

- 2) W. O. Philbrook, K. M. Goldman, M. M. Helzel: J. Metals, 188 (1950), 361
- 3) M. P. Fedock: J. Metals, 6 (1954), 125
- 4) Z. Bojarski, W. Orzeszko, S. Pawlowski, R. Wusatowski and Z. Ziolkowski: Paper presented at the International Conference on R.I. in Scientific Research held at Paris (1957)
- 5) V. A. Grigoryan, A. M. Samarin: Izvest. Acad. Nauk, SSSR Otdel. Tech. Nauk, (1954) No. 3, 91; Annals Acad. Sci. USSR. Dept. of Tech. Sci, (1954), No. 3, 91  
A. M. Samarin: Proc. Intern. Conf. on Peaceful Uses of Atomic Energy, 15 (1956), 151

## 地疵の成因について\*

(非金属介在物の研究—V)

河合正雄\*\*・木村 弘\*\*\*

### THE ORIGIN OF SAND MARKS

(The Study of Non-metallic Inclusions—V)

*Masao Kawai, and Hiroshi Kimura*

#### Synopsis:

The origin of sand marks is caused by the ingot defects, and those defects are not changed macroscopically by the heat treatment, but will be deformed by forging or rolling.

Generally, the origin of sand marks is considered as ingot defects, such as non-metallic inclusions, blow holes, pin holes, cavities and segregations. But the sand marks of the steel rod appear more or less (mostly) in all the steel rod and its surface anywhere, therefore, the origin of sand marks must be the defects that appear very frequently in ingots.

#### (A) Blow holes, pin holes and cavities

(a) By experimental results, generally, those defects (blow holes, pin holes) appear rarely in ingots.

(b) Many cavities appear in the center of long and small diameter ingots, but those cavities are welded by rolling. Therefore, it is considered that, when cavities, blow holes and pin holes in ingots have not oxides in the inside, they are welded by rolling or forging and do not appear as flaws (such as the sand marks) of steel rods.

(c) If the small blow holes of H<sub>2</sub> are the origin of sand marks, the sand marks are to appear with more uniformity than they are.

(d) Surface blow holes, and pin holes of ingots, cut by about 4~5mm inside from the periphery, are seldom.

Therefore, the origin of sand marks is not caused by blow holes, pin holes and cavities of ingots.

#### (B) Segregations:

The segregation sand mark is very rare, and it has origin only in high-C steel such as bearing steel.

#### (C) Non-metallic inclusions

(a) Non-metallic inclusions appear very often and every where in ingots.

(b) Non-metallic inclusions are deformed and elongated by rolling or forging.

(c) In parallel to increase of the forging ratio, non-metallic inclusions are elongated,

\* 昭和 32 年 10 月本会講演大会にて発表 \*\* 大阪府立大学工学部, 教授, 工博

\*\*\* 大阪府立大学工学部金属工学科

and become long and slender, finally they cannot be seen with the naked eyes as the sand marks.  
(d) In the sand marks of the steel rod which are small in the rolling ratio, non-metallic inclusions are often found in the sand marks.

(e) Non-metallic inclusions are not extinguished by only the severe forging such as pipe making and extrusion, and the sand mark is under the same conditions.

Therefore, it is considered that the origin of sand marks is (mostly) non-metallic inclusions in ingots.

## I. 緒 言

溶鋼中に浮遊する非金属介在物や溶解酸素などは当然鋼塊の非金属介在物の数やその大きさに直接影響する。したがってそれらは鋼材の地疵にも影響するものと考えられるので溶鋼の脱酸法と地疵との関係、溶鋼の冷却速度と非金属介在物の大きさとの関係、出鋼過程における非金属介在物の変化などについて試験した。

## II. 溶鋼の脱酸と地疵との関係

同一期間内(もちろん作業工程は同一)で出鋼前に350 g/t Al を使用した溶解と、Al を全く使用しなかつた溶解の地疵数を比較すると Table 1 のごとく、鋼材の径50 mm  $\phi$  order のものも 30 mm  $\phi$  order のものも、ともに Al を使用しない溶解は地疵成績が悪い。(これらはいずれも下注 150 kg 鋼塊から圧延した鋼材である。)

