

Photo. 1 (a)は 20% 引張り後の試験片の 3 点, A, E, C' に測定具 (マイクロメーターを改造して作った) を接触させ W_{β} 値を求めるもので, W_{β} 値はマイクロメーターの読みをそのまま読む. Photo. 1 (b)は 2X-Y レコーダーによつて連続的に荷重, 板巾, 伸びを測定する装置で, 10 t 万能試験機に 5 号試験片を取り付けた状態を示した. 荷重-伸び, 巾収縮-伸びの関係を同時に記録せしめ, 差動トランスによつて電氣的に拡大測定する. 測定具の一つは 50mm の標点間伸び, 一つは板巾を Photo. 1 (a)と同様の原理で, C' 点を標点中点で固定, A, E は滑車で移動するよう設計し, 3 点接触 1 回測定巾 (W_{β}) を測定する.

5. R 値測定結果

Fig. 2 は, 横軸に従来用いた 5 点実測平均板巾 (5) 式による R 値, 縦軸に 3 点 1 回測定法による R 値を示した. 0.8mm 板厚による測定結果は, R 値で ± 0.03 以内のバラツキ範囲で, よい相関を示している.

6. 結 言

R 値を日常管理に用いるため, 簡易な測定法の開発を試みた. 低炭素鋼冷延薄鋼板のスキンパス後の 5 号引張試験片では, 20% 引張り後の試験片形状がほぼ放物線状となるので, 3 点接触 1 回測定巾を検討した. 結果は従来の 5 点実測平均板巾とよい相関にある結果を得た.

装置については 2 種製作し,

(1) 最も簡単な方法として, マイクロメーターを改造して [Photo. 1 (a) 参照], 20% 引張り後の平均板巾を測定した.

(2) 2X-Y レコーダーにより拡大して, 図表から R 値を求める装置を試作した [Photo. 1 (b)]. この方法によると, 降伏点, 抗張力, 伸び, R 値を同一試片から求めることができる.

この 3 点接触 1 回測定法は, 欠点として焼鈍した状態の低炭素鋼冷延薄鋼板では, 20% 引張り後試験片形状が放物線とならず, 本装置の利用はできない.

文 献

- 1) 薄鋼板のプレス成形と試験法研究会報告書 (第 3 期)
- 2) 岡本, 福田: 住友金属, 15 (1963) 3, p. 172
- 3) L. LILET & M. WYDO: Sheet Metal Ind., 50 (1964) 442, p. 783

(175) 含チタン鑄鉄中のチタン硫化物について

鉄鋼短期大学 工博 谷 口 光 平
 ○山崎隆雄・小栗東洋子・菊地俊郎

On the Titanium Sulfide in Cast Iron Containing Titanium.

Dr. Kohei TANIGUCHI, Takao YAMAZAKI,
 Toyoko OGURI and Toshiro KIKUCHI.

1. 結 言

含チタン鑄鉄が工業的に広く用いられているのは S-H 鑄鉄などにみられる通りである. チタンは炭素, 窒素, 酸素以外に硫黄に対しても大きな親和力を有し, 一方普

通鑄鉄中には 0.1% 内外の硫黄が含まれるのが通例であるから, チタン硫化物の生成が考えられ, 従来の報告¹⁾でも鑄鉄中にチタン硫化物の析出のあることは述べられているがその組成についてはまだ明らかにされていない.

ところで含チタン鑄鉄中に析出する硫化物に関して, C. FRICK および H. RORDE²⁾は C: 3.13%, Si: 4.12%, Mn: 0.43%, S: 0.40%, Ti: 0.27% の試料中に析出したチタン硫化物を電解抽出し化学分析および結晶解析を試みているが, その組成に関しては何ら触れることなくただその析出形態のみを顕微鏡組織で詳しく説明している. これによると本組織のものは鉄-チタン-硫黄三元合金あるいは高硫黄低マンガン 18-8 鋼にみられる TiS³⁾とは形態に著しい差異がある. また森永および恵藤⁴⁾は硫黄を含むチタン鑄鉄中には TiS, Ti₃S₄ あるいは TiS₂ とは異なるチタン硫化物の析出を認め, その組成は Ti₃S ではないかと示唆している. また著者の一人⁵⁾も含チタン鑄鉄における硫黄とマンガンの関係を Ti/S をモル比にして 1~13 の範囲で調べた際にも組成不明のチタン硫化物らしい介在物の存在を認めたが, その組成を明らかにするには至らなかった.

