

論 文

UDC 621.771.016 : 620.192.45 : 539.4 : 539.4 : 539.22

圧延材の延性におよぼす MnS 介在物の形状変化の影響*

高 田 寿**・金子 晃 司**
井 上 毅**・木 下 修 司***

Effect of Shape of MnS Inclusion on Ductility of Rolled Plate

Hisashi TAKADA, Koji KANEKO,
Tsuyoshi INOUE, and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

A study has been made of the effect of shape of MnS inclusion on the directionality of mechanical properties using a commercial grade 0.13%C-1.34%Mn steel. Shapes of inclusion are varied with temperature and reduction ratio of rolling. Mechanical properties of longitudinal (L), transverse (C) and through-thickness (Z) directions are measured.

MnS inclusion deforms to greater extent as rolling temperature decreases and relative plasticity of inclusion (ratio of plasticity of inclusion to that of matrix) is about 0.5 at 1250°C and 1.0 at 900°C. The variation of ductility (reduction of area and Charpy shelf energy) with rolling conditions is clearly described as a function of IAR (inclusion aspect ratio) in each direction.

Efforts are made on expressing the ductility in one parameter regardless of direction and rolling conditions and it is found that Charpy shelf energy can be described as a function of $\log\left(\frac{1-2f_A}{2f_A}\right)$, where $2f_A$ is the area fraction of MnS inclusions on the ductile fracture surface of a test piece.

1. 結 言

非金属介在物は延性破壊のポイド発生の核となつて延性を低下させることが知られている¹⁾²⁾。介在物の中でも圧延により伸長したA系介在物は、横方向の延性を低下させるため、ラインパイプ用鋼などでは添加元素により介在物の形状を制御する対策も試みられている³⁾。伸長した介在物は横方向だけでなく、特に板厚方向の延性をいぢるしく低下させる。近年構造物の大型化、複雑化につれて板厚方向に応力がかかる場合も多くなり、板厚方向の延性が要求されるようになってきた。

従来から介在物の体積率が增大するか、圧延によつて介在物の伸長の度合が大きくなると、延性が低下し、また方向による延性の差異が大きくなることが知られている⁴⁾。延性におよぼす体積率の効果に関しては THOMAS⁵⁾や GURLAND⁶⁾らにより検討が加えられており、破壊の条件式が提出されている。また介在物の体積率と伸

長の度合を同時に含むパラメータとして、研磨面における長さで評価しようとする試みもなされているが²⁾⁷⁾、荷重方向によつて延性を同一パラメータで評価できない欠点がある。

本稿は圧延条件による MnS の形状の変化と延性(引張試験の絞り、衝撃試験のシェルフエネルギー)の関係を定量的に調べ、圧延方向、横方向だけでなく、板厚方向の延性も含めて同時に整理できる MnS に関するパラメータを検討した結果について報告する。

2. 供試材ならびに実験方法

供試材として 30 t 鋼塊から圧延した 300 mm 厚スラブを用いた。その化学組成を Table 1 に示す。

一般に厚さの大きい板材の機械的性質は、多くの場合板厚方向 1/4 の位置で試験されるので、スラブ厚の 1/4 の位置が中心になるようにスラブの中心部を切断して、厚さ (t_s) 130 mm, 幅 (w_s) 110 mm, 長さ (l_s) 130 mm

* 昭和49年4月本会講演大会にて発表 昭和50年8月15日受付 (Received Aug. 15, 1975)

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

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steel (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Al	O	N
0.13	0.24	1.34	0.009	0.017	0.027	0.0021	0.0051

の試料を採取し、圧延に供した。加熱温度は 1 250, 1 100, 1 000, 900, 800°C とし、いずれも 1 hr 保持したのち、圧延率はスラブですでに 62% (圧下比で 2.6) になっているので、72~98% の範囲内で圧延率を変化させて一方向圧延をした。圧延材の厚み (t)、幅 (w)、長さ (l) を測定し、鋼塊からスラブに分塊する際の幅広がりを見無視して圧延前の t_s, w_s, l_s から圧延材の鋼塊における厚さ (t_0)、幅 (w_0)、長さ (l_0) を計算して、圧下比 t_0/t 、幅広がり率 w/w_0 、伸び率 l/l_0 を求めた。圧延工程の途中での温度の低下を防ぐため、2~3 パス圧延後に中間加熱を行なった。このときの加熱における MnS の球状化を少なくするため、炉中保持時間は約 10 min とした。なお炉から試料を取り出して、3 パス圧延後再度炉に入れるまでの時間は 50 sec 以下であったが、板厚が 25 mm 以下になると 1 回のパスで表面温度が約 70°C 低下するのが認められた。