Al を使用しない場合は溶解中の溶解酸素量が多く、したがって取鍋や湯道煉瓦を多く侵食する。また溶解酸素が多いと溶鋼の温度降下とともに  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{MnO}$  など脱酸生成物を多く析出し、非金属介在物は肥大成長しやすい。さらに鑄型内における偏析も大きくなるために、地疵となる大きな非金属介在物の数が増える。これに反し Al 脱酸をしたものは取鍋や湯道煉瓦を侵食すること少く、また溶鋼の温度降下により析出する脱酸生成物も少い。Al 脱酸の際に生成した多数の  $\text{Al}_2\text{O}_3$  は形が小さく、融点が高いために凝集して大きな塊となる機会も少い。たとえ Al を使用しない時と脱酸 Al を使用した場合と煉瓦の侵食が同程度であつて、溶鋼中の全酸素量(溶解酸素量 [O] と酸化物系非金属介在物の O との和)が同量でありその他の条件も同じであるとしても Al を使用しない溶鋼から得た鋼塊の非金属介在物の大きさは Al を使用したものの非金属介在物より大きくなりやすいものと考えられる。しかして地疵の原因となり得る非金属介在物はその大きさに限度があつて、前報(第 IV 報<sup>1)</sup>)のごとく地疵として見分け得る最小限の巾を  $10\mu$  とし、長さを  $100\mu$  ( $0.1\text{mm}$ ) とすると、その体積は  $\{\pi \times (5\mu)^2 \times 100\mu\}$  で、これと同体積の球の半径を  $R\mu$  とすると、

$$\frac{4}{3}\pi(R\mu)^3 = \pi(5\mu)^2 \times 100\mu$$

$$\therefore R = 12\mu \quad \text{直径} = 24\mu$$

すなわち直径約  $25\mu$  以上の大きさの非金属介在物(正確には体積が約  $8,000\mu^3$  以上)にして始めて地疵となり得る。したがって上述のごとく脱酸 Al を使用しない時は大きい非金属介在物ができやすいから地疵が多くなる。またこのことは前報<sup>1)</sup>の鋼塊における非金属介在物の大きさと地疵数との関係とも一致する。さらに溶解酸素の存在は (Fe, Mn) S の溶解度を低下させるといわれる<sup>2)</sup>。ゆえに Al 脱酸しない時は比較的早期に酸化物(主として  $\text{SiO}_2$ ) と硫化物がともに沈析し大きな介在物となりやすい。また反対に Al を多量に添加した、すなわち 500 g Al/t steel, 750 g Al/t steel, 1000 g Al/t steel の溶解についても地疵を試験したが、500 g Al/t steel は地疵数に変化が認められなかつたが 1000 g Al/t steel のものはやや地疵が多く発生した。これはある程度以上の過剰の金属 Al のある熔鋼では  $\text{Al}_2\text{S}_3$  が生成され、この  $\text{Al}_2\text{S}_3$  の溶解度は (Fe, Mn) S より低いいためこの場合もまた早期に  $\text{Al}_2\text{S}_3$  核が沈析し成長肥大するものと考えられる。

## III. 溶鋼の冷却速度と非金属介在物の大きさ

溶鋼の冷却速度を変えると非金属介在物の形状が変わるであらうということは容易に想像されるところであるが、つぎの実験によりこれを確かめた。

エルー式電気炉で Al 脱酸した出鋼直前の湯を鑄型の内径が平均約 50 mm  $\phi$ 、肉厚が約 17 mm の常温の金型に鑄込んだものと、内径 50 mm  $\phi$  の耐火煉瓦の型を約  $100\sim 120^\circ\text{C}$  に予熱したものに鑄込んだ鋼塊との両者ともほぼ中心における介在物の大きさを比較した。

