

圧延，伸線中の酸化物系介在物の破壊挙動

木村 世意*・星川 郁生*・茨木 信彦*²・服部 重夫*³・長田 卓*³

Fracture Behavior of Oxide Inclusions during Rolling and Drawing

Sei KIMURA, Ikuo HOSHIKAWA, Nobuhiko IBARAKI, Shigeo HATTORI and Takashi CHODA

Synopsis : The present study is concerned with the fracture behavior of oxide inclusions during hot rolling and cold drawing of steel rod and wire. Change in the number and size of alumina, zirconia, zircon and silica inclusions during rolling and drawing was investigated. These oxide inclusions were extracted from the steel by the nitric acid dissolution method. The results obtained are as follows:

- (1) All the oxide inclusions (alumina, zirconia, zircon and silica) are fractured during hot rolling.
- (2) Alumina inclusions are hardly fractured, although zirconia, zircon and silica are fractured during cold drawing.
- (3) The magnitude of fracture of oxide inclusions is affected by the compressive strength of oxides.
- (4) Furthermore, the magnitude of fracture of oxide inclusions can be predicted from Young's modulus and mean atomic volume of the oxides.

Key words: oxide inclusion; fracture; hot rolling; cold drawing; compressive strength; Young's modulus; mean atomic volume.

1. 緒言

アルミナ (Al_2O_3)、スピネル ($\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$) 等の硬質介在物は、タイヤコード鋼、ばね鋼等に代表される鋼線材の伸線性、疲労強度の低下原因となることが知られている¹⁻⁶⁾。このため、これらの鋼では、アルミ脱酸は採用せず、シリコン脱酸を採用し、脱酸生成物を軟質の MnO-SiO_2 系とするのが一般的である。さらに、 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系フラックスを用いた取鍋精錬処理をおこなうことにより、圧延工程で、より延伸しやすい、製品で無害となる介在物に改質している^{6,7)}。 MnO-SiO_2 系、 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系を基本組成とした酸化物の圧延中あるいは伸線中の変形挙動については、これまで、多くの研究報告⁸⁻²¹⁾がなされてきた。

Malkiewicz⁸⁾らは、鋼塊を熱間圧延した際の MnO-SiO_2 系介在物の変形挙動を調べ、低融点の酸化物ほど延伸しやすいことを報告している。Iwai^{12,13)}も $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系酸化物の変形挙動を調べ、融点の低い Spessartite ($3\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) が最も変形しやすいことを示した。さらに、Maunder¹¹⁾は、silicate の変形挙動を調べ、酸化物の軟化点温度以上では延伸しやすいとしている。Shiraiwa¹⁴⁾は、 $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系と $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系酸化物のガラス化-結晶化挙動と圧延時の変形挙動の関係を調べ、ガラス状態では軟化点を有し、軟化点以上の温度では延性に富み、鋼の圧延時に良く伸びるが結晶化すると伸び難くなると結論

づけた。Ekerot¹⁵⁾も、 $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系において酸化物の組成を変えて変形挙動を調査し、酸化物のガラス化-結晶化遷移温度が低いほど、熱間圧延時に延伸しやすく、とりわけ、Spessartite ($3\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) 組成付近の酸化物はこの遷移温度が低く、熱間圧延時に延伸しやすいことを見出した。

冷間における介在物挙動に関する研究は、熱間圧延時ほどは多くない。Kimura²⁰⁾は、 $\text{CaO-MgO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系酸化物の冷間伸線時の破壊挙動を調査し、融点の低い酸化物は、冷間伸線においても破壊しやすいことを報告している。また、融点の低い酸化物では、冷間においてもガラス相が安定となり、ガラス相は結晶相よりも破壊しやすいことを示した。

一方、鋼線材の伸線性や疲労強度を低下させる Al_2O_3 のような酸化物は、一般的に融点は高く、ガラス化もしなければ軟化点もない。しかし、硬質で融点の高い介在物の鋼材加工中の破壊・変形挙動に関する報告はほとんどない。そこで、本研究では、硬質酸化物としてアルミナ、ジルコニア (ZrO_2)、ジルコン ($\text{ZrO}_2\cdot\text{SiO}_2$)、シリカ (SiO_2) を取り上げ、圧延、伸線中の挙動を解明することを目的とした。

2. 実験方法

鋼中に存在する酸化物量を増すため、酸化物粉末を強制

平成14年6月7日受付 平成14年8月5日受理 (Received on June 7, 2002; Accepted on Aug. 5, 2002)

* (株) 神戸製鋼所加古川製鉄所技術開発センター (Research & Development Laboratories, Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675-0023)

* 2 (株) 神戸製鋼所神戸製鉄所 (Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

* 3 (株) 神戸製鋼所技術開発本部機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratories, Technical Development Group, Kobe Steel, Ltd.)

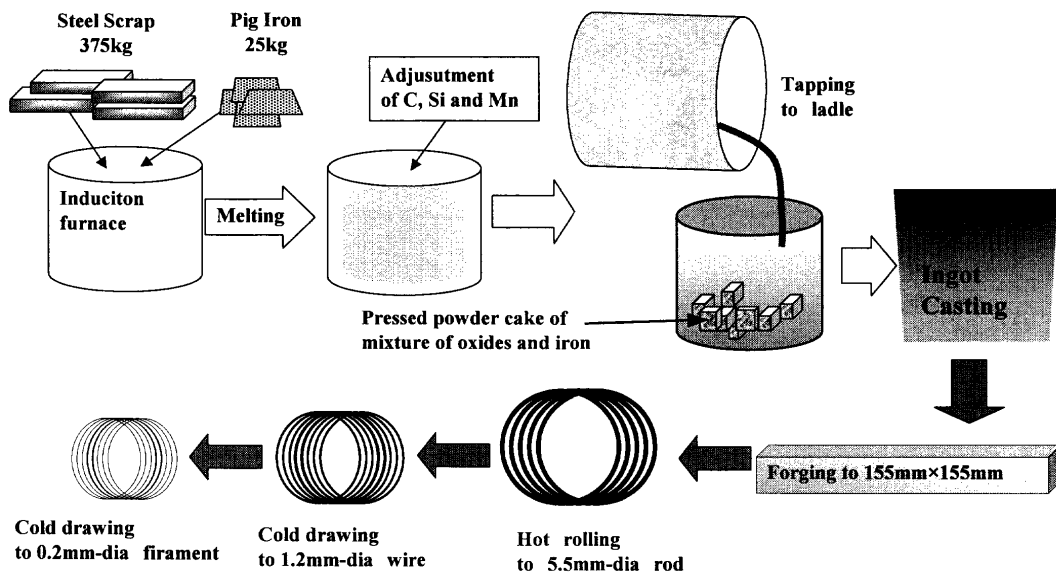


Fig. 1. Outline of experimental procedure.

