

クロム鋼の焼戻と鐵クロム合金の可淬性に就て

(昭和三年十一月日本鐵鋼協會第四回講演大會講演)

松 下 德 次 郎
永 澤 清

ON THE TEMPERING OF CHROMIUM STEELS AND THE QUENCH-HARDENING PROPERTY OF IRON-CHROMIUM ALLOYS. Tokujiro. Matsushita, *Rigakuhakushi* and Kiyoshi. Nagasawa. The mechanism of tempering of hardened pearlitic chromium steels was investigated and it was found that the separation of any chromium carbides completes in the tempering up to 300°C. accompanying reasonable changes in some physical properties, but the mechanical hardness of the quenched specimen is maintained almost unchanged up to 500°C. above which, mainly at 500°~650°C., the tempering effect suddenly proceeds and consequently the hardness rapidly decreases nearly to annealed value.

In the present investigation the authors found the quench-hardening property of plain iron-chromium alloys whose chromium content being restricted to below 14 per cent, and further experimentally confirmed that the said property of tempered chromium steels, that is, the maintenance of the quenched hardness up to 500°C. and the sudden softening at 500°~650°C., is the nature inherent to the binary alloys of iron and chromium and not to the chromium steels themselves.

To explain the mechanism of the change in the atomic arrangement during quenching of the iron-chromium alloys, the authors extend the theory recently proposed by K. Honda and N. Goetzow regarding to carbon steels.

On tempering the quenched iron-chromium alloys the softening at 500°~650°C. may be explained as the change from forced solid solution of chromium in α iron to stable solid solution of them.

1、研究の目的

著者等は近時次第に其の需要を増加しつつある低炭素耐蝕鋼の一種(0.1~0.2% C, 11~14% Cr)に就て其の焼入焼戻後の諸機械的性質を試験しつつある間に次の如き事實あるを認めたり。即ち焼入したる本鋼を焼戻する場合には焼戻温度約 500°C までは諸機械的性質の變化極めて少く殆ど焼入状態に近き値を保持すれ共 500°C 乃至 650°C の温度範圍に於て急速に焼戻効果が進行し其の硬度は約半減し殆ど焼鈍の場合の値に達す、以上の變化はクロム鋼の焼戻の際に表はるゝ最も著しきものであり且つ此の性質は總てのクロム鋼に共通せるものであることも確め得たるを以て本研究に於ては主として此の現象の本性を明にし併せて一般的にクロム鋼焼戻の機構をも説明せんとしたるものなり。

2、研究用試料

本研究を遂ぐる爲めに製作したる試料は次表に示すが如き成分を有し總て坩堝熔解法により約 30 kg づゝの鋼塊として製作したり。

右表に見る如く試料は其のCr含有量を約1%より17%まで次第に増加したものに其の炭素量は總て比較的低きものゝみを採用したり其の理由は第一には上記現象は低炭素のクロム鋼に於ても充分明瞭に觀測せられるのと第二には試料は總て焼入焼戻に對して出来るだけ鋭敏なるパーライト鋼たることを要するが故なり。

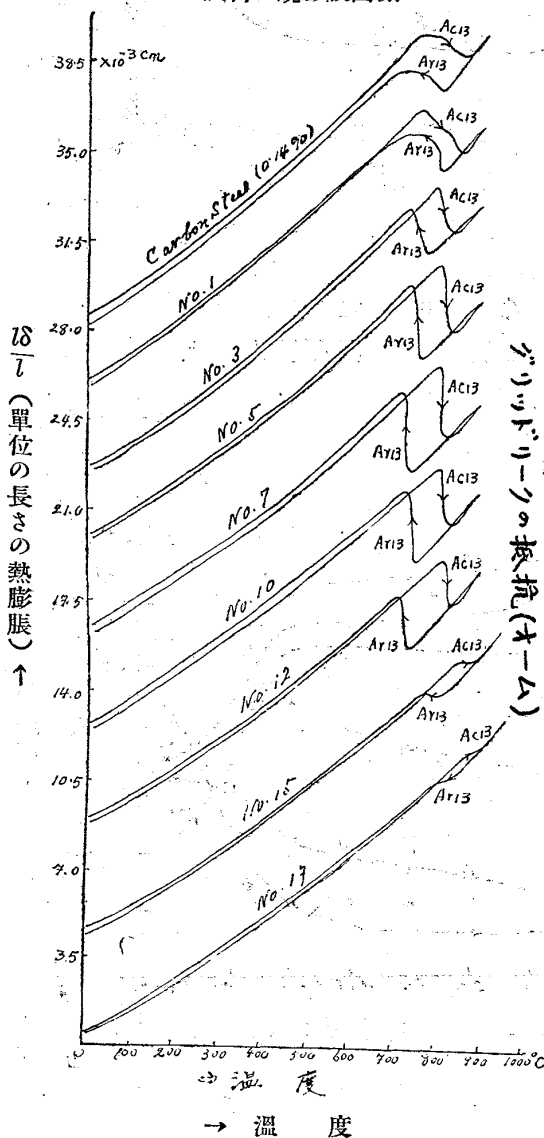
第一表

試料番號	元素	C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Cr(%)
No. 1		0.15	0.05	0.10	0.011	0.023	1.01
No. 3		0.17	0.06	0.08	0.012	0.024	2.74
No. 5		0.16	0.04	0.16	0.012	0.026	5.57
No. 7		0.18	0.07	0.15	0.013	0.028	6.67
No. 10		0.12	0.08	0.17	0.018	0.028	10.10
No. 12		0.20	0.11	0.15	0.020	0.023	11.98
No. 15		0.14	0.23	0.17	0.012	0.022	14.20
No. 17		0.19	0.14	0.21	0.017	0.020	17.12

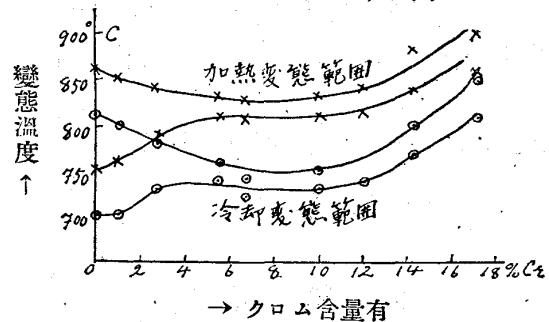
3、試料の變態

各試料に就ての高度に於ける熱膨脹曲線は第一圖の如くにして圖に見る如く A1,3 變態の爲めの容

第一圖
試料の熱膨脹曲線



第二圖
變態溫度範圍



積の變化は試料 No. 7 まで次第に増し其れ以上 Cr の増加と共に次第に減じ試料 No. 17 に於ては極めて微小となる。

尙比較的爲めに此等クロム鋼の略と同程度の炭素(0.14% C)を含有する純炭素鋼に就ての熱膨脹曲線も記載したり。

次に Cr 含有量と是等の曲線上から決定せられる變態溫度範圍との關係を圖示する時は第二圖の如くにして Ac1,3 及び Ar1,3 は Cr 量と共に最初は僅かに下降し後稍急速に上昇することを見る。

