

# 高温高压用鋼管材の匍匐に関する研究

(日本鐵鋼協會第 28 回講演大講演 昭 17. 10 於東京)

(日本金屬學會第 4,8 回講演大會講演 昭 13. 10 於名古屋, 昭 15. 10 於京都)

小 島 義 正\*

## UNTERSUCHUNGEN UEBER DAUERSTANDFESTIGKEIT VON HOCHDRUCKROHRENSONDERSTAEHLE BEI HOEHEREN TEMPERATUREN.

Gisyô Kozima

**ZUSAMMENFASSUNG:**—Die Versuchseinrichtung, Versuchswerkstoff, Dauerstandprüfergerät mit Dehnungsmessgerät, Probeform, Heizungsmittel und Versuchsdurchführungsmittel sind am ersten dargestellt. Aus der Ergebnissen der Untersuchungen über den Einflüsse der zusetzende Elemente, Kohlenstoff, Silizium, Chrom, Molybdän, Vanadin, Phosphor, Wolfram, Titan und Aluminium auf der Dauerstandfestigkeit von Hochdruckrohrensonderstähle bei den höheren Temperaturen, ist es erkannt, dass der Stahl mit 0.1% C, 1% Cr, 0.5% Mo, 0.5% V die ungewöhnliche höhere Dauerstandfestigkeit hat.

Die Diskontinuität der Dehngeschwindigkeitsveränderungen des 18/8 Cr-Ni Stahl bei der wachsende Belastung bei 500, 550°C ist aufgeklärt. Nach der Versuchung steht es in engem Zusammenhang mit der Rekristallisation und der Fließgrenze bei Kurzzeitzugversuch.

Die Einflüsse des Gefügestandes und Vorheizungsdauerüber der Dauerstandfestigkeit von den Hochdruckrohrensonderstähle zugleich versuchen sind. Der Stahl mit Ferrit-Perlit Gefüge zustande hat die höhere Dauerstandfestigkeit als der mit ferrit-körniger Zementit bei Temperaturen über Rekristallisations Temperatur.

### 目 次

- I. 緒 言
- II. 匍匐測定方法並びに測定装置
  - (1) 測定方法
  - (2) 測定装置
- III. 炭素鋼及合金鋼の匍匐抵抗に及ぼす各種元素の影響
  - (1) 炭素鋼に於ける炭素の影響
  - (2) 低炭素鋼に於ける珪素の影響
  - (3) 低炭素鋼に於けるモリブデンの影響
  - (4) 鋼鋼に於けるモリブデンの影響
  - (5) モリブデン鋼に於けるクロムの影響
  - (6) クロム-モリブデン鋼に於けるバナジウムの影響
  - (7) クロム-モリブデン鋼に於ける隣の影響
  - (8) クロム-モリブデン鋼に於けるタングステンの影響
  - (9) クロム-モリブデン鋼に於けるアルミニウムの影響
  - (10) クロム-モリブデン鋼に於けるチタンの影響
- IV. 不銹鋼の匍匐
  - (1) 13Cr 鋼, 18.8Cr-Ni 鋼の匍匐限
  - (2) 18.8Cr-Ni 鋼の再結晶温度附近に於ける匍匐の性状
- V. 匍匐抵抗に及ぼす金相學的諸相の影響
  - (1) セメントタイトの形状による匍匐抵抗の變化
  - (2) 常温引抜加工による匍匐抵抗の變化
  - (3) 長時間加熱による匍匐抵抗の變化
- VI. 總 括

### I. 緒 言

罐管或は化學工業用鋼管は近來著しき高温高压下に於て使用せられるものが多い。かかる場合これ等鋼管がその固有の或る一定限以上の高温高压に曝されると、匍匐の現象を生ずることは周知のことである。従つてこの限界を知ること、かかる設備の設計上必要不可欠可からざるものである。尙獨り高温高压鋼管材に限らず、高温に於て絶えず應力を受ける如き装置の材料に就ても、匍匐の性状を明かにすることは設計上緊要である。

本研究に於ては、著者は先づ主として高温高压高压下に使用せらるる鋼管材の匍匐に関し明かにせる結果に就て述べる。

### II 匍匐測定方法並びに測定装置

#### 1. 測定方法

鋼の引張匍匐限を求める理想的方法は、その鋼を或る一定温度に保ち、種々の大きさの引張應力を與へ、それに依つて生ずる匍匐の大きさを測定し、長時間の後には全く匍匐を生ぜざるに至る如き、最大應力をその鋼のその温度に於ける匍匐限とする方法である。ところがかかる方法は著しい手数と時間を要し、實用に適しない。従つて技術的數

\* 住友金屬工業會社鋼管製造所

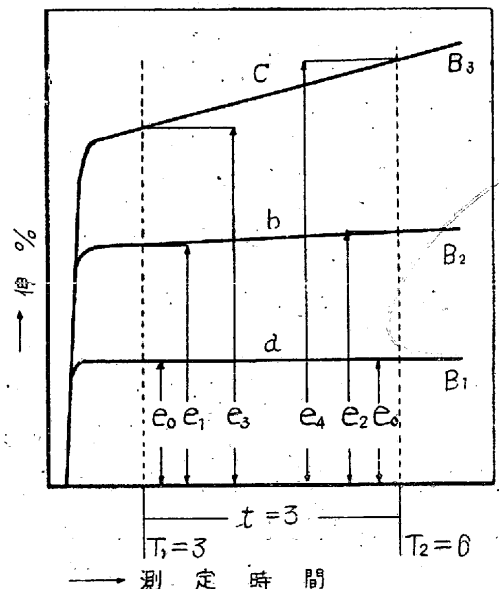
値を求むる実用的方法としては、各種の方法が提唱されてゐる。その工學的方面に實用されてゐる方法の特徴は、一定時間に一定量の匏匏を生ぜしむる如き應力を匏匏限とするすることである。即ち一定時間の短時間測定に於ては或る一定大きさの匏匏速度を生ぜしむるが、長時間の後にはこの速度は事實上零と考へて差支へない様な匏匏速度を考へ、かくの如き匏匏速度を生ぜしむる如き應力を求めて匏匏限とするのである。これ等に関しては Pomp, Höger<sup>2)</sup>, Pomp, Enders,<sup>3)</sup> Körber,<sup>4)</sup> Pomp, Dahmen<sup>5)</sup> 等の研究結果がある。而して技術的數値測定法として現在採用せられてゐる方法は、次の如く略々國に依つて大別出来る。即ちこれ等に就き其の要點を述べると、(i) 獨逸 (DIN) に於ては或る一定荷重を與へ匏匏を生ぜしめ、荷重開始より第 25~35h の匏匏速度が  $10 \times 10^{-4} \% / \text{st}$  になる如き應力を採つて匏匏限としてゐる。(ii) 米國に於ては或る一定の引張應力を與へて數百乃至千數百 h に於ける匏匏を實測し、その曲線の漸近線を求め、これより種々の経過時間に對する應力、匏匏曲線を求めて外挿曲線によつて 1 0000h に 0.1% 若しくは 1%, 或は 10 0000h に 1% 若しくは 10% の匏匏を生ぜしむる如き應力を匏匏限に採る、(iii) 英國 (NPL) に於ては荷重後第 48 日目の匏匏速度が  $1 \times 10^{-3} \% / 24 \text{st}$  ( $0.4 \times 10^{-4} \% / \text{st}$ ) なる應力を採る。(iv) その他研究室的方法として、Sauerwald<sup>6)</sup> は任意の測定時間に於ける匏匏速度をその時の應力に就き複對數圖表に記入したる場合にはこれ等の點は 2 直線で表はすことが出来る。この直線の折點に相當する應力を匏匏限としてゐる。即ちこれは匏匏速度が急激に増大する點に相當する。その他 Esser<sup>7)</sup> 等が新方法を提唱してゐるが研究的手法の範圍を未だ出でず工學的數値を求めるものとして實際採用せられてゐない、(v) 著者は上述の研究結果 (特に K. W. I. Eisenforsch. の研究結果) を参照し、併せて著者の研究結果を基礎として、次示の如き條件にて各種鋼管材の匏匏限を測定し、實際設計上に用ひてゐる。著者のこの方法に就てはさきに市原博士<sup>8)</sup> が他の方法と比較検討された結果を發表され、その方