そこで著者らは含チタン鑄鉄中に析出するチタン硫化物らしい介在物の組成を明らかにするとともに, その析出と黒鉛組織との関係について調べたのでその結果を報告する.

2. 実 験 試 料

チタン硫化物を含んだ鑄鉄を得るために, Table 1 にその組成を示した材料を用いて 3:1 に述べるような方法にしたがって溶製した鑄塊を試料とした. これら 3 種の試料の組成を Table 2 に示す.

3. 実 験 方 法

前記実験材料を適当に配合し, マンガンをほとんど含まない含チタン, 硫黄鑄鉄を溶製しチタン硫化物を生成せしめその組成を決定するとともに, 黒鉛組織とチタン硫化物との関係を調べた.

Table 1. Chemical composition of raw materials. (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ti
Nisso pig iron	3.66	0.01	0.03	0.011	0.014	0.007
Sweden pig iron	4.13	0.73	0.43	0.035	0.009	0.004
Ferro-Ti (A)	0.07	—	0.72	0.05	0.01	25.68
Ferro-Ti (B)	0.05	—	—	—	—	42.2

Table 2. Chemical composition of specimens. (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ti	*	**
114	3.04	3.17	0.085	0.008	0.15	0.72	3.2	B
911	3.38	3.07	0.047	0.004	0.34	0.70	1.4	B
426	3.29	3.05	0.070	0.017	0.15	0.23	1.0	B
1028	3.53	3.14	0.15	0.040	0.017	0.44	9.4	D

* Ti/S mole ratio

** Type of graphite A. F. S. classification

3.1 試料の溶製

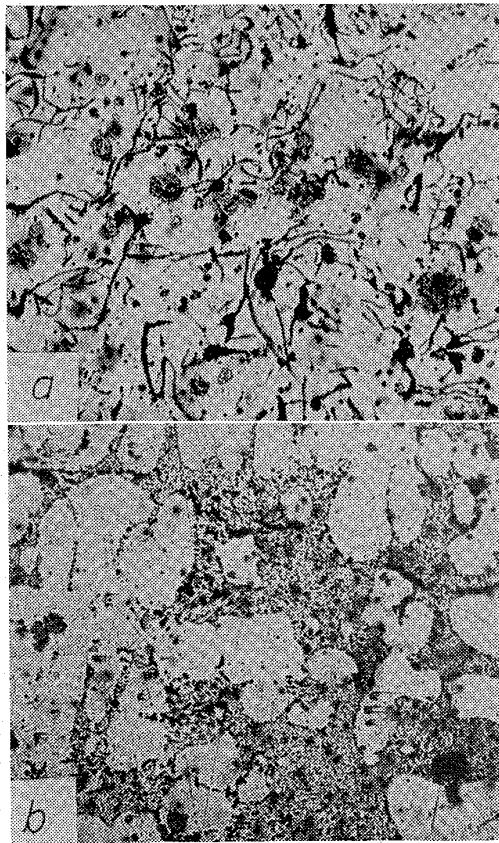
1) 日曹銦約 2.5 kg を 15kW, 3kC/sec 高周波電気炉により大気中で溶解し約 1450°C で Ferro-Si (Si: 78.5%), 硫化鉄 (S: 28%, 電解鉄と硫黄華から実験室で溶製) および Ferro-Ti(A) を添加し同温度で 5 min 保持後 40mm ϕ \times 200mm および 20mm ϕ \times 200mm の大小二つの乾燥砂型に鑄込んで試料 114, 911 および 426 とした. なお大形鑄型の中心線上底部から約 180mm のところに熱接点がかかるように設置した Pt-Pt-Rh 熱電対により, 鑄込み後から約 1000°C までの冷却曲線を記録した.

