

## 鐵鋼中に於けるジルコニウム

(昭和 26 年 4 月本會講演大會にて講演)

三 島 德 七\*・三 橋 鐵 太 郎\*

## A STUDY OF ZIRCONIUM IN STEEL

*Tokushichi Mishima and Tetsutaro Mitsuhashi*

## Synopsis:

Behaviours of Zirconium in steel are studied, the following effects are recognized:

- (1) Ac1 points of high carbon steel are depressed by addition of Zr and A1 points are invariable by being of Zr.
- (2) Zr produces the secondary hardening in steel and its effects are accelerated by being together of silicon and chromium.
- (3) Zr makes the austenite grains finer.
- (4) Zr have ability spheroidizing the cementite in pearlite.
- (5) Zr makes slow the softening speed on tempering of quenched steel, e. g. Zr have ability increasing the retarding effect to tempering.

## I. 緒 言

Zr の合金元素及び脱酸剤としての作用をしらべる目的で行つた實驗に就てのべる。

Zr の分析はむづかしく VII の試料しか分析値が出ていないが、試料を王水で分解しても、残渣が出、その中に相當量の Zr が存在していることが分つた。その他の試料の分析値が確信がもてないので、報告から省いた。

## II. 従 來 の 研 究

Zr を冶金的に應用した特許は 1910 年英人 Ludwig Wiss のだしたもので、1913 年に C. H. Jonson は輕合金に Zr を加えたことを發表した。(British Foundrymen's Asso.)

1911 年佛人 J. Garson は鋼に對する Zr 添加を研究した。同年 I. Gullet も同様のテーマをしらべた。(Bull. Soc. Lucon. Ind. Nat)

前大戰後米國で Central Steel Co., Massillon Ohio 等が Zr 鋼の製造をはじめた。

1921 年 P. Moldenke は鑄鐵の脱酸に Zr を利用した。(Trans. Amer. Foundrymen's Asso. 1921)

この種の研究には A. L. Field (1923), J. K. Smith (1924), L. Persoz (1928) などがある。

C. L. Aetersurger (1940) は Zr により鋼中の N<sub>2</sub> を調節して、深絞性を改良する研究を行つた。

又、Fe-Zr 状態圖では 1928 年の T. E. Allibon and P. Sykes, 1931 年の R. Vogel and W. Tonn, 1941 年の H. J. Wallbaum のものがある。

1935 年 Sanderson は Fe-Zr 合金をスパークギャブに用いた。又 Zr を高速度鋼、ステンレス鋼にも用いた特許もある。

B. Hall (1933年) は Zr は可鍛鑄鐵の軟化促進をなすとのべている。

Zr 鋼に關する文献としては、早大長谷川正義氏の綜説に詳しい。(昭和 19 年八技研刊資料 68 號) なお以上の諸文献の出所は長谷川氏の文献にある。

## 第 I 部 鐵 と Zr

## III. Fe-Si-Zr 合金の研究

(i) 試料作製 電解鐵と、理研でテルミット法で製造したフェロジルコニウムをマグネシア坩堝に入れ、クリプトル爐で約 200g の試料を熔製した。フェロジルコニウムを添加して約 5 分間保持し、別に脱酸剤を用いなかつた。出來上つた試料は 35×27×27mm であり、分析値は Zr 分析がむづかしい爲に添加量が留まるとして成分を掲げると、第 2 表の如くなる。原料の分析値は第 1 表の如くである。

\* 東京大學第一工學部冶金學教室

第1表 原材料の成分

	C	Si	Mn	P	S
電解鐵	tr	0.05	ナシ	—	—
スエーデン鉄鐵	4.35	0.13	—	0.17	0.015

フェロ・ジルコニウム

第5表 焼戻時の硬度

#	1200°W.Q	800°×1h	700°×1h	600°×1h	500°×1h
1	80 RB	70.0	67.5	79.0	65.7
2	65	57.8	65.0	73.0	60.0
3	70	63.0	69.0	74.0	66.5
4	90	91.0	93.0	95.0	86.5

