

論 說

鋼の焼入膨脹速度に及ぼす諸元素の影響

(日本鐵鋼協會第 11 回講演大會講演)

村上 武次郎*

八田 篤敬*

THE EFFECTS OF SPECIAL ELEMENTS ON THE VELOCITY OF EXPANSION DUE TO MARTENSITIZATION DURING QUENCHING OF STEEL.

by Takejirō Murakami and Atuyoshi Hattā.

SYNOPSIS:—A self-recording apparatus of expansion-time curve during quenching of steel was constructed. With this apparatus, the expansion-time curve was obtained for 4 carbon steels and 32 steels containing less than 2% of *Mn*, *Ni*, *Co*, *V*, *Cr*, *Si*, *W* or *Mo* with nearly eutectoid carbon content. The quenching temperature varied from 850°C to 1,100°C, the quenching medium being oil.

The velocity of expansion due to martensitization was calculated by the following formula, $dx/dt = K(a-x)$, in which x shows the amount of martensite formed at time, t , a amount of martensite after cooled to room temperature, and K a constant. Then, the velocity of martensitization is shown by $dx/dt = 1/2 \cdot Ka$, when x is $1/2 \cdot a$.

By the value $1/2 \cdot Ka$ the effects of special elements and quenching temperature on the velocity of expansion were studied. The values $1/2 \cdot Ka$ and a change with the rise of quenching temperature, the maximum value being the case quenched from 900~1,000°C. The beginning temperature of martensitization generally falls, as the quenching temperature rises.

In the plain carbon steel of nearly eutectoid composition the martensite is formed by oil-quenching, while in those of the hyper- and hypo-eutectoid composition the troostite is formed by the same operation. In alloy steels tested in the present work, the martensitization takes place on quenching in oil, except in 1.94% cobalt-steel. The velocity and amount of expansion of vanadium steels are small and those of tungsten steels are large. Among the steels containing 0.5 and 1% of special element added, manganese steel has the largest velocity of expansion, while among those with 1.5% or 2% of special element, tungsten steel is the largest.

I. 緒言 鋼の焼入に際しオーステナイトよりマルテンサイトに變化する時著しき膨脹を伴ふ。従つて鋼の各部分一様に冷却せないときは相當の歪力と歪を附隨する。而して發生する歪力が粘性變形の範圍を超過するときは焼割を生ずる。故に焼入膨脹速度即ちオーステナイトのマルテンサイト化速度並に膨脹量の大小は焼割の難易に關係すること大である。而して其膨脹速度並に膨脹量を支配する因子は種々あるが鋼の組成、焼入溫度、冷却速度等はそれに至大の影響を及ぼす。因つて著者等は此等の影響を知るため鋼の焼入に際して起る長さの變化を自記する装置を製作し、之に因つてオーステナイトのマルテンサイトによる膨脹速度並に膨脹量を測定した。鋼の組成は大體に於て炭素

量を一定とし、之に種々の元素を加へて變化せしめた。即ち一定の炭素量に 2% 以下の *Mn*, *Ni*, *Co*, *V*, *Si*, *W*, *Cr* 及び *Mo* を夫々種々なる割合に配合して造つた試料を用ひた。又焼入溫度を種々に變化し、冷却速度は一定にするため油焼入の場合のみを測定した。

II. 測定装置 鋼の焼入に於てはその冷却速度が非常に速なるため、普通使用せる熱膨脹計に依りその變化を測定することは出来ない。鋼の焼入の際に起る長さの變化を研究する目的を以つて従來種々の装置が考案された、その中 2~3 を挙げると、本多式焼入研究装置¹⁾は試料棒と標準棒との示差膨脹の變化を反射鏡に傳へ、之に強い光を當て其反射光點の移動を寫眞乾板上に映ぜしめるのであ

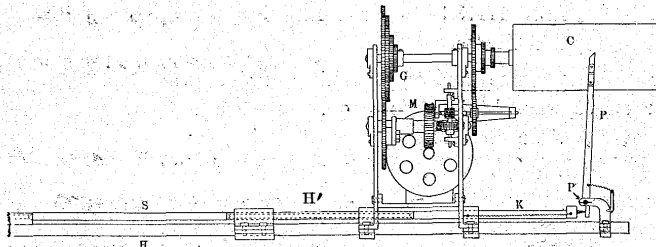
* 東北帝國大學金屬材料研究所

¹⁾ 本多、鐵及鋼の研究 2(大正9)、33。

る。又松下博士¹⁾は本多式熱膨脹計²⁾と同一の原理を應用して時計仕掛に因り回轉する圓筒に捲き附けた紙に焼入膨脹の變化を自記せしめる装置を考案して鋼の焼入に就いて研究された。Bain 及び Waring³⁾は試料の一端に接觸せしめたダイヤルゲージの指針の動きとストップウォッチの示す秒針とを活動寫眞に撮影して、焼入の際に起る長さの變化即ち焼入膨脹速度を測定した。佐藤清吉博士⁴⁾は長さ一溫度曲線又は長さ一時間曲線を自記せしむる精巧なる装置を考案し、之に因て炭素鋼の焼入に就て研究された。

本研究に於ては稍太き試片を使用して、焼入の間に起る長さ一時間曲線を自記せしむるために松下博士考案の装置を改造して用ひた。第1圖は其装置を示す。圖に於て S

第1圖 焼入膨脹一時間自記装置



は試片で直徑 8mm、長さ 200mm である。かく比較的大なる試片を使用したのは酸化脱炭に因る影響を成る可く少くするためと、又成るべく實際作業に近いやうにとの目的である。H は耐熱合金の支持棒で實驗の目的に因りては石英管を使用した。然る時は耐熱合金に因る膨脹收縮の影響を除く事が出来る。又 H' は石英管で K は不変鋼である。試片の焼入に際して起る長さの變化は P なる不変鋼製の腕の先に取付けたペンに運動を與へ、一定速度で回轉する圓筒 C に捲き附けた曲線方眼紙上に長さの變化を 35 倍に擴大して記録せしむる。この場合ペンの先端は支點 P' を中心に圓筒紙上に或る曲線を描いて運動するに由て圓筒紙の縦軸は P' を中心とし、P' とペン先との距離を半径とする圓弧より成る曲線方眼紙を用ゐた。又 M は 1/16 馬力の電動機であり、G は齒車の組合せ部分で、その組合せに依り圓筒 C の回轉數を任意に變化することが出来る。

