過共析鋼における析出黒鉛の形態に関する研究*

李 鏞 河** 川 野 豊**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 9 (1981), pp. 948~956

Formation Mechanism of Precipitated Graphite Shapes in Hyper Eutectic Steel

Yong-ha Lee** and Yutaka Kawano**

In the solid phase of the Fe-C alloy system, C atoms precipitate as graphite into defects such as voids in alloys. Therefore, the morphology and distribution of graphite may depend on those of the defects. In order to verify this assumption that had been previously presented by us and other investigators hyper-eutectoid Fe-C-Si alloys were heated to the austenite temperature range and held isothermally. Thereafter, the alloys were quenched in water or cooled to the graphitization temperature in a rate 0.17 K/s prior to graphitization.

Results obtained are as follows:

(1) In specimens containing Mg, spherical cavities less than 5 μm in size were observed and their number was decreased by the sweeping effect mainly due to migration of grain boundaries during the isothermal treatment. Micro-cracks were also observed in all quenched specimens.

(2) After the graphitization annealing, graphites in these specimens had a shape and distribution similar to the above-mentioned defects.

(3) It was suggested that the formation mechanism of graphites, which might be precipitated into spherical cavities and micro-cracks, would be substantially the same in these two cases, because characteristics of crystals resembled each other in spite of much difference in their shapes in the observation of micro-structure of graphites.

(4) These experimental facts would directly prove the above-mentioned assumption on the precipitation mechanism of graphite.

(Received March 19, 1981)

I. 緒 言

可鍛鑄鉄や炭素鋼の黒鉛化と関連し、固相内で析出する黒鉛の形態や分布という基礎的問題が古くから研究され、多くの現象が見い出された。例えば可鍛鑄鉄では Mn に対し S が過剰な場合^{(1)~(3)}あるいは Mg 処理を施こした場合⁽⁴⁾⁽⁵⁾に析出黒鉛が球状化することが知られた。また主として炭素鋼において^{(6)~(10)}熱処理や加工等の前処理が析出黒鉛の分布のみならずその形態にまで影響することが見い出された。しかしこれらの現象はもちろん、その他多くの事実を一貫して矛盾なく説明しうる理論は現在もお見当らない。

著者らは固相内における黒鉛の析出に対して次のような諸点を考慮し説明すべきではないかと考える。すなわち、

- (1) 黒鉛の優先的析出サイトに対する理解。
- (2) 黒鉛の成長特性をふまえた析出黒鉛の形状およびその内部構造形成の必然性。
- (3) 球状黒鉛の析出に対しては黒鉛球状化元素と球状化阻害元素の作用特性に対する認識。

(4) 鑄造、鍛造や圧延等の加工、焼入れ焼なまし等の熱処理そして黒鉛化条件といった、系が黒鉛化に至る過程で経た種々の履歴の影響。

(5) 溶湯中に晶出する黒鉛の形態に対する理解との論理的な一貫性。
等を挙げることができる。

従来多くの報告が黒鉛の析出に対して C 原子の拡散や、黒鉛の成長挙動の変化を注目しているのに対しブーニンら⁽¹¹⁾は Fe 等の基底を構成する原子の拡散を重視し、固相内では C 原子はき裂や空洞のような欠陥中に析出すると考えた。こうした報告には上記 (1) に対する理論的な裏付けもなされており、(4) と関連した現象の説明にある程度成功していると言える。著者らはこのような欠陥説をさらに発展させ、上記 (1)~(5) のすべてに対し説得力をもつ理論の確立を目指し、従来説明困難とされてきた現象のいくつかを矛盾なく説明できることをすでに報告⁽¹²⁾した。すなわち Mg とは逆に黒鉛の球状化を阻害する S の析出黒鉛に対する球状化作用を、両元素に共通する気化という性質に着目すれば問題を合理的に説明しうること、また過共

