

鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響(第3報)

(日本鐵鋼協會第20回講演大會講演 昭和13年10月)

俵 信 次*

EFFECTS OF VARIOUS ELEMENTS ON HARDENING OF STEEL. (REPORT III.)

Sinji Tawara.

SYNOPSIS:—In the present experiments, the author has investigated the effects of the eight elements, other than those already described in the First Report, upon hardening properties of steel. These effects have been found to be classified into three groups as in the case of the First Report.

The first group:

The depth of hardening increases as contents of elements increase. To this group belong *B, P, Sn, Sb* and *Zn*.

The second group:

The depth of hardening increases as contents of elements increase to a definite limit, beyond which the reverse effect appears. To this group belongs *Ce*.

The third group:

The penetration of hardening decreases as contents of elements increase. To this group belong *S* and *Se*.

目 次

- I 緒 言
- II 試料の調製
- III 実験結果
 - 1. 硫黄の影響
 - 2. 磷の影響
 - 3. セレンの影響
 - 4. 硼素の影響
 - 5. 亜鉛の影響
 - 6. 錫の影響
 - 7. アンチモンの影響
 - 8. セリウムの影響
 - 9. 總括
- IV 結 論

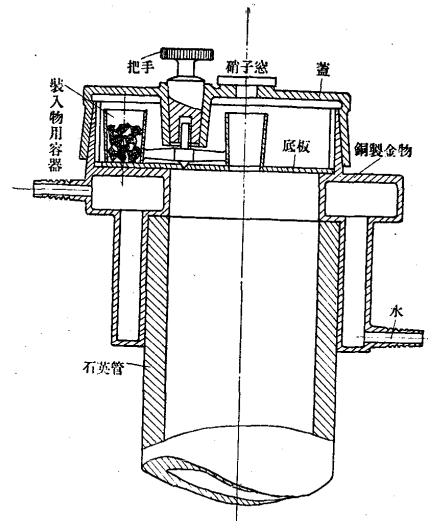
I 緒 言

著者は第1報(本誌第23年9號875頁)に於て報告せる以外の8種類の元素即ち *S, P, Se, B, Zn, Sn, Sb* 及び *Ce* 等が夫々單獨に鋼の焼入に及ぼす影響に就て實驗したので茲に第3報として公表する次第である。之等の内 *S* 及び *P* は殆んど總ての鋼材に含有せられ其の量は極めて僅かなれど著しく偏析し易きを以て局部に於ては鋼熱處理の際相當の影響を及ぼす。又其の他の元素は或は鋼中に不純物として介入し得る機會多きもの或は特殊鋼の成分として特殊用途に利用され得べきもの等にして本實驗の成果は特殊鋼製造並に使用上有益なる參考資料であると思ふ。猶實驗方法及び装置は第1報に於て報告せるものと同様であるから之を省略することとする。

II 試料の調製

本研究に用ひたる試料の原料及び調製法は第1報に示せると概ね同様なるも其の内沸點極めて低き, *Se, S, Zn* 及び *Sb* 等を含有せしめる場合は特に第1圖に示す特殊なる装入装置を用ひ鋼の熔解後真空中にて之等元素を添加し其の損失を防いだ。本装置は第1報第1圖に示せる真空熔解装置の石英管上部金物を本圖に示す如く變更したものである。圖に於て石英管の上端に附せる銅製金物は内部に冷却水を通じ温度の上昇を防いだ。之に被せたる蓋は同様銅製にして本體と完全なる摺合せ面にて接觸する。又装入物用容器は無底の圓筒にして把手を中心として底板上を廻轉せしめ得るのである。仍て豫め容器内に附加物を装入し底板上を廻轉せしめ圖に示

第1圖 特殊装入装置



本體と完全なる摺合せ面にて接觸する。又装入物用容器は無底の圓筒にして把手を中心として底板上を廻轉せしめ得るのである。仍て豫め容器内に附加物を装入し底板上を廻轉せしめ圖に示

* 海軍技術研究所

す穴上に持ち來たせば附加物は之を通じて落下し其の直下にあるルツボに投入せられるのである。

之等各部は何れも十分氣密になせるを以て真空ポンプを用ひ内部の空氣を排除すれば石英管内は常に真空に保ち得る。又上部の硝子窓は作業の際内部の状況を觀察するに用ひられる。尙本研究に使用せる試料に含有せらるべき元素中之が定量分析方法の極めて困難なるもの多きを爲夫等の調製には多大の勞力を要した次第である。

III 實驗結果

1. 硫黃の影響 S は殆んど總ての鋼に原料たる銑鐵或は燃料等より介入し不純物として含有されるものにして其の微量にても鋼の機械的性質を劣化し又鍛鍊の際は赤熱脆性を惹起する等により一般に有害のものとされて居る。

鋼の變態點に及ぼす影響に就ては從來餘り研究されて居ないが佐藤博士¹⁾は S 多き場合も普通の炭素鋼と殆んど差異なしと述べ其の理由は S が鋼中にて主に硫化鐵として存在し γ 及び α 相には殆んど溶解せぬ爲として居る。

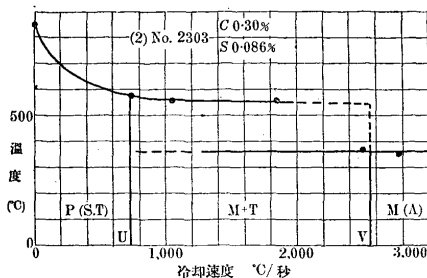
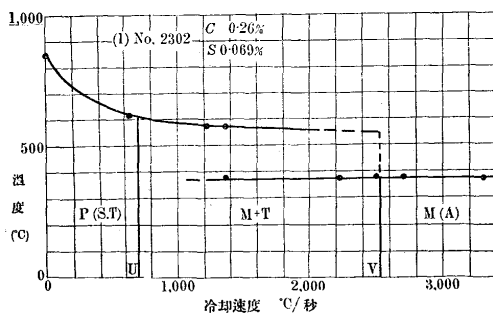
次に含硫黃鋼の組織に關しては其の研究少く、Hanemann 及び Schildkötter²⁾ は初めて $Fe-Fe_3C-FeS$ 系 3 元合金に就て系統的に研究したが其の後佐藤博士¹⁾ は之等 3 元系合金の全系に渉る實驗を行ひ平衡狀態圖を完成した。

鋼の焼入に及ぼす影響に就ては未だ全く研究したるものが無い。然るに前述せる如く S は全ての鋼に含有され而も著しく偏析し易きを爲め鋼材の熱處理に際し之が影響は相當重要である。

仍て本實驗に於ては第 1 表に示す 2 種の含硫黃鋼に就て焼入實驗を行った。

之等試料は硫黃の沸點極めて低きを爲め前章に述べた特殊装置を用ひて調製した。

第 2 圖 含硫黃鋼の焼入狀態圖



第 1 表 含硫黃鋼の化學成分及變態點

試料 番號	S %	C %	Si %	Mn %	P %	變態點 °C	
						Ac ₃	Ac ₁
2302	0.069	0.26	0.05	痕跡	0.015	840	755
2303	0.086	0.30	0.10	痕跡	0.014	840	760