又焼入液は常に鯨油を用ひ、一樣に冷却せしむるため、輪に由て油中に空氣を送つて攪拌した。

1) 松下、鐵と鋼、8(大正 11)、557。

2) 本多、東北帝大理科報告 6(1917)、203。金屬の研究 1(1924)、537。

3) Bain and Waring. Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 15 (1929)、69。

4) 佐藤、金屬の研究 9(1932)、174 同上 10(1933)、63。

III. 試料 使用せる試料の中炭素鋼は何れも瑞典鋼で其組成は第1表に示す。又特殊元素を含有せる鋼は No.4 の炭素鋼に夫々特殊元素を種々の割合に配合し、高周波誘

第1表 炭素鋼の化學成分

炭素鋼	C%	Mn%	Si%	P%	S%
No. 1	0.73	0.18	0.23	0.032	0.015
No. 2	0.92	0.24	0.24	0.028	0.025
No. 3	1.06	0.57	0.04	0.015	0.028
No. 4	1.12	0.17	0.25	0.034	0.020

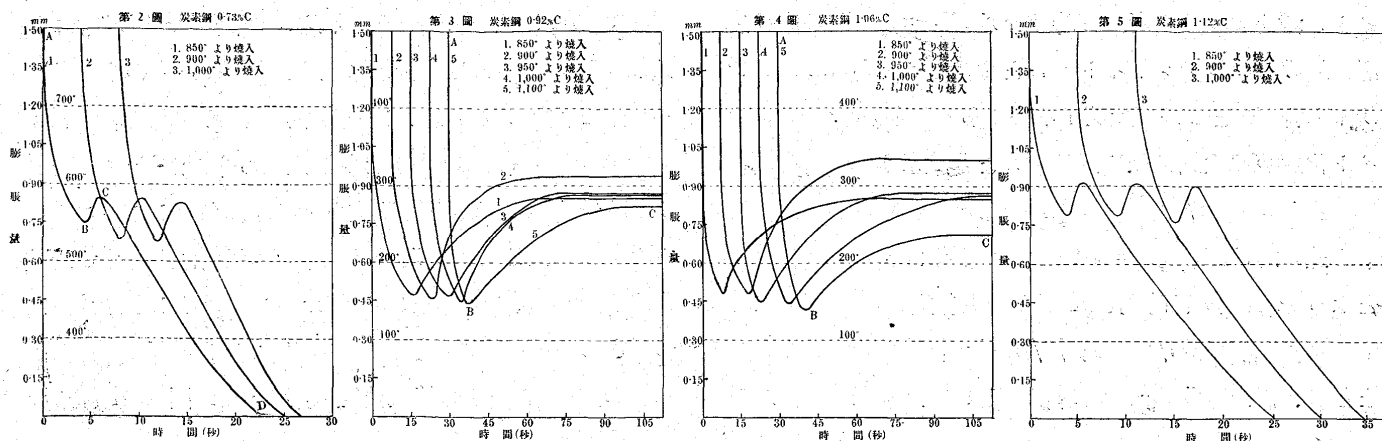
導電氣爐で約 9kg を熔解し、長さ 210mm、上端 60×60mm、下端 80×80mm の鋼塊を鑄造し、鍛鍊して機械仕上をなし、所要の大きにした。第2表は其分析結果を示す。

第2表 各種鋼の化學成分

種類	試料番號				
	No.1	No.2	No.3	No.4	
マンガノ鋼	C %	0.81	0.96	0.85	0.94
	Mn %	0.66	1.14	1.55	2.01
ニッケル鋼	C %	1.10	0.97	1.20	0.80
	Ni %	0.50	0.90	1.49	1.91
コバルト鋼	C %	0.65	0.75	0.65	0.89
	Co %	0.55	1.00	1.53	1.94
バナジウム鋼	C %	0.80	0.99	0.71	0.92
	V %	0.30	0.65	0.93	1.27
珪素鋼	C %	0.83	0.87	0.81	0.85
	Si %	0.71	0.86	1.34	2.05
クロム鋼	C %	0.83	0.65	0.79	0.72
	Cr %	0.53	0.99	1.49	2.07
タングステン鋼	C %	0.92	0.81	0.82	0.93
	W %	0.92	1.44	1.76	2.22
モリブデン鋼	C %	0.84	0.84	0.95	0.88
	Mo %	0.97	1.52	1.99	2.62

IV. 炭素鋼の焼入曲線 第2~5圖は4種の炭素鋼に就て得たる焼入膨脹一時間曲線を示す。此等の曲線は曲線方眼紙に自記せしめたものを普通方眼紙に書き改めたものである。縦軸は膨脹を表はし横軸は時間を表はす。又オーステナイトの膨脹係數は溫度に由て大差なく殆ど一定なる故、豫め冷却に因るオーステナイトの收縮と溫度の關係を測定して置く時は、縦軸に由て溫度を示すことが出来る。此際ペンの運動は試片の長さの變化を 35 倍に擴大して示すが故に、オーステナイトの線膨脹係數 α を 0.000015 とすれば、ペンの運動 10mm は約 100° に相當する。圖の點線上に記せる溫度はかくして定めたもの之に由つて變化の起る溫度を知ることが出来る。

第2圖は 0.73% C の炭素鋼の焼入曲線で、AB はオーステナイトの收縮を表はし、BC は Ar' 變態即オーステナイトよりトルースタイトへの變化による膨脹を示す。又 CD は變態後の收縮を示すものである。此鋼は本實驗の如き油焼入に由ては焼入の間にトルースタイトに變化し、マルテンサイトを生ぜないのである。而して Ar' 變態は焼入溫度が上昇するに従ひ、其開始點即 B 點は次第



