

なお、割れ疵の発生と各熱処理条件との関係について分散分析を行なった結果、前述の結論はすべて十分な信頼度をもって有意であることが確かめられている。本研究に関連して統計的解析を実施された東京工業大学助教吉本勇氏に感謝の意を表する次第である。

文 献

- 1) 横山, 山本(晃): 日本機械学会誌 (創立60周年記念特集号, 技術論文), 60 (1957) 465, p. 1080~1085
- 2) 横山, 山本(晃): 杉田: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p. 432~435
- 3) 横山, 山本(晃), 山本(襄): 鉄と鋼, 47 (1961) 10, p. 1544~1546

冷間加工した18-8ステンレス鋼の加熱過程における異常性*

今井勇之進**・斎藤 利生***

Anomaly in Dilatation on Heating of Cold Worked 18-8 Stainless Steel.

Yūnoshin IMAI and Toshio SAITÔ

Synopsis:

The phase transitions on heating in 18-8 stainless steel as cold worked followed by solution-treatment were investigated mainly by differential dilatation method. Austenite was retained much more in rolled steel than in elongated, in hammered, and in wire-drawn ones. α phase formed by cold working transformed into γ phase firstly at about 450°C, and the most part of α into γ at the temperature range of 650~700°C, and the retained stable α phase secondarily into γ phase at temperatures of 800~900°C. It is considered that the thermal stability of α phase is varied by the working method and working ratio.

Abnormal expansion was always observed at about 530°C in thermal dilatation curve of cold worked 18-8 stainless steel by any working method. Especially, this anomaly was observed clearly in rolled steel, and the amount of expansion was enlarged as rolling ratio was increased, but on the other hand, the amount of contraction at about 650°C caused by $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation became smaller. This anomaly was markedly observed when steel was rolled in the condition with large surface friction between roll and rolled steel, and when steel was rolled in the condition of smaller friction by using any lubricant, only the smaller anomaly was observed in dilatation curve as same as elongated, or hammered or drawn steel.

(Received 24 September 1962)

I. 緒 言

18-8 ステンレス鋼の成分組織は比較的オーステナイトの不安定な領域にあり常温以下への過冷却あるいは加工によって容易に相変化を起させることができる^{1)~6)}。これらの相変化の程度は鋼の組成および加工温度, 加工度, 加工方法などの加工条件によつて大きい影響を受ける。一方, 加工によつて相変化を起した 18-8 鋼の加熱過程における変化については既にかなりの報告^{7)~11)}があるが, $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態の様相については必ずしも一致していない。

著者らは 18-8 鋼の常温加工による相変化ならびに加工後の加熱による相変化の様相を主として熱膨張により研究中, たまたま圧延加工材の熱膨張曲線の 530°C 付近に異常膨張現象の存在することを見出した。従来の文

献でかかる異常性の存在を認めているものは BASTIEN & DEDIEU⁹⁾の報告だけで, 彼等は熱膨張曲線の 580°C に異常膨張を認めこの原因を組成不明の炭化物の析出と見なしている。著者らの観察した異常膨張は BASTIEN らの報告するところと比べると異常性の起る温度も低く, かつその膨張はさらに大きく明瞭であるが現象的には同じものと解される。また最近佐藤, 古川¹²⁾も加工した 17-7 pH ステンレス鋼の加熱過程で同様の異常膨張を認めている。本報は主としてこの圧延加工材の加熱過程に現われる異常膨張の原因を究明する目的で実験した結果を報告する。

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表
昭和37年9月24日受付

** 東北大学金属材料研究所 工博

*** 防衛大学校 工博

II. 実験試料および方法

供試材は C : 0.065, Si : 0.43, Mn : 1.12, N : 0.015, Ni : 7.25 および Cr : 18.33% の 18-8 鋼で高周波炉により小鋼塊を溶製したものである。本鋼は γ が不安定な組成に属し $1100^{\circ}\text{C} \times 1/2\text{h W.Q.}$ の溶体化処理状態で約 15% のマルテンサイトを有することが顕微鏡組織および X 線分析の結果から推定され、Ms 点は常温以上約 60°C 付近にあると考えられる。

鋼塊は鍛造後 $7\text{mm } \phi$ に圧延して引張および圧延加工試料を取り、残余はさらに $5.5\text{mm } \phi$ に熱延した。引張加工は溶体化処理した $7\text{mm } \phi$ 丸棒から平行部 $5\text{mm } \phi \times 80\text{mm } l$ の引張試験片を作製し、常温で 3~45% の残留伸びを与えた後平行部から長さ 70mm の膨張試験片を採った。引張速度は約 $20\text{mm}/\text{mn}$ である。鍛打試験片は $5\text{mm } \phi \times 70\text{mm } l$ の試験片を定盤上で手鋸により均一に鍛打して各種の伸びを与えたものである。また圧延試験片は $5.1 \sim 7.0\text{mm } \phi$ の各種径の丸棒を溶体化処理後常温で $5\text{mm } \phi$ に圧延して各圧延比の試料をえた。圧延はチルド鉄製の溝ロールにより、とくに付記したものを除き潤滑剤は用いていない。