	Zr	Al	Si	Ti	Fe	P	S	C	
# 15	20	5	1	0.5	殘	—	—	—	理研テルミット製
# 26	20	13	15	0.7	殘	—	—	—	三菱鐵業アーク爐製
	28.25	—	56.13	—	4.85	0.02	0.01	0.32	

第2表 試料中 Zr, Si の添加量

試料番號	Zr%	Si%
1	0.5	0.025
2	1.0	0.05
3	1.0	0.75
4	3.0	2.25
5	5.0	3.75

(ii) 性質 この試料の硬度をはかり、次に 10mm 角に鍛造した。#4 は少しく、#5 は著しくわれた。火造したものを 850°C×1h 焼鈍してのち空冷して硬度を測る。

硬度の結果は第3表に示す。鑄造の儘の硬度が焼鈍時の硬度より高いのが Allibone and Sykes の研究などと異なる。

第3表

	Zr%	鑄造の儘	火造焼鈍後
# 1	0.5	94.9 RB	50.9 RB
# 2	1.0	92.7 "	51.8 "
# 3	1.0	93.6 "	58.0 "
# 4	3.0	8.2 RC	76.5 "
# 5	5.0	32.1 "	28.4 "
電解鐵	0	—	7.0 "

よつて、焼入効果をしらべた。(第4表)、焼入温度の高い方が硬いが、僅である。

第4表 水焼入硬度

加熱温度	950°C×15min	1200°C×10min	1200°C×15min
# 1	57.5 RB	61.9 RB	80 RB
# 2	60.1 "	58.6 "	65 "
# 3	61.5 "	66.0 "	70 "
# 4	6.2 RC	94.1 "	70 "
# 5	23.7 RC	—	—

更に焼戻硬化の有無をしらべてみた。第5表は 1200°C 水冷の場合に 600°C 焼戻で僅かに硬化している。更

に、600°C で 1h~8h の焼戻を行つたが、1h が最高硬度を示した。

700°C, 800°C に於てそれぞれ 1h, 14h 迄の焼戻を行つたが、いずれも 1h が最高硬度を示した。

この實驗結果は不充分であるが、鑄造のままの硬度が焼鈍後のものよりも高い理由の一半は、高い焼入温度にひきつゞく二次硬化によるものであることを推定させる。さらに後述の實驗で明かになるが、Zr の二次硬化作用が Si の共存により促進されることを示している。

しかも、上記實驗に於て 1200°C という高温焼入の場合にのみ二次硬化を呈するのは Zr の炭化物がその原因であることを推測させる。

#### IV. Fe-Si-Zr 合金の組織

火造、焼鈍した試料には、角形、短冊形、球形の青黄色の化合物を粒界にもつ。

この化合物の量はフェロ、ジルコニウム添加量がまずと共に増す。

又、#2, #3 は同一 Zr% で Si% のみがことなるが #3 の方が #2 よりも粒子が大である。その理由は Si の固溶によるものであろう。

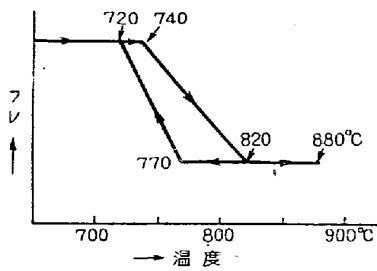
1200°C W.Q のものは、フェロ・ジルコニウム添加量の多い程、蝕刻は時間を要した。

#3 (Zr 1.0%, Si 0.05%) を水冷したものは多量の青色化合物、少量の青黄色化合物を含む。

A.M. Portevin and R. Castro の研究を信ずれば、青色化合物は酸化物、青黄色化合物は ZrN である。

(iii) 磁気變態點 (A<sub>2</sub>) の測定

#1 (Zr 0.5%) 試料の磁気分析結果は第1圖の如くである。C% の低いために炭素鋼の曲線とは様子がちがっている。



第1圖 #1 試料 (Zr 0.5%, C tr) の微氣分析

C 0.1% の軟鐵の  $A_{r2}$  は 784°C で初まり, 762°C で最大となり. 又, Goereus によれば純鐵の  $A_{c2}$  は約 800°C であるから<sup>2)</sup> Zr 0.5% 添加では  $A_2$  點に對しては殆ど影響がないと云えよう.

