従って細かい組織となっている。特に、S5, S6 圧延では、パーライトコロニーも圧延方向にやや伸長している。変態後のパーライト組織は γ 粒の状態に大きく影響される。なお、本論文において、フェライト結晶方位が同じ領域をパーライトコロニーと定義し、ナイトール腐食で同じ色合いに腐食される部分をさす。

Photo. 2 は、制御圧延と鋼種間の組織の差について見たもので、S4 圧延における結果である。γ 粒を見ると、Nb 鋼及び V 鋼では伸長粒となっている。BA 鋼及び Cr 鋼では、ポリゴナルな γ 粒となっており、その粒サイズは Cr 鋼の方が細くなっている。変態後のパーライトコロニーも、γ 粒の形状、大きさの傾向を受け継ぎ、Nb 鋼、V 鋼では圧延方向に伸長しており、BA 鋼では粗い状態になっている。制御圧延の効果は添加元素

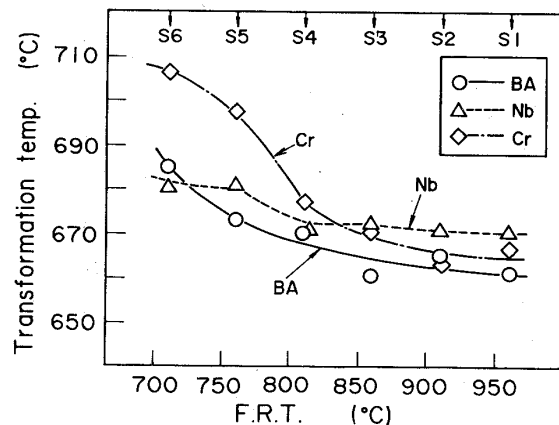


Fig. 2. Relationship between finishing rolling temperature and γ→P transformation temperature.

の影響を強く受けている。

3.3 γ→パーライト(P)変態温度に及ぼす圧延仕上温度の影響

γ→P 変態温度に及ぼす制御圧延水準の影響について調べるために圧延終了後も鋼材温度を計測し、変態発熱現象開始温度をもつて γ→P 変態温度とした。その結果を Fig. 2 に示す。各鋼種とも、仕上温度が低温になるに従い γ→P 変態温度は高くなる。

