

黒心可鍛鑄鉄の第二段黒鉛化機構の研究

A Study on the Second Stage Graphitization of Black Heart Malleable Cast Iron

稲垣 伍三郎* 近藤 賢治**
Gosaburo Inagaki Kenji Kondo

内 容 梗 概

黒心可鍛鑄鉄の第二段黒鉛化におけるオーステナイトの直接変態および間接変態について調べるために、白銑を第一段黒鉛化終了後変態温度範囲ならびにそれ以下の種々の温度に保持しあるいは同温度範囲以下を徐冷して、その間におけるオーステナイトの変態の開始および進行の状況から、 $\gamma \rightarrow \alpha + G$, $\gamma \rightarrow \alpha + C$ および $C \rightarrow \alpha + G$ の3反応の特性ならびにそれら相互間の関連を明らかにした。この結果から第二段黒鉛化に関する「温度-時間-変態」線図を作成して示すとともに、第二段黒鉛化がオーステナイトの直接変態によつて間接変態によるよりも短時間で終了する場合があることならびに安定系変態温度範囲の下限付近を適当に小さな速度で冷却すると直接変態のみによつてすみやかに第二段黒鉛化が終了することを確めた。これらの事実から黒心可鍛鑄鉄の第二段黒鉛化においてオーステナイトの直接変態が重要な意義をもっていることを明らかにした。

1. 緒 言

鑄鉄中のオーステナイトからフェライトとグラファイトが析出する過程には次の2種類があることは広く知られている。

オーステナイト (γ) \rightarrow フェライト (α) + グラファイト (G)
オーステナイトの直接変態

オーステナイト (γ) \rightarrow パーライト ($\alpha + C$)

セメンタイト (C) \rightarrow フェライト (α) + グラファイト (G)
オーステナイトの間接変態

これらの変態に関しては従来多数の研究^{(1)~(21)}が行われており、それらの中には間接変態のみを取り扱っているものもあるが、大多数は直接変態と間接変態の両者が行われることを明らかにしている。たとえば H. A. Schwartz氏⁽¹⁾⁽³⁾、杉および塩谷両氏⁽⁵⁾、J. E. Rehder氏ら⁽⁹⁾⁽¹³⁾は黒心可鍛鑄鉄製造の焼鈍過程において、第一段黒鉛化終了後その温度から第二段黒鉛化温度まで徐冷したときに、間接変態に先だつて直接変態が開始しフェライトの析出が進行していわゆる Bull's eye 組織を生じ、さらに温度が低くなると残っているオーステナイトの間接変態が開始することを示している。

黒心可鍛鑄鉄の製造における焼鈍時間を短縮するためには、これらの2種類の変態の特性を十分に把握してそれらをうまく利用することが必要であるが、黒心可鍛鑄鉄について F. Brown氏⁽¹⁵⁾、二川および岡林両氏^{(18)~(21)}、球状黒鉛鑄鉄について F. Brown, M. F. Hawkes⁽¹⁴⁾、川井および小南両氏⁽¹⁷⁾らがそれぞれ実験を行つて作成した「温度-時間-変態」線図によると、直接変態によつ

て間接変態によるよりもすみやかに第二段黒鉛化が終了する場合があることは注目に値する。すなわち従来とかくパーライトの分解によつて進行するものとみなされる傾向の強かつた第二段黒鉛化において、直接変態をより重視すべきであると考えられる。

筆者らは上に述べた考えに基き、黒心可鍛鑄鉄の第二段黒鉛化におけるオーステナイトの直接変態ならびに間接変態について調べる目的でこの研究を行つた。

2. 実 験 方 法

黒心可鍛鑄鉄用白銑を第一段黒鉛化終了後変態温度範囲ならびにそれ以下の種々の温度に保持しあるいは同温度範囲以下を徐冷して、その間におけるオーステナイトの変態の開始ならびに進行の状況を顕微鏡組織によつて調べ、 $\gamma \rightarrow \alpha + G$, $\gamma \rightarrow \alpha + C$ および $C \rightarrow \alpha + G$ の3反応の特性ならびにそれら相互間の関連を求めた。

2.1 試 料

地金の配合を戻屑 50%, 鋼屑 35%, 銑鉄 15% としてキュポラー電気炉二重式熔解法で熔製した熔湯を生砂型に鑄込んで 10mm ϕ \times 250mm の白銑棒を作り、これを脱炭防止剤とともに試験用ポットに詰めてバッチ型第一段焼鈍炉で第一段黒鉛化のみを行かせた後空冷し、これを長さ 15mm に切断して試料とした。この白銑の化学成分を第1表に示す。

2.2 装 置

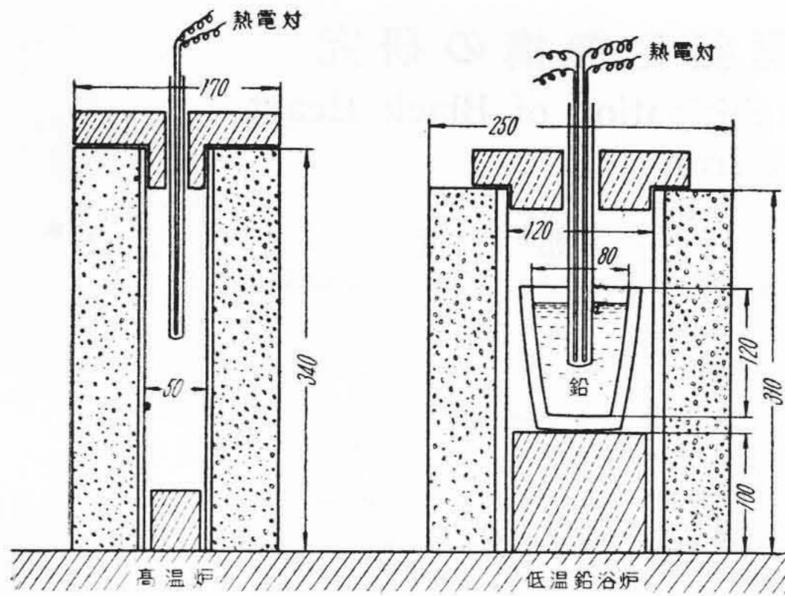
第1図にその概略を示したように、高温用および低温

第1表 試料の化学成分 (%)

