鑄鐵の研究 (第 8 報) Fe-C-Al 系および Fe-C-Mn 系合金の凝固過程について**

堀 籠 健 男*

Takeo Horigome : On the Solidification Process of Fe-C-Al and Fe-C-Mn Alloys (8th Report). The solidification process of Fe-C alloys, and the effects of Mg and Si have been reported in the previous papers. In this paper the experiments on the effects of Al and Mn on the solidification process of hypo-eutectic Fe-C system carried out by the same method as before are reported. The results of the thermal analysis and the microscopic examination lead to the following conclusions; The effect of Al on the solidification process of Fe-C alloys is quite similar to that of Si, but Mn acts reversely and results in a characteristic structure as the Mn content increases.

(Received October 15, 1952)

I. 緒 言

先に著者は Fe-C 系合金の凝固過程を實驗し、その過程

が従來の説とは全く異つてゐることを明らかにした⁽¹⁾。その後この系の凝固過程におよぼす Mn の影響⁽²⁾、さらに

(1) 五十嵐, 大平, 堀籠, 本誌, **15** (1951), 425.

(2) 五十嵐, 堀籠, 鑄物, **23** (1951), No. 1C, p. 18.

(3) 堀籠, 鑄物, **24** (1952), No. 4 p. 1..

* 東北大學工学部金屬工學科

** 1952 年 4 月本會東京大會に發表

Si の影響についての実験を發表した。本文では Si と同影響をおよぼすといわれている Al, 逆の影響を有する Mn, を Fe-C 系に添加しその凝固過程を調べた。

II. 實驗試料ならびに方法

1. 實驗試料

電解鐵に電極黒鉛を加炭し, 目的の炭素濃度の Fe-C 系

Table 1
Fe-C-Al System

Sample No.	Al 1	Al 2	Al 3	Al 4	Al 5
Calculated Value (%)	1	2	4	6	7
Analytical Value (%)	0.46	0.65	2.90	4.13	—

Fe-C-Mn System

Sample No.	Mn 1	Mn 3	Mn 4	Mn 5	Mn 7	Mn 8	Mn 9	Mn 10	Mn 11
Calculated Value (%)	0.5	2	4	9	8	9	9.5	10	11
Analytical Value (%)	0.43	1.38	—	3.25	—	3.21	—	—	2.7

合金地金を高周波爐で熔製した。これらの地金に Al および Mn をそれぞれ目的量配合した試料 50g づつを 1 回の使用量とした。Table 1 に配合成分ならびに實驗終了後の分析結果を示す。なお地金は Fe-C-Al 系に C 3%, Fe-C-Mn 系に C 2, 3 および 4 % の 3 種類を用いた。表から Al, Mn とともに實驗熔解によつて著しく減少することがわかる。Al は實驗後の分析結果は配合量に平行的であるが, Mn は必ずしもそうではない。しかしながら後述の實驗結果は Mn の配合量に平行的であることよりして上述の分析結果は Mn の偏析によると考えられ, 特に Mn

No. 8 以上の配合量のものはその組織を検討した結果いわゆる班鉄組織を示し, この偏析傾向の著しいことが想像された。

2. 實驗方法

實驗方法は全く前報⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾と同じであつて縦型のエレマ爐を用い環元雰囲気中で速かに最高熔解温度 1400° に加熱する。この温度に達した後たゞちに電流切断し, 熱分析を行いつつ爐冷し目的温度に達した瞬間試料をルツボのまゝ水中に焼き入れ, その瞬間の組織を檢鏡し凝固過程を見た。焼き入れの温度は各試料の共晶凝固開始から終了後までの區間を適當に區分して行つた。

III. 實驗結果

1. Fe-C-Al 系について

Fig. 1 Effect of Al Contents to the Cooling Curve of Fe-C Alloys.

Si の場合⁽³⁾より急激であるが曲線の傾向は相似である。

(1) 熱分析結果

Fig. 1 に二三の結果を示す。なお比較のため Fe-C 系および Fe-C-Si 系の曲線を並記した。共晶温度は Al 含量の増加につれて高くなりその割合は

(2) 顯微鏡組織について

Photo. 1 (a), (b) および (c) に代表的組織を示す。それぞれ Al 含量の異つた試料を共晶凝固の途中から水焼き入れたものの組織である。(d) (e) および (f) は比較のため Fe-C-Si 系と同様に處理した試料の組織であるが, これを見ると兩系とも黒鉛の生成状態は相似しておりしかも Al No. 3 以上の Al 配合試料は焼き入れ當時湯であつた部分もレーデ

Photo. 1 Fe-C-Al and Fe-C-Si Systems.

ブライトにはならず全部共晶黒鉛組織になることも前報の Si の場合と全く同じである。たゞ Al の場合は Si と異つてその増加につれて存在黒鉛は小になつて来る。

Fig. 2 Effect of Mn Contents to the Cooling Curve of Fe-C Alloys.

