



Title	炭素鋼の凝固温度区間に及ぼす組成と冷却速度の影響
Author(s)	松浦, 清隆; Matsuura, Kiyotaka; 伊藤, 洋一 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 143, 145-156
Issue Date	1988-09-30
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/42136
Type	departmental bulletin paper
File Information	143_145-156.pdf



炭素鋼の凝固温度区間に及ぼす組成と 冷却速度の影響

松浦清隆 伊藤洋一 松原嘉市
(昭和63年6月30日受理)

Effects of Composition and Cooling Rate on the Solidification Temperature Range of Carbon Steel

Kiyotaka MATSUURA, Youichi ITO and Kaichi MATSUBARA
(Received June 30, 1988)

Abstract

The effects of C, Mn and S contents and the cooling rate on the solidification temperature range of carbon steel were investigated in this work. The liquidus and the peritectic temperatures were measured by means of thermal analysis. The solidus temperature was determined from the Fe-sulfide eutectic structure in quenched samples.

The liquidus temperature T_L (°C) decreased with increasing C, Mn and S contents(wt%), while it was not influenced by the cooling rate varied from 0.5 to 14.8 (°C/min). These results were formulated as follows:

$$T_L = 1542 - 68[\text{C}\%] - 4.3[\text{Mn}\%] - 34[\text{S}\%].$$

The solidus temperature T_s (°C) decreased as C and S contents increased, while the effect of Mn was complicated. In a low Mn range, the increase of Mn content produced a remarkable temperature rise, although the temperature decreased in a high Mn range. On the other hand, the solidus temperature dropped as the cooling rate V (°C/min) increased, and the degree of the temperature drop was accelerated for the steel with low C, low Mn and/or high S contents. These effects were summarized as follows:

$$T_s = 1360 - 130[\text{C}\%] + 94[\text{Mn}\%] - 120[\text{S}\%] + (-50[\text{C}\%] - 4.1[\text{Mn}\%] + 340[\text{S}\%])[\text{Mn}\%]^2 + (14 + 1.2/[\text{C}\%] - 4.6/[\text{Mn}\%] - 620[\text{S}\%])[V^\circ\text{C}/\text{min}]$$

1. 緒 言

鋼の凝固温度区間(凝固開始温度及び終了温度)についてのデータは、凝固解析に不可欠であるため、従来より多くの研究がなされてきた。その結果、鋼の組成と液相線温度(平衡凝固開始

温度)の関係については比較的精度のよい計算式が得られている¹⁾。しかるに、固相線温度(平衡凝固終了温度)についてはその測定の困難さゆえに報告例が少なく、しかもそれらの結果が著しく異なっている。以下にその例を紹介する。

平居ら²⁾は、Fe-X(Xは成分元素)各二元系平衡状態図の固相線の勾配を係数とした次の式で固相線温度 T_s (°C)と組成(wt%)の関係を表した。

$$T_s = (\text{Fe-C系の固相線温度}) - 20.5[\text{Si}\%] - 6.5[\text{Mn}\%] - 2[\text{Cr}\%] - 11.5[\text{Ni}\%] \\ - 5.5[\text{Al}\%] - 500[\text{P}\%] - 700[\text{S}\%] \dots\dots\dots (1)$$

一方、鈴木ら³⁾は、多成分系において各元素の固液平衡分配係数 k_x を実測し、この値と平居らによって与えられた成分Xによる液相線の温度降下係数 a_x の値²⁾から、固相線の温度降下係数を $b_x = a_x/k_x$ として求め、次の式を提案した。

$$T_s = (\text{Feの融点}) - a[\text{C}\%] - 16[\text{Si}\%] - 6[\text{Mn}\%] - 1.7[\text{Cr}\%] - 3.9[\text{Ni}\%] - 93[\text{P}\%] \\ - 1100[\text{S}\%] \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $a = 270$ (δ 凝固)

$a = 135$ (γ 凝固)

(1)式と(2)式に代表される従来の固相線温度の求め方は、以下の仮定に基づいている。

1. 平衡凝固

(1)式では平衡状態図に、(2)式では平衡分配係数に、それぞれ基づいている。

2. 液相面と固相面の平面近似

(1)式と(2)式で使われた線形関数は数学でいう超平面を仮定している。また、(2)式を求める際に用いた $b_x = a_x/k_x$ の関係は、液相面と固相面が共に平面であるときのみ成立する。

3. 共存元素間の反応の無視

両式とも各元素の濃度が独立して T_s と関係する形式を有しており、それぞれの元素間の相互作用は考慮されていない。

これらの仮定に基づく固相線温度算出式を実操業における鋼の凝固に適用するとき、以下の問題点が指摘される。

1. 平衡凝固では固相内の溶質濃度は均一になる。これに対して実操業の凝固では冷却速度が大きいために固液間で分配された溶質は固相内で十分に拡散できない。そのため、固相の平均濃度は平衡凝固の場合に比べて低くなり、それに対応して溶質は液相へ濃縮する。従って、実操業の凝固では凝固終了温度が平衡固相線温度より低くなる。