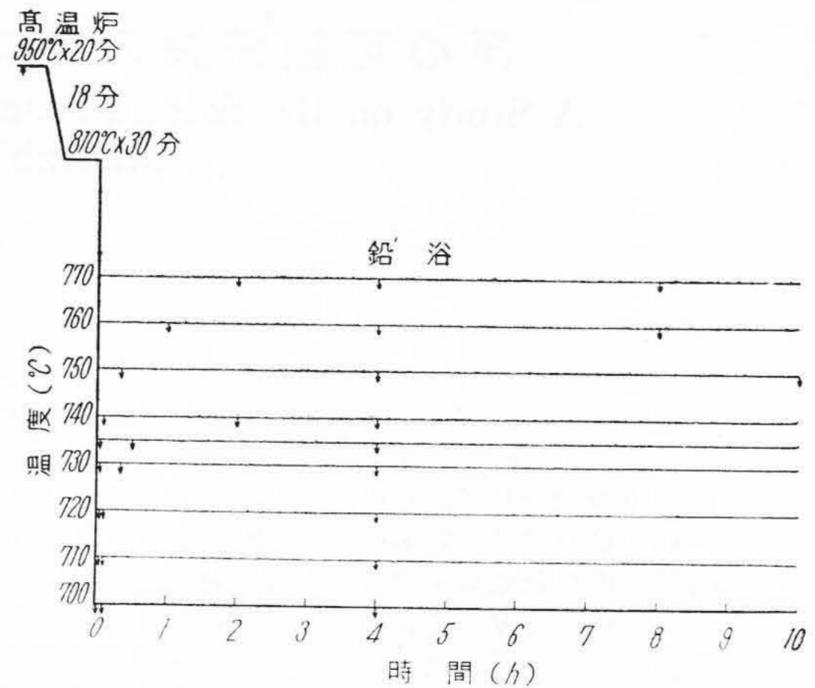
C	Si	Mn	S	P	Cr
2.80	1.37	0.34	0.113	0.070	0.018

* 日立金属工業株式会社深川工場

** 日立金属工業株式会社桑名工場



第1図 熱処理炉



第2図 熱処理線図-1

用として2基のニクロム線抵抗炉を使用し、後者の中に鉛の容量が3.3kgのNo.3黒鉛るつぼを入れて鉛浴を作った。高温炉の温度調節は $\pm 3^\circ\text{C}$ の精度で行った。また低温炉の鉛浴温度は 1°C を1目盛にしてある特殊精密型温度計によつて精密に測定し、その調節は $\pm 1^\circ\text{C}$ の精度で行った。

2.3 顕微鏡組織の求め方

オーステナイトの変態における各種の反応の開始および終了時間ならびにその進行状況は前に述べたとおりすべてそれらの試料の顕微鏡組織によつて判定した。各試料においてわずかな脱炭の影響のみられる周辺部と小さなクサレの存在している中心部との中間の部分では組織はほとんど均一であり、この部分で検鏡および顕微鏡組織写真の撮影を行った。

顕微鏡組織のマトリックスを構成しているオーステナイト(写真の上ではマルテンサイトであるが、変態時の温度ではオーステナイトであつたもので、説明の際の便宜上本文中ではいずれの場合にもこう呼ぶ)、フェライトおよびパーライトの各相の量を求めるには、R. C. Shnay氏ら⁽¹⁶⁾によつて紹介された直線法(lineal method)を用いた。

3. 実験結果と検討

3.1 オーステナイトの恒温変態

試料を安定系変態温度範囲ならびにその下の種々の温度に保持した場合における $\gamma \rightarrow \alpha + \text{G}$ 、 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{C}$ および $\text{C} \rightarrow \alpha + \text{G}$ の3反応の開始および終了時間ならびに時間-進行率の関係を求めた。

3.1.1 熱処理

共析炭素濃度をもつた均一なオーステナイトマトリックスを得るため、第2図の熱処理線図-1に示すように 950°C に保つた高温炉中に試料を投入して20分間保持した後、約18分で 810°C まで冷却しこの温度に

