

論 文

UDC 621.771.23 : 669.14.018.295 : 621.785.79

厚鋼板の強度・靱性におよぼす変態域圧延法の効果

合田 進*・渡辺 國男*²・橋本 嘉雄*²十河 泰雄*³・(故)南田 勝昭*³・万谷 興亜*³

Effect of Intercritical Rolling on the Strength and Notch Toughness of Steel Plate

Susumu GOHDA, Kunio WATANABE, Yoshio HASHIMOTO,
Yasuo SOGO, the late Katsuaki MINAMIDA, and Okitsugu MANTANI

Synopsis:

The intercritical rolling method has been applied to the manufacture of strong and tough steel plate. The results obtained are as follows:

(1) An excellent combination of strength and notch toughness can be achieved by increasing rolling reduction in the intercritical range. Notch toughness and arrestability of brittle crack propagation are much improved also by the intercritical rolling of Nb bearing steel with fine austenite grains.

(2) The main characteristic of the intercritically rolled plate is the decrease of variation of mechanical properties both within a single plate and throughout similarly rolled plates due to temperature equalization and work hardening mitigated by the recovery of the worked ferrite, which in turn is due to heavy rolling reduction in the intercritical range. A further result is the stability of the manufacturing conditions.

(3) In addition to its well balanced strength and notch toughness, the intercritically rolled plate with low carbon equivalent excels or matches the plate subjected to heat treatment in fracture properties, various kinds of workability and weldability.

Through the application of intercritical rolling to various types of mills, the optimal rolling conditions for strength and notch toughness have been found to differ according to the various rolling mill characteristics; whereas the most effective condition for a hot-strip mill is rolling with a few passes within a higher-temperature intercritical range, rolling with higher total reduction with many passes within a lower-temperature range is appropriate for a plate mill.

1. 緒 言

近年鋼の強靱化を経済的に行うため開発された制御圧延法においては、(1)圧延の最終段階をオーステナイト(γ)とフェライト(α)の共存する温度域(以下変態域と呼ぶ)まで低下させて行うもの¹⁾、(2)さらに α 域まで圧延温度範囲を延長させるもの²⁾、(3)また粗圧延と仕上圧延の間で冷却-変態-低温再加熱を行うもの³⁾などの種々の改善がはかられている。これらの方法には一長一短はあるが、変態域圧延についてはNbなどの α の回復抑制効果が強い元素を含む場合には、適正圧延条件がかなり厳しくなると考えられている。これらの問題解決のためまず普通鋼について変態域において圧延される α

の組織変化挙動の研究を行つた⁴⁾、その結果、変態域で圧延された α の回復組織が安定であることおよび γ から変態で得られる α とパーライト組織が微細化することなどによつて鋼の強靱化をはかり得ることを明らかにした。また、この方法をホットストリップミルへ適用した結果、強度・靱性が優れた普通鋼鋼管用素材鋼板が得られることを示した⁵⁾。本研究はさらに適用鋼種をNb添加鋼まで含めて厚板ミルによる変態域圧延を行つたもので、製造条件の決定および各種使用特性の調査を行い、種々の考察を行つた。また、ホットストリップミル、厚板ミルなどのミル特性によつて変態域圧延の最適圧延条件がいかに変化するかを考察した。

昭和54年10月本会講演大会にて発表 昭和55年5月15日受付 (Received May 15, 1980)

* 新日本製鉄(株)生産技術研究所 工博 (Process Technology R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄(株)堺製鉄所 (Sakai Works, Nippon Steel Corp., 1 Chikkoyawata-cho Sakai 590)

*³ 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

2. 変態域圧延法の厚板圧延適用試験

2.1 実験方法

2.1.1 製造条件

供試鋼は 60 t 転炉出鋼の通常の Si-Mn 系 50 キロ鋼である, 化学成分を Table 1 に示す. 製品板厚は 20 mm, 圧延条件は Table 2 に示すように γ 域のみの通常圧延を含んで 4 水準とした. ただしいずれの場合も加熱温度は 1100°C とした. 変態域圧延材 H-I, H-II, H-III の変態域の圧下率はそれぞれ 43, 64, 75 % で, 圧延仕上げ温度は圧下率の増加とともに低下する.

2.1.2 材質試験

材質試験として, 引張, シャルピー, 温度勾配型の ESSO 試験を行った. 引張試験は JIS 5号試験片を用いて T 方向について行い, シャルピー試験は JIS 4号試験片を用いて L, T 方向について行つた.

2.2 実験結果

(1) 引張試験値

圧延ま々材の降伏点, 引張強さ, 全伸びの圧延条件に対する変化を Fig. 1 に示す. 降伏点に対する変態域圧延の効果は大きく圧下率 40~60 % 程度では 4 kg/mm² 程度の上昇であるが, 75% では 14 kg/mm² と大幅に増加する. これは単に圧下率の影響だけではなく, より低

Table 1. Chemical compositions of the testing material (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.17	0.49	1.33	0.026	0.011	0.024

Table 2. Rolling conditions.

Condition	Slab thickness (mm)	Rolling reduction in the intercritical range (%)	Finishing temperature (°C)
S (conventional)	245	0	770
H-I (intercritical)	105	43	700
H-II (intercritical)	105	64	685
H-III (intercritical)	105	75	645

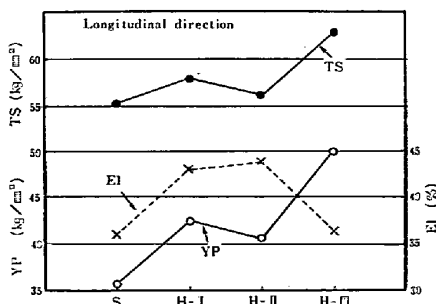


Fig. 1. Tensile properties of the intercritically rolled plates.