** 京都大学工学部冶金教室 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

* 1980 年 10 月日本金属学会福岡大会に発表

析鋼の凝固冷却過程での黒鉛の析出について検討⁽¹³⁾し固相内における欠陥の挙動が重要であることを示唆する結果を得た。

本報では球形の空洞が球状黒鉛析出の直接の要因となることをさらに、過共析組成のオーステナイト単相域における恒温保持中に生ずる球形空洞の分布の変化として促えること、そして γ 域からの焼入れによって新たに形成されると予想される欠陥と析出黒鉛の形状および構造の関係等を調べ、上述の(1)～(5)の諸問題に照らして著者らの考え方の妥当性を検討しようと試みた。

II. 実験方法

別報⁽¹³⁾に述べた方法に従って溶製した母材の化学分析の結果を **Table 1** に示した。ここで Si 含有量の少ない N-4 には Mn を添加し他の母材に比べ黒鉛化速度が著しく遅くならぬよう注意した。これらの母材から毎回 5 mm 厚の試料を切り出して以下に述べる焼入れおよび黒鉛化焼鈍に供した。

Fig.1 に熱処理の条件を示した。一端を閉じた石英管内には後の迅速な水焼入れができるよう、細線で結んだ試料を装入、Ar ガスで管内を置換し密栓した。これを所定の温度に加熱してある炉中均熱部に試料の位置する部分が一致するよう石英管を装入した。この場合試料の昇温速度は約 6 K/s であった。Fig.1 には γ 化温度($\gamma.T$)とその温度での保持時間($\gamma.t$)を表にして示した。なお $\gamma.T$ は各母材の組成に対する Ag_1 線以上の温度とした。一旦このような

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%).

Specimen	C	Si	Mn	S	Mg
N-4	1.56	1.45	0.04	<0.02	—
M-3	1.45	1.66	<0.009	<0.01	0.043
M-4	1.47	0.51	<0.009	<0.01	0.030

Specimen	$\gamma.T(K)$	$\gamma.t(ks)$	$G.T(K)$	$G.t(ks)$	
				0.17K/s	W.Q
N - 4	1423	0.3	1283	3.6	1.2
M - 3		1.2			
M - 4	1283	7.2	1123	7.2	3.6

Fig.1 Experimental condition.

条件で γ 化保持した試料を保持温度から水焼入れ(W.Q.)するかあるいは、0.17 K/s の速度で炉中冷却し直接黒鉛化焼鈍した。黒鉛化焼鈍の条件も Fig.1 中の表の通りである。

こうして得られた試料はその中心で切断し、断面の組織を観察し検討した。

III. 実験結果

1. γ 化恒温保持および焼入れ組織

母材を γ 単相温度に加熱恒温保持(以後 γ 化保持と略記する)し、所定の時間に達したら直ちに常温の水に焼入れ、 γ 化保持に伴う組織変化を観察した。**Photo.1** は γ 再結晶粒の成長を示す一例である。これは Mg を含む M-3 材についての結果であるが、他の母材についても同様の傾向を得た。すなわち、 γ 化保持に伴い γ 再結晶粒の成長粗大化が認められ、その速度には定性的ではあるが温度依存性も認められた。

Mg 含有材中には **Photo.2** に示すような空洞も多数観察され、それらは保持時間に伴い(1-a)から(2-a)へとその数が減少した。特に(2-a)中の粒界(劈開している)付近は粒内部に比べて空洞の消滅が著しい。他方 Mg 無添加材にはこのような空洞はほとんど見い出されず、むしろ長時間保持した試料の γ 粒界に所により粗大な穴が見い出されたにすぎない。Mg 含有材に見い出されたこのような球形空洞は $\gamma.T$ に達した直後に焼入れた試料の組織からその成因は次のように考えられる。すなわち上記焼入れ試料中には $\gamma.T$ への昇温中に2~3 μ m以下の微細な球状黒鉛の析出を確認した。その後これらの球状黒鉛は0.3 ks以内に γ 中へ再固溶し、Photo.2-1-bに示す微分干渉像に見られるような空洞のみが取り残されたものと考えられる。

さらに焼入れ試料中には **Photo.3** に示すようなき裂が数多く見い出された。これらのき裂は写真からもわかるようにマルテンサイト相のいわゆるミッドリブを貫くように形成されたもの(aおよびcの矢印)、マルテンサイト相と残留 γ の界面(bの矢印)そして γ 粒界に主として見い出される。これらのき裂はC, Si量の高いしたがって、 $\gamma.T$ が高くしかも $\gamma.t$ の長い試料ほど形成されやすいようである。

