

論 文

連続铸造スラブからの厚板製造における
熱間圧延の冶金的意義奥村 直樹*・南雲 道彦*²・井上 泰*³・山本 広一*⁴Metallurgical Aspects of Hot Rolling of Heavy Plates from
Continuously-cast Slabs

Naoki OKUMURA, Michihiko NAGUMO, Tohru INOUE, and Koichi YAMAMOTO

Synopsis :

Significance of hot rolling to produce heavy plates from continuously-cast slabs with low carbon and low alloying elements is analyzed from metallurgical point of view, special attention being paid to the influence of solidification structure on the mechanical properties of plates. The major conclusions are as follows ; a) Brittle fracture characteristics ($vTrs$) is not affected by microsegregation existing in either columnar dendrites or equiaxed grains. b) The appropriate reduction ratio in terms of mechanical properties in the thru-thickness direction is approximately 1.5-3, depending on the rolling shape factor which is a function of slab thickness, radius of rolls, and reduction per pass. c) Some elements such as S, P, Mn, N, and C are detected by an Auger electron microscope on the surface of center porosities which can be annihilated by hot rolling. Based upon the results it is suggested that combination of fine initial austenite grain, large rolling shape factor, and low total reduction ratio is a sufficient condition to procure sound mechanical properties of heavy plates manufactured from continuously-cast slabs.

1. 緒 言

連続铸造技術の進歩によつて、連続铸造スラブ（以下連铸スラブと略称）を用いて厚板材が製造される比率が上昇しているが、連铸スラブは分塊スラブと比べて冶金的に異なつた特徴を有しているだけに製造した厚板材（以下連铸厚板材と略称）の材質特性を評価するには連铸スラブ特有の冶金的特徴（特に凝固組織）を考慮に入れる必要がある。

論文の目的は引張強さ 40~50 kg/mm² 級鋼の連铸厚板材の材質とスラブの凝固組織の関係を把握し、熱間圧延の冶金的意義を明らかにすることにある。圧延の圧下比（スラブ厚み/厚板材の厚み）は鋼が受ける「鍛錬」の度合を表す目安と考えられており¹⁾、十分な鍛錬を施すことが凝固組織を破碎して優れた材質を確保する上で不可欠とされてきた。しかし「鍛錬」の内容には幾つかの要因が絡んでおり冶金的な意味は必ずしも明確ではない。

連铸スラブを用いて圧下比と厚板材の材質との関係を調べた研究は数多くないが、例えばセンターポロシティの圧着には圧下比 4 が必要であり、 $vTrs$ （シャルピー試験破面遷移温度）は圧下比が増加するにつれて低温側へ推移することが報告²⁾³⁾ されている。これらの研究はいずれも圧延された鋼板の製品評価を目的に行われたもので、連铸スラブの凝固組織の特徴に配慮して熱間圧延の冶金的意義を明らかにする上では未検討の部分が少なくない。たとえば圧延された鋼板の材質に対して圧下比の効果と圧延後の冷速の影響、また圧延再結晶によるオーステナイト結晶粒（以下 γ 粒と略称）の微細化効果と「鍛錬」としての圧下比の効果が分別評価されていない等である。この研究状況を踏まえ、著者らは圧延材の材質におよぼす個々の冶金要因を別々に抽出、解析することが重要であると考えた。その目的遂行のために従来とは異なつた条件で実験を行うようによくふうした。本論文ではこれらの実験から得られた個々の結果を記述すると同時に、熱間圧延による凝固組織の変化に注目し、鋼板の基本

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 2 月 25 日受付 (Received Feb. 25, 1983)

* 新日本製鉄(株)第一技術研究所 工博 (R & D Laboratories-I, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakaharaku 211)

*² 新日本製鉄(株)第一技術研究所 理博 (現:新日本製鉄(株)君津製鉄所) (R & D Laboratories-I, Now Kimitsu Works, Nippon Steel Corp.)*³ 新日本製鉄(株)第一技術研究所 理博 (R & D Laboratories-I, Nippon Steel Corp.)*⁴ 新日本製鉄(株)第一技術研究所(現:新日本製鉄(株)第二技術研究所) (R & D Laboratories-I, Now R & D Laboratories-II, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of the steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	V	Al
A	0.14	0.28	1.35	0.020	0.011	0.028	0.020
B	0.18	0.18	0.74	0.016	0.020	—	0.016

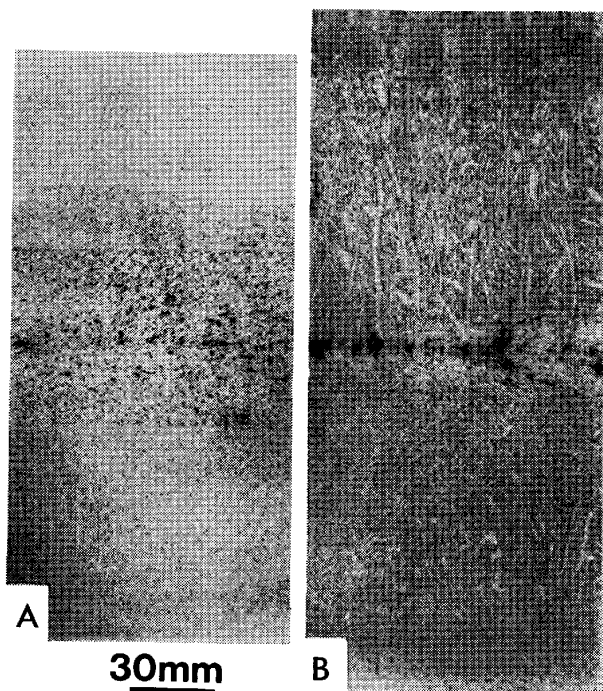


Photo. 1. Solidification structure of continuously-cast slabs. A : STEEL A. B : STEEL B.