温域で圧延されるため冷間加工される粒が増加するためと解釈され, 低温まで延長された変態域圧延の強化作用が大きいことが確認された. 引張強さは降伏点ほど上昇しないが, 低温大圧下による増加が著しい. 一方, 伸びは条件 H-II, H-III では比較材 R よりむしろ高い. 変態域における加工で延性が低下するとされているが, 常に延性低下が起こるわけではない.

(2) 靱性

シャルピー試験の 0° および -40°C における吸収エネルギー, 破面遷移温度および温度勾配型の ESSO 試験から求めた WES LT 32-A use 温度を Fig. 2 に示す. vE_0 は変態域圧延の温度低下, 圧下率増加に伴って減少傾向にあるが, 減少の程度は T 方向が L 方向より小さい. vE_{-40} は変態域圧延材が比較材に比べ明らかに優れている. $vTrs$ は変態域での圧延が低温大圧下になるほど低下が著しいが, L, T 差は増加する. ESSO 試験による A use 温度は $vTrs$ と同様の挙動を示す. ここでみられる変態域圧延による低温靱性の向上にはセパレーション数の増加も関与しているが, 変態域圧延による靱性向上の原因として α とパーライト組織の微細化や加工された α の回復による靱性劣化防止などの寄与が大きいことは既報⁴⁾ の通りである.

(3) 顕微鏡組織

以上に述べた機械的性質の変化に対応する光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. 比較材 S はポリゴナルフェライトとパーライトからなる通常の熱延組織であるが, 変態域圧延材においては変態域での圧下率に応じて延伸した α 粒の割合が増加する. またこの組織を電子顕微鏡で観察すると, 微細なサブグレインが多く見出され, 特に変態域での圧下率が最も大きい試料 H-III において顕著である (Photo. 2).

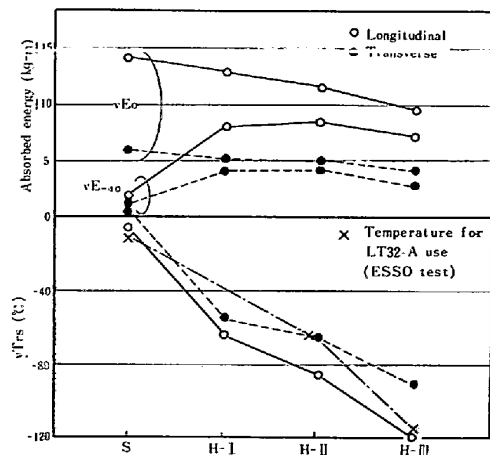


Fig. 2. Results of Charpy and ESSO tests of the intercritically rolled plates.

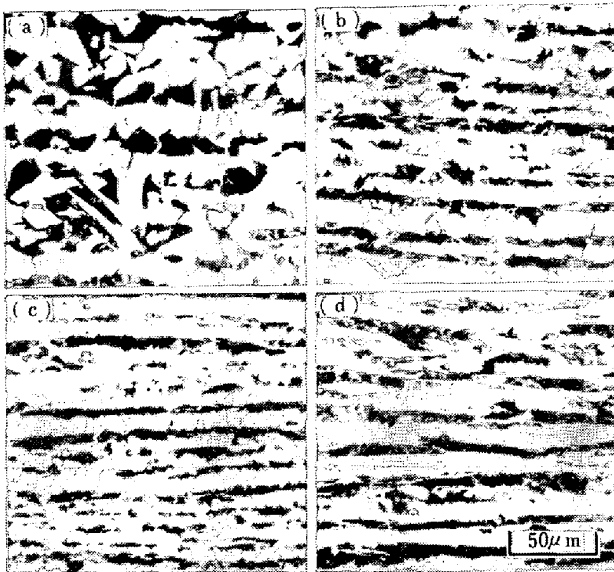


Photo. 1. Microstructures of the intercritically rolled plates. Specimen (a)S, (b)H-I, (c)H-II, and (d)H-III.

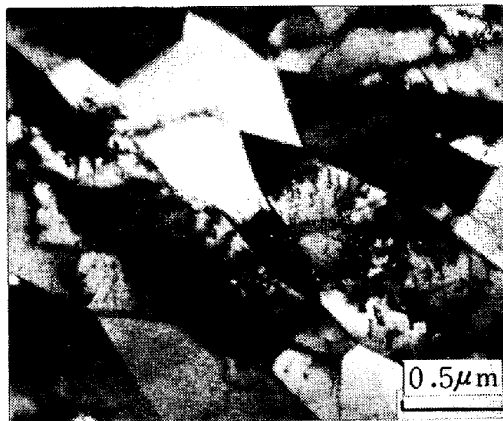


Photo. 2. Electronmicrostructure of the intercritically rolled plates. Specimen H-III.