的に添加した溶鋼を造塊法で鑄造し、さらに、これを鍛造、熱間圧延、冷間伸線することにより、酸化物の破壊挙動を追跡した。実験工程の概略を Fig. 1 に示す。

2.1 溶鋼に添加する酸化物粉末の作製

アルミナ、ジルコニア、ジルコンの3種類については、それぞれの酸化物粉末を強制的に溶鋼に添加する方法を採った。Table 1 に示す組成を有する、耐火物原料を粉砕し、38~53 μm に粒度調整したものを、各々 70~90 g ずつ用意した。さらに、酸化物粉末を溶鋼に添加した際の歩留まりを上げるため、鉄粉 3700 g と混合し、CIP (冷間等方圧成型) ならびに HIP (熱間等方圧成型) を施し、直径 70 mm × 高さ 50 mm の鉄粉と酸化物の混合成型体 3 個 (約 4000 g) を得た。なお、シリカについては、溶鋼の Si 脱酸時に生成するので、粉末作製は行わなかった。

2.2 供試鋼の溶製、熱間圧延および冷間伸線

Table 2 に示す成分を有する鋼 375 kg、および、銑鉄 25 kg を母材として、高周波溶解炉を用いて溶解した。高周波炉内にて温度を 1850K に、C, Si, Mn を所定の成分に調整した後、取鍋に出鋼した。あらかじめ、取鍋には、2.1 で作製した鉄粉と酸化物粉の混合成型体を 3~4 cm 角程度の大きさに切断したものを入れ置きしておいた。出鋼後、ただちに 270 mm 角 × 700 mm 高さの鑄型に鑄込み、Table 3 に示す成分を有する鋼塊約 380 kg を得た。この鋼塊のボトム部より 100 mm、およびトップ部より 300 mm を切り捨てた。また、前記の量を切り捨てた後の鋼塊ボトム部より 270 mm 角 × 5 mm 厚を鋼鋼断面サンプルとしてあらかじめ切り出した後、次の鍛造工程に供した。さらに、鋼塊断面のコーナー部 (D/8部)、中心部 (D/2部)、および D/8部と D/2部の中間位置 (D/4部) から 16~21 g を切り出した。

得られた鋼塊を 155 mm 角のピレットに鍛造した。ピレットを 1550K に加熱した後、加古川製鉄所第 8 線材工場

Table 1. Chemical compositions of oxides prepared for addition to steel melt (mass %).

	(mass %)					
	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	ZrO ₂	Others
Alumina	99.5	0.1	0.1	---	---	0.3
Zirconia	0.5	---	3.4	---	94.6	1.5
Zircon	0.3	---	0.1	31.7	63.8	4.1

Table 2. Chemical compositions of mother materials for specimen (mass %).

	(mass %)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
Steel	0.57	0.19	0.50	0.010	0.013	0.009
Pig iron	4.02	0.21	0.15	0.007	0.009	0.001

Table 3. Chemical composition of specimen (mass %).

	(mass %)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
	0.77	0.21	0.52	0.007	0.011	0.001

にて直径 5.5 mm の線材に熱間圧延した。さらに、伸線機を用いて、直径 0.2 mm までの冷間伸線を行った。まず、5.5 mm 径の線材を塩酸で酸化皮膜を落とした後、連続伸線機 (昭和機械社製: 型式 CD-610-7+BD610) で 1.2 mm 径まで乾式伸線を行った。途中の伸線ダイス径は、4.8, 4.2, 3.7, 3.26, 2.85, 2.5, 2.2, 1.93, 1.69, 1.48, 1.3 mm で、1.2 mm 径での線引き速度は 400 m/min である。あらかじめ、線材の表面にはリン酸亜鉛の皮膜処理をおこない、潤滑剤はステアリン酸ナトリウム主体のものを用いた。1.2 mm 径の線材は、1230K まで加熱後、830K の鉛浴中でパテティング処理を施し、微細パーライト組織としたのち、Cu:Zn=7:3 (質量比) のプラスめっき (膜厚: 約 1.5 μm) を行った。最後に、湿式伸線機 (KOCH 社製: 型式 KPZI-II/25-SPZ250) を用いて、0.2 mm 径までの引き抜き加工を行った。線引き中の浸漬浴は、水を 75 mass % 含む、天然