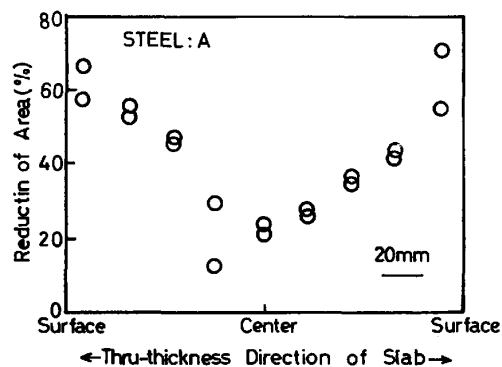


Fig. 1. Relation between reduction of area measured in as-cast condition and location in the thru-thickness direction of slabs.

的な機械的特性の観点から最適な厚板圧延法についての考え方にも言及する。

2. 実験方法と実験結果

2.1 供試鋼の凝固組織

用いた連続スラブ (厚み, A鋼: 210 mm, B鋼: 250 mm) は引張強さ 40~50 kg/mm² 級鋼用であり, 化学成

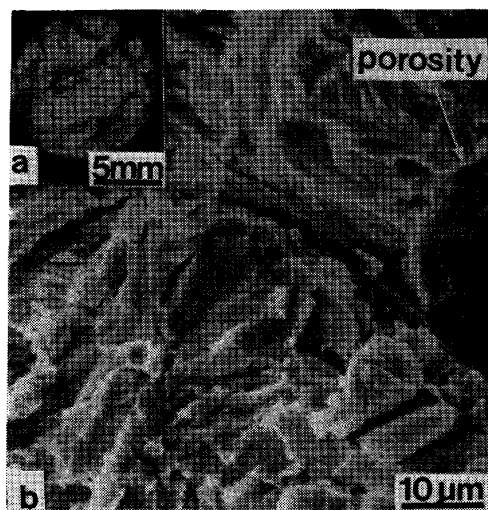


Photo. 2. Fish eyes observed on the surface of tensile test specimens taken from continuously-cast slab (STEEL A). (a) Low magnification view (b) High magnification view.

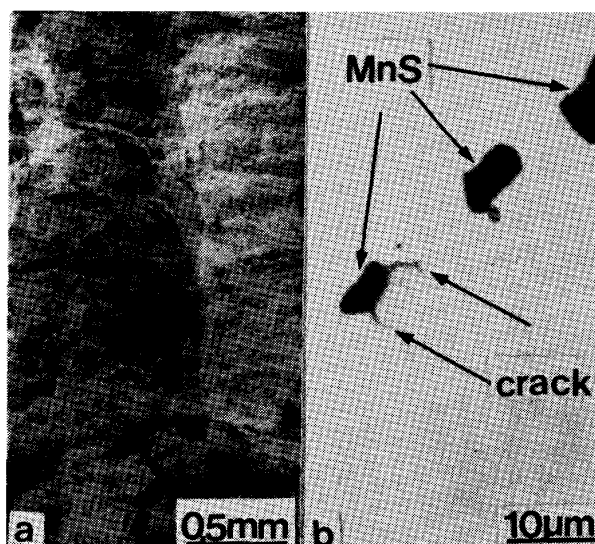


Photo. 3. (a) Ductile fracture surface of Charpy impact specimens (STEEL B). Note columnar dendrites can be seen on the photograph where the primary dendrites are vertical and the secondary ones are horizontal. (b) Ductile crack initiation from manganese sulfide inclusions observed in the tensile test specimen prior to total failure (STEEL B). Direction of tensile stress is vertical.

分を Table 1, 凝固組織を Photo. 1 に示す。A鋼には電磁攪拌処理を施している。鋳造ままにおけるスラブの材質劣化要因を抽出する目的で鋳造引抜方向に平行に丸棒引張試験片 (JIS 4号相似, 平行部 10φ) をA鋼より切り出し, 室温で絞り値を測定した (歪み速度 3×10^{-4} / s)。Fig. 1 に示すように鋳片表面近傍では約 60% の絞り値を示すが中心部近傍では約 20% に低下する。中心部から採取した試験片破面上には銀点 (Photo. 2(a))

(b)が観察される。破面はポロシティを中心にひろがっていること、水素脆化破面であることを考慮すると、これらの銀点はポロシティ内の水素の影響を受けて形成されものと考えられる。中心部より離れた部位で絞り値が低下している場合には引張破面にデンドライト模様が観察される(以後この割れをデンドライト界面割れと称する)。デンドライト界面割れはS含有量の多いB鋼でより顕著である(Photo. 3(a))。デンドライトの一次および二次アームの形態そのままが観察される。デンドライト間に晶出したII型MnSから延性き裂が発生することを確認するため破断前に除荷重した引張試験片の縦断面を研磨し微少き裂を観察した(Photo. 3(b))。写真中央部のMnSの両端からき裂が発生している。

以上の予備的な調査からセンターポロシティとデンドライト間に晶出したII型MnSが铸造まま材の延性劣化要因であることがわかる。

2.2 靱性におよぼすマイクロ偏析の影響

デンドライト間あるいは等軸晶間に存在するマイクロ偏析が靱性に与える影響を調べた。Fig. 2に示す加工熱処理条件を採用し、 γ 粒度を揃え、マイクロ偏析の程度を変えて靱性を測定した。同図で(b)(d)の場合には圧下比3の圧延を施した。エッチングにより凝固組織を現出した試料面をX線マイクロアナライザ(EPMA)で約10mm走査してマイクロ偏析を測定した。Fig. 3にマイクロ偏析測定結果、Fig. 4にシャルピー試験結果を示す⁴⁾。圧延材と無加工材では $vTrs$ 、 vEs (シェルフエネルギー)ともに差があり圧延材の方が優れているが、マイクロ偏析の有無ではシャルピー特性は影響されないことが理解さ