変態域圧延法を普通鋼の厚板圧延に適用した上記の結果、強靱化の機構は実験室ミル、ホットストリップミルにおいてみられたものと同じと考えられるが、より低温大圧下側での効果が大きいことがわかった。

一方、従来主として検討して来た普通鋼への本圧延法の適用をさらに進めた、Nb などの炭窒化物形成元素を添加した鋼種における効果の得失は次のように考えられる。まず、Nb などの添加元素は γ の再結晶抑制効果が大きく、 γ の未再結晶域が拡大し、この温度域での加工度が上昇する結果変態後に得られる α の結晶粒が微細化する。Nb が α 細粒化を γ 域の圧延によつて得ようとする制御圧延法（第 2 段階の制御圧延と呼ばれることもある）に効果的に利用されていることは周知のとおりである。この Nb の効果は初析 α の細粒化効果として変態

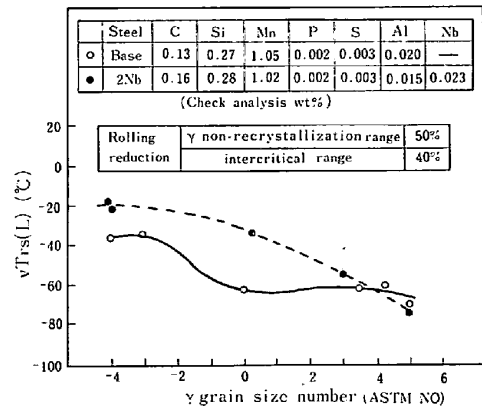


Fig. 3. Relation between Charpy FATT and final γ grain size number in γ -recrystallization range.

域圧延においても極めて望ましいものである⁴⁾。しかし、冒頭にも述べた Nb 鋼変態域圧延材の靱性が必ずしもよくないことの原因として (1) Nb の析出硬化、(2) Nb による加工 α の回復抑制が共に考えられる。したがって、Nb 添加鋼変態域圧延の強靱化効果がより大きなものになるためには、Nb 添加の望ましい効果（初析 α の細粒化）が靱性阻害効果を上回らなければならない。この観点から、室内実験により変態域圧延材の強靱性におよぼす Nb, Ti の影響調査を行つた⁶⁾。変態域圧延材の材質におよぼす成分の影響の詳細については別途報告の予定であるが、以下の厚板圧延試験の前提として、Nb 鋼の適正圧延条件を知ることは重要である。Fig. 3 は Nb 添加有無の 2 鋼種を γ 再結晶域圧延後の γ 粒度（粒度番号を N_{Tf} とする）を変えて同一条件の γ 未再結晶域および変態域での圧延を行つた材料の $vTrs(L)$ を示したものである。この結果から、 N_{Tf} が小さいときは普通鋼の方が $vTrs$ は低いが、 N_{Tf} 増加と共に Nb 鋼の $vTrs$ の低下が大きくなり、一定の N_{Tf} 以上では Nb 鋼の方が低い $vTrs$ を示すようになる。このことは γ が一定粒度以上の細粒となる再熱および γ 再結晶域圧延条件をとれば、Nb 鋼変態域圧延材の低温靱性を普通鋼以上にできることを示唆している。同様の結果は Ti 添加鋼においても得られている。

3. 変態域圧延による高靱性厚板の製造

前章で述べたように変態域圧延法を厚板圧延に適用して強度・靱性が優れた厚板を製造できるが、実用性の観点から圧延条件の変動に対する材質変化、言い換えれば板内の材質変動が小さいことが重要である。また、要求される種々の使用性能を満足するものでなければならない。一方、Nb 添加により変態域圧延材の低温靱性改善

Table 3. Chemical compositions of the testing materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	Ceq
KE36	0.14	0.43	1.40	0.017	0.004	—	0.03	0.39 ¹⁾
KL37	0.10	0.27	1.25	0.022	0.004	0.03	0.038	0.31 ²⁾

1) $Ceq = C + Si / 24 + Mn / 6$

2) $Ceq = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$

効果も期待される。以下、これらの点について、造船用鋼材規格船体用高張力鋼 KE 36 および低温用鋼 KL 37 を満足する鋼板を試作して調査検討した結果を述べる。

3.1 変態域圧延厚板の製造条件

供試鋼成分を Table 3 に示す。一般に制御圧延においては材質は圧延条件を敏感に反映するため、均一な材質確保には厳しい作業条件が要求される。これに対し変態域圧延では安定して均一な材質が得られるようである。この原因としては次のことが考えられる。(1) 変態域の圧下率が増加すると転位の回復が進むので加工硬化の増大を抑制する作用を生じる。

(2) 変態域では低温になるほど変態熱と加工熱の発生が著しくなり温度低下を妨げるため、板内の温度が均一化する。

(3) セパレーションにより圧延面内方向の衝撃遷移温度が低下する。

(4) 圧延終了までにかかなり変態が進行しているので、圧延後の冷速変化による組織変化の影響は小さい。Fig. 4 は KE 36 の機械的性質に対する板厚の影響を示すもので、同一成分鋼の焼ならし材 (KE 32) に比較しても変態域圧延材の材質変動は板厚 15~40 mm の範囲で実用上差し支えない程度のものである。

Fig. 5 は KL 37 鋼の $vTrs$ の板厚に対する変化を従来の焼入れ-焼もどし法と変態域圧延法で比較したものでありいずれの板厚においても変態域圧延材の $vTrs$ が低いことを示している。

Fig. 6 は変態域における噛み込み温度の影響を表す。強度の変動は極めて小さいこと、 $vTrs$ の変動は温度低下とともに小さくなることが明らかである。Fig. 7 は変態域圧延材の材質の板内分布を示すもので、変態域圧延材が均一性において優れていることがわかる。

Table 4 は厚板における変態域圧延の基本的製造条件を示すものである。ここで重要な点は変態域に入る前の第二次圧延で r 粒をできるだけ微細化するため Ar_3 点直上で圧延を行うことおよび変態域の圧延効果を十分引き出すため第三次圧延での温度・圧下率を規制しなければならないことである。この圧延条件は Nb 鋼において

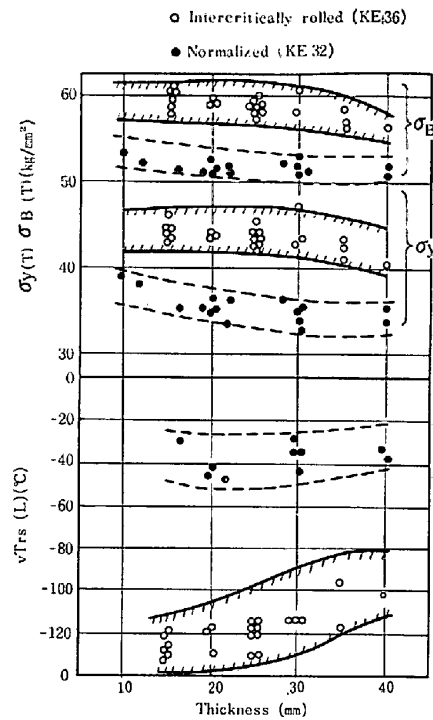


Fig. 4. Influence of plate thickness on the mechanical properties.

