



UDC 669.13

# 鑄鉄における新技術

井 川 克 也\*

## New Techniques in Cast Iron

Katsuya IKAWA

### 1. ま え が き

昭和 55 年のわが国における鑄物生産量を材質別に示すと表 1 のようになる。すなわち鑄造品総生産量 735 万 t のうち 79.1% に当たる 582 万 t が鑄鉄鑄物であり、その内訳は 52.7% がねずみ鑄鉄、21.9% が球状黒鉛鑄鉄、残りの 4.5% が可鍛鑄鉄となつている。

生産量の多いねずみ鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄についてその用途別使用割合を示すと表 2 のようになる。すなわちねずみ鑄鉄はその 40% 近くが自動車用に用いられ、18% 強が産業機械用に用いられている。球状黒鉛鑄鉄は 51% が鑄鉄管用、26% 強が自動車用に用いられている。鑄鉄鑄物全体としてみると、その 36% が自動車用として用いられており、わが国の自動車産業が鑄鉄鑄物工業の隆盛に大きく寄与していることが知られる。

鑄鉄がこのように広く用いられる理由は、価格が安く、鑄物が作りやすく、さらに球状黒鉛鑄鉄の発明によつて材質的バラエティが著しく広まつたことなどである。

鑄鉄の材質的特徴は、その顕微鏡組織が、鉄の基地中に黒鉛結晶が分布したものであり、黒鉛の量、形状、分布状態などの変化によつて鑄鉄の諸性質が著しく変化す

ることである。このような黒鉛の形状や分布は、鑄鉄が凝固するときにはほぼ決定される。すなわち溶湯の成分、鑄型内における冷却速度、凝固時の核発生の程度、共晶成長速度などが鑄鉄の凝固過程に大きな影響を及ぼす。したがつてこれらの諸因子を巧みに変化させることによつて、使用目的に沿つた性質を向上させるべく新しい技術が追求され、いくつかの目覚しい進歩が報告されている。

### 2. ねずみ鑄鉄の接種効果の延長

ねずみ鑄鉄の強さ向上のためには、1) 黒鉛量の減少、2) 黒鉛分布の均一化 (A型分布と呼ばれる)、3) 共晶セルの微細化、4) 基地のパーライト化などが必要である。このうち 1) は炭素 (C) % を下げることによるが、これにともなつて白鑄鉄化の危険性が增大する。これを避けるとともに 2)、3) の項も促進するために接種 (inoculation) という操作が行われる。これは 1922 年に G. E. MEEHAN によつて特許がとられ、ねずみ鑄鉄の材質

表 1 昭和 55 年鑄物生産量 (t)<sup>1)</sup>

鉄	銑鉄鑄物	ねずみ鑄鉄	3 849 349
		球状黒鉛鑄鉄	788 461
鑄物		小 計	4 637 810
		鑄鉄管	844 808
		可鍛鑄鉄	332 249
		鑄鋼合 計	732 605
			6 547 472
非鉄鑄物		銅 合 金	95 445
		軽 合 金	269 980
		ダイカスト	433 910
		合 計	799 335
鑄造品総合計			7 346 807

表 2 鑄鉄鑄物の用途別使用割合 (昭55)<sup>1)</sup>

	鑄鉄鑄物全体について (%)	ねずみ鑄鉄のみにについて (%)	球状黒鉛鑄鉄について (%)
自動車用	35.9	39.9	26.4
鑄鉄管用	15.4	0.5	51.0
産業機械器具用	15.3	18.6	7.4
鑄型、定盤用	9.8	12.9	2.2
土木、建設、鉱山機械用	2.1	2.1	1.9
金属工作、加工機械用	3.2	4.2	1.0
産業車輛、鉄道用	2.7	3.2	1.3
ロール用	1.5	1.5	1.5
電気機器、通信機器用	2.4	3.2	0.6
農機具、漁具用	1.7	2.2	0.6
港湾、船舶用	2.1	2.9	0.3
日用品用	1.3	1.8	—
繊維機械器具用	1.1	1.5	0.3
その他	5.5	5.5	5.5
合 計	100.0	100.0	100.0

昭和 56 年 5 月 8 日受付 (Received May 8, 1981) (依頼解説)

\* 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Sendai 980)

表 3 各接種剤の化学成分<sup>2)</sup>

接種剤	化学成分 (%)
金属 Si	Si 98.4, Al 0.38, Fe 0.78, C 0.2
Fe-Si	Si 74.3, P 0.03, S 0.004
Fe-Si-Mg	Si 約 40, Mg 約 5
Fe-Si-Sr	Si 約 75, Sr 約 1
Ca-Si	Si 61.3, Ca 30.6, C 0.61
Ca-Si-Ba	Ca 23.7, Si 61.3, Ba 15.0
Ca-Si-Ba-Al	Ca 11.7, Si 39.7, Ba 14.6, Al 18.9, C 0.11, P 0.02
Al	Al 99.99
黒鉛	C > 99.9

を改善する最も有効で、かつ簡単な技術として工業的に広く普及している。

わが国では、接種は第2次世界大戦後間もなくミーンナイト鑄鉄技術の導入にともなつて一般に知られるようになり、1950年代後半には多種多様な接種剤が市販されるようになった。当時は接種剤の評価はもつぱら接種効果の大小、すなわちチル深さの減少と共晶セル数の増大の程度によつてなされ、75% フェロシリコン (Fe-Si) や 25%Ca のカルシウムシリサイド (Ca-Si) が用いられていた。ところが1960年代の後半に到つて鑄鉄の溶解にキューボラ以外に低周波電気炉が広く用いられるようになり、また自動注湯ラインにおける溶湯保持中の接種効果の減衰、いわゆるフェイディング (fading) をなるべく起こさない接種剤が求められるようになってきた。

総合鑄物センターでは1978年度にこのテーマをとりあげ、委員会を組織して以下のような研究成果を報告している<sup>2)</sup>。

まず実験に用いた接種剤の化学組成を表3に示す。接種量はけい素 (Si) が含まれている接種剤は Si として 0.15 および 0.3% 添加されるようにした。たとえば

Ca-Si の場合 0.15%Si 添加では Ca-Si で (0.15/61.3) × 100 = 0.24% を接種量とした。黒鉛, アルミニウム (Al) はそのまま 0.15 または 0.3% 添加した。つぎに接種効果の持続性および接種効果の減衰度合いを評価するのに次の方法を選んだ。たとえば引張強さで判定する場合、接種前の引張強さを  $T_B$ , 接種直後のそれを  $T_0$ , 接種後 5 min, 10 min, 30 min と保持した後のそれを  $T_5$ ,  $T_{10}$ ,  $T_{30}$  とすると、接種の初期効果を含めた接種効果の持続性を表すパラメータとして

$\Sigma \Delta T_i = (T_0 - T_B) + (T_5 - T_B) + (T_{10} - T_B) + (T_{30} - T_B)$  が考えられる。また接種効果の減衰の度合いのみを表すパラメータとして

