普通同一の原子スペクトルに於て同種類の項についてはエネルギー準位の低いもの程その微細構造の全間隔が大である。例へばFig.2 ZnのP三重項について見る通りである。

それ故二つの異常変化温度系列の内、全間隔の廣い方、即ち(0°K, 277°C, 1083°)が最も低い準位、 E_1 に對應し、全間

Fig. 3 Diagram, illustrating the Relation between the Energy Leves, $E_1 \sim E_4$ and Anomalous Temperatures.

隔の狭い方即ち (0°K, 230°C, 550°) がその上の準位 E_2 に對應するものと考へられる。然らば E_3 及び E_4 に對應するものはどうであるかといふと、 E_3 及び E_4 の位置から考へてみると、その全間隔は余程狭いものと想像せられる。従つてこれに對應する異常変化温度の系列は余程低温の範囲内にあることになる。事實 Zn については、 E_3 に對應するものとして (0°, 36°, 90°K) の存在することが知られて居る。又、0.79°Kの超電導の遷移點は E_4 に對應するものと考へられる。このやうにZnについては、 E_3 及び E_4 に對應する異常変化温度が實驗的に知られて居るけれども、Cuに關しては、著者の查べた範囲内に於ては、まだ文献上に見當らない。これは將來の研究に待たねばならぬ。

これ迄に得た結果をまとめて圖示するとFig. 3のやうになる。尚ほ E_1 , E_2 , E_3 及び E_4 間の間隔を、それ等の微細構造の間隔と比較するため上に述べた計算方法によりエネルギー間隔を温度間隔に直して附記してある。

V. 結 論

以上述べた通り、多くの實驗的事實を綜合することにより、銅の價電子は、原子の密集せる固體中にあつても、孤立せる原子、例へばZn原子に屬する價電子と同様の法則に従つて行動するものであつて、從來想像せられて居る自由電子といふやうな特別の行動を取るものではないといふことが結論せられる。

各種熱處理に伴う鋼の殘留應力の研究 (第5報)

佐 野 忠 雄*

Tadao Sano : Residual Stress in Steels caused by Various Heat-Treatments. The stress restored in steels (0.6, 0.9% plain carbon and 0.3~0.9% C, 3% Ni steels) variously heat-treated has been measured, the dimension of the specimen is 4mm×9mm×100mm. Some quenched specimens consisted of a single structure and some were heterogeneous. In the case of a single structure, the stress-depth curve was always simple and had no maximum or minimum point while in the case of heterogeneous structure the curve had a minimum point, generally. In all cases of the single structure, the stress was maximum at the surface and was always in tension. In the case of all martensitic structure, the maximum stress at the surface was not larger as the content of the carbon increased. In the case of the stepped quenching, the stress increases as the temperature of the second quenching elevates from A_1 point and attains a maximum and then decreases. The stress at the surface of the quenched specimen whose structure is uniform were as follows.

martensite > troostite > sorbite > pearlite

In the case of austempering above 480°, the residual stress was very small.

(Received November 18, 1948)

I 緒 言

著者は第2報⁽¹⁾に於て Fe-Ni 合金を用ひ變態應力に及ぼす冷却速度(従つて焼入劑)變態温度(組成により變態温度が異なる)の影響についての研究結果を報告した。これは

鋼の場合に進む前提としてであつた。本報告は鋼を用ひて各種熱處理による相變化と應力の關係を求めた。即ち各種の鋼を種々の方法にて焼入れて焼入温度、焼入劑及び變態温度と變態應力との關係を求めたものである。けだし前報迄の Fe-Ni 合金にて於ては格子變態のみを起さしめたので

* 京大物理學部金相學研究室

(1) 岩瀬, 佐野, 本誌, 13(1049), No. 1, P. 17.

Fig. 2 Relation between Residual Stress and Quenching Temperature.