金型冷却による非金属介在物は Photo. 1 に煉瓦型に鑄込んだ徐冷却の時の非金属介在物を Photo. 2 に示す。

冷却速度の大きい金型中の非金属介在物は形が非常に小さく数は多くやや丸味に欠けた形であるが、冷却速度の遅い煉瓦型中のものは大型で数は少く形は丸味を帯びている。

Table 1. Number of sand marks, at standard area, as compared with the melt, which is used 350 g Al/t melt, with the melt which does not use Al deoxidizer

Deoxidizing Al is not used							350 gAl/t steel are used for deoxidizer						
Charge No.	Dia of rod	Inspected position	No. of sand marks				Charge No.	Dia of rod	Inspected position	No of sand marks			
			mm 0.1~0.4	mm 0.5~0.9	mm 1.0~1.9	mm >2.0				mm 0.1~0.4	mm 0.5~0.9	mm 1.0~1.9	mm >2.0
T933	51 φ	T	11.7	2.28	4.23	2.60	T835	51 φ	T	10.7	1.30	0.65	0.98
		M	10.1	8.15	1.63	0			M	11.1	0	0.33	0
		B	11.7	3.91	0	0			B	11.7	1.63	0	0
T948	50 φ	T	29.3	6.00	2.66	0	T895	55 φ	T	10.7	0.33	0	0
		M	22.6	11.30	0.33	0			M	16.9	2.28	1.30	0
		B	5.7	0.33	0	0			B	16.9	1.62	0.33	0
T960	56 φ	T	3.8	2.35	2.35	0.58	T924	51 φ	T	10.4	0.33	0	0
		M	8.2	0.58	0	0.29			M	5.5	0	0	0
		B	3.2	1.17	0.29	0			B	5.2	0.33	0	0
T962	56 φ	T	7.8	0.59	0.29	0	T997	56 φ	T	4.1	0.29	0	0
		M	10.0	0.29	0	0			M	5.9	0.29	0	0
		B	22.6	0.88	0.29	0			B	9.7	0.29	0	0
$\bar{x}_1$			12.22	3.15	1.01	0.29	$\bar{x}_3$			9.81	0.72	0.22	0.08
T933	33 φ	T	0	3.00	11.00	1.00	T906	38 φ	T	9.6	0.45	0.45	0
		M	7.5	8.50	21.00	7.00			M	7.7	4.54	2.71	0.45
		B	13.5	9.50	2.00	0			B	21.3	3.63	0.91	0
T937	35 φ	T	9.4	1.87	0	0.47	T915	38 φ	T	12.7	1.36	1.36	1.82
		M	8.0	2.81	0.47	0.47			M	10.9	0	1.36	0
		B	8.9	3.28	0.47	0			B	14.5	0.45	0.45	0
T944	35 φ	T	0.9	0.47	0	0	T919	33 φ	T	14.0	4.00	4.00	2.00
		M	6.6	4.22	2.34	2.81			M	16.0	1.00	1.00	0
		B	8.9	3.28	0.94	0			B	15.0	2.00	8.00	2.00
T950	33 φ	T	30.5	11.50	11.00	5.50	T930	36 φ	T	18.3	3.87	0.49	0
		M	13.0	4.50	2.00	1.00			M	13.0	11.60	0.49	0.49
		B	11.5	3.50	7.00	0			B	14.5	1.45	1.93	0
T954	34 φ	T	2.4	0.97	3.86	0	T975	38 φ	T	8.6	3.18	0.45	0
		M	8.2	3.38	3.86	0.48			M	5.0	3.18	2.71	0
		B	4.9	1.93	7.75	0.97			B	15.4	7.73	2.71	0
T955	34 φ	T	2.4	2.90	3.86	0	T978	38 φ	T	0.5	0	0.45	0
		M	2.9	8.70	7.75	0.48			M	3.6	0	0.45	0
		B	1.5	0.97	0.97	0			B	0.9	1.36	0	0
T968	38 φ	T	2.3	2.73	4.10	0	T980	38 φ	T	5.9	5.00	1.36	0
		M	11.8	12.26	0.46	0			M	5.0	0.45	0	0.45
		B	25.0	4.10	1.36	0			B	1.4	0.45	0.45	0
T972	34 φ	T	5.8	1.93	1.45	3.38	T982	38 φ	T	1.4	1.82	0	0.45
		M	4.8	3.38	8.70	6.30			M	7.7	1.36	1.40	0
		B	10.1	15.00	6.76	0			B	8.6	1.82	0.45	0.45
$\bar{x}_2$			8.37	4.70	4.54	1.25	$\bar{x}_4$			9.6	2.53	1.40	0.34