$\Sigma \Delta T_g = (T_5 - T_0) + (T_{10} - T_0) + (T_{30} - T_0)$  が考えられ、 $\Sigma \Delta T_i$  が大きく、 $\Sigma \Delta T_g$  (これは一般に負の値をとる) の絶対値が小さいほど接種効果も大きく、かつ fading しにくいと言える。図1は単独添加, 図2は Si 系, Ca 系と黒鉛または Al を複合添加した場合の結果である。

図1についてみると、Si 系の接種剤は Ca 系にくらべて接種効果が小さく、とくに金属 Si は最も  $\Sigma \Delta T_i$  が小さく、Si 自体の接種効果はきわめて小さいと言える。Si 系の中では Fe-Si-Sr が接種効果は大きいが fading の度合いも大きい。一方 Ca 系は全体に  $\Sigma \Delta T_i$  の値が大きく接種効果が良好であるが fading の度合いも大きい。しかしバリウム (Ba) や Al の入つたものは Ca-Si にくらべて接種効果が大きく、fading の度合いも小さくなつており、Ba, Al の効果が認められる。また黒鉛 (電極黒鉛を使用) は接種効果が小さく、Al も小さいが、 $\Sigma \Delta T_g$  の絶対値が小さく、とくに Al では正の値をとつており fading がほとんど起こらないことを示している。

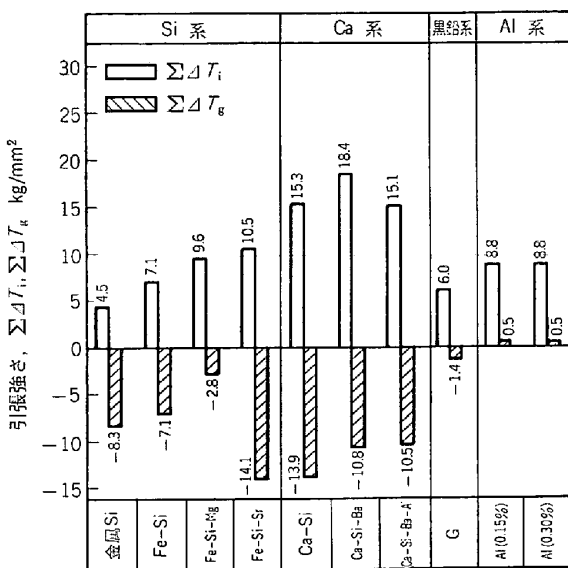


図 1 引張強さに対する接種効果の持続性 (単独添加)<sup>2)</sup>

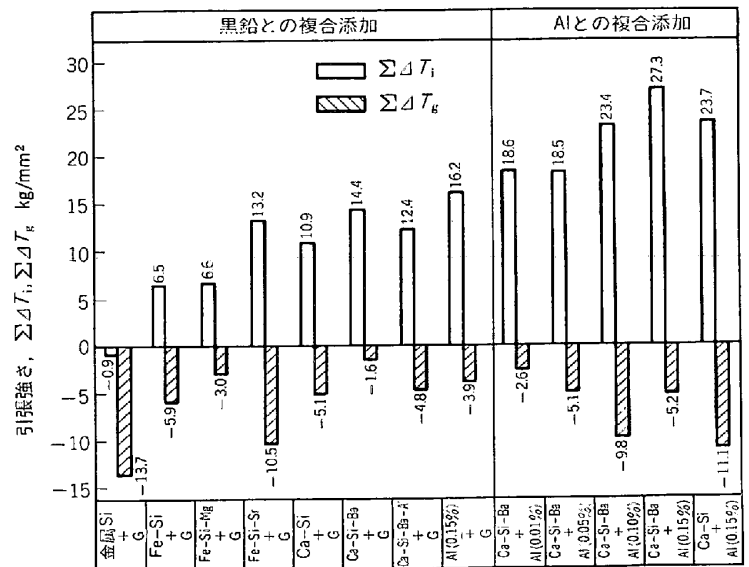


図 2 引張強さに対する接種効果持続性 (複合添加)<sup>2)</sup>

図2の複合添加の場合についてみると、各接種剤と黒鉛との複合添加では、単独添加と同じような傾向を示すが、全体として  $\Sigma \Delta T_i$  の値が小さく、接種効果が若干低下しているが fading 傾向が緩和される。一方、Ca-Si-Ba と Al とを複合添加した場合には、Ca-Si-Ba の単独添加にくらべて  $\Sigma \Delta T_i$  は大きくなり、 $\Sigma \Delta T_g$  の絶対値は小さくなり、また Ca-Si に Al を複合させた場合も同様な傾向が認められ、Al の複合添加は Ca 系の接種効果を持続する上できわめて有効であることがわかる。

### 3. 球状黒鉛鑄鉄における接種

球状黒鉛鑄鉄は低硫黄、高炭素溶湯にマグネシウム (Mg) を添加して作られるが、Mg 添加によつて共晶凝固時に著しく過冷する傾向が生じ、その結果レデライト凝固をとともなう危険性がある。これを防ぐために、Mg 合金中に Si を含ませ、さらに Mg 合金添加後 Fe-Si 合金を接種して黒鉛の核発生を促進し、レデライト凝固を起こさせないようにしている。すでに Mg を添加した溶湯に対する接種であるので、これと類似の元素である Ca を含んだ Ca-Si 系は用いられず、もつぱら Fe-Si 系が用いられている。

前項で述べたように、接種には fading という現象が起こるので、最大の接種効果を得るためには、接種後凝固開始までの時間になるべく短いことが必要である。このために鑄型内接種法 (in mold process) が考案され実用化されている。

図3は湯口の底部に粒状 Fe-Si を固めて作った円錐型のブロックを挿入して、注入される溶湯が始めから終わりまで接種剤と反応するようにくふうされている。また図4は湯口上部にのせる湯溜り内に接種剤ブロックを挿入し、湯溜り内で接種を行いながらストッパーを抜いて鑄型に注入する方法である。

前者の方法の実験例として久保田鉄工の場合<sup>4)</sup> 図5のように鑄込んだ階段状試験片について、75%Fe-Si の取鍋接種 (接種量 0.15%)、と鑄型内接種 (0.05%, 0.15% および 0.3%) とを比較した。取鍋接種と鑄型内接種 (接種量 0.15%) の供試材の各肉厚における顕微鏡組織を対比すると、肉厚 3mm では、取鍋接種ではチル組織

が発生しているが、鑄型内接種ではチルは全く認められない。また肉厚が増加するにつれて両接種法の差が黒鉛粒数 (図6) やフェライト化率 (図7) に顕著に認められる。

さて、一般に高延性、高衝撃値の球状黒鉛鑄鉄、例えば JIS 規格における FCD 40 および FCD 45 は基地組織をフェライトとすることによつて得られ、普通は鑄造後にフェライト化焼なましが行われている。しかし工程の省力化や省エネルギーの観点から、鑄放しでフェライト基地が得られるのが望ましい。一般に冷却過程におけるフェライトの析出は、鑄鉄凝固時の偏析パターンから明らかのように高 Si、低 Mn になる黒鉛近傍で生

