熱處理に伴ふ残留應力の研究 (第 4 報)

格子變態量の残留應力及び變形に及ぼす影響

佐 野 忠 雄*

Tadao Sano : Residual Stress in Fe-Ni Alloys Partly Transformed from γ to α . The residual stress restored in 29.8 and 30% Ni-Fe alloys transformed from γ to α by dipping them in various baths below 0° , and the amount of the transformed α by X ray were measured. Hardness was also measured. The results show that (1) The stress vs. $\Delta\alpha$ (depth from the surface of the specimen) curve has its minimum point as shown in Figs. 1 and 2, (2) hardness increases as the amount of the transformation increases, (3) the residual stress vs. amount of transformation has a maximum point at nearly 30% of the transformation. The change of the dimensions was also observed.

(Received July 13, 1948)

I. 緒 言

著者は第 2 報⁽¹⁾に於て變態に際してその部分の變態前の冷却應力の解消すること並に變態應力は試料内に起る變態の時間的ズレと變態點に於ける試料強度に依るものなることを明かにした。これらの場合は何れも焼入による試料中の γ が全部格子變態を行ひ α になつた場合について行つたものである。本報告は Ni% の多い合金の變態溫度區間を利用して變態量を加減し、格子變態量と應力の關係を求めたものである。變態後の残留應力は格子變態量に比例し増加する如くにも考へられてゐるが、冷却速度の割合遅いそして合金の強度の大きな低温變態する場合にはこれと異つた結果が得られた。

II. 實 験

本報告に於ける實驗操作、應力並に外形の測定法、試料の形狀等すべて第 2 報と同様である。即ち各種試料をそれぞれ各種低温に徐急冷し⁽²⁾、變態後の試料につき長さ方向の残留應力、外形の變形、硬度を、又 X 線により格子變態量を測定した。使用した試料の分析結果は配合との開き何れも 0.05% 程度であつた。

III. 實 驗 結 果

(1) 格子變態量の残留應力に及ぼす影響 焼割れを顯微鏡で研究した文獻⁽³⁾に依ると相當残留オーステナイトの影響を述べてゐる。格子變態量が如何に残留應力に影響するか調べるため 29.8% 及び 30% Ni 合金を用ひて次の實驗を行つた。これらのものは常溫迄 γ であり、各種

低温に迄冷却すると任意のマartenサイト量のものが得られるのである。これ等を 1050° で 6 時間加熱焼鈍後再び 1050° に 4 時間加熱し

(i) 29.8% Ni 合金に就いて

(a) 1050° より氷水中に急冷後 23° の

室溫より -10° に急冷 (20%)

(b) // // // 徐冷

(c) // // -15° に急冷 (27%)

(d) // // // 徐冷

(e) // // -22° に急冷 (39%)

(f) // // // に徐冷

(g) // // -70° に急冷 (82%)

(h) // // // に徐冷

(i) // // -185° に急冷 (100%)

(j) // // // に徐冷

(k) 1050° より毎分 5~10° の割合にて爐冷後 23° の

室溫より -10° に急冷 (20%)

(l) // // -22° //

(m) // // -70° に急冷

(n) // // -185° //

(o) // // -185° に徐冷

(ii) 30% Ni 合金に就いて

(p) 1050° より毎分 5~10° の割合にて爐冷後 23° の

室溫より -15° に急冷 (25%)

(q) // // -70° // (79%)

(r) // // -185° // (100%)

の如き處理を行つた。(徐急冷の操作は第 1⁽⁴⁾、第 2 報参照) -70° 迄はアルコールを液體空氣で冷却し所定溫度迄下げた。溫度は低温寒暖計並に銅-コンスタンタン熱電對を補正し測定した。格子變態量は X 線を用ひ下村氏⁽⁵⁾

* 京都大學理學部金相學研究室

(1) 著者、日本金屬學會、提出中

(2) // //

(3) 川口、應用物理、15 (1946)、19; 門馬、鐵と鋼、22 (1937)、425; 錦織、磐城、鐵と鋼、22 (1937)、786.

(4) 著者、本誌、11 (1946)、No. 9 14.

(5) 下村、鐵と鋼、29 (1943)、619.

の方法になつた。(上表括弧内の%はこれを示す。)100% オーステナイト試料としては29.8%Ni 並に30%Niを1050°より冷却したものを用ひこれと他のものを比較決

Fig. 1 Residual Stress in 29.8% Ni Alloy Caused by the Lattice Transformations in Various Cooling Medium.

定した。各低温に室温より徐冷せる場合の變態量は急冷の場合と區別し得なかつた。前記各處理を施せる場合の試料の殘留應力結果を Fig. 1, Fig. 2 に示す。Fig. 1 (i) は29.8%Niを-10°, -15°, -22°, -70°, -185°に1050°より氷冷後急冷せる場合同圖(ii)は同じく氷冷後各低温に徐冷せる場合(iii)は1050°より爐冷後各低温に徐急冷せる場合 Fig. 2 は30%を爐冷後各低温に急冷した場合の結果を示す。

Fig. 2 30% Ni.