V. 電解鐵の  $A_3$  變態點の測定

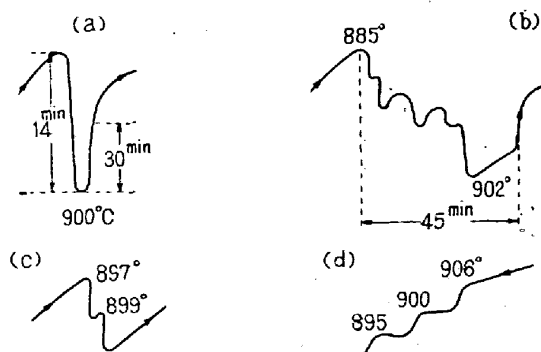
以上の實驗に使用した電解鐵の變態點をまづきめてから Zr による變化をみる目的で電解鐵の  $A_3$  を求めてみた.

滲炭せざるよう注意してタンマン管にて電解鐵をとかし火造して棒にして旋削し試料となした.

本多式膨脹計を  $10^{-2}$  程度の眞空に引いて  $A_3$  をはかつた.

ところが, 變態點は 880°~910°C の間を 1h 又は 15h かけて徐々に加熱又は冷却しても一定の所にて變態點を現はさないという現象を示した. 第2圖はその數例を示すもので, 數十回の實驗の後には 985°~906°C の間の任意の點にて變態を開始させ得る如き状態になつたので, この實驗を打切つてしまつた.

三原金吾氏<sup>3)</sup>は高純度鐵の  $A_3$  變態と  $O_2$  との關係について新しい知見を發表されたが著者の得た結果と何らかの關聯が存するに思はれる. 殊に (a) の如く  $A_3$  變態の開始に 14min 終了に 30min 以上もかかり, 又  $A_3$  が 885°C より 902°C に亘つて進行する點は三原氏の實驗結果と類似している.



第2圖 電解鐵の  $A_3$  點

Sykes 等の研究<sup>4)</sup>によれば Zr は純鐵の  $A_3$  點を降下させるので, これを確める爲に先づ純鐵の  $A_3$  を測定した所, 上記の如き結果になつたので, この點の追求を中止し, 次に炭素を添加し, 變態量を大きくして實驗をすゝめた.

第 II 部 炭素鋼と Zr

VI. 低 C 及び高 C の Fe-Si-Zr 合金

(i) 試料作製 次に第1表の電解鐵の他に, スエーデン鉄, 三菱鐵業のフェロ・ジルコニウムを用いて, 配成分第7表の合金をとかした. 黒鉛るつばにアルミナのライニングをし, フェロ・ジルコニウムを投入してから L 系では 3min H 系では 3~6 min 保持した. スラグには商品名メラックスを用いた.  $\phi$  2.5mm の丸棒に鑄造し, 1.5cm 角材に火造した.

(ii) Ni 變態點 Ni を中性體に用いて示差熱分析を行つた. L 系の方は C% 低く何も出ないが H 系の方は C 1.0% もあるので,  $A_1$  と  $A_{cm}$  が出る. (第8表) この値を T と略稱する. 本多式膨脹計で變態點をはかつてみたが, L 系では充分明かに現はれた. (第9表) この値を D と略稱する.

第8表, 第9表をまとめると第3圖の如くなる. 兩者の  $A_{c1}$  は殆ど同じであるが, 膨脹計の  $A_{cm}(D)$  は高すぎ,  $A_{r1}(D)$  は低すぎるが, これは膨脹計の構造上の不備に原因するものであろう. 焼入硬度曲線上で焼の入つた所は  $A_{cm}(T)$  以上に入つているから, これは正しいであろう.

