

鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響

第 2 報

(日本鐵鋼協會第 19 回講演大會講演 昭和 13 年 4 月)

俵 信 次*

EFFECTS OF VARIOUS ELEMENTS ON HARDENING OF STEEL. (Report II)

Sinji Tawara

SYNOPSIS:—Following the first report, I have studied on the combined effects of more than two special elements existing in steel. Summarizing the results obtained, I have introduced a simple method to investigate graphically the effects of these elements in special steels from that of the individual element already studied.

Moreover I have studied the effects of various contents of carbon upon hardening of special steel and the influence of various quenching temperatures and conditions. I have also observed the influence of gaseous elements in steels. Finally applying the general equation of thermal conductivity for the calculation of the cooling velocity in inner parts of steel during hardening process, it was proved that the hardening depth of a large mass of steel as treated in a factory, can be measured by the above method using the value of the critical cooling velocity.

Thus, it is demonstrated that the results and methods obtained by the writer in these experiments have a great value in actual hardening practice.

目 次

I. 緒 言

II. 二種以上の特殊元素による影響

1. ニッケル及クロムの影響
2. ニッケル及銅の影響
3. ニッケル, クロム及モリブデンの影響
4. 總 括

III. 特殊鋼に於ける炭素の影響

1. ニッケル鋼に及ぼす炭素の影響
2. クロム鋼に及ぼす炭素の影響
3. 總 括

IV. 焼入温度の高低による影響

1. 炭素鋼
2. 銅 鋼
3. タングステン鋼

V. 焼入前鋼が保有せし状態による影響

1. 焼入前の組織 (1) 炭素鋼 (2) マンガン鋼 (3) ニッケルクロム鋼 (4) 總 括
2. 鍛錬度の影響

VI. 鋼中含有ガスの影響

1. 水素の影響
2. 窒素の影響

VII. 焼入の際に於ける鋼材内部の冷却速度

1. 冷却速度の計算基本式
2. 比熱, 密度及熱傳導率の決定
3. 冷却速度の計算値と其の應用

VIII. 鋼材真空加熱焼入實驗

1. 試料の調製
2. 實驗装置及方法
3. 實驗結果

IX. 結 論

I 緒 言

著者は鋼の焼入に及ぼす諸元素の影響に就き實驗し第 1

* 海軍技術研究所

報に於て之を報告し併せてそれ等の理論的説明をも試みた。爾來引續き該研究を繼續し更に實地上重要な諸問題に關して實驗を行つた。本研究により極めて有益なる現場上の参考資料を得たものと思ふので第 2 報として茲に公表する次第である。猶試料の調製, 實驗装置及び方法等は前回報告せるものと全く同様であるから之を省き其の結果のみを記すことにした。

II. 二種以上の特殊元素による影響

二種以上の特殊元素を含有する鋼はそれ等の適當なる組合せにより極めて優秀なる性質を持たせ得るので兵器或は他の構造用材料として多量に實用に供せられて居る。仍て之等に關しては最近大いに研究せらるゝに至つたが其の成分複雑にして實驗困難なる爲め未だ正確なるものは少い。Guillet¹⁾ は多くの多元特殊鋼に就き系統的研究を行ひそれ等の利用範圍を確定した。此結果一般に各元素は單獨の際と同様の影響を協力附與するものであることを認めた。

本實驗に於て著者は之等の内最も多量に實用せられる Ni 及び Cr, Ni 及び Cu, Ni, Cr 及び Mo が協力して鋼の焼入に及ぼす影響を實驗した。猶之等の試料は其の成分複雑なる爲め調製上特に多大の勞力を費したものである

1. ニッケル及クロムの影響

Ni-Cr 鋼は兵器等に多く使用され構造用強靱鋼として最も重要である。本鋼の優秀なる點は熱處理効果大なるこ

とであつて *Ni* が鋼の變態點降下に及ぼす影響は *Cr* が共存する場合更に著しく *Ni*・*Cr* 鋼の臨界冷却速度は各單獨の場合に比し極めて小となる。Guillet¹⁾ の研究によれば *Ni*, *Cr* 及び炭素の焼入に及ぼす影響程度の比率は 29:18:1.65 又著者の結果はそれ等の含有量により異なるも 0.9% に於て 9:4:3 であつた。次に Wever 及び Lange²⁾ は磁氣的方法により又 Wever 及び Jellinghaus³⁾ は熱膨脹計により變態點以下各溫度に於ける本鋼オーステナイトの分解速度を正確に測定し、之は明に分離せる三の溫度範圍にて著しく大なることを認めた。又佐々川博士⁴⁾ は硬度の測定により八田氏⁵⁾ はオーステナイトのマルテンサイトへ變化する際の膨脹速度の測定により本鋼の焼入程度を求めた。次に之等の組織に關しては *Ni*・*Cr*・*Fe* 三元系は多くの學者³⁾ が研究せるも *Ni*・*Cr*・*Fe*・*C* 四元系に就ては其の發表せられたるもの少く Strauss 及び Maurer⁷⁾ の研究を見るに過ぎない。其の研究に於て彼等は炭素量一定の場合の組織圖を求め之をフェライトとパーライト、マルテンサイトとソルバイトとトルースタイト、オーステナイトとマルテンサイト及びオーステナイトの四區域に分けた。本實驗は第 1 表に化學成分及び加熱の際の變態點を示す 5 種の *Ni*・*Cr* 鋼に就て行つた。之等は何れも Strauss 及び Maurer⁷⁾ の組織圖に於てフェライトとパーライトの區域に屬するものである。

第 1 表 ニッケルクロム鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Ni%	Cr%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
								Ac ₃	Ac ₁
1512	1.03	0.47	0.31	0.09	なし	0.009	0.009	815	750
1504	2.35	0.43	0.30	0.12	"	0.009	0.006	815	745
1506	3.22	0.67	0.26	0.12	"	0.008	0.009	795	740
1514	3.22	1.16	0.31	0.11	"	0.010	0.009	785	740
1509	3.29	1.67	0.30	0.09	"	0.008	0.005	777	743

著者は先づ *Cr* 及び炭素一定の鋼に於ける *Ni* の影響を實驗し次いで *Ni* 及び炭素一定の場合の *Cr* の影響に就て行つた。

1) 一定の *Cr* 及び炭素を含有する鋼の焼入に及ぼす *Ni* の影響

供試材料は第 1 表の試料 1,512 1,504 及び 1,506 にして何れも炭素約 0.3% *Cr* 約 0.5% である。第 2 表に

第 2 表 ニッケルクロム鋼の實驗結果 (I)

試料 番號	Ni %	Cr %	C %	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡 組織
							Ar'	Ar''	
1512	1.03	0.47	0.31	880	1	1,000	—	320	M 100%
						715	340	T 痕跡 M 残り	
						333	325	M 10%	
						250	540	M 3-4%	
						166	600	—	M なし
1504	2.35	0.43	0.30	840	1	500	—	365	M 100%
						400	500	360	T 2-3% M 残り
						274	515	365	M 70%
						250	525	360	M 60%
						167	555	365	M 4-5%
						139	565	—	M 痕跡
1506	3.22	0.67	0.26	835	1	227	—	335	T 痕跡 M 残り
						143	530	325	T 1-2% M 残り
						119	538	335	T 7-8% M 残り
						76	570	325	M 30%
						56	580	325	M 15-20%
						17	635	—	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。

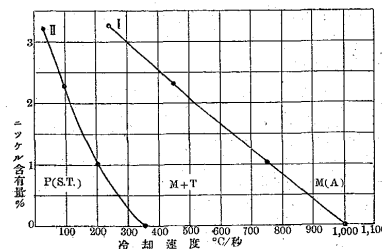
それ等の實驗結果を示し第 1 圖にそれより求めたる焼入状態圖を示した。之を見るに本鋼の變態點は別に異状なく何れも兩臨界冷却速度間にて二段變態を示して居る。次に第 3 表に各試料の上部及び下部臨界冷却速度を示す。

第 3 表 ニッケルクロム鋼の臨界冷却速度 (I)

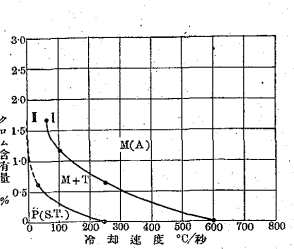
試料番號	Ni%	Cr%	C%	下部臨界 冷却速度 °C/秒	上部臨界 冷却速度 °C/秒
1512	1.03	0.47	0.31	200	750
1504	2.35	0.43	0.30	100	450
1506	3.22	0.67	0.26	30	250

第 2 圖は之を圖示し *Cr* 鋼の臨界冷却速度に及ぼす *Ni* の影響を示した。

第 2 圖 クロム鋼(C 0.3% Cr 0.5%)
の臨界冷却速度に及ぼす
ニッケルの影響

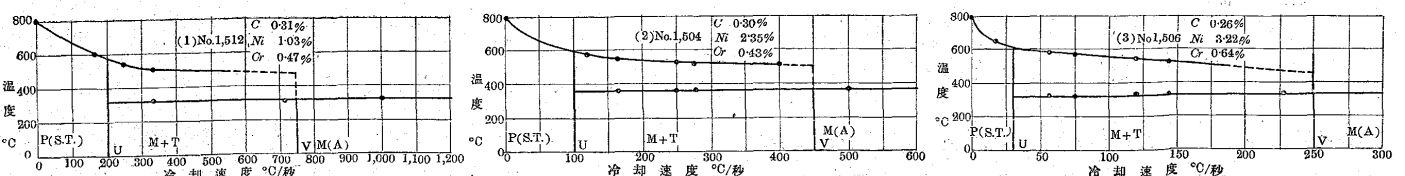


第 3 圖 ニッケル鋼
(C 0.3% Ni 3.25%) の臨
界冷却速度に及ぼすクロム
の影響



圖中曲線 I を見るに *Ni* 無き 0.5% *Cr* 鋼の上部臨界冷却速度は 1,000°C/秒 なるに對し *Ni* 1% にては 750°

第 1 圖 ニッケルクロム鋼の焼入状態圖



C/秒 2% にては 500°C/秒 3% では 300°C/秒となり Cr 鋼の臨界冷却速度に対する Ni 附加による作用は炭素鋼に対する Ni のそれと略同じ割合である。即ち曲線 I の傾向は炭素鋼に於ける Ni の影響を示す曲線 (第1報第16圖I) と略一致して居る。而して其の數値は Ni 無き場合は含有 Cr 量 0.5% の影響丈け小となるも Ni の増すに従て其の差は幾分小さくなり Cr の影響は減少して居る曲線 II 即ち下部臨界冷却速度も大體之と同様である。

2) 一定の Ni 及び炭素を含有する鋼の焼入に及ぼす Cr の影響

供試材料は第1表の試料 1,506, 1,514 及び 1,509 にして炭素及び Ni 含有量は夫々約 0.3% 及び 3.25% である。第4表にそれ等の實驗結果を示す。試料 1,514 及び 1,509

第4表 ニッケルクロム鋼の實驗結果 (II)

試料 番號	Cr %	Ni %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡 組 織
							Ar'	Ar''	
1506	0.67	3.22	0.26	835					
1514	1.16	3.22	0.31	820	1	111	—	325	M100%
					2	71	—	328	T痕跡M残り
					3	50	—	330	T1-2%M残り
1509	1.67	3.29	0.30	810	1	91	—	310	M100%
					2	57	—	313	T痕跡M残り
					3	13	—	—	T4-5%M残り

* 本試料の實驗結果は第2表に示せるを以て省略した。

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。

は極めて焼入易く冷却速度を小にして實驗せるにより本装置にては正確に變態點を測定し得ざりし爲め其の焼入狀態圖を省いた。仍て Cr 多き場合は三段變態をなすものと思はれるが本實驗にてはそれを觀察する事が出来なかつた。次に第5表に各試料の上部及び下部臨界冷却速度を示す。

第5表 ニッケルクロム鋼の臨界冷却速度 (II)

試料番號	Cr %	Ni %	C %	下部臨界 冷却速度 °C/秒	上部臨界 冷却速度 °C/秒
1506	0.67	3.22	0.26	30	250
1514	1.16	3.22	0.31	—	100
1509	1.67	3.29	0.30	—	60

又第3圖は之を圖示し Ni 鋼の臨界冷却速度に及ぼす Cr の影響を示す。

之も前述同様炭素鋼に於ける Cr の影響と略同傾向にして只含有 Ni 量に應じて其の程度が大となるのである。猶試料 1,514 及び 1,509 の下部臨界冷却速度は極めて小さく本實驗装置にては正確に求められなかつたので推定に基き點線で示した。

2. ニッケル及銅の影響

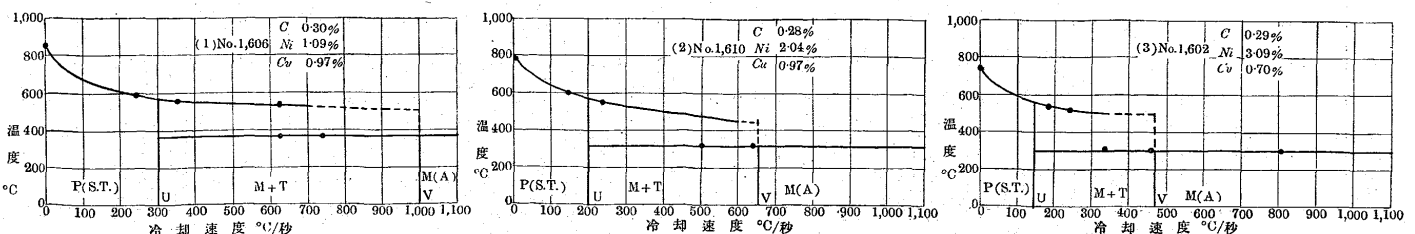
Ni と銅は近年構造用鋼の成分として屢々同伴して用ひられる。例へば Nehl⁸⁾ の研究結果、銅鋼の缺點である赤熱脆性は Ni の添加により防ぎ得ることが明かとなり屢々之に用ひられる他 Ni·Cr 鋼の代用として其の Ni の一部を銅にて置換したる Ni·Cr·Cu 鋼等にも用ひられる。Grenet,⁹⁾ Clamer¹⁰⁾ の研究によれば Ni·Cr 鋼に於て Ni の一部に銅を用ふると焼の入る深さを増し變態點の降下を生ずると云ふことである。Oertel 及び Leveringhaus¹¹⁾ は Ni 鋼と Ni·Cu 鋼の機械的性質を比較し、後者は前者に比し抗張力幾分低下するも延び及び絞りは大となることを認めた。又 Friend 及び West¹²⁾ も種々の Ni·Cu 鋼の機械的試験を行った 次に Ni と Cu の焼入に及ぼす影響に就ては Persoz¹³⁾ の研究結果銅は Ni と共に鋼の焼入効果を大にすると述べたが我國に於ても同様の研究結果が得られて居る。斯の如く Ni と銅の組合せは鋼の成分として近年大いに用ひられるに至り且將來極めて重要と思はれるので第6表に示す3種のニッケル銅鋼に就て實驗した。

第6表 ニッケル銅鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Ni %	Cu %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點°C	
								Ac ₃	Ac ₁
1606	1.09	0.97	0.30	0.11	痕跡	0.011	0.008	855	728
1610	2.04	0.97	0.28	0.03	"	0.010	0.007	795	720
1602	3.09	0.70	0.29	0.07	なし	0.008	0.009	770	710

表に示す如く之等は銅及び炭素略一定にして Ni のみ異り之により銅の共存せる場合の Ni の影響を知り得るのである。第7表は之等の實驗結果を示し第4圖に其の焼入狀態圖を示す。

第4圖 ニッケル銅鋼の焼入狀態圖



第7表 ニッケル銅鋼の實驗結果

試料 番號	Ni %	Cu %	C %	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡 組織
							Ar'	Ar''	
1606	1.09	0.97	0.30	910	1	1,000	—	368	T痕跡M残り
					2	740	—	370	T1%M99%
					3	625	540	372	T2-3%M残り
					4	357	550	—	M1-2%
					5	244	590	—	Mなし
1610	2.04	0.97	0.28	850	1	635	—	335	T痕跡M残り
					2	500	—	320	T1-2%M残り
					3	236	550	—	M1%
					4	143	587	—	Mなし
1602	3.09	0.70	0.29	800	1	1,000	—	298	M 100%
					2	808	—	295	M 100%
					3	465	—	310	T痕跡M残り
					4	333	—	315	T1% M99%
					5	238	515	—	M1%
					6	178	538	—	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
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。

之等は何れも明瞭に二段變態を示し異狀を認めない。第
8 表は之より求めたる各試料の上部及び下部臨界冷却速度
を示す。又第5圖は之を圖示し銅鋼(C 0.3%, Cu 0.9%)
の臨界冷却速度に及ぼす Ni の影響を示す。之を見るに之
等曲線の傾向は炭素鋼に於ける Ni の影響と良く類似し只
含有銅の影響に應じて左方に變移して居る。

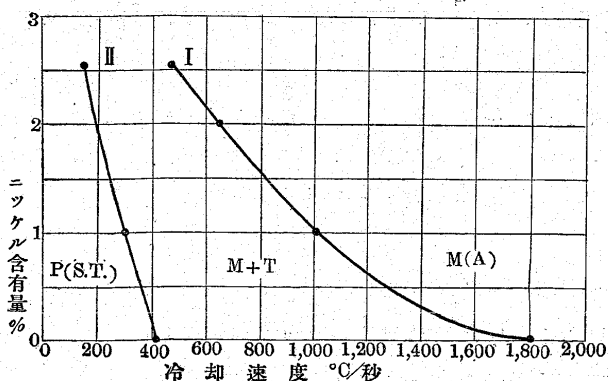
第8表 ニッケル銅鋼の臨界冷却速度

試料番號	Ni%	Cu%	C%	下部臨界 冷却速度 °C/秒	上部臨界 冷却速度 °C/秒
1606	1.09	0.97	0.30	300	1,000
1610	2.04	0.97	0.28	200	650
1602	3.09	0.70	0.29	150	470

