



Title	酸化物フラックスによる炭素鋼の大過冷却
Author(s)	工藤, 昌行; Kudoh, Masayuki; 田中, 順一 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 162, 191-202
Issue Date	1993-01-29
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/42345
Type	departmental bulletin paper
File Information	162_191-202.pdf



酸化物フラックスによる炭素鋼の大過冷却

工藤 昌行* 田中 順一*
奥山浩二郎** 大笹 憲一*

(平成4年9月18日受理)

Large Undercooling due to Oxide Flux in Plain Carbon Steel

Masayuki KUDOH, Jun-ichi TANAKA,
Kohjiroh OKUYAMA and Ken-ichi OHSASA

(Received September 18, 1992)

Abstract

In this study, a new flux for achieving high undercooling in plain carbon steel was developed. The flux made was by mixing of Al_2O_3 , SiO_2 and CaO . Carbon steel weighing 100g, was inserted into an alumina crucible and covered with the flux, was melted and frozen with a slow cooling rate. Then, it could be statically undercooled and the undercooling in the carbon steel was changed with the flux composition. In this experiment, carbon steel was cooled down to 232K by using the flux of 14% Al_2O_3 -57% SiO_2 -29% CaO . The microsegregation abruptly reduced to below the undercooling of around 50K resulting from the rapid increase in partition coefficient, and the hardness profile in the plain carbon steel undercooled till 213K was uniform according to a short period from the start to end of the solidification. It is considered as a mechanism to obtain high undercooling that alumina inclusions are eliminated from molten steel to the flux and that soluble oxygen in the molten steel is decreased with reduced Si from SiO_2 in the flux.

1. 緒 言

溶湯を過冷却させる方法には、急速冷却によって核生成とそれに続く結晶成長を遅らせるか、あるいは緩冷却であっても異質核生成させない二つの方法がある。前者はアモルファスの作製に応用され、種々の急速冷却法が開発されている¹⁾。一方、後者については溶湯を小滴に分割する方法²⁾、あるいはエマルジョン法³⁾があり、またガラススラグ法などがよく知られた過冷却法である⁴⁾。後者で得られる過冷却を静的過冷却と呼称しているが、静的過冷却を生じる上記以外の方法の検討と、なぜ静的に過冷却するかについての検討はまだ少ない。

本研究は、ガラススラグ法に用いられるガラス成分で、どの成分が過冷却に有効なのかを検討して、新しい静的過冷却法を見いだすと共に、その過冷却機構および大過冷却した材料の特性な

* 金属工学科 金属工学第三講座

** 現在、松下電器㈱

を普通炭素鋼を対象にして検討した。

静的過冷却法は大きな冷却速度を必要としないため、比較的大きい試料を過冷却することができ、また同じ過冷度を常に再現できる可能性があり、そのため過冷却を制御できる有望な方法と考えられる。

2. 実験方法

Fig. 1 は、るつぼに試料を挿入したときの模式図である。るつぼは高純度アルミナ質であり、内径20mmである。用いた炭素鋼の組成を Table 1 に示す。炭素鋼は直径約3 mmの棒状であり、約70mmの長さに切断して垂直に挿入し、その上を顆粒状のフラックスで覆った。炭素鋼の重量は0.1kgである。測温は6.30Pt. Rh 熱電対を用い、るつぼと同質のアルミナ熱電対保護管の先端位置を試料溶解時の試料高さの半分になるように予め設定した。また保護管をアルミナセメント

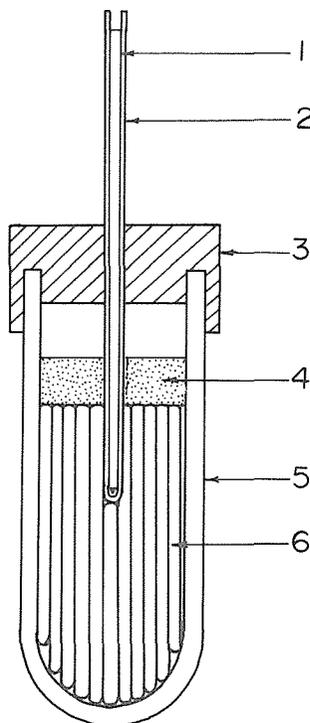


Fig. 1 Schematic illustration of a crucible which were charged with rod shaped carbon steel.

- 1: thermocouples, 2: protective tube,
3: alumina cement, 4: flux,
5: alumina crucible, 6: specimen.

Table 1 Chemical composition of specimen used for the experiment. (mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.20	0.24	0.52	0.012	0.010
Al	Cu	Ni	Cr	
0.002	0.016	0.006	0.013	

でるつぼ上端位置に固定し、るつぼを熱電対用保護管で吊すことが出来るようにした。これはできるだけるつぼ全体を一定速度で冷却するためである。試料の溶解は、予め1273K程度まで加熱してあるケラマックス炉の均熱帯にるつぼを吊し、1833Kまで加熱し、その温度で900s保持した後、試料を炉の上部に引き上げ、約4 K/sの速度で冷却した。この試料昇温過程で、フラックスが初めに溶解して試料間隙を通ってるつぼ下部に溜り、ついで試料が下部から溶解し、溶湯とフラックスとが置換し、最終的にフラックスは溶鋼を包み込むように存在した。

