

(2) 母液と浮上層との間に表面張力の差がわずかな場合は、浮上突起点への供給量のコントロールによつて容易に粒状あるいは streak 状に変え得る。(Photo. 3-a, b 参照)

このことは側面からと底面からとの浮上を考えた場合、両者の表面張力の差が小さく、かつ浮上層の絶体量がほぼ等しいとすれば、突起数の少ないと考えられる側面からの 1 突起単位当りの浮上量は多く、したがつて容易に streak 化し、反対に底面からは 1 突起単位当りの浮上量が少ないので粒状化しやすいであろう。

(3) 若し浮上のための突起数が等しく、したがつて単位当りの浮上量が変らないとした場合、母液と浮上層との表面張力の差が側面で僅少で底面が大きい場合には(この条件はモデル実験にはあてはまらないが)前者は streak 状に、後者は粒状になり得ることも考えられる。なおここでは両液の表面張力の差をすなわち界面張力と解釈するのは正しくないが、液相間の界面張力を正しく判定するのは困難であるので、一応近似的に両液の表面張力差の大小が、両液間の界面張力の大小と仮定して考察を行つた。

以上の考察から鋼の偏析の成因を類推するに、(2)項の現象が主として関連があるようである。しかして前述のごとく側面からの streak 化が A 偏析の成因に、また底面からの粒状化が V 偏析およびアバタ状偏析の成因に関連するものと思われ、このことについての考察は爾後の報告に譲ることとする。

(71) A 偏析の成因について

(大型鍛造用鋼塊の凝固ならびに偏析に関する考察—IV)

三菱製鋼, 長崎製鋼所 田代晃一・荒木良平

○芳賀三千億・轟木 透・大賀栄次

On the Formation of A-Segregation.

(Study on the solidification and segregation of large steel ingot for forging—IV)

Koichi TOSHIRO, Ryōhei ARAKI, Michio HAGA, Tōru TODOROKI and Eiji ŌGA.

1. 緒 言

A および V 偏析の成因に関しては、すでに内外で多くの文献が見られるが、国内では比較的最近河合¹⁾ および守川, 小野寺ら²⁾ によつて詳しい論文が報告されている。

筆者らは第 III 報においてパラフィン類および洗剤添加の水-油系を例に採り、浮上層が streak 化あるいは粒状化するの、いずれも界面張力、浮力および浮上層の供給量などによる自然現象であることから、A 偏析の成因もこれらの現象に関連するものであることを推測したが、以下、いかにして鋼塊中で A 偏析が生成しさらに凝固鋼塊中に固定されるかについて考察を進めてゆくことにする。

2. 鋼塊の A 偏析の生成機構

鋼塊が凝固する際は、固相および液相間には安全な拡散時間が与えられないので、両相間には擬似的な平衡を保ちつつ凝固が進行することは周知である。すなわち、

まず凝固の初期では、鑄型のチル作用によつてこれに接する溶鋼は急冷を受け過冷状態になるので、一時に多数の結晶核を生じ、短時間内に凝固を完了しほぼ母液と同一成分のチル層を形成する。しかるに凝固速度が減少して来ると凝固層は柱状晶的あるいはデンドリチックな様相を呈して来る。今一例として Fe-C 系状態図の一部を Fig. 1 に示すが、この場合過冷を無視すれば M なる溶鋼が凝固を始めると母液 a_L に平衡する固相 a_S が析出し、これは母液に較べかなりの負偏析を示してデンドライトの芯部を形成する。さらに凝固が進みデンドライトの芯部が肥大してゆくと、固相は $b_S, c_S \dots$ と順次これに接近する母液 $b_L, c_L \dots$ に示される富化液と擬似的に平衡を保ちつつ発達し凝固が進行するので、ここに結晶偏析を起すことは周知であるが、凝固殻の生成速度がまだかなり速い期間は富化液が母液に拡散する時間や浮上する機会を与えられないままに凝固が完了するので、巨視的な分析値としては溶鋼成分とはほぼ大差ない凝固殻を示し、一般に柱状晶部がこれに相当する。

しかるに金型では前報のように表面より 200~300 mm, 砂型では 50~70mm 程度の凝固殻が生成する時点、すなわち凝固端の速度が多少の鋼種差はあるが、ほぼ 0.1m/hr 以下の上部臨界速度になると、デンドライト間隙の富化のみならず Fig. 2 に示すように凝固前面にかなり厚い富化層が生成して来る時期が到来するものと考えられる。この富化層より母液に向つて富化成分、特に偏析の著しい C, P, S の拡散が行なわれるはずであるが、富化層が凝固前面に押出される速度に較べ、これらの拡散は極めておそいものと考えられる。これに関しては溶融鉄中の諸元素の拡散についての実験が困難なためほとんど報告を見ないが、固体鉄中における拡散についての SEITH³⁾ の実験によれば Table 1 のごとくで、C は比較的速いが、P, S の拡散は極めておそい。これがそのまま溶鋼に当てはまるとは考えられないが、一応の推測は可能と思われる。