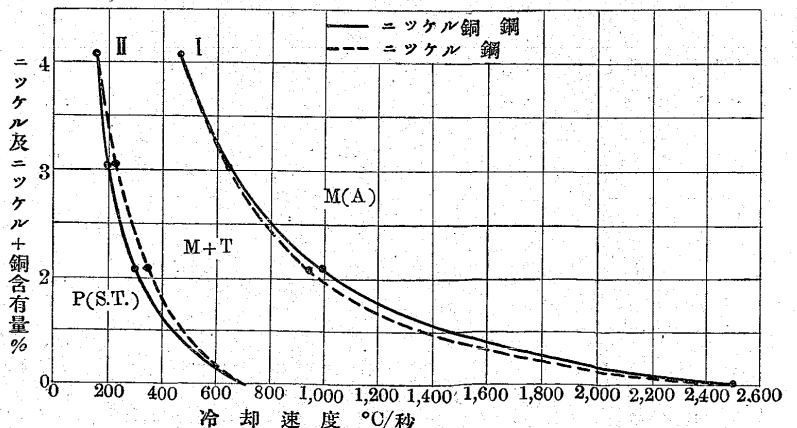
次に之等の臨界冷却速度と其の Ni と銅との總量と同一
量の Ni を有する Ni 鋼の臨界冷却速度とを比較するに第
6 圖に示す如くそれ等は殆んど等しく焼入に及ぼす影響は
Ni の一部を銅にて置換するも餘り異なることを證明し
得た。

3. ニッケル、クロム及モリブデンの影響

第5圖 銅鋼(C 0.3% Cu 0.9%) の臨界冷却速度に及ぼすニッケルの影響



第6圖 ニッケル鋼及びニッケル銅鋼の臨界冷却速度



Mo は Ni·Cr 鋼に附加せられて其の焼戻脆性を防止す
る外、一般に鋼の耐熱性を良好にする等極めて優秀なる性
質を與へるので Ni·Cr·Mo 鋼は近來兵器其の他重要構造
物に多く用ひられて居る。吉川博士¹⁴⁾は Mo は Ni·Cr 鋼
の彈性限及び衝擊抗力を高めると云つた。又 Dreiholz 及
び Gnerter¹⁵⁾は Ni·Cr 鋼と Ni·Cr·Mo 鋼との機械的
性質を比較し後者は前者に比し彈性限、抗張力大きく而も
伸び及び絞りは殆んど不變なることを認めた。更に Knerr
¹⁶⁾ Maurer 及び Korschan¹⁷⁾ は本鋼の機械的性質良好
なることを述べ之を大いに推奨して居る。次に之等の焼入
効果は佐々川博士¹⁸⁾ Chase¹⁹⁾ 其の他諸氏の實驗に明かな
る如く極めて大であつて大型のものも内部迄一様に硬化し
得るのである。著者は第9表に示す7種の試料に就て次の
如く各元等の影響を順次實驗した。先づ Cr·Mo 及び炭素
一定なる鋼に於ける Ni の影響を研究し次に他元素を一定
としたる場合の Cr の影響及び Mo の影響を求めた。

第9表 ニッケルクロムモリブデン鋼の化學成分及變態點

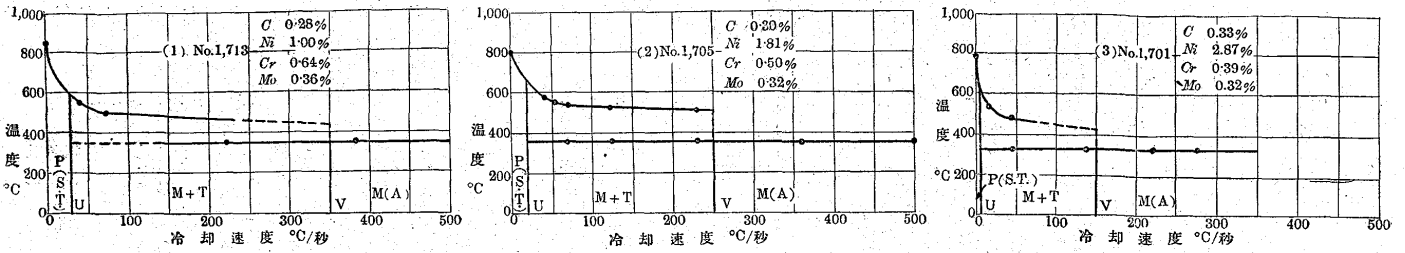
試料 番號	Ni%	Cr%	Mo%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
									Ac ₃	Ac ₁
1713	1.00	0.64	0.36	0.28	0.08	痕跡	0.023	0.005	827	750
1705	1.81	0.50	0.32	0.30	0.10	なし	0.010	0.009	810	745
1701	2.87	0.39	0.32	0.33	0.12	"	0.014	0.014	785	735
1711	2.09	0.89	0.39	0.27	0.12	痕跡	0.024	0.003	810	745
177	2.07	1.34	0.34	0.33	0.04	なし	0.010	0.009	800	760
1714	2.09	0.64	0.72	0.33	0.06	痕跡	0.020	0.003	800	745
1708	1.88	0.75	0.99	0.30	0.08	"	0.027	0.006	815	745

1) 一定のクロム、モリブデン及び炭素を含有する鋼の
焼入に及ぼすニッケルの影響

供試材料は第9表の内試料 1,713, 1,705 及び 1,701
にして之等は大体 C 0.3% Cr 0.5%, Mo 0.35% を含有
して居る。第10表にそれ等の實驗結果を示し第7圖に焼
入状態圖を示す。

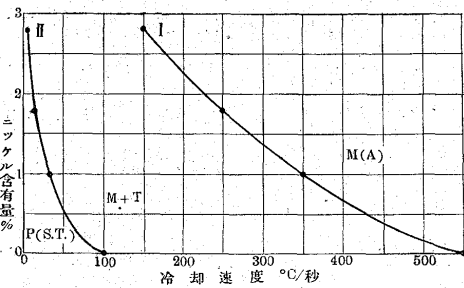
之を見るに本鋼は餘り明瞭ではないが兩臨界冷却速度間
にては大体二段變態をなして居る。次に第11表は之より

第7圖 ニッケルクロモリブデン鋼の焼入状態圖



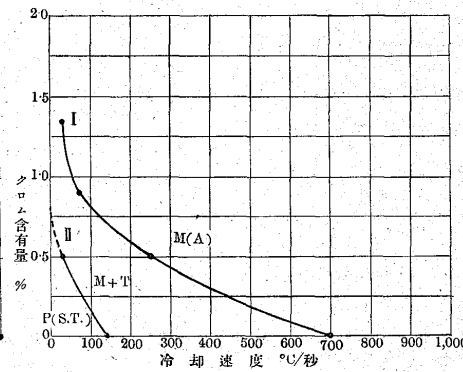
第8圖 クロモリブデン鋼

(C 0.3%, Cr 0.5%, Mo 0.35%) の臨界冷却速度に及ぼすニッケルの影響



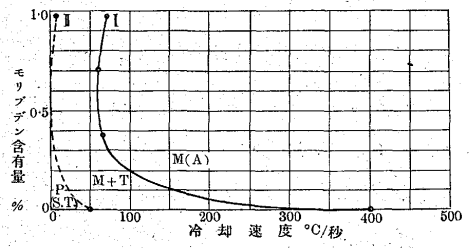
第9圖 ニッケルモリブデン鋼

(C 0.3%, Ni 2.0%, Mo 0.35%) の臨界冷却速度に及ぼすクロムの影響



第10圖 ニッケルクロム鋼

(C 0.3%, Ni 2.0%, Cr 0.75%) の臨界冷却速度に及ぼすモリブデンの影響



第10表 ニッケルクロモリブデン鋼の実験結果 (I)

試料 番号	Ni %	Cr %	Mo %	C %	焼入 温度 °C	実験 番号	冷却 速度 °C/秒	変態点°C		試料顕微鏡 組織
								Ar'	Ar''	
1713	1.00	0.64	0.36	0.28	885	1	385	—	350	M100%
						2	285	—	—	T1-2%M残り
						3	74	505	—	M4-5%
						4	40	545	—	M2-3%
						5	16	—	—	Mなし
1705	1.81	0.50	0.32	0.30	840	1	500	—	365	M100%
						2	357	—	368	M100%
						3	227	500	365	T5%M95%
						4	118	530	360	T30%M70%
						5	56	560	—	M3-4%
						6	40	575	—	M2-3%
						7	19	—	—	M痕跡
1701	2.87	0.39	0.32	0.33	835	1	274	—	330	M100%
						2	218	—	332	M100%
						3	137	—	340	T痕跡 M残り
						4	45	475	330	T2-3%M残り
						5	13	538	—	M1-2%

顕微鏡組織中の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、附記数字は其の面積により推定したる量の百分率である。

求めたる各試料の臨界冷却速度を示し第8圖は之を圖示したるものなり。

第11表 ニッケルクロモリブデン鋼の臨界冷却速度 (I)

試料番号	Ni%	Cr%	Mo%	C%	臨界冷却速度 °C/秒	
					下部臨界	上部臨界
1713	1.00	0.64	0.36	0.28	30	350
1705	1.81	0.50	0.32	0.30	15	250
1701	2.87	0.39	0.32	0.33	5	150

圖中曲線 I 及び II は Cr-Mo 鋼の臨界冷却速度に及ぼす Ni の影響を示すものにして之等は前述の場合と同様炭

素鋼に於ける Ni のみの影響と略同傾向である。然して其の影響の程度は Cr と Mo の含有量に應じて大となって居る。試料 1,701 の下部臨界冷却速度は表に示す如く極めて小なる爲め數値の正確を期し得ない。

2) 一定のニッケル、モリブデン及び炭素を含有する鋼の焼入に及ぼすクロムの影響

供試材料は第9表に示す試料 1,705, 1,711 及び 1,707 にして之等は何れも C 0.3%, Ni 2%, Mo 0.35% を含有して居る。第12表はそれ等の実験結果を示す。

第12表 ニッケルクロモリブデン鋼の実験結果 (II)

試料 番号	Cr %	Ni %	Mo %	C %	焼入 温度 °C	実験 番号	冷却 速度 °C/秒	変態点°C		試料顕微鏡 組織
								Ar'	Ar''	
* 1705	0.50	1.81	0.32	0.30	840	1	71	—	365	M100%
						2	48	—	—	T2-3%M残り
						3	13	—	—	M5%
1707	1.34	2.07	0.34	0.33	850	1	139	—	328	M100%
						2	48	—	—	M100%
						3	29	—	—	T痕跡 M残り

* 本試料の実験結果は第10表に示せるを以て省略した。

顕微鏡組織中の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、附記数字は其の面積により推定したる量の百分率である。

之等の試料は極めて焼入能力大なる爲め本実験にては變態点を明瞭に測定し得なかつたので焼入状態圖を省いた。次に第13表にはそれ等の臨界冷却速度を示し第9圖はそ

第 13 表 ニッケルクロムモリブデン鋼の臨界冷却速度 (II)

試料番號	Cr%	Ni%	Mo%	C%	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
1705	0.50	1.81	0.32	0.30	30	250
1711	0.89	2.09	0.39	0.27	—	65
1707	1.34	2.07	0.34	0.33	—	30

れを圖示し Ni・Mo 鋼の臨界冷却速度に及す Cr の影響を示した。

之を見るに Ni 及び Mo の共存せる場合の Cr の影響は之等の無き場合即ち炭素鋼に於ける Cr の影響と略同傾向にして其の影響の程度は Ni 及び Mo の量に應じて大となつて居ること他の場合と同様である。猶試料 1,711 及び 1,707 の下部臨界冷却速度は極めて小さく本装置では測定不可能であつたので推定に基き點線で示した。

3) 一定のニッケル、クロム及び炭素を含有する鋼の焼入に及ぼすモリブデンの影響

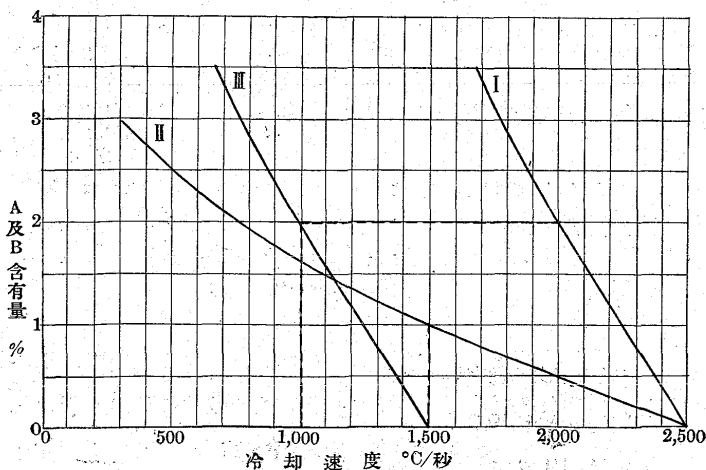
供試材料は第 9 表の内試料 1,711, 1,714 及び 1,708 にして之等は何れも約 C 0.3%, Ni 2%, Cr 0.75% を含有して居る。第 14 表にそれ等の實驗結果を示す。又之

第 14 表 ニッケルクロムモリブデン鋼の實驗結果 (III)

試料番號	Mo %	Ni %	Cr %	C %	焼入温度 °C	實驗番號	冷却速度 °C/秒	變態點 °C		試料顯微鏡組織
								Ar'	Ar''	
* 1711	0.39	2.09	0.89	0.27	860					
1714	0.72	2.09	0.64	0.33	850	I	65	—	335	M100%
						2	40	—	330	T 2-3% M 残り
						3	11	—	—	M30%
1708	0.99	1.88	0.75	0.30	865	1	83	—	380	M100%
						2	61	—	352	T 1-2% M 残り
						3	53	—	380	T 3-4% M 残り
						4	32	475	—	M 1-2%
						5	12	505	—	M 1%

* 本試料の實驗結果は第 12 表に示せるを以て省略した。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 11 圖 畫圖的に鋼の臨界冷却速度を求むる方法



等も前同様變態點を明瞭に求め得なかつたので焼入状態圖は全部省いた。次に第 15 表は各試料の臨界冷却速度を示す。

第 15 表 ニッケルクロムモリブデン鋼の臨界冷却速度 (III)

試料番號	Mo%	Ni%	Cr%	C%	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
1711	0.39	2.09	0.89	0.27	—	65
1714	0.72	2.09	0.64	0.33	—	60
1708	0.99	1.88	0.75	0.30	5	70

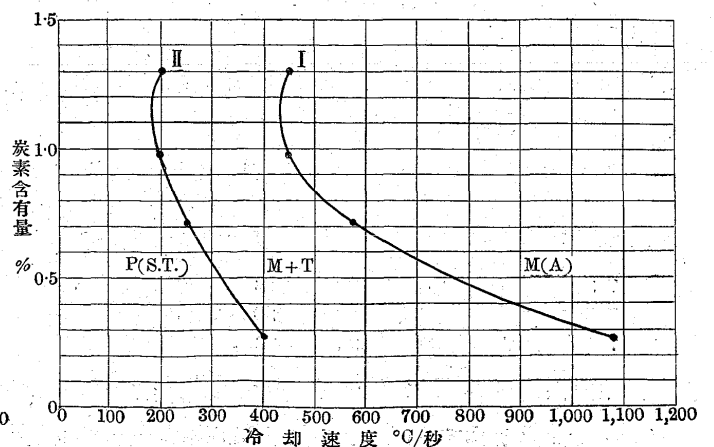
猶試料 1,714 の下部臨界冷却速度は前同様の理由で測定出来なかつた。又第 10 圖は Ni・Cr 鋼の臨界冷却速度に及ぼす Mo の影響を示すものにして、圖中曲線 I 及び II を見るに之は炭素鋼に及ぼす Mo 單獨の影響と極めて類似せる傾向を示して居る。即ち Ni・Cr 鋼の臨界冷却速度は少量のモリブデンの添加により、著しく影響せられて小となるも、約 0.5% を限度としてそれ以上の場合は却て大となる。之は構造用 Ni・Cr・Mo 鋼の Mo 含有量は 0.5% 迄が最も有效であることを示すのである。

本現象は第 1 報にて詳述せる如く Mo 及び Cr が高温にても溶解極めて困難なる炭化物を生成するによるものと思考せらる。而して Mo のみの場合は第 1 報第 22 圖に見る如く Mo 約 1.5% にて臨界冷却速度最小となりたるも、本鋼は共存元素たる Cr も亦該作用を助長せしむる爲め少量にて既に其の影響が現はれたのである。猶之等試料の下部臨界冷却速度は正確なる測定不可能であつたので推定して點線で之を表示した。

4. 總 括

以上 Ni・Cr 鋼, Ni・Cu 鋼及び Ni・Cr・Mo 鋼に就き實驗せる結果を綜合するに斯くの如く二種以上の元素の共存する場合各元素の鋼の臨界冷却速度に及ぼす影響はそれ

第 13 圖 ニッケル鋼(Ni 1.6%)の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響



等が單獨にて炭素鋼に及ぼすものと略同一傾向にして其の影響の程度は兩元素の影響の和に近いのである。仍て之等より考察するに特殊元素二種以上を含有する鋼の臨界冷却速度は、各元素が單獨に炭素鋼に及ぼす影響を知る時には次の如く畫圖的に求められる。今假に A 及び B 兩元素が炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす影響を夫々第 11 圖曲線 I 及び II としたる場合 A を 2%, B を 1% 含有する特殊鋼の臨界冷却速度を求めんとする例を述べる。但し此場合炭素は總て一定と見做した。前述の結果より B 1% を含有する鋼の臨界冷却速度に及ぼす A の影響を示す曲線は I に平行なるものである。然るに其の影響の程度は共存元素即ち B 1% による。仍て II より B 1% の影響を求めれば 1,500°C/秒であるから、横軸基線上其の點を通り I に平行なる III を引けば之は B 1% 鋼に及ぼす A の影響を示すものである。故に曲線 III 上 2% の冷却速度は求むる鋼の臨界冷却速度にして、本例では圖の如く 1,000°C/秒となるのである。三元素の場合は稍複雑となるが大體同様の方法にて求められる。之等の數値は概括的な見當をつけ得る程度のものに過ぎないのであるが、斯くの如く單元素の影響より多元素の場合を畫圖的に求められることは、極めて興味がある事實で著者の研究により創述し得たものと思ふ。

III. 特殊鋼に於ける炭素の影響

前述諸實驗は炭素一定なる鋼に就て行つたが本章では炭素量異なる特殊鋼の臨界冷却速度に関する實驗結果を述べる
實驗試料は Ni 1.5% 及び Cr 1% を含有し炭素約 0.3%, 0.6%, 0.9% 及び 1.2% の組成を目標として調製した。