2. 黒鉛化組織

良く知られているように γ 状態から焼入れた系の黒鉛化は非常に迅速である。したがって γ 化保持中に生ずる上述のような組織変化は忠実に黒鉛化組織に反映されるものと思われる。しかし焼入れに際してはPhoto.3に示したようなき裂が形成されたり、過剰の原子空孔がさらに導入されそれらも黒鉛化組織に影響してしまうことが予想される。そこで黒鉛化時間が多少長くなり、 $\gamma.T$ にて生ずるような変化がさらに黒鉛化保持中にも進行してしまう恐れはある

Photo.1 Growth of re-crystallized grain of specimen M-3 held in γ -region (1423 K).
(a) 0.3 ks, (b) 1.2 ks, (c) 7.2 ks (polarized light)

Photo.2 Change in the density of spherical cavity with isothermal holding at 1423 K.
(1) 0.3 ks, (2) 7.2 ks. (a) bright field, (b) differential interferenced image.

が、いずれにせよ 1 で述べた γ 化保持中に形成され、しだいに消滅してゆく球形空洞や、焼入れによって形成されたき裂とその後の黒鉛化によって析出する黒鉛の形態や分布との対応を調べるため、 γ -T から直接黒鉛化温度まで炉冷

して黒鉛化させた場合の組織 (以後炉冷黒鉛化組織と呼ぶ) についても検討する。

まず **Photo.4** に示す炉冷黒鉛化組織について述べる。Mg 無添加材 N-4 では比較的粗大で不規則な形状の黒鉛

Photo.3 Micro-cracks observed in the specimens quenched after holding for 7.2 ks in γ -region.
(3% nital etched)
(a) N-4, 1423 K, (b) M-3, 1423 K, (c) M-4, 1283 K

が見い出され、 γ .t が長くなっても黒鉛がやや粗大化する程度である。これに対し Mg 含有材 M-3 は球状黒鉛の粒数が γ .t に比例して減少、Photo.4 (2-c) に見られるように球状黒鉛同志合体したような粗大な黒鉛も観察されるようになる。特に γ 粒界に析出したと思われるこのような黒鉛の周囲には球状黒鉛がほとんど見い出されない。このような現象は先の Photo.2 (2-a) のような、再結晶粒の成長が進行した後の γ 粒界近傍にはほとんど球形の空洞が見い出されなかった現象と一致していて興味深い。

次に Photo.5 に示す焼入れ黒鉛化組織について検討する。焼入れ黒鉛化試料中には Mg の有無には拘らず、すべてに直線的な黒鉛が見い出された。しかもそれらは γ .t の長い試料により多く見い出され、上述の Photo.3 に関する結果すなわち、特徴的なき裂の形状や分布に非常に類似している。例えば (1-c) の左下に見られる黒鉛はマルテンサイト相と残留 γ 界面およびマルテンサイト相を貫通したき裂に析出したものと見なせる。また、(2-c) に存在する黒鉛は明らかに粒界割れの部分に析出した形状を呈している。これらの焼入れ黒鉛化組織を Photo.4 の炉冷黒鉛化組織と比較した場合さらに次のようなことが知られる。すなわち焼入れ黒鉛化材の方が比較的に黒鉛粒は小さく数も多い。このような違いは上述したように、焼入れ材の迅速な黒鉛化に関連していると考えられる。また M-4 材では炉冷黒鉛化材中には見られない塊状の微細な黒鉛が認められ、それらは γ .t の長短にはよらないように思われる。以上のような点を除けば γ 化保持に伴う黒鉛化組織上の変化すなわち、黒鉛粒の粗大化、粒数の減少傾向は炉冷黒鉛化組織とほぼ同様であると言えよう。

結局焼入れ黒鉛化組織と炉冷黒鉛化組織の基本的傾向は

同じであり、相違点のもっぱら焼入れによって形成されるき裂や、過剰に凍結される原子空孔の挙動に関係したものであること。したがって γ 化保持中の再結晶の進行過程で生ずる鑄造材中の既存の欠陥の再配列の進行と、その後の黒鉛化組織の変化が良く対応していると言えよう。