第 2 表 含硫黃鋼の實驗結果

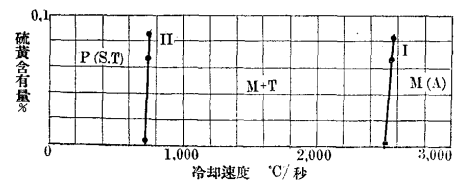
試料 番號	S %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/sec	變態點 °C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''	
2302	0.069	0.26	890	1	3300	—	370	M 100%
					2700	—	378	M 100%
					2500	—	379	T 痕跡, M 残り
					2222	—	376	T 1-2%, M 残り
					1360	568	382	M 30%
					1210	570	—	M 4-5%
					640	614	—	M なし
2303	0.086	0.30	890	1	2770	—	349	M 100%
					2550	—	364	T 痕跡, M 残り
					1850	550	—	M 10%
					10.0	552	—	M 3-4%
					740	576	—	M 痕跡

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 2 表に其の實驗結果第 2 圖に之等の焼入狀態圖を示す。本鋼は兩臨界冷却速度間にては二段變態を示し特に異状を認めない。

次に第 3 表は之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し第 3 圖は之を圖示し、炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす S の影響を示した。

第 3 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼす硫黃の影響



第 3 表 含硫黃鋼の臨界冷却速度

試料 番號	S %	C %	下部臨界 冷却速度 °C/sec	上部臨界 冷却速度 °C/sec
2302	0.069	0.26	720	2530
2303	0.086	0.30	730	2550

今之を見るに S は炭素鋼の臨界冷却速度に對し殆んど無影響にして僅かに之を大にする傾向を有す。本現象は次の理由に依り説明し得るのである。即ち Mn を含有せざる鋼中の S は主として硫化鐵の形で存在するものであるが、此硫化鐵は宮崎氏³⁾ 及び佐藤博士¹⁾ の狀態圖により明かなる如く α 鐵には全く溶解せず唯 γ 状態にて極めて僅か鋼に固溶されるに過ぎない。そして其の溶解温度は本試料の焼入温度より遙かに高き⁴⁾ 爲め之等は焼入直前尙オーステナイト中に残留し而も鋼の一次結晶の粒境に生じ易きにより⁵⁾ 其の程度は僅かであるが急冷の際之が變態の核作用をなしトルースタイトの生成を助長し焼入を困難ならしむるのである。

猶本實驗に於ては *S* を全然含有せざる試料の調製はなし得なかつたので斯る試料に関する實驗は已むを得ず省略した。仍て第 3 圖の曲線 I 及び II は何れも横軸に達して居ないのである。

2. 燐の影響 鋼に含有される *P* は *S* と同様有害なる不純物として忌避せられて居るが製鋼原料等より多少の介入は避け得ない。一般に *P* の含有限度は普通鋼では 0.08% 以下、特殊鋼では 0.03% 以下となつて居るが含有量の少ないもの程優良なものとして居る。鋼の機械的性質に及ぼす影響に關しては嘉村博士⁶⁾ 足立逸次氏⁷⁾ d'Amico,⁸⁾ Ristow,⁹⁾ Jones¹⁰⁾ 等多くの研究があり其の結果を綜合するに *P* は鋼の抗張力を多少上昇し伸び及び絞りをも小とする他衝擊抗力を著しく低下するものなることが認められる。

鋼の變態點に及ぼす影響に就ては Haughton¹¹⁾ 其の他諸氏の研究に明かなる如く *P* は鋼の *A_s* 變態點を上昇せしむる種類に屬す。又 *Fe-P-C* 系の三元系は Wüst¹²⁾ Vogel¹³⁾ が詳細に研究し鐵側の状態圖を完成した。

次に鋼の焼入に及ぼす影響に關しては一般に *P* は鋼中に僅か含有され居るに過ぎぬ爲餘り影響なきものとして未だ之に關する研究は全く無い。然るに *P* は鋼中に於て著しく偏析し易く部分的には相當含有量多き箇所あるにより

第 4 表 含磷鋼の化學成分及變態點

試料 番號	<i>P</i> %	<i>C</i> %	<i>Si</i> %	<i>Mn</i> %	<i>S</i> %	變態點 °C	
						<i>Ac₃</i>	<i>Ac₁</i>
2405	0.048	0.22	0.09	0.01	0.010	850	750
2403	0.112	0.25	0.13	0.01	0.010	865	760
2402	0.574	0.23	0.10	痕跡	0.005	890	780

第 5 表 含磷鋼の實驗結果

試料 番號	<i>P</i> %	<i>C</i> %	燒入 溫度 °C	實 驗 號	冷却 速度 °C/sec	變態點 °C		試料顯微鏡組織
						<i>Ar'</i>	<i>Ar''</i>	
2405	0.048	0.22	900	1	2720	—	400	M 100%
				2	2000	—	400	T 痕跡, M 残り
				3	1.42	589	409	T 40%, M 60%
				4	1000	—	—	M 15%
				5	745	570	—	M 10%
				6	580	600	—	M 痕跡
				7	400	594	—	M なし
2403	0.112	0.25	915	1	1000	—	400	T 痕跡, M 残り
				2	886	564	400	T 15%, M 85%
				3	630	573	—	M 30%
				4	460	600	—	M なし
				5	370	593	—	M なし
2402	0.574	0.23	940	1	620	—	361	M 100%
				2	435	372	—	T 1-2%, M 残り
				3	300	587	—	M 20%
				4	278	587	—	M 10%
				5	210	622	—	M なし

顯微鏡組織中の *M* 及び *T* の符號は夫々マルテンサイト及トルースタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 6 表 含磷鋼の臨界冷却速度

試料 番號	<i>P</i> %	<i>C</i> %	下部臨界 冷却速度 °C/sec	上部臨界 冷却速度 °C/sec
2405	0.48	0.23	570	2000
2403	0.112	0.25	465	1000
2402	0.574	0.23	220	500

特殊鋼の焼入作業に際して考慮を要すべきものと思ふ。仍て本研究に於ては第 4 表に示す 3 種の含磷鋼に就て實驗した。之等は何れも Wüst¹²⁾ の構成せる状態圖に於て區域 I に屬し *C* 及び *P* は共に α 鐵中に固溶體の状態にて存するものである。