IV. 出鋼、造塊作業工程における非金属介在物ならびに地底の変化

出鋼、造塊作業工程における溶鋼中の非金属介在物の

形状は Photo. 3, 4, 5 のごとく変化する。

Photo. 3 は出鋼直前のもの、Photo. 4 は出鋼しおわつた時の取鍋中のおよび Photo. 5 は八分どおり鑄込みおわつた時の鑄型内の湯を、いずれも 20mm φ の

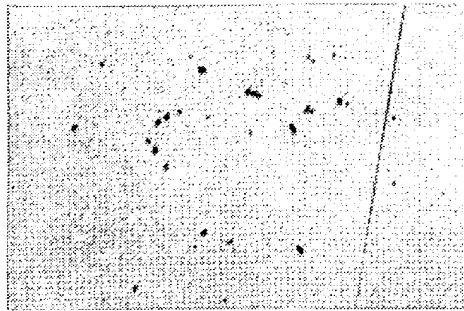


Photo. 1 ×100

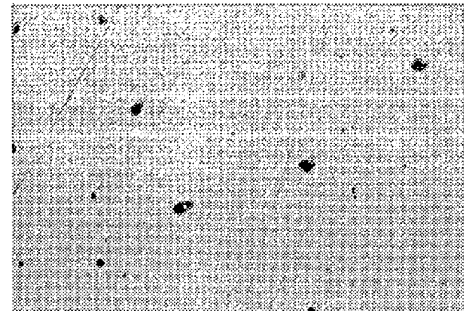


Photo. 2 ×100

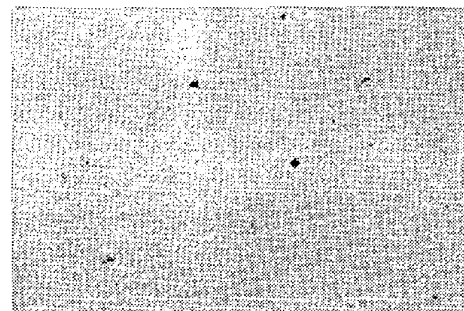


Photo. 3 ×100

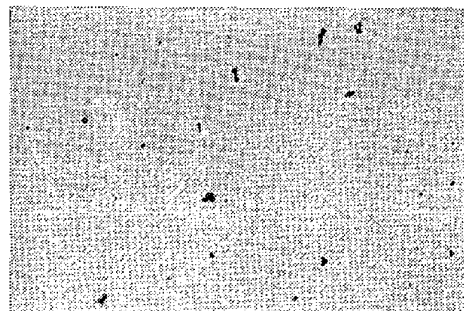


Photo. 4 ×100



Photo. 5 ×100

小鑄型で汲み取り直ちに水冷した時の非金属介在物の形状を示す。

出鋼前の炉中の湯 Photo. 3 は三者中で非金属介在物が最も少なく、地は美麗である。取鍋中の Photo. 4 のものは非金属介在物が最も多くその介在物の形は角張っている。この出鋼工程により非金属介在物が増加しているのは溶鋼の出鋼による温度降下による脱酸生成物の析出と、鋼滓の破碎捲き込み、および取鍋煉瓦の浸食などのためであつて、形の角張っているのは湯の動揺による介在物の破碎、成長の不均一などのためと考えられる。鑄型中の非金属介在物 Photo. 5 は前二者とややことなつた形で、各所に Photo. 5 に示すような介在物が凝集しかけた様相が見受けられる。この湯は約 80% 鑄

込みおわつた時のもので、鑄型内で適當なる動揺があつて、介在物が凝集しはじめたものと推定される。また Photo. 5 のものは個々の介在物の形状やその大きさは Photo. 4 のものとあまり變つていないが、地はやや美麗である。