何れの試料も外部に最大の應力が残留し、急冷せる方が徐冷して變態を徐々に起さしめた場合よりもその應力が大である。Fig. 1 (i) を見るに (a), (c), (e) の殘留應力値は (g) (i) 處理のものより大となつてゐる。同様の關係は同圖 (ii) の徐冷の場合にも、又 Fig. 2 の30% Ni 合金の場合も同一の結果となつてゐる。更に Fig. 1 (i) と (iii) の (a) と (k) 及び (e) と (l) 並に (j) と (o) 曲線等を比較するに高温より徐冷後のものも急冷後のものも何れも低温焼入後の應力値は大體等しく、 γ の冷却應力は變態と共に解消してゐる。次に室温より各低温迄の冷却速度はその焼入温度區間小なるため略同一で小さいと考へられるを以つて(徐冷の際は當然同一)各處理に依つて應力値に差を生ずるのは主として格子變態量に依つて影響されるのは明らかであるが Fig. 1, Fig. 2 の結果はこれに反して最低温の方がより高いものより應力が小となり、從來の見解⁽³⁾と異なるのである。これは如何なる理由によると解すべきか、Fig. 1, Fig. 2 を見るに-185°焼入以外のものは試料表面に最大の引張應力を生ずることは従前と同一であるが内部に行く程引張りが減少し壓縮に代り、その最大値を越して再び應力が減少し、遂に再び引張り又は0線の應力近くになつてゐる。即ち低温變態試料では格子變態量の少いものでは表面より中心迄の應力分布の $\sigma_{\text{引}}$ 及び消長が第2報の變態完了せる場合の結果と比較し2者の間でそれぞれ異つてゐる。これは表面の最大應力が可成り低温變態のものに於

て小なることと共に考慮すべき事と考へられる。Fig. 1 (iii) の結果より今格子変態量と應力の関係を 29.8% Ni 合金について求めると Fig. 3 の如くその量 30~40% に極大を生ずる。この関係は同圖 Fig. 3 の硬度の結果とは平

Fig. 3 Residual Stress and Hardness vs Amount of Transformation of 29.8% Ni-Fe.

行しない。硬度は暫くおき残留應力の結果について考察するにこれは試料がより低温のため弾性體であること並に試片内に起る變態の時間的ズレが試片の内外に於て比較的少ないこと、變態に依つてそれ迄の應力が減少し、且つ新に應力を生ずるためと考へられる。もしも斯様な低温に利用することなくして然も變態量が調節して得られるならば、變態量の關係が正確に求められるであらうが、それは實驗的に不可能であるので致し方ない。以上の結果は割合冷却速度遅く試料内外の變態が殆んど同時に開始される際の關係であり、この結果より冷却速度の違いの場合の變態應力の途中の變化が判るのである。

(2) 格子變態量の外形の變形に及ぼす影響 次に低温に變態温度のある 29.8% Ni, 30% Ni の 2 種の合金を常溫の γ 状態からそれぞれ各低温に徐急冷した時の外形の變形についてのべる。この種合金は 1050° より爐冷、急冷後は γ であり、低温浸漬後は α となりそのまま室温に持ち來されるので焼入前後に於て試料の状態が異なり外形の變形は書きにくい。Fig. 4 に 29.8% Ni 合金について實驗した内の一例を示した。これは元の長さは γ であり焼入後 α となつたものを測定し焼入前後の變化をかいだ。(急冷後の γ が基準) 他の 30% Ni 合金の結果も同様で低温に徐急冷するも變化量に差を認めず、又曲りも測定し得なかつた。即ち常溫より -185°, -70°, -15° 等にそれぞれ浸漬すれば $\gamma \rightarrow \alpha$ になるため、 α の量に依つて外形の膨脹量は異つてゐるのは當然である。しかしながら同一の温度に冷却した時は焼入温度範圍小なるため(冷却速度の差あまりなきため)徐急冷に依る變形の差も曲

りも認められぬのである。又 α 状態のものを液體空氣に焼入すればどれ位の變形が起るかをみるため、29.8% Ni

Fig. 4 Change of Dimension of 29.8% Ni Alloy.