かくしてえた膨張試験片は硬度および組織を調べた後本多式示差膨張計により Ni-Co 合金を中性体として $3^{\circ}\text{C}/\text{mn}$ の速度で約 1000°C まで加熱し、その間の膨張曲線の変化を調べた。これらの測定結果に現われた著しい変化はその後 X 線、硬度計、顕微鏡、弾動磁力計などを利用してその原因を追求した。X 線写真は別に $1.25\text{mm } \phi$ に線引した試料について溶体化処理後各種の加工を加え、Cr-K α 線を使用して撮影した。しかし異常性の最も著しい圧延試料だけは圧延した $5\text{mm } \phi$ の試験片から小片を削出して使った。以上述べた試験片の加工の前および各種測定の前には必ず機削または十分な電解を行って表面層を除去した。

III. 加工による相変化

各加工法毎に測定した加工度と硬度との関係を Fig. 1 に示した。硬度測定は加工材の断面で半径 1mm の同心円周上数ヶ所を測定した平均値である。表面と芯部との硬度差は加工度の小さい場合に最も大きく Hv 10 以下の値であつたが加工度の増加につれて消滅する。加工度は引張試料では残留伸び、圧延試料では圧延比で示したが、鍛打試料は加工前の試験片の長さ 70mm に対する残留伸び量 41mm で表わした。Fig. 1 によれば引張および鍛打試料は略々同様の硬化曲線を示すが、圧延試料は低圧延比の範囲で急激な硬化を示し圧延比 10 以上

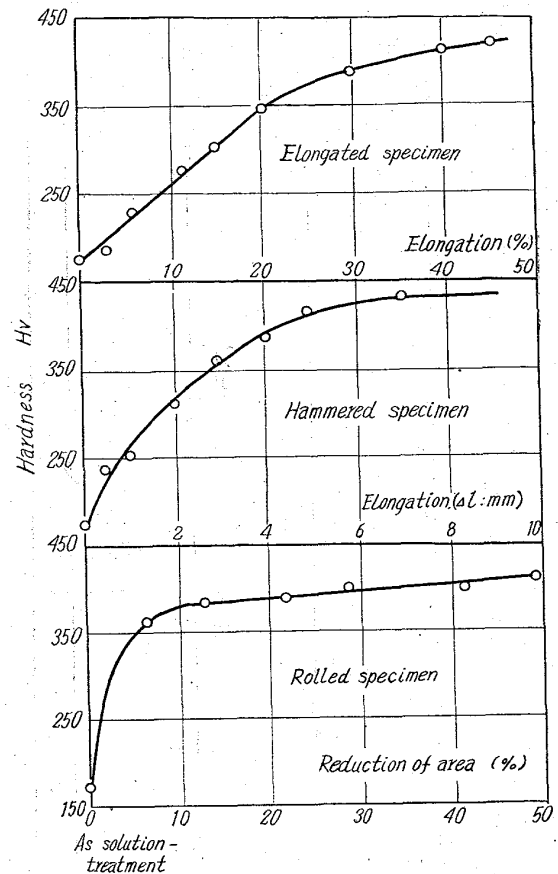


Fig. 1. Relations between hardness and working ratio.

では硬化の割合は極めて小さい。引張試料の加工度を断面収縮率でとり直して比べても圧延試料とはいちじるしい差異があり、圧延試料の硬化曲線が加工度表示の相異によるものではなく特異な硬化形態をとるものと見なされる。

加工状態における各試料の X 線分析結果から引張および鍛打加工では加工度が増加するに従つて α の量が増し強加工試料では略々完全に α だけとなるのに対して、圧延試料は強加工においても α の量は前二者に比べて少なく、なお多量の γ が残留していることが判つた。圧延試料の表面と中心部との相変化の差異は、中心部がわずかに未変態の γ が多くなつてることが認められる。以上の結果から引張および鍛打試料では加工による硬化は主としてマルテンサイトの形成によるのに対して、圧延試料の硬化はマルテンサイトの形成と γ の加工硬化の両者によると見なすことができる。

