

TiO₂ を含有する鉍滓による微細化黒鉛鑄鉄に関する研究 (IX)[†]

(S-H 鑄鉄の網目組織ならびに微小硬度測定)

沢 村 宏*・津 田 昌 利**

INVESTIGATION ON CAST IRON HAVING REFINED GRAPHITE PRODUCED BY MELTING CAST IRON COVERING WITH SLAG CONTAINING TiO₂ (IX)

(Investigation on the Net Structure and the Estimation of Micro-Hardness of S-H Cast Iron.)

Hiroshi Sawamura Dr. Eng., and Masatoshi Tsuda

Synopsis:

The fracture surface as well as the polished surface of S-H cast iron shows a net structure having a boundary line of light gray color. The microstructure proved that the boundary-line portion was a group of austenite dendrite and that the mesh of net (meshy portion) was consisted of eutectic graphite structure.

Both the micro-hardnesses of boundary-line and meshy portions were estimated. The results proved that the hardness of boundary-line portion was about 1.5~2.7 times of meshy portion.

The authors presumed that one of the major reasons of the greater wear-resistance of S-H cast iron was based upon the following characteristics:

1. The existence of a unique net structure of S-H cast iron.
2. The presence of a boundary-line portion of greater hardness in the matrix of eutectic graphite structure of lower hardness.
3. The fine and uniform distribution of fine TiC particles in S-H cast iron casting.

I. 緒 言

既報¹⁾のごとく S-H 鑄鉄破面の特徴は金属的光沢のないどすぐろい色調²⁾と破面上に灰白色の境界線を有する網目模様³⁾があらわれていることである。この特徴は普通の黒鉛組織の鑄鉄とくらべてあきらかに区別することができる。この網目模様は単に破面において肉眼的に観察できるのみならず研磨面においても認めうるものである。この灰白色の網目模様の境界線を検鏡するとオーステナイト樹枝状晶の集団であることは第 V 報⁴⁾において少しくのべたのであるが本報告ではこの S-H 鑄鉄独得の網目組織に関してさらに追試した実験結果について報告する。

なおまた S-H 鑄鉄を耐摩耗性が要求される或種の部門に実際に使用し優秀な特性を示した実施例⁵⁾があるのであるが、これの原因を網目組織と微小硬度を測定した実験結果から考察してみた。

II. 実験試料

S-H 鑄鉄の網目組織の判定ならびに微小硬度の測定に用いた試料の成分は Table 1 に示すごとくである。なお同表に示した S-H 鑄鉄試片の外に第 II 報⁶⁾でのべた鑄鉄浴の化学成分の影響に関する実験でえられた試片のうち完全あるいはほとんど完全に近い共晶黒鉛組織を有する S-H 鑄鉄試片約 90 種類を選んで本実験においても用いた(試片の成分は後記 Table 3, 4 参照)。

III. 実験方法および結果

(1) 網目組織*について

† 昭和 32 年 4 月本会講演大会にて発表

* 京都大学教授工学博士, ** 京都大学化学研究所

註: * S-H 鑄鉄破面にあらわれる網目模様の代表例は既に講演大要(鉄と鋼, 43 (1957) 3. 283, Photo. 1) に掲示したので省略する。

Table 1. Chemical composition of S-H cast iron specimens.

Specimen No.	Composition (%)							Eutectic graphite structure**
	T.C	Si	Mn	P	S	Ti	Others	
G-1	3.77	1.54	0.61	0.160	0.031	0.580	—	A
G-2*	3.58	2.06	0.77	0.129	0.037	0.398	—	A
G-3	3.08	2.38	0.63	—	—	0.210	—	A
G-4	3.50	2.36	0.63	—	—	0.330	—	A
G-5	3.55	2.48	1.08	0.085	0.029	0.240	Cu=0.105 Cr=0.53	A
G-6	3.34	2.17	1.08	0.110	0.032	0.132	Cu=0.120 Cr=0.55 Mo=0.212	A
G-7	3.91	1.48	1.06	—	—	0.303	—	A
G-8	3.88	1.48	0.93	—	—	0.410	—	A
G-9*	3.82	1.50	0.87	—	—	0.324	—	A
G-10	3.74	1.49	0.85	—	—	0.326	—	A
G-11	3.66	1.52	0.99	—	—	0.323	—	A
G-12	3.62	1.49	0.85	—	—	0.179	—	A
G-13	3.40	2.72	1.08	—	—	0.361	—	A
G-14	3.24	3.10	1.07	—	—	0.361	—	A
G-15	3.85	1.79	0.62	—	—	0.359	—	A
G-16	3.39	1.82	0.63	—	—	0.166	—	A
G-17*	2.84	1.13	0.78	0.260	0.060	—	—	F
G-18	3.46	1.76	0.03	0.038	0.016	—	—	F

* Specimens used in the examination of net structure.