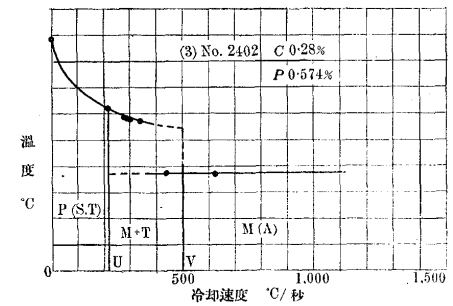
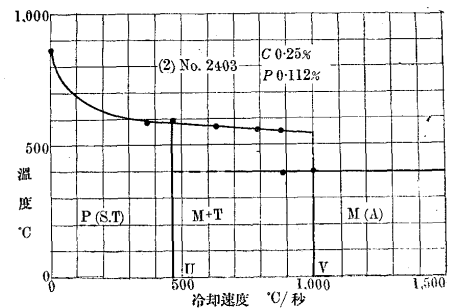
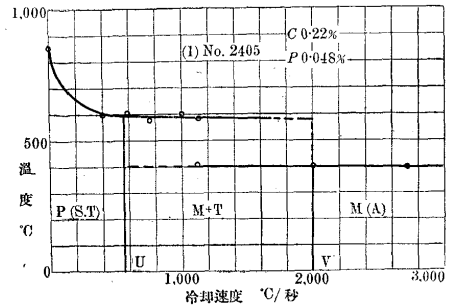
第 5 表に其の實驗結果第 4 圖に燒入状態圖を示した。之等も炭素鋼と同様に異状を認めない。

次に第 6 表には之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し第 5 圖は夫を圖

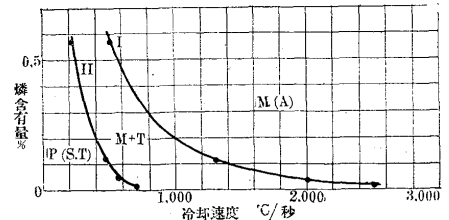
示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす *P* の影響を示した。之を見るに *P* の影響は極めて強力にして大體其の含有量に比列して大となる。然して其の程度は *Be* より僅か小なるも *Mn* 及び *Cr* 等より遙かに大である。之は *Be* と同様 *P* が鋼のオーステナイト粒形を著しく大にする現象より説明し得るのである。

此場合も *P* 含有皆無の試料は製作不可能であつたので *S* の際と同様第 5 圖の曲線 I 及び II は何れも横軸迄至

第 4 圖 含磷鋼の燒入状態圖



第 5 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼす磷の影響



って居ない。而して *S* の場合は之が臨界冷却速度に殆んど無影響なる爲め問題無きも *P* の場合は相當影響大なるにより理論的には全實驗結果考察の際多少考慮を要すべきものである。但し一般に其の含有量極めて微量なるを以て通常無視しても差支へなきものと考へる。

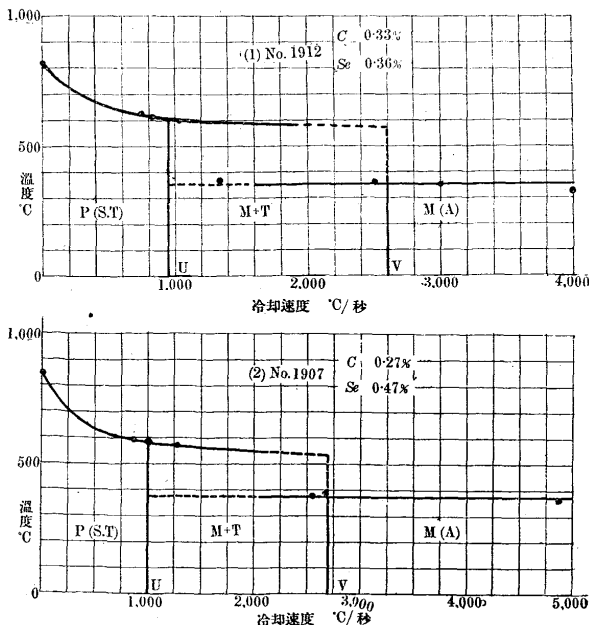
3. **セレンの影響** *Se* は *S* と極めて良く類似せる元素にして種々の硫化物に混じて産出するものである。又屢々粗鋼中にも含まれ電解法によつて精製する際得られるので本邦に於ても相當産出がある。其の鋼に及ぼす影響に關しては殆んど研究されたものはない。只米國の專賣特許¹⁴⁾に *Cr-Ni* 不銹鋼に *Se* を加へると其の加工性を良好にすると云ふことがある。又 *Se* を 0.2~0.35% 入れると機械加工性を改善すると共に“焼付き”及び“むしれ”に對する抗力を増大すること¹⁵⁾である。

又 Thum¹⁶⁾は其の著書に於て不銹鋼鑄物に *Se* を 0.2~0.4% 入れると加工性を良好にし而も *S* の如く靱性を害さぬから非常に良い結果を得ると述べて居る。斯の如く未だ鋼の成分としては全く使用されて居ないが本邦に於ては資源も比較的存するにより將來大いに利用の途を開拓すべきものと思はれる。

本研究に於ては第7表に示す2種の試料に就て實驗した。本試料も特殊装入装置に依て調製した。第8表は其の實驗結果第6圖は第8表より求めたる焼入状態圖にして大體2段變態を示し異状はない。

次に第9表は各試料の臨界冷却速度を示し第7圖は夫

第6圖 セレン鋼の焼入状態圖



第7表 セレン鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Se%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
1912	0.36	0.33	0.03	痕跡	0.020	0.002	835	
1907	0.47	0.27	0.15	0.01	—	0.010	850	755

第8表 セレン鋼の實驗結果

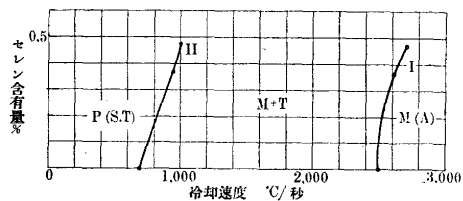
試料 番號	Se%	C%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 C/sec	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''	
1912	0.36	0.33	875	1	4,000	—	328	M 100%
					3,000	—	350	M 100%
					2,550	—	350	T痕跡, M残り
					2,500	—	361	T4-5%, M残り
					1,330	—	363	M 50%
					1,020	600	—	M 1%
					805	610	—	Mなし
					750	625	—	Mなし
1907	0.47	0.27	900	1	4,880	—	365	M 100%
					2,680	—	383	T痕跡, M残り
					2,550	—	376	T2-3%, M残り
					1,580	568	—	M2-3%
					1,000	585	—	M痕跡
					875	600	—	Mなし

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及トルーナイトを示し、附記數字の面積により推定したる量の百分率である。

第9表 セレン鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Se%	C%	下部臨界 冷却速度 °C/sec	上部臨界 冷却速度 °C/sec
1912	0.36	0.33	950	2,600
1907	0.47	0.27	1,000	2,700

第7圖 炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすセレンの影響



を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす *Se* の影響を示した。之を見るに *Se* は *S* と大體同様の

傾向を示し炭素鋼の臨界冷却速度を僅か大にする。之は *Se* が *S* と極めて良く類似せる元素であつて含硫黃鋼の硫化物の場合と同様本鋼に於ては *Fe-Se* 化合物を生じ焼入の際之が變態の核作用をなして斯る現象を示すものと思はれる。