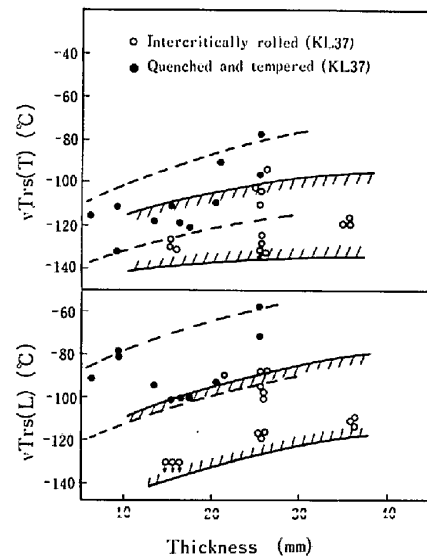


Fig. 5. Influence of plate thickness on the Charpy FATT of KL 37 plates.

も適用できるもので、以下の試作結果はこのことを明らかにしている。

3.2 変態域圧延厚板の使用特性

3.2.1 変態域圧延による KE 36 および KL 37 の試作 供試鋼成分は Table 3 に示すものと同一である。製造工程を Fig. 8 に示す。素材は CC 材を用い、板厚 25 および 35 mm の鋼板を製造した。圧延条件は Table 4 の標準条件を採用した。母材の引張り、曲げ、衝撃試験結

果を Table 5 に示す. これらはいずれも良好な値を示している.

変態域圧延 KE36 を焼ならし材と比較した場合, L, T

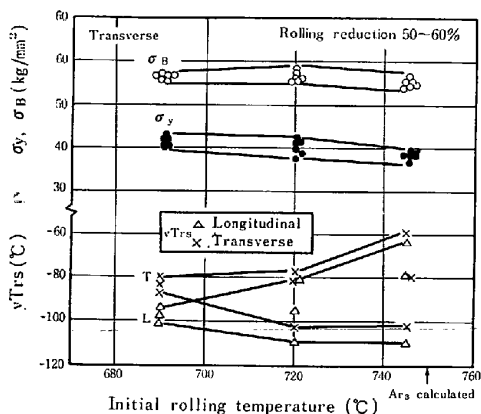


Fig. 6. Relation between the mechanical properties and initial rolling temperature in the intercritical range. (KE36, $t=25$ mm)

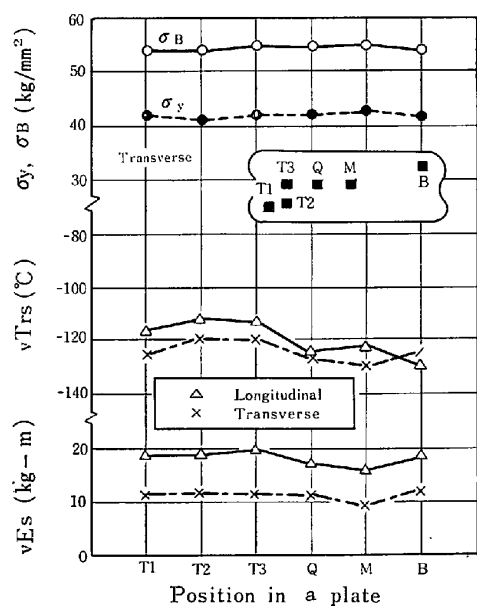


Fig. 7. An example of variation of the mechanical properties within a plate. (KE36, $t=25$ mm)

方向の強度差が若干あること, シャルピーの吸収エネルギー遷移曲線が 100% 延性破面領域でも温度の上昇につれて単調に増加することの相違が認められた. また, 45° 方向の強度は L, T 方向の中間にあり, $vTrs$ は T 方向より若干高くなる. ただし, シャルピー試験の延性破壊領域での挙動はセパレーションの発生と関係しており, ホットストリップ材よりその程度は著しかつた (Photo. 3)

Table 4. Fundamental manufacturing condition for the intercritically rolled steel plate.

Process	Manufacturing condition	Aim
Slab reheating	Any reheating temperature between 1000 and 1250°C. Ordinarily from 1000 to 1100°C.	—
Primary rolling	Conventional rolling to the plate thickness necessary for the secondary rolling reduction. No temperature regulation.	—
Secondary rolling	Rolling at the temperature range a little over Ar_3 transformation temperature up to the plate thickness necessary for the tertiary rolling reduction.	Grain refining of austenite
Tertiary rolling	Finish rolling. Appropriate reduction at the intercritical temperature range between 660 and 720°C.	Refining of ferrite and pearlite structure.

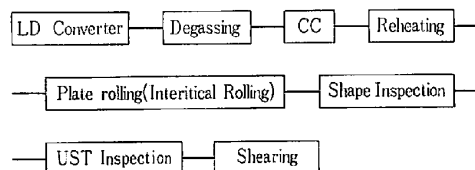


Fig. 8. Processing of intercritically rolled plate.

