

リカレントエンジニアリング (高強度化、溶湯・凝固特性、破損解析)

技術講習会テキスト

平成28年9月23日(金)
高知市文化プラザ「かるぽーと」
11F 大講義室

公益社団法人 日本鑄造工学会

糸藤

目 次

① 鋳物の機械的性質の改良

- 鋳鉄の高強度化・軽量化・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 1
岩手大学附属鋳造技術研究センター 堀江 皓

- アルミニウム合金鋳物・ダイカストの高延性化・高強度化・・ 11
日産自動車(株) 神戸 洋史

② 溶湯特性・凝固特性

- 鋳鋼・鋳鉄の精錬と凝固特性・・・・・・・・・・・・・・・・ 19
東北大学 ACS センター 糸藤 春喜

- 銅合金鋳物の溶湯特性及び凝固特性・・・・・・・・・・・・ 33
国立研究開発法人 産業技術総合研究所 岡根 利光

- アルミニウム合金の溶湯品質及び凝固特性・・・・・・・・ 45
日軽エムシーアルミ(株) 北岡 山治

③ 破損解析

- 鋳物屋さんのための破損解析・・・・・・・・・・・・・・・・ 55
北海道大学 名誉教授 野口 徹

1. はじめに

Fe-C系平衡状態図では、2.14mass%Cを境に鋳鋼と鋳鉄に分かれる(図1¹⁾)。しかし、この近傍の組成は、実用的には殆ど使われていない。鋳鋼は、凝固後期の領域が鋳鉄組成となって炭化物を発生させ易く、靱性を大きく低減させるためである。稀に特殊な高マンガン鋼鋳鋼では、耐摩耗性を持たせるためにJIS規格範囲0.9~1.35mass%C越えた成分設計をし、敢えて炭化物を生成させる場合がある。その様な場合でも、1.45mass%C程度である。鋳鉄は、液相線を引き上げ、更に黒鉛晶出量が少ないため、表面欠陥や引け巣等を発生させ易くなるためである。現場では、双方ともに熔融状態を湯と表現し、鋳鋼の湯を溶鋼、鋳鉄の湯を溶湯と呼ぶことが多い。内外に欠陥がなく高品質な鋳造品を得るためには、十分に還元され、鋳込みに耐え得る脱酸余力があり、凝固に際し偏析性の不純物元素を少なくすることが重要である。

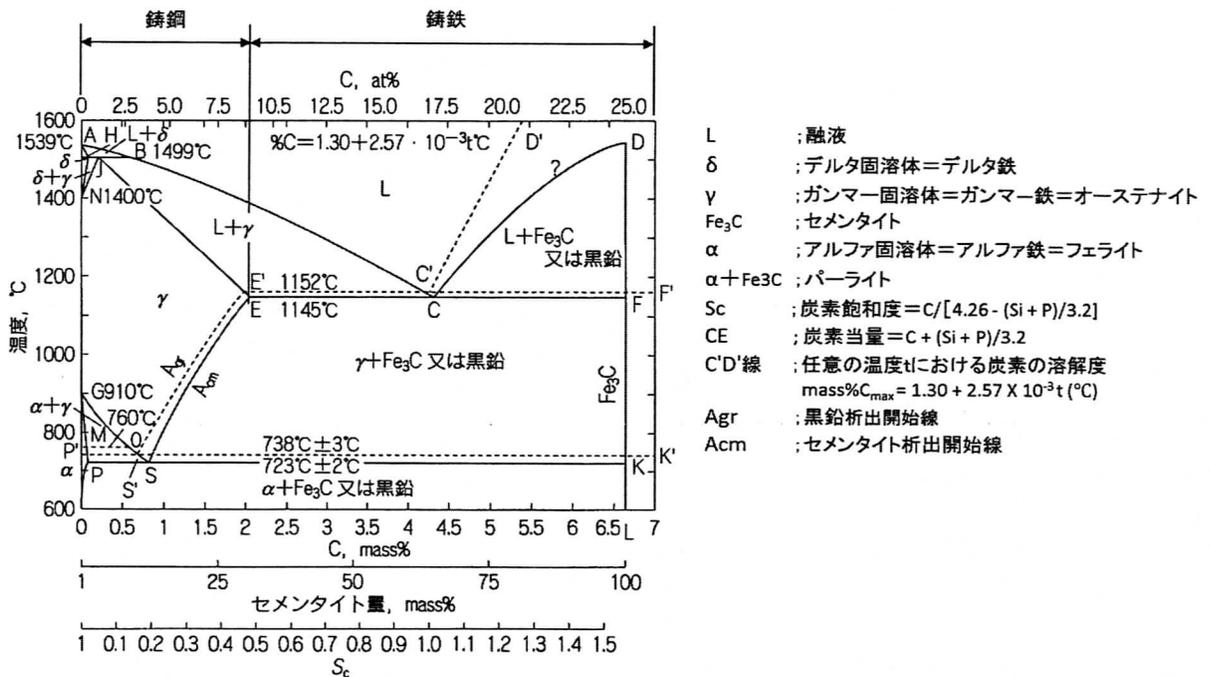


図1 Fe-C系平衡状態図¹⁾

2. 鋳鋼

鋳鋼の溶解は、酸化・還元精錬が可能なアーク炉溶解が理想的である。しかし、設備が大掛かりになる、溶解に熟練を要する、及び騒音等の環境の問題がある。このため、最近では、高周波誘導炉が用いられる様になって来た。

(1) アーク炉溶解

アーク炉は、炉体が大きいことから粗悪な鋼屑が使い、更に不定形で比較的の大型の鋼屑の挿入が可能である。しかし、溶落後の鋼浴は、浅く表面積が大きいため、精錬に熟練を要する。特に、還元精錬では、流動性の良い造滓、脱硫黄(S)、成分調整に困難を極め、長時間を要することもある。高度熟練者になると、残酸化滓に生石灰 CaO を添加して塩基度 ($=\text{CaO}/\text{SiO}_2=\text{C}/\text{S}$) を 3~4 に調整し、アーク熱で粘性を与えた後に出鋼、その攪拌流で脱 S・成分調整を一気に済ませられる者もいる。添加合金は、出鋼前に樋や鍋底に置く等、溶鋼と共に攪拌されながら取鍋に入れる工夫が必要となる。この際、アルゴン(Ar)ガスバブリングによる溶鋼攪拌による成分・温度の均一化及び脱水素(H)が必須となる。攪拌不足、或は攪拌無しでは、H 欠陥発生の危険性が高い。攪拌と H 欠陥の問題は、後に詳細に述べる。