に降下し、其膨脹量は次第に増加する傾向がある。

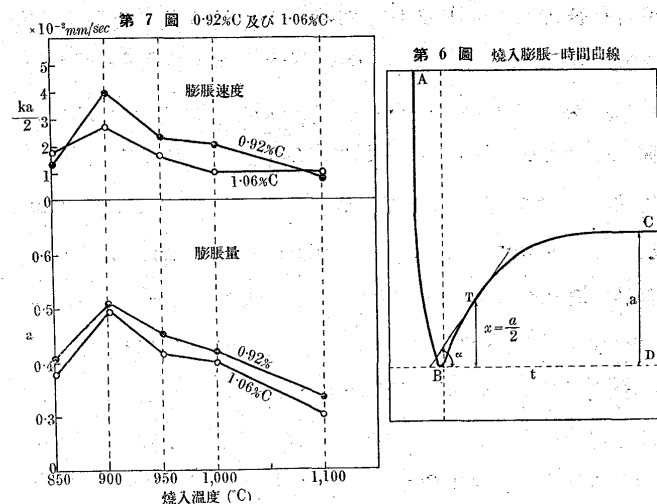
第3及4圖は炭素量 0.92%及び1.06%の試料の焼入曲線で、此場合には 600~500° に於ける膨脹は認められないが、200° 以下まで収縮し然る後膨脹する。此 AB はオーステナイトの収縮を表し、BC は Ar'' 變態即ちオーステナイトよりマルテンサイトへの變化に歸因する膨脹を示すものである。而して B 點は試料のマルテンサイト化に伴ふ膨脹を温度の降下に因る収縮とが相殺して零となる點である。故に正確にはマルテンサイト化の開始温度ではなく、眞の開始點は B 點よりも少しく高い筈であるが、此 B 點を以てマルテンサイト化の開始温度として大なる差はない。之に因て見る時はマルテンサイト化の開始温度は焼入温度の上昇と共に降下する傾向がある。又 Ar' 變態に比べると Ar'' 變態の進行速度は遙に緩徐である。一般にマルテンサイト化速度は最初は急速で後徐に進行する。併し其速度及膨脹量は焼入温度に因て異なり、此場合に於ては 900°C 焼入の場合が其速度及膨脹量共に最大であり、焼入温度更に上昇する時は變化の速度遅くなり膨脹量も減少する。是れはオーステナイトが完全にマルテンサイト化せなため、焼入温度の高いものは残留オーステナイトを有することは既によく知られた所である。

又第5圖は炭素量 1.12%の試料の焼入曲線で、此場合に於ては 0.73% C の試料と同様にオーステナイトは 600~500° に於てトルスタイトに變化し、マルテンサイトを生ぜない。之に由て見れば炭素鋼は共析組織附近のものがマルテンサイト化し易く、それより炭素量の多いものも少いものもトルスタイトが表はれ易いことが知られる。此事實は既に著者等の一人が焼入状態圖に就て指示した所である。¹⁾

¹⁾ 村上、金屬の研究 3(1926) 422。

V. オーステナイトのマルテンサイト化速度の計算 鋼の焼割れは主として其のマルテンサイト化による膨脹速度、膨脹量並にマルテンサイト化開始温度に關係するものである。所で膨脹量並にマルテンサイト化開始温度は焼入曲線に由て知ることが出来るが、膨脹速度は次の如くにして計算し比較することにした。

前に述べた如くマルテンサイト化の變化は其初めは一般に速度大きく變化進むに従つて次第にその速度緩慢となる。是れマルテンサイト化の始めには變化すべきオーステナイトの量が多いけれども變化の進行に従ひ變化すべきオーステナイトの量が次第に減少するたあである。因て第6圖焼入曲線に於て室温に於ける膨脹量 DC はマルテンサイトの量に比例するものと考へ、¹⁾ 之を a とし $1/2 \cdot a$ の



マルテンサイトが生じた時の速度を以てマルテンサイト化速度を表はし之を以て比較することにした。

上述の様に膨脹速度が次第に緩慢となるのはオーステナ

¹⁾ 嚴密に云へば曲線上に現はるゝ膨脹はマルテンサイトによる膨脹と冷却による収縮及生じたるマルテンサイトの焼戻による収縮との差である。

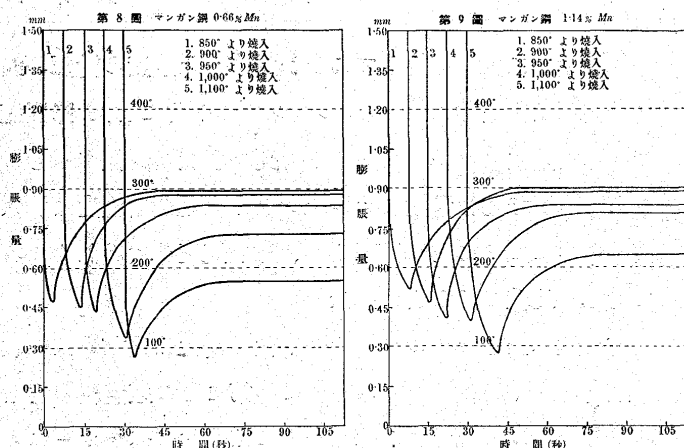
イトの減少になると考へる時はマルテンサイト化速度は室温に於けるマルテンサイト量 a と變化しつゝあるマルテンサイト量 x との差に比例する筈である。因てマルテンサイト化速度は次式に依て表はすことが出来る

$$dx/dt = K(a-x)$$

この式を解けば $x = a[1 - e^{-Kt}]$ 、或は $(a-x) = ae^{-Kt}$ となる。茲に t は時間、 K は比例常數を示す。従つて

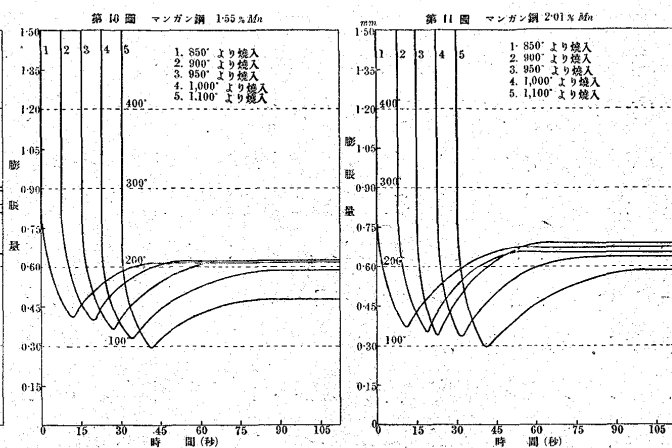
$$K = 1/t \cdot \log\{a/(a-x)\}$$

となり、得たる曲線に就き算出することが出来る。又求む



$\%C$ のものに比して $Ka/2$ 及び a の値が大である。これは $0.92\% C$ のものは共析鋼に近く、 $1.06\% C$ のものは過共析鋼で初析セメントイトを含有するためである。又 $Ka/2$ 及び a の値は $900^\circ C$ より焼入せるものが最大で、それよりも焼入温度低いときは値小なるは、多少トルースタイトを生ずるため、焼入温度 $900^\circ C$ 以上に上昇する時値が小となるは、前述の如く残留オーステナイトを生ずるためである。