2) スェーデン銦約 1.1 kg を上と同様に溶解し約 1450°C で電解鉄, Ferro-Si および Ferro-Ti(B) を添加し同温度で保持後 20mm ϕ \times 200mm の乾燥砂型に鑄込んで試料 1028 とした.

3.2 チタン化合物の抽出および X 線回折

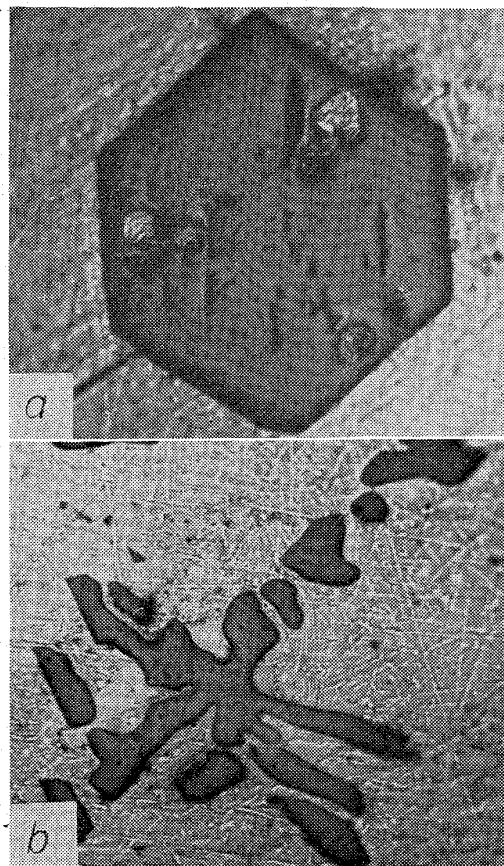
3.1 で溶製した試料の旋盤屑 10g に対して HCl (1+1) 200ml の割合で加え, 約 60°C の温浴上で鉄分を溶解した後河過洗滌し河紙上の残渣を K₂CO₃ 5% 溶液に移して, 珪酸分を溶解除去する. この残渣を河過乾燥後 CHBr₂·CHBr₂ (比重: 2.98) によつて重液分離⁶⁾してチタン化合物と黒鉛とを分離し X 線回折試料を得た. X 線回折は CuK α 線, 陽極電圧および電流 30 kV, 15 mA, 走査速度 1°/min, フィルター Ni の条件で行なつた.

3.3 試料の再溶解および急冷



a: 114: as cast.
b: 114RM: 114Mn add. remelted.

Photo. 1. Microstructures of specimens.



\times 700 (4/5)

a: in 114 as cast.
b: in 911 remelted and water quenched at 1250°C.

Photo. 2. Microstructure of Ti₂S.

3.1 で溶製した試料から約 15mm ϕ \times 40mm の試片を採取し高アルミナ質タンマン管中でタンマン炉にて約 1450°C まで加熱溶解し, 同温度で 10min 保持後約 1100°C までを平均 30°C/min の冷却速度で徐冷し, 試料 114R, 911R, および 1028R とした. さらに試料 114 に電解マンガンを追加して, 上と同様に加熱溶解冷却して試料 114RMI, 同 RM2 および同 RM3 とした.

試料 911 および 1028 からは約 10mm ϕ \times 30mm の試片を採り, 上と同様にタンマン炉にて加熱溶解し約 1450°C で 30min 保持後約 30°C/min の冷却速度で冷却しつつ約 1400°C からタンマン管のまま室温の水中に落下させて冷却, あるいは約 1450°C で 10min 保持後 1400°C, 1300°C, 1200°C および 1100°C からそれぞれタンマン管のまま室温の水中に落下冷却させ, 各急冷温度付近においてチタン硫化物の生成の有無を顕微鏡組織について調べた.

