

球 状 黒 鉛 鑄 鉄 の 強 靱 化

——オーステンパー処理の実際——

Austempering Ductile Cast Irons for High Strength and Toughness

明 智 清 明*・埜 健 三**

Kiyooki AKECHI and Kenzo HANAWA

球状黒鉛鑄鉄(ダクタイル鑄鉄)をオーステンパー処理して基地をベイナイトにすると、強度と靱性が共に高く耐摩耗性も良いという非常に優れた性質が得られ、近年注目を浴びている。ここでは、この球状黒鉛鑄鉄のオーステンパー処理の実際と、それが部品の諸性質に及ぼす影響などについて述べる。

1. は じ め に

球状黒鉛鑄鉄の強さと伸び・衝撃値の向上をめざして、すなわちよりいっそう強靱化するために、各種熱処理や合金元素添加によって基地組織を変化させることが検討されている。

ここでは球状黒鉛鑄鉄の種々の強靱化方法¹⁻³⁾の中から、オーステンパー(austemper 等温変態)処理によって基地組織をベイナイト化して強靱な球状黒鉛鑄鉄を得る方法について概説する。

Ni・Moを含むベイナイト地の片状黒鉛鑄鉄は、第2次大戦前、すなわち球状黒鉛鑄鉄の発明以前から知られており、アシキュラー鑄鉄と呼ばれている。たとえば2% Ni, 0.5% Mo添加の片状黒鉛鑄鉄は鑄造してベイナイト地となり70 kgf/mm²の引張り強さを有している。⁴⁾

球状黒鉛鑄鉄のオーステンパー処理に関しても、過去30年以上にわたって数多くの研究がなされ、この処理法によって基地組織が強化され、高強度でしかもある程度の靱性と硬さ等を合わせもつものが得られることは古くから知られていた。

しかし、このベイナイト地球状黒鉛鑄鉄が比較的広く実用されるようになったのは新しく、鋼の鍛造品に代わって厳しい使用条件に耐えうる鑄造品への要求の高まってきた1970年代半ばからである。この時期に、中国、⁵⁾米 国 GM 社⁶⁾で自動車用のリングギア、ピニオンギアが鋼の鍛造品に代わってベイナイト地球状黒鉛鑄鉄が用いられるようになった。また残留オーステナイトに注目し、それとベイナイトの混合組織を有する強靱な球状黒鉛鑄鉄(キメナイト Kymenite と呼ばれる)を得る方法がフィンランドで開発されている。⁷⁾もちろん我国においても実用化のための基礎データの蓄積と一部実用化(揚重

機のチエンスプロケット)が進められた。⁸⁾

オーステンパー処理用の球状黒鉛鑄鉄に対しては、通常、Ni・Mo等の高価な合金元素を添加することが多いが、肉厚の薄い部品の場合(25 mmφ以下)には、特別な添加元素のない普通の球状黒鉛鑄鉄であるFCD45(引張り強さ45 kgf/mm²以上、耐力29 kgf/mm²以上、伸び10%以上というJIS規格)相当のものからも十分に強靱なベイナイト地球状黒鉛鑄鉄(引張り強さ117 kgf/mm²、耐力72 kgf/mm²、伸び12%)が得られる⁹⁾ことは注目に値する。

本報では、このような球状黒鉛鑄鉄のオーステンパー処理の条件とその材質についてできるだけ具体的に解説してみたい。

2. オーステンパー処理の概略

オーステンパー処理は次の4段階から成っている(図1参照)。

- (1) オーステナイト化加熱。
- (2) 塩浴(ソルトバス salt bath)中に急冷(図1の(a)→(b))。
- (3) 塩浴中で所定の時間保持。この間に等温変態が進行(図1の(b)→(c))。
- (4) 塩浴より取り出し室温に冷却。

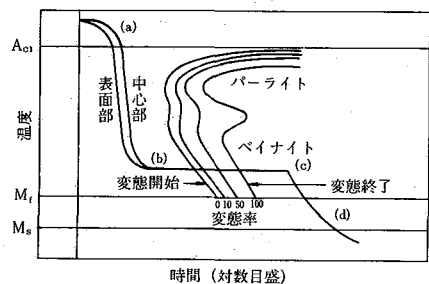


図1 オーステンパー処理の概略

* 東京大学生産技術研究所 第4部

** 東京大学生産技術研究所 第2部

次章以降、各段階での諸条件等について述べていくが、ここで鋼の場合との相異について少し触れておく。

オーステンパー処理に関するデータは、ベイナイト鋼帯などとして市販されている⁹⁾鋼材に関係したものももちろん多い。鑄鉄のオーステンパー処理も鋼材の場合と基本的には同じであるが、次の2点で異っている。⁸⁾

(1) 鑄鉄は多量の炭素を含有している。この炭素が大部分黒鉛の形で存在している。したがって黒鉛部分が炭素の貯蔵所として働き、オーステナイト化加熱中にその温度と時間によって定められた炭素量(約0.6~1.0%)がオーステナイト基地中に拡散する。この炭素量の相異は等温変態に影響を及ぼすことになる。

(2) 鋼にくらべて球状黒鉛鑄鉄は結晶粒が粗大化しにくい。したがってオーステナイト化を高温で実施することが可能で、比較的短時間で均一な炭素飽和状態にすることができる。

3. オーステナイト化

温度

上で述べたように、球状黒鉛鑄鉄の場合には鋼にくらべると結晶粒が粗大化しないので、オーステナイト化を高温ですることができ、したがって均一化のための時間を短縮することができる。しかしオーステナイト化温度が高いとオーステナイト中の固溶炭素量が増大する。そのため、できるだけ靱性の高いものが望まれる用途の部品製造の場合には、オーステナイト化温度が高いこと(たとえば950~1000°C)は好ましくなく、低い温度の方がよいと言われている。^{9),8)}一方、オーステナイト化温度は共析変態温度範囲(たとえば主成分3.5% C・2.9% Siのとき840~790°C⁶⁾)以上でなければならない。また温度が低い(たとえば850°C・1時間)とオーステナイト化が不足しやすくフェライトが残留した組織となるので、完全にオーステナイトにするためには875°C以上⁸⁾である必要がある。