VI. マンガン鋼の焼入曲線 第8~11圖は4種のマ



る速度は $x = a/2$ なる時のものであるから、 $dx/dt = Ka/2$ となり、計算に由てその値を求むることが出来る。而して $dx/dt = Ka/2$ は第6圖に於て T 點に切線を引く時 α の正切を表はす。第3表は 0.73% 、 0.92% 、 1.06% 、 $1.12\% C$ なる4種の炭素鋼に就て得たる焼入曲線より求めた

ンガン鋼に就て得たる焼入膨脹—時間曲線を示し、第4表は其膨脹速度 $Ka/2$ 、膨脹量 a 及マルテンサイト化開始温

第3表 炭素鋼

0.73% C 鋼			0.92% C 鋼		
焼入温度 °C	Ar' 開始温度 °C	膨脹量 mm	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	550	0.098	160	1.37	0.412
900	525	0.153	155	3.95	0.515
950	—	—	160	2.30	0.450
1,000	525	0.150	150	2.17	0.420
1,100	—	—	150	0.90	0.337

1.12% C 鋼			1.06% C 鋼		
焼入温度 °C	Ar' 開始温度 °C	膨脹量 mm	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	560	0.120	160	1.75	0.375
900	560	0.128	160	2.70	0.492
950	—	—	150	1.66	0.415
1,000	550	0.180	150	1.00	0.400
1,100	—	—	135	1.00	0.202

Ar' の開始温度、膨脹量、或はマルテンサイト化開始温度、マルテンサイト化速度 $Ka/2$ 及び室温に於けるマルテンサイト量 a の値を示す。又第7圖は 0.92% 及び $1.06\% C$ 鋼に就き $Ka/2$ 及 a の値を圖示したものである。

之に由て見れば炭素鋼に於ては $0.92\% C$ のものは 1.06

第4表 マンガン鋼

焼入温度 °C	0.66% Mn 鋼			1.14% Mn 鋼		
	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	160	4.00	0.420	175	2.78	0.375
900	150	7.05	0.435	155	6.13	0.427
950	145	4.66	0.420	135	7.50	0.450
1,000	110	4.50	0.405	130	5.50	0.425
1,100	90	2.67	0.300	95	4.16	0.375

焼入温度 °C	1.55% Mn 鋼			2.01% Mn 鋼		
	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	140	1.32	0.218	125	1.20	0.302
900	140	1.36	0.225	120	1.72	0.305
950	120	1.32	0.270	115	2.37	0.350
1,000	110	1.33	0.250	115	1.37	0.315
1,100	100	0.82	0.180	100	0.91	0.300

度を表示し、第12圖は之を圖示したものである。之に由て見るとマンガン鋼の膨脹速度及び膨脹量はマンガン含量に由つて異なり、 1.55% 及び $2.01\% Mn$ に於てはその速度並に量は小さいが、其最大なる焼入温度は No.1 では $900^\circ C$ で、其他のものは $950^\circ C$ である。又焼入温度の上昇と共にマルテンサイト化開始温度は著しく降下し、 Mn 量の多いもの程その温度は低く、且つ焼入温度に因る

マルテンサイト化開始温度の差は少くなる傾向を有する。

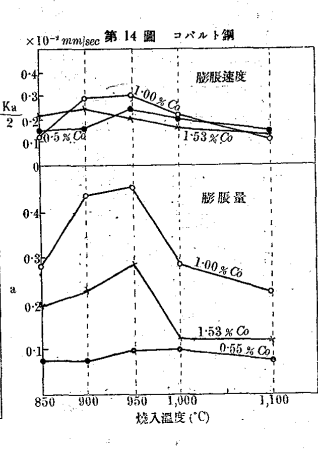
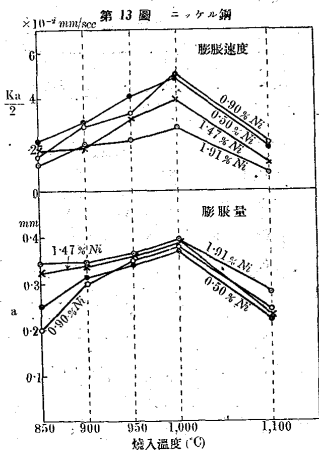
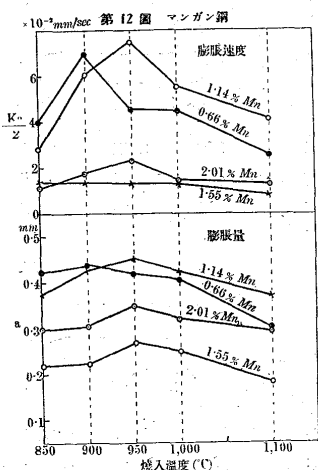
VII. ニッケル鋼の焼入曲線 第5表は4種のニッケル鋼に就て得たる焼入曲線より求めたる膨脹速度 $Ka/2$ 、

第5表 ニッケル鋼

焼入温度 °C	0.50% Ni 鋼			0.90% Ni 鋼		
	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a
850	125	2.08	0.250	150	1.45	0.195
900	115	3.00	0.315	120	2.85	0.300
950	100	4.10	0.338	115	3.30	0.345
1,000	100	4.90	0.368	110	5.00	0.375
1,100	95	1.89	0.225	100	2.00	0.240

焼入温度 °C	1.47% Ni 鋼			1.91% Ni 鋼		
	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a
850	150	1.79	0.325	145	1.21	0.345
900	135	1.87	0.345	145	1.91	0.345
950	125	3.22	0.360	125	2.18	0.360
1,000	110	4.00	0.390	100	2.83	0.385
1,100	100	1.15	0.225	90	0.84	0.278