4. **硼素の影響** *B* は古くから鋼に特殊作用を及ぼす元素とされて居るが未だ鋼の含有成分としては餘り實用に供せられて居ない。只製鋼の際脱酸劑として時折用ひられる程度である。*Fe-B* 系の組織に關しては多くの研究¹⁷⁾があるが實驗試料の不純物等の影響により其の結果は區々である。Wever 及び Müller¹⁸⁾は純粹なる試料を用ひ熱分析、金屬組織學的検査及び X 線分析により本系の状態圖を完成した。之は *Fe-C* 系と良く類似して居るが *B* の γ 鐵に對する溶解度は 0.1~0.15% に過ぎない。又 *B* は鋼

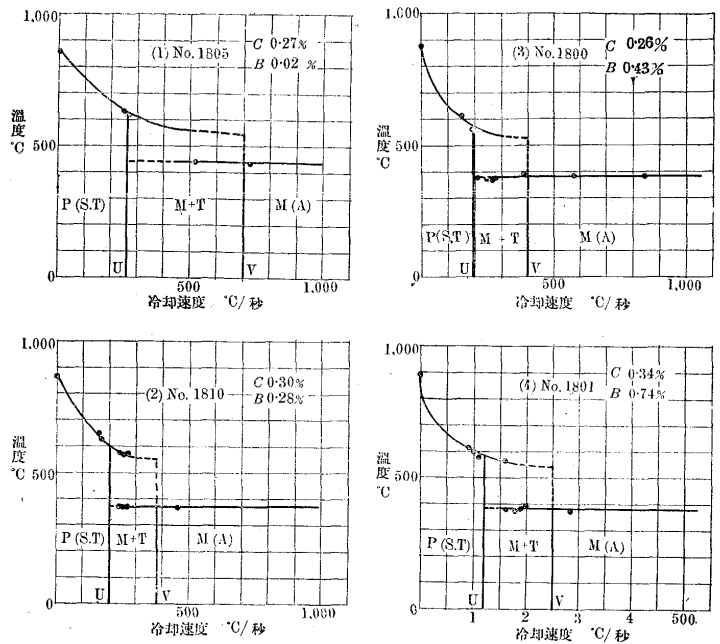
の A₃ 變態點を上昇せしめ γ 區域を狭める種類に屬する。

Fe-B-C 系は Vogel 及び Tammann¹⁹⁾ が研究し Fe-Fe₂B-Fe₃C の状態圖を完成した。之によれば B 鋼の組織は B 含有量 0.02% 迄は變化無く 0.04% になると Fe₂B を生ずる爲急に變化する。

鋼の機械的性質に及ぼす B の影響に関する研究は未だ極めて少い。Wasmuht²⁰⁾ は B 鋼の焼入硬化及び析出硬化を研究し鋼の硬度は B の含有量に比例して著しく上昇することを認めた。又 Naton 及び Piwowarsky²¹⁾ によれば B は鋼の抗張力及び硬度を増し而も粒形を小に保つ爲、比較的衝撃抗力を低下しないのである。

本研究に於ては第 10 表に示す 4 種類の試料に就て實驗した。Vogel 及び Tammann¹⁹⁾ の提出せる組織圖によれば之等の内試料 1805 (C 0.27%, B

第 8 圖 硼素鋼の焼入状態圖



第 12 表 硼素鋼の臨界冷却速度

試料番號	B%	C%	下部臨界冷却速度 °C/sec	上部臨界冷却速度 °C/sec
1805	0.02	0.27	260	700
18.0	0.28	0.30	200	480
1800	0.43	0.26	190	400
1801	0.74	0.34	120	250

第 10 表 硼素鋼の化學成分及變態點

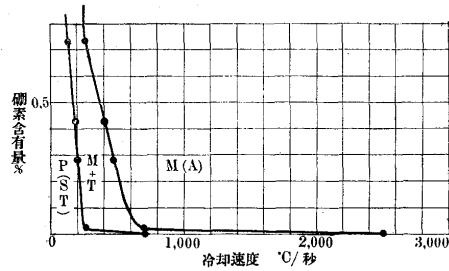
試料番號	B%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點 °C	
							Ac ₃	Ac ₁
1805	0.02	0.27	0.04	0.01	0.021	0.005	850	745
1810	0.28	0.30	0.14	0.03	0.022	0.005	865	795
1800	0.43	0.26	0.14	0.03	0.008	0.003	875	835
1801	0.74	0.34	0.27	0.09	0.017	0.005	895	855

第 11 表 硼素鋼の實驗結果

試料番號	B%	C%	燒入實驗溫度 °C	冷却速度 °C/sec	變態點 °C		試料顯微鏡組織	
					Ar'	Ar''		
1805	0.02	0.27	900	1	720	—	435	M 100%
				2	526	—	437	T 痕跡, M 残り
				3	265	620	—	M 痕跡
				4	250	630	—	M なし
1810	0.28	0.30	915	1	460	—	369	T 痕跡, M 残り
				2	269	573	372	T 5%, M 95%
				3	257	555	374	T 15%, M 85%
				4	240	562	373	T 30%, M 70%
				5	165	617	—	M なし
				6	160	647	—	M なし
1800	0.43	0.26	925	1	850	—	385	M 100%
				2	572	—	385	M 100%
				3	388	—	390	T 1-2%, M 残り
				4	279	—	373	T 2-3%, M 残り
				5	267	—	374	T 4-5%, M 残り
				6	242	—	375	T 5-6%, M 残り
				7	220	552	380	M 40%
				8	188	563	—	M なし
				9	184	536	—	M なし
				10	151	615	—	M なし
1801	0.74	0.34	945	1	285	—	366	M 100%
				2	200	—	391	T 痕跡, M 残り
				3	180	—	376	T 2-3%, M 残り
				4	170	—	381	T 10%, M 90%
				5	160	568	378	M 45%
				6	110	575	—	M なし
				7	100	600	—	M なし
				8	91	614	—	M なし

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及トルンスタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 9 圖 炭素鋼 (0.37% C) の臨界冷却速度に及ぼす硼素影響



0.02%) の組織は不飽和の三相 γ 鐵固溶體にして試料 1810 (C 0.30%, B 0.28%), 試料 1800 (C 0.26%, B 0.43%)

及び試料 1801 (C 0.34%, B 0.74%) は飽和の三相 γ 鐵固溶體に Fe₂B の化合物を生じたるものである。又試料 1801 に Si 量特に多きは之が原料たる B 鐵に多量含有せられて居た爲である。第 11 表は其の實驗結果、第 8 圖は各試料の焼入状態圖を示した。本鋼は兩臨界冷却速度間にて二段變態をなし異狀を認めない。次に第 12 表は夫等の臨界冷却速度を示し第 9 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす B の影響を示した。之を見るに B 鋼の上部臨界冷却速度は少量の B にて著しく小となり含有量僅か 0.02% にて既に 700°C/sec となる。然るに更に之を増加するも其の影響の程度漸次減少し遂には殆んど變化無きに至る。又下部臨界冷却速度の變化を示す曲線 (II) は大體之と平行して居る。之等曲線の傾向は第 1 報第 22