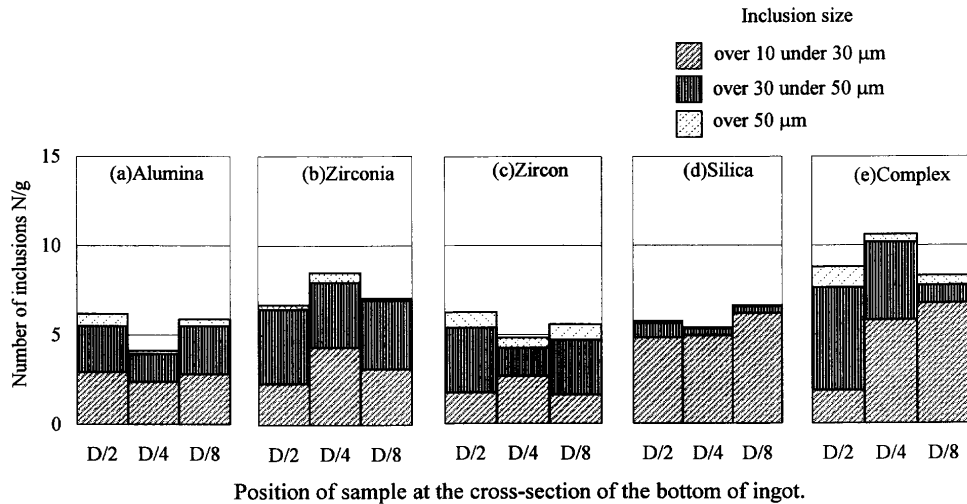


Fig. 2. Distribution of number and size of (a) alumina, (b) zirconia, (c) zircon, (d) silica and (e) complex inclusions at the bottom of ingot.

脂肪酸, アミン塩, 界面活性剤を混合した溶液を用いた。途中の伸線ダイス径は, 1.176, 0.959, 0.880, 0.806, 0.741, 0.680, 0.625, 0.574, 0.527, 0.484, 0.444, 0.408, 0.374, 0.343, 0.313, 0.287, 0.260, 0.237, 0.216 mmで0.2 mm径での線引き速度は500 m/minである。

次工程に鋼材を供する前には, 介在物の破壊挙動調査用のサンプルとして, 155 mm角ピレット, 5.5 mm径, 1.2 mm径および0.2 mm径の線材より, 元の鋼塊でボトム側であった方向から次のように切り出した。ピレットサンプルはボトム側を50 mm切り捨てた後, 5 mm厚を切り出し, D/8部, D/4部, D/2部(部位の定義は鋼塊と同様)から所要量切り出した。各径の線材サンプルは, ボトム側300 mmを切り捨てた後, 約100 gを切り出した。各サンプルをボトム側から採取した理由は, 鋼塊のボトム部とトップ部とで酸化物分布に差異があると考えられ, また, トップ部は冷却速度が遅いため, 鋼塊の中心部と表層部とで酸化物個数分布に差異を生じると考えられるからである。

2.3 介在物の抽出

270 mm角鋼塊, 155 mm角ピレット, 5.5 mm径, 1.2 mm径, および0.2 mm径の線材から採取した各サンプルを酸で溶解し, 介在物を抽出した¹⁾。各サンプルを90°Cの温硝酸で3時間溶解し, これを, 10 μmのフィルターで濾過した。酸溶解に供するサンプル重量は, 抽出される目的の酸化物個数が少なくとも50個以上, 最大で1000個程度になるように16~63 gとした。フィルター上に残った介在物は, EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) による観察, EDS (Energy Dispersion Spectrometer) による組成分析を行い, 各酸化物の粒径を測定した。EDS分析では, Al, Zr, Si, Mn, Oを分析し, Al₂O₃, ZrO₂, SiO₂の重量比が90%以上の酸化物をそれぞれ, アルミナ, ジルコニア, シリカと判断した。これ以外の酸化物は, Al₂O₃, ZrO₂, SiO₂, MnOが2種類以上複合した酸化物と判断した。また, ZrO₂とSiO₂の合計重

量比が90%以上で, かつ, SiO₂の重量比が20%以上の酸化物はジルコンと判断した。なお, 10~38 μmのジルコニア, ジルコン, アルミナ, シリカが温硝酸液への3時間の浸漬でほとんど溶解せず, 95 mass%以上を回収できることを, 事前に確かめた。

3. 実験結果

3.1 鋼塊内の酸化物分布

Fig. 2に鋼塊ボトム断面のコーナー部(D/8部), 中心部(D/2部), およびD/8部とD/2部の中間位置(D/4部)から抽出された各酸化物の個数分布を示す。各酸化物とも表層から中心部にかけて, ほぼ均一に分布していることが分かった。各酸化物とも50 μm以上のものは少なく, また, 複合酸化物の個数は全抽出個数の約1/4であった。後述する155 mm角ピレット, および各径線材の酸溶解においても, 複合酸化物は抽出されたが, 本研究の対象ではないので, 個数およびサイズの計測は行わなかった。

3.2 熱間圧延時, 冷間伸線時の酸化物の破壊挙動

Fig. 3に, 155 mm角ピレット, 5.5 mm径, 1.2 mm径, および0.2 mm径線材から, 酸溶解にて抽出された最大長さ10 μm以上のアルミナ, ジルコニア, ジルコン, シリカの個数変化を示す。熱間圧延, 冷間伸線を経た加工により鋼材断面サイズが小さくなるにつれて, 酸化物の種類によって程度の差はあるが, 個数が減少していることが分かる。特に20 μm以上の酸化物個数の減少率は, 20 μm未満の酸化物個数の減少率より大きい。これは, 圧延・伸線加工中に介在物が破壊して小径化することを示している。