膨脹量 a 及マルテンサイト化開始温度を表示したもので第13圖は之を圖示したものである。(焼入曲線は之を略す)。之に由て見れば Ni 鋼に於てはマルテンサイト化速度は Ni 量に影響されること比較的少く、その變化量も亦差が少い。而してマルテンサイト化開始温度は焼入温度の上昇と共に降下するが、必しも炭素及びニッケル量に因り大なる變化を示さない。又 $Ka/2$ 及び a の極大値は何れも 1,000 °C 焼入の場合である。この場合 Ni 量が増加するに従つて $Ka/2$ の値に減少し、a の値は相接近する。



VIII. コバルト鋼の焼入曲線 第6表及び第14圖は4種のコバルト鋼に就て得たる結果を示す。コバルト鋼は何れの場合に於ても其膨脹速度頗る小く又膨脹量も 1.0% Co の外は頗る小さい。これ油焼入の途中一部 Ar' 變態を起し、トルースタイトを生ずるためである。而して 1.94%

第6表 コバルト鋼

焼入温度 °C	0.55% Co 鋼			1.00% Co 鋼		
	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a
850	50	1.43	0.075	110	1.27	0.218
900	150	1.66	0.075	100	2.90	0.435
950	140	2.40	0.094	100	3.00	0.450
1,000	125	2.00	0.094	90	2.11	0.285
1,100	100	1.70	0.075	75	1.09	0.225

焼入温度 °C	1.53% Co 鋼			1.94% Co 鋼	
	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a	Ar' 變態 開始温度°C	膨脹量 mm
850	135	2.17	0.195	510	0.120
900	110	2.50	0.225	510	0.120
950	100	2.00	0.280	500	0.150
1,000	100	1.60	0.120	500	0.158
1,100	80	1.33	0.120	—	—

Co は Ar' 變態を起し全然 Ar'' 變態を示さない。これ Co の増加に因り Ar₁ 變態が起り易くなるためである。又マルテンサイト化開始温度は焼入温度の上昇に伴ひ降下す。

IX. バナデウム鋼の焼入曲線 第7表及び第15圖は4種のバナデウム鋼に就て得たる結果を示す。之に因て見れば 850° 焼入に於ては焼入膨脹速度小く、變化量が特に小さい。之は V の添加に因て生ずる V₄C₃ がオーステナイトに溶解し難く、850°C では焼入効果が現はれ難いためであらう。焼入温度の上昇と共に膨脹速度及び膨脹量を増し、極大を経て減少すること他の添加元素の場合と同様である。一般にバナデウム鋼はマルテンサイト化の開始温度低く、又焼入温度の上昇するためにマルテンサイト化開始温度の降下することは、V の少ないものに於て著しく、その量大なるものは少い。

第7表 バナデウム鋼

焼入温度 °C	0.30% V 鋼			0.65% V 鋼		
	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a	マルテン サイト化 開始温度°C	Ka/2	a
80	1.0	0.56	0.067	160	0.860	0.090
900	125	2.45	0.405	125	2.55	0.385
950	110	1.9	0.375	125	2.41	0.435
1,000	100	1.69	0.333	100	2.16	0.420
1,100	85	1.67	0.300	85	1.81	0.428

焼入温度 °C	0.93% V 鋼			1.27% V 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	140	1.00	0.121	130	1.50	0.225
900	110	2.60	0.390	120	2.80	0.360
950	100	2.70	0.405	110	3.13	0.375
1,000	100	2.04	0.428	100	2.45	0.333
1,100	95	2.04	0.360	85	1.54	0.300

ることが少い。

XI. クロム鋼の焼入曲線 第9表及び第17圖は4種のクロム鋼に就て得たる結果を示す。之に由て見れば Cr 鋼は一般にオーステナイトのマルテンサイト化速度は緩慢

第9表 クロム鋼

焼入温度 °C	0.53% Cr 鋼			0.99% Cr 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	140	2.20	0.300	130	2.38	0.325
900	125	3.57	0.428	110	3.80	0.395
950	100	3.25	0.390	100	4.00	0.420
1,000	90	2.77	0.37	100	2.30	0.395
1,100	75	1.77	0.240	90	1.56	0.375

焼入温度 °C	1.49% Cr 鋼			2.07% Cr 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	130	1.67	0.300	120	1.80	0.405
900	110	1.85	0.390	110	1.80	0.405
950	100	3.37	0.405	105	2.50	0.450
1,000	100	2.50	0.375	100	1.67	0.375
1,100	80	0.81	0.255	75	1.57	0.355

であるがその變化量は頗る大きい。而してその Cr 量に因る影響は比較的少ないことを知る。又マルテンサイト化速度及びその量は焼入温度の上昇に伴ひて増加し、極大を経て減少する。マルテンサイト化開始温度は概して低く 150~80°C に互り、焼入温度の上昇と共に降下する。

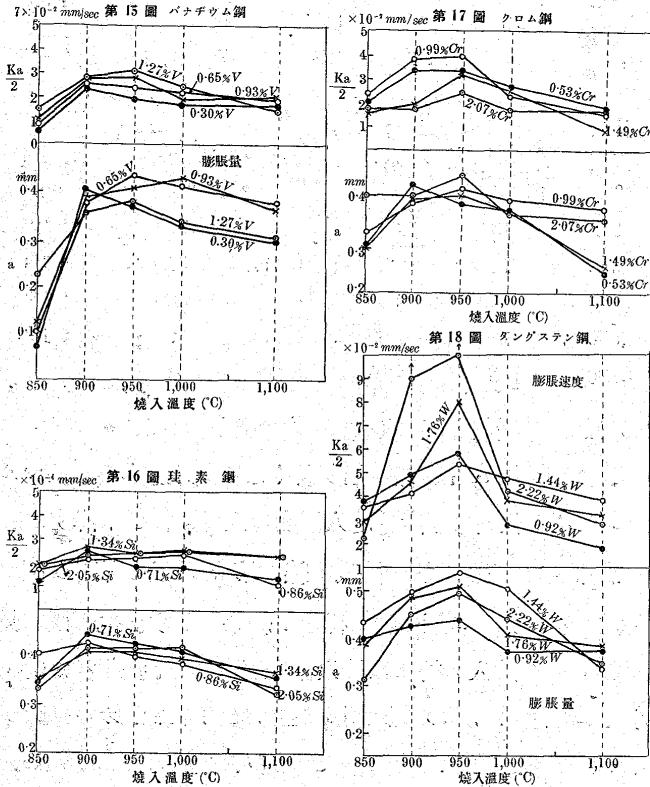
XII. タングステン鋼の焼入曲線 第10表及び第18圖は4種のタングステン鋼に就て得たる結果を示す。又第

