

論 文

UDC 669.14.018.292-462.2 : 621.785.79 : 621.771.23 : 621.791.01

ホットストリップミルにおける普通鋼変態域圧延の強靱化効果*

合田 進**・渡辺 國男***・橋本 嘉雄***

平山 秀男***・木島 聡****

Effect of Intercritical Rolling by Hot Strip Mill on the Strength and Notch Toughness of Plain Carbon Steel

Susumu GOHDA, Kunio WATANABE, Yoshio HASHIMOTO
Hideo HIRAYAMA, and Satoshi KIJIMA

Synopsis:

The application of the intercritical rolling on plain carbon steel, of which beneficial effect on strength and notch toughness was proved by laboratory mill experiment, has been made to hot strip mill.

The following results are obtained:

(1) Both spiral-welded and electric-resistance-welded pipes manufactured of intercritically-rolled coils show strength of X 52 grade and good notch toughness at low temperature.

(2) Improvement of strength and notch toughness in intercritically-rolled coils are due to grain refinement of ferrite and pearlite which are transformed from worked austenite, and formation of substructure in ferrite worked in intercritical range.

(3) No disadvantageous influence of intercritical rolling is observed such as lowering of strength or deterioration of notch toughness in welds in comparison to conventionally-rolled steel.

(4) Though the intercritically-rolled coils have the texture in midthickness similar with that of cold rolled plate with strong fiber structure having $\langle 110 \rangle$ -axis parallel to rolling direction as main component, the mechanical properties as pipes are good as the change of properties due to pipe manufacturing is small and anisotropy of yield strength even decreases.

It is concluded that the intercritically-rolled strip is suitable for structural steel required high yield strength and good notch toughness such as high-test line pipe.

1. 緒 言

普通鋼における強靱化を目的として A_{r3} 変態点以下のオーステナイト (γ) およびフェライト (α) の共存域 (以下変態域という) での圧延効果を実験室圧延により検討し, (1) 変態域加工による動的回復 α が以後の熱履歴に対し安定である, (2) 変態域で加工された γ から変態によつて得られる α とパーライトは非常に微細になる, (3) このような組織をもつ変態域圧延材の強度・靱性の改善効果は変態域での 1 パス圧延だけでなく多パス圧延においても認められることを明らかにしたり, 変態域圧延法の靱性におよぼす影響について従来の研究は制

御圧延の最終段階として効果を肯定するもの²⁾, 靱性は劣化するまたは適用には強い制約があると考えられるもの³⁾

⁴⁾ などに分かれている. その原因は鋼成分, 圧延条件などにより加工された α の組織が変化するためであり, 変態域圧延の強靱化効果を十分発揮させる条件の設定が必要である. 一方, 実機規模での制御圧延が軽度の変態域における圧延を含むことも指摘されている⁵⁾. しかし, 上記の諸報告はいずれも室内実験による検討が大部分であり, 実機ミルに意図的に変態域圧延を適用してその効果を確認した例は少ない. 本研究は①普通鋼の変態域圧延でみられた強靱化効果を歪み速度が高く, パス間時間が極めて短い (仕上圧延の後段が変態域圧延になる) ホッ

* 昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 10 月 11 日受付 (Received Oct. 11, 1979)

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

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

**** 新日本製鉄(株) (Nippon Steel Corp.)

トストリップミルに適用して確認すること、② X52 級のラインパイプ用素材を従来添加して来た Nb 等の特殊元素なしに製造でき、造管・溶接条件を含めてスパイラルおよび電縫鋼管用素材に適した特性をもつことを明らかにする目的で行った。

2. 変態域圧延材のスパイラル鋼管への適用試験

ホットストリップミルに対する変態域圧延法の現場適用試験を行い、製造したホットコイルをスパイラル鋼管に造管して変態域圧延の効果を調査した。鋼管の製造目標は API 5LS X52 とした。

2.1 試験方法

本製造試験の製造工程を Fig. 1 に示す。以下、ホットコイルおよびスパイラル鋼管の製造条件について述べる。

2.1.1 ホットコイル製造条件

化学成分を Table 1 に示す。前記の X52 の規格に対しては通常 Nb などの析出強化元素が添加されているが、本成分鋼は Si-Mn 系の普通鋼であり通常の圧延条件では X52 レベルの強度は得られない。また圧延直角方向の衝撃値を改善するため REM 処理を行った。

圧延条件は Table 2 に示すように加熱温度を通常加熱（目標抽出温度 1280°C）および低温加熱（目標抽出温度 1130°C）の 2 水準とし、通常加熱に対しては通常圧延を行って比較鋼とし、低温加熱に対しては制御圧延（本論文では γ 域での低温圧延を制御圧延と呼ぶ）と変態域圧延の 2 水準で 9.0 mm 厚のホットコイルに圧延して、圧延温度条件の比較を行った。巻き取り温度は各条件とも 600°C 目標で一定とした。Table 2 に圧延温度の実績値を示す。

2.1.2 スパイラル鋼管造管条件

以上の条件で製造されたホットコイルを 457.2 ϕ $\times$ 9.0 mm のスパイラル鋼管に造管した。溶接条件を Table 3 に示す。内外面の溶接は各 2 電極で行っている

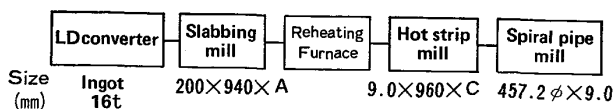


Fig. 1. Processing of testing materials.

Table 1. Chemical composition of testing material.

C	Si	Mn	P	S	Al
0.16	0.088	1.03	0.020	0.008	0.017

Table 2. Rolling condition of hot-rolled coils.

Testing condition		Reheating temp. °C	Finishing temp. °C	Coiling temp. °C
Reheating	Rolling			
Conventional	Conventional	1280	870 ~ 885	575 ~ 645
Reduced temp.	Controlled	1125 ~ 1130	785 ~ 810	585 ~ 645
Reduced temp.	Intercritical	1125 ~ 1130	715 ~ 735	550 ~ 600

Table 3. Welding condition.