(2) 二重溶解

高度熟練者が枯渇しつつある現在、アーク炉と取鍋製錬炉の二重溶解が一般化しつつある。酸化精錬までをアーク炉で行い、後の還元精錬と成分・温度調整を取鍋製錬炉で行う溶解方法である。取鍋製錬炉は、コップ状の縦長取鍋の上部に過熱電極装置を備え、底から Ar ガスを吹き込んで溶鋼を攪拌できるため、温度・成分の均一化に加え精錬反応効率が高い構造となっている。高度熟練者技能の大半を装置が取って代われることになる。具体的な二重溶解事例を図 2²⁾ に示す。アーク炉における酸化精錬以降に添加する合金及び造滓材とその量を表 1 に示す。

最終炭素(C)量に対し溶落 C 量が 5 倍近くになっている。これは、酸化精錬が十分に行える様に、O₂吹精に見合う量が添加されているためである。溶落 C が低いと、Fe の酸化ロスが大きいために溶解歩留まりが低くなるばかりでなく、還元滓の造滓が困難になり、還元精錬に大きな影響を及ぼす。C 源には、製鋼銑や鉄戻り屑等が使われる。溶落 C の確保と酸化精錬により、溶落窒素(N)量を低く出来ると共に、脱 N も可能となる(図 2)。溶鋼中の N 量は、酸化精錬後に最少で、後は铸込みまで増加の一途となる。

脱磷(P)は、酸化精錬期に行われ、脱磷反応促進のため溶鋼 t 当たり 50 kg 程度の CaO を添加する。時間は、上述の O₂吹精時の目標最終 C 量で決まる。脱 P 後は、限りなく全量の滓

表 1 二重溶解に使用した合金と造滓材の種類と合計添加量(図 2 に対応)

図 2 に於ける 添加時期	種類	添加量, wt %
a	Si-Mn	0.49
b	Fe-Cr, Fe-Mo, Al	3.00
c	Fe-Si, Fe-Mn, CaO, CaF ₂	1.38
d	Si-Mn, Fe-Cr, Fe-Mo, CaO, CaF ₂	0.55
e	Al	0.01
f	Al, CaO, CaF ₂	0.19
g	Fe-Ti, CaF ₂	0.13
h	Ca-Si	0.10

を排滓する必要がある。還元精錬時の複 P を避けるためである。短時間内で安定した脱 P 反応を行い及び溶解歩留りを確保する観点から、溶解材料の P 含有量を把握しておき、予め溶落 P を下げておくべきである。酸化精錬による脱 P が可能とは言え、どんな粗悪な鋼屑でも良いと言う事にはならない。溶解材料の吟味は、コストに繋がる重要な作業である。

溶落 C の確保と酸化精錬により、溶落後の窒素(N)量を低く出来ると共に、脱 N も可能となる (図 2)。溶鋼中の N 量は、酸化精錬後に最少で、後は铸込みまで増加の一途となる。