デンドライト観察およびマイクロ偏析を調査する場合は1473Kで試料を急冷し、硬度試験を行う場合はその温度から空冷した。

さらに溶質元素による過冷度への影響を調査するために、C, Si, Mn, Alを溶質とした鉄基二元合金をアルゴンアーク溶解炉で溶解し、0.1kgの母材を作製し、その内の0.05kgを試料として用いた。溶解凝固手順は上述と同じである。

フラックスは以下のようにして作製した。ガラススラグ法で用いられるガラスは市販のもので

あることが多いので、本実験では、その中に含まれる組成で Al_2O_3 、 SiO_2 を基本成分とし、それに CaO を加えた三元系フラックス、あるいは CaO の代わりにアルカリ金属、アルカリ土類金属の酸化物 Na_2O 、 Li_2O 、 MgO さらには B_2O_3 を加えた三元系フラックスとした。フラックスは粉末状の酸化物を所定の割合に混合してアルミナるつぼに入れ、電気炉で加熱し、1773K で1.8ks 保持したのち水冷して、その後粉碎して使用した。

3. フラックスによる効果

3.1 フラックス組成

Al_2O_3 と SiO_2 に CaO を加えたフラックスで、 Al_2O_3 を14%と一定にして、 SiO_2 、 CaO の混合割合を変化させたときの、過冷却度と CaO 組成%との関係を Fig. 2 に示す。組成が変化することによって過冷却度は最小150K、最大232K まで変化し、2 回の繰り返し実験でいずれもほぼ同じ過冷却度を再現した。一方、 CaO を29%と一定にして Al_2O_3 、 SiO_2 の混合割合を変化させたときの、過冷却度と Al_2O_3 組成%との関係を Fig. 3 に示す。過冷却度は組成によって変わることは Fig. 2 と同じであるが、過冷却度に大きな範囲があり、過冷却度を制御する観点からは Al_2O_3 と SiO_2 の組成%を変える方が良いことになる。ここで Fig. 2 の破線の右側はフラックスがガラス組成であり、Fig. 3 の破線内がガラス組成を意味する。ここで用いた0.2%炭素鋼を最も大きく過冷することが出来た Al_2O_3 、 SiO_2 および CaO フラックスの組成比は14 : 57 : 29であった。

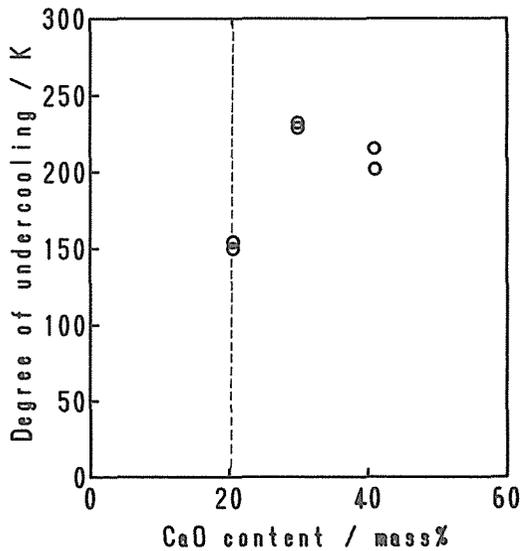


Fig. 2 Change in undercooling of carbon steel due to CaO content in the oxide flux of Al_2O_3 - SiO_2 - CaO .

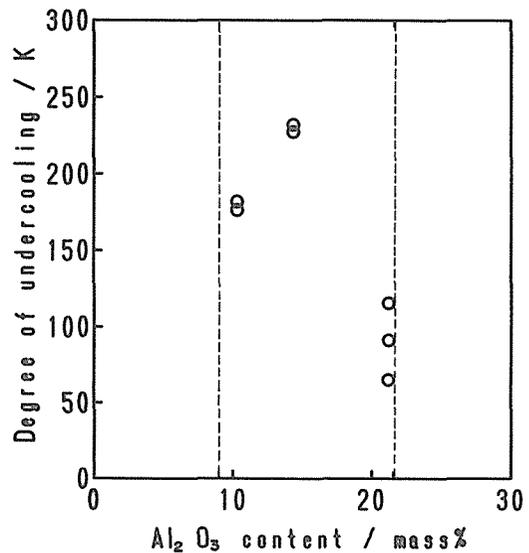


Fig. 3 Change in undercooling of carbon steel due to Al_2O_3 content in the oxide flux of Al_2O_3 - SiO_2 - CaO .

エマルジョン法のように、試料が融体で包み込まれていることが過冷却する原因の一つであると考えられている³⁾。Table 2 は、Fig. 2、Fig. 3 に用いた実験後のフラックスの軟化温度および融点と推定される温度を、示差熱膨張試験で求めた結果である。いずれのフラックスも試料が実際に凝固を開始するまでは融体であることから、試料を融体のフラックスで包み込むことが直接過冷却度を定める要因とはならない。

Table 2 Relationship among melting and softening temperatures of the flux and undercooling in the oxide flux of Al_2O_3 - SiO_2 - CaO .