Table 5. Mechanical properties of the intercritically rolled KE36 and KL37 plates.

Steel	Thickness (mm)	Tensile test			Bending test		Charpy test				
		Test specimen	Direction	YP (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	TEI (%)	Direction	R=1.5t Angle 180°	vE20 (kg-m)	vTrs (°C)	
KE36	25	NK U1	T	43.1	56.5	20	T	Good	L	15.3	-105
		JIS No.4		42.9	58.1	32			T	9.4	-95
	35	NK U1	T	42.7	56.1	24	T	Good	L	16.8	-105
		JIS No.4		43.2	57.8	33			T	10.1	-90
KL37	25	NK U1	T	42.6	54.2	23	T	Good	L	25.1	-130
		JIS No.4		43.2	54.6	29			T	18.5	-118
	35	NK U1	T	41.0	51.7	24	T	Good	L	21.0	-113
		JIS No.4		41.6	52.6	32			T	16.1	-96

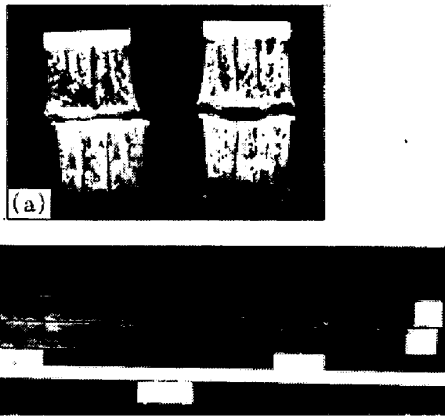


Table 3. Examples of separations appeared in the fracture surface of the intercritically rolled plates.
(a) Charpy test and (b) ESSO test.

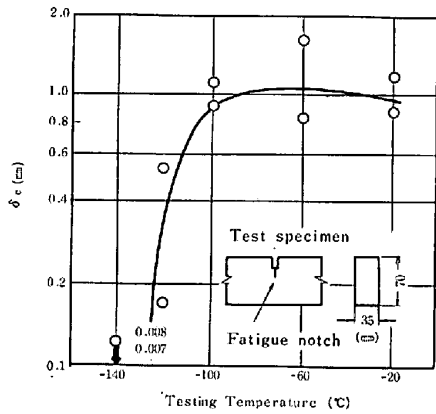


Fig. 9. COD test result of the intercritically rolled KE36 plate (t=35 mm, longitudinal direction).

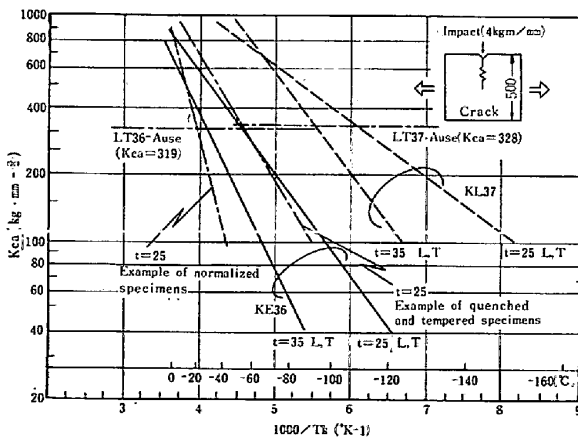


Fig. 10. Result of ESSO test with temperature gradient of the intercritically rolled KE36 and KL37 plates.

板厚方向の引張試験結果、Z方向の引張強さ、断面収縮率は KE 36 および KL 37 の 35 mm 材に対し、それぞれ 56.7, 50.0 kg/mm²; 59, 73 % (n=6 の平均) であり、Z方向の強度、耐ラメラティヤ性の低下など

Table 6. NRL drop weight test results.

Steel	Thickness (mm)	Test specimen	Testing temperature (°C)							NDT (°C)
			-65	-70	-75	-80	-85	-90	-95	
KE36	25	ASTM E208 P-1 (L direction)	○	○	○	○	○	○	●	-95
KL37			—	○	○	○	○	○	○	●

○ Not broken ● Broken

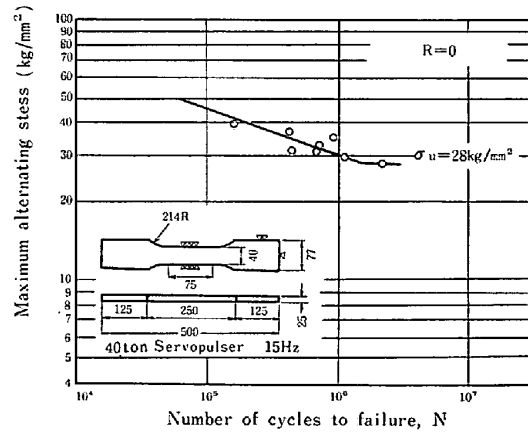


Fig. 11. Pulsating tensile fatigue test result of the intercritically rolled KE36 plates.