** The method of expression for the eutectic graphite structure is exactly the same as that adopted in the preceding experiments.

(G-1)~(G-16): S-H cast iron (G-17), (G-18): common gray cast iron.

S-H 鑄鉄破面にあらわれる灰白色の網目模様の境界線がいかなる組織であるかを判定する場合に破面の儘の状態では境界線を追求せんとしたが金属顕微鏡による場合には研磨面であれば組織の検鏡は困難である。ところが S-H 鑄鉄試片を普通の検鏡試片製作に準じてエメリー紙 04 まで研磨し次に研磨用酸化鉄微粉末あるいは酸化チタン微粉末を用いてフランネル研磨仕上げを入念に行つた研磨面においても上記の境界線はあきらかに肉眼観察され、境界線は凸になり網目の部分は凹になつてい

(i) Table 1 に示した成分を有する S-H 鑄鉄試片 G-9 を前述のように研磨した。その面上にみられる網目模様の 1 つをとり、これの境界線上に肉眼観察で針を用いて数カ所に傷をつけて刻印していつた。同試片の傷痕を対象として顕微鏡的観察を行つた結果を Photo. 1

~4 に示す。網目模様の境界線は Photo. 1, 2 では黒く、Photo. 3, 4 では白く示されており、これに囲まれた部分が網目である。

Photo. 1 は普通の反射顕微鏡で光源を工夫して撮影×2、矢印で示したように白い傷痕は試片の中心部に密集している。Photo. 2 は普通カメラで撮影×10、黒い境界線上に矢印で示した白い傷痕が概ね環状に点在している。これに囲まれた灰白色の部分がいわゆる網の目である。Photo. 3 は金属顕微鏡で常法通り検鏡して倍率×25 で撮影したものである。傷痕は矢印で示したごとく黒点で認められる。Photo. 1, 2 では黒くあらわれた境界線が白く樹枝状晶として観察され、この上を傷痕の黒点がほぼ環状をなして点在している。この樹枝状晶に囲まれた領域にはあきらかに共晶黒鉛が認められ、この部分が網目である。Photo. 4 は上記と同様にして倍率

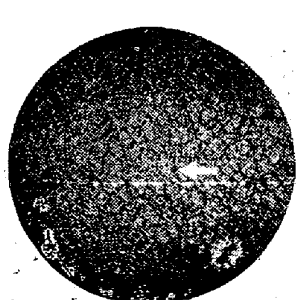


Photo. 1. ×2(2/3)

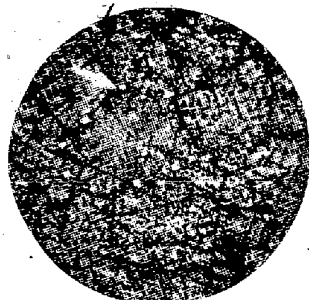


Photo. 2. ×10(2/3)

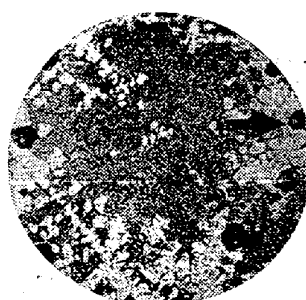


Photo. 3. ×25(2/3)

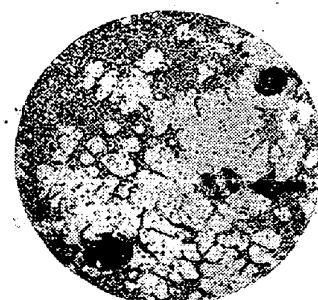


Photo. 4. ×50(2/3)

×50 で撮影したものである。オーステナイト樹枝状晶の上に矢印で示したように黒い傷痕が認められる。

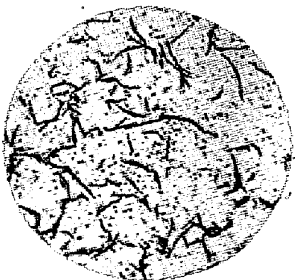
以上 Photo. 1~4 を通覧すると S-H 鋳鉄面にあらわれた網目模様の境界線凸部はあきらかにオーステナイト樹枝状晶の集団であり、これに囲まれた網目凹部は共晶黒鉛があらわれている部分であることが確認される。

