

"	"	118	0.37	0.23	0.48	0.017	0.021	2.88	0.75	"	"	142	0.25	0.08	0.45	0.014	0.011	3.50	0.95
"	"	119	0.25	0.21	0.39	0.010	0.009	3.05	0.76	"	"	143	0.38	0.30	0.54	0.018	0.016	3.20	0.96
"	"	120	0.30	0.17	0.26	0.016	0.018	2.61	0.76	"	"	144	0.37	0.31	0.56	0.018	0.017	3.18	0.99
"	"	121	0.36	0.25	0.44	0.012	0.016	2.90	0.76	"	第IV群	145	0.33	0.28	0.43	0.014	0.023	2.99	1.00
"	"	122	0.32	0.34	0.45	0.014	0.015	2.97	0.78	"	"	146	0.35	0.23	0.54	0.011	0.028	3.52	1.03
"	"	123	0.33	0.24	0.50	0.016	0.018	2.85	0.78	"	"	147	0.30	0.19	0.57	0.014	0.008	2.79	1.04
"	"	124	0.31	0.25	0.40	0.015	0.007	3.14	0.79	"	"	148	0.35	0.26	0.46	0.013	0.020	3.50	1.04
"	"	125	0.33	0.22	0.28	0.016	0.017	2.66	0.79	"	"	149	0.31	0.22	0.41	0.016	0.019	2.96	1.09
"	"	126	0.34	0.27	0.57	0.013	0.019	3.00	0.79	"	"	150	0.38	0.39	0.59	0.014	0.011	3.20	1.09
"	"	127	0.39	0.28	0.55	0.014	0.012	2.87	0.80	"	"	151	0.25	0.16	0.39	0.023	0.011	3.23	1.10
"	第III群	128	0.32	0.22	0.47	0.014	0.007	3.06	0.81	"	"	152	0.38	0.27	0.53	0.013	0.019	3.43	1.15
"	"	129	0.33	0.21	0.36	0.015	0.019	2.80	0.81	"	"	153	0.23	0.14	0.38	0.013	0.013	3.00	1.17
"	"	130	0.39	0.23	0.54	0.011	0.030	2.81	0.82	"	"	154	0.33	0.30	0.40	0.019	0.021	3.00	1.20
"	"	131	0.37	0.21	0.56	0.012	0.015	3.00	0.82	"	"	155	0.33	0.31	0.49	0.017	0.013	3.47	1.23
"	"	132	0.31	0.20	0.47	0.012	0.018	2.94	0.83	"	"	156	0.32	0.10	0.49	0.022	0.006	3.22	1.30
"	"	133	0.35	0.33	0.43	0.015	0.019	2.87	0.83	"	"	157	0.37	0.31	0.52	0.010	0.014	3.08	1.46
"	"	134	0.37	0.25	0.54	0.017	0.019	3.04	0.83	Ni-Mn鋼	"	158	0.30	0.11	1.23	0.014	0.017	1.25	—
"	"	135	0.38	0.24	0.58	0.014	0.023	2.85	0.84	"	"	159	0.43	0.36	0.88	0.015	0.013	2.83	—
"	"	136	0.26	0.14	0.38	0.013	0.011	2.85	0.85	"	"	160	0.33	0.38	1.56	0.011	0.016	3.25	—
"	"	137	0.33	0.26	0.53	0.025	0.027	3.20	0.85	Cr-Mn鋼	"	161	0.32	0.36	0.98	0.011	0.017	—	0.73
"	"	138	0.35	0.30	0.45	0.015	0.016	3.08	0.85	"	"	162	0.38	0.42	1.53	0.018	0.015	—	0.81
"	"	139	0.32	0.26	0.42	0.021	0.018	3.30	0.86	"	"	163	0.35	0.37	1.00	0.013	0.013	—	1.12
"	"	140	0.31	0.23	0.39	0.010	0.010	3.05	0.92	Ni-Cr-Mn鋼	"	164	0.30	0.42	0.86	0.014	0.017	2.59	0.81
"	"	141	0.23	0.20	0.28	0.022	0.008	2.92	0.94										

焼入鋼の時効に就て

(日本鐵鋼協會 第8回講演大會講演)

横山均次^{*})

ON THE AGING OF QUENCHED CARBON STEELS.

Kinji Yokoyama

SYNOPSIS:—Carbon steels containing various percentages of carbon from 0.03 upto 1.5 which were quenched in water or oil from γ -state, were aged at room temperature for about 2 months, during which the change in Rockwell hardness as well as electrical resistance was studied. Further, the effect of tempering on these properties of freshly quenched specimens and also of aged ones was investigated. The results of experiments are as follows:—(1) The hardness of quenched steels is increased by aging at room temperature, the increase being greater in low than in high carbon steels. (2) Electrical resistance is decreased by aging, especially in high carbon steels, while in hyper-eutectoid steel quenched from temperatures above 1,000° it increases. (3) By tempering at 100° for 30 minutes, maximum hardness is obtained in quenched specimens and also aged ones, although the increase in hardness is greater in the former than in the latter. (4) When quenched specimens are tempered at 60°, the change in electrical resistance corresponding to that during aging is shown, but in aged specimens no appreciable change is observable. Tempering at 100° or more decreases electrical resistance considerably, the change being similar in both specimens.

The aging-phenomenon is satisfactorily explained as the combined effect of the nature of structural constituents, i. e., supersaturated solid solution of carbon in α -iron and α -martensite, together with that of internal stress caused by quenching. In α -iron, in the process of separation of cementite molecules during aging at room temperature as in the case of the quenching below A_1 point, carbon atoms migrate within the lattice to concentrate themselves; this assemblage of carbon atoms causes the distortion of iron lattice and therefore the hardening of steels. During aging at room temperature the softer α -martensite transforms into harder β -martensite, so hardness increases but electrical resistance decreases. Furthermore, hardness and electrical resistance must be diminished by reduction of internal stress.

I. 緒言

焼入鋼は時効によつてその物理的及び機械的性質の變化を惹起するが故に、ゲージ類の製作その他實際工業上に於て重要な問題である。従て之に就ては從來種々の研究が

行はれてゐる。松下博士¹⁾は炭素量0.18~1.5%の數種の鋼を水又は油に焼入した後常溫に放置した場合の長さの變化を測定した。この場合焼入鋼は時間の経過と共にその炭素量に従て膨脹或は收縮を起す事を認め、之に對し殘留オー

^{*}) 東京工業大學機械科

¹⁾ 松下、東北帝國大學理科報告、7 (大正 7)、43

ステナイトよりマルテンサイトへの變化及びマルテンサイトよりトルースタイトへの分解の結果であると説明した。又五十嵐理學士¹⁾は種々の溫度より水及び油に焼入した炭素量 0.9% 鋼に就て同様の研究を行つた。A. Weber²⁾はゲージとして一般に用ひられる炭素鋼及び特殊鋼の數種を選び之に就て時効の現象を研究した。即ち油焼入によつて比重を減少し長さを増大し、次に之を常溫に放置すれば時間の経過と共に長さは減少し比重は増大するが、その變化は 2.5 年の常溫時効によつても尙完結しない。依てこの現象は内部歪力が常溫に於て漸次に消滅する事に起因するものと考へた。又氏は實際工業上の場合に即して 100°~150° 間の一定溫度に放置し或は種々の熱處理を施し、これらの變化を人工的に短時間に起させる方法に就て研究した。この場合 100°~150° 間の時効によつて電気抵抗は一般に減少を示し、又クロム鋼では硬度を減少する事を認めた。而してこれら人爲の時効現象は内部歪力の除去によるほか材質の變化にもよるものとした。加瀬博士³⁾は炭素量 0.6~1.5% の瑞典鋼を採り、之を焼入して後常溫に約 100 時間放置した時の Shore 硬度の變化を觀測して、時間の経過と共に硬度は一般に増加する事を認めた。依て松下博士の場合と同様にこの結果はマルテンサイトの焼鈍と残留オーステナイトからマルテンサイトへの變化との示差的影響であるととした。Z. Jeffries と Archer⁴⁾も亦焼入炭素鋼に於て時効硬化する事を認め、之れに對してマルテンサイトより微粒のセメントタイトの析出による微粒析出説を以て説明した。又 S. Steinberg と W. Subow⁵⁾は炭素量 0.98% 鋼の水中に焼入したものに就き硬度及び長さの變化を測定した。この場合硬度は時間の経過と共に上昇し、長さは減少を伴ふ事を認めたが、この硬化の原因はマルテンサイトの本性によると解釋すべきものと述べてゐるほか詳しい説明を與へてゐない。

最近の X 線的研究その他の研究の結果によれば、焼入鋼に於て存在する α マルテンサイトは體心正方晶系鐵格子の炭素固溶體であつて、炭素は原子狀態に於てその面心又は側面の中心にあるか又は二原子が結合して鐵原子を置換す

るものと考へられる¹⁾。而してその軸比は炭素含有量によつて定まるものであつて、之は α 鐵に炭素の過飽和に固溶したものと見られるが一般にはオーステナイトよりトルースタイト乃至パーライトへの變化の途中にある一種の擬安定相と考へられる。 β マルテンサイトに關しては體心立方晶系鐵格子に炭素の過飽和に固溶せるもので之も亦一つの擬安定相と考へられるのが普通であるが²⁾、一方に於て炭素はこの中では既に膠質狀セメントタイトとして析出してゐると報告せられてゐる³⁾。而してこの β マルテンサイトは高炭素鋼より低炭素のものに於て且冷却速度の比較的小なる場合に多く、從て試料表面より内部の方に多量に存在するものとせられてゐる。次に焼入鋼に於てはオーステナイトが存在し、之は面心立方晶鐵格子を有する炭素固溶體であつて炭素原子はその體心にある⁴⁾。而して最近の X 線定量的結果によれば⁵⁾ 炭素量 0.4% のものに於ても存在する事が證明せられ、又同一焼入溫度に對しては炭素量がなる程オーステナイトの量は大きであり、尙油焼入の方が水焼入よりも遙に多量のオーステナイトを残留し且何れの鋼に於ても焼入溫度 1,000° 附近でその量は最大となる。次にこれらの諸相の安定度及びその結晶構造から炭素が析出し、トルースタイト乃至パーライトまで進行する経過は焼戻の變化によつて知られる。これに關する最近の諸研究によれば、焼入鋼は焼戻によつて三段に變化する。第 1 變化は 100° 附近に起り、之によつて α マルテンサイトは β マルテンサイトとなる。而して α マルテンサイトはこの溫度以下では著しくその安定度を増し常溫では殆んど變化は認められないとせられてゐる。次の變化は残留オーステナイトが 200° 附近より分解を始め、 α マルテンサイトを経て β マルテンサイトとなるもので 250° 附近で略完結する。最後に β マルテンサイトはその中の炭素原子を漸次析出して