1. ニッケル鋼に及ぼす炭素の影響

供試材料は第 16 表に示す 4 種にして何れも Ni 含有量は約 1.6% である。

Scott²⁰⁾ Aall²¹⁾ 及び加瀬博士²²⁾ の研究によれば鋼の共析組成はニッケル量に應じて含有炭素量が減少するもの

であるから試料 108 及び 111 は亞共析鋼なるも 112 及

第 16 表 ニッケル鋼の化學成分及變態點

試料 番號	C%	Ni%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₂	Ac ₁
108	0.28	1.53	0.06	痕跡	0.020	0.006	806	724
111	0.72	1.64	0.07	なし	0.008	0.007	745	720
112	0.91	1.67	0.10	"	0.009	0.008	760	732
113	1.30	1.57	0.09	"	0.010	0.009	757	726

び 113 は何れも過共析鋼に屬する。第 17 表に之等の實驗結果を第 12 圖には其の焼入狀態圖を示す。之等は何れも 2 段變態を生じ異状は示さない。

第 17 表 ニッケル鋼の實驗結果

試料 番號	C%	Ni%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡 組 織
						Ar'	Ar''	
* 108	0.72	1.53	800					
111	0.91	1.64	800	1	606	—	194	M100%
				2	570		208	T 痕跡 M 残り
				3	500		191	T 1-2% M 残り
				4	357	491		M 30%
				5	333	555		M 痕跡
112	0.91	1.67	800	1	570	—	167	M100%
				2	435		172	T 1% M 99%
				3	400		172	T 1-2% M 残り
				4	303		176	T 2-3% M 残り
				5	260	493		T 20% M 80%
				6	250	500		M 20%
				7	140	610		M なし
113	1.30	1.57	800	1	500	—	160	M100%
				2	417		158	T 1% M 99%
				3	370		163	T 1-2% M 残り
				4	357	461		T 4-5% M 残り
				5	250	514		M 40%
				6	192	573		M なし

* 本試料の實驗結果は第 1 報第 11 表に示せるを以て省略した。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。

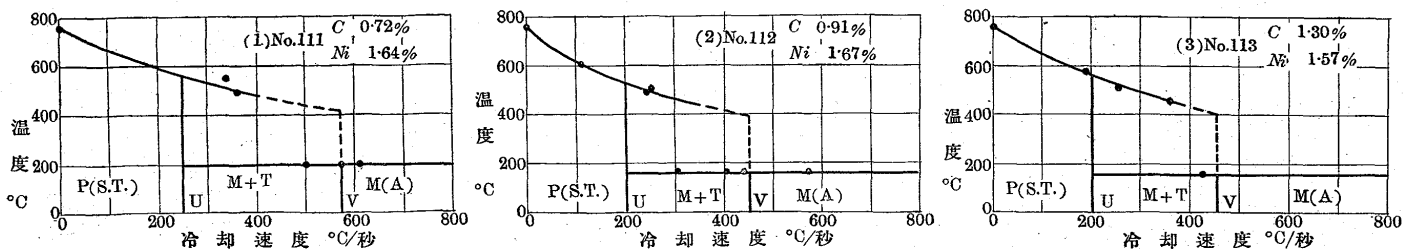
次に第 18 表に之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し、第 13 圖は之を圖示し Ni 鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響を示す。

第 18 表 ニッケル鋼の臨界冷却速度

試料番號	C%	Ni%	下部臨界 冷却速度 °C/秒	上部臨界 冷却速度 °C/秒
108	0.28	1.53	400	1,080
111	0.72	1.64	250	570
112	0.91	1.67	200	450
113	1.30	1.57	200	450

圖中曲線 I を見るに上部臨界冷却速度は初め炭素の増加

第 12 圖 ニッケル鋼の焼入狀態圖



に従ひ、著しく小となるも約 0.85% 以上にては殆んど變化しない。即ち本鋼の臨界冷却速度は炭素鋼に於けると同様共析組成（本鋼共析組成の炭素量は 0.85% である）に至る迄は減少するも過共析組成にては炭素鋼と異り大とならず殆んど一定なのである。今此理由を推定すれば過共析 Ni 鋼にありては加熱の際 Ni の存在によりセメントイト容易に分解し焼入に際し核作用をしない爲めと思はれる。又曲線 II 即ち下部臨界冷却速度も上部臨界冷却速度と全く同様である。

2. クロム鋼に及ぼす炭素の影響

Cr 鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響に就ては既に Wever 及び Jellinghaus²³⁾ Esser, Eilender 及び Majert²⁴⁾ 等の実験がある。其の内前者は特に本問題に關して極めて正確なる研究をなし Cr を 0.5%, 0.75%, 1.2% 及び 3% 含有する鋼の下部臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響を測定した

本研究に於ては第 19 表に示す 4 種の試料を実験した。

第 19 表 クロム鋼の化學成分及變態點

試料 番號	C%	Cr%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
209	0.30	1.09	0.09	痕跡	0.010	0.001	840	770
212	0.68	1.25	0.05	なし	0.007	0.010	810	780
213	0.89	1.19	0.09	〃	0.008	0.009	810	780
214	1.13	1.26	0.11	〃	0.010	0.011	797	770

それ等の Cr 含有量は約 1.2% である。Russell²⁵⁾ Monypenny²⁶⁾ Oberhoffer, Daeves 及び Rapatz²⁷⁾ によれば Cr を 1.2% 含有する鋼の共析組成は炭素約 0.8% であるから、試料 209 及び 212 は亞共析組成、試料 213 及び 214 は過共析組成に屬する。

第 20 表は其の実験結果第 14 圖に焼入状態圖を示した之を見るに大體 2 段變態の傾向を示して居るが之等の變態熱は極めて徐々に變化する爲め、本装置では正確なる測定出來ず此結果は信頼し得ない。之は含有 Cr による炭化物生成に基因するものと思考する。

次に第 21 表は之より求めたる各試料の臨界冷却速度を

示し Cr 鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響を示した。

第 20 表 クロム鋼の実験結果

試料 番號	C%	Cr%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡 組 織
						Ar'	Ar''	
* 209	0.30	1.09						
212	0.68	1.25	840	1	250	—	227	M100%
				2	91			T 痕跡 M 残り
				3	59		227	T2-3% M 残り
				4	48			T3-4% M 残り
				5	33	448		M5-6%
213	0.89	1.19	835	6	15	663	—	Mなし
				1	250	—	219	M100%
				2	108		208	T2-3% M 残り
				3	59	492		M40%
				4	34	589		M1-2%
214	1.13	1.26	815	5	15	663	—	Mなし
				1	400	—	210	M100%
				2	303	—	190	M100%
				3	244		214	T1% M99%
				4	139	530		M20%
5	98	573		M痕跡				

* 本試料の実験結果は第 1 報第 14 表に示せるを以て省略した。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 21 表 クロム鋼の臨界冷却速度

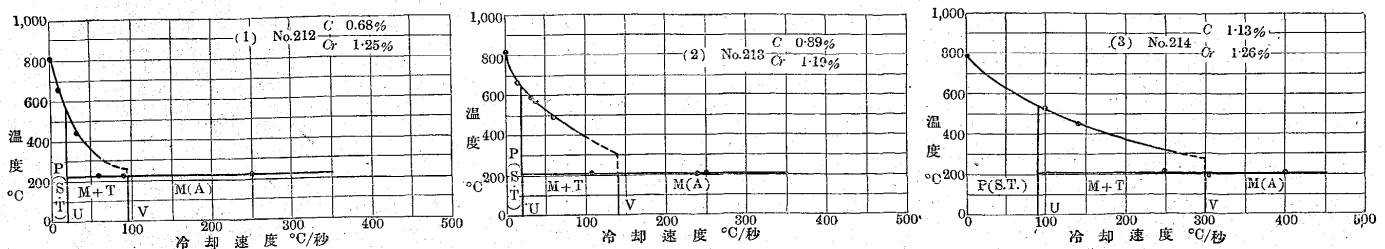
試料番號	C%	Cr%	下部臨界 冷却速度 °C/秒	上部臨界 冷却速度 °C/秒
209	0.30	1.09	120	350
212	0.68	1.25	20	95
213	0.89	1.19	20	140
214	1.13	1.26	90	300

之を見るに Cr 鋼の臨界冷却速度は其の炭素含有量の増加に伴ひ初め小となるも、約 0.75% を限度としそれ以上の場合は却て大となり 1.2% にては 0.3% の際と殆んど同じ値となる。之は前述諸研究者の結果と大體一致する。臨界冷却速度の最小値が炭素 0.75% の鋼に存する理由は共析組成の炭素が恰も此炭素量に減少した爲めである。又過共析鋼の臨界冷却速度が著しく大となるのは残留セメントイトに依る外、クロムの炭化物が生成する爲めであらうと思考する。

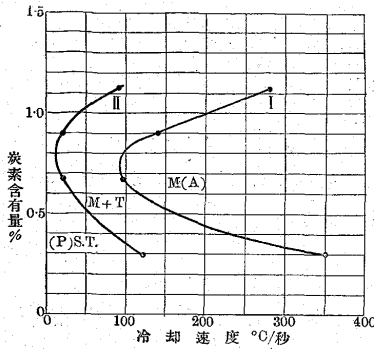
3. 總 括

以上述べた Ni 鋼及び Cr 鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響を比較せん爲め第 16 圖を作製した。

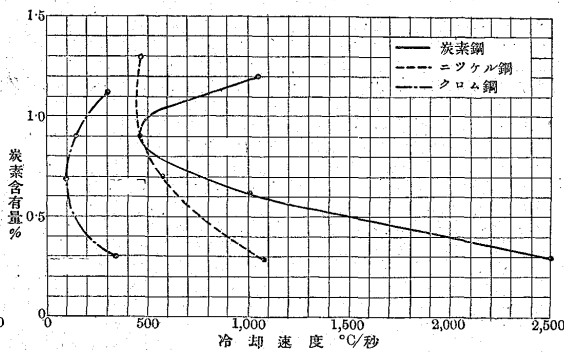
第 14 圖 クロム鋼の焼入状態圖



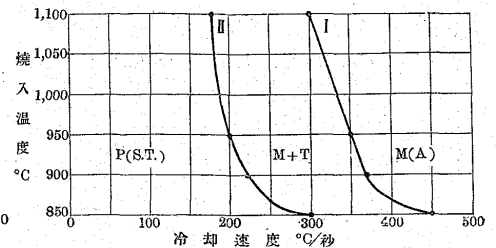
第15圖 クロム鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響



第16圖 各種鋼の上部臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響



第17圖 炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす焼入温度の影響



之を見るに何れも初め炭素を増すに従て小となるも、其の變化の程度は炭素鋼最も大きく Ni 鋼之に次ぎ Cr 鋼最小である。然るに更に炭素量を増すときは何れも共析組成を限度としそれ以上にては小とならず、炭素鋼及び Cr 鋼は却て大きくなるのである。そして其の際の影響程度は炭素鋼の場合特に著しい。

IV. 焼入温度の高低による影響

鋼の焼入に及ぼす焼入温度の高低は冷却速度及び加熱時間と共に其の影響極めて大きいのである。一般に鋼は高温に加熱すると表面に酸化及び脱炭層を生ずる外粒形の成長を起す爲め、其の焼入組織も不均一或は粗大となる。故に之等より考へると焼入温度は可及的低きを可とするのであるが工場に於て大きな鋼材又は日常種々なる形状を有する多數の材料を処理し加之も作業を單一化して完全に之を焼入する爲め變態點上或る適當の温度より行ふことが必要である。仍て現場實地作業にては大體變態點上 50°C を標準として居るので著者の実験に於ても専ら之を基準としたのであった。

以上の如く焼入温度は焼入作業に於て最も重要な一要素である故に之に關する研究は頗る多い、松下博士²⁸⁾は磁氣的硬度により炭素鋼の有効焼入温度を決定した。其の結果によれば炭素多き鋼は高温より焼入すると残留オーステナイトが増し急に保磁力が減少する。Kühnel²⁹⁾は C 0.3% 及び 0.5% の炭素鋼を各温度より焼入し、抗張力伸び及び絞りの變化を檢べた。其の結果後者は前者より最高抗張力を得る焼入温度が低い、之は Ac₃ 點が低い爲めであらうと説明した。

又 Jungbluth³⁰⁾は C 0.5%, Ni 5% 鋼を種々の温度より異つた方法で焼入し各冷却方法に於ける最高硬度を得る焼入温度を求め、其の結果水冷の場合には 750°C、油及

び壓縮空氣冷却は 900°C 空冷では 1,100°C なることを確めた。Esser 及び Majert³¹⁾は炭素鋼の焼入作用に及ぼす焼入温度の影響に關して詳細なる研究を行ひ種々の冷却速度に於ける共析鋼の焼入温度の變化による状態圖を求めた。村上及び八田兩氏³²⁾は焼入の際のオーステナイトのマルテンサイト化に伴ふ膨脹速度及び膨脹量に及ぼす焼入温度の影響を實驗した。又 Houdremont, Bennek 及び Schrader³³⁾は V 鋼及び W 鋼の如き特殊炭化物を生成する鋼に及ぼす焼入温度の影響を研究した。本實驗に於て著者は先づ共析組成の炭素鋼及び種々の鋼鋼の焼入に及ぼす焼入温度の影響に關し實驗し、次に特殊炭化物を含有する試料として W 鋼に就き實驗した。

1. 炭素鋼

供試材料は共析組成の純炭素鋼にして第 22 表に其の化學成分及び變態點を示す。

第 22 表 炭素鋼の化學成分及變態點

試料番號	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
						Ac ₃	Ac ₁
.01	0.89	0.07	痕跡	0.009	—	770	750

本實驗に於ては同試料を 1,100, 950, 900°C 及び 850°C の各温度より焼入した。第 23 表は其の實驗結果を示

第 23 表 炭素鋼の實驗結果

焼入温度°C	實驗番號	冷却速度°C/秒	試料顯微鏡組	焼入温度°C	實驗番號	冷却速度°C/秒	試料顯微鏡組
1,100	1	294	T痕跡M残り	900	1	360	T痕跡M残り
	2	208	M20%		2	311	T1%, M99%
	3	167	Mなし		3	250	M40%
			4		208	Mなし	
950	1	330	T痕跡M残り	850	1	1,111	M100%
	2	250	M95%		2	500	M100%
	3	233	M75%		3	364	M95% T5%
	4	215	M2-3%		4	330	M35% T65%
	5	185	Mなし		5	303	M痕跡
			6		278	Mなし	
			7		104	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。

し、第 17 圖は各焼入温度に對する臨界冷却速度を圖示し焼入温度による影響を示した。

之を見るに初め焼入温度低き際は臨界冷却速度極めて大なるも上昇するに従ひ急に小となり其の變化の程度は漸次減少する。そして 1,000°C~1,100°C に至れば殆んど一定となりそれ以上にては餘り變化しない様である。これに就て説明せんに焼入温度高き場合は、次の現象により焼入容易となるものと思考される。

1) 粒成長を生じ粒形大となる爲め變態を阻止し易くなる。

鋼を變態點以上に加熱する場合其のオーステナイト粒は加熱温度に應じて成長し大となることは既に知られて居る然して粒形の大きさの焼入に及ぼす影響に關しては極めて多くの研究がある。Bain³⁴⁾ は焼入直前のオーステナイト粒の粗いものは焼入易く之は焼入温度より寧ろ最高加熱温度によると云った。そして之れは元素の焼入に及ぼす影響を一次的とすれば二次的であつて遺傳性のものではないと説明した。Digges 及び Jordan³⁵⁾ は C1% の炭素鋼のオーステナイト粒の焼入に及ぼす影響を研究し其の大なるもの程焼入容易なることを確認した。又 Herty, Mc Bride 及び Hollenback³⁶⁾ も同様實驗しオーステナイトの分解は單位容積内の粒の表面の直接函數である。即ち粒の小さき鋼は大なるものに比し表面積大なればオーステナイト分解し易く焼入にいと云った。Bain 及び Davenport³⁷⁾ は焼入に影響するものは温度より寧ろオーステナイト粒の大きさであつて、粗い程焼入れ易く粒形が A.S.T.・M 標準結晶粒度第 8 番より第 2~6 番迄大きくなると Mn 1% を増した程度の影響を示すと述べて居る。更に最近 Leihner³⁸⁾ Houdremont 及び Schrader³⁹⁾ 等は種々の實驗を行つて粒形の大きなるものは焼入容易なることを確めた。以上より考察するに粒形の影響は焼入效果上重要にして粒形小なる場合は粒境多き爲め之が變態の核となり其の發生を容易にすること及び各粒境は二つの結晶間に於て原子的歪状態を生じ變態を促進することによるのであらうと思はれる。

2) 固溶體均一となり變態の核を減少或は皆無ならしめ其の發生を阻止する。

鋼を變態點以上に加熱するもセメンタイト或はフェライトは直に完全には溶解せず多少殘留する。然し更に加熱温度を高むれば漸次溶解し遂には完全なる均一固溶體となる

故に焼入温度低くそれ等が殘存せる場合は核作用を起して變態發生を容易にするが、更に高温にて完全に固溶せしむれば焼入易くなるのである。Esser 及び Majert³¹⁾ は彼等の實驗結果を單に此核作用のみにて説明して居る。

又 Portevin 及び Garvin⁴⁰⁾ は初析晶の存在する場合は焼入温度が十分高くないと其の影響を生じ易いと云つた。然し之等の影響は後述する特殊炭化物を含有する鋼にては大なるも炭素鋼の際は (1) に比し僅かである。

3) 高温より冷却する場合は同一冷却方法にても低温よりの場合に比し變態温度附近に於ける冷却速度多少大となる。

Bain³⁴⁾ の述べし所によれば鋼の焼入作用は 600~500°C の範圍の冷却速度により最も影響を受けるものである。然るに高温焼入の際は低温焼入に比し同方法にても此温度範圍の速度が多少大であることは一般に考慮され得ることであつて、之も亦多少焼入效果に影響するものと思はれる。然し Davenport 及び Bain³⁷⁾ の述べたる如く前二者に比し其の影響微小にして實際上餘り考慮する必要はないであらう。