- (1) Flux : TiO₂ melt type
- (2) Wire : 2% Mn-0.5% Mo type
- (3) Welding current and voltage
- (4) Welding speed : 1.9m/min

		Current	Voltage
Inside surface	NO1	750 Amp.	26 Volt
	NO2	570	34
Outside surface	NO1	950	31
	NO2	600	30

が、入熱は内外面それぞれ 12 および 15 kJ/cm になる。

2.1.3 材質試験

材質調査として鋼管の母材および溶接部の引張・曲げ・シャルピー衝撃試験を行った。各試験はパイプから採取した素材を水平に矯正した後試験片を製作した。また、機械試験値と対応する位置の組織観察、溶接部の硬度測定を行った。引張・曲げ試験には API 試験片（試験片幅 1 1/2"）を、シャルピー衝撃試験には 2 mmV ノッチ、3/4 サブサイズ試験片を用いた。

2.2 試験結果

2.2.1 パイプ母材部の材質

(1) 引張試験値

ホットコイル T, M, B 部相当位置のパイプ母材の降伏点、引張強さ、全伸びのコイル圧延方向 (L 方向)、それと直角方向 (C 方向)、およびパイプの円周方向 (R 方向) の試験値を Fig. 2 に示す。降伏点に関しては各製造条件とも R 方向が最も低く（これには鋼板の集合組織および造管および試験片製作時の加工履歴がともに影響すると思われるがこの点については後に述べる）、比較材である通常加熱-通常圧延材、低温加熱-制御圧延材ではともに X52 の規格を満足しない。これに対し変態域圧延材では規格を満足する降伏点が得られる。引張強さの L, C, R 方向の差は降伏点より小さいが、大きさの順序は同じである。X52 の引張強さの規格 (≥ 46.4 kg/mm²) はいずれの材料とも余裕がある。この場合には問題がないが外径が 20" 以上の X52 の規格（厚さ 0.375" 未満）に対しては、通常加熱-通常圧延、低温加熱-制御

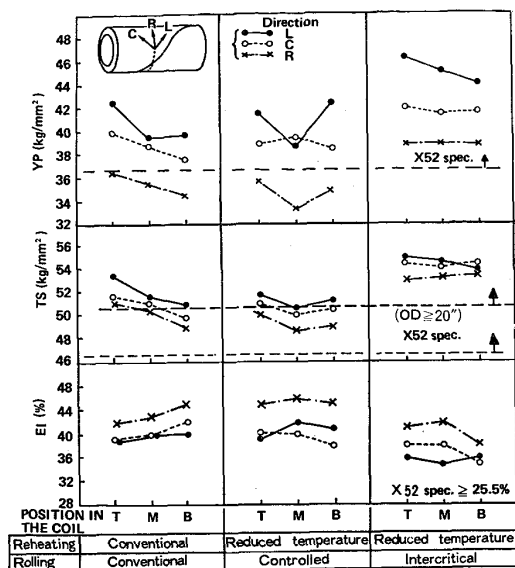


Fig. 2. Mechanical properties of spiral-weld pipes (Base Metal).

圧延材がともに強度不足であるのに対し、変態域圧延により、 4 kg/mm^2 程度引張強さが上昇し規格を満足する。パイプ母材部の全伸びは強度と逆の関係にあり、製造条件、試験片の方向ともに強度の高い場合に伸びは低下する。したがって、変態域圧延材のL方向で最も低下し 35% 程度の伸びになるが規格に対しては 10% 以上の余裕がある。

以上を総合してみると引張試験に関して Si-Mn 系鋼の変態域圧延材はその強化作用が十分利用されていることがわかる。

(2) 靱性

コイル T, M, B 相当部位のパイプのシャルピー衝撃試験結果を Fig. 3 に示す。vTrs について各試験条件ともかなり大きな L, C 方向差が認められるが、通常加熱-通常圧延、低温加熱-制御圧延の各条件に続いて変態域圧延材の順に vTrs が低下する。特に変態域圧延材では vTrs(C) は $-35 \sim -70^\circ\text{C}$ となり、通常および制御圧延材の $0 \sim -20^\circ\text{C}$ に比較してかなり低下する。vEo (L) は変態域圧延によりかなり低下するが、vEo (C) の低下量は小さい。特に通常加熱-通常圧延材は vTrs が 0°C 前後にあるため vEo も低い。以上のことを圧延仕上げ温度との関係で整理した結果を Fig. 4 に示す。ここで 725°C 前後の仕上げ温度の場合は変態域圧延になっているが、これからも変態域圧延の強靱化効果は vTrs に大きく現れていることがわかる。

(3) 顕微鏡組織

前記各圧延材の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。通常加熱-通常圧延材では針状フェライト組織が多く見

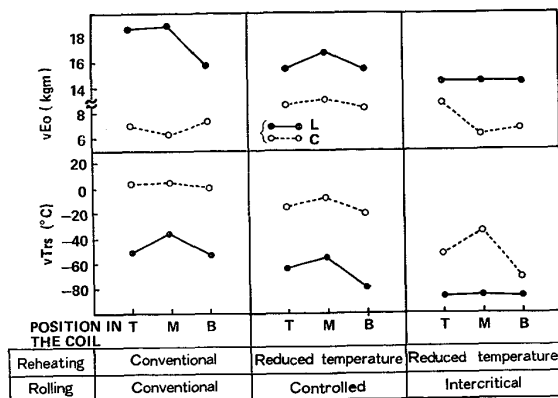


Fig. 3. Charpy results of spiral-weld pipes (Base Metal).

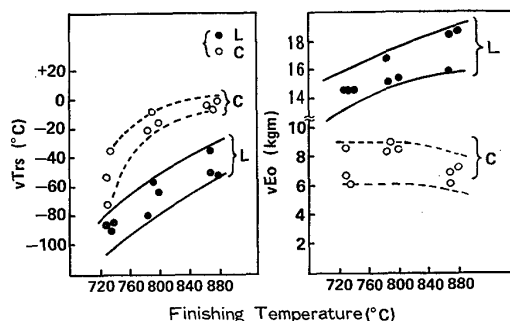


Fig. 4. Relation between finishing temperature and Charpy results of spiral-weld pipes (Base Metal).

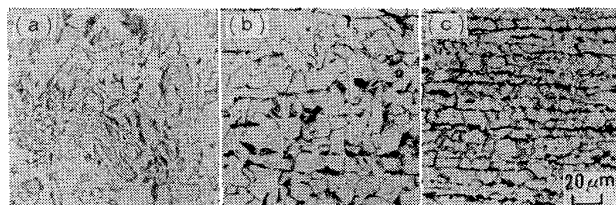


Photo. 1. Change of microstructures with reheating and rolling conditions (Nital etched).

