

熱間圧延した際の Mn, Si および Si-Mn

各単独脱酸鋼中の介在物の挙動*

(圧延の際の鋼中介在物の変形—I)

内山 郁**・角田 方衛***

On Behaviour of Inclusions in Steel which were Deoxidized with Manganese, Silicon or Silicomanganese during Hot Rolling.

(Deformation of nonmetallic inclusions in steel during rolling of steel—I)

Iku UCHIYAMA and Masae SUMITA

Synopsis:

This study was carried out to get fundamental informations on nonmetallic inclusions in order to make clear the relation between nonmetallic inclusions and properties of steel. To study the behaviour of Mn oxide, Si oxide and manganese silicate in steel, electrolytic iron was melted in a high frequency induction furnace with varied addition of manganese, silicon or silicomanganese. Two kinds of rolling temperature (1250~1000°C and below 1000°C) and two kinds of rolling ratio (9 and 36) were selected. X-ray probe microanalyser was used to identify inclusions and the eyepiece with micrometer was used to measure microscopically the quantity of inclusion deformation. The results were mainly as follows:

It appears that inclusions are classified into two types according to the course of formation, size, composition and distribution, namely: large inclusions (5~25 μ) and small inclusions (<5 μ). Quantity of inclusion deformation increases as the volume of inclusion increases and rolling ratio becomes large. But the proportion of quantity of inclusion deformation to that of steel deformation decreases with increasing rolling ratio. In this experiment inclusions except sulfide, Mn silicate and silica are easier to deform at low rolling temperature than at high rolling temperature. In cases of sulfide and Mn silicate, the quantity of deformation is large at high rolling temperature. Quantity of deformation of inclusions which is produced by manganese deoxidation increases gradually with added manganese content. Quantity of deformation of inclusions in steel deoxidized with silicon increases rapidly with added silicon content, but it decreases rapidly as soon as SiO₂ begins to form and they are scarcely deformed by rolling. In case of inclusions in steel deoxidized with silicomanganese, the quantity of deformation increases with increasing added silicomanganese content. This deformation depends mainly on that of manganese silicate.

(Received 25 Dec. 1964)

1. 緒 言

鋼の諸性質におよぼす非金属介在物の影響については、漸次報告が出されているが、必ずしも明確な説明がなされていない。これは非金属介在物自体の組成の複雑性や非金属介在物自体の性質が十分に解明されていないことによるだけでなく、非金属介在物だけの影響をその他の因子のそれと切離して検討することが容易でないことなどによる。また、鋼の性質におよぼす影響を考える際には、鋼種によつて、それに要求される性質に応じて考慮すべきものとする。一方、P. H. FRITH¹⁾ や R.

F. JOHNSON²⁾ その他が述べているように、非金属介在物の種類、量、形状、大きさなどによつてその影響は異なることが知られている。近年、鋼に熱間加工を施した場合の非金属介在物の変形について、E. SCHEIL³⁾、F. B. PICKERING⁴⁾ およびその他⁵⁾の研究が報告されているが、いずれも上記のような観点に立つものと考えられ

* 昭和38年10月、39年4月、10月本会講演大会にて発表

昭和39年12月25日受付

** 金属材料技術研究所 工博

*** 金属材料技術研究所

る。

本研究は、鋼が圧延加工を受けた場合の非金属介在物の変形その他の挙動を物性その他の基礎的な立場から調べることを目的としている。本報告においては、まづ、鉄を Mn, Si および Si-Mn で各々単独脱酸し、しかも各脱酸剤使用にあつてはその脱酸量を種々かえて溶製、生成した非金属介在物についての組成などを調べ、さらに、その鋼を熱間圧延した場合の介在物の変形状況の観察、特に介在物の変形量と圧延温度および圧延比との関係を定量的に取扱うことを試みた。その結果について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

電解鉄を高周波溶解炉（マグネシアルツボ使用）により大気中で溶解、Mn, Si および Si-Mn で下記のような添加量でそれぞれ単独脱酸し、5kg 鋼塊をそれぞれ2本ずつ作った。Mn 脱酸は電解マンガンを用いて、0%, 0.15%, 0.50%, 2.00% 添加、Si 脱酸の場合には純シリコンを 0.02%, 0.06%, 0.25%, 0.50% 添加、Si-Mn 脱酸は市販品で Si 18.5%, Mn 65.8%, C 1.31%, P 0.14% のものを使用、その添加量 0.05%, 0.15%, 0.30%, 0.50% のものを作った。溶製した鋼塊の化学組成を Table 1, Table 2 および Table 3 に示す。

溶解温度は約 1650°C、鑄込温度は 1580~1600°C であつた。なお、脱酸前の溶鋼から採取した試料(水冷)をガス分析した結果、酸素量(真空溶融法)は 0.2~0.3% であつた。

上記で得た鋼塊は、各鋼種共、1000~1250°C および 1000°C 以下の2種類の温度範囲で圧延し、圧延比が 9 (最終 20mm ϕ) および 36 (最終 10mm ϕ) の丸棒にし、観察試料を採取した。

2.2 測定方法

2.2.1 介在物の観察

光学顕微鏡で鑄込のままおよび圧延後の試料中の非金属介在物の形態的な観察を行なつた。

2.2.2 介在物の面積率の測定

介在物の大きさを 2 μ ~5 μ と 5 μ ~25 μ に分け、それぞれについて JIS 法により面積率を求めた。

2.2.3 介在物の同定

X線マイクロアナライザーにより、介在物の組成を調べた。

2.2.4 硬度測定

ビッカース微小硬度計により若干の介在物および基地鉄の硬度を測定した。

Table 1. Chemical composition of steel ingots deoxidized with manganese.