以上のことからオーステナイト化温度としては900~950°Cが一般的には適当である。⁸⁾

加熱速度の影響

ここで、工業的規模のような緩慢な加熱速度によるオーステナイト化の際には問題にならないけれども、共析変態温度(開始温度 A_{c1s} 、終了温度 A_{c1f})におよぼす加熱速度の影響について触れておく。

Fe-C-Si系平衡状態図によれば、たとえば2.4% SiのときFe-Fe₃C系(準安定系)で $A_{c1s}=735^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{c1f}=780^{\circ}\text{C}$ 、およびFe-Graphite系(安定系)で $A_{c1s}=752^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{c1f}=792^{\circ}\text{C}$ と報告されている¹⁰⁾けれども、図2に示されるように非平衡状態である加熱昇温時では変態温度の上昇が著しい。¹¹⁾9000°C/minにおけるフェライト地の A_{c1f} 点は鑄鉄の共晶温度近傍の1150°Cにまで達してい

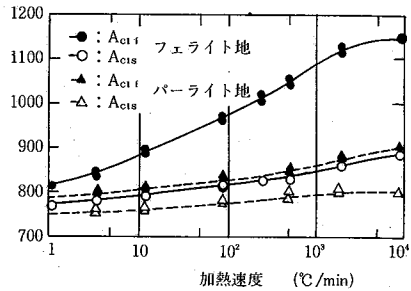


図2 球状黒鉛鑄鉄の A_{c1} 変態に及ぼす加熱速度の影響¹¹⁾(組成 3.46% C・2.49% Si・0.59% Mn・0.067% P・0.017% S・0.061% Mg, 試料寸法 4 mmφ×11 mm, 10⁻² mmHg 真空中・高周波急速加熱装置使用)

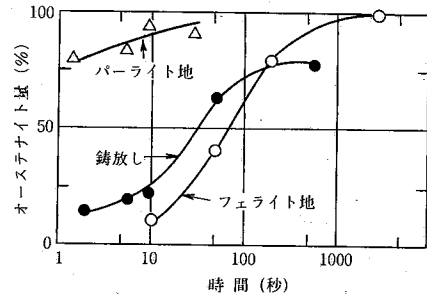


図3 850°C等温でオーステナイト化した場合のオーステナイト量に及ぼす基地組織の影響¹²⁾(組成 3.39% C・2.47% Si・0.26% Mn・0.75% P・0.010% S・0.045% Mg, 試料寸法 4 mmφ×9 mm, 10⁻² mmHg 真空中・高周波急速加熱, 加熱速度 9000°C/min)

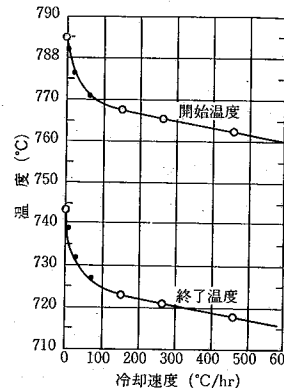


図4 球状黒鉛鑄鉄 (3.48% C・2.0% Si) の共析変態に及ぼす冷却速度の影響¹³⁾

る。すなわち、非平衡状態でのこのような加熱変態温度の上昇は、平衡状態にくらべて変態開始が遅れることを意味している。もちろん恒温オーステナイト化の場合(図3)にも変態初期に反応の遅れが見られる。¹²⁾また、逆の冷却過程においても冷却速度が速くなると共析変態温度が低下する(図4¹³⁾)ことは、熱処理と関連してよく知られている。

以上のように、加熱速度が速い場合や加熱時間が極端に短い場合には、非平衡状態であるので、平衡状態図に

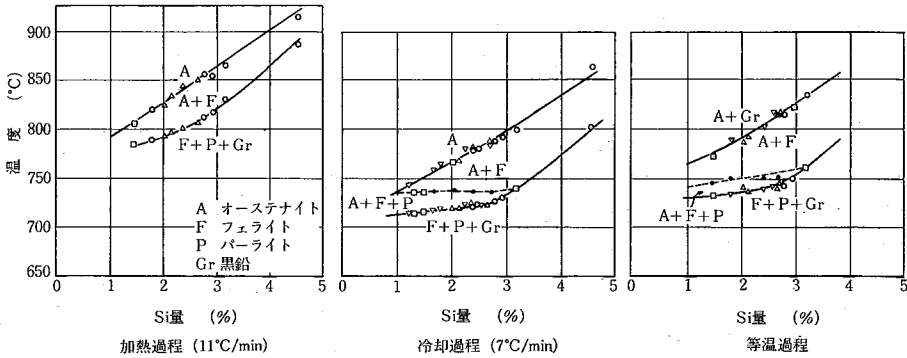


図5 鑄鉄(2~4% C)の共析変態温度に及ぼす Si 量の影響¹³⁾

示されるような温度で変態が進まない点に注意を払わなければならない。

保持時間

オーステナイト化加熱の保持時間は、温度が定められると、

- (1) オーステナイト化加熱前の基地組織
- (2) 組成
- (3) 部品の肉厚

の三者に依存する。

(1)の基地組織の影響は、図3に示されるように、パーライト地の場合が最も速くオーステナイト化し、黒鉛粒径が大きくまた黒鉛粒間隔の大きいフェライト地の場合が最も遅い。プルス=アイ組織は両者の中間である。これは次の理由にもとづいている。パーライト地ではセメンタイトの分解と炭素の拡散によってオーステナイトが生成し、しかもセメンタイトの層間隔が極めて狭いので炭素の拡散距離が短く、したがってオーステナイト化が速い(図3の場合10秒で90%以上のオーステナイト量)。一方、フェライト地では炭素の貯蔵庫である黒鉛からの炭素の拡散によってオーステナイト相が生成し、したがって炭素の拡散距離は長くオーステナイト化が遅い。後者のフェライト地からのオーステナイト化の場合、高温(たとえば900°C)では主に黒鉛を中心にオーステナイト相が生成しそれが黒鉛周囲に成長していくけれども、低温(たとえば800°C)になるにつれてフェライト粒界からオーステナイト相が析出することが多くなると言われている。¹²⁾