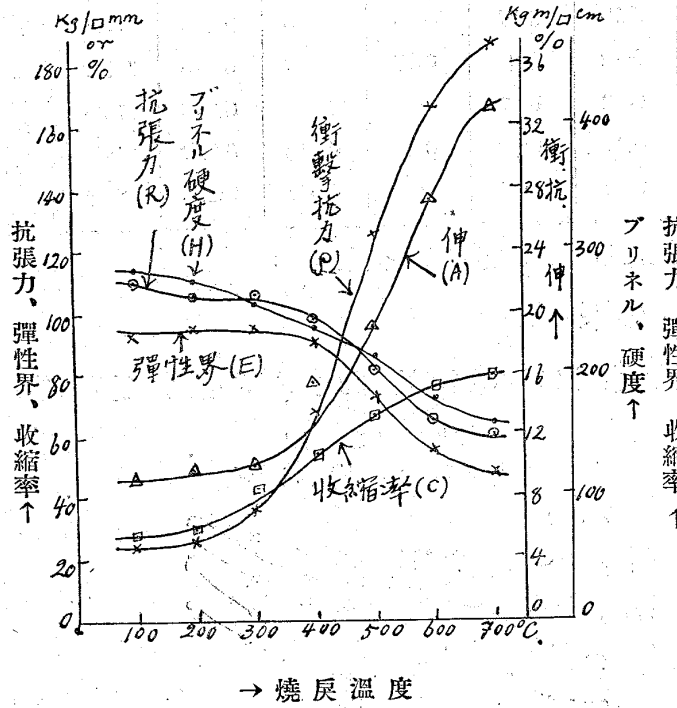
4、焼入焼戻に依る機械的性質の變化

上記各試料を各々の變態溫度以上 20°~30°C に 20 分間加熱後水中焼入を行ひ次に各溫度に於て 60 分間焼戻後其の抗張力試験を行つた結果は第三圖乃至第十

圖に示す如くにして圖中には同一試料に就てのシャルピー衝撃試験及びブリネル硬度試験の結果をも記載したり。

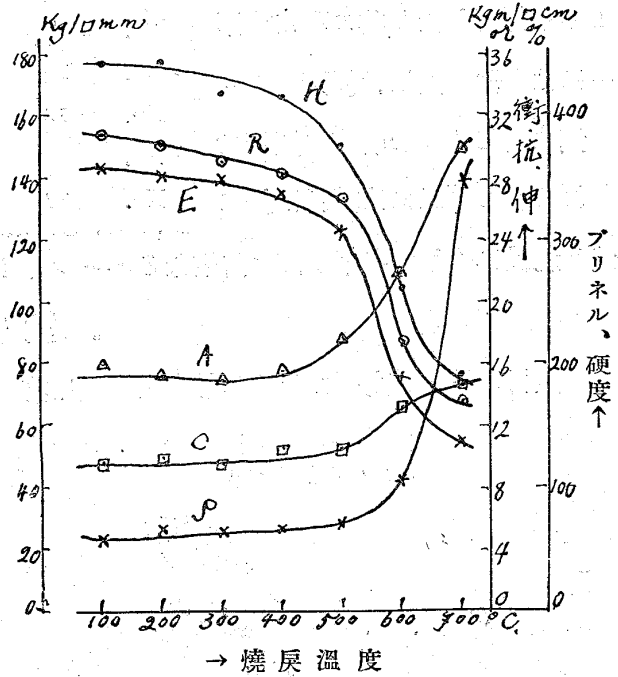
第三圖

試料 No.1. の機械的性質の變化



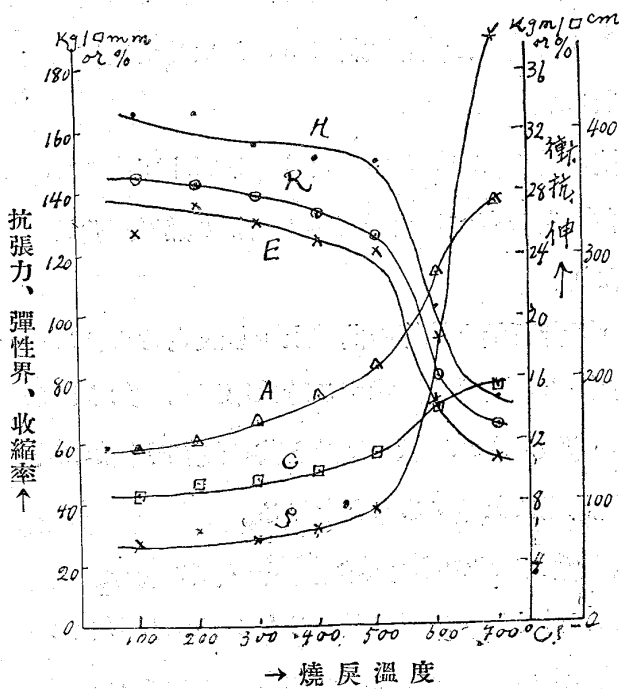
第四圖

試料 No.3. の機械的性質の變化



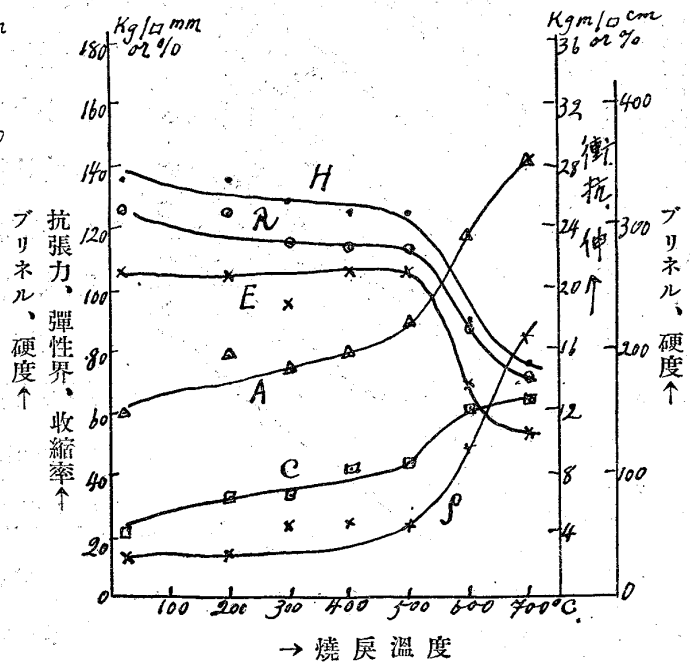
第五圖

試料 No.5. の機械的性質の變化



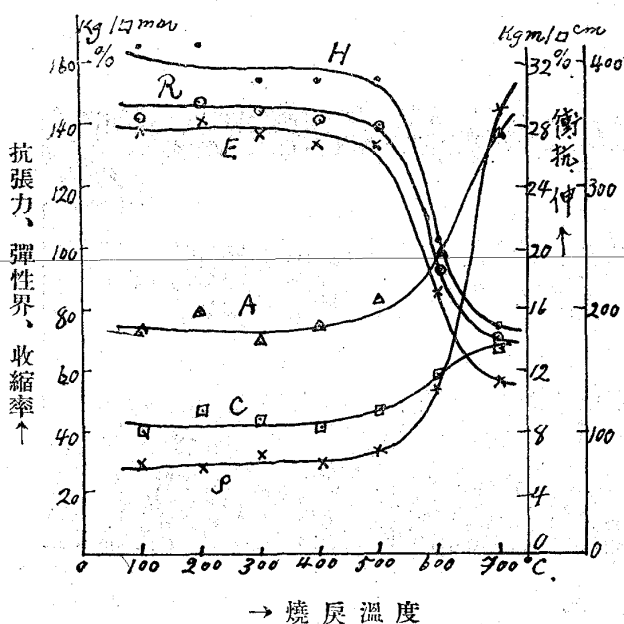
第六圖

試料 No.7. の機械的性質の變化



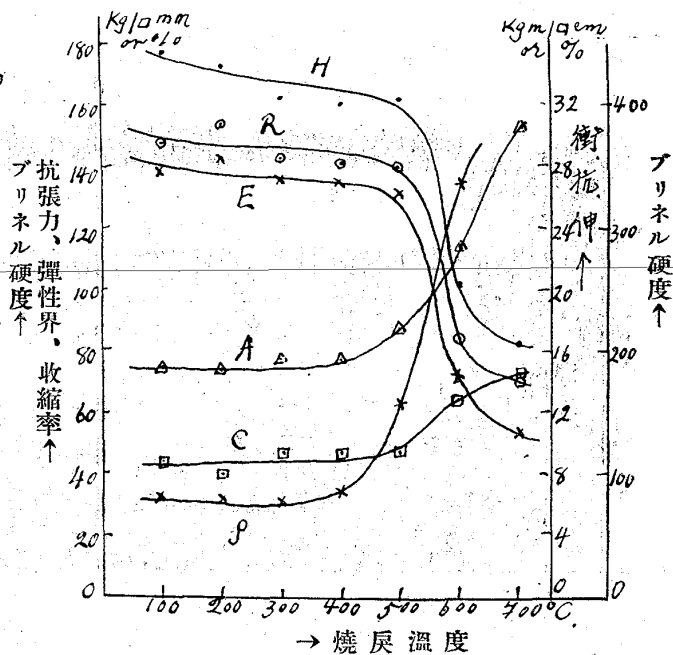
第七圖

試料 No.10 の機械的性質の變化



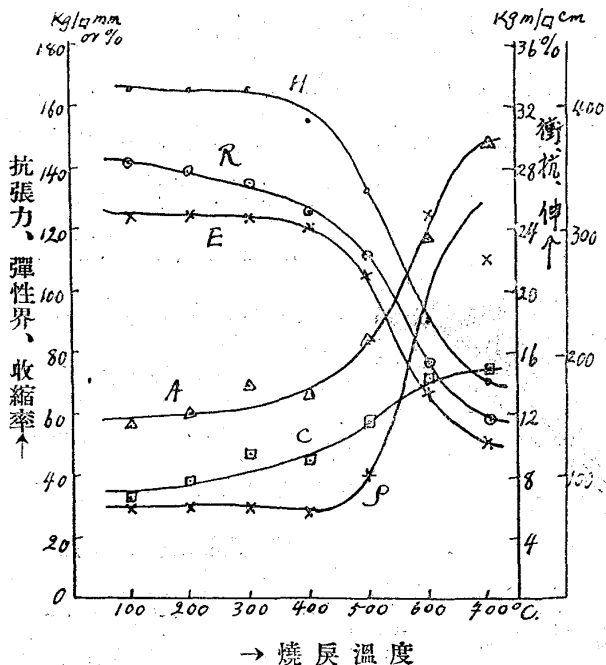
第八圖

試料 No.12 の機械的性質の變化



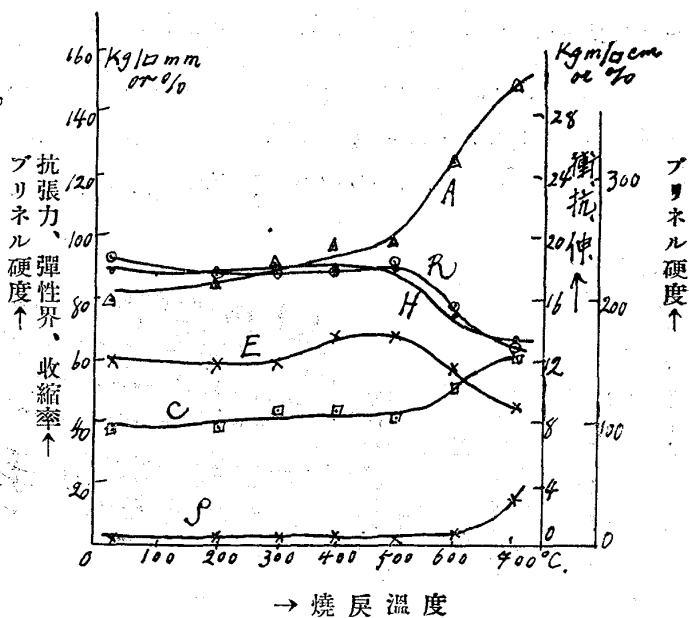
第九圖

試料 No.15 の機械的性質の變化



第十圖