2. Fe-C-Mn 系について

(i) 熱分析結果

Fig. 2 は C 4% の試料についての代表的熱分析結果を示す。Mn No. 5 以下の Mn 配合量のものはずべて同傾向であつたので略した。一般に共晶温度において過冷度は少く、前述の Al, Si の場合と同様な傾向を示す。たゞし Mn は共晶温度を下げるがその割合は餘り大ではない。Mn No. 7 以上の配合量のもの共晶温度に達してある期間、共晶凝固が進行した後に急激な温度上昇が認められた。Mn 量の増加とともにこの温度上昇は増大し、共晶開始後この温度上昇までの時間は短くなり、温度上昇後その温度に持続する時間は長くなつて来る。Mn No. 11 では共晶凝固は上述の急激な温度上昇をもつて開始することがわかる。

(2) 顕微鏡組織について

Photo. 2 (a) (b) (c) および (d) は Mn 量のそれぞれ異なる試料を共晶凝固の途中から水焼き入れた組織である。Mn 量の増加とともに黒鉛集團(←笹の葉オーステナイトの集團⁽³⁾)が小さく粗になり (d) の Mn No. 10 のものは小粒の黒鉛集團が僅かに存在するのみで他はレーデブライトである。Photo. 2 (e) および (f) は (a) の黒鉛集團の中心部および周辺部の腐蝕擴大組織であり、焼き入れ當時湯であつた部分以外には Fe_3C は存在していない。しかるに (g) (h) は (b) の中心部および周辺部の擴大組織であるが、(g) には明らかにレーデブライトあるいは Fe_3C の残留が認められ、さらに (h) は片状黒鉛はすべて笹の葉オーステナイトを突き破つており (f) とは異つてゐることがわかる。検鏡の結果 Mn No. 5 以下の Mn 量のものは凝固の進行につれて Photo. 2 (a) の如き集團がその大いさよりも數を増し、凝固完了後は完全な鼠鉄組織を示すが、Mn No. 6 以上の Mn 量のものは凝固完了後にもレーデブライトの存在するいわゆる斑鉄組織になることがわかつた。一例と

して Photo. 3 に Mn No. 8 の凝固の進行過程を示した。(a) は共晶凝固の初期、(b) は中期、(c) は終期にそれぞれ焼き入れた組織で (d) は凝固完了後の組織であ

(a) Mn No. 5

(b) Mn No. 7

(c) Mn No. 9

(d) Mn No. 11

(e) Mn No. 5

(f) Mn No. 7

(g) Mn No. 7

(h) Mn No. 7

Photo. 2 Fe-C-Mn System.

るが、レーデブライトが残留している。Mn 量がこれ以上増加すると Photo. 2 (d) の如き、極く少量の微細黒鉛が存在する組織で、それ以上の Mn 含有量のものは凝固後も完全な白鉄組織を示すのである。

以上の検鏡の結果と熱分析曲線を比較検討した結果、熱分析曲線において前述の共晶凝固進行途中で急激な温度上昇を示すものは必ず凝固完了後にも白鉄組織が残留しており、この温度上昇は白鉄組織に凝固することに歸因することが判明した。Photo. 4 (a) (b) および (c) は笹の葉オーステナイトと黒鉛の関係をしらべるため擴大した組織で

ある。Mn No. 5 以下の Mn 量のものは (a) に示す如く黒鉛は筐の葉オーステナイト中に存在するが、これ以上の Mn 量のものは (b)、および (d) の如く Mn 量の増加

如くすべてオーステナイトの割れ目中のセメンタイトに囲まれて存在していることがわかる。また (d) の如く小オーステナイトが不規則な集團を形成しているが、黒鉛は全然存在していない部分も見られた。なお (a) (b) は共晶凝固の途中から、(c) (d) は凝固完了後焼き入れたものである。

(3) 炭素量の影響について

上述の結果は C 量約 4% のものについてであるが、C 量約 3% および 2% の試料についての実験結果を簡単に述べる。上述の如く C ≒ 4% のものは Mn No. 7 の Mn 量ではいわゆる斑鉄組織であるが、Mn 配合量は No. 7 と同じで C 3% のものは大體完全な白鉄になり、C 2% のものは No. 5 の Mn 配合量で白鉄組織を示した。これら熱分析曲線を Fig. 3 に示す。これらの曲線の形状と組織との関係は上述の C 4% のものと全く同様であることがわかつたので省略する。

IV. 実験結果の考察

1. Fe-C-Al 系について

以上の実験結果 Al は共晶温度を上昇せしめ黒鉛の生成を容易ならしめることがわかつた。これは従來の多くの人々の結果とも一致する。さらに Al No. 3 以上の Al 配合量のものは焼き入れ當時湯であつた部分を急冷してもレーデブライトにはなり得ず、共晶黒鉛として凝固することも Si の場合と全く同様である。これは Al の増加につれて共晶組成中のオーステナイト成分の割合はセメンタイトの割合より大になり、共晶凝固に當つて筐の葉オーステナイトが優先的に凝固し、その結果黒鉛生成を容易ならしめるためと思われる。そしてある程度以上（こゝでは No. 3 以上）の Al 含量のものは最早急冷によつてもセメンタイトは優先的に凝固し得ない程オーステナイトの割合がセメンタイトのそれより大になるため、湯から焼き入れてもレーデブライトは生成しないのであろう。たゞ Al の増加につれて黒鉛すなわち筐の葉オーステナイトの集團が小になる原因としては種々考えられるが實證を押えた後にゆずる。

