

本実験において溶解時間が短い内は低温度のために N_2 の影響はほとんどないとみられる。

3.4 亜共晶鑄鉄についての実験

上記の実験はいずれも過共晶組成に関するものであるが、つぎに亜共晶純 Fe-C-Si 試料を用いて、これを 1380°C にて 2~3 min 溶解後、Fig. 1 に示すとおり 900°C にて保持した。 1380°C からそのまま常温まで冷却した場合の組織は Photo. 4(a) にみられるように普通の片状黒鉛であるが、 900°C に 10 min 保持した直後の黒鉛組織を水冷によつてしらべたところ、(b) に示すとおり微細球状黒鉛が得られた。保持時間がさらに長い 30 min の場合の水冷試料によれば、さらに黒鉛の球状化が進行する傾向が見られた。これによれば、溶融鑄鉄を冷却中、共晶黒鉛が発生する共晶点直下の温度に保持することによつて、黒鉛が球状化することがわかる。また 30 min 保持後空冷した場合には Photo. 4(d) にみられるように球状黒鉛のほかに冷却中に初析出したと思われる微細な共晶状黒鉛が混入してあらわれた。亜共晶鑄鉄の組織は一般に(a)に示すような片状の共晶組織であつて、特別の球状化処理を施さない限り、球状黒鉛は得られないが、ここに示すとおり、溶湯から冷却中、共晶直下の 900°C に保持することによつて容易に球状黒鉛組織の鑄鉄が得られることが明らかであつた。

4. 考 察

粗大片状の黒鉛をもつ過共晶鑄鉄を融点直上に短時間溶解し、再び黒鉛が初晶出する 2 相共存温度に一定時間保持すれば球状黒鉛が得られ、また黒鉛の周囲の融液を低融点の Al にかえた場合に黒鉛が六方晶としてあらわれることが認められた。溶解中に黒鉛の浮上がみられた際、浮上黒鉛を採取して検鏡したところ、六角形状の薄片が多く見受けられた。以上のごとく、周囲の状態が黒鉛の自由晶出を妨げないような場合には、黒鉛は球状または六角形状を呈することがわかる。この場合には溶解雰囲気の影響はきわめて少ないものとみられた。亜共晶鑄鉄では黒鉛の晶出は共晶温度であるから、共晶点直下の温度に一時保持することによつて初晶黒鉛と同様の黒鉛球状化の傾向が認められた。共晶黒鉛でも晶出直後の形状は粒状であり、そのままの温度に保持して黒鉛を十分晶出させる場合にはさらに粒状化が進行し、特別の球状化処理を施さない鑄鉄でも、ここにのべる方法により球状黒鉛が得られることがわかつた。

5. 結 言

将来の鑄鉄製品の連続鑄造あるいはダイキャストを考慮して、溶融鑄鉄を固液共存温度付近の低温でしかも一定温度に保持した場合の黒鉛組織をしらべた。その結果を要約すれば、

(1) 過共晶鑄鉄に見られる粗大片状黒鉛はここに示した溶解方法によりきわめて容易に短時間に球状化することを認めた。固液共存状態の保持の容易な帯域溶解法を適用した場合も、溶解雰囲気にかかわりなくほとんど同様の球状黒鉛組織が得られた。

(2) 亜共晶鑄鉄の場合は共晶直下の温度にて一定時間保持することによつて、共晶黒鉛の微細粒化する傾向が認められた。

なお本研究のテーマは東京大学名誉教授田中清治博士

の示唆されたものであり、研究については東京大学教授 雀部高雄博士の指導を受けた。

文 献

- 1) PIWOWARSKY: Stahl u. Eisen, 45 (1925) 35, p. 1455
- 2) PIWOWARSKY: Arch. Eisenhüttenw., (1934), p. 427
- 3) 田中: 鉄と鋼, 27 (1941) 12, p. 932

(228) 鋼中 MnO-SiO₂ 系介在物の熱間 圧延中における挙動

(18-8 ステンレス鋼中の非金属介在物に関する 研究—Ⅲ)

鉄鋼短期大学

工博 伊佐重輝・○岩井彦哉・辻野文三

Behavior of Manganese Silicate Inclusions in Steel during Hot-Rolling.