Zr なく, Si のみを含む C 1% の鋼の變態點を Kriz and Poboril<sup>5)</sup> のデータで求めると第6表の如くなる.

第 6 表

相當試料	C	Si	$A_{c1}$	$A_{c2}$	$A_{cm}$	備考
H1	1.0	0.4				
H2	1.0	0.7	745	—	900	Si=1.0 とす
H3	1.0	1.4	762	—	935	内挿法
H4	1.0	2.9	795	740	962	内挿法
H5	1.0	4.3	810	730	955	Si=4.0% とす

これを我々のデータに比較すると,  $A_{c1}$  は Zr 0.5% のみが低く, 他は殆ど一致している.  $A_{cm}$  は Si のみの鋼が著しく高いので, Zr の添加は  $A_1$  點には影響なく,  $A_{cm}$  點を降下させるものと考えられる.

第7表

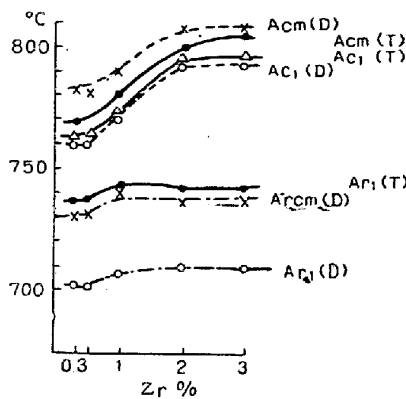
	C%	Zr%	Si%
L 1	0.05	0.7	1.0
L 2	0.05	1.5	2.0
L 3	0.05	2.0	2.8
L 4	0.05	3.0	4.2
L 5	0.05	4.0	5.6
H 1	1.0	0.3	0.4
H 2	1.0	0.5	0.7
H 3	1.0	1.0	1.4
H 4	1.0	2.0	2.9
H 5	1.0	3.0	4.3

第8表 熱分析による変態点

	Ac <sub>1</sub>	Acm	Ar <sub>1</sub>	加熱速度 °C/min	冷却速度 °C/min
H 1	760°C	767	738	5.5	7.5
H 2	763	770	738	5.0	8.0
H 3	773	780	745	5.5	8.0
H 4	794	800	741	5.5	8.0
H 5	793	804	751	5.5	7.5

第9表 膨脹計による変態点

	Ac <sub>1</sub>	Acm	Arcm	Ar <sub>1</sub>	加熱速度 °C/min	冷却速度 °C/min
H 1	760	783	730	704	8-7°	10°
H 2	760	781	731	702	〃	〃
H 3	773	792	738	708	〃	〃
H 4	790	807	736	710	〃	〃
H 5	791	808	736	710	〃	〃



第3圖 高C Fe-Si-Zr合金の変態点

(iii) 焼入硬度

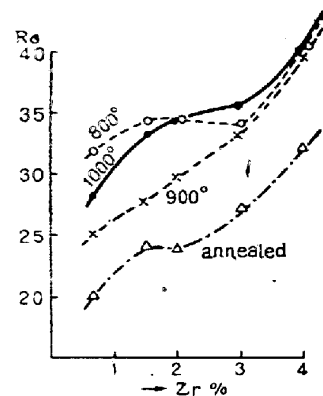
15×15×25mm 試料を各温度で、15min 加熱して水冷した時の硬度は第10表の如くである。これをまとめると第4圖、第5圖の如くなる。焼入硬度は

800°C で高く、900°C で降り、1100°C で再び高くなっている。

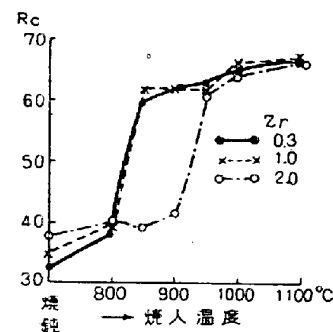
H系で Zr Si% がますと共に焼の入りはじめる肩が高温度によるのは、Si, Zr が炭化物を安定する為で、著者の別の研究<sup>6)</sup>でこれは明である。