第10表 タングステン鋼

焼入温度 °C	0.92% W 鋼			1.44% W 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	150	3.85	0.405	160	3.63	0.435
900	125	4.90	0.428	150	4.14	0.495
950	110	5.80	0.435	125	5.45	0.578
1,000	100	2.78	0.375	125	4.85	0.510
1,100	95	1.78	0.375	100	3.85	0.375

焼入温度 °C	1.76% W 鋼			2.22% W 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	140	2.89	0.390	150	2.33	0.314
900	130	4.86	0.488	125	15.00	0.450
950	110	8.15	0.503	110	33.00	0.495
1,000	100	3.86	0.405	100	4.21	0.442
1,100	85	3.20	0.385	90	2.88	0.345

19圖は 2.22% W 試料の焼入曲線を示す。之に由て見るとタングステン鋼に於てはオーステナイトのマルテンサイト化速度は頗る大きく、2.22% W 試料のマルテンサイト



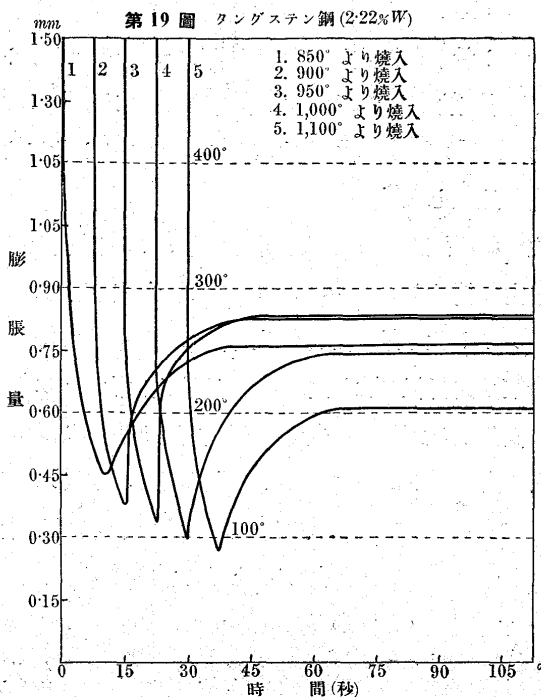
X. 珪素鋼の焼入曲線 第8表及び第16圖は4種の珪素鋼に就て得たる結果を示す。之に由て見れば珪素鋼は

第8表 珪素鋼

焼入温度 °C	0.71% Si 鋼			0.86% Si 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	190	1.35	0.345	180	1.83	0.415
900	175	2.50	0.450	169	2.07	0.435
950	160	1.90	0.428	160	2.08	0.405
1,000	160	1.87	0.420	155	2.17	0.390
1,100	125	1.39	0.368	125	1.37	0.338

焼入温度 °C	1.34% Si 鋼			2.05% Si 鋼		
	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度°C	Ka/2	a
850	175	1.92	0.345	180	1.92	0.345
900	165	2.53	0.420	165	2.33	0.420
950	150	2.26	0.425	160	2.26	0.425
1,000	150	2.43	0.40	160	2.43	0.420
1,100	135	2.27	0.375	130	2.27	0.335

概して變態速度遅く、又焼入温度及び珪素含有量に因り其速度及變化量に大差ない。尙變態開始温度も一般に高く、焼入温度の上昇と共に降下するが、珪素量に因て影響され



19 圖に見る如く最も急激に起る而もその変化量は甚だ大きい。又焼入温度による変化も著しく、950°C に於て最高値を示し、1,000°C 以上に於て急に低下す。又

マルテンサイト化開始温度も一般に低く、焼入温度の上昇と共に降下するが、W 量による影響は少い。低タングステン鋼は工具鋼として多く用ひられるものであるが、此の如くマルテンサイト化速度大なるため焼割を生じ易く、焼入操作に注意を要するのである。

XIII. モリブデン鋼の焼入曲線 第11表及び第20圖は4種のモリブデン鋼に就て得たる結果を示す。之に因て見ればモリブデン鋼は一般にオーステナイトのマンテルサイト化速度も、其変化量も Mo の含有量に因り大なる影響を受けることなく略同様であり、又焼入温度に因る変化は少い。併しその変化

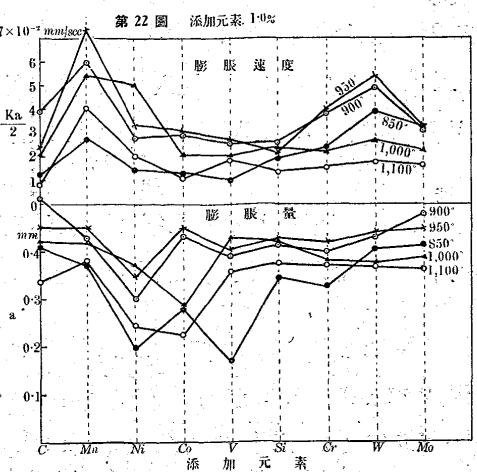
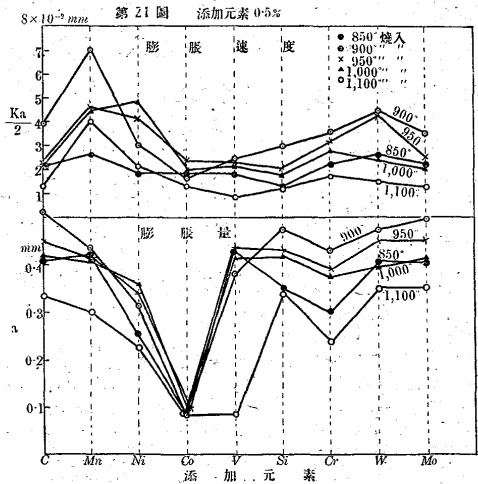
第11表 モリブデン鋼