た。即ち應力は620°焼入の時最高の値を示し750°のものとは950°焼入のものとは殆んど差がなかった。即ち焼入温度を上昇せしめる程應力は大きとならずに焼入温度に對して應力の最高値を生ずる結果となつた。このことはBühler⁽⁵⁾の實驗に於ても見出されるのであつて彼はこれを簡単に變態前の冷却應力と變態應力の和として考へてゐるが著者は賛成しがたい。前述の如く750°以上で應力値が殆ど變らぬのは Ar'' 前の熱應力が變態によつて解消し變態應力に影響する Ar'' 點通過の時の狀況が類似してゐるためと考へられる。次に750°以下に於て最大を生ずる理由について考へるに、これは次の如くである。

即ち、變態點通過が(a)徐々に行はれるなら試料の外→内への變態のズレが小さい。

變態點通過が(b)余り早いとこれも試料の外→内への變態のズレが小さい。

抑く試料の冷却は試料表面よりの脱熱と内部より外部への熱傳導速度によつて決まるものであつて、焼入温度が高く試料の熱の大なるものは冷却劑による脱熱と内部よりの熱傳導が活潑であつて(a)となり、又焼入温度低い時も同様變態點通過のズレが小で、b)となりその途中がズレ大で應力値も大となると考へられる。もしもそうであるなら同様處理後20°の油に冷却すればその最大點は左にずれる筈であつてFig. 2(b)に示した結果は明らかにその事實を裏書きするのである。尚もし3%Ni 0.5% Cよりも變態温度の低い鋼種を使つた時にはやはり焼入温度の最大點は左にずれることが豫想される。Fig. 2(c)には3%Ni, 0.7% Cの變態温度(約200°)の結果を示す。この場合も焼入温度としては Ar_1 點以下は620°, 550°, 450°を選び20°の10%の食鹽に焼入を行つた。この結果を見るとその最大點は左にずれたことが判る。尚この場合には應力値が全般的に低いのは後に述べる如く變態温度低くマルテンサイト温度區間大なると共に變態時の試料強度大なる爲と考へられるのである。上記の焼入操作は又階段焼入として知られているのであるが、階段焼入も一次焼入浴の温度を適當に擇ぶ必要があることが判るのである。

(C) 殘留應力に及ぼす焼入劑の影響 (A),(B)に於て、變態進行速度の影響をみたのであるが、次に高温より各種焼入劑に焼入を行ふときは、各焼入劑によりやはり Ar'' 點を通過する速度が異なるため焼入劑の影響が判り實用的に便利である。現在迄のBühler等の結果に於ては焼入後の殘留應力は表面壓縮値となりその大小を基として焼入劑の影響をのべてあるのであるが、使用せる試料が大なるため、試料の外→内への組織は焼入劑をかへることにより均一のみとは考へられないから實用はともかくとして焼入劑の影響をみるとしては試料内に組織の差を生じない場合を先づ明らかにする必要がある。本報では試料として3%Ni, 0.7% Cを選び950°よりそれぞれ20°の油, 20°の10%食鹽水, 100°のベントナイト溶液に焼入し何れもマルテンサイト組織を示した。その結果をFig. 3に示す。焼入劑の冷却能は食鹽ベントナイト油の順であるがFig. 3をみるに殘留應力値はこの

Fig. 3

順にならない。これは冷却能が大となると小試片ではその内外の冷却の時間的差が却つて小さくなるためと考へられる。(第2報のFe-Niでは食鹽水に焼入れた場合最も大となつたのであるが炭素の入つた鋼はFe-Niにくらべその熱傳導度が著しく大である故、食鹽焼入では試料の外→内へのtimelagが小さいものと考へられる)。