4. 実験結果および考察

4.1 試料の溶製および顕微鏡組織

溶製した試料の成分は Table 2 に示す通りで, その顕微鏡組織は硫黄含有量の多い試料 114, 911 および 426 ではいずれも Photo. 1-a に示すような片状黒鉛組織であり, 硫黄の少ない試料 1028 のみが共晶黒鉛組織であることは従来⁵⁾の結果と同様であつた. これらの試料の冷却曲線は共晶黒鉛組織の試料では共晶点

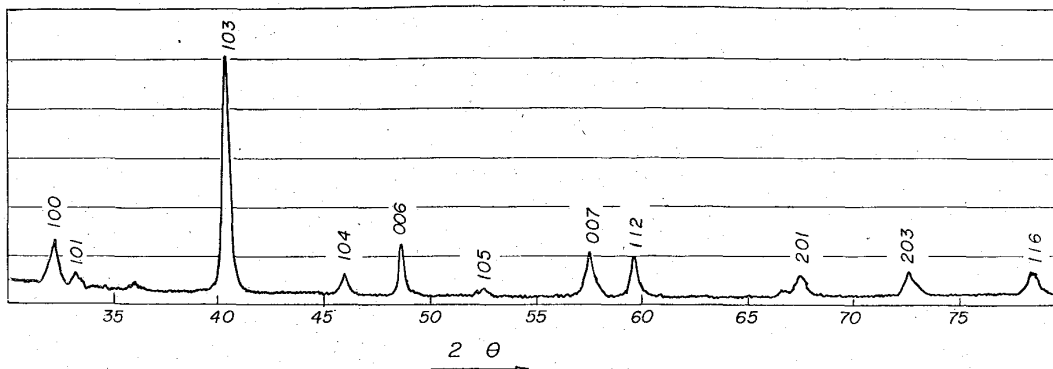


Fig. 1. X ray spectrogram of Ti_2S . (Radiation $CuK\alpha$)

度において過冷が認められるにもかかわらず片状黒鉛組織の試料にはこの現象が認められない。また試料 114, 911 および 426 にはいずれも Photo.2-a に示すような六角形の硫化チタンの結晶が多数析出し、腐食しないで白色光下では淡紫紅色にみえる。なお Photo.2-a 以外に同 b のような形のものもあり、このように種々の形で析出することは Frick ら²⁾の述べている通りである。

試料 114, 911 および 426 の Ti/S はモル比で 3.2, 1.4 および 1.0 でありチタンの存在にもかかわらず、共晶黒鉛が生成しない原因を硫黄がチタンを硫化物として固定してしまうためではないかと考えると、次節の結果から生成硫化物は Ti_2S なる組成をもつことがわかったので、少なくとも試料 114 は存在する硫黄とチタンが結合してすべて Ti_2S なる化合物を生成したとしてもなお約 0.27% のチタンは硫化物としてではなく存在していることになり、このチタン量は低硫黄量のチタン鑄鉄では黒鉛を共晶化させるのに十分な量³⁾である。ところが実際には黒鉛の共晶化がみられないことから、単にチタン量が硫黄にくらべて硫化物を生成する以上に過剰に存在していれば、チタンの黒鉛共晶化作用が現われるのではないかという考えを否定する結果が得られた。

4.2 X線回折

試料 114 の旋盤屑を塩酸分解、重液分離した残渣の X 線回折図を Fig. 1 に示す。ASTM X-ray powder data file にはチタン硫化物としては Ti_3S_4 , TiS (high

temp.) および $\tau-Ti_2S$ があるが本回折図は $\tau-Ti_2S$ とよく一致し、残査中には Ti_2S 以外に塩酸不溶性の TiO_2, TiC, TiN などは認められない。さらにこの X 線回折した粉末について化学分析した結果を Table 3 に示す。この結果から TiS はモル比で 2.05

であり化学量論的には Ti と S の結合は Ti_2S と考えてよいことになる。また森永ら⁴⁾が述べている高チタン鑄鉄中のチタン硫化物の回折図形のピークの位置は、本実験結果と一致しているので、その組成が Ti_2S であろうという推定は正しいものと考えられる。

さらに Ti/S のモル比が 1.4 および 1.0 の試料においても生成する硫化物は、 Ti_2S であることを同様な方法によつて確認した。したがつてチタンおよび 0.15% 以上の硫黄を含む鑄鉄中に生成するチタン硫化物は Ti_2S なる組成をもつものと考えられる。なお本実験の X 線回折図の主要なピークに面指数を配当して格子定数を求めると $a=3.21 \text{ \AA}$, $c=11.21 \text{ \AA}$ である。