次に上記と同様に研磨した S-H 鋳鉄試片 G-2 を金属顕微鏡で検鏡してオーステナイト樹枝状晶の白い島の部分を×100 倍で確認した後、網目の中に針の尖端で目印をきざんだ。この目印を検鏡視野の中心において顕微鏡の倍率を順次小さくあるいは逆に順次大きくしてゆけば上記の場合と同様に網目組織の境界線はオーステナイト樹枝状晶の集団であることが確認される。Photo. 5 の中央の黒点は刻印した傷である。この写真の上にトレーシング紙をかさねて樹枝状品の部分をすみで追跡しつつえがいた図には網目模様が作製されることはすでに講演大要 (鉄と鋼, 43 (1957) 3, 283) に示したごとくである。



Photo. 5. ×50(1/2)

(ii) 前述のごとく S-H 鋳鉄試片の研磨面には凹凸が存在しているのであるが、その程度を検査するために Photo. 6 のごとき黒鉛組織を有する普通鋳鉄試片 G-17 ならびに Photo. 7 のごとき共晶黒鉛組織を有する S-H 鋳鉄試片 G-2 を用い前記の方法で同程度に研磨した両試片面の凹凸の程度を小坂式触針式仕上面検査器で調査した。



Specimen No. G-17,
Common gray cast iron
Photo. 6. ×90(1/2)



Specimen No. G-2,
S-H cast iron
Photo. 7. ×90(1/2)

この調査の結果を両試片について比較してみると、普

通鋳鉄 G-17 試片面にあらわれる凹凸の程度は Photo. 8 にみるごとく僅少であるのに対し、S-H 鋳鉄 G-2 試片面にあらわれるそれは Photo. 9 にみるとおり微小なる凹凸の起伏が連続していることがかなり明瞭に認められ S-H 鋳鉄試片面の特性が知られる。

Common gray cast iron

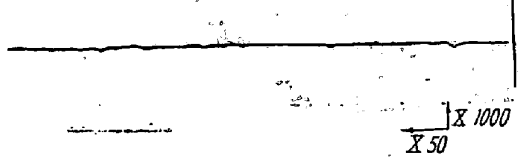


Photo. 8

S-H cast iron

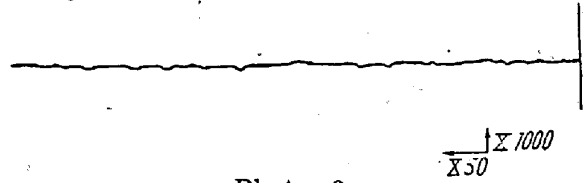


Photo. 9

(iii) 既報の S-H 鋳鉄の質量効果に関する研究において述べたごとく、網目模様の網目の大きさは質量が大なるほど大きく小なるほど小であり、また同一質量においては破面の中心部の方が外周部よりも大きい傾向がある。

いま T.C=3.58%, Si=2.06%, Mn=0.77%, P=0.152%, S=0.032%, Ti=0.398% なる成分を有する S-H 鋳鉄の直径 30mm, 長さ 350mm の铸造試片の破面に観察される網目模様の網目の大きさの概数を測定した結果はつぎのごとくである。すなわち同試片の半径 $\overline{OP}=15\text{mm}$ を Fig. 1 のように Q, R において 3 等分した後、 \overline{OR} 間、 \overline{RQ} 間および \overline{QP} 間のおのおのに存在する網目の直径の平均を求めるとそれぞれ約 1.5mm, 約 1.1mm および約 0.9mm であつた。ほかの半径で同様に区分して測定した数も上記とほとんど同様であつた。この

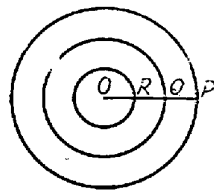


Fig. 1.

網目の大きさは湯の成分と铸造時における湯の凝固冷却速度と密接な関係を有していることが推定される。

(2) S-H 鋳鉄の微小硬度

(i) 本実験には測定値の約 ±3% の誤差を与える Ernst Leitz 製の微小硬度計を用い、顕微鏡の倍率 ×400, 荷重 100g の条件の下に S-H 鋳鉄試片面にあらわれる網目模様の凸部すなわちオーステナイト樹枝状晶の部分ならびに、凹部すなわち共晶黒鉛組織の存在する部分とについて微小硬度を測定し、この两部分の硬度差を調べた。

1 試片毎に上記の两部分でおおの少くとも3カ所あるいはそれ以上で測定することを原則とした。なお微小硬度値はマイクロピッカースで与えられるので、これをブリネル硬度概数に換算するために、Si含有量のことなる4種類の珪素鋼板*を用いてマイクロピッカース値—ブリネル硬度数との関係を実測して Fig. 2 の換算曲線を作り必要に応じて測定値をブリネル硬度数に換算することにした。