3.4 機械的性質に及ぼす圧延仕上温度の影響及び合金元素の効果

3.4.1 強度と延性

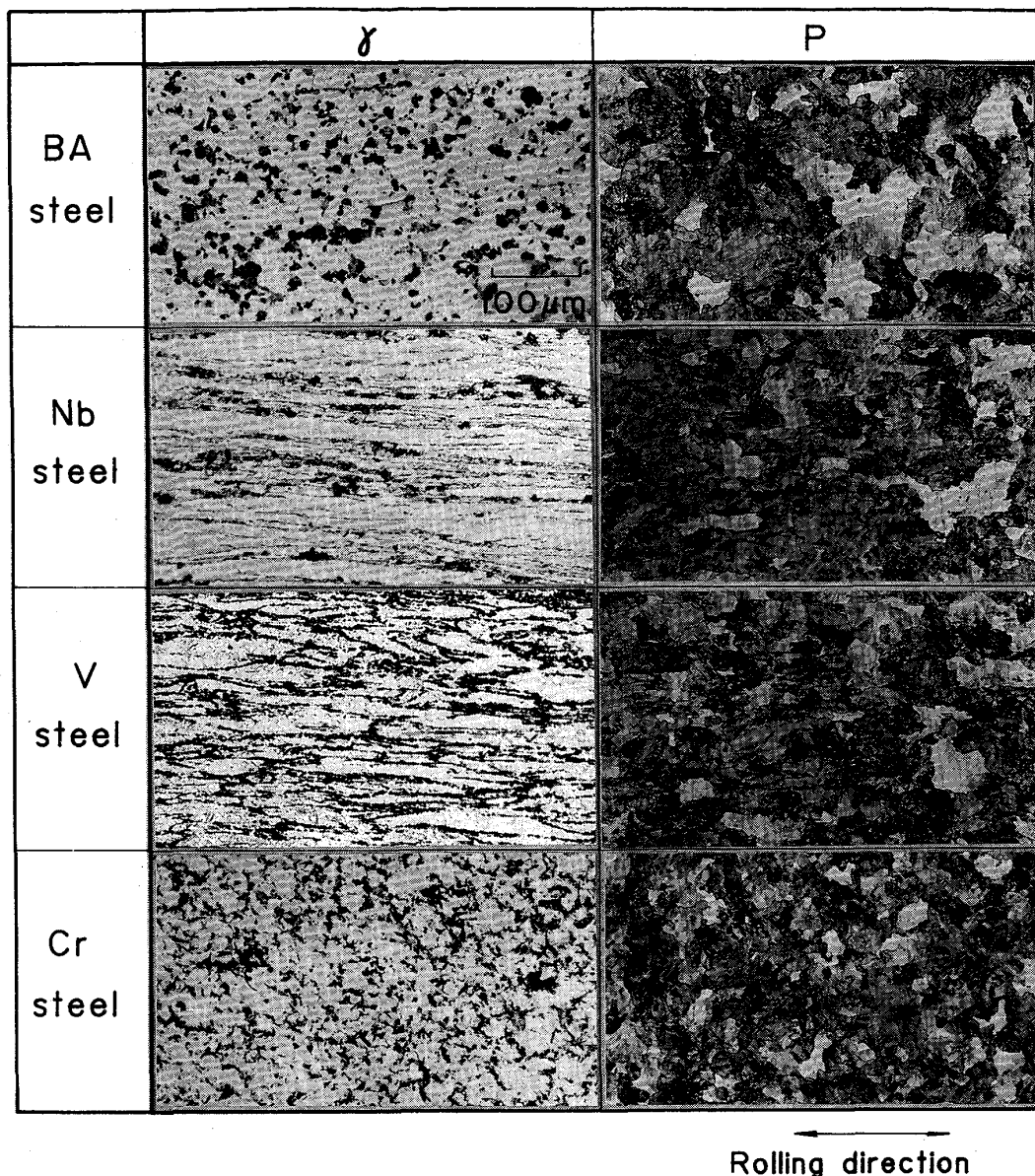


Photo. 2. Effect of alloy additions on microstructure of specimens rolled under S4 condition (Longitudinal section, $1/4 w$, $1/2 t$).

圧延仕上温度(F.R.T.)と0.2%耐力(Y.S.), 絞り値(R.A.)の関係を Fig. 3 に示す⁸⁾⁹⁾. BA 鋼, Si 鋼, V 鋼, Cr 鋼, Cr+Nb 鋼では, 圧延仕上温度が低くなるのに従って, 強度は低下する. 一方, Nb 鋼, Si+Nb 鋼では, 圧延仕上温度が低くなるのに従って, 若干であるが強度は上昇する. 前者については, 前述の $\gamma \rightarrow P$ 変態温度より説明される. 圧延仕上温度が低くなるに従って, $\gamma \rightarrow P$ 変態温度が上昇し過冷度(ΔT)が小さくなる. その結果, ラメラ間隔(S)が広くなり¹⁰⁾ 強度(σ)が低下した¹¹⁾と考えられる. ($S \propto 1/\Delta T$, $\sigma = \sigma_0 + K \cdot S^{-1/2}$) 後者については, $\gamma \rightarrow P$ 変態温度上昇による強度低下分を上

回る強化因子を考える必要がある. Nb 添加鋼であることから, Nb の炭窒化物(Nb(CN))の析出に関係していると推定される. Nb(CN)の加工誘起析出は 900°C 付近の加工で最も促進され, そのため強化に寄与する低温で生成する Nb(CN)の析出量が減少し強度が低下することが知られている¹²⁾. 本実験室圧延の S5, S6 圧延などでは, 材料は 900°C 付近の変形を受けていないため加工誘起析出による Nb の消費が少なく, 析出強化が有効に作用したと考えられる.