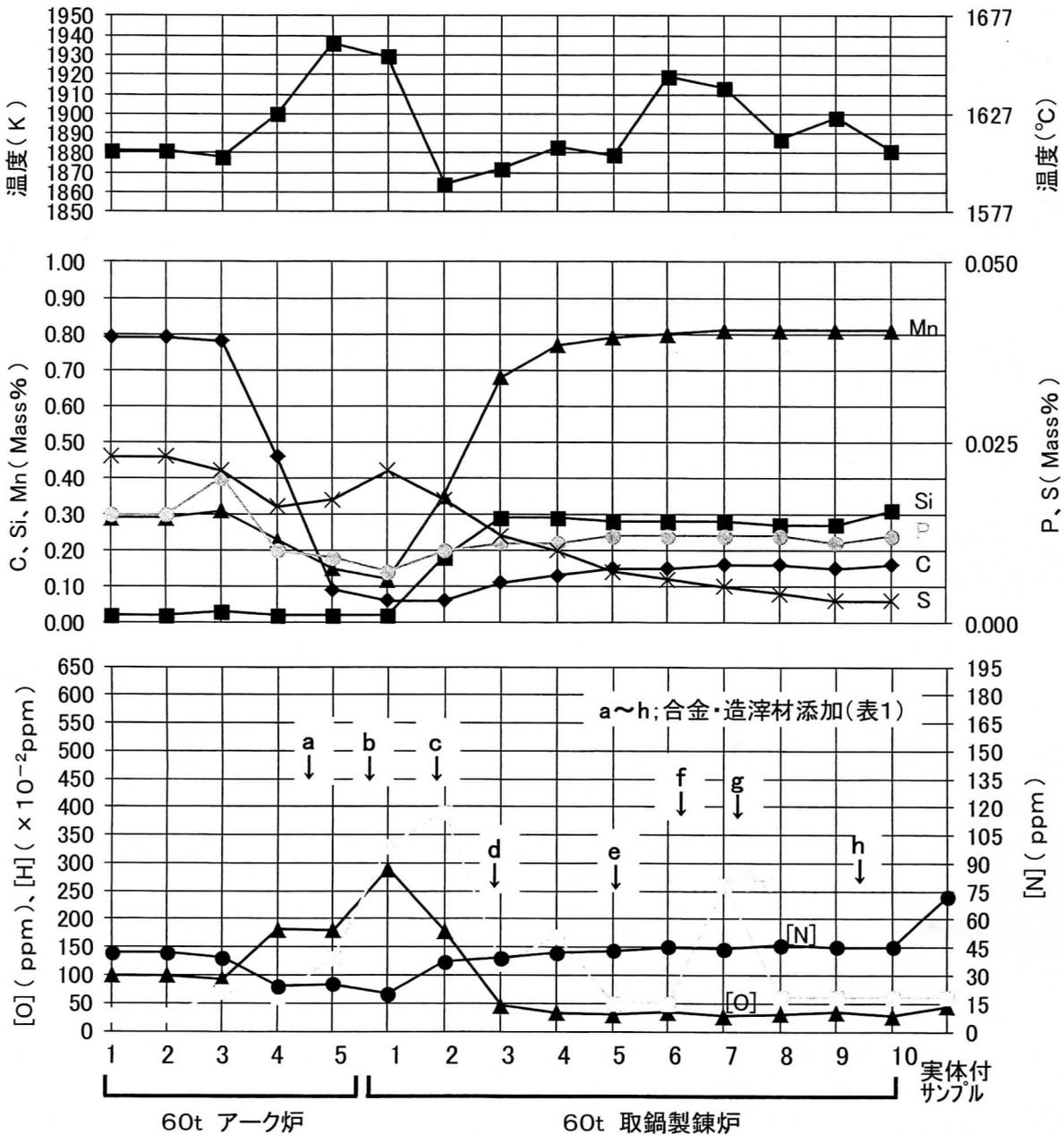


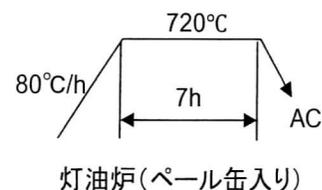
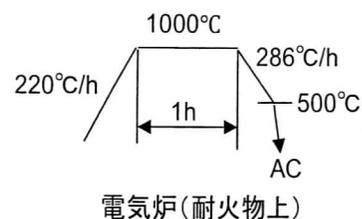
図 2 アーク炉と取鍋製錬炉による二重溶解事例 (SCPH22)²⁾

溶解中の吸 N は、アーク放電に伴う雰囲気からと合金添加により起こる。取鍋製錬炉であれば、集塵ダンパーを絞る、過剰な Ar 流量にしない等の工夫が必要となる。合金の N 含有量は、以外にも脱 H 処理したものに多いことがある。脱 H 処理中の加熱で合金が窒化するためである。その事例を表 2 に示す。窒化し易い合金とそうでないものがあることに気付く。N 含有量が多い上に、アルミニウム (Al) が過剰に含まれると、窒化アルミニウム (AlN) 形成によって脆化し、Rock Candy 破壊を引き起こす。高 N となった場合、窒化物生成元素のチタン (Ti)、セリウム (Ce)、ジルコニウム (Zr) 等を添加すると、N の悪影響を相殺出来る。しかし、今度は、難削材となり問題が残る。

取鍋製錬炉では、スラグ塩基度(=CaO/SiO₂=C/S)を 3~4 とした上、スラグに適度な粘性を持たせられるか否かが、精錬効率を大きく左右する。このため、従来から蛍石(CaF₂)が用いられて来た。近年、環境問題から CaF₂の使用が困難となり、人工滓(例えば、アルミナシリケート)が使われるようになって来た。しかし、CaF₂を使った時の様な精錬効率が、得られていないのが現状である。この精錬効率は、脱 S 速度に大きな影響を与える。上述の脱 P 処理同様に、脱 S 速度を考慮した溶解材料の吟味が必要である。更に、脱 S 処理の長時間化は、吸 N 量の増加にもつながる。電力デマンド制限にも影響を及ぼしかねない。

表 2 脱 H 処理に伴う合金の吸 N 量(mass ppm)²⁾

合金	購入時	脱 H 処理	
		電気炉	灯油炉
HcFeMn	271	886	356
McFeMn	1320	10400	13000
LcFeMn	167	6970	6500
SLPFeMn	215	750	2700
SiMn袋	14	185	59
SiMn撒	17	624	135
HAIFeSi	1	7	1
LAIFeSi	1	1	1
HcFeCr	1090	9650	6300
LcFeCr	408	366	504
SiCr	662	4090	5660
LcFeMo	58	11800	13100
FeV2	417	551	18800
FeTi-1	1	12	11
FeB	7	16600	16100



Hは、合金や副資材が含有するHから混入する。明らかに湿ったものの添加は、基よりあってはならない。合金は、表3に示す様に、十分に乾燥したものであってもHを含んでいる。多量に添加する場合、脱H処理した合金を用いるべきである。表3の内、Fe-Mnの脱Hに及ぼす加熱温度の影響を図3に示す。過熱温度の上昇と共に含有H量が減少し、400°C以上ではほぼ飽和に達することがわかる。脱H処理は、合金添加の直前に実施するほど効果的である。生石灰CaOが吸湿すると、補修が効かないほどのHガス欠陥を発生させる。買い置き等をせず、常に新しいものを使うべきである。合金や副資材のH含有量の定量管理は、殆ど不可能である。このため、溶解終了前のArガスバブリングを重視する必要がある。図2からも分る様に、合金や副資材後のArガスバブリングにより、溶鋼の脱Hが可能である。図2の事例では、Arガス流量200ℓ/minの時、3分以上のバブリングで最少H含有量となった。

還元精錬後、湯は低Oの状態にあるが、出鋼・鋳込みの酸化に耐えられるほどではない。Al塊を添加し、溶鋼に脱酸余力を持たせる必要がある。一般に、鋳込み取鍋にて0.020~0.040 mass% Alを含有させる。鋳込まれ凝固した段階でAlを過剰に含有させると、AINの多量形成によって脆化しRock Candy破壊の要因となる、

表3 合金中の含有水素量³⁾

合金	Fe-75Si	L.C.Fe-Cr	H.C.Fe-Mn	L.C.Fe-Mn	Si-Mn	Si-Cr	電解Ni
水素 (mass ppm)	9.8~17.6	4.3~6.0	7.6~18.1	8.2	14.4	6.0~9.4	2.8~8.5
サイズ (mm)	40~60	100~150	60~100	25~40	40~60	40~60	厚み10

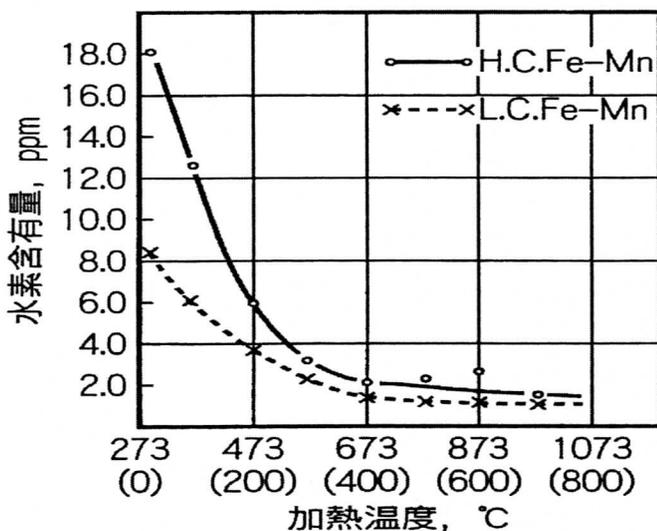


図3 合金の水素含有量に及ぼす加熱温度の影響³⁾

溶鋼へのカルシウム(Ca)の添加は、溶鋼の清浄を改善する⁴⁾。その結果、以下に示す品質の改善効果がある。Caは、カルシウム・シリコン(Ca-Si)の形態で鋼製ワイヤに充填して、専用フィーダーで添加する方法が一般的である。