られるのに対し、低温加熱-制御圧延ではフェライト粒度は粒度番号 11 番程度となり、さらに変態域圧延では 12.5 番くらいまで細粒化する。ここで見られるように変態域圧延による強靱化効果は主としてフェライト-パーライト組織の微細化によるものということができ、これに下部組織形成および集合組織発達に伴うセパレーションの発生の効果が付加的に寄与していると考えられる。

2.2.2 溶接部の材質

変態域圧延材の強化は圧延条件に依存しているが、溶接熱のためパイプ溶接部 (Fusion line および HAZ) の強度低下が懸念される。実際に溶接部の引張試験を行

つた結果は変態域圧延材母材部に対し引張強さは約 4 kg/mm² 高く、また曲げ試験結果も良好であり問題はなかった。

Fig. 5 に示す溶接部のシャルピー試験結果は変態域圧延材が通常圧延材に比べ溶接部靱性において遜色のないことを示している。ここで比較のため示した Nb 添加 X52 級鋼の HAZ 靱性は優れているが、これは変態域圧延材より C 量が少ないためと考えられる。またスパイラル鋼管溶接部の硬度分布は通常圧延材と変態域圧延材で差が認められなかった。

3. 変態域圧延材の電縫鋼管への適用試験

変態域圧延によるホットコイルのスパイラル鋼管適用と共に電縫鋼管への適用試験も行った。ここでは特に分塊圧延後の冷鋼片を再加熱する従来の再熱プロセスに加え、分塊後直接圧延する直送圧延プロセスによる変態域圧延の効果についても比較検討した。

3.1 試験方法

供試鋼の製造工程を Fig. 6 に示す。ここで鋼管の製造目標は API 5LX X52 とした。また、熱延は再加熱（以下ホットストリップ材の冷鋼片再熱 Cold Charge を略して HCC と呼ぶ）および分塊直送圧延（ホットス

トリップ材の直送圧延 Direct Rolling を略して HDR と呼ぶ）の二つの工程を用いて行った。

3.1.1 ホットコイル製造条件

供試鋼の成分を Table 4 に示す。A, Cは変態域圧延を行った Si-Mn 系普通鋼、Bは Steel A をベースにした従来の X52 級の管材製造用の Nb 添加鋼である。またこれらの成分鋼の一部には C 方向の靱性改善のため REM 添加を行ったものもあるが、それらについては必要に応じて記述する。Table 5 に圧延条件を示す。Steel A, B は同一サイズのコイルに圧延したもので再熱工程のみを適用した。加熱温度は普通鋼は低温 (1 130 °C)、Nb 鋼は通常 (1 290 °C) とし、A に対しては制御圧延および変態域圧延、B には制御圧延のみを適用した。Steel C は普通鋼であるが、板厚 8.1 mm に HDR, HCC の両工程で圧延した。HDR 工程では通常圧延、制御圧延、変態域圧延の 3 水準、HCC 工程では通常加熱後通常および変態域圧延を行った。以上の圧延における圧延仕上温度および巻き取り温度の目標は表中に示したとおりである。

3.1.2 電縫鋼管製造条件

Steel A, B から製造したホットコイルは 8⁵/₈"φ ×

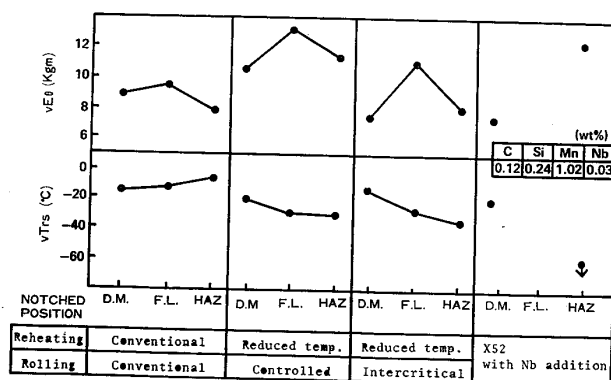


Fig. 5. Charpy results of the welds of pipes (transverse direction).

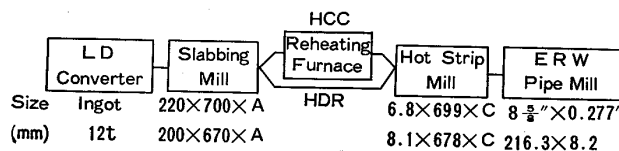


Fig. 6. Processing of testing materials.

Table 4. Chemical composition of testing materials (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
A	0.14	0.25	1.00	0.014	0.005	0.019	—
B	0.14	0.25	1.00	0.014	0.005	0.019	0.015
C	0.12	0.28	1.00	0.016	0.006	0.021	—

Table 5. Rolling condition of hot-rolled coils.

Steel	Thick-ness (mm)	Process before hot rolling	Reheating temp. (°C)	Rolling type	Finishing temp. (°C)	Coiling temp. (°C)
A	6.8	Reheating (HCC)	1130	Controlled Intercritical	765 715	600 600
B	6.8	Reheating (HCC)	1290	Controlled	785	600
C	8.1	Direct (HDR)	—	Conventional Controlled Intercritical	845 795 725	600 600 600
		Reheating (HCC)	1280	Conventional Intercritical	835 725	600 600

0.277", Steel C のホットコイルは $216.3\phi \times 8.2\text{ mm}$ のパイプに造管した。Steel A, B のパイプはポストアニール後、空冷および制御冷却 (強制水冷)⁶⁾ の 2 種類の冷却を行い電縫溶接部の材質を比較した。

3.1.3 材質試験

パイプ母材部、溶接部から所要サイズの素材を切り出し、水平に矯正して引張・シャルピー試験片を採取した。また、対応する位置の光学顕微鏡組織観察および溶接部の硬度測定を行つた。また造管前後の機械的性質を比較するためホットコイルからサンプリングした素材をパイプ材と同様に水平に矯正後、試験片を採取しコイル材質を調査した。なお、引張試験片は $1\frac{1}{2}$ " 幅の API 試験片を、シャルピー試験片は板厚 6.8 および 8.1 mm 素材に対してそれぞれ 1/2 および 2/3 サブサイズの 2 mmV ノッチ試験片を使用した。