(ii) 組成並に試料強度(變態温度)の殘留應力に及ぶ影響 既に(i)(c)に於てのべた如くBühler等の結果では果して試料内の組織は均一と考へられぬ爲變態温度の影響も亦正確に出されてゐるとは考へられない。變態温度に關しては著者は先に焼入後の組織が均一なものが得られるFe-Niについて報告し、殘留應力はある組成のNi%のもので最高となり従つて變態温度の影響をうけ、その大きさは(i)に述べた變態點に於ける試料の外→内への變態の時間的ズレの他に試料強度によつて左右されることをのべた(1)。こゝでは次の各種の鋼をそれぞれ焼入温度を950°に一定にして焼入劑の種類をかへて殘留應力を比較した。組成が異れば變態温度が違つて来るから焼入温度を950°に一定にしても變態點の影響が知られるわけである。3%Niを含み炭素量を0.3%, 0.5%, 0.7%, 0.9%の四つのものを選びそれぞれ20°の油, 20°の10%食鹽水に焼入した。試料は焼入により何れもマルテンサイトの組織を示した。(0.3%油焼入のみは一部

(5) Bühler, Arch. Eisenhüttenwes., 7 (1933), 359.

トースタイトを生ず)。残留應力結果をFig. 4, 5に示す。

Fig. 4

油に焼入れた場合のFig. 4をみるに0.3%C最小0.5%C最大で0.7% 0.9%はその中間に來てゐる。この傾向はFig. 5の食鹽水焼入の場合も同様である。C% 増す程試料の外→内のtime lagの少となる以外に、変態點が下り強度を増すのも應力の少くなる一因と考へられ、Fe-Niについて得られた第2報の結果とよく一致する。

以上 (i) (ii) の残留應力結果は何れも單純なる曲線を示しBühlerその他の實驗で得られた如き谷を生じなく、又試料表面は壓縮應力とはならない。これは著者の使用したものに較べて試料が大きくその爲のmassの影響として内外の組織までも不均一になつてゐるのではないかと考へられる。

(2) 試料内にマルテンサイト以外の組織を生ずる場合の残留應力

(i) 各種焼入組織と應力の關係(冷却速度と應力): 今迄は熱處理や組成は違つても焼入後の組織は顯微鏡的にはすべてマルテンサイト組織であつた。次に焼入劑從つて冷却速度を變へて試料にAr'變態以外のAr', Ar 等の變態を起させトースタイト、ソルバイト、パーナイト等の單一組織を生ぜしめた場合に就いて調べた。即ち0.6%の炭素鋼と3%Ni, 0.3%Cの二つの鋼種を使用した。0.6%Cを950°から20°の食鹽水(10%)、油、65°の水、爐冷すればそれぞれ試料全體がマルテンサイト、トースタイト、ソルバイト及びフェライト+パーライトの組織となる。これ等の試料の残留應力をFig. 6に示す。(Fig.6の焼入劑の後に書いてある數字はピッカース硬度である)。即ち應力はマルテンサイ

Fig. 6 Relation between residual stress and microstructure of 0.6% C steel quenched in various medium.

Fig. 7, 8

ト>トルースタイト>ソルバイト>パーライトの順になつてゐる。この応力値の差はこれ等の試料を生ぜしめる爲冷却能の違つた冷却剤を用い変態生起の温度を変へてあるから、その影響(変態時の強度)が変態の進行速度以外に含まれると解釋される。次にFig. 7には3%Ni, 0.3%Cを950°より20°の10%食鹽水、油に焼入及び爐冷した場合の応力を示す(油焼入では少量のトルースタイトが混つたが、試料の内外共均様な二相組織であつた)。この際油焼入のものの方が却つて食鹽水に焼入れたものに比較して応力が大である。同様の結果は0.9%Cに就いてFig. 8にも見られる。100°の水に焼入れたものは明らかに顕微鏡にて軟いトルースタイトの部分の生ずる組織であるに拘らず(試料全體としては均一である)その応力値は却つてマルテンサイトのみを生ずる油焼入よりも大きい。既に述べた如く同じマルテンサイト組織の時でも焼入剤をかへることによつてその応力値が變化するのである。それ故一般に高温より焼入剤を変へて各組織を比較する時には最後の応力値を決定するものは試料の外→内への變態の進行速度とその時の強度であつて、トルースタイトがマルテンサイト中に混じてゐる時は恒に応力値は純マルテンサイト組織より減少するとは言ひ得ないのである。次にFig. 6の0.6%Cを又Fig. 7の3%Ni, 0.3%Cを100°の水に焼入れた場合には応力曲線に谷を生じてゐるがこれらの試片の組織は2種からなつてゐる。このことは著者の行つてゐる滲炭或は脱炭せる鋼を焼入れた際の残留応力曲線にも見出される處であるので後に報告する。ただ現在迄 Bühler その他では応力曲線に往々極小のある曲線を示してゐて、これは變態応力と變態前後の冷却応力の和又は差によつて生ずると簡單に見做されて來たのであるが、彼等の用いた大きな試料では明らかに組織が外→内に順次變つてゐることが想像せられ、この方が大なる影響があると思はれるのである。(例へば實驗に使つてゐる徑50mmの0.2~0.5%炭素鋼は質量効果より考へても全體が均一組織ではない)。以上は各組織をつくるため變態の條件即ち温度等が異つてゐるのであるが、もし變態の條件が全く等しい時には膨脹量その他より考へてマルテンサイトの応力>トルースタイト>ソルバイト>パーライトといひ得るのである。