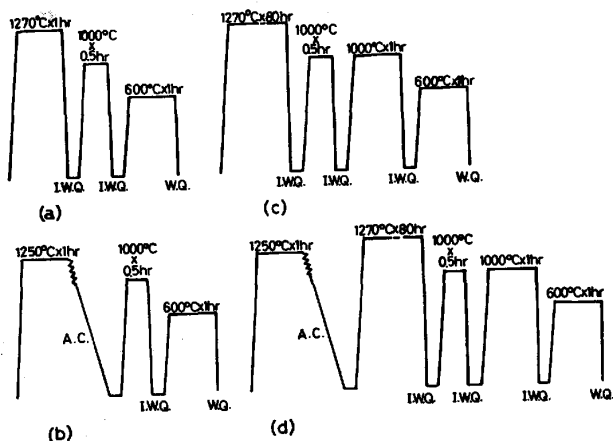


Fig. 2. Diagrams of heat treatment employed to assess the effect of homogenizing microsegregation and hot rolling on Charpy impact characteristics. I. W. Q. : Agitated ice water quench. W. Q. : Agitated water quench. A. C. : Air cooling. (b) (d) : reduction ratio 3.

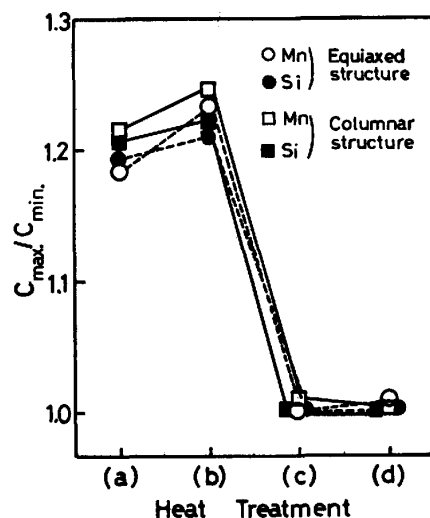


Fig. 3. Effect of heat treatment on homogenization of microsegregation measured with an electron probe microanalyzer. Heat treatment should be referred to Fig. 2 (STEEL B).

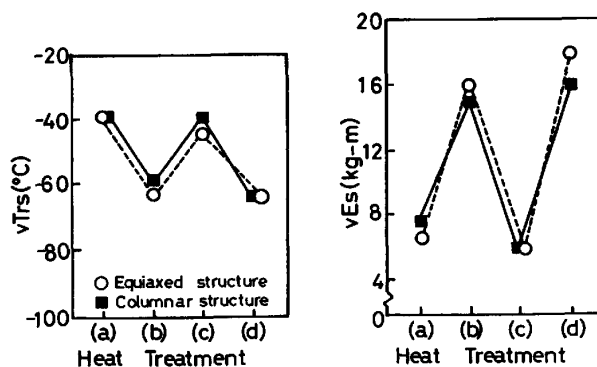


Fig. 4. Effect of heat treatment on Charpy impact characteristics. Heat treatment should be referred to Fig. 2 (STEEL B).

れる。破面観察によればマイクロ偏析の有無によらず無加工材にはデンドライト界面割れが生じている。無加工材の vEs が極めて低いのはこの界面割れの影響が大きいと考えられる。なおA鋼でも同様な結果が得られている。

2.3 強度、靱性におよぼす圧下比の影響

前節では γ 粒度を揃えるために焼入れ焼もどしの状態で靱性を評価したが以後の機械的特性値の評価はすべて圧延まで行つた。圧延加工の塑性学的な効果は圧延素材の厚さ方向位置によつて異なるので、その影響を避けるためスラブの各厚さ方向位置から所定寸法に切り出して圧延用素材を用意した。圧延後の冷速の影響を除くために仕上げ板厚は20mm一定とした。スラブ加熱温度は1000°Cとした。加熱時の γ 粒度は5.6番(ASTM No.)であつた(鋼A)。圧下比1.5, 2.0, 3.0の場合には各パス圧下量5mmで圧延し γ 粒が再結晶する下限

温度、840°C⁵⁾ で仕上がるようにした。圧下比 6.0 の場合には板厚 60 mm までは各パス圧下量 10 mm で圧延し、それ以後は 5 mm で圧延した。なお圧下比 1.0 とは素材厚 20 mm に切り出し、1000°C に加熱した後、空冷したもので圧延は全く加えていない場合に相当する。Photo. 4 は各圧下比の鋼板 L 断面で観察した組織である。圧下比が増えるに伴いパーライトがバンド構造になるが圧下比 1.5 ではほとんど等方的に分散している。Photo. 5 は同面で観察したデンドライト組織の形態変化である。初め圧延方向にほぼ直角に配列していたデンドライト一次アームは圧下比の増加に伴い圧延方向に傾斜し、かつアーム間隔がせばまり緻密化していく様子がわかる。これらの圧延材の強度は圧下比によらずほぼ一定であるが vEs は Fig. 5(a) (b) に示すように圧下比およびスラブ厚方向部位によつて変化する。Fig. 5(a) において横軸はスラブ厚方向の位置、縦軸は T 方向の vEs を示す。第一の要点は圧下比 1.0, 1.5, 2.0 の範囲では vEs に有意差がなく、3.0, 6.0 と増加するにつれて vEs が低下することである。第二点は同一圧下比で鋳片部位の影響をみると中心近傍ほど vEs は低いこと