	C	Mn	Si	P	S
MH 1	0.006	nd	0.005	nd	0.004
ML 2	0.005	nd	0.005	nd	0.004
MH 3	0.006	0.057	0.005	nd	0.005
ML 4	0.005	0.045	0.006	nd	0.005
MH 5	0.007	0.33	0.005	nd	0.005
ML 6	0.006	0.19	0.004	nd	0.005
MH 7	0.010	0.95	0.005	nd	0.003
ML 8	0.006	1.25	0.004	nd	0.004

Table 2. Chemical composition of steel ingots deoxidized with silicon.

	C	Mn	Si	P	S
SH 1	0.005	nd	0.002	0.006	0.002
SL 2	0.007	nd	0.002	0.001	0.004
SH 3	0.005	nd	0.007	0.002	0.004
SL 4	0.004	nd	0.003	0.001	0.004
SH 5	0.005	nd	0.037	0.001	0.004
SH 7	0.002	nd	0.05	0.002	0.005
SH 9	0.002	nd	0.07	0.002	0.006
SH 11	0.002	nd	0.223	0.004	0.004
SL 12	0.003	nd	0.133	0.004	0.004
SH 13	0.005	nd	1.048	0.002	0.004
SL 14	0.005	nd	1.175	0.002	0.004

Table 3. Chemical composition of steel ingots deoxidized with Silicomanganese.

	C	Mn	Si	P	S
SMH 1	0.002	0.019	0.003	0.003	0.006
SMH 3	0.004	0.037	0.003	0.002	0.006
SML 4	0.003	0.045	0.004	0.003	0.006
SMH 5	0.007	0.14	0.003	0.005	0.005
SML 6	0.007	0.13	0.004	0.002	0.006
SMH 7	0.018	0.66	0.087	0.005	0.006
SML 8	0.018	0.51	0.044	0.004	0.006

2.2.5 介在物の変形量の測定

接眼移動測微計を用い、観察倍率 1000 倍(油浸)および 400 倍で介在物の巾と長さを測定し、T. MALKIEWICZ⁵⁾らが述べている考え方にしたがって変形量を求めた。なお、圧延により伸ばされた A 系介在物については 100 個を測定、伸ばされない C 系介在物については 50 個について測定し、その平均値をとつた。

3. 実験結果および考察

3.1 マンガン脱酸の場合

マンガン脱酸の場合の試料の鑄込状態における介在物の分布状況の一例を Photo. 1 に示す。介在物を大きさについて分類すると、5 μ 以下のもの、5~25 μ のもの、それに加えて、25 μ 以上のもの(外部から混入した

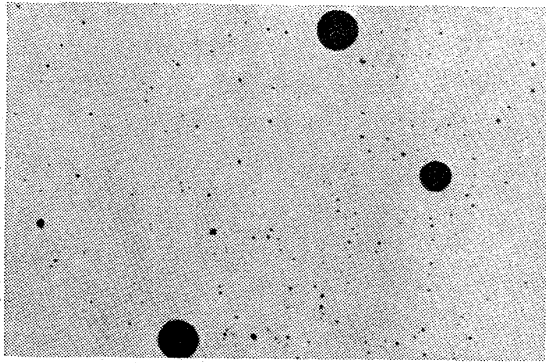


Photo. 1. (Fe·Mn)O in as-cast steel deoxidized with manganese.
(Specimen: ML6) $\times 400(4/5)$

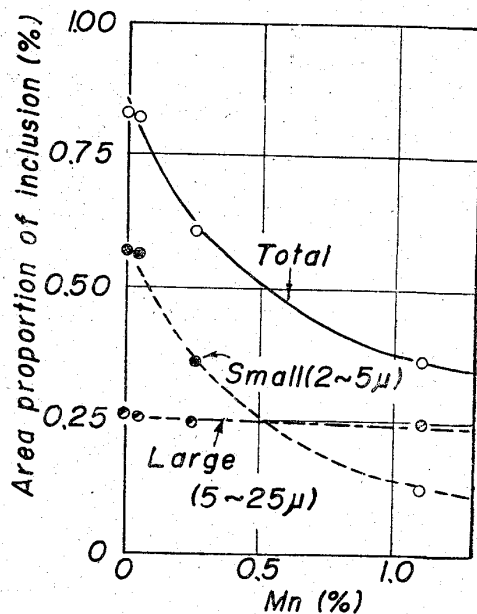


Fig. 1. Relation between manganese content in steel and area proportion of inclusions.

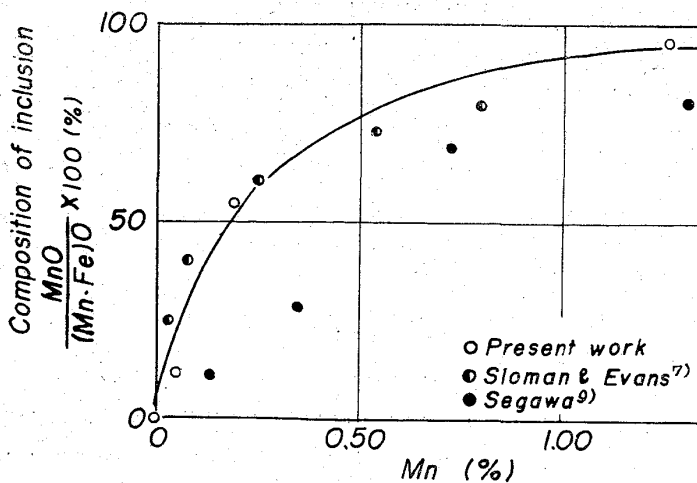


Fig. 2. Relation between manganese content in steel and the composition of inclusions.