肩点の位置は、Zr の計算量 0.3 と 0.5, 1.0 と 3.0,

5.0 の三群に分れて、それぞれ同一である。恐らく眞の有効含有量が同一なのであろう。



第4圖 低C Fe-Si-Zr合金の水冷硬度



第5圖 高C Fe-Si-Zr合金の水冷硬度

(iv) 焼戻硬度

850°C 水冷したものを 650, 550, 350°C で 30min, 60min 焼戻して硬度をみた。第11表にその結果を示す。第7圖にそれを示すが、H 5 の試料で、550°×60' のものに僅であるが、二次硬化化がみとめられる。焼入温度が低いために、その量が僅かなのであろう。

又 Houdremont の著書のデータに基き、殆ど同一の Si% 同一の焼入温度で C が、0.82% と 1.0% の差のある試料をくらべた。耐焼戻性 (Anlassbestaendigkeit) の増減をしらべると第6圖の如くに Zr が耐焼戻性を増大させることが分る。Si が 1.2% 多い S<sub>2</sub> 試料よりも 650°C に於ては Zr 1.0% を添加した H<sub>3</sub> 試料の方が焼戻硬度が高い。一般に炭化物形成元素が焼戻軟化を遅延させる作用のある點は既に Bain<sup>6)</sup> の指摘する所である。

(v) 組織

L系では他のフェライトに化合物が點在し、L4, L5 になると粒界に現れる。多いのは青色化合物 (多分酸化物) である。

H系

焼鈍状態ではパーライトであるが、Zr 0.3% 附近で

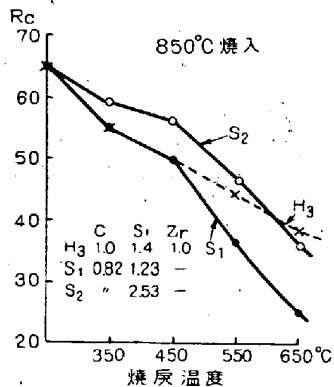
第10表 焼入硬度 (Rc)

	鑄造後	焼鈍後	焼入温度 °C					
			800°C	850°C	900°C	950°C	1000°C	1100°C
L 1	27.0	20.0	32.0	30.5	25.5	24.5	24.5	28.0
L 2	29.0	24.5	34.0	33.5	27.5	29.0	30.0	33.5
L 3	28.5	24.0	34.5	33.0	29.5	34.0	31.5	34.5
L 4	34.5	27.0	34.0	34.0	33.0	35.0	34.0	35.5
L 5	38.0	32.0	40.0	40.0	39.5	39.0	38.5	40.0
H 1	46.0	32.5	38.5	60.0	62.0	62.5	65.0	66.0
H 2	45.0	33.0	39.5	42.0	64.0	64.0	65.0	65.0
H 3	42.5	35.0	37.5	39.5	62.0	62.0	65.5	65.5
H 4	44.0	38.0	40.0	39.0	41.0	61.0	*64.5	*66.0
H 5	47.0	36.5	39.0	36.0	40.0	60.5	*62.0	*65.0

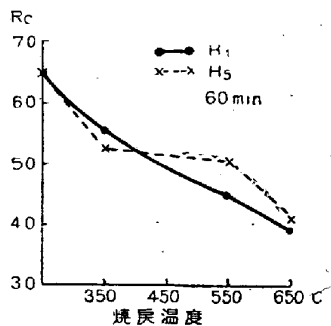
\* 鍛造割生ず

第11表 焼戻硬度

	850°C W.Q	650°C		550°C		350°C	
		30min	60min	30min	60min	30min	60min
H 1	65.0	39.0	39.0	46.5	45.0	57.5	55.0
H 2	65.0	42.0	41.5	47.5	47.0	60.0	55.5
H 3	65.5	40.5	39.5	47.0	44.5	57.5	55.0
H 4	64.5	42.0	41.0	49.0	49.0	60.0	57.0
H 5	62.0	42.0	42.0	50.0	50.0	60.0	54.0