- ① 結晶粒の細粒化⇒引張り強さの向上
- ② Al_2O_3 介在物の形態を球状化⇒伸び・衝撃吸収エネルギー等、靱性向上
- ③ 脱硫⇒コーナー割れ減少⇒溶接補修量の低減

(3) 高周波誘導炉溶解

一般的な高周波誘導炉では、アーク炉で行われる様な酸化・還元精錬は行われていない。出鋼時に行われるAl脱酸が唯一の精錬と言えよう。最近では、清浄度の向上、介在物の形態制御及びコーナー割れ対策として、Ca-Siを置き注ぎ添加する所が多い。精錬が出来ないため、溶解材料としての鋼屑には注意を払いたい。場合によっては、電解鉄、純鉄ビレット、純Cr等が使われることもある。更に、真空脱ガス装置を設置している炉もある。

合金は、溶解中に長時間に渡って赤熱状態にすべきではない。上述の如く、赤熱により吸N(窒化)し、鋳物の品質に影響を及ぼすためである。

(4) 鋳込み

溶鋼は、精錬度を低下させずに鋳込みたい。そのためには、精錬と鋳込みを同一取鍋とすべきである。精錬取鍋から鋳込み取鍋へと移し替える場合、鋳込み取鍋でのArバブリングは、必須条件となる。重要部品の鋳造では、取鍋ノズルと湯口間をArガスで断気、鋳型雰囲気もArガスで置換する等が行われる。

鋳物が高く大型の場合、押し湯の下層までを一次鋳込みとし、二次鋳込みとして押し湯に直接鋳込むことがある。押し湯の大きさによっては、数時間以降に鋳込む場合もある。これらの場合、溶鋼流によって鋳物内部までノロが巻き込まれることがあるので、注意を要する。

(5) 凝固特性

溶鋼は、凝固に際し必ず収縮し引け込む。このため鋳鋼は、押し湯を必要とするが、そ

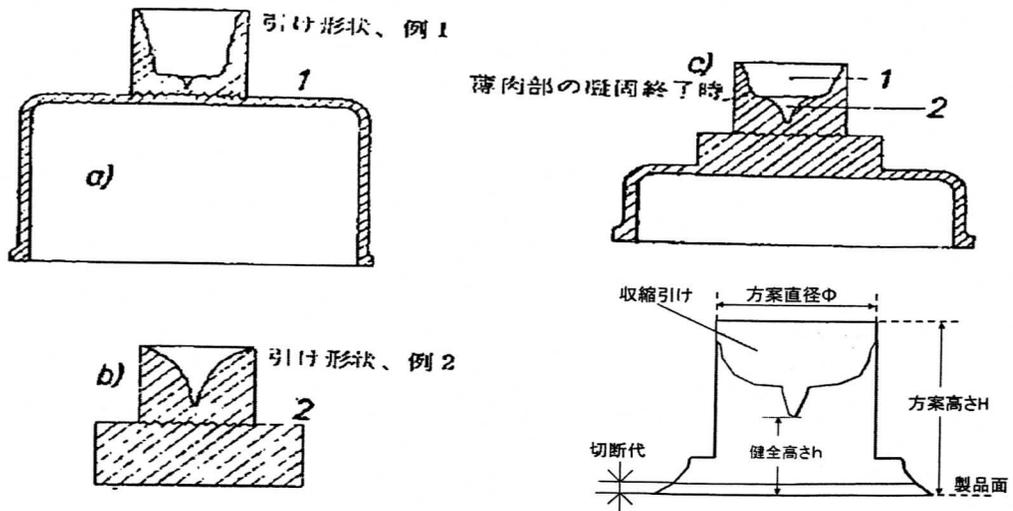


図4 押し湯の引け込み⁵⁾と健全高さ⁶⁾

の引け底と鋳物までの高さが、品質とコストを左右する（図4）。押し湯が小さいと過小押し湯となり、製品面まで引け込まなくても偏析欠陥を発生させる。偏析により、押し湯切断時に割れを発生させかねない。逆に過剰押し湯は、コストアップとなる。鋳物と経済性にとって丁度良い高さが、健全高さとなる。押し湯設計が良くても、保温材の養生が悪いと健全高さが確保出来ない。

鋳鋼は、表皮形成型（Skin Formation Type）の凝固様式を取り（図5⁷⁾、肌下ポロシティを発生させる傾向がある。この傾向は、大物厚肉になるに従い強く、C量が高いほど多発する（図6⁸⁾。粗加工面で補修しても、正加工面で再度検出される等、厄介な現象である。重要部品の成分設計では、低Cでポロシティ発生率を下げ、低Cで強度が落ちる分を合金で補うことが肝要である。また、冷し金により、ポロシティ層を内部に追いやるのも一つの手である。