と考えられるものを含む)の3つとすることができる。この中、 5μ 以下の介在物は、Photo. 1からも分るように、何か規則的な分布をとっていると思われる。本実験においては、 5μ 以下(小型介在物と呼ぶ)と $5\sim 25\mu$ (大型介在物と呼ぶ)の介在物について検討を行なった。 25μ 以上のものについては圧延の際の状況の特異性(後述)などの理由から対象外とした。

3.1.1 介在物の面積率

介在物の面積率(JIS法による)とマンガン量との関係をFig. 1に示す。小型介在物量はマンガンの増加とともに著しく減少するが、大型介在物量の減少はきわめてわずかである。この原因としては、マンガン添加量の増加に伴って、溶鋼の酸素量が低下することがあげられよう。すなわち、マンガン添加量が低い時には凝固直前における溶鋼中の酸素レベルが高く、凝固過程において酸化物を形成し、主として小型介在物としてあらわれるのに対し、添加量が多い場合には、溶鋼中の酸素レベルが低下するために小型介在物の発生が少なくなると考えられる。一方、大型介在物は溶鋼中において生成、凝集、浮上の過程をとると考えられるが、それらは、溶鋼の保持時間、鑄込条件、凝固速度、その他種々の因子に影響される。本実験規模においては介在物の凝集、浮上の時間がわずかしか与えられなかつたために脱酸剤添加量を増加してもその大型介在物の量の低下がわずかであるという結果を生じたと推定される。

3.1.2 介在物の組成

5μ 以上の介在物についてX線マイクロアナライザーでその組成を調べた。予期される介在物として、FeOおよびMnOがあげられ、FeO-MnO相状態図⁸⁾によるとこれらは全率固溶関係にある。そこで、介在物について得たFe%とMn%を補正し、FeはFeOに、MnはMnOとして換算してみると(FeO+MnO)は90~100%の値をとつた。それでその値に対するMnOの割合を求めてデータを整理したのがFig. 2である。この介在物の組成と鋼のMn量との関係は溶解条件その他により異なつてくると考えられるがH. A. SLOMAN⁷⁾らおよびその他の結果⁸⁾⁹⁾とほぼ一致している。なお、小型介在物についてはX線マイクロアナライザーの測定を行なわなかつたが、その生成時期の相違などを考慮すると、当然その組成はFig. 2のそれらとは異なると思われる。

3.1.3 圧延による介在物の変形

鋼のマンガン含有量と介在物の変形の度合との関係をFig. 3に示す。縦軸には変形の度合として λ (介在物の長さ b_k と介在物の中 a_k との比、 b_k/a_k)

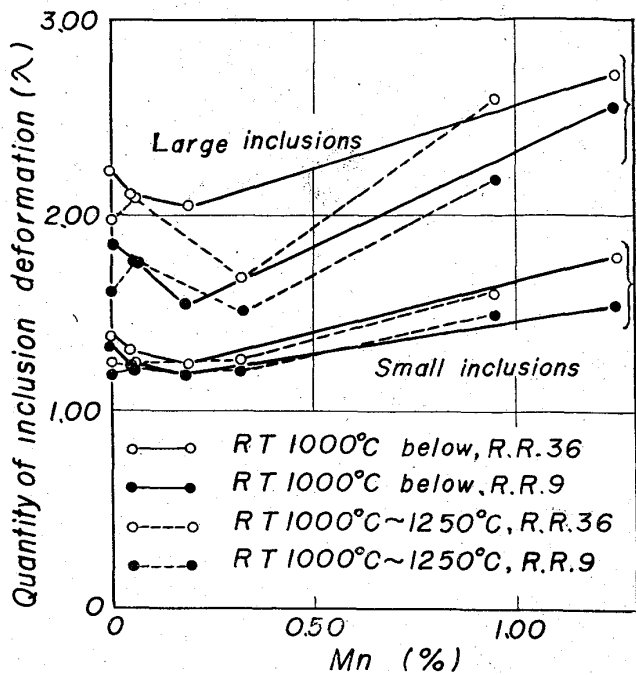


Fig. 3. Relation between manganese content and quantity of inclusion deformation. (R.T.: Rolling temp., R.R.: Rolling ratio)

をとつた。これから Mn 量が約 0.4% (Fig. 2 から、介在物の組成は MnO 量として約 50~60%) まであまり Mn 量は変形度合に影響がないようであるが、全般的には Mn 量の増加にしたがつて介在物の変形は大きくなっている。この図から、圧延温度が 1000°C 以下の場合の方が 1250~1000°C の場合よりも介在物の変形が大きく、圧延比が大きいほど介在物の変形は大きいことが分る。前者の現象は介在物の種類、圧延温度における介在物の粘性と基地鉄の粘性などが関係していると考え

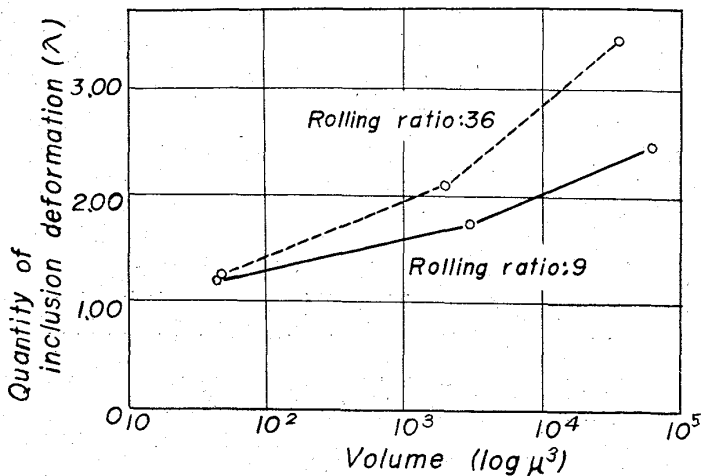


Fig. 4. Relation between size of inclusion and quantity of its deformation. Rolled at 1000°C~1250°C.