2. 液相面や固相面は曲面であるので、これを広範囲の組成と温度にわたって平面近似するならば、大きな誤差を生じる。

3. 実用鋼では、しばしば凝固末期に共晶反応[融液→鉄晶+MnS晶]を生じて、MnS系硫化物を晶出することが知られている。しかし、共存元素間の反応を考慮にいていない(1)、(2)式では共晶反応発生後の凝固終了温度、すなわち共晶反応終了温度を推定することは不可能である。

それゆえ本研究では、従来の固相線温度算出式の適用外に置かれていた鋼、すなわち上記の共晶反応によってMnS系硫化物を晶出する鋼を対象に、凝固過程における急冷組織の変化から凝固終了温度を判定し、この温度に及ぼす鋼の組成と冷却速度の影響を調べた。また、冷却曲線から得られた凝固開始温度と包晶温度についても検討を加えた。

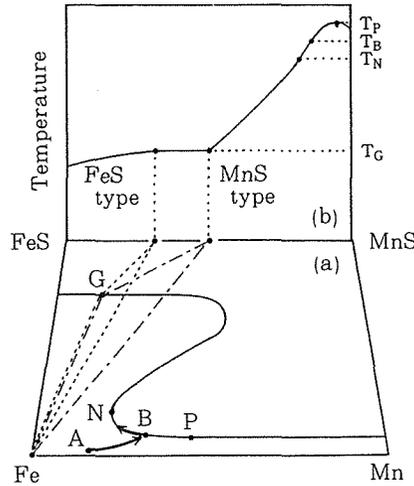


Fig. 1 Schema of Fe-Mn-S phase diagram.
 (a) Projection of eutectic line on the horizontal plane.
 (b) Composition of sulfide conjugating with eutectic liquid.

2. 実験方法

多くの試みにもかかわらず、これまでに信頼すべき凝固終了温度の実測値が報告されていないという事実は、その測定がいかに困難であることを示している。本研究では、共晶反応によって晶出する硫化物のサイズが冷却速度によって著しく変化することを利用して、この困難を克服しようとした。以下にその原理および具体的方法について述べる。

Fig. 1は、Fe-Mn-S三元系状態図⁴⁾の模式図である。(a)図は水平面上に投影された共晶線を、(b)図は共晶融液から晶出する硫化物の組成と温度をそれぞれ示している。共晶線は、Mn-MnS系二元共晶点に始まり、Feコーナー付近を経由してFe-FeS系二元共晶点に至るが、その途中の点Pで最高温度を示し、点NでMn濃度の極小値を示すという特異な形態を持つ。点Gは、[融液→鉄晶+MnS晶]の共晶反応が起こる最低温度であるとともに、[融液→鉄晶+FeS晶]の共晶反応が起こる最高温度でもある。従って、点Gでは[融液→鉄晶+MnS晶+FeS晶]の包共晶反応が起こる。初期組成Aの融液は凝固の進行に伴い初晶鉄を晶出しつつ、共晶線上の点Bに向かってMnとSを濃化していく。点Bに到達した融液は[融液→鉄晶+MnS晶]の共晶反応を続けながら、共晶線に沿って点Gに向かって移動し、やがて融液は消失する。従って、このような鋼における凝固終了温度は共晶融液の消失温度、すなわち共晶反応終了温度とみなすことができる。

Fig. 2中の写真は1% C-0.6% Mn-0.03% Sの溶鋼を2°C/minで冷却し共晶反応進行中の温度(1323°C)から急冷したときの組織を示す。ここでは、粗大な硫化物粒子と微細な硫化物集団が共存して観察された。顕微鏡観察においてそれぞれの硫化物が見られた視野数の全観察視野数に占める割合を求め、これらの割合と急冷温度の関係をFig. 2に示した。急冷温度が低下すると粗大硫化物は増加し、微細硫化物は減少して遂には全く観察されなくなった。この観察結果は、前者が2°C/minの徐冷中に、後者は急冷したときにそれぞれ未凝固融液から晶出したことを示唆する。すなわち、微細硫化物の集団は急冷直前における未凝固融液の痕跡であり、この組織の有無から凝固が終了したか否かを判定することができる。それゆえ、本研究ではこの未凝固融液の

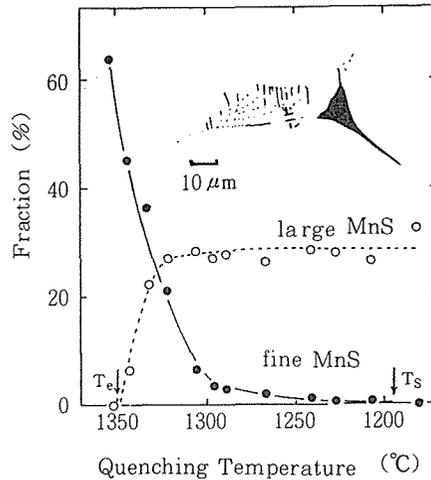


Fig. 2 The decreasing process of fine MnS (residual melt) corresponding to the increasing process of large MnS in 1%C-0.6%Mn-0.03%S steel cooled at 2° C/min.