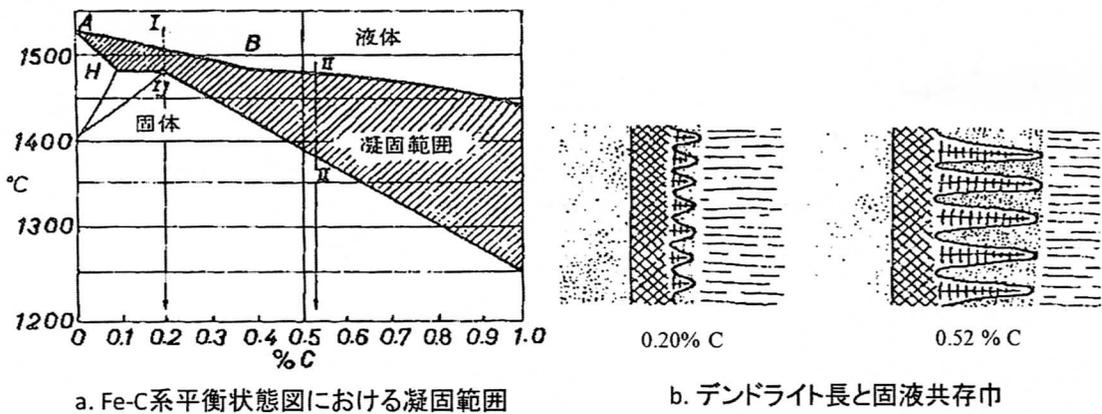


図5 C量とデンドライト長との関係⁷⁾

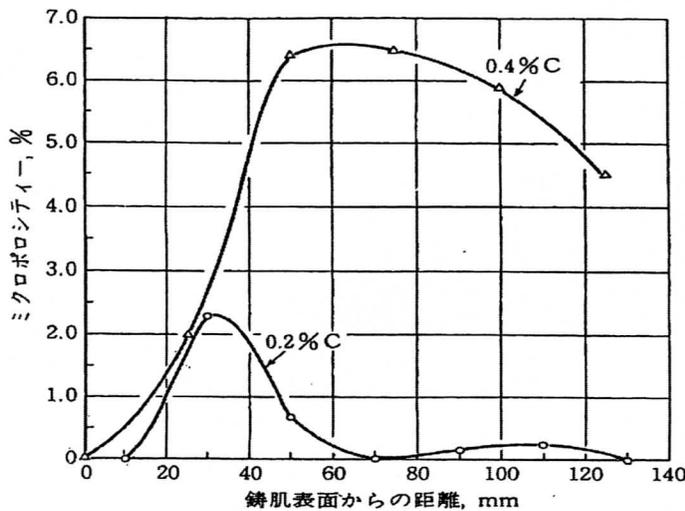


図6 鋳肌表面からの距離と肌下ポロシティの発生頻度⁸⁾

3. 鋳鉄

(1) 溶解炉

鋳鉄の溶解炉には、キュポラ⁹⁾、低周波誘導炉¹⁰⁾、高周波誘導炉¹¹⁾、回転炉¹²⁾及びアーク炉¹³⁾が使用されている(図7⁹⁻¹³⁾)。各溶解炉には、それぞれ一長一短がある。

キュポラは、ライン造型に適し、流れる造型枠数(鋳込み重量)に見合う出湯能力t/hの炉体とすることで、待ち時間のない効率的な生産が可能となる。反面、操業管理には、高度な熟練を要する。また、環境管理にも他炉以上の配慮が必要である。

現在、最も多く使用されている炉は、誘導炉である。溶解時間の観点から、高周波誘導炉の比率が高まりつつある。

回転炉は、天然ガスを燃料とし純酸素バーナーを熱源とした溶解炉である。他炉と比較して、CO₂発生量が低く環境に優しいとされている。溶湯からの脱Znに適した炉とされている。高Mn含有の鋼屑が大半を占める様になって来た現在、酸素ガスの溶湯への直接吹き込みによる脱Mnも可能性がある。

アーク炉は、不揃いな鋼屑を一度に多量に処理できる炉で、大物鋳鉄鋳物の溶解に適する。アーク炉製鋳鉄は、技術の進歩により、硬く割れ易いとの悪評は解消されている¹⁴⁾。Arバブリング装置付きの簡易取鍋製錬炉との併用で、成分・温度調整が容易になる。

