

論 文

UDC 669.14-426 : 620.192.43 : 546.221 : 539.4

高炭素鋼の棒材および伸線材における硫化物系
介在物の変形挙動と機械的性質への影響*

金子 晃 司**・井 上 毅***

高 田 寿***・木 下 修 司****

Shape Change of Sulphide Inclusions during Hot Bar Forging and
Cold Wire Drawing and Its Influence on Mechanical Properties of
High Carbon Steels

Koji KANEKO, Tsuyoshi INOUE

Hisashi TAKADA, and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

This paper describes the deformation behaviour of sulphide inclusions (MnS) during hot working (forging and rolling) to bar and during cold drawing using high carbon steels.

During hot working to bar, MnS first elongates and then breaks into pieces and each MnS becomes smaller. On the other hand, sulphide inclusions in REM treated steel remain almost globular during hot working.

On cold drawing, MnS also becomes smaller due to both deformation and fragmentation. In REM treated steel, however, a large inclusion breaks into clustered pieces while a small inclusion stays globular and causes a crack in the vicinity of the inclusion in the drawing direction.

Mechanical properties of the forged bar are determined in both longitudinal and transverse directions after being normalized at 780°C. Although the reduction of area of the transverse direction decreases with increasing S content, the effect of S content decreases with the increases of the hot forging ratio.

Up to 70% drawing reduction, an increase of S content decreases the ductility in the transverse direction of cold drawn steel, but over 70% the effect of S content disappears because the ductility is very poor.

It is found that there is a correlation between the fracture strain and the sulphide inclusion area fraction on the fracture surface of tensile test pieces. This relation is maintained regardless of the amount and the shape of the sulphide inclusion, or of the test direction.

However, the fracture strain of cold drawn steel, of over 70% drawing reduction, is determined mainly by the fiber structure of the matrix, caused by the severe drawing, and the above relationship disappears.

1. 結 言

鋼中の非金属介在物は機械的性質や疲労特性に影響することがよく知られている¹⁾²⁾。特に MnS は熱間圧延中に伸長し^{3)~5)}、鋼板の板厚方向の延性を極端に劣化するため、鋼板中の MnS の変形挙動や機械的性質におよぼす影響については多くの報告がなされている^{6)~8)}。し

かし高炭素鋼の棒鋼や伸線材においては、一般に伸長した MnS の影響の少ないと思われる長手方向 (圧延または伸線方向) の機械的性質が重要視されているので、棒鋼や伸線材における硫化物系介在物の変形挙動はあまり検討されていない。しかし、近年、中村ら⁹⁾ によつて高炭素鋼の伸線材の引張強さや絞りは S 量や P 量の影響を受けないが、曲げ試験や圧縮試験を行うと S の影響があ

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 5 月 14 日受付 (Received May 14, 1979)

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

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

**** (株)神戸製鋼所高砂工場 工博 (Takasago Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ce
W1	0.78	0.30	0.76	0.008	0.006	0.004	—
W2	0.70	0.27	0.77	0.011	0.009	0.004	—
W3	0.74	0.28	0.77	0.012	0.018	0.004	—
W4	0.74	0.27	0.76	0.010	0.047	0.002	—
WR	0.74	0.29	0.77	0.010	0.006	0.028	0.020

られることが示され、伸線材においても試験方法や破壊方向によつて硫化物系介在物の影響があらわれることを示唆した。

本稿は、棒鋼に熱間加工あるいは伸線する過程で硫化物系介在物がどのように変形挙動をするかを明らかにし、さらに機械的性質にどのように影響しているか検討した結果である。

2. 実験方法

2.1 供試材

ピアノ線材 SWRH 72B を基本成分として高周波炉で溶解し、90 kg の鋼塊をつくつた。化学組成を Table 1 に示す W1, W2, W3 および W4 は S 量を 0.006% から 0.047% の範囲で変化させたもので、WR は硫化物系介在物の形状制御を行うために、Al 添加後に希土類元素をミッシュメタルで添加したものである。90 kg 鋼塊の平均直径は 180 mm であり、これを 1200°C で 2 h の溶体化後、鍛造により 50 mm 角、25 mm 丸、13 mm 丸、8 mm 丸の棒材に加工した。

2.2 冷間伸線

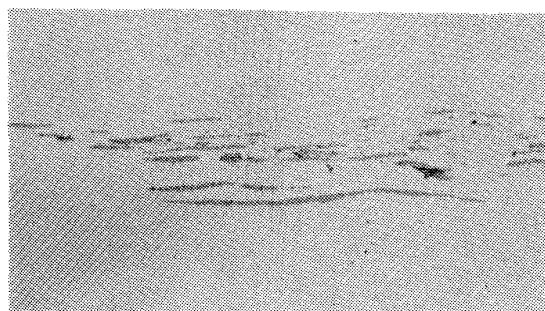
各供試材のマイクロ組織をそろえるため、780°C で 1 h の焼ならし処理をして、25 mm 丸材を 24 mm 丸に機械加工後、冷間伸線に供した。伸線材の直径の変化は以下のとおりである。

24 mm—21.22—18.01—15.50—13.05—11.13—9.82
—8.62—7.65—6.82—5.92—5.11—4.25

直径が 10 mm 以上の場合にはリーレ万能引張試験機で、10 mm 以下の径のものはドローベンチで伸線した。伸線速度は前者においては 50 mm/min、後者は 1 m/min である。

2.3 MnS の形状変化の測定

S の多い W3 と W4 の鍛造材において、長手方向に平行な断面の研磨面上で 400 倍あるいは 800 倍の写真撮影を行い、拡大鏡で観察して楕円状になつた MnS の長軸 (a) と短軸 (b) の長さを測定した。測定数は各サイズの鍛造材について約 25 個である。Photo. 1 は W4 の 50 mm 角材における介在物であり、他の供試材の MnS もこのように密集している場合が多く、供試材の酸素量や



×400 (3/4)

Photo. 1. MnS inclusions in forged steel bar W4.