圖に於ける *Mo* の影響と良く類似せるも其の程度は前者に比し著しく大である。之 *Vogel* 及び *Tammann*¹⁹⁾ の實驗結果たる *B* は 0.02% にて既に鋼の焼入性を著しく増大するが夫以上含有する場合は餘り影響無く寧ろ減少することと良く一致する。尤も本研究によれば *B* 鋼の焼入性は *B* 0.7% に至るも未だ減少の傾向を示さざるも之試料中に相當多量の *Si* が介入せられ居る爲かと思考する。然れども更に *B* 含有量を増せば炭化物生成の影響により必ず臨界冷却速度は大となり曲線は右方に彎曲するものと想像せらる。

5. 亜鉛の影響 鐵-亜鉛系合金は工業上の用途殆んど無きも鋼材の防蝕用に *Zn* 鍍金が屢々用ひられるので本系の組織に關する研究は相當多數にのぼつて居る。先づ *Vegesach*²²⁾ は試料調製困難なる爲 *Fe* 24% 以下の合金のみを研究し其の部分の平衡圖を求めた。引續き *Raydt* 及び *Tammann*²³⁾ は高壓の下に沸騰を防ぎて熔融したる試料に就て實驗し全系に涉る平衡圖を提出した。

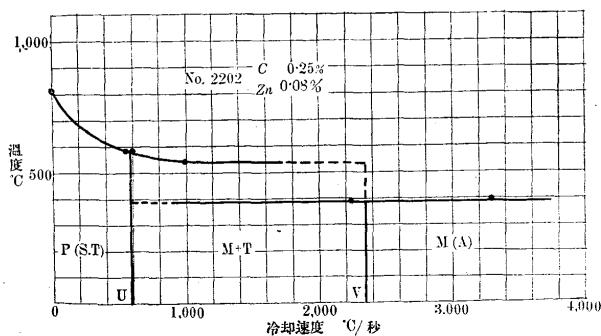
次に小川及び村上兩博士²⁴⁾ は特殊なる注意を以て試料を調製し本系状態圖を研究し *Zn* の沸點以上に於ける一氣壓下の状態圖を完成した。其の後大澤及び小川兩氏²⁵⁾ は *X* 線分析により本圖の正しきことを確めた。

鋼に及ぼす *Zn* の影響に關する研究は從來全く無いが *Zn* は製鋼の際原料たる屑鐵より時折鋼材に介入することが有り得るので研究の要あるものと認め本研究に於ては第 13 表に示す試料にて鋼の焼入性に對する影響を實驗した。本試料調製には前述諸元素の場合に於けると同様特殊装置を用ひたるも真空中により *Zn* の揮發性特に著しき爲已むなく多數熔解せし内より適合品を求め漸く表に示す試料 2202 一種類を製し得たる次第である。

第 13 表 亞鉛鋼の化學成分及び變態點

試料 番號	Zn%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點 °C	
							Ac ₂	Ac ₁
2202	0.08	0.25	0.09	痕跡	0.013	0.002	840	755

第 10 圖 亞鉛鋼の焼入状態圖



第 14 表は其の實驗結果第 10 圖は焼入状態圖を示す。之も大體炭素鋼の場合と同様にして特に異状はない。次に第 15 表は本試料の臨界冷却速度を示し第 11 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす *Zn* の影響を示した。

第 14 表 亞鉛鋼の實驗結果

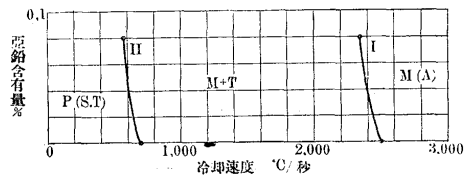
試料 番號	Zn%	C%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/sec	變態點 °C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''	
2202	0.08	0.25	890	1	3,300	—	389	M 100%
				2	2,250	—	383	T 1%, M99%
				3	1,000	546	—	M 5%
				4	600	581	—	M 1-2%
				5	570	580	—	M なし

顯微鏡組織中の *M* 及び *T* の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 15 表 亞鉛鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Zn%	C%	下部臨界 冷却速度 °C/sec	上部臨界 冷却速度 °C/sec
2202	0.08	0.25	580	2350

第 11 圖 炭素鋼 (0.3%C) の臨界冷却速度に及ぼす亜鉛の影響



之より *Zn* は炭素鋼の臨界冷却速度を極めて僅か小にする傾向を有することが

認められる。然し本成果は唯一種類の試料に依る結果に過ぎざる爲、之を以て斷定し得ざるも其の傾向を知るには十分であると思ふ。

6. 錫の影響 *Sn* は特殊鋼の含有成分として使用されることは殆んど無いが製鋼原料たる屑鐵より鋼材に介入し得ること多く而も一旦含有せられたる場合は其の除去比較的困難なる爲粗悪なる屑鐵を使用せる鋼材中には屢々不純物として存在する。殊に屑鐵の不足せる本邦に於ては斯る機會頗る多きにより鋼に及ぼす *Sn* の影響は大いに考慮を要すべき問題である。

Fe-Sn 系合金の組織に關しては始めて *Isaak* 及び *Tammann*²⁶⁾ が系統的研究をしたが其の後 *Wever* 及び *Reinecken*,²⁷⁾ *Edwards* 及び *Preece*²⁸⁾ が實驗し平衡状態圖を完成した。

次に *Stead*²⁹⁾ は *Sn* は鋼の降伏點、抗張力及び高温度に於ける硬度を上昇すると述べ *Whiteley* 及び *Braithwaite*³⁰⁾ は少量の *Sn* が靱性を悪くすることを認めた。又 *Andrew* 及び *Peile*³¹⁾ は *Sn* は鋼の衝擊抗力を著しく劣化するが之は遊離セメントタイトの薄膜が結晶粒境に生成する爲であ

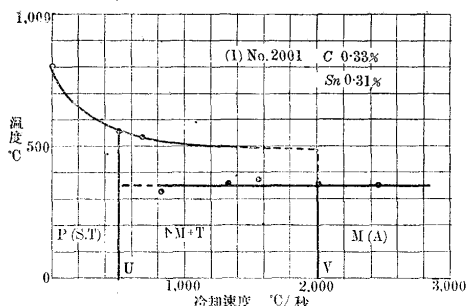
らうと云った。此他 Daevs³²⁾によれば Sn は 0.3% で既に鋼の耐蝕性を相當増加する。

鋼の焼入性に及ぼす影響に關しは從來全く研究がない。本研究に於ては第 16 表に示す 2 種類の試料に就て實驗した。

第 16 表 錫鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Sn%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
2001	0.31	0.33	0.08	痕跡	0.014	0.011	800	740
2010	0.59	0.37	0.06	0.02	0.014	0.002	850	765