¹⁾ 五十嵐、金屬の研究、1 (大正 13)、474

²⁾ A. Weber, Die natürliche u. künstliche Alterung des gehärteten Stahles, Berlin Julius Springer (1926)

³⁾ 加瀬、金屬の研究、3 (大正 15)、377

⁴⁾ Z. Jeffries & Archer, Trans. Am. Soc. Steel Treat., 13 (1928), 369

⁵⁾ S. Steinberg u. W. Subow, Stahl u. Eisen, 51 (1931), 911

¹⁾ 本多、東北帝國大學理科報告、14 (大正 14)、165

同、21 (昭 7)、299

G. Kurdumoff, Zeits. Phys., 55 (1929), 187

N. Seljakow, G. Kurdumoff u. N. Goodtzow, Zeits. Phys., 45 (1927), 384

E. Öhman, Journ. Iron & Steel Inst., 1 (1931), 445

²⁾ 本多、東北帝國大學理科報告、21 (昭 7)、299

³⁾ Kurdumoff u. Sachs, Zeits., 64 (1930), 325

A. Sauveur, Am. Inst. Min. Met. Eng., Tech. Pub., 412 (1931)

H. Eiser, Arch. Eisenhüttenw., (1930), 116

H. Hanemann, K. Herrmann, U. Hofmann u. A.

Schrader, Arch. Eisenhüttenw., (1931), 479

⁴⁾ F. Wever, Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch., 3 (1921), 45

本多、東北帝國大學理科報告 14 (大正 14)、165

⁵⁾ 田丸、關戸、金屬の研究、8 (昭 6)、595

Fe_3C 分子を形成し凝集して 300° 附近に於て α 鐵とセメンタイト結晶との混合物となる。

尙焼入鋼に於ては比容積を異にする種々の内部組織の混在する事に起因する歪力が存在し、或場合には焼割を生ずるに至る。實際何れの X 線的研究の結果によるもその反射線は常に著しく散亂してゐる事から、 α 鐵格子は著しい歪を受けた状態にあると見られてゐるところで、而もこの歪力は常溫加工によつて生ずる機械的歪力と本質的に同一と見られるものである。而して焼入鋼及び常溫加工を施した金屬の内部歪力を X 線的に研究した結果によれば¹⁾、何れもその歪力は抗張力程度のものであつて、是等常溫加工を受けた金屬が常溫に於て時効現象を呈する事は既に認められてゐるところである²⁾。

以上の如く現在行はれてゐる焼入鋼の時効現象に就ての解説と焼入鋼の本性に就ての最近の研究結果とを對照するとき、そして尙考察の餘地があるものと考へられる。依て本研究に於ては數種の炭素鋼に於ける硬度及び電氣抵抗の變化を觀察し、諸研究の結果を參照して考察を試みんとし、て企てたものである。

II. 試料並に測定方法

試料としてはアルムコ鐵、電解鐵の再熔解して微量の炭素を含むもの及び工業上に普通に用ひられる5種の炭素鋼を用いた。炭素量及びその他の不純物の分析結果は第1表に示す。

第 1 表

試 料	炭素	珪素	滿侖	磷	硫黄	銅
アルムコ鐵	0.03	0.010	0.020	0.008	0.030	0.025
電解鐵 0.06%C	~0.06	0.019	0.0060	0.0000	0.0019	—
炭素鋼 0.1%C	0.13	0.27	0.30	0.017	0.016	—
〃 0.3%C	0.30	0.26	0.67	0.009	0.015	—
〃 0.5%C	0.50	0.22	0.51	0.012	0.015	—
〃 0.9%C	0.90	0.25	0.39	0.010	0.010	—
〃 1.5%C	1.43	0.21	0.41	0.020	0.011	—

硬度試験には専らロックウェル硬度計を用いた。試験片の寸法は全實驗を通じて一樣に直径 20mm × 長 12mm とし、この兩端面に於て毎回 4~6 個の測定値をとりその平均値を求めてその時の硬度とした。焼入は管狀ニクロム線

電氣爐にて空氣中又は眞空中で加熱し常溫の水又は油中に急冷した。焼入の後水にて冷却しながら靜かにグラインドし次にエメリー紙にて仕上げた。焼入後最初の測定を行ふ迄の時間は約 20 分である。試験片の大きさは焼入鋼試片の内部組織及び硬度に關係する事は一般に認められるところであつて、試片の内外を一樣に冷却する事に依て一樣なる硬度の分布を得るにはその大きさをなるべく細小にする事が必要と考へられる。本實驗の試片ではその端面の中央部と縁邊部との硬度の差異は僅少であり、且各鋼種につき十數個の焼入を行ひその中の硬度の一樣なるもの、數個を選びこれに就て硬度の變化を觀測する事とした。

電氣抵抗の測定は電位計法によつた。試験片は上記材料の直径 20mm のものを直径 8mm に鍛延し、之を焼鈍した後直径 5mm × 長 150mm に旋削した。又その兩端に溝を切りそれに銅線 B.S. #22 × 長 3.5m の一端を嵌込み 130mm の長さに就て測定を行つた。測定の場合の電流は常に 1Amp. とした。焼入には上記の寸法に仕上げた試験片を内径 10mm × 長 500mm の石英管に入れ眞空にして、之を管狀ニクロム線電氣爐の溫度分布の充分一樣なところで加熱した。その際溫度の測定には白金-白金ロヂウム熱電對を試験片に接觸せしめて置いた。鋼の電氣抵抗の溫度係數は相當に大なる値をもつ故に測定時の溫度による補正の影響が大きい。従て本實驗の如く僅少なる電氣抵抗の變化を知る必要がある場合にはその不便を避けるために常に一定溫度で測定を行ふべきである。依て本研究に於てはトルオールを膨脹體とする恒溫槽¹⁾を作り、常に溫度差を $\pm 0.05^\circ$ の範圍として測定を行つた。試験片の焼入は油浴中又は眞空中に於て行ひ、溫度の測定には豫め補正せられた白金-白金ロヂウム熱電對又は獨逸國 PTR 檢定の寒暖計によつて比較補正した水銀寒暖計を用いた。

III. 實驗の結果

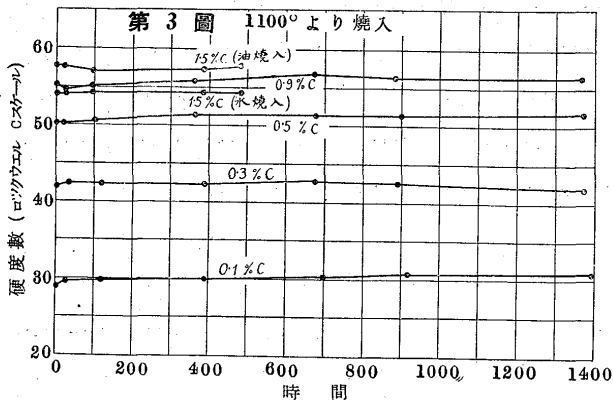
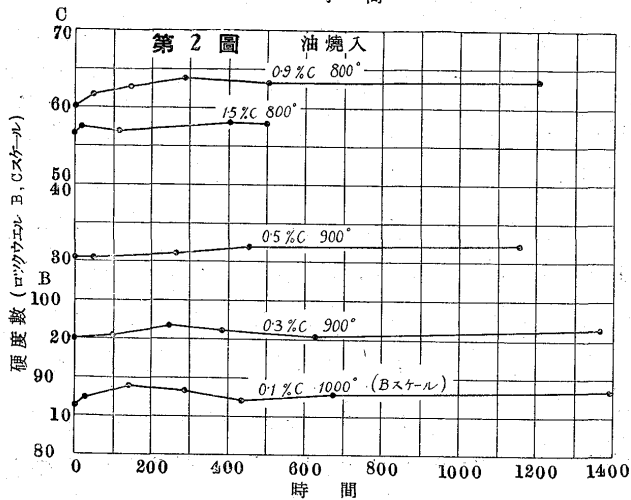
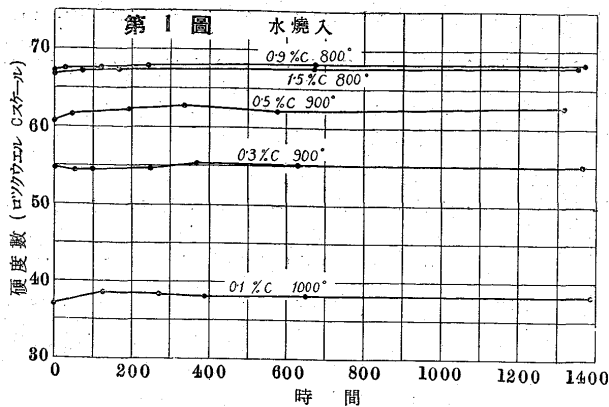
A. 焼入後常溫に放置せる際の硬度の變化

焼入鋼を常溫に放置せる際の硬度の變化を觀測するために、先づ各種の鋼を γ 状態に加熱し之を水及び油中に焼入した。第1圖及び第2圖は夫々水及び油焼入した試料の變化を示すものであつて、圖中の曲線に附記せる數字は炭素量及び焼入溫度である。第3圖は $1,100^\circ$ より焼入せる場合で各曲線には又炭素量を附記した。これらの數値は第2

¹⁾ 關戸、金屬の研究、3 (大正 15)、482 同、4 (昭 2)、297 同、4 (昭 2)、478

²⁾ G. Sachs u. W. Stenzel, Mitt. deutsch. Materialprüf., Sonderheft 17 (1931), 38
Z. Jeffries & Archer, Chem. Met. Eng., Oct. 25 (1922), 833 Nov. 1 (1922) 882
L. B. Pfeil, Journ. Iron & Steel Inst., 2 (1928), 167
G. Tammann, Lehrb. Metallog., 121

¹⁾ 神原、松井、工學化學雜誌、34 (1931), 8



~6 表に之を纏めた。

第2表 0.1%C 炭素鋼

1000° 1 時間水焼入		1000° 1 時間油焼入		1100° ½ 時間水焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルB (試験片6個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片8個平均)
0	37.0	0	86.5	0	29.0
126	38.5	24	87.4	21	29.6
270	38.3	144	89.0	115	29.8
390	38.2	288	88.3	384	30.0
650	38.1	432	87.0	696	30.4
1386	38.2	671	87.9	912	30.8
		1390	88.4	1390	30.8