MnS の形状測定に関しては圧延面に垂直で圧延方向に平行な断面 (L 面) と垂直な断面 (C 面) を 400 あるいは 1 000 倍で検鏡し、楕円形になった MnS の圧延方向と平行な断面における長軸 (b) と短軸 (a)、垂直な断面における長軸 (c) と短軸 (a) を測定した。MnS の大きさは、スラブの L 面において長さ b は平均 38μ で厚さ a は平均 4.8μ で比較的大きいが、MORPHOLOGY⁹⁾ は Type II が主体であるため、必ずしも圧延方向に長軸が平行になっていないものもあり、傾いている MnS については Fig. 1 のように圧延方向と平行ならびに垂直な断面への投影長さを測定した。各圧延試料の各断面での MnS 測定数は 25~60 で、個々の $\log(b/a)$ と $\log(c/a)$ を計算し、それぞれの平均したものを各圧延条件における L 方向および C 方向の MnS 形状係数 (Inclusion Aspect Ratio IAR) とした。基地鋼自身に対しては、圧延素材内に鋼の仮想球を考え、これが圧延によつて変形すると

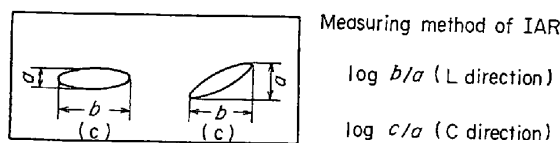


Fig. 1. Inclusion shape measurement and definition of IAR (Inclusion Aspect Ratio), a : thickness, b : length, c : width, L direction is longitudinal and C direction is transverse

して MnS の IAR に対応する係数を求め、 $\log \{(t_0/t) \times (l/l_0)\}$ (圧延面に垂直で圧延方向に平行な断面, L 面) $\log \{(t_0/t) \times (w/w_0)\}$ (圧延面に垂直で圧延方向に垂直な断面, C 面) を鋼の形状係数 (Metal Aspect Ratio MAR) とした。

機械的性質としては特に介在物の影響が強くあらわれる絞り、セルフエネルギーと MnS の形状との関係に重点をおいてしらべた。すなわち各圧延後の試料の圧延方向 (L 方向)、圧延方向と直角方向 (C 方向) から、また板厚方向 (Z 方向) は板厚方向に補助部材を溶接した後、それぞれ 15 mm の角材を切り出し、900°C × 1 hr の焼ならし処理をした後 JIS 4 号シャルピー試験片および平行部径 4.0 mm ϕ 、平行部長さ 5 mm の引張試験片に加工し、各試験に供した。組織はフェライト・パーライトで縞状組織は非常に軽微であつた。

シャルピー試験で延性破壊した破面から、EPMA (X 線マイクロアナライザ) により S の特性 X 線像を観察し破面上に占める MnS の面積率を測定して、これをみかけ面積率とした。

3. 実験結果および考察

3.1 MnS の変形

1 250~800°C に加熱後圧延した試験材の L 面と C 面で観察される MnS の形状係数 (IAR) を鋼の形状係数 (MAR) に対しプロットしたものを Fig. 2 に示す。加熱温度が高い高温圧延材の方が MAR に対する IAR が

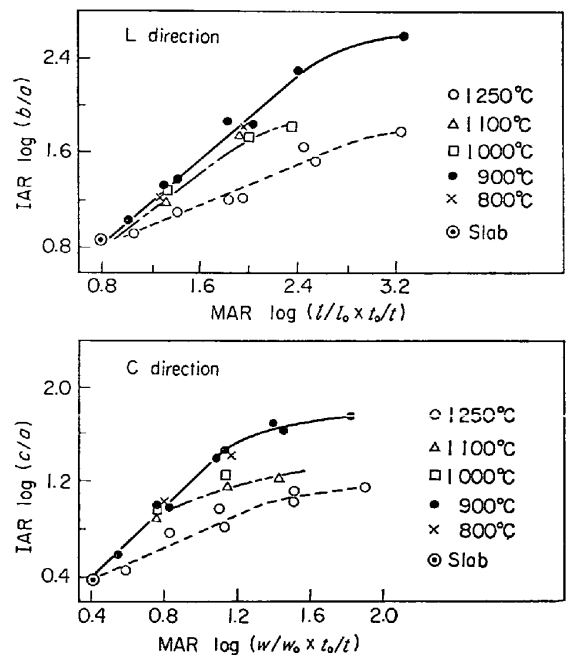


Fig. 2. Relation between MAR (Metal Aspect Ratio) and IAR at various rolling temperatures.

小さく、加熱温度が低下するにつれて MnS は変形しやすことを示している。

MnS の変形のしやすさを知るには、基地鋼の変形量に対する MnS の変形量を比較すればよく、相対変形能 ν として、真ひずみの比から圧延材では次式により求められる¹⁰⁾。