これら酸化物の破壊度合いを数値化するために, 以下の式で定義した破壊指数 (Fracture Index) を導入した。

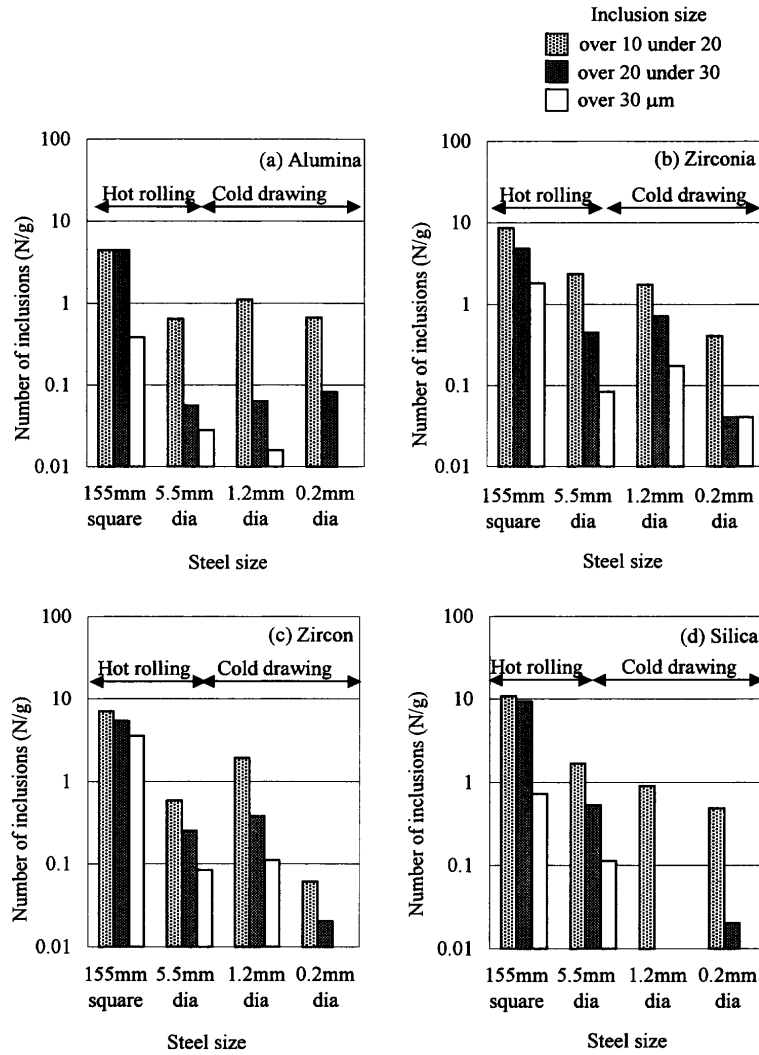


Fig. 3. Change in number of (a) alumina, (b) zirconia, (c) zircon and (d) silica inclusions while hot rolling and cold drawing.

$$F_H = \log_{100} \left(\frac{N_{5.5}}{N_{155}} \times 100 \right) \dots\dots\dots (1)$$

$$F_C = \log_{100} \left(\frac{N_{0.2}}{N_{5.5}} \times 100 \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 F_H は熱間破壊指数、 F_C は冷間破壊指数、 N_{155} 、 $N_{5.5}$ 、 $N_{0.2}$ は、それぞれ155 mm角ビレット、5.5 mm径線材、0.2 mm径線材 1 g中の最大長さ 20 μ m以上の酸化物個数である。20 μ m以上の酸化物個数を対象とした理由は、熱間圧延から冷間伸線工程に渡る酸化物個数の減少率が大きく、破壊度合いを端的に表現すると考えたためである。この破壊指数が大きい酸化物ほど破壊しにくく、反対に、この指数が小さい酸化物ほど破壊しやすいことを表す。Fig. 4に、各酸化物の破壊指数を示す。

Fig. 3およびFig. 4から、次のことが分かる。

(1) すべての酸化物（アルミナ、ジルコニア、ジルコン、シリカ）とも、熱間圧延中に破壊され、その径は小さくなる。

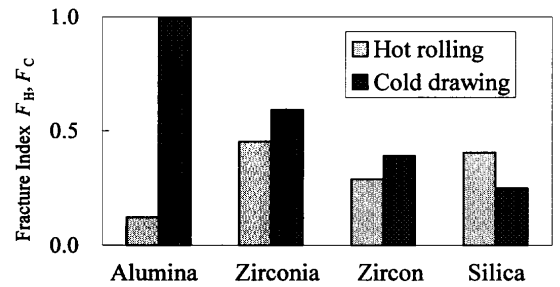


Fig. 4. Fracture index of oxides.

- (2) 熱間圧延では、アルミナ、ジルコン、シリカ、ジルコニアの順に破壊されやすい。
- (3) 冷間伸線では、アルミナはほとんど破壊されない。
- (4) ジルコニア、ジルコン、シリカについては冷間伸線中においても破壊され、シリカ、ジルコン、ジルコニアの順に破壊されやすい。

4. 考察

4.1 酸化物の融点と破壊挙動の関係

熱間または冷間圧延における MnO-SiO₂-Al₂O₃系あるいは CaO-SiO₂-Al₂O₃(-MgO) 系においてガラス相を晶出する酸化物では、酸化物の融点が低いほど、熱間では変形能が高く、冷間では破壊しやすいことが、従来の研究^{8,11-16,18,20}から分かっている。そこで、前節で定義した破壊指数と、本実験で扱った酸化物の融点²²⁾との関係を整理した。この結果を Fig. 5 に示すが、融点が低いほど破壊しやすいという関係はないことが分かる。ガラス化せず、軟化点を持たない硬質の酸化物の破壊挙動については、融点とは異なる観点で考察する必要がある。

4.2 酸化物の破壊挙動と酸化物強度との関係

Fig. 6 に圧延, 伸線中の鋼材縦断面に現れた酸化物変形挙動の例を示す。熱間圧延後の 5.5 mm 径線材断面では、アルミナもシリカもほぼ同様に破壊されているが、冷間伸線となる 4.8 mm 径および 1.2 mm 径の線材断面では、シリカの方がアルミナより破壊度合いが大きいことが分かる。これらの挙動は、加工中の鋼材内部に発生する応力および

酸化物の機械的強度に影響されると考えられる。

そこで、加工中の鋼材内部に発生する圧縮応力を有限要素法により求めた。圧縮応力のみを考慮した理由は、酸化物-鋼材間の界面剥離強度は鋼材変形抵抗や酸化物の強度に比べて非常に小さく、鋼材-介在物間は、圧延あるいは伸線方向では剥離し、圧下方向では密着していると考え、鋼材から介在物へは圧縮応力のみが作用すると想定したからである。もちろん、偏差応力や相当応力などの他の応力成分について検討することは、より精度の高い考察のために必要であるが、ここでは扱わなかった。