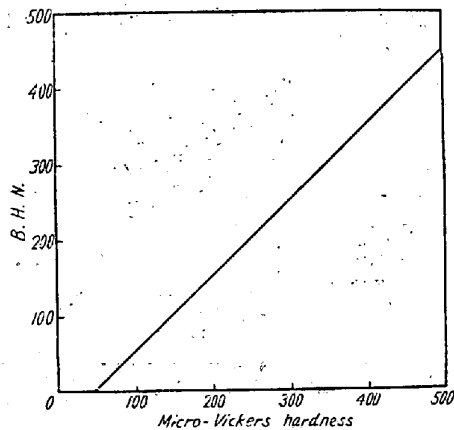


Fig. 2. Relationship between micro-vickers hardness and brinell hardness number.

以下オーステナイト樹枝状晶の部分で測定した微小硬度値には AH, 共晶黒鉛組織の存在する部分で測定した微小硬度値には EH を附して記することにする。測定後の試片にみられる圧痕の代表例はすでに講演大要(鉄と鋼, 43 (1957) 3, 284, Photo. 2) に掲示したごとくである。

(ii) Table 1 に示した成分を有する S-H 鑄鉄試片および 1・2 の普通鑄鉄試片を試料として (i) にしたがって微小硬度を測定した結果は Table 2 に示すごとくである。

この結果によると S-H 鑄鉄の AH 微小硬度と EH 微小硬度はあきらかにことなっており、前者の硬度値は後者のそれに対し最高約 2・7~最低約 1・5, 平均約 1・9 倍大であることが知られる。かような硬度差は S-H 鑄鉄の組織の特異性に基因するものである。

普通成分の S-H 鑄鉄は Mn 約 0・5% 程度を含有しているが、Mn 約 1% を目標として造つた S-H 鑄鉄試片 (G-7)~(G-12) の AH 微小硬度, EH 微小硬度はそれぞれ Mn=0・5% 程度含有した試片のそれよりも高い値を示している。G-5 および G-6 試片は高-Si, Mn=1% に Cu, Cr あるいは Cu, Cr, Mo などの成

註: * 珪素鋼板の Si 有量: 1・02%, 3・61%, 3・84% および 4・45%

分をとくに添加して製造した S-H 鑄鉄であるが、両者ともに AH 微小硬度/EH 微小硬度は約 1・6 程度で上記の S-H 鑄鉄におけるそれと大差ないのであるが、AH 微小硬度値および EH 微小硬度値がやや高くなっている。

なお Table 2 において**印を附した微小硬度値は特異に高い数値であるが、これは測定部が偶然に TiC 部の結晶にあつたものと推定される。Table 2 における普通鑄鉄試片 G-17, G-18 の微小硬度は片状黒鉛を避けたパーライト基地の部分で測定した値である。

(iii) S-H 鑄鉄の微小硬度におよぼす化学成分の影響に関する実験には前述のごとく第Ⅱ報⁹⁾の実験でえられた試料を用いた。すなわち C および Si 以外の不純物を比較的微量含む原料から造つた S-H 鑄鉄, 同じ原料を用いこれにその他の成分を一定量添加して造つた S-H 鑄鉄でいずれも完全あるいは完全に近い共晶黒鉛組織を有している。Table 3 は C の影響を調べた結果である。

この結果によると S-H 鑄鉄の C 含有量が約 3・5~3・9% の範囲内では AH および EH 微小硬度値ともに大なる変化なく、前者はブリネル硬度概数約 210 内外、後者は約 100 内外である。C 含有量が約 3・1% 以下になると AH および EH 微小硬度ともに向上する。なお砂型鑄造による S-H 鑄鉄試片よりも徐冷したものの方が微小硬度値は大なる傾向がある。上記の測定に供した試片の基地組織は C 約 3% で全部パーライト地, C 約 3・5% では約 90% パーライト+約 10% フェライト地, C 約 4% 近くでは約 50% 程度ずつパーライトおよびフェライト地でしめていた。

Table 4 は Si, Mn, P, S, Cu, Ni, Cr, Mo, W, Sn, Al, Co, V および As の影響を調べた結果である。この結果によると Si, S, Al, Co, V および As などが微小硬度におよぼす影響はほとんど認められぬ程度に微弱であるか、あるいは V が約 0・15%, As が約 1% 程度含まれた場合のように僅かに硬度が大となる傾向が知られる程度である。これに反して Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, W および Sn の影響は比較的顕著である。たとえば C が約 3・4%, Si を約 1・6% 含有する S-H 鑄鉄の Mn 含有量と微小硬度との関係を示すと Fig. 3 のごとくであり、かような Mn の影響は前記の Table 2 においても認められた。P の影響は上記の両群の諸成分のおよぼす影響の中間に位する程度であつて P 含有量大なるものは微小硬度値も大であつた。

次に Table 4 に**印を附した特異測定値は TiC 以外に燐化物あるいは硫化物などの存在のためにえられたものであると想像される。

Table 2. Results obtained by micro-vickers.