絞り値については, 全鋼種とも, 圧延仕上温度が低くなるに従って上昇する. 圧延仕上温度の低下とともに γ

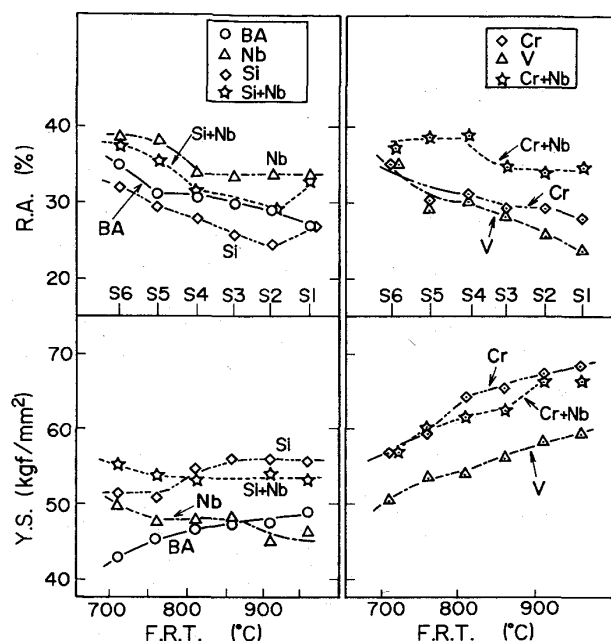


Fig. 3. Effect of finishing rolling temperature (F.R.T.) on 0.2% proof stress (Y.S.) and reduction of area (R.A.).

粒が細粒化あるいは伸長粒化し、変態後のパーライトコロニーが細粒化したためと考えられる¹³⁾¹⁴⁾。

次に各合金元素の効果について述べる。Nb 鋼では低温圧延しても強度の低下なく絞り値が改善される。S6 圧延では、BA 鋼に比較して強度、延性とも優れている。また、全圧延水準において、絞り値が高い。これは、Nb の再結晶抑制作用を通しての γ 粒細粒化、伸長粒化によるものと推定される。Si 鋼では、BA 鋼より高い強度を示すものの、絞り値が劣っている。Si+Nb 鋼においては、Si による強度上昇に加え低温圧延では Nb による強化も寄与している。また、Nb による延性改善効果がある。V 鋼、Cr 鋼では、BA 鋼と比較して強度上昇が見られるが延性改善効果は見られない。Cr+Nb 鋼では、Cr と Nb の効果が見られる。Cr による強度上昇（この鋼では Nb の強化への寄与は認められない）と Nb による延性改善効果がある。

3.4.2 靱性

(1) シャルピー衝撃試験結果

全鋼種とも圧延仕上温度が低くなるに従って、 T_{rs} は低下する。S1 圧延→S6 圧延と低温圧延することにより、約 40°C 低下する。しかし、S6 圧延でも $T_{rs} > 100^\circ\text{C}$ の状態であり、室温では 100% 脆性破面である。

圧延仕上温度と 0°C でのシャルピー吸収エネルギー (E_0) の関係を Fig. 4 に示す。BA 鋼、Nb 鋼において、

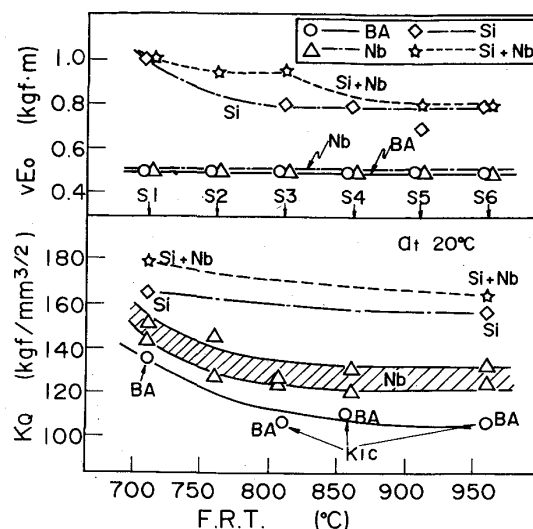


Fig. 4. Effect of F.R.T. on E_0 and K_Q .