合金元素量も少ないことから、SIMS の分類¹⁰⁾では Type II に属するものと考えられる。この場合鍛造方向に対し極端に傾いている介在物は少なかったため、伸長した MnS の先端間距離を長軸 (a)、太くなっている部分を短軸 (b) として各介在物の長、短軸比の対数 $\log(a/b)$ を計算し、その平均を介在物形状係数とした。

供試材 W4 の伸線材についても、伸線方向と平行な断面の研磨面上で観察される MnS の長軸、短軸を鍛造材と同様の方法で測定した。

2.4 材料試験

25 mm 丸、13 mm 丸、8 mm 丸に鍛造した供試材を 780°C、1 h の焼ならし処理でマイクロ組織を均一にした後丸棒中心部から鍛造方向 (たて方向) と直角方向 (よこ方向) に引張試験片を採取した。試験片は平行部直径 1.0 mm、平行部長さ 3.0 mm の小さいものである。インストロン引張試験機で 0.5 mm/min の引張速度で試験をした。伸線材についても線材中心部から同様の引張試験片を伸線方向 (たて方向) と直角方向 (よこ方向) から採取し、試験した。引張試験前後の直径を工具顕微鏡で測定し、絞り値を求めた。なお伸線材は非常に硬くなっているため、引張試験片加工時の発熱による温度上昇には特に注意をはらつた。

引張試験後、X線マイクロアナライザで破断面上の S と Al の特性 X 線像を 500 倍で 5~10 視野撮影し、破面上に占める硫化物系介在物とアルミナ系介在物の面積率を測定した。しかし、アルミナ系は非常に少なかったため、硫化物系介在物をもつて破面上の介在物面積率とした。

3. 実験結果および考察

3.1 熱間加工中の MnS の変形挙動

供試材 W3, W4 を鍛造した際の楕円状 MnS の長軸 (a) 短軸 (b)、介在物形状係数 $\log(a/b)$ および清浄度の変化を熱間加工比に対し Fig. 1 に示す。ここで熱間加工比とは鋼塊の横断面と鍛造後の横断面の面積比

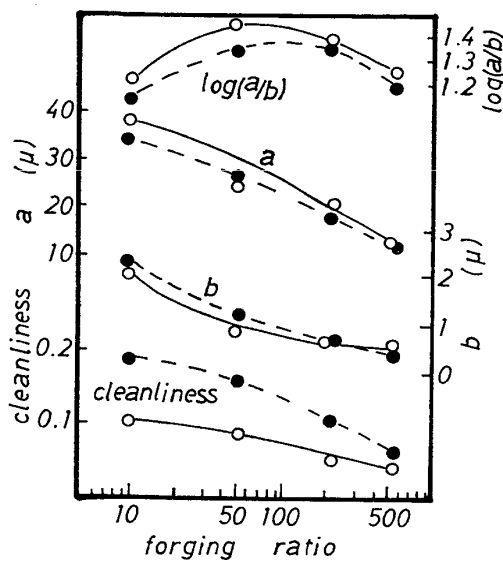


Fig. 1. Effect of hot working (forging) ratio on deformation and cleanliness of MnS in steel bar W3(○) and W4(●). a and b are major and minor axes of elliptical MnS. Initial ingot size is about 180mm in diameter.

(A_0/A) である。熱間加工比の増加とともに MnS の長軸 (a) も短軸 (b) も小さくなっているが、 $\log(a/b)$ の変化は比較的小さい。短軸が減少しているということは、MnS が鍛造中に変形し鍛造方向に伸ばされ細長くなっていることを示している。一方長軸も熱間加工比の増大で減少してくるが、熱間加工前の MnS を球として、加工中に鋼と同程度の変形をしたと仮定して、熱間加工比 10 の MnS の短軸 $2 \sim 2.5 \mu\text{m}$ から熱間加工前の MnS の大きさを推定すると約 $7 \mu\text{m}$ にすぎない。ところが熱間加工比 10 における MnS の長軸は $30 \mu\text{m}$ 以上あることから明らかに鍛造中に伸長したことを示している。どの程度の熱間加工比で MnS が最も長くなるかは明らかでないが、棒材に熱間加工中においても熱間加工比が比較的少ない場合は長くなる。しかし熱間加工比が 10 より大きくなってくると分断の頻度が多くなり、変形はしても長くならないものと考えられる。

次に清浄度であるが W3, W4 の供試材ともに熱間加工比の増大とともに清浄度の低下がみられる。熱間加工中に介在物が増減することは考えにくいので、MnS の変形と分断で個々の介在物の大きさが小さくなり、光学顕微鏡での観察が困難になつて見かけ上、清浄度の減少につながつたものと考えられる。

また鍛造工程においては、鍛造中に試料の温度が下がると再加熱するため、それによる MnS の分断もあると考えられる。そこで工場で圧延した棒状における MnS の形状変化を調査した。鋼種は S50C、鋼塊の平均サイ

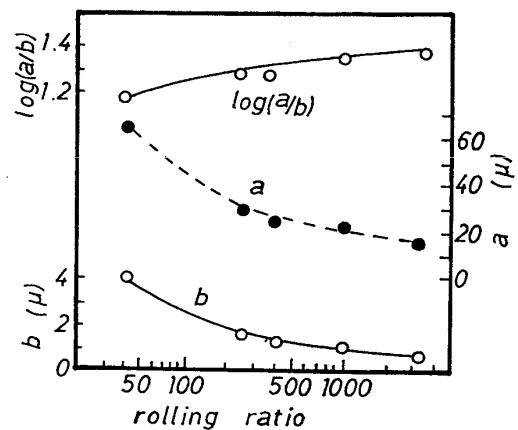


Fig. 2. Effect of hot working (rolling) ratio on the length of major (a) and minor (b) axes of MnS in mill rolled steel bar. Starting ingot size is about 700 mm square.