法の妥當なることを述べてゐる。

(v) の方法

- イ. 豫熱時間.....1h
- ロ. 豫熱時間に於ける引張應力.....
- 。 (基礎荷重)..... 約  $0.63 \text{ kg/mm}^2$
- ハ. 匏匏測定時間..... 6.5h
- ニ. 匏匏速度決定時間..... 第 3~6h
- ホ. 匏匏限とする匏匏速度.....  $50 \times 10^{-4} \% / \text{st}$
- ヘ. 各匏匏速度測定毎に新試験片を使用す

實驗結果によると豫熱時間が長い程、匏匏抵抗が大となる傾向が認められ、且又豫熱時間中に於ける荷重の有無によつて影響せられる故、イ、ロは常に上記の如く一定した。本測定によつて求めた匏匏限に相當する應力を與へた場合、其の匏匏速度は長時間の後には極めて僅少となり、遂に實用上零と見做して差支へなきに至る。本研究に於て著者の述べる匏匏限は上記 (v) の條件に依つて求めた結果を云ふ。即ち試験片に約  $0.63 \text{ kg/mm}^2$  の應力を與へつつ、所要の温度に 60 mn. 加熱したる上、該温度に保持しつつ一定の引張應力を與へ、それに依つて生ずる伸を経過時間に對して測定し、引張應力を與へてより 6.5 h の匏匏曲線を求め、次に更に別の試験片に就き先と異つた引張應力による同様な試験を施行し、匏匏曲線を求める。かくして所要



第 1 圖 引張應力  $B_1, B_2, B_3$  による匏匏曲線

の一定温度に於て、引張應力の異つた場合の數個の匏匏曲線が得られる。第 1 圖はかくして求めた匏匏曲線で、 $B_1, B_2, B_3$  は與へられた引張應力  $e_0 \sim e_4$  は第 3, 6 時間目の伸の大きさ (%) を示す。この時の匏匏速度  $a, b, c$  は次の値となる。 $a = (e_0 - e_0) / 3$ ;  $b = (e_2 - e_1) / 3$ ;  $c = (e_4 - e_3) / 3 \cdot \% / \text{st}$

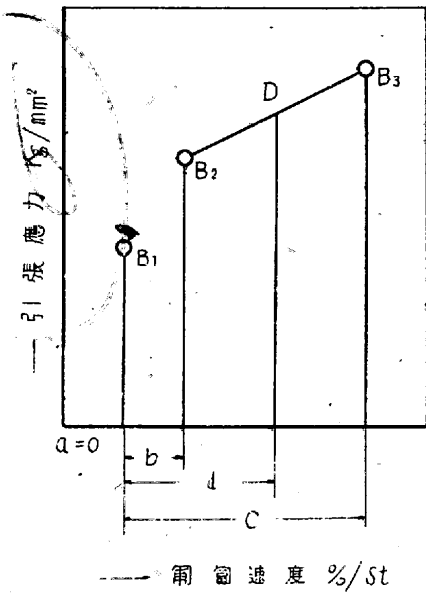
<sup>2)</sup> A. Pomp, W. Höger; Mitt. K.-W.-I. Eisenforsch. 14. (1932), 37.  
<sup>3)</sup> A. Pomp, W. Enders; Mitt. K.-W.-I. Eisenforsch. 12 (1930), 127.  
<sup>4)</sup> Körber; Stahl u. Eisen, 52 (1932), 553.  
<sup>5)</sup> A. Pomp, Dahmen; Mitt. K.-W.-I. Eisenforsch. 9 (1927), 35.  
<sup>6)</sup> Sauerwald; Z. Phys. 83 (1933), 483.  
<sup>7)</sup> Esser; Arch. Eisenhüttenwesen, 13 (1939), 209.  
<sup>8)</sup> 市原, 日本金屬學會誌, 5 (昭 16), 286.

次にこれ等の結果を第2圖の如く應力-匏匏速度圖上に點

記し、それ等諸點を線分にて結び、  
50×10<sup>-4</sup>%/stの匏匏速度を有する點に相當する應力を内挿、又は外挿に依つて求める。

### 2. 測定装置

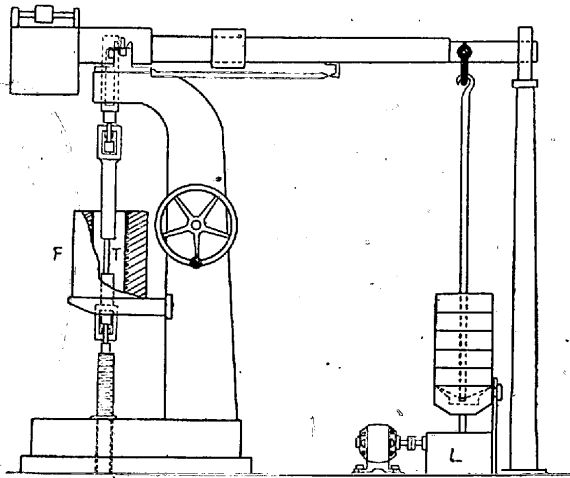
著者は本研究に適する如き試験機を設計製作し、特殊形状の試験片を用ひて上記條件に従ひ試験片に引張



第2圖 引張應力・匏匏速度圖

應力を與へ、匏匏速度を測定し匏匏限を決定した。

(i) 試験機 荷重を正確に負荷し得る様第3圖に示す如き能力 5000kg 及 3000kg の垂直試験機を製作し、遞信

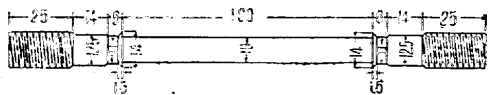


F: 電氣爐, T: 試験片, L: 定速負荷装置

第3圖 試験機略圖

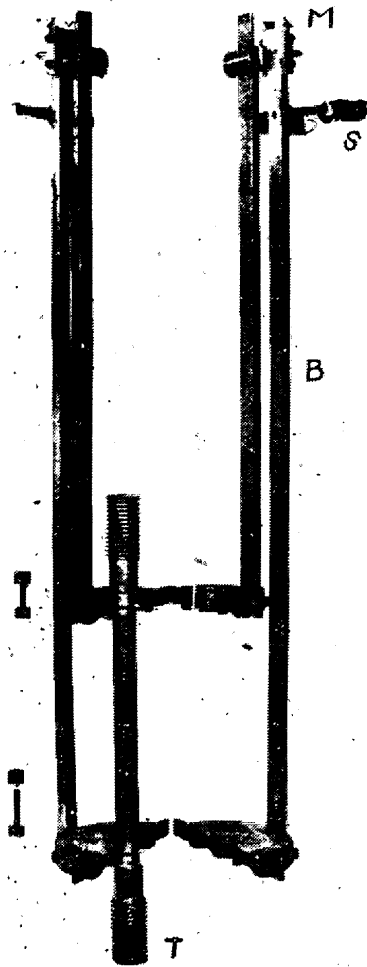
省の検定を受けて使用した。本試験機は各々一室に設置し、試験中は室外より操作及測定をなし得る如くなし。室内の空氣の亂れによる測定誤差の起るのを防ぎ、且又負荷は常に一定速度でなされる如く特殊装置を施した。

(ii) 試験片の形状及匏匏の測定 第4,5圖に示す如き



第4圖 試験片略圖

形状の試験片及匏匏測定装置を考案し、標點距離 100 mm



T: 試験片  
B: 廻轉鏡支持棒  
S: 發條  
M: マルテン式廻轉鏡双先支持器

第5圖 伸測定装置

間の伸を  $4 \times 10^{-4}$  %迄正確に測定するを得た。

(iii) 加熱方法 第3圖に示す如き位置に管狀電氣爐を使用し、自動溫度調節器を併用して、試験片の標點距離の中央部及兩端に於ける測定溫度差が  $\pm 3^{\circ}\text{C}$  以内にある様になし得た。