IV. 加工材の加熱過程における変化

1. 加熱過程に現われる異常性

まず著者らが本論文において異常と見なした現象を明らかにしておくことにする。Fig. 2 は (a) 溶体化処理

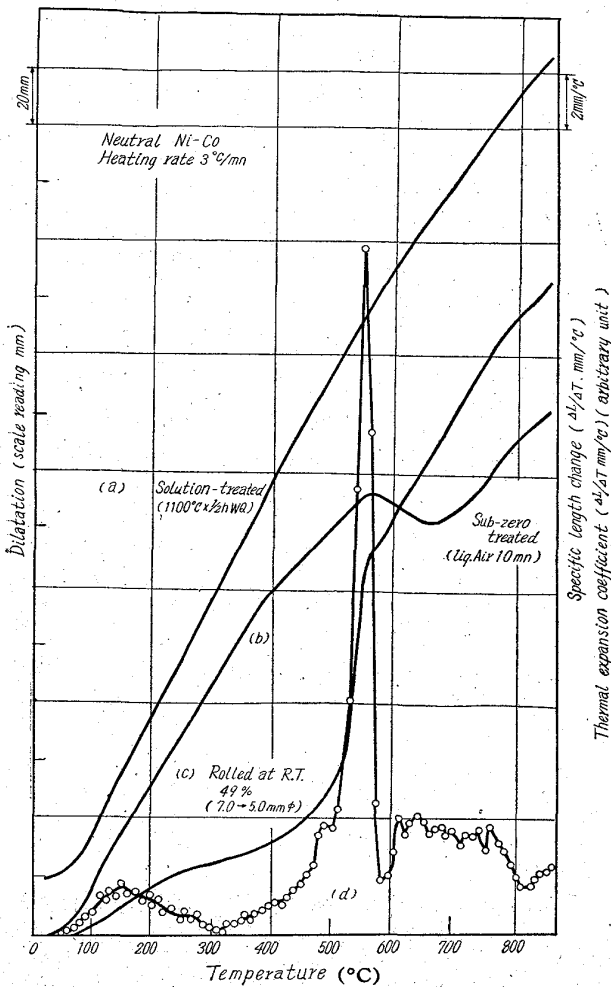


Fig. 2. Thermal dilatation curves for solution-treated (a) and further sub-zero treated (b), and cold rolled (c) steel. Curve (d) shows the thermal expansion coefficient in curve (c).

試料, (b) 溶体化処理後液体空気に10mn浸漬した試料および(c) 溶体化処理後約50% 圧延した試料の各示差熱膨張曲線を示した。溶体化処理状態では膨張曲線はいちじるしい変化はなく約600°C付近でわずかに屈曲が見られるに過ぎない。Sub-zero 処理試料では約400°Cから膨張曲線は屈曲し, さらに550°C付近から大きい収縮が現われ約700°Cまで続く。溶体化処理試料とSub-zero 試料との相異点は試料中に存在する α 量の多少にある。従つて膨張曲線の600°C付近に現われる収縮は存在する α の γ への変態によるものと見なされるが, この実証については後述する。Fig. 2に示したa), b) 2曲線は正常な状態である。これに対し49% 圧延材は曲線c)のごとく250°C付近からわずかに屈曲するが400°Cを過ぎると膨張に変わり, とくに530°C付近で極めて大きい膨張を示している。本圧延材もかなり多量の γ が残留する $\gamma + \alpha$ 2相組織であることはX線回折の結果から明らかであるから, 正常な状態ならば曲

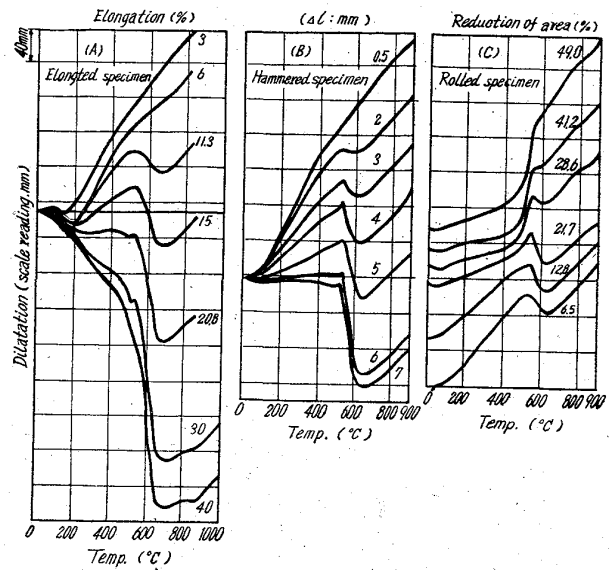


Fig. 3. Thermal dilatation curves for elongated, hammered and rolled steel in various working ratio.

Neutral : Ni-Co alloy
Heating rate : 3°C/mn

線b)と同様600°C付近で $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態による収縮を示すに過ぎない筈である。主題とする加工材の加熱過程に現われる異常性とはこの530°C付近の異常膨張をさしている。曲線c)の膨張曲線測定結果から熱膨張係数の温度変化($\Delta L/\Delta T$)をとると同図d)に示したごとく微小の変化がさらに明瞭になる。すなわち最初の収縮は150°Cから始まり300°Cで最も大きく, 主題の異常膨張は480°Cから急激に始まり540°Cで最もいちじるしく, また760°Cから始まる収縮が現われていることなどが明らかにされている。

2. 引張加工材の挙動

各種加工度の引張加工試料の熱膨張曲線はFig. 3(A)に示した。溶体化処理状態の曲線は前述のごとく明瞭な変化はなく温度とともに直線的に増加するに過ぎないが, 引張加工材では加工度の増加につれて3つの収縮が現われてくる。第1の収縮は150°C付近の低温域に現われている収縮で, 加工度6%において最も顕著であり30%以上の強加工になると次第に不明瞭になつてくる。この収縮は後述する他の加工法には現われず, 単純な一軸方向の引張加工のみに現われる特異な変化である。18-8 鋼に銅合金と同様の焼鈍硬化現象が存在することは従来から認められており¹³⁾, この収縮も焼鈍硬化に伴う現象と推察されるが, 本報では主題と離れるため触れないこととする。

第2の変化は600°C付近に現われる大きい収縮で, 加工度の増加に従い次第に大きくなりかつ収縮の始まり

も低温度側に移動する。加工状態における試料の顕微鏡組織から加工度の増加に従って α の量が次第に増加していることが認められるが、加工度 20% 以上になると α の量はほぼ同様に見え組織だけからその量を判定することは難しい。磁気測定の前用によって加工度の増加に従って次第に α の量が増加していることが明らかとなり、600°C 付近の第 2 の収縮はこの加工により生成された α の γ への変態による変化であることが理解される。ここで、加工度 15% 以上の試料の収縮途中に小さい膨張が現われており、加工度 20% 付近で最も明瞭に認めることができる。その温度は加工度によらず 530°C に一定しており、前節に述べた異常膨張が引張加工の場合にはかかる小さい膨張変化として現われるに過ぎないことが判る。

