

Fig. 1. Effect of various elements on the liquidus temperature. All observed liquidus temperature are corrected as 3%C-content iron according to the formula:

$$y = (-80.5) \times (+1504.3)$$

との関係は Fig. 1 に示すごとく Cu, S は影響を与えないが Si, Mn, P とくに Ce, Mg は著しく降下せしめる結果を得た。すなわち 熔湯の流動性を増すためには Si, Mn, P も有効で Mg, Ce はとくによいことを示す。また C は 0.1% の増加により 8.05°C 液相点を降下せしめるが Si とともに機械的性質より制約をうける。

2) 凝固粘性について

鑄鉄が凝固を開始して半凝固状態にある時期の粘性は分子的空隙を充填する能力に関連を有するが C 量の増加は凝固粘性に好結果を与え、他成分の影響は Fig. 2 に

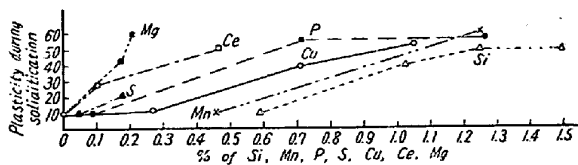


Fig. 2. Effect of various elements on the plasticity during solidification.

示す。すなわち Si, P, Mn, Cu, Ce, Mg 等はいずれも凝固粘性増加に寄与し Mg がとくに顕著で Ce がこれにつき P, Cu, Mn, Si の順であった。

3) 凝固時の収縮について

溶液収縮は C 量とともに減少し、凝固収縮は C=3% までは変化なくその値は 2.8% を示し、3% を越えると漸増の傾向を有す。他成分の影響は Fig. 3 に示すごとく

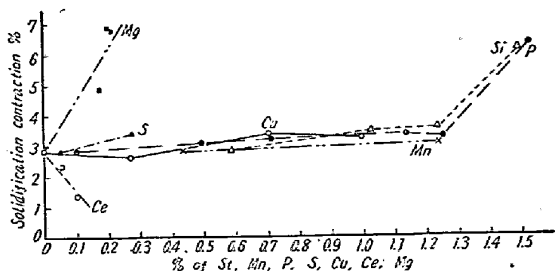


Fig. 3. Effect of various elements on the solidification contraction.

Mn, Si, Cu, P は 1.3% まではほとんど影響なくその値は 2.8~3.0% を示し、Ce, Mg はこれら元素と異なつた顕著な影響を示している。すなわち Ce は 0.1% すでに凝固収縮量を 1/2 以下に減少せしめ、Mg は逆に増加せしめる。両元素が極めて強い脱酸剤であることから熔湯に溶存せるガスの挙動が凝固収縮に支配的な因子を形成するものと思われる。すなわち Ce は液相点より高い温度で脱ガスをおこない、凝固時に放出するガス量を減少し凝固収縮を小にするが、Mg 反応が遅くこれが液相点以下に持ち来されたためガスの内圧として鑄鉄の密度を下げたものと推定される。このことは分子的により密な鑄物を得るための鑄鉄組成の決定に重要な指針を与えるものである。

鑄鉄は他の鑄造用合金に較べて最も鑄造性の高い材料の一つであることは論をまたない。しかしながら上記のような考察のもとに鑄造性を考えると、水圧洩れ、分子粗等の欠陥も材質的な鑄造性の欠陥であるとして鑄鉄組成の上からその鑄造性を向上してより健全な鑄物を得ることができる。

文 献

- 1) 真島: 理研, 3 (1924), 51
- 2) Thielmann, Wimmer: Stahl und Eisen, 47 (1927), 389
- 3) 斎藤, 松川: 鉄と鋼, 17 (1931), 502
- 4) 小池: 鉄と鋼, 39 (1953), 948
 " : " , 39 (1953), 1171
 " : " , 41 (1955), 587
- 5) Seagen, Ash: Metals Handbuch, 1939 Ed. 103
- 6) Evans: Foundry Trade Journal, 99(1955), 757
- 7) Pilling, Kihlagren: Trans. American Foundrymen's Association, 40 (1932), 201
- 8) 石川, 藤田: 旧海軍報告, 広機研 131 号(1938)

(132) 熔鉄の可走性と凝固の様式

The Influence of Mode of Solidification on the Running Property of Molten Cast Iron

M. Okamoto

東京工業大学教授工博 岡本正三

I. 文献と研究の目的

熔鉄が鑄型内を流れる性質は流動性 (fluidity) と呼

ばれるが、この性質は均一な液相としての性質のみを包含するものではなくて、凝固が進行するまでの多数の因子に支配される総合的な性質であつて、これを流動性と称するよりはむしろ可走性 (running quality, Lauf Eigenschaften) と呼ぶ方が適切であると考えらる。