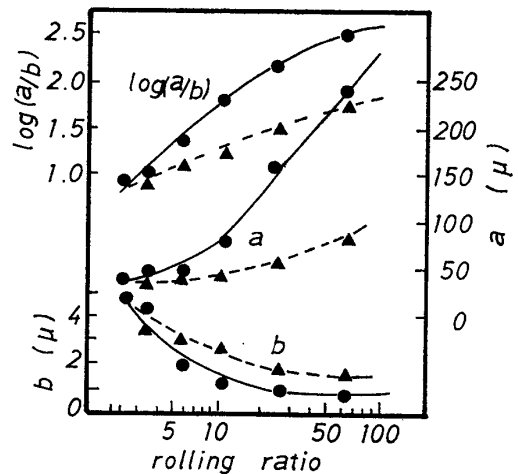


Fig. 3. Effect of working (rolling) ratio and temperature on the length of major (a) and minor (b) axes of elliptical MnS in rolled steel plate.

● : 780°C-900°C rolling
▲ : 1100°C-1250°C rolling

ズは約 700 mm 角で、110 mm 角のビレットに分塊後加熱して 50 mm 丸、40 mm 丸、25 mm 丸に圧延したものである。MnS の形状測定方法は鍛造材と同じである。熱間加工比 (圧延前後の横断面の面積比) に対しプロットした結果を Fig. 2 に示す。圧延途中で再加熱をおこなわない工場の圧延材においても鍛造材と同様に MnS の変形による短軸 (b) の減少とともに長軸 (a) の減少もみられる。このような棒材の熱間加工中における MnS の変形挙動は、今まで多くの報告がなされている鋼板の熱間圧延過程で観察される場合と異なっている。比較のため、鋼板に圧延中 MnS はどのような形状変化をするか Fig. 3 に示す。これは工場で分塊した 0.13% C-0.24% Si-1.34% Mn-0.017% S-0.027% Al の成分を

有する 300 mm 厚のスラブから 130 mm 厚, 110 mm 幅, 130 mm 長さの試料を採取して実験室で圧延し, MnS の形状変化を調べたものである. 高温圧延とは 1100°C から 1250°C の温度範囲で圧延したもので, 低温圧延とは 780°C から 900°C の温度範囲で圧延したものである. 熱間加工比は鋼塊の厚さ t_0 と圧延後の板厚 t の比 t_0/t であり, 幅方向のひろがり小さいので断面積比に類似したものである.

鋼板に圧延の場合, 圧延温度によつて変形挙動に差はあるが, いずれにしても熱間加工比が増すと MnS は変形し, 長軸(a)は長くなつて低温圧延では数百ミクロンにもなっている. 分断が少なければ MnS は伸長して介在物形状係数 $\log(a/b)$ も大きくなる.

このように鋼板の圧延中と異なつて棒鋼の熱間加工の場合, MnS は変形だけでなく分断も行われて, 個々の介在物は小さくなつて介在物の形状係数の変化も少ないことが特徴である.

シリケート系の介在物が熱間圧延中に分断することは知られているが¹¹⁾¹²⁾, MnS の分断に関する報告はみあたらない. BAKER ら³⁾ は圧延比を大きくしていくと MnS の相対変形能が減少してくるという結果を示している. しかし彼らの測定方法は介在物の単位面積当たりの総長さを求めているため分断がおこなわれているかどうかの判定はできない. 下畑ら¹³⁾は S 快削鋼を熱間圧延し, 圧延方向に平行な板厚方向の断面で観察される硫化物系介在物の個数の増加割合を求めている. その結果を Fig. 4 に示す. 熱間加工比(圧延比)が増大し, 50 以上になると個数の増加が急激になつており, 鋼板の圧延においてもその圧延比が大きくなると分断が行われることを示している.

以上のことから棒材においても板材においても熱間加

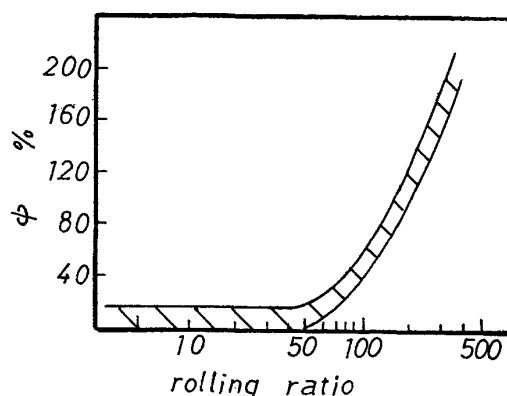


Fig. 4. Relationship between rolling ratio and increasing rate (ψ %) of the number of MnS observed on the polished surface.

$$\psi = \frac{N - N_0}{N_0} \times 1000$$

N_0 : initial number of MnS

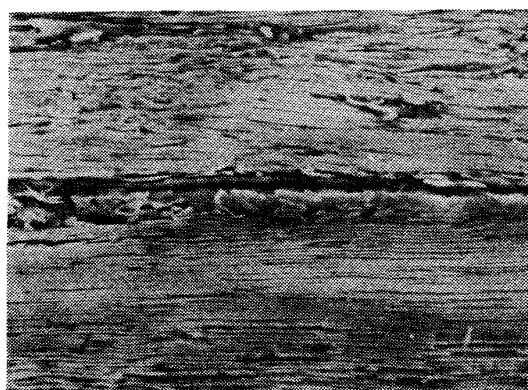
N : number of MnS after rolling

工比の少ない場合は, 変形によつて MnS は長くなつてくるが, 熱間加工比を増大させていくと分断が行われるようになつてあまり長い介在物にならないものと考えられる. 鋼板においてはそれ程大きい熱間加工比を与えた調査が少ないため, 分断が明確でなかつたが, 棒材においては熱間加工比を非常に大きくすることが可能であり, 分断現象が明らかになつたものであろう.