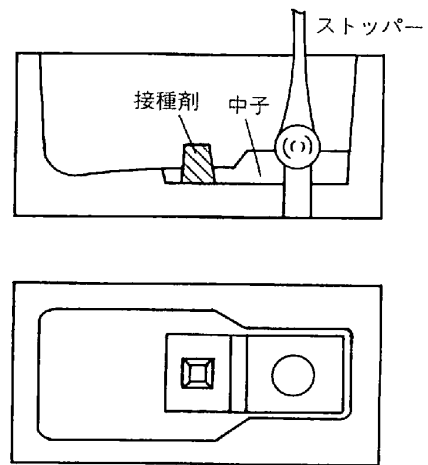


図4 湯溜り部に設置した挿入型接種剤<sup>3)</sup>

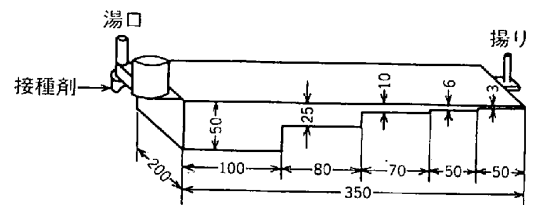


図5 階段状試験片<sup>4)</sup>

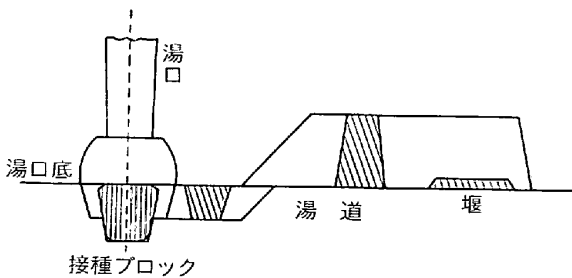


図3 挿入型接種剤を使用する場合の鑄造方案<sup>3)</sup>

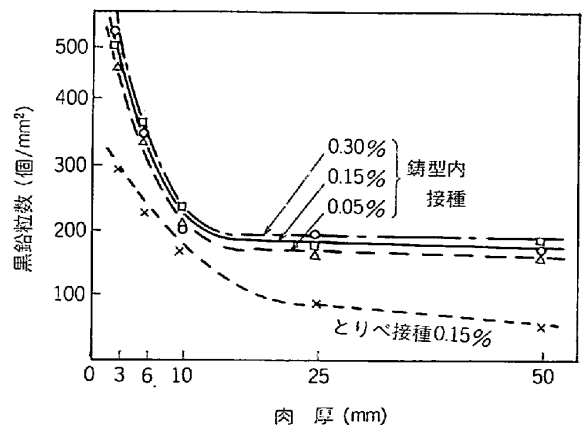


図6 黒鉛粒数におよぼす接種方法の影響<sup>4)</sup>

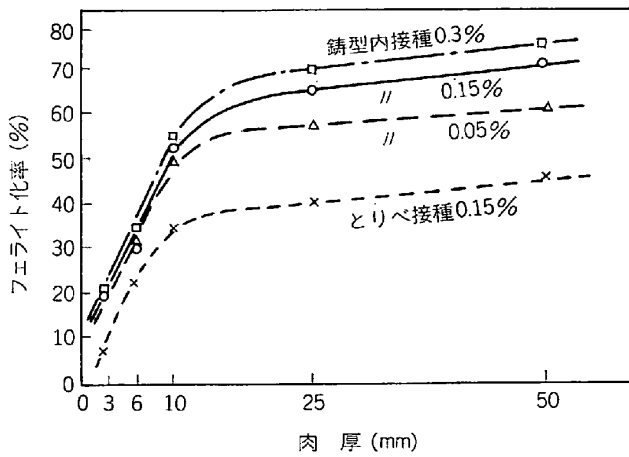


図7 フェライト化率におよぼす接種方法の影響<sup>4)</sup>

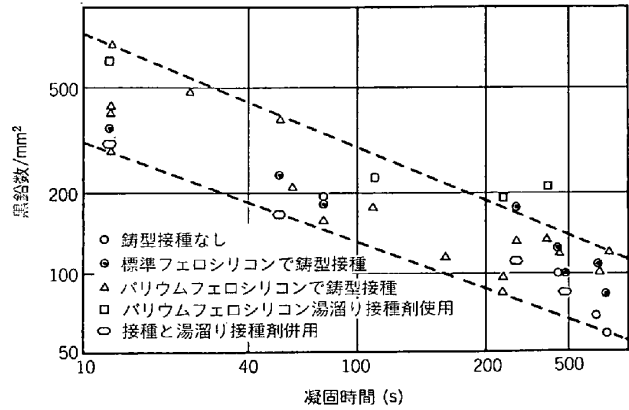


図8 黒鉛数に及ぼす凝固時間の影響<sup>5)</sup>

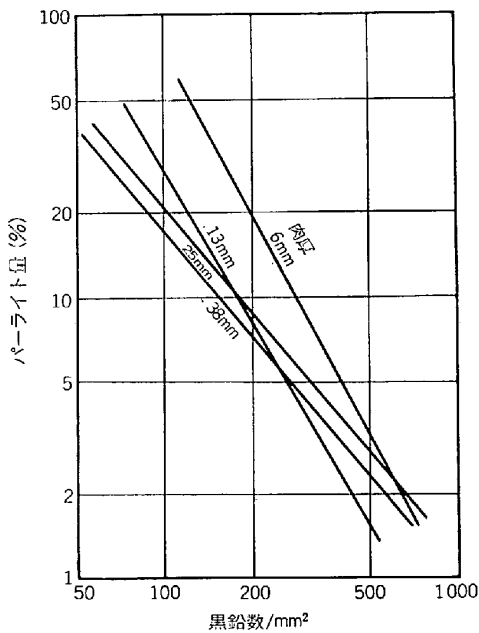


図9 各種肉厚に対する一定冷却速度のパーライト量に及ぼす黒鉛数の影響<sup>5)</sup>

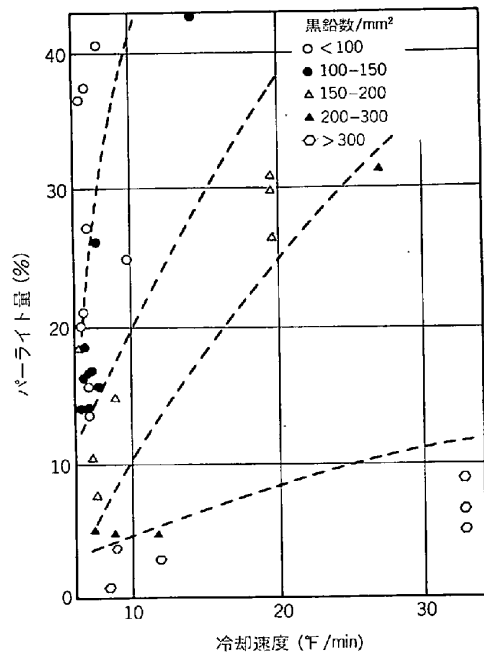


図10 パーライト量に及ぼす冷却速度と黒鉛数との関係<sup>5)</sup>

じ、一方低 Si, 高 Mn になる共晶セル境界では起こりにくい。したがってまず低 Mn 球状黒鉛鑄鉄が望ましく、0.3%Mn 以下とし、0.03%Mn の低 Mn 鉄も開発されている。