Specimen No.	Micro-hardness value							AH/EH (X/Y)
	AH (Austenite dendrite)			EH (Eutectic graphite structure)				
	AH	Average	Calculated HB (X)	EH	Average	Calculated HB (Y)		
G-1	263, 270, 283	272	222	149, 159, 163	157	107	2.1	
G-2	302, 304, 318	308	258	207, 207, 216	212	162	1.6	
G-3	325, 326, 327	326	276	219, 220, 221	220	170	1.6	
G-4	365, 370, 374	370	320	196, 199, 204	200	150	2.1	
G-5	360, 370, 380	370	320	238, 240, 245	241	191	1.7	
G-6	365, 365, 370, 514**	367	317	256, 260, 260	258	208	1.5	
G-7	345, 348, 351	348	298	221, 224, 229	225	175	1.7	
G-8	352, 370, 377, 689**	360	310	222, 226, 228	225	175	1.8	
G-9	401, 413, 417	410	360	285, 236, 237	236	186	1.9	
G-10	342, 345, 348	345	295	225, 238, 240	234	184	1.6	
G-11	383, 383, 383	383	333	225, 235, 238	233	183	1.8	
G-12	342, 354, 357	351	301	213, 221, 227	221	171	1.8	
G-13	333, 342, 354	343	293	240, 240, 240	240	190	1.5	
G-14	363, 373, 383	373	323	220, 228, 236	228	178	1.8	
G-15	349, 350, 361	353	303	169, 173, 192	178	128	2.4	
G-16	363, 367, 370	367	317	160, 165, 174	166	116	2.7	
G-17*	260, 268, 268 (Average 265)							
G-18*	268, 271, 276 (Average 272)							

* Common gray cast iron, values measured on the pearlite matrix.

** Omitted in the calculation of average value.

Table 3. Influence of carbon content upon the microhardness of S-H cast iron specimen.

Specimen No.	Cooling condition	Composition (%)			AH (Austenite dendrite)			EH (Eutectic graphite structure)			AH/EH (X/Y)
		T.C	Si	Ti	AH	Average	Calculated HB (X)	EH	Average	Calculated HB (Y)	
95	Sand casting	3.98	1.58	0.33	245, 253, 262	253	203	153, 162, 163	159	109	1.9
96	"	3.93	1.53	0.29	251, 261, 270	261	211	133, 144, 144	140	90	2.3
97	"	3.56	1.57	0.23	253, 253, 260	255	205	151, 155, 156	154	104	2.0
98	"	3.53	1.61	0.25	245, 264, 264	258	208	146, 147, 147	147	97	2.1
99	"	3.10	1.60	0.15	309, 311, 314	311	261	172, 173, 174	173	123	2.1
100	"	2.90	1.65	0.13	366, 366, 374	369	319	219, 221, 232	224	174	1.8
104	Slow cooling	3.94	1.62	0.28	306, 317, 319	314	264	213, 221, 221	218	168	1.6
105	"	3.88	1.62	0.27	325, 330, 336	330	280	151, 156, 158, 249**	156	106	2.6
107	"	3.37	1.65	0.23	327, 322, 336	325	275	194, 210, 213	206	156	1.8
109	"	2.91	1.65	0.17	336, 336, 336, 387**	336	286	146, 149, 152	149	99	2.9

** Omitted in the calculation of average value.

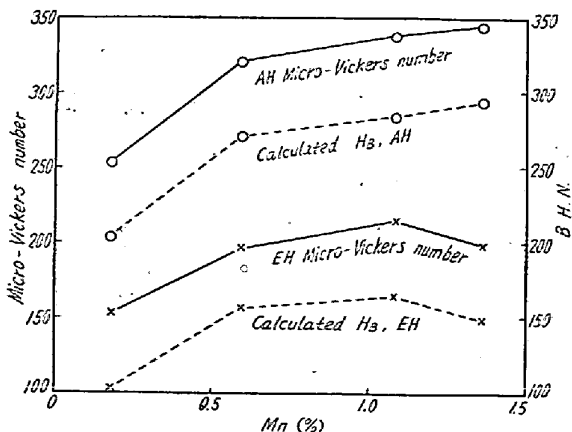


Fig. 3. Relationship among the Mn contents of the specimens, AH and EH.