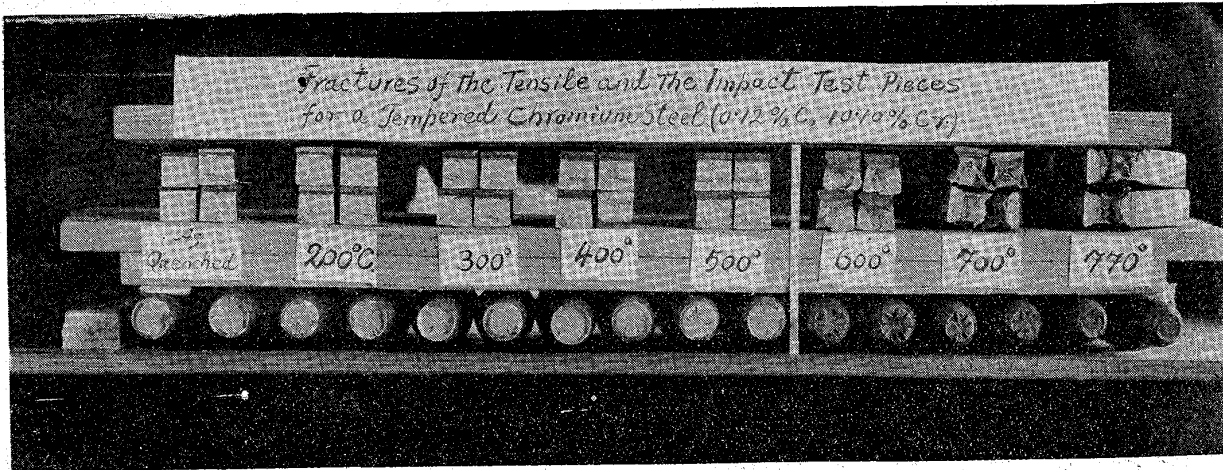
試料 No.17 の機械的性質の變化



以上の結果を見るに焼戻温度の上昇によるクロム鋼の機械的性質の變化は比較的簡單にして既に述べて置いた如く約 500°C 附近までは變化少きも 500°C~650°C の溫度範圍に於て著しく焼戻効果が進行し材質は急に軟化することを見る即ち抗張力、弾性界及び硬度は約半減し、伸、收縮率及び衝擊値は著しく上昇することを見る、而して以上の傾向は試料 No.1 及び No.3 に於ては其のクロム量低き爲め餘り著しからざるも試料 No.5 乃至 No.17 に於ては極めて顯著なり。

第十一圖の實物寫眞は一例として試料 No. 10 の抗張力及び衝擊試験試料の破切面を示したものに於て 500°C 以下の焼戻のものゝ 600°C 以下の焼戻のものとは著しく其の破面の形状及び色を異にせるを認む。

第十一圖

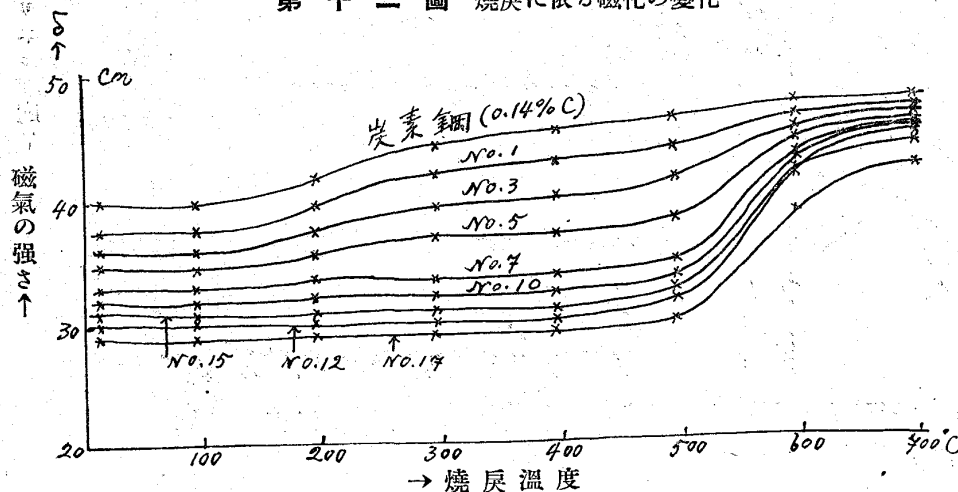


5、磁気及び頑磁力の變化

次に前記各鋼材を以て同一形状（徑 8 耗、長さ 85 耗）の試料を作り之等を夫々變態點以上 20°C の溫度から水中に焼入せる後各溫度に 15 分間づゝ焼戻を行ひ、此れを常溫迄冷却せしめたるものに就て其の磁力の強さ及び磁氣的硬度（頑磁力）を測定せる結果は第十二圖及び第十三圖の如し。

但し第十二圖の磁力は普通の磁氣分析裝置に於て磁場の強さ 168 ガウスの附磁コイル中に試料を入れた場合の磁気計の鏡の振れを以て示し又第十三圖に於ける磁氣的硬度はガウスを以て示したり。