圧延仕上温度が低くなくても E_0 は向上せず、0.5 kgf·m のままである。1.0 wt% Si を添加すると、S1～S3 圧延水準で $E_0 = 0.8$ kgf·m のレベルまで向上する。更に、S6 圧延のような低温圧延を行うと $E_0 = 1.0$ kgf·m に達する。なお、Fig. 4 中には省略したが、V 鋼、Cr 鋼、Cr+Nb 鋼は BA 鋼と同じく $E_0 = 0.5$ kgf·m であった。

(2) 平面ひずみ破壊靱性値 (K_{IC})

圧延仕上温度と平面ひずみ破壊靱性候補値 (K_Q) の関係を Fig. 4 に示す。本実験では、Fig. 4 中に K_{IC} と明示しているもの以外、平面ひずみ状態とみなせる板厚条件を満足できず $K_Q \neq K_{IC}$ の判定となつた。しかし、その変位-荷重曲線を見ると K_Q は直線的な上昇中にポップインした時の値であるため、 K_{IC} 値に近い値と考えられる¹⁵⁾。BA 鋼、Nb 鋼において、 E_0 が圧延仕上温度に依存せず一定であつたが、 K_Q 値は圧延仕上温度の低下に従って向上する。また、S1～S4 圧延における BA 鋼の値が 110 kgf/mm^{3/2} 前後の値であるのに対し、0.02 wt% Nb を添加すると約 15 kgf/mm^{3/2} 程度向上する。BA 鋼より高い E_0 を示した Si 鋼、Si+Nb 鋼では、155～180 kgf/mm^{3/2} というパーライト鋼としては非常に高い値を示した。1.0 wt% Si を添加することにより明らかに L 方向の靱性は改善される。

4. 考 察

4.1 未再結晶 γ 域の推定

Photo. 1, 2 に示したように伸長した γ 粒から変態したパーライトは細粒であり、Fig. 3, 4 に示したように高い延靱性を有する。よって、連続圧延において、 γ が

どのパス以降再結晶せず伸長粒化してきたかを知ることが重要であると考え、そこで、Photo. 1, 2 のような未再結晶 γ 粒の伸長率から上記のことを推定する。また、それにより合金元素の再結晶抑制作用を比較する。

4.1.1 推定のためのモデル化

上記推定のために次に示す γ 粒のモデル化を行った。

(1) 再結晶粒……球とする。

(2) 未再結晶粒……空間楕円体とする。球が圧延により引き延ばされたものとして板圧延の経験式を適用した。

それらを図式化したものが Fig. 5 である。Fig. 5 中の円は、未再結晶域の圧延に入る直前の再結晶粒（連続圧延における最後の再結晶粒）を意味している。その半径を R とする。また、二つの楕円は、空間楕円体にモデル化された未再結晶粒の L , C 面への投影図である。半径 R の球が圧延により、圧延方向、幅方向に延ばされ厚さ方向につぶされたことを示している。その軸長を A , B , C とし、伸長率 E を $E=A/C$ と定義する。