(2)の組成の影響については、各種添加元素がFe-C系平衡状態図にどのような効果を及ぼすかということで基本的には整理できる。炭化物形成傾向の強い元素であるCr・Mo等や、炭化物を生成せず黒鉛化作用の強いSiがオーステナイト域を縮小させる。Si添加による共析変態温度の上昇と、基地のフェライト化を図5、図6に示す。炭化物形成傾向がCrやMoよりも弱いMn(図7-(a))、や炭化物形成元素ではなく γ 相を安定化させるNi(図7-(b))、Cuなどは共析変態温度を低下させる。

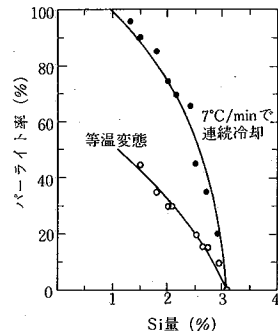


図6 球状黒鉛鑄鉄(2.5~3.8% C)の基地組織に占めるパーライト率に及ぼす Si 量の影響¹³⁾

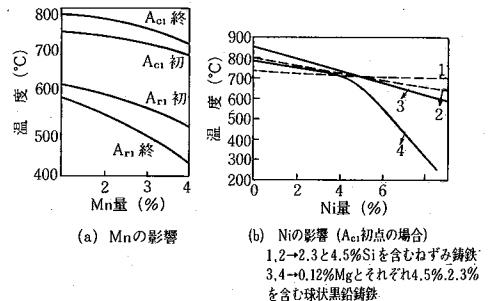


図7 鑄鉄の共析変態温度に及ぼす Mn, Ni 添加量の影響¹⁴⁾

^{2),14)}したがって、合金添加元素の共析変態温度に与える効果を考慮した上で、オーステナイト化加熱の保持時間を決めねばならない。

(3)の肉厚の影響については、肉厚が厚いと伝熱に時間を要するため保持時間を長くしなければならないことは明らかである。具体的には、オーステナイト化の温度および上述(1)、(2)の条件に応じて最低保持時間は決まってくる。通常、肉厚2.5cm当たり1~2時間であり、⁹⁾

以上のごとくオーステナイト化加熱の保持時間と関連したことがらについて述べてきたが、実際的には、後述のようなオーステンパー処理が可能な肉厚の部品に対しては、保持時間は20分~3.5時間の範囲であり、⁹⁾ 大ざっぱに言うならば上記の最適温度900~950°Cのときに

表 1 完全オーステナイト化のための条件

温度	標準 900°C (875~950°C)
保持時間	標準 1 時間 (20分~3.5時間)
考慮すべき点	<ul style="list-style-type: none"> • 高温ほどオーステナイト中の固溶炭素量大 • オーステナイト化前の基地組織 • 組成 • 肉厚

1 時間の保持⁹⁾でまず間違いはない。

オーステナイト化の諸条件をまとめると表 1 のようになる。

4. 塩浴の温度と保持時間

対象とする casting の組織や諸性質をどのようにしたいのかに応じて塩浴 (低温の場合は熱油) の温度・保持時間は種々の組み合わせがある。一般的にはオーステナイト化の場合と同様、塩浴温度が高いほど保持時間は短くてすむ。

塩浴中への急冷

前章のオーステナイト化加熱の後、所定温度に保持された塩浴中に casting を急冷する。この場合、図 1 に示されるように、オーステナイト→パーライト変態を避け、またマテンサイト変態開始温度 (Ms) よりも高い温度のベイナイト領域にもちこまなければならない。その過程の難易は、主に、

- (1) 部品の肉厚の大小による冷却速度の相異 (図 8 に棒鋼の例を参考に示す)
- (2) Ni・Mo 等の合金元素添加によるパーライト変態やベイナイト変態の開始時期の遅滞化 (図 9) などに依存している。

合金元素添加の効果は後述することにし、それらの元素が添加されていない場合の塩浴温度・保持時間の部品の諸性質に及ぼす影響を以下に述べる。

温度

希望する部品の組織や諸性質に応じて種々の塩浴温度を用いることができる。FCD45 (主な組成 3.8% C・2.8% Si・0.3% Mn) の例⁹⁾を述べると、塩浴温度によって機械的諸性質は図 10 のように変化する。図 10 に対応した、塩浴温度による組織の変化を表 2 に示す。^{8),15)} 図 10 より、伸びと衝撃値が大きく靱性の良好なものを得る塩浴温度としては、350~375°C であることがわかる。900°C・1 時間オーステナイト化後、350°C・1 時間塩浴保持によって、引張り強さ 117 kgf/mm²、0.2% 耐力 72 kgf/mm²、伸び 12%、ピッカース硬さ 325、衝撃値 14.1 kgf・m/cm² が得られる。

保持時間

Ni・Mo 等の添加のない場合、塩浴温度が低いと変態

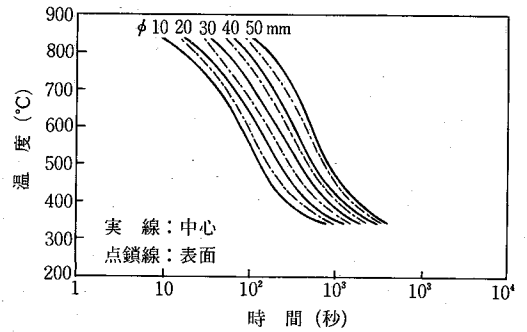


図 8 直径 10 mm~50 mm の棒鋼を 850°C から 300°C の塩浴に焼入れたときの冷却速度⁹⁾

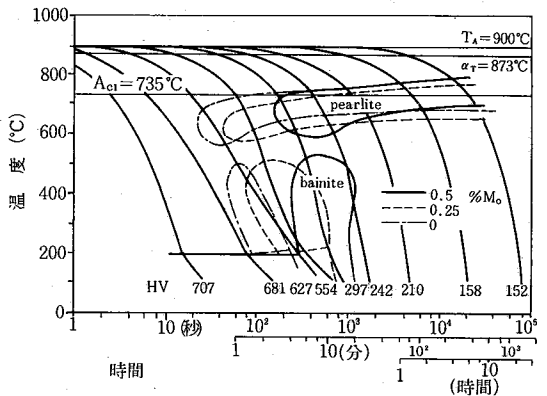
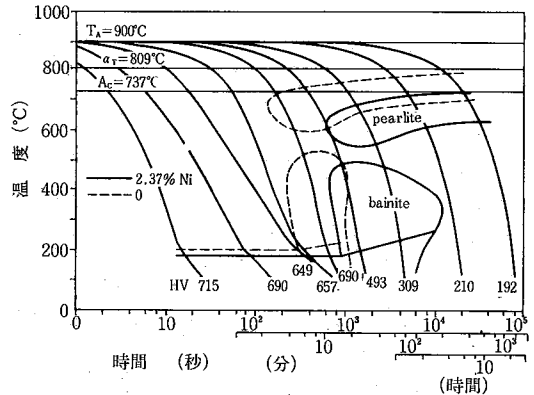