$$\nu = \frac{\log(b/a) + \log(b/c)}{3 \log h} \dots\dots\dots (1)$$

ここで a, b, c は前節で定義した MnS の各軸長で、 h は圧延材の圧延前後の断面積比である。鋼塊状態の MnS の長軸、短軸の方向に規則性がなく $a_0 = b_0 = c_0$ とすれば、L 面と C 面から測定できる $b/a, c/a$ から加工後の a, b, c がどのように変化したかを知ることができ、したがって b/c も求められ、(1) 式によつて相対変形能を計算することができる。一方 Type I MnS の特徴として針状や棒状のものも多く、圧延中に回転して、IAR は形状変化と回転の両方の影響を含んでいることが予想されるが、観察によると回転による IAR の変化率への影響は圧延の初期に起こつてしまい、圧延率が大きいところでは IAR の変化率は主として形状変化で決まると考えられる。本実験ではすでに 62% の圧延率を与えたスラブを原点として、それ以後の IAR と MAR の変化量との比から ν 値を求めたため、回転による影響は無視しうるものと考えられる。 ν 値の計算結果を Fig. 3 に示す。800°C の ν 値は BAKER ら¹¹⁾ の (1) 式と類似の式で求めた Type I ($\nu = 0.48 \sim 0.28$) と Type II ($\nu = 1.0 \sim 0.73$) の中間であり、彼らの Type II で求めた結果¹²⁾ とよく一致している。また 900°C 以上になると彼らの求めた Type I とほぼ同程度の ν 値で、圧延温度の上昇につれて相対変形能は低下している。ただし Type I と Type II の ν 値が同程度であつても、同じ圧延率を与えた場合、IAR の値そのものは圧延初期に起こつた回転の影響が加算されるので同じ値にならない。

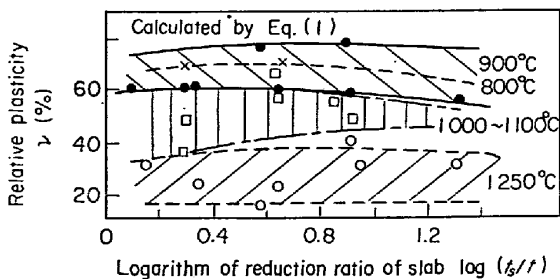


Fig. 3. Variation of relative plasticity (ν) with reduction ratio of slab at various rolling temperatures. Calculated by Eq. (1).

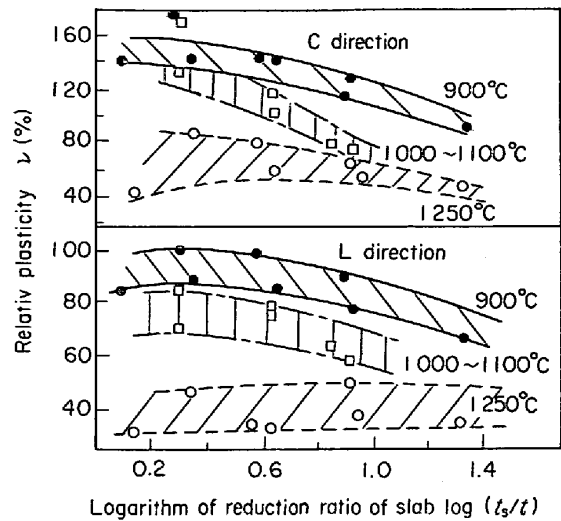


Fig. 4. Variation of relative plasticity of MnS inclusion in L and C directions of the plates rolled at 900~1250°C. Calculated from the tangent of IAR-MAR relation shown in Fig. 2.

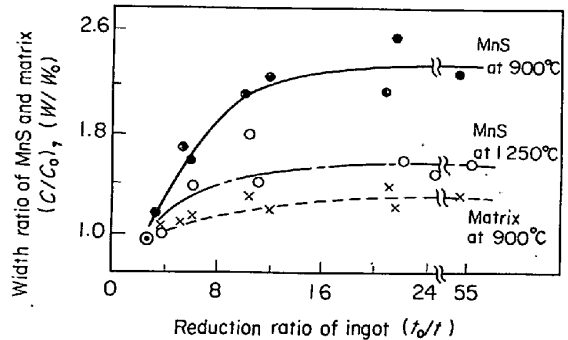


Fig. 5. Variation of width ratio of MnS inclusion and matrix in C direction with rolling reduction ratio at 900 and 1250°C.

ところで、(1) 式によると MnS の横方向の変形量が大きくなると ν 値は小さくなる。すなわち MnS が非常に変形しやすく、圧延中に幅方向への伸びが増大すると ν 値は小さくなる欠点がある。このため本実験では Fig. 2 のスラブのデータを原点とした各点の傾きから相対変形能を計算することにした。その結果は Fig. 4 のようになる。900°C 加熱材の L 方向においてはほぼ基地鋼と同程度の変形をしており、C 方向においては基地鋼より形状変化が大きくなつている。圧延温度を高くした 1250°C 加熱圧延材になると 900°C 加熱圧延材の半分程度の相対変形能になつている。Fig. 5 は幅方向の MnS の伸び率 c/c_0 を示したものであるが、加熱温度が低い場合には c/c_0 はスラブの 2 倍以上になつている。同図には基地鋼の平均幅広がり率 w/w_0 も示してあるが圧下比の高いところでも約 1.3 である。圧延材の中央部にお

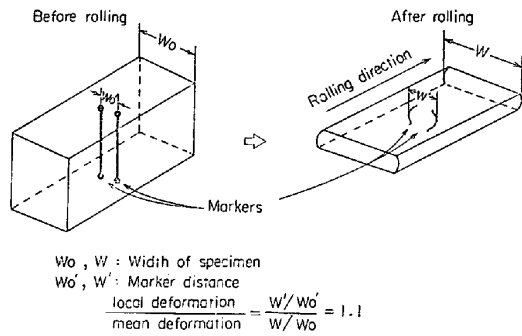


Fig. 6. Measurement of local deformation at transverse direction of matrix.