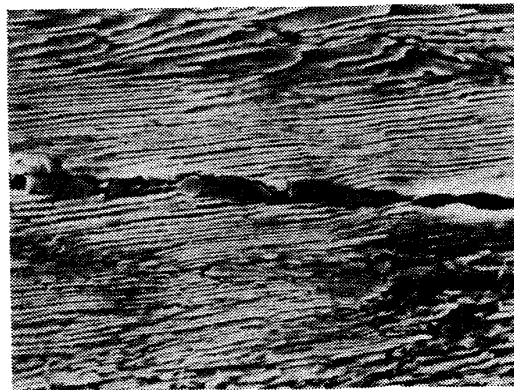
一方 REM を添加した WR 材においては, 硫化物系介在物に変形せず, 球状のものが多く観察され, 棒材の熱間加工においても介在物の形状制御に有効な添加元素であることが確認された.

3.2 冷間伸線中における介在物の変形挙動

Photo. 2 は W4 材に 83% の伸線加工を与えた後 (9.82mm 丸) の長手方向の研磨面上で観察される MnS で, 細長く変形しているものや分断によつて短い介在物



(A) elongated MnS



(B) separated MnS

5 μ

Photo. 2. Scanning electron micrograph of MnS in steel W4 drawn to 83%.

になつて並んでいるものがみえる Fig. 5 は 24mm 丸から伸線した W4 材の MnS の形状変化を示したもので

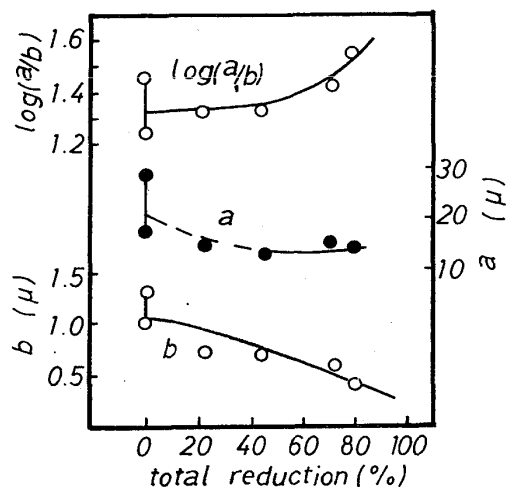


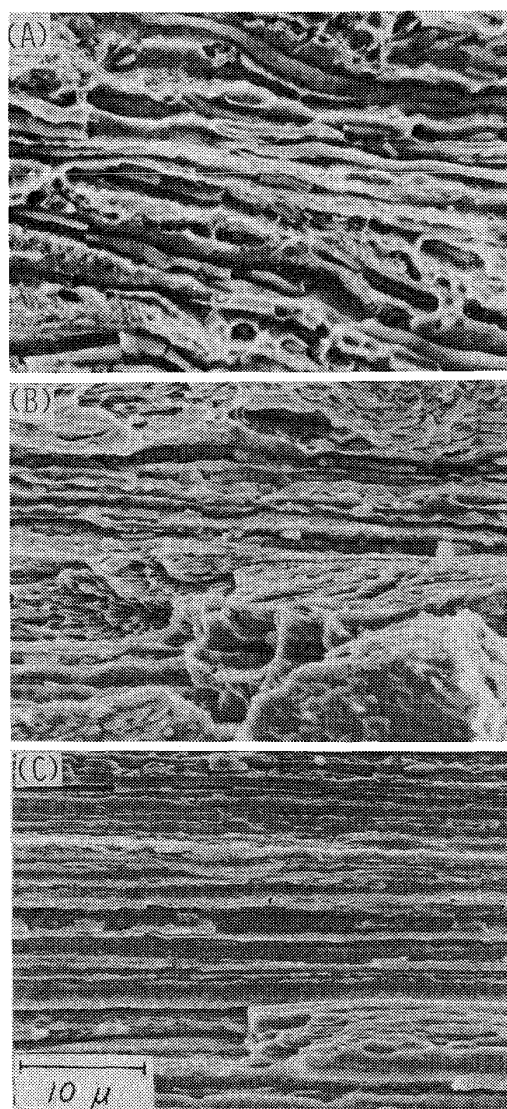
Fig. 5. Effect of total reduction, by drawing, on the length of major (a) and minor (b) axes of elliptical MnS in cold drawn steel W4.