図 9 CCT 曲線に及ぼす Mo・Ni 添加の効果⁹⁾

が十分には進行しないので保持時間は長くしなければならない。逆に塩浴温度が高いと短時間で変態は進行するものの、時間が長すぎると残留オーステナイト量が減り靱性はかえって低下する (第 7 章参照) ので、時間のコントロールが難しい。したがって図 10 の FCD45 のオーステンパー処理の場合、塩浴中での適当保持時間としては表 3 のようになる。

以上に述べた塩浴温度・保持時間の与える影響から考えると、Ni・Mo 等無添加の球状黒鉛鑄鉄の強靱化のための塩浴の最適条件としては、350~375°C で 30 分~1

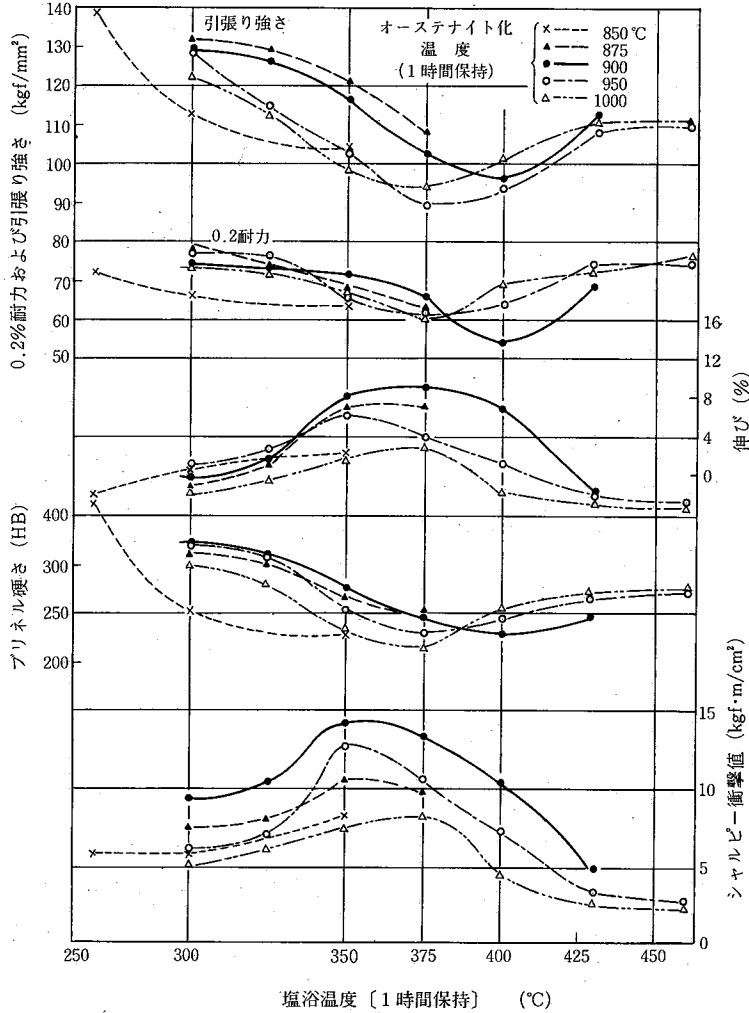


図10 機械的諸性質に及ぼす塩浴温度の影響⁸⁾(FCD45材, 組成3.8% C・2.8% Si・0.3% Mn・0.019% S・0.042% Mg)

表2 合金元素無添加の場合の塩浴温度の組織に及ぼす影響⁸⁾ (900°C・1時間のオーステナイト化後, 種々の塩浴温度に1時間保持した場合)

温度(°C)	基地組織
300~325	細長い針状の下部ベイナイトが緊密な組織。
350~375	ベイナイトの針状は若干鈍化。残留オーステナイトが増す。
400~430	ベイナイト粗大化。羽毛状の上部ベイナイトが現れる。
~460	トルースタイトが生じる。

表3 合金元素無添加の場合の適当な塩浴保持時間⁸⁾

塩浴温度(°C)	適当な塩浴保持時間(時間)
300~325	1.5~2
350~375	0.5~1
400~430	<0.5

時間の保持ということになる。

5. 肉厚の影響

合金元素無添加のFCD45の場合, 50 mm径ではまったくベイナイト変態を起こさずパーライト(ソルバイト)組織となり, 肉厚小となるにつれてベイナイトが現れ25 mm径ではパーライトはなくなり完全にベイナイト化する⁸⁾(残留オーステナイトは存在していると考えられる)。

次章で述べるように, Ni・Mo等の合金元素添加, 特にMo添加は, ベイナイト変態可能な肉厚を増大させるという点に著しい効果を示すものの, 部品の機械的性質に関しては無添加のFCD45のオーステンパー処理されたものに比べて特に優れているというわけではない。したがって肉厚の薄い部品の場合には, FCD45程度のもの

をオーステンパー処理すれば十分に強靱な部品が得られ、実際に揚重機のチェンスプロケットに鋼の鍛造品に代わって実用されている。

6. 合金元素添加の効果

ベイナイト変態によってパーライト地が減少するにつれて靱性はよくなる(図11)。もちろん対象とする鑄造品の用途によっては必ずしも中心部まではベイナイト化する必要はない(たとえば圧延用ロール)。しかしそうではない場合には、肉厚が大となるにつれて、合金元素無添加ではベイナイト変態域が狭くて中心部までベイナイト化しないので、ある程度の合金成分を加えて変態域を拡げる必要が生じる(図9参照)。

ベイナイト化を促進する元素としては、Ni・Cu・Mo・Mn・Sn を挙げることができる。^{5~7,16)}よく知られているように Mo 添加の効果は顕著である(図9)。これらの元素の一般的傾向としては、炭化物を形成しやすい元素(た