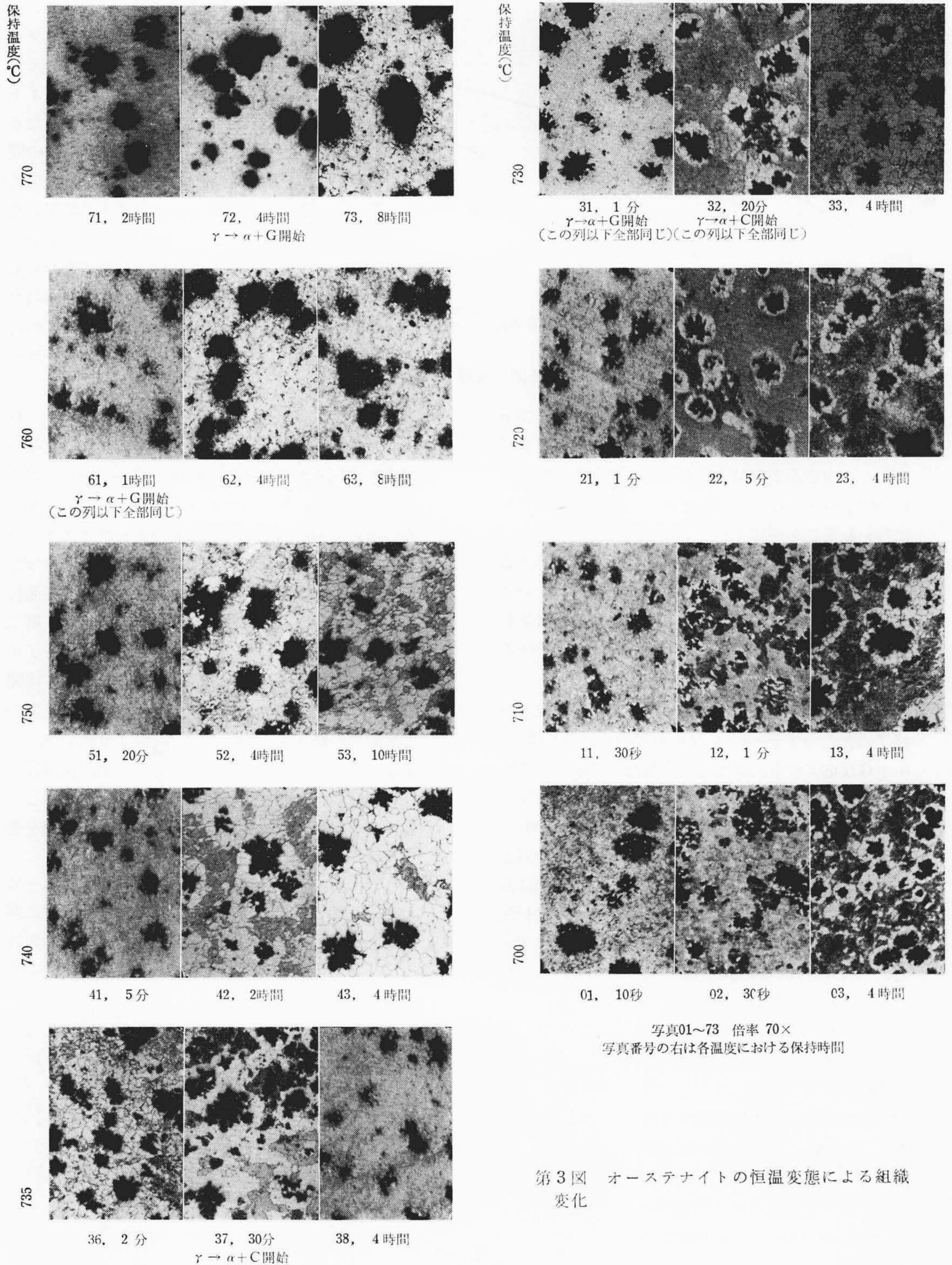
30分間保持して過共析セメンタイトの分解とオーステナイト中の炭素濃度の均一化を行った。このようにしてオーステナイト化した試料を次に $700, 710, 720, 730, 735, 740, 750, 760, 770^\circ\text{C}$ およびそのほかの各温度に保持した鉛浴中にすみやかに投入して、その温度でオーステナイトの恒温変態を行わせ種々の時間経過した後引出して水冷した。

3.1.2 結果

上述のような熱処理を行った多数の試料の顕微鏡組織の中の代表的なものを第3図の写真01~73に示し、各写真の番号の右に各温度における保持時間を記入するとともに、 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{G}$ および $\gamma \rightarrow \alpha + \text{C}$ 両反応の開始の認められる写真を明示した。またこれらおよびそのほかの多数の写真から、各温度における $\gamma \rightarrow \alpha + \text{G}$ 反応の開始および終了、 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{C}$ 反応の開始ならびに $\text{C} \rightarrow \alpha + \text{G}$ 反応の終了の各時間を示すいわゆる「温度-時間-変態」線図を作成して第4図に示した。なお同図から安定系変態温度範囲の上限、下限および準安定系変態温度範囲の下限の各温度を求めて図中に記入してある。第3図および第4図に見られる組織変化からわかつた上記の3種類の反応の特性ならびにそれら相互間の関連を要約して次に示す。

(1) $\gamma \rightarrow \alpha + \text{G}$ 反応は 700°C 程度の比較的低温度では10秒前後のごく短時間で開始するが、温度が高くなるに従つてその開始時間は著しく長くなり、 770°C では約4時間におよぶ。この反応の進行速度は温度が低いほど大きいので、反応の終了時間はその開始時間と同様に比較的低温度では短く、たとえば 740°C では約5時間であるが(740°C 以下ではさらに短時間で終了するはずであるが、途中で $\gamma \rightarrow \alpha + \text{C}$ 反応が開始することによつて中断されるので測定不可能)、

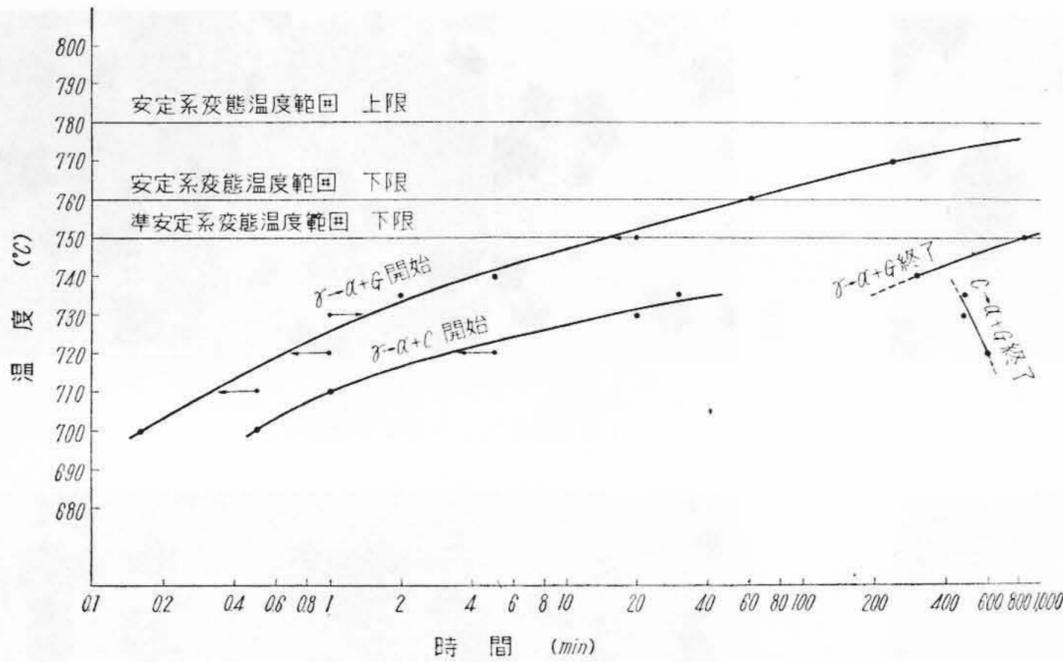
黒心可鍛鉄の第二段黒鉛化機構の研究



第3図 オーステナイトの恒温変態による組織変化

温度が高くなるに従って長くなり、750°C では終了するのに約14時間を要する。

第4図に示した $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始ならびに終了曲線から、この試料の安定系変態温度範囲すなわ