(A study of non-metallic inclusions in 18-8 stainless steel—Ⅲ)

Dr. Shigeteru Isa, Hikoya Iwai and Bunzo Tsujino.

1. 緒 言

前報に引続き特定の介在物のみを一定量均一に分布含有している粉末冶金法¹⁾を用いて作つた試料鋼片を、一定の条件で熱間圧延し、その間における各介在物の挙動を調べ、機械的性質におよぼす影響に対する基礎的な知見を求めた。なお今回はとくに MnO-SiO₂ 系介在物について、おもに圧延温度、介在物粒度と各介在物の変形度、変質の有無などについて検討を試みた。

2. 実験方法

2.1 各種介在物の実験室的調成準備

本実験に供した MnO-SiO₂ 系合成介在物の作成に用いた各酸化物の調成準備の方法のうち、amorphous SiO₂, α cristobalite, α Al₂O₃ については前報²⁾において述べたので省略し、MnO についてのみ簡単に述べる。

MnO: 市販特級試薬の MnCO₃ を真空中 (10^{-3} mmHg), 500°C で約 25 hr 加熱分解して作成した。X線回折の結果大部分 MnO(Manganosite)であることを確認した。

上述の方法で作成した MnO, amor. SiO₂ および α Al₂O₃ をできるだけ細く粉碎 (325 mesh 以下) し、これらを Table 1 に示した各合成介在物の化学組成にしたがつて配合し、成形剤としてホルマリン系樹脂を約 15% 添加してよく混合した後、金型中で 3 t/cm^2 の圧力で成形し真空、 180°C の恒温槽中にて数時間乾燥する。これを Ar プラズマジェット気流中で溶解し空冷する。このようにして得た合成スラグを適当な大きさに破碎し粒度調整 ($105\sim 74\mu$ および $53\sim 44\mu$) した後顕微鏡組織、X線回折、化学分析などによつて同定した。これらの合成スラグの作成に関しては R. KIESSLING, S. BERGH と N. NANGE の報告³⁾⁻⁵⁾ を参考にした。

2.2 圧延用鋼片の作成

Table 1. Chemical composition and melting point of the different synthetic slags.

Mark	Name	Chemical formula	Chemical composition(%)				Melting p. presumed from diagram(°C)
			MnO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Total	
S	Amor. silica	SiO ₂	—	100	—	100	1723
C	α Cristobalite	SiO ₂	—	100	—	100	1723
M3	—	—	30.82(30.0)	72.86(70.0)	—	103.68	1705
R	Rhodonite	MnO. SiO ₂	49.30(54.0)	43.28(46.0)	—	92.58	1291
E	—	—	65.66(62.0)	27.56(38.0)	—	93.22	1251
T	Tephroite	2MnO. SiO ₂	73.96(70.0)	31.14(30.0)	—	105.10	1345
M8	—	—	73.18(80.0)	21.53(20.0)	—	97.06	1480
P	Spessartite	3MnO.Al ₂ O ₃ .3SiO ₂	44.46(43.1)	38.51(36.3)	20.67(20.6)	103.64	1195

The parenthesized values indicate the expected composition of synthetic slags.

Table 2. Chemical composition of the iron powders used.

Kinds of powder	Chemical composition(%)						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
Stainless steel	0.02	1.02	0.19	0.018	0.011	18.44	10.65
Electrolytic iron	0.019	0.004	0.001	0.001	0.004	—	—

は Table 2 に示すような化学組成を持ち、100 mesh 以下に粒度調整された 18-8 ステンレス鋼粉末および電解鉄粉で、前述の各合成介在物の混合割合は 3 mg/g であった。このような焼結試料の平均の見掛比重は、ステンレス鋼地のものは 5.81、電解鉄地のものは 6.14 であった。

つぎに試料焼結中に挿入した介在物が H₂ により還元されるおそれもあるため、熱力学数値を用い計算によって検討を試みたが、MnO 以外のものは本実験の条件では還元されないものとする。MnO は 1240°C、平衡状態における P_{H₂O}/P_{H₂} = 10⁻⁴ であるため、遊離の MnO を含んでいると考えられる M8 介在物については、単独で試料焼結時と同一条件で加熱処理を行なったが、減量も変質も認められなかった。