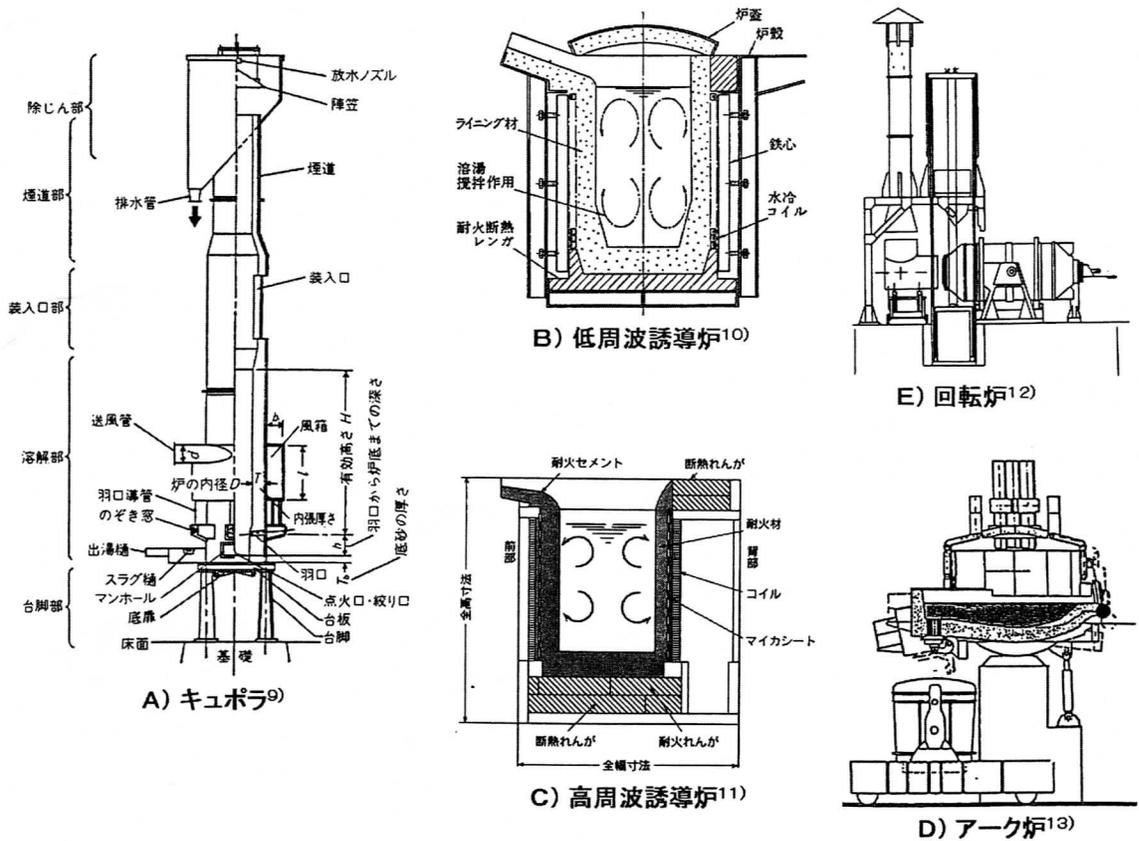


図7 鋳鉄の溶解炉⁹⁻¹³⁾

(2) 溶解

鑄鉄の溶解に酸化・還元精錬はないと思われがちだが、これらは存在する。高品質な鑄物を製造するためには、意識的に活用しなければならない。酸化・還元溶解の指標を図8^{1.5)}に示す。図中に、球状黒鉛鑄鉄の元湯成分に相当のデータを挿入した。元図の曲線と挿入縦線の交点がCO/SiO₂反応の臨界平衡温度となる。交点より下の温度で溶解すれば酸化溶解、交点より上の温度で溶解すれば還元溶解となる。低温から高温域へと昇温する実溶解作業では、この臨界温度が高温側へと移行する。昇温速度や成分の均一性にもよると思われるが、図に示した元湯成分であれば、1450℃近くになって還元域に入ったことを示すCOボイル反応が見られる様になる。下式からも分かる様に、元湯のOが元湯のCによって脱酸される。いわゆる還元精錬が行われる。この反応は、高温ほど速度が速くなる。1500℃を超えたあたりでの還元精錬が適当である。元湯の中からのCOボイルがなくなると、還元精錬は終了となる。

このまま高温を維持すると、COボイルがライニング壁で発生する様になる。これは、ライニング材のSiO₂を還元しているためで、ライニングを溶損させていることになる。ライニングの短寿命化が問題になるばかりでなく、元湯Si値の上昇により成分調整に困難を来す。過剰精錬は、厳禁である。

この還元精錬温度は、出湯温度からすると必要以上に高い場合が多い。このことから、この作業は、スーパーヒート Super Heat (過熱)と呼ばれている。

このスーパーヒートにより、特にFC300以上でのCa-Si接種効果が有効となる。球状黒鉛鑄鉄では、Mgの歩留りが良くなるばかりでなく、チャンキー黒鉛対策の一つにもなる。

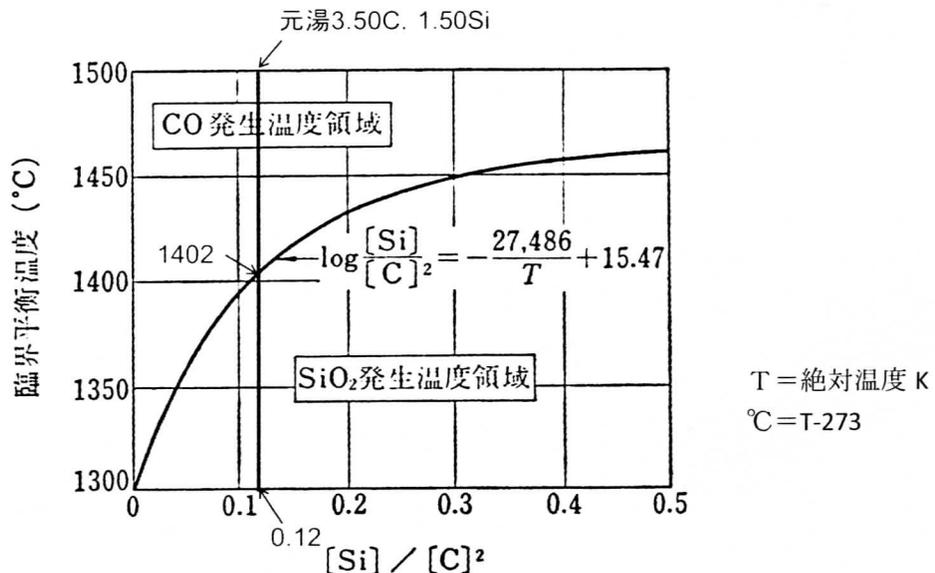
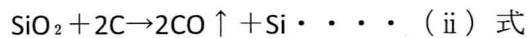


図8 CO/SiO₂反応の臨界平衡温度と成分との関係^{1.5)}

片状黒鉛鑄鉄に取っての窒素 N は、引張り強さを確保するために、ある程度の量が必要となる。しかし、過剰、例えば 100ppm 以上になれば、フィッシャー欠陥を引き起こし易い。この欠陥は、標準サンプルには発生することがなく、比較的厚肉の製品加工面に発生する。一旦発生すれば補修が不可能で、廃却を余儀なくされる。適量は、60~80ppm とされる。N の混入源は、加炭材であることが多い。安価なピッチコークス系のものに N 含有量が多く、高価な電極黒鉛系のものには少ない傾向にある。前者は初装に、後者は最終成分調整に使う等の工夫が必要である。

この他、片状黒鉛鑄鉄では、鑄型ガスからの溶湯への N 侵入がある。溶解で含有している N と合わせてガス欠陥を発生させるので、注意を要する。ガス欠陥は、Ti 添加で防止できるが、戻り屑からの蓄積により、D 型や E 型黒鉛を晶出させるので危険である。

球状黒鉛鑄鉄では、溶湯処理時にマグネシウム(Mg), Ca, Ce, Al 等の脱 N 元素が添加されるために、ガス欠陥を対象に元湯の N 量が問題になることは少ない。

(3) 溶湯処理

球状黒鉛鑄鉄は、黒鉛の球状化の為に Mg が添加される。通常、Fe-Si-Mg 合金が使われる。添加された Mg は、脱 O、脱 S 及び脱 N に働いて生成した介在物の他に、大半が気泡の状態で存在する。これらは、発光分光分析により形態分析が可能である(図 9¹⁶⁾)。図中では、気泡 Mg をフリー Mg と表現してある。このフリー Mg は、黒鉛球状化率との間に良い相関がある。Mg のフェーディングとは、経時と共にフリー Mg が失われることであり、気泡 Mg の浮上と系外への消失の結果として起こる。

球状黒鉛鑄鉄と片状黒鉛鑄鉄で共通に実施されるのは、接種である。接種は、黒鉛化と共晶セル数増の目的で実施される。これらは、脱フリー N と Si の高濃度斑によってもたらされる(図 10¹⁷⁾、図 11¹⁸⁾)。接種のフェーディングは、経時と共に起こるフリー N の再増と Si 濃度斑の低下によって起る。このフェーディングを最少に抑えるには、鑄込み直前或は鑄型内接種が有効なことが知られている。但し、未熔融接種剤の混入の危険性が高い。