以上の説明より本實驗結果を考察するに焼入温度を 850°C より上昇する際最初急に臨界冷却速度小となるは (1) 及び (2) の兩作用が同時に影響する爲めであらう。然して更に焼入温度を上昇するも其の變化小となり 1,000°C 以上に至れば殆んど一定となれるは (2) の理由に基く影響に増減なきは勿論 (1) に示した粒成長の現象も林氏⁴¹⁾ Grossmann⁴²⁾ の實驗に明なるが如く之れ以上の温度にては餘り起らない爲めと思考する。猶之等に關しては未だ實驗不十分なる點あるを以て將來の研究に待つ積りである

2. 鋼 鋼

本鋼の焼入に及ぼす焼入温度の影響に關する研究は未だ全然文献に見當らない。本實驗の供試材料は第 24 表に化學成分及び變態點を示す試料 0, 605, 603 及び 601 の 4 種にして 900°C, 1,000°C 及び 1,100°C の各温度より焼入を行つた。第 25 表に其の實驗結果を示し、第 18 圖は焼入状態圖を示す。

第 24 表 鋼鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Cu%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
0	痕跡	0.30	0.09	痕跡	0.020	—	850	757
605	0.51	0.31	0.07	〃	痕跡	0.006	835	753
603	2.01	0.30	0.08	〃	〃	0.004	829	748
601	4.18	0.31	0.07	なし	—	0.007	813	745

大體焼入温度を高めるに従ひ降下す。又同焼入温度の際には含有銅量に比例して變態點が低くなる傾向を示す。次に第27表に本實驗により求めたる各試料の臨界冷却速度を示す。本表によれば各試料の臨界冷却速度は何れも焼入温度を上昇するに従ひ小となり焼入容易となることを示す。

第26表 銅鋼の Ar'' 點に及ぼす焼入温度の影響

試料番號	Cu%	C%	焼入温度 °C	Ar'' °C	試料番號	Cu%	C%	焼入温度 °C	Ar'' °C
0	痕跡	0.30	900	355	603	2.01	0.30	900	338
			1,000	362				1,000	367
			1,100	374				1,100	361
605	0.51	0.31	900	344	601	4.18	0.31	900	333
			1,000	362				1,000	344
			1,100	364				1,100	348

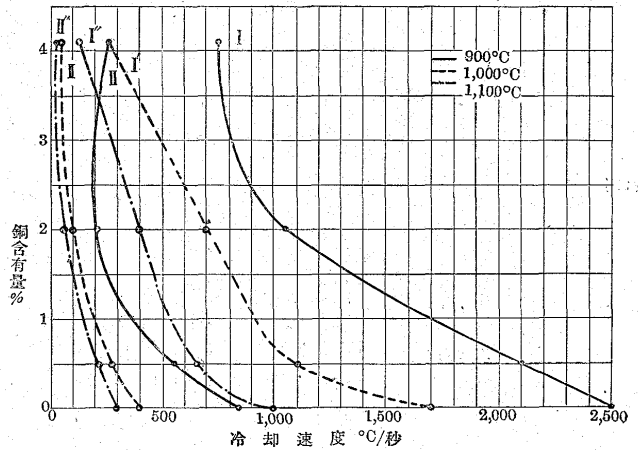
第27表 銅鋼の臨界冷却速度

試料番號	Cu%	C%	焼入温度 °C	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
0	痕跡	0.30	900	700	2,500
			1,000	400	1,700
			1,100	300	1,000
605	0.51	0.31	900	500	1,800
			1,000	270	1,100
			1,100	210	650
603	2.01	0.30	900	200	1,050
			1,000	100	700
			1,100	60	400
601	4.18	0.31	900	250	750
			1,000	50	250
			1,100	30	130

之は前述炭素鋼に於けると全く同理由による外、鋼に對する銅の溶解度の如何に準據するものと思はれる。次に第19圖は之を圖示し銅鋼の臨界冷却速度に及ぼす焼入温度の影響を示すものである。今之に就て見るに上部臨界冷却速度 (I, I' 及び I'') は初め銅を増すに従ひて何れも小となる。然るに其の内曲線 I のみは約 4% を限度としてそれ以上にては却て焼入困難となつてゐるが曲線 I' 及び I'' は斯る傾向なく含有量多くなるも大體それに比例して焼入容易となることを示して居る。之は第1報にて説明せる如く炭素鋼 (C 0.3%) に於て銅 4% 以上含有する場合、之を完全に固溶せしむるには Vogel⁴³⁾, 石原博士等⁴⁴⁾ の提出せる状態圖に就て見るも約 950°C 以上に加熱するを要するのでそれ以下の焼入温度即ち 900°C の場合は銅が多

少オーステナイト中に残留しそれが核作用をなして臨界冷却速度が大となるのであると考へる。然し 1,000°C 及び 1,100°C の際には銅が完全に溶解し得る爲めに、銅含有量に比例して焼入効果が大きくなるのである。下部臨界冷却速度も之と大體同傾向であつて 900°C より焼入の場合のみ銅 4% 以上に大となつて居る。

第19圖 銅鋼の臨界冷却速度に及ぼす焼入温度の影響



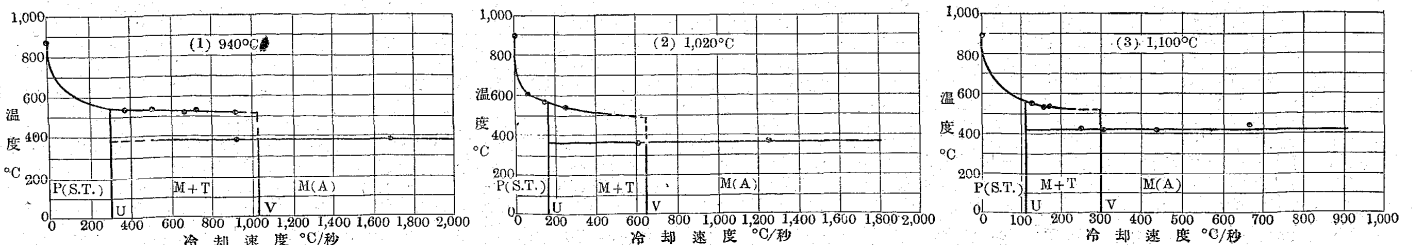
3. タングステン鋼

W 鋼は溶解極めて困難なる特殊炭化物を生成するので、焼入温度による影響は特に大であり之に關する研究も亦多い。Braysbaw⁴⁵⁾ は高炭素 W 鋼を種々の温度より焼入し、其の結果 860°C 及び 740°C より焼入たる試料の破面には何等變化を認め得なかつた。Portevin⁴⁶⁾ は種々の W 鋼を焼入し硬度を測定せる結果焼入を高温より行ふに従て硬度の増加することを認めた。Zieler⁴⁷⁾ は 0.3%, 0.7%, 1.1% 及び 1.4% 炭素を含有する各種 W 鋼の硬度に及ぼす焼入温度の影響を研究し極めて興味ある結果を示した。Houdremont, Bennek 及び Schrader⁴⁸⁾ は W は V, Mo 及び Cr 等と同様極めて溶解困難なる炭化物を生成し、焼入温度低き場合それがオーステナイト

第28表 タングステン鋼の化学成分及變態點

試料番號	W%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點 °C	
							Ac ₃	Ac ₁
512	2.90	0.27	0.06	0.01	0.012	0.003	888	780

第20圖 タングステン鋼の焼入状態圖 No. 512 W 2.90% C 0.27%



中に残存する爲め焼入温度による影響大なりと述べた。又 Pölzguter⁴⁸⁾ も W を含有する各種高速度鋼に就て同様のことを認めた。本実験に於て著者は第 28 表に其の化学成分及び變態點を示す試料を 940°C, 1,020°C 及び 1,100°C の各温度より焼入した。

第 29 表はそれ等の実験結果, 第 20 圖は焼入状態圖を示す。

第 29 表 タングステン鋼の実験結果

焼入温度 °C	実験番号	冷却速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡組織
			Ar'	Ar''	
940	1	1,610	—	385	M 100%
	2	865	473	370	T 5% M95%
	3	620	520	—	M60% T40%
	4	588	510	—	M10%
	5	500	527	—	M 5%
	6	370	545	—	M 1%
1,020	1	1,250	—	375	M 100%
	2	610	360	—	T 痕跡 M 残り
	3	253	544	—	M30%
	4	152	567	—	M なし
	5	54	594	—	M なし
1,100	1	666	—	449	M 100%
	2	435	—	415	M 100%
	3	303	—	413	M 100%
	4	250	431	—	T 6-7% M 残り
	5	172	542	—	M50% T50%
	6	154	540	—	M15%
	7	125	546	—	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。

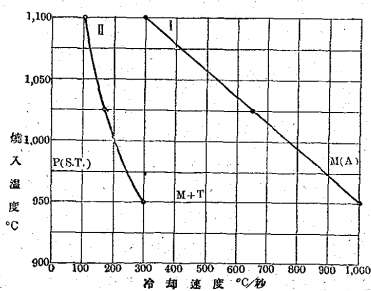
圖中之等の變態點は何れも異状を示さず兩臨界冷却速度間にては2段に變態を生じた。次に第 30 表は各焼入温度に於ける上部及び下部臨界冷却速度を示す。

第 30 表 タングステン鋼の臨界冷却速度

焼入温度 °C	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
940	300	1,000
1,020	170	650
1,100	110	300

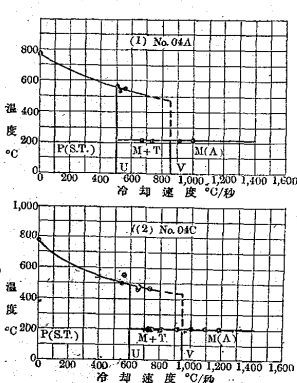
第 21 圖

タングステン鋼の臨界冷却速度に及ぼす焼入温度の影響



第 22 圖

鍛鍊度に關する實驗試料の焼入状態圖



又第 21 圖は之を圖示し W 鋼の焼入温度が臨界冷却速

度に及ぼす影響を示す。

圖中曲線 I 及び II を見るに本鋼の上部及び下部臨界冷却速度は焼入温度の上昇に伴ひ著しく影響を受け小となる然して之の場合は炭素鋼と異り 1,100°C 以上に至るも猶減少の傾向を示して居る。之は前述諸現象に基く外, 特に本鋼には溶解困難なる複炭化物 (Fe_3W_3C) が存在する爲めであると考へる。即ち之が溶解度は温度の上昇に比例して増加するも, 完全に溶解すべき温度極めて高く従て鋼を變態點以上に加熱するも尙幾分の複炭化物はオーステナイト中に残存して居る。仍て焼入の際加熱温度に應じてオーステナイト中の残留量減少する爲め臨界冷却速度を小にするのであつて本鋼にては 1,100°C に至るも未だ全部溶解しなかつたものと思ふ。猶残留炭化物が臨界冷却速度を小にする理論は既に第 1 報に述べたるも茲に再録すれば次の如し。

- (1) 焼入の際核作用をなして變態發生を容易にする。
- (2) オーステナイト中の固溶炭素量を減少せしめる。
- (3) 加熱の際オーステナイト粒の成長を妨げ粒形を小に保つ。

以上の諸實驗は何れも最高加熱温度より焼入せる場合のみであつたが, 更に最高加熱温度と焼入温度との異なる場合も之等の理論を明かにする上に極めて有益なのであるから引續き實驗し後日報告することにする。

V. 焼入前鋼が保有せし状態による影響

上述の諸實驗に於ては何れも標準化せる試料を使用したがつ、焼入前鋼の有する組織及び粒形等が焼入に及ぼす影響は, 現場作業上重要なことである。仍て本實驗に於ては次の如く之等に関する實驗を行った。

1. 焼入前の組織。

一般に鋼材は一度焼入せるものを更に再焼入する時, 單獨焼入の場合に比し效果大となることは現場作業に於て屢々經驗することである。松下博士²⁸⁾は本現象を磁氣的硬度の測定によつて證明し甲藤氏⁴⁹⁾も同様磁氣的硬度とショアー硬度の測定によつて説明した。又七尾氏⁵⁰⁾は二度焼入の效果を消失するには初めの焼入後如何に熱處理をなすべきかを研究し其の結果餘程注意して焼鈍しなければ標準組織は得られず兎に角再焼入の場合には焼が入り易くなると述べて居る。之等の研究は何れも定性的のものであるから本實驗に於ては炭素鋼 Mn 鋼及び Ni-Cr 鋼の焼入組織及

び標準組織の試料に就て實驗し比較した。

(1) 炭素鋼

本實驗は第 22 表に化學成分及び變態點を示す試料 01 を用ひて行った。試料は丸棒の儘 850°C より水中に急冷し完全に焼入組織となしてから球形に製作し前述諸實驗と同様に實驗した。第 31 表に其の實驗結果を示す。

第 31 表 炭素鋼の實驗結果

焼入前の組織	實驗番號	冷却速度 °C/秒	試料顯微鏡組織
焼入組織	1	357	T 1-2% M残り
	2	333	M 65%
	3	286	M 40%
	4	270	M なし
	5	233	M なし
標準組織	1	500	M 100%
	2	365	M 95% T 5%
	3	330	M M35% T 65%
	4	303	M 痕跡
	5	278	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。

次に第 32 表はそれ等の場合の兩臨界冷却速度を示す。

第 32 表 炭素鋼の臨界冷却速度

焼入前の組織	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
焼入組織	275	380
標準組織	300	450

之を見るに焼入前マルテンサイト組織なるものは標準組織のものに比し兩臨界冷却速度共に小にして明に再焼入せるものは其の効果大なることを示す。之は甲藤氏⁴⁰⁾が説明せる如く一度焼入せる鋼を再び加熱すれば直に焼戻され其の炭化鐵は標準組織に於けるものに比し非常に細かい粒となつて分離するにより變態點以上に至れば速に一樣のオーステナイトになり易い。仍て之の理由により再焼入の場合は單獨の際に比し焼入効果が大きなるのである。然も之は全く後天的影響であるから、更に高温より焼入るか或は加熱時間を長くすれば其の影響を消失する。

(2) マンガン鋼

本實驗は第 33 表に示す Mn 鋼を用ひて行った。

第 33 表 マンガン鋼の化學成分及變態點

試料番號	Mn%	C%	Si%	P%	S%	變態點°C	
						Ac ₃	Ac ₁
38	0.90	0.29	0.12	—	—	829	748

試料は炭素鋼の場合と同様丸棒の儘 890°C より油中に急冷し完全なる焼入組織となしたるものより球形に製作した。第 34 表に其の實驗結果を示し第 35 表はそれより求めたる上部臨界冷却速度を示す。

第 34 表 マンガン鋼の實驗結果

焼入前の組織	實驗番號	冷却速度 °C/秒	試料顯微鏡組織	焼入前の組織	實驗番號	冷却速度 °C/秒	試料顯微鏡組織
焼入組織	1	353	M100%	標準組織	1	585	M100%
	2	250	M100%		2	444	T痕跡 M残り
	3	185	T痕跡 M残り		3	300	T2-3% M残り
	4	135	T3-4% M残り		4	107	M2-3%
	5	89	T25% M75%		5	87	M痕跡
	6	73	T50% M50%		6	44	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 35 表 マンガン鋼の臨界冷却速度

焼入前の組織	上部臨界冷却速度 °C/秒	焼入前の組織	上部臨界冷却速度 °C/秒
焼入組織	200	標準組織	450

之を見るに本鋼の再焼入せるものの臨界冷却速度は然らざるものに比し著しく小となり其の影響は炭素鋼より大きいのである。之は前述炭素鋼に於けると同様の理由に基くものと考へる。猶本實驗に於ては下部臨界冷却速度を測定しなかつたが其の値も著しく小さきものと思はれる。

(3) ニツケルクロム鋼

供試材料は第 1 表に化學成分及び變態點を示す試料 1,504 にして、前同様丸棒の儘油中に急冷し完全なる焼入組織となしたる後球形に製作した。焼入温度は第 2 表に示せると同様 840°C を採用し、第 36 表に其の實驗結果を示した。

第 36 表 ニツケルクロム鋼の實驗結果

實驗番號	冷却速度 °C/秒	試料顯微鏡組織	實驗番號	冷却速度 °C/秒	試料顯微鏡組織
1	400	M100%	4	95	M1-2%
2	357	T 1% M99%	5	65	Mなし
3	182	M15%			

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。

但し標準状態より實驗せるものの結果は第 2 表に示せると同様であるから之を省いた。次に第 37 表に之より求めたる臨界冷却速度と第 3 表に於ける試料 1,504 の臨界冷却速度とを示し比較に供した。

第 37 表 ニツケルクロム鋼の臨界冷却速度

焼入前の組織	焼入標準組織	焼入前の組織	焼入標準組織
上部臨界冷却速度 °C/秒	380 450	下部臨界冷却速度 °C/秒	70 100

之を見るに本鋼も上述せるものと同様再焼入によつて兩臨界冷却速度共に小となる。而して其の程度は炭素鋼と略同様にして其の理由も他の場合と同様説明し得るのである

(4) 總括

以上述べし如く一般に鋼が再度の焼入により其の効果を

増すことは既に認められてゐた事實なるも、本実験に於て其の影響の程度を初めて定量的に明にすることを得た。

2. 鍛錬度の影響

鋼材は鍛錬により組織及び粒形等に著しき変化を受けるから鍛錬度も亦其の焼入効果に影響を及ぼすものと思はれる。一般に現場作業に於ても此點に留意し鍛錬後必ず焼鈍してから焼入する。然し其の影響の程度に関する実験結果は全く見當らない。本実験の供試材料は第38表に示す炭素鋼にして次の如く調製した。

第38表 鍛錬度に関する実験試料の化學成分

試料番號	C%	Si%	Mn%	P%	S%
04	0.77	0.04	なし	0.006	0.035

即ち約3kgのアルムコ鐵及び之と木炭粉末とより製したる白銑を適當に配合したるものを原料とし、之をアルミナの裏付をなせる黒鉛ルツボに装入し、クリプトル爐にて熔解し内径40mmの金型に鑄込んだ。斯して製したる直径40mmの丸棒を鍛錬温度に加熱し其の一端を径6mmに鍛錬し其の儘空冷した。そして径40mmの部分(04A)及び径6mmの部分(04C)より夫々球形試料を製作したのである。猶此際試料04Cの鍛造比は04Aの斷面積/04Cの斷面積=45である。實驗方法は前述諸實驗と同様にして焼入温度は何れも830°Cとした。第39表には其の實驗結果を示し、第22圖にはそれ等の焼入状態圖を示す。