第 3 の収縮はさらに高温の 850°C 付近に現われており、加工度の大きい試料ほど明瞭である。加工試料の加熱過程における存在相を X 線分析により確かめた結果以下のことがわかった。27% 引張加工状態では既に大部分が α に変態しており γ はわずかしか残留していない。この試料を Fig. 3(A) の第 2 の収縮の始まる温度約 450°C に加熱した後も加工状態と大差はなく γ の回折線の強度に変化はない。このことは 450°C までの加熱では $\alpha \rightarrow \gamma$ の変態は起らず、あるいは起つても極めてわずかと見なされ大部分は 600°C 付近の大きい収縮の間に変態するものとみられる。大きい収縮の終了した 700°C に加熱した試料では γ の線が強くなつてはいるが α の線もまだかなり強く相当量の α が残留していることが認められる。第 3 の収縮はこの安定な α が γ に変態する現象と見なされ、加工度の大きい試料ほど内力も大きくて低温部での変態を押える型の α の量も多いためこの温度域で初めて明瞭な収縮を示すものと考えられる。

Photo. 1 は試料面を

斜光照明下で観察した組織で、存在する α すなわちマルテンサイトは relief として現われ γ と明瞭に識別できる。450°C 加熱 (Photo. 1 (B)) では引張加工状態 (Photo. 1 (A)) と全く同じで、この温度以下で相変化の起つた証拠は全くない。700°C 加熱 (Photo. 1 (C)) では大きい板状のマルテンサイトの部分が黒い粒状の組織に変化しており、加工により生じたマルテンサイトが粒状の炭化物を析出した後に γ に変態したものとみられる。しかし地にはまだ多数の微細なマルテンサイトの relief が存在しており、この定安なマルテンサイトの γ への変態が第 3 の収縮の原因と考えられる。Photo. 1 によれば熱的に安定なマルテンサイトは微細な形態の α であつて、massive なマルテンサイトは不安定で約 600°C 付近で γ に変態すると見なせる。Fig. 3(A) の膨張曲線は約 900°C 以上では溶体化処理状態と同じ熱膨張係数をえていることから、安定なマルテンサイトは第 3 の収縮でほぼ完全に変態を終るものとみてよい。炭化物の γ への溶込みは第 3 の収縮以後の高温で始まり、終了温度は析出量の多少によつて変化する。

以上の結果から引張加工により生成された 18-8 鋼の α は 450°C 以下では安定に存在し 500~700°C の間で

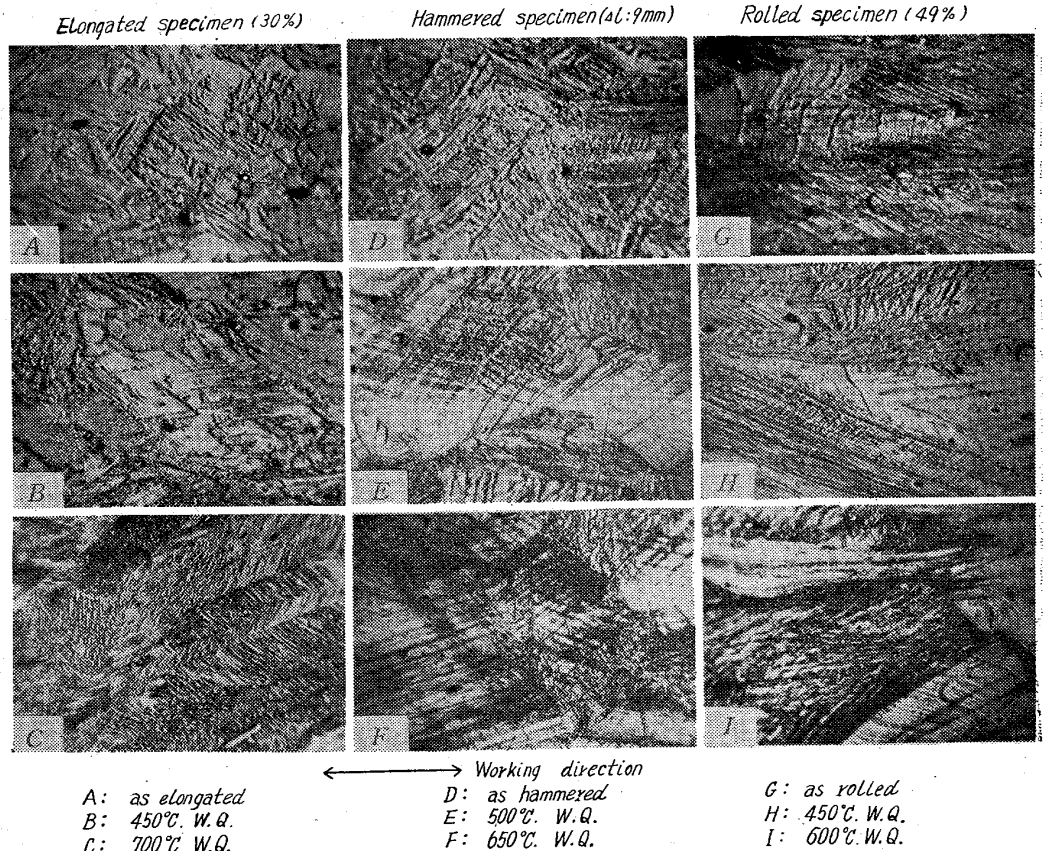


Photo. 1. Microstructures of steel, worked by various methods and then heated. Electropolished and etched by aqua regia, oblique illuminations. $\times 1,000$ (1/2)