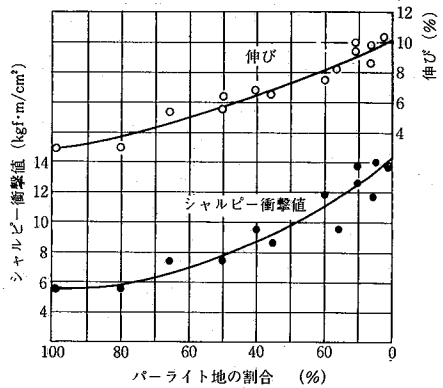


図11 衝撃値と伸びに与えるパーライト地の割合の影響¹⁶⁾
(各種組成の 40 mmφ×250 mm の試料を 900°C・1 時間 → 350°C・1 時間 → 空冷 → オーステンパー処理をした JIS 4 号試験片を使用。3.7% C・2.5~3% Si の主成分に種々の量の合金元素 0.4~0.7% Mn・0~1.0% Cu・0~0.038% Sn・0~0.33% Mo を添加)

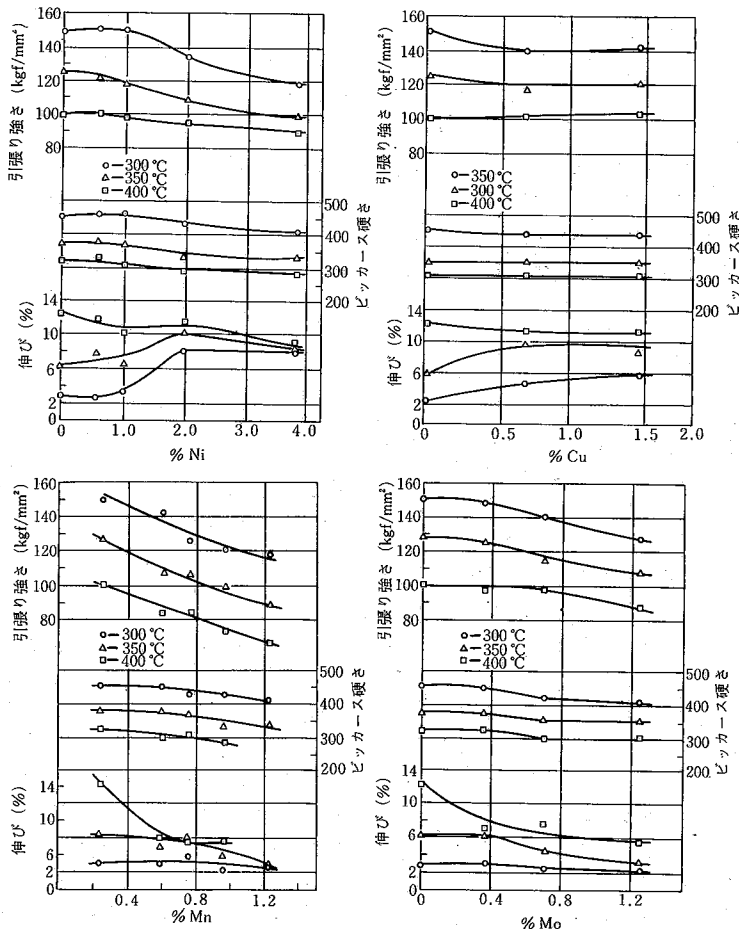


図12 オーステンパー処理材の機械的性質に及ぼす Ni・Cu・Mo・Mn 添加量の影響¹⁷⁾(3.3~3.5% C, 2.4~2.7% Si, 855~900°C で 1 時間オーステナイト化、塩浴中保持時間 30 分~5 時間)

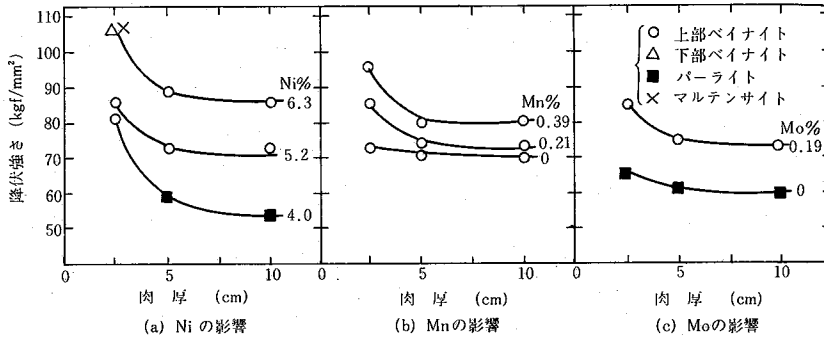


図13 各種肉厚の上部ベイナイト地球状黒鉛鑄鉄の降伏強さに及ぼす Ni・Mn・Mo 量の影響¹⁸⁾ (基準組成: 3% C・2.3% Si・0.2% Mn・5.2% Ni・0.2% Mo・0.05% Mg)

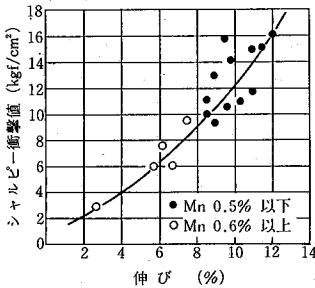


図14 靱性に及ぼす Mn の影響¹⁹⁾ (主成分 3.7% C・2.5~3.0% Si, 900°C 1 時間 → 350°C 1 時間 → 空冷のオーステンパー処理)

たとえば Mo や Mn は、凝固の際に共晶セルの粒界に濃化するの、鑄造品の靱性を悪化させない成分範囲以下にしなければならない (たとえば Mo < 0.3%, Mn < 0.5%)。

300, 350, 400°C でオーステンパー処理された鑄造品の機械的性質におよぼす添加元素の影響を図 12 に示す。炭化物を形成しにくい元素である Ni や Cu の添加の場合には、添加量増大とともに引張強さは若干低下するものの伸びは増大しており、Ni や Cu の添加が靱性の向上にある程度寄与している。一方、Mo や Mn の単独添加は、図 12 から明らかなように、引張り強さおよび伸びの両者を低下させている。したがって鑄造品の肉厚やベイナイト変態の容易さを考慮する必要がない場合には、Mo や Mn の添加は機械的性質にとって好ましくない。