C は圧下率 r (未再結晶域での total 圧下率) により次式のように表現できる。

$$r = (R - C) / R \therefore C = R(1 - r) \dots (1)$$

幅広がり量 DB が圧下量 DH の $1/3$ という板圧延の関係⁵⁾を適用することにより、 B は次のように表現できる。

$$DB = DH / 3 = 2(R - C) / 3 = 2/3 r \cdot R$$

$$\therefore B = R + DB / 2 = R(1 + r/3) \dots (2)$$

再結晶しない限り結晶粒の体積 v は一定ということより、 A は次のように表現できる。

$$v = (4\pi/3)ABC = 4\pi R^3/3$$

$$\therefore A = R / (1 + r/3)(1 - r) \dots (3)$$

伸長率の定義式 $E=A/C$ に式(1), (3)を代入すると、

次のように E は r だけの関数となる。

$$E = A/C = 1 / (1 + r/3)(1 - r)^2 \dots (4)$$

一方、 E は Photo. 2, 3 に示したように L 面の γ のミクロ写真より測定できる。よつて、 r は式(4)の3次方程式の解を求めることにより得られる。また、各パスからの total 圧下率 $\{=(\text{あるパス入側板厚}-\text{仕上板厚})/\text{あるパス入側板厚}\}$ は、パススケジュールより既知である。式(4)より求めた r と各パスからの total 圧下率を比較することで未再結晶域に入つた最初のパス No. が推定できる。

4.1.2 推定結果

未再結晶域の推定結果を Fig. 6 に示す。横軸に圧延水準、左縦軸に伸長率、右縦軸に未再結晶域での total 圧下率 r 、その右に対応するパス No. を示している。たとえば、Cr 鋼に S5 圧延を施した場合、 E は 3.9 と測定され、式(4)より r は 0.53 となる。対応するパス No. は 12 ということより 12 パス目から未再結晶域に入つたということを示している。

S1~S3 圧延では、全鋼種とも仕上圧延後再結晶している。S4 圧延から、Nb 鋼、V 鋼、Cr+Nb 鋼などは、未再結晶域の圧延を受けている。Cr 鋼では S5 圧延から未再結晶域の圧延が存在し、12 パス目からと推定される。S6 圧延では、全鋼種に未再結晶域の圧延が存在している。Nb 鋼、V 鋼、Cr 鋼などは待機後あるいは 11 パス目から未再結晶域の圧延を受けている。また、S5 圧延の Nb 鋼の未再結晶域に対するこのモデルからの推定と、3.1 項に示した圧延荷重の上昇と一致する結果となつている。上記のことから、合金元素の持つ再結晶抑制作用の強さの順は、Nb>V>Cr であることがわかる。共析鋼においても Nb の再結晶抑制作用が著しい

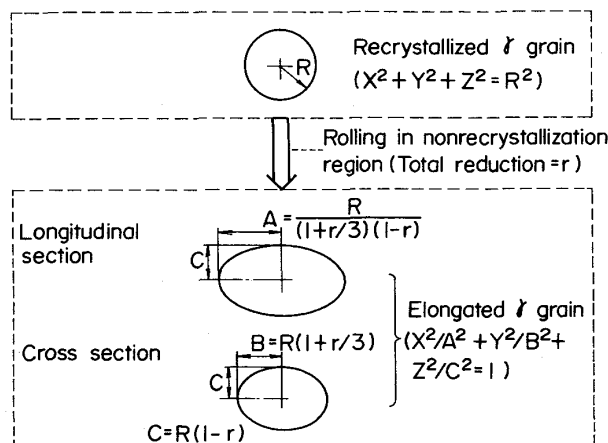


Fig. 5. Model of recrystallized γ grain and elongated γ grain.

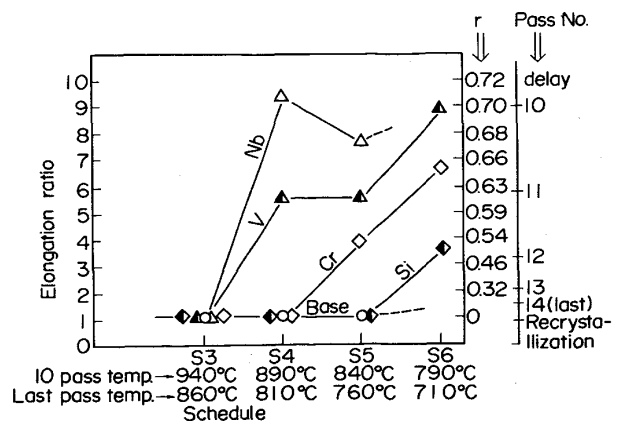


Fig. 6. Effect of alloy additions on recrystallization. Marks show the pass where γ grains began to elongate.