大部分が γ に変態するが、なお熱的に安定な α は 830~880°C で γ に戻る。すなわち $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は 2 段に行われることが明瞭になった。また主題とする異常性は引張加工材では第 1 の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の収縮の途中 530°C に明瞭に現われるがその形態は圧延試料ほど大きくない。

3. 鋤打加工材の挙動

鋤打加工材の熱膨張曲線は Fig. 3(B) に示した。同図 (A) の引張加工材と比べると第 1 の低温域の収縮が全く現われない外は大体同じ相変化の様相を呈している。しかし詳細に比べると第 2 の収縮の開始温度が高く約 500°C まで膨張曲線はほぼ直線的にのびている。この収縮の形態も鋤打加工の場合は前者に比べればすくなく明瞭に現われており、理由は判らないが引張加工により形成される α よりも鋤打によつて形成される α の方が熱的により安定であるように見える。Photo. 1 (D) の顕微鏡写真によれば鋤打状態におけるマルテンサイトは迂り線に沿う細い形態のものが多く、引張加工材に現われた板状の形態は見られない。鋤打後 500°C 加熱試料の組織 (Photo. 1 (E)) は加工のままほとんど変わらず、また分析の結果 X 線でも 500°C 加熱では未だ γ の線は極めて弱い。収縮のほぼ完了した 650°C 加熱では (Photo. 1 (F)) 大部分のマルテンサイトは黒色に変化して γ への変態を終っているが、なお安定な微細マルテンサイトが一部残留していることは引張加工材の場合と同様であり、X 線写真にも同じく明瞭な α 、 γ 両者の線が認められた。この安定な α は第 3 の収縮で γ に戻るが、鋤打の場合第 3 の収縮も 870~900°C 付近の高温側に移動している。すなわち鋤打加工で形成されるマルテンサイトは全般に熱的安定度が大きいと見なされる。

主題の異常膨張は Δl が 3mm 以上の加工度で明瞭に認められ、現出温度は 530°C に一定している。その形態は引張加工の場合と全く同様でわずかな膨張を示すに過ぎない。

4. 圧延加工材の挙動

前述引張および鋤打加工材がほぼ同様の熱膨張挙動をとるのに対して圧延加工の場合は全く異なる様相を呈している。各圧延比の試料の熱膨張曲線は Fig. 3(C) に示した。加工度の少ない 6.5, 12.8% 試料までは大体他の加工法と同じ挙動を示し 600°C 付近の第 2 の収縮が大きく現われるに過ぎないが、さらに加工度が増加すると 530°C 付近の異常膨張が次第に大きくなる。同時に一旦 12.8% 加工で最大を示した第 2 の収縮は加工度の増大と共に逆に次第に小さくなり、49% 加工では極めてわずかな収縮を示すに過ぎなくなる。第 3 の収縮は 800°C 付近に明瞭に現われており第 2 の収縮終了後の挙動

は他の加工の場合と同じである。

前述のとおり X 線測定の結果から圧延加工状態では他の加工状態に比べて γ の残留量が多いことが知られているが、異常性の最も大きい 49% 圧延材を異常膨張の始まる付近の 450°C に加熱した場合、 γ と α との回折線の強弱の関係は圧延状態と全く同じで変化はない。次に異常膨張の終了した 600°C に加熱した場合は、 γ の回折が強くなり、 α は弱くなっているがなおかなりの量存在しており、X 線測定結果からみた加熱による相変化の様相は圧延材も他の加工材と異なるところはない。組織変化は Photo. 1 (G, H, I) に示した。圧延状態における組織 (Photo. 1 (G)) には迂り線に沿う細い α が多数 relief として現われているが他の加工と比べて量的に α が少ない傾向は認められる。とくに圧延加工に特有の組織として wavy なマルテンサイトの存在することである。これは強圧延により結晶粒内に wavy な strain marking が現われ、その marking に沿つて α に変態したためと考えられる。450°C 加熱後の組織 (Photo. 1 (H)) は圧延状態と全く同じである。600°C 加熱後 (Photo. 1 (I)) はマルテンサイトの部分が大部分黒い粒状の炭化物に変つているがなお relief のままで安定に残留しているものも見られる。以上の結果から異常膨張の前後における組織および X 線測定からは特異な変化は認められず他の加工法と同じ傾向で $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が進行するに過ぎないこと、ならびに主題とする異常性は圧延比 13% 付近から現われ加工度の増加に従つて次第に膨張量が増加してくることが明らかとなった。