(iv) 前記 (i-iii) においてのべたように1試片面においても網目組織の網の目の大きさは微小ながら異っている。そこで1試片面における測定部分による硬度差を Fig. 1 に示した直径 30mm の S-H 鑄鉄試片について調査した。測定部分は Fig. 1 の区分と同様である。その結果は Table 5 に示すごとくである。

この結果によると直径 30mm 程度の試片では問題とする程の大なる硬度偏差なく S-H 鑄鉄は微小硬度に関しても均一性を有していることが認められた。

Table 4. Influence of Si, Mn, P, S, Cu, Ni, Cr, Mo, W, Sn, Al, Co, V and As upon the micro-vickers hardness of S-H cast iron specimens.

Specimen No.	Composition (%)				AH (Austenite dendrite)			EH (Eutectic graphite structure)			AH/EH (X/Y)
	T C	Si	Ti	Others	AH	Average	Calculated HB (X)	EH	Average	Calculated HB (Y)	
112*	3.4	2.5	—	—	256, 264, 264	260	210	151, 154, 155	153	103	2.0
111	3.38	2.34	0.14	—	256, 266, 266	261	211	141, 153, 159	151	101	2.1
114*	3.4	2.0	—	—	233, 237, 240	237	187	150, 155, 159	155	105	1.8
113	3.60	1.77	0.22	—	274, 290, 297	287	237	152, 158, 167	159	109	2.2
116*	3.4	1.5	—	—	235, 254, 276	255	205	158, 158, 166	161	111	1.8
115	3.64	1.27	0.12	—	238, 245, 262	248	198	141, 144, 146	144	94	2.1
123	3.30	1.61	0.03	Mn: 1.36	336, 348, 348	344	294	193, 198, 205	199	149	2.0
125	3.38	1.40	0.11	1.08	336, 336, 342	338	288	213, 216, 216	215	165	1.7
127	3.38	1.50	0.12	0.59	317, 322, 325, 433**	321	271	194, 194, 203	197	147	1.8
129	3.46	1.52	0.19	0.18	249, 253, 258	253	203	149, 153, 156	153	103	2.0
141	2.97	1.69	0.08	P: 0.751	299, 319, 322	313	263	127, 136, 139	134	84	3.1
143	2.94	1.68	0.13	0.251	292, 297, 302, 357**	297	247	121, 135, 155	137	87	2.8
145	3.05	1.45	0.09	0.014	285, 292, 306	294	244	153, 156, 159	156	106	2.3
158	2.93	1.46	0.10	S: 0.110	285, 290, 297, 357**	291	241	194, 206, 207	203	153	1.6
161	3.05	1.45	0.09	0.054	285, 292, 306, 327**	294	244	153, 156, 159	156	103	2.3
160	2.99	1.42	0.11	0.046	285, 290, 292, 322**	289	239	144, 153, 163	153	103	2.3
170	2.84	1.57	0.03	Cu: 1.86	370, 373, 380	374	324	142, 145, 148	145	95	3.4
172	3.27	1.51	0.21	1.19	325, 342, 345	337	287	140, 142, 148	143	93	3.1
174	3.00	1.48	0.11	0.64	283, 290, 302	288	238	164, 171, 171	169	119	2.0
176	3.05	1.45	0.09	tr.	285, 287, 292, 579**	288	238	153, 156, 159	156	106	1.5
186	3.09	1.68	0.08	Ni: 1.97	304, 309, 314	307	257	142, 152, 155	150	100	2.6
188	3.18	1.66	0.16	0.89	274, 285, 287	282	332	160, 166, 171	165	115	2.0
197*	2.9	1.7	—	Cr: 0.25	325, 325, 325	325	275	189, 193, 194	192	142	1.9
196	2.89	1.54	0.05	0.24	319, 322, 325	322	272	182, 193, 199	191	141	1.9
202	2.91	1.60	0.04	Mo: 1.03	373, 383, 394	383	333	202, 203, 206, 287**	204	154	2.2
204	3.16	1.64	0.12	0.54	333, 342, 342	339	289	163, 171, 171	168	118	2.4
210	2.97	1.63	0.03	W: 0.95	345, 357, 366	356	306	149, 149, 151	150	100	3.1
212	2.96	1.68	0.03	0.44	311, 311, 327	316	266	130, 146, 151	142	92	2.9
218	2.98	1.60	0.04	Sn: 0.82	345, 351, 357	351	301	251, 253, 262	255	205	1.5
220	3.23	1.53	0.22	0.37	306, 309, 311	309	259	192, 209, 219	207	157	1.6
229*	2.9	1.7	—	Al: 2.0	285, 290, 304	293	243	141, 142, 151	145	95	2.6
228	2.96	1.82	0.02	1.38	305, 310, 319, 370**	311	261	131, 142, 153	142	92	2.8
234	3.36	1.60	0.05	Co: 2.02	224, 224, 224	224	174	124, 125, 126	125	75	2.3
236	3.18	1.64	0.05	0.99	242, 262, 262	255	205	135, 136, 139	136	86	2.4
246	2.93	1.66	0.04	V: 0.150	302, 309, 309	307	257	152, 158, 159	156	106	2.4
248	3.04	1.67	0.08	0.087	279, 285, 285	283	233	151, 158, 163	159	109	2.1
260	2.95	1.62	0.05	As: 1.01	297, 302, 304	301	251	198, 198, 203	199	149	1.7
262	2.82	1.63	0.02	0.36	290, 290, 309	296	246	190, 202, 203	198	148	1.7