第十二圖 焼戻に依る磁化の變化



圖に見る如くクロム鋼の焼戻の過程は此等の曲線に依つてよく示さるゝものにして特に磁氣的硬度値の變化に於て其の著しきを知る。

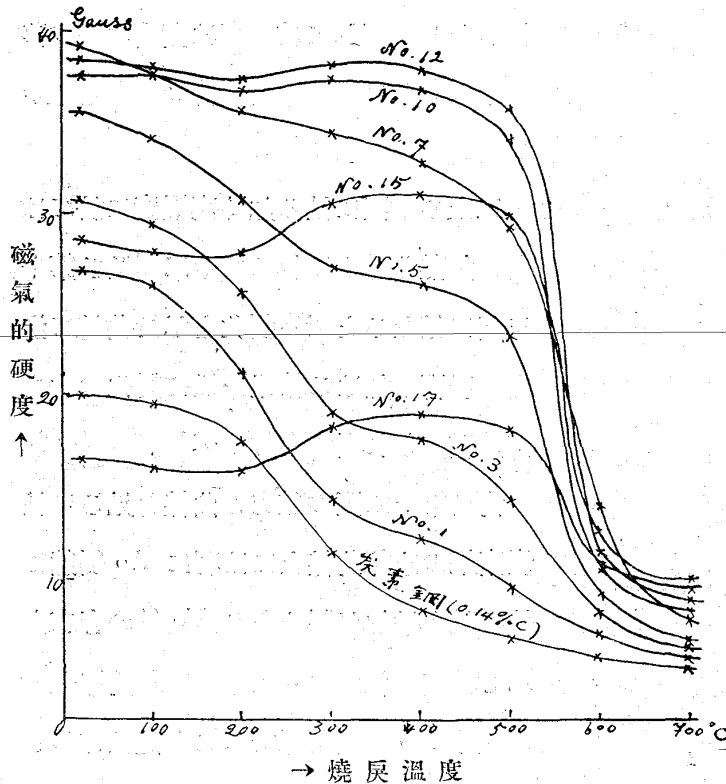
先づ磁氣的硬度曲線を見るに其の最下部に記したるは純炭素鋼 (0.14%

C) に就ての曲線にして此の場合には約 300°C まで比較的急速に其の値の減少するを見る此れ既に著者等が⁽¹⁾發表せる炭素鋼の焼戻機構の研究結果に述べたる如くマルテンサイトから炭素原子が析出する變化を指示するものなり。尙同じく著者等の提唱せる約 450°C~550°C の範圍に於ける焼戻硬化⁽²⁾

(1) 松下、永澤、金屬の研究、4(昭和二年)、113

(2) 松下、永澤、鐵と鋼、13(昭和二年)、1.8

第十三圖 焼戻に依る磁氣的硬度の變化



を指示すべき磁氣的硬度の異常變化は斯くの如き低炭素鋼にありては殆ど認め得ざることは該報告中にも記述して置いた如くである。従つて約 300°C 以上の曲線は圖に見る如く單に緩漫なる減少を示すのみなり。

次にクロム鋼の場合には圖に見る如く一般に磁氣的硬度の減少は二段に行はれ其の第一段は炭素鋼の場合と同じく約 300°C に終り第二段は約 500°C~650°C の溫度範圍に於て行はる、而して 650°C 以上に於ては極めて僅かに減少が繼續するに過ぎず。

以上二段の減少の内最初のはマルテンサイトからクロムの炭化物が析出する爲

めの變化にして其の溫度は丁度純炭素鋼のマルテンサイトから炭素原子が析出する場合と殆ど同一なり、然し乍ら後に述ぶる如く此等の鋼材中には Fe_3C は全く存在せざるを以て此の場合に析出するはクロムの炭化物なることが推定せられる。

而してクロム含有量が増加すると共に炭化物の析出による磁氣的硬度の減少は小となる此の原因は Cr の増加するに従ひ鐵と Cr とからなる固溶態の濃度が増し此の固溶態自身の磁氣的硬度が高くなる爲比較的少量なるクロムの炭化物が其の内に溶解して存在するも析出して存在するも其の磁氣的硬度に及ぼす影響は著しく輕減せられる爲めと考へらる。

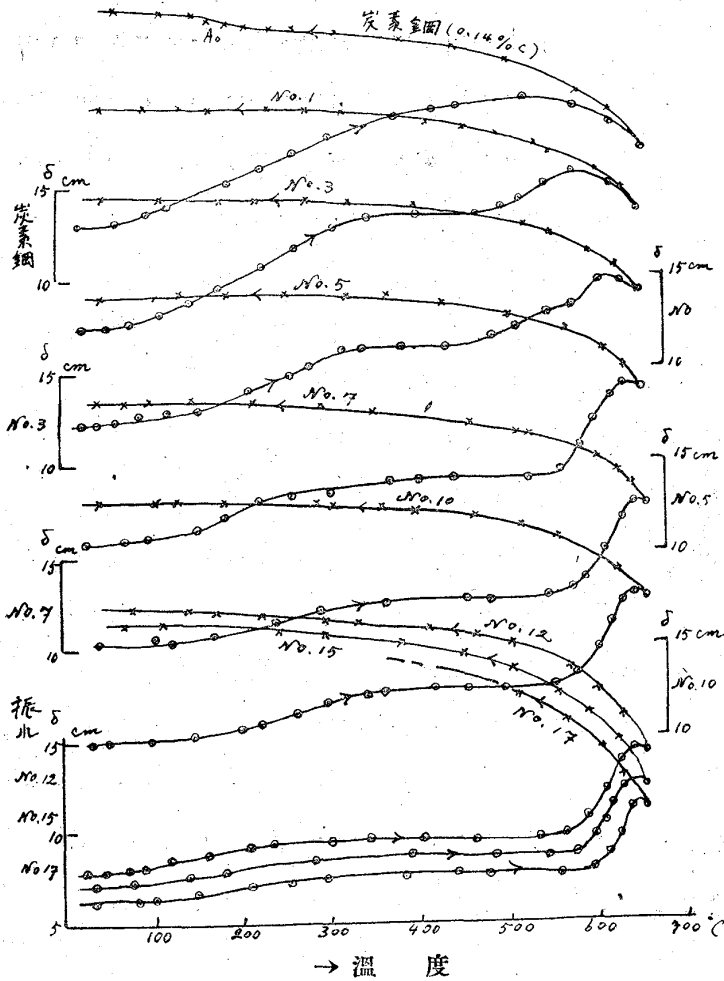
次に第二段の 500°C~650°C の溫度範圍に於ける磁氣的硬度の著しき減少は同一溫度範圍での機械的硬度の急速なる減少に相應する變化にして試料 No.12 までクロム含有量と共に其の變化の大きさを増大するも以後再び減少す。此れ即ち本研究に於て主として取扱はんとする變化なり。

第十二圖磁力の變化を示す曲線に於ては第十三圖磁氣的硬度假曲線の二段の減少に對應して二段の増加が見る。

6、 高溫度に於ける磁力及び釐磁力の變化

次に前項實驗に使用したる試料を焼入し此れを次第に加熱又は冷却しつゝ高溫度に於ける磁力及び磁氣的硬度の變化を測定したり、第十四圖及び第十五圖は其の結果を示す。但し磁力の測定は普通の磁氣分析の方法に依れるものにして其の際帶磁コイルの磁場の強さは 168 ガウスとし、且つ材質の變化を明瞭に觀測し得る爲め示差的方法を採用したり。又高溫度での磁氣的硬度の測定に當つては試料

第十四圖 高溫度に於ける磁化の變化



を約5分間同一溫度に保持せる後觀測を行ひたり。而して該溫度は實驗中多少移動を免れざるも其の誤差約 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ を越ゆること無からしめたり。

以上の兩圖に見る如く高溫度に於ては其の加熱曲線上に於て第十二圖及び第十三圖に見たると同一變化を示せ共總て溫度の影響が加はる結果一般に變化の大きさが減殺せられ居るを知るべし。

尙又第十四圖の磁力の曲線を見るに純炭素鋼の冷却曲線上には明に A_0 變態に依る磁力増加が認められ Fe_3C の存在を示せ共其の他のクロム鋼の冷却曲線上には全く A_0 變態を認むること能はざるを以て此の事實より含有せられてゐる炭素は總て Cr と結合状態にあることを知るべし。

本實驗に於ける加熱冷却中の觀測に於ては同一溫度に比較的短時間より保持し得ざる爲め各溫度に於ける焼戻の効果は充分進行すること難く従つて第十四圖及び第十五圖の曲線上の第一段、第二段の變化は第十二圖及び第十三圖の其等に比し多少溫度が高く表はれ居るを見る。