したがつて母液と富化層間に偏析成分の落差を生じるとともに、ほぼ垂直に近い凝固殻に沿つた偏析層には、上向きの浮力が働くことは疑いない。しかるに凝固前面はデンドライト晶の発達により多くの凹凸を有し、この

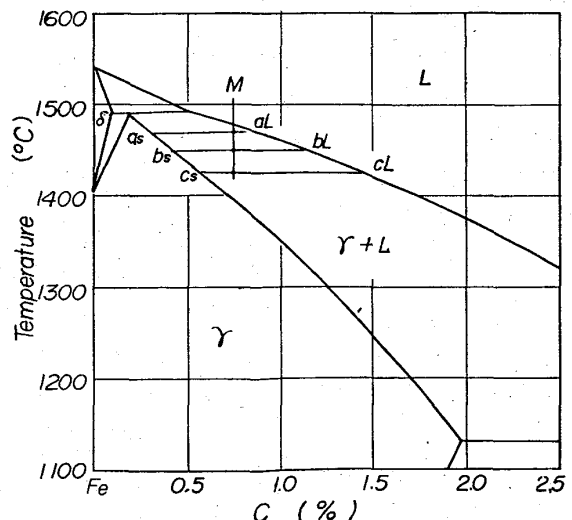


Fig. 1. Fe-C equilibrium diagram.

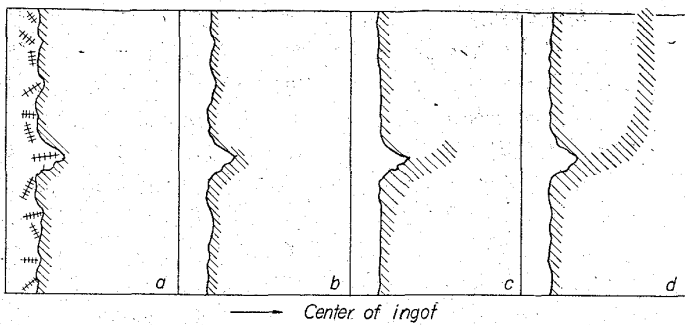


Fig. 2. Imaginary sketches of the mechanism of the formation of A-streak.

Table 1. Diffusion constant of C, P, S in the solid iron.

Element	C	C	P	S
Temperature(°C)	1000	1100	1040	1050
Diffusion constant (cm ² /day)	2.33×10^{-2}	6.25×10^{-1}	2.2×10^{-4}	6.0×10^{-5}

Table 2. Analysis of A-streak and surrounding unsegregated zone.

Specimen	C	P	S	Remarks	
No. 1	A	0.31	0.031	0.189	2t ingot cast in sand mould
	Surrounding zone	0.33	0.012	0.011	
		0.31	0.008	0.010	
No. 2	A	0.33	0.027	0.219	
	Surrounding zone	0.32	0.011	0.014	
		0.32	0.010	0.008	
Ladle	0.32	0.013	0.008		
No. 3	A	0.31	0.023	0.048	65t vacuum cast ingot
	Surrounding zone	0.30	0.016	0.013	
		0.31	0.014	0.008	
Ladle	0.31	0.014	0.008		

上昇力に対しかなりの摩擦力を生じ、また固液界面の間には付着力（あるいは反撥力かも知れない）の存在も考えられるので、富化層は固相面に沿って上昇することを妨げられるであろう。かくして富化層はますます厚味を増して来て、部分的に移動を始めこれが限界に達すると、恐らく Fig. 2 (a) に示すような富化層より突出したデンドライト晶の突起点の下部など、界面張力に対する仕事量の少ない所を主な起点として、Fig. 2 (b) のごとく母液、富化液間に働く界面張力に抗して、殻壁にはほぼ垂直に乳頭状に突出する。ついで突出部は浮力の影響で次第に上向きの流れに転換し、(Fig. 2 (c) および (d)) やがて垂直流となつて母液中を緩やかに上昇し始める。ここで生じる界面張力についてはすでに ELLIOT⁴⁾