3.2 試験結果

3.2.1 パイプ母材部の材質

圧延仕上げ温度に対するコイルM部相当パイプの引張試験値を Fig. 7 に示す。ここで、仕上温度と引張試験値の関係を板厚で層別して示すが、特に大きな差は認められない。ただ、Nb 鋼制御圧延材は普通鋼変態域圧延材の強度レベルを上回っている。しかし変態域圧延による降伏点上昇傾向は明らかで、X52 の規格を十分満足している。

同じく圧延仕上温度とシャルピー試験値の関係を Fig. 8 に示す。ここで 6.8 mm 材と 8.1 mm 材にはレベルの差があるが、これには圧下率の差 (仕上入口板厚は 26 mm で一定) のみでなく試験片厚さの影響もある

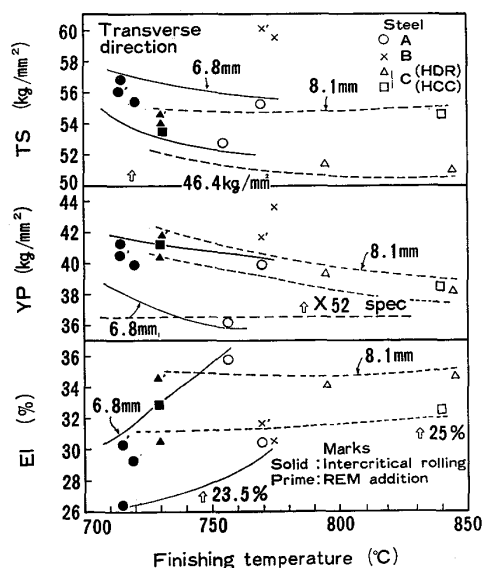


Fig. 7. Relations between finishing temperature and tensile properties of ERW pipes.

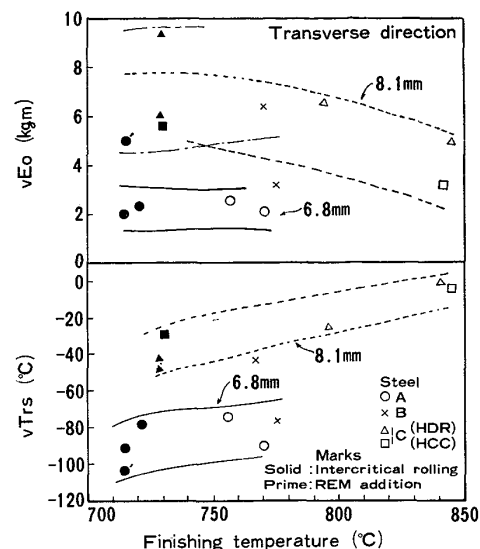


Fig. 8. Relation between finishing temperature and Charpy results of ERW pipes.

と考えられる。vEo は仕上温度に対してあまり変化しないが、REM 添加による vEo 改善効果は大きい。一方 vTrs は仕上温度の低下に伴って低下するが、板厚差による変化の方が大きい。

上述の機械試験値に対応する試料の光学顕微鏡組織の例を Steel C について Photo. 2 に示す。表面下 1 mm と板厚中心ではかなり組織上の差があり、特に変態域圧延材の場合はその差が著しい。しかし、中心部でも変態域圧延材は通常圧延材より細粒になっており、また下部組織が発達しているなどのため強度・靱性が向上したと考えられる。一方、HCC, HDR 材の組織上の差は認められない。ただし通常圧延材と変態域圧延材の組織上の差が Photo. 1 に示されるほど顕著でないのは、スパイラル鋼管材の方が板厚が厚いけれども低温抽出を行っており、 γ 域のより低温側で圧延されることによる、変態域に入る前の γ の細粒化のためであろう。

3.2.2 パイプ電縫溶接部の材質

電縫溶接部の硬度分布を Fig. 9 に示す。ポストアニール後の結晶粒制御を目的に行う制御冷却材の硬度分布は比較的均一である。Nb 鋼 (Steel B) の場合はポストアニール後空冷時に溶接部硬度が高目になるがこの傾向は制御冷却材には認められない。

一方、電縫溶接部のシャルピー破面遷移温度は Steel A の制御圧延材が $+6 \sim +14^\circ\text{C}$ 、同じく変態域圧延材が $-8 \sim +12^\circ\text{C}$ 、Steel B の制御圧延材が $-4 \sim -3^\circ\text{C}$ で大きな差は認められない。また REM 添加により溶接部のシャルピー吸収エネルギーが向上する。

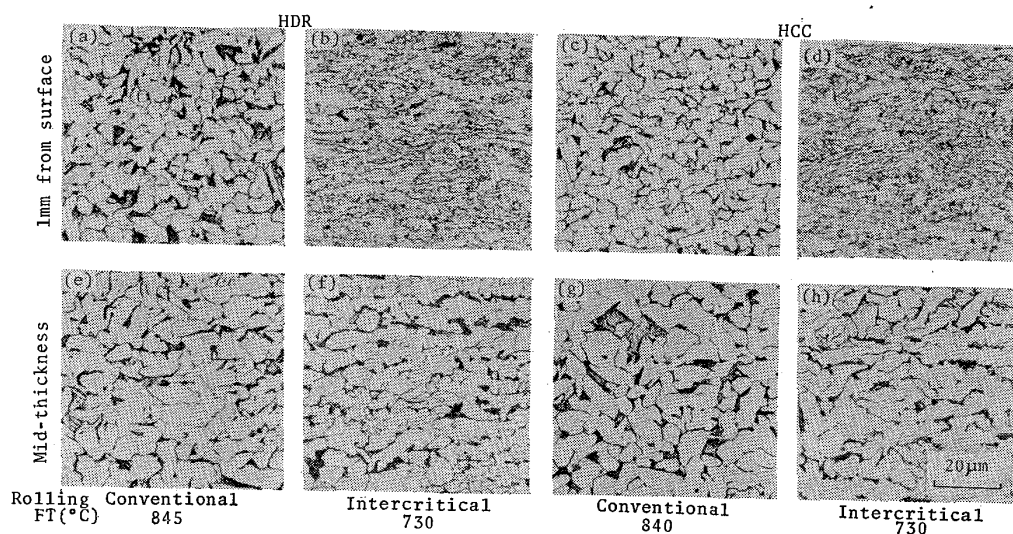


Photo. 2. Microstructure of ERW pipe specimen (Steel C).