Al_2O_3	SiO_2	CaO	melting temp. K	Softening temp. K	Ave. ΔT , K
7	64	29	1567	1163	160
14	57	29	1591	1182	232
21	50	29	1631	1207	96
14	66	20	1557	1230	150
14	46	40	1604	1243	210

次に Al_2O_3 と SiO_2 の酸化物に CaO 以外の酸化物を加えたフラックスを用いたときの過冷度を Table 3 に示す。過冷度は一回の溶解-凝固で得られた値である。 CaO の代わりにアルカリ金属あるいはアルカリ土類金属の酸化物を用いても炭素鋼は過冷したが、その大きさは Al_2O_3 - SiO_2 - CaO フラックスより小さかった。しかしアルカリおよびアルカリ土類金属の酸化物を加えたフラックスは、 Al_2O_3 - SiO_2 - CaO フラックスよりるつぼおよび熱電対用保護管に対する反応性が強く、短時間でしか実験が行えないなどの制約が大きかったため、酸化物の組成比を変動することが出来ず、最適組成を決定できなかった。 B_2O_3 の場合は28K の過冷度を得たが、この過冷度はフラックスを用いない場合でも得られる過冷度であり、 B_2O_3 は過冷度の発現に対する効果は小さいと言える。従って以後の検討は最大過冷度が得られた 14% Al_2O_3 -57% SiO_2 -29% CaO フラックスを用いて行った。

Table 3 Chemical composition of the flux and undercooling.

flux composition						undercooling
Al_2O_3	SiO_2	Na_2O	Li_2O	MgO	B_2O_3	K
50	10	40	—	—	—	46
58	14	—	28	—	—	89
47	26	—	—	27	—	97
56	14	—	—	—	30	28

3.2 試料形状およびフラックス量

るつぼに挿入した試料形状によって過冷度は変化した。Fig. 4 は、るつぼに挿入した試料形状の模式図であり、数字は試料の総表面積である。(a) は一個のブロック形状であり、(b) はそのブロックから角状に切り出したものであり、(c) は供試材の形状そのままの針金状のものである。

(a)、(b) の試料は(c) の試料をタンマン炉で溶解して作製した。最も過冷した Al_2O_3 - SiO_2 - CaO フラックスを用いてそれぞれを溶解-凝固した結果を Fig. 5 にしめす。試料の総表面積の増加とともに過冷することから、熔融フラックスと溶解時の試料との接触面積が多いほど過冷しやすいことになる。

一方、試料に添加するフラックス量が少ないと過冷度は小さくなる。その結果を Fig. 6 に示す。破線で示した 7 g のフラックス量は、このるつぼでの溶湯表面を覆うことが出来る最小量である。この量以上ではほぼ最大の過冷度を出現できるが、それ以下ではその量に比例して過冷度は減少した。Fig. 7 は、フラックス量とフラックスで覆われている溶湯の液体状態での保持時間との関係である。フラックス量が少ない場合は、保持時間が長くなるにつれて過冷度はより小さくなるが、溶湯表面が覆われていれば、保持時間に関係なく最大過冷度を得られる。このことは、フラック

スが高温状態でも長時間安定であることを示している。

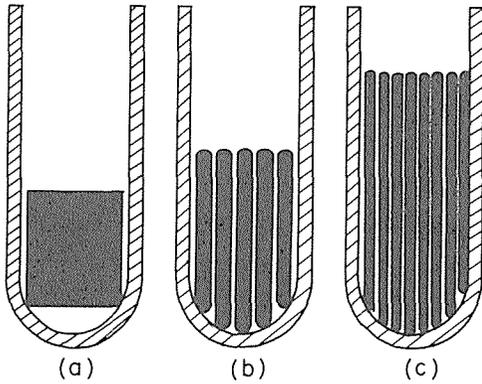


Fig. 4 Shapes of melting specimens.
(a) 36cm², (b) 133cm², (c) 172cm².

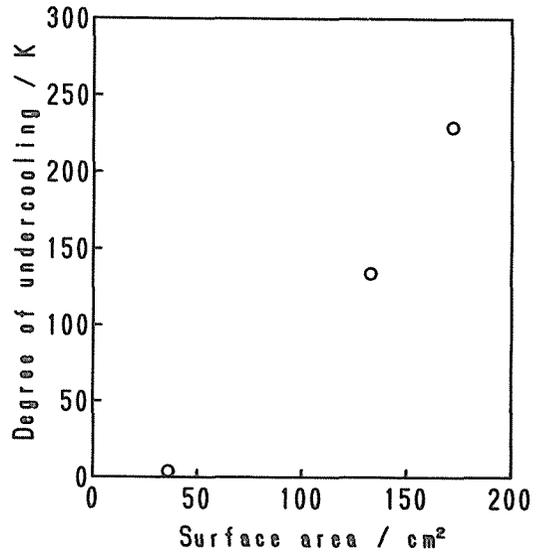


Fig. 5 Surface area of the specimen vs. degree of undercooling.

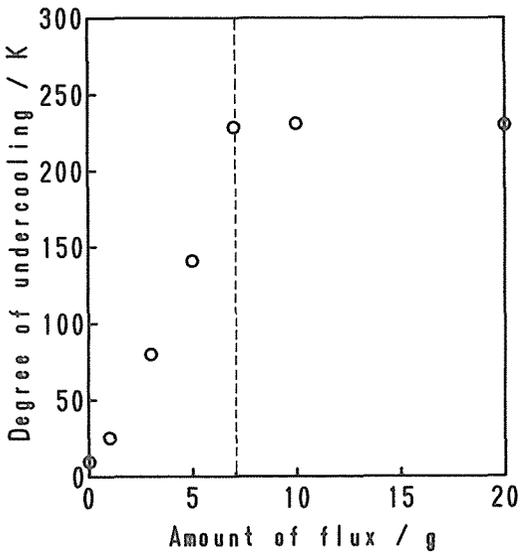


Fig. 6 Amount of the oxide flux vs. degree of undercooling.