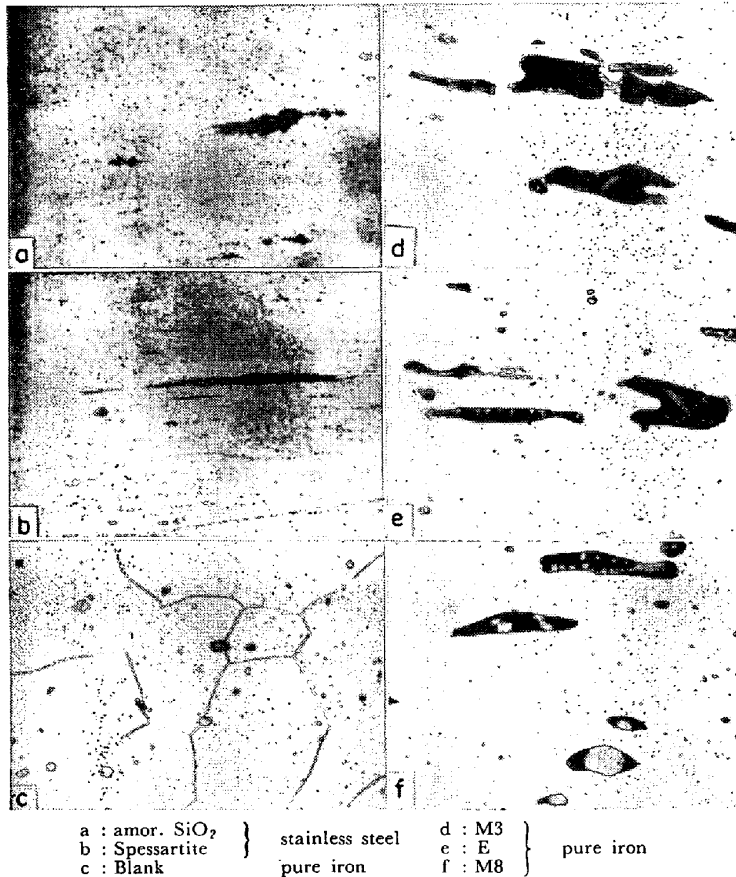
上述のように焼結試料の比重は溶製鋼に比較してかなり低く、顕微鏡観察からも内部に多数の空隙が存在する。したがって圧延温度に加熱中に内部の酸化をまねくおそれがあり、これを防ぐためにステンレス鋼地のものは同組成の溶鋼を試料の周囲に 5~10 mm の厚さに鑄込んで鑄ぐるみ試料とし、また電解鉄地のものは試料表面 0.5 mm の厚さに 18-8 ステンレス鋼を溶射してそれぞれ表面を被覆した。

2.3 試料の熱間圧延

試料の圧延は実験用小型 2 段逆転式圧延機で行なった。圧延試料は前述の方法で同一試料を 2 コずつ用意し、一つは圧延温度 1250~1000°C、他は 1000~800°C で圧延した。圧延中試料の温度は光高温計で測定し、温度範囲の下限に達したとき再加熱を行なった。したがって圧延所要時間は鑄ぐるみ試料は約 45 min、溶射試料は約 30 min であった。なお、試料の均熱温度は高温のほうは 1260°C、低温のほうは 1010°C でそれぞれ 30 min 間加熱保持した。圧延比は 1/5 を目標とし圧延終了後の試料の板厚は約 2 mm であった。

2.4 熱間圧延後の介在物に対する処理および検査

圧延後の試料はだいたいその中央部より顕微鏡観察用試片を切り取り、圧延方向に対して平行および直角方向の断面の組織を観察するとともに、挿入した介在物の変



a : amor. SiO₂ } stainless steel d : M3 } pure iron
 b : Spessartite } c : E }
 c : Blank } f : M8 }

Photo. 1. Microstructure of hot rolled specimens. ×300 (4/5)