T_e , T_s : eutectic and solidus temperatures.

痕跡が観察される頻度を、急冷温度を変えながら追跡し、これが消失する温度をもって凝固終了温度とした。なお、低Mn-高S鋼を急冷したとき、膜状のFeS系硫化物や塊状のMnS-FeS二相硫化物が観察されることがあった。これらのFeS系硫化物の存在は、前述の包共晶反応[融液→鉄晶+MnS晶+FeS晶]あるいは共晶反応[融液→鉄晶+FeS晶]が生じたことを意味する。これらの反応は1000°C以下の温度で生じる^{4),5)}ことと本実験での急冷温度が約1500°Cから1100°Cであったことから、FeS系硫化物の存在もMnS系微細硫化物と同じく急冷温度における未凝固融液の存在の根拠とした。

試料の作製及び、組織観察の方法を以下に述べる。縦型SiC炉を用い超高純度アルミナるつぼ内で約130gの鋼を溶融した後、るつぼ位置を下げることにより約4°C/cmの温度勾配を与え、その後炉温を下げて下方より一方向凝固させた。冷却中の様々な温度から、るつぼごと鋼を強攪拌水中に投入した。このとき、鋼を炉下部より取り出し水中に投じる作業は1s以内で行われ、るつぼは攪拌子により直ちに破砕された。こうして得られた直径25mm高さ35mmの円柱状インゴットの縦断面中央部10mm×10mmの部分について、400倍の光学顕微鏡を用いて約2000視野にわたり共晶硫化物を観察した。

凝固終了温度の他に、熱分析により凝固開始温度と包晶温度も併せて求めた。ただし、これらの温度については、過冷後に復熱したときの最高温度を測定した。

実験に用いられた鋼の組成と冷却速度をTable 1に示した。

Table 1. Composition (wt%) and cooling rate (°C/min) of ingots.

C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	Cooling Rate
0.02	0.03	0.21	0.006	0.006	0.08	0.5
~1.06		~2.62		~0.110		~14.8

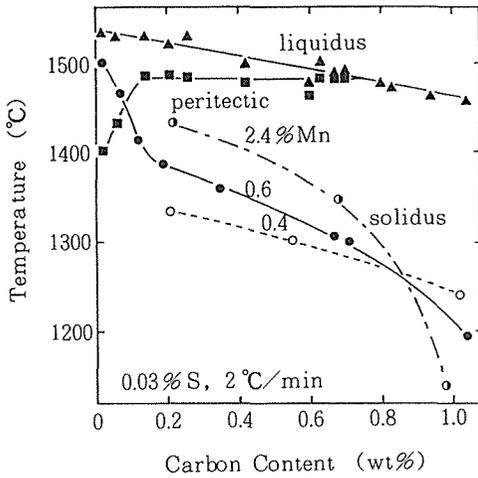


Fig. 3 Effect of carbon content on the solidification temperature range.

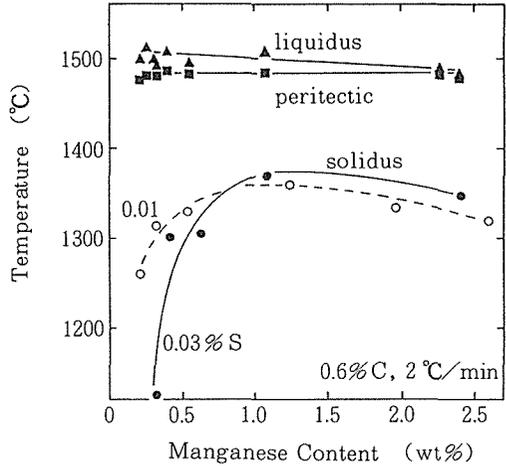


Fig. 4 Effect of manganese content on the solidification temperature range.

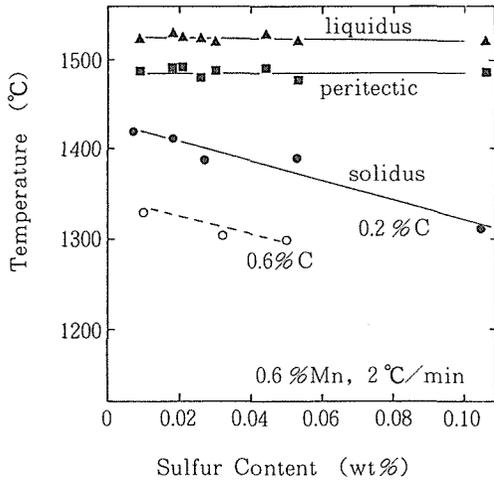


Fig. 5 Effect of sulfur content on the solidification temperature range.