つぎに前実験と同様に出鋼前の溶鋼、取鍋中の溶鋼および下注法で鋼塊を八分どおり鑄込みおわつた時に鑄型の上部より汲み取つた溶鋼をそれぞれ Fig. 1 のごとき約 4kg の鋼塊に鑄込み、この鋼塊を鋼塊のまままで底部より高さ 80mm だけ、直径で 10mm 皮削りした後(1:1)の王水で約 1 分間腐食して肉眼で疵を検査して疵の箇所をマークし、この箇所を 75 倍の双眼顕微鏡で砂嚙の有無を調査した結果は Table 2 のごとくである。{( ) 内は砂嚙数で、疵数は砂嚙数もふくめた疵数をしめす。}

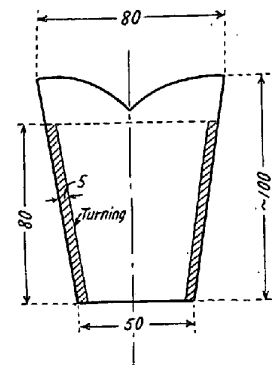


Fig. 1. Dimension of the 4kg small ingot.

Table 2. Number of flaws and sands on the surface of the 4kg small ingot  
( ).....No of sands.

Charge No.	No of flaws (No of sands)			
	1 st	2 nd	3 rd	4 th
Before tapping	65 (7)	17 (2)	11 (4)	10 (5)
In the ladle	79 (34)	29 (13)	33 (8)	18 (17)
Casting	95 (40)	—	—	74 (55)

出鋼工程とともに疵の数もまた砂嚙数も増加している。砂嚙の見られなかつた疵の中にも切削や王水腐食に際し明かに非金属介在物の脱落した跡と見受けられるものもかなりあつたがこれは砂嚙数の中に数えなかつた。

(切削のままでは切削の際のカブサリのため非金属介在物は見出し難い。)このマクロ試験でも鋼塊の欠陥は砂嚙がかなり多数をしめていることが分る。また出鋼前の湯のままであれば地疵も少くなるものと推定される。ゆえに出鋼前の湯の地疵成績を試験するために、上部の径が約 250mm φ 深さ約 150mm の半球形の大きい鉄杓で溶鋼表面を鋼滓で十分に被いながら溶鋼を汲みだし、そのまま凝固させた。採取した鋼塊試料の大きさは上部径が約 210~220mm φ 高さ約 60~70mm の半球形の約 15kg のものである。これをハンマーで 23mm φ に鍛伸して中央部および中央から両端側へ約 1m はなれたところで計 3 個の試験片を採つて地疵を試験した。(試験片の

Table 3. Number of sand marks at standard area as compared with the steel rod, which is forged by a hammer from about 15kg lump steel, and is sampled before tapping, with the ordinary rolled steel rod.

Lump steel							250 kg ingot						
Charge No.	Dia of rod	Inspected position	No. of sand marks				Dia of rod	Inspected position	No. of sand marks				
			mm 0.1~0.4	mm 0.5~0.9	mm 1.0~1.9	mm <2.0			mm 0.1~0.4	mm 0.5~0.9	mm 1.0~1.9	mm <2.0	
S S016	mm 23φ	End	11.2	0.75	0	0	mm 25φ	T	23.8	3.40	2.72	0	
		Center	6.0	0	0	0		M	15.7	0.68	0	0	
		End	9.0	0	0	0		B	2.7	1.36	2.72	0.68	
S S018	23φ	End	5.2	0	0	0	25φ	T	3.4	1.36	2.04	0.68	
		Center	4.5	1.50	0	0		M	12.3	2.72	1.36	0.68	
		End	3.0	0	0.75	0		B	3.4	2.72	3.40	2.04	
S S063	23φ	End	2.3	0	0	0	25φ	T	2.0	4.09	2.72	0	
		Center	6.7	0	0	0		M	4.8	0.68	0.68	2.72	
		End	9.0	0	0	0		B	—	—	—	—	