第3表 0.3% 炭素鋼

900° 1 時間水焼入		900° 1 時間油焼入		1100° ½ 時間水焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片6個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片8個平均)
0	54.8	0	20.1	0	41.9
52	54.3	98	20.6	23	42.4
100	54.5	242	21.8	117	42.3

244	54.6	386	21.0	385	42.3
364	55.3	626	20.4	673	42.8
628	55.1	1362	21.4	889	42.5
1364	55.1			1370	41.8

第4表 0.5%C 炭素鋼

900° 1 時間水焼入		900° 1 時間油焼入		1000° ½ 時間水焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片6個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片6個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片8個平均)
0	60.8	0	30.6	0	50.4
48	61.5	48	30.5	18	50.2
192	62.2	264	31.2	96	50.7
336	62.7	456	32.1	360	51.4
576	62.0	1152	32.2	672	51.3
1312	62.6			898	51.4
				1370	51.8

第5表 0.9%C 炭素鋼

800° 1 時間水焼入		800° 1 時間油焼入		1100° ½ 時間水焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片8個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片7個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片8個平均)
0	67.3	0	60.3	0	55.2
24	67.5	48	61.9	23	54.6
120	67.6	144	62.8	35	55.2
240	67.9	288	64.0	359	55.9
672	68.2	504	63.4	671	56.8
1368	68.1	1204	63.5	887	56.3
				1365	56.3

第6表 1.5%C 炭素鋼

800° ½ 時間水焼入		800° ½ 時間油焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)
0	66.9	0	56.8
70	67.3	18	57.7
166	67.4	115	57.0
670	67.6	404	58.2
1350	67.9	500	58.0

1100° ½ 時間水焼入		1100° ½ 時間油焼入	
経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)	経過時間	硬度 ロックウェルC (試験片4個平均)
0	54.2	0	57.7
22	54.3	22	57.7
94	54.4	95	57.0
384	54.3	383	57.3
479	54.3	479	57.9

この結果によれば何れの場合に於ても硬度数は炭素量の増加と共に増大するが、炭素量 1.5% になれば却て小となり、又水焼入に於ては油焼入の場合より大であり、同一炭素量のもでも焼入温度高きものに於てはその硬度を減少する。本多博士によれば鋼を焼入した際の最大なる硬度は階段変化の最初の変化即ちオーステナイト→マルテンサイトが完結し、第二の變化即ちマルテンサイト→トランスファイトが完全に阻止されたときに得られる。又 α マルテンサイト及び β マルテンサイトの硬度を明確に比較する事は困難であつて前者の方が却て後者よりも硬度大なりと考へるものもあるが¹⁾、本多博士によれば β マルテンサイトの硬

¹⁾ A. Westgren, Metal Progress, Aug. (1931), 49
H. Hanemann u. L. Traeger, Stahl u. Eisen, (1926), 1508

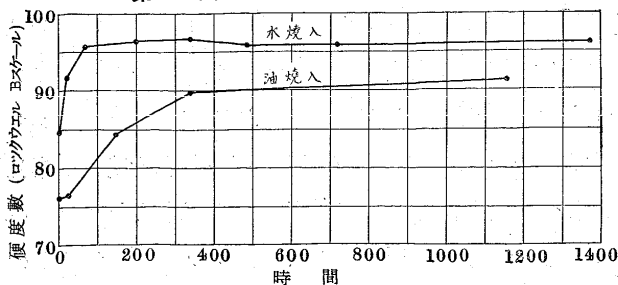
度は主として鐵原子格子の歪に基くものであつて α マルテンサイトの正方晶系固溶體の特有の性質に基くその硬度よりも大であるとせられてゐる。之に依て本實驗の結果も容易に首肯せられる。次に時効による硬度の變化は極めて小であるが、何れの鋼に於ても時間の経過と共に増加する事が認められる。即ち炭素量 0.9%、1.5% 鋼の水焼入せるものに於ては各試験片に於ける個々の測定値はよく一致してゐて時効の影響を明に認める事が出来る。只低炭素鋼に於ては加熱温度が高いため焼入の際氣泡の發生多く試片は部分的にその焼入効果を異にするため、又油焼入ではトルスタイト生成のために硬度分布は幾分不同となるが、水焼入より油焼入試料に於て、又低炭素のものに於て時効硬化の程度が一層大きいと見る事が出来、加瀬博士¹⁾の實驗結果と一致する。又 S. Steinberg²⁾ のロックウェル硬度 C スケールによる結果は本實驗に於ける炭素量 0.9% 鋼水焼入の場合と同程度の硬化を示すものである。焼入温度 1,100° の試料に於ても硬化の程度は他と略同様である。只炭素量 1.5% 鋼に於ては 800° 焼入の場合には明に硬化を起すが、1,100° 焼入では測定値は不規則となりその變化を明瞭に認められなかつた。尙炭素量 0.9% 及び 1.5% 鋼を 800° より焼入すれば常に大なる焼割を生ずるが、1,100° 焼入では殆んど焼割を起さない。

次に炭素量約 0.06% 鋼及びアルムコ鐵に就て時効の影響を調べた。第 4 圖及び第 7 表は炭素量約 0.06% 電解鐵

第 7 表 0.06% C 電解鐵

1100° 1 時間水焼入		1100° 1 時間油焼入	
経過時間	硬度 ロックウェル B (試験片 5 個平均)	経過時間	硬度 ロックウェル B (試験片 4 個平均)
0	84.7	0	76.2
20	91.7	24	76.5
68	95.7	144	84.4
195	96.4	336	89.8
339	96.7	1152	91.2
483	95.8		
719	95.9		
1370	96.2		

第 4 圖 0.06% C 1100° より焼入

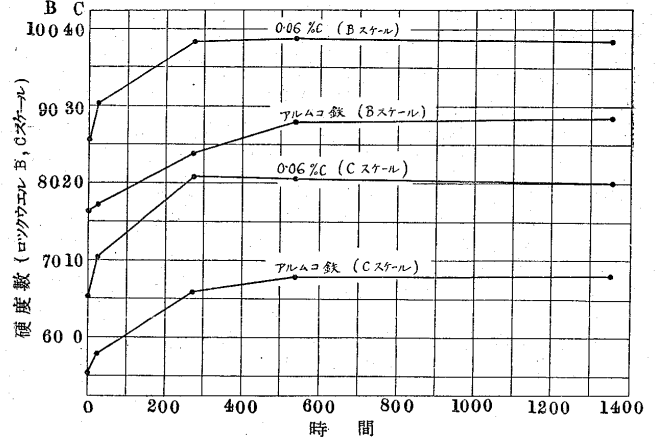


を 1,100° より水及び油に焼入したものを常溫に放置した場合の結果を示す。又第 5 圖及び第 8 表はアルムコ鐵及び

第 8 表

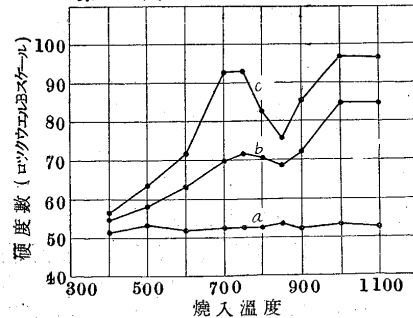
経過時間	0.06% C 電解鐵		アルムコ鐵	
	ロックウェル B	ロックウェル C	ロックウェル B	ロックウェル C
0	85.6	5.4	76.3	-4.7
24	90.3	10.4	77.2	-3.1
270	98.2	20.8	83.8	5.8
534	98.7	20.5	88.0	7.9
1350	98.3	20.0	88.4	8.0

第 5 圖 1100° より水焼入



炭素量 0.06% 鋼を 1,100° より水中に焼入したものをロックウェル B 及び C スケールで測定した。これによれば極低炭素のものに於ては硬化の程度は著しく、且ロックウェル硬度 B 及び C スケールは略同様の變化を示すことを知る。又同様に炭素量 0.06% 鋼試片を種々の温度より水中に焼入した後常溫時効せしめた際の變化は第 6 圖及び

第 6 圖 0.06% C a=焼鈍 b=水焼入直後 c=水焼入後500時間



第 9 表に示す通りである。圖中 a 曲線は焼鈍状態の硬度、b 曲線は焼入直後の硬度、c 曲線は

第 9 表

焼入温度 °C	硬度 ロックウェル B スケール (試験片 2 個の平均)		
	焼鈍状態	焼入直後	常溫時効 500 時間後
400	51.4	54.7	56.4
500	53.3	58.1	63.5
600	51.8	63.0	71.5
700	52.3	69.9	92.5
750	52.6	71.4	92.8
800	52.4	70.4	82.3
850	53.2	68.5	75.6
900	52.0	72.0	85.5
1000	53.3	84.9	96.8
1100	52.5	84.7	96.7

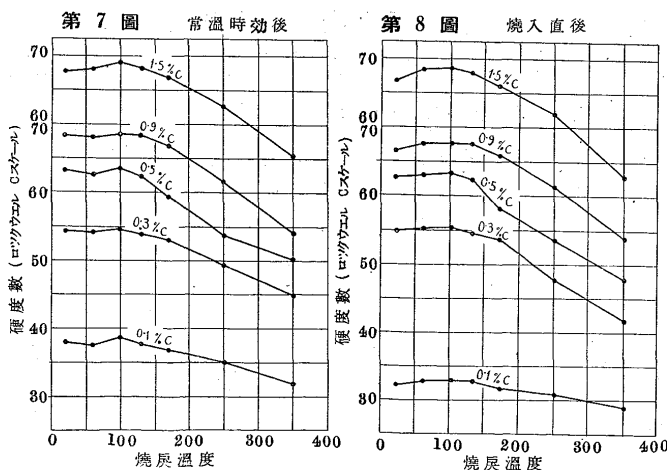
1) 加瀬、金屬の研究、3 (大正 15)、377

2) S. Steinberg u. W. Subow, Stahl u. Eisen, 51 (1931), 911

タ約 500 時間時効後の硬度の變化を示す。圖に於て曲線 b 及び c は焼入溫度に就て略同様の變化を示してゐる。700°迄兩曲線が連續的に上昇するのは α 鐵に對する炭素の溶解度による事は既に明にせられてゐるところであるが¹⁾、之を A_1 點以上に加熱すれば γ 固溶體生成のために α 鐵はその炭素濃度を減少する。このために 750° では硬度の増加する程度は既に幾分減少を示し、850° 附近で最小となる。之以上 A_3 點に近づけば均一なる γ 状態より焼入せられる事となり硬化は著しくなる。F. Wever と N. Engel²⁾ の研究によれば冷却速度を充分大 (毎秒 6,600° 位) にすれば炭素量 0.025% 鋼に於てもマルテンサイトが生成されるものと考へたが、普通の焼入に於ては冷却速度は之より著しく小である³⁾ に依てマルテンサイトの生成を考へる事は困難であらう。勿論顯微鏡組織に於ても普通の針狀組織を示す事なく、地鐵結晶粒境界がそのまゝ残るところの均一多結晶組織を示す。H. Hanemann⁴⁾ は之を ϵ 相と指摘したが結局之は炭素を過飽和に固溶した α 鐵であつて、この場合の時効現象は A_1 點以下より焼入したものと同様に考へるべきである。又本實驗進行中に於て A. Bates⁵⁾ は炭素量 0.06% のトーマス鋼を採り、之を種々の溫度から焼入したものの抗張力、硬度の變化を測定したが、其の結果は本實驗の場合とよく一致してゐる。