次に各種肉厚の合金球状黒鉛鑄鉄の耐力に及ぼす Ni (4.0~6.3%), Mn (0~0.39%), Mo (0~0.19%) の効果¹⁸⁾ を図 13 に示す。合金系では、いずれの元素の添加によってもベイナイト化の促進と耐力の増大に効果を示しており、特に Mo の少量添加 (0.19%) の効果が目立っている。歴史的な実績からいっても Ni・Mo 添加の有効性は明らかであるが、両者とも高価な金属であるので、できることなら無添加あるいは微量にし、Mn・Cu・Sn 等で代替することが試みられている。¹⁶⁾

Mn 添加はベイナイト化に効果があり、Ni・Mo を含む

表 4 衝撃値に与える Mn 量の影響¹⁹⁾ (3.45~3.5% C, 2.71~2.98% Si, 0.6% Cu, 0.18~0.2% Mo; 830°C・30 分 → 280°C・1 時間のオーステンパー処理)

Mn 量 (%)	ノッチなしシャルピー衝撃値 (J)
0.07	78.5
0.47	55.9
0.74	36.3

表 5 各微小部分における主要元素の分布⁹⁾

元素	平均量 (%)	X線マイクロアナライザー分析 (%)		
		ベイナイト	粒界	リン化物
Mn	0.68	0.4	0.96	1.59
		0.58・0.65・0.99	1.03・0.83	0.49
		0.45	0.91	1.34
Si	3.06	1.58	1.19	0.57
		1.42	1.30	1.42
		1.54	1.28	1.13
Cu	0.7	0.60	0.28	0.18
		0.50	0.39	0.50
		0.64	0.42	0.26
Mo	0.19	0.04	2.92	1.18
		0.08	3.93	—

試料で 0.39% Mn までの添加を示す図 13 では耐力を少し高めているけれども、一般には単独添加は好ましくない (図 12) し、合金系鑄鉄への添加に際しても多量の Mn 添加は靱性を低下させる (図 14)。Mn 添加量の上限は 0.5%¹⁶⁾ あるいは 0.3%^{9),19)} と言われている。また Mn が存在しないときに最も衝撃値が大きい (表 4) という報告⁶⁾ もある。しかしながら現実には他合金元素との共存下で Mn はベイナイト化の促進に積極的な役割を果たしている。図 14 のように、Mn 量 0.5% 以下では 8% 以上の伸びと 10 kgf・m/cm² 以上の衝撃値といった優れた値が期待できる。0.6% 以上のように Mn 量が過剰になると、最終凝固の粒界に著しく Mn が偏析し (表 5)、光学顕微鏡組織中に白く輝く相が出現する。この相

表 6 オーステンパー処理された球状黒鉛鑄鉄の組織と諸性質に及ぼす Cu と Mo の影響⁹⁾

組成	曲げ疲労限 (kgf/mm ²)	黒鉛粒		ベイナイト の微小硬さ (HV)
		平均径 (μ m)	粒数 (個/mm ²)	
合金元素 無添加	26/27	28.4	171	512
0.2%Mo	29	25.9	172	551
0.2%Mo } 0.6%Cu }	32	18.8	248	—
	37	18.6	262	548

表 7 球状黒鉛鑄鉄 (3.3% C・2.4% Si) を完全にベイナイト変態域に急冷するのに必要な合金元素の含有量²⁰⁾

肉厚	焼入れ媒体	
	塩	強制空気
8mm	不要	0.3%Mo
10mm	不要	0.35%Mo+1%Cu 0.48%Mo
25mm	0.3%Mo	0.3%Mo+1.0%Ni 0.3%Mo+1.5%Cu
37mm	0.5%Mo	0.5%Mo+2.0%Ni
50mm	—	0.7%Mo+1.0%Cu
		1.0%Mo+0.6%Ni 0.5%Mo+2.3%Ni

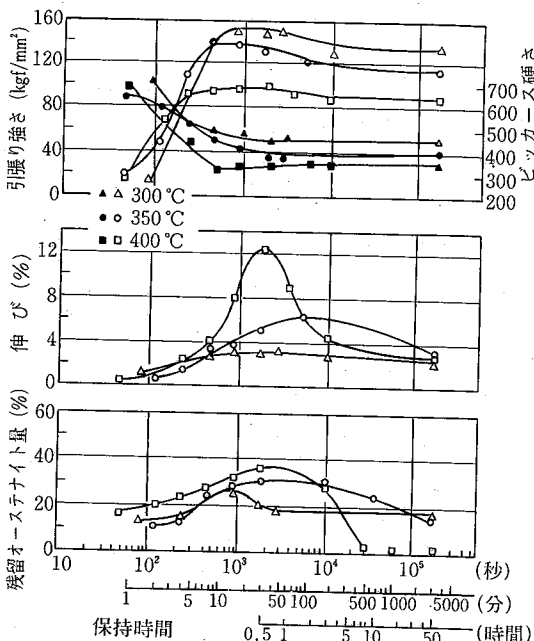


図15 機械的性質と残留オーステナイト量に及ぼす塩浴中保持時間の影響¹⁷⁾ (3.29% C・2.67% Si, 900°C・1時間オーステナイト化)

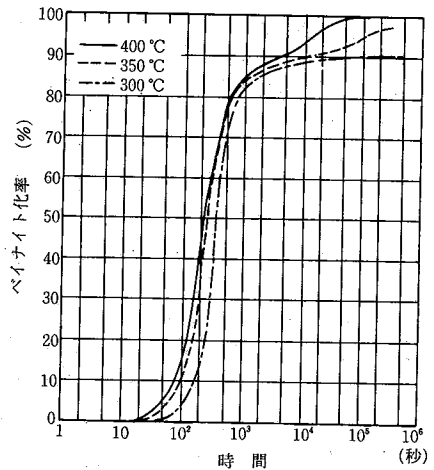


図16 塩浴中保持時間とベイナイト化率の関係¹⁷⁾ (図15と同条件)