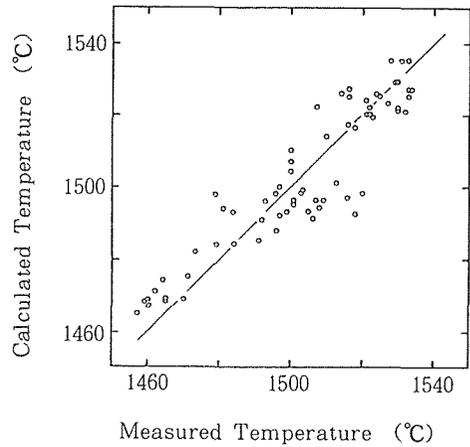


Fig. 6 Comparison between measured and calculated liquidus temperatures.

3. 結果と考察

3. 1 凝固温度区間に及ぼす組成の影響

(1) 凝固開始温度

鋼の凝固温度区間に及ぼすC, Mn, Sの影響をそれぞれ Fig. 3, Fig. 4, Fig. 5に示した。冷却速度はすべて2 °C/minである。いずれの場合においても、凝固開始温度は各成分の濃度の増加とともに直線的に降下したので、各成分 (wt%) と凝固開始温度 (°C) の関係を一次関数に重回帰して次の式を得た。

$$T_L = 1542 - 68[C\%] - 4.3[Mn\%] - 34[S\%] \dots\dots\dots (3)$$

Fig. 6は、(3)式の精度を示している。本実験で測定されたすべての凝固開始温度を横軸に示し、

Table 2. Comparison with former results of liquidus temperature.

Const.	C	Mn	S	Author
1539	70	5	25	Roeser etal.
1534	73	3	30	Chipman
1534	91	3.5	—	Mitsubishi
1538	$55[C\%]+80[C\%]^2, C<0.5$ $44-21[C\%]+52[C\%]^2, 0.5<C<1$	4.8	—	Hirai etal.
1536	$100.3[C\%]-27.4[C\%]^2-0.61$	$5.82[Mn\%]+0.3[Mn\%]^2$	—	Daido
1536	78	4.9	38	Kawawa etal.
1536	$0.1+83.9[C\%]+10[C\%]^2$	5.4	37	Watanabe
1542	68	4.3	34	Present work

それぞれの組成を(3)式に代入して計算された値を縦軸に示した。データは、多少ばらついてはいるが計算値と測定値の完全な一致を示す直線に沿って分布している。このときの相関係数は0.92と高く、これにより(3)式の妥当性が評価できる。Table 2に、これまで求められた多くの液相線温度算出式¹⁾のうち精度が良いとされているものを示した。これらの温度降下係数は、Cの項ではほとんどが70代、Mnの項で3~5.4、Sの項で25~38であり、いずれも(3)式の結果と近かった。

(2) 包晶温度

Fig. 3, Fig. 4, Fig. 5のいずれにおいても包晶温度は約1480℃であり、組成の影響は認められなかった。二元系状態図によれば包晶温度はFe-C系で1495℃⁶⁾、Fe-Mn系で1473℃⁷⁾、Fe-S系で1365℃⁸⁾と様々である。従って、包晶温度は鋼中のC、Mn、Sの濃度の変化に応じて変わるはずである。これに対して、本実験結果において包晶温度が一定になったのは、調査された組成範囲が小さかったためと思われる。

包晶反応が生じるC濃度範囲はFe-C二元系では $0.09 \leq C \leq 0.53 \text{wt}\%$ ⁶⁾であるが、本実験結果では約0.7%Cまで拡大された (Fig. 3)。この現象は、0.5~14.8℃/minのいずれの冷却速度においてもみとめられた。当初、この原因は共存元素のMnあるいはSの影響によるものではないかと考えたが、包晶反応を生じるC濃度範囲に及ぼす共存元素の影響を調べたKagawaら⁹⁾の報告によると、Si、Cr、Moは拡大元素として、またMn、Ni、Cuは縮小元素として作用し、P、S、Tiは影響が少ないとされている。従って、本実験において共存元素の影響により包晶領域が拡大されたとは考え難い。