B. 焼戻せる際の硬度の變化

焼入後約 2 ケ月間常溫時効せしめたもの及び同一條件



¹⁾ 山田、横山、金屬の研究、8 (昭 6)、480

²⁾ F. Wever u. N. Engel, Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch., 12 (1930), 8

³⁾ 大日方、金屬の研究、7 (昭 5)、161

⁴⁾ Hanemann, Gebhard u. Schrader, Arch. Eisenhüttenw., (1929), 763

⁵⁾ A. Bates, Compt. rend., 193 (1931), 35

の下に焼入した直後の試料を數種の比較的低溫度に焼戻した。この際焼戻は油浴中に於て行ひ且兩種の試料は常に同時に加熱する様にした。焼戻時間は何れも 30 分である。第 10 表第 7 圖及び第 11 表第 8 圖は夫々常溫時効後及び

第 10 表

鋼種	0.1%C	0.3%C	0.5%C	0.9%C	1.5%C
焼入	1000°	900°	900°	800°	800°
1 時間	1 時間	1 時間	1 時間	1 時間	1 時間
水焼入	水焼入	水焼入	水焼入	水焼入	水焼入
焼戻					
常溫時効後 (20°)	38.1	54.2	63.3	63.3	67.7
60° 1/2 時間焼戻	37.6	54.1	63.6	68.1	68.1
100° "	38.8	54.6	63.6	68.6	69.1
130° "	37.7	53.9	62.3	68.3	68.2
170° "	36.9	53.0	59.3	66.8	66.8
250° "	35.1	49.4	53.7	61.6	62.6
350° "	31.9	45.0	50.2	54.0	55.4
450° "	—	—	—	—	47.5

第 11 表

鋼種	0.1%C	0.3%C	0.5%C	0.9%C	1.5%C
焼入	1000°	900°	900°	800°	800°
1 時間	1 時間	1 時間	1 時間	1 時間	1 時間
水焼入	水焼入	水焼入	水焼入	水焼入	水焼入
焼戻					
焼入直後 (20°)	32.5	55.1	62.9	66.8	67.0
60° 1/2 時間焼戻	33.0	55.5	63.2	67.8	68.7
100° "	33.1	55.6	63.5	67.9	68.8
130° "	33.0	54.6	62.6	67.8	68.1
170° "	31.9	53.9	58.3	66.0	66.2
250° "	31.0	47.8	53.6	61.5	62.1
350° "	29.0	41.8	47.9	53.9	52.9
450° "	—	—	—	—	46.9

焼入直後の試料に於ける硬度の變化を示すものである。これによれば何れの鋼に於てもその硬度は 100° で最大値を示し、Grard¹⁾ の言ふ如く炭素量によつて硬度が最大となる溫度を異にするといふ事は認められない。焼戻鋼の硬度に關しては田丸博士²⁾ 及び Hanemann と Traeger³⁾ の研究がある。田丸博士によれば 0.9% 炭素鋼の焼入直後のブリネル硬度は 661 であり之を 112° に焼戻せば 683 となり、之をロックウェル硬度に換算すれば本實驗の結果とよく一致するところである。即ちここでは實驗の性質上特にロックウェル硬度を用ひたためその變化量はブリネル硬度によるよりも小であるが、焼戻によつて 100° 附近に於て明に硬化すると見る事が出来る。尙 100° の焼戻によつて硬度の増加する程度は時効後の試料に於て比較的小であり、焼入直後のそれに於て大である。且又前者に於ては 60° の焼戻によつて硬度は増加しないに拘らず後者に於ては硬化を示してゐる。これに就ては數回の實驗を繰返したが常に同様の結果を得た。

第 9 圖及び第 12 表は炭素量 0.06% 鋼を焼戻した際の

¹⁾ Grard, Rev. Métal., (1911), 241

²⁾ 田丸、東北帝國大學理科報告、15 (1926), 824

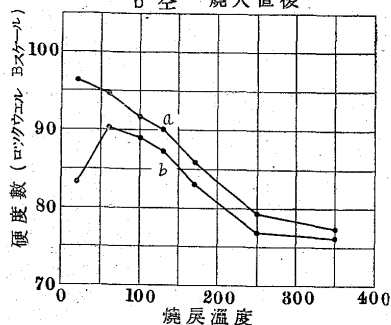
³⁾ Hanemann u. Traeger, Stahl u. Eisen, (1926), 1508

第 12 表

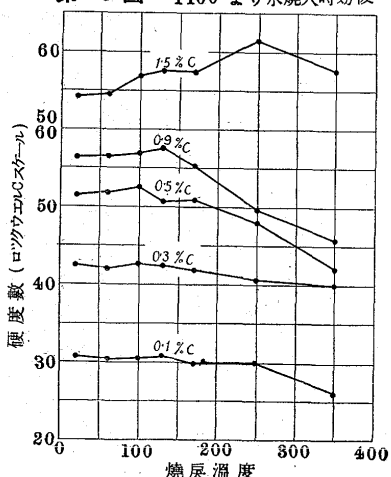
焼入	1000° 1 時間 水焼入 常時効後	1000° 1 時間 水焼入 直後
焼入		
(20°)	96.3	83.3
60° 1/2 時間焼入	94.6	90.2
100° "	91.6	89.0
130° "	90.0	87.2
170° "	85.9	83.0
250° "	79.2	76.8
350° "	77.4	76.3

第 9 圖 0.06%C

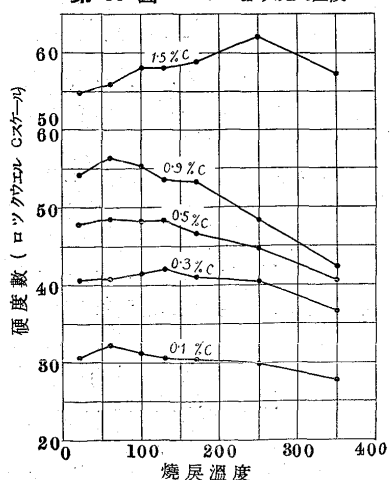
a 1100°より水焼入後
2ヶ月常時効後
b 全焼入直後



第 10 圖 1100°より水焼入時効後



第 11 圖 1100°より焼入直後



の變化は第 7, 8 圖の場合と同様の變化をするものと見られる。尙炭素量 1.5% 鋼に於てはその顯微鏡組織にも見る如く多量のオーステナイトを残留し且軸比大なる α マルテ

變化を示す。圖中曲線 a は約 2 ヶ月間常溫に於て時効せしめたもので、これに於ては硬度は最初より減少を示すばかりである。然るに焼入直後のものに於ては曲線 b に示す如く 60° の焼入によつて硬度は著しく増大し、それ以上の溫度では漸次減少を示す。この結果は A₁ 點以下の溫度より焼入せる場合と全然その規を同じうするところであつて、その現象の説明も亦之に準すべきものである。

次に 1,100° より焼入したものの結果を示せば第 10, 11 圖及び第 13, 14 表の通りである。前者は時効後、後者は焼入直後の變化を示す。これによれば時効後のものでは 60° の加熱によつて低炭素鋼はその硬度を減少するが、炭素量 0.5% 以上のものでは増加する傾向にあり、又其の他

第 13 表

鋼種	0.1%C	0.3%C	0.5%C	0.9%C	1.5%C
焼入	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間
焼入					
常時効後 (20°)	30.8	42.5	51.5	56.3	54.3
60° 1/2 時間焼入	30.4	42.0	51.9	56.5	54.5
100° "	30.5	42.7	52.6	56.9	56.8
130° "	30.8	42.3	50.5	57.5	57.5
170° "	29.8	41.9	50.9	55.3	57.4
250° "	30.0	40.6	48.1	49.6	61.5
350° "	26.0	40.1	41.8	45.7	57.6
450° "	—	—	—	—	50.3

第 14 表

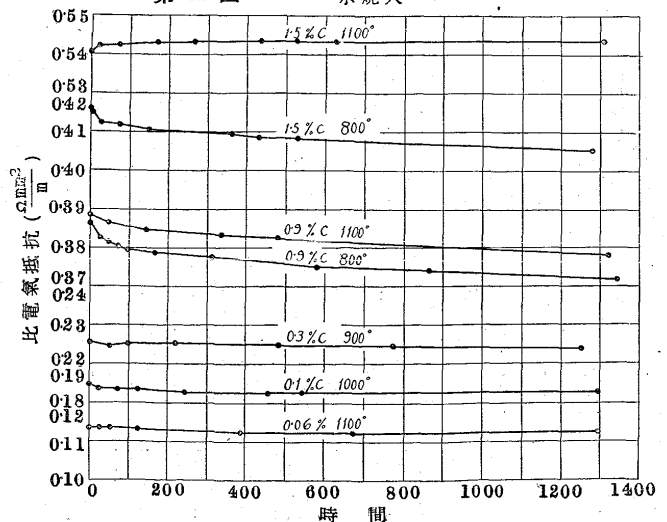
鋼種	0.1%C	0.3%C	0.5%C	0.9%C	1.5%C
焼入	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間	1100° 1/2 時間
焼入					
焼入直後 (20°)	30.6	40.6	47.8	54.2	54.9
60° 1/2 時間焼入	32.3	40.9	48.6	56.5	56.0
100° "	31.3	41.6	48.2	55.4	58.1
130° "	30.6	42.1	48.3	53.5	58.1
170° "	30.5	41.0	46.7	53.4	58.9
250° "	29.9	40.4	44.7	48.4	62.2
350° "	27.8	36.6	40.5	42.4	57.2
450° "	—	—	—	—	50.6