第6圖



第7圖 60min 焼戻の時の硬度

は割に大きなセメントイトを示すが、Zr が 1.0 迄増すと著しく微細化してくる。

又パーライトは微細化と共に球状化せんとする。H5

の如くなると、一部にフェライトが現はれる。H5 の Zr 3% の試料では一部に黒鉛化がみとめられる。

Houdremont<sup>9)</sup>によれば、C 1.0, Si 1.0% 以上では黒鉛の析出がおこり得る。Löhberg<sup>10)</sup>によれば、Zr も黒鉛化を助長する。

焼入状態ではマルテンサイトが主體で、トルースタイトが分布している。結節状の他に針状のトルースタイトがある。Zr% がますと、トルースタイトが減る。

(vi) その他の諸性質

(a) 鍛造性

Zr と共に Si もますので鍛造性の悪くなるのは當然である。

	Zr	Si
L5	4.0	5.6
H4	2.0	2.9
H5	3.0	4.3

の三試料が火造のときに割れた。

(b) 焼割性

810° W.Q のとき H5, 860°C では H4 H5 が割れた。

(c) 切削性

深さ 13mm, φ3-4mm の孔をドリルであけたが Zr% がますと共に切削性が悪くなる。特にL系がわるい。

焼鈍後の硬度 (Rc) は

L5 32

H4 38  
H5 36

であり、H1 は L5 と同様の硬度であるが、H1 の方がずつと切削性がよい。

(d) 脱酸力

長さ 1.0mm, φ 25cm の棒状試料を鑄造したとき、鑄引パイプの深さは H1→H5 と Zr, Si をますと L5→25mm とます。

(e) 酸化皮膜の色

800°C W.Q の L4 (Zr 3%) は白色の膜を示し L5 は赤褐色の膜を示す。L1, L2, L3 は普通鋼の酸化膜と同じである。

H 系は變らないが、350°C にもどすとあざやかな紺青色を呈す。

第 III 部 Si-Mn-Cr 鋼と Zr

VII. Si-Mn-Cr 鋼に Zr を添加した影響

(i) 試料 第 12 表の母材にフェロジルコニウムを 35KVA の高周波爐で添加し、3min 放置して 6kg のインゴットを作る。

配合は第 13 表の如くである。

分析結果は第 13 表の如くである。

第 12 表

	C	Si	Mn	Cr
母材	0.28~0.38	0.8~1.2	0.8~1.2	0.8~1.2
	Zr	Si	Al	C
Fe-Zr	35.29	18.03	0.3	2.76

三徳工業製

第 13 表

	母材 (kg)	Fe-Zr (g)	計算 Zr%	白銑 (g) (3.0% C)	分析 Zr%
C1	5.800	0	0	200	0
C2	5.780	17	0.1	200	0.037
C3	5.749	51	0.3	200	0.024
C4	5.715	85	0.5	200	0.157
C5	5.630	170	1.0	200	0.385

試料を鍛造し、15mmφ×30mm に切り、900°×1h 焼準し、850°, 900°C×40min 加熱油冷し、350°, 450° 550°, 650°C で各 1 時間焼鈍空冷し、Rc 硬度をはかる。その結果は第 14 表の如くである。

#C2, #C3, #C4 試料(Zr=0.157) は 900° 焼入 550° 焼戻にて二次硬化を示した。#C5 にも程度は低いが一の傾向がみとめられる。(第 8 圖)

次に 900°C 30min 加熱で水焼入し、600°C で、10, 30, 40min 1, 2, 3, 4h 焼戻して二次硬化をしらべた。(第 15 表)

900°C 水冷 600°C 焼戻のとき、C2 は 2h, C3 は 3h, C4, C5 は 4h で二次硬化の極大に達する。#C1 も多少二次硬化を示しているのは Si, Cr の共存に基因するものであろう。

VI に於て示す如く、Fe-C-Si-Zr 系でも、550°C 邊で二次硬化を示していたが、この実験の如くに明でなかつた。Si, Cr の共存により、Zr 炭化物の析出と推定される現象が促進されることは、Ti の炭化物の析出が Si Cr の共存により促進される<sup>11)</sup> ことから類推される。