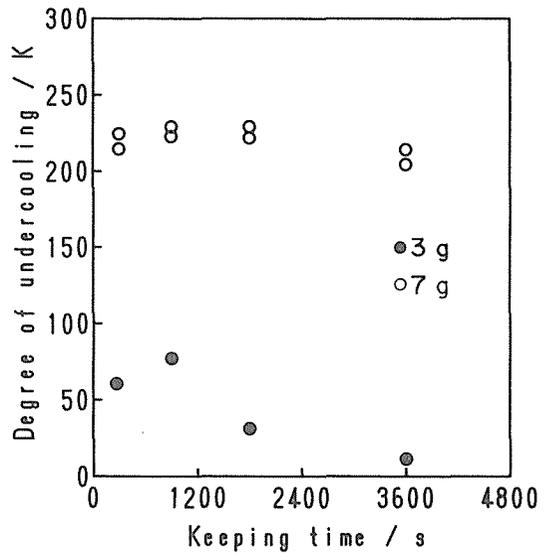


Fig. 7 Keeping time of molten steel vs. degree of undercooling.

4. 過冷却機構

4.1 アルミナの影響

3.1節で述べた最も過冷したフラックスを用い、Al量の異なった試料の過冷度に及ぼすAl量と溶解雰囲気の影響をFig. 8に示す。試料の母材を作製するときタンマン炉で溶解-凝固したものを還元溶解、大気下で溶解-凝固したものを大気溶解としている。還元雰囲気でもAlが多くなるにともないアルミナ量が多くなり、また大気雰囲気中で溶解した母材中のアルミナ量は還元雰囲気より多いと予想される。還元溶解試料はAl量の増加とともに過冷度は急速に減少した。また大気溶解した試料はAl量が少なくても過冷度はほぼゼロであるが、その試料のフラックスを新しいフラックスに入れ換えて再溶解し凝固する大きな過冷度が得られた。このことは純鉄の異質核生成に関して指摘⁹⁾されていると同じように、炭素鋼でも過冷度を決める大きな要因の一つは、アルミナであり、この非金属介在物をフラックスで除去することが、大きな過冷却を発現すると考えられる。また同じフラックスを用いて鉄基二元合金の過冷を調査した結果でも、Fe-Al合金はほとんど過冷せず、純鉄の異質核生成はアルミナが主因であることを示した。その他は溶質量にもよるがC、Si、Mnの順に大きな過冷度が得られた。この結果をFig. 9に示す。

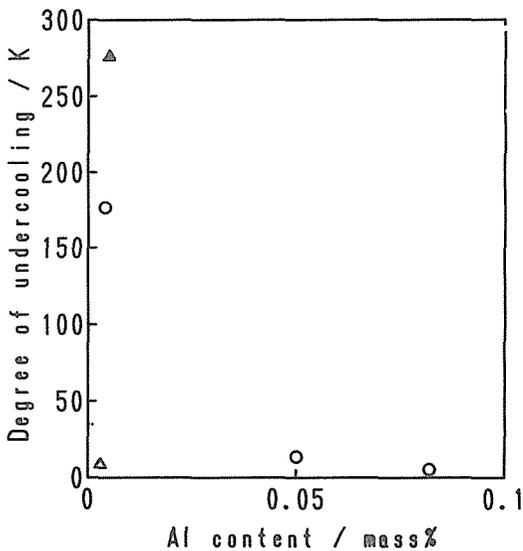


Fig. 8 Effects of melting atmosphere and aluminum content on undercooling.

- Mother steel melted under reducing atmosphere.
- △ Mother steel melted in air.
- ▲ Specimen, which was melted in air, was replaced by new flux.

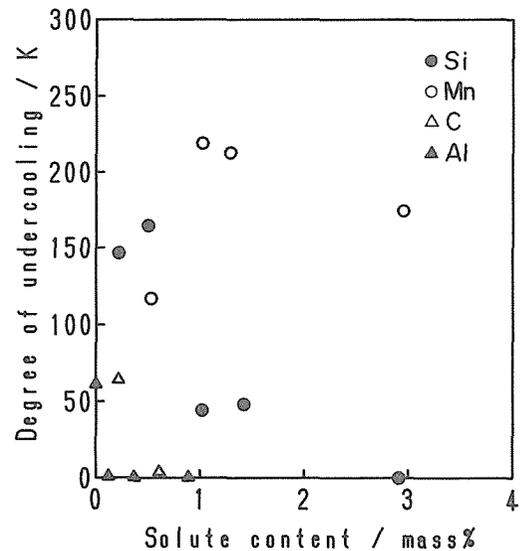


Fig. 9 Solute element vs. degree of undercooling in iron base binary alloy

4.2 フラックス中の組成変化

Table 4は、フラックスの作製時および小さい過冷度と大きな過冷度が得られたときの実験後のフラックスの分析値である。ここで用いたフラックスは14%Al₂O₃-57%SiO₂-29%CaO組成である。過冷度が大きくなるにつれてフラックス中にはMnO、FeO成分が増加している。一方、鋼中の組成は、Mnが減少し、Siは増加した。ここで用いたフラックスのCaO/SiO₂はすべて1より