サイトの存在する事のために、その變化は他と趣を異にし二段に硬化を起してゐる、この場合時効後の試料では第 1 段の變化の程度は焼入直後のものに比べて小である。

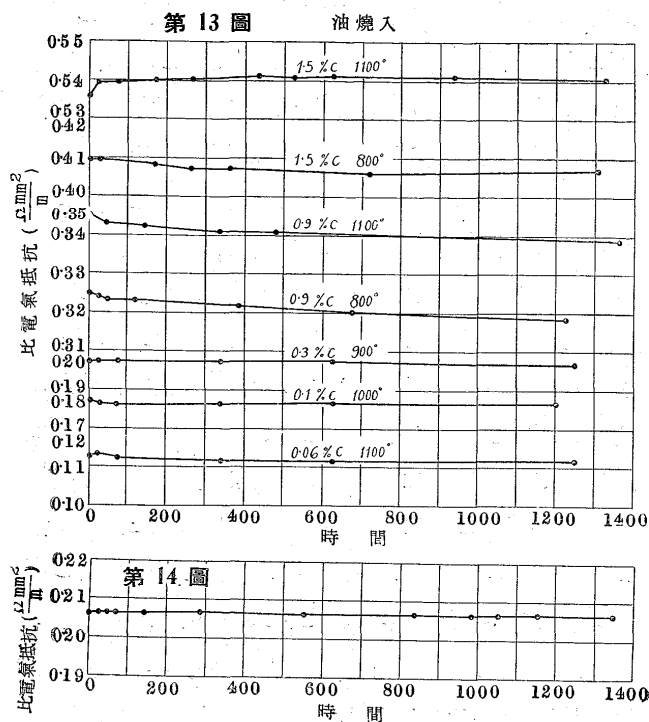
C. 焼入後常溫に放置せる際の電気抵抗の變化

第 1 表に示す數種の炭素鋼を水及び油に焼入した後約 2 ヶ月間常溫に放置した際の時効の影響を觀測した。第 12 圖及び第 13 圖は夫々水及び油焼入の場合の變化を示し、圖中の曲線には炭素量及び焼入溫度を附記した。又その數値は第 15~19 表に示す。之に依れば比電気抵抗の値は炭素量を増すに従ひ、又同一炭素量でも焼入溫度高きほど大となる。且又水焼入では油焼入の場合より大である。之は焼入効果の如何によるものであつて比抵抗の最大であるオーステナイト及び最小である β マルテンサイト或はトルース

第 12 圖 水焼入



イトの量の関係から見て當然の事と考へられる。又第 14 圖第 20 表には比較のために炭素量 0.9% 試料の充分に



第 15 表 1.5%C 炭素鋼

800° 1 時間水焼入			1100° 1 時間水焼入		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.3	0.41616	0	20.1	0.54076
4	20.3	0.41523	2	20.3	0.54070
27	20.3	0.41246	24	20.3	0.54228
75	20.2	0.41200	75	20.2	0.54258
149	20.3	0.41092	170	20.2	0.54342
361	20.3	0.40984	267	20.2	0.54334
431	20.2	0.40861	436	20.3	0.54365
530	20.3	0.40833	527	20.2	0.54365
1280	20.2	0.40504	626	20.3	0.54350
			1310	20.2	0.54375

800° 1 時間油焼入

1100° 1 時間油焼入

経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.2	0.40989	0	20.2	0.53622
27	20.3	0.40989	24	20.2	0.54000
168	20.3	0.40853	75	20.2	0.53995
260	20.2	0.40777	170	20.2	0.54030
359	20.2	0.40792	267	20.2	0.54060
718	20.3	0.40732	437	20.2	0.54121
1305	20.2	0.40717	527	20.2	0.54090
			626	20.3	0.54154
			937	20.3	0.54121
			1322	20.2	0.54132

第 16 表 0.9%C 炭素鋼

800° 1 時間水焼入			1100° 1 時間水焼入		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.2	0.38633	0	20.3	0.38871
27	20.2	0.38254	48	20.3	0.38651
48	20.2	0.38148	143	20.3	0.38484
74	20.2	0.38027	336	20.3	0.38347

96	20.2	0.37951	480	20.3	0.38271
168	20.4	0.37898	1320	20.2	0.37800
314	20.3	0.37789			
578	20.3	0.37496			
865	20.3	0.37421			
1342	20.3	0.37193			

800° 1 時間油焼入

1100° 1 時間油焼入

経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.3	0.32520	0	20.3	0.34556
1	20.3	0.32512	46	20.3	0.34351
23	20.3	0.32437	141	20.4	0.34261
48	20.2	0.32372	334	20.3	0.34126
117	20.2	0.32328	478	20.3	0.34126
383	20.1	0.32097	1350	20.2	0.33875
672	20.2	0.32026			
1224	20.3	0.31870			

第 17 表 0.3%C 炭素鋼

900° 1 時間水焼入

960° 1 時間油焼入

経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.2	0.22578	0	20.3	0.19738
50	20.3	0.22457	26	20.3	0.19769
99	20.3	0.22513	73	20.2	0.19764
220	20.3	0.22532	338	20.1	0.19765
484	20.3	0.22502	626	20.2	0.19767
772	20.3	0.22486	1248	20.3	0.19678
1251	20.3	0.22404			

第 18 表 0.1%C 炭素鋼

1000° 1 時間水焼入

1000° 1 時間油焼入

経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.2	0.18488	0	20.2	0.17743
23	20.2	0.18382	24	20.3	0.17697
72	20.3	0.18337	70	20.2	0.17667
122	20.2	0.18337	335	20.1	0.17667
242	20.3	0.18292	623	20.2	0.17670
457	20.1	0.18292	1200	20.2	0.17667
741	20.3	0.18292			
1296	20.3	0.18292			

第 19 表 0.06%C 炭素鋼

1100° 1 時間水焼入

1100° 1 時間油焼入

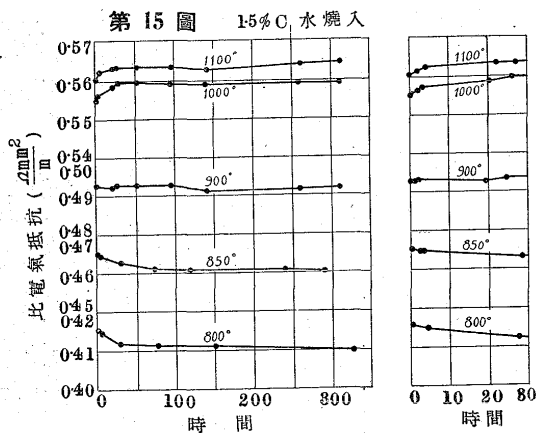
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.3	0.11368	0	20.2	0.11352
25	20.3	0.11368	26	20.3	0.11373
52	20.2	0.11368	72	20.2	0.11277
122	20.2	0.11322	337	20.1	0.11202
385	20.1	0.11254	625	20.3	0.11172
674	20.2	0.11227	1248	20.2	0.11202
1296	20.2	0.11247			

第 20 表 0.9%C 炭素鋼 焼鈍

経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2
0	20.2	0.20649	552	20.3	0.20679
24	20.2	0.20679	839	20.3	0.20686
48	20.2	0.20679	984	20.3	0.20649
70	20.2	0.20694	1055	20.3	0.20686
142	20.3	0.20679	1152	20.3	0.20679
288	20.3	0.20709	1350	20.3	0.20686

焼鈍したものゝ抵抗を同時に測定した結果である。これらによれば焼鈍試料に於ては時効の影響は認められないにも拘らず焼入試料に於ては常時時効によつて抵抗を減少して

ゐる。唯炭素量 1.5% 鋼 1,100° 焼入の場合にのみ増加を示す事が明に認められる。而して抵抗の變化の程度は一般に油焼入より水焼入の場合が大で、且低炭素鋼ではその變化は僅少となり炭素量 0.06% 鋼に於ては明瞭な變化を表してゐない。但こゝに注意すべきは炭素量 0.3% 鋼のみは時効による硬化を認める事が出来なかつたが、電気抵抗に於ても亦その變化が現れないのは他の原因によるものであらう。又炭素量 1.5% 鋼に於ては水及び油焼入の兩試料に於て抵抗値及び時効の程度は殆んど同一であるが、この場合には油は水に似た焼入効果を及ぼすもので油焼入に於てもトルスタイトの存在は極く少量である事が顯微鏡的研究からも認められる。尙この場合焼入温度によつて抵抗の變化が反對になる事に就ては γ 鐵に對する炭素の溶解度が温度によつて異なる事に關係するものとすれば、もしこの



第 21 表 1.5% C 炭素鋼

1100° ½ 時間 水焼入			1000° ½ 時間 水焼入		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>
0	30.1	0.56041	0	30.1	0.55518
2	30.1	0.56148	2	30.1	0.55670
4	30.1	0.56255	3	30.1	0.55722
22	30.1	0.56332	21	30.1	0.55822
27	30.1	0.56363	26	30.1	0.55989
52	30.0	0.56378	51	30.1	0.55989
96	30.0	0.56363	95	30.0	0.55898
141	30.0	0.56286	140	30.0	0.55913
261	30.0	0.56409	259	30.0	0.55974
311	30.1	0.56470	310	30.1	0.55928

900° ½ 時間 水焼入			850° ½ 時間 水焼入		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>
0	30.1	0.49307	0	30.1	0.46591
1	30.1	0.49307	2	30.1	0.46530
2	30.1	0.49338	3	30.1	0.46499
19	80.1	0.49290	28	30.1	0.46330
24	30.1	0.49368	72	30.1	0.46176
49	30.0	0.49338	117	30.0	0.46130
93	30.0	0.49323	238	30.0	0.46115
138	30.0	0.49108	287	30.1	0.46084
258	30.0	0.49200			
308	30.1	0.49231			