Jacobiら¹⁰⁾は、種々のC濃度を有する約40gの鋼を12~30℃/minの速度で冷却し、その凝固過程を調査した。その結果、平衡凝固では γ 晶が初晶として晶出する鋼種においても、液相が大きく過冷すれば準安定 δ 晶が安定 γ 晶に先だって晶出することを見いだした。彼らは、この現象をFig. 7に示された準安定状態図を用いて説明した。すなわち、0.53%C以上の組成域ではL/ γ の安定系液相線 $T_L(\gamma)$ の低温側にL/ δ の準安定系の液相線 $T_L(\delta)$ があるので、液相が $T_L(\delta)$ 以下の温度まで過冷すると準安定 δ 晶が晶出し、その後これが安定 γ 晶に変態すると説明した。これに対して溝口¹¹⁾は、少量の試料をるつぼ中で凝固させる場合には核生成が困難ゆえ大きく過冷しうるが、温度勾配下で凝固する実作業ではJacobiらの報告したような現象は起こらないと述べている。しかし、本実験では温度勾配下で一方向凝固させたにもかかわらず、 $C \leq 0.7 \text{wt}\%$ の範囲で2段の熱停滞が観測された。この原因が、Jacobiらの説明したような液相の過冷による準安定 δ 晶の晶出であるか否かを知るため、熱分析で測定された過冷度を検討した。その結果、本実験での過

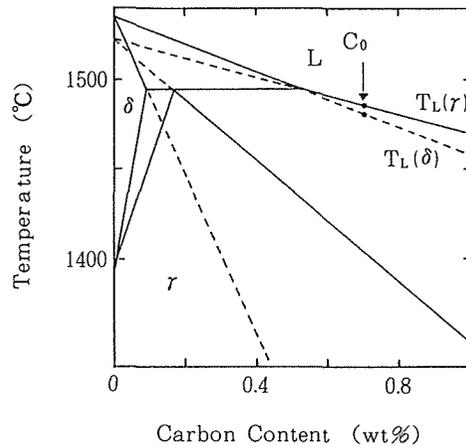


Fig. 7 Fe-C phase diagram with stable and unstable solidification lines.

冷は0~3°Cと小さく、0.7% Cにおける $T_L(\gamma)$ と $T_L(\delta)$ の差である4°C⁶⁾には達しなかった。ただし、熱分析に用いられた熱電対は肉厚1mmのアルミナ保護管を介して溶鋼に浸漬されたため、短時間の温度変化に鋭敏に追随したとは言い難い。従って、実測された過冷度が状態図から読み取られた値に達していなかったという結果のみから、過冷が準安定 δ 晶の晶出を誘発したという考えを否定することはできない。

現在のところ包晶濃度域拡大の原因は明かにし得ていないが、鋼の凝固を扱う上で重要な問題であるので、今後一層の検討を要する課題であると思われる。

(3) 凝固終了温度

i) C濃度の影響 Fig. 3に、C濃度と凝固終了温度の関係に及ぼす共存Mn濃度の影響が示されている。0.6%Mn鋼に見られる通り、約0.1% Cを境にして凝固終了温度降下の勾配が変化した。すなわち、約0.1% C以下の δ 単相凝固鋼では約860°C/[%C]、それ以上のC濃度の包晶凝固鋼及び γ 単相凝固鋼では約220°C/[%C]であった。これは、L/ δ 間のC分配係数の値がL/ γ 間の値より小さく、低C側ではそれだけ液相へのC濃化が激しいことによると考えられる。

0.4, 0.6, 2.4%MnのいずれのMn濃度においても、C濃度が増すにつれて凝固終了温度は低下する。温度低下のC濃度依存性はMn濃度が高いほど著しく、その結果約0.8% C以下では高Mn鋼ほど凝固終了温度が高いのに対し、それ以上のC濃度では逆に低Mn鋼ほど高い凝固終了温度を示した。

ii) Mn濃度の影響 Fig. 4は、C濃度を0.6%に固定したときのMn濃度と凝固終了温度の関係である。0.01と0.03wt%のSが共存する場合のいずれにおいても、約1%程度のMnを含む鋼で凝固終了温度は最高値を示した。このような挙動は、Fig. 1に示したように共晶線が点Pにおいて最高温度を示すということから自明のことであろう。すなわち、未凝固融液が共晶線に達する点(Fig. 1の点B)がPから離れるほど、換言すれば共晶反応温度が低くなるほど、その終了温度も低下すると容易に推論される。(1)式と(2)式に示した従来の算出式では、Mn濃度の増加は固相線温度を単調に低下させるのみであり、本実験結果に見られたような最高温度を示すものではない。この原因は、これらの式を求める際の条件として、凝固中に生じる共晶反応を考慮していないことによる。

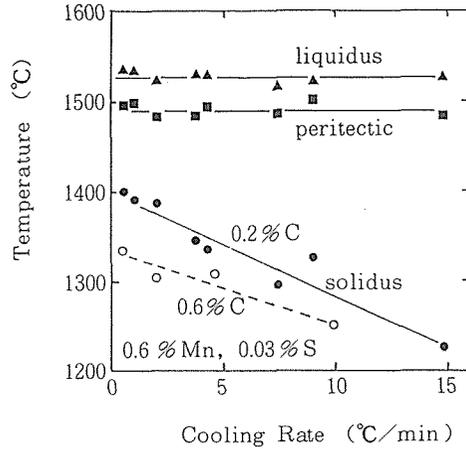


Fig. 8 Effect of cooling rate on the solidification temperature range.