小さい値であることから、酸性スラグであり、Mnがフラックス中のSiO₂を還元して⁶⁾鋼中にSiを増すことになる。すなわち溶鋼中に溶解している酸素は冷却過程で過飽和となり、酸化物を形成しやすくなるが、還元されたSiが多くなれば溶鋼中の平衡酸素量は減少することになり、アルミナの生成はしづらいことになる。そこでAl₂O₃-SiO₂-CaOフラックスからSiO₂を除いたAl₂O₃-CaO二元系フラックスを用いて静的過冷却の実験を行ったが⁷⁾、このフラックスでは過冷しなかった。したがってこのことからSiO₂の役割は大きいと見られる。しかしアルカリ系の酸化物が過冷却の発現に何故有効なのかは不明であり、今後の検討が必要である。

Table 4 Change in the flux composition before and after experiments.

composition		Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MnO	FeO
before experiment		18.8	59.7	23.1	—	—
afterexperi	Δ T= 3K	18.7	59.0	23.1	0.65	0.10
	Δ T=230K	18.5	58.6	21.7	1.63	0.39

5. 過冷却した材料の特性

5.1 冷却曲線と凝固組織

本実験による冷却方法では、過冷却が小さいとき、つば内面近傍から凝固を開始し、過冷却の増加と共に溶鋼内の任意の場所から凝固を開始する。Fig. 10(a), (b)は、過冷却が12Kと230Kの時の冷却曲線である。過冷却の小さい(a)では凝固開始後の再熱は小さく、さらに包晶変態とみられる変曲点も存在する。しかし(b)のように過冷却が大きくなると再熱は大きくなり包晶変態点は観察されなくなる。炭素鋼の凝固終了温度を温度測定で求めることは一般的に困難であるため、平居らの式⁸⁾を用いて炭素鋼組成から固相線温度を算出すると1760Kとなり、その温度で凝固終了すると仮定すると過冷却が12Kでは凝固時間が28s、230Kではその温度まで再熱が達しないことから数秒以内となり、大きく過冷する方が凝固時間は短くなる。さらに大きな過冷却では準安定相が初晶として晶出する⁹⁾ことが知られていることから、本実験も230Kまで過冷することによって、液相から直接準安定γ晶が晶出したとみられ、そのため冷却曲線上に包晶反応の変態点が生じなかったと考えられる。

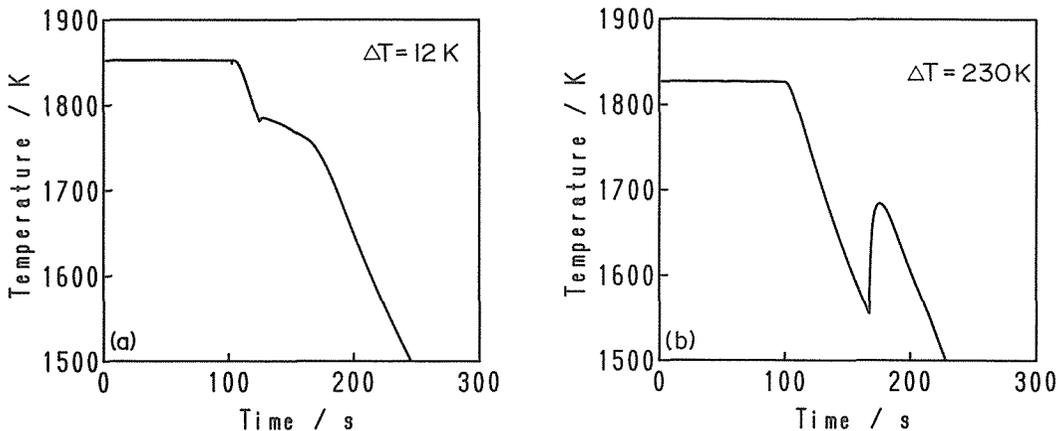


Fig. 10 Cooling curve of undercooled specimens.

(a) Δ T=12K, (b) Δ T=230K

一方、過冷却した材料の凝固組織は過冷却度の増加によって微細化するが、ある過冷却度から粗大化し、さらに過冷却度が大きくなると再び微細化する傾向にあることが知られている¹⁰⁾。過冷却度の異なる試料をステッド氏液とナイトールで腐食して得たデンドライト組織と結晶粒組織変化を Photo. 1 に示す。これらの試料はすべて1473K で急冷した。過冷却度が小さいときは明瞭なデンドライト形態となり、過冷却度の増加と共にデンドライトは微細化して次第に不明瞭となり、さらには結晶粒形態しか観察されなくなる。結晶粒形態でみると過冷却度が小さいときは結晶粒界が不明瞭であるが過冷却度86K からは明瞭な結晶粒界が観察されると共に、結晶粒の大きさは過冷却度の増加と共に粗くなっている。このことは過冷却度の増加にともなって、発生する核の成長速度が大きかつその数が減少することを示唆している。また過冷却度230K の試料は腐食が異なるにも拘らずほぼ同じ形態を示すことから、前述のように準安定相が初晶として晶出したと見られる。