熱間圧延の解析では、Komori ら²³⁻²⁶⁾による 3次元剛塑性有限要素解析ソフト SIMURO (Simulation of Rolling) を用いて、以下のようにモデル化した。解析対象部分を圧延ロール前後の鋼材長さ 45 mm とし、要素分割は、軸対称 1/4 部分を放射状要素分割、要素数 500 とした。鋼材温度、鋼材変形抵抗、ロール-鋼材間の摩擦係数は、それぞれ、1173K 均一、志田の式²⁷⁾で 0.8% C として求めた値 250 MPa, 0.5 を用いた。鋼材の拘束条件は、加古川製鉄所第 8 線材工場において、19 mm 径の真円線材を 17×19 mm 楕円線材に圧延する場合のロール形状と同じとした。

冷間伸線の解析には、2次元弾塑性有限要素解析ソフト ABAQUS Explicit を用いて、以下のようにモデル化した。解析対象部分は線引きダイス前後の鋼材長さ 14 mm とし、軸対象 1/2 部分を要素数 1700 に分割した。鋼材変形抵抗は、実際の伸線材を室温における引張試験に供して実測した値 4000 MPa, ダイス-線材間の摩擦係数は 0.06 とした。線材の拘束条件は、本実験で使用した乾式伸線機において 1.176 mm 径の線材を 0.959 mm 径に線引きするダイスと同一とし、ダイスアプローチ角度、ベアリング長さ、アプローチ/ベアリングのコーナー半径、ダイス径は、それぞれ 12°, 0.0603 mm, 0.5 mm とした。

なお、熱間圧延時の解析モデルの妥当性については、Komori ら²³⁻²⁶⁾の文献で十分検討されているが、冷間伸線

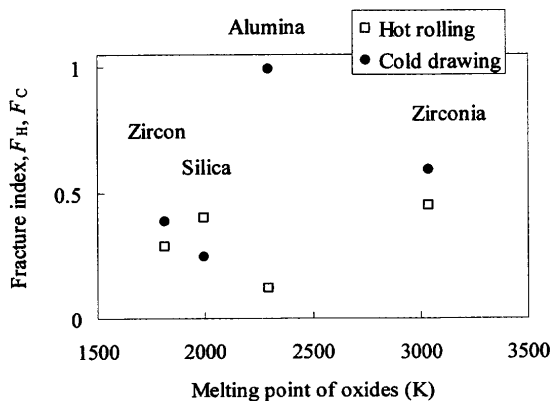


Fig. 5. Relationship between fracture index, F_H , F_C and melting point²²⁾ of oxides.

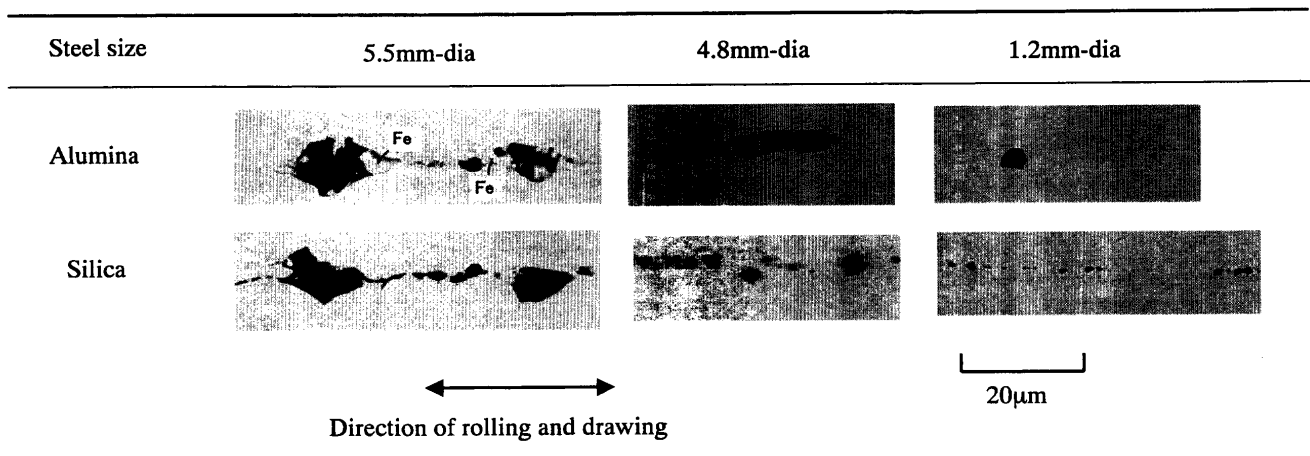


Fig. 6. Typical examples of change in shape of oxide inclusions appeared on longitudinal section of steel rod and wire during rolling and drawing.

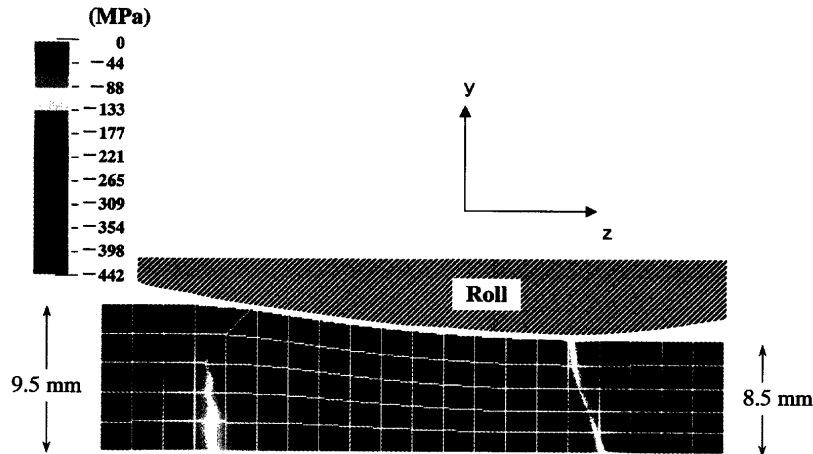


Fig. 7. Calculated distribution of y-direction stress in steel rod during hot rolling.