*: Approximate per cent.

**: Omitted in the calculation of average value.

Table 5. Influence of measured position upon micro-vickers hardness (Dia of specimen is 30 mm)

Specimen No.	AH (Austenite dendrite)				EH (Eutectic graphite structure)			
	Near to center layer (OR)	Near to middle layer (RQ)	Near to outside (QP)	Average	Near to center layer (OR)	Near to middle layer (RQ)	Near to outside (QP)	Average
G-8	357	360	372	363	239	236	225	233
G-10	340	344	351	345	226	229	230	228
G-12	341	344	375	353	231	219	209	220

IV. S-H 鑄鉄が、ある特定条件の下で耐摩 耗性が優秀なる原因に対する考察

含 Ti 鑄鉄の耐摩耗性が大であることは G.F. Comstock⁹⁾, E.G. Webbere¹⁰⁾ および V.K. Fedrov¹¹⁾ 等によつて報告されている。Comstock はその原因を TiC の分散によるとしているのであるが、S-H 鑄鉄もまた既報¹²⁾ のようにその特異成分として Ti を多少にかかわらず含有しており、その主成分 TiC が微細にわたつて分散されているから、S-H 鑄鉄鑄物の耐摩耗性は大であると推定される。実際に S-H 鑄鉄を耐摩耗性が要求される或種の部門たとえばシリンダーライナー用材として使用し優秀な特性を示している実施例¹³⁾ がある。その原因は単に極めてかたい TiC が含有されているのみではなく、S-H 鑄鉄独得の網目組織ならびにこれにともなう微小硬度差などに基因するものであらうと考えられるので以下上記の実験結果を参考として考察を行つた。

前述のごとく S-H 鑄鉄の研磨面はほかの鑄鉄とことなり微小な凹凸が微細にわたり連続して網目組織をなしている。すなわち比較的硬度の低い共晶黒鉛組織の地の中に比較的硬度の高いオーステナイト樹枝状晶が網目の境界線をなしてあらわれていることに原因の 1 つがあると思われる。たとえば或種の内燃機関のシリンダー、シリンダーライナーなどの材料として S-H 鑄鉄が使用される場合に、S-H 鑄鉄の網目の凹部にはたえず油が浸潤し対面間を潤滑に保つことによつて磨擦抵抗を小ならしめ、網目組織の境界線すなわち比較的硬度大なる凸部が有効に働くものと推定される。

V. 総 括

以上の実験範囲の結果を総括すれば次のごとくである。

1. S-H 鑄鉄破面に観察される網目組織の灰白色の境界線はオーステナイト樹枝状晶の集団であることを確認した。
2. S-H 鑄鉄をフランネル上で酸化鉄または酸化チタン微粉末で研磨を行つた面には微小ながら凹凸が連続的に存在することを小坂式触針式仕上面検査器で調べた。この凸部が網目組織の境界線でオーステナイト樹枝状晶群であると検鏡されたところ、凹部が共晶黒鉛の存在する網目である。
3. 微小硬度計で網目組織の微小硬度を測定した結果

オーステナイト樹枝状晶の微小硬度は共晶黒鉛の存在する領域のそれに対し約 1.5~2.7 倍、平均約 1.9 倍程度大である。

4. S-H 鑄鉄の微小硬度を向上せしめるのに有効な成分は Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, W および Sn であつて、P はこれに準ずる。

5. S-H 鑄鉄の耐摩耗性が使用条件により大である原因は、S-H 鑄鉄には微細な、きわめて硬い TiC が分散していることと、S-H 鑄鉄独得の網目組織によるものと考えられる。すなわち S-H 鑄鉄の研磨面が特異であつて、比較的硬度の低い共晶黒鉛組織の地の中に比較的硬度の高いオーステナイト樹枝状晶が網目の境界線をあらわしていることである。