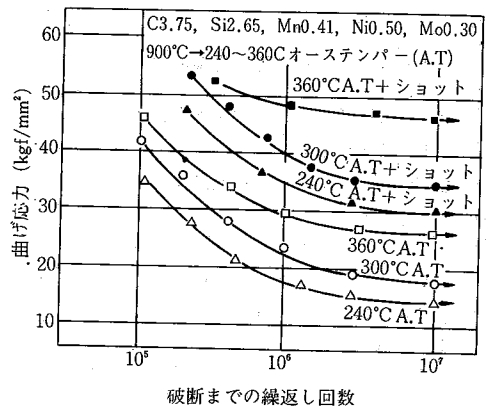


図17 オーステンパー後ショットピーニングによる疲労限の向上²⁰⁾

は非常に硬く (HMV で 650 以上), これがこの部分のベイナイト変態を妨げ靱性を著しく低下させる。

Cu はベイナイト化にかなり有効に作用する。0.6% Cu 以上で 40 mmφ の中心部までベイナイト化するが、この場合 0.5% Mn との共存が効果的である。¹⁶⁾ また 0.2% Mo 単独添加のときにくらべて、0.2% Mo・0.6% Cu の両者を添加した場合には、小黒鉛粒で多粒数の組織となり曲げ強さが著しく上昇するといわれている⁹⁾ (表 6)。

Sn は単独添加では効果はないものの、Mn や Cu との組み合わせによってベイナイト化に効果を発揮する。0.6~0.7% Cu, 0.4~0.5% Mn, 0.02~0.04% Sn の 3 元素の添加によって、40 mmφ の中心部までベイナイト化でき、良好な諸性質を有するものができる。¹⁰⁾

塩浴および強制空冷によるベイナイト変態域への急冷が可能な肉厚と必要な合金元素量の関係の一例を表 7²⁰⁾ に示す。

7. 不完全オーステンパー処理

鑄造品, 特に Ni・Mo を含むものを塩浴に急冷後一定時間保持して等温変態を進行させて室温に冷却した場合, ベイナイト化が不完全でオーステナイトが残留する。この残留オーステナイトの量と熱処理材の靱性とは, 図 15 に示すように, 密接な関係がある。図 15 から, 残留オーステナイトが皆無で完全にベイナイト組織のみになったものは, かえって伸びが低いことがわかる。図 16 は, 等温変態の進行に伴うベイナイト化率の変化の一例を示している。この不完全オーステンパー処理によるベイナイトと残留オーステナイト (20~50%) の混合組織の優れた性質に積極的な意義を見出したのがフィンランドで開発されたキメナイト (Kymenite) である。^{31,7)} この材料は表面をショットピーニング処理することによって疲労強さが著しく上昇する (図 17) という特長をもっている。²⁰⁾

今後の発展が期待される分野である。

8. オーステンパー処理の各種温度パターンや工夫

次のような熱処理パターンが提案されている。

- ① オーステナイト化温度から塩浴に直接投入するのではなく, オーステナイト化温度からパーライト変態温度直上まで徐冷してから塩浴に急冷する方法¹⁶⁾ (図 18-①)。
- ② あらかじめフェライト地化した 4% Ni 添加球状黒鉛鑄鉄をフェライトとオーステナイトの 2 相共存変態温度域に加熱し, その温度から急冷してベイナイト化処

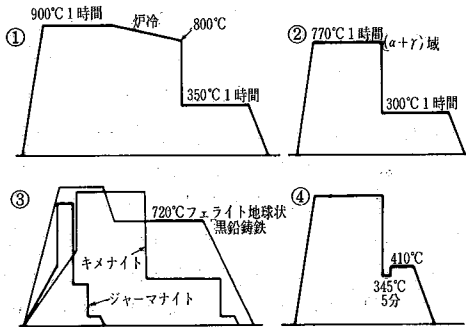


図 18 オーステンパー処理の各種温度パターン例の概略図

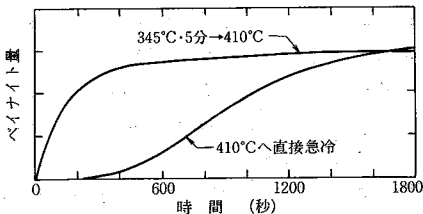


図 19 2 段階オーステンパー処理によるベイナイト化の促進^{15,23)}

理を施してフェライト+ベイナイト混合組織を得る方法²¹⁾ (図 18-②)。

③ 熱処理条件の詳細はノウハウで判らないが, 図 18-③に示すような温度パターンによって極短時間で処理する方法 (GGG100BA——ジャーマナイト (Germanite)——)。²²⁾

④ 2 段階オーステンパー処理とでも言うべきもので, 図 18-④のように, 最初やや低目の温度に急冷し, その後温度を上げてベイナイト化処理する方法。¹⁵⁾

上記のいずれの処理法によっても部品の諸性質が向上するといわれている。たとえば, ①の方法によれば 900°C からの直接急冷よりもベイナイト化が深くなる。これは塩浴との温度差を少なくすることによって内部の冷却が速められる効果によるものと考えられている。また②の方法によれば, 従来のフェライト地球状黒鉛鑄鉄に比べて著しく高い強さと室温付近での高い破壊靱性値を有している。こうした効果は, ベイナイト部への C, Ni 等の濃度分配による残留オーステナイトの安定化効果, フェライト地から出発すること, 低い温度から恒温焼入れすることによる基地の低炭素化等にもとづくものと考えられている。③については次章で触れるように省エネルギー・低コストが宣伝されている。④については図 19 に示されるように処理時間が短縮されることが挙げられている。この方法は, 鋼のベイナイト化の研究²³⁾の知見, すなわち低温で部分的に変態した後それよりも高い温度でオーステンパー処理すると反応速度が増大することを利用したものである。この処理によって, 低温側のオーステンパー処理で微細なベイナイトを達成し, さらに高温側のオーステンパー処理によってより安定な残留オーステナイトが得られる可能性があるといわれている。

いずれの方法もそれなりの長所があることは, 上に述べたことから明らかではあるけれども, ③, ④の方法

表 8 鑄鉄の熱処理時のエネルギー消費²²⁾

鑄物	エネルギー消費量*	相対的エネルギー消費量** (%)	所要時間*** (時間)
黒心可鍛鑄鉄	14.6 × 10 ⁵	307	30-35
フェライト地球状黒鉛鑄鉄	4.75 × 10 ⁵	100	10-12
ベイナイト地球状黒鉛鑄鉄 (キメナイト 9805)	3.46 × 10 ⁵	73	9-11
ベイナイト地球状黒鉛鑄鉄 (ジャーマナイト)	0.60 × 10 ⁵	13	1.5-3