の問題はみられない。

3.2.2 脆性破壊特性

COD 試験により脆性破壊発生特性を調査し、温度勾配型 ESSO 試験、プレスノッチシャルピー試験、NRL 落重試験などにより脆性き裂停止性能を調査した。COD 試験結果(最大荷重時)を Fig. 9 に、ESSO 試験の結果を Fig.10 に示す。ここで破壊靱性値 K_{Ca} (kg·mm^{-3/2}) は式(1)により求めた。(1)式において α, C, B はそれ

$$K_{Ca} = \sigma \sqrt{\pi C} \sqrt{\frac{2B}{\pi C} \tan \frac{\pi C}{2B}} \dots \dots \dots (1)$$

ぞれき裂伝播部の応力 (kg/mm²)、き裂長さ (mm)、試験片幅(mm)である。また、プレスノッチ試験の結果、板厚 25 mm の KE 36, KL 37 の pTrs (L) は -70, -112°C, pTrs (C) は -65, -87°C である。NRL 落重試験の結果を Table 6 に示す。これらの結果は変態域圧延の靱性向上効果が各特性に確実に反映されていることを示している。

(2) 疲労特性

片振引張疲労の S-N 線図を Fig. 11 に示す。本材料の疲労限は約 28 kg/mm² と推定される。この値は従来得られている引張強さと疲労限の関係の中に位置づけられる。

3.2.3 変態域圧延材の加工性

(1) 歪み時効性

Table 7. Strain-aged Charpy results of the intercritically rolled KE36 plates.

Strain (%)	Condition Treatment	Absorbed energy (kg-m)			Transition temperature (°C)	
		+20°C	-40°C	-100°C	vTrs	vTrE
0	As intercritically-rolled	16.8	10.0	5.5	-105	-105
5	As prestrained	11.9	7.9	5.8	-105	-105
	prestrained and aged	11.4	8.0	4.7	-105	-105
10	as prestrained	10.6	8.0	4.7	-105	-105
	prestrained and aged	8.9	6.7	3.8	-105	-100

t=35mm Longitudinal direction, aged 250°C×1hr AC

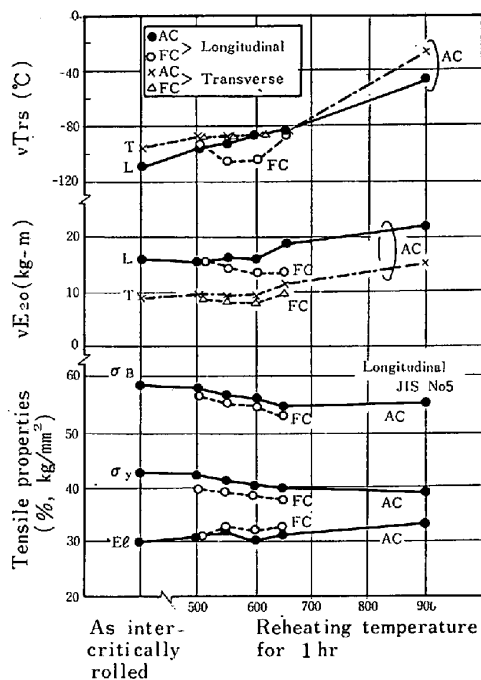


Fig. 12. Influence of reheating temperature on the mechanical properties of the intercritically rolled KE36 plates ($t=25$ mm).

歪み時効による KE 36 の靱性変化を Table 7 に示す。加工および時効により吸収エネルギーは多少低下するが、遷移温度はほとんど変化しない。

(2) 再加熱による材質変化

再加熱処理が材質におよぼす影響を Fig.12 に示す。図から明らかなように応力除去焼鈍温度範囲 (500~650 °C) では若干の強度および靱性の低下が認められる。(また加熱後の冷速の影響をみるに空冷 (AC) と炉冷 (FC) の間に大きな差はない。) しかし Ac_1 変態点以上の加熱では靱性劣化が大きくなる。

(3) ガス切断性

変態域圧延材 KE 36 のガス切断性は従来材と変わらない。すなわちガス切断部近傍の硬さ分布は 2mm 弱の硬化層があるだけで特別の変化は認められなかった。

Table 8. Maximum hardness of HAZ (JIS Z 3101).

Steel	Thickness	Hv _{max}	Welding condition	Initial temperature
KE36	35mm	281	170A,25V,15cpm	15°C
KL37	35mm	242	175A,25V,15cpm	16°C

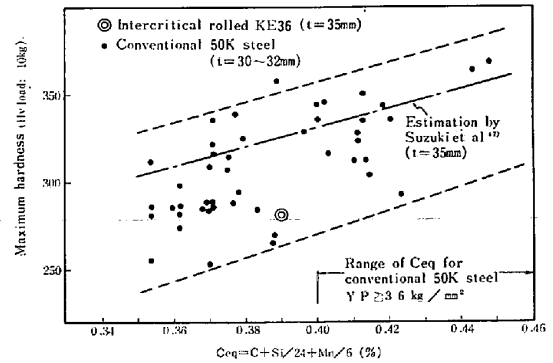


Fig. 13. Relation between C_{eq} and maximum hardness.

(4) 線状加熱の影響

アセチレン (20l/min), 酸素 (40l/min) 炎を用いて火口 (#10 ノズル) の移動速度を 21 cpm (700°C) から 10 cpm (1000°C) まで変え KE 36 材について線状加熱を行った。

線状加熱が材質におよぼす影響は、Fig. 11 に示した全体加熱の場合と異なつて、非常に小さいことが確認された。特に強度の変化はほとんどなく、靱性変化は 900 °C 以上の加熱領域でやや脆化が認められる程度である。加熱後の水冷と空冷の差も軽微である。

(5) 曲げ加工性

実用での曲げ加工性を見る目的で、幅 200 mm の広幅曲げ試験を実施した。(KE36) 板厚 25 mm 材は密着曲げでも無欠陥であり、板厚 35 mm 材は $R=1.5t$ で無欠陥であり、したがつて変態域圧延材における曲げ性に問題のないことがわかつた。

3.2.4 変態域圧延材の溶接性

(1) 硬化性

板厚 35 mm 試作材による JIS 最高硬さ試験の結果を Table 8 に示す。また、Fig. 13 は従来の 50 K 級鋼における C_{eq} と Hv_{max} との関係の中に KE 36 の結果を記入したものである。図中の一点鎖線は文献⁷⁾での推定値を示す。

今回のデータは従来鋼のばらつきの中で下限に位置している。すなわち変態域圧延材の Hv_{max} は少なくとも同一強度を有する従来鋼よりも C_{eq} を低下させた分だけは確実に低下していると言えよう。

Table 9. Welding conditions for welded joints.