こと, Cr も再結晶抑制作用を持つこと, Si は再結晶抑制作用をほとんど持たないことが見出された。

4.2 制御圧延と $\gamma \rightarrow P$ 変態核生成の関係

γ 粒界や変形帯などの優先核生成サイト面積が増加すると単位体積当たりの核生成速度が増加し, それによつて $\gamma \rightarrow P$ 変態温度が上昇することはすでに低炭素鋼で知られている。また, 低温圧延すると γ 粒内に変形帯が導入され, その界面が γ 粒界と同等の核生成サイトとして作用すると言われている¹⁶⁾。本実験においても, このことを確かめるために, Photo. 1, 2 に例を示したように低温圧延後 γ 状態から一端焼入れを施し, 未再結晶域から一部パーライト変態した試料について詳細にミクロ組織観察を行った。しかし, γ 粒内での核生成は介在物界面以外ほとんど観察されず, また, 焼入れされたマルテンサイト組織中にも変形帯の存在を示す状態はほとんど認められず, 大多数は γ 粒界に核生成していた。本圧延材においては, 変形帯はほとんど存在せずパーライトの優先核生成サイトとして γ 粒界が支配的役割をしている。そこで, $\gamma \rightarrow P$ 変態温度と γ 粒界面積の関係について検討してみた。

Fig. 7 に Cr 鋼における $\gamma \rightarrow P$ 変態温度と単位体積当たりの γ 粒界面積の関係について示す。制御圧延材並びに再加熱材¹⁷⁾ (圧延材と同じ冷却速度である) の結果である。なお, γ 粒界面積の計算にあたって, 4.1 と同様, ポリゴナル粒を球, 伸長粒を空間楕円体として計算した。また, Cr 鋼を選んだ理由は, Fig. 7 中に示した CCT 図から理解されるように, Cr 鋼が最も焼入性が高く放冷速度で Nose の近くを通過するため少しの CCT カーブの左移動でも大きく変態温度が上昇するので, $\gamma \rightarrow P$

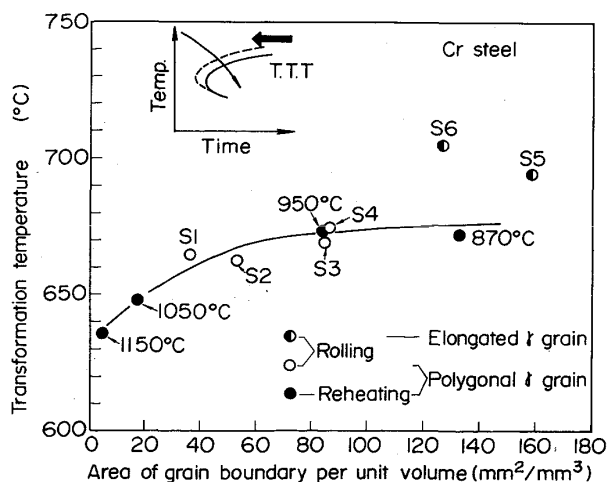


Fig. 7. Relationship between γ grain boundary area and the starting temperature of transformation.

変態温度と単位体積当たりの γ 粒界面積の関係がわかりやすいためである。圧延材であろうと再加熱材であろうと, 粒がポリゴナルな状態であれば, $\gamma \rightarrow P$ 変態温度と単位体積当たりの γ 粒界面積の関係は同一の傾向をたどる。しかし, 伸長粒の場合はその傾向からはずれ, $\gamma \rightarrow P$ 変態温度がより高温側に移動する。これらのことより, 低温圧延による変形効果は単に γ 粒界面積を増加させて核生成サイトを増加させるだけでなく, 粒界あるいは粒界近傍における核発生を促進させることであると考えられる。