第 12 圖 錫鋼の焼入状態圖



第 17 表は其の實驗結果にして第 12 圖は各試料の焼入状態圖である。之等も兩臨界冷却速度間にて二段變態を生じ異状を認めない。次に第 18 表は之等の臨界冷却速度を示し第 13 圖は之を圖示し

第 17 表 錫鋼の實驗結果

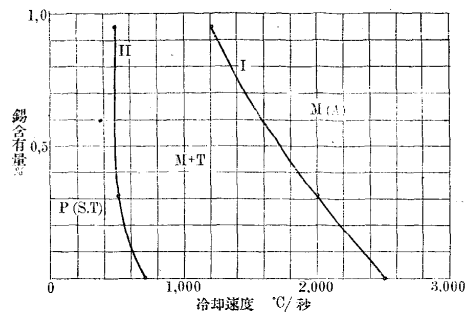
試料 番號	Sn%	C%	焼入 温度 °C	實驗 冷却 速度 °C/sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	
					Ar'	Ar''		
2001	0.31	0.33	850	1	2460	—	349	M 100%
				2	2000		354	T 痕跡, M 残り
				3	1550		370	T 2-3%, M 残り
				4	1315		355	T 4-5%, M 残り
				5	820		331	T 10%, M 90%
				6	680	527		M 25%
				7	500	555		M 痕跡
2010	0.95	0.37	900	1	1250	—	363	M 100%
				2	1200		565	T 痕跡, M 残り
				3	650	557	368	T 20%, M 80%
				4	600	568		M 40%
				5	540	574		M 2-3%
				6	480	574	—	M なし
				7	400	578	—	M なし

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及トランスタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 18 表 錫鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Sn%	C%	下部臨界 冷却速度 °C/sec	上部臨界 冷却速度 °C/sec
2001	0.31	0.33	500	2,000
2010	0.95	0.37	490	1,200

第 13 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼす錫の影響



炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Sn の影響を示すのである。之を見るに兩臨界冷却速度共 Sn の含有量を増すに従て小と

なり其の程度は大體 Ni の影響と同等であるが多少緩慢である。

7. アンチモンの影響 Sb を含有する鋼の使用せられたる例は未だ殆んどなく只鋼に Sb を 0.05~0.5% 入れると其の耐腐蝕性を良好にすると云ふ文献³³⁾があるに過ぎない。

Fe-Sb 系合金の組織に就ては Kurnakow 及び Konstantinow,³⁴⁾ Vogel 及び Dannöhl³⁵⁾ が研究したが、夫等によると兩元素は熔融状態に於ては完全にとけ合ふのである。次に鋼に及ぼす影響に關する研究は全くないが一般に 1% 以上含有すれば使用不能となると云はれて居る。本研究に於ては第 19 表に示す 2 種類の Sb 鋼にて實驗し之の影響を求めた。

第 19 表 アンチモン鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Sb%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
2111	0.11	0.31	0.09	痕跡	0.017	0.014	815	
2100	0.41	0.30	0.04	痕跡	0.017	0.007	825	755

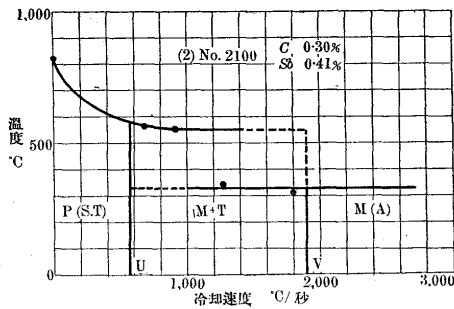
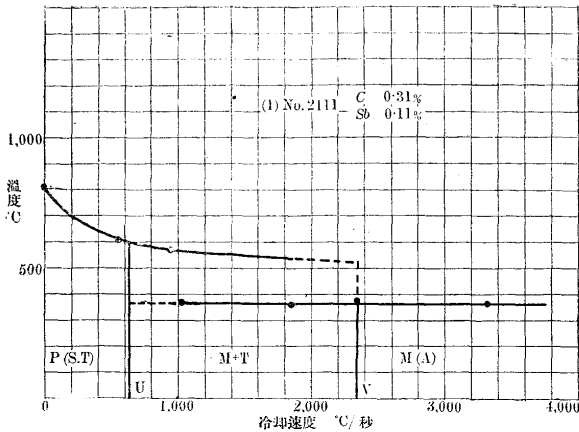
第 20 表 アンチモン鋼の實驗結果

試料 番號	Sb%	C%	焼入 温度 °C	實驗 冷却 速度 °C/sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	
					Ar'	Ar''		
2111	0.11	0.31	865	1	3,320	—	354	M 100%
				2	2,350		375	T 痕跡, M 残り
				3	1,850		361	T 2-3%, M 残り
				4	1,025		368	T 8%, M 92%
				5	952	570		M 30%
				6	550	600		M なし
2100	0.41	0.30	875	1	1,790		305	T 痕跡, M 残り
				2	1,280		349	T 2-3%, M 残り
				3	922	552		M 1%
				4	690	559		M 痕跡

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及トランスタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 20 表は其の實驗結果、第 14 圖は各試料の焼入状態圖を示した。之等も炭素鋼の場合と同様にして特に異状を認めなかつた。

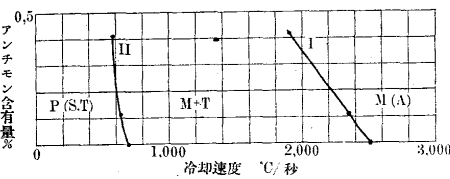
第 14 圖 アンチモン鋼の焼入状態圖



第 21 表 アンチモン鋼の臨界冷却速度

試料番號	Sb%	C%	下部臨界冷却速度 °C/sec	上部臨界冷却速度 °C/sec
2111	0.11	0.31	630	2,350
2100	0.41	0.30	580	1,900

第 15 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼすアンチモンの影響



次に第 21 表は夫等の臨界冷却速度を示し第 15 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Sb の影響を示す。之を見るに Sb の影響は Sn と殆んど同等にして大體含有量に比例して鋼の焼入を容易にするのである。

8. セリウムの影響 Ce は Ce-Fe 合金として火打石に屢々用ひられるが鋼の含有成分には未だ殆んど實用せられて居ない。

Fe-Ce 系合金 組織に関しては Vogel³⁶⁾ の研究があるが之によれば Ce 及び Fe は熔融状態にて完全にとけ合ふのである。

本研究に於ては第 22 表に示す 3 種類の試料に就て實驗した。第 23 表は其の實驗結果、第 16 圖は夫等の焼入

第 22 表 セリウム鋼の化學成分及變態點

試料番號	Ce%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點 °C	
							Ac ₁	Ac ₂
2603	0.05	0.36	0.15		0.021	0.029	850	750
2606	0.40	0.30	0.05	0.03	0.020	0.004	840	730
2604	1.04	0.32	0.10		0.025	0.011	815	710