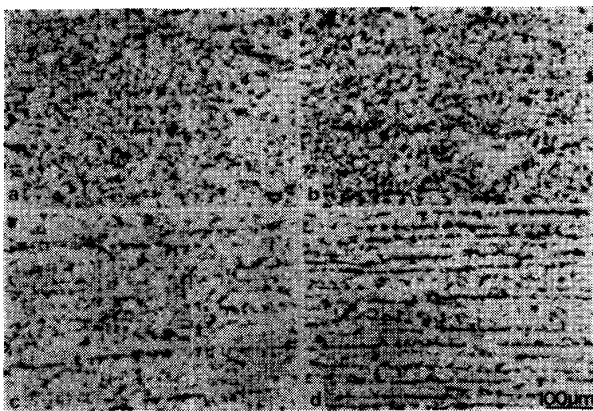


Photo. 4. Microstructure of hot rolled plates with different reduction ratio (Longitudinal section of STEEL A). Reduction ratio : (a) 1.5, (b) 2, (c) 3, (d) 6.

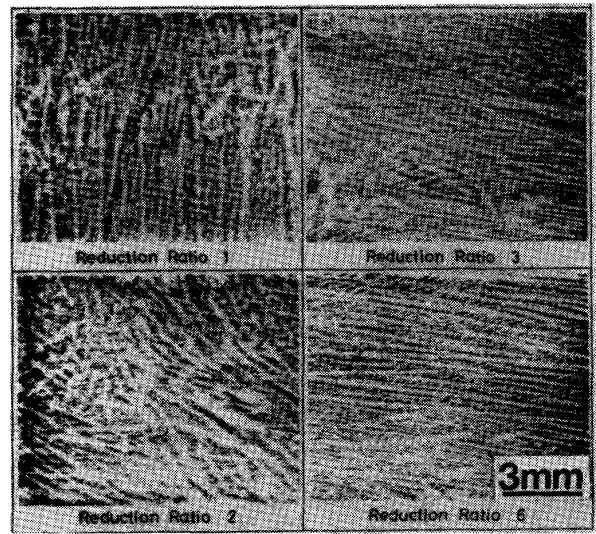


Photo. 5. Solidification structure with different reduction ratio (Longitudinal section of STEEL A).

である。Fig. 5(b) は L 方向の vEs の変化であるが T 方向の傾向とやや異なる。L 方向では圧下比 1.0 の場合に vEs は最も低く圧下比 2.0~6.0 の範囲ではほぼ一定の vEs が得られることである。圧下比 1.0 の場合には L, T いずれの方向であつても試験片破面はデンドライト界面割れを呈し圧下比 2.0 ではほぼ消滅する。絞り値挙動は vEs のそれに類似しているが圧下比 1.0、鋳片厚中心部での絞り値が約 20% と極端に低下している点が異なる。この低下原因はセンターポロシティを起点とする水素脆化によることを破面観察で確認した。同鋼板における vEs と絞り値の相対的劣化度の相違はそれぞれの特性値を測定する際の機械試験における歪み速度の差と考えられる。水素脆性における脆化度は歪み速度に依存し、通常は歪み速度が小さい方がより大きくなることが知られている⁶⁾。

Fig. 6 は 鋳片厚中心部における $vTrs$ と圧下比の関係を表す。1000°C 加熱の場合には圧下比 1.0 を除くすべての圧下比で $vTrs$ は -20°C から -30°C の範囲

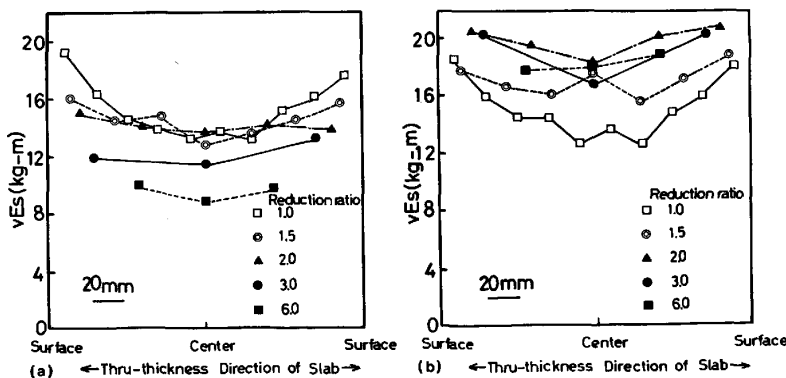


Fig. 5. Influence of location in the thru-thickness direction of slabs and reduction ratio of hot rolling on the shelf-energy determined by Charpy impact test. Test direction, (a) Transverse (b) Longitudinal (STEEL A).

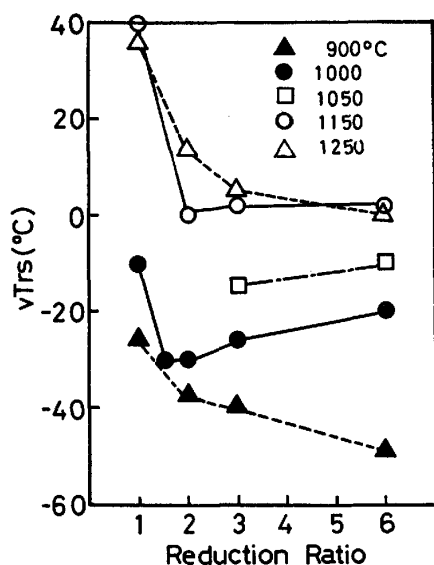


Fig. 6. Effect of reduction ratio and heating temperature of slabs on FATT ($vTrs$) determined by Charpy impact test (STEEL A).