(ii) 焼戻しに伴ふ組織變化と応力: (i)に述べたのは一次のトルースタイト、ソルバイト等を生ずる場合の結果であるが次に高温より焼入れ又は階段焼入等によつてマルテンサイト組織を生ぜしめこれを焼戻す場合の応力について述べる。

(A) 焼入焼戻 3%Ni, 0.5%Cを950°より20°の油に焼入れマルテンサイト化後100°, 200°, 300°, 400°, 500°に各1時間焼戻しその後徐冷したものゝ結果をFig. 9⁽⁴⁾に示す。Fig. 9は焼戻の温度と最大引張応力値との關係であつて、500°焼戻しで殆ど0となつてゐる。焼戻しには軟化とセメントタイトの析出に伴ふ。この内後者については川口博士⁽³⁾のFe-W合金に就て得られた結果をみると析出に伴つて応力が急激に減少する結果となつてゐるので軟化温度よりも低い焼戻しで応力の下つてゐるのはセメントタイト析出に伴ふ応力の除去と想像される。析出に伴ふ応力の減少に就いては著者も測定を行つてゐるがこれは後報にゆずる。次に

Fig. 9 Relation between Residual Stress and Tempering (tempered one hour).

Fig. 9⁽⁶⁾には0.6%炭素鋼を20°の10%食鹽水に焼入れ後各温度に焼戻した結果を示すのであるが焼戻温度の上昇と共に応力は漸次減少した。尚油焼入れ一次トルースタイト組織のものを500°に焼戻すと応力値は殆ど0となることを同圖○印にて示す。即ち応力値は焼入れ後の組織に關係なく500°に焼戻す時は殆んど0となるのである。

(B) 階段焼入と焼戻 階段焼入は焼割れを防止する方法として屢々採用されてゐる。この處理を行つた後の応力結果は(1)の項焼入温度の影響について記した時述べた。即ち3%Ni, 0.5%Cを950°にて焼鈍加熱後950°より620°, 550°, 450°等の鉛浴に焼入れし、その後食鹽水に急冷した結果は、Fig. 2 (a)に示した。即ち階段焼入操作を残留応力の面より考へれば残留応力値は必ずしも小さくなく二次焼入温度の下降と共にその値を増し極大値を示すのである。従つて二次焼入温度は A_{r1} 直上を可とすることゝなる。これらも焼戻すと漸次応力の減少するのは(A)と同様である。

(C) 恒温變態 次にオーステンパリング處理が如何に残留応力に影響するかを實驗した。試料としては0.6%Cと3%Ni, 0.3%Cを使つた。各種文献⁽⁹⁾を參考とし、又著者も小試片を用ひ顕微鏡硬度試験にて試験温度での時間と變態進行程度を予め求めた。Fig. 10は0.6%Cを950°に加熱し

Fig. 10 Residual Stress of 0.6% C after Austempering.