第4図 オーステナイトの変態の「温度—時間—変態」線図

ち $\gamma + \alpha + G$ 三相平衡共存温度範囲の上限および下限温度はそれぞれ約 780°C および 760°C と推定される。この安定系変態温度範囲からの過冷度が増すに従つて $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始および進行がすみやかに進行することが明らかである。

(2) $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応によるフェライトの析出は第一段黒鉛化によつて発生した黒鉛粒とオーステナイトとの境界部のみならず、オーステナイトの結晶粒界にも起るが、その成長速度は前者の場所における方がはるかに大きい。

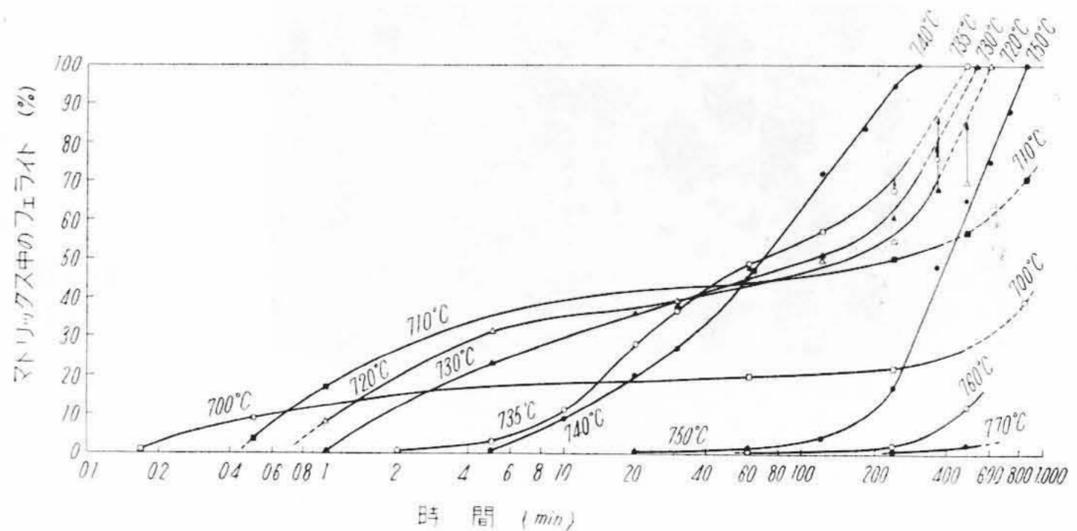
(3) 735°C 以下では $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始後その終了に先だつて $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が開始し、これは $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応よりも大きな速度で進行して短時間で終了する。この $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の開始および終了も $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応のそれらと同様の傾向を有し、 700°C 程度の比較的低温では30秒以下の短時間で開始するが、温度が高くなるに従つてその開始時間は長くなり、 735°C では約30分である。同反応の進行速度が大きいためにその終了曲線を求めることはできなかったが、これは開始曲線の近くの右をほぼ平行して走っているものと考えられる。この結果と E. S. Greiner 氏ら⁽²²⁾ の示している鉄—炭素—珪素系状態図とを照合して、この試料の準安定系変態温度範囲すなわち $\gamma + \alpha + C$ 三相平衡共存温度範囲の下限温度は約 750°C と推定される。その上限温度はこの実験からは明らかでないが、約 760°C であろう。

(4) 700°C では $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応が開始してから $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が開始するまでの時間が非常に短く

約20秒以下であるため、その間に $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応によつて析出するフェライトの量はごくわずかであり、ほとんど大部分のオーステナイトはパーライト化してしまう。しかし温度が高くなるに従つて上記の両反応の開始時間の間隔が長くなるため、 $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応によつて析出するフェライトの量が漸次増加し逆にパーライトの量は減少して、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の起る温度の上限に当る 735°C では、同反応開始時のフェライトの量は約40%となり、この反応によつてパーライト化するオーステナイトの量は約60%になる。

(5) 735°C 以下では $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応より早く開始しないかぎり、直接および間接の両変態が起るが、温度が高いほど $C \rightarrow \alpha + G$ 反応によつて分解すべきパーライトの量が少なく(温度が高いほど $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応開始時のオーステナイトの量が少なく、また同反応の進行速度が小さいのでこれと併行して $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応も同時にある程度進行するため)、またその分解速度が大きいために、第二段黒鉛化は低温におけるよりもすみやかに終了する。たとえば 735°C ではその終了時間は約8時間で、これは 745°C 以上において直接変態のみによつて黒鉛化が終了するのに要する時間より短い、ほとんどまったく間接変態のみによつて黒鉛化が行われる 700°C 付近では14時間経過しても約40%しか進んでおらず、その終了にはおそらく数十時間を要するものと思われる。

(6) $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行過程を通じてオーステナイト相とフェライト相との境界は終始非常に明瞭である。他方 $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行過程におけるパーライト相とフェライト相との境界は初めのう