焼入温度 °C	0.97% Mo 鋼			1.52% Me 鋼		
	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	160	3.06	0.415	130	3.25	0.390
900	125	3.25	0.480	110	3.50	0.420
950	110	3.00	0.470	100	3.38	0.405
1,000	100	2.36	0.290	100	2.88	0.345
1,100	75	1.60	0.362	80	2.45	0.333

焼入温度 °C	1.99% Mo 鋼			2.62% Mo 鋼		
	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a	マルテンサイト化開始温度 °C	Ka/2	a
850	150	1.80	0.355	140	2.14	0.355
900	125	3.12	0.390	130	2.90	0.390
950	100	2.61	0.375	125	2.78	0.385
1,000	90	2.50	0.375	100	2.21	0.380
1,100	80	2.10	0.345	75	1.35	0.285

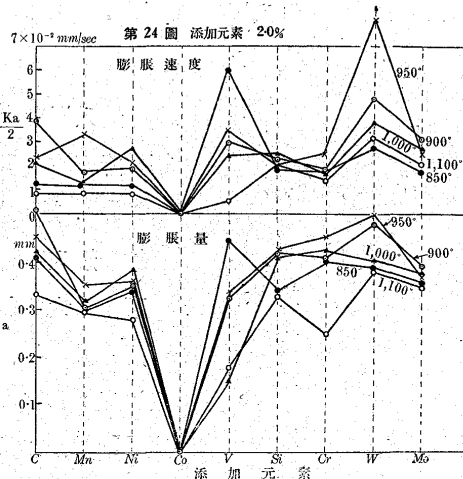
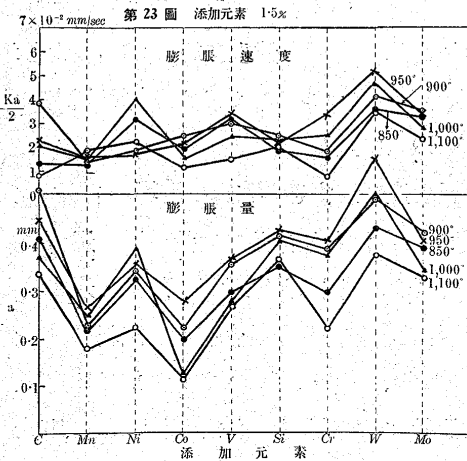
量は何れも頗る大きく、900°C 焼入に於て浅い極大を示す。焼入温度の上昇と共にマルテンサイト化開始温度は次第に降下し 150~80° に互る。

XIV. 焼入膨脹速度に対する各元素の影響 前述の如く鋼の焼入膨脹速度は其添加元素並に其量に因り影響される事甚だ大である。第21圖は前記試料に於ける炭素量を一定と見做し、特殊元素を約0.5%含有する試料に就て焼入温度 850、900、950、1,000、1,100°C に於ける膨脹速度 Ka/2、及び膨脹量 a の変化を各添加元素に就て比較せるものである。之に因て見るに Ka/2 の値はマンガン鋼に於て最大であつて、ニッケル鋼及びタングステン鋼は之に次ぎ、何れも炭素鋼に比してその値は大である。圖に於て、左端炭素鋼は 0.92% C のものである。又クロム鋼はその値炭素鋼に略等しく、珪素鋼、バナヂウム鋼はその値は小さい。膨脹量 a の値は何れも炭素鋼より小さく、特にコバルト鋼は著しくその値小で、ニッケル鋼これに次ぐ。他は一般にその値に大差はない。



第 22 圖は添加元素約 1% の場合を示す。此の場合にも膨脹速度 $Ka/2$ はマンガン鋼最も大きく、タングステン鋼これに次ぐ。又 Co 鋼、 V 鋼及び Si 鋼はその値が小さい。 Ni 鋼、 Cr 鋼及び Mo 鋼は C 鋼の値に近い。膨脹量は特殊元素の量を増すに従つて寧ろ減少する傾向を示す。 Ni 鋼はその値最小である。他は添加元素に因る影響は餘り甚しくない。

第 23 圖は添加元素約 1.5% の場合の膨脹速度と $Ka/2$ と膨脹量 a の比較を示すものである。この場合 $Ka/2$ は Mn 鋼が著しく小さくこれに次いで Si 鋼が小さいが、何れもその値に著しい差がなく、 W 鋼のみ大なる値を示す。



a に就いては W 鋼が最大で、 C 鋼はこれに次ぐ。他は何れも炭素鋼よりも小さく、 Co 鋼は最小である。

第 24 圖は添加元素約 2% の試料に就て膨脹速度 $Ka/2$ 及び膨脹量 a の變化を添加元素に因て比較したものである。 $Ka/2$ の値は W 鋼に於て著しく大であつて、 V 鋼はこれに次ぐ。 Co 鋼はその値零である。而して a に就ては同様 Co 鋼は零でマルテンサイト化は認められない。 W 鋼は炭素鋼と略相似たる値を有し、 V 鋼、 Si 鋼、 Co 鋼及び Mo 鋼は稍炭素鋼よりも小さい。

XV. 結言 (1) 鋼の焼入膨脹速度に對する添加元素の影響を知るため、焼入膨脹自記装置を製作し、炭素量を略一定にして、2% 以下の Mn 、 Ni 、 Co 、 V 、 Cr 、 Si 、 W 、 Mo の一種を夫々配合せし鋼に就き、焼入膨脹—時間曲線を描かしめ焼入膨脹速度に對する添加元素の影響を研究した。又焼入溫度を 850、900、950、1,000、1,100°C に變化し、油焼入せる場合に就て焼入溫度の影響を研究した。

(2) 焼入膨脹速度は各試料に於けるオーステナイトのマルテンサイト化に歸因する膨脹時間曲線より次式に因て求

めた。 $dx/dt=K(a-x)$ 。茲に x は t 時間までに變化したマルテンサイト量、 a は室溫に達せる際のマルテンサイト量、 K は比例常數である。而して本實驗に於ては $x=a/2$ なる瞬間の dx/dt 即 $Ka/2$ に由てマルテンサイト化による膨脹速度を比較した。