(iv) 試料の調製 各種試料は平爐、弧光電氣爐、又は高周波電氣にて調製せる鋼塊を高溫壓延、又は鍛造に依つて厚 20 mm の板となし、燒鈍の上試験片を削出した。尙一部のものは丸棒に鍛

造し、或は更に冷間引拔の上試験片に削成した。

### III. 炭素鋼並びに合金鋼の匏匏抵抗に及ぼす各種元素の影響

鋼の匏匏抵抗には次に述べる點が著しい影響を與へる。即ち (i) 再結晶開始溫度の上下、(ii) 添加元素が固溶體として存在するか、又は高溫度に於て析出するか否か、或は析出物の凝集性等である。一般に鋼は變形に依つて歪硬化される。この應力歪硬化が熱影響によつて除去される場合に、匏匏現象が起ると考へるときは、歪硬化による再結晶開始最低溫度を上昇する方向に働く元素が、匏匏抵抗が高める効果を有することになる。再結晶速度に就ても同様に考へられる。次に金屬に添加せる他元素が固溶體を作る場合、結晶格子の歪のために變形し難くなることは、良く知られてゐることであるが、鋼の匏匏の如き高溫變形に於ても、このことが考へられる。更に固溶體に於て析出硬化の

如き現象を呈する場合に、その微細な析出物が長時間の熱影響によつて、凝集成長をなし難い様な場合には、匍匐抵抗を高める方向に効果があり、これに反し凝集成長するときは匍匐抵抗を減ずることが考へられる。これ等の諸點を考慮しつつ各種元素の影響を測定した。

(1) 炭素鋼に於ける炭素の影響

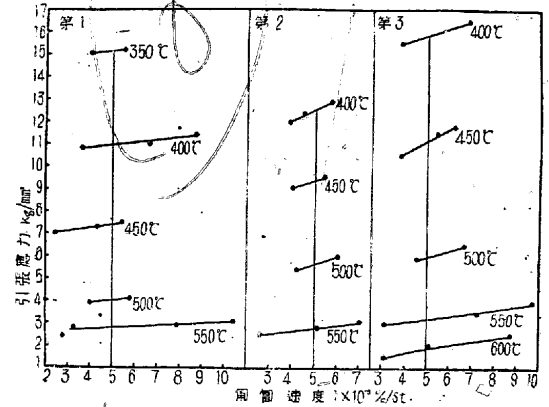
第1表第1,2,3に示す如き Si の極めて低い炭素鋼に於て、その匍匐抵抗に及ぼす炭素量の影響を測定せる結果を

第 1 表

| 試料番號 | C%   | Si%   | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  |
|------|------|-------|------|-------|-------|------|
| 1    | 0.17 | 0.005 | 0.33 | 0.019 | 0.024 | 0.12 |
| 2    | 0.30 | 0.015 | 0.47 | 0.022 | 0.020 | 0.10 |
| 3    | 0.44 | 0.009 | 0.45 | 0.021 | 0.017 | 0.10 |
| 4    | 0.18 | 0.196 | 0.46 | 0.035 | 0.005 | 0.12 |

第6,7圖に示す。これ等は何れも高周波電気爐 50kg 鋼塊より高温鍛造後試料第1,2は750°C, 第3はAc<sub>1</sub>以上にては幾分硬化する傾向ある故、700°Cにて1h加熱焼鈍せるものにて、最初試験前の顯微鏡組織はフェイライト-パーライトである。

第6圖は試料第1,2,3の應力-匍匐速度にして是等の點より内挿又は外挿して求めた匍匐限-測度曲線を第7圖に示す。圖にて明かなる如く低温度に於ては炭素含有量の増加するに従つて匍匐抵抗も著しく大となるが高温度になるにつれて其の影響は減少し550°Cに至ると炭素含有量の匍匐抵抗に及ぼす影響は極めて僅少となる。即ち再結晶温

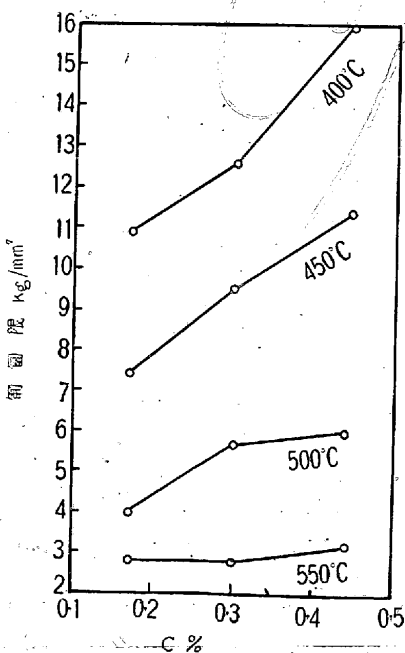


第 6 圖

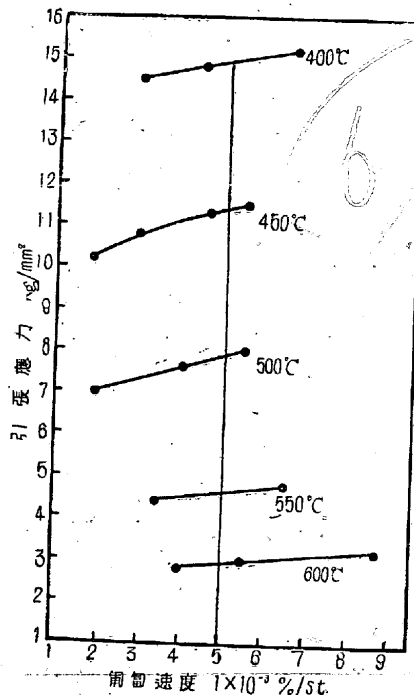
度附近となりパーライトの球状化が進行すると、炭素量の大小、換言するとセメントイト量の大小は變形抵抗に著しい影響を與へず。地鐵の滑り抵抗のみの問題となることが判る。

(2) 低炭素鋼に於ける珪素の影響

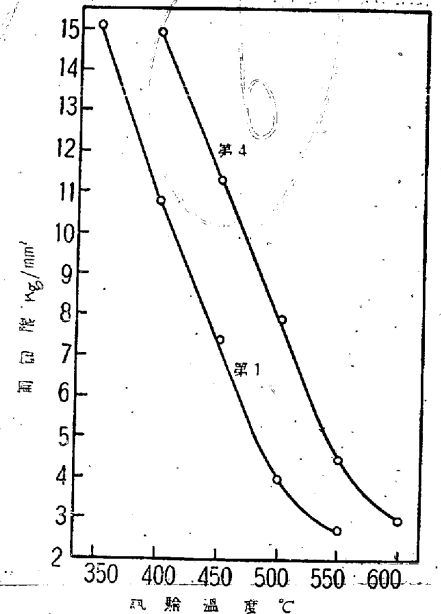
第1表第4は低炭素低珪素鋼であるが、これに第1表第4に示す如き0.2%前後の珪素を添加せる鋼の匍匐抵抗は、第8圖に示す如く、著しく増大する。一般に珪素は鋼の常温強度、或は高温強度を増す性質があるが、更に本結果によると高温に於ける匍匐抵抗を増すことが明かである。但し更に珪素量が増した場合の影響に就ては、本結果のみにては不明であるが、高温強度等より考へ、その効果が直線的に増大しないと推定される。珪素の少量が匍匐抵