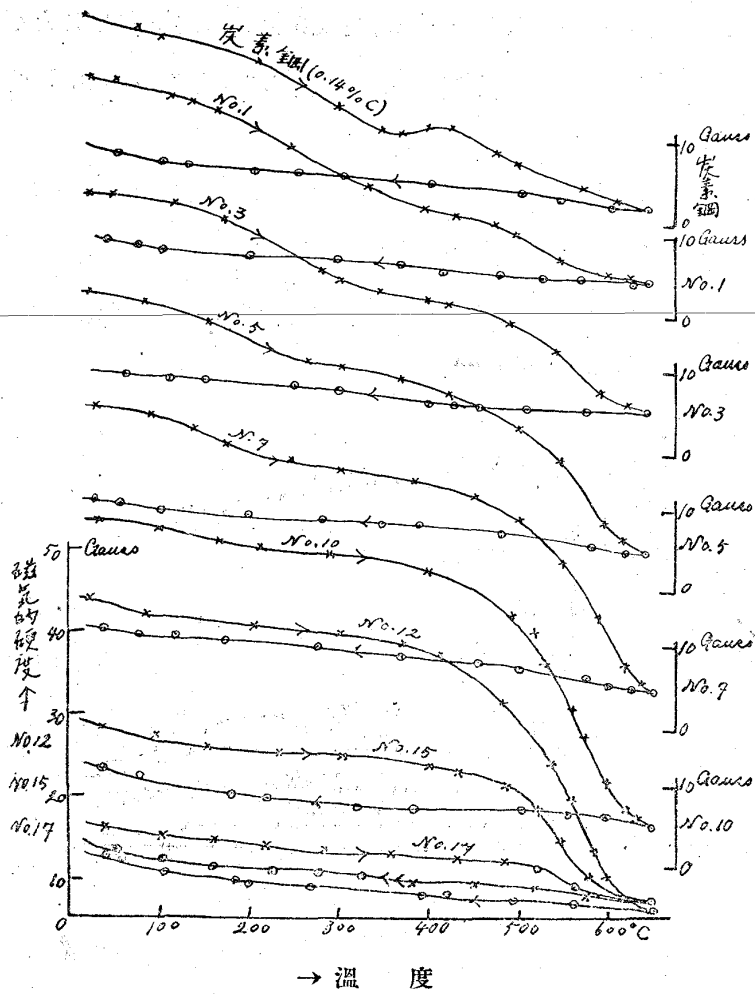
著者等は特に第二段の磁氣的硬度の減少に對する焼戻時間の影響を實驗したり、即ち試料 No.12 を 900°C で水中焼入せるものを最初各溫度で 15 分づゝ焼戻した場合の常溫での磁氣的硬度は第十六圖曲線の如くにして約 650°C に於て殆ど焼入効果を失ふを見る。今同一試料を前と同一溫度から焼入せるものを 500°C に於て長時間焼戻を行ひたるに 22 時間にして其の磁氣的硬度は ab 間を降下するも尙完全に軟化せられずして以後各溫度で 15 分づゝ焼戻して觀測したるに bc の如く變化したり。

次に 450°C に於て同一實驗を繰返したるに焼戻時間 12 時間を経過するも僅かに a'b' を降下するに止まり以後時間と共に焼戻効果の進行極めて困難となれるを見たり。

7、クロム鋼焼戻に於ける第二段の變化の研究

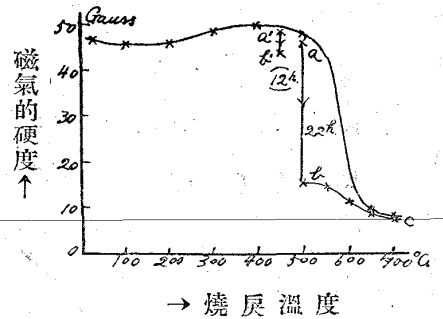
クロム鋼の焼戻に際し約 $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の溫度範圍に於て急速に焼戻効果が進行する原因に就て考へんに先づ最初此の變化は極く一般的に想定せられる次の二つの原因の何れにも依らざることを實驗的に證明した結果を述べる。

第十五圖 高温度に於ける磁氣的硬度の變化



第十六圖

第二段の磁氣的硬度の減少に及ぼす焼戻時間の影響 (No. 12)



- (A) マルテンサイトから炭化物が析出する爲め
- (B) 焼入に依る残留オーステナイトが焼戻さるゝ爲め

(A) マルテンサイトから炭化物が排出する爲に非らず

クロム鋼に於ては Cr は炭素と化合してクロム炭化物を作り尙過剰の Cr は常に鐵と總ての割合に於て固溶態をなして

存在することは一般に認められてゐる所である。而して諸研究者の説に従へば此等の炭化クロムは更に Fe_3C 若しくは $Fe^{(3)}$ との結合態を作つて存在するものと考へらるゝものなり。夫故上記の第一の原因として想定せらるゝことは此等のクロム炭化物若しくは結合態に二種類あり共に焼入せるクロム鋼のマルテンサイトの中に溶解し居り此れを焼戻する場合には其の一は 300°C までにマルテンサイトより析出し既に述べた第一段の變化の原因をなし、他は上記の 500°C~650°C の温度範圍で析出せられて第二段の變化の原因となるものと考ふることなり。

此の想定の正否を確むる爲めに著者等は炭素を含まざる單なる鐵クロム合金を作り上記現象の有無を検したり。即ち電解鐵及び金屬性クロムを原料として下記の如きクロム量を有する五種の鐵クロム合金を製作したり。

2.37% Cr, 4.38% Cr, 9.00% Cr, 14.02% Cr, 19.63% Cr,

尙此等合金の炭素量は殆ど痕跡に過ぎざること確めたり。

此等の合金試料に就て先づ熱膨脹曲線上から其の變態範圍を知り續て此等に焼入焼戻を施したるも

(1) T. Murakami, Sci. Rep. of Tohoku Imp. Univ., 1918, vol. vii., p. 21 7.

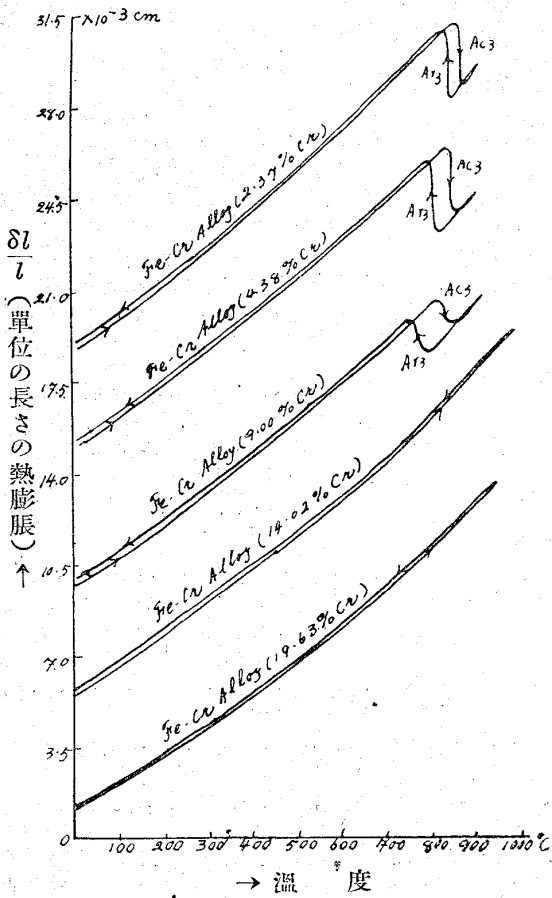
(2) A. Westgren & G. Phragmér, Jour. of the Iron & Steel Inst., 1928, No. 1,

の、磁力、磁氣的硬度及び硬度等の測定を行ひたり。

但し試料はタンマン爐にて熔解製作したる爲め其の量過少にて一般的機械的試験に供給すること不可能なりしも其の硬度は“Brown-Firth”社製の小型ブリネル式硬度計(球の直径 3"/32, 壓 180kg)を用ひて測定することを得たり。