2. Fe-C-Mn 系について

Mn は従來の文献通り Si, Al とは逆に共晶温度を低下せしめ白鉄化の傾向の強いことがわかつた。従つてその凝固過程におよぼす影響としては、Mn は共晶成分中のセメンタイト成分の割合をオーステナイト成分の割合より大にすると考えられる。しかし顯微鏡組織ならびに Fig. 2 の熱分析曲線から Mn No. 5 以下の Mn 配合量のものは、この實驗の冷却速度では未だオーステナイトが優先的に凝固することがわかる。すなわち Fig. 4 の Fe-C-Mn 系三元状態圖の二元共晶反應線 CM は凝固進行につれて C → M に向うが、この線上の一點 A を考えると CA 間（本

(a) Mn No. 8

(b) Mn No. 8

(c) Mn No. 8

(d) Mn No. 8

Photo. 3 Fe-C-Mn System.

(a) Mn No. 5

(b) Mn No. 7

(c) Mn No. 8

(d) Mn No. 8

Photo. 4 Fe-C-Mn System.

につれて筐の葉オーステナイトの先端は亂れ割れており、黒鉛はレーデブライト中のセメンタイトと直接接しており黒鉛も連鎖状に存在する。あるいは (d) の如くオーステナイトが二分されその間をセメンタイトが埋めその中心軸に沿つて黒鉛が存在しているのは興味がある。Photo. 5 は Mn No. 10 の擴大組織で (a) は黒鉛存在部の腐蝕なしの組織であるが、腐蝕して見ると (b) の如くこれらの黒鉛は周囲のオーステナイトには全く無關係に、あるいは (c) の

実験の冷却速度では (Mn No. 5 以下の Mn 量の範囲) では Si, Al の場合の如く筐の葉オーステナイトが晶出成長、

結果から考えられる。その結果 AM 間の凝固はレーデブライトになるのであろう。すなわち上述のいわゆるモツ

(a) Mn No. 10

(b) Mn No. 10

(c) Mn No. 10

(e) Mn No. 10

Photo. 5 Fe-C-Mn System.

Fig. 3 Effect of Carbon Contents to the Cooling Curves of Fe-C Alloys.

その結果黒鉛も生成するがレーデブライトは生成しない。しかるに共晶反応線ならびにその共軛線が圖の如き傾斜をもてば、これ以上の Mn 量の AM 間では湯の共晶成分中の Fe_3C とオーステナイトとの割合がこの冷却速度において Fe_3C が優先的に凝固し得る程度となることが実験の

Fig. 4 Fe-C-Mn Diagram.

トル組織の灰鉄部と白鉄部の割合はそれぞれ A 点以前の凝固と A 点通過後の凝固との割合に比例すると考えられる。なお Fig. 2 および 3 の熱分析曲線と顕微鏡組織を比較検討すると Mn No. 5 以上の斑状組織を示す試料の灰鉄部の量は共晶凝固途中の急激な温度上昇を行うまでの時間の長短に比例している。このことからしてこの温度上昇までの共晶凝固は筐の葉オーステナイトの晶出成長を行い、急激な温度上昇は A 点通過後セメンタイトの先行凝固によるレーデブライトの生成に起因すると思われる。Mn 量の増加につれて筐の葉オーステナイトの晶出する範囲が小になり、Mn No. 11 では共晶凝固は直ちにこの急激な温度上昇をもつて開始するため黒鉛は全く存在しない。(この成分の共晶開始点は AM 間となる。) また本系において最も大きな特徴は黒鉛が筐の葉オーステナイトより突出しレーデブライト中の Fe_3C に直接接しており Mn 量の増加とともに筐の葉オーステナイトは先端の方からき裂けになり、黒鉛も次第に断続的になって来ることである。

V. 総 括

(1) Fe-C-Al 系: Al は Fe-C 系共晶温度を上昇させ、黒鉛生成を容易ならしめる。この原因は Fe-C-Si 系における Si の如く、Al の増加によつて湯の共晶成分中のオーステナイト成分の割合を Fe_3C 成分の割合より大にするためであらう。

(2) Fe-C-Mn 系: Mn は Al とは反対に共晶温度を下げ白鉄化の傾向が強い。そして Mn 量がある限度以上のものは特異な熱分析曲線ならびに組織を示す。この原因は Mn は Al とは反対に Mn 含有量の増加につれて、湯の共晶成分中の Fe_3C 成分の割合をオーステナイト成分の割合より大にする結果であらうと推論した。

最後に本研究にあつて終始御懇切に指導下された東北大学教授五十嵐 勇先生に深謝いたします。