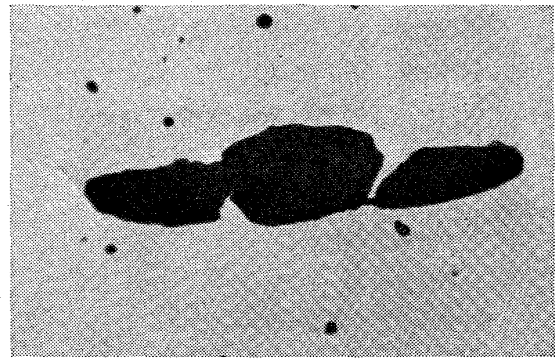


Photo. 2. (Fe·Mn)O which was brittle fractured under rolling ratio 9. (Specimen MH 5) ×400(4/5)

られる。後者の結果は当然予期されることであるが、さらに、圧延比 9 の場合と圧延比 36 の場合の λ の値を比較することによつて、介在物の変形は初期の圧延段階において大きいことが分る。圧延比をあげても介在物の変形率は減少し、ある限度に達すると変形をはなれて介在物の破断という過程を経ると考えられる。光学顕微鏡で観察した結果、圧延比 9 の場合には介在物の破断はみられなかつたが、圧延比 36 の場合には圧延温度に関係なく破断されたものが見られた。その破断状況をみると介在物中の MnO 量が約 50% までのものでは引伸ばされてちぎれた様相を呈していたのに対し、MnO 量がそれ以上の介在物の場合には Photo. 2 のように脆性的な破断様相を示した。この傾向は介在物の大きさが大きいほど顕著であつた。このために、本実験では、介在物の大きさを 5 μ 以下および 5~25 μ 以下のものを対象とした。なお、同一種類の介在物でもその大きさによつてその変形の度合は異なり、その 1 例を Fig. 4 に示した。(本図の各測定値は介在物 25 個の平均をとつた)。

圧延後の介在物の体積を回転楕円体として計算して横軸にとつた。これから、5~25 μ の大きさの介在物の場合には介在物の大きさが大きくなるにしたがつてその変形度合は大きくなることが分る。小型介在物 (5 μ 以下) の場合の変形が小さいことは、大きさの影響もあるが、前に述べたようにその組成が異なると考えられる (FeO 主体と考えられる) ことから、その影響がかなりあると思われる。次に参考として、圧延前後における介在物および基地鉄の硬さを常温で測定、その結果の 1 例を Fig. 5 に示す。同図は圧延比 9 の場合である。基地鉄については、鑄込のままの場合の硬さよりも圧延後の方が若干高くなつてはいるが、Mn 量 (鋼中の含有量) の増加による影響はみられない。一方、介在物は、Mn 量が増すにしたがつて硬さは急激に上昇し、鑄込のまま

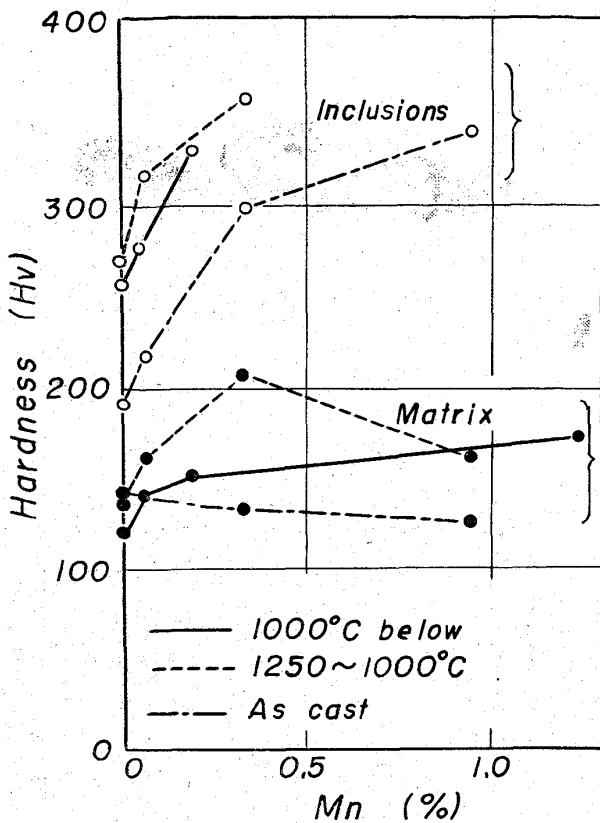


Fig. 5. Relation between manganese content in steel and hardness (at room temperature) of inclusions and matrix.

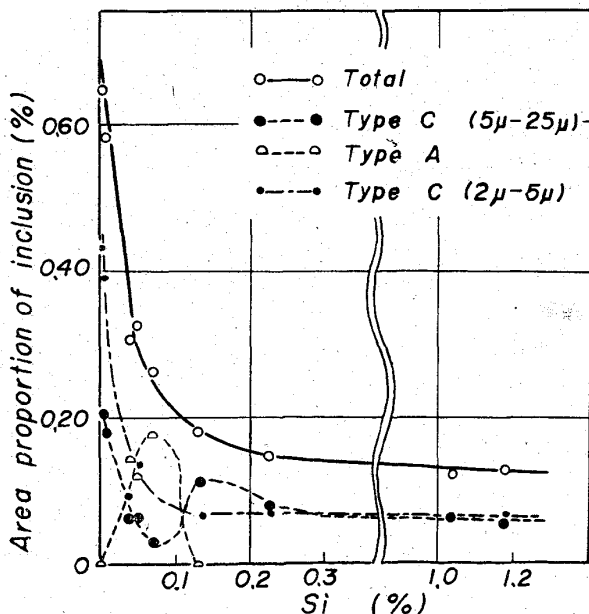


Fig. 6. Relation between silicon content in steel and area proportion of inclusions in steel deoxidized with silicon.