700°, 620°, 480°にそれぞれ加熱せる鉛浴に焼入れ所定時間放置し變態を完了させて直ちに取出し室温迄空冷後応力を測定した結果である。480°, 620°, 700°の恒温變態でそれぞ

れ試料はトルースタイト、ソルバイト、フェライト+パーライトになる。何れの場合も外側引張、内側圧縮の應力分布であるがその値は可なり小さく、殊に620°, 700°は殆ど應力を残さない。軟化温度以上であるからである。次に950°より480°に焼入後1", 2", 3", 4", 4.5", 7", 5'保持して恒温變態を進行せしめた後20°の10%食鹽水に急冷したもの の應力を測定した。その結果はFig. 11に示す如く二次焼入

Fig. 11 Relation between Residual Stress and Austempering (0.6% C).

の際のマルテンサイト生成量によつて殘留應力が支配されてゐる。尚7", 5'保持のものは完全に變態の終つたものであるため冷却後の應力は冷却應力を示してゐる。3%Ni, 0.3%Cの結果も0.6%Cと同様であつた。

■茲で上記焼入、焼戻、階段焼入、焼戻恒温變態處理を比較するに、前二者の處理も500°に焼戻せば殆ど0となる。しかし試料の變形は各處理によつて大なる影響をうけ高温より直接焼入する操作に於て變形が大きく恒温變態させたものが最も小さいと想像される。Fig. 12は0.6%Cについて

Fig. 12 Plastic Deformation caused by Various Heat Treatment of 0.6% C Steel.

上記3處理を施した場合の結果であるが、この三者は應力値並に硬度は殆ど等しいものであつて、予期の如き結果が得られてゐる。又この圖から階段焼入も出来る限りAr₁直上より焼入れねば變形が大となる。尚500°以下の焼戻の範圍では殘留應力値が恒温處理のものは他の二者より小さいことが想像される。

V. 總 括

Fe-Ni で得られた結果を炭素の入つた鋼に擴張すると共に、焼入、焼戻或は恒温變態の如き操作を施し、各種の組織を生ぜしめて殘留應力との關聯性を求めた。

(i) 試料全體が焼入後マルテンサイト組織を示す場合。

(ii) 冷却能の大なる焼入劑を使ふ方が一般に殘留應力は大きくなるとは限らない。

(iii) 焼入温度に對して應力値の極大があらはれた。しかし徐冷のAr₃以上の焼入では應力値は殆ど變らなかつた。

(iv) 炭素の入つた鋼に於ても變態温度(組成)に對して應力値の極大になる組成があることが判つた。

(v) C%多い程應力は少い。變態時の強度が増すためと考へられる。

Ⅴ 變態前の冷却應力が變態によつて一旦解消する第2報の結果は本報告に於ても認められた。

(vi) 何れの場合も應力曲線は表面引張り、内部壓縮の單純なる曲線を示した。從來の焼入後の曲線に山や谷の生じてゐるのは試料の大きい爲試料の外→内への組織が不均一であることが大いに影響あると考へられ、又 Sachs の方法は硬いマルテンサイト組織には使用し難い點より考へても從來焼入劑、焼入温度の影響としてのべられてゐる結果には直ちに首肯し得ないものがあることを示した。

(2) 試料内にマルテンサイト以外の組織を生ずる場合

(i) 等しい組成の試料に於ても焼入條件を變へることによつて、Ar₁, Ar', Ar''等の變態がそれぞれ違つた温度で起り、違つた組織のものを生ずる。即ち違つた組織を生ずるのは生成條件が異なるからでありこの生成條件の内に變態時の強度が含まれる。これらの綜合として組織と殘留應力の關係が求められるマルテンサイト>トルースタイト>ソルバイト>パーライトとなる。しかしマルテンサイト+トルースタイトの混合組織を生ずる場合もあつて、このマルテンサイト+トルースタイトの應力がマルテンサイトとトルースタイトの中間に来るとは限らないことが知られた。