一方、黒鉛周辺からフェライトの析出が起こるために、前述したように鑄型内接種などにより黒鉛粒数を増加するとフェライトの析出位置が増えるのでフェライト量が増加する。図8は 3.5%C, 2.45%Si, 0.3%Mn, 0.04%Mg の溶湯を 0.64, 1.27, 2.54, 3.81 cm の階段鑄型に鑄込み、さらにこれらに黒鉛製チル板を片側あるいは両側に当てて広範囲に冷却速度を変え、また種々の接種を行つて、凝固に要した時間と球状黒鉛粒数との関係を求めた結果である<sup>5)</sup>。

図中、プロット記号によつて接種方法のちがいを表しているが、62%Si, 1.5%Al, 2%Ca, 5.24%Ba を含んだバリウムフェロシリコンの 28 メッシュ粒度の 50 g をけい酸ソーダ 2.5% で固めて、0.64 cm の孔を4個あけた円板状の湯溜り接種剤を鑄込み口に挿入して溶湯と接触させながら鑄込んだものが、最も黒鉛粒数が大であり、ついで湯口底に粒状バリウムフェロシリコン 50 g を入れて鑄型内接種したものがすぐれている。このときの基地組織に占めるパーライトの割合を黒鉛粒数に対して示すと図9のようになる。すなわち黒鉛粒数が 100 個/mm<sup>2</sup> から 500 個/mm<sup>2</sup> に増加することによりパーライト量は 20~50% から 2~4% に大幅に減少し、それだけフェライトが増加する。一方図10は黒鉛粒数を5段階に区分して、パーライト量に及ぼす共析変態時の冷却速度の影響を見たもので、黒鉛粒数が少ない場合は冷却

速度の影響が極めて大きい、黒鉛粒数が多くなると冷却速度の影響は極めてわずかとなることわかる。

これらのことから、鑄放しフェライト基地球状黒鉛鑄鉄を得るための有力な手段として、鑄型の冷却能を大きくし、有効な接種を行つて黒鉛粒数の増加をはかることが必要となる。

4. 金型鑄造鑄鉄の特徴<sup>6)</sup>

ねずみ鑄鉄鑄物は一般に砂型に鑄造され、冷却速度がおそいために、黒鉛は片状によく伸びて ASTM 組織分類の A 型分布をとり基地はパーライトを主としたものになることが多い。これに対して鑄鉄を金型に鑄込むと、金型の熱伝導率は砂型にくらべて 20 倍以上も大きいから、溶湯は急冷され ASTM 組織分類の D 型分布 (共晶状黒鉛) となり、基地はフェライトに富んだものになる傾向がある。

このような金型鑄造鑄鉄の応力-ひずみ線図をねずみ鑄鉄と比較して図 11 に示す。すなわち金型鑄造鑄鉄は高強度であるとともに伸びも大きく、ねずみ鑄鉄にくらべて一段とすぐれた強靱性をもっていることがわかる。これは金型の急冷作用による黒鉛の微細化と、チル発生防止のための高 Si 含有の結果である。

金型は反復使用でき、砂型のように粉塵発生の原因ともならないので非鉄金属の鑄造には多く用いられている。しかし鑄鉄ではチルを生じやすい。そこで種々の鑄

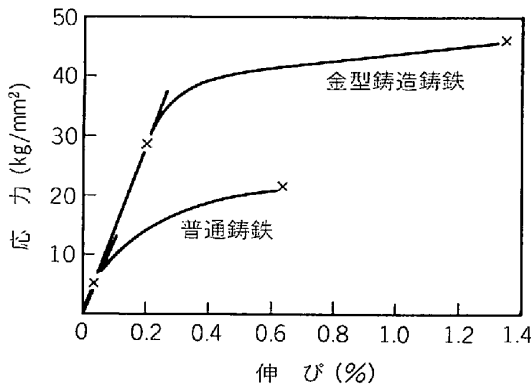


図 11 金型鑄造鑄鉄の応力-ひずみ線図<sup>6)</sup>

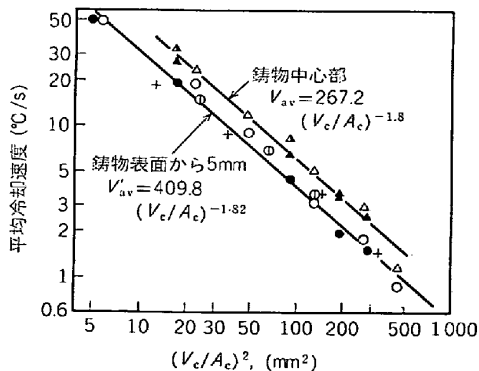


図 12 鑄物モジュラスと平均冷却速度との関係<sup>6)</sup>

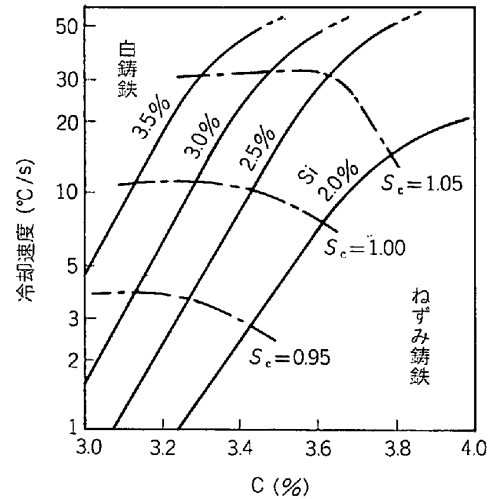


図 13 金型鑄造鑄鉄の定量的組織図<sup>6)</sup>

物を鑄造してそのときの冷却速度を鑄物モジュラスとの関係で示すと図 12 のようになった。鑄物モジュラスは鑄物の体積 ( $V_c, \text{mm}^3$ ) と鑄物の表面積 ( $A_c, \text{mm}^2$ ) の比で示され、鑄物の保有熱量と鑄物表面から逃げる熱量とのつり合いを示すパラメータである。

つぎにチルの発生と化学組成との関係を調べて、チルを発生しない C および Si 量の領域を冷却速度との関係で示すと図 13 のようになった。すなわち図中の曲線は付記した Si% に対して冷却速度と C% のチル発生境界条件を与えるもので、この線より高冷却速度、低 C% ではチルを発生し、低冷却速度、高 C% ではチルを発生しない。この実験における他の随伴元素は 0.35%Mn, 0.02%S, 0.06%P であり、Fe-Si を 0.2% 接種している。また図 11 に示したような靱性の高い微細黒鉛組織は 12~23.5°C/s の冷却速度で得られることがわかった。そうすると図 13 の関係から溶湯組成は共晶から過共晶にわたることになる。