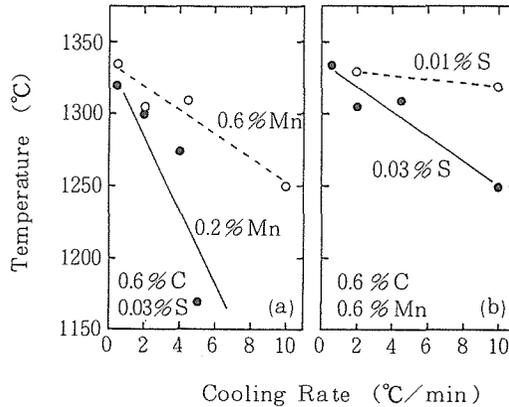


Fig. 9 Effect of cooling rate on the solidus temperatures of various steels.

iii) S 濃度の影響 S 濃度と凝固終了温度の関係が、Fig. 5 に示されている。凝固終了温度は、共存 C 濃度にかかわらず約 $1000^{\circ}\text{C}/[\% \text{S}]$ の勾配を有する直線になった。Fig. 3 や Fig. 4 の場合とは異なり Fig. 5 で直線になったのは、調査された濃度範囲が C や Mn に比べて S では小さかったためと思われる。

3. 2 凝固温度区間に及ぼす冷却速度の影響

Fig. 8 に凝固開始温度、包晶温度、凝固終了温度に及ぼす冷却速度の影響を、0.2% C-0.6% Mn-0.03% S 鋼について示した。前二者の温度は冷却速度の影響を受けなかった。これに対して、凝固終了温度は冷却速度の増加とともにほぼ直線的に低下した。図中の白丸で示した 0.6% C-0.6% Mn-0.03% S 鋼の凝固終了温度もほぼ同様の挙動を示したが、その勾配は 0.2% C 鋼に比べてやや緩やかであった。

Fig. 9 は、凝固終了温度と冷却速度の関係に及ぼす Mn と S の濃度の影響を示している。冷却速度の増加に伴って凝固終了温度が低下する程度は、Mn 濃度が低いほど (Fig. 9-(a))、S 濃度が高いほど (Fig. 9-(b))、著しいことがわかる。

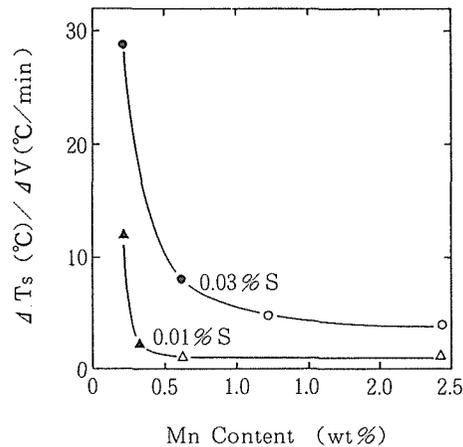


Fig. 10 Effect of Mn and S contents on the degree of the solidus temperature drop (ΔT_s) with increasing cooling rate (ΔV).
Closed marks: FeS, open marks: MnS.

以上のように、冷却速度の増加は凝固終了温度のみを低下させ、その低下率は低C、低Mn、高Sの鋼で大きくなった。冷却速度の増加に伴う凝固終了温度の低下は非平衡凝固を考えると容易に理解される。また、その程度が鋼種によって異なった理由は共晶融液の凝固過程から以下のように説明できる。