ある。伸線加工率を増大すると MnS の長軸(a)はわずかに短くなり、短軸(b)は約 80% の伸線加工率で半分以下になつている。このことは MnS は伸線中に変形と同時に小さく分断していることを示している。

以上のような研磨面での観察結果をうらづけるためによこ方向の引張破断面における MnS を Photo. 3 に示す。伸線加工率が 22% と少ない場合、Photo. 3(a)に示すごとく破壊した介在物もあるが、比較的大きく長い介在物がみられる。さらに伸線加工率を増し、79% になると Photo. 3(b)のように数ミクロンの小さな介在物に分断されているものが大多数になつてくる。破断面上で観察される介在物は伸線加工中でなく、引張試験中に分断されたという疑いもある。しかし引張試験中の分断ならば、絞り値の大きい伸線加工率の少ない方が分断しやすくなるが、実際は絞り値の少ない、伸線加工率の大きい破断面上で多くの分断が観察されることから、これらの介在物の分断は伸線過程で生じたものと考えられる。

伸線加工率がさらに増大し、90%以上になると、Photo. 3(c)のようになり、破断面での介在物の存在状態は不明瞭になつてくる。

冷間加工でも鋼板に圧延した場合、MnS は変形し、長く伸びることが Gove¹⁴⁾らによつて報告されている。伸線においても楕円状 MnS の短軸が短くなることから変形していることを示している。しかし圧延に比較して伸線の場合、伸線方向に強い引張応力が働いていることや、伸線前の MnS がすでに伸長していたことなどが分



(A) 22% drawn (B) 97% drawn (C) 94% drawn

Photo. 3. Fracture surfaces of transverse tensile specimens of steel W4 drawn to various drawing reduction. Size of broken pieces of inclusions becomes smaller and invisible as drawing reduction increases.

断を容易にしたものと考えられる。

次に REM 系介在物の伸線中における挙動を述べる。伸線前に球状を呈していた介在物は、伸線することによつて Photo. 4 のように破壊されて伸線方向に並んでくる。倍率 400 倍以下の光学顕微鏡では JIS に規定されている A 系介在物のように観察されるが、電子顕微鏡による高倍率観察ではこのように塊状の小さい介在物が並んでいるのがわかる。Photo. 5 は WR 材の伸線加工率 79% のよこ方向破断面であるが、伸線中に破壊した小さな塊状介在物が伸線方向に並んでいる。一方 83% の伸線をして比較的小さい介在物は Photo. 6 のように破壊せず、球状のままで存在している。そして、Gove¹⁴⁾が冷間圧延材において硬い介在物があると圧

延方向に細いクラックができているといっているのと類似のクラックが伸線方向に伸びているのがみえる。

Photo. 7 は 70% の伸線をした WR 材を再び 780°C で 1 h 加熱して焼ならし処理した組織である。伸線方向に並んだセメントライト層は再びランダム方向のパーライト組織になり、さらに Photo. 6 のような球状介在物の周辺の小さなクラックは消失している。これは高温におけるマトリックスの自己拡散¹⁵⁾によるものと考えられる。

3.3 機械的性質

Fig. 6 に鍛造材の焼ならし処理後の機械的性質を S 量

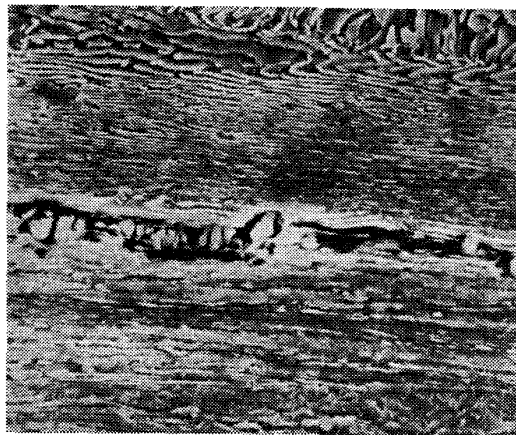


Photo. 4. Scanning electron micrograph of a cluster type inclusion of steel WR drawn to 83%. Relatively large inclusions of REM treated steel breaks into pieces during cold drawing.

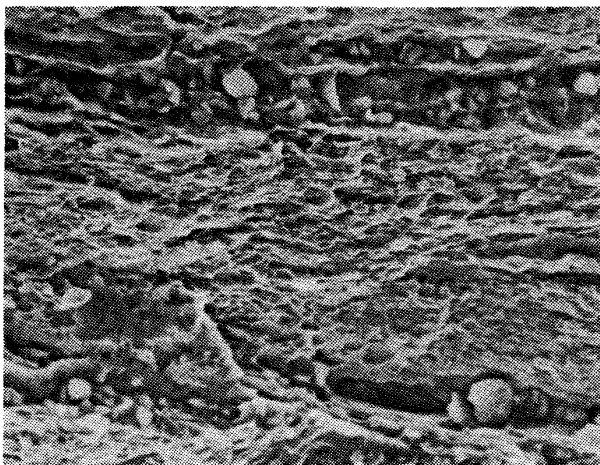


Photo. 5. Scanning electron micrograph of cluster type inclusions on the fracture surface of transverse tensile specimen of steel WR drawn to 83%.

に対し示し、Fig. 7 には熱間加工比に対して示した。引張強さは線径が細くなるにつれてわずかに高くなっているが、これは焼ならし処理中の冷却速度に起因するものと考えられる。Fig. 6 で S 量が増してもたて方向の絞りの変化は少ないが、よこ方向の絞りの低下が大きい。そして熱間加工比の少ない 25 mm 丸材より熱間加工比の大きい 8 mm 丸材の方が S の影響は軽減されている。この現象は圧延比を大きくすることによつて MnS が伸長し、よこ方向や板厚方向の延性の劣化が大きい鋼板の圧延材で観察される結果と逆になつている。この原因は前に述べたように棒鋼の場合には熱間加工比の増加とともに介在物が分断し、介在物の形状係数がかえつて小さくなる現象と関連していると考えられる。Fig. 7 で S 量の少ない W1 材や REM 添加した WR 材は熱間加工比 50 (25 mm 丸) から 500 (8 mm 丸) に増すと、よこ方向絞りは 5% 程度の改善しかないが、S 量の多い W3 は

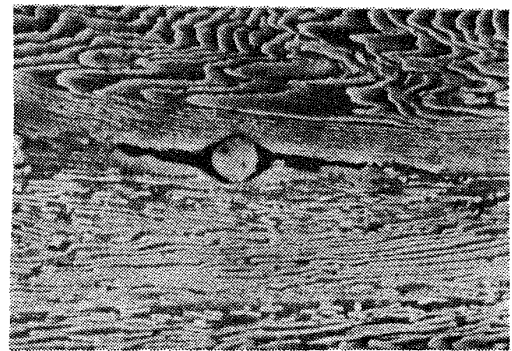


Photo. 6. Scanning electron micrograph showing a crack in the vicinity of a small globular inclusion which remained unbroken in steel WR drawn to 83%.