砂型に鑄造されたねずみ鑄鉄は一般に亜共晶であり、その引張強さは炭素飽和度 ( $S_c$ ) あるいは炭素当量 (CE) と直線関係がある。しかし金型鑄造鑄鉄では共晶から過共晶成分であり、 $S_c$  あるいは CE の変化が小さくても強さはかなり変動する。これは主としてフェライト中に固溶する Si 量によるものである。したがって Si/C に対して引張強さは図 14 に示すような比例関係がある。また黒鉛の微細化が十分でなく、A 型黒鉛を若干含むような場合には、図中点線で示したように強度は低下する。

図 12, 13, 14 を利用して、金型鑄造で鑄物を作るとき、所定の鑄物の体積と表面積から鑄物モジュールを求め、例えば  $V_c/A_c=5$  の場合、図 12 から  $V_{av}=14.7$  °C/s と推定される。この冷却速度を図 13 のたて軸に当てはめると、Si% が 3.0 では C% は 3.3 以上、Si% が 2.5 では C% は 3.47 以上がチルを生じないために必要となる。それぞれについて Si/C は 0.91 および 0.72 となり、引張強さは図 14 からそれぞれ 40 kg/

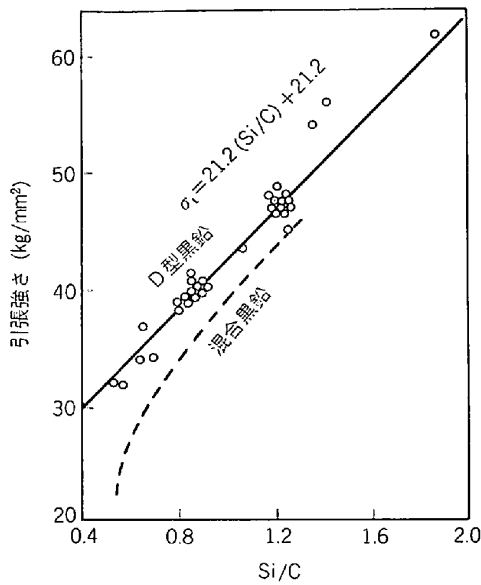


図 14 金型鑄造鑄鉄の引張強さと Si/C との関係<sup>6)</sup>

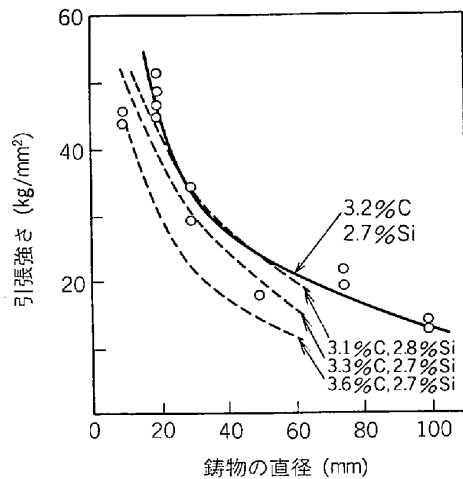


図 15 金型鑄造鑄鉄の肉厚感度<sup>6)</sup>

mm<sup>2</sup> および 36.5 kg/mm<sup>2</sup> となる。

このようにして金型鑄造鑄鉄の材質を設計することができるので、一般の砂型ねずみ鑄鉄の材質設計とは異なつた考え方に立たなければならぬことは注意しなければならない。

つぎに金型の急冷効果は、板状で厚さ約 15 mm (鑄物モジュール 7.5 mm)、棒状で直径約 25 mm (鑄物モジュール 6.25 mm) 以上では図 12 から見られるように不十分となり微細な黒鉛組織が得られなくなる。そのため図 15 に示すように、鑄物の直径が 25 mm をこすと引張強さが著しく低下する。そこでこれを防ぐために黒鉛微細化元素であるチタン (Ti) を添加することが試みられた。

図 16 は 0.04~0.24%Ti を含有する 4 種類の鑄鉄の引張強さと冷却速度との関係である。試料は水冷板と発熱保温鑄型からなる一方向凝固鑄型から採取したもの

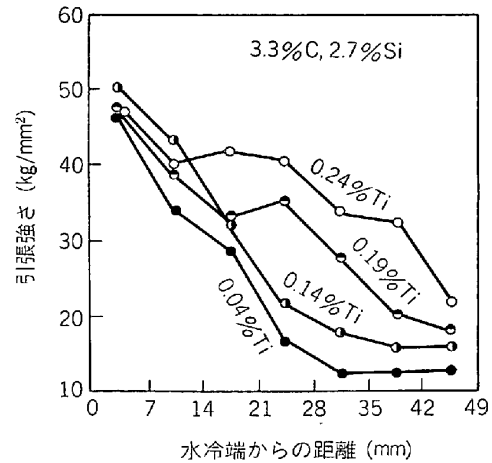


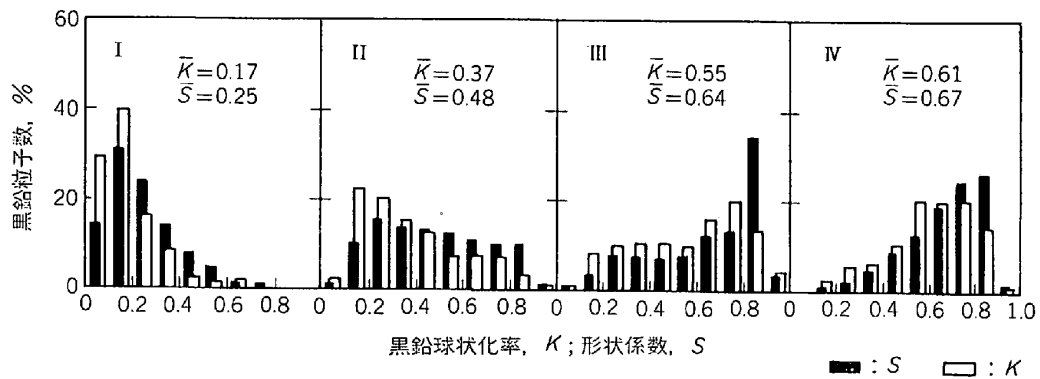
図 16 チタンを含む一方向凝固鑄物における引張強さの分布<sup>6)</sup>

で、水冷板から離れるにつれて冷却速度は 8°C/s から 1°C/s に減少する。これは図 12 における金型鑄造の急冷効果が不十分となつたあたりの変化に相当する。これによれば Ti を添加することによつて引張強さの減少をかなり抑えることができ、肉厚の金型鑄造鑄鉄への応用が期待される。

### 5. コンパクト・パーミキュラー黒鉛鑄鉄の特徴<sup>7)</sup>

鑄鉄溶湯に黒鉛球状化剤としてマグネシウム (Mg)、セリウム (Ce)、Ca などを加えると黒鉛が球状に晶出し極めて強靱な鑄鉄が得られることは、戦後開発された球状黒鉛鑄鉄の製造においてよく知られた事実である。しかしこの黒鉛球状化剤の添加量が不足したり、あるいは溶湯中に Ti その他の黒鉛球状化阻害元素が含有されている場合には完全な球状黒鉛組織は得られず、擬片状黒鉛 (芋虫状黒鉛, vermicular graphite と呼ばれる) や塊状黒鉛 (compact graphite) が混在した組織となる。従来はこのような組織をもつた鑄鉄は球状黒鉛鑄鉄の不良品としてかえりみられなかつたが、最近つぎに述べるような理由でその特徴が見直され、積極的にその製造が行われるようになってきた。