粒度調整した特定の介在物を一定量均一に分布含有する圧延用鋼片を粉末冶金法を適用して作成した。その方法は前報りに詳述したので省略する。本実験に用いた鉄粉

形度を T. MALKIEWICZ と S. RUDNIK らの実験⁶⁾ において推奨している (1) 式に示す定義にしたがって測定、計算を行ない求めた。また電解鉄地の試料については残部の試料を Koch-Sundermann 型電解槽、8% Na₂C₂O₄·2H₂O+1% KBr+0.1% KI 溶液を用い、15 mA/cm² の電流密度で電解し介在物の抽出分離を行なつて、化学分析、X線回折により同定するとともに、さらに数種の試料についてはX線マイクロアナライザーにより介在物の組成分析を行なつて変質の有無を検討した。

$$v = \frac{\epsilon_i}{\epsilon_s} = \frac{2 \ln \lambda}{3 \ln h} = \frac{2 \log \lambda}{3 \log h} = \frac{2 \log b/a}{3 \log F_0/F_1} \dots (1)$$

ここに、

- v: 地鉄と介在物との相対的な変形度を示す指数
- a: 圧延後の介在物の圧延方向と直角方向の長さ
- b: 圧延後の介在物の圧延方向の長さ
- F₀: 試料鋼片の圧延前の断面積
- F₁: 試料鋼片の圧延後の断面積

3. 実験結果および考察

圧延試料から採取した試料断面の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。これらの写真観察より本実験において得られた圧延試料の組織は圧延前に存在した空隙が完全に圧着し、かつ再結晶を行ない、溶製鋼の場合と全く変わらないことが確認できた。

各介在物の変形度の測定は (1) 式の定義にしたがって任意に選択した 5 視野中に存在するそれぞれの介在物について測定し、変形指数 v の平均値を求めた。

各試料から得られた v 値 (詳細な実験結果は省略する) を考察すると、まず介在物粒度 105~74μ と 53~44μ の間の差異は認められなかつたので両者の平均値で v を表わし、各介在物種ごとに圧延温度と v との関係を図示すると、ステンレス鋼地の場合は Fig. 1 a, 電解鉄地の場合は Fig. 1 b のようになる。Photo. 1 に見られるように融点の比較的低い MnO-SiO₂ 系の介在物は一般に塑性変形して紐状に伸び、amor. SiO₂ および α cristobalite のように融点の高いものは脆性破壊して碎片が圧延方向に並んでいる。さて (1) 式は介在物が塑性変形することを前提として誘導されたものであるから、脆性破壊をするものには本質的に適用できないが、本実験の場合はその形状からみて地鉄に与える切欠き効果は類似するものと推定し、脆性破壊を示した介在物に対しても (1) 式にしたがって v 値の計算を行なつた。

Fig. 1 a において SiO₂ は S (以下介在物試料の表示は、Table 1 に従う) の方が C にくらべてやや v 値が大きくなつてはいるが、これは非晶質のほうが細かく破碎されているためであり、実験温度範囲では温度の影響はあまり認められない。T, P はいずれも v 値が 1 より大きい。したがって介在物の変形度が地鉄の変形度よりも大きいことを示している。また高温範囲において T より融点の低い P の v 値がむしろ小さいのは、この温度範囲で P は液態に近い状態にあるため、表面張力による変形性えの逆効果が現われたものと推察する。低温範囲において T の v 値が著しく低下するのは介在物硬化のためである。一方 P の v 値は上昇していることからこの温度範囲ではまだ軟化の状態にあり、かつ液態ではないから表面張力による影響がないものと考えられる。なお液状介在