IV. 考 察

本実験の結果に対する具体的な考察に入る前に従来この方面においてなされた研究の成果とその問題点について若干検討しておくことにする。

まず球状黒鉛の析出について検討する。

固相内で析出した球状黒鉛の多くは、液相中に晶出した球状黒鉛のように完全な球形に近いものは少なく、半球状であることが多いため、両者の成長挙動の違いを考え、形状を論じた報告⁽¹¹⁾がある。しかしこのような議論は本質的であるとは言えず、むしろ重要な事実すなわち別報においてすでに指摘した通り、両者の内部構造は同一であるという点に注目したい。このような観点から球状黒鉛の内部構造形成の必然性を考えることこそ球状黒鉛析出の機構を明らかにする上で欠かせないと考えられる。ところが従来、固相内における球状黒鉛の析出機構を論じた報告には、この内部構造を念頭に置いた議論はほとんど見当たらない。もちろん球状黒鉛以外の形状の黒鉛についても事情は変わらず、外形についての議論にとどまっている。

黒鉛の固相内での球状化はまた添加元素との関係で多数報告されている。その主な現象を上げれば次のようになる。古くから可鍛鋳鉄中の S と Mn の量比の関係⁽¹⁾⁽²⁾として一般に、S が Mn に対し化学量論的に過剰である場合あるいは液相中におけると同様 Mg の添加⁽⁴⁾⁽⁵⁾によっても

Photo.4 Effect of holding time in γ -region on graphitized structure. Cooling from γ -region to graphitization temperature was carried out at 0.17 K/s.

(1) N-4, (2) M-3, (3) M-4. (a) 0.3 ks, (b) 1.2 ks, (c) 7.2 ks (3% nital etched)

球状黒鉛が析出する。Mg による液相中での黒鉛の球状化を阻害する S の析出黒鉛の球状化作用については Maier と Wallace⁽¹⁴⁾ の指摘している通り、S の作用は凝固過程と焼鈍過程とを比較した場合逆説的であってその理由は不明であるということになる。著者らはこの問題について検討⁽¹²⁾ しすでに説明を与えたのでその内容については触れない。

次に固相内における黒鉛の析出形状や分布等に及ぼす諸条件について概括してみる。一般に焼鈍黒鉛の粒数は白鉄凝固時の冷却速度⁽¹⁵⁾ に依存して比例的に増加する。この現象はまた黒鉛が球状化するか否かによらないようである。ただし球状化元素を添加しない場合、共晶凝固時の冷却速度や共析変態中の冷却速度が重要である⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾ ことも

指摘されている。さらに炭素鋼の黒鉛化に関しては例えば、 γ 化温度からの予備焼入れでは焼入れ温度が高い程、黒鉛化は促進され、黒鉛粒数が著しく増加しその分布も不均一になる⁽⁷⁾、とされている。このような焼入れの効果は沢村ら⁽¹⁸⁾ によって始めて見いだされたもので、 Ar_1 以下の温度からの焼入れは黒鉛化速度並びに黒鉛の析出挙動にほとんど影響しないこともすでに報告されている。この種の報告は他^{(19)~(22)} にもいくつか見られる。

以上のような凝固冷却速度や予備焼入れの影響についての考えには歪ないし応力⁽¹⁵⁾ が原因であるとするもの、セメントサイトやマルテンサイト中に生じたき裂が黒鉛の優先的析出サイトを提供する⁽¹¹⁾ ためとする欠陥自身の役割に注目したものあるいは欠陥そのものよりむしろ欠陥周辺に

Photo.5 Effect of holding time γ -region on graphitized structure of the specimen which was quenched in water from γ -region.