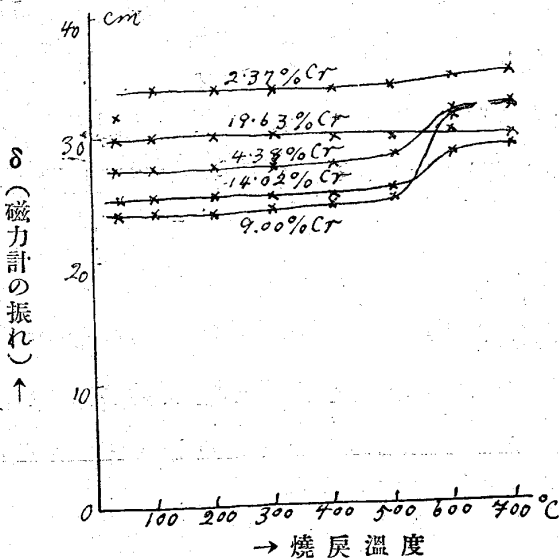
第十七圖乃至第二十圖は其の結果の曲線圖を示す。

第十七圖 Fe-Cr 合金の熱膨脹曲線



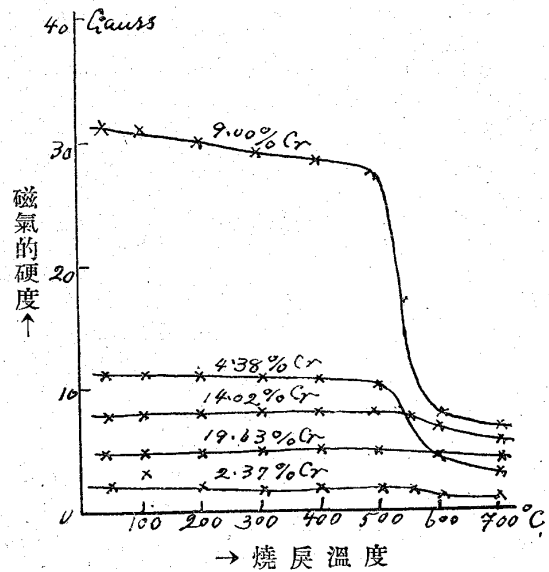
第十八圖

Fe-Cr 合金の焼戻温度と磁力との關係



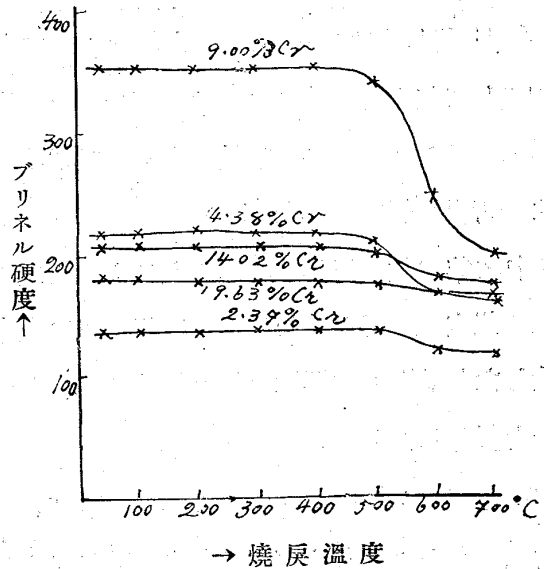
第十九圖

Fe-Cr 合金の焼戻と磁氣的硬度との關係



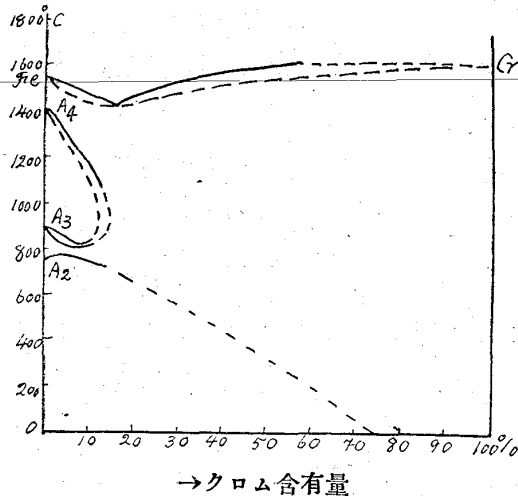
第二十圖

Fe-Cr 合金の焼戻温度と硬度との關係



熱膨脹曲線に於ては總て A_3 變態に伴ふ膨脹收縮を示せ共 19.63% クロムの合金には全然之を見ず此の理由は第二十一圖の P. Oberhoffer⁽⁵⁾ に依つて提出されたる鐵クロム系狀態圖から知らるゝ如く該合金は全然 A_3 變態を有せざるに依る、又 14.02 %クロムの合金は極めて微弱乍ら $750^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ の附近に於て曲線の屈折を示し合金の極く小部分だけが A_3 變態を行ふことを指示するなり。

第二十一圖
Fe-Cr 系狀態圖 (Oberhoffer)



實驗結果に依れば鐵クロム合金は其の A_3 變態點以上の溫度から焼入した場合に硬化し此れを焼戻す場合には以上の諸曲線に見る如く主として $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の溫度範圍で其の焼入硬度を失ふことが知らる、此の結果はクロム鋼が同じ溫度範圍で焼入効果を失ふのと同である故クロム鋼の此の性質は決してクロムの炭化物の析出に依るものにあらずして實に鐵クロム合金に特有な性質がクロム鋼に顯れたるに過ぎず。而して第二十圖中のクロム量 9.0% の鐵クロム合金の焼入硬度がクロム鋼 No.10 のそれと殆ど同等なることより考

ふる時は該クロム鋼の焼入硬度は殆ど炭素の存在に影響せられず其の大部分はクロムに依るものなるを知る。

尙注意すべきは上掲の諸曲線にありては 300°C 以下に於ては何等の變化を見ざることにして此の事實より考ふる時はクロム鋼に就ての同一曲線上 300°C 以下の既に述べたる第一段の變化は明にクロム炭化物の析出に係るものなることを立證するものなり。

(B) 焼入に依る残留オーステナイトが焼戻さるる爲に非ず

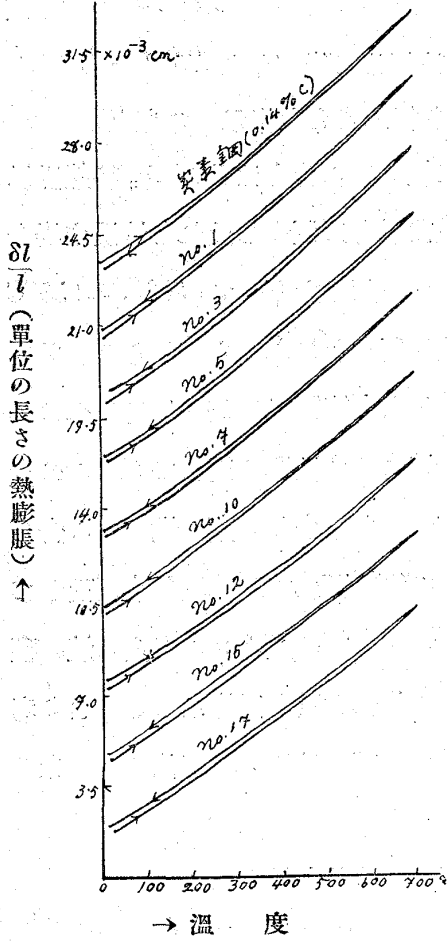
上述の實驗結果からクロム鋼焼戻の際觀測せらるゝ第二段の變化は實に鐵クロム系合金に特有な性質であることを知れる故次に此の系の狀態圖に就て考ふるに第二十一圖に見る如く鐵及びクロムは成分に無關係に其の凝固の際及び常溫に於て常に體心立方配列の固溶態として存在するがクロム量約 15% (?) 以下の合金に限り鐵の A_4 並びに A_3 點を連ぬる「ループ」に圍はれたる區域に於て鐵は暫時面心立方配列即ち γ 鐵の状態をとることが知らる。

此の狀態圖に依れば約クロム量 15% 以下の鐵クロム合金に於てのみ其の熱膨脹曲線上に上記の「ループ」に示されたる鐵の A_3 變態範圍が顯はれ 15% 以上の合金に於ては全く然らざること第十七圖に見るが如し。