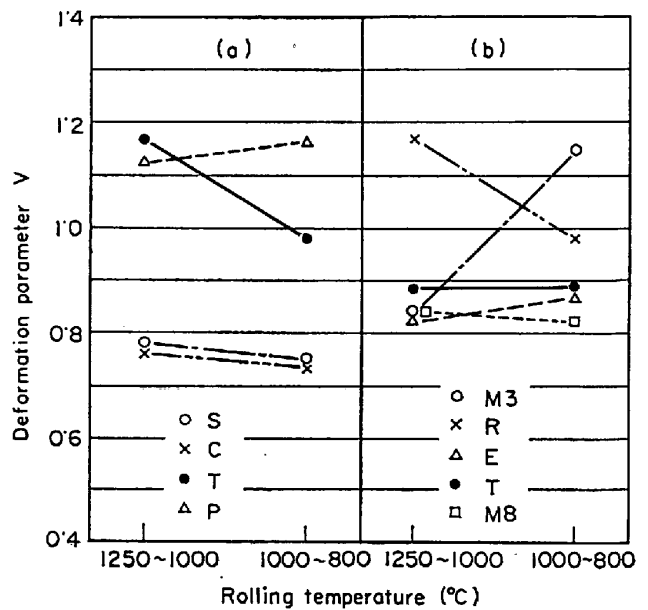


Fig. 1. Relation between v value and rolling temperature on the different synthetic inclusions in stainless steel (a) and iron (b).

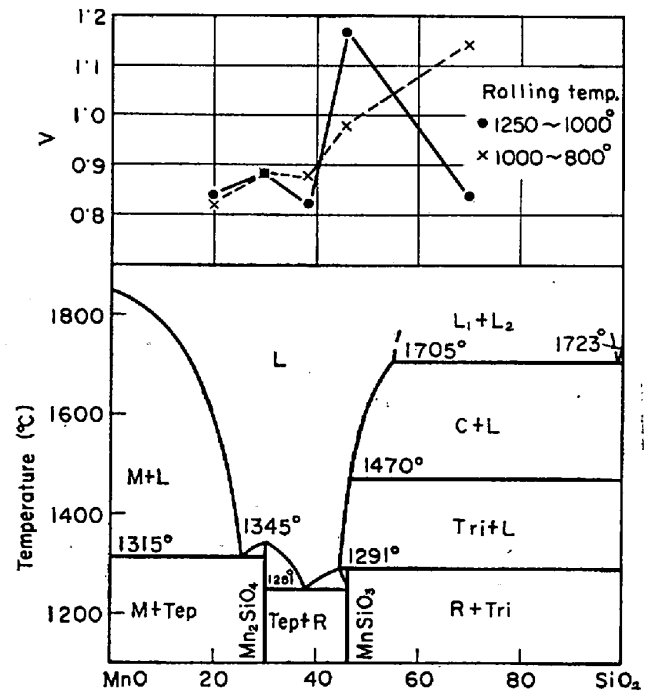


Fig. 2. Relation between v value and SiO₂ content of the different inclusions in the MnO-SiO₂ system in comparison with its diagram.

物の表面張力の効果については、紐状に伸びた T 介在物を含有する試料を 1250°C で 30 分間再加熱したところ著しく球状化することが観察されたことから、上述の推定は十分成立つ。Fig. 1 b に示した電解鉄地試料中の介在物の変形挙動は、Fig. 1 a のステンレス鋼地の場合と比較して若干その様相を異にする。もちろん地鉄の塑性変形抵抗が異なるから同一介在物でも同じ変形度を示すとは考えないが、図に見られるように T について Fig. 1

Table 3. Extraction weight and composition of synthetic inclusions in rolled irons.

Sample	Extraction weight (mg/g)	Composition (%)			
		MnO	SiO ₂	FeO	Total
M3L1	5.03	18.16	18.63	58.49	95.28
RL1	4.92	18.62	17.38	52.33	88.33
TL1	3.93	21.27	15.88	47.23	84.38
M8L1	5.83	20.30	6.60	42.88	69.78

bの方はかなり低い値を示している。また Fig. 2 に示すように MnO-SiO₂ 平衡状態図に各合成介在物の組成とその ν 値を対比してみると、両圧延温度範囲ともに SiO₂ 量の増加にしたがって変形度が大きくなる傾向が認められた。しかしこれは軟化温度が SiO₂ 量の増加とともに高くなるという T. MALKIEWICZ と S. RUDNIK⁶⁾ および E. SCHEIL と R. SCHNELL の報告⁷⁾ に矛盾している。なお Photo. 1 に示すように核部を有する heterogeneous な介在物が多数存在している。これらの事実から電解鉄地試料の場合、挿入した介在物は熱間圧延中にその組成が著しく変つたものと推定する。