* エネルギー消費量は, 比熱 × 温度 (°C) × 時間 (分) に比例する。比熱 = 1 とし計算。

** フェライト地球状黒鉛鑄鉄を基準 (100%) にする。

*** 予熱および冷却過程を含む熱処理サイクルの全時間。

表 9 ベイナイト地球状黒鉛鑄鉄ジャーマナイト (GGG 100BA) 生産のための余分なコスト²²⁾(GGG 60 = FCD 70 に相当のものと比較した場合)

— 1 マルク = 100 円として換算 —

鑄造品* の直径 (mm)	合金用材料の コストの最大値** (円/kg)	熱処理の コスト (円/kg)	合計した余分 なコスト (円/kg)
<4-10	9	18	27
10-25	18	20	38
25-45	31	24	55
45-70	48	30	78
70-100	60	42	102

* 通常の球状黒鉛鑄鉄用鋳が使用できる。ただし Mn < 0.3%, および Cr, W, Te 等の炭化物形成元素の含有は避けねばならない。

**1981年5月5日現在のロンドンでの相場をもとに算出。
kg 当たり, Ni 1400円, Cu 400円, Mo 4400円。

以外に工業的生産の場合にはメリットは小さいと思われる。

その他、球状黒鉛鑄鉄をオーステンパー処理する場合、大量生産のときには、塩浴（あるいは熱油）への急冷過程と等温変態過程とを分離する方法が採用されることがある。²⁰⁾ すなわち塩浴に急冷して数分後、ベイナイト化に必要な時間（たとえば1時間）、部品を熱風炉に移すという方法である。この方法によって連続化が可能となるし、上記④の方法の採用も容易になる。

9. エネルギー消費およびコスト計算の例

上述のドイツの特許“ジャーマナイト”²²⁾に示されているエネルギー消費とコスト計算の比較を表9, 表10に示す。

エネルギー消費は、フェライト地球状黒鉛鑄鉄を100%とした場合、キメナイト9805(ベイナイト地球状黒鉛鑄鉄に相当)は73%であり、またジャーマナイトは13%と驚くべき数字が示されている。

一方、FCD70相当の鑄物にくらべて、オーステンパー処理してジャーマナイトを製造するのに余分にかかるコストは、肉厚が増大するにつれて増大する。合金元素添加の費用・熱処理の費用とも肉厚とともに増加するが、表10によれば、肉厚大のときには合金元素添加のコストの占める割合の方が大きい。25mmφ以下の肉厚のジャーマナイトの場合には、余分なコストは40円/kgと記されている(1981年5月現在)。

10. おわりに

オーステンパー処理された強靱なベイナイト地球状黒鉛鑄鉄は、広範に用いられている鋼の鑄造品に代わって

その実用化が期待されている材料である。その上、オーステンパー処理はオーステナイト化の過程を含んでいるので、鑄造欠陥の一つであるチルの問題に対して鈍感であると考えられる。またそのことから鑄型として金型を使用する可能性が非現実的なものではなくなるので、大量生産工程の改善にもつながっているといえる。

おわりに、共同して本稿の作成にあたった張博工博士(ケベック=アイアン=アンド=チタニウム=コーポレーション)に感謝の意を表したい。

また、金属組織写真を提供していただいた埼玉県鑄物機械工業試験場の渡辺始氏に感謝の意を表する。

(1982年10月22日受理)

参 考 文 献

- 1) 井川克也：特公昭 54-35857, 54-40051, 55-9552
- 2) 小林俊郎：鑄鍛造と熱処理, (1975.5), 1
- 3) S. I. Karsay：ダクタイル鑄鉄 I 製造法, 松本弘訳, (1976), ケベック=アイアン=アンド=チタニウム=コーポレーション, 158
- 4) R. A. Flinn, M. C. Cohen and J. Chipman: Trans. ASM, (1942), 1255
- 5) Z. Yicheng, F. Guriru, S. Juichang, Z. Yingkai, D. Yogan, W. Jizhi und S. Huibin: Giesserei, 67 (1980), 206
- 6) J. Dodd: Modern Casting, 68 (1978), May, 60
- 7) M. Johansson: AFS Trans., 85 (1977), 117
- 8) たとえば、塩川 忠：第59回 D. C. I. 技術委員会提出資料, 1978年11月
- 9) 月星ペーナイト鋼帯について, 日新製鋼カタログ
- 10) 日本金属学会鑄造分科会：球状黒鉛鑄鉄の理論と実際, 丸善 (1966), 295
- 11) 上田徹完, 和出 昇：鉄と鋼, 63 (1977), 2355
- 12) 上田徹完, 和田 昇：鉄と鋼, 63 (1977), 1572
- 13) U. Ekpoom and R. W. Heine: AFS Trans. (1978), 149
- 14) ユ=ゲ=ボプロ：合金鑄鉄の基礎研究, 新日本鑄鍛造協会訳・刊, (1976)
- 15) J. F. Janowak, R. B. Gundlach, G. T. Eldis and K. Röhrig: American Foundrymen's Society に Technical Report として投稿中 (1981, May) のレポート
- 16) 塩川 忠：第64回 D. C. I. 技術委員会提出資料, 1981年5月
- 17) E. Dorazil, B. Barta, E. Munsterova, L. Stransky and A. Huvar: AFS International Cast Metals Journal, (June 1982), 52
- 18) Metal Progress, 105 (1974), 86
- 19) Lo-Kan: Fonderie, 367 (1977), 167
- 20) 高瀬孝夫：金属, 臨時増刊号, アグネ (1981.6), 86
- 21) 小林俊郎, 橋 敬：日本金属学会誌, 45 (1981), 155
- 22) JEP (Deutschland) GmbH, Japanese-European Projects, Trade & Licence Agency, Yokohama-Düsseldorf, Licence Information GGG 100 BA (Germanite)
- 23) R. F. Hehemann: Phase Transformations, ASM Seminar, October 12 and 13, (1968), 397