Fig. 9における各直線の勾配は、冷却速度増加に伴う凝固終了温度の低下率を示す。Fig. 10は、この低下率に及ぼすMnとSの濃度の影響を示す。図中の塗りつぶしのマークは急冷時にFeS系硫化物が、他はMnS系硫化物がそれぞれ晶出した鋼種であることを示す。図より、冷却速度増加に伴う凝固終了温度の低下が著しい鋼種では急冷時にFeS系硫化物が晶出する傾向がみとめられる。FeS系硫化物は、S濃度に対してMn濃度が低い融液から晶出する⁴⁾。急冷に際してFeS系硫化物が晶出した鋼種においても凝固終了まで徐冷した場合にはすべての硫化物はMnS系であったという事実は、急冷に際して未凝固融液が急速凝固するときのみ、融液中のMnが欠乏したことを意味する。急速凝固時における融液中のMnの欠乏は、Fig. 1に示されたFe-Mn-S三元共晶線の形状から、徐冷中もしくは急冷中に未凝固融液の組成が点Nを通過することによって起こるといえる。なぜなら点N通過後のMn濃度の増加は鉄晶と硫化物晶から融液へのMnの拡散供給により可能になるが⁴⁾、急冷中にはMnの拡散が起きないからである。点Nを通過した融液は、急速凝固時に高融点のMnSを晶出できずに点Gの温度まで残存し、ここで[融液→鉄晶+MnS晶+FeS晶]の包共晶反応を起こし、さらに温度が下がって[融液→鉄晶+FeS晶]の共晶反応を起こしてFeS系硫化物を晶出して凝固を終えると考えられる。共晶融液中のMn濃度は拡散に依存するので、融液がどの程度の低温まで残存するかは冷却速度に依存する。つまり、比較的遅い速度で冷却する場合、点N通過後の融液は平衡条件に比べて低Mnになりながらも既晶出の固相からある程度のMnの供給を受けるので、その凝固終了温度は平衡凝固温度からさほど低下しない。従って、融液の組成が点Nを通過する場合、凝固終了温度は冷却速度の影響を著しく受ける。一方、融液の組成が点Nに達する前に凝固を終了する場合、速い速度の冷却でも融液中のMnの欠乏は起こらないので、凝固終了温度は冷却速度の影響を受けない。融液の組成が点N

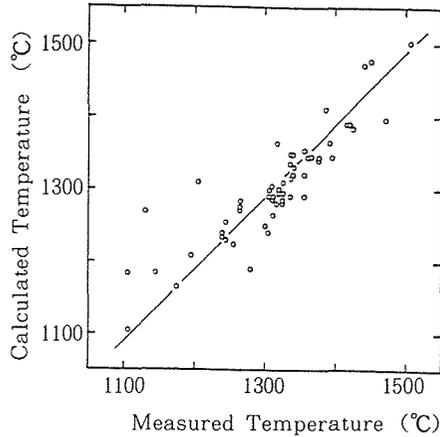


Fig. 11 Comparison between measured and calculated solidus temperatures.

を通過するか否かは、鋼の初期組成に依存する。すなわち、低 Mn-高 S の鋼は点 B が点 N に近いので多くの融液が点 N を通過する。一方、高 Mn-低 S の鋼は点 B が点 N から遠く点 P に近いので、点 N を通過する前に凝固が終了するか、あるいは通過してもその量は少ないであろう。以上のように、冷却速度が増加するときの凝固終了温度の低下率は低 Mn-高 S の鋼では大きく高 Mn-低 S では小さいとの実験結果を、凝固末期の共晶融液の組成変化から説明できる。また、C が Mn と同様の効果を示した理由は、高 C の共存により共晶線が Fe-S 二元系側へ移動する⁵⁾ことを考えると、初期組成点 A と共晶線の距離という観点からは C 濃度の増加は Mn 濃度の増加と同じであることで理解される。

3. 3 凝固終了温度算出式

鋼の組成と冷却速度から凝固終了温度を求める数式はこれまで報告されていない。従って、本実験結果をまとめて数式化できれば、非平衡凝固する鋼の凝固終了温度を推定する際に有用であろうと思われる。凝固終了温度に及ぼす S の影響は単純であったが (Fig. 5)、C の影響は共存する Mn の濃度によって変化し (Fig. 3)、Mn の影響は単独でも最高値を有する高次の曲線を示し、さらにこの曲線が共存 S 濃度によって著しく変化した (Fig. 4)。また、冷却速度の増加は凝固終了温度の低下をもたらしたが、その程度は鋼の組成によって著しく変化した (Fig. 8, Fig 9)。このような複雑な挙動を示す凝固終了温度を組成と冷却速度の関数で表現するとき、しかるべき関数の形式を知らねばならないが、本研究においては理論的意味を有する適切な関数の設定に成功しなかった。しかしながら、凝固終了温度という目的変量に対して影響が大きいと思われる説明変量を本実験結果をもとに試行錯誤的に設定し、重回帰分析法を用いて次の式を求めた。

$$\begin{aligned}
 T_s = & 1360 - 130[C\%] + 94[Mn\%] - 120[S\%] \\
 & + (-50[C\%] - 4.1[Mn\%] + 340[S\%])[Mn\%]^2 \\
 & + (14 + 1.2/[C\%] - 4.6/[Mn\%] - 620[S\%])[V^\circ\text{C}/\text{min}] \dots\dots\dots (4)
 \end{aligned}$$

この式の適用範囲は、 $0.02 \leq C \leq 1.06$, $0.21 \leq Mn \leq 2.62$, $0.006 \leq S \leq 0.110$ (wt%), $0.5 \leq V \leq 14.8$ ($^\circ\text{C}/\text{min}$) である。(4)式の精度について、Fig. 6 の場合と同様の方法で Fig. 11 に示した。約 1200°C 以下で誤差が大きくなったが、ほとんどのデータは傾き 45° の直線に沿って分布した。このときの相関係数は 0.88 であった。