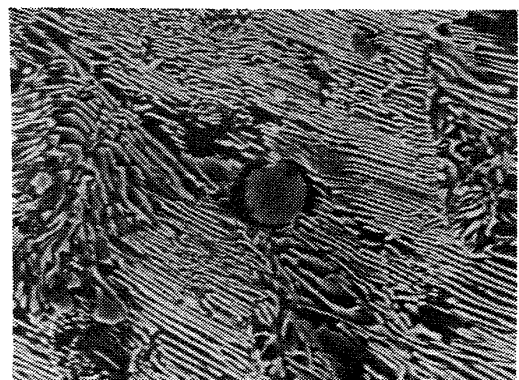


Photo. 7. Scanning electron micrograph of a globular inclusion of steel WR normalized at 780°C after 79% drawing. The crack as shown in Photo. 6 disappears during normalizing treatment.

11%, さらに多い W4 は 15% 以上も改善されている。すなわち硫化物系介在物の量や形状の影響の少ない供試材では熱間加工比の影響が少なく, S 量の多い場合に熱間加工比の影響が大きくなる。このことは熱間加工比の少ない場合は比較的大きい MnS が伸長しているため, よこ方向の絞りを劣化させる原因になっているのに対し, 熱間加工比を増大していくと, MnS は変形と同時に分断されて個々の MnS は小さくなり, 介在物の形状効果も少なくなつてよこ方向の絞りの劣化が軽減され, その結果 S 量の多い W3, W4 のよこ方向絞りを改善したものと考えられる。要するに棒鋼においては熱間加工比の小さい場合の方が大きい伸長した MnS があるため, よこ方向の延性を劣化させるようになり, よこ方向

の延性が必要な場合は S の低減が必要である。一方熱間加工比の大きい細径の棒鋼になると MnS は分断されてよこ方向の延性にあまり影響しなくなるため, 太径のときにくらべて S の低減に注意しなくてもよいようになる。したがって REM などの添加による形状制御の効果も板材ほど顕著でなくなってくる。

次に, 伸線後の機械的性質についてみると, その挙動は各供試材とも大きな違いはないので, W1 と W4 のたて方向, よこ方向の性質について Fig. 8 に示した たて方向の破断応力は伸線加工率とともに上昇するが, 70% 以上になるとその上昇率が大きくなってくる。よこ方向破断応力は伸線加工率の影響をあまり受けないが, 70% のところでわずかに減少し, それ以上の伸線加工率でわずかに増加傾向にある。引張強さはたて方向, よこ方向とも漸増しているが, 70% 前後の伸線加工率で変化がみられる。しかしよこ方向は伸線加工率を増してくると最高荷重点に達する前に破断するようになり, たて方向との差は大きくなってくる。たて方向絞りは伸線加工率の少ない段階で減少し, 伸線加工率 60~70% のところで伸線前の約半分の最低絞り値になり, それ以上の伸線加工率で再び回復してくる。よこ方向絞りは 70% まで急激に減少し, それ以上の伸線加工率ではほとんど絞りのない破断をする。以上のように伸線加工率が 70% 前後で機械的性質の変化があり, 加工率 70% まではパーライト中のセメントライトが回転して伸線方向に並ぶ段階であり, 加工率 70% 以上はほとんどセメントライトが並んだ領域であると考えられる。

硫化物系介在物の影響を受けやすいのはよこ方向の絞

Fig. 6. Influence of S content on the mechanical properties of steel bar normalized at 780°C. F.S.: fracture stress, T.S.: tensile stress, R.A.: reduction of area, ○: longitudinal ●: transverse.

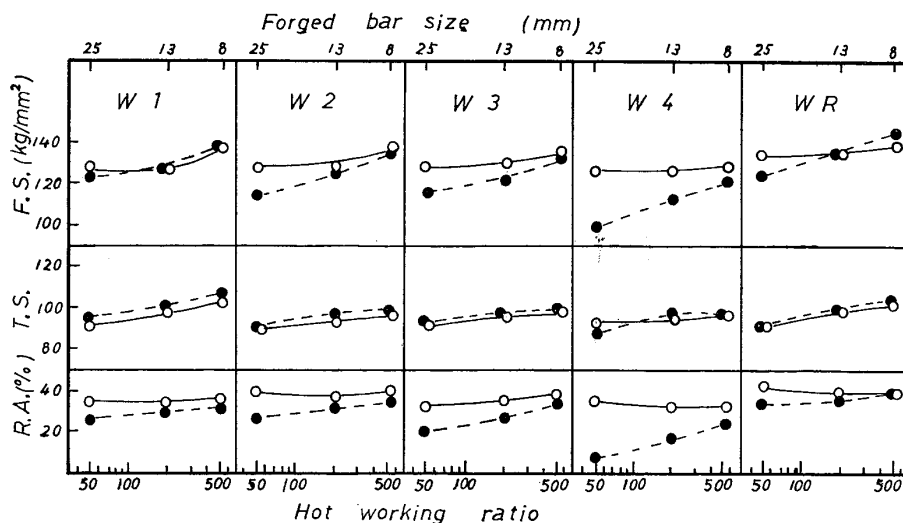
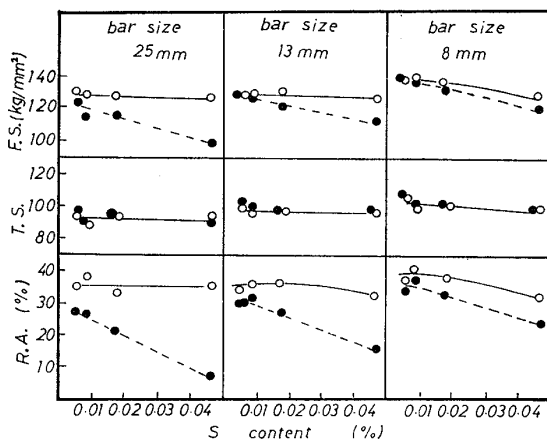