第5図 $\gamma \rightarrow \alpha + G$ および $C \rightarrow \alpha + G$ 両反応の時間—進行率線図

ちは明瞭であるが、パーライトが球状化し始めるころから次第に不明瞭になる。

各温度において種々の時間恒温変態を行わせた多数の試料の顕微鏡組織写真についてマトリックス中のフェライトの面積百分率を測定し、その結果によつて作成した $\gamma \rightarrow \alpha + G$ および $C \rightarrow \alpha + G$ 両反応の各温度における時間-進行率関係線図を第5図に示す。100% からこのフェライトの面積%を差引いた残りがマトリックス中におけるオーステナイトとパーライトの面積%であることはいうまでもない。前に述べたように、パーライトは時間の経過に伴つて分解すると同時に球状化してフェライト相との境界が不明瞭になり、さらにその密度が小さくなるので、その面積の測定が困難になり、その上測定値にかなりの誤差が伴うことは避けられない。このため第5図ではその付近を点線で示してある。

第5図から、オーステナイトの直接変態のみによつて第二段黒鉛化の行われる $740 \sim 770^\circ\text{C}$ の範囲では、温度が高くなるに従つて $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始時間が長くなるとともにその進行速度が著しく小さくなることが明らかである。 735°C の曲線は初めのうちは 740°C のそれより高いが、約30分後に $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が開始するために下へ反つて約1時間後には逆に低くなる。 $710 \sim 735^\circ\text{C}$ の4曲線は約1時間経過した後互に交叉しており、フェライト量はそれより前では温度が低いほど、またそれより後ではまったく逆に温度が高いほど多い。これは同温度範囲においては温度が低いほど $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の開始時間が短くさらにその進行速度が大きいために $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が終るまでのフェライトの析出量が多い反面、いつたんオーステナイトが完全にパーライト化してしまつた後においては、温度が高いほど $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行速度が大きいためである。 700°C では $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応がごく短時間で開始してフェライトを発生するが、その後でただちに $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が開始し $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行速度が小さいため、フェライト%の増加は非常に緩慢である。

以上に述べたオーステナイトの恒温変態に関する実験結果から、ここに使用した試料では第二段黒鉛化は約 740°C で直接変態のみによつて最も短時間で終了し、また $740 \sim 745^\circ\text{C}$ では直接変態のみにより、 $735 \sim 740^\circ\text{C}$ では直接および間接の両変態によつてそのほかの温度におけるよりも短時間で終了することが明らかになつた。

試料の化学成分、特に炭素あるいは珪素の含有量が異なれば、安定系および準安定系の変態温度範囲ならびに各反応の開始時間および進行速度が相異す

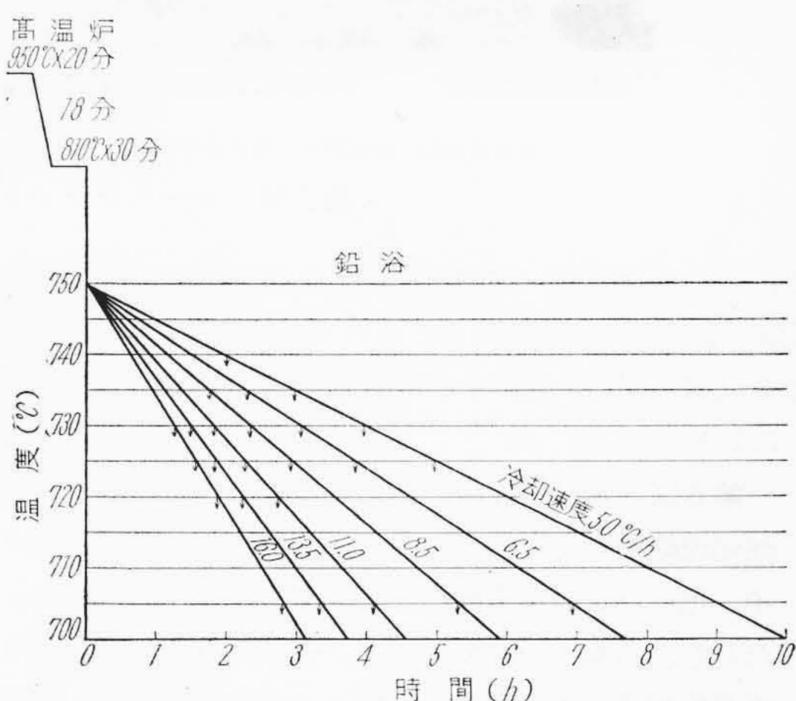
るため、第4図に示した各反応の開始および終了曲線の位置ならびに形状は当然異なつてくるであろう。そのほかに熱履歴あるいは第一段黒鉛化終了時における焼鈍炭素の分布などもその後の変態における各反応の進行速度にかなり大きな影響を及ぼすと考えられる。これらの諸因子の影響によつて第二段黒鉛化が最も短時間で終了する温度も相異して行くわけであるが、上記の化学成分の影響については現在引続いて実験を行つている。

3.2 オーステナイトの等速冷却中の変態

上に述べた恒温変態の実験結果からこの試料の第二段黒鉛化は $735 \sim 745^\circ\text{C}$ の温度範囲内において最も短時間で終了することが知られたが、黒心可鍛鑄鉄の製造において焼鈍炉内各部の温度を均一にこの範囲内に保持することは非常にむづかしく、さらに化学成分の異なる白鉄が炉内に一緒に装入されていてこれらのおのおのにとつての最適温度範囲が相異していることを考え合せると、それらのすべてに共通な最適温度範囲を見出し炉内温度をその狭い範囲内に保持することによつて第二段黒鉛化所要時間の短縮を図ることはほとんど不可能である。

このように非実用的な恒温保持によらなくても、その最適温度範囲付近の冷却速度を十分に小さくすることによつて第二段黒鉛化を終了させられることはすでに1944年に杉および塩谷両氏⁽⁵⁾によつて見出されかつ実用化されており、現在の日立金属工業株式会社桑名工場の焼鈍設備の主力であるトンネル式焼鈍炉による焼鈍法の基礎になつている。