第 7 圖 低珪素鋼の匍匐抵抗に及ぼす炭素の影響



第 8 a 圖



第 8 b 圖 低炭素低珪素鋼の匍匐抵抗に及ぼす珪素の影響

抗増大にかくの如く効果的であるのは、珪素が固溶體の状態にあるためと、鐵の炭化物を作るのを阻止する方向に働くためと考へられる。

(3) 低炭素鋼に於けるモリブデンの影響

低炭素鋼に少量の Mo を添加すると、常溫に於ける強度を高温に迄良く保持する。即ち French<sup>9)</sup> によると低炭素低 Mo 鋼に於けるフェイライトは炭素鋼より不規則な形状をなし、基質を細分してゐる。従つて鋼に強靱性を與へることになる。尙少量の Mo はフェイライトと固溶體を作り、結晶格子の歪のために炭化物粒子の自由運動を妨げ、その凝集等による粒子の粗大化を阻止し、且高温度に於ける結晶の成長を妨げる結果、歪硬化による再結晶開始温度を上昇せしむると云はれてゐる。これ等の點を考へるときは Mo が匍匐抵抗を増大せしむるに効果あることが推定せられる。依つて著者は第2表に示す如き低炭素鋼に 0.03~0.53% Mo を添加し、匍匐抵抗に及ぼす Mo の影響を明

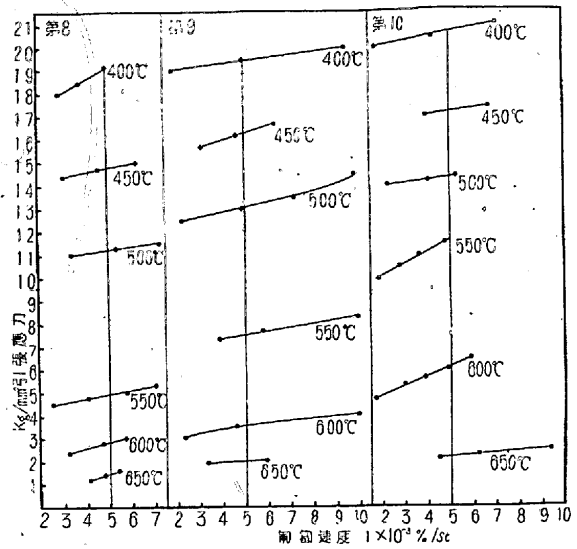
第 2 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Mo%  |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| 5    | 0.14 | 0.20 | 0.31 | 0.016 | 0.016 | 0.10 | 0.03 |
| 6    | 0.13 | 0.20 | 0.34 | 0.022 | 0.028 | 0.10 | 0.05 |
| 7    | 0.13 | 0.21 | 0.32 | 0.020 | 0.027 | 0.12 | 0.11 |
| 8    | 0.12 | 0.17 | 0.31 | 0.020 | 0.029 | 0.12 | 0.21 |
| 9    | 0.13 | 0.16 | 0.31 | 0.018 | 0.016 | 0.10 | 0.31 |
| 10   | 0.11 | 0.17 | 0.29 | 0.012 | 0.008 | 0.11 | 0.53 |

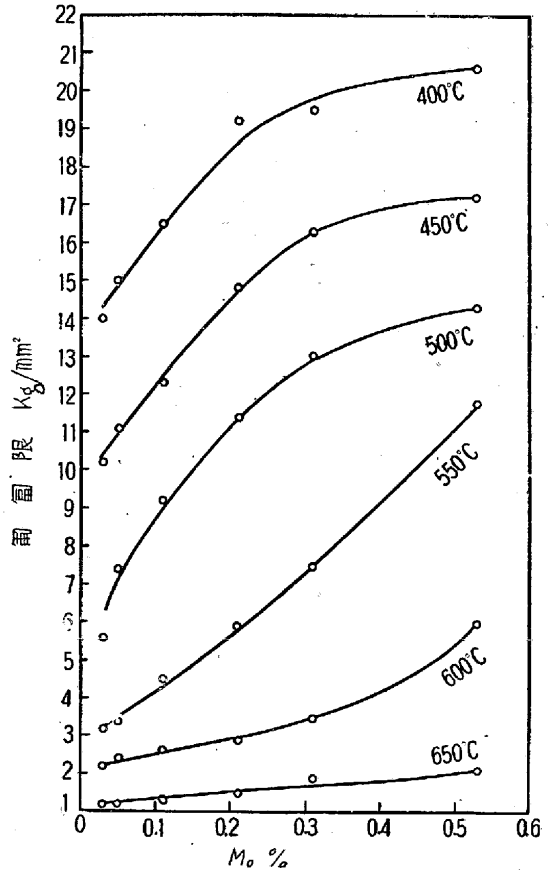
かにした。試料は高周波電氣爐にて 50kg 鋼塊を調製し 20mm 板に鍛造し、750°C より空中放冷し、これより試験片を採取した。

試験結果を第 9, 10, 11 圖に示す。第 9, 10 圖は匍匐速

示してゐる。第11圖に示す如く、低炭素鋼の匍匐抵抗はMo

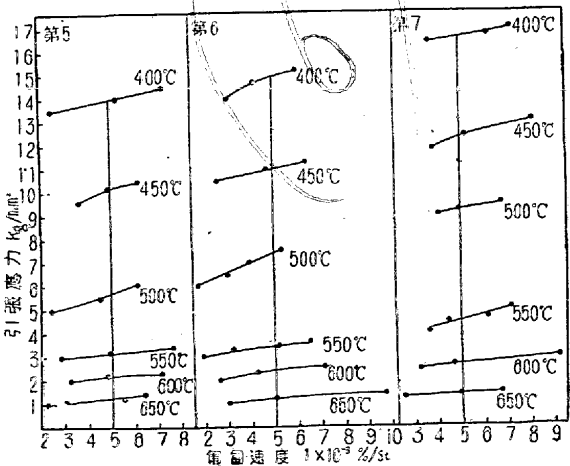


第 10 圖



第 11 圖 低炭素鋼の匍匐抵抗に及ぼす Mo の影響

の少量添加によつて著しく増大する。即ち 400~500°C に於ては、最初は Mo の増加と共に直線的に増大するが Mo 量 0.3% 以上になると、この増加の割合は減少するに至る然るに 550°C 以上に於ては匍匐限-Mo 量曲線は上向で、Mo の添加が少量なるときは著しい影響はないが、Mo 量が更に増すと匍匐抵抗の増大に極めて効果的なることを示



第 9 圖

度-應力關係を示し、これによるとこれ等の鋼の匍匐速度-應力關係は 50×10<sup>-4</sup>%/st 附近に於ては略々直線的關係を

<sup>9)</sup> French; Trans. Amer. Soc. Steel Trg., 2(1922), 769.

21275-2735

してゐる。

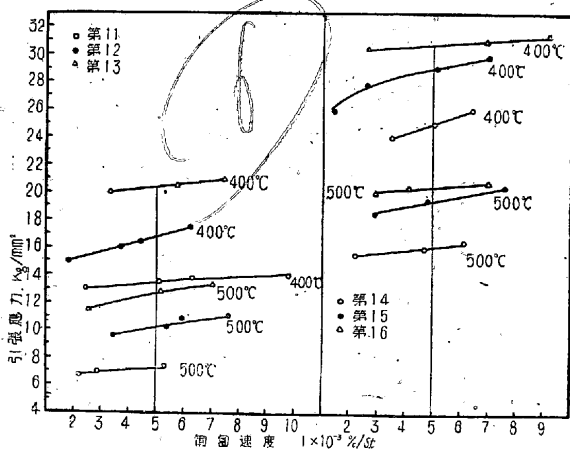
(4) 銅鋼に於けるモリブデンの影響

0.10% C, 0.20~0.25% Cu 鋼はその耐蝕性等の良好なる故を以て、罐板蒸気管等に用ひられ、獨逸に於ては Marwe IIIK の名稱を付して製造せられてゐる。これ等に Mo を添加せる場合の影響を明かにする目的を以て、第 3 表に示す如く、銅鋼に 1% 以下の Mo を添加せる試料を高周