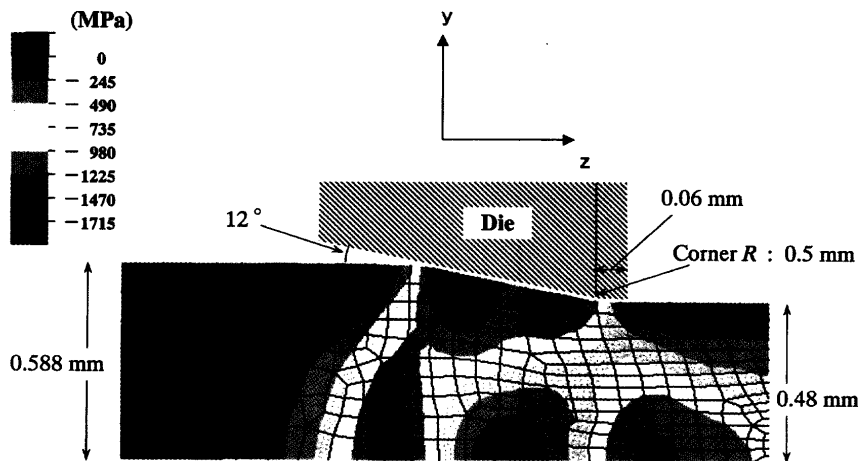


Fig. 8. Calculated distribution of y-direction stress in steel wire during cold drawing.

解析については、実験結果との合わせ込みが不十分であり、解析モデルの妥当性の検証が必要である。しかし、鋼材中の酸化物がどの程度の応力を受けており、この応力による各酸化物の破壊挙動の差異を考察するには、本モデルによる解析で十分と判断した。

熱間圧延における、ロール直下の線材圧下方向に加わる応力分布の計算結果を Fig. 7 に、冷間伸線におけるダイス直下の線材半径方向に加わる応力分布の計算結果を Fig. 8 に、それぞれ示す。なお、本図中では引張方向を正の値、圧縮方向を負の値で示している。熱間圧延時の線材内部応力は圧延ロール出側の中心部で 400~500 MPa、表層部で 200~300 MPa と圧縮となる。冷間伸線時の場合は、熱間圧延時に発生する応力よりも大きく、線引きダイス下の中心部で 0~400 MPa、表層部で 1000~1700 MPa の圧縮となる。線材中の酸化物は、酸化物の線材中での位置や線径によって異なるが、ほぼこの計算で得られたオーダーの圧縮応力を受けていると考えられる。

一方、酸化物の圧縮強度が、線材中に発生する圧縮応力に近い値ならばその酸化物は破壊しやすく、反対に、線材中に発生する圧縮応力よりはるかに大きな値であればその

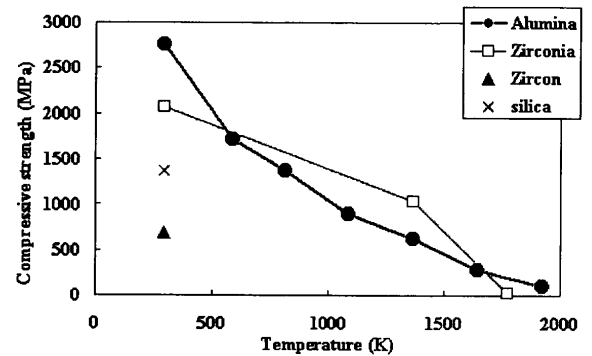


Fig. 9. Relationship between compressive strength of oxides and temperature.²²⁾

酸化物は破壊しにくいことが予想される。Fig. 9 に、酸化物の圧縮強度と温度の関係²²⁾を示す。Fig. 9 から、アルミナ、ジルコニアの強度は熱間で低下することが分かる。なお、シリカとジルコンは高温での圧縮強度の測定値がないため、ここでは扱っていない。また、これらの測定値は、線材内部に発生する計算応力値と同程度であるが、アルミナ、ジルコニアの室温強度は、計算応力値よりもかなり大きいことが分かる。ここで、前節で定義した酸化物の破壊

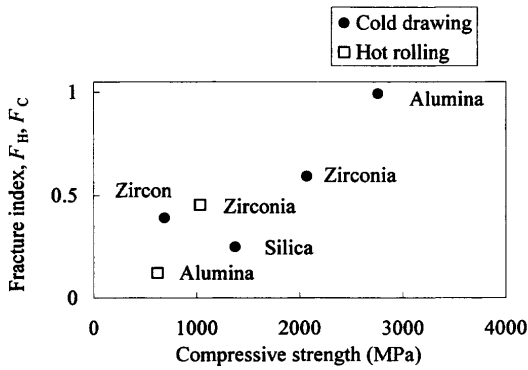


Fig. 10. Relationship between fracture index, F_H , F_C and compressive strength²²⁾ of oxides.

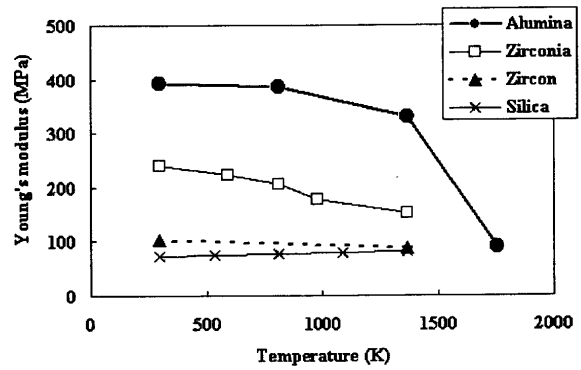


Fig. 11. Relationship between Young's modulus of oxides and temperature.²²⁾

指数と圧縮強度²²⁾との関係を整理した結果を Fig.10 に示す。冷間破壊指数 F_C は室温における酸化物の圧縮強度で、熱間破壊指数 F_H は、解析モデルで用いた 1170K の圧縮強度がないので、実際の熱間圧延の入り側初期温度に近い 1370K における値で整理した。酸化物の強度は焼結体で測定されたものであり、必ずしも鋼中の酸化物粒子の強度を正確に表すものではないが、酸化物の圧縮強度が高いほど、破壊指数が大きく、加工中に破壊されにくいことが分かる。Fig.10 において、熱間、冷間とも同一の線上に乗っているように見えるが、鋼材の減面率は熱間圧延で約 1/1000、冷間伸線で約 1/750 であり、また、圧延と伸線とで加工方法も異なるため、本来は、異なる線上に乗るものと考えられる。