一般に片状黒鉛組織を有するねずみ鑄鉄は機械的強さは小さいが、熱伝導性のよい黒鉛が立体的にかなり連続して分布しているため熱伝導性がよく、これに対して球状黒鉛鑄鉄は強度においてはすぐれているが、黒鉛が 1 個ずつ独立しているために熱伝導性が悪い欠点がある。例えば自動車のエンジン部品など熱サイクルを受ける鑄物には、強度と熱伝導性の両方を満足する材質が望まれる。このような材質として上述したような黒鉛球状化の不完全な鑄鉄が注目されている。作り方は黒鉛球状化剤 (例えば Fe-Si-Mg 合金) を不十分に添加したり、黒鉛球状化阻害元素である Ti を含んだ Ti-Mg 合金を添加することによつて、いわゆるコンパクト黒鉛やパーミキ

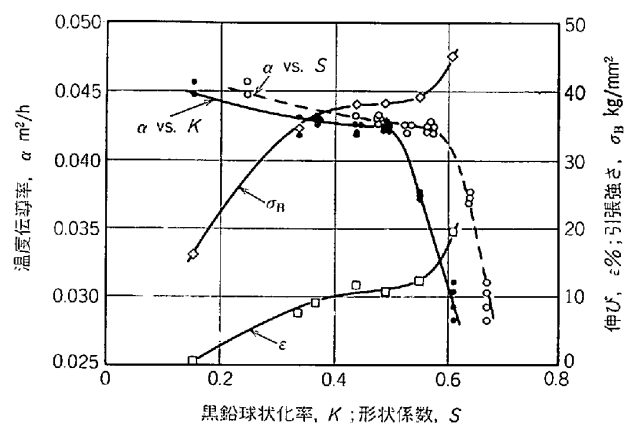
図 17 各種鑄鉄の形状別黒鉛粒子の分布<sup>7)</sup>

ユラー黒鉛の混在した組織の鑄鉄が得られる。国際鑄物技術委員会 (CIATF) ではこれを Compacted Vermicular Graphite Cast Iron と呼び CV 鑄鉄と略称されている。

そこでこれら2種の合金添加量を 0.2~1.4% の範囲で変化させ、3.8%C, 2.1%Si, 0.35%Mn の組成で種々の黒鉛形状をもつ試料を溶製し、画像解析装置により黒鉛形状を測定し、機械的性質や温度伝導率との関係を求めた。黒鉛形状は各試料 30 視野について黒鉛球状化率  $K (=A/\pi(LD/2)^2)$  および形状係数  $S (=4\pi A/P^2)$  を求めた。ここで  $A$  は黒鉛の断面積、 $P$  は周辺長さ、 $LD$  は最大直径である。いずれも完全な片状ではゼロとなり完全な球状では1となり、その間の数字によつて球状化の程度が示される。

図 17 は低 S 鉄を Fe-Si-Mg 合金で処理して得られた各球状化率あるいは各形状係数の黒鉛粒子数分布を示している。I の試料は平均球状化率  $\bar{K}=0.17$  で片状黒鉛組織であり、 $K, S$  が 0.1~0.2 の範囲で黒鉛粒数の最大値を示している。II の試料が典型的な CV 黒鉛組織で  $\bar{K}=0.37$  である。残留 Mg は 0.01~0.18%,  $K=0.2$  の黒鉛が最大粒子数を示し、しかも  $K=0.8$  の球状黒鉛も若干含んでいる。このように種々の球状化率の黒鉛が混在するのが特徴である。III の試料のように  $K=0.8$  の球状黒鉛が粒子数として最大値を示すようになると CV 鑄鉄の種々の特徴が薄れて球状黒鉛鑄鉄に近づいてくる。このときの  $\bar{K}=0.55$  であつた。IV の試料は  $\bar{K}=0.61$  で球状黒鉛鑄鉄に属する。

これらの試料を 700°C, 5 h の焼なましを行い基地組織をフェライト化して、その温度伝導率 ( $\alpha$ , m<sup>2</sup>/h), 引張強さ ( $\sigma_B$ , kg/mm<sup>2</sup>), 伸び ( $\epsilon$ , %) を測定し、平均黒鉛球状化率あるいは平均黒鉛形状数に対して示すと図 18 のようになった。すなわち  $\bar{K}=0.34\sim0.49$ ,  $\bar{S}=0.44\sim0.57$  の範囲で  $\alpha, \sigma_B, \epsilon$  はともにほぼ一定値を示し安定した材質となる。しかも  $\alpha$  は片状黒鉛鑄鉄の 0.045 に近い 0.042~0.043 の値を示し、 $\sigma_B$  は 38 kg/mm<sup>2</sup>,  $\epsilon$  は 10% 前後の球状黒鉛鑄鉄の性質に接近した高い値を示している。一方  $\bar{K}=0.61$  を示す球状黒鉛鑄鉄では、

図 18 温度伝導率, 引張特性に及ぼす黒鉛形状の影響<sup>7)</sup>

相互の連結を保つと考えられる黒鉛 ( $K=0.1\sim0.4$ ) の存在が極めて少なく、独立した黒鉛が大部分を占めている。このような場合には  $\alpha$  の急激な減少と鑄造性の低下を招きひげ巣が発生しやすくなる。

以上のように、従来は球状黒鉛鑄鉄製造のときの球状化不良として見なされて来た材質ではあるが、よく検討してみるとそれなりのよい性質を有しており、改めてその製造方法の安定化に成功すれば今後の用途拡大が大いに期待されている。

## 6. 球状黒鉛鑄鉄の基地組織の微細化<sup>8)</sup>

球状黒鉛鑄鉄の機械的性質は基地組織によつて変化し、JIS 規格の各種材質も基地組織の調整によつて作りわけされている。一方鋼の分野では靱性の改善のために結晶粒の微細化が有効であることが知られ、10  $\mu\text{m}$  以下の超微細結晶粒鋼が熱処理によつて作られ、降伏強さ、疲れ強さ、衝撃値、破壊靱性などが著しく向上している。このような超微細結晶粒は結晶粒の併合によつて粒成長を起こす傾向が強いので、鋼の場合には冷間加工したのちフェライト ( $\alpha$ )-オーステナイト ( $\gamma$ ) 2 相共存温度域に急速加熱して保持することによつて両相をほぼ等量微細に混在させ、 $\alpha$  と  $\gamma$  を隣接させることによつて

粒成長を阻止している。

鑄鉄の場合には、パーライト基地組織のものを共析変態温度区間に急速加熱して保持し、 $\alpha$ - $\gamma$ -黒鉛3相共存平衡を利用して基地を $\alpha$ - $\gamma$ 微細混合組織としたのち空冷して $\alpha$ -パーライトの微細2相混合組織としたり、急冷して $\alpha$ -マルテンサイト2相組織、あるいは恒温変態熱処理をして $\alpha$ -ベイナイト2相組織とすることができる。