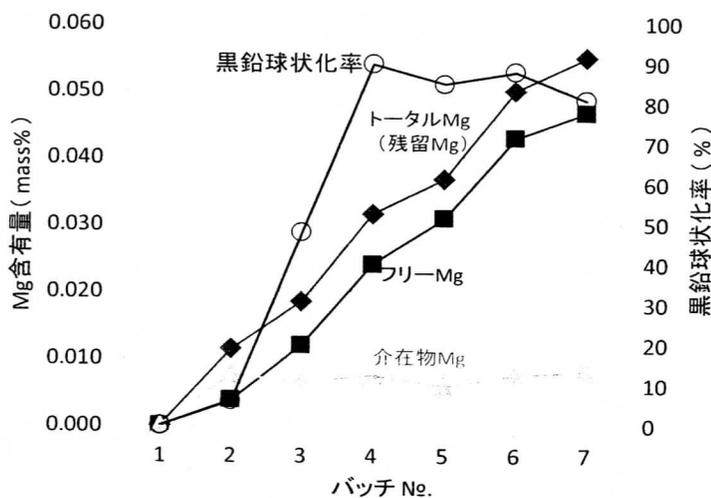


図9 カントバックによる Mg の形態分析値と 50 mm² YB の黒鉛球状化率との相関¹⁶⁾

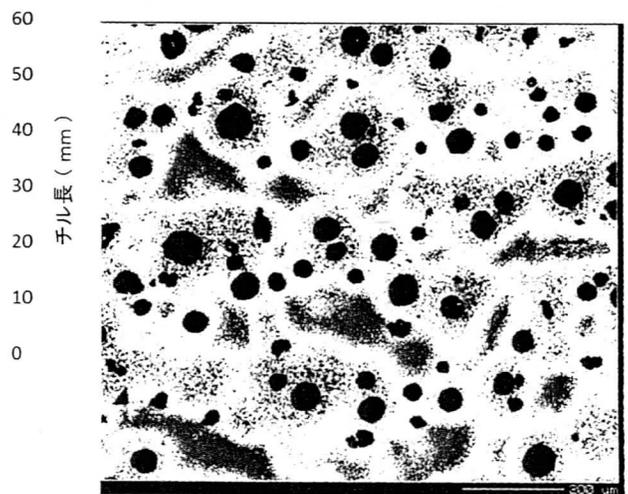
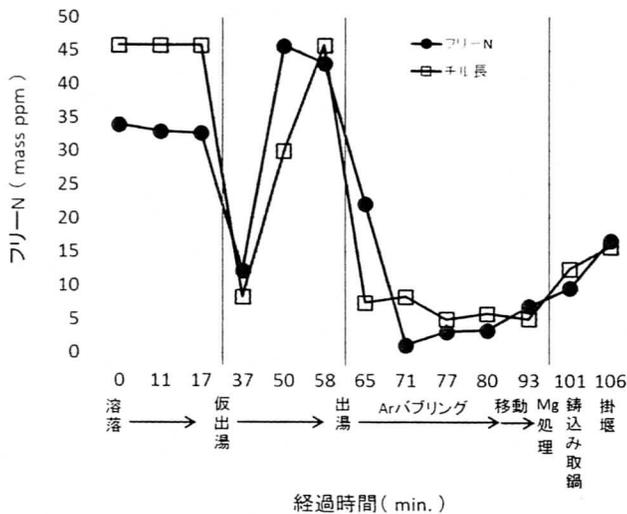


図 1 0 フリーN と楔形試験片のチル長との相関¹⁷⁾

図 1 1 球状黒鉛組織における Si の濃度斑¹⁸⁾

(4) 鑄込み

時間的には、上述の様に Mg・接種効果の減衰が進まぬ内に鑄込みたい。次に、温度的には、溶湯の鑄型内初期温度を重要視したい。この温度と品質の相関を取ることが、良品製造の鍵を握る。目安は、鑄型内に充填された溶湯の温度を、液相線の上 30~50°C の範囲とすることである。この温度を基準に、鑄込み前の取鍋温度が決まり、溶解炉からの出湯温度が決まる。これら工程温度は、同じ材質でも製品によって微妙に異なることになる。材質毎の目標化学成分における液相線温度を予め把握しておく必要がある。

(5) 凝固特性

片状黒鉛鑄鉄の凝固様式は、図 6 に示す鑄鋼と同様に表皮形成型である。これに対し、球状黒鉛鑄鉄の凝固様式は、粥状型 (Mushy Type) である。これら両鑄鉄の凝固様式をイラストで示したものを、図 1 2¹⁹⁾ に示す。鑄鉄は、凝固時に黒鉛を晶出して膨張圧を発生する。両鑄鉄の凝固様式の違いから、圧力の作用挙動が異なる。前者は、凝固膨張圧を内部に作用する。これに対し、後者は、鑄型壁や上下分割にも作用するため、側面が膨れと上型方向への型張りが発生する。この凝固膨張圧は、球状黒鉛鑄鉄の場合で $40 \sim 60 \text{ kgf/cm}^2 = 5 \sim 6 \text{ Mpa}$ に達する²⁰⁾。実際、フラン鑄型の強度を $40 \sim 60 \text{ kgf/cm}^2 = 5 \sim 6 \text{ Mpa}$ に設定すると、膨れが抑えられ引け巣が発生し難い。

凝固特性の違いは、押し湯方案にも大きく影響する (図 1 3²¹⁾)。片状黒鉛鑄鉄の場合は、押し湯が不要で、ガス抜きと鑄込み後の引け下がり対策を兼ねた揚りのみで良い。但し FC350 の様に Ca-Si 接種を必要とする場合は、粥状凝固気味の様式を取るのも、押し湯が必要なこともある。球状黒鉛鑄鉄の場合は、モジュラス $M (= \text{体積 } V / \text{表面積 } S)$ と形状によって種々の方案が存在する。