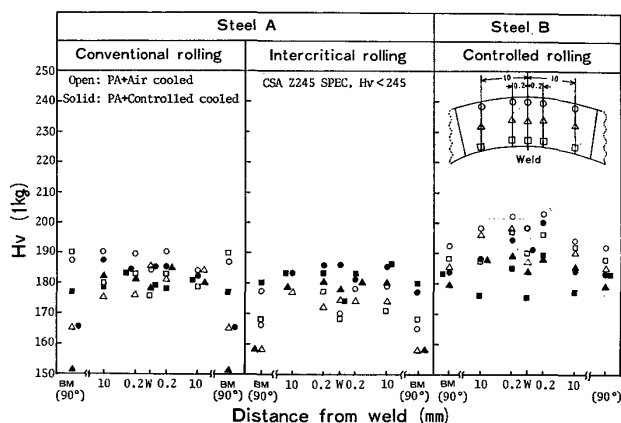


Fig. 9. Hardness of ERW pipe welds (Steel A, B).

4. 変態域圧延材の鋼管用素材としての特徴

今までに述べた各機械試験値は鋼管から採取したサンプルを水平に展開した試験片によるものであった。ところが、パイプ材の機械試験値の面内異方性は造管および試験片製作の各工程で受ける加工の影響が試験片の方向、造管法、鋼管サイズによつて異なり、それに素材の集合組織の影響が加わるので複雑に変化する。したがつて、ホットストリップミルで製造された変態域圧延材の鋼管用素材としての適性を評価するためには各変化要因の影響をわけて考える必要がある。本章では最初に素材の集合組織を、次いで加工の影響をみるため造管前後の機械試験値の変化を検討した。

4.1 変態域圧延材の集合組織

4.1.1 試験方法

供試材の製造工程を Fig. 10 に、化学成分を Table 6

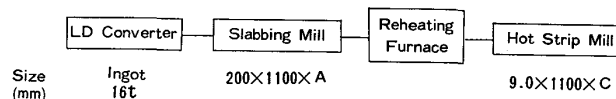


Fig. 10. Processing of testing materials.

Table 6. Chemical composition of testing materials (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
Si-Mn	0.10	0.27	1.41	0.014	0.005	0.044	—
Nb	0.09	0.25	1.40	0.014	0.004	0.037	0.015

Table 7. Rolling condition of testing materials. () Aim.

	Steel	Rolling type	Temperature, °C		
			Reheating temperature	Finishing temperature	Coiling temperature
A	Si-Mn	Controlled	1150	(805) 815	(575) 610
B	Si-Mn	Intercritical	1140	(715) 720	(575) 520
C	Nb	Controlled	1140	(805) 780	(650) 640

に、圧延条件を Table 7 に示す*。A は普通鋼の制御圧延材、B は同鋼種の変態域圧延材、C は Nb 鋼の制御圧延材である。C は A と目標圧延仕上温度は同一であるが、Nb 添加のため γ の末再結晶域で圧延が行われる結果強度・靱性が大幅に改善される。したがつて、A を比較材として変態域圧延および Nb 鋼制御圧延の効果を検討した。試験はコイル B 部の板厚方向 3 ヶ所（表面、1/4 t, 1/2 t）について ND 逆極点図、正極点図の測定を行った。

* 製造されたホットコイルはスパイラル鋼管の造管され、X52級のパイプとして良好な強度・靱性を示した。

4.1.2 試験結果

板厚方向の軸密度の変化を Fig. 11 に示す。A, C の表面層では 110 軸密度が相対的に最も高くなっているのに対し、B は表面においても 100 軸密度が高い集積度をもつ。A, B の板厚中心層では 100, 111 軸密度が相対的に高いのに対し、Nb 鋼 C では 211 軸密度が高いのが特徴である。また、板厚方向の軸密度の変化は A, C が比較的小さいのに対して、B は変化が大きく、特に 1/4 t から 1/2 t にかけて急激に変わっている。したがって、板厚中心層の集合組織から機械的性質の面内異质性を推定する場合にはこの板厚方向の集合組織の変化を特に考慮に入れる必要がある。

圧延材 A, B, C 正極点図を Fig. 12 に示す。比較材

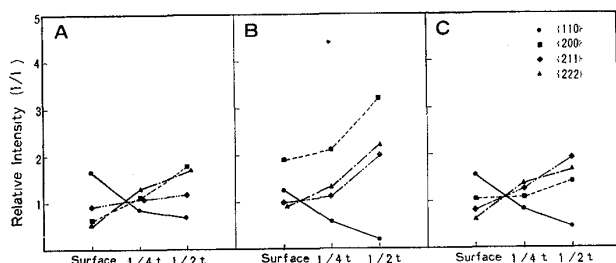


Fig. 11. Change of pole intensity through thickness.

A の場合、表面層は弱い $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ 繊維組織であるが、板厚中心層ではある程度の集合組織の発達がみられる。ここで最も強い優先方位は $\{100\} \langle 011 \rangle$ であり、次いでこの方位を中心に $\langle 110 \rangle$ 圧延方向を軸として $\pm 35^\circ$ 回転した $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ 方位、および $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位が認められる。

変態域圧延材 B の集合組織は強いが、Fig. 12 の正極点図から優先方位は比較材と同じく $\{100\} \langle 011 \rangle$ を中心とする $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ 繊維組織が $\{211\} \langle 011 \rangle$ ままでひろがっている。次いで $\{554\} \langle 225 \rangle$ も認められるがあまり強いものではない。

Nb 鋼制御圧延材 C の優先方位は、以上の Si-Mn 系普通鋼の場合と異なり、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位に次いで $\{100\} \langle 011 \rangle$, $\{554\} \langle 225 \rangle$ の順となる。

4.1.3 変態域圧延材の集合組織の形成機構

変態域圧延材の集合組織について従来の研究結果^{7)~12)}と共にまとめた結果を Table 8 に示す。変態域圧延は γ , α 二相の圧延であるので、加工された γ から変態によって生じる変態集合組織と α の圧延集合組織が混合した集合組織が形成される。したがって、 γ と α の比率に応じて優先方位の相対強度が変化する。