4.3 酸化物の破壊挙動とヤング率との関係

前節で述べた圧縮強度は、構成している原子の原子間力が強い酸化物ほど、大きいと考えられる。この原子間力とヤング率とに正の相関があり²⁸⁾、また、ほとんどの固体に対して、理論破壊強度 σ_0 とヤング率 E とにはほぼ、 $\sigma_0 = E/10$ の関係がある²⁹⁾ ことが知られている。そこで、各酸化物破壊挙動とヤング率の関係を整理した。

Fig.11 に文献で報告されている各酸化物のヤング率の温度依存性²²⁾ を示す。また、各酸化物の熱間破壊指数 F_H を、1370K におけるヤング率で、冷間破壊指数 F_C は、室温でのヤング率で整理した結果を Fig.12 に示す。なお、参考のため、アルミナの熱間破壊指数については、1700K におけるヤング率²²⁾ の値も併記した。1370K での値で整理したアルミナだけ相関から外れるが、概ね、ヤング率と破壊指数とに正の相関があり、ヤング率が大きい酸化物ほど、破壊指数が大きく、破壊されにくいことが分かった。Fig.11 においても、Fig.10 と同様、熱間、冷間とも同一の線上に乗っているように見えるが、先に述べたように、本来は、異なる線上に乗るものと考えられる。

実際の酸化物材料における破壊強度は、材料内の欠陥、結晶粒径や気孔率等に依存するため、本来はヤング率だけで整理はできない。今回鋼材中酸化物の圧延、伸線中の破

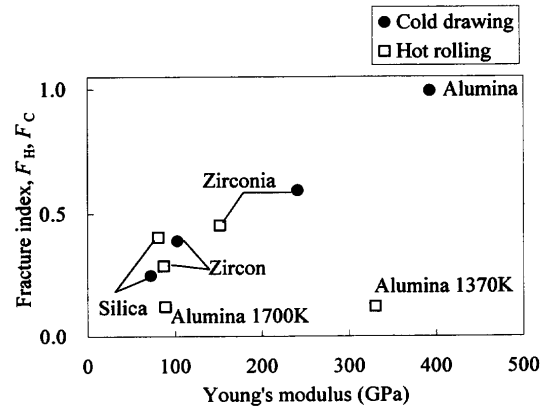


Fig. 12. Relationship between fracture index, F_H , F_C and Young's modulus²²⁾ of oxides.

壊挙動がヤング率で整理できた理由は、扱った酸化物が数 $10 \mu\text{m}$ と小さく、内部に欠陥や気孔がほとんどなかったためと考えられる。また、酸化物を構成している結晶数が少なく、単結晶に近い状態で鋼材中に存在していたことも推定理由として挙げられる。

4.4 冷間伸線時における酸化物破壊挙動と平均原子容積との関係

芦塚ら³⁰⁾ は、室温で各種酸化物のヤング率を測定し、平均原子容積とに Fig.13 に示すような負の相関があることを報告している。平均原子容積とは、1 原子あたりが占める体積である。この値が大きければ大きいほど、原子間距離が長く、原子同士の結合力が弱くなることを意味する。平均原子容積は、(3)式で表される。

$$\text{平均原子容積} = \frac{\text{分子量} / \text{密度}}{\text{酸化物分子を構成する原子の個数}} \dots (3)$$

Table 4 にアルミナ、ジルコニア、ジルコン、シリカの分子量、密度²²⁾、酸化物分子を構成する原子の個数、およびこれらから(3)式で計算される平均原子容積を示す。また、Fig.13 に本実験で用いた酸化物の平均原子容積とヤング率²²⁾ を併記した。これらの酸化物の平均原子容積と冷間破壊指数との関係を Fig.14 に示す。平均原子容積と破壊指数とには負の相関があり、平均原子容積が大きいほど、酸化

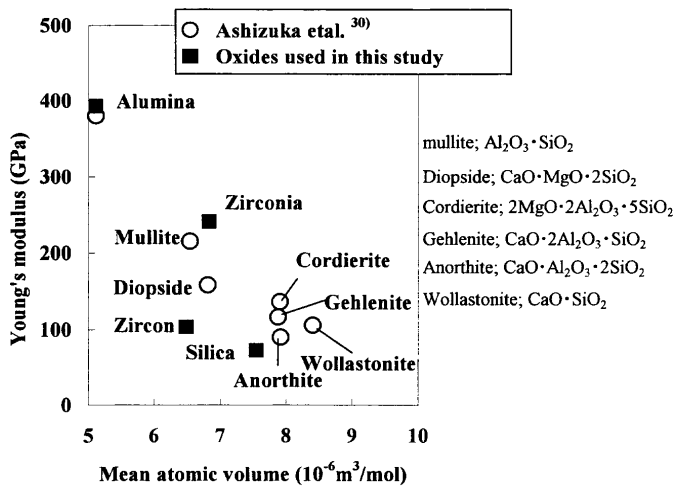


Fig. 13. Relationship between Young's modulus and mean atomic volume of oxides.

Table 4. Molecular weight, density,²²⁾ number of atoms that compose oxides and mean atomic volume of alumina, zirconia, zircon and silica.