5. その他の性質の加熱過程における変化

引張、鋤打および圧延の各強加工試料を各温度に 20 mn 保持水冷を繰返して硬度変化を測定した結果を Fig. 4 に示した。圧延および鋤打材は 150~200°C でわずかに硬化した後ふたたび 425°C 付近で最高硬度を示し、450°C から軟化する。引張加工材も 200°C でわずかに硬化した後 350°C 以上からふたたび硬化を始め 500°C で最高硬度を示した後急激に硬度を低下する。500°C 以上の軟化過程においてはいずれの加工においても 700°C 付近に軟化の停滞がみられ 750~850°C で再軟化することが明瞭に認められる。500~600°C の軟化は第 2 の収縮すなわち $\alpha \rightarrow \gamma$ の第 1 段変態にあたり、750~850°C の再軟化は第 3 の収縮すなわち $\alpha \rightarrow \gamma$ の第 2 段変態に対応する。加工法によつて多少軟化温度にずれのあるのは前述した加工法により生じたマルテンサイトの熱的安定度の差異によるものと考えられる。硬度測定の結果には異常膨張のいちじるしい圧延材も他の引張、鋤打材ととくに変るところはなく、530°C 異常性は硬度には無関係

と見なされる。

圧延および引張加工材の磁気分析結果はFig. 5に示した。引張および圧延材共に全く同じ様相で約 450°C から第2の収縮すなわち $\alpha \rightarrow \gamma$ 第1段変態に対応して磁気を減少する。圧延材の異常膨張温度 530°C 付近の磁気曲線には特異な変化は全くない。すなわちこの異常性は磁気にも無関係な変化であると解される。

異常性のいちじるしい 49% 圧延材の中心部から径 3mm の試料を削り出して電位差計法により電気抵抗の温度変化を測定した結果は Fig. 6 a) に示した。曲線 b) は別の同一試料の熱膨張変化を示す。電気抵抗曲線は複雑な変化を示し、先ず 220°C 付近でわずかに減少した後増加し、ついで 360°C 付近から再び減少して 430°C から増加、続いて 550°C 付近でふたたびわずかな減少がある。低温域の抵抗減少は Fig. 4 の硬度のわずかな増加と対応し、350°C に始まる第2の抵抗減少は 425°C 付近の硬化に対応している。450°C からの抵抗増加は曲線 b) の異常膨張の始まりに対応するが、前述の通り加工によって生じた α の γ への変態も 450°C 付近から始まりかつ $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は電気抵抗は増加として現われるからいずれとも決め難い。しかしつぎの 550°C 付近からの抵抗減少は曲線 b) の異常膨張の終りと 600°C 付近の収縮とに対応しており既述のように 600°C 付近の収縮の終りは第1段の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の終りに当るから電気抵抗の 450~550°C の増加は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態よりも異常膨張によるとする方が妥当と考えられる。

V. 実験結果の考察

加工による 18-8 鋼の相変化については多くの報告があるが本実験の結果から加工方法によって相変化の程度がいちじるしく異なることが明らかにされた。すなわち引張、鍛打および圧延の3加工法を比べると、引張、鍛打の両加工は硬化曲線の形態およびX線測定結果からほとんど同じ様相を示しているが、圧延加工だけは前二者とは異なる硬化曲線を示し、またX線測定結果からも圧延比の大きい試料で十分な硬化を示している試料でもかなり多量の γ が残留していることが認められる。従って加工による硬化が引張、鍛打材では主としてマルテンサイトの形成によるのに対して圧延材では γ の加工硬化とマルテンサイトの形成との両者によつていものと見なすことができる。また主題とする異常性も強圧延加工材に顕著に現われ、引張、鍛加工材には極めてわずかに現われるに過ぎない。比較のため簡単に行つた線引加工材

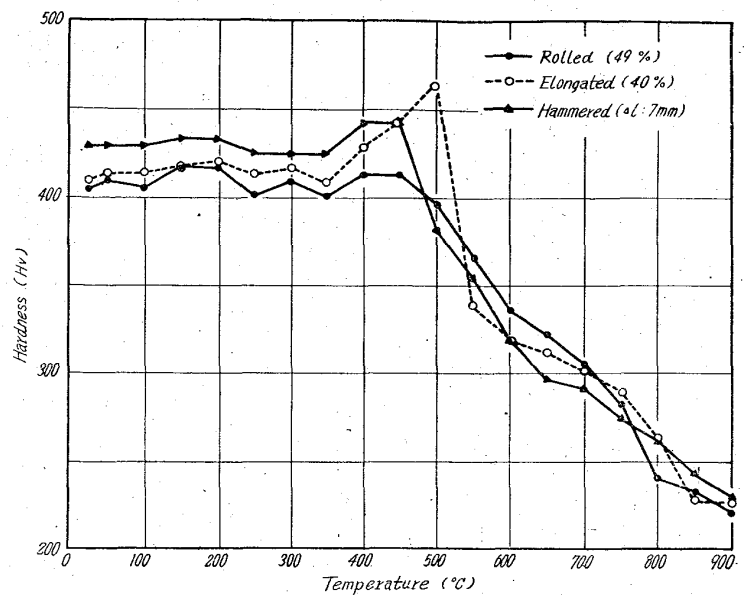


Fig. 4. Relations between hardness and heating temperature in steels worked in cold by various methods.