や MORRIS⁵⁾ らの報告にも明らかなごとく、C, S は鋼の表面張力を低下せしめ、特に S はその影響が大である。また S は拡散速度が極めておそいので富化液-母液間に大きな成分差を生じこれが両液間に界面張力差を生ぜしめる主な原因と想定される。したがって母液中を上昇する流れはその根元において、その周辺の富化層を吸い上げつつ第Ⅲ報において略述せるごとく丸い断面の streak を形成するに至るであろう。この際金型のごとく A 生成帯が広く、富化液の供給が十分ある場合は、この streak は鋼塊頭部にまでおよび、これらの富化液を送り込んで頭部偏析帯の成因となるが、第Ⅱ報の砂型鋼塊のごとく A 生成帯が狭いものでは、富化液の供給も少ないのでカスリまたは短い streak の生成にとどまる。

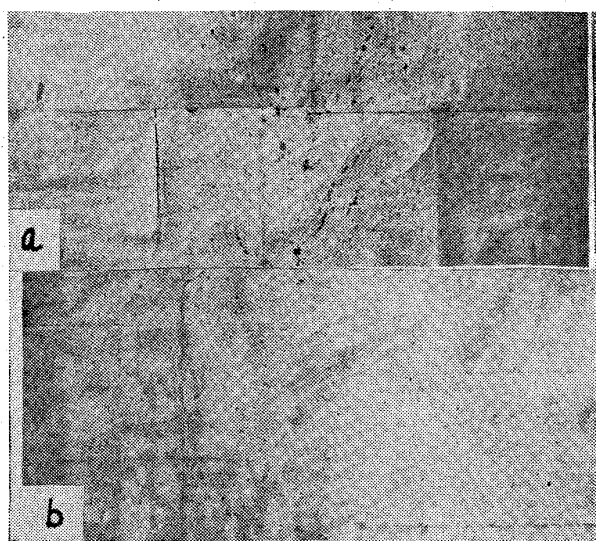
次にかくして形成された A streak がいかんにして凝固殻中に固定されるかを考察してみる。すなわちこのようにして形成された streak の径は、たかだか 5~10mm 程度であり、したがってこれら streak 中に富化された C, P, S の中、拡散速度の速い C は、まだこの時点では母液の偏析度や温度低下も少ないから比較的容易に母液に拡散してゆくであろう。かくして streak は急速に C が減少するのでそれまで浮上の主原動力であつた比重差が失われ母液中に懸垂した状態となる。なおこの C の拡散は富化層中に P を含むことにより促進され、場合によっては C は母液の濃度以下にもなり得る。一方 P, S などは拡散速度が極めておそいので、凝固がこの界域に達する時間内では十分に拡散し得ず、またこれら元素の富化による凝固点低下のために周囲が凝固殻で取囲まれても、部分的には溶液の状態を取残されることになる。したがってこれら A 偏析には爾後の凝固収縮に伴つて空隙を生じ、鍛造などの加工で圧着が不十分の場合は、欠陥として残る可能性もある。

上述の C 拡散を裏付けるため、第Ⅱ報 Photo. 1 の砂型鋼塊および 65t 真空鋼の A 部とその周辺部をカントバックにより分析し、その結果を Table 2 に示す。これから明らかなように A 層は P, S が極めて富化し、特に拡散速度のおそい S で著るしいが、C は周辺の非偏析帯と大差ない。

一般に A 偏析の成因を、水素などによる気泡の浮上に追従して富化液が上昇すると考える説⁶⁾ もあるが、真空造塊あるいは真空溶解で鋼中ガスの低下を計ることにより、多少の A 偏析の減少はあつても、これが A 偏析の防止のきめ手となり得ない⁷⁾ のは、上述の成因より考えれば納得できるようである。

3. Semi-steel における特異現象について

以上の考え方に対しては、今後多くの裏付けを必要とするが、これには第Ⅲ報の洗剤添加の水-油系によるモデル実験をさらに推し進め、両相間の界面張力、浮力差、浮上相の供給量および傾斜度、さらに浮上相に接する固相の平面状況、浮上相-固相間の付着力など多くの因子相互の関連を知る必要がある。また鋼における富化層-母液間の偏析成分の落差が、両液相間に界面張力を形成すると想定したが、これらについてもモデル実験を行なうとともに、実験室的に鋼の富化層を再現し、これを急冷するなどによつて溶融状態よりの変化を最小限に留めて凝固せしめ X線マイクロアナライザーなどで両相



a: Top side
b: Bottom side

Photo. 1. Sulphur print of the test ingot.