4.3 試料の再溶解および急冷

重量約 50g の試料をタンマン炉で再溶解した後の化学成分を Table 4 に示す。

顕微鏡組織では再溶解前に生成していた Ti_2S は再溶解によつてもほとんど変化しないが、マンガンを添加すると組織中にねずみ色方形の硫化マンガンらしい析出物の生成とともに Photo.1-b に示すように $Mn > 1.6\%$ で黒鉛組織は共晶状に変化する。これらの試料の塩酸分解残渣の X 線回折結果では試料 114R で Ti_2S と TiC が混在し、マンガンを添加した試料ではいずれも Ti_2S が消失し TiC のみが認められた。すなわち黒鉛が共晶化する場合には Ti_2S が存在せず、また Ti_2S はマンガンによつて容易に除去されることが明らかになった。さらに分析結果からマンガンを添加した試料ではチタンおよび硫黄の減少が著しいが、この原因はまだ明らかになっていない。

Ti_2S を含む片状黒鉛の試料および TiC の析出している硫黄量の少ない共晶黒鉛の試料を熔融状態から急冷すると、 Ti_2S は急冷温度の低下とともに析出量を増し、その形態は Photo.2-b に示すようなものがほとんどで砂型に鑄造したものは若干その形状を異にするようであるが、冷却速度が小さければ六角形に発達して行くものと考えてよいことは凝固完了後約 $1100^\circ C$ から急冷した試料には Photo.2-a に示した形に近い Ti_2S が析出していることからいえる。一方 TiC も急冷温度の低下に伴つて析出量は増加するようであるが Ti_2S ほど明りような傾向は認められない。

これらの結果から本実験条件のもとでは、 Ti_2S も TiC もともに約 $1400^\circ C$ 以下の鑄鉄溶湯中にて固相として析出しているものと推察される。なお TiC についてはす

Table 3. Chemical composition of the powder used X-ray diffraction. (%)

Ti	S	SiO ₂	C	Fe
58.8	19.1	12.8	8.7	0.7

Table 4. Chemical composition of re-melted specimens. (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ti	Type of graphite
114R	2.84	3.19	0.08	0.009	0.14	0.51	B
114RM1	2.83	3.14	0.75	0.009	0.10	0.36	B + D
114RM2	2.79	3.10	2.52	0.008	0.08	0.36	D
114RM3	2.81	3.07	1.60	0.008	0.07	0.37	D
911R	3.35	3.01	0.05	0.004	0.29	0.68	B
1028R	3.62	3.04	0.14	0.030	0.017	0.25	D

でに沢村, 盛および津田⁸⁾が理論的に, 沢村および津田⁹⁾が実験的にそれぞれ 1450°C 以下の鑄鉄浴中では固相として析出していることを確認している。

5. 総括

含チタン鑄鉄中に生成するチタン硫化物に関する実験において次の事実が認められた。

1. C: 約 3%, Si: 約 3%, Mn: <0.08%, S: 0.15~0.34% および Ti 0.23~0.72% の鑄鉄中に生成するチタン硫化物は Ti₂S なる組成をもつ六方晶系に属し $a=3.21\text{Å}$, $c=11.21\text{Å}$ の格子定数の結晶である。

2. Ti₂S は 1400°C 以下の温度では鑄鉄浴中に固相として存在する。

3. Ti₂S が存在すると黒鉛組織は片状であるが, マンガンは Ti₂S を除去して, 黒鉛組織を共晶状に変化させる作用をもつ。

文 献

- 1) E. PIWOWARSKY: Hochwertiges Gusseisen, (1961) p. 329; Springer, Berlin.
- 2) 日本学術振興会製鋼第19委員会編: 鋼中の非金属介在物写真集, (1964) p. 121, 日刊工業新聞社
- 3) C. FRICK & H. ROHDE: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), p. 419
- 4) 森永, 恵藤: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 302
- 5) 森田, 山崎: 日本鑄物協会鑄鉄部会チタン鑄鉄分科会資料, No. 88
- 6) W. KOCH & E. ARTNER: Arch. Eisenhüttenw., 29 (1958), p. 737
- 7) A.S.T.M.: X-ray powder data file, 11-664
- 8) 沢村, 盛, 津田: 鉄と鋼, 43 (1957), p. 560
- 9) 沢村, 津田: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 358

(176) 鑄鋼の曲げ疲れ強さとそのピッチングリミットの推定

日本製鋼所, 室蘭製作所研究所

工博 渡辺十郎・工博 荒木田豊・○工藤浩一
設計部 齋藤拓史

Bending Fatigue Strength of Cast Steel and Rough Estimation of its Pitting Limit.