る幅広がり率は平均幅広がり率より大きい、これを調べるために Fig. 6 に示すように圧延前に 1.5 cm 間隔の穴をあけ、ここへ異種の炭素鋼を埋め込んだ後に圧延した。その結果板厚中央部の幅広がり率は平均幅広がり率の 1.1 倍程度であることがわかった。Fig. 5 では 900°C 加熱圧延材の MnS 幅広がり率は基地鋼の約 1.6 倍にもなっていることから、MnS は基地鋼よりわずかに幅方向へ伸びていると考えられる。

CHAO¹³⁾らによつても、炭素鋼中の MnS はオーステナイト域で基地鋼より軟かく、相対変形能も大きくなることが示されているが、圧延方向の真ひずみから計算する(1)式では、MnS が基地鋼より幅方向に伸びると相対変形能は低下するという不合理のため、MnS の変形能を過小評価する危険があり、幅広がりをとまなう圧延材の評価方法としては適当ではないと考えられる。

3.2 機械的性質と MnS の形状係数 (IAR) の関係

圧延後 900°C 焼ならし処理した組織はフェライト・パーライト組織で縞状組織は軽微であつた。引張試験の結果 L, C 方向の引張強さは圧延条件にあまり影響されず 52~54.5 kg/mm² の範囲でほぼ一定であり、下降伏点 (または 0.2%耐力) は、L, C, Z 方向とも 31~33 kg/mm² の範囲で差が少なかったため、引張性質に関しては MnS の形状の影響が強くあらわれる各引張方向の絞りと Z 方向の引張強さを調査した。衝撃性質については、Fig. 7 に示すように圧延率に対する衝撃遷移温度 (延性-脆性遷移温度) の差が少ないため、セルフエネルギーについて検討した。

Z 方向引張強さと L, C, Z 方向の絞りを圧延率に対しプロットした結果を Fig. 8 に示す。1250°C 加熱圧延材 (高温圧延材) は圧延率を大きくしても Z 方向引張強さはほぼ一定で、L 方向と同一であるが、加熱温度が低い場合には、圧延率が高くなると引張強さの低下が認められる。

L 方向絞りは圧延率や圧延温度にあまり影響されない

が、C 方向および Z 方向の絞りは圧延率の増大とともに低くなると同時に、同じ圧延率でも圧延温度の低い方が低い値を示している。

シャルピー試験におけるセルフエネルギーと圧延率の関係を Fig. 9 に示す。L, C, Z 方向ともに圧延率の増加にともなつてセルフエネルギーが低くなり、また圧延温度が低いものの方がセルフエネルギーも低くなつていて、C, Z 方向の絞りと同様の傾向をさらにはつきりと示している。同図には、同じ圧延材を焼入れ焼もどし処理した結果も示したが、焼ならし処理材と類似の

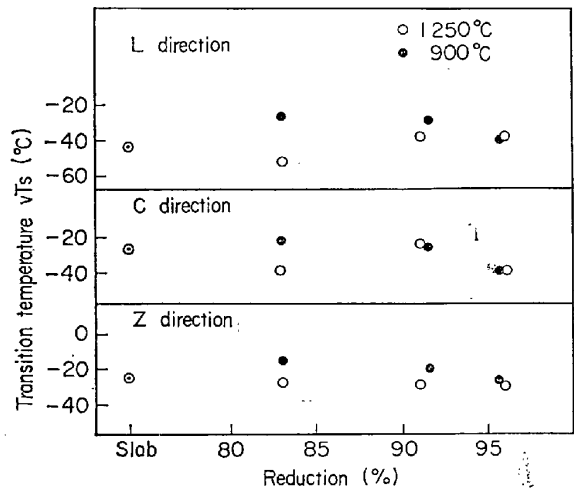


Fig. 7. Relationship between impact transition temperature and rolling reduction in L, C and Z (through-thickness) directions of the plates rolled at 900 and 1250°C.

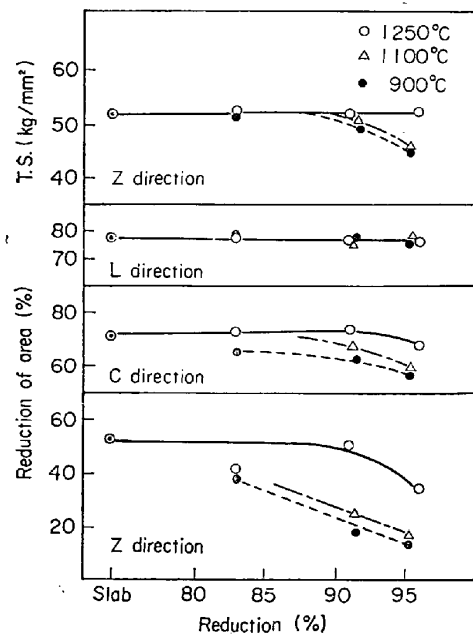


Fig. 8. Effect of rolling reduction and temperature on tensile strength in Z direction and reduction of area in L, C and Z directions.