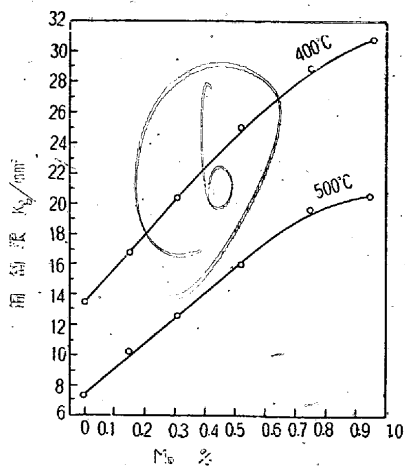
第 3 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Mo%  |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| 11   | 0.15 | 0.13 | 0.24 | 0.014 | 0.016 | 0.20 | —    |
| 12   | 0.11 | 0.12 | 0.19 | 0.020 | 0.020 | 0.20 | 0.15 |
| 13   | 0.12 | 0.09 | 0.22 | 0.014 | 0.024 | 0.20 | 0.31 |
| 14   | 0.13 | 0.19 | 0.21 | 0.015 | 0.024 | 0.20 | 0.52 |
| 15   | 0.10 | 0.05 | 0.20 | 0.020 | 0.026 | 0.21 | 0.75 |
| 16   | 0.13 | 0.10 | 0.20 | 0.025 | 0.024 | 0.18 | 0.96 |

波電氣爐にて 50kg 鋼塊に鑄造し、鍛造の上板となし、これより試験片を削成し、700°C にて軟化せる状態に於て試験に供した。これ等に就き 400°C, 500°C にて匏匏限を測定せる結果を第 12, 13 圖に示す。これに依つて明かなる



第 12 圖



第 13 圖 銅鋼の匏匏抵抗に及ぼす Mo の影響

如く、先述の低炭素鋼に於けると略々同様の影響を示し Mo 量の増加に従つて匏匏抵抗も著しく増大する。

(5) モリブデン鋼に於けるクロムの影響

Cr-Mo 鋼は高温高圧用鋼管材として合成化學工業及人造

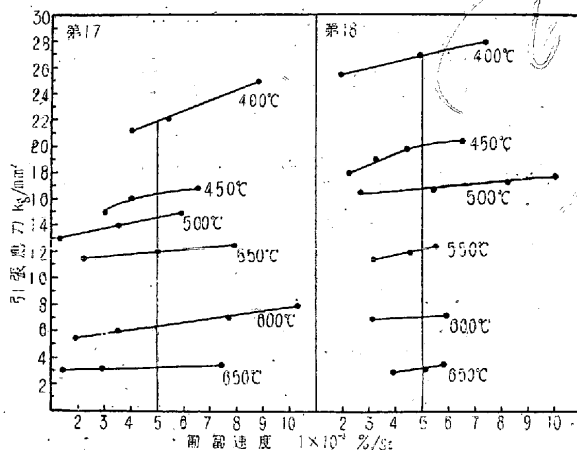
石油工業等の化學工業部門、並に高温高圧汽罐に盛に使用

されつつある。而して Mo は主として經濟上の理由その他によつて、普通 1% 以下が添加されてゐるが、Cr は大略 1%, 3%, 5%, 9% 程度添加せられ、Cr-Mo 鋼管材として用ひられてゐる。従つて匏匏抵抗に對する Cr の影響を明かにする必要がある。著者は先に 0.3% Mo 鋼に 1.3% Cr 及 5.6% Cr を添加せる鋼の匏匏限を比較研究<sup>10)</sup>し 500°C 以下に於ては後者が大なる匏匏抵抗を有するが、550°C 以上に於ては兩者共大差なきことを明かにした本研究に於ては、これ等に就て更に詳細に研究せる結果を述べる。即ち第 4 表に示す如き低炭素 Mo 鋼に約 2% 以下の Cr を添加し、その匏匏抵抗に及ぼす Cr の影響を明

第 4 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| 17   | 0.13 | 0.17 | 0.23 | 0.015 | 0.016 | 0.14 | 0.47 | 0.32 |
| 18   | 0.11 | 0.17 | 0.26 | 0.014 | 0.013 | 0.14 | 1.06 | 0.32 |
| 19   | 0.13 | 0.18 | 0.26 | 0.017 | 0.018 | 0.13 | 1.60 | 0.32 |
| 20   | 0.10 | 0.15 | 0.24 | 0.015 | 0.013 | 0.12 | 2.20 | 0.26 |
| 21   | 0.12 | 0.16 | 0.33 | 0.016 | 0.020 | 0.11 | 0.58 | 0.97 |
| 22   | 0.13 | 0.17 | 0.33 | 0.024 | 0.025 | 0.11 | 1.10 | 1.01 |
| 23   | 0.10 | 0.24 | 0.24 | 0.019 | 0.033 | 0.11 | 1.65 | 0.99 |
| 24   | 0.11 | 0.29 | 0.29 | 0.019 | 0.021 | 0.12 | 2.18 | 0.99 |

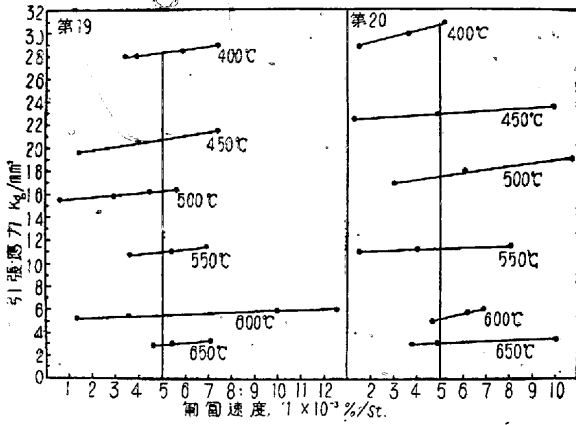
かにした。試料は高周波電氣爐にて 50kg 鋼塊を調製し板に鍛造し、これより試験片を削成し、A<sub>1</sub> 直下 (700°C より空中放冷) に加熱冷却して、最軟状態となし試験に供した。この試験結果を第 14, 15, 16 圖及第 17, 18, 19 圖に示す。



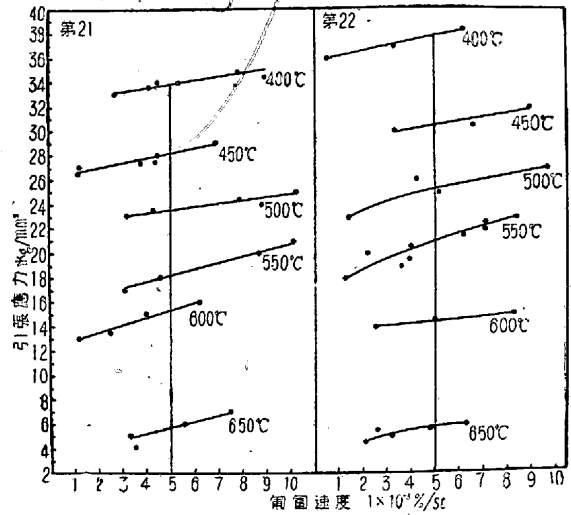
第 14 圖

第 16 圖は 0.3% Mo を含有せる Cr-Mo 鋼に於ける Cr の含有量による匏匏抵抗の相違を現はす。この結果によると、500°C 以下に於ては Cr の増加と共に匏匏抵抗は大となり、その増加の割合は温度の低い程大である。次に 500°C 以上に於ては、1% Cr 迄は幾分上昇傾向にあるが、

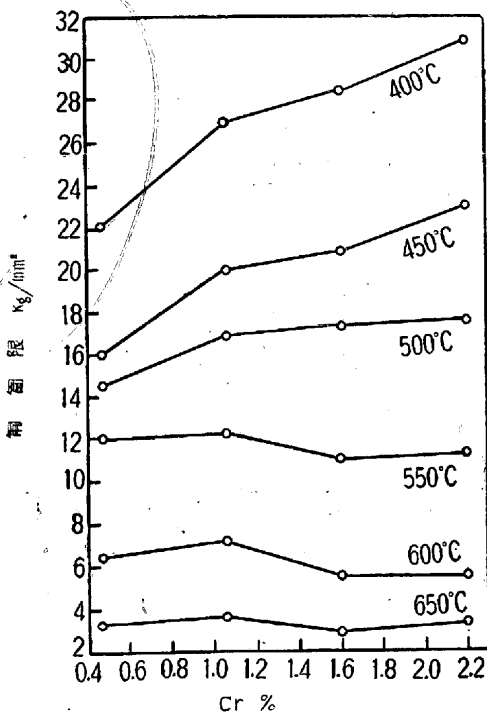
<sup>10)</sup> 小島, 増井: 住友金屬工業株式會社研究報告, 2(昭 12)971.