α の変態集合組織は元の γ の集合組織に依存し、 γ の

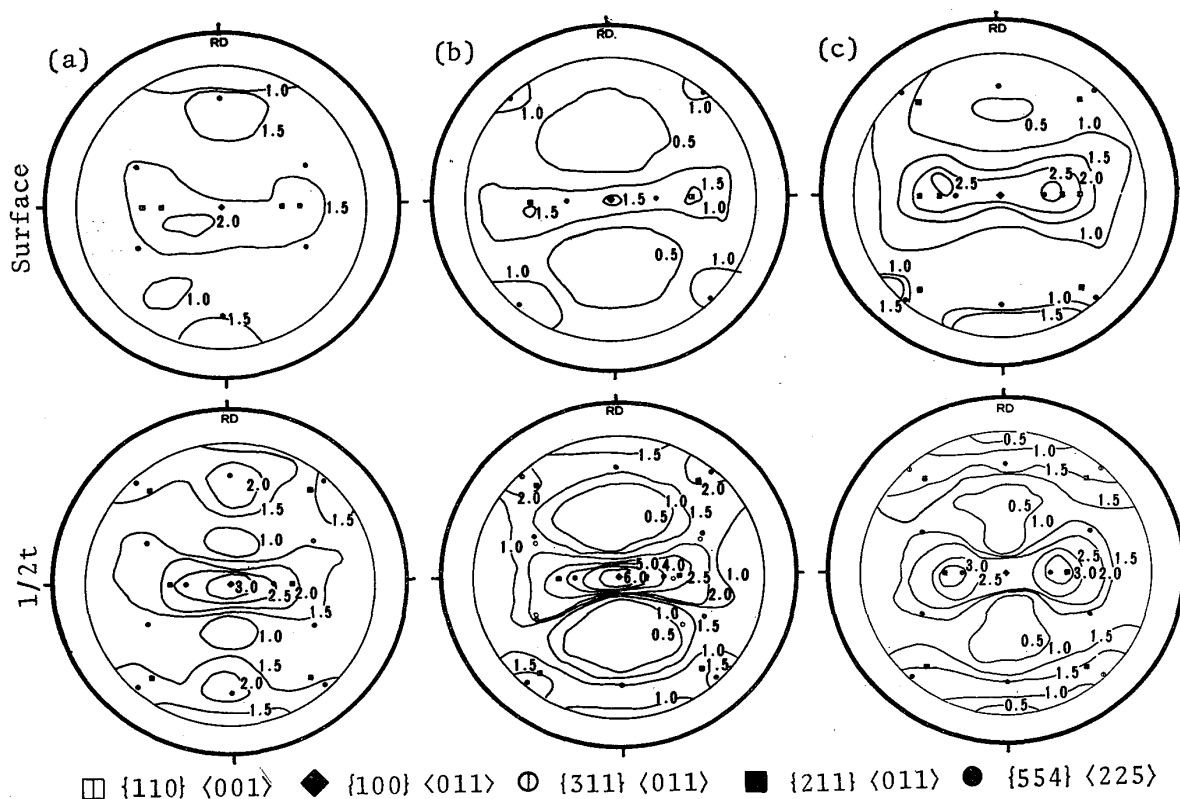


Fig. 12. (200) pole figures of rolled specimens: (a) conventionally rolled Si-Mn steel (specimen A), (b) intercritically rolled Si-Mn steel (specimen B), and (c) control-rolled Nb steel (specimen C).

Table 8. Formation of ferrite texture in intercritical rolling.

1. Transformation texture		
Alloy type	Original austenite texture	Transformed ferrite texture
(recrystal.)	{211}<111> _γ	→ {311}<011>
	{110}<112> _γ	→ {332}<113>
(rolling)	{100}<001> _γ	→ {100}<011>
	{321}<214> _γ	→ {211}<011>
2. Rolling texture		
Fiber structure		
<110> // RD	:	{100}<011> ~ {211}<011>
<111> // ND	:	{111}<011> ~ {111}<112>
<110> // RD-60°	:	{211}<011> ~ {554}<225>

集合組織は鋼成分、圧延条件に従って圧延集合組織・再結晶集合組織に分かれ、それぞれから変態した α の集合組織が形成される。面心立方金属の圧延集合組織には合金型と純金属型の2種があり、 γ 鉄の場合前者は低温域において、後者は高温域で形成される¹²⁾、そして、それぞれの γ 集合組織からK-S関係に従って変態すると推定された α の集合組織を表中に示した^{9)~11)}。

α の圧延集合組織としては3種類の繊維組織が代表的なものとして認められる。すなわち<110> // RD, <111> // ND, <110> // RD-60°である¹²⁾。

本研究の結果をこの表から推定すると普通鋼通常圧延材は純金属型の γ 再結晶集合組織から変態した弱い{110}<011>方位を主方位とし、副方位として{311}<233>や{554}<225>を有するもの、普通鋼変態域圧延材は γ 圧延集合組織から変態した{211}<011>方位に、強い<110> // RD 繊維組織と弱い<110> // RD-60° 繊維組織からなる α 圧延集合組織が複合した集合組織が形成されると考えられる。Nb 鋼制御圧延材は γ の圧延集合組織から変態した{211}<011>を主方位とした集合組織である。

以上の結果をまとめると、普通鋼変態域圧延材には従来から知られている α の圧延集合組織を主要成分とする集合組織が形成されるが、Nb 鋼の制御圧延および変態域圧延材⁷⁾と比べて、①集合組織の型、②集積度が小さいなどの点で異なっており、機械的性質の異方性に影響すると考えられる。

4.2 造管による機械的性質の変化

ここでは造管による影響を受けやすく、鋼管の特性値として最も重要な降伏点および $vTrs$ の変化について述べる。

4.2.1 降伏点の変化

スパイラルおよび電縫鋼管の造管前後の、L、C方向の降伏点の変化をFig. 13に示す。スパイラル鋼管は2.1に、電縫鋼管は3.1 (Steel A, Bのみ)に述べた

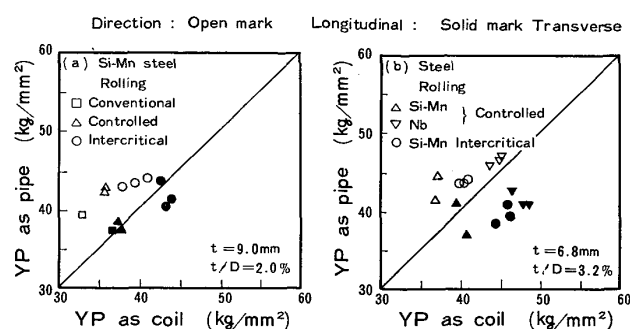


Fig. 13. Comparison of yield point before and after pipe manufacturing: (a) spiral-weld and (b) ERW pipes.