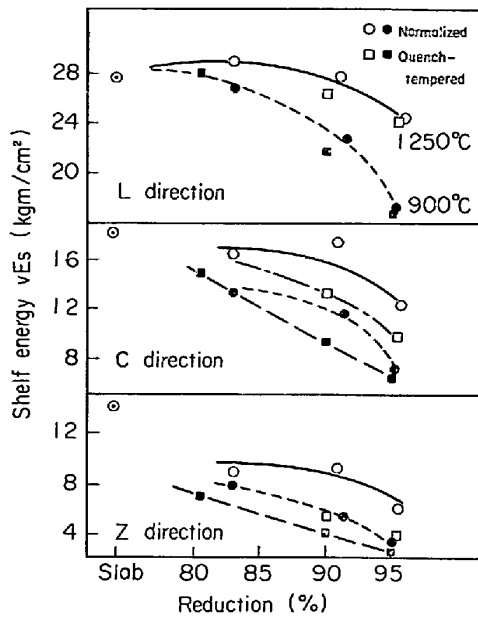


Fig. 9. Effect of rolling reduction of normalized and quench-tempered specimens rolled at 900 and 1250°C on Charpy shelf energy in L, C and Z directions.

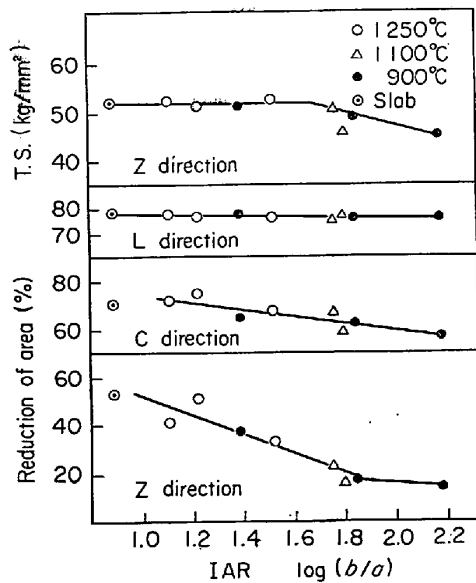


Fig. 10. Dependence of reduction of area in L, C and Z directions and tensile strength in Z direction upon IAR of plates rolled at 900~1250°C.

傾向を示している。

以上のように引張性質ならびにシャルピー試験のシェルフエネルギーは圧延率、圧延温度により変化するが、IAR をプロットすると Fig. 10 に示すように各方向ごとに整理できる。Fig. 10 は引張性質とL面で測定される IAR との関係であるが、Z 方向の引張強さは IAR が小さい場合にはほとんど影響されないが MnS の伸長

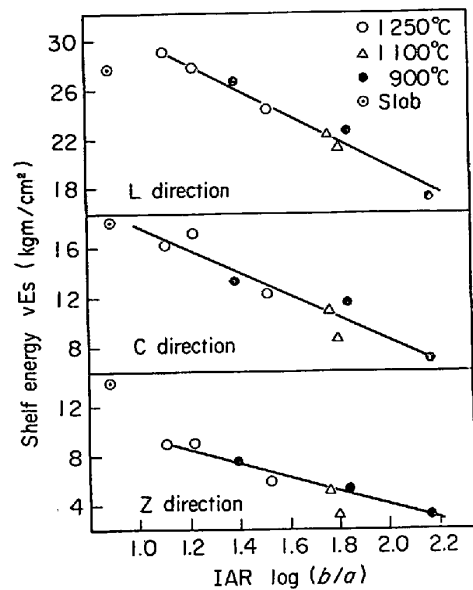


Fig. 11. Dependence of Charpy shelf energy of L, C and Z directions upon IAR of plates rolled at 900~1250°C.

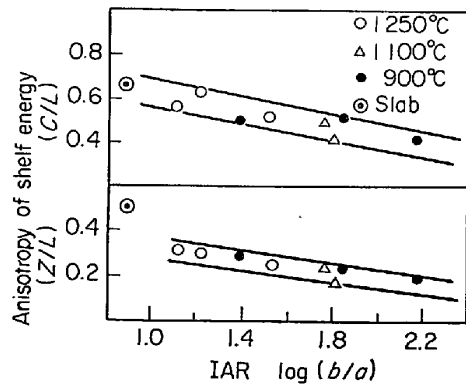


Fig. 12. IAR dependence of ratio of Charpy shelf energy of C and Z directions to L direction.

がいちじるしくなると低下することがわかる。この原因は MnS の伸長が大きく、IAR が 1.8 以上になると Z 方向の絞り は 20% 以下となり最高荷重点に達する前に破断するためであると考えられる。L 方向の絞り は実験範囲内の形状変化においてはそれにより受ける影響が少ないが、C 方向、Z 方向の絞り は IAR の増大につれて直線的に低下する。なお、IAR が約 1.8 以上の範囲で Z 方向絞りの変化が小さくなるのは、最高荷重点に到達する前に破断するため、一様伸びに対応する断面減少率しか観察できないためである。

シェルフエネルギーとL面で測定される IAR の関係を Fig. 11 に示す。L, C, Z 方向とも IAR の増大により、絞りと同様に直線的に低下している。すなわち圧下率や圧延温度に影響される延性の変化は MnS の形状