のものでは 1.0% 以上および圧延後のものでは Mn 約 0.2~0.3% 以上の場合は測定の際に割れを生ずるために測定ができなかつた。さらに、圧延を施すこと

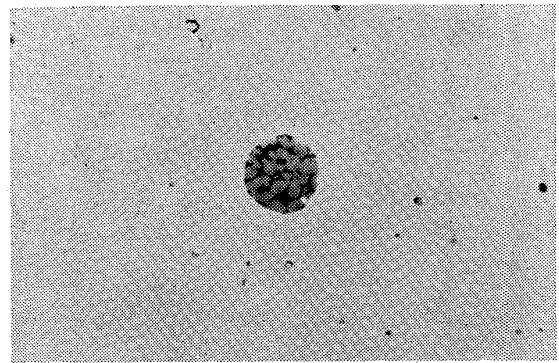


Photo. 3. Eutectic inclusion in as-cast steel deoxidized with silicon. (Specimen: SML6) $\times 400$ (4/5)

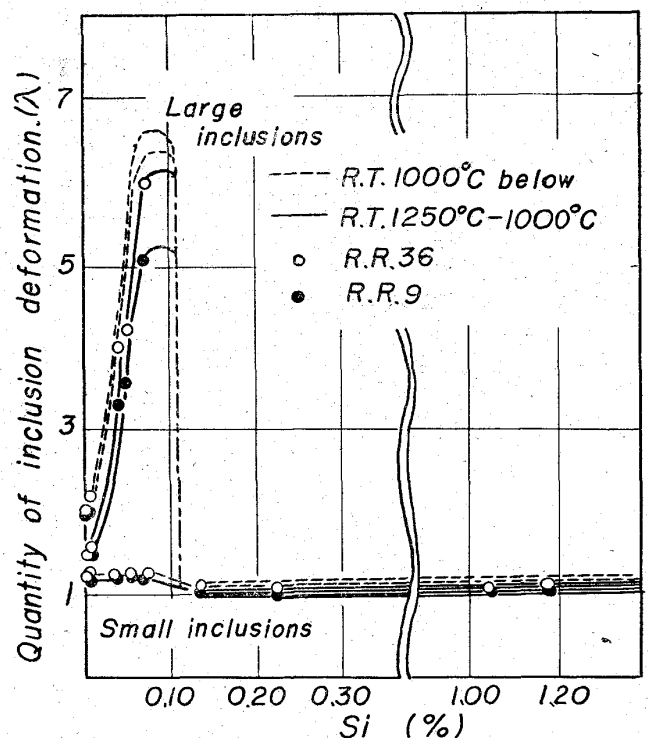


Fig. 7. Relation between silicon content in steel and quantity of inclusion deformation. (R.R.: Rolling ratio, R.T.: Rolling temp.)

によつて介在物の硬さのかなりの上昇がみられた。

3.2 シリコン脱酸の場合

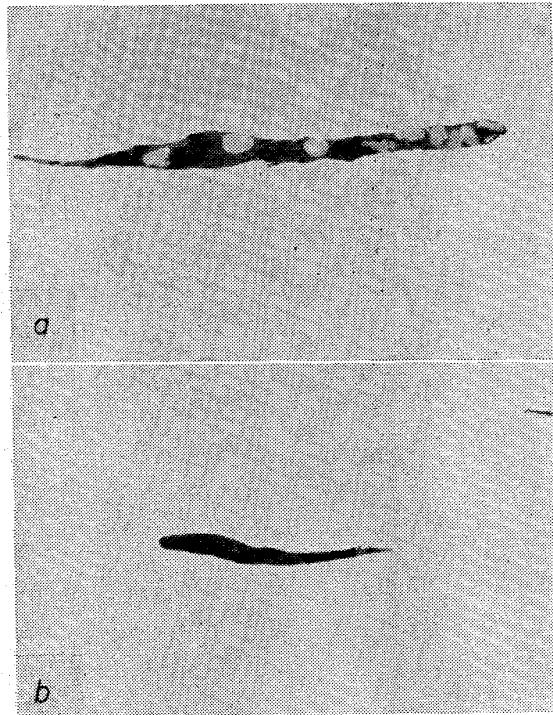
3.2.1 介在物の面積率

マンガン脱酸の場合と同様に、C系介在物を大型および小型に分け、それとA系介在物の面積率を各試料につき測定した。その結果を Fig. 6 に示す。マンガン脱酸の場合と溶解条件はほぼ同じであるが、それに比して少量のシリコン添加により介在物の面積率は急速に減少することが分る。この傾向は、特に小型介在物において著しい。大型介在物は Si 量約 0.1% までは減少し、再び増加してまた減少するという傾向がみられるが、それ

と対称的にA系介在物の増減がみられ、全体として大型介在物は減少する傾向にある。

3.2.2 介在物の組成

X線マイクロアナライザーで分析の結果、Si含有量0.003%の試料中の介在物にはSiはほとんど検出されずFeの分析値をFeOに換算すると90~95%となり



(a) 0.04% Si in steel (Specimen:SH5)
(b) 0.07% Si in steel (Specimen:SH9)

Photo. 4. Elongated eutectic inclusion under rolling ratio 9 and rolling temperature 1250~1000°C. ×400(4/5)

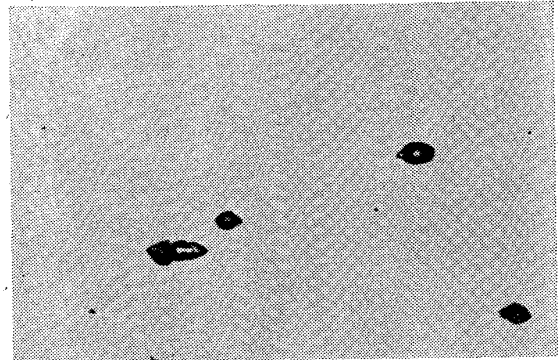


Photo. 5. Elongated silicate under rolling ratio 9 and rolling temperature below 1000°C. (Specimen:SL 12) ×400 (4/5)

その介在物は Wüstite とみなされる。Si含有量が0.005~0.01%の試料の介在物中のSi量は2~3%で、さらにSi含有量が0.04%になると、Photo. 3のように共晶状態を示すようになる。この場合、FeO-SiO₂相状態図¹⁰⁾から考えると、FeOと2FeO·SiO₂の共晶と考えられるが、その介在物全体の平均組成を調べた結果、(共晶部について各相毎に別個に測定できなかったため) Fe 40~50% (FeOに換算すると52~65%) および Si 14~17% (SiO₂に換算して23~27%) であつた。さらにSi含有量が増すと共晶は消失し、0.1% Si含有量以上では介在物中のFe量は急速に減少、Si含有量1%前後では介在物中のFe量は1%以下となり、ほとんどがSiO₂であるとみなされる。