4.3 Si 添加によるパーライト鋼の靱性向上の原因

従来, 高炭素鋼の延靱性については, 低炭素鋼のそれがフェライト粒径で説明されるのと同様, フェライトが同一結晶方位を示す組織単位であるパーライトコロニーサイズで説明されている¹³⁾¹⁴⁾。本試験結果でも, 低温圧延すると延靱性が向上するのは, ミクロ組織から, パーライトコロニーサイズの微細化のためと推定される。

しかし, Fig. 4 に示したように 1.0 wt% Si を添加すると普通圧延でも優れた靱性を示す。Si 鋼のコロニーサイズは, 各圧延水準とも BA 鋼とほぼ同等であり, Nb を添加した鋼よりはかなり大きい。このことより, 高炭素鋼に Si を添加した場合, 靱性に対しコロニーサイズとは別のメカニズムが働いていることが理解される。

この原因についてシャルピー衝撃試験片の破面観察より考察する。Photo. 3 に 0°C のシャルピー衝撃破面 (試験片の板厚中央ノッチ底付近) の SEM 写真を示す。BA 鋼は平坦なへき開破面を呈していたのに対し, Si 鋼では, へき開破面の中に縦割れ的な埋没き裂が数多く観察され, その周辺は延性破面を呈している。一般に, 多結晶体のへき開破壊は不連続に伝播する¹⁸⁾。主き裂

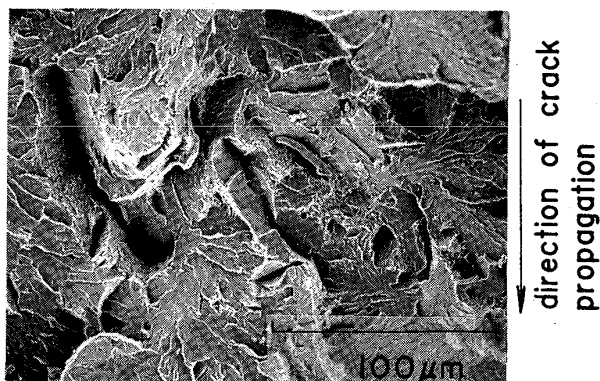


Photo. 3. Fracture surface of Charpy impact test at 0°C of Si steel under S1 rolling (Near the tip of notch, 1/2 t).

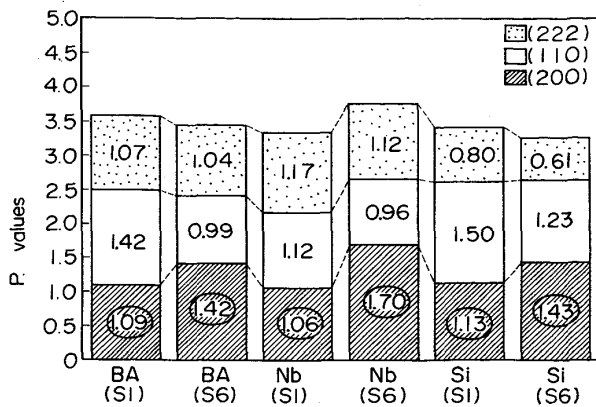


Fig. 8. Effect of alloy additions and rolling conditions on P values.

の前方に結晶粒径の1~2倍程度の微細へき開き裂が発生し、続いて微細へき開き裂と主き裂の間で材料が引き裂かれながら伝播する。Si鋼ではBA鋼に比べ埋没き裂が多いという意味は、主へき開き裂伝播中、主き裂前方の応力場内に数多くの微細へき開き裂を発生しやすいことにつながる。よって、Si鋼においてシャルピー衝撃吸収エネルギーが高い理由は、主き裂と微細へき開き裂との合体時に引き裂かれたことにより形成される延性破面面積の増加及び埋没き裂の表面面積をも含めた実質上の破面面積の増加であると推定される。