Thick-ness	Welding method	Grooving shape	Welding material	Number of pass	Welding condition	Heat input kJ/cm	Preheating & Interpass Temperature	Test
25	SAW		2% Mn type wire (4.8φ)	BP; 5 FP; 4	600A 32V 46cpm	25	No preheat & Interpass Temperature ≤ 150°C	Tensile Charpy Hardness
			×	BP; 3 FP; 2	700A 33V 35cpm	40	"	"
			Ti-B type flux	BP; 2 FP; 1	850A 35V 28cpm	64	"	"
"	* 3Electrode		L; 1.5%Mn (4.8φ) T1 0.5%Mn T2 (6.4φ)	1	L; 1350A 36V T1; 1050A 42V T2; 1050A 48V 55cpm	156	No preheat	"
35	SAW		2%Mn wire ×	BP; 2 FP; 1	750A 34V 28cpm	55	No preheat & Interpass Temperature ≤ 150°C	Tensile Bending Charpy

* flux for one side SAW.

(2) 冷間割れ感受性

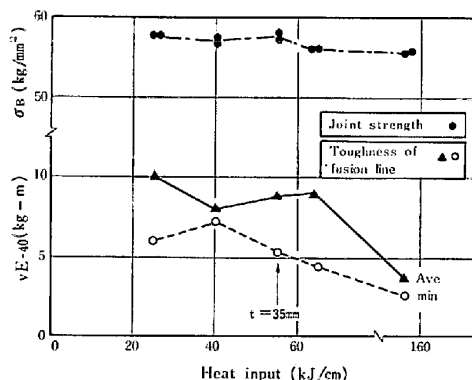
KE36 35 mm 材で斜め γ 開先拘束割れ試験を行つた。ただし、溶接棒は D 5016 4 mm ϕ を用い、電流、電圧、溶接速度をそれぞれ 175 A, 125 V, 15 cpm とし、20°C 湿度 70% の雰囲気中で実施した。この結果割れ停止予熱温度は 50°C と推定された。これは従来鋼の同一 C_{eq} と板厚での実績 (割れ停止温度 \sim 100°C 前後) や、従来鋼の経験式⁹⁾ からの推定値 (約 100°C) に比してかなり低目の値である。この事実は上記硬化性の実験結果から考えても妥当である。

(3) 隅肉割れ感受性

シャルピー試験片破面に見られるセパレーションに代表されるように変態域圧延材では層状組織、圧延集合組織が発達し、Z 方向特性が劣化するおそれがある。したがって溶接部材では隅肉割れ感受性を十分検討しておく必要がある。

一般に行われている被覆金属アーク溶接各種隅肉割れ試験の中ヒールクラック、クランフィールド割れおよび Z 窓枠拘束割れ試験を実施した。ルート部に大きな曲げ変形が集中するクランフィールド割れ試験の一部に小さなルート割れが出た以外はいずれも割れは皆無であつた。

次に大溶着量溶接法として CO₂ アーク溶接による隅肉溶接の現場再現試験を実施した。Z 窓枠拘束割れ試験で微小なルート割れが出たが、いわゆるラメラティア

Fig. 14. Influence of heat input on the properties of the welded joint of the intercritically rolled KE36 plates ($t=25$ mm).

ーや止端割れは一切発生していない。

以上の結果から、当初懸念された変態域圧延材の隅肉割れ性は問題ないことが確認された。今回見られた微小のルート割れはいずれも曲げ変形の集中によるもので、従来鋼でも同一条件では発生するものと判断される。

(4) 変態域圧延材の継手性能

変態域圧法による KE36 試作材の継手性能を確認するために、継手の引張り、曲げ、シャルピー試験を実施した。Table 9 にサブマージアーク溶接継手の作製条件を示す。Fig. 14 に引張強さおよび Fusion line の vE_{-40} に対する入熱量の影響を示す。

Table 10. Difference in the intercritical-rolling effects on the mechanical properties of high strength steel due to various type of rolling.

Rolling mill	Laboratory	Hot strip	Plate
Rolling variables in the intercritical range			
Rolling speed	low	high	medium
Range of rolling reduction per pass	large	medium	small
Pass number	one	several	many
Strain rate	low	high	medium
Interpass time	—	short	long
Optimal condition for strength and toughness			
Finishing temperature	medium	high	low
Total reduction in the intercritical range	low	medium	high
Thermal history after rolling	Air cooled	Coiling at temperature below A_{r1}	Air cooled
	Holding at temperature below A_{r1}		Tempering at temperature below A_{c1}

継手強度は今回の実験範囲ではいずれも母材と同等以上に上っている。また、溶接継手部の硬さ分布を測定した結果も目立つた硬化層、軟化層は認められない。KE 36クラスの鋼材では、従来鋼においても継手強度はエレクトロスラグ溶接のような大入熱溶接も含めて全く問題がないが、変態域圧延材の場合でも同等の特性を有するものと判断される。

曲げ特性については 35 mm 材の $R=2t$ の側面曲げ (JISZ 3123, 1号) を行つたが延性は特に劣化しないことが確認された。

溶接部で最も脆化する Fusion line の -40°C における切欠靱性は Fig. 14 に明らかなごとく、入熱量が大きくなるにしたがつて吸収エネルギーは減少している。しかし、入熱量 64 kJ/cm までであれば脆化は少ない。