中間の温度より焼入した試料に於てはその時効變化量は A_{cm} 線に對應して連続的に變化すべきであつて、ある温度に於ては時効現象を示さないであらう。依てこの中間の數種の温度より水焼入したものに就てその變化を觀察した。その結果は第 15 圖及び第 21 表に示す。圖中の曲線には焼入温度を附記し、且 800° の曲線は比較のために第 12 圖のものを再録した。之に依れば抵抗の値は焼入温度の上昇と共に漸次大となる。且又 1,000° の焼入では残留オーステナイト量は最大となるに拘らず抵抗の値は 1,100° で最大となるのは残留セメントイトのためと考へられる。次に時効の影響を見るに 800° 焼入では時間の経過と共に抵抗は著しく減少するが、900° 焼入ではその變化は微少である。更に 1,000° 以上になれば却て抵抗の増加を示す。この様に γ 鐵のセメントイトに對する溶解度は温度と共に連続的に變化するにも拘らず、時効の變化が 900° 附近に於てその方向を轉換する事より見れば、相反する二因子が時効硬化に作用せることが考へらる。これに就ては後に説明する事とする。

硬度試験片に於ては炭素量 0.9%、1.5% 鋼を 800° より焼入する場合には何れも大なる焼割を生ずるが、1,100° より焼入したものでは焼割を生ずる事は稀で且生じても輕微である事は前述した。電気抵抗試験片ではその大さの關係上何れも焼割を生ずる事はないが、各の試験片に於ける歪力の大さの關係は硬度試験片の場合と同様なものと考へられる。而して硬度試験で焼割を生じた試料に相當したもので抵抗の減少が著しく他のものでは之と反對となるによつて内部歪力と時効現象との關係を一應調べる事とした。即ち

第 22 表

0.9% 炭素鋼 26% C kg/mm^2 牽引			0.9% 炭素鋼 60% C kg/mm^2 牽引		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>
焼鈍	20.2	0.20835	焼鈍	20.2	0.20790
牽引直後	20.3	0.20814	牽引直後	20.3	0.20863
3	20.3	0.20873	3	20.3	0.20927
21	20.3	0.20796	21	20.3	0.20798
121	20.3	0.20753	49	20.3	0.20862
236	20.2	0.20720	121	20.3	0.20906
333	20.2	0.20720	236	20.2	0.20733
500	20.3	0.20720	333	20.2	0.20710
645	20.3	0.20720	500	20.3	0.20700
			645	20.3	0.20691

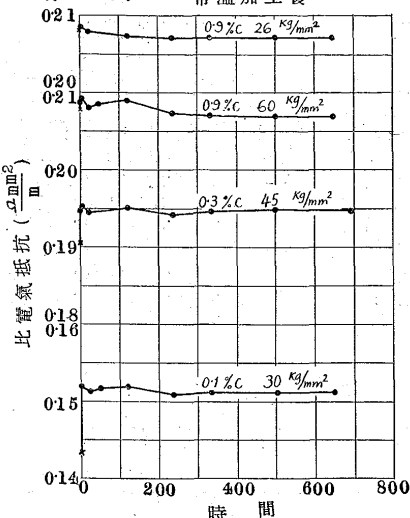
0.3% C 炭素鋼 45% C kg/mm^2 牽引			0.1% C 炭素鋼 30% C kg/mm^2 牽引		
経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>	経過時間	測定時温度°C	電気抵抗 Ωmm^2 <i>m</i>
焼鈍	20.3	0.19058	焼鈍	20.3	0.14351
牽引直後	20.3	0.19486	牽引直後	20.3	0.15212
3	20.3	0.19533	21	20.3	0.15140
21	20.3	0.19465	49	20.4	0.15176

121	20.3	0.19506	121
236	20.2	0.19424	236
333	20.2	0.19465	333
500	20.3	0.19486	500
645	20.3	0.19470	645

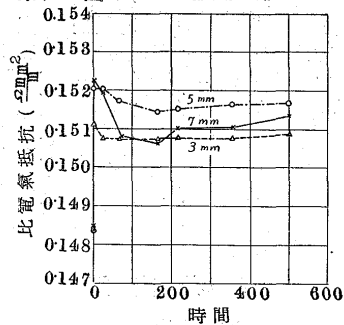
20.3	0.15198
20.2	0.15089
20.2	0.15120
20.3	0.15130
20.3	0.15130

場合の變化を示すもので、實線の曲線は常溫時効後のもの、點線の曲線は焼入直後のものを示す。此等には又試料の炭素含有量及び焼入溫度を附記した。この場合試片表面の酸化及び脱炭の影響を避けて微小なる變化を觀測するため

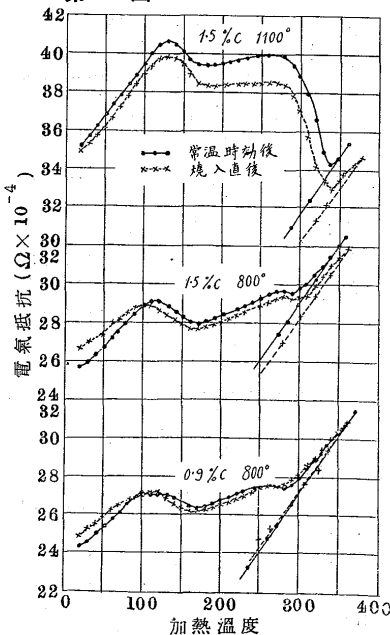
第 16 圖



第 17 圖



第 18 圖



常溫加工による歪力及び熱歪力を加へたものを常溫に放置したときの變化を觀測した。第 16 圖及び第 22 表は常溫加工を施した場合の結果である。即ち焼鈍した直徑 5mm×長 150 mm の試験片をアムスラー抗張試験機で牽引した後、

その中間の 90mm の長さにて測定を行つた、これによればこの程度の歪力によつて抵抗は漸次減少を示す。第 17 圖及び第 23 表は直徑を異にする炭素量 0.1% 鋼試験片を 700°より焼入した場合の變化を示すもので、熱歪力の大なるべき太きものではその小なる細き試片より抵抗の變化の割合は大である。

D. 焼戻せる際の電氣抵抗の變化以上の如く焼入後

約 2 ヶ月常溫時効せしめたもの及び焼入直後の試料を焼戻した際の電氣抵抗の變化を比較した。焼戻溫度は何れも 350°迄とした。第 18 圖は連續的に常溫以上に加熱した

第 23 表

直徑 3mm			直徑 5mm		
經過時間	測定時溫度°C	電氣抵抗 Ωmm^2	經過時間	測定時溫度°C	電氣抵抗 Ωmm^2
m			m		
焼鈍	20.3	0.14840	焼鈍	20.3	0.14480
焼入直後	20.3	0.15115	焼入直後	20.3	0.15203
24	20.3	0.15088	22	20.3	0.15203
67	20.3	0.15088	67	20.3	0.15171
163	20.2	0.15075	163	20.2	0.15147
216	20.2	0.15080	216	20.3	0.15154
356	20.3	0.15088	356	20.3	0.15165
500	20.3	0.15090	500	20.3	0.15168
直徑 7mm			直徑 7mm		
經過時間	測定時溫度°C	電氣抵抗 Ωmm^2	經過時間	測定時溫度°C	電氣抵抗 Ωmm^2
m			m		
焼鈍	20.3	0.14847	166	20.3	0.15065
焼入直後	20.3	0.15226	219	20.3	0.15103
25	20.3	0.15196	359	20.3	0.15108
70	20.3	0.15080	500	20.3	0.15138

に、真空中に於て加熱しつゝ測定を行ふ装置を作つて之を用ひた。加熱にはニクロム線電氣爐 ($\pm 2^\circ C \times$ 長 14cm) を用ひ、又その加熱及び冷却の速さは全實驗を通じて毎分 1.5° の割合になる様に調整につとめた。これによれば抵抗の變化は二段に起る事は諸研究の結果¹⁾と一致するところである。且何れの場合も焼入直後のものは比較的低溫度に於て常溫時効に對應した變化を起し、最初の非連續變化以上の溫度では兩曲線は略同様の經路を辿るものと見られる。次に茲に注意すべきは Enlund も述べてゐる如く連續的に加熱する場合には溫度のみによる抵抗の増加も加つてゐるものであり、曲線に於てその變化の方向を轉換する所は單に變化の最も著しく起る所を示すに過ぎない。依て焼戻變化の始まる點を、より正確に知るには他の方法が必要であり、本實驗の目的にも亦不適當と考へられる所である、仍て時効後及び焼入直後試料を同時に油浴中に於て種々の溫度に各 30 分間保ちたる後常溫まで冷却し恒溫槽中に戻して一定溫度に於て測定を行つた。第 19 圖は水焼入、第 20 圖は油焼入の場合の結果であり、それらの數値は第 24~28 表に示した。圖に於て時効後のものは實線、焼入直後のものは點線に依て示し、且此等には炭素量及び焼入溫度の數字を附記した。此等によれば何れの場合にも時効後の試料に於ては 60' に加熱するも抵抗の値は略一定に

¹⁾ 松下、永澤、東北帝國大學理科報告、16 (1927)、

B. D. Enlund, Journ. Iron & Steel Inst., 1 (1925), 305

第24表 1.5%C炭素鋼

1100° 1 時間水焼入				800° 1 時間水焼入			
焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2		焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後			常 時効後	焼入 直後
—	20.3	0.54086	0.54622	—	30.1	0.42860	0.45082
60	20.3	0.54055	0.54892	60	30.1	0.42906	0.44497
100	20.3	0.52284	0.52966	100	30.1	0.40836	0.41620
130	20.3	0.47867	0.48732	130	30.1	0.36558	0.36610
210	20.3	0.39514	0.40128	170	30.1	0.33614	0.33620
250	20.4	0.32768	0.33503	210	30.1	0.30516	0.30511
350	20.3	0.29430	0.29803	250	30.3	0.27173	0.27113
				350	30.2	0.25333	0.24323

1100° 1 時間油焼入				800° 1 時間油焼入			
焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2		焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後			常 時効後	焼入 直後
—	20.2	0.54132	0.54251	—	30.1	0.42510	0.43427
60	20.3	0.54075	0.54508	60	30.1	0.42508	0.42863
100	20.3	0.52246	0.52679	100	30.1	0.40082	0.40484
130	20.3	0.48359	0.48775	130	30.1	0.36567	0.36565
210	20.3	0.39967	0.40254	170	30.1	0.33620	0.33927
250	20.4	0.32784	0.33013	210	30.1	0.30851	0.31076
350	20.3	0.28220	0.28561	250	30.3	0.27153	0.27020
				350	30.2	0.25331	0.25160

第25表 0.9%C炭素鋼

1100° 1 時間水焼入				800° 1 時間水焼入			
焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2		焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後			常 時効後	焼入 直後
—	30.1	0.40002	0.41612	—	20.3	0.37193	0.38596