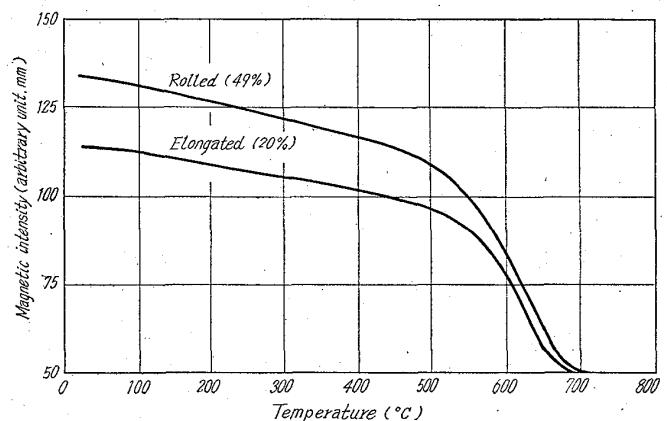


Fig. 5. Relations between magnetic intensity and heating temperature in 20% elongated and 49% rolled steel.

もほぼ完全に α に変態しており、その加熱過程の熱膨張変化はFig. 6(c)の如く引張加工材と全く同じ挙動を示している。従つて特異な相変化を示すものは圧延加工材だけで、加熱過程における異常性もその根源は加工された相の状態の違いに存在すると考えられる。すなわち引張、鍛打、線引などの加工材は、加工度の増加に応じて γ_R は少なくなり強加工ではほぼ完全に α 単相となり、これ等の加熱過程においては 530°C に現われる異常膨張の量は少い。しかし圧延加工の場合は圧延比が大きい場合でもかなり多量の γ_R が存在しておりこの場合 530°C 異常膨張は極めて大きく現われる。従つて本実験の結果では 530°C 異常性は γ_R が強度に加工された場合にだけ現われる現象と見られる。

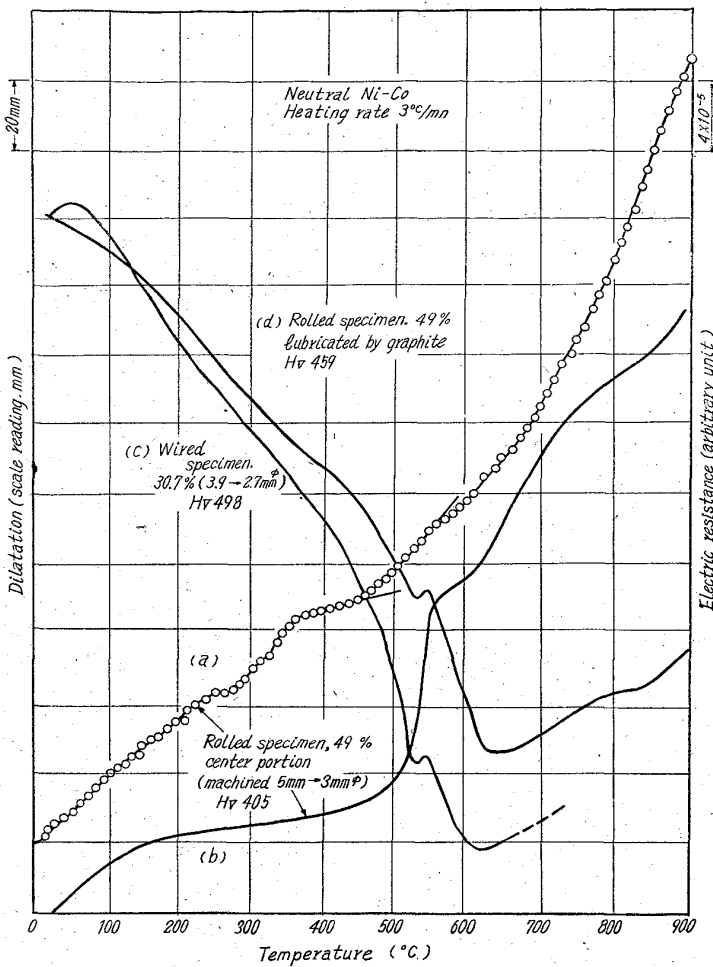


Fig. 6. Thermal dilatation curves and electric resistance curve for rolled and wired steel.

Fig. 6(d) 曲線は溶体化処理試料を圧延の際、表面に黒鉛を塗布してロールと試料との摩擦を少なくして49%の圧延を施した試料の熱膨張曲線で、異常性の極めて大きい非潤滑試料の同図(b) 曲線と比べると全く異なっており、引張その加工材と同じ様相に変っている。すなわち圧延材の加熱過程に現われる異常性はロールと試料との摩擦により圧延間に試料中の温度が上昇するために $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が阻止されて強度の圧延状態で試料中に残留せしめられた γ に起る現象と見なされ、潤滑剤によつて摩擦を少なくして試料の変形を自由にした場合他の加工法と同程度の少い異常度しか示さないことが明らかである。

一般に熱膨張曲線に現われる膨張の変化として考えられる現象は 1) γ_R の分解, 2) $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態, 3) 規則 \rightarrow 不規則変態, 4) 475°C 脆性などがある。第1の γ_R の分解は磁気曲線および硬度曲線に変化のないことから直ちに否定できる。第2の $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態は, CINA⁴⁾ などによつて報告されている 18-8 鋼の加工による ϵ の形成事実から当初著者らも予想して実験を進めており、測定された