第 23 表 セリウム鋼の實驗結果

試料番號	Ce%	C%	焼入温度 °C	實驗番號	冷却速度 °C/sec	變態點 °C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''	
2603	0.05	0.36	900	1	1,500	384		T 痕跡, M 残り
				2	1,130	560	396	T 2-3%, M 残り
				3	900		398	T 10%, M 90%
				4	610	580		M 20%
				5	600	600		M 痕跡
2606	0.40	0.30	890	1	1,280	—		M 100%
				2	1,000			T 痕跡, M 残り
				3	687			
				4	615			T 20%, M 80%
				5	607			T 40%, M 60%
				6	495			M 15%
				7	415			M なし
2604	1.04	0.32	865	1	1,600	—	365	M 100%
				2	1,580		354	T 痕跡, M 残り
				3	1,300		362	T 1-2%, M 残り
				4	675	55)	355	M 50%, T 50%
				5	575	584	376	M 痕跡

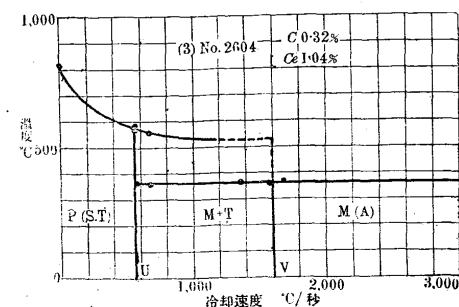
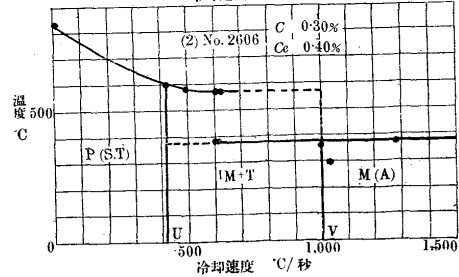
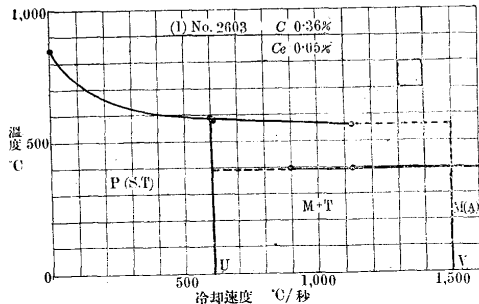
顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し、附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である。

第 24 表 セリウム鋼の臨界冷却速度

試料番號	Ce%	C%	下部臨界冷却速度 °C/sec	上部臨界冷却速度 °C/sec
2603	0.05	0.36	600	1,500
2606	0.40	0.30	420	1,000
2604	1.04	0.32	570	1,600

状態圖を示したのである。之を見るに本鋼は Ce の複炭化物を含有する

第 16 圖 セリウム鋼の焼入状態圖



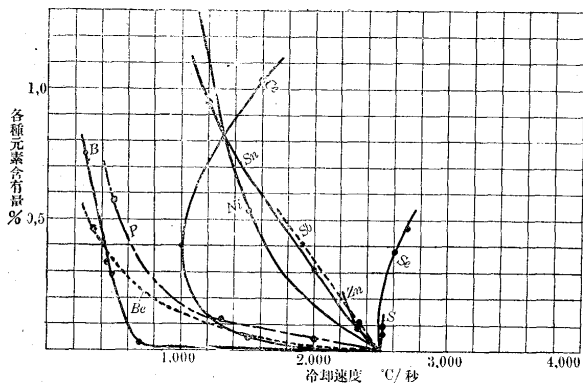
にも係らず之等試料に於ては未だ變態點に異状を認めない。

次に第 24 表は各試料の臨界冷却速度を示し、第 17 圖は夫を圖示して炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Ce の影響を示したものである本實驗結果によれば Ce は初め少量の間は臨界冷却速度を小にする

が 0.4~0.5 %を限度とし、夫以上にては逆に之を大とする。此現象は第 1 報に於て述べたる Ti , V 等の場合の如く本鋼に於ては Ce が或る量を越すと極めて溶解困難なる複炭化物を生成する爲と思考するのである。

9. 總括 以上述べたる 8 元素が炭素鋼の臨界冷

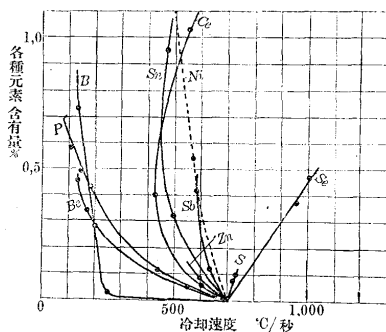
第 18 圖 炭素鋼の上部臨界冷却速度に及ぼす各種元素の影響



却速度に及ぼす影響を總括して比較する爲第 18 圖及び第 19 圖を示した。尙本圖には此他 Ni 及び Be の影響に関する曲線を附し第 1 報にて報告せる諸元素の影響と對照させた次第である。之を見るに之等諸元素は大體次の三種に分類し得る。

(1) 含有量を増すに従て臨界冷却速度を小にするもの、即ち B , P , Sb , Sn 及び Zn は之に屬する。而して其の内 B 及び P の及ぼす影響は著しく大にして Sb , Sn 及び Zn は前者に比し小である。此種に屬する元素は鋼中に固溶して鐵の結晶格子内に嵌入し變態に際して炭素原子の擴散を困難ならしめ焼入易くするものなることは第 1 報に於ける Be 等と同様である。

第 19 圖 炭素鋼の下部臨界冷却速度に及ぼす各種元素の影響



(2) 含有量を増せば初めは臨界冷却速度を小にするが或る量を越ゆる時は逆に大にするもの。

即ち Ce は之に屬する。此種に屬する元素も少量の間は (1) に屬する元素と同理由により焼入効果を大にするも或る量を越ゆると之等は安定なる特殊炭化物を生成する爲其の影響により焼入効果を小にして斯る現象を起すこと第 1 報に於ける Ti 等と同様である。

(3) 含有量を増すと初めより臨界冷却速度を大にするもの。

即ち S 及び Se は之に屬する。此種に屬する元素は鋼に對する溶解度極めて少く含有量の大部分は鐵化合物として存在する爲焼入の際之が核作用をなして變態を促進するにより斯る現象を起すものと思はれる。又第 18 圖及び第 19 圖を比較するに各元素の鋼の上部臨界冷却速度及び下部臨界冷却速度に及ぼす影響は大體同傾向であることが判る。

IV 結論

以上の研究により次の結論を得たり。

炭素鋼の焼入に及ぼす八種類の元素の影響に就き研究し之等を第 1 報にてなせると同様下記の三種に分類した。

(1) 含有量を増すに従て焼入効果を大にするもの。

B , P , Sn , Sb 及び Zn は之に屬す。

(2) 含有量を増せば初めは焼入効果を大にするも或る量を越ゆると却て減少し逆効果を示すもの。

Ce は之に屬す。

(3) 其の含有量を増すに伴ひ焼入効果を減するもの。

S 及び Se は之に屬す。

以上の諸實驗に於て鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響を測定し得たが之等の結果は今後實地作業上大いに利用し得べきものであると確信する次第である。尙本實驗に使用せる Se は佐賀關製鍊所より提供せられたるもので茲に同所に對し御禮する。

終りに臨み實驗を援助された淺野石雄君に厚く感謝の意を表する。

—(終)—

参考文献

- 1) 佐藤知雄: 鐵と鋼 17 (昭和 6 年) 1126.
- 2) Hanemann, H., Schildkötter, A.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 427.
- 3) 宮崎行藏: 金屬の研究 4 (昭和 2 年) 198.
- 4) Becker, E., Oberhoffer, P.: Stahl u. Eisen 32(1912)1017.
- 5) Niedentahl, A., Bennek, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1934) 683.