そこで圧延後の介在物を電解抽出して化学分析を行なったところ、Table 3 に示すようにいずれも多量の Fe を含んでおり、X線回折の結果 Wüstite および Fayalite (2FeO·SiO₂) として存在することが明らかになつた。さらに X線マイクロアナライザーによつて介在物組成を検査したところ、M3 については核部が Wüstite で matrix は MnO を少し含んだ Fayalite、T、M8 については核部が FeO-MnO 固溶体で matrix は Fe-Mn silicate であることがわかつた。

さて、このような変質の機構について考えてみると、まず試料の内部には多数の空隙があり、また溶射被覆も完全でなかつたために均熱、圧延時を通じて多量の FeO が生成した。Photo. 1 c に見られる介在物はこれであり、この試料を電解したところ 3 mg/g の FeO が抽出された。この FeO は圧延時地金属の塑性流動によつて挿入した介在物に衝突し、侵入固溶したものと推察するが、なお詳細は検討中である。

4. 結 言

(1) amor. Silica, α Cristobalite は脆性破壊して圧延方向に並び、Manganese silicate は塑性変形して紐状に延びる。かつ融点の低いもの程その変形度が大きくなる。

(2) 介在物粒度が 105~44 μ の範囲では、変形度に対する粒度の影響は認められない。

(3) 介在物として Manganese silicate と Wüstite が共存する場合は熱間圧延中に合一して Fe-Mn silicate に変質し、heterogeneous なものになると生成した核部がその変形を妨げる。

文 献

- 1) 伊佐, 岩井, 辻野: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 577
- 2) 伊佐, 岩井, 井上, 辻野: 鉄と鋼, 51 (1965) 4, p. 821
- 3) R. KIESSLING and N. LANGE: J. Iron & Steel

Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 1016

- 4) R. KIESSLING, S. BERGH and N. LANGE: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 200 (1962), p. 914
- 5) R. KIESSLING, S. BERGH and N. LANGE: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 509
- 6) T. MALKIEWICZ and S. RUDNIK: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 33
- 7) E. SCHEIL and R. SCHNELL: Stahl u. Eisen, 72 (1952), p. 683

(231) 転動による被害におよぼす材料の組織の影響

(補強ロール材の転動による被害に関する研究—IV)

日本製鋼所, 室蘭製作所

工博 荒木田豊・堀 清・○工藤浩一

Effect of the Structure of Materials on the Damages Due to Rolling Contact.

(On the damages due to rolling contact of back-up roll materials—IV)

Dr. Yutaka ARAKIDA, Kiyoshi HORI and Koichi KUDO.

1. 緒 言

補強ロールのスポーリングに影響をおよぼす因子には大別して機械的因子および材質的因子がある。それらのうち材質的因子としての材料のかたさ、鍛造フローおよびゴーストの影響についてのモデル試験の結果は著者らが第2報¹⁾および第3報²⁾ですでに報告した。

一般に熱間補強ロールの表面のかたさは、初期の頃には Hs 40 程度であつたが最近では Hs 60 を越すものが製造され使用されるようになった。これらの表面付近の組織はベイナイトあるいは焼もどしマルテンサイトである。補強ロールのように質量の大きな材料を熱処理すると質量効果のために表面層と内部とは冷却速度にちがいが生じ、かなり異なつた組織となつている。Fig. 1 に実体の補強ロールスリーブの表面からの硬度分布および各深さでの顕微鏡組織の一例を示す。表面層では焼もどしマルテンサイトであるが、表面より 40 mm 程度入つたところではかたさの上昇がみられ、この付近からベイナイトあるいはパーライトが生じはじめている。ところで実際には補強ロールは片面 50~60 mm 程度まで使い込まれることおよび実際のスポーリングは使い込まれてからの発生頻度が高いことが経験的に知られていることから、補強ロールの組織と耐スポーリング性との関係を知ることは重要なことであると考えられる。

そこで本報告では材料の顕微鏡組織ところがり疲れ強さとの関係について3段ロール型転動試験機を用いて実験室的に調べた結果についてのべる。

2. 試料および実験方法

2.1 試 料

本研究に用いた粗材は実体の補強ロールスリーブの廃材である。スリーブ材をガス切断後鍛造して 80 mm ϕ