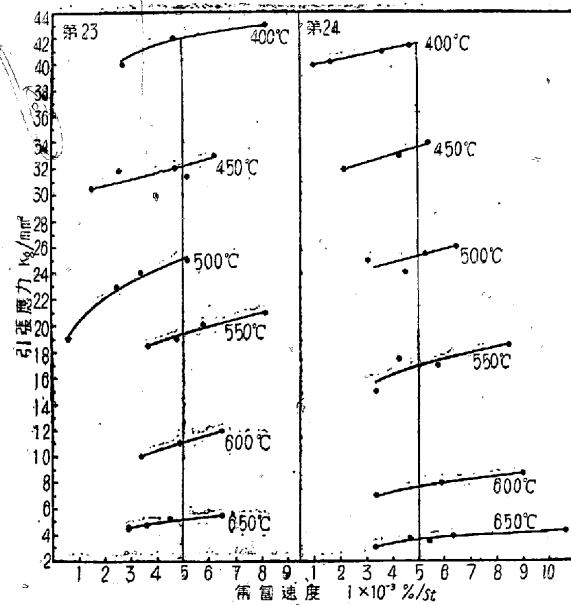
第 15 圖



第 17 圖



第 16 圖 Mo 鋼の引張抵抗に及ぼす Cr の影響



第 18 圖

1.6% Cr になると反つて減少氣味なることを示してゐる。即ち高温度に於ては 1% 前後迄の Cr は効果的であるが、それ以上になると引張強さを減少せしむるか或は効果がないことになる。これは Cr 鋼に就ても同様である。即ち Cr が増加し、13% Cr 不銹鋼程度に至つても、後述の如く、その引張抵抗は極めて低い値を示してゐる。

第 17, 18 圖は 1% Mo を含有せるものの伸び速度-應力關係を示すものであるが、試料第 22, 24 の 500°C, 550°C に於ける點は可成ばらついてゐる。第 19 圖は該鋼の引張強さを表はすが、Cr の影響は上記と全く同様な結果が更に顯著に現れてゐる。

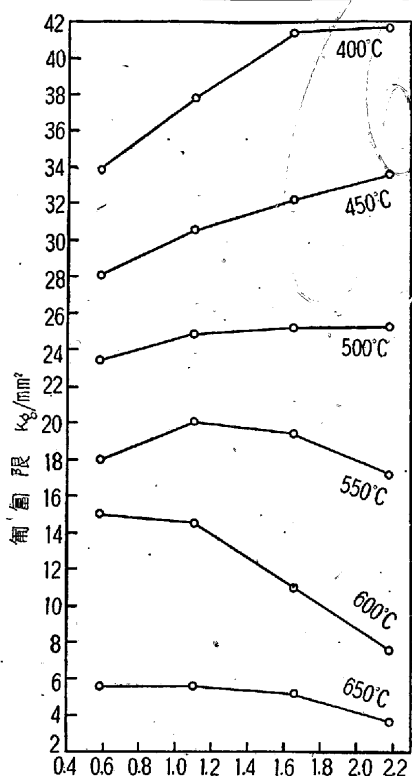
(6) クロム-モリブデン鋼に於けるバナヂウムの影響  
 高温高圧用 Cr-Mo 鋼管材の引張抵抗を更に増加せしむ

る目的を以て、第 5 表第 25, 26 に示す如き、組成の Cr-Mo-V 鋼の 50kg 鋼塊を高周波電氣爐にて調製し、高温鍛

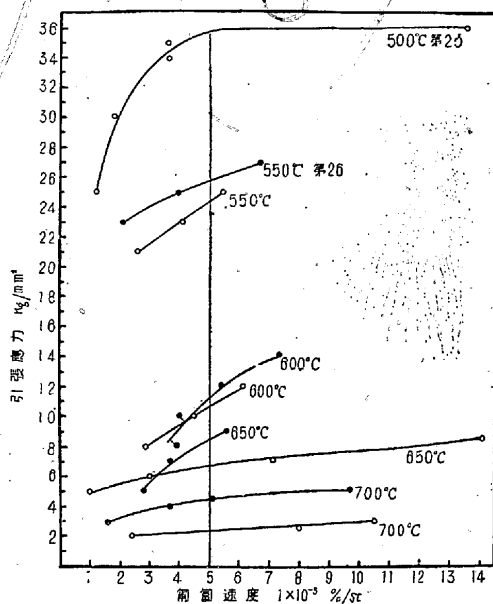
第 5 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  | V%   |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 25   | 0.16 | 0.12 | 0.44 | 0.022 | 0.054 | 0.13 | 1.30 | 0.31 | 0.28 |
| 26   | 0.12 | 0.07 | 0.35 | 0.017 | 0.061 | 0.10 | 1.11 | 0.41 | 0.52 |
| 27   | 0.20 | 0.22 | 0.48 | 0.015 | 0.029 | 0.18 | 5.60 | 0.44 | —    |
| 28   | 0.11 | 0.21 | 0.34 | 0.017 | 0.019 | 0.12 | 5.74 | 0.30 | 0.41 |

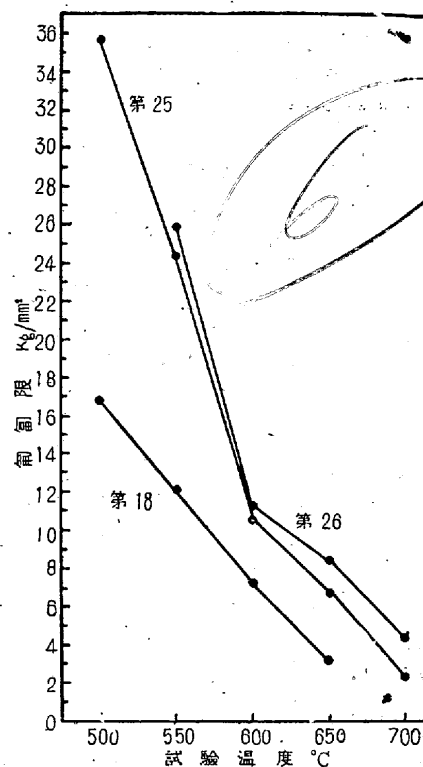
造によつて厚さ 20mm の板とし、Ac<sub>1</sub> 直下 (740°C に加熱空冷) に加熱焼鈍して、最軟状態となし、これより試験片を削成し、これ等の引張強さを測定し、前述の第 4 表第 18 と比較することに依つて、この種鋼の引張抵抗に及ぼす V の影響を明かにした。その結果を第 20, 21 圖に示す。第 20 圖は伸び速度-應力曲線にして第 26 の 500°C の點が



第 19 圖 Mo 鋼の匏匏抵抗に及す Cr の影響



第 20 圖



第 21 圖 Cr-Mo 鋼の匏匏抵抗に及ぼす V の影響

幾分ばらついてゐるが、他は良く曲線に乗つてゐる。これから求めた匏匏限と試料第 18 の匏匏限を第 21 圖に示す。圖に明かなる如く、Cr-Mo-V 鋼の匏匏限は 600°C にて急激に低下するが、その後は稍緩慢となり、試料第 18 の Cr-Mo 鋼に比べ、650°C に於ける匏匏抵抗著しく大にして、試料第 26 は 700°C にて 4kg/mm<sup>2</sup> の匏匏限を有する即ち V は 0.5% の添加によつて、1% Cr-0.3% Mo 鋼の匏匏抵抗を著しく大とする。次に第 5 表第 27, 28 に示す組成の 5% Cr-Mo 鋼及それに 0.4% V を添加せるもの匏匏限を測定せる結果<sup>10)11)</sup>によると、試料第 27 の匏匏限は 400°C—37.8kg/mm<sup>2</sup>, 500°C—15.8kg/mm<sup>2</sup>, 600°C—5.5kg/mm<sup>2</sup> であつて、試料第 28 は 400°C—38.0kg/mm<sup>2</sup>, 500°C—16.0kg/mm<sup>2</sup>, 600°C—4.2kg/mm<sup>2</sup> にて V の添加によつて著しき効果なきことが窺はれる、これは前述の如く Cr 量の増加によつて、匏匏抵抗は減少する故、この方が効いて來て、0.5% 程度の V の影響は打消されるためと考へられる。