Dr. Juro WATANABE, Dr. Yutaka ARAKIDA,
Koichi KUDO and Takushi SAITO.

1. 緒言

NIEMANN¹⁾は歯車材のピッチング限界値と曲げ疲れ強さを求め表示しているが, これらの数値の間にはある硬度範囲ではほぼ直線的関係があるように考えられる。そこで3種の Cr-Mo 鑄鋼の硬さレベル3ないし4種類計10種のものについて回転曲げ疲れ強さを求め, 鑄鋼の内部欠陥の大きさと疲れ強さの関係を求めるとともに, これらの鑄鋼のピッチング限界値を推定してみた。

2. 供試材および試験片

2.1 供試材の化学組成と採取位置

Table 1. Chemical composition of materials.

Material (cast steel)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
A	0.37	0.36	1.31	0.018	0.011	0.07	0.50	0.24
B	0.57	0.33	1.01	0.030	0.025	0.57	0.92	0.40
C	0.40	0.33	0.80	0.023	0.022	0.15	2.86	0.52

Table 2. Heat treatment and hardness of specimens.

Material (cast steel)	Specimen group	Heat treatment		Hardness (HB)	
		Quenching	Tempering	Mean	Range
A	a	870°C × 1hr → O.Q	200°C × 1hr → A.C	460	447~473
	b		430°C × 1hr → A.C	348	338~360
	c		600°C × 2hr → A.C	268	263~276
	d		650°C × 2hr → A.C	240	233~247
B	e	850°C × 2hr → A.C	470°C × 4hr → A.C	335	316~350
	f		600°C × 4hr → A.C	275	268~282
	g		690°C × 4hr → A.C	218	213~226
C	h	870°C × 1hr → O.Q	315°C × 2hr → A.C	473	458~480
	i		510°C × 2hr → A.C	415	408~425
	j		650°C × 2hr → A.C	268	261~274

供試材は 0.4C-0.5Cr-0.25Mo 鋼(試験材A), 0.6C-1Cr-0.4Mo 鋼(試験材B) および 0.4C-3Cr-0.5Mo 鋼(試験材C)の3種類で, それぞれの化学組成を Table 1 に示す。

試験材Aは本体寸法 230mm × 220mm × 75mm の角型ブロックに鑄込みB端より高さ180mmまでの位置から試験片を採取した。試験材Bは分塊ロール(1000mm φ)の胴部中央より厚さ210mmの円盤を切断しロール表面から60mmないし360mmの部分から試験片を採取した。試験材Cでは本体寸法 80mm φ × 500mm 長さの丸棒形状に破型鑄込みしT端に近い部分から80mm長さの試験片を採取した。

2.2 試験片の熱処理

硬さと回転曲げ疲れ強さの関係を知るために熱処理を変えて, 種々の硬さの試験片を得た。各試験片の熱処理およびかたさをまとめて Table 2 に示す。硬さは試験片全数についてロックウェル硬さで測定し, A SM換算表よりブリネル硬さ(HB)に換算したものである。各グループ代表硬さをそのグループの全測定値の平均値で示し, バラツキは個々の試験片の硬さの平均値のバラツキで示した。また各グループの試験片の顕微鏡組織はいずれも焼もどしマルテンサイトあるいはベイナイトであるが, 炭化物の析出状態に差が認められるようである。

2.3 疲労試験片

熱処理後機械加工により平滑疲労試験片を製作した。その形状は平行部直径 8mm φ で長さで 30mm ある。機械加工後平行部はエメリー紙で400番まで研磨した。

3. 疲労試験

疲労試験はすべて回転曲げ型式でおこない, 疲労試験機は小野式回転曲げ疲労試験機を用いた。毎分の回転数