(1) N-4, (2) M-3, (3) M-4. (a) 0.3 ks, (b) 1.2 ks, (c) 7.2 ks. (3% nital etched)

生ずるC原子の濃度のゆらぎや応力下の活発なC原子の拡散にその原因がある⁽¹⁶⁾とする考え方等がある。しかしいづれの主張にも先に述べたような黒鉛の内部構造を考慮したものは見当たらない。

以上従来の報告から球状黒鉛の析出や鑄造条件、予備焼入れといった本実験の主題と拘る問題について若干検討した。その結果従来の理論の弱点はすでに緒言において指摘した5項目を、統一的に理解し説明を加えることが困難であるということである。そこで本報ではすでに液相中における黒鉛の球状化に対して提唱された気泡説⁽²³⁾と基本的視点を同じくする欠陥説が、上記5項目を統一的に説明しうることを実験的に検討しようとする意図した訳である。

では本実験の主な結果を以下のように要約し、順に考察を加えることにする。

(1) γ 化保持に伴い γ 再結晶粒が成長し、Mg 含有材に形成した球形空洞の密度も減少する。特に γ 粒界近傍には球形空洞がほとんど認められなくなった。

(2) γ 化保持時間の増大に伴い黒鉛粒はその数がしだいに減少し、大きさも粗大化してゆく。特に Mg 含有材の γ 粒界には粗大な黒鉛が析出するようになり、その近傍には球状黒鉛がほとんど認められなくなる。

(3) γ 化保持後焼入れた試料には粒界および粒内のマルテンサイト - 残留 γ 界面そしてマルテンサイトのミッドリブを貫くようにき裂が形成された。このき裂は C, Si 含有

量が高いしたがって γ ・ T が高く、 γ ・ t の長い試料は多くしかも粗大である。

(4) 焼入れ黒鉛化組織中には Mg の有無に拘らず、上記(3)のき裂の形状および分布に非常に類似した黒鉛が析出した。 γ 化保持に伴うその他の黒鉛化組織上の変化は基本的には(2)の炉冷黒鉛化組織における変化と同様である。

まず(1)および(2)の結果並びにその関係について考察する。 γ ・ t が長くなるにつれ、Mg 含有材では球状黒鉛の数がしだいに減少し、粒界には Photo.4(2-c)に見られるような粗大な黒鉛も観察されるようになった。一方、Mg を含まない場合は比較的短時間の γ ・ t で黒鉛粒はすでに粗大化している(Photo.4(1-a))。ところでこのような黒鉛粒の形状や分布およびその数の減少は、Photo.1に見られる γ 再結晶粒の成長や、Photo.2に示した球形空洞の密度の減少と非常によく対応している。すなわち、 γ 再結晶粒の成長に伴う粒界の移動によってあらかじめ存在していた空洞は粒界に吸収されたり、ごく近接する空洞同士が合体する等、球形空洞の分布は変化してゆくと見放せる(結晶粒界の移動で空洞が粒界に吸収される現象⁽²⁴⁾は、焼結の過程に関する研究により良く知られている)。したがってその後の黒鉛化過程でC原子がそれらの空洞に析出し黒鉛粒が形成されたと考えれば上記(1)と(2)の対応関係を良く説明することができる。

なお Mg 無添加材における黒鉛粒の粗大化がかなり短時間の γ 化保持によって生じたことも基本的には Mg 添加材の場合と同様に理解しうる。すなわち母材の鑄造時に系内に導入されると考えられる過剰凍結空洞やその集合体等の欠陥は本実験のような高温の γ 化温度では急速に消滅してしまうことが予想される。そして結晶粒界のような比較的安定な欠陥のみが黒鉛の析出サイトとして作用したものと理解される。Mg 添加材における球形空洞もまた結晶粒

界等と同様、上述のような2次欠陥にとってはシンクになりうると考えられる。このように考えれば Mg 含有材に析出する黒鉛はもっぱら、球形空洞を黒鉛の析出サイトとして析出した球状黒鉛となることも理解しうる。

次に(3)と(4)の結果および両者の関係について考える。

高温の状態にある γ を焼入れ、マルテンサイト化した場合(3)に述べたようなき裂が形成される⁽¹¹⁾⁽²⁵⁾ことはすでに知られている。このようなき裂と同じ形状の黒鉛が見い出された事実は、すでにブーニンら⁽¹¹⁾も指摘したように、黒鉛がき裂という空洞の内部に析出したことを端的に示している。とりわけ本実験では Photo.6 に示すように、き裂中に析出したと思われる黒鉛(b)の内部構造は、その特徴的な偏光像から黒鉛結晶のc軸方向が黒鉛粒全体の長さ方向に対し垂直に配列した多結晶体であることが観察される。これは球状黒鉛(a)の構造と根本的に同一であり、違いは単に外形のみであることが理解される。結局き裂も球形空洞も黒鉛の析出サイトとしてのその役割りは全く同じで、黒鉛の析出機構もしたがって同じであることが理解できる。