この可走性に関連する研究には従来多数の貴重な報告がある。それらの要点を簡単に述べた後、この報告の要旨を記したい。熔銑の粘性については、振動法による測定¹⁾²⁾、熔融金属中に回転する耐火物製 cylinder の 1 回転に要する時間の長短の比較、すなわち torque の測定によるもの³⁾がある。斎藤博士等によると熔銑の粘性は温度の上昇とともに減るし、P%, Mn% および Si% の増すにつれて小となり、S は C% の如何を問わず相当粘性を増す。また、粘性は凝固点に関係があるとする。P% を高めると可走性が大なること⁴⁾はすでに常識であり、共晶炭素濃度附近まで C% とともに可走性が急増し、これを越すと急減すること⁵⁾も明らかである。S% の高いことは熔銑の可走性を悪くするといひ習わされている⁶⁾が、小池氏による一定の径をもつ流出孔を使用して熔銑の流出試験をおこなつた結果⁷⁾でみると、熔銑の S を 0.07% より 0.38% まで増加させた 3.5% C, 16% Si の熔銑では流出量はわずかに低下するのみであつた油砂を使用して渦巻鑄型を作り、可走性を調べた最近の報告に Porter 等⁸⁾のものがある。Saeger 等⁹⁾は鑄造条件と鼠鑄鉄の可走性との関係を調べ、可走性は liquidus の温度に依存し、注入前の最高加熱温度によつては影響されないとし、注入温度が高い程、渦巻鑄型を走る長さが長くなると述べた。この結果は後に Zeigler 等¹⁰⁾により一部修正され、鼠鑄鉄でその可走性は過熱温度の高い程よくなるとされた。鑄型の表面を被覆する物質の如何も熔銑の可走性に大きな影響がある。

粘性の測定や一定の流出孔を通しての流出量試験は可走性に関する熔銑の性質について重要な data を提供したものであるが、筆者はこれに加えて可走性を決定する他の要因として固化が進行する途中の凝固の様式を挙げることができると考える。この報告はそれを実験的に証明したものである。

II. 実験の方法

電解鉄と高純度の黒鉛とより Girod 炉で熔製した 2 種類 ferro-carbon (その一つは 4.3% C, 0.54% Si, 0.02% Mn, 0.006% P, 0.013% S の組成をもち、別のもは 4.05% C, 0.12% Si, 0.01% Mn, 0.030% P, 0.005% S の組成をもつ)、電解鉄、単体 Si、電解 Mn、Mond-Ni, 80Ni-20Mg 合金、 Mg_3N_2 , Fe-S (23.29% S)

より適当な組成の熔銑を 1 回量 250g あて Tammann 炉によつて 1500°C または 1400°C で熔製し、これを一定の渦巻型の shell mold に鉄込んだ。shell 型の上には一定の大きさの shell で作つた湯溜りを取りつけ、これに 1500°C の熔銑を注ぎ終ると同時に石英の stopper を抜いて内部に湯を流すという一定の条件で試験した。かくして得る渦巻型鑄物の長さを測り、その組織を調べて、熔製条件や凝固条件と可走性との関係を求めた。

III. 結果とその考察

1500°C で熔製した 3.8% C, 3~6% Si の熔銑は、片状黒鉛を含む鼠銑として凝固する限り Si% の増加とともに可走性を減少するが、Ni-Mg や Mg_3N_2 をもつて球状化処理をおこなうときは、Si% を増してもわずかに可走性を低下するのみである。一定の熔銑を Mg 処理するに、球状化の進む程可走性は大となる。Fig. 1 に 3.8% C, 3.0~6.0% Si の熔銑を 1500°C から shell 型に鑄造して可走性を調べた結果を例示する。この図で Ni-Mg または Mg_3N_2 を使用する球状化処理は 1500°C でおこない、その

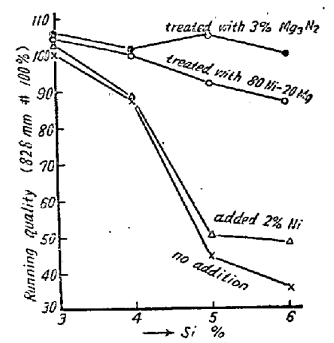


Fig. 1. Running quality test using spiral shell mould; 3.8% C melt; melting and pouring both at 1500°C.

後で 0.5% Si で接種し、同じ温度で鉄込んだ。図中横軸に記した Si% は接種を含めた Si の全添加%である。縦軸の可走性%は 3.8% C, 3.0% Si で他に添加物のない試料 (0.013% Mn, 0.005% P, 0.011% S) の渦巻長さ 828 mm を可走性 100% とみなして、他はこれに対する%で表わした。図中 6.0% Si を含むもので、鑄造時の凝固の状況を見るに、著しい熱の発生は添加有無によつてあまり相違はなく、いずれも約 1100°C に現われ、わずかに Mg 処理をしたものが低い共晶温度を示すようである。一般に一定の型内では化学組成の類似している熔銑が白銑組織をもつて凝固するときの方が鼠銑組織をもつて凝固する場合よりも可走性は大きくなる。過熱温度が高い程可走性は大きくなり、接種をおこなつて黒鉛の晶出に対して seeding をすれば可走性は小となる。このことは球状黒鉛鑄鉄の場合でも、あるいはまた片状黒鉛鑄鉄の場合でも同様である。可鍛鑄物用熔銑に S を加えるときは凝固組織は白銑であることはいふまでもないが、S% とともに可走性は低下する。しかるに鼠銑として凝固する熔銑に S を加えて白銑組織が出現し始める