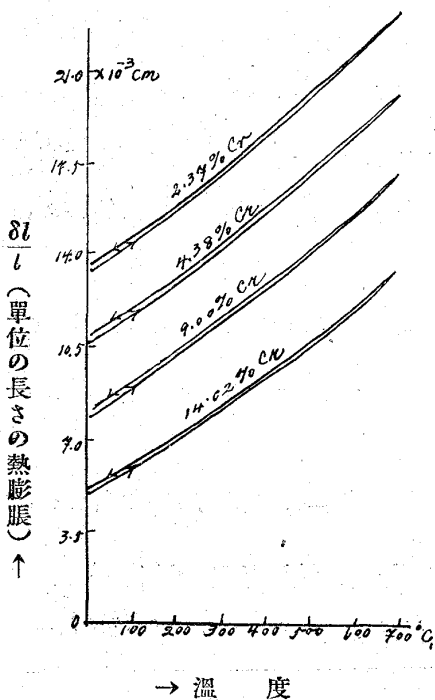
次にクロム量 15% 以下なる此の系の合金を其の γ 鐵固溶態 (ループに圍はれたる區域) の状態から焼入したるものが其の焼戻に當り約 $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の溫度範圍で著しく焼戻効果の進行を起す原因として唯一つ考へ得る場合はさきに第二の原因として想定したる焼入による残留 γ 鐵固溶態が此

(5) P. Oberhoffer, Stahl u. Eiren, 48 (1927,) 2021.

第二十二圖
焼入試料の熱膨脹曲線



第二十三圖
Fe-Cr 合金焼入試料の熱膨脹曲線



の温度範囲に於て焼戻され α 鐵固溶態に變することなり。然し乍ら此の考へ方は以下述ぶる如く諸實驗的事實に反するものなるを知る。

其の一は該變化は機械的硬度を約半減せしむる程度のも故若し此れが 残留 γ 鐵固溶態の爲とせば其の量は相當に多量ならざるべからず、然りとせば其の焼入状態の試料に就て熱膨脹曲線を採る時は該變化の行はるゝ温度範囲たる $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ 附近に於て相當なる長さの膨脹が認められざるべからず何となれば α 固溶態は γ 固溶態に比し著しく膨脹した状態にあればなり。然るに第二十二圖及び第二十三圖に見る如く全部のクロム鋼及び鐵クロム合金試料に就ての實驗結果によれば残留オーステナイトの焼戻による膨脹は極めて僅少にして曲線上殆ど認むること困難なり即ち多量のオーステナイトの残留を否定するものなり。

又一方から考ふるも γ 固溶態が α 固溶態に比し著しく高い硬度を有すべきことも日常の一般的事實に反するものなるべし。尙又第十一圖に示したる試料 No.10 の抗張力試料の破面を見るも其の 500°C 以下のものに斯の如き多量の γ 固溶態の残留する形跡を認むることは困難なり。

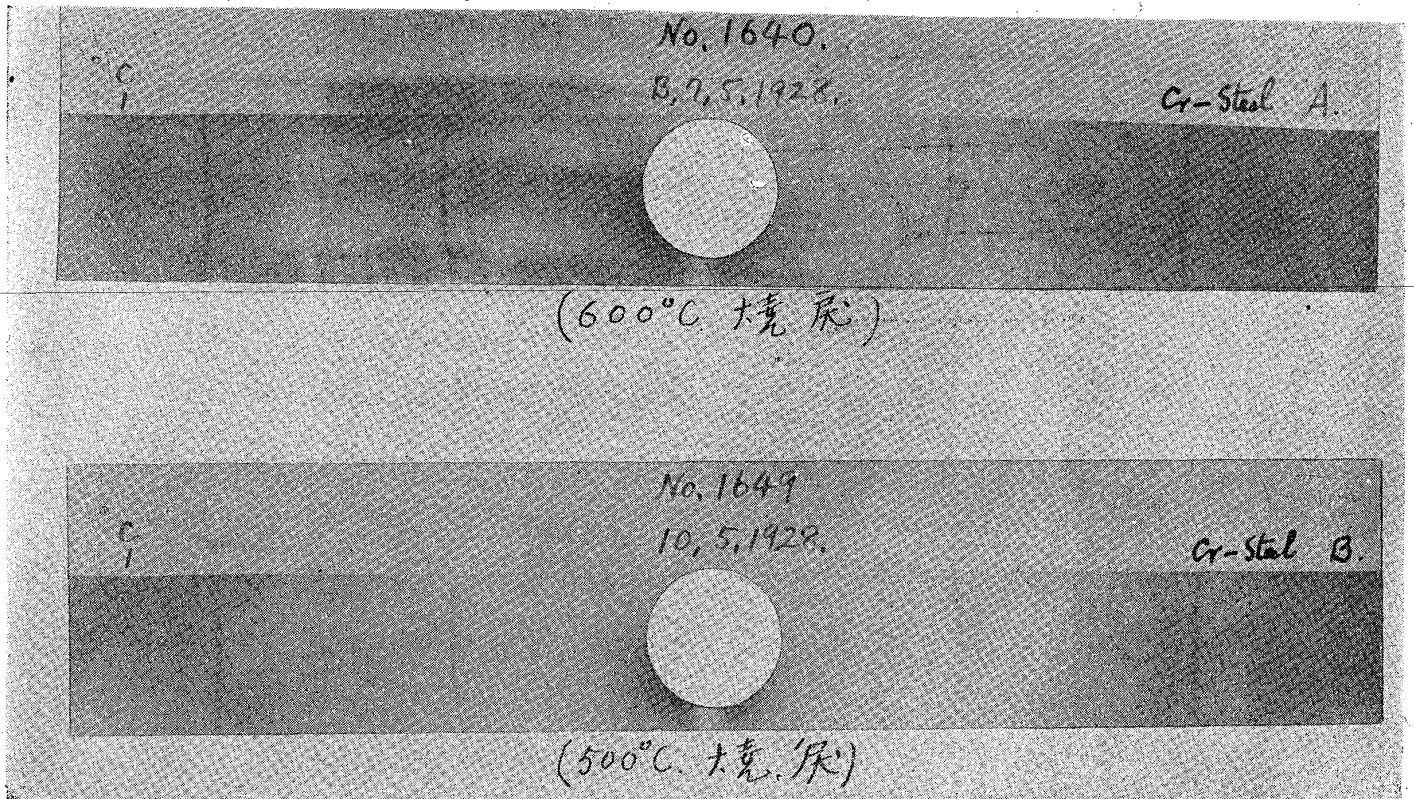
尙此の事實の否定を一層決定的にする爲め No.10 の試料に就て其の 500°C 焼戻のものゝ 600°C 焼戻のものゝに就て X線分析を試みたり、若し上述の想定が正當ならんには 500°C 焼戻の試料より得らるゝ X線寫眞には多少なりとも γ 鐵に相當する配線の存在を認め得べきに拘らず實驗の結果は第二十四圖に見る如く兩者とも等しく單なる α 鐵固有の配線を示すのみなり、以上の諸實驗的事實よりして該變化は残留 γ 鐵固溶態の焼戻に基因せざるを確認し得べし。

8、鐵クロム合金の可溶性と第二段變化の説明

上に述べ來つた如くクロム鋼の焼戻の際に觀測せられる第二段目の軟化は全くクロム量約 15% 以下の鐵クロム合金の焼戻の際に觀測せらるゝ同一現象と其の原因を同ふするものにして後者の本性に關し著者等は次の如く考ふるものなり。

鐵クロム合金の原子的配列は常温に於ては完全なる體心立方配列にして此の場合には當然鐵原子の或るものはクロム原子に

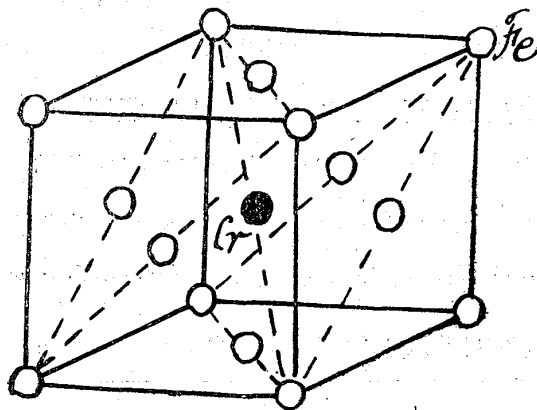
第二十四圖
試料 No.10 の X 線 寫 眞



依つて置換せられてゐるものと考えべきなり。即ちクロムは其れ自身體心立方配列を有する金屬にして然かも其の格子常數は α 鐵の 2.86×10^{-8} cm に對し 2.89×10^{-8} cm にして兩者極めて相似たるもの故斯の如き類似性の高き兩金屬が置換固溶態を作るべきは極めて自然の現象と見るべきなり。