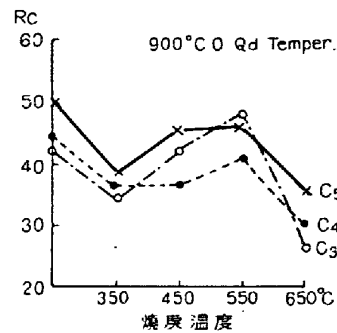
第 14 表 油冷及び焼戻の硬度

850°C O.Q

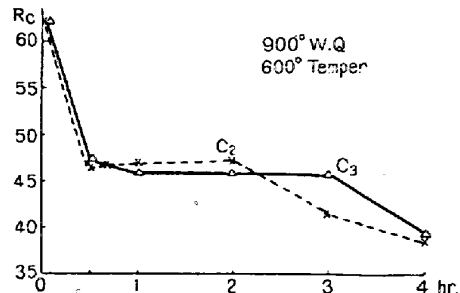
	C1	C2	C3	C4	C5
as quench	48.0	52.3	49.1	46.5	49.1
350°	41.5	47.6	45.5	41.5	42.6
450°	41.1	43.0	43.1	40.5	42.9
550°	43.7	35.1	31.4	30.7	34.3
650°	28.4	28.9	27.2	26.6	29.9

900°C O.Q

	C1	C2	C3	C4	C5
as quench	47.1	53.7	43.2	44.8	50.4
	34.1	32.0	35.3	36.5	38.7
	45.0	35.0	42.3	36.5	45.4
	48.9	50.4	48.7	40.5	46.4
	28.4	27.8	25.8	29.8	35.7



第 8 圖



第 9 圖

第15表 水冷, 焼戻の硬度

900°C×3min W.Q & 600°C temper W.Q

min	0	10	30	40	1h	2	3	4
#1	61.5	48.8	45.9		49.0	44.5	43.8	37.7
#2	61.0	46.0	45.5	47.1	46.5	46.6	41.5	38.6
#3	60.5	45.8	45.3	43.7	46.6	46.3	41.0	38.0
#4	61.5	44.0	48.6	42.9	46.5	50.0	44.5	51.2
#5	62.5	46.5	47.6	45.0	47.0	51.0	43.5	52.8

又既に, Bain も指摘する如く, 一般炭化物形成元素は二次硬化を呈するもので, 2%Cr の存在に於て, 0.5% Mo が充分なる二次硬化を呈する。

この実験に於ては, Si 1%, Cr 1% の存在に於て, Zr 0.04% に於て, 550°C の二次硬化を示すことが明らかとなつた。

又 600°C に於ける二次硬化は 550°C に於けるよりも程度が少い。

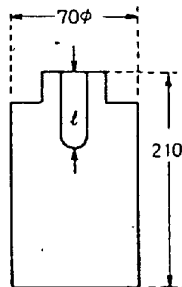
又, 二次硬化硬度の山は, Zr, Si, Cr の添加量の増大と共に同一温度ならば, 長焼戻時間の方に移行する。

(i) 脱酸力

第10圖のインゴットに於て生じたパイプの長さは, 第16表の如くである。

第16表

試料	l (mm)
C1	20
C2	25
C3	28
C4	30
C5	40



第10圖

(ii) 粒度

Zr 添加により粒子は細くなる。900°C O.Q 550°C 焼戻したものゝフェライト網を, 學振粒度標準圖に當てはめて測つてみると第17表の如くである。

C2 に於ては Fe-Zr の添加により, Si, C も多少増加しているが, 全部留つたとして, Si は 0.05%, C は 0.005% の増加であるから, 上記の粒度微細化は主とし

第17表

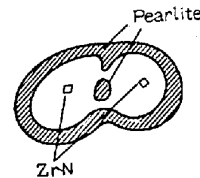
	測定値	平均粒度	Zr%
C 1	Gd 8 70% Gd 9 30%	Gd 8.3	0
C 2	Gd 10 50% Gd 9 30% Gd 8 20%	Gd 9.3	0.037