3.2.3 圧延による介在物の変形

Si含有量と介在物の変形の度合の関係を Fig. 7 に示す。小型介在物の変形の度合は、鋼中のSi含有量が

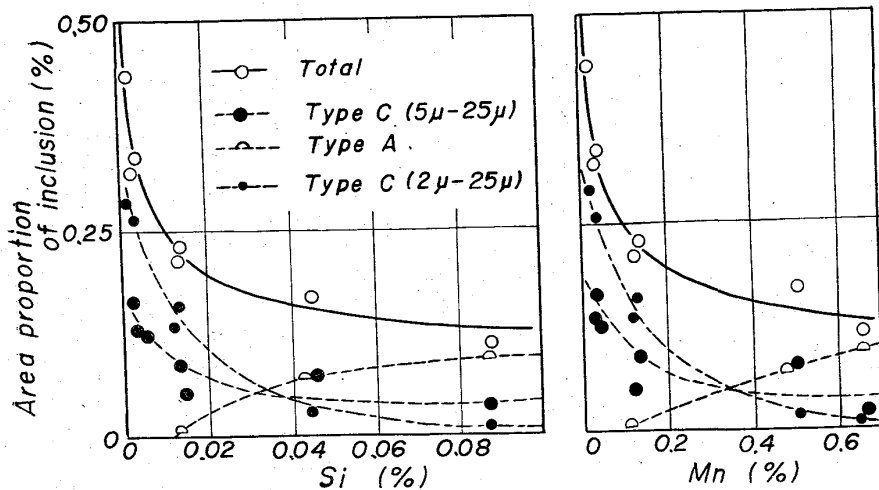


Fig. 8. Relation between silicon content in steel and area proportion of inclusion (left) and between manganese content in steel and area proportion of inclusion (right) in case of silicomanganese deoxidation.

増加しても殆んど変わらないが、大型介在物の変形はSi含有量の増加とともに急激に増大し、約0.1%Si含有量以上になると逆に急速に減少する。それ以上になると介在物の変形はほとんどみとめられない。すなわちSi含有量が増すと介在物中のSi量が増し、共晶状の介在物を生ずるが、これは変形しやすく、この共晶状が失われるまでは変形の度合はSi量の増加とともに大きくなる。Photo. 4 (a)は鋼中のSi量0.04%の場合の介在物 (Fe 40~50%, Si 14~17%を含む共晶状酸化物)、Photo. 4 (b)は鋼のSi量0.07%の場合の介在物の変形状況を示す。

明色部は少量の Si を含む FeO であり、濃色部は共晶部で、 $\text{FeO}+2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ と考えられる。共晶状介在物の場合、FeO 部の変形はきわめてわずかで、Si を含む濃色部 (Photo. 4(a)参照) がその介在物の変形を支配し、圧延比が高くなるとやがてそこから破断を生ずる。この状況は圧延温度が本実験の2つの範囲においては同様であり、いずれの場合にも延性的なちぎれ方が見られた。なお、 SiO_2 に近くなると Photo. 5 に示すようにほとんど変形しない。そして SiO_2 になると変形はみられないが、その最外周部が流れを生じたような状況がみられた。これについては検討中である。

3.3 シリコマンガ脱酸の場合

3.3.1 介在物の面積率

Table 3 の各試料について介在物の面積率を測定した結果を Fig. 8 に示す。Table 3 の Si および Mn の分析値ならびに Fig. 8 をみても分かるように、シリコマンガ脱酸の場合、鋼中に入る Si 量は Mn 量にくらべてきわめて少なく、介在物中に入る Si 量も同様な傾向を示した(後述)。Si 量 (Mn量をとつても同様) の増加に伴う小型介在物の減少は、Mn あるいは Si 各単独脱酸の場合に比べて著しく、Si 量が約 0.08% (Mn 量として約 0.60%) になると小型介在物の量はほとんど測定しがたくなる。A型介在物量は、脱酸剤添加が少量の時にはほとんど存在しない(この範囲の介在物は主として FeO)が、それより添加量が増すにしたがい漸次増加する。

3.3.2 介在物の組成と圧延による変形

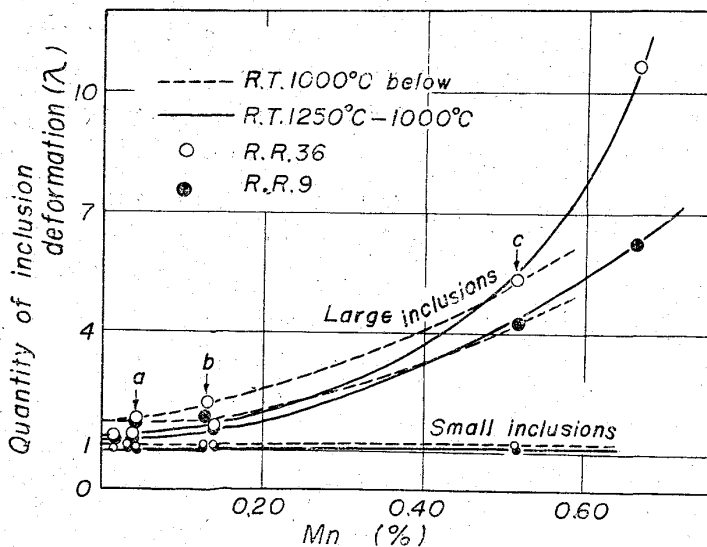
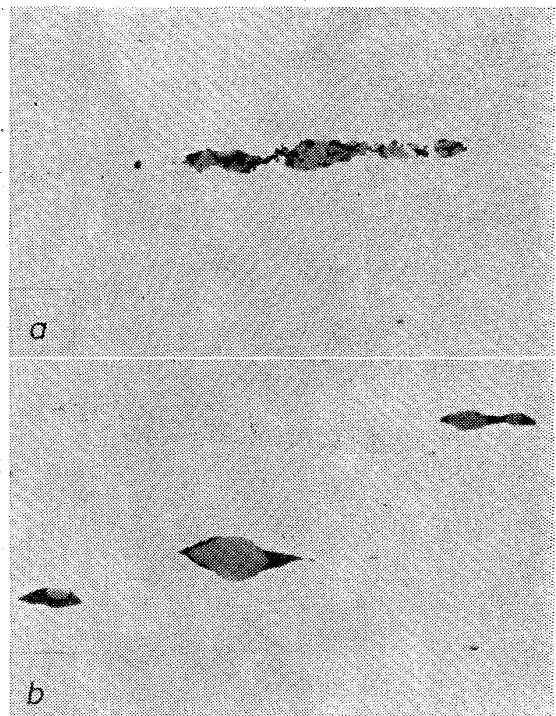