トンネル式およびバッチ式焼鈍炉における第二段黒鉛化時間をより短縮するためには、黒鉛化を完了させるために徐冷すべき温度範囲と必要かつ最も有効な冷却速度を知ることが必要である。前者については第4図の「温度-時間-変態」線図から約 750°C 以下の数十度の範囲



第6図 熱処理線図-2

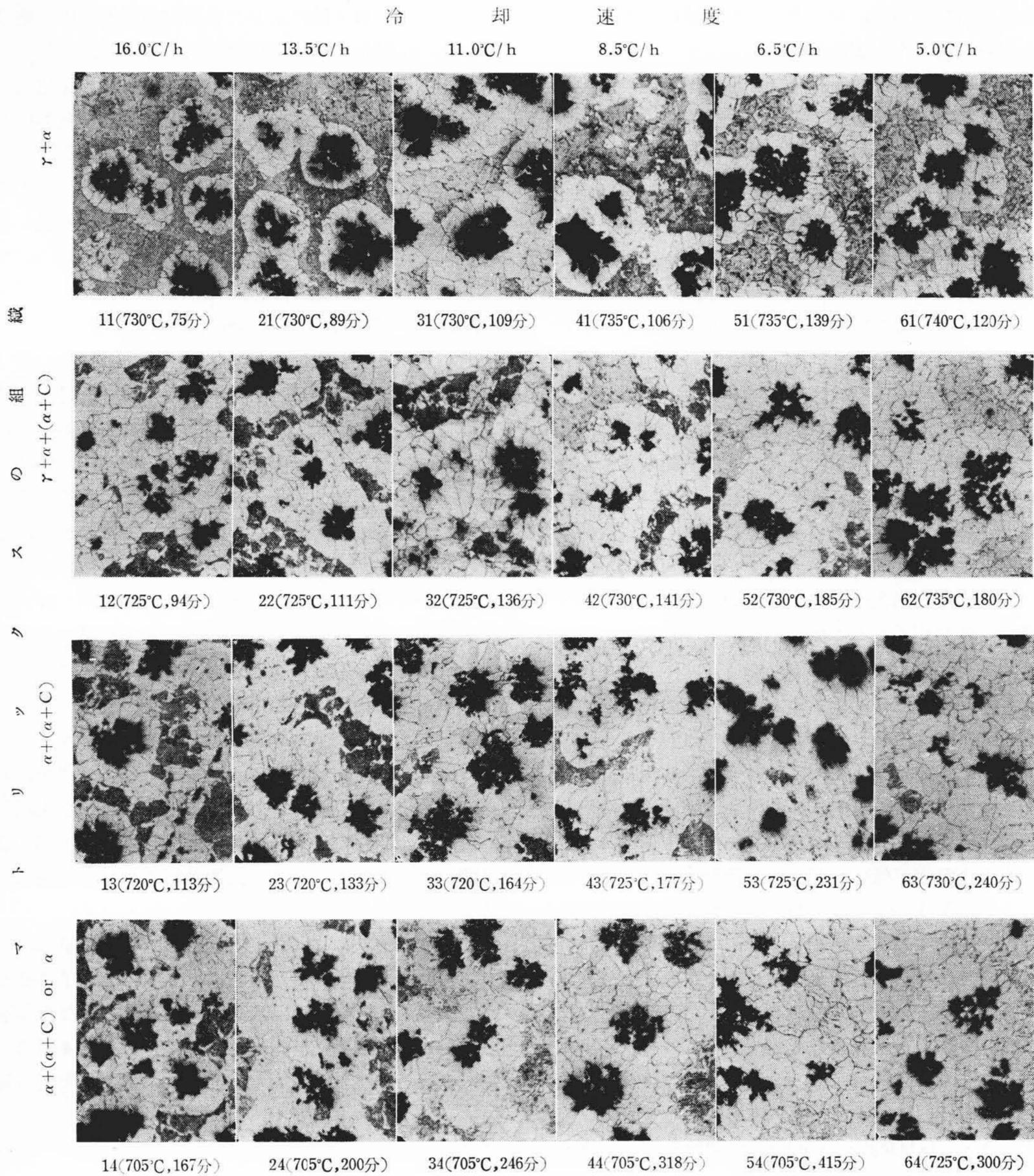


写真11~64 倍率70× 写真番号の右のカッコ内は取り出し温度および750°Cからその温度に達するまでの経過時間

第7図 オーステナイトの等速冷却中の変態による組織変化

と推定されたので、次に示すような熱処理によつて等速冷却中における $\gamma \rightarrow \alpha + G$, $\gamma \rightarrow \alpha + C$ および $C \rightarrow \alpha + G$ の3反応の開始、進行および終了の状況を調べた。

3.2.1 熱 処 理

第6図の熱処理線図-2のように、高温炉において熱処理線図-1の前半と同じ熱処理によりオーステナイト化した試料を750°Cの鉛浴中にすみやかに移し、ただちに5.0, 6.5, 8.5, 11.0, 13.5 および 16.0°C/hの各冷却速度で鉛浴温度を低下させながら、740, 735, 730, 725, 720, 705°C およびそのほかの各温度に達し

た時に試料を鉛浴から取り出して水冷した。

3.2.2 結 果

上のような熱処理を行つた多数の試料の顕微鏡組織の中の代表的なものを第7図の写真11~64に示す。各列の写真の上方に冷却速度を、各写真の下の番号の右に取り出し温度および750°Cからその温度に達するまでの経過時間を記入してある。各冷却速度を通じて上から第1行の写真は組織のマトリックスがオーステナイトとフェライトで構成されているものであり、第2行は $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行とともに $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応

が開始進行した結果マトリックスがオーステナイト、フェライトおよびパーライトからなるもの、第3行は $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が終了してマトリックスがフェライトおよびパーライトからなるもの、また第4行は $C \rightarrow \alpha + G$ 反応が進行中かあるいは終了してマトリックスがフェライトとパーライトあるいはフェライトのみからなっているものである。