変化に起因していることが同図より知られる。なお、Fig. 10 と Fig. 11 を比較すると、特に L、C 方向ではセルフエネルギーの変化の方が絞りの変化よりも IAR の変化に対する依存性が強いことが認められる。セルフエネルギーと絞りとはともに延性を示すパラメータであるが、両者の間の相関を調べた GRAY¹⁴⁾ の結果でも、特に絞りの高い領域ではセルフエネルギーの方が絞りよりもはるかに延性を敏感に示しており、本結果は GRAY の結果と一致している。

Fig. 12 は L 方向に対する C 方向ならびに Z 方向のセルフエネルギーの割合、すなわち異方性という観点から見た結果であるが、MnS が伸長した方が異方性が増大することがわかる。

延性を MnS のいろいろのパラメータで評価しようとする試みがなされているが、その 1 つにシャルピー試験の破断面に平行な断面で観察される介在物平均長さ (\bar{l}) と単位面積における介在物 (N) 数を求め、介在物パラメータ $1/\bar{l}\sqrt{N}$ で整理するとクロス圧延*した L、C 方向のセルフエネルギーがよく整理できるという報告がある¹⁵⁾。この介在物のパラメータは圧延前の介在物を球と仮定すれば、ここで求めた介在物の長軸/短軸 (L 面で得られる b/a 、C 面で得られる c/a) とは次のような関係にある。

単位体積当たりの介在物の個数を N_V 、介在物の平均体積を V とすると、体積率 $f_V = N_V \times V$ で示される。いま研磨面と垂直方向 (奥行き) に介在物が Z の長さをもつものとする、研磨面で観察される個数は $N = N_V \times Z$ であるから $f_V = N \times V / Z$ となる。ここで V は $a \times b \times c$ に比例するから、

$$l^2 N \propto l^2 \times f_V \times \frac{Z}{(a \times b \times c)} \dots\dots\dots (2)$$

となる。ここで l は介在物の研磨面でみられる長さとする。

L 面では $l=b$ 、 $Z=c$ であるから

$$l^2 N \propto f_V \times (b/a)$$

C 面では $l=c$ 、 $Z=b$ であるから

$$l^2 N \propto f_V \times (c/a)$$

の関係がある。

以上の結果から $1/\bar{l}\sqrt{N}$ は介在物の体積率 f_V と破断面に平行な研磨面で観察される介在物の長軸/短軸の積の $-1/2$ 乗に比例することがわかる。本実験においては体積率が一定であるから、介在物の (長軸/短軸) $^{-1/2}$ に比例することになる。その結果を Fig. 13 に示す。L 方向と C 方向は別の直線関係になつている。クロス圧

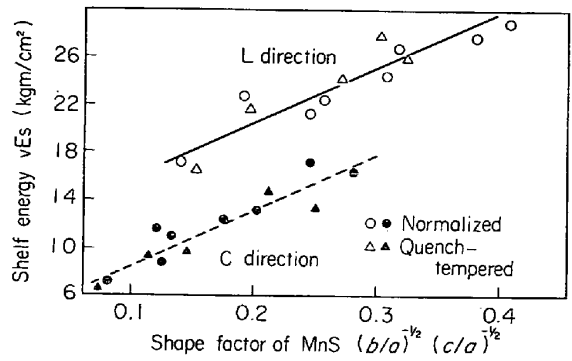


Fig. 13. Variation of shelf energy of normalized and quench-tempered specimen with inclusion shape factor ($(b/a)^{-1/2}$ for C direction and $(c/a)^{-1/2}$ for L direction).

延の場合は L 方向と C 方向が同一直線にあると報告されている¹⁶⁾が、一方向圧延の場合は別々の直線関係になるものと考えられる。同図において $1/\bar{l}\sqrt{N}$ が同じならば、L、C 方向シャルピー破断面に平行な研磨面の IAR は同じであるが、研磨面上の介在物の平均的な大きさは C 方向シャルピー破断面に平行な研磨面 (L 面) の方が大きいことは明らかである。このことからセルフエネルギーは研磨面上の介在物の量や形状だけでなく、大きさや破断面に垂直方向の長さなども考慮しなければならないと考えられる。

3.3 破断面上の MnS のみかけ面積率とセルフエネルギーの関係

シャルピー衝撃試験後の延性破断面を SEM で観察すると、L 方向破断面には大きなディンプルと小さなディンプルがあつて、大きなディンプル内には MnS が観察される場合が多い (Photo. 1)。C 方向破断面は圧延率が大きくなると伸長した MnS を含んだ細長い大きなディンプルと、その間の小さなディンプルからなつている (Photo. 2)。Z 方向破断面では板状の MnS が破断面上にあり、その周囲は小さいディンプルで囲まれている (Photo. 3)。スラブのように圧延率の少ない鋼板の Z 方向破面においては、Type II 型⁹⁾の MnS に沿つて破断したような形態が観察される (Photo. 4)。

前述の IAR によつて各試験方向別に延性を整理することができるが、三方向の延性を統一して整理することができない。しかし組織による異方性がないものとするならば (ここでは焼ならしの処理をおこなつて、この影響を小さくしている)、延性の異方性は介在物に起因しているものと考えられる。またいくつかの延性破壊のモデルにおいても¹⁶⁾、破壊は介在物から発生したボイドの連結によつて進行するという見方が多い。したがつて延性の