ここで問題となるのは鑄鉄凝固時のマイクロ偏析であ

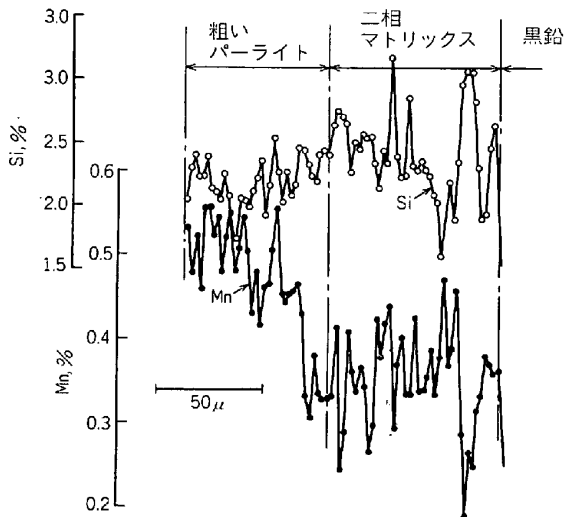


図 19 Si, Mn の偏析と組織<sup>9)</sup>

る。すなわち Si は黒鉛近傍に濃化し、Mn は黒鉛から離れた共晶セル境界に濃化する。その結果  $\alpha$ - $\gamma$ -黒鉛3相共存温度域すなわち共析変態温度域は前者で高く、後者で低い。その結果図 19 に示したように黒鉛近傍に2相混合組織を生ずるよう保持温度をえらぶと、その温度は共晶セル境界に対しては高すぎる温度となり、 $\alpha$ - $\gamma$ -黒鉛共存平衡が崩れ、 $\gamma$ が大勢を占めるので空冷後は粗大なパーライトとなつてしまう。そこでまず Mn 量を 0.06% に低く抑え、つぎに Si の共析変態温度に及ぼす作用を中和する意味で、黒鉛周囲に濃化し、かつ共析変態温度を下げる元素として銅 (Cu) およびニッケル (Ni)