第39表 鍛錬度に関する實驗結果

試料番號	實驗番號	冷却速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡組織
			Ar'	Ar''	
04A	1	1,000	—	209	M 100%
	2	910	—	211	M 100%
	3	740	—	218	T 1% M99%
	4	666	—	218	T 2-3% M残り
	5	527	531	—	M 3-4%
	6	515	560	—	M 痕跡
04C	1	1,110	—	200	M 100%
	2	1,000	—	203	M 100%
	3	910	—	200	T 1% M99%
	4	800	—	200	T 2-3% M残り
	5	740	479	200	T 7-8% M残り
	6	660	473	—	M 1-2%
	7	572	559	—	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。

之を見るに試料04Aは04Cに比し何れも小にして鍛造比小なるものは焼入容易なることを示すものである。

第40表 鋼の臨界冷却速度に及ぼす鍛錬度の影響

試料番號	臨界冷却速度		試料番號	臨界冷却速度	
	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒		下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
04A	500	850	04C	600	950

著者は本現象を粒形に基きて説明する爲め兩試料の焼入

温度に於て有するオーステナイトの粒形をフェライトの網狀組織に依り測定した。其の結果試料04Aは04Cに比し僅少乍ら粒形大であることを認めた。Grossmann⁴²⁾はオーステナイト粒は加熱直前のフェライトの大きさに依ると述べたが鍛造比大なるもののフェライト粒小さきは當然であつて本結果は同氏の實驗と一致する。然るに一般にオーステナイト粒形小なるものは焼入困難であるから之により本実験の結果を首肯し得るのである。此外甲藤氏⁴⁹⁾は本現象を鋼材は鍛錬により結合炭素を減少すると云ふ事實により説明して居る。

VI. 鋼中含有ガスの影響

鋼中含有ガスに關しては從來餘り顧みられなかつたが、近年冶金學の進歩に伴ひ鋼材に致命的損害を與へる白點、砂疵の生因、熔接部の缺陷等も之を考慮し之が解決の見込みを得るに至つたので、本邦に於ても大いに此方面の研究が進められて居る。日本學術振興會第19小委員會に於ても鋼材缺點の研究に際して之が分析法確立の必要を痛感し特に第一分科會を設けて目下審議中である。著者も其の一員として參與し、ガス分析の研究をして居る次第である。一般に鋼中含有ガスの主なるものは酸素、窒素及び水素にして、之等は製鋼過程に於ける接觸雰囲気又は装入物等より介入される。鋼中にて之等は固溶體或は化合物として存在するものと、ガス状態で氣泡として含有されるものとあるが、何れも不純物として極めて微量あるに過ぎない。其の内氣泡として存在するものは現今の優良鋼には極めて少く、主として固溶體或は酸化物、窒化物の如き化合物か、又は他の非金屬介在物として存在するのである。仍て之等は鋼の焼入にも相當影響を及ぼすものと思はれるが、其の分析方法の一般に信頼せらるゝものなき現狀に於ては之に關する正確なる實驗結果を得ること困難である。本研究に於ては水素及び窒素が鋼の焼入に及ぼす影響に就て豫備的の實驗をした。又酸素に關しては之を後日に譲つた。

1. 水素の影響

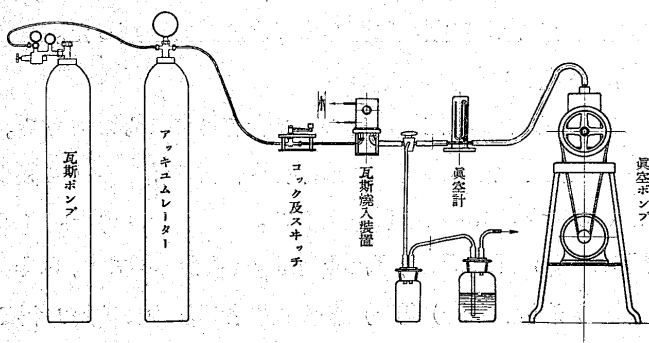
水素は鋼中の不純物として屢々含有されるものである。然して常溫、常壓に於て鐵に含有され得る量は極めて微少で0.0005~0.001%程度である。Sieverts^{51) 52)} Hüttig⁵³⁾ Martin⁵⁴⁾ Luckemeyer-Hasse及びSchenck⁵⁵⁾ 岩瀬博士⁵⁶⁾等⁵⁷⁾多くの學者は鐵中に溶解し得る水素量に關して研究した。之等によれば水素は熔融狀態に於て多量に溶解するも凝固すれば其の量著しく減少し、更

に温度の低下に従ひ漸次減じ A₃ 變態と共に急に減少する。その他 Körber 及び Ploum⁵⁸⁾ は水素は純鐵中には入らず、硫黄及び珪素等の如き水素とガス状の水素化物を生成する元素の存在する時のみ、其の觸媒作用により含有され得ると云つて居る。次に其の含有状態に就ては實驗極めて困難なる爲め未だ正確なる研究なく Bodenstein⁵⁹⁾ Bardenheuer 及び Ploum⁶⁰⁾ Bardenheuer⁶¹⁾ によれば水素は原子状態にて能く鋼中に含有せられ其の時は無害であるが、一度析出して分子状態となると最早鋼には溶解得ないと述べて居る。以上を綜合して想像するに水素は鋼中にて極めて不安定なる原子状態か或は水素化物として存在することになる。然して前者は温度の昇降により容易に逸出するものにして、一度鋼より析出し小孔に集るか、或は非金屬介在物に遭遇すれば原子より變じて分子となり最早鋼には溶解ぬのであらうと思はれる。次に鋼の諸性質に及ぼす影響に關して古く Cailletet⁶²⁾ Austin⁶⁴⁾ Heyn⁶⁵⁾ が實驗し之は鋼の脆性を増すと云つた。其の後 Ludwick⁶⁶⁾ Tammann 及び Neubert⁶⁷⁾ Bardenheuer 及び Ploum⁶⁸⁾ が正確なる實驗により水素は抗張力を高めるが同時に衝擊抗力を著しく小さくすることを認めた。又 Epstein⁶⁹⁾ は水素は極めて有害であると云ひ Houdremont 及び Korschach⁷⁰⁾ Bennek, Schenck 及び Müller⁷¹⁾ は白點の主因に水素を擧げて居る。次に水素の鋼焼入に及ぼす影響に關しては未だ全く研究がない。斯くの如く水素は鋼に對して重要であり而も有害であるので其の實驗は極めて困難であるが今後大いに研究すべきものである。仍て著者は炭素鋼、ニッケル鋼、クロム鋼及びモリブデン鋼の4種に就き次に示す如き方法にて實驗した。

(1) 實驗方法

水素は鋼中に於て極めて不安定にして容易に逸出するの

第 23 圖 水素に關する實驗裝置



で、それに関する實驗は非常に困難である。本實驗に於て

著者の採用せる方法は未だ完全とは思はざるも簡便にして而も危険なく、稍満足し得るものと信ず。即ちガス焼入裝置を第 23 圖に示す如く改造し窒素の代りに水素を用ひた。

實驗方法は先づ前同様試料を裝備せる上真空ポンプにて一旦ガス焼入裝置内の空氣を排除し次にコックを開きポンプより水素を注入す。斯る操作を 2~3 回繰返し裝置内を水素にて置換し更にコックを僅か開き 5~10 分間水素を徐々に流出せしめて内部の残留空氣を完全に排除す。猶此際の排出ガスは三方コックにて切換へ圖の下方硝子ビンに放出せしめる。硝子ビンの内一方は水を入れ外氣の逆流を防ぐと同時に逸出する氣泡により、流出ガスを検する用に供へた。他方は空ビンにして前者の水が逆流して裝置内に入るを防ぐ。斯くして準備完了せば裝置内の加熱體に電流を通じ試料を加熱す。加熱用ニクロム線は水素中に於ては直に脆くなり使用に堪えぬので本實驗にては純モリブデン線を使用した。

次に試料の大きさに應じて第 41 表に示す如く 900°C に加熱保持し十分試料に水素を吸収飽和せしめた。之は水素の吸収に關して Bardenheuer⁶¹⁾ は直径 3~4mm の際 15 分間水素中にて加熱せば十分飽和すると云ひ岩瀬博士、福島及三井氏等⁷²⁾ は純鐵の水素吸収は 800°C にて径 1mm の場合は瞬間的で 16mm の場合約 30 分間にて飽和に達したと述べて居るので之等を基として決定したのである。

試料直径 (mm)	1	15	2	3	保持時間經過せば暫時焼入温度に保ち直にコックを開いてアツキユムレーターに貯へたる水素を噴出せしめて試料を冷却し、其の際の冷却状況を記録し、他方該試料の顯微鏡組織を試験すること第 1 報に於て述べたと全く同様である。猶試料加熱中も常に少量の水素を裝置内に流入し新鮮なる水素を試料に觸れしめた。斯くして本實驗に於ては加熱温度を 900°C となし、該温度に於ける飽和量の影響を實驗したのであつて、未だ鋼中の水素含有量を正確に定量して居ないのは遺憾である。又水素中にて加熱した爲め真空中の場合と異つた現象を生じたのでそれ等の程度に就ても次の如く實驗した。
保持時間 (min)	5	7	10	15	

(i) 試料は水素中にて加熱せる爲め極めて脱炭を生じ易い。勿論外周の約 0.1mm は特に著しく完全にフェライトとなるも、之は局部的にして全組織には影響がないので此部分は考慮せず、其の内部全體の脱炭程度を試験した。即

ち水素中にて実験せるものと然らざるものとを 900°C にて真空焼鈍し兩試料の顕微鏡試験を爲しパーライト組織の面積によりそれ等の含有炭素量を比較した。其の結果第 42 表に示す如く炭素鋼及びニッケル鋼は脱炭多くクロム鋼及びモリブデン鋼には殆んど認められなかった。

第 42 表 水素中加熱の脱炭状況

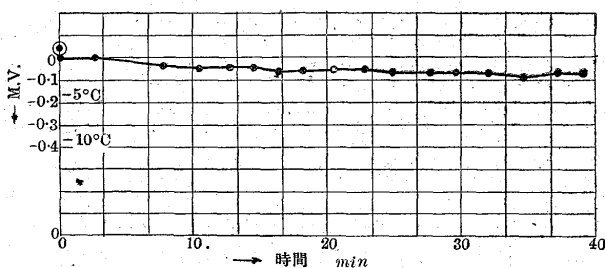
鋼 種 類	炭素鋼	Ni 鋼	Cr 鋼	Mo 鋼
兩試料炭素量の差 %	0.05	0.1	0.01	0.01

之は當然の結果であつて後兩者の含有炭素極めて安定なことは Naumann,⁷³⁾ Gudzov 及び Vjasnikov⁷⁴⁾ も其の實驗結果之を證明して居るのである。故に本實驗に於ける前兩鋼に関する結果に對しては此影響の存する爲め十分なる信頼を置き得ないことになる。

(ii) クロメル-アルメル熱電對の起電力は水素中にて影響を受けるので測熱の正確を期する爲め次の如くして補正した。即ち檢定せる熱電對を純水素氣流中にて 1,000°C に加熱し 40 分間保持し熱起電力の變化を測定した。其の試驗成績は第 24 圖に示す如く起電力變化極めて微量であつて 15 分にて 0.04 M.V. (-1°C に當る), 40 分にて 0.08 M.V. (-2°C に當る) となつた。猶圖中の●印を附せるは本熱電對檢定の際の位置にして 1,000°C 迄加熱中(約 2 時間を要した)に 0.04 M.V. (-0.1°C に當る)劣化せることを示す。然し本實驗にては極めて急速に加熱し得たので、之を除外し單に試料を 15 分以内加熱せるによる起電力の影響即ち -1°C の補正のみを行った。

第 24 圖 クロメル-アルメル熱電對の水素中に於ける起電力劣化(但し加熱温度 1,000°C)

●はは檢定に於ける位置を示す



(2) 實驗結果

供試材料は第 43 表に示す炭素鋼, ニッケル鋼, クロム

第 43 表 水素に関する實驗試料の化學成分及變態點

試料 番號	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%	Mo%	變態點°C		焼入 温度°C
									Ac ₃	Ac ₁	
0	0.30	0.09	痕跡	0.020	—	—	—	—	850	757	900
108	0.28	0.06	〃	0.020	0.006	1.53	—	—	806	724	850
211	0.27	0.09	—	0.006	0.005	—	0.42	—	835	760	900
400	0.31	0.06	0.001	0.003	0.010	—	—	0.82	840	751	900

鋼及びモリブデン鋼である。次に第 44 表にそれ等の實驗結果を示し第 25 圖に其の際の焼入状態圖を示した。

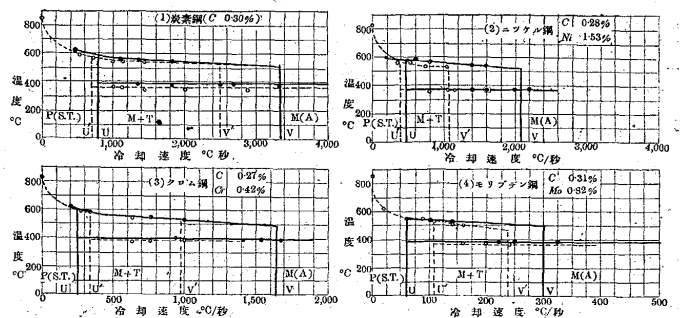
第 44 表 水素含有試料の實驗結果

試料 番號	焼入 温度°C	實驗 番號	冷却速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡組織
				Ar'	Ar''	
0	900	1	3,333	—	370	T 痕跡 M 残り
		2	2,700	—	385	T 2-3% M 残り
		3	2,500	—	378	T 5% M95%
		4	1,818	530	378	M 60%
		5	1,340	561	385	M 15%
		6	1,110	567	—	M 3-4%
		7	450	621	—	M なし
		108	850	1	2,220	—
2	2,000			—	360	T 2-3% M 残り
3	1,660			531	360	T 3-4% M 残り
4	1,430			540	366	T 5% M95%
5	1,000			525	—	M 20%
6	815			561	355	M 10%
7	500			572	—	M 痕跡
8	312			593	—	M なし
211	900	1	1,660	—	385	M 100%
		2	1,540	—	385	T 3-4% M 残り
		3	1,440	518	388	T 7-8% M 残り
		4	1,428	520	385	T 7-8% M 残り
		5	1,000	530	375	M 30%
		6	310	588	—	M 2-3%
		7	179	633	—	M なし
400	900	1	1,250	—	370	M 100%
		2	550	—	385	M 100%
		3	324	—	386	M 100%
		4	250	—	385	T 5% M95%
		5	218	—	380	T 20% M80%
		6	133	526	—	M 30%
		7	100	535	—	M 5%
		8	65	551	—	M 痕跡

本試料は水素氣流中にて加熱せるにより何れも外周より約 0.1mm 程度は脱炭崩しき爲めそれより内部の組織にて決定した。

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 25 圖 水素含有試料の焼入状態圖



— 水素を含有せる場合 水素無き場合

圖中點線で畫きたるは同一試料の真空加熱即ち水素無き場合の状態圖である。之を見るに何れも UV 間の冷却速度にては二段變態を示し特に異状はない。次に本實驗にて求めたる冷却曲線には Harrington 及び Wood⁷⁵⁾ Esser 及び Cornelius⁷⁶⁾ 田丸博士⁷⁷⁾ の認めたる二重變態は認められなかった。又變態温度は大體水素により僅か上昇する傾向が認められた。第 45 表に水素中及び真空中にて加

熱せる場合の各鋼の臨界冷却速度を示す。

第 45 表 鋼の臨界冷却速度に及ぼす水素の影響

試料 番號	下部臨界冷却速度 °C/秒		上部臨界冷却速度 °C/秒	
	真 空 中	水 素 中	真 空 中	水 素 中
0	700	800	2,500	3,350
108	400	480	1,800	2,100
211	315	250	950	1,650
400	110	60	240	300

之等の上部臨界冷却速度は何れも水素なき場合に比し著しく大となる。下部臨界冷却速度は炭素鋼及びニツケル鋼に於て少許は大となるも、クロム鋼及びモリブデン鋼にては逆に小となって居る。之は前述迄の諸結果に於て兩臨界冷却速度が大體比例して變化せるに對し特異的現象なるも鋼中含有水素の安定度の變化より説明し得るのである。一般に鋼中の水素は次の如き作用により他元素と同様其の焼入を容易にするものと思はれる。即ち

(i) 鐵原子中に嵌入して變態に際し炭素原子の移動を妨げる等の作用によりマルテンサイト生成を容易にする。

(ii) α 鐵の水素吸収量は γ 鐵に比し著しく少であるから、冷却の際變態點にて多量の水素を急激に放出せねばならない。此現象は鋼中の水素擴散に對する抵抗により鋼の變態を阻止する傾向を有するが粒内部に於ては擴散困難なる爲め其の影響が特に著しい。

然るに高温に加熱せる鋼中に於ては水素が極めて不安定であるから之は却て鐵及び炭素原子に刺戟を與へ其の變態を促進する。然し之の作用は甚だ微力にして極めて不安定なる部分の變態は促進せしめ得るが安定状態にあるものには影響を與へ得ない程度である。仍て此影響は粒境の如き變態し易き部分にのみ作用するものと考へられる。今之等の現象より本實驗結果を説明する。

(i) 上部臨界冷却速度に就て 臨界點直下の速度で冷却すれば其の組織は粒境にのみ微量のトルースタイトを發生し他は全部マルテンサイトとなる。故に此場合は極めて變態し易い粒境のみを考慮すればよい。然るにオーステナイトよりトルースタイトへの變態即ち Ar' 點は 500~600°C の高温に生ずる爲め前述の作用により水素含有試料は水素なき場合に比し其の粒境にトルースタイトを生じ易く仍て上部臨界冷却速度が大となるものと思考する。猶之等の實驗結果を見ると兩者の臨界冷却速度の差は甚だ大であるが之は上述せる作用の外に水素の脱炭による影響も加はつた爲めと思はれる。即ち第 41 表に示す如く本實驗試料は脱炭極めて少なきも一般に水素はオーステナイト粒