謝 辞

擱筆するに際し終始熱心に実験に協力していただいた京大、化学研究所中川三三、石川巖および平井彩子諸氏に厚く御礼申し上げる。なお、本研究費の 1 部は K.K. 神戸鑄鉄所の援助によるものであつて、あわせて謝意を表する次第である。(昭和 32 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 沢村宏, 井上友喜, 津田昌利: 鑄物, 28 (1956), 3, 1; 28 (1956), 12, 887
- 2) G. F. Comstock: Titanium in Iron and Steel, (1955), 82
- 3) 前出 1)
- 4) 沢村宏, 堀田美之: 自動車技術論文集, 2(1956) 101
- 5) 中城忠彦: 鉄と鋼, 43 (1957) 3, 250
- 6) 沢村宏, 津田昌利: 鉄と鋼, 40 (1954) 5, 622
- 7) 前出 1)
- 8) 前出 6)
- 9) 前出 2)
- 10) F.G. Webbere (to General Motor Corp), U.S. 2,684,000, July 27, 1954 [Chem. Abst. (1954) 102]; U. S. 2,691,576. Oct. 12, 1954 [Chem. Abst. (1955) 825]
- 11) V. K. Fedorov: Materialy v Klimicheskome Mashinostroenii (Moshgiz. Moscow) 1953, No. 14. 23~30 [Chem. Abst. (1955) 13855]
- 12) 前出 6)
- 13) 前出 4), 5)

附記: 第 VII 報 [沢村, 津田: 鉄と鋼, 43 (1957), 4, 471] における次の箇所を補遺あるいは訂正する.

箇 所	誤	正
F. 471, III-(2) p. 471, 註: ** p. 472, Table 1 p. 472, Table 3 p. 473, 右欄最後段	KHSO ₃ 法**法の決定 KHSO ₄ を法 TiN, Aqua regia...sol. Na ₂ -S ₂ O ₃ , Filtrate C...5% この結果によると……云々	KHSO ₄ 法**の決定 KHSO ₄ を法 TiN, Aqua regia……Sol. Na ₂ S ₂ O ₃ , 5% この結果によると分析操作上の問題を 考慮すれば, 18N が最適である.
p. 474, 右欄 5 行目 F. 475, Table 9 " " " Table 10 " 左欄下から 3 行目 " Table 13 " " p. 476, " 左欄下から 8 行目 p. 478, Table 15 p. 479, Table 17 " "	Fe 0.26 g 右欄の上 (V. KHSO ₄ method) Residue C, H ₂ SO ₄ (1:1) add, Total Ti, 1.185, 1.184 Metallic Ti — Σ Ti (%) 6.264 Table 4 5.01 No. 14, Ti 0.348% Ti as TiN in Table 12 (%) (A) No. 7……9.0161	Fe 2.60 g (KHSO ₄ method) Residue C, H ₂ SO ₄ (1:1) add 0.185, 0.184 HCl 可溶性 Ti Sample No. 6 は削除する 0.264 Table 14 5.01 ²⁵⁾ Ti 0.577% Ti as TiN in Table 16 (%) (A) No. 7……0.0161

鑄鋼の高温割れ傾向におよぼす諸元素の影響 (II)*

(前報の補足ならびに Cu および Al の影響)

沖 進**

INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF CAST STEEL ON HOT-TEARING TENDENCY (II)

Susumu Oki

Synopsis:

In the report I, the author has described the influence of C, Si, Mn, P and S. In the present report, he complements the first report with some additional experimental data, and then describes the influence of Cu and Al.

First, another method of testing the hot-tearing tendency is explained. This method, which the author calls test of "C" type, is used in the present study together with two methods already described in report I.

The results obtained are briefly summarized as follows:

(1) Increase in carbon does not increase hot-tearing tendency in the test of "C" type, while it increases hot-tearing tendency decidedly in the test of "A" type; the influence of carbon on hot-tearing tendency seems to vary, as some other investigators pointed out, with varying types of casting tested.

(2) It is quite sure that increasing copper content to 1.5% does not increase hot-tearing tendency in the wide range of sulphur content of 0.01~0.06%.

(3) Increasing aluminium up to 1% does not affect the hot-tearing tendency of low-sulphur steel containing about 0.01% sulphur.

(4) In high-sulphur steel containing about 0.03% sulphur, addition of 0.1~0.2% aluminium decreases the hot-tearing tendency.

* 昭和 26 年 4 月, 28 年 10 月本会講演大会にて発表

** 日本車輛製造株式会社 工博