製造条件のものである。造管後の降伏点はいずれの場合でもL方向では素材コイルより増加しているが、C方向ではスパイラル鋼管の場合は素材とほぼ等しいのに対し、電縫管の場合は素材より低下している。パイプの造管時の機械的性質の変化については詳細な研究があり^{13)~15)}、コイルの曲げもどし、パイプ成形時の曲げ・圧縮変形、さらに試験片製作時の曲げもどしに伴う、板厚内の加工硬化、バウシinger効果、残留応力の寄与が検討されている。ところがバウシinger効果は到達した降伏強度が高く、結晶粒が微細な材料ほど大きくなること、ある歪み量で飽和することはよく知られている¹⁶⁾¹⁷⁾。一方、加工硬化は一般に降伏点の低い材料ほど大きいので、素材降伏点の低い鋼管は造管による降伏点の上昇割合が大きい。以上のことから、Fig. 13の例においても、L方向の降伏点(加工硬化が支配的になる)では素材降伏点が高い材料ほど造管による上昇量が大きいこと、逆にC方向の降伏点(バウシinger効果と加工硬化がバランスまたは前者が上回っている)は素材降伏点が高い方が造管時の降伏点の低下が大きいことを示している。

電縫管の場合はバウシinger効果が最大になるのはC方向であるが、造管時の曲げ曲率が最大になる方向がL、Cの中間に来るスパイラル鋼管の場合の降伏点の面内異方性の造管による変化をさらに詳細に検討した。供試材は4.1において集合組織を調査した各コイルを500 ϕ ×9.0mmのスパイラル鋼管に造管したもので、コイルで板面内5方向で機械試験を行つた場所に近い位置のパイプから試験片を対応する方向ごとに採取し試験を行つた。圧延方向と試験片の採取方向のなす角度に対する降伏点の変化をFig. 14に示す。ホットコイルの集合組織に対応して試料Aの降伏点は異方性が最も小さい。普通鋼変態域圧延材Bの降伏点はL方向からC方向に向かつて単調に増加するが、このパターンは{100}<011>を

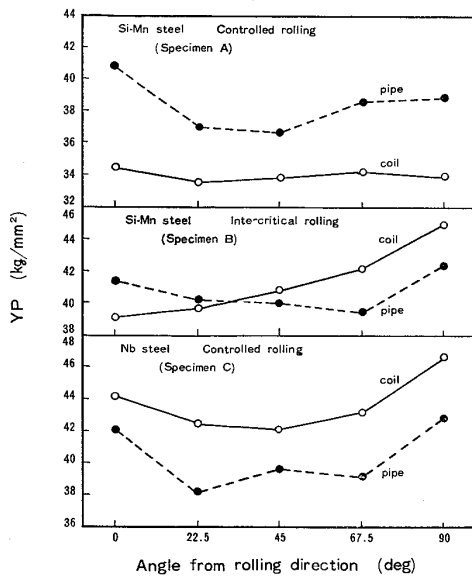


Fig. 14. Change of yield point with specimen direction before and after pipe manufacturing.

主方位として、 $\{311\}\langle 011 \rangle$ 、 $\{332\}\langle 011 \rangle$ 方位を含む場合に計算されている相対降伏強度から定性的に説明できる⁸⁾。また、Nb 鋼制御圧延材Cの降伏点が 45° 方向で極小値をとるパターンは従来報告されているNb 鋼変態域圧延材のものと一致しており⁷⁾、Nb 鋼を未再結晶 γ 域で圧延したときにみられる共通的特徴である。

次にパイプの降伏点の面内異方性について考察する。普通鋼制御圧延材Aは素材降伏点が低いので加工硬化が大きくすべての方向で造管後の降伏点の方が高くなるが、L、C方向に比べてR方向に近い 45° 方向(R方向と圧延方向のなす角度は 44.4°)の上昇量が最も小さい。これから、2.2.1で述べたR方向の降伏点が最低になる主な原因は素材の集合組織より加工の影響であることがわかる。変態域圧延材BではL方向は上昇、C方向は減少して素材でみられた大きな面内異方性は減少する。Nb 鋼Cは素材降伏点が高いので各方向とも降伏点は低下し、方向によつては試料Bより低い値を示すようになる。また、Nb 鋼低温圧延材に特有な降伏点の面内異方性は造管によつても解消されない。このように普通鋼変態域圧延材の集合組織はパイプとして見た場合はむしろ好適であつて鋼管の降伏点の異方性は減少する。

4.2.2 破面遷移温度の変化

スパイラルおよび電縫鋼管と各素材コイルの $vTrs$ の関係をFig. 15に示す。条件はFig. 13と同一である。一般に加工硬化に伴う降伏点上昇の割合が大きい場合は $vTrs$ の上昇も大きいように考えられるが、必ずしもそのような傾向は得られていない。ただ、L方向の

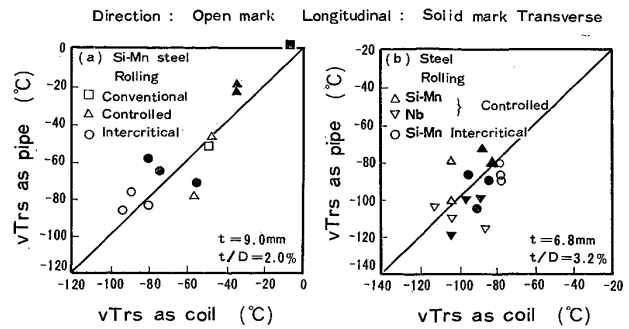


Fig. 15. Comparison of Charpy FATT before and after pipe manufacturing: (a) spiral-weld and (b) ERW pipes.