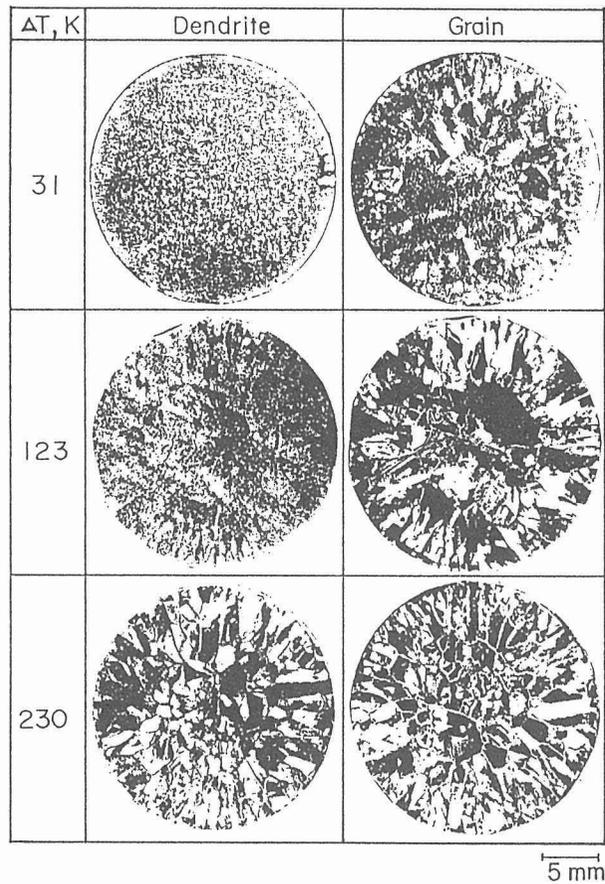


Photo. 1 Dendrite and grain structures for differently undercooled specimens.

5.2 ミクロ偏析

過冷却度の増加にともなって固溶限が拡大し¹¹⁾、ミクロ偏析が減少する¹²⁾ことが知られている。過冷現象を直接受けているとみられる試料外周部の炭素濃度を XMA で測定した結果を Fig. 11 に示す。ここでの試料は1473K で急冷した。過冷却度の小さい場合は前述したごとくデンドライト組織であるが、過冷却度が大きくなるとデンドライトは観察されなくなる。この凝固組織変化に対応

して、過冷却の小さい場合は炭素の濃度変動がみられ、過冷却が大きくなるとほぼ均一な濃度分布となり、マイクロ偏析は減少した。得られた濃度分布からC濃度の最大値と最小値の比（マイクロ偏析比）を過冷却との関係で示したのが Fig. 12 である。マイクロ偏析比は過冷却が120K 付近から一定値を示している。

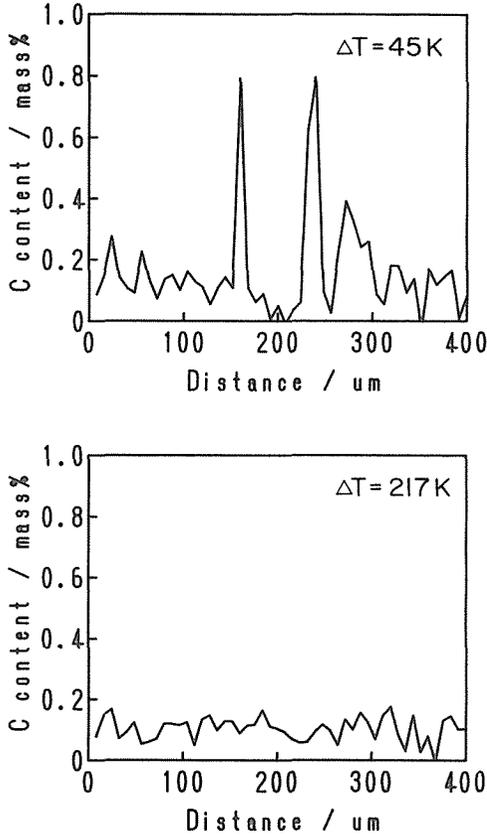


Fig. 11 Carbon concentration profile in the carbon steels which were undercooled to 45K and 217K.

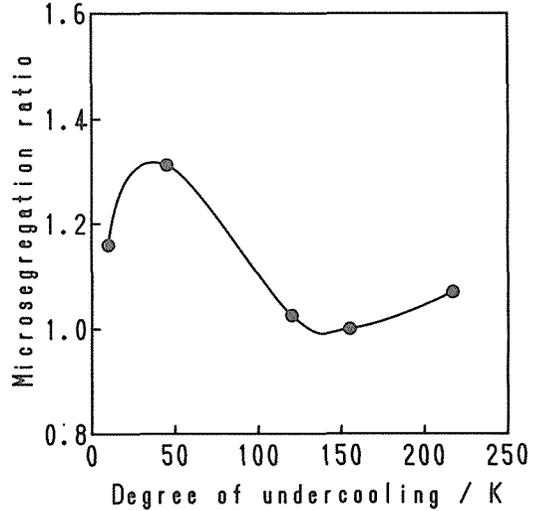


Fig. 12 Microsegregation ratio vs. degree of undercooling.