* 板の長手方向と直角方向にも圧延すること。

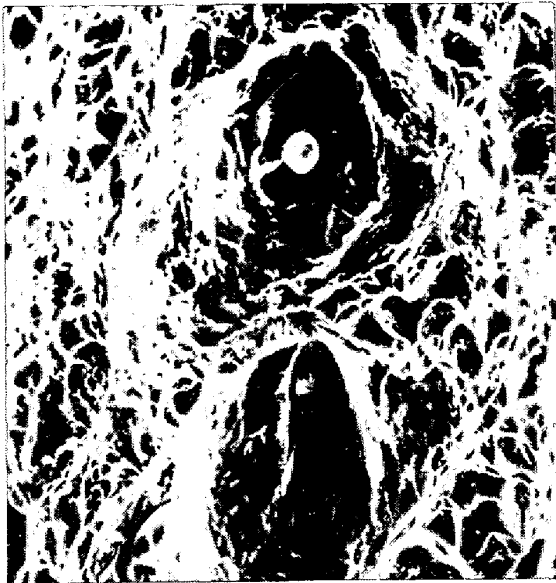


Photo. 1. Fracture surface of L direction Charpy specimen rolled to reduction of 95.8% at 1250°C.



Photo. 2. Fracture surface of C direction Charpy specimen rolled to reduction of 91.3% at 900°C.

大小は破断面に存在する介在物の量と何らかの関係があるものと考えられ、シャルピー破面上に占める MnS の面積率 (MnS みかけ面積率: f_A) を測定した。 f_A と IAR の関係は Fig. 14 に示すように各試験方向別により相関がある。すなわち MnS みかけ面積率 f_A は、IAR の増加によつて増大すると同時に、同じ IAR でも L 方向から C 方向さらに Z 方向と延性の減少する試験方

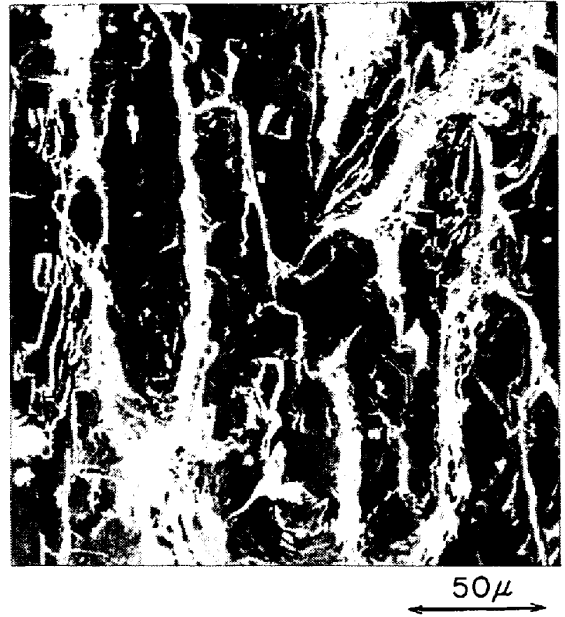


Photo. 3. Fracture surface of Z direction Charpy specimen rolled to reduction of 91.3% at 900°C.



Photo. 4. Fracture surface of Z direction Charpy specimen of slab showing morphology of type II MnS. (reduction 62%)

向になるにつれて増大し、 f_A は介在物の形状変化による差とともに、試験方向による差をあらわしており、延性の評価方法として有効な手段と考えられる。

延性は一般に第2相粒子の体積率 f_v の関数になることが知られていて⁵⁾、実験的に $(1-f_v)/f_v$ とよい相関がある⁶⁾。

しかしながら本実験では供試材が含有する介在物の量は一定であるため、供試材の延性の異方性を介在物の体

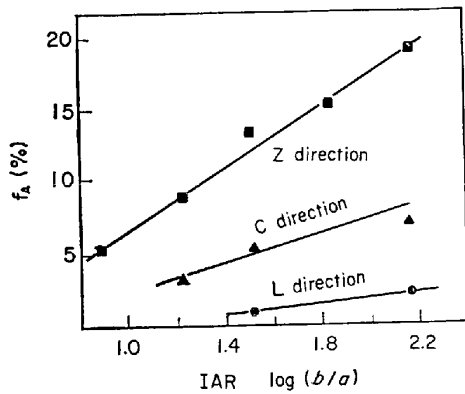


Fig. 14. Variation of area fraction of MnS inclusions on the fracture surface of impact specimen with IAR. (f_A is area fraction measured on one side of fractured surface)

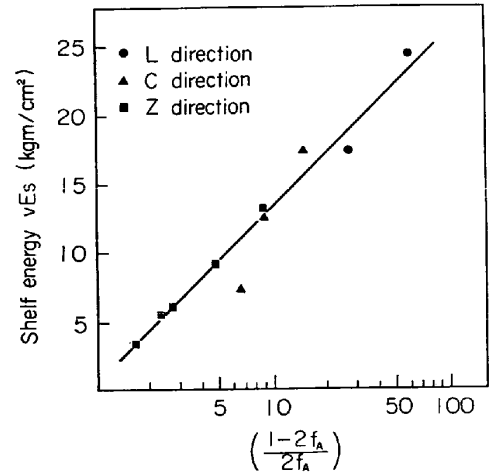


Fig. 15. Relationship between Charpy shelf energy and $\log(1-2f_A)/2f_A$, where $2f_A$ is area fraction of MnS on the fracture surface.