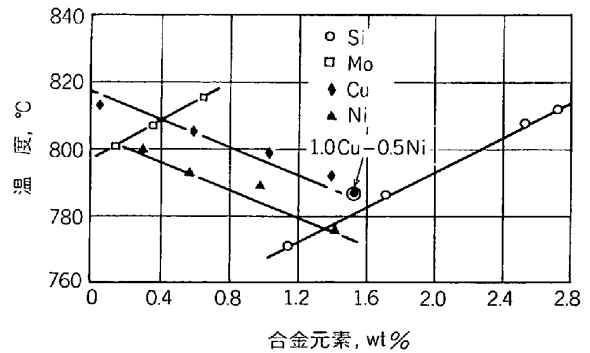


図 20 2相混合組織形成温度に及ぼす合金元素の影響<sup>10)</sup>

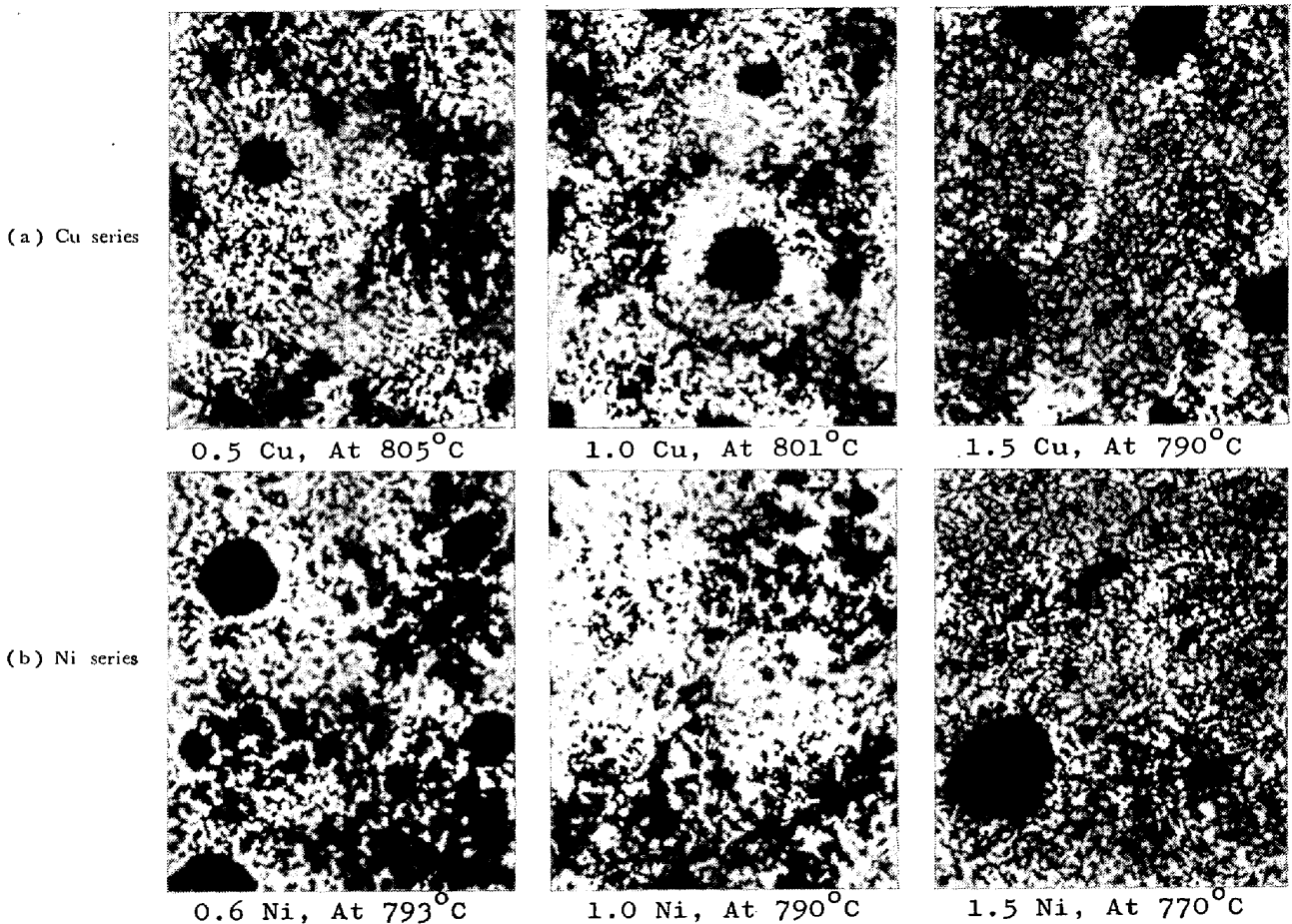


写真 1. 微細化熱処理後の基地組織に及ぼす Cu, Ni 添加量の影響<sup>10)</sup>



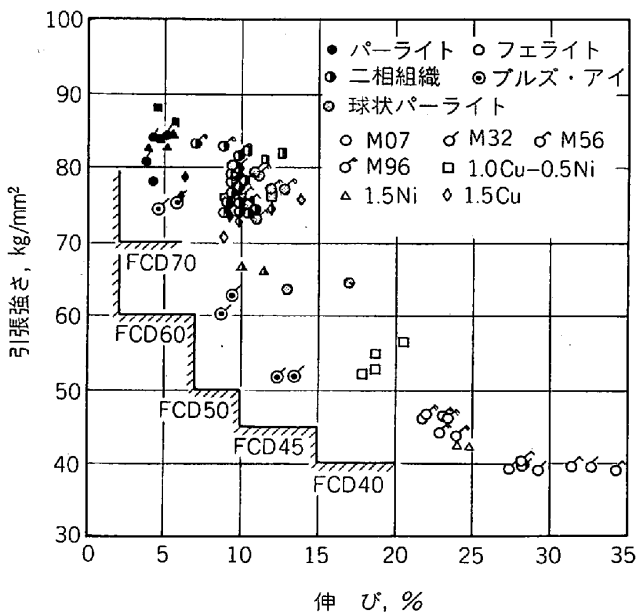


図 21 種々の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄の引張強さと伸びの関係<sup>11)</sup>

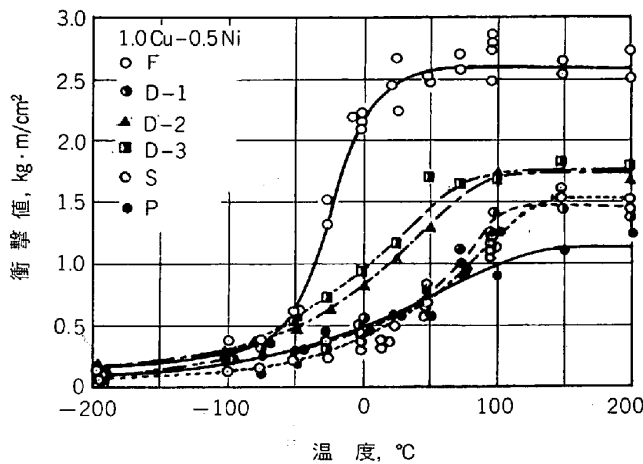


図 22 種々の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄のUノッチ衝撃試験結果<sup>12)</sup>

の合金化を試みた。また共晶セル境界に濃化し共析変態温度を上げる元素としてモリブデン (Mo) の合金化を試みた。

図 20 はその結果で、写真 1 は Cu, Ni 添加によつて得られた顕微鏡組織で、いずれも 1.5% の添加が必要であつた。しかし両元素の効果はほぼ等価であるので、Cu+Ni で 1.5% でも均一な組織が得られ、1%Cu+0.5%Ni の組み合わせが用いられている。

このようにして得られた鑄鉄の  $\alpha$  およびパーライトの粒径は 4~5  $\mu\text{m}$  で極めて微細である。図 21 は種々の基地組織とした試料の引張強さと伸びを示したもので JIS の規格値も示してある。これによれば、同一強度レベルで比較すると伸びが約 2 倍、同一伸びレベルで比較すると強度は約 1.5 倍を示し著しく強靱化されていると

言えよう。代表値としては引張強さ 77 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 10% である。また  $\alpha$ -マルテンサイト組織では引張強さ 105 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 3%、 $\alpha$ -ベイナイト組織では引張強さ 80 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 15% の値が得られている。

図 22 は衝撃試験結果で、 $\alpha$  基地試料が最もすぐれているが、同一強度レベルのパーライト基地試料とくらべて 2 相混合組織試料は高い衝撃値と低い遷移温度を示し靱性に富むことがわかる。ただし図中 D-1, D-2, D-3 試料は微細化温度の 790°C にそれぞれ 2 h, 72 h, 359 h 保持して結晶粒度を変えたものであるが、D-1 試料の衝撃値が低いのは共晶セル境界に非金属介在物が残留し、これからき裂が発生するためで、保持時間を長くしたものでは非金属介在物が基地中に溶解、減少するため結晶粒径が若干増大するにもかかわらず衝撃値は向上している。

この他、別な 2 相混合基地組織として、フェライト結晶粒界にパーライト組織を網目状に分布させる方法<sup>13)</sup> や、球状黒鉛の周囲にトルスタイトやマルテンサイトを生じさせ残りはフェライトとする方法<sup>14)</sup> などが報告されており、球状黒鉛鑄鉄の基地組織改善による材質向上も急ピッチで研究が進められている。

## 7. む す び

はじめに述べたように、鑄鉄の材質の特徴はその顕微鏡組織が鉄の基地中に黒鉛結晶が分布していることである。そこでまず、この黒鉛の晶出を促進するための接種において、いかにしてその効果を持続させるか、またとくに球状黒鉛鑄鉄の場合に接種効果を最大限に発揮させるための接種法と、それによつて得られる鑄放し球状黒鉛鑄鉄の特徴について述べた。

つぎに、従来の黒鉛組織としては片状黒鉛と球状黒鉛が目され、その他の黒鉛は第 2 義的なものとして取り扱われてきたが、最近とくに金型鑄造の場合に現れる D 型黒鉛、および片状黒鉛と球状黒鉛の中間的形狀としてコンパクト・パーミキュラー黒鉛が、それぞれの特性を明らかにされて注目を集めるようになってきていることを紹介した。

そして最後に、黒鉛以外のいわゆる基地組織に対してもようやく本格的な研究が開始され、従来鋼の分野で蓄積されてきた研究成果が鑄鉄の分野にも適用されようとしている例を述べた。

以上は長い鑄鉄の歴史においていずれも重要な新技術として発展することが期待されると考えて御紹介した次第である。

## 文 献

- 1) 井川克也: 総合鑄物, 22 (1981) 4, p. 12
- 2) 中村幸吉, 近藤靖彦, 堀江 皓, 阿部喜佐男, 筒井章夫: 総合鑄物センター研究調査報告「接種効果延長化に関する研究報告書」(1979)

- 
- 3) 鹿毛秀彦: 鑄造技術専門講座「球状黒鉛鑄鉄における最近の技術」〔総合鑄物センター〕(1981), p. 47
- 4) 堀内康雄: 同上 p. 55
- 5) D. R. ASKELAND and S. S. GUPTA: Trans. Amer. Found. Soc. 83 (1975), p. 313
- 6) 近藤靖彦, 磯谷三男: 「新しい鑄鉄材料の動向」〔日本鑄物協会〕(1980), p. 1
- 7) 田中雄一, 齋藤 図, 井川克也: 鑄物, 53 (1981), p. 187
- 8) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, 47 (1975), p. 847
- 9) 松下 亨: 「新しい鑄鉄材料の動向」〔日本鑄物協会〕(1980), p. 29
- 10) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, 48 (1976), p. 227
- 11) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, 48 (1976), p. 622
- 12) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, 48 (1976), p. 700
- 13) 上田俣完, 和出 昇: 鑄物, 50 (1978), p. 305
- 14) 辻川正人, 森 崇, 池永 明, 岡林邦夫: 鑄物 52 (1980), p. 7
-