(7) クロム-モリブデン鋼に於ける燐の影響

Cross, Krause<sup>12)</sup> は 2.4% Cr, 0.5% Mo 鋼に P 添加すると、高温強度を高めることを認め、Newell, Olzak<sup>13)</sup> は

<sup>11)</sup> 小島, 増井: 住友金屬工業株式会社研究報告 3(昭 13), 183.  
<sup>12)</sup> C. Cross, E. Krause: Metals & Alloys, 8(1937), 53.  
<sup>13)</sup> D. Newell, E. Olzak: Metals & Alloys, 11(1940), 106.

更に進んで精油工業又は蒸氣過熱器管として使用せられる 5% Cr, 0.5% Mo 鋼に 1% P 以下を添加して、その影響を研究し、P は常温及高温に於ける短時間抗張試験による抗張的性質を改善し、抗張力を高めるが、衝撃値は 0.3% P 迄は 5% Cr, 0.5% Mo 鋼と大差ないが、0.3% P を超えると著しく脆くなると述べ、尙又これに依つて匏匏抵抗も増大するならんと推論してゐる。又少量の P は高温高圧水素に對する Cr-Mo 鋼の抵抗を増大する研究結果が發表<sup>14)</sup>されてゐる。然し乍らこれ等の各温度變化に對する匏匏抵抗に及ぼす影響の詳細なる研究結果は發表せられてゐない。依つて第 5 表第 27 の如き組成の高温高圧化學工業鋼管材に 0.1%, 0.3% P を添加せる第 6 表第 29, 30 に示す

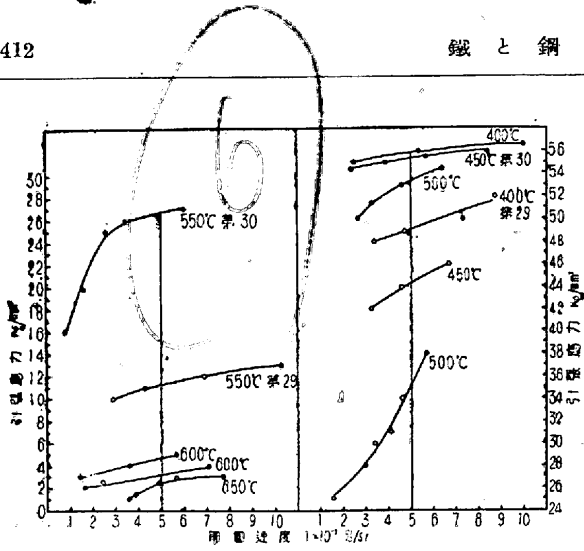
第 6 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%   | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  |
|------|------|------|------|------|-------|------|------|------|
| 29   | 0.11 | 0.33 | 0.30 | 0.10 | 0.042 | 0.09 | 4.84 | 0.55 |
| 30   | 0.13 | 0.33 | 0.25 | 0.30 | 0.045 | 0.07 | 4.98 | 0.58 |

組成の鋼の匏匏限を測定し、P の影響を求めた。試料は高周波電氣爐にて 100kg 鋼塊を調製し、徑 20mm 丸棒に鍛造し、750°C に加熱冷却し、最軟状態となし、これより試験片を削成して試験に供した。その結果を第 22, 23 圖に示す。第 22 圖は匏匏速度-應力曲線にして、上述の結果に於ては何れに於ても温度の高くなるに従つて、次第にこの曲

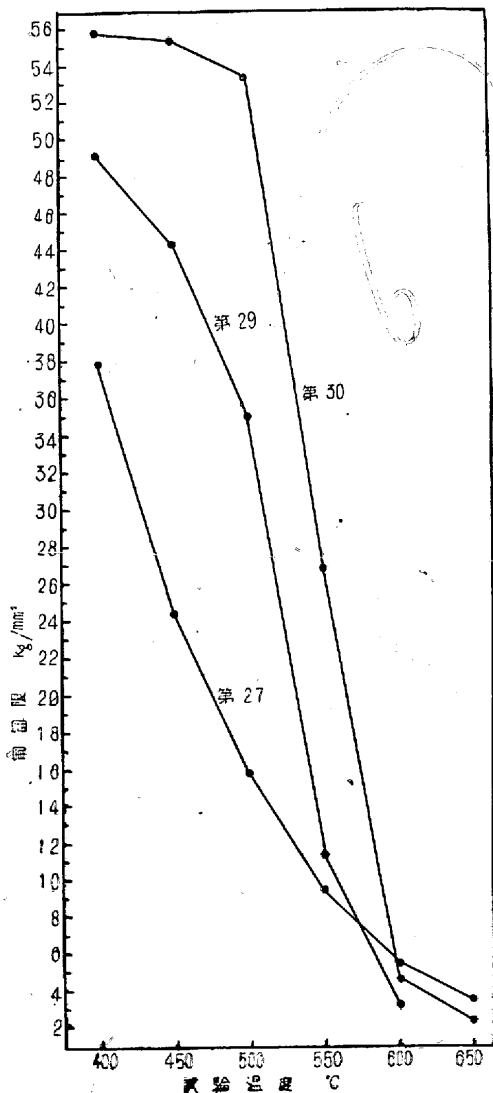
<sup>14)</sup> 大倉: 本誌 28 (昭 17), 137.





第 22 圖

線が水平に傾いて来るのが通例であり、500°C 附近に於て稍立つてゐるものも見受けられたが、P を添加せる該鋼に於ては、この傾向が顯著に現れてゐる。即ち試料第 29, 30 兩者共 400°C に於ては水平に傾き、500°C に於てはこの曲線は著しく立つてゐる。而して 600, 650°C に於ては再



第 23 圖 Cr-Mo 鋼の匏匏抵抗に及ぼす磷の影響

び水平に傾いて来る。この原因に就ては更に詳細を明かにする考へである。第 23 圖はこれより求めた匏匏限で本鋼の匏匏限はPの含有量大なる第 30 の方が著しく大であるが、50% Cr-Mo 鋼に比べ、低温度の匏匏限が著しく大であるに反し、500~600°C に於て急激に低下し、600°C 以上に於ては 5% Cr-Mo 鋼より小となる。

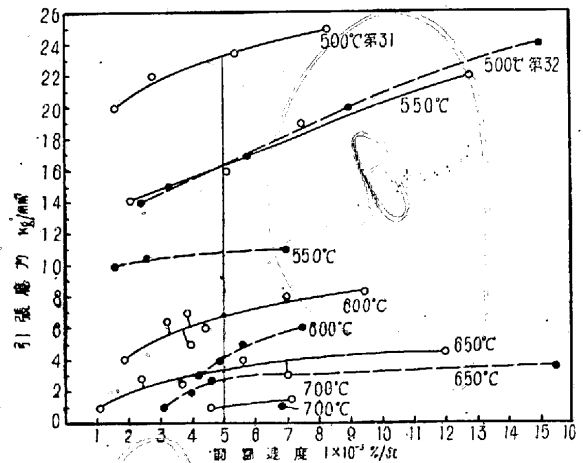
(8) クロム-モリブデン鋼に於けるタングステンの影響

タングステンは鋼の高温度に於ける機械的諸性質に良好なる影響を及ぼすことは、一般に考へられてゐる事實である。依つて本研究に於ても第 7 表試料第 31, 32 に示す如く