Fig. 9. Relation between manganese content in steel and quantity of inclusion deformation silicomanganese deoxidation.

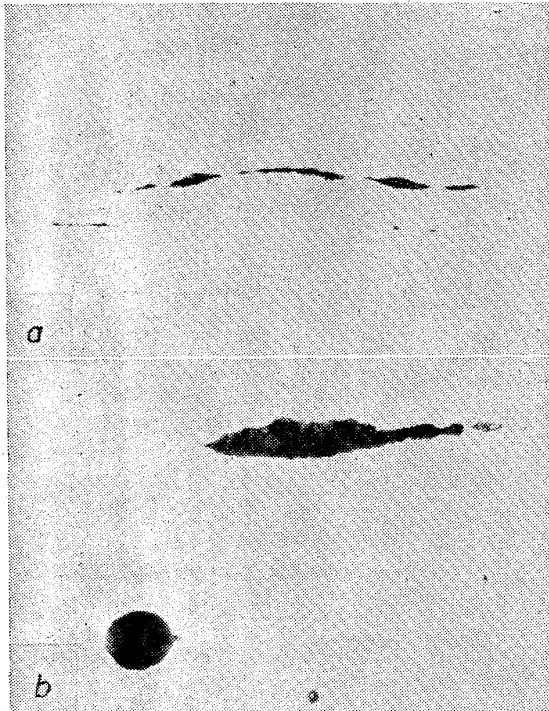
(R.R.: Rolling ratio, R.T. Rolling temp.)



(a) Rolling ratio 9 and rolling temperature below 1000°C (Specimen:SML 6)
(b) Rolling ratio 9 and rolling temperature 1250~1000°C (Specimen:SMH 5)

Photo. 6. Elongated eutectic inclusion in steel deoxidized with silicomanganese. $\times 400(4/5)$

各試料について介在物の変形度合を調べた結果を Fig. 9 に示す。これから、小型介在物の変形は Mn 量の増加とほとんど関係がないが、大型介在物の変形は Mn 量と共に増大する。介在物の組成を X線マイクロアナライザーで調べた結果、Mn 0.019% (Si 量 0.003%) の試料 (Fig. 9 中の a) 中の介在物の Mn および Si 量はそれぞれ約 2%、その主成分は FeO で、シリコマンガ添加量が増すにしたがい共晶状を呈する。Mn 0.14%、Si 0.003% の試料 (Fig. 9 中の b) 中の介在物の組成は Fe 30~50%、Mn 10~27%、Si 5~6% で、この試料を 1000°C 以下で熱間圧延すると Photo. 6(a) のように共晶組織がくづれて脆性的な変形をし、圧延比が高くなると破断する。これと同様な試料を 1250~1000°C で圧延すると Photo. 6(b) のように初晶の (Fe·Mn)O 部は合体しそれほど変形を受けていないが、Mn および Si を含む部分は著しく変形し、延性的な様相を示した。この Photo. 6 (b) の介在物の (Fe·Mn)O 部(明灰色)の組成は、Fe 52%、Mn 18%、Si 3% で、濃色部は Fe 28%、Mn 20%、Si 10% であつた。脱酸剤添加量がさらに多くなると、介在物はほとんどマンガシリ



(a) Rolling ratio 36 and rolling temperature 1250~1000°C (Specimen:SMH 7)
 (b) Rolling ratio 36 and rolling temperature below 1000°C (Specimen:SMH 8)

Photo. 7. Elongated manganese silicate in steel deoxidized with silicomanganese.

×400 (4/5)

ケートとなり、Fig. 9 中の c に相当する介在物は圧延温度が高い時には Photo. 7(a) のように延性的に変形しているが、圧延温度が低い場合には変形がやや少なくなり、Photo. 7(b) のように変形しない介在物も同時にみられた。この変形している介在物と変形していない介在物の組成を調べたが両者の間に大きな相違はなく、結晶構造上の相違が原因とも考えられる。これについてはさらに検討中である。以上のことから、シリコマンガ脱酸した試料中の介在物の変形は、(Fe·Mn)O が多きときには低い圧延温度のときに大きいが、マンガシリケートが大部分を占めるようになると圧延温度が高いときにその変形は大きくなるという傾向がみられた。