Fig. 7. Effect of hot working (forging) ratio on the mechanical properties of steel bar normalized at 780°C. ○: longitudinal ●: transverse.

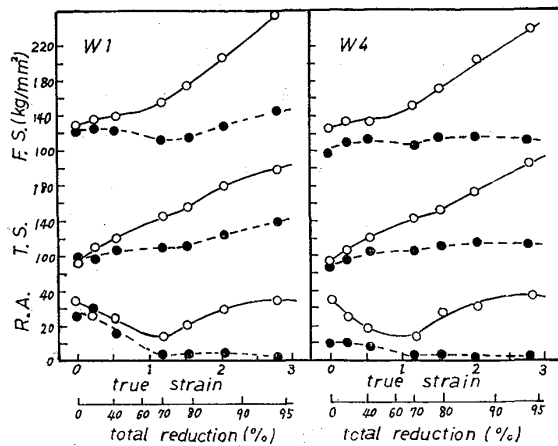


Fig. 8. Effect of cold drawing on the mechanical properties of longitudinal (○) and transverse (●) directions of steel W1 and W4.

りである。S量との関係を Fig. 9 に示す。伸線前あるいは低伸線加工率においてはS量の増加でよこ方向絞りは減少しているが、伸線加工率が70%を越えるとセメント層が伸線方向に並んで、介在物の少ない供試材もよこ方向絞りを劣化し、S量の影響が小さくなってくる。

3.4 破断面上に占める介在物面積率と絞りの関係

破断面上を走査型電子顕微鏡で観察すると、研磨面上の何十倍もの介在物がみられる。これは破壊が介在物に沿って進行しているためで、鋼板の延性¹⁶⁾ (破断歪やシャルピー値) は破断面上に占める介在物の面積率とよい相関にあることは前報に示した⁵⁾⁸⁾。棒材および伸線材の引張破断歪との関係をプロットした結果を Fig. 10 に示す。破断歪 (ϵ) と絞り (ρ) の間には $\epsilon = \ln\{1/(1-\rho)\}$ の関係がある。

伸線前の Fig. 10(a) は、供試材中の S 量やたて方向、よこ方向の破断方向や、REM 添加の有無に関係なく破断歪は破断面上に占める介在物面積率とよい相関をもっていて、その面積率が増すと破断歪も減少している。伸線加工率の低い Fig. 10(b), Fig. 10(c) においては破断面上の介在物面積率が少なくなっても伸線前の破断歪にならず、マトリックス自身の延性が低下していることを示し、S 量や破断方向に関係なく整理できる。ところが70%以上の伸線加工率になると様子が異なつてきて、Fig. 10(d) の70%伸線材ではたて方向とよこ方向で別々の関係になり、79%伸線材では Fig. 10(e) のようにまったく相関がなくなっている。しかし70~79%の伸線材を再び780°C 1 h の焼ならし処理で伸線前と同じ組織にしてから引張試験をすると、Fig. 10(f) のように伸線前と類似の関係まで回復した。以上のことから、伸線前や伸線加工率の少ない場合において、延性破

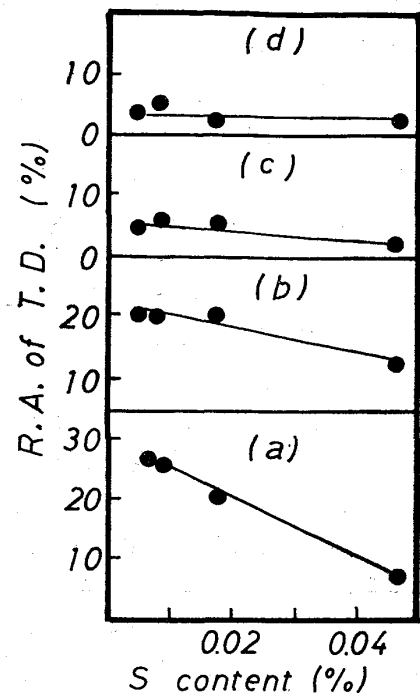


Fig. 9. Influence of S content on the reduction of area in transverse direction of steel W4 (a) : normalized (b) : 44% drawn (c) : 70% drawn (d) : 94% drawn.