にある。また同一圧下比の鋼板で $vTrs$ と 鋳片厚方向の位置関係を調べたが、中心部で $10\sim 20^\circ\text{C}$ 劣化している以外に $vTrs$ は位置に依存しなかつた。この事実は γ 粒をあらかじめ低温加熱等によつて細粒にしておけば $vTrs$ は見かけの凝固組織の形態変化には影響されないことを意味する。同図には 1000°C 以外の加熱温度での $vTrs$ と 圧下比の関係も併せて示す。圧延仕上げ温度は約 840°C 一定にした。ただし 900°C 加熱、圧下比 6.0 の場合には圧延中の温度降下により仕上げ温度は 800°C に低下した。 $vTrs$ が低いのはこの要因によると思われる。 1250°C 、圧下比 6.0 の場合に比べて 900°C または 1000°C 加熱、圧下比 1.0 の方が $vTrs$ は良好であることは注目すべきことである。換言すれば従来圧下比 6.0 以上の圧延が必須とされて

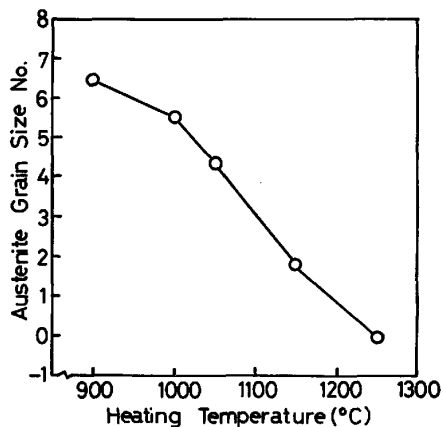


Fig. 7. Effect of heating temperature of slabs on austenite grain size prior to hot rolling (STEEL A).

きた理由の一つは十分に γ 粒を細くし、脆性破壊特性を優れた水準に確保することにあつたが、加熱時の γ 粒を細粒にすればこの規制は緩和できることを意味している。Fig. 7 に加熱温度と γ 粒度の関係を示す。

以上の結果を要約すると、引張強さ $40\sim 50\text{ kg/mm}^2$ 級鋼連铸厚板においてはスラブ加熱時の γ 粒を低温加熱等により細粒にしておけば、高い水準に機械的特性値を保ち、かつ異方性の少ない鋼板を得るには、現在の圧下比より小さい方がよいこと、凝固組織の種類（柱状晶、等軸晶）、圧延による形態変化（緻密化）は圧延材質に対しほとんど影響がないことが明らかになつた。

2.4 圧延によるセンターポロシティの圧着

2.4.1 センターポロシティの内面性状

センターポロシティは圧延により消滅させることはできるが完全に無害化するには内表面相互の接合が必要である。ところがその内表面性状についてはほとんど未知である。そこで AES (オージェ電子分光), EPMA を用いてその内面性状を詳細に調査した⁷⁾。铸造ままおよび 1250°C , 1 h 加熱後に氷塩水中に焼入れた試料 (寸法: $4\phi \times 25\text{ mm}$) を $3 \times 10^{-10}\text{ Torr}$ の高真空チャンバー内で破壊し、ポロシティ内面を露出させ測定した。高真空下でポロシティ内面を露出させたのは大気による汚染を防ぐためである。

焼入れ材のオージェ電子スペクトルを Fig. 8 に、アルゴンスパッタリングを行い内表面から深さ方向の偏析を調べた結果を Fig. 9 に示す。Photo. 6 は铸造まま材における, P, Mn, S, B, N のオージェ像である。同写真 (d) で矢印を付した領域の S は EPMA では検出されず、また Mn のオージェ像とも対応しておらず、表面に偏析した S が検出されたものと考えられる。測定

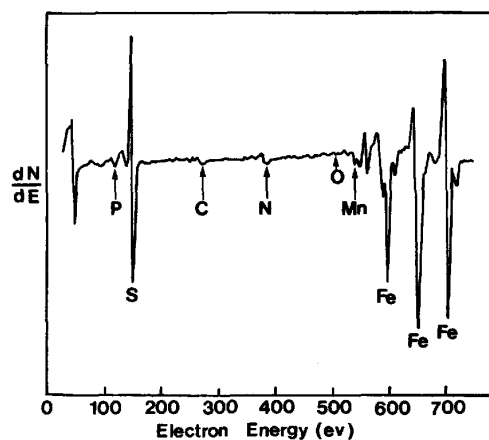


Fig. 8. Auger spectrum obtained on the surface of center porosities of continuously-cast slabs. As quenched into agitated ice brine water from 1250°C (STEEL A).

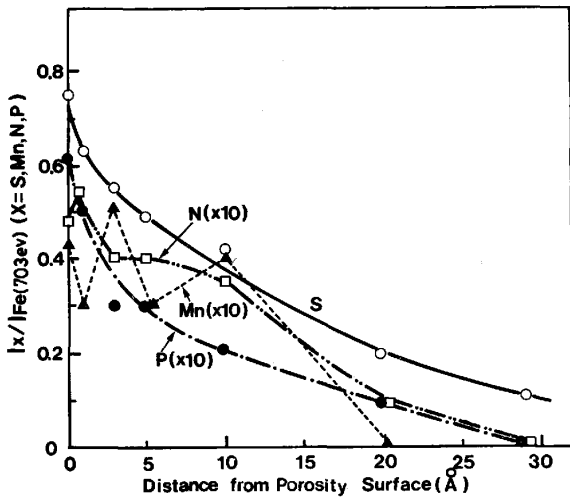


Fig. 9. Profiles of segregation adjacent to the surface of center porosities determined by ion sputtering with an auger electron microscope (STEEL A).