ような S% のところでは
一時可走性が大となる。

Photo. 1 はこれを例示したものである。すなわち、0.2% S で可走性は最大となり、0.3% S, 0.4% S と次第に可走性を減少する。白銑凝固の熔銑に S を加えて可走性の低下したものにさらに Mn を添加するときは凝固後白銑組織となることはいうまでもないが、その可走性は S 単独添加のもの可走性と同等または幾分改良せられる。恐らく

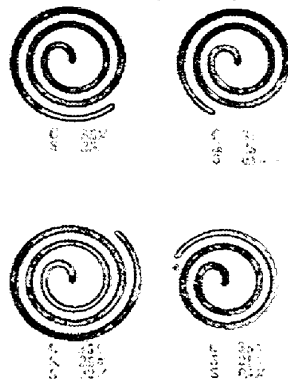


Photo. 1. Running quality of molten iron due to addition of sulphur.

$$\times \frac{1}{4}$$

S, Mn 両元素の添加でこの両元素に富む少量の第2液を生じ¹²⁾、大部分を占める第1液相から S が取り去られて可走性が大となるのであろう。しかるに鼠銑凝固をなす熔銑に S を加えて白銑組織を一部生じて少しく可走性の大となつたものに Mn を加えて S の効果を中和して鼠銑として凝固させるときは、その可走性は Mn 添加によつてかえつて小となる。3.5% C, 2.5% Si に Mn のみの添加は、4% Mn ぐらいになつてもさほど可走性を害さない。微量の Mn 添加のところではフェライトを生じ易くなりかつ可走性が少しく低下し、さらに Mn が増すと上昇すること等には Si-Mn による熔銑の共同脱酸効果¹³⁾が関係するかと考えるが原因は明らかでない。

IV. 結 論

一定の型内の可走性を支配する因子として、従来述べられてきた粘性、比熱、表面張力、酸化膜生成式傾向等のほかに凝固の様式を挙げねばならない。熔湯は型内を冷却されつつ流れ、その間種々の形状と大きさとをもつ固相が晶出し始めるが、一般にこの固相は少量でも著しく流れを妨げる。大きな片状、黒鉛は可走性を著しく害する。球状黒鉛となれば、このものは熔銑の遙か高い温度から初晶出するにもかかわらず、可走性をあまり害さない。熔銑の過熱は可走性を大ならしめるし、接鑄の処置は黒鉛の晶出を促して可走性を低下させる。S や Mn の添加が熔銑の可走性におよぼす影響についても凝固組織との関係が認められる。熔銑凝固の初期における内部摩擦が可走性の重要な因子の1つであることを強調したい。

文 献

1) 真島, 理研, 3 (1924), 51

2) H. Thielmann, St. u. Eisen, 47(1927), 389
 3) 斎藤, 松川, 鉄と鋼, 17 (1931), 502
 4) 斎藤, 林, 京大工学部紀要, 3(1924), No. 6, 173
 5) R. Berger, Bull. Official du Syndicat General des Fondeurs de Belgique etc. 1932, Aug., No. 17
 6) E. Piwowarsky, Gusseisen 1951, S. 281
 7) 小池, 鉄と鋼, 39 (1953), 948, 1171
 8) L. F. Porter, P. C. Rosenthal, A. F. S. Transactions, 60 (1952), 725
 9) C. M. Saeger, E. J. Ash, Trans. A. F. A., 41 (1933), 449
 10) N. A. Zeigler, H. W. Northrup, Trans. A. F. A., 47 (1939), 620
 11) A. Courty, Rev. Mét. (Mém.), 28 (1931), 169, 194
 12) 佐藤, 鉄と鋼, 17 (1931), 1126
 13) D. C. Hilty, W. Crafts, J. Metals, 188 (1950), No. 2, 425

(133) 引抜バルブロッド (SEH3) の製造について

Manufacture of Drawn Valve Rods (SEH3)
 S. Yoshimura, et alius.
 日立製作所安来工場

上村 栄・○吉村精之助

バルブロッド (SEH3) を加工するに際し、その必須条件としては、(i) 真円度、(ii) 真直度および、(iii) 仕上面粗さの問題があるが、著者らはその加工方式について検討を加え、引抜バルブロッドの作業方法を確立した。その研究経過について報告する。

素材の加工方式としてあげられるのはつぎの4通りである。すなわち圧延棒鋼より、(i) センターレス研削仕上、(ii) 引抜後センターレス研削仕上、(iii) 脱取センターレス研削後引抜仕上、および、(iv) 引抜仕上である。以上の4通りについての製品形状、材料表面疵および外観を比較すれば下記のごとくである。Photo. 1 にそれらの外観写真を示す。

真円度については、試料は、(i) 11mmφ 圧延棒鋼→10.3mmφ センターレス研削仕上、(ii) 11mmφ 圧延棒鋼→10.7mmφ 引抜←10.3mmφ センターレス研削仕上、(iii) 11mmφ 圧延棒鋼→10.8mmφ 脱取センター