(ii) 焼入後マルテンサイト組織のものはこれを焼戻すと應力は減少し500°に於て殆ど應力値は0となる。

焼戻操作には軟化と析出を伴ふのであるがこの應力の減少は主として析出によるものと考へられるのである。

(iii) 恒温變態を起させて生ずる殘留應力は小さいが、この結果より變態前の冷却應力は解消すること、並に變態には恒温處理を行つても應力を残すことが明らかにされた。

(iv) 焼入焼戻、階段焼入後焼戻、恒温變態の3者を比較する時は殘留應力、外形の變形より考へて恒温變態處理が最も望ましく、次で變態點直上の温度に冷却し變態點を徐冷せしめる方法であつて焼入焼戻は外形の變形が甚しい。

(v) 一般に焼入後の應力曲線は外側引張、内部壓縮の單純なる曲線であるが試料組織が均一でない時應力曲線に谷を

生じた。

終りに望み本研究に對して始終御懇篤なる御指導を賜はりました岩瀬慶三先生に衷心感謝の意を表すると共に熱心に研究に従事された山田晃君の勞を謝し、併せて研究費の

御援助を頂きました日本學術研究會議に對し、又試料その他の便を仰ぎました扶桑金屬製鋼所、日本特殊鋼株式會社並に京都機械株式會社に厚く御禮申し上げます。

α 鐵への滲炭による柱狀オーステナイトの生成について

持 田 徳 彦*

Tokuhiko Mochida : Formation of Columnar Austenite Grain by Carburising α Iron.

When α iron is carburised, it readily transforms into γ iron as it absorbs carbon. By this phase change, the austenite grain formed at the surface of the specimen develops a columnar form towards the in side. When the alloy consisting of α and γ at the temperature of the carburisation is carburised no such columnar grain is obtained. These facts are similar to those of the case in which the austenite or a mixture of austenite and ferrite are decarburised, resulting in columnar or granular ferrite.

(Received November 18, 1948)

I. 緒 言

著者は先に鋼の脱炭により生ずる α 鐵の形狀が鋼の原組成及び脱炭温度に依つて相違し、この温度が $910^{\circ}(A_0)$ 以上の場合には脱炭時に於て α 鐵存在せず、 910° 以下の場合には α 鐵を生じ然も鋼の組成がGS、GP線の間にある時は粘狀となり、GS、ESの間にある時は柱狀となることを實驗的に示し、その機構を明らかにした⁽¹⁾ 即ち柱狀 α 相の生成はAなる相よりBなる相が試片の表面より内部に向つて全面的に生ずる時に起るものなることを明らかにした。斯かる

柱狀相の生成は脱炭の場合に限らぬことは當然であつて、カロライジングに於てもオーステナイト相より地鐵相を生成せしめる時、柱狀相を生ずることは既に知られてゐる。

著者の研究に於てはこのカロライジングに於ても柱狀相の生成以外に粒狀相も亦生成すべきことが推論される。それは試片の組成をNG線のloopの中に挟むこと、即ち $\alpha+\gamma$ 相より成るが如き試片をカロライズすれば柱狀相の發達は見られない筈である。實驗の都合上カロライズの代りに滲炭を利用して斯様な現象の確立を試みたのがこの研究である。脱炭相に就いては地鐵相の柱狀、粒狀が文献に現はれてゐるが滲炭に就いて見當らない。

II. 實驗 方法

(1) 裝置 Fig. 1に示す如きもので電氣爐は可動性のものとした。これは急熱、急冷に便すると共に滲炭時間の正確を斯し得る。滲炭試料は磁製ボート中に滲炭劑と共に埋めて磁製管内に挿入した。焼入の際は鐵線を結びつけた試料を油中に焼入した。

(2) 試料 高純度電解鐵と市販電解鐵の2種を用いた。

前者は金屬材料研究所本間博士が本溪湖スポンヂ鐵を電解精製せるもので純度極めて高きものである。

(3) 滲炭劑 $750\sim 900^{\circ}$ の間に涉り滲炭力の強きことが必要であるので $BaCO_3$ に木炭末を混じたものに試料を埋めその上にCOガスを通した。

Fig. 1

*東北大學金屬材料研究所

(1) 著者、本誌、6 (1942)、171.