なお γ ・ T およびC、Si 含有量の低いM-4材には粒内に微細な塊状黒鉛も多数見い出される。このことは上述したように、シンクとなりうる球形空洞やき裂が少ないために、消滅せずに残存した結晶空洞のような2次的な欠陥にも黒鉛が析出したためであろうと推察される。念のためM-4材を γ 化保持後(2)の場合同様炉冷し、黒鉛化保持開始直前に焼入れ再度加熱、黒鉛化焼鈍した組織すなわち Photo.7 について検討してみる。(a)は焼入れのままの組織、(b)はその試料を黒鉛化した組織である。(a)には炉冷中に析出した球状黒鉛と γ 粒界に析出した初析セメンタイトが観察される。基地はマルテンサイト化しているが

Photo.6 Polarized light image of spheroidal graphite (a) and micro-crack-like graphite (b).

Photo.7 Structure of the specimen M-4 quenched from 1123 K after cooling at 0.17 K/s from 1283 K (a) and annealed again at 1123 K for 3.6 ks (b). (3% nital etched)

Photo.3に示すような明瞭なき裂はほとんど観察されない。このような組織の試料を黒鉛化した(b)には炉冷黒鉛化組織(Photo.4-3)には見出しされない初析セメンタイトの形状に非常に類似した黒鉛が観察される。また粒内にはPhoto.5-3同様、いま問題にしている塊状の微細な黒鉛が観察される。このことは結局、既存の黒鉛とは別に、系内に何らかの方法で新たに欠陥を導入することができれば、そのような欠陥にも黒鉛は析出しようことを示唆している。したがって黒鉛化進行中の系内に存在する欠陥の形態や分布によって黒鉛化組織の基本的特徴が規定されるとした著者らの従来の主張⁽¹²⁾⁽¹³⁾が、この場合にも妥当なものであることが確認された。

以上の本実験の具体的考察並びに別報⁽¹²⁾⁽¹³⁾によって得られた知見を総合すれば、黒鉛の固相内における析出形態や分布を考える上で考慮されるべき問題として緒言に指摘した5項目は、具体的には次のように要約されよう。すなわち、

(1) 固相内における黒鉛の優先的析出サイトは空洞に代表されるような欠陥である。

(2) 黒鉛はその著しい結合の異方性の故に平板状に成長する特徴を持ち、それは固相内の析出の場合にも基本的には変化しない。したがって空洞中に黒鉛が求心的に析出する結果として、黒鉛結晶のc軸方向が空洞の壁面に対し垂直に配列した積層状の多結晶体となる。逆にこのような構造を示す黒鉛は空洞中に析出したことを意味し、その形状も空洞の形状によって規定される。

(3) 球状黒鉛の析出は黒鉛の析出サイトが球形の空洞であったことを意味し、黒鉛の球状化元素の作用は球形空洞

の成因に関係したものである。逆に球状化阻害元素の作用は基本的には以下の三通りに要約しうる。すなわち(a)黒鉛球状化元素と反応しその作用を抑える。(b)偏析を生じこれが黒鉛の優先的成長経路を提供するため、球状黒鉛の遠心的成長過程で生ずる黒鉛形状の劣下をもたらす。(c)黒鉛化速度を低減させ、球形空洞の消滅が助長される。

(4) 鑄造の際の冷却速度や加工、焼入れや非黒鉛化焼鈍そして黒鉛化条件等はすべて、欠陥の導入方法、導入される欠陥の形状や分布そしてそれら欠陥のその後の消滅という現象に結びつけて理解しうる。