然るに此の合金を加熱して一度鐵が面心立方配列に變化した場合、合金中のクロム原子の位置は如何と言ふにクロム原子には元來面心立方配列的な原子力は無かるべきもの故鐵の面心立方配列中の任意の鐵原子を置換するよりも、より容易に其の立方體の中心に位置して釣り合ひを保つものと考へらる。何となれば此の位置は總ての鐵原子に對し最も對稱性高き位置なる故原子力の模様を異にせる異

第二十五圖
 γ 鐵中に於ける Cr 原子の位置

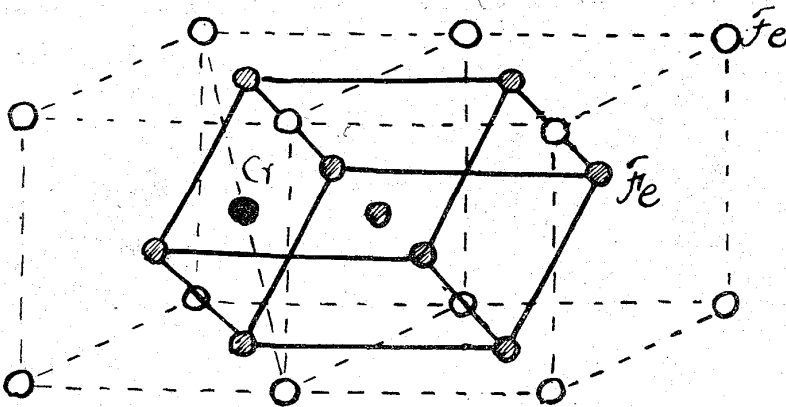


種原子の釣り合ひの位置としては最も安定なるべきを以てなり。

第二十五圖は其の場合の原子配列の有様にして(○)印は鐵原子(●)印はクロム原子の位置を示す。

次に斯の如き状態の固溶態を焼入する場合に鐵原子が γ 配列から α 配列に變化する機構は第二十六圖に示す如く γ 配列の單位體二個を考へ其の内から圖の實線で連ねたる八個の鐵原子及び兩單位體の境界面の中央にある一個の鐵原子からなる原子團が α 配列の單位體に變ずるものとするな

第二十六圖
焼入に於ける $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態の原子的變化



るものにして著者等は單に此れを鐵クロム合金の場合に擴張したるものなり。

以上の結果よりして鐵クロム合金は可溶性を有すること即ち焼入可能にして其の結果として生ずるクロムマルテンサイト中に於けるクロム原子は宛も炭素鋼のマルテンサイト中に於ける炭素原子と同一働きを爲すものと考へたるものなり。

次に焼入した鐵クロム合金が $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の溫度範圍で軟化するは上記のマルテンサイト中に於て體心立方配列の一面の中央に拘束せられたるクロム原子が體心立方配列固有の位置にある一つの鐵原子を置換し安定なる本合金固有の原子配列に移るためなりと考ふるものなり。

9、實驗的事實の説明

次に前項に述べたる鐵クロム合金の焼入理論に依り本研究に於て觀測したる種々の實驗的事實の説明を試みんとす。

先づ機械的硬度に就て考ふるに體心立方配列の一面の中心にクロム原子を拘束した強制固溶態の硬度が單なる體心立方固溶態の其れより著しく高かるべきことは既に焼入炭素鋼の場合に於て屢々論ぜられたる所なりとす。

次に磁氣的には強制固溶態は自然固溶態よりも磁化の強さは小さく頑磁力は大なるべし、従つて前者より後へ變化するに當つては其の磁力は増し逆に頑磁力即ち磁氣的硬度は減少することゝなるべし。

又既に述べた如く焼入試料の熱膨脹實驗の結果に依れば約 $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の溫度範圍に於て上記の變化に伴つては殆ど容積の變化を見ざりしも此の事實は次の如く説明することを得、即ち強制固溶態に於ては體心立方配列の單位體の一面上にクロム原子を拘束する爲め其の週邊の鐵原子は多少押擴げられて釣り合ひを保ち其の結果として單位體の容積は膨脹することになるべし、而して此れが自然固溶態に變ずるに當つては其のクロム原子を失ふ爲め一定の收縮を見るべきも該クロム原子は新に自然固溶態中に入り何れかの鐵原子を置換すべきもの故此の爲めには膨脹が起ることゝなる、而して同一

り。而して此の場合 γ 配列の中心にあつたクロム原子は新に生ずべき α 鐵單位體の一面の中央に強制的に拘束せらるゝものと考ふるものなり。

以上の考へ方はクロム原子の代りに炭素原子を置き換へ炭素鋼の焼入機構として既に本多教授並びに N. Goodtzow 等⁽⁷⁾に依つて提唱せられた

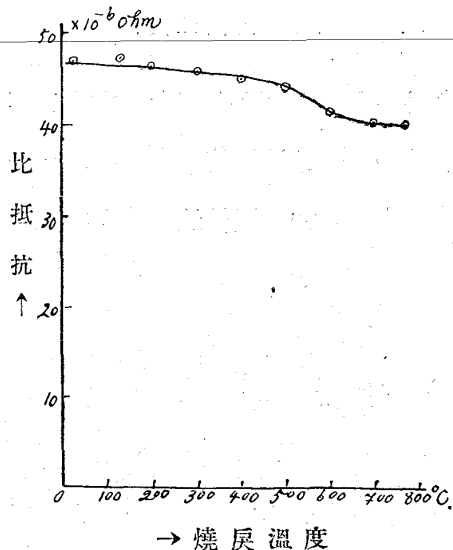
(6) 本多、鐵と鋼、14 (1927), 493.

(7) N. Goodtzow, Zeitschr. für Physik, 45 (1927), 384.

金屬固溶態に於ける原子間の距離は何れの場合に於ても左程相違すべきものとは考へられざるを以て上述の收縮と膨脹とは其の量殆ど相殺することとなり此れ即ち熱膨脹曲線上に變化を認め得ざる理由なるべし。

尙又 X 線寫眞は共に α 鐵の配線を示すべきは當然の結果たるべし。

第二十七圖
試料 No. 10 の焼戻
に依る比抵抗の變化



著者等は更に試料 No.10 に就て其の焼入焼戻後常溫に於ける電氣抵抗度の變化を見たり。其の結果は第二十七圖に示す如くにして 500°C~650°C の溫度範圍に於て其の値は約 10% の減少を起す此の減少量は他の諸性質變化に比するに稍過小の感あれ共元來上記の變化は強制固溶態から自然固溶態への變化ではあるが兩者共に固溶態である以上比較的高い抵抗度を有すべきは當然にして従つて其の差は餘り著しからざる結果となるべし。

結 論

本研究の結果を要約すれば下の如し。

(1) クロム鋼の焼戻は一般に二段に行はる。第一段は約 300°C に終りマルテンサイトよりクロム炭化物の析出により、第二段は約 500°C~650°C の溫度範圍で行はれクロムマルテンサイトの消滅に依る。

(2) 焼入せる低炭素クロム鋼の焼戻効果は主としてクロムマルテンサイトの消滅に伴ひ進行す。

(3) 約 15% 以下のクロムを含有する鐵クロム合金は可溶性を有し其の際クロムは炭素鋼焼入の場合の炭素と全く同一働を爲す。

(4) 焼入したる鐵クロム合金のクロムマルテンサイトは焼戻に際し約 500°C~650°C の溫度範圍に於て α 鐵中に於けるクロムの強制固溶態より自然固溶態に變じ此れに伴ひ合金は急速に軟化し同時に諸性質にも異常變化を見る、而して此の事實はクロム鋼にも繼承せられるものなり。

(5) 本多教授及び N. Goodtzow に依つて提唱された炭素鋼の焼入機構の理論は鐵クロム合金の場合にも擴張することを得。

終りに望み著者等は本研究遂行に當り種々御便宜を與へられたる日本特殊鋼合資會社々長工學博士渡邊三郎氏に對し深甚なる感謝の意を表す。