Oxides	Molecular formula	Molecular weight (kg/mol)	Density ²²⁾ (kg/m ³)	Number of atoms that compose oxide	Mean atomic volume (10 ⁻⁶ m ³ /mol)
Alumina	Al ₂ O ₃	0.102	3980	5	5.13
Zirconia	ZrO ₂	0.123	6100	3	6.72
Zircon	ZrO ₂ ·SiO ₂	0.183	4680	6	6.52
Silica	SiO ₂	0.060	2650	3	7.54

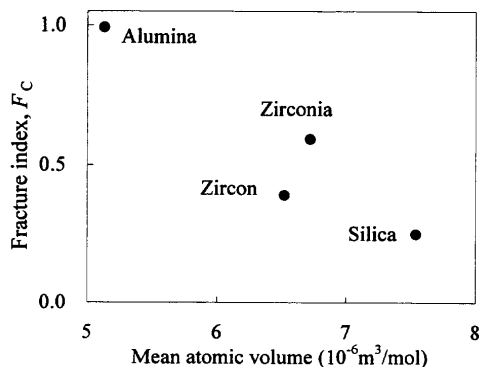


Fig. 14. Relationship between fracture index, F_C and mean atomic volume of oxides.

物は破壊しやすいと考えられる。

酸化物によっては、強度、ヤング率の測定値が不十分なものがある。しかし、分子量、酸化物を構成する原子の個数は既知であり、密度は、測定値も比較的豊富にあり、また、測定も比較的容易なため、強度、ヤング率が未知である酸化物であっても、平均原子容積は計算によって簡単に求めることができる。平均原子容積は、様々な酸化物の鋼材加工中の破壊度合いを推定する指標になると考えられる。

5. 結論

酸化物系介在物を強制的に添加した鋼材を熱間圧延、冷

間伸線し、これらから酸溶解法により抽出された酸化物の大きさ、個数を調査した結果をまとめると次のようになる。

(1) アルミナ、ジルコニア、ジルコン、シリカとも、熱間圧延中に破壊される。

(2) 冷間伸線では、シリカ、ジルコン、ジルコニア、アルミナの順に破壊されやすい。ただしアルミナは、ほとんど破壊されない。

(3) 鋼材内部に発生する応力が、酸化物の強度以上になると酸化物は破壊に至り、強度が高い酸化物ほど破壊されにくいものと考えられる。

(4) 酸化物の破壊度合いは、原子間力と正の相関があるヤング率で整理することができる。また、室温のヤング率は、酸化物の平均原子容積との間に負の相関があるため、冷間伸線時において、平均原子容積の小さい酸化物ほど、破壊されにくいものと考えられる。

文 献

- 1) A.Yoshimochi, K.Yokoe, T.Shibata and Y.Oki: *Wire J. Int.*, **16** (1983), 224.
- 2) H.Sato, S.Mogami, Y.Noguchi and M.Murakami: *Seitetsu Kenkyu*, **320** (1986), 35.
- 3) E.Stampa and M.Cipparrone: *Wire J. Int.*, **20** (1987), 44.
- 4) Y.Shinsho, T.Noizaki, K.Sorimachi, E.Yamanaka, K.Suzuki and K.Nakanishi: *Wire J. Int.*, **21** (1988), 145.
- 5) M.Saito, T.Iikubo and Y.Ito: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **27** (1987), 23.
- 6) 奥島 敢: 第126・127回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1988), 147.
- 7) T.Mimura, K.Ogawa, S.Maeda, T.Shibata and H.Matsumoto: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **39** (1989), 77.
- 8) T.Malkiewicz and S.Rudnik: *J. Iron Steel Inst.*, **201** (1963), 33.
- 9) M.Sumita and I.Uchiyama: *Tetsu-to-Hagané*, **50** (1964), 1870.
- 10) I.Uchiyama and M.Sumita: *Tetsu-to-Hagané*, **51** (1965), 1959.
- 11) P.J.H.Maunders and J.A.Charles: *J. Iron Steel Inst.*, **206** (1968), 705.
- 12) H.Iwai, B.Tsujino, S.Isa and T.Ao: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 1037.
- 13) H.Iwai, B.Tsujino, S.Isa and T.Ao: *Tetsu-to-Hagané*, **55** (1969), 887.
- 14) T.Shiraiwa, N.Fujino and F.Matsuno: *Sumitomo Met.*, **25** (1973), 266.
- 15) S.Ekerot: *Scand. J. Metall.*, **3** (1974), 21.
- 16) G.Bernard, P.V.Riboud and G.Urbain: *Rev. Metall.*, **78** (1981), 421.
- 17) Y.Kawauchi and H.Maede: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 1313.
- 18) C.Gatellier, H.Gaye, J.Lehmann, J.Bellot and M.Moncel: *Rev. Metall.*, **89** (1992), 361.
- 19) J.Ishimaru and T.Yamauchi: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1322.
- 20) H.Kimura, M.Suzuki, K.Takeda and H.Tashiro: 36th MWSP Conf. Proc., Vol. 32, ISS-AIME, Warrendale, (1995), 241.
- 21) M.Hitosugi, S.Nakamura and Y.Habara: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 161.
- 22) Engineering Properties of Ceramics, Data books to Guide, Material Selection for Structural Applications, ed. by J.F.Lynch, C.G.Runderer and W.H.Duckworth, Battelle Memorial Institute, Columbus Laboratories, Columbus, Ohio, (1969).
- 23) K.Komori and K.Kato: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **31** (1993), 357.
- 24) K.Komori and K.Kato: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **31** (1993), 364.
- 25) K.Komori: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **59** (1993), 2993.
- 26) K.Komori: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1993), 1400.
- 27) S.Shida: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **8** (1968), 127.
- 28) A.Makishima and J.D.Mackenzie: *J. Non-Cryst. Solids*, **12** (1973), 35.
- 29) 中沢 一, 小林英男: エンジニアリング・サイエンス講座28, 固体の強度, 共立出版, 東京, (1979), 43.
- 30) M.Ashizuka, Y.Aimoto and T.Okuno: *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **97** (1989), 544.