4. 変態域圧延の強靱化効果におよぼす圧延条件の影響

以上で述べたように厚板圧延においても変態域圧延法はホットストリップ圧延と同様に優れた強靱化効果を示す。ただ、最大の効果を得るためには室内実験圧延、ストリップ圧延より低温域および高圧下の条件が必要である。以下圧延法の違いについて考察を行う。

検討結果の一覧を Table 10 に示す。まず、3種のミルの変態域圧延における圧延変数についてみると (実験室ミル、ホットストリップミルの条件は既報⁴⁾⁵⁾ のとおり)、圧延速度は変態域の温度範囲に仕上げ圧延機の中・

後段で入るホットストリップミルが最も速く、実験室ミルが最も遅く、厚板ミルはその中間になる。パス当たりの圧下率は実験室圧延の場合大きく変動させることができるが、厚板圧延の場合はミル特性の制限を受け変化幅は小さい。またホットストリップミルではかなり大圧下できるが仕上げスタンド後段の圧下では変動幅は小さくなる。パス回数については実験室圧延では1パス圧延で行っているのに対し、ストリップの仕上げ圧延では数パス、厚板圧延ではさらに多くのパスを行つている。歪み速度は圧延速度が大きく、圧下率も比較的高いストリップミルが一番高く、次いで厚板、実験室ミルの順序になる。ただし、後の二つの差は小さい。さらに、多パス圧延の場合問題になる圧延パス間時間はストリップミルが短時間であるのに対し、厚板ミルでは数倍の時間となる。

以上のように異なる圧延条件下で優れた強度・靱性を得るためには γ 域での適正な圧延条件に変態域での圧下の下で生ずる変態 α とパーライトの微細組織、適度な集合組織の発達を前提に、変態域の各圧延条件に従つて動的回復による安定な下部組織が形成されていなければならない⁴⁾。熱間変形理論⁹⁾から推定されるように Zener-Hollomon のパラメータ Z の小さい実験室圧延では比較的小さくなる圧下率で回復組織が形成されると考えられる。これに対し、ストリップミル、厚板ミルの順に Z が高くなるためより大きな圧下率が必要となる。一方、サブグレインの大きさは Z により決まるので¹⁰⁾、歪み速度の低い厚板ミルではより低温において同じサイズのサブグレインが得られる筈である。さらに、 Z 値の上昇、累積圧下の効果、パス間時間を考慮すると厚板圧延ではより低温まで大きな全圧下率で圧延する方がよいことになる。

次に圧延後の熱履歴について考えるに、空冷まままたは A_{r1} 点以下での捲取あるいはある温度における保定、さらには A_{c1} 点以下の焼もどしなどの処理で変態域圧延の優れた強靱化効果を有効に利用する必要がある。特にストリップ圧延の場合、 A_{r1} 点以下で捲取温度を変化させることにより強度のコントロールも可能になる。なお、後処理についてさらに付言すると、厚板の熱処理の場合 A_{c1} 以上の高温での処理を避ければ応力除去処理、通常の溶接条件の範囲内での熱影響は特に問題とならない。

5. 結 言

強度・靱性向上を目的として変態域圧延法を厚板製造に適用し以下の結果が得られた。

(1) 変態域における圧下率を増加することにより、強度の上昇、シャルピー $vTrs$ の低下をはかることができる。また、脆性き裂伝播阻止性能の改善も著しい。

(2) Nb 添加鋼に変態域圧延法を適用する場合には、オーステナイト粒の微細化により Nb 添加による靱性劣化要因（析出硬化・フェライトの回復抑制）を除くことができ低温靱性の改善が可能となる。

(3) 変態域圧延厚板の材質上の特徴は低温域における強圧下の結果として温度の均一化・加工フェライトの回復による加工硬化の緩和など材質の板内・板間変動が小さく、安定して製造できることである。

(4) 変態域圧延により低 C_{eq} の KE36 および KL 37 鋼を試作し、同一成分鋼の熱処理材に比し、変態域圧延材は高い強度、優れた切り欠き靱性を有することがわかった。また各種の加工性、溶接性においても優れている。

(5) 変態域圧延の強靱化効果に対する最適圧延条件はミル特性により変化する。ホットストリップミルの場合には比較的高温の少数のパスの圧延がよく、厚板ミルの場合には低温の多パス圧延でより大きい圧下を加えなければならない。

最後に本研究の遂行に御尽力いただいた八幡製鉄所技

術研究室矢野清之助博士および技術部、厚板条鋼部の関係者の方々に深謝いたします。

文 献

- 1) たとえば田中智夫, 波戸村太根生, 田畑紳久: 川崎製鉄技報, 16(1974), p. 522
- 2) G. F. MELLODY and J. D. DENNISON: Proc. 3rd Conf. on the Strength of Metals and Alloys, (1973), p. 60
- 3) 福田 実, 橋本 保, 鈴木 孜, 渡辺孫也, 加藤 豊: 住友金属, 30(1978) 1, p. 78
- 4) 合田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 65, (1979), p. 1400
- 5) 合田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄, 平山秀男, 木島 聡: 鉄と鋼, 66(1980), p. 1522
- 6) 合田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 64 (1978), S 829
- 7) 木原 博, 鈴木春義, 金谷文善: 溶接学会誌, 27 (1958), p. 36
- 8) 伊藤慶典, 別所 清: 溶接学会誌, 37(1968), p. 983
- 8) たとえば, H. J. McQUEEN: J. Metals, 20 (1968), p. 31
- 10) たとえば, J. J. JONAS, D. R. AXELRAD, and J. L. UVIRA: Trans. JIM, 9(1968), Suppl., p. 25