中には鍛造の際のマクレ込みのあるものもあつたがこれは地疵から除外した。) それと同一溶鋼から普通の日常作業工程による 250 kg 鋼塊より圧延した 25mm φ 鋼材の地疵とを比較した結果は Table 3 のごとし。

両者を比較するには上記試験鋼材と普通の鋼材とは加工法がことなり、また前者は鋼塊の凝固速度が早いなどかなり多くの違つた条件をふくんでいるが、一応出鋼前の溶鋼の方が地疵成績良好である。

### V. 結果に対する考察と結論

鋼材にあらわれる地疵の因子は鋼塊においてすでに欠陥として内蔵されていて、造塊以後の熱処理によつてはほとんど変形しないものであり、熱間加工によつてはじめてその形状が変るものである。しかして地疵の因子たる鋼塊の欠陥として考えられるものには非金属介在物、気泡、空孔および偏析などがある。地疵は鋼材のいずれの面においても多少の差はあれ必ずあらわれるごく頻度の高いものであるから、地疵の因子としての鋼塊の欠陥は上記各種の欠陥の中きわめて頻度の高いものでなければならぬ。すなわち鋼塊のすべての部分に常に見られる程度の欠陥にしてはじめて地疵の主原因と考えられるものである。

#### (A) 気泡

(i) 鋼塊の調査によると気泡はほとんど見当らない。

(ii) 鋼塊の中心部には多数の空孔があるが、これなどは地疵となつていないから、外周部にある内面が酸化していない気泡で、かつまたその気泡に非金属介在物が吸着していないもの(単純気泡)は当然圧着すると考えら

れる。また単純気泡ならば、たとえ圧延で消滅するにいたらなくとも、少くともパイプ加工や押し加工で減少するであらうが、実験の結果によると減少しないから単純気泡が地疵の原因とは考え難い。

(iii) 小気泡の原因と考えられる H<sub>2</sub> 気泡により地疵ができると仮定すると、地疵の現出状況が現実のものよりも、もつと法則性、一様性をもつて現れるものと考えられる。

(iv) 鋼塊の重切削による皮削り後ヘールバイトで仕上げ、気泡を調査すると、気泡は鋼塊のごく表面にのみあつてその数はきわめて少く、7~8mm の内部にはない。約半年間皮削り後に鋼塊をヘールバイト仕上げをし気泡と地疵の関係を調査したが、気泡数と地疵数との間には何等の関係も見当らなかつた。

ゆえに気泡は少くとも地疵の主原因でなく、普通の工程においては単純気泡は地疵の原因とならない。

#### (B) 空孔

(i) 内面に附着物のない単純空孔は圧延により圧着し地疵となつていない。

(ii) 非金属をふくむ時は地疵となり得るが、調査の結果鋼塊においてかゝる空孔の出現はきわめてまれである。

一般に鋼塊の空孔は地疵の原因でない。

#### (C) 偏析

(i) 偏析による地疵はごくまれにおこり得る。この場合の偏析はゴーストのようなものでなく硫化物などの散在する逆偏析である。

(ii) 偏析地疵の形状は一般の地疵と形がことなり、その長さに比べて巾が広く舟形を呈し光沢がある。

(iii) 偏析地疵は軸受鋼のごとく高炭素鋼にのみあらわれる。偏析地疵は鋼材の外周部に全面にかつ、かなりの一様性をもつてあらわれるものである。

(D) 非金属介在物

(i) 非金属介在物はその出現頻度がきわめて高く、鋼塊欠陥中最も頻度の高い欠陥である。

(ii) 地疵は圧延により延びて大きくなるが、非金属介在物も圧延により変形(延びたり、砕かれたり)されてそれによる疵は地疵となり得る。

(iii) 圧延比がある程度以上大きくなると地疵は消滅するが、非金属介在物による疵も変形度が大きくなると細くなり終りに肉眼で見分けられなくなる。すなわち非金属介在物による地疵は圧延比が大きくなると消滅する。