境より滲透する爲め其の部分のみは必ず多少脱炭して居るであらう。仍て炭素量の見地よりするも水素含有試料の粒境は變態し易いのである。

(ii) 下部臨界冷却速度に就て 下部臨界點直上の速度にて冷却すれば水素含有試料は前同様オーステナイト粒境のみは速に變態するが内部は上述諸理由により其の影響を受けず却て水素本來の作用によりマルテンサイトの生成を容易にする。仍て下部臨界冷却速度は小となり逆に焼が入り易くなるのである。然るに炭素鋼及びニツケル鋼に於ける結果が之と反對になつて居るのは之等試料が前述の如く水素中にて加熱の際脱炭したる爲め其の影響によるものと思はれる。之を要するに水素は鋼の上部臨界冷却速度を大にし而も下部臨界冷却速度は小となし焼入状態圖に於けるマルテンサイトとトルースタイトの共存範圍を擴げるのである。斯の如く水素に關する焼入實驗は極めて困難にして本結果は其の實驗回數少きを以て尙不十分なるを免れ得ない。仍て今後水素分析法の完成と相俟て更に實驗を行ふ豫定である。

2. 窒素の影響

窒素は從來合金元素としては用ひられなかつたが Fry⁷⁹⁾ が窒化による表面硬化法を發明するに及び此方面に應用される様になつた。一般に窒素は製鋼の際接觸ガス或は鋼滓⁸⁰⁾より入り來るのであるが其の量は極めて微少にして 0.003~0.015% 程度に過ぎない。只特殊の場合として熔接等の際多量に介入せられるので種々問題を生ずる。鐵の窒素吸収に關しては Martin,⁸¹⁾ Sieverts⁸²⁾ 及び Bruning⁸³⁾ Jurish⁸⁴⁾ 岩瀬博士⁸⁵⁾等の研究があるが何れも溫度を上昇するに従て吸収量上昇し $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態にて急激に増加し、以後は却て溫度上昇に従て減少することを示して居る。次に之等の状態圖に關しては Fry⁷⁹⁾ が初めて完成し Fe_4N 及び Fe_2N の存在を認めた。其の後 Brill⁸⁶⁾ Hägg⁸⁶⁾ Eisenhut 及び Kaupp⁸⁷⁾ Lehrer⁸⁸⁾ Köster⁸⁹⁾ は更に之を明にした。又 Epstein⁹⁰⁾ は熱分析、顯微鏡試驗及び X 線試験により別に状態圖を構成し更に Fe_6N の存在を主唱した。近年 Portevin 及び Seferian⁹¹⁾ は新状態圖を作製し多少變更した。之等によれば窒素は鐵中に於て恰も炭素の如き作用をなし變態點を降下し γ 區域を安定にする。そして炭素と同様常溫にては極めて微量鐵に溶解し得るに過ぎず餘分のものは窒化鐵として含有される。

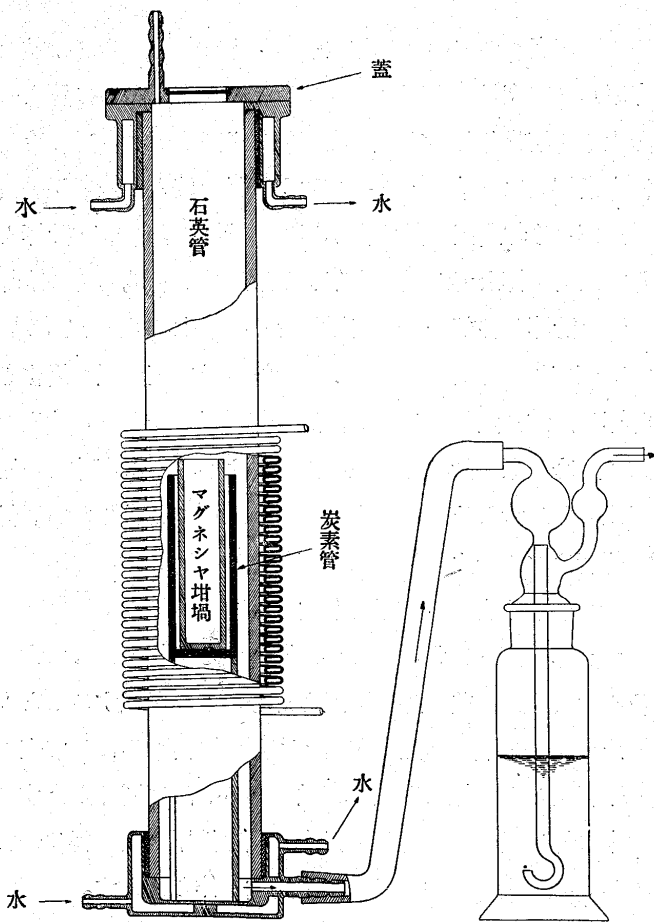
次に鋼の性質に及ぼす影響は從來一般に有害とされて居

た。Koster⁹²⁾によれば窒化鉄は餘り影響なきも固溶せる窒素は弾性限及び抗張力を高めるが伸び及び絞り著しく小にし脆くする。之に反し Franks⁹³⁾は Ni・Cr 鋼に及ぼす窒素の影響に就き實驗し窒素が其の粒形を小にする爲め却て強靱になると云った。又窒素が鋼の焼入に及ぼす影響に就ては未だ全く研究がない。之れ含窒素鋼は寧ろ窒化及び析出による硬化が實際上大切である爲めである。本研究に於ては共析組成の炭素鋼の焼入に及ぼす窒素の影響に就き實驗した。

(1) 試料の調製

窒素を多量に而も一様に鋼に直接含有せしめることは極めて困難である。Sawyer⁹⁴⁾は鋼を3氣壓の窒素氣流中にて熔解し0.034%, Andrew⁹⁵⁾は200氣壓で0.3%を入れ得た。又 Strauss⁹³⁾は NH₃ 中で熔解し0.04%を含有せしめ得たのである。本實驗に於て著者は第26圖に示す装置により常壓の純窒素氣流中にて熔解した。

第26圖 窒素含有試料熔解装置



先づ原料としてはアルムコ鐵を主體とし之と木炭粉末とより製したる白銑を適當量配合したるものを用ひた。之をマグネシヤ製ルツボに入れ圖の如く石英管の中央に置き硝

子蓋を包ひ内部の空氣を窒素にて置換し、次に爐に電流を通じて加熱した。熔解後15~20分間保ち十分窒素を吸收せしめて電流を切り其の儘窒素中にて冷却凝固せしめた。斯くして製したる試料の窒素含有量を分析したるに0.028%であつた。

次に更に多量の窒素を含有せしめん爲め凝固直後外部に取出し直に水中に投入急冷し、一旦吸收せる窒素にして冷却の際放出されるのを防ぎたる結果0.035%を含有せしめ得た。仍て之等二種の試料に就き前述同様に實驗し眞空中にて熔解せる窒素含有量痕跡なる試料と比較した。第46表にそれ等の化學成分及び變態點を示す。猶各試料の炭素含有量は表の如く大體一定となし結果の正確を期した。

第46表 窒素含有試料の化學成分及變態點

試料 番號	N %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
01	痕跡	0.89	0.07	痕跡	0.009	—	770	750
1402	0.028	0.84	0.15	なし	0.006	0.010	763	735
1409	0.035	0.91	0.02	なし	0.022	0.009	765	740

(2) 實驗結果

第47表は其の實驗結果、第27圖は焼入状態圖を示す。

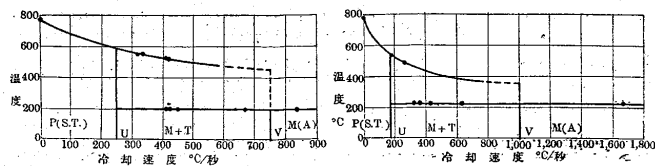
第47表 窒素含有試料の實驗結果

試料 番號	N %	C %	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/秒	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''	
* 01	痕跡	0.89						
1402	0.028	0.84	850	1	833	—	191	M 100%
				2	666	193	T 1% M99%	
				3	500	196	T 1-2% M残り	
				4	450	196	T 5% M95%	
				5	417	507	192	T 7% M93%
				6	410	524	195	T 15% M85%
				7	323	544		M 1%
1409	0.035	0.91	825	1	1,665	—	224	M 100%
				2	625	224	T 1% M99%	
				3	435	224	T 1-2% M残り	
				4	358	226	T 2-3% M残り	
				5	323	217	T 2-3% M残り	
				6	263	484		M60%
				7	189	526		M痕跡

* 本試料の實驗結果は第1報第5表に示せるを以て省略した。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。

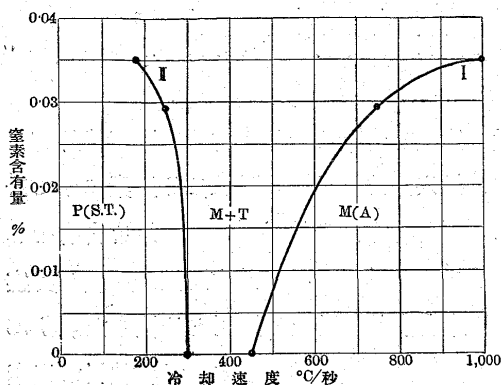
第27圖 窒素含有試料の焼入状態圖

(1) No. 1,402 (2) No. 1,409



圖中何れも別に異状を示さない。次に第48表は之より求めたる各試料の臨界冷却速度にして第28圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす窒素の影響を示す。

第 28 圖 炭素鋼(C0.9%) の臨界冷却速度に及ばず窒素の影響



第 48 表 窒素含有試料の臨界冷却速度

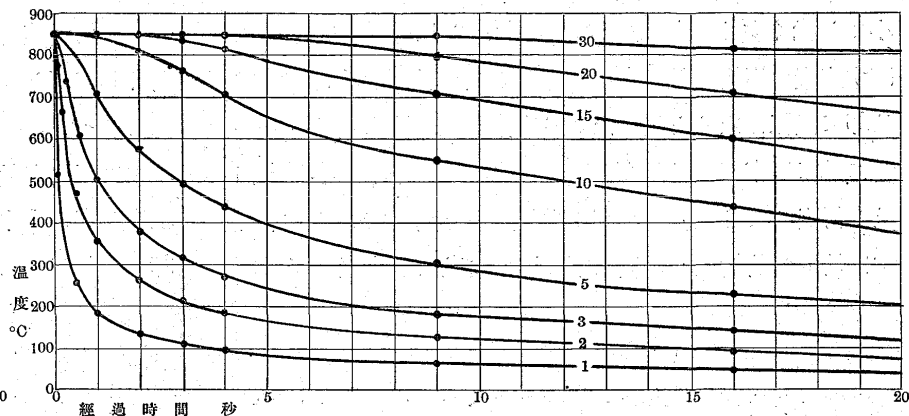
試料番號	N %	C %	下部臨界冷却速度 °C/秒	上部臨界冷却速度 °C/秒
01	痕跡	0.89	300	450
1402	0.028	0.84	250	750
1409	0.035	0.91	180	1,000

之を見るに窒素は水素と同様鋼の上部臨界冷却速度を大とし下部臨界冷却速度は逆に小にする。一般に鋼中に固溶せる窒素は Chipman⁹⁷⁾ 等の述べし如く比較的安定であるから之は鐵原子中に嵌入して炭素原子の移動を困難ならしめマルテンサイトの生成を容易にする。然るに常温に於て窒素の鐵に対する溶解度は Fry⁷⁹⁾ が 0.015%, Köster⁸⁹⁾ が 0.001% と云へる如く其の正確なる量は未だ明でないが兎に角極めて僅少に過ぎず試料 1,402 及び 1,409 は何れも其の限度を越して居る。仍て其の過剰窒素は窒化鐵として含有せられ焼入温度に加熱するも尙オーステナイト中に多少殘留し冷却の際前述せる特殊炭化物と同様變態の核作用をなしてトルースタイトの生成を助長する。然し窒化鐵は一般に粒境に多く存在し且其の影響は粒境の如き極めて變態し易き状態にある部分にのみ及びし得る程度であるから之れによる變態促進の影響は特に粒境のみに限定し得るのである。次に之等諸現象より本實驗結果を考察する

(i) 上部臨界冷却速度に就て 上部臨界點直下の速度にて冷却する場合は粒境に生ずる少量のトルースタイトのみを考慮すれば十分であるから、上述せる窒化鐵の核作用は此際大なる影響を與へる。故に窒素多き試料は粒境にトルースタイト生成し易く上部臨界冷却速度は大となる。

(ii) 下部臨界冷却速度に就て 下部臨界點附近の速度で冷却する場合は粒境のみならず粒全體の變態を考慮せねばならない。仍て此場合窒化鐵の影響は餘り效果なく、却て窒素本來の作用によりマルテンサイトの生成を容易にし下部臨界冷却速度を小とするのである。然るに特殊炭化

第 29 圖 焼入の際に於ける鋼材内部の温度變化 (曲線に附せる數字は表面よりの深さ(mm)を示す)



物による影響の際下部臨界冷却速度も上部臨界冷却速度と同様大となりたるは炭化物が核作用以外にオーステナイト中の固溶炭素を減少したること及び之は粒境に偏在することなき事實等によるのである。

VII. 焼入の際に於ける鋼材内部の冷却速度

上述諸實驗にて得たる各種鋼の臨界冷却速度の實驗値を應用し其の鋼材の表面よりの焼入深度を求むるには焼入の際生ずる鋼材各部の冷却速度を知る必要がある。仍て著者は炭素鋼或は Ni·Cr 鋼等の如き鋼材を焼入したる場合其の内部の冷却速度を熱傳導率等より計算した。此種計算としては齋藤博士⁹⁸⁾が熱傳導率より鑄込後の鋼塊内部の冷却狀況を計算し各部分の温度變化を正確に求めた。又 Schwarz⁹⁹⁾は金型に鑄込みたる際の熔鋼及び型の温度變化を計算したが、之等は何れも自然冷却の場合であつて焼入の如き急冷の際の計算は諸種の場合により極めて複雑且一層困難であるからそれに関するものは殆んど見當らない。仍て著者は進んで之を試みた次第である。

1. 冷却速度の計算基本式

今計算を簡略にする爲め特に焼入する鋼材を極めて大なるものと假定し其の外周に近き部分のみを考慮することとした。此場合熱の移動は表面に直角の方向のみにして表面と平行なる面は總て等温と見做し得る。故に斯く限定すれば本計算に於て二元を省略出來て頗る簡單となし得るのである。次に之等條件の元に基本的式を作らんとす。

$$\theta = \text{温度}(^{\circ}\text{C}) \quad t = \text{時間}(se)$$

$$K = \text{熱傳導率} \left(\frac{cal}{^{\circ}\text{C} \cdot se \cdot cm^2} \right)$$

$$c = \text{比熱} \left(\frac{cal}{g \cdot ^{\circ}\text{C}} \right) \quad \rho = \text{密度} \left(\frac{g}{cm^3} \right)$$

h = 擴散率

x, y, z を直軸座標とすれば一般の熱傳導の式は

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = h \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) \dots \dots \dots (1)$$

但 $h = \frac{K}{c\rho}$ にて表はさる。

然るに上述の如く考へれば y 及び z の方面は考へなくて宜しい。故に此場合 (1) は

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = h \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \dots \dots \dots (2)$$

となる。

次に焼入直前の鋼材各部の温度は一様にして而も即知である。又簡單の爲め鋼材表面は焼入した瞬間 0°C になつたと假定すれば始原條件及び限界條件は次の如くである。

$t=0$ の時は (始原條件)

$$\theta = \theta_0$$

$x=0$ に於ては (限界條件)

$$\theta = 0$$

仍て之等を入れて (2) を一般解法により解けば

$$\theta = \frac{2\theta_0}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2h\sqrt{t}}} e^{-\beta^2} d\beta \dots \dots \dots (3)$$

を得。但し θ_0 は焼入温度 ($^\circ\text{C}$)、 x は表面よりの深さ (cm)、 t は焼入後の経過時間 (se) である。故に (3) に於て x に適當の値を代入すれば、表面から x の深さに於ける部分の焼入後の温度變化が求められる。猶本計算は確率函數の表により之を行つた。次に焼入の際の鋼材内部の冷却速度の變化を求める爲め (3) を t に關して微分すれば

$$\begin{aligned} \frac{\partial \theta}{\partial t} &= \frac{2\theta_0}{\sqrt{\pi}} \left\{ e^{-\frac{x^2}{4ht}} \left(\frac{-x}{4ht^{\frac{3}{2}}} \right) - 0 \right\} \\ &= \frac{-\theta_0 x}{2h\sqrt{\pi t^{\frac{3}{2}}}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4ht}} \dots \dots \dots (4) \end{aligned}$$

となる。(4) に於て x に適當の値を代入すれば (3) の場合と同様表面より x の部分に於ける焼入後の冷却速度の變化が求められる。仍て以上の如く (3) 及び (4) を計算することにより鋼材内各部分の時間—温度及び時間—冷却速度曲線が求められる。猶嚴密に云へば鋼は冷却の際變態點にて熱を發生するのであるが、之は比較的微量であるから省くこととした。又此計算値を最も實際に近からしめる爲め、計算に必要な種々の數値には次に述べたる如く最近の最も正しいと信するもの求め且著者の前述せる各種

實驗に於て掲げたる冷却速度の値と一致せしむる爲めそれ等の内 700°C に於けるものを採用した。焼入温度 θ_0 に就ては現場作業に於て一般に 850°C より行ふ場合が最も多いので之と歩調を合す爲め該温度を採用した。

2. 比熱 c 、密度 ρ 及熱傳導率 K の決定

純鐵の常温に於ける比熱 c は本多博士及び徳永氏¹⁰⁰⁾ 其の他の諸氏の測定により大體 $0.11\text{cal/g}^\circ\text{C}$ 程度である。最近海野博士¹⁰¹⁾ は極めて正確なる方法により 900°C 以上の炭素鋼の比熱を測定した。之より 700°C に於ける數値を圖的に求めると炭素 10.3% の炭素鋼は $0.149\text{cal/g}^\circ\text{C}$ 、 0.77% のものは $0.15\text{cal/g}^\circ\text{C}$ となり炭素の影響は餘り表れはないのである。次に一般に特殊鋼の比熱は各成分元素の算術的和により得られるのであるから、今假に $Ni \cdot Cr$ 鋼 (Ni 4% 、 Cr 2%) の 700°C に於ける比熱を海野博士の提出せる數値を用ひて計算すれば約 $0.15\text{cal/g}^\circ\text{C}$ となる。斯の如く 700°C 附近に於ては各種炭素鋼及び $Ni \cdot Cr$ 鋼等の比熱は餘り差がないことになる。