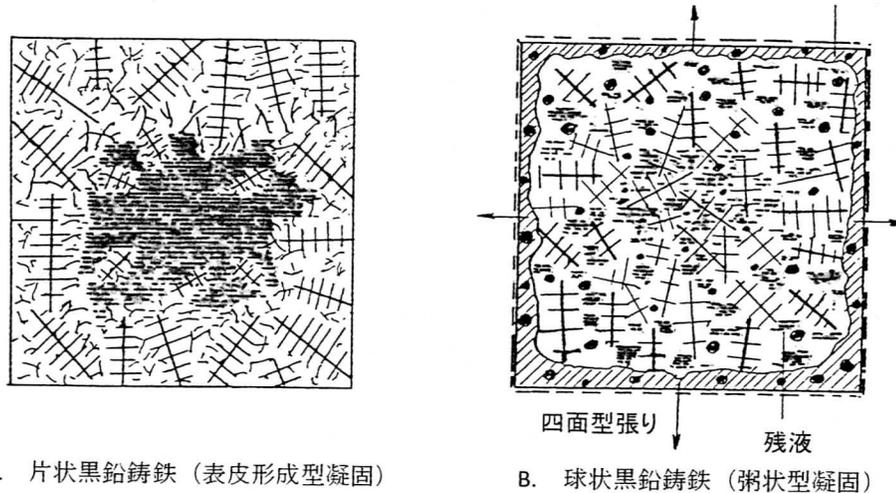
球状黒鉛鑄鉄は、粥状凝固様式が故に、鑄型ガスの影響を受け易い。その結果、ヒートスポットとなる近辺にガス引け、いわゆる引け巣状ガス欠陥を発生させ易い。凝固引けとして捉えれば、CAE 解析により予測・防止することは出来ない。引け巣状ガス欠陥が発生した箇所では、

チャンキー黒鉛も発生することが多い²²⁾。

モジュラスが大きい球状黒鉛鑄鉄は、凝固に影響を及ぼす種々の要因により、チャンキー黒鉛の晶出が発生する場合がある。その要因が一つでないところが難解であり、複雑怪奇性を伴う。詳細は、文献^{22, 23)}を参考されたい。

4. 終わりに

大半の鑄物は、数秒～数十秒、超大物でも2分以内で鑄込みが完了する。この間に、鑄物品質の90%以上が決まると言っても過言ではなかろう。十分に精錬し、その精錬度を損なうことなく鑄込むことが重要である。



A. 片状黒鉛鑄鉄 (表皮形成型凝固)

B. 球状黒鉛鑄鉄 (粥状型凝固)

図12 鑄鉄の凝固形態¹⁹⁾

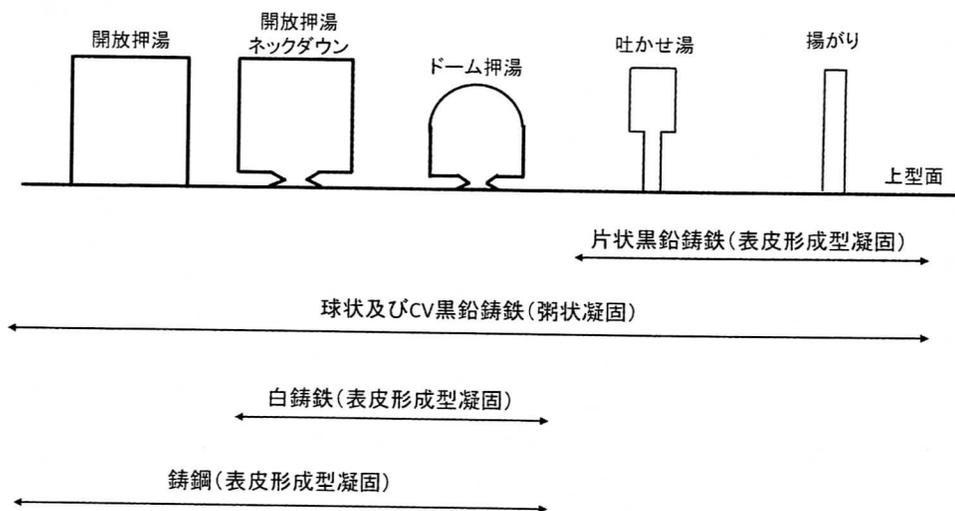


図13 鉄系鑄物の押し湯方案²¹⁾

5. 参考文献

- 1) 素形材センター「新版 鋳鉄の生産技術」(2012)3/M. Hansen, K. Anderko ; Constitution of Binary Alloys, 2nd ed. McGraw-Hill (1958)354
- 2) 田村、李、糸藤 ; 日本鋳造工学会第140回全国講演大会概要集(2002)132
- 3) 鋳鉄の生産技術 ; 素形材センター (2012)175
- 4) 音谷登平、形浦安治「カルシュウム鋼」丸善(1981)
- 5) R.Wlodawer 「鋼鋳物の指向性凝固」(1962)58
- 6) 安部、李、糸藤 ; YFE 鋳造技術研究会, 9月1日(2007)
- 7) R.Wlodawer 「鋼鋳物の指向性凝固」(1962)38
- 8) 鋳造品の実体強度 ; 素形材センター(1989)31
- 9) 鋳鉄の生産技術 ; 素形材センター(2012)155
- 10) 低周波誘導炉による鋳鉄の溶解作業 ; 日本強靱鋳鉄協会(1976)P121
- 11) 鋳鋼の生産技術 ; 素形材センター(1996)162
- 12) 石野亨 ; 鋳物 64,11(1992)812
- 13) 最近のアーケ炉溶解法の進歩 (第3版) ; 日本鉄鋼協会(1993)P24
- 14) 糸藤春喜, 岡村真一, 山田肇 ; 日本鋳物協会第118回全国講演大会概要集(1991)63
- 15) 低周波誘導路による鋳鉄の溶解作業 ; 日本強靱鋳鉄協会編 (1976)183/B. Marineki; Modern Casting42,6(1962)99
- 16) H. Itofuji ; Int. J. of Cast Metals Res.12,3(1999)179/糸藤春喜 ; 鋳造工学 72,10(2000)645
- 17) 糸藤春喜, 板村正行, 安斎浩一, 田村幹夫, 守武伸 ; 日本鋳造工学会, 第163回全国講演大会概要集(2013)99
- 18) H. Itofuji ; 京都大学学位論文 (1993) 71
- 19) M.Taffazzoli and V.Condic ; Foundry104,12(1976)pp86~92
- 20) 李起蒿, 加山延太郎 ; 鋳物, Vol.47(1975)P549
- 21) 糸藤春喜 ; 台湾工業技術発展中心講義テキスト」3月2-3日(2014)
- 22) 糸藤春喜 ; 鋳造工学 84,3(2012)152
- 23) H. Itofuji and A. Masutani ; International Journal of Cast Metals Research14, 1 (2001) 1-14.