結果から以下のことが理解される。

- (1) 鋳造まま、焼入れままのいずれの状態でもセンターポロシティ内表面は酸化されていない。
- (2) 鋳造まま材でBが検出されているがオーグեսペクトルのエネルギー位置 (167 eV) は原子状Bの位置 (180 eV) からずれており、微細に析出した BN と考えられる⁸⁾。
- (3) 内表面に偏析する元素として S, P, Mn, N, C を観察した。なかでも S の偏析量は他の元素に比べて約 10 倍大きい。焼入れ材における、元素の偏析深さは 20~30 Å であり、ポロシティ内表面が自由表面になっていることにより生じた偏析と考えられる。内表面相互が圧延により接触し、自由表面でなくなればこの浅い偏析は熱拡散により減少が期待できる。

2.4.2 圧延によるセンターポロシティの圧着

圧延によるセンターポロシティの圧着状態を主に A 鋼で調べた。圧着の評価は鋼板の透過 X 線撮影、見掛け密

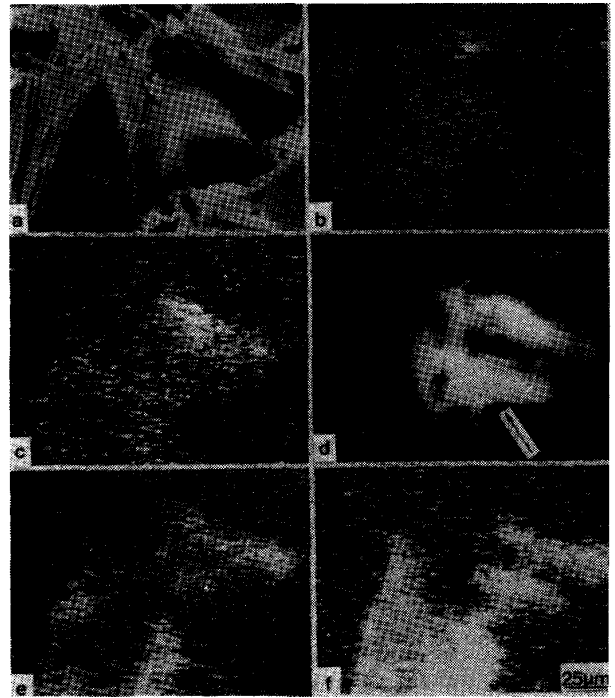


Photo. 6. Auger images of the surface of center porosities in as cast condition. (a) SEM image, (b) P, (c) Mn, (d) S, (e) B, (f) N.

度の測定、板厚方向丸棒引張試験における絞り値の測定で行った。見掛け密度は圧延材板厚中心部より 10 mm × 10 mm × 40 mm の試験片を切り出し、全面研磨の後に蒸留水中でアルキメデス法によつて測定した (繰り返し数 5)。板厚方向引張試験片は各圧延材と同一成分の圧延材をタブ材として両面に電子ビーム溶接した後、平行部直径 10φ に製作した。

圧延方法は 2.3 で説明した条件の他に次の方法を採用した。すなわち鋳片厚中心部から 60 mm 厚に素材を切り出し、仕上げ板厚を 55 mm から 20 mm まで 5 mm 間隔に変化させた。なおスラブ加熱条件は 1000°C 1 h である。Fig. 10(a)(b) は板厚方向の絞り値 (ϕ_z)

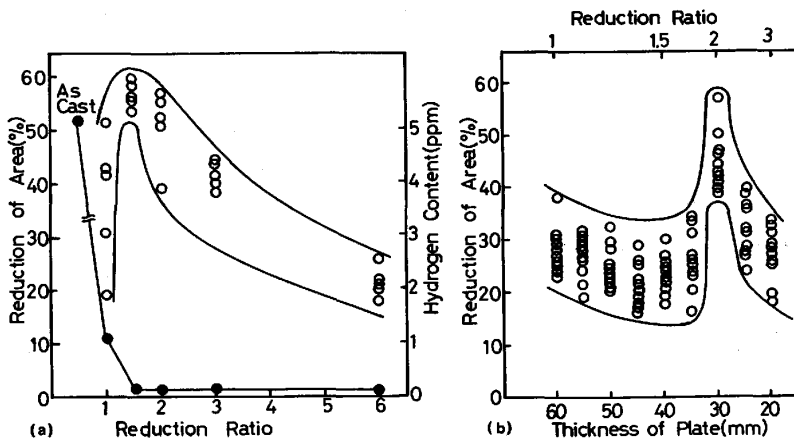


Fig. 10. Effect of reduction ratio of plate thickness on reduction of area measured by tensile test in the short-transverse direction (STEEL A). (a) Plate thickness is constant (20 mm) (open circles). solid circles represent hydrogen content. (b) Slab thickness is constant (60 mm).

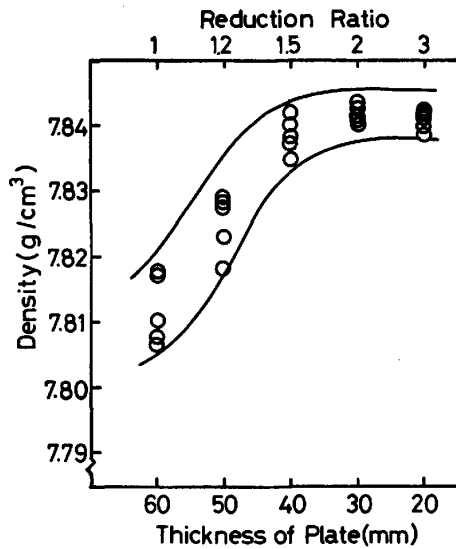


Fig. 11. Change of density of specimens taken from mid-thickness portion of plates as a function of reduction ratio (STEEL A).