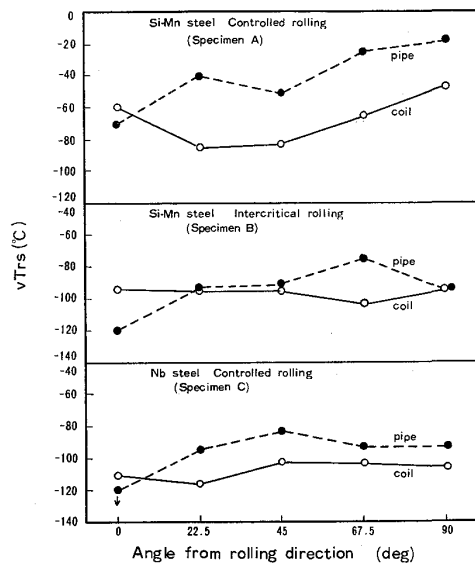


Fig. 16. Change of Charpy FTTT with specimen direction before and after pipe manufacturing.

$vTrs$ については造管の影響を明らかにできないのに対し、C方向は造管による降伏点変化の小さいスパイラル鋼管では $vTrs$ の上昇傾向が強いこと、降伏点がおおむね低下する電縫管では $vTrs$ も低下傾向を示すことが指摘できる。

降伏点の変化を示したFig. 14と同様にスパイラル鋼管の $vTrs$ の面内異方性の造管による変化をFig. 16に示す。ここで興味深い点は集合組織的に素材コイルの $vTrs$ の異方性が強いと思われる試料B、Cでは方向による変化があまり大きくないこと、各試料ともL方向では $vTrs$ が造管後低下することである。後者の事実はFig. 15(a)の傾向とは一致しておらずパイプの成形条件にも関係すると思われるが、パイプままで $vTrs$ のL、C方向差が大きくなる原因として究明されるべき点であろう(加工硬化はL方向はむしろ大きい)。圧延方向

に対して $22.5 \sim 90^\circ$ 方向で試料 A は造管による $vTrs$ の上昇がみられるがこれは加工硬化に伴う劣化とみられる。一方、Nb 鋼制御圧延材 C は造管により降伏点は低下しているけれども、 $vTrs$ は上昇しており、Fig. 15 (b) の $vTrs(C)$ の傾向と一致しない。これに対し、普通鋼変態域圧延材 B は 67.5° 方向を除いて造管前後の $vTrs$ の変化が小さく、靱性の点からも変態域圧延材が鋼管用素材として適していることがいえる。

以上の造管前後の機械的性質の変化の調査結果は今後さらに検討すべき点を残しているが、変態域圧延コイルが、ハイトストラインパイプ用のスパイラル、電縫鋼管用素材として好適な特性を持つことを示していると考えられる。

5. 結 言

実験室圧延により強靱化効果がみられた普通鋼における変態域圧延をホットストリップミル圧延に適用、製造したコイルをスパイラルおよび電縫鋼管に造管して各種調査を行い以下の結果が得られた。

(1) 普通鋼の変態域圧延ホットコイルから造管したスパイラル鋼管において通常および制御圧延材から製造した場合より、 $YP(R)$ は 4 kg/mm^2 上昇、 $vTrs(C)$ は $35 \sim 70^\circ\text{C}$ 低下する。

(2) 変態域圧延材のスパイラル鋼管溶接部の引張強さは母材部よりも高く、変態域圧延により強化した場合でも溶接部強度の低下はみられない。

(3) 普通鋼の変態域圧延ホットコイルを分塊スラブの再熱圧延および直送圧延で製造し、電縫鋼管に造管した。強度・靱性ともに変態域圧延による向上がみられるが、同時に板厚、(変態域圧下率、試験片サイズ) 加熱温度の影響が大きいことが示された。

(4) 電縫管の溶接部の強度・靱性に対して通常圧延と変態域圧延の差は認められないが、REM の吸収エネルギー改善効果は母材・溶接部共にみられる。

(5) ホットストリップミル変態域圧延材は γ 域圧延材に比して微細なフェライト・パーライト組織からなり、一部下部組織を含む。これが普通鋼変態域圧延材の強靱性が優れている原因と考えられる。

(6) 普通鋼変態域圧延コイルの鋼管用素材としての特徴を集合組織とスパイラルおよび電縫鋼管造管による機械的性質の変化に分けて検討した。変態域圧延材は板

厚中心層に強い冷延集合組織を主方位とする集合組織が発達するけれども、造管による降伏点、 $vTrs$ の変化は小さく、降伏点の面内異方性も減少する傾向を示し、鋼管用素材として優れた特性をもつことが明らかとなった。

以上の結果から変態域圧延ストリップ材は高張力ラインパイプのような高い降伏点と良好な靱性を要求される構造用鋼に適していると結論される。

最後に本試験研究に協力いただいた堺製鉄所中山豊、八幡製鉄所山下康彦、光製鉄所桜井謙輔の各氏に厚く御礼申し上げます。また正極転図作成に御尽力いただいた基礎研究所の岡本正幸氏に深謝いたします。

文 献

- 1) 合田 進, 渡辺國男, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1400
- 2) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑稔久: 川崎製鉄技報, 6(1974), p. 522
- 3) G. R. SPEICH and D. S. DABKOWSKI: The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE(1977), p. 557 [AIME]
- 4) G. GAUTHIER and A. Le BON: Rev. Mét. 75 (1978), p. 145
- 5) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1425
- 6) 岡村 毅, 桜井謙輔, 鈴木将由, 渡部義広, 伊地知輝雄: 鉄と鋼, 63(1977), S 732
- 7) 田中智夫: 日本金属学会会報, 17(1978), p. 104
- 8) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 991
- 9) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 166
- 10) A. JONES and B. WALKER: Metal Science, 8 (1974), p. 397
- 11) M. LOTTER and L. MEYER: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976), p. 289
- 12) 長嶋晋一: 「鋼の塑性加工」荒木 透編(1969), p. 58
- 13) 長谷部茂雄, 京極哲朗, 古賀敏昭, 北川善康, 岡沢 亨: 住友金属, 23(1971), p. 282
- 14) 中島浩衛, 菊間敏夫, 水谷 涉, 松本紘美: 製鉄研究, (1973) 277, p. 91
- 15) 横山栄一, 大坪 宏, 山県光邦, 杉本巖城: 川崎製鉄技報, 6(1974), p. 511
- 16) 五弓勇雄, 岸 輝雄, 和田 光: 日本金属学会誌, 34(1970), p. 154
- 17) T. C. HARRISON, R. T. WEINER, and G. D. FEARNEHOUGH, JISI, 210 (1972), p. 334