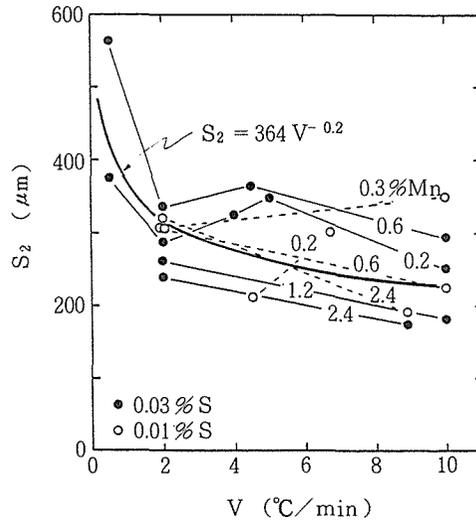


Fig. 12 Relation between secondary dendrite arm spacing S_2 (μm) and cooling rate V ($^\circ\text{C}/\text{min}$).

(4)式の使用に際しては鋼の組成とともに冷却速度を知らねばならない。冷却速度が不明である場合でも(4)式の使用を可能にするため、デンドライトのサイズが冷却速度と密接に関連することに着目し、両者の関係を求めた(Fig.12)。デンドライトの側枝間距離 S_2 (μm) と冷却速度 V ($^\circ\text{C}/\text{min}$) の関係は、 $S_2 = AV^{-n}$ (A と n は正の定数) として記述できることが知られている¹²⁾。ここでの A や n の値は鋼種により異なるべきものであるが、Fig.12において組成変化に対する側枝間距離の変化についての規則性は認められなかった。それゆえ、本実験で調査されたすべての鋼種について1つの関係式で表した。

$$S_2 = 364V^{-0.2} \dots\dots\dots (5)$$

これにより、冷却速度が不明であってもデンドライトサイズを知ることにより凝固終了温度を推測し得る。

4. 結 言

炭素鋼の凝固温度区間に及ぼす組成と冷却速度の影響を調査した結果、以下の結論を得た。

1. 凝固開始温度 ($^\circ\text{C}$) は組成 (wt%) のみの影響を受け、その関係は次の式で記述できた。

$$T_L = 1542 - 68[\text{C}\%] - 4.3[\text{Mn}\%] - 34[\text{S}\%]$$

2. 凝固終了温度 ($^\circ\text{C}$) は組成 (wt%) とともに冷却速度 V ($^\circ\text{C}/\text{min}$) の影響を受け、その関係は次の式で記述できた。

$$\begin{aligned} T_s = & 1360 - 130[\text{C}\%] + 94[\text{Mn}\%] - 120[\text{S}\%] \\ & + (-50[\text{C}\%] - 4.1[\text{Mn}\%] + 340[\text{S}\%]) [\text{Mn}\%]^2 \\ & + (14 + 1.2/[\text{C}\%] - 4.6/[\text{Mn}\%] - 620[\text{S}\%]) [V^\circ\text{C}/\text{min}] \end{aligned}$$

両式の適用範囲は、 $0.02 \leq \text{C} \leq 1.06$ (wt%), $0.21 \leq \text{Mn} \leq 2.62$ (wt%), $0.006 \leq \text{S} \leq 0.110$ (wt%), $0.5 \leq V \leq 14.8$ ($^\circ\text{C}/\text{min}$) である。

終わりに、本研究経費の一部は昭和58年度科学研究費補助金によったことを付記して謝意を表

します。

参 考 文 献

- 1) 日本鉄鋼協会 編：第3版鉄鋼便覧 I, 基礎, 丸善, (1981), p.205
- 2) 平居正純, 金丸和雄, 森 久：学振19委-8837, (1968), 凝固-46
- 3) 鈴木 真, 梅田高照, 木村康夫：鉄と鋼, 67, (1981), p.S142
- 4) 伊藤洋一, 米澤 襄, 松原嘉市：鉄と鋼, 65, (1979), p.393
- 5) 伊藤洋一, 米澤 襄, 松原嘉市：鉄と鋼, 65, (1979), p.1149
- 6) Binary Alloy Phase Diagram, 1, (1986), p. 561, ASM
- 7) Binary Alloy Phase Diagram, 1, (1986), p. 1079, ASM
- 8) Binary Alloy Phase Diagram, 2, (1986), p. 1101, ASM
- 9) A.Kagawa and T.Okamoto : Materials Science and Technology, 2, (1986), p. 997
- 10) M.Jacobi and W.Pitsch : Arch, Eisenhuettenwes, 46, (1975), p. 417
- 11) 溝口庄三：金属学会報, 26, (1987), p.490
- 12) 日本鉄鋼協会, 鉄鋼基礎共同研究会, 凝固部会 編：鉄鋼の凝固, (1977), p.付-3