(3) 一般に膨脹速度 $Ka/2$ 及び膨脹量 a の値は何れも焼入溫度に由て變化し、900~1,000°C に極大値を有する。又マルテンサイト化開始溫度は焼入溫度の高い程低い。

(4) 炭素鋼は共析組成に近きものは油焼入に由りマルテンサイトに變化するが、亞共析鋼及過共析鋼に屬するものには油焼入に由てはトルースタイトになり易い。而して膨

脹量 a は一般に大で、特殊元素を添加すると寧ろ減少する傾向がある。

(5) マンガン鋼は 950°C 焼入に於て膨脹速度及び膨脹量は極大を示す。又 Mn 量 1.14% のものは其値最も大で、それよりも量が多い時は小さくなる。

(6) ニッケル鋼は焼入溫度 1,000°C に於て膨脹量及び膨脹速度最も大きく含有量に因る變化

は餘り著しくない。

(7) コバルト鋼は膨脹度著しく小さく、1.94% Co のものは油焼入に由て Ar' 變態を起し、マルテンサイト化は認められない。0.55% Co のものは膨脹量極めて小さいが、1.00% Co に於ては其値大となり、1.53% Co 以上に於て再び減少する。

(8) バナヂウム鋼は膨脹速度一般に小さく、900°C 焼入に於て淺い極大値を認める。又 V 量に因る變化は少く、850°C 焼入のものは何れも膨脹速度及び膨脹量共に著しく小さい。

(9) 珪素鋼の膨脹速度並に膨脹量は餘り大きくない。又珪素の含有量及焼入溫度に因る變化も餘り大ではない。

(10) クロム鋼の膨脹速度及膨脹量は大きい方で其極大値は大體 950°C である。

(11) タングステン鋼の膨脹速度及膨脹量は最も大きく、 W の含有量増加する程その値は大となり、1.76% W 及び 2.22% W のものは頗る大である。又膨脹量は 1.44% W のものが最大大きい。

(12) モリブデン鋼の膨脹速度及膨脹量は可成り大きく、焼入温度に因り影響されることは少いが、含有量の増加に由て幾分膨脹量を減小する。

(13) 約等量の添加元素による膨脹速度を比較するとき

は添加元素 0.5% 及び 1.0% の場合には Mn 鋼が速度最も大きく、W 鋼之に次ぐが、1.5% 以上に於ては W 鋼最も大きい。

白鉄鑄鐵の脱炭に就て (第2報)

(日本鐵鋼協會第 12 回講演大會講演)

内藤 逸 策*

THE DECARBURISATION OF WHITE CAST IRON

(The second report)

By Issaku Naito.

SYNOPSIS:— When white cast iron is annealed with iron oxide in the same vessel, there occurs the decarburisation in the casting as explained in the first report; and in the second report, the mechanism on the decarburisation of white cast iron at high temperature is principally explained.

The change of distribution of carbon in the white cast iron during decarburisation is very complicated comparing in the case of carbon steel, because there are many sources of carbon as temper carbon or free cementite in the matrix of austenite. However, if the properties of these sources of carbon were studied, the migration of carbon in the cast iron could be treated by the diffusion theory of carbon as in the case of carbon steel. And the mechanism of the decarburisation was presumed after many experimental observations and mathematical treatments on the distribution of carbon in the decarburized sample.

The effect of graphitization and the chemical composition of white cast iron on the decarburisation was also investigated.

1. 緒 論

本第2報は可鍛鑄鐵製造過程に於ける白鉄鑄鐵の脱炭に就ての研究であつて、爐内の瓦斯の變化に就て行つた第1報の續きである、主として鑄鐵内に起きる脱炭に伴ふ炭素の移動を實測し、其の脱炭の機構を明にせんとしたのである。

白鉄鑄鐵を脱炭する際、其の内部の炭素分布の移動は極めて複雑であるが、其の理由はセメントタイト又は焼鈍黒鉛の如き炭素の源となるべきものが澤山に點在することに原因するのであつて、此等の炭素源の性質を吟味して、白鉄鑄鐵内の炭素の移動も理論的に解明することが出来、其から脱炭の機構も推定することが出来たのである。なほ本報告には脱炭と黒鉛化との關係、並に各種成分の脱炭に對する影響等をも實験し其等の關係も明にすることが出来た。

2. 鋼の脱炭に就て

鑄鐵の脱炭に就ては今日なほ充分な文獻がないので、先づ鋼に就て脱炭の一般的機構を考究することとする。鋼の脱炭に就ては、E. D. Campbell.¹⁾ C. R. Austin²⁾

及び Johansson³⁾ and Von Seth 等の研究がある。

Austin の實験は水素瓦斯中で鋼を脱炭させたものであつて、其の脱炭の機構としては炭素の擴散のみでなく、水素瓦斯の侵入脱出も考へられてゐる。Johansson 等の實験は(CO+CO₂)系の瓦斯によつて脱炭を行つてゐるが、其の結果に對しては何等此の點に就て論ぜられてゐない。鐵鋼の脱炭される機構としては外部より瓦斯が浸入して炭素と結合し再び外部に脱出する方法と、内部の炭素が表面へ擴散して來て表面で外氣と結合することゝの二方法が考へられるが、(CO+CO₂)系瓦斯による脱炭の場合には後者即ち炭素の擴散によつて脱炭が行はれる如く見られる。よつて次に Johansson 等の實験結果に就て擴散の法則が適用し得らるゝや否やを數學的に考察して見た。

鋼は 900°C 以上では全部オーステナイト組織となつて居るべきで、炭素は其の濃度の差に比例して連続的に高濃度の部分から低濃度の部分に移動するものと考へる。

さすれば一般の擴散の微分方程式(1)によつて其の炭素の移動状態を知ることが出来る。

$$\partial w / \partial t = k(\partial^2 w / \partial x^2 + \partial^2 w / \partial y^2 + \partial^2 w / \partial z^2) \dots \dots (1)$$

* 戸畑鑄物會社

¹⁾ E. D. Campbell; Journal of the Iron & Steel Inst. No. II 1919.

²⁾ C. R. Austin; " " No. I. 1922.

³⁾ Johansson & Von Seth; Journal of the Iron & Steel Inst. No. II. 1926.