次になぜSi添加鋼では他の鋼種に比べ微細へき開き裂が発生しやすいかについて考察する。まず、埋没き裂の多くが縦割れであり板面に平行な面にある。よって、Siを添加すると、圧延面と平行な面にへき開面である{100}面が多く形成されセパレーションと同じ現象を起こす可能性を推定し、1/2t面のX線回折強度を測定しP値を求めた。測定した回折面の数は7面である。その結果をFig. 8に示す。各鋼種とも、低温圧延材では、{100}の集積度が高くなっているが、Si鋼における{100}の集積度はBA鋼、Nb鋼と同程度である。よって、上記推定の可能性は少ないものと考えられる。

次の可能性として、変形双晶による微細へき開き裂の発生が考えられる。鋼の脆性破壊に変形双晶が関与していることは、多くの研究者¹⁸⁾が指摘している。材料が変形する機構としてすべりと変形双晶の二つがあり、低温あるいは高速変形の場合には、すべりより変形双晶のほうが起こりやすいことは、よく知られた事実である。また、Fe-Si鋼で変形双晶を起こしやすいこともよく知られた事実である¹⁹⁾。本供試材のSi添加量は、変形双晶がよく観察される鋼のSi添加量に比較すると少ないが、局所的には濃化している可能性も考えられ、その

ような部分がへき開き裂伝播経路近傍にあれば、容易に変形双晶化し微細へき開き裂を発生しやすいと考えられる。

5. 結 言

(1) 共析鋼においても制御圧延(γ域の低温圧延)を施せば、γ粒は細粒あるいは伸長粒となる。そのようなγから変態したパーライトコロニーは細粒となる。

(2) 共析鋼においても、Nb、Vはオーステナイトの未再結晶温度域を上昇させる効果がある。Crも若干の効果がある。Siにはその効果は見られない。

(3) 未再結晶域の圧延により、オーステナイト粒界では再結晶粒界よりもパーライト変態の核発生が促進する。

(4) 共析鋼に制御圧延を施すと、変態点が上昇し強度は低下する。一方延靱性は向上する。しかし、Nb添加鋼のみ、強度の低下なく延靱性の向上が見られた。

(5) Si添加は著しく靱性を向上させる。Si添加による靱性向上の原因は、主き裂前方に微細へき開き裂を多数発生させるためであると推察した。

(6) レール鋼のような高炭素鋼に制御圧延を施し強靱化を図るには、Si-Nbを添加することが望ましい。

文 献

- 1) 福田 実, 國重和俊: 鉄と鋼, **62** (1976), S604
- 2) 鈴木健夫, 鈴木信一, 柳本左門, 横川孝男: 鉄と鋼, **63** (1977), S332
- 3) 井上 毅: 1980年高温変形部会シンポジウムテキスト, p. 102
- 4) 日本鉄鋼協会: 圧延理論とその応用 (1966), p. 429 [誠文堂新光社]
- 5) L. GEUZE: Stahl Eisen, **45** (1925), S190
- 6) 齊藤好弘: 日本鋼管技報, **59** (1973), p. 1
- 7) 美坂佳助, 吉木友吉: 塑性と加工, **79** (1967), p. 414
- 8) 和田典巳, 福田耕三, 平 忠明: 鉄と鋼, **70** (1984), S511
- 9) 和田典巳, 福田耕三, 北田豊文: 鉄と鋼, **71** (1985), S1458
- 10) C. ZENER: Trans. AIME, **167** (1946), p. 550
- 11) J. D. EMBURY and R. M. FISHER: Acta Metall., **14** (1966), p. 147
- 12) 國重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **71** (1985), S1495
- 13) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野巖之: 日本金属学会誌, **42** (1978), p. 708
- 14) 市之瀬弘之, 大鈴弘忠, 福田耕三: 鉄と鋼, **60** (1974), S628
- 15) C. F. TIFFANY and J. N. MASTERS: ASTM STP-381 (1965), p. 249
- 16) たとえば 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 1424
- 17) 和田典巳, 福田耕三: 鉄と鋼, **69** (1983), S1406
- 18) たとえば A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY: Fracture of Structural Materials (1967) [John Wiley & Sons]
- 19) たとえば D. HULL: Acta Metall., **8** (1960), p. 11