て Zr 添加によるものである。

(iii) 組織

Zr の多いものは, フェライトが集團となつて多く現はれ, しかもパーライトが球状化する。

中には第11圖の如く, 粒界にパーライトの帯及び粒内にパーライトの島を生じたものもある。この現象は Zr の炭化物形成力の強い爲と, Si がCの擴散を阻害する効果の合成によるものと考えられる。



第11圖

VIII. 結 言

低C高Cの炭素鋼及び Si-Mn-Cr 鋼に Fe-Zr-Si 合金を加えて行つた実験により Zr の作用として次の諸項をみとめた。

- (1) 高炭素鋼に於て Zr は A<sub>1</sub> 點には影響なく Acm 點を降下させる。
- (2) Zr は二次硬化を起す。その効果は Si, Cr の共存により促進される。
- (3) Zr はパーライトを球状化させる。
- (4) Zr はオーステナイト粒子を細かくする。
- (5) Zr は焼戻軟化速度を鈍くする。即ち Anlassbestaendigkeit を増大させる。
- (6) 純鐵に於て微量の Zr は A<sub>2</sub> 點の位置には影響

しない。

終りにのぞみ、本實驗に努力された栗原洋三、小出壽太郎、富澤宣成の諸君に感謝する。(昭和25年6月寄稿)

文 献

- 1) Sauveur: Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel (1938) 111.
- 2) 同上 112.
- 3) 三原金吾: 日本鐵鋼協會第 39 回講演大會講演大要 (1950) 60.
- 4) Sykes and Allibone: J. Inst. Metals 39 (1928) 173, 40 (1929) 179
- 5) Kriz and Poboril: Stahl und Eisen (1930) 1727.
- 6) 三島, 三橋: 「鐵と鋼」(1950) 6 月號.
- 7) Houdremont: Sonderstahl kunde (1935) 419.
- 8) Bain: Alloying Elements in Steel (1939) 248
- 9) Houdremont: 同上 412
- 10) Houdremont: 同上 418
- 11) 長谷川正義: 日本鐵鋼協會第 39 回講演大會講演大要 (1950) 51

## 特殊鑄鋼の研究(II)

### Cr-Mo 鑄鋼の機械的性質に及ぼす Si の影響

(昭和 22 年 4 月本會講演大會にて講演)

三ヶ島 秀 雄\*

## RESEARCHES ON THE SPECIAL CAST STEEL (II)

### THE EFFECTS OF Si ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF Cr-Mo CAST STEEL

*Hideo Mikashima*

#### Synopsis:

Influence of C and Si on the hardness, tensile strength and impact resistance of Cr-Mo cast steels (Cr 1%, Mo 0.35%) were investigated.

As the result of these investigation, it has been ascertained that the addition of Si to Cr-Mo cast steels gives a considerable influence upon the mechanical properties, that is, not only to improve the tensile strength, but also toughness such as elongation, reduction of area and impact resistance, and that the moderate quantity of Si are 1% for cast steel contained with C 0.25~0.3%, Cr 1%, Mo 0.35%

The most suitable quantity of Si has an intimate relation with the C content, and the effective limiting amount moves to the lower Si side according to the C content increases. The maximum tensile strength are obtained by adding Si up to 2% for 0.3% C Steel, Si 1.0~1.2% for 0.4% C steel and Si 1% for 0.5% C steel.

In case of tempering the impact value of Cr-Mo-Si cast steel shows the minimum values at 300°~400°C, that is, due to the first temper brittleness. The Cr-Mo cast steel shows some inferiorities in mechanical properties as compared with the same forged steels, but the tensile strength in tempering at 600° or 700°C, are so improved as the forged special steels. In addition to these characteristic, the Cr-Mo-Si cast steel is not recognized any significant difference in strength at the longitudinal and transverse direction.

\* 九州工業大學金屬工學教室, 工學博士