を圧下比または仕上げ板厚の関数として示す。仕上げ厚一定の圧延法では圧下比 1.5 で 5 本の試験片の φ_z はすべて 50% 以上の高い値を示した。また試験片破面上には銀点の発生は見られなかつた。Fig. 9 (a) より、圧下比 1.5 ではほぼ残留水素が無くなっていること、銀点が発生しないことを考え合わせると、ポロシティの消滅とよく対応していると言える。他方、素材厚一定の圧延法の場合には仕上げ厚 35 mm までは φ_z はやや低下傾向を示すが板厚 30 mm で φ_z は不連続的に上昇し、25, 20 mm と薄くなると急減する。板厚 35 mm と 20 mm では同程度の φ_z となるが試験片の破面は全く異なり、前者には銀点が出現しているのに対し、後者ではテラス・ウォール型になつている。Fig. 11 には見掛け密度の変化を板厚の関数として示す。圧下比の増加とともに密度は上昇し板厚 30 mm ではほぼ一定となる。すなわち板厚 30 mm (圧下比 2.0) でポロシティは消滅したと考えられる。ここで注意すべきは素材厚 30 mm の場合には圧下比 1.5 でポロシティは消滅しているのに対し、素材厚 60 mm の場合には、より大きな圧下比が必要なことである。すなわちポロシティの圧着は圧下比のみでは整理できないことを意味している。WAGNER ら⁹⁾ は鍛造で φ_z と鍛造比の関係を調べ、1.4 で φ_z が最大になると報告しているが、形状比の効果は取り入れていない。著者らは圧延によるポロシティの消滅過程を解析し、次の消滅条件式を提案している¹⁰⁾。

$$d_o(H_k/H_o) \leq \sum_{j=1}^k W_o(am_j^2 + bm_j + c) (H_k/H_j) \left. \begin{matrix} \\ m_j = 2\sqrt{R(H_{j-1}-H_j)/(H_{j-1}+H_j)} \end{matrix} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

ここで W_o : 圧延前のポロシティの幅、長さ、 p_o : 圧延前のポロシティの厚さ、 H_o : 素材厚、 H_j : j 圧延パス後の板厚、 R : ロール半径、 m_j : j 圧延パス目の圧延形状比、 a, b, c : 定数。(1)式の妥当性は工場圧延で確認されている¹¹⁾。(1)式によれば圧下量 ($H_{j-1}-H_j$) が一定の場合、板厚が厚い程 m_j の値は小さくなりポロシティ消滅に必要な圧下比 (H_o/H_k) の値は大きくなることが明らかである。

3. 実験結果の検討

第 2 章の結果をもとに、連铸スラブから厚板を製造する場合の最適熱間圧延法を検討する。

圧延鋼板の靱性 ($vTrs$) は主として γ 粒の大きさで決まるといわれているが、これは γ 粒径と変態後のフェライト粒径に一定の相関があるからである¹²⁾。したがって再結晶によつて γ 粒を微細化する代わりにスラブの化学成分あるいは加熱法をくふうして初期状態で微細化しても靱性確保の点からは同じ効果が得られる。この結論は圧下比を増加していくに伴う見かけの凝固組織の形態変化(緻密化)は $vTrs$ に影響しないとの実験事実を前提にしている。 γ 粒の微細化にはスラブ低温加熱の他に TiN 等の微細析出物を活用することが有効¹³⁾である。

ポロシティ消滅に効果的な高形状比圧延は視点を換えれば各パスの高圧下率圧延と等価であることが以下の簡単な考察から明らかである。ここで高形状比圧延とは(1)式で定義した m_j の値を大きくとる圧延法を意味する。

j 圧延パス目の圧下率、圧延形状比をそれぞれ r_j, m_j とすれば、その定義より(2)式が成り立つ。

$$\left. \begin{matrix} r_j = (H_{j-1}-H_j)/H_{j-1} \\ m_j = 2\sqrt{R(H_{j-1}-H_j)/(H_{j-1}+H_j)} \end{matrix} \right\} \dots\dots (2)$$

(2)式を変形して H_j を消去して r_j と m_j の関係を求めると(3)式が得られる。

$$m_j = 2\sqrt{Rr_j}/\sqrt{H_{j-1}}(2-r_j) \dots\dots\dots (3)$$

(3)式から m_j と r_j は正相関にあることが理解される。またロール径、ロール回転速度が一定なら熱間圧延時の平均変形速度 ($\bar{\epsilon}$) は m_j を増加させることにより上昇させることができる。ところで供試鋼の基本的化学成分は C-Si-Mn であり、1000°C 加熱のスラブに熱間圧延を施す場合の γ 粒再結晶機構は主として静的再結晶と考えられる¹²⁾。静的再結晶における再結晶 γ 粒度は主に圧下率および平均変形速度に支配されており、高形状比圧延は γ 粒細粒化にも有効と言える。ここで Fig. 6 に示した $vTrs$ と圧下比の関係に注目する。加熱温度 1000