60	30.1	0.40063	0.41127	60	20.3	0.37193	0.37927
100	30.1	0.38044	0.38397	100	20.3	0.34716	0.34875
130	30.1	0.34233	0.34212	130	20.3	0.31058	0.30956
170	30.1	0.31804	0.31846	170	20.2	0.28634	0.28460
210	30.1	0.29163	0.29571	210	20.2	0.26391	0.26352
250	30.3	0.26476	0.26432	250	20.3	0.23725	0.23697
350	30.2	0.24897	0.24415	350	20.3	0.21755	0.21748

1100° 1 時間油焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	30.1	0.3090	0.37210
60	30.1	0.36015	0.37000
100	30.1	0.35086	0.35281
130	30.1	0.32478	0.32632
170	30.1	0.30484	0.30690
210	30.1	0.28746	0.28741
250	30.3	0.25853	0.25997
350	30.2	0.24085	0.24168

800° 1 時間油焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	20.3	0.31870	0.30648
60	20.3	0.31862	0.30467
100	20.3	0.30472	0.28982
130	20.3	0.28356	0.27302
170	20.2	0.26829	0.26027
210	20.3	0.25136	0.24737
250	20.3	0.23096	0.23087
350	20.3	0.21690	0.21752

第26表 0.3%C炭素鋼

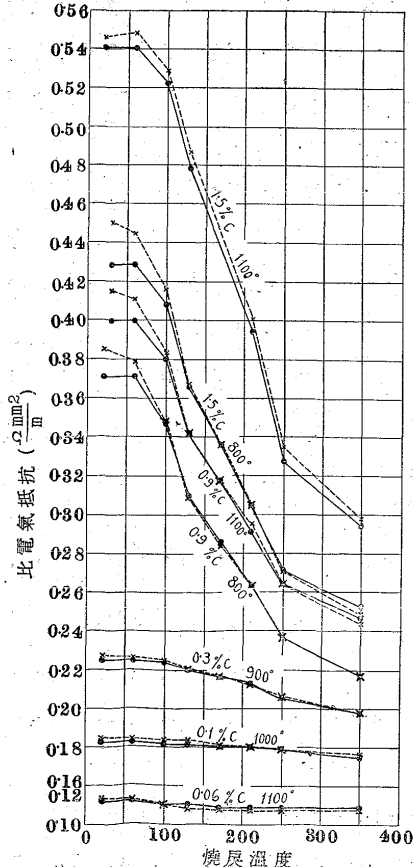
900° 1 時間水焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	20.3	0.22542	0.22722
60	20.2	0.22557	0.22624
100	20.3	0.22414	0.22496
130	20.3	0.22058	0.22157
170	20.2	0.21710	0.21780
210	20.2	0.21362	0.21293
250	20.3	0.20606	0.20725
350	20.3	0.19864	0.19941

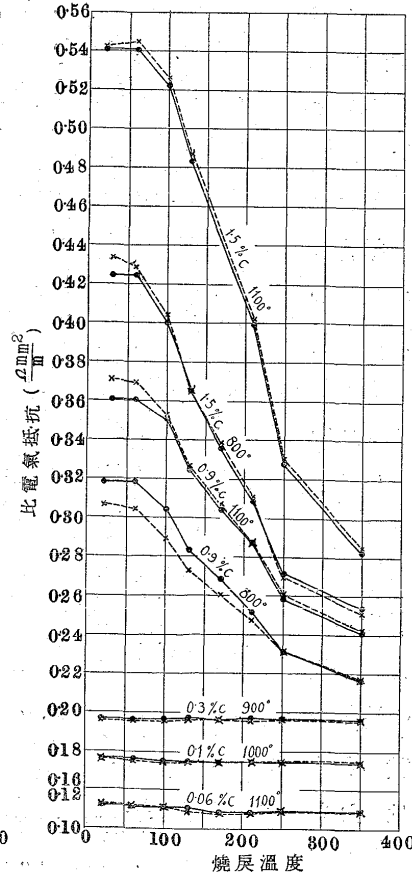
900° 1 時間油焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	20.2	0.19708	0.19242
60	20.2	0.19693	0.19590
100	20.3	0.19700	0.19575
130	20.3	0.19776	0.19627
170	20.2	0.19610	0.19620
210	20.2	0.19761	0.19605
250	20.3	0.19693	0.19605
350	20.3	0.19625	0.19530

第19圖 水焼入後



第20圖 油焼入後



第27表 0.1%C炭素鋼

1000° 1 時間水焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	20.3	0.18292	0.18530
60	20.3	0.18292	0.18427
100	20.3	0.18201	0.18434
130	20.3	0.18209	0.18353
170	20.2	0.18126	0.18168
210	20.3	0.18110	0.18102
250	20.3	0.17990	0.17895
350	20.3	0.17567	0.17688

1000° 1 時間油焼入

焼戻 温度 °C	測定 時温 °C	電氣抵抗 Ωmm^2	
		常 時効後	焼入 直後
—	20.2	0.17667	0.17648
60	20.2	0.17607	0.17512
100	20.3	0.17532	0.17481
130	20.3	0.17547	0.17489
170	20.2	0.17479	0.17406
210	20.3	0.17479	0.17436
250	20.3	0.17442	0.17436
350	20.3	0.17412	0.17421

第 28 表 0.06% C 電 解 鐵

1000° 1 時間水焼入

1100° 1 時間油焼入

焼戻 温度 ℃	測定 時温 度 °C	電氣抵抗 $\frac{\Omega mm^2}{m}$		焼戻 温度 ℃	測定 時温 度 °C	電氣抵抗 $\frac{\Omega mm^2}{m}$	
		常 温 時効後	焼入 直後			常 温 時効後	焼入 直後
—	20.2	0.11247	0.11292	—	20.2	0.11202	0.11258
60	20.3	0.11239	0.11277	60	20.2	0.11172	0.11228
100	20.3	0.11080	0.11033	100	20.3	0.11112	0.11138
130	20.3	0.11095	0.10863	130	20.3	0.11082	0.10904
170	20.2	0.10959	0.10790	170	20.2	0.10871	0.10731
210	20.3	0.10943	0.10800	210	20.3	0.10871	0.10722
250	20.3	0.10936	0.10851	250	20.3	0.10909	0.10897
350	20.3	0.10959	0.10832	350	20.3	0.10931	0.10890

止り、100° に於ては減少を示す。然るに焼入直後の試料の場合では 60° の加熱により既に變化を示し、100° で始めて時効後の値と略一致する。而してこの 60° の變化は時効變化に對應して起り、炭素量 1.5% 鋼 1, 100° 焼入の場合には抵抗は増加し他は何れも減少を示すがその程度は 2 ヶ月の常温時効によるよりも小である。夫以上の温度ではこの兩者の曲線は全く同様の變化を示す事が知られる。

IV. 實驗結果の考察

焼入鋼に於て存在する諸相は前述の如く何れも常温に於て擬安定のものであつて、加熱其他の方法によつて變化すべきものであるが、只常温に於ける大なる粘性のためにその變化の進行が殆んど防止されてゐると見られる。尙低炭素鋼に於てはオーステナイトよりマルテンサイトへの變化は比較的高温度に於て始まり、變態速度大なるが故に、之が完了する温度も亦高い。故にこの場合には焼入しても變態の阻止が充分でなく、又一旦生成された α マルテンサイトは常温に達する迄に 100° 位の温度を通るとき一部分は變化して β マルテンサイトとなる。而して低炭素鋼に於ては焼入によつて炭素を過飽和の狀態に固溶せる α 鐵が存在する。従て焼入鋼の時効現象の原因に關しては先づこれら各々の本性に就て考究すべきである。

最近の諸研究の結果によれば炭素鋼のオーステナイトは加熱に際し 200° 以上で分解を起し、250° 附近に於て終る事が明にせられてゐる。故に之を常温に放置してマルテンサイトに變化する速度は非常に遅いと考へられる。従て時効硬化の原因としては組織上より論ずれば α マルテンサイト或は α 鐵の本性によると見なければならぬ。先づ炭素量の大なる鋼に於てはオーステナイトの外に α マルテンサイトが多く存在する。依つて本多博士の説の如く α マルテンサイトが變化して生ずる β マルテンサイトの硬度は最も大であつて、常温に於ても α マルテンサイト

の尙幾分は β マルテンサイトに變化してそのために硬度の増加を來すとすれば、高炭素鋼の場合には之が時効硬化の一原因とならねばならない。又 α 鐵に就ては A_1 點以下より焼入した場合と同様に考へられ、これを常温に放置するとき硬化する事に就ては、既に山田博士及び著者¹⁾によつて論ぜられたところである。即ち過飽和せる炭素はセメントイトとして析出する過程に於て炭素原子の移動によつて鐵格子の歪を増加するために硬化するのである。最近の X 線的研究から極低炭素鋼に於ても輕微なる正方晶の格子變形があると考へられてゐるが、²⁾アルムコ鐵及び炭素量 0.06% 鋼程度のもを普通に焼入した場合に於ては α 鐵と同様のものと見做し得べく、之に依て第 4、5、6 及び 9 圖の結果は A_1 點以下の焼入の場合と全く同様の變化を表すものと見る事が出来る。この外焼入鋼試片に於ては内部歪力が存在するが、その内部歪力は常温時効中減少するものであつてそのためには硬度は減少すべきである。

斯の如く α マルテンサイト $\rightarrow \beta$ マルテンサイトの變化の影響は比較的高炭素のものに多く且高炭素のものでは大なる歪力の狀態に置かれてあるが故に時効による硬度の變化は比較的小なるべきであり、又低炭素鋼に於ては炭素量の減少と共に α 鐵の影響を加へ且この場合には最初の硬度の小なる事と相俟つて硬化の程度は大なるべきであつて本實驗の結果に於てもその變化を示すものと見る事が出来る。更に水焼入及び油焼入の場合を比較するに α マルテンサイトの影響はこの兩者に於て略同様と見做すべきであるが、水焼入に於ては内部歪力は大であり α 鐵の影響は小であり、又油焼入では之と反對に歪力は小で α 鐵の影響は大であるが故に、時効硬化の程度は前者より後者的方が大なるべきであつて實驗の結果も亦この考に符合する。

次にこれらの試料を焼戻したときの變化に就ては約 2 ヶ月の常温時効によつて硬化を完了してゐる α 鐵は之を常温以上に加熱すれば直ちに軟化を始める。又一方に於て α マルテンサイトは常温以上ではそれより硬度大なる β マルテンサイトとなり、その變化は 100° 附近から急激となりこれに依ては硬度は増大する。依つて本實驗の結果に於て常温時効後の試料は 60° の焼戻で硬度は増加せず 100° で