- 9) 嘉村平八: 鐵と鋼 18 (昭和7年) 405.
 7) 足立逸次: 鐵と鋼 20 (昭和9年) 851.
 8) d'Amico, E.: Ferrum 10 (1912/13) 289.
 9) Ristow, A., Daeves, K., Hermann, E.: Stahl u. Eisen 56 (1936) 921.
 10) Jones, J. A.: Iron & Steel Industry (1937)
 11) Haugthon, J. L.: J. Iron Steel Inst. 115 (1927 I) 417.
 12) Wüst, F. Metallurgie 5 (1908) 73.
 13) Vogel, R.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 369.
 14) Rapatz, F. "Die Edelstähle" p. 161.
 15) A. S. T. M. Standards, (1936) 354.
 16) Thum "The book of stainless steels" p. 449.
 17) Hanessen, G.: Z. Anorg. allg. Chem. 89 (1915) 257.
 18) Wever, F., Müller, A.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg, Düsseldorf 11 (1929) 193.
 19) Vogel, R., Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 123 (1922) 225.
 20) Wasmuht, R.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 261.
 21) Naton, G., Piwowarsky, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 11 (1937/38) 283.
 22) Vegesack, A. V.: Z. anorg. allg. Chem. 52 (1907) 30.
 23) Raydt, U., Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 83 (1913) 257.
 24) 小川芳樹, 村上武次郎: 金屬の研究 5 (昭和3年) 1.
 25) 大澤與美, 小川芳樹: 金屬の研究 5 (昭和3年) 102.
 26) Isaak, E., Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 53 (1907) 281.
 27) Wever, F., Reinecken, W.: Z. anorg. allg. Chem. 151 (1926) 349.
 28) Edwards, C. A., Precce, A.: J. Iron Steel Inst. 124 (1931 II) 41.
 29) Stead, J. E.: J. Iron Steel Inst. 94 (1916 II) 5.
 30) Whiteley, J. H., Braithwaite, A.: J. Iron Steel Inst. 107 (1923 I) 161.
 31) Andrew, J. H., Peile, J. B.: J. Iron Steel Inst. 128 (1933 II) 193.
 32) Daeves, K.: Stahl u. Eisen 58 (1938) 603.
 33) Rapatz, F.: "Die Edelstähle" p. 161.
 34) Kurnakow, N. S., Konstantinow, N. S.: Z. anorg. allg. Chem. 58 (1908) 1.
 35) Vogel, R., Dannöhl, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) 39.
 36) Vogel, R.: Z. anorg. allg. Chem. 99 (1917) 25.

一九三九年度エーナ講習會—材料試験及精密測定

第四回工學—技術講演 過去3ヶ年來毎年開催されたと同様本年も9月27日から30日迄4日間に亘り獨乙エーナ市に於いて第4回目の有名なエーナ講習會が開催される事になつた。實地及學術領域を通じ工業並に研究室各方面關係者全般に亘り提供さるゝ事の多種多様性を思ふ時同會も今や材料試験及精密測定に關する意義深き國際的講習會と成つた譯である。講演會中本年も材料試験及精密測定領域に於ける學術的進歩に就ての報告の傍ら、實際學術研究に携つた諸學者の短かい講演あり、更に實際問題に就ても充分實習の餘地が設けてある、尙精密測定の時間には伯林工科大学教授キエンツレ博士が會長となり、今日殆ど總ての金屬工業方面に於いて重要な地位を占めて居る「仕上面検査」問題を主として講演されるのが注目に値する。

従来同様本年も期間中、専門家指導の下に研究室乃至は工場内に實際設置された如く陳列された諸器械に就き實地に操作する機會が與へられて居る。他の専門畑の聽講者乃至は初歩者にも光學的、材料試験及精密測定の基礎知識を修得せしめる機會が與へられる譯だが本來の本會のより重大なる使命は専門家に器械的及組織的材料試験の最近の狀態の詳細なる知識を附與する事である。尙講習會番組は左記の通りで詳細は東京丸の内郵船ビル内カールツアイス株式會社へ照會され度し。

講習會番組

1. 分光分析(會長 ミュンスター大學教授 ザイト博士)

9月27日

分光分析の基礎 ミュンヘン大學教授 ゲルラツハ博士

發光分析に依る金屬の微量—局所分析に關する新經驗

ミュンヘン工科大学教授 シヤイベ博士

分光分析の工場工業的經驗 伯林市 ウエーバー博士
 獨乙及亞米利加に於ける工學的分光分析の發達
 エーナ市 カイゼル博士

分光分析問題の學術的コロキウム (會長 ゲルラツハ博士)
 短講演 ミュンヘン市 シヤイベ博士, スツツトガルト市 バルツ博士, エーナ市 ハンゼン博士, 伯林市 フインドアイゼン氏, ミュンヘン市 ロルワーゲン博士, エーナ市 カイゼル博士, ハノウ市 ルートハルト博士

2. 金屬検査(會長 デュツセルドルフ市カイゼルウキルヘルム鐵研究所 ケルベル博士)

9月28日

アルミニウムの再結晶化(検査方式)ゲツチンゲン—般金屬學研究所 マージング博士

鍛鍊鑄物の高價なる工材化への最近の發達 ライプツヒ市
 ロル博士

金屬學に於ける最新顯微鏡的測定法

エーナ市 ベルンハルト博士
 斬新金屬検査作業法 エツセン市 シヤーフマイステル博士

金屬分析に於ける絶對比色定量法問題討論

アンベルグ市政府鑛山顧問 ビンズル氏
 小宴會 (夜7時半より)

3. 精密測定(會長 伯林工科大学教授 キエンツレ博士)

9月29日

金屬工業に於ける仕上面検査の品質向上への影響

エーナ市 ブユツトネル氏
 仕上面検査への空氣壓力的方法に就て

巴里市 ニコラウ氏
 仕上面検査への電氣的方法に就て

ハノーバー市 ペルテン博士
 ボールベアリング製作に於ける品質向上

瑞典ゴテボルグ市 テルネボーム博士
 五百耗以上2メートル迄の直径測定精度

瑞典バーデン市 ストライフ氏
 閉會之辭 以上