°C の場合には低圧下比材 (圧下比 1.5, 2.0) に比べて圧下比が 3.0, 6.0 と増加するにつれて $vTrs$ はむしろ劣化している。この現象については次のように考えられる。低炭素 Si-Mn 鋼の圧延前 γ 粒度が 5.6 番である時, 1000°C での圧延によつて静的再結晶を生じさせるに必要な圧下率は約 10% である¹²⁾¹⁴⁾。圧下比 3.0, 6.0 の鋼板の初期圧下率はいずれも 8.3, 9.1% で 3 パス目で 10% となる。圧下率が限界値に達しない場合には部分的再結晶するか場合によつては γ 粒が粗大化する¹⁴⁾。他方圧下比 1.5, 2.0 の鋼板における第一パス圧下率はそれぞれ 16.6%, 12.5% であり 10% の圧下率を越えている。初期スラブ厚が大きく, かつ圧下比が十分に確保できないと再結晶による γ 粒の微細化が不十分で $vTrs$ がやや劣化したものと思われる。

低温加熱等により初期 γ 粒の微細化を行い, 高形状比圧延の活用でポロシティ消滅と再結晶 γ 粒の細粒化を達成することと, 圧下比の増加に伴う見かけの凝固組織の緻密化は鋼板の強度, 靱性の向上には結びつかないとの事実を組み合わせると, 連続スラブから厚板を製造する場合に必要な圧下比は現在考えられている値より小さくてよいと結論される。さらに特性値の異方性も考慮すれば, 初期 γ 粒の微細化, 高形状かつ低圧下比圧延の組み合わせが, 連続スラブから厚板を製造する際の最適な熱間圧延法であると言える。上記した三条件は互いに他の条件と相補的な関係にあることを強調したい。

4. 結 論

引張強さ 40~50 kg/mm² 級鋼用連続スラブから厚板を製造する工程において凝固組織の圧延による変化とその変化が鋼板の機械的特性におよぼす影響とを調べ, 材質に対する熱間圧延の冶金的意義を解析し, 以下の結論を得た。

(1) 連続スラブでの凝固組織の相違 (柱状晶, 等軸晶) および凝固組織の圧延による形態変化は鋼板の靱性 ($vTrs$, vEs) に影響を与えない (焼入れ焼もどし材)。

(2) デンドライト間, 等軸晶間のマイクロ偏析は均熱拡散によつて消失させ得るが靱性 ($vTrs$, vEs) は改善されない。

(3) 圧延を施さない鋼材ではデンドライト界面割れが生じ, 測定される延靱性 (vEs , 絞り値) は大幅に低下する。デンドライト界面割れはデンドライト間に晶出した II 型 MnS から発生する。

(4) スラブ表面に近い位置程延靱性は優れており, スラブ厚中心部で最も低い。

(5) 鋼板の脆性破壊特性 ($vTrs$) は γ 結晶粒の大き

きで決まり, 低温加熱等で初期 γ 粒を細かくし適切な圧延を行えば, 圧下比 6 以上の繰り返し圧延を行う必要はない。

(6) センターポロシティの内表面は無酸化であることを AES により確認した。 γ 温度域に加熱すると S がポロシティ内表面に偏析するが (偏析幅は約 30 Å), これは同表面が自由表面であることにより生じた偏析と考えられる。従つて圧延によりポロシティを消滅させれば S の偏析低減が期待される。

(7) 圧延によるポロシティ空隙部の消滅は板厚, 圧延スケジュール, ロール径等に依存し, 圧下比のみでは整理できない。圧下量が同一であればスラブ厚が薄い程ポロシティ消滅に必要な圧下比は小さくてよい。

(8) ポロシティ消滅に有効な高形状比圧延は高圧下率圧延になつており静的再結晶条件下では γ 粒の細粒化に有効である。

以上の実験結果を総合すると, 材質特性に優れ, 異方性の少ない, 引張強さ 40~50 kg/mm² 級鋼厚板材を連続スラブから製造するのに最適な熱間圧延法は初期 γ 粒の微細化 (例えばスラブ低温加熱, TiN の活用), 高形状比かつ低圧下比圧延の組み合わせからなる圧延法であると結論される。

文 献

- 1) 佐藤忠雄: 鉄鋼製造法, 加工 (1) (日本鉄鋼協会編) (1972), p. 90 [丸善]
- 2) 長谷部茂雄, 井関祥浩, 浜中禎雄, 中村昌明: 住友金属, 24 (1972), p. 79
- 3) 山口哲夫, 川和高穂, 石黒守幸, 岩崎宣博, 菅原功夫, 下田達也: 日本鋼管技報, 69 (1976), p. 1
- 4) 南雲道彦, 井上 泰, 奥村直樹, 長谷川俊永: 鉄と鋼, 66 (1980), S 475
- 5) H. SEKINE, T. MARUYAMA, H. KAGEYAMA, and Y. KAWASHIMA: Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite (1981) [AIME]
- 6) J. T. BROWN and W. M. BALDWIN: J. Met., 6 (1954), p. 298
- 7) 奥村直樹, 山本広一: 鉄と鋼, 63 (1977), S 123
- 8) A. P. COLDREN, A. JOSHI, and D. F. STEIN: Metall. Trans., 6A (1975), p. 2304
- 9) H. J. WAGNER and J. W. SPRETNAK: Trans. ASM, 52 (1960), p. 629
- 10) 奥村直樹, 久保田 猛, 丸山忠克, 南雲道彦: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 201
- 11) N. OKUMURA, T. KUBOTA, M. NAGUMO, J. HADA, and A. SAITO: Proc. Int. Conf. on Steel Rolling (1980), p. 217 [ISI]
- 12) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究 (1976) 289, p. 43
- 13) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1209
- 14) 田中智夫: 制御圧延技術の基礎とその展開 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1980), p. 23 [日本鉄鋼協会]