第7図に見られる組織変化からわかつた上記の3種類の反応の開始ならびに進行状況を要約して次に示す。

(1) $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応によるパーライトの生成は冷却速度が $5.0^\circ\text{C}/\text{h}$ 程度の非常に小さい場合にはかなりの時間遅れを伴いながらも恒温変態におけると同様に約 735°C で開始するが、それより冷却速度が増大するに従いいわゆる過冷現象を起して次第に降下し、 $11.0^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上の冷却速度では約 725°C でようやく開始している。この反応は開始後おのおの速度で約 5°C 冷却する間に終了し、冷却速度が小さく $8.5^\circ\text{C}/\text{h}$ 以下の場合には $730\sim 725^\circ\text{C}$ で、 $11.0^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上の大きい場合には $725\sim 720^\circ\text{C}$ でオーステナイトのパーライト化が終つている。

(2) 冷却速度が小さいほど、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の開始するまでの時間が長くなりしたがってオーステナイトがパーライトに変態せずに $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応を続けうる時間が長くまた 740°C 附近ではその進行速度が大きいため、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が比較的高温で始まるにもかかわらず、そのときまでの $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行率が大きい。また冷却速度が小さいほど、より高温で $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応が開始してもその進行速度がまだ小さく、それと併行して $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応が大きな速度で進行し続けるので、この反応を終らないで残つたオーステナイトから生成するパーライトの量は非常に少ない。その上 735°C 付近の比較的高温では $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行速度が大きいため、パーライトは短時間で分解してしまう。

このような理由で、 750°C から $5.0\sim 6.5^\circ\text{C}/\text{h}$ の小さな速度で冷却すれば約4時間で $730\sim 725^\circ\text{C}$ に至るまでに第二段黒鉛化は約99.5%以上終了し、マトリックス中には第7図の写真53あるいは63に見られるような微小なパーライトが小数残存しているにすぎない。結局 $5.0^\circ\text{C}/\text{h}$ の冷却速度の場合には第二段黒鉛化は5時間で完全に終つてしまい、 $6.5^\circ\text{C}/\text{h}$ では約6時間で終了する。

これに反して冷却速度が大きい場合には、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応の開始温度が低下してその間なお $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 反応が進行するけれども、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 反応開始時のオーステナイトおよび同反応終了時のパーライトともに多く、また $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の進行速度が低温

で小さくなるため、第7図の写真14, 24, 34, および44に見られるとおり冷却速度が大きいほど約 700°C に至つたときの未分解パーライト量が多く、たとえば $16.0^\circ\text{C}/\text{h}$ の場合には 705°C において約30%のパーライトが残存しており、これはさらに冷却が続けられればこれ以上はほとんど分解せずに常温に到達する。

上に述べたように約 750°C から $5.0\sim 6.5^\circ\text{C}/\text{h}$ の小さな速度で冷却すれば第二段黒鉛化は5~6時間ですみやかに終了するが、実際の焼鈍炉では炉内全体を $750\sim 710^\circ\text{C}$ の範囲のみこのように小さな速度で冷却することは事実上不可能であり、その上下数十度を含めたかなり広い範囲を徐冷しなければならない。この上下の付加範囲は炉の内容物の熱容量、炉内各部の温度差などの炉の特性によつて定まるものであるが、この付加範囲が大きいたがつて小さい速度で冷却すべき温度範囲が大きい場合には非常に長時間を要しこの徐冷による方法の有利性が失われることになるので、目下その対策を検討している。

4. 結 言

黒心可鍛鉄の第二段黒鉛化におけるオーステナイトの恒温変態ならびに等速冷却中の変態に関する実験を行い、 $\gamma \rightarrow \alpha + G$ 、 $\gamma \rightarrow \alpha + C$ および $C \rightarrow \alpha + G$ の3反応の特性ならびにそれら相互間の関連について得た結果を要約すると次のとおりである。

(1) オーステナイトの恒温変態に関する「温度—時間—変態」線図を作成した。これからこの試料の安定系変態温度範囲の上限および下限温度はそれぞれ 780°C および 760°C 、準安定系変態温度範囲の下限温度は 750°C と推定される。

(2) 温度が低いほど $\gamma \rightarrow \alpha + G$ および $\gamma \rightarrow \alpha + C$ 両反応の開始および終了時間は短くなり、 $C \rightarrow \alpha + G$ 反応の終了時間は逆に長くなる。

(3) この試料の第二段黒鉛化は 740°C で直接変態のみによつて最も短時間(約5時間)で終了し、また $740\sim 745^\circ\text{C}$ では直接変態のみにより、 $735\sim 740^\circ\text{C}$ では直接および間接の両変態によつてそのほかの温度におけるよりも短時間(約8時間)で終了する。

(4) 750°C から $5.0\sim 6.5^\circ\text{C}/\text{h}$ の小さな速度で冷却すれば5~6時間で $725\sim 710^\circ\text{C}$ に至るまでに第二段黒鉛化はほとんど直接変態のみによつて完了する。

(5) 以上の事実から黒心可鍛鉄の第二段黒鉛化においてオーステナイトの直接変態が重要な意義をもつていることが明らかである。

終りに臨み、本研究に対して御指導を賜つた日立金

属工業株式会社杉取締役、小山課長に深い感謝の意を表すとともに、熱心に実験を遂行された福村、井田両君に心から感謝する。

参考文献

(1) H. A. Schwartz, C. H. Junge: Trans. A. F. S., 44, 507 (1936)
 (2) 菊田: 鋳物本質論, (昭-14 工業図書 K. K.)
 (3) H. A. Schwartz, Martin K. Barnett: Trans. A. F. S., 49, (1941)
 (4) 南波: 日立評論 25, 632 (昭17-10)
 (5) 杉, 塩谷: 日立評論 27, 305 (昭19-5)
 (6) 青木: 日本金属学会誌 11, 23 (昭 22)
 (7) 岩瀬: 鋳鉄黒鉛化問題の検討 (日本金属学会)
 (8) Charles Nagler, Relph L. Dowdell: Trans. A. F. S., 55, 260 (1947)
 (9) J. E. Rehder: Trans, A. F. S., 57 549 (1949)
 (10) A. W. Silvester: Trans, A. F. S., 57 51 (1949)