過冷却の増加にともなう平衡分配係数の変化を, Kurz らの dendrite 成長モデル^{13, 14)} で検討した。実測した過冷却を無次元化した過冷却 ΔT は、次式のように表される。

$$\Delta T = (T_L - T)C_p / H \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 T_L (K) は液相線温度、 T (K) は凝固開始温度、 C_p (J/kg·K) は比熱、 H (J/kg) は融解潜熱である。

またこの無次元化した過冷却は次の三つの過冷却の和として表される。

$$\Delta T = \Delta T_t + \Delta T_c + \Delta T_r \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで ΔT_t は熱的過冷、 ΔT_c は溶質濃度的過冷、 ΔT_r は dendrite 成長の先端の曲率過冷である。(2)式のそれぞれの過冷却は以下のように表される。

$$\Delta T_t = Pe(t) \cdot \exp(Pe(t)) \cdot E_1(Pe(t)) \quad \dots\dots\dots (3-1)$$

$$Pe(t) = V \cdot R / 2a \quad \dots\dots\dots (3-2)$$

$$\Delta T_c = |m| \cdot C_0 \cdot C_p \cdot (A - 1) / H \quad \dots\dots\dots (4-1)$$

$$A = [1 - (1 - k) \cdot Pe(c) \cdot \exp(Pe(c)) \cdot E_1(Pe(c))] \quad \dots\dots\dots (4-2)$$

$$Pe(c) = V \cdot R / 2D \quad \dots\dots\dots (4-3)$$

$$\Delta T_r = 2 / \{ \sigma \cdot Pe(t) \cdot F(A) \} \dots\dots\dots (5-1)$$

$$F(A) = \xi_t + \xi_c (2a/D) \cdot \Delta T_c \dots\dots\dots (5-2)$$

$$\xi_t = 1 - 1 / \{ 1 + 1 / (\sigma \cdot Pe(t)^2) \} \dots\dots\dots (5-3)$$

$$\xi_c = 1 + 2k / \{ 1 - 2k - \{ 1 + 1 / (\sigma \cdot Pe(c)^2) \} \} \dots\dots\dots (5-4)$$

ここで Pe(t), Pe(c) はそれぞれ温度ペクレ数, 濃度ペクレ数, E₁ は積分指数関数, V は成長速度, R はデンドライトの先端半径, a は温度拡散率, D は溶質拡散係数, C₀ は初期濃度, m は液相線の傾き, σ は安定定数, k は分配係数である。

さらに分配係数 k は次のように表される。

$$k = \{ k_0 + (a_0 V / D) \} / \{ 1 + (a_0 V / D) \} \dots\dots\dots (6)$$

ここで k₀ は平衡分配係数, a₀ は定数であり, 原子間距離のオーダが用いられる。

ここで適当な V とペクレ数を (1)~(6) 式に与えることにより, 過冷度と分配係数及び成長速度との関係を求めることができる。ただしここでは最小の過冷度で最大の成長速度となる条件を仮定した。ここで温度拡散率 a は 2 * 10⁻⁵ m²/s, 液相の溶質拡散係数 D は 10⁻⁸ m²/s と 10⁻⁹ m²/s¹⁵⁾, 比熱 C_p は 0.84 kJ/kg・K¹⁶⁾, 融解潜熱 H は 250 kJ/kg¹⁶⁾, 安定定数 σ は 1/(4π²)¹⁴⁾, 液相線の傾き m は -70K/mass%¹⁷⁾, 初期濃度 C₀ は 0.2mass%, 平衡分配係数 k₀ は 0.20¹⁷⁾ を用いた。得られた分配係数と過冷度との関係を Fig. 13 に示す。分配係数は拡散係数によって変化するが, 炭素鋼の拡散は 10⁻⁸~10⁻⁹ m²/s の間にあり, 過冷度が 50~100K の値で分配係数は急速に 1 に近づくことになる。この傾向は, 測定結果とほぼ一致した。しかし試料中央部ではマイクロ偏析が存在し, 試料全体が初期の過冷度を受けて凝固したかどうかが問題となる。

5.3 硬度分布

種々の大きさに過冷させた試料を室温まで冷却したときの組織を観察すると, 過冷度が 35K, 84 K, 131K の試料の場合は試料の外側と中心部で組織が異なり, 全体としてはフェライト, パーラ

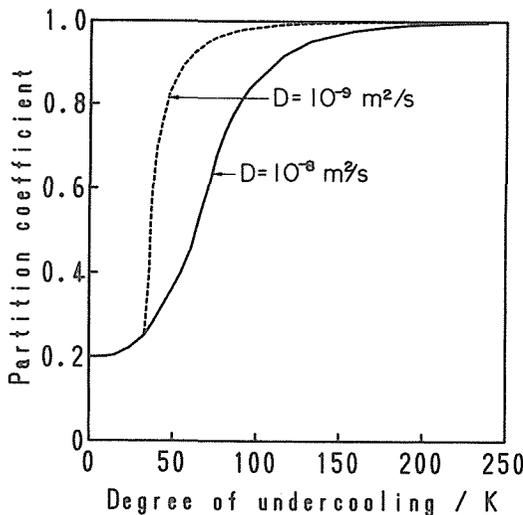


Fig. 13 Partition coefficient vs. degree of undercooling.