4. 母材の変形の度合に対する介在物の変形の度合の比

T. MALKIEWICZ⁵⁾らの考え方にしたがって母材の変形の度合に対する介在物の変形の度合の比 (ν) を求め、各脱酸の場合の Mn 量または Si 量との関係をとつた。それを Fig. 10 に示す。この場合、母材の変形の度合は、圧延前と圧延後の母材の体積は変わらないものとして求めた。図において、介在物と母材の変形の度合の比 (ν) が 1 に等しい時に介在物と母材の変形の度合が同じことになるので、介在物の変形は全般的になりに小さく、特にマンガ脱酸の場合とシリコ脱酸の場合の一部の試料中の介在物においてそれが著しいことが分る。また、前にも記したが、圧延比が 9 の場合と 36 の場合について比べると、 ν の値が 9 の場合の方が高いことが分り、介在物の変形が初期の圧延において著しいことがここでも示される。これは、初期の圧延により介在物に加工硬化を生ずることおよび介在物の形状変化による鋼の変形に対する抵抗の減少によるものと考えられる。Mn 脱酸の場合、熱間圧延した際の介在物の変形量は Mn 含有量の増加とともに増えているが、これに Si を添加した場合 Si と Mn の割合が本実験に用いた Si-Mn 脱酸剤のその割合に近いならば Fig. 10 の真中の図に示すように介在物の変形量はさらに大きくなる。しかし、その際の Si 量がさらに多くなると、その変形の傾向は変わる。極端に多くなると Fig. 10 の右図に近くなると考えられる。

なお、鋼中の硫化物 (MnS) の場合の ν の値が¹⁴⁾圧延温度 1250~1000°C で圧延比 9 のときには約 0.6、圧延比 36 のときに 0.47、圧延温度 1000°C 以下の場合には圧延比 9 のときが 0.76、圧延比 39 のときが 0.61 で

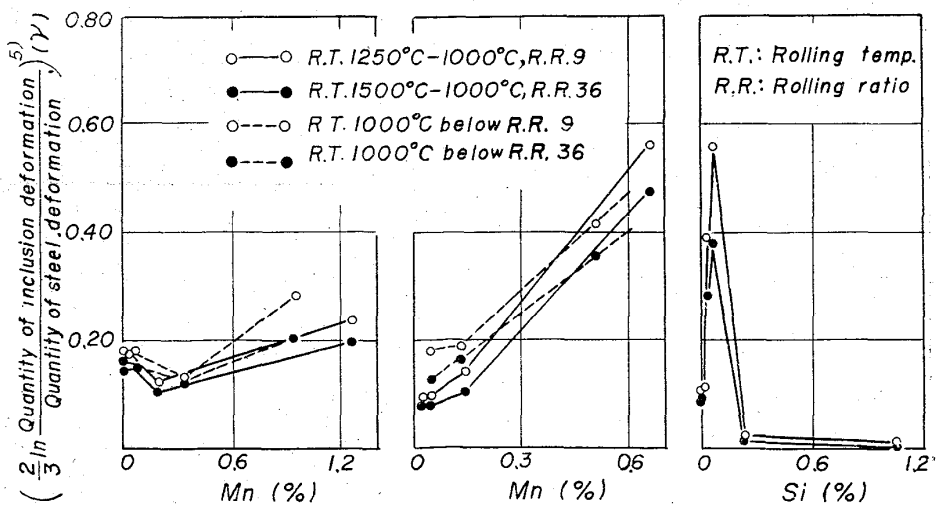


Fig. 10. Relation between the proportion of quantity of inclusion deformation to that of steel deformation and manganese content and silicon content in specimens which were each deoxidized with manganese (left), silicomanganese (middle) or silicon (right).

あつたことから、マンガンシリケート介在物の場合がほぼ硫化物の変形と類似しているということが言える。

5. 総 括

電解鉄を大気中で溶解、Mn, Si および Si-Mn で各単独脱酸した鋼塊をつくり、圧延温度を2種類 (1250~1000°C と 1000°C 以下) と圧延比を2種類 (9 と 36) の条件下で熱間圧延した際の介在物の変形について検討、その変形量を定量的に扱うことを試みた。また、各脱酸の場合の清浄度 (介在物の面積率) 変化、その介在物の種類などについても調べた。その概要は次のとおりである。

(1) 介在物は、変形の度合、組成、分布状態などから考えて、その生成過程を考慮することにより小型介在物 (約 5 μ 以下) と大型介在物 (約 5~25 μ) とに分けることができる。

(2) 大型介在物の変形は小型介在物のそれよりも一般に大きく、介在物の大きさの増加と共に増大、また、鋼の変形の増加と共に大きくなり、やがて破断するようになる。

(3) 母材の変形が進むにつれて、介在物の変形の増加の割合は減少する。

(4) Mn および Si 脱酸の場合、圧延温度が低いとき (1000°C 以下) の方が高いとき (1250~1000°C) よりも介在物の変形の度合は大きかったが、破断の場合には一般に前者の場合が延性的であるのに対し後者の場合には脆性的な様相を示した。

(5) マンガン脱酸の場合の介在物は、主として (Fe·Mn)O で、その変形は Mn 量の増加と共に大きくなる。

(6) シリコン脱酸の場合の FeO-SiO₂ 系介在物の

変形は Si 量の増加と共に大きくなるが、SiO₂ が生成すると急激に低下し、ほとんど変形しなくなる。

(7) シリコマンガン脱酸の場合の介在物は、脱酸量の増加と共に初析の FeO が減少してマンガンシリケートの占める割合が増加し、それと共に変形も増大する。また、マンガンシリケートの変形の度合は圧延温度が高い場合に大きい。

(8) 各脱酸鋼の清浄度 (介在物の面積率) は、脱酸量の増加と共に低下するが、その際に大型介在物よりも小型介在物の減少がその役割の大部分を占めることがみられた。

文 献

- 1) P. H. FRITH: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 180 (1955), p. 26
- 2) R. F. JOHNSON et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 196 (1960), p. 414
- 3) E. SCHEIL et al: Stahl u. Eisen, 72 (1952) 2, p. 683
- 4) F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 189 (1958), p. 148
- 5) T. MALKIEWICZ et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963), p. 33
- 6) W. A. FISHER et al: Archiv für das Eisenhüttenwesen, 33 (1961), p. 1
- 7) H. A. SLOMAN et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 169 (1951), p. 145
- 8) H. B. GERO et al: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 167 (1946), p. 111
- 9) 瀬川清, 他: 鉄と鋼, 50 (1964) 6, p. 904
- 10) E. M. LEVIN et al: Phase diagrams for Ceramists (1956) American Ceramic Society.
- 11) 内山郁, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1468