間の偏析成分の分布状態を綿密に調査する方法も考えられる。ただここでは上述の考え方の間接的な裏付けの一つとして、C 約 1.3~1.5% 以上の Semi-steel における特異現象を挙げて見ることにする。これらの鋼種では大型鋼塊でも A 偏析がほとんど認められない。また存在していても小数でしかも短かく、かつ鋼の場合の常識に反し、鋼塊外層よりも内層に向い負偏析現象を呈することである。Photo. 1 に C 1.6%, Cr 約 1% の成分を有する径 965mm, 高さ 1500mm の実験鋼塊の上部および下部の縦断面のサルファープリントの一部を、また Fig. 3 に下部の分析値を示す(図省略)。この特異現象に対しては Fig. 1 の Fe-C 系でも明らかなように、C%が高くなると、低 C 鋼に較べ固-液相間の開きが増大するので、富化層と母液の C 偏析差はさらに増大する結果となる。したがって両相の比重差および界面張力はますます大きくなり、浮上層は長い streak となることを得ず、場合によつては強い界面張力のために粒状化し、また比重差が大なるために急速に頂部に上昇し母液中に固定されることが少ないためと考えれば容易に説明できる。かくして壁面の富化層は、次々に固相端から離れ、凝固殻前面は偏析度の少ない母液に接するのために負偏析現象を生じるであろう。この現象はリムド鋼のリム部の形成機構と似通つた点がある。また Fig. 3 のサルファープリントでは A 層が認められないが上部の V 偏析帯の状帯を観察すると、断続し、しかも一部は明らかに粒状化した状態が認められる。これらの詳細については次報、V 偏析の生成機構の項に譲ることとする。

4. 結 言

A 偏析が streak 化する現象について以上考察を進めたが、これらはまだ推論の域をでない点もあるので、さらに基礎的な実験を行ない、これらの事実を実証してゆきたい。

文 献

1) 河合: 鉄と鋼, 41 (1955), p. 854, 1090, 1172, 1233; 42 (1956), p. 14, 19, 85, 89, 383
2) 守川, 小野寺: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 9, 872,

1259; 45 (1959), p. 16.
3) SEITH: Diffusion in Metallen, (1939), s. 144
4) ELLIOTT: Thermochemistry for Steelmaking, vol. I
5) MORRIS: J. Metals, Trans., (1950) p. 317
6) von Hans LUDING: Giesserei, (1963) Heft 20, s. 589
7) J. C. C. LEACH: Steel Times, (1964), p. 754

(72) キャップド鋼ホットコイルの線状疵について

富士製鉄, 室蘭製鉄所 森 永 孝 三
工博○佐藤 進・広谷 宏・広本 健

On the Seamy Defect of Capped Steel Hot Coil.

Kōzō MORINAGA, Dr. Susumu SATŌ,
Hirosi HIROTANI and Takesi HIROMOTO.

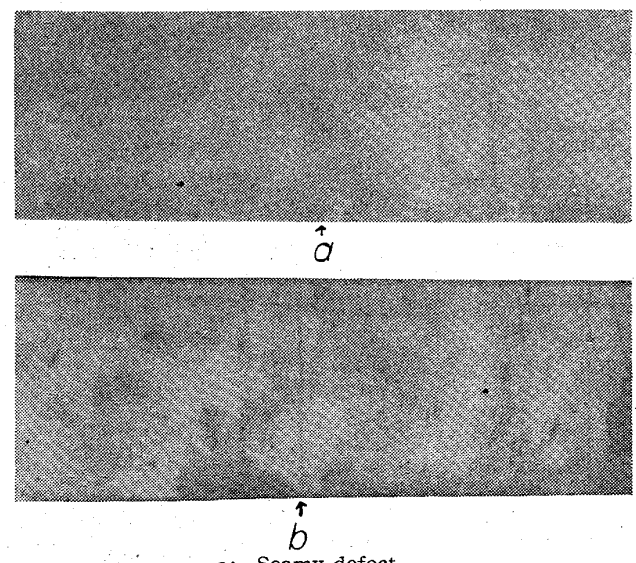
1. 結 言

酸洗したキャップド鋼ホットコイルには、現場的に線状疵、線状スケールと呼ばれる線状の疵が多発することがある。この疵は冷延、錫メッキ後も消えず成品ブリキの格落ちの原因となるので、その発生原因、対策について調査した。なお、酸洗後のキャップド鋼に多発する表面疵は、前記の他に面状スケールと呼ばれる散砂状のスケール疵があるが、これは主として熱延時のロール肌荒れに起因すると考えられるので、ここでは触れず、後述するような製鋼、造塊に起因すると考えられる前記二者の疵の調査結果についてのみ述べる。

2. 線状疵, 線状スケール

2.1 疵の外観

酸洗後のホットコイルに現われる線状疵と呼ばれる疵は、Photo. 1 (a) に示すような外観をもち、長さはほぼ 50~200cm 程度、巾 3mm 以下で全長の約 2/3 以



a: Seamy defect
b: Seamy scale

Photo. 1. Seamy defects of capped steel hot coil. (XI)