¹⁾ 山田、横山、金屬の研究、8 (昭 6)、480

²⁾ G. Kurdumoff u. E. Kaminsky, Zeits. Phys., 53 (1929), 697

F. Wever u. N. Engel, Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch., 12 (1930), 93

F. Öhman, Journ. Iron & Steel Inst., 1 (1931), 445

最大硬度となり、又焼入直後の試料では 60° でも硬度は増加し 100° で又最大値に達するのであるが、これらは互に相反する上記二つの作用の示差的効果と見る事が出来る。又従て硬度の増加率は前者よりも後者の試料に於て大なるべきで、この関係は第 7、8 圖に見られる通りである。高炭素鋼の場合及び第 7、10 圖に示す如く同一炭素量のもので焼入温度高き場合には約 2ヶ月常溫放置後に於ても矢張り 60° 焼戻により硬化を示す事があるのは以上によつて説明される。又此等内部歪力の存在する試片を焼戻す場合に硬化の最大は常溫加工試料の如く¹⁾ 250° 附近になく、 100° 附近に起る事は内部組織の變化による影響が大であると見るべきである。尙オーステナイトは常溫で歪を與へても容易にマルテンサイトに變り、又正方晶マルテンサイトに就ても同様の事が認められるところであつて²⁾、本實驗に於ける硬度測定に於ても同様の影響が加はる筈であるが之は硬化現象の傾向には影響なきものと考へられる。

焼入後常溫に放置せる際の電氣抵抗の變化に對して前述の様な炭素を過飽和せる α 鐵の影響があるとすれば、デュラルミン其他の輕合金³⁾に於けると同様に之に依て電氣抵抗の増加があるべきであるが、只この場合には溶相炭素量が極めて微量であるために測定は困難であり且他の影響のために明瞭には現れない。焼入炭素鋼は常溫加工せるものと同様歪力の存在する状態にあり且その歪力は抗張力附近のものであるによつてその比抵抗は著しく大であつて、

²⁾これを常溫に放置するとき は彈性的性質の場合と同様に回復が起り内部歪力を減少するために抵抗の減少が起るものである。G. Tammann⁴⁾は常溫加工後の金屬が抵抗の減少を起す事を論じてゐるが、これによれば金屬結晶の傳導性はベクトルの性質があり、抵抗の減少を示すのは加工による流動組織に於ける内部結晶片がその向きをかけるためと説明した事も畢竟内部歪力を減少する事と考へられ、本實驗の電氣抵抗の變化は之と同等のものであると見る事が出来る。依つて常溫時効中電氣抵抗は主として内部歪力の安定化に起因するものと考へられるところであるが、常溫に於て α マルテンサイトの一部はそれよりも抵抗の少な

る β マルテンサイトに變化するものとすれば之に依つても亦同様に説明する事が出来る。即ち焼入によりマルテンサイトの生成が充分なるほど又内部歪力の影響が著しきほど比抵抗の減少は大なるべきであつて、本實驗の結果に於て第 12、13 圖に示す如く低炭素鋼では時効變化を殆んど現さないに拘らず炭素量の大なるものに於て抵抗が明に減少するのは之に依て正當なものと考へられる。又同一炭素量の鋼に於て水焼入のものは油焼入のものよりも内部歪力の存在する事が多く、従つてこの影響によつて常溫時効中の抵抗の減少も大であるべきであつて亦本實驗に於て證明せられたところである。尙これらの事は共析組成附近の抵抗の減少が著しい場合には硬度試験に於て試片は何れも焼割を生ずるが、高溫度より焼入して抵抗の減少の少い場合又は抵抗が増加する場合には焼割を生じない事實と關係あるものであつて、更に又第 17 圖の熱歪力に就ての實驗結果も以上の考察を裏書きするものである。

焼入直後の試料を焼戻す際 60° では何れも常溫時効に對應した變化を示し、之は常溫時効を短時間に人爲的に行はせたものと見る事が出来る。然し約 2 ヶ月間常溫時効後のものに於ては 100° では α マルテンサイトの分解が著しいために抵抗の値に急に減少するが 60° で抵抗が殆んど變化しない事より見れば、常溫時効現象は内部歪力に起因する事が多く且それが時効中に於て略安定の状態に近づくためと見るべきであらう。

次に過共析鋼を 800° 或は 850° より焼入する場合には遊離セメントイトが存在する外共析鋼の場合と全く同様の組織成分よりなるが故に、この場合には亦 α マルテンサイト $\rightarrow \beta$ マルテンサイトの變化及び内力の安定化の影響によつて常溫時効中抵抗を減少すると説明される所である。然しながら之を A_{cm} 線以上の溫度より焼入する場合には多量のオーステナイトを残留し内部歪力の影響は却て小となり且炭素濃度大なるために、炭素原子は鐵中に過飽和の状態に固溶せられる事が著しい。依てこの場合には内部歪力による抵抗の減少は小になると同時に、炭素がセメントイトとして析出せんとする過程に於て鐵原子格子の歪を増すために抵抗の増加を來すものである。即ち第 15 圖に見る如く過共析鋼の場合には相反する二つの作用の重複するものであつて、 900° 附近より焼入したものに於ては常溫時効中抵抗の變化が認められないのはこれに因るものと考へられる。

1) 石垣、金屬の研究、3 (大正 15)、337

松下、永澤、金屬の研究、4 (昭 2)、62

2) 本多、岩瀬、金屬の研究、3 (大正 15)、326

E. C. Bain, Trans. Am. Soc. Steel Treat., 8 (1925), 14
A. Westgren, Metal Progress, Aug. (1931), 49

3) 本多、小久保、金屬の研究 7 (昭 5)、343 同、8 (昭 6)、289

4) 上田、金屬の研究、8 (昭 6)、53

5) G. Tammann Lehrb Metallog., 121

V. 總 括

以上の研究結果を次の如く總括する事が出来る。

- (1) 炭素量 0.03~1.5% の數種の炭素鋼を γ 状態より水或は油中に焼入して之を常溫に放置するとき、時間の推移に伴ふ硬度及び電氣抵抗の變化を測定した。
- (2) 常溫時効約 2 ヶ月後のもの及び焼入直後の試料を 350° 以下の數種の溫度に焼戻した際の夫等性質變化の異同を比較研究した。
- (3) 常溫時効中硬度を増加する。その増加率は高炭素鋼より低炭素のものに於て大である。
- (4) 常溫時効中電氣抵抗は一般に減少する。その減少率は高炭素鋼程大である。過共析鋼を高溫度より焼入する場合には之と反對に増加する。
- (5) 焼戻によつては焼入直後及時効後試料は共に 100° 附近で最大の硬度を得る。而してその硬度の増加率は焼入

直後のものゝ方が時効後のものより大である。

(6) 60° の焼戻では焼入直後試料は常溫時効中の變化に對應した變化を示すが、時効後のものでは變化は認められない。100° 以上の焼戻では抵抗の減少は著しく且兩者の試料は全く同様の變化をする。

(7) 以上の結果は焼入の際生成された炭素を過飽和に含む α -鐵、 α -マルテンサイトの分解及び内部歪力の安定化の影響によるものとして説明を行つた。

終りに臨み本研究は東京工業大學教授山田良之助博士の懇篤なる指導のもとに成るものであつて茲に明記して御禮申上げると共に、有益なる忠言を賜つた東北帝國大學教授村上武次郎博士に厚く感謝する次第である。尙研究中熱心に助力下された平林貞治氏並に恒溫槽製作に關し指導下された東京工業大學教授松井元太郎博士、神原工學士に感謝する。

鐵-磷-炭素系合金の表面張力に就て

(日本鐵鋼協會 第 9 回講演大會講演)

本 田 顯 曜^{*}

I. 緒 言

先に著者は鐵-炭素系合金の表面張力を測定し、併せて溫度及炭素含有量の其表面張力に對する影響を明かにしたが、著者は更に進で、磷に關し同様の實驗を試みた。獨人 Krause¹⁾ が既に數年前磷鐵及トーマス銑の表面張力を測定し發表してをる。同氏は矢張り、先に著者が鐵-炭素系合金の張力測定の指導を仰いだ恩師 Prof. Dr. Sauerwald の下で測定を行たのであるが、試に其結果を擧げて見ると、第 1 表に示す通りである。此結果に依れば、何れも

第 1 表

種 類	組 成 %	測 定 溫 度 °C	表 面 張 力 α dyn/cm
トーマス銑	$\left\{ \begin{array}{l} C = 3.52 \\ Mn = 2.10 \\ Si = 0.65 \\ P = 1.60 \end{array} \right.$	1,150	1,054
		1,200	1,071
		1,250	1,088
		1,300	1,105
		1,310	1,108
磷 鐵	$\left\{ \begin{array}{l} C = 1.40 \\ Mn = 0.29 \\ Si = 1.27 \\ P = 7.44 \end{array} \right.$	1,245	957
		1,300	1,013
		1,350	1,065

表面張力は溫度と共に増大する事は明であるが、兩者の組成が可成り趣を異にしてをり、且又只此二合金のみの測定

を行たに過ぎず、從て磷の影響は之のみを以て判定することは困難である。故に著者は磷含有量の影響を明かにし、尙溫度に對する關係も一應調査して見度い希望で、本實驗を試みたが、其測定結果を此處に發表して見たいと思ふ。磷の影響を見るのであるから、試料は勿論出来る丈他の不純物の含有量少きものがいゝ。從て著者は先試みに、市場にて購入せる磷鐵と電解鐵を以て、磷含有量約 10% 餘の共晶に近き組成の試料を作り、測定の目的で熔解して見た。然し少くとも 1,200°C で既に熔解すべき筈のものが約 1,500°C に達して初めて完全に熔融するのを見た。一部分の熔融は既に 1,200°C 位にて初まれるも、尙半熔融状態の部分が多量に分離存在し、且容易に熔解せず、遂に約 1,500°C 迄上昇せしむることを必要としたのである。測定に使用する石英毛細管は、極めて良質のものでも 1,500°C にをける測定に辛じて堪へ得る状態で、夫以上の溫度では到底使用するを得ない。況して今回の測定に使用せるものは、サーマル、シンジケートのものであるが、稍々耐熱性低き傾向があり、1,450°C 位にして既に軟化する

¹⁾ Z. f. anorg. u. allg. Chem., Bd. 181, Heft 4.

^{*}) 熊本高等工業學校