各種鋼の常温に於ける密度 ρ は第 49 表¹⁰²⁾ に示す如くである。

第 49 表 各種鋼の密度

鋼種	C%	Cr%	Ni%	密度 g/cm^3
炭素鋼	0.3	—	—	7.845
	0.9	—	—	7.820
クロム鋼	0.21	1.51	—	7.74
	0.07	0.22	—	7.77
	0.77	5.19	—	7.71
ニッケル鋼	—	—	3	7.87
	—	—	5	7.88

之によれば一般に炭素及び Ni は其の増加と共に之を多少大とするが Cr は逆に減少させる傾向がある、仍て $Ni \cdot Cr$ 鋼は其の成分元素が互に其の影響を消し合ひ大體炭素鋼と同様 7.80g/cm^3 程度と考へられる。次に之より 700°C に於ける密度を求むる爲め第 50 表¹⁰³⁾ に示す熱膨脹係數を用ひて換算すれば第 51 表に示す如き數値となる。

第 50 表 炭素鋼及 $Ni \cdot Cr$ 鋼の熱膨脹係數

鋼種	C%	Ni%	Cr%	熱膨脹係數
炭素鋼	0.3 ~ 0.4	—	—	1.59*
$Ni \cdot Cr$ 鋼	0.32 ~ 0.4	3 ~ 5	0.7 ~ 1.8	1.48*

* $0 \sim 700^\circ\text{C}$ の平均値を示す。

之を見るに炭素鋼と $Ni \cdot Cr$ 鋼は其の差極めて少いのである。

第 51 表 炭素鋼及 $Ni \cdot Cr$ 鋼の密度

鋼種	炭素鋼	$Ni \cdot Cr$ 鋼
密度 (700°C) g/cm^3	7.59	7.56

熱傳導率 K に関しては其の測定方法は極めて困難であるが之は種々の研究上重要な爲め多くの學者が實驗して居る。本多及び清水兩博士¹⁰⁴⁾ は初めて 900°C 迄の各温度に於ける炭素鋼の熱傳導率を測定した。其の後清水博士¹⁰⁵⁾ 増本博士¹⁰⁶⁾ Benedicks,¹⁰⁷⁾ Donaldson,¹⁰⁸⁾ Shelton 及び Swanger,¹⁰⁹⁾ Maurer¹¹⁰⁾ 服部氏¹¹¹⁾, 菊田博士¹¹²⁾ 及び田所博士¹¹³⁾ 等が之を測定したが何れも多少の差を示して居る。其の内 Maurer¹¹⁰⁾ によれば炭素鋼及び $\text{Ni}\cdot\text{Cr}$ 鋼の熱傳導率は常温にて相當相異なるも高温に加熱するに従ひ前者は減少するに反し、後者は増大し結局 700°C 附近にて略等しくなるのである。Donaldson¹⁰⁸⁾ は又組織により著しく影響を受け、フェライトはパーライトより大なることを認めた。以上の諸實驗結果を綜合して炭素鋼及び $\text{Ni}\cdot\text{Cr}$ 鋼の 700°C に於ける熱傳導率を求むれば第52表に示す如くなるのである。

第 52 表 炭素鋼及 $\text{Ni}\cdot\text{Cr}$ 鋼の熱傳導率

鋼種	炭素鋼(C 0.3%)	炭素鋼(C 0.9%)	ニッケルクロム鋼
熱傳導率	0.08	0.075	0.07

斯くて炭素鋼及び $\text{Ni}\cdot\text{Cr}$ 鋼の比熱、密度及び熱傳導率に就き考察するに 700°C に於ては何れも常温に於けるより其の差僅少となり殆んど計算結果に影響を與へざる程度である。仍て前者は下記の如く之等の平均値より擴散率 h を求め之れにより計算を行ひ其の結果を上述各種鋼の場合に共用して手数を省いた。

即ち 比熱(c)= 0.15

密度(ρ)= 7.58

熱傳導率(K)= 0.075 とし

$$h^2 = \frac{K}{c\rho} = \frac{0.075}{7.58 \times 0.15} = 0.066$$

$$h = 0.257$$

3. 冷却速度の計算値と其の應用

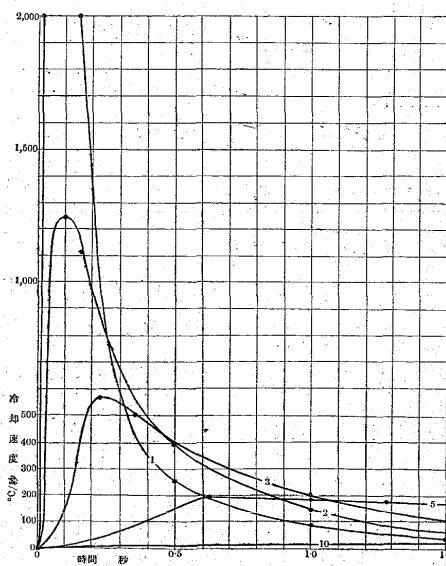
以上述べた計算式と鋼材の恒數を用ゐて計算せる値を擧げる。即ち第 29 圖は前記算式(3)より求めたる鋼材焼入の際に於ける表面より深さ 1, 2, 3, 5, 10, 15, 20 及び 30 mm に當る 8 個所に於ての時間—温度曲線を示すものである。

之を見るに何れも最初は比較的徐冷なるも其の後急冷となり、温度の降下に従ひ又漸次緩かとなる傾向を有する

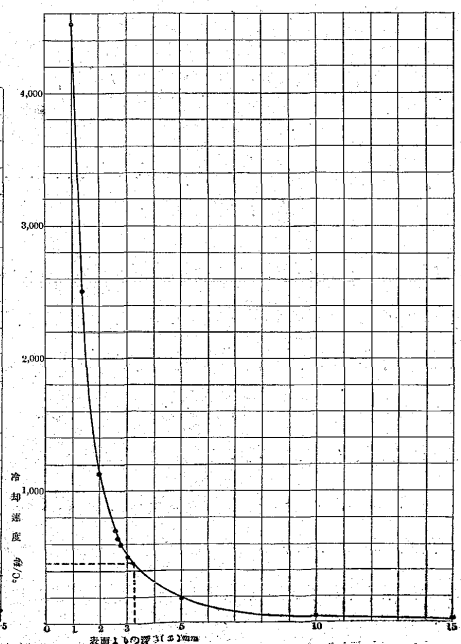
然して此變化は内部に入るに従ひ時間的に遅れるのである次に第 30 圖は前記算式(4)より計算したる深さ 1, 2, 3, 5 及び 10 mm の各點に於ける時間—冷却速度曲線を示す。猶 15, 20 及び 30 mm に於ける曲線は省略した。之を見るに何れも焼入直後は冷却速度零なるも其の後急激に増加し直に極大に達し漸次減少し横軸に接近す。然して其の最大値に達する迄の時間は表面に近き程急速で而も其の値大である。一般に鋼の焼入效果に及ぼす冷却速度の影響は Bain,¹¹⁴⁾ Bain 及び Davenport¹¹⁵⁾ 其の他諸氏の述べたる如く、變態發生温度直上の冷却速度によるのであって單に最大速度のみに餘り重きを置くのは正しくない。又前述せる著者の諸實驗に於て用ひた冷却速度は $800\sim 600^{\circ}\text{C}$ の平均であるから本計算に於ては種々考慮の末鋼材内各部の 700°C に於ける冷却速度を求めてそれにより焼入深度を考究することとした。之は上述せる時間—温度及び時間—冷却速度の二曲線より畫圖的に求められるのであって第31圖に之を示した。

横軸は時間而して縦軸は曲線 I に対しては温度、曲線 II に対しては冷却速度を示す。圖に於て曲線 I 上 700°C に相當する點より縦軸に平行線を引けば之と曲線 II との交點が求むる冷却速度を示すのである。第 32 圖は斯くして求めたる鋼材各部の 700°C に於ける冷却速度を示す曲線である。

第 30 圖 焼入の際に於ける鋼材内部の冷却速度變化
曲線上に附せる數字は表面よりの深さ (mm) を示す

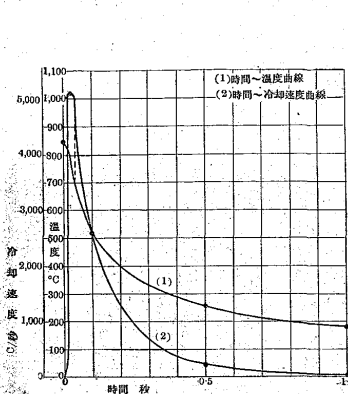


第 32 圖 焼入の際に於ける鋼材内部の冷却速度 (700°C にて)



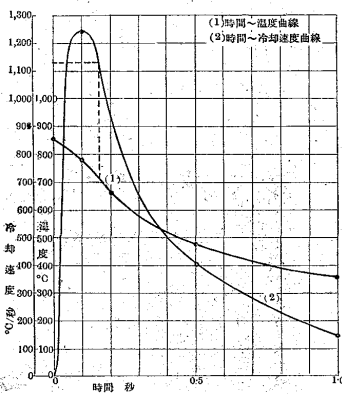
第31圖 (I)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 1 mm) の冷却曲線



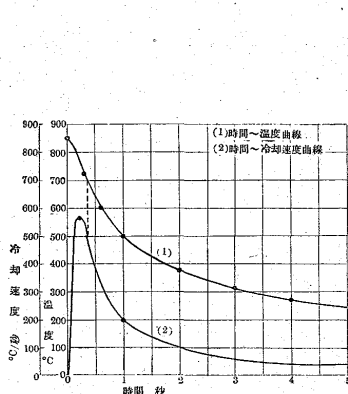
第31圖 (II)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 2 mm) の冷却曲線



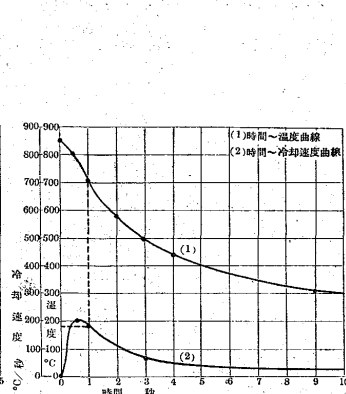
第31圖 (III)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 3 mm) の冷却曲線



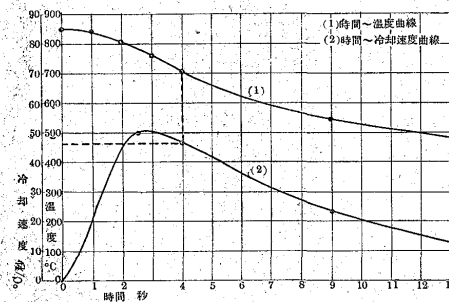
第31圖 (IV)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 5 mm) の冷却曲線



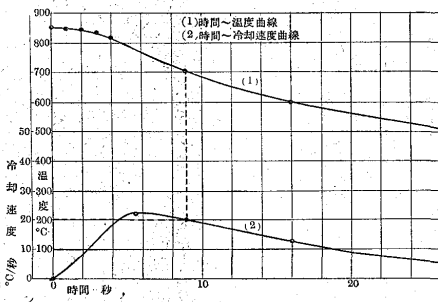
第31圖 (V)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 10 mm) の冷却曲線



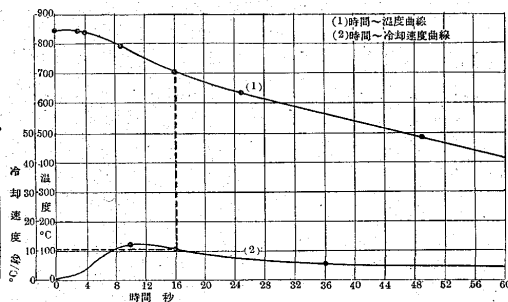
第31圖 (VI)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 15 mm) の冷却曲線



第31圖 (VII)

焼入の際に於ける鋼材内部 (深さ 20 mm) の冷却曲線



仍て之を用ふれば次の如き畫圖的方法により臨界冷却速度を知れる鋼の焼入深度が求められる。今C0.9%の炭素鋼を例として見るに本鋼の上部臨界冷却速度は 450°C/秒 (第1報第6表)であるから、圖中點線で示す如き方法によれば焼入により表面から約 3mm 強の深さ迄は完全に焼入組織が得られることが判る。斯くして一般に鋼材の焼入深度は本曲線を用ふることにより臨界冷却速度から之を求め得られるのである。即ち鋼材熱処理に際して其の効果の及ぶ深度を豫知し得ることになるから、著者が新に提供したる第32圖曲線は實地工業上頗る重要な曲線と確信する。

VIII. 鋼材真空加熱焼入實驗

上述の如くして計算により求めたる焼入深度が實際に焼入した場合に比較して如何であるかを試験する爲め著者は各種の鋼試料を真空中にて焼入温度に加熱し表面の酸化及び脱炭を完全に防ぎ冷水中に急冷して其の断面検査を行った

1. 試料の調製

本實驗の試料は特に次の如くして調製した。即ちアルムコ鐵を主體として適當に配合したる原料約 4 kg をタンマ

ン爐にて溶解し、丸形の金型に鑄込んだ。之を鍛鍊及び焼鈍したる後直径 30mm 長さ 40mm の圓筒狀試料に削製した。斯くして製作せる試料の内本實驗に使用せるものは第 53 表に化學成分を示す 7 種の炭素鋼及び特殊鋼にして何れも炭素は 0.3% を目標とした。

第 53 表 實驗試料化學成分

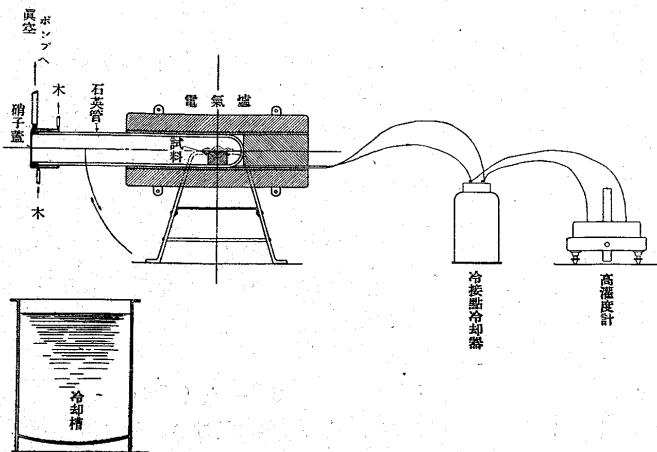
試料番號	鋼種類	C %	Ni %	Cr %	Mo %	Co %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %
1522	炭素鋼	0.29	—	—	—	—	0.05	痕跡	0.011	0.015	0.045
1523	〃	0.87	—	—	—	—	0.04	なし	0.012	0.015	0.055
1524	ニッケル鋼	0.27	3.09	—	—	—	0.03	〃	0.012	0.025	0.045
1525	クロム鋼	0.28	—	0.80	—	—	0.03	痕跡	0.002	0.026	0.04
1526	コバルト鋼	0.30	—	—	—	3.75	0.03	〃	0.006	0.033	0.04
1527	ニッケルクロム鋼	0.27	3.24	0.55	—	—	0.02	〃	0.007	0.029	0.03
1528	クロムモリブデン鋼	0.28	3.32	0.74	0.33	—	0.02	〃	0.004	0.035	0.06

2. 實驗装置及方法

真空加熱焼入實驗装置は從來種々考案せられたるも未だ完全に其の使命を果し得るものは殆んどない。三上氏¹¹⁶⁾の装置は極めて高度の真空中にて加熱せるも焼入の際蓋を除き試料を一旦空中に置いたので之も完全とは云へない。

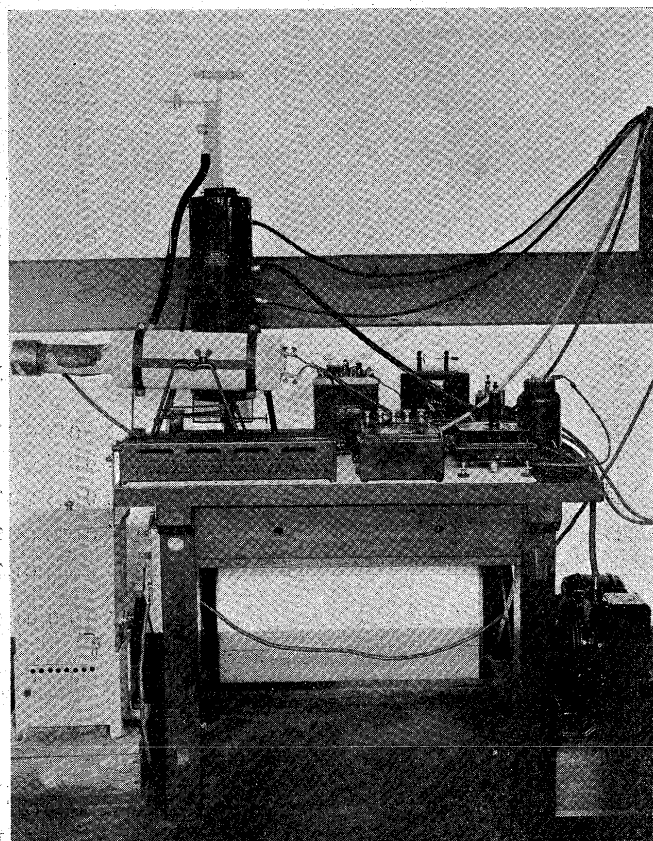
仍て著者は第 33 圖及び第 34 圖寫眞に示す獨特の裝置を考案製作した。之は其の構造極めて簡單にして而も眞空加熱焼入の目的を十分果し得るのである。

第 33 圖 眞空加熱焼入装置説明圖



圖中石英管は一端を閉じたる直徑 60mm のものにして加熱の際之に試料を入れるのである。其の他端の開きたる部分には冷却水を通じたる銅製の輪型金物を附し、石英管との間隙は封蠟にて完全に封じた。金物の中央の試料挿入口は圖の如く硝子板にて蓋ひ螺旋にて外部より十分閉め附