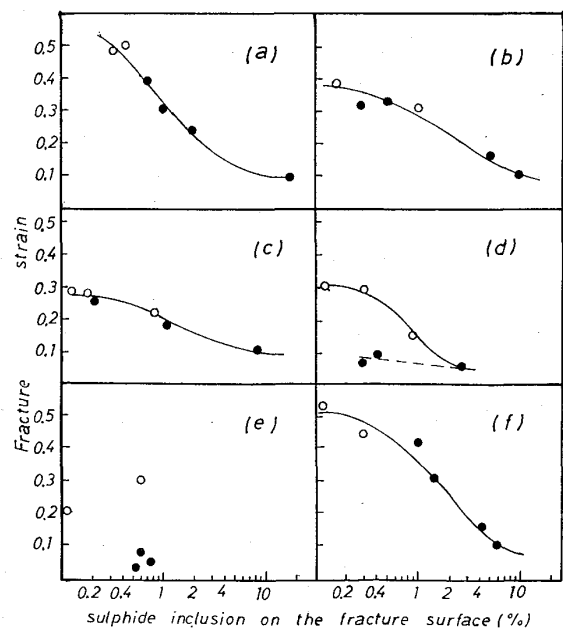


Fig. 10. Relationship between fracture strain and sulphide inclusion area fraction on the fracture surface.

(a) : normalized (b) : 22% drawn (c) : 44% drawn (d) : 70% drawn (e) : 79% drawn (f) : normalized after 70% or 79% drawn ○ : longitudinal ● : transverse.

壊は介在物の周辺に発生したボイドの連結で進行し¹⁷⁾、破断歪はマトリックス自身の延性を介在物がどの程度劣

化するかで決定される。したがって伸線によつてマトリックス自身の延性が低下すると、介在物の影響の少ない場合でも、すなわち破面上の介在物面積率が少なくても延性は小さくなる。さらに伸線率が高くなるとパーライト中のセメンタイト層は伸線方向に並び、フェライト層は集合組織が発達して介在物に関係なく破断しやすくなる。その結果、組織の影響が大きくなって介在物の影響は組織のそれに比較して小さくなつてしまうと考えられる。しかし硬い介在物があれば Photo. 6 のように伸線方向にクラックを発生し、MnS のように変形と分断をしているような介在物においても分断したところではやはりせまいクラックが伸線中に発生していることが推察されるため、伸線方向へのクラックの伝播に悪影響するものと考えられる。再焼ならし処理で伸線前と類似の關係に回復したことは伸線過程におけるたて方向絞りの劣化と改善、およびよこ方向絞りの極端に悪くなる現象が組織や、介在物を起点とした狭いクラックに原因していることをうらづけている。

4. 結 言

高炭素鋼を用い、棒材に熱間加工（鍛造、圧延）および伸線を行つた際に生じる硫化物系介在物の変形挙動と微小引張試験片でたて方向、よこ方向の機械的性質を調査して次の結果を得た。

1) 棒状に熱間加工すると MnS は板材に圧延中のような変形によつて長く伸ばされるだけでなく、分断もおこなわれて個々の介在物は小さくなつてくる。この分断は熱間加工比（加工前後の断面積比）が 10 程度ではじまり、板材の場合（熱間加工比 50 以上といわれる）よりも早く分断の傾向があらわれる。

2) 熱間加工比を大きくすると、分断で個々の MnS は小さくなるため、よこ方向絞りは熱間加工比を大きくすることによつて、かえつて改善される。

3) 伸線中においても MnS は変形だけで分断もおこる。REM 添加材においては、大きい介在物は破壊して塊状の小さな介在物となつて伸線方向に並び、小さい介在物は破壊せず、伸線方向に狭いクラックをともなっている。

4) 伸線前や、伸線加工率の少ない場合の破断歪は、S 量や、たて方向よこ方向の試験方向に関係なく、さらに REM 添加の有無にも無関係に破断面上に占める介在物（硫化物系）面積率で整理できることから、絞りはマトリックス自身の延性を介在物の存在でどの程度劣化させるかということによって決まってくることを示している。70% 以上の伸線加工率の延性は、介在物に直接の關係はなく、伸線による繊維状組織が主な原因となつてくるが、再焼ならし処理で伸線前と同様の關係に回復する。

文 献

- 1) 内山 郁, 角田方衛: 鉄と鋼, 57(1971), p. 1897
- 2) 成田貴一, 伊藤孝道: 神戸製鋼技報, 16(1966), p. 226; 17(1967), p. 53
- 3) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 210 (1972), p. 680
- 4) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211 (1973), p. 187
- 5) 高田 寿, 金子晃司, 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62(1976), p. 866
- 6) G. BERNARD, M. GRUMBACH, and F. MOLIEXE: Metals Tech., 2 (1975), p. 512
- 7) A. J. DEARDO and E. G. HAMBURG: "Sulfide Inclusion in Steel" Proc. of an International Symposium, ASM (1974), p. 309
- 8) H. TAKADA, K. KANEKO, T. INOUE, and S. KINOSHITA: ASTM STP 645, p. 335
- 9) Y. NAKAMURA, E. TAKAHASHI, N. HATSUOKA, and S. ASHIDA: Wire J. 57 (1978), p. 110
- 10) C. E. SIMS: Trans. AIME, 215 (1959), p. 367
- 11) P. J. H. MAUNDER and J. A. CHARLES: JISI 206 (1968), p. 705
- 12) J. A. CHARLES and I. UCHIYAMA: JISI, 207 (1969), p. 979
- 13) 山口喜弘, 下畑隆司, 喜多壮太, 村上昌平, 淵野好秀: 鉄と鋼, 62(1976), p. S 701 (一部未発表)
- 14) K. B. GOVE and J. A. CHARLES: Metals Tech., 1 (1974), p. 425
- 15) T. E. DUNHAM and R. F. HEHEMANN: Met. Trans., 5 (1974), p. 2365
- 16) たとえば, 小揮軍夫: 「構造用鋼の非金属介在物に関する諸問題」日本鉄鋼協会第24, 26回西山記念技術講座 (1974), p. 127
- 17) 武智 弘: 日本金属学会会報, 12(1973), p. 845