(iv) 圧延比のあまり大きくない鋼材の大きい地疵では、非金属介在物の認められるものが多い。

(v) スティーフェルマンネスマンによるパイプ加工や熱間押し出し加工のような苛酷な加工法によるも消滅しない疵として考えられるものは非金属介在物か偏析疵である。しかして偏析疵はまれにしかおこらないから、一般の地疵の原因としては非金属介在物が考えられる。

以上のような考察から地疵の主原因は非金属介在物と見做される。

つぎに鋼塊の非金属介在物の生成、成長過程を考察すると、出鋼前の鋼浴は還元鋼滓の下にかなり長時間静かな状態に置かれているので、ある程度以上の大きさの非金属介在物は浮揚し去っている。この鋼浴は出鋼直前のAl脱酸により多数の微細な $Al_2O_3$ ができるが、その非金属介在物は未だ微小粒であり融点も高いので凝集し難く、地疵となる位の大きさのものは少ない。出鋼の際には鋼滓がはげしく破碎されて微粒となり、取鍋煉瓦も浸され鋼浴中の非金属介在物は急増する。また鋼浴の温度も降下して[Si]や[Mn]による脱酸が進行するから、非金属介在物がこれによつて成長するとともに新しく生成される。しかしながら出鋼後少時は取鍋中の湯は動揺しているためある程度以上の大きさになり難く、その成長の仕方も一様でないやや角張つたものとなり勝ちであり湯の静止するにつれて次第に球形に成長し、また凝集もする傾向がある。つぎの鑄込み作業においては湯がはなはだしく動揺するから、成長し球形となりかゝつた非金属介在物もまた砕かれるとともに形も角張つて来る。この湯も鑄型内で適当なる動揺を与えられるとその非金属介在物はふたたび凝集しまた成長をはじめ。

鑄型内の湯は鑄型による熱の奪取のため最外層はチル自由晶となつて、この層は外部よりのマクレ込みによる

ものを除いては、その時の湯そのままに近い清浄度で、個々の非金属介在物の大きさもほとんどそのままの大きさであるから、したがつてチル晶部は清浄度も良く、非金属介在物の大きさは小さく角張つたものである。つぎの層の柱状晶部でもややこれに近い。内部自由晶部の外側のものは、樹状晶が柱状晶に引続いているために柱状晶の末端を核として樹状晶が成長しはじめ、その樹状晶の間に介在物が偏在して凝集し、また溶解酸素を比較的に多く含有する湯が偏析するから、こゝで非金属介在物の肥大成長がさかんである。ゆえに鋼塊のこの部分の非金属介在物は比較的に大型でありまた球形をしている。それよりも鋼塊中心部に近い自由晶部は温度勾配のより少い状況で凝固し、こゝでは湯中に浮遊する非金属介在物を恰好の結晶核として捕捉して、その非金属介在物の以後の成長を阻止するから、その形は前者に比べてやや小型でありまた形もやや角張つたものとなる。

鋼塊の形状は上抔りであるために上記の現象は鋼塊の頭部にはなはだしく底部に少い。さらに鑄型の肉厚は上部に薄く、下部に厚く、さらにまた底部には定盤の冷却効果も働くために一層その現象を助長する。ゆえに鋼塊の頭部の非金属介在物は底部のそれに比べて大型でありまた内部自由晶初期の部分の非金属介在物は大きい。その他造塊作業における溶鋼被膜のマクレ込みもある。この鋼塊の非金属介在物の大きさの関係は鋼材の地疵の現われ方と規を一にする。すなわち鋼材の頭部側(鋼塊において頭部に相当する側)に地疵が多く底部側は少い。また鋼材の比較的外周部に地疵が多い。

下注法による時は定盤と鑄型で囲まれた鋼塊の隅角部(底部側)は一般に鋼塊中でサンド量が最も多いが地疵はむしろ少い。これは上記の凝固速度と非金属介在物の大きさの関係による。

以上を要説すると地疵の原因となる非金属介在物は、その個々の大きさが重要な意味を持ち、鋼塊全体としての清浄度あるいは全サンド量は第二義的の意味しかない。小さくある程度以上散在する非金属介在物は地疵とならないのである。