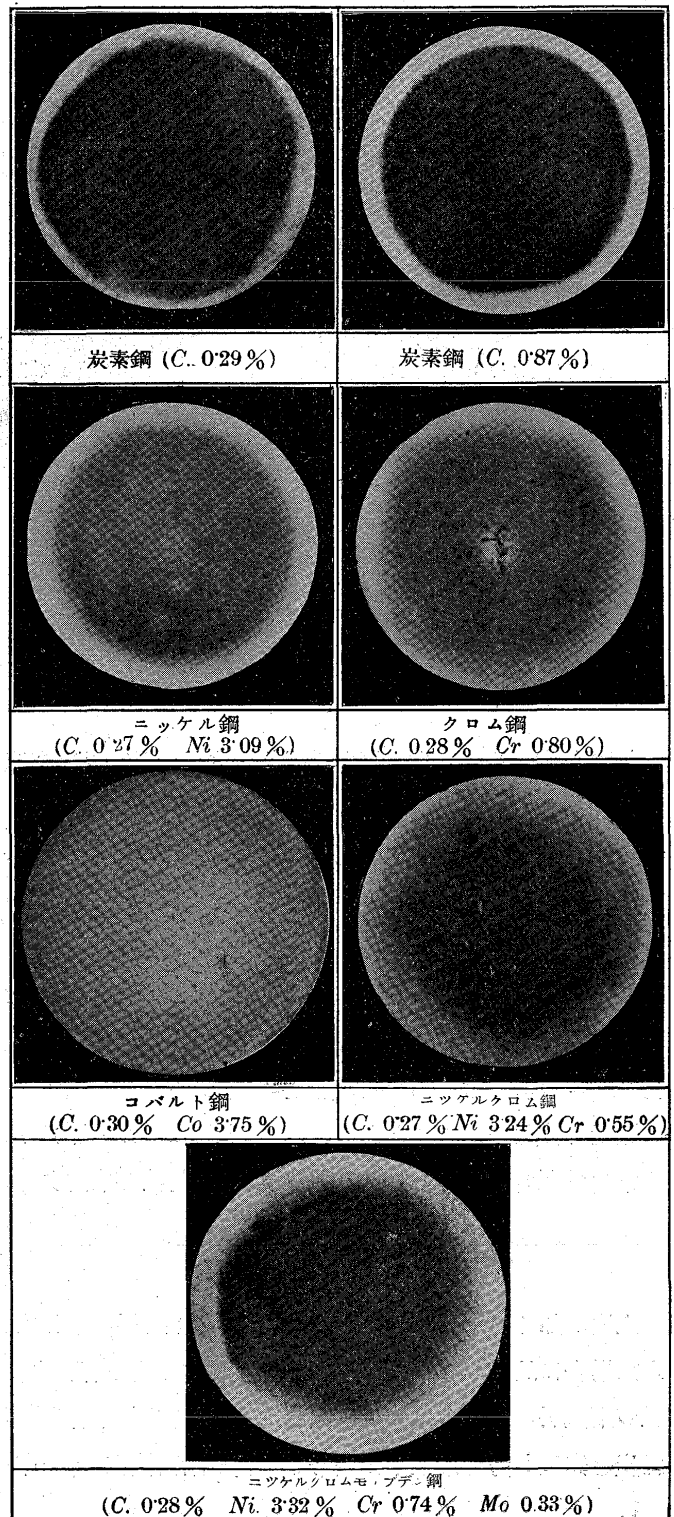
第 34 圖 眞空加熱焼入装置



けた。斯くして石英管内は完全に氣密に保たれるにより内部の空氣を寫眞に示す水銀擴散ポンプ及び眞空回轉ポンプ

にて排除せば極めて速に 0.001mm 水銀柱程度になし得た。猶眞空度はガイスレル管にて觀測した。次に電気爐はニクロム線を巻きたるものにして架臺に乗せ加熱中は水平に保ち焼入の際矢印の如く傾斜させ、内部の試料を水槽中に落下せしめた。水槽中には 5~10°C の水を滿し其の表

第 35 圖 眞空加熱焼入鋼材断面



面は可及的に加熱爐に近づけしめて焼入の際試料の外氣に觸れるのを極少となるに努めた。又焼入の際には電動機に

て回轉せる推進機にて水を攪拌し冷却能力を大とした。試料の測熱は熱電對を電氣爐内に挿入し普通の如く高温計により行った。

次に實驗方法は先づ石英管を圖の位置に置き試料を入れたる後硝子板を裝備して内部を真空にする。完全に真空になった後爐に電流を通じ試料を焼入溫度たる 850°C に加熱し之に 30 分間保持した。時間經過後コックにて排氣を止め直に石英管を矢の方向に傾斜すれば、加熱せる試料は石英管に沿ひて滑り落ち其の重みにより硝子板を破碎して水中に落下急冷する。斯くして焼入せる試料を中央より切斷して其の斷面を研磨し 1% 硝酸アルコール溶液にて腐蝕し顯微鏡並に肉眼検査により完全に焼入組織となりたる部分の表面よりの深さを測定した。

3. 實驗結果

第 35 圖は上述焼入試料の斷面に於ける肉眼組織にして之等は何れも高度の真空中にて加熱せる爲め表面層の酸化は勿論脱炭をも全く認められなかつた。第 54 表は之れより測定せる各試料の焼入深度を示す。又同表には別に之等試料の上部臨界冷却速度を應用し計算により求めたる數値を示した。

第 54 表 各種鋼材の焼入深度

試料 番號	鋼 種 類	主要化學成分	焼入深度(mm)	
			測定値	計算値
1522	炭 素 鋼	C 0.29%	1.2	1.4
1523	同 上	C 0.87%	3.0	3.2
1524	ニ ッ ケ ル 鋼	C 0.27%, Ni 3.09%	2.5	2.5
1525	ク ロ ム 鋼	C 0.28%, Cr 0.80%	2.5	2.8
1526	コ バ ル ト 鋼	C 0.30%, Co 3.75%	0	0.5
1527	ニ ッ ケ ル ク ロ ム 鋼	C 0.27%, Ni 3.24%, Cr 0.55%	4.5	4.5
1528	ニ ッ ケ ル ク ロ ム モ リ ブ デ ン 鋼	C 0.28%, Ni 3.32%, Cr 0.74%, Mo 0.33%	7.5	7.5

此兩者を比較するに何れも大體に於て一致して居る。斯く得たる之等の數値は極めて概括的のものであるが焼入効果の及ぶべき鋼材表面よりの深度の多少に關し、其の傾向を知るには十分であると考へる。従て七章に述べたる如く著者の實驗にて求めたる臨界冷却速度と第 32 圖の曲線とを應用すれば各種鋼材の焼入深度が畫圖的に求め得ることを茲に證明し得たのである。

IX. 結 論

以上八章に分ち記載したる研究結果を總括すれば次の通りである。

1. 二種以上の特殊元素を有する特殊鋼の焼入に及ぼす各元素の影響は炭素鋼に對する當該元素の影響と同傾向で

ある。其の程度は共存元素の各々による影響を知る時は簡単に畫圖的に之を求めることが出来る。

2. 各種鋼の焼入に及ぼす炭素の影響は其の含有量により變ずるも、共析組成のもの最大にして、過共析組成にては再び小となるのが通則である。但しニッケル鋼に於ては例外を示した。

3. 焼入溫度を上昇すると一般に焼入容易となり特に特殊炭化物を生成するものに於ては其の影響大である。

4. 焼入前の組織の影響は極めて著しい。繰返し焼入の場合は前に比し焼入容易となる。又鍛錬度大なるものは小なるものに比し焼入し難い。

5. 鋼中に不純物として含有される水素及び窒素の焼入に及ぼす影響は他元素と異り特殊の傾向を示した。鋼の上部臨界冷却速度を大に下部臨界冷却速度は逆に小にする

6. 熱傳導に關する一般の方程式を用ひ焼入の際に於ける鋼材内部冷却速度の變化を計算し之と臨界冷却速度の實驗値とより鋼の焼入深度を求め得べく、實地焼入作業上應用すべき曲線を新に提供した。

7. 最後に著者考案の裝置により直徑 30 mm 鋼材の真空加熱焼入實驗を行ひ、組織試験により實驗的に焼入深度を求め前述計算による數値の正しきことを確めた。

以上諸實驗に於て鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響等を正確に測定し得た。其の結果は實地作業に於て大いに之を参考し利用し得べく、且進んで一層優秀なる特殊鋼探求の指針となし得るものと信するのである。

終りに臨み本研究の發表を許可せられたる當局並に終始御鞭達を賜りたる林田理學研究部長及び五百旗頭造兵大佐に感謝すると共に實驗中の安川玲次郎君の勞を多とする。

尙實驗裝置及び計算其他に就て種々の便宜と御指導を與へられた眞島正市教授、梅津七藏博士を始め各位に深謝の意を表する。

(終)

参 考 文 献

- 1) Guillet, L.: J. Iron Steel Inst. 70 (1906 II) 1
- 2) Wever, F., Lange, H.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 14 (1932) 71
- 3) Wever, F., Jellinghaus, W.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 14 (1932) 85
- 4) 佐々川清: 鐵と鋼 13 (昭和2年) 981
- 5) 八田篤敬: 金屬の研究 14 (昭和12年) 11
- 6) Aborn, R. H., Bain, E. C.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 18 (1930) 837

- 松永陽之助: 鐵と鋼 17 (昭和6年) 703
 Bain, E. C., Griffiths, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 75 (1927) 166
 Chevenard, P.: Rev. Métallurg. 24(1927)621, 25(1928)697
 Rosenhain, W.: J. Iron Steel Inst. 12 (1930 I) 225
 Wever, F., Jellinghaus, W.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf 13 (1931) 103
- 7) Strauss, B., Maurer, E.: Kruppsch Mh. 1 (1920) 129
 8) Nehl, F.: Stahl u. Eisen 53 (1933) 773
 9) Grenet, L.: J. Iron Steel Inst. 95 (1917) 107
 10) Clamer,: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. Bull.10(1910)267
 11) Oertel, W., Leveringhaus, R. W.: Werkstoffausschuss Bericht Nr. 35
 12) Friend, J. N., West, W.: Iron & Coal Tr. Rev. 3(1931)1
 13) Persoz, L.: Aciers Spéciaux 3 (1928) 256
 14) 吉川晴十: 鐵と鋼 11 (大正14年) 874
 15) Dreibholz, Gnertler,: Gietzerei Zeitung 21 (1924) 349
 16) Knerr, H. C.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 13(1928)723
 17) Maurer, E., Korschach, H.: Stahl u. Eisen 53(1933)209
 18) 佐々川清: 鐵と鋼 15 (昭和4年) 201
 19) Chase, M. R.: Steel 92 (1933) 23
 20) Scott, H.: Sci. Pap. Bur. Stand. No. 376 (1920) 195
 21) Aall, N. H.: Stahl u. Eisen 44 (1924) 256
 22) 加瀬勉: 金屬の研究 2 (大正14年) 567
 23) Wever, F., Jellinghaus, W.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf 14 (1932) 115
 24) Esser, H. Eilender, W., Majert, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) 367
 25) Russell, T. F.: J. Iron Steel Inst 104 (1921 II) 247
 26) Monypenny, J. H. G.: Stahl u. Eisen 41 (1921) 270
 27) Oberhoffer, P., Daeves, K., Rapatz, F.: Stahl u. Eisen 44 (1924) 432
 28) 松下徳次郎: 東北帝大理科報告 11 (19:2) 471
 29) Krühnel, R.: Diss. Berlin 1913
 30) Jungbluth, H.: Stahl u. Eisen 42 (1922) 1394
 31) Esser, H., Majert, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34)319
 32) 村上武次郎, 八田篤敬: 鐵と鋼 20 (昭和9年) 649
 33) Houdremont, E., Bennek, H., Schrader, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 24
 34) Bain, E. C.: Trans. Amer. Soc. Metals 20 (1932) 385
 35) Digges, T. G., Jordan, L.: Trans. Amer. Soc. Metals 23 (1935) 839
 36) Herty, C. H., Mc Bride, D. L., Hollenback, E. H.: Trans. Amer. Soc. Metals 25 (1937) 297
 37) Davenport, E. S., Bain, E. C.: Trans. Amer. Soc. Metals 22 (1934) 878
 38) Leihener, O.: Stahl u. Eisen 56 (1936) 1273
 39) Houdremont, E., Schrader, H.: Stahl u. Eisen 56 (1936) 1412
 40) Portevin, A., Garvin, M.: J. Iron Steel Inst. (1919)469
 41) 林 義考: 電氣製鋼 13 (昭和12年) 257
- 42) Grossmann, M. A.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. (1933) 1079
 43) Vögel, R., Dannöhl, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) 39
 44) 石川寅次郎, 米倉武雄, 石垣豊造: 東北帝大理科報告 15 (1926) 81
 45) Braysbaw, S. N.: Proc. Inst. Mech. Engr. 1~2 (1910) 222, 348
 46) Portevin, A.: Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Ind. Nat., 121 (1914) 266
 47) Zieler, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 61
 48) Pölguter, F.: Diss. T. H. Aachen 1923
 49) 甲藤新: 金屬の研究 1 (大正13年) 179
 50) 七尾正三郎: 金屬の研究 9 (昭和7年) 197
 51) Sieverts, A.: Z. Physik. Chem. 77 (1911) 591
 52) Sieverts, A.: Z. Metallkdt. 21 (1929) 37
 53) Hüttig, G. F. Z. Angw. Chem. 39 (1926) 67
 54) Martin, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 407
 55) Luckemeyer-Hasse, L., Schenck, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 209
 56) 岩瀬慶三: 東北帝大理科報告 15 (1926) 531
 57) 岩瀬慶三, 福島政治: 金屬學會誌 1 (昭和12年) 151
 58) Körber, F., Ploum, H.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf 14 (1932) 229
 59) Bodenstein, M.: Z. Elektrochem. 28 (1922) 517
 60) Bardenheuer, P., Ploum, H.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf. 16 (1934) 137
 61) Bardenheuer, P.: Stahl u. Eisen 57 (1937) 593
 62) Cailletet, L.: C. R. Acad. Sci., Paris, 58 (1864) 327
 63) Cailletet, L.: C. R. Acad. Sci., Paris, 80 (1875) 319
 64) Austin, W.: Proc. Instn. Mech. Engr., Februar (1899)
 65) Heyn, S.: Stahl u. Eisen 20 (1900) 837
 66) Ludwik, P.: Z. V. D. I. 70 (1926) 379
 67) Tammann, G., Neubert, F.: Z. Metallkdt. 23 (1931)280
 68) Bardenheuer, P., Ploum, H.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf 16 (1934) 129
 69) Epstein, S.: Metals & Alloys 6 (1935) 160
 70) Houdremont, E., Korschach, H.: Stahl u. Eisen 54 (1934) 297
 71) Bennek, H., Schenck, H., Müller, A.: Stahl u. Eisen 55 (1935) 321
 72) 岩瀬慶三, 福島政治, 三井三郎: 鐵と鋼 22(昭和11年)769
 73) Naumann, F. K.: Stahl u. Eisen 57 (1937) 889
 74) Gudzov, N., Vjasnikov, N.: Metallurgist, Russia, 2 (1936) 26
 75) Harrington, , Wood, W. P.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. (1932) 528, (1933) 623
 76) Esser, H., Cornelius, H.: Stahl u. Eisen 53 (1933) 885
 77) 田丸莞爾: 金屬の研究 13 (昭和11年) 156
 78) Lewkonja, G., Baukloh, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 453
 79) Fry, A.: Stahl u. Eisen 43 (1923) 1271

- 80) 早矢仕功: 鐵と鋼 21 (昭和 10 年) 707
- 81) Martin, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 30
- 82) Sieverts, A.: Ber. Dtsch. Chem. Ges. 43 (1910) 893
- 83) Sieverts, A., Bruning, K.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) 641
- 84) Jurisch, E.: Diss. Leipzig (1912)
- 85) Brill, R.: Naturwiss. 16 (1928) 593
- 86) Hägg, G.: Nova Acta regiae Soc. Sci. Upsaliensis Ser. 4. 7 (1929) No. 1
- 87) Eisenhut, O., Kaupp, E.: Z. Elektrochem. 36 (1930) 392
- 88) Lehrer, E.: Z. Elektrochem. 36 (1930) 460
- 89) Köster, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) 537
- 90) Epstein, S.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 16 (1929) 19
- 91) Portevin, A., Seferiani, D.: Le Genie Civil Tome. 56 (1935) 19
- 92) Köster, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 553
- 93) Franks, R.: Iron Age (1933) 10
- 94) Sawyer, C. B.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 49 (1923) 799
- 95) Andrew, J. H.: J. Iron Steel Inst. 86 (1912) 210
- 96) Strauss, B.: Stahl u. Eisen 34 (1914) 1817
- 97) Chipman, J., Murphy, D. W.: Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. (1935) Tech. Publ. No. 591
- 98) 齋藤省三: 東北帝大理科報告 10 (1921) 305
- 99) Schwarz, C.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 177
- 100) 本多光太郎, 徳永正勝: 東北帝大理科報告 24 (1935) 337
- 101) 海野三郎: 東北帝大理科報告 24 (1935) 665
- 102) Werkstoffhandbuch (Stahl u. Eisen) Verein deutscher Eisenhüttenleute.
- 103) 渡瀬常吉: 電氣製鋼 12 (昭和 11 年) 10
- 104) 本多光太郎, 清水武雄: 東北帝大理科報告 6 (1917) 219
- 105) 清水武雄: 東北帝大理科報告 6 (1917) 111
- 106) 増本量: 東北帝大理科報告 16 (1927) 417
- 107) Benedicks, C.: J. Iron Steel Inst. (1926 II) 127
- 108) Donaldson, J. W.: J. Iron Steel Inst. (1933 II) 255
- 109) Shelton, S. M., Swanger, W. H.: Bur. Stand. J. Res. 12 (1934) 441
- 110) Maurer, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) 145
- 111) 服部傳三郎: J. Iron Steel Inst. 129 (1934 I) 289
- 112) 菊田多利男: 鐵と鋼 19 (昭和 8 年) 41, 462
- 113) 田所芳秋: 鐵と鋼 22 (昭和 11 年) 399
- 114) Bain, E. C.: Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. Iron Steel (1932)
- 115) Bain, E. C., Davenport, E. S.: Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. Techn. Publ. No. 348, Cl. C. Iron Steel (1930) No. 56.
- 116) 三上正苗: 鐵と鋼 20 (昭和 9 年) 336