を液體空氣に徐冷し引上げたものを再び急冷したが、徐冷後のものに比し、計測されぬ位變化は小さかつた。同様に $\gamma + \alpha$ 状態にしたものをそれぞれ (γ の量は異なる) 各低温に急冷し始めの状態と比較するにその變形差は殆んどない。これを要するに外形の變形からは残留應力に於て得られた如き結果は何等得られず格子變態量と外形の變形との關連性は求められなかつた。

IV. 總 括

29.8% Ni, 30% Ni 合金を用ひ、それらの合金の變態温度區間を利用して各種の低温にまで冷却し格子變態量と残留應力、外形の變形の關係について從來と異つた結果を得た。

(1) 常溫より各種低温に徐冷又は急冷した場合に、 γ が 30~40% 變態する時に残留應力値は最高値を示し、硬度並に外形の變形と比例しない。これは低温となり試

料がより弾性體となる以外に室温より各低温迄の冷却速度は焼入温度範囲小なるため小さいものと考へられるので試料内外の變態の時間的ズレが小なるためと、より高温に於て生じた應力が $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態により減少し、且つ新しい應力を生ずるためと考へられる。

(2) (1) の結果より冷却速度の遅い場合の變態應力の途中の消長の状況が明瞭となる。

(3) 常温より一定温度の各低温に徐急冷せる時急冷程應力は少々大となつたが外形に差を認められなかつた。

(4) 第2報に報告した如く變態前の冷却應力は變態と

同時に解消してゐる。尚低温で變態せしめ變態量の少ない試料の残留應力曲線は表面は引張りであるが、内部に行くに從ひ壓縮となり壓縮の最大値を経て、再び最内部は引張應力又は0線に近づいてゐる。且つ表面の引張應力の値は小さい。

終りに臨み熱心に實驗に従事下さつた京谷益次、山田晃兩君の勞を多とすると同時に試料につき種々御援助を給はりました扶桑金屬製鋼所三井三郎博士、日本特殊鋼玉置正一氏並に本研究に對する補助を受けました日本學術研究會議に厚く御禮申し上げます

Fe-Cr-Mn 三元系組織圖 特に ε 相の出現範圍について

小 野 健 二*

Kenji Ono : On the range of ε Phase in Fe-Cr-Mn Ternary System. Results obtained are shown in Figs. 4&5. There are many fields of phase and phases as α , $\alpha + \varepsilon$, ε , $\alpha + \varepsilon + \gamma$, $\varepsilon + \gamma$, γ , $\gamma + \sigma$ and $\alpha + \gamma + \sigma$ in the iron corner of the system. The fields of α , $\alpha + \varepsilon$ and ε phases were mostly determined by measuring the thermal expansion, $\gamma + \sigma$ by the experiment of microstructure and $\alpha + \varepsilon + \gamma$, $\varepsilon + \gamma$ and γ by both methods. The fields of $\gamma + \sigma$ phases at higher Cr content and $\alpha + \gamma + \sigma$ phases were combined to assume. It is known that hardness and specific gravity same to distinguish the field of ε phase from ther fields.

(Received July 26, 1948)

I. 緒 言

Cr-Ni 系オーステナイト鋼の代用として Ni 節減の目的から Cr-Mn 系オーステナイト鋼が種々の用途に供せられる。然るに後者に於いては從來の組織に関する研究で、安定 γ 相の範圍にあると考へられる組成のもので、常温加工に於いて異常に困難を來す場合がある。Fe-Cr-Mn 三元系に關しては、W. Köster⁽¹⁾, C.O. Burgess & W. D. Forgeng⁽²⁾, M. Schmidt & H. Legat⁽³⁾, F. Brühl⁽⁴⁾ 及び P. Schafmeister & R. Ergang⁽⁵⁾ 氏等の研究があり、加工性を害するものは、Fe-Cr 二元系に存する金屬間化合

物 (FeCr) σ 相であると考えその出現範圍が明らかにせられた。然るに Fe-Mn 二元系に存する ε 相の Fe-Cr-Mn 三元系に於ける出現範圍に關しては明らかでなく、唯 P. Schafmeister & R. Ergang⁽⁵⁾ 氏が15% Mn鋼に於て γ 相に ε 相が針狀に析出することを認めた程度である。從來 γ 相と考へた組成範圍に以上のような加工困難な部分が存在するのは、 ε 相が Fe-Cr-Mn 三元系のある範圍にわたつて出現し、これが γ 相に比して硬度が高く、且原子構造が加工性の低い稠密六方格子であることによると考へられる。よつてこの ε 相の出現範圍を決定し、加工性に富む均一オーステナイトの範圍を確定したのでここに報告する。

II. 二元系狀態圖

(1) Fe-Cr 狀態圖 この狀態圖に關しては古くより幾多の研究が行われたが、Fig. 4 には A. B. Kinsel & W. Crafts⁽⁶⁾ によつて纏められたものを掲げた。

(6) A. B. Kinsel, W. Crafts, Alloys of Iron & Chromium, V. I. 1st. Ed., (1937), 43.

* 日立製作所日立研究所

(1) W. Köster, Arch. Eisenhüttenwes., 7 (1934), 687.

(2) C. O. Burgess, W. D. Forgeng, Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 121 (1933), 277.

(3) M. Schmidt, H. Legat, Arch. Eisenhüttenwes., 10 (1937), 297.

(4) F. Brühl, Arch. Eisenhüttenwes., 10 (1937), 2435.

(5) P. Schafmeister, R. Ergang, Arch. Eisenhüttenwes., 12 (1939), 507.