積率によつて説明することはできない。一般に、延性破壊においてディンプルと第2相粒子の存在とは密接な関係があり、第2相粒子のところにボイドが発生して延性破壊にいたることは周知である。したがつて、延性破壊において問題になるのは第2相粒子の体積率そのものではなく、負荷応力状態も考慮して結果として破面上にいくかに多くの第2相粒子が存在し得るような破壊経路をとり得るかということであるとと考えられ、破面上に存在する第2相粒子の量が問題であると推察される。Fig. 15はこのような観点から破面上にあらわれた介在物(MnS)のみかけの面積率から $(1-2f_A)/2f_A$ (片面で観察される面積率を f_A とすると両面で $2f_A$) を求め、これに対してセルフエネルギーをプロットした結果である。これからわかるようにセルフエネルギーは試験片の採取方向に関係なく一つの関係に整理されることがわかる。既述のように一般に第2相粒子の体積率と延性の間には一定の関係が存在するが、第2相粒子が球状の場合や球状でなくともその形状と配列の間に規則がなく、任意の向きに存在しており、さらに分布にも規則性がない場合には、延性に異方性はなく、延性破面上にあらわれる第2相粒子のみかけの面積率と体積率の間には一定の関係が存在すると考えられる。しかしながら、本供試材のようにすべての扁平な第2相粒子(MnS)が圧延方向に平行な長軸をもつて存在するような場合には、破面上にあらわれるみかけの面積率と体積率の間には必ずしも関係はなく、みかけの面積率が延性破面を論ずる上で重要な要因になると考えられる。みかけの面積率は介在物が延性破壊の上で何らかの役割を果たした結果であり、それ自身原因ではないが、このような結果をもたらすものとしては、鋼材が含有する介在物の量(体積率)のほかに、

Fig. 14 にみられるように介在物の形状も大きな役割を果たしており、さらに延性の異方性に関しては介在物の配列方向の異方性が問題となると考えられる。

4. 結 言

圧延条件によつて MnS の形状を変化させ、L, C, Z 方向の機械的性質との関係を検討し次の結果を得た。

1) MnS は圧延温度が高い場合より低い場合によく変形する。900°C 加熱圧延材では MnS は鋼自身とほぼ同程度の変形をするが、1250°C 加熱圧延材では MnS は基地鋼の半分程度の変形しかしない。

2) L 方向の絞り率は圧延率、圧延温度に関係なくほぼ一定であるが、C 方向、Z 方向の絞り率は圧延率の増大にともなつて減少し、圧延温度の低い方がその減少が多い。

3) 圧延面に垂直で圧延方向に平行な研磨面で観察される MnS の長軸(b)と短軸(a)の比の対数 $\log(b/a)$ (IAR) と、L, C, Z 方向の絞り率とは直線関係にあり、IAR が大きくなると C, Z 方向の絞り率は低下している。また L 方向に対する C, Z 方向の異方性も IAR が大きくなると増大してくる。

4) L, C, Z 方向のセルフエネルギーも IAR で整理することができ、MnS が伸長して IAR で大きくなると、セルフエネルギーは低下してくる。

5) シャルピー試験の延性破断面に占める MnS の割合を測定し、これを MnS みかけ面積率とすると、L, C, Z 方向に関係なく、MnS みかけ面積率の多いものはセルフエネルギーが低くなり、3方向の延性を同一の因子で整理できることを見出した。

文 献

- 1) 小指, 清水, 久保田: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 2029
- 2) T. J. BAKER, J. A. CHARLES: "Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel" The Iron and Steel Institute (1971), p. 79
- 3) 江島: 第 24, 26 回西山記念技術講座「鋼中硫化物の生成ならびに形態調整」(1974), p. 99
- 4) 成田, 伊藤: 神戸製鋼技報, 16 (1966), p. 226
- 5) P. F. THOMASON: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 360
- 6) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 7) J. L. MIHELICH, J. R. BELL, and M. KORCHYNSKY: JISI, 209 (1971), p. 469
- 8) J. E. HOOD and R. M. JAMIESON: JISI, 211 (1973), p. 369
- 9) C. E. SIMS: Trans. AIME, 215 (1959), p. 367
- 10) J. C. BRUNET and J. BELLET: JISI, 211 (1973), p. 511
- 11) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 210 (1972), p. 680
- 12) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211 (1973), p. 187
- 13) H. C. CHAO and L. H. VANVLACK: Trans. AIME, 233 (1965), p. 1227
- 14) J. M. GRAY: Preprint, ASM Materials/Design Workshop on High-Strength Hot Rolled Steels for Automobiles Detroit (January 1972), たとえば小指: 第 24, 26 回西山記念技術講座「硫化物系介在物と鋼の延性および靱性」(1974), p. 127 に掲載
- 15) 天明, 田中, 谷, 小指: 鉄と鋼, 59 (1973), p. S 570
- 16) 武智: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 845