(5) 溶湯中に晶出する黒鉛も固相中に析出する黒鉛もその形状や構造は、共に黒鉛の成長に及ぼす黒鉛生成サイトのもつ物理的な作用の有無を通して理解が統一される。

V. 結 言

過共析 Fe-C-Si 合金における黒鉛の析出機構を明らかにする目的で次のような実験を試みた。すなわち γ 単相温度での恒温保持中に生ずる鑄放し材の組織変化と、そのような変化を生じた試料のその後の黒鉛化組織との関連を追求した。その結果以下のような事実が明らかとなった。

(1) γ 化保持中の再結晶粒の成長と関連して Mg 含有材中に形成された球形の空洞はしだいに減少してゆく。これらの試料のその後の黒鉛化によって析出する球状黒鉛の粒数もしだいに減少し、粗大化してゆく。

(2) γ 化保持温度から焼入れた試料中には粒界および粒内のマルテンサイトと残留 γ の界面そしてマルテンサイト内部にき裂が形成された。このようなき裂を有する試料を

黒鉛化させた所、き裂の形状や分布と同一の黒鉛が析出した。

(3) γ 化保持中に形成された球形空洞に析出したと思われる球状黒鉛と、焼入れによって形成されたき裂中に析出したと考えられる黒鉛とは共にその内部構造は同一であることが示唆された。

(4) 以上の結果をふまえ、固相内において黒鉛は欠陥中に優先的に析出し、したがって析出黒鉛の形態や分布は固相内に存在する欠陥の形状や分布によって規定されたとした著者らのこれまでの主張の一般性について論じた。

文 献

- (1) H.G.Hall : Foundry Trade J., **86** (1949), 55.
- (2) C.R.Loper Jr. and N.Takizawa : Trans. AFS, **72** (1964), 520.
- (3) R.A.Sidorenko and A.S.Kosnarev : Physics of Metals and Metallography, **12** (1961), 83.
- (4) O.Liesenberg and J.Jahn : Gießerei Technik, **23** (1977), 67.
- (5) Y.Kawano : 40th Internat. Foundry-Cong., Moskow, (1973), 8.
- (6) F.László : J.Iron Steel Inst., **147** (1943), 201.
- (7) C.R.Austin and M.C.Fetzer : Trans. ASM, **35** (1945), 485.
- (8) C.R.Austin and B.S.Norris : Trans. ASM, **30** (1942), 425.
- (9) G.V.Smith, E.J.Dulis and B.W.Royle : Welding J., **34** (1955), 374-S.
- (10) E.Schürman, H.Zeuner and A.Engels : Gieserei, **24** (1966), 810.
- (11) カ・ベ・ブーニン, ユ・エヌ・タラン : 鑄鉄組織のすべて, 新日本鑄鍛造協会訳, (1972), 32~52, 163~.
- (12) 李 鏞河, 川野 豊 : 日本金属学会誌, **44** (1980), 339.
- (13) 李 鏞河, 川野 豊 : 日本金属学会誌, **45** (1981), 812.
- (14) R.D.Maier and J.F.Wallace : Trans. AFS, **87** (1976), 687.
- (15) 大出 卓, 大平五郎, 井川克也 : 鑄物, **41** (1969), 737.
- (16) イ・エヌ・ボガチョフ : 白鉄の黒鉛化と熱処理, 日・ソ通信社訳, (1964).
- (17) 沢村 宏 : 鑄鉄の研究Ⅲ, (1950), 54.
- (18) 斉藤大吉, 沢村 宏 : 鉄と鋼, **12** (1926), 1006.
- (19) 沢村 宏 : 鑄鉄の研究Ⅴ, (1976), 55.
- (20) D.W.Simons : Trans. ASM, **32** (1944), 255.
- (21) 藤平昭男 : 日本金属学会誌, **43** (1979), 640.
- (22) 末吉秀一, 末永勝郎 : 日本金属学会誌, **42** (1978), 676.
- (23) S.Yamamoto, B.Chang, Y.Kawano, R.Ozaki and Y.Murakami : Metal Science, **9** (1975), 360.
- (24) B.H.Alexander and R.W.Balluffi : Acta Met., **5** (1957), 666.
- (25) A.R.Marder and A.O.Benscoter : Trans. ASM, **61** (1968), 293.