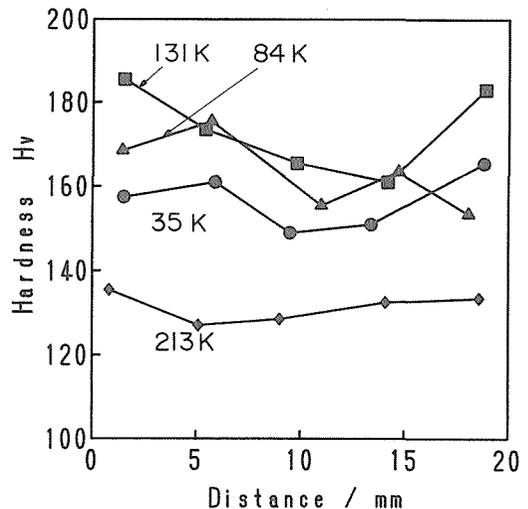


Fig. 14 Profiles of hardness for variously undercooled carbon steels.

イト組織であるが、その中に混ざって黒っぽい領域が外側に多く、中心に少なくなっている。一方、過冷度が213Kではその黒い領域はなくなり、試料全体が一樣なフェライト、パーライト組織となっている。このことは過冷却しても試料全体が短時間で凝固を完了しないときは、組織に不均一性が生じることを示している。またその黒い領域には微細なパーライトコロニーが観察され、フェライトとセメントイトとの相間隔は過冷度の増加と共に小さくなっていった。試料横断面方向での硬度分布を Fig. 14 に示すと、過冷度が84K, 131K では黒い領域の多い試料の外側で硬度がいくぶん増加し、試料中心部では低過冷度の試料の硬度とほぼ同じである。213K の過冷度では硬度が低下し、ほぼ均一な硬度分布を示す。このように強度的に均一な材料を得るためには、過冷度の大きさとともに、その過冷度で試料全体が短時間で凝固終了することが必要である。もし大きな過冷度を得ても、試料が大きいために局所的に凝固の遅れるところが存在すれば、材質的に不均一な材料となる。

6. 結 論

緩冷却であっても静的に過冷度を制御できれば、新たな過冷却利用法が考えられる。本研究は、急速冷却に比べて大きな試料を静的に過冷却できる方法の開発を試みた。すなわちガラススラグ法からその成分を利用し、大過冷却発現に有効なフラックスを見出し、それを0.2%炭素鋼に適用して、以下のような結果を得た。

- (1) Al_2O_3 , SiO_2 , CaO 三元系フラックスは、0.2%炭素鋼を過冷させるのに有効であり、特にその組成比が14:57:29のとき最も大きな過冷度を得た。また CaO の代わりに Na_2O , Li_2O , MgO をそれぞれ用いても過冷却させることが出来た。
- (2) 鋼中の Al 量が増加すると過冷度は減少することから、鋼中のアルミナがフラックスに吸収されると大きな過冷度が得られると考えられる。また鋼中の Mn がフラックス中の SiO_2 を還元して Si を生成し、それが鋼中の酸素量を低減させることも過冷度増加につながると考えられた。
- (3) 過冷度の増加にともなって分配係数は大きくなり、均一な濃度分布を示し、マイクロ偏析は減少した。
- (4) 試料を室温まで冷却しても、室温で観察される組織は始めの過冷度の影響を受け、過冷度がある大きさまでは不均一な組織となり、大過冷して試料全体が短時間で凝固を完了すると、均一な組織となった。またそれにとまって硬度分布も過冷度の大きい方がほぼ一樣であるが、不均一な組織では逆に硬度のばらつきが大きくなった。

参 考 文 献

- 1) 「急速凝固用語集」日本鉄鋼協会、鉄鋼基礎共同研究会、鉄鋼の急速凝固部会、(1989)、p. 20.
- 2) D. Turnbull : J. Chem. Phys., 20, (1952), p. 411.
- 3) T. Z. Kattamis and M. C. Flemings : Trans. AIME, 236, (1966), p. 1523.
- 4) J. Fehling and E. Scheil : Z. Metallk., 53, (1962), p. 532.
- 5) 大橋徹郎, 広本健, 藤井博務, 塗嘉夫, 浅野鋼一 : 鉄と鋼, 62, (1976), p. 614
- 6) W. Holzgruber und E. Plockinger : Stahl u. Eisen, 12 (1968), p. 638.
- 7) 工藤昌行, 田中順一 : 未発表
- 8) 「鉄鋼の凝固」, 日本鉄鋼協会, (1977), 付-14.
- 9) R. M. K. Young and T. W. Clyne : Scripta Met., 15 (1981) p. 1211
- 10) A. J. McLeod and L. M. Hogan : Met. Trans., 9A, (1978), p. 987.

- 11) T. Kattamis : Met. Trans., 2, (1971), p. 2000.
- 12) T. Kattamis : Z. Metallk., 61, (1970), p. 856.
- 13) W. Kurz, R. Trivedi and J. Lipton : Acta Met., 35 (1987), p. 965.
- 14) W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi : Acta Met., 34 (1986), p. 823.
- 15) 「鉄鋼便覧」, 日本鉄鋼協会, (1981) p. 41 丸善
- 16) 大中逸雄 : コンピュータ伝熱・凝固解析入門, (1985), p. 326.
- 17) M. Hansen : Constitution of binary alloys, (1958), p. 356, McGraw-Hill Co.