異常膨張曲線の形態や ϵ 相の遷移相としての性格からは一致するのであるが、 $\epsilon \rightarrow \gamma$ の変態温度とするにはやや高温に過ぎることならびにX線の結果に ϵ 相は全く現われないことから否定される。第3の規則 \rightarrow 不規則変態は溶体化処理したCr-Ni オーステナイト鋼の 500°C 付近に存在が推論されておりその温度および膨張曲線の様相は極めてよく一致するが、一般に規則合金は加工によつて不規則化するの普通であつて加工によつて規則化するという考えは認められていない。しかし最近磁性材料の圧延磁気異方性の問題で提唱された合金原子の directional order 配列の形成理論¹⁵⁾ によれば、本鋼の溶体化処理状態では γ 結晶中に short range order が存在するとされているからこの結晶中に圧延による異方的なすべりが起ることによつて directional order 配列ができる可能性も考えられる。第4の 475°C 脆性も膨張の変化で、温度の上昇と共にふたたび溶込むという膨張曲線の形態からは一致しているが、元来 475°C 脆性は Fe-Cr 合金すなわち α 系合金にみられる現象で、18-8 鋼でも α の量が多い場合は現われる可能性がないとは言えないが既述の実験結果からみると引張加工材などでほぼ完全に α 単相となつている試料でも異常性は小さく、比較的 α の少い圧延材に異常性が大きいことから原因を 475°C 脆性に帰することは不合理と思われる。只

最近明らかにされた 475°C 脆性の原因として Cr-rich 相の分離が挙げられているが、WILLIAMS¹⁶⁾¹⁷⁾ の状態図に示されているこれら分離相の共晶線は 525°C にあり、本実験の異常膨張温度 530°C と一致していて両者の間の関連性が示唆されている。しかし試みに異常性のいちじるしい試料を 530°C に加熱後 extraction replica を採取して析出物の電子回折を行つてみたが Cr-rich 相に相当する回折像はえられなかつた。BASTIEN⁹⁾ は異常性を不明相の析出によるとしているが、加工度の大小によらず異常膨張温度は 530°C に一定していること、電気抵抗は増加の変化らしいことなどから普通の析出現象とは考えられず、もし析出とすれば2相分離すなわち 475°C 脆性に相当する現象と考えられる。さらに圧延加工材に異常性が大きいところから γ の2相分離が α より優先して起ると考えなければ不合理である。また析出ではなく matrix の変化とするならば第3の directional ordering 配列が有力な原因と推察されるが、いずれも確たる実証はなく、現在の段階では異常性の原因を結論

付けるにはいまだ不十分で今後の研究にまたなければならぬ。

VI. 結 言

18-8 鋼の加工による相変化およびその後の加熱過程における相変化, 特に 530°C に現われた異常膨張について実験して以下の結果をえた。

1. 加工による相変化は加工方法によってかなり異なる様相を示す。とくに圧延材は引張, 鋤打, 線引などの加工材に比べて相変化が少なく γ の残留量が多い。

2. 加工によつて形成された α の γ への逆変態は約 450°C から始まり, 650~700°C の間に大部分が変態するが安定な一部の α はなお残留し 800~900°C の間に第 2 段の変態をする。また加工方法, 加工度によつて形成される α の熱的安定度は異なる。

3. 530°C 異常膨張はいずれの加工法にも現われるがとくに圧延加工材に顕著に現われ, 圧延比の増加するほど膨張量も大きくなり反対に第 1 段 $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態による収縮量は少なくなる。

4. 異常性はロールと材料との摩擦が大きい場合に顕著に現われ, 潤滑剤により摩擦を少なくした場合は引張その他の加工材と同じ挙動をとる。

5. 異常膨張に伴うその他の物理的性質の変化は硬度および磁気にはほとんど変化がなく電気抵抗は増加する。

6. 圧延材の異常性はロールと材料との摩擦が大きいため加工による $\gamma \rightarrow \alpha$ の自由な相変化を阻止された強度の加工を受けた残留 γ における挙動と考えられる。異常性の原因についての真の解明は今後の研究にまたねばな

らない。

終りに真執に実験に協力された中沢巖君に謝意を表す。

文 献

- 1) W. D. BINDER: Metal Progress, 58 (1950) p. 201
- 2) V. N. KRIVOBOK & A. M. TALBOT: Proc. ASTM. 50 (1950), p. 895
- 3) T. ANGEL: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), p. 165
- 4) B. CINA: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), p. 406
- 5) H. C. FIEDLER, B. L. AVERBACH & M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 47(1955), p. 267
- 6) E. F. ERBIN, E. R. MARSHALL & W. A. BACKOFEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 49 (1957), p. 686
- 7) 岡本, 小高: 日本金属学会誌, 18 (1954), p. 392
- 8) B. CINA: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 179 (1955), p. 230
- 9) P. G. BASTIEN & J.M.B. DEDIEU: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 183 (1956), p. 254
- 10) L. PRYCE, H. HUGHES & K. W. ANDREWS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 190(1958), p. 157
- 11) 川崎, 篠田: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 489
- 12) 佐藤, 古川: 昭和37年度春期日本金属学会東京大会で講演
- 13) 細井: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 721
- 14) 今井, 増本: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 402
- 15) 近角, 鈴木: Phys. Rev. (1955), p. 1130
- 16) R. O. WILLIAMS & H. W. PAXTON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 185 (1957), p. 358
- 17) R. O. WILLIAMS: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., Aug. (1958) p. 497