[H]の多い時は地疵が多いと言われるが、R. Hohage<sup>9)</sup>によると溶鋼中の[H]が高い時は柱状晶が長くなり一次晶が良く発達する傾向があると言われる。ゆえに[H]が高い時は偏析による非金属介在物の成長が助長されるから地疵も多くなるのであろう。

以上の考察より鋼材の地疵の主原因は比較的に大きい非金属介在物と見做される。さらに端的には酸素が地疵をもたらしと考えられる。ゆえに地疵を減少させるため

には鋼溶を良く脱酸すること,よく脱硫すること,出鋼に際し鋼滓を破碎し捲き込まさないこと,非金属介在物を細く分散させること,造塊作業の際鑄型内湯面を酸化させずまた被膜を作らないこと,マクレ込まさないこと,そのためには浮板や不活性ガスの使用,鑄型の傾斜を大にすること,および鋼塊は急冷し迅速に凝固させることなどが考えられる。(昭和 33 年 3 月寄稿)

[訂正] 前号 鉄と鋼, 44(1958) No. 10 p. 1177 photo. 6 顕微鏡倍率  $\times 100$  は  $\times 600$  の誤り.

文 献

- 1) 河合正雄, 木村弘: 鉄と鋼, 44 (1958) No. 10
- 2) C. E. Sims: Basic Open hearth Steelmaking p. 479
- 3) R. Hohage: Arch f. Eisenhüttenwes., 12 1939/40, 123

## 恒温変態と焼入後の組織成分について\*

(低 W-Cr 工具鋼 (SKS 2) の低温熱浴焼入—I)

立 川 逸 郎\*\*

### ISOTHERMAL TRANSFORMATION AND STRUCTURAL CONSTITUENTS AFTER QUENCHING

(Hot-Bath Quenching of a Low W-Cr Tool Steel (SKS 2) in Low Temperature Range—I)

*Itsuro Tatsukawa*

Synopsis:

In order to obtain a fundamental information on an applicability of hot-bath quenching below Ms temperature to an improvement of properties of a 1.0% C-1.0% Cr-1.4% W tool steel, its isothermal transformation and structural constituents after hot bath quenching were investigated by means of microscopic observation, dilatometric and magnetic analysis, as well as hardness test.

The main results obtained are summarized as follows: In hot-bath quenching below the Ms (162°C), there take place, at earlier stage, athermal and isothermal austenite-martensite reactions, and then, at later stage, austenite-lower bainite reaction, which promotes the stabilization of austenite markedly in a similar way as an isothermal reaction in austempering at above the Ms; thus, a mixed structure of tempered martensite and lower bainite containing a lot of retained austenite is obtained by a quenching under certain conditions.

#### I. 緒 言

鋼の下ベイナイト域における恒温変態はオーステンパーとして広く応用されているが, マルテンサイト域における恒温変態の利用には関心がはらわれていない現状である. 著者は別報<sup>1)</sup>において, 恒温変態の利用による機械的性質の改善という観点から共析炭素鋼のマルテンサイト域における熱浴焼入を研究し, その結果, このような熱浴焼入によつてもオーステンパーと同じように, 相当の硬さとともに普通焼入—焼戻に比して優れた靱さが得られること, そして熱浴焼入後多量に存する残留オーステナイトが高い靱性のおもな原因であることなどを明かにした. 本研究では上記と同じ観点から, 特殊工具鋼第

2種 (SKS 2) に相当する低 W-Cr 鋼の低温熱浴焼入を検討した. この報告ではその基礎段階として, 低温域における恒温変態, 熱浴焼入後の組織成分ならびにその焼戻性を調べた結果について述べる.

#### II. 試 料

市販の低合金工具鋼 SKS 2 の 20mm  $\phi$  圧延棒から火造, 旋削によつて所定の形状と寸法に仕上げた. そのおもな組成, 変態点などはつぎのとおりである.

組 成: C 1.0%, Cr 1.0%, W 1.4%

\* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて発表

\*\* 熊本大学工学部機械工学教室