(11) H. A. Schwartz, J. D. Hedberg, R. Eriksen: Trans. A. F. S., 58 578 (1950)
 (12) J. E. Rehder: Trans. A. F. S., 58 298 (1950)
 (13) J. E. Rehder: Trans. A. F. S., 59 244 (1951)
 (14) B. F. Brown, M. F. Hawkes: Trans. A. F. S. 59 181 (1951)
 (15) Floyd Brown: Foundry, 81 108 (Oct. 1953)
 (16) R. C. Shnay, J. E. Wilson, J. E. Rehder: Trans. A.F.S. 63 457 (1955)
 (17) 川井, 小南: 日立評論 37 1093 (昭30-8)
 (18) K. Futakawa: Bulletin of Univ. of Osaka Pref. Series A. 5 121 (1957)
 (19) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 21, 256 (昭32-4)
 (20) 二川, 岡林: 日本金属学会誌 21, 382 (昭32-6)
 (21) 二川, 岡林: 日本金属学会講演 (昭32-4), 概要, 86
 (22) E. S. Greiner, J. S. Marsch, B. Stoughton: Alloys of Iron and Silicon (1933, Mc. Graw Hill)



機械部品“ニッカロイ”

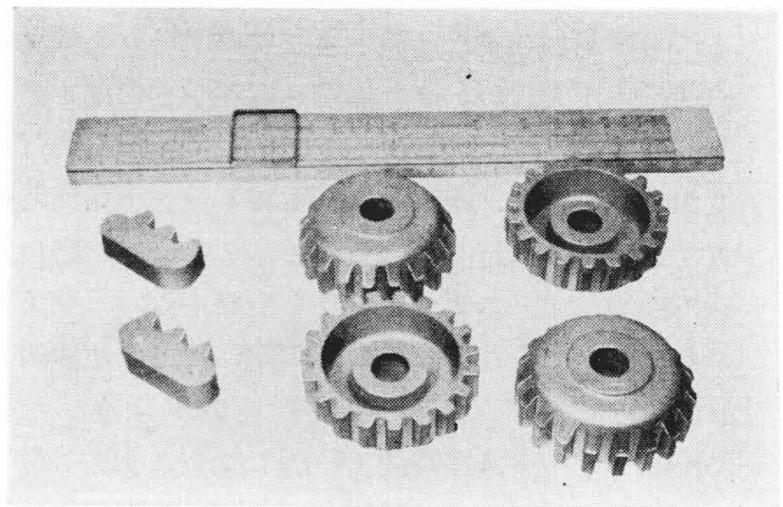
鉄, 銅あるいはそのほかの金属粉末を金型の中で圧搾成型しこれをさらに焼結して製品としたいわゆる粉末冶金製品は“ニッカロイ”として日立化工株式会社東京工場生産している。“ニッカロイ”は大別して鉄系と銅系の二種類ありいずれも含油軸受として各種用途に使用されているが最近はさらに機械部品に進出して注目されている。現在機械部品用として採用されているものの材質特性は概略第1表のとおりである。

第1表のKAおよびEPは一般機械部品として前者は真鍮または砲金に, また後者は鋳鉄に代わるもので寸法も 0.05mm 程度の精度が得られ強度をあまり必要としない歯車, スプロケットなどの量産品に使用されていてミリング, ブローチあるいはホブなどによる加工仕上げを省略しコスト引き下げに効果をあげている。なおEPは必要に応じて滲炭焼入することができオートバイ関係のスプロケットなどに試験使用して耐摩耗性などの点で炭素鋼焼入品よりも良好な成績を示している。またERは通常の鉄焼結品(EP)が多数の微細気孔を残しているのに対して, それらの気孔を銅などで埋めたち密なものであつて引張強さおよび伸びが非常に大きいのが特長で, 寸法精度をあまり要求しない場合に歓迎されている。

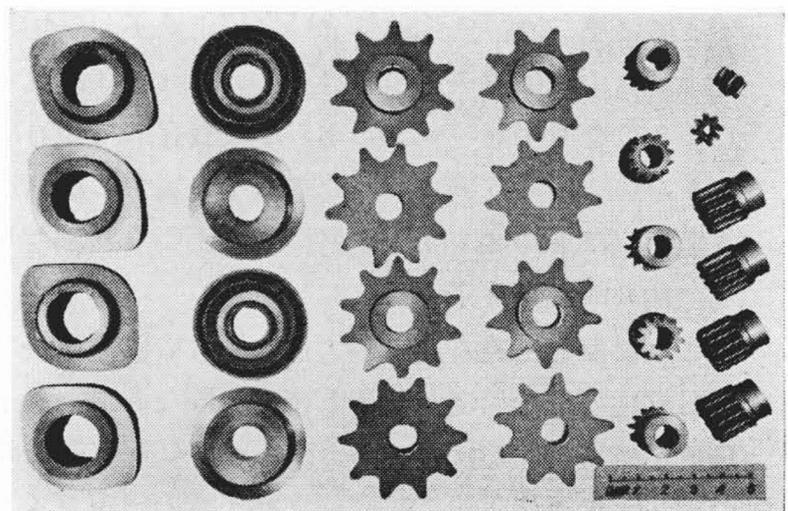
以上いずれも工場の設備能力の点から圧粉成型体の大きさが制限されるが断面積で 30cm² 以下, 高さ 50mm 以下の品物の量産品に対し数が多いほどコスト低減の効果が顕著である。

第1表 ニッカロイ性能表

材質	主成分	密度 (g/cc)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	硬度 (ブリネル)
KA(銅系)	銅90, 錫10	7.0~7.5	10以上	5	40以上
EP(鉄系)	鉄98, 銅2 以下	6.0~6.5	15以上	5	60以上
ER(鉄系)	鉄75, 銅25	7.5~7.8	35	20	120以上



第1図 ER材機械部品



第2図 EP材機械部品