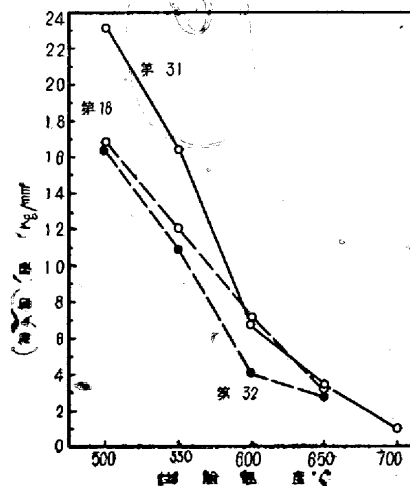
第 7 表

| 試料番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  | W%   |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 31   | 0.17 | 0.16 | 0.33 | 0.021 | 0.037 | 0.09 | 1.02 | 0.46 | 0.39 |
| 32   | 0.23 | 0.21 | 0.39 | 0.021 | 0.041 | 0.09 | 1.00 | 0.50 | 0.89 |

1% Cr, 0.5% Mo 鋼に 0.4%, 0.9% W を添加し、匏匏抵抗に及ぼす W の影響を明かにした。試料は 740°C に 1h 加熱空冷し、最軟状態となし、これより試験片を削成して試験に供した。その結果を第 24, 25 圖に示す。第 24 圖



第 24 圖



第 25 圖 Cr-Mo 鋼の匏匏抵抗に及ぼす磷の影響

は 500~700°C に於ける引張應力-匏匏速度曲線にして、試料第 31 は 600°C にて可成のばらつきが見受けられる。而して第 32 にては 700°C にて 1kg/mm² 應力による匏匏速度が 68×10⁻⁴%/st の値を示してゐる

第 25 圖はこれ等より求めた匍匐限にて、第 18 の 1% Cr-0.5% Mo 鋼に比較すると、第 31 は 550, 500°C に於ては大であるが、600°C 以上に於ては大差ない結果を示してゐる。これに反し W 量の更に多い第 32 は全體的に第 18 に劣る値となつてゐる。即ち本結果によると、該 Cr-Mo 鋼の匍匐抵抗に及ぼす W の影響は 600°C 以上に於ては好結果を期待出来ないのみか、W 量が多くなると、反つて匍匐抵抗を減少するに至ることを示してゐる。これは最初の期待に反する結果で、この原因に関しては更に考究する必要があると考へられるが、本報告に於てはその結果のみを述べて置き他日にゆづる考へである。

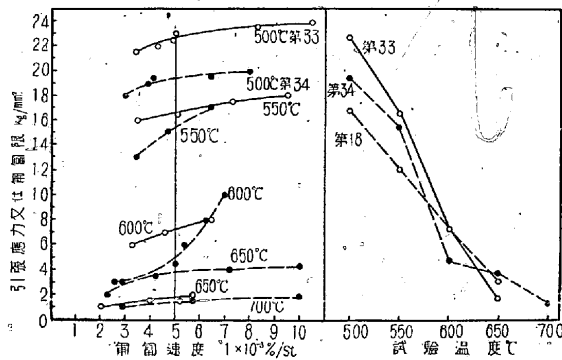
(9) クロム-モリブデン鋼に於けるアルミニウムの影響

第 8 表第 33, 34 に示す組成の試料を 740°C に加熱空冷し、これより試験片を削成し、Cr-Mo 鋼の匍匐抵抗に及ぼす

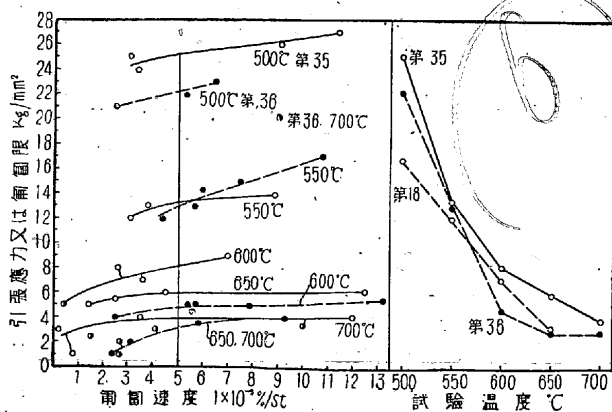
第 8 表

| 試料<br>番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  | Al%  |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 33       | 0.11 | 0.21 | 0.27 | 0.013 | 0.035 | 0.12 | 0.88 | 0.58 | 0.52 |
| 34       | 0.15 | 0.20 | 0.29 | 0.011 | 0.032 | 0.14 | 1.00 | 0.56 | 0.70 |

す Al の影響を求めた。その結果を第 26 圖に示す。圖に明かなる如く、該 Cr-Mo 鋼に Al を添加すると、500, 550°C の匍匐抵抗は増大するが、600°C 以上に於ては本結果のみにては一定の傾向が見出されない。



第 26 圖



第 27 圖

(10) クロム-モリブデン鋼に於けるチタンの影響

第 9 表第 35, 36 に示す組成の試料を 740°C に加熱空冷し、最軟状態となし、これより試験片を削成し、Cr-Mo 鋼

第 9 表

| 試料<br>番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  | Ti%  |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 35       | 0.20 | 0.42 | 0.55 | 0.019 | 0.032 | 0.14 | 2.07 | 0.53 | 0.60 |
| 36       | 0.18 | 0.51 | 0.50 | 0.012 | 0.032 | 0.13 | 1.24 | 0.52 | 1.67 |

の匍匐抵抗に及ぼす Ti の影響を明かにした。その結果を第 27 圖に示す。即ち本鋼の引張應力-匍匐速度關係に於て第 35 は 600°C, 第 36 にあつては 700°C に可成のばらつきが見受けられるが、他はそれぞれの曲線に良くのつてゐる。これから求めた匍匐限は、圖示の如く、第 35 は各温度に於て第 18 の Cr-Mo 鋼より著しく高い匍匐限を有し、殊に 650, 700°C にてそれぞれ 6 kg/mm², 4 kg/mm² の値を示してゐる。Ti の多い第 36 は 600°C を除いて、何れも第 18 と同じか、或は高い値を示す。即ち第 35 は良好なる匍匐抵抗を有する、只該鋼は Cr 含有量が 2% にして、他に比して稍高い故、嚴密なる比較は出来ないが先の Al, W の場合と同様、Ti が增加すると、匍匐抵抗は反つて減少する傾向を示すことは注目し得る。即ち Ti は先述の V に次ぐ好影響を Cr-Mo の鋼の匍匐抵抗に與へることが明かである。

IV. 不銹鋼の匍匐

13 Cr 系或は 18.8 Cr-Ni, 系不銹鋼管は、耐蝕性高温高圧用鋼管として各方面に使用せられてゐる。依つて著者はこれ等不銹鋼管状の匍匐性状並びに匍匐限を測定した、下にこれ等の結果に就き述べる、

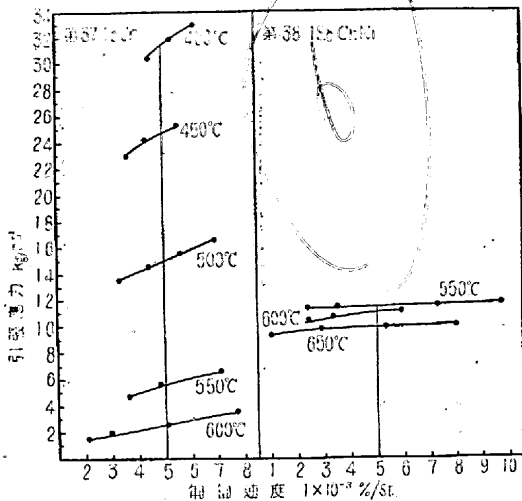
(1) 13 Cr 鋼, 18.8 Cr-Ni 鋼の匍匐限

第 10 表第 37, 38 に示す如き組成の 13 Cr 鋼, 及 18.8 Cr-Ni 鋼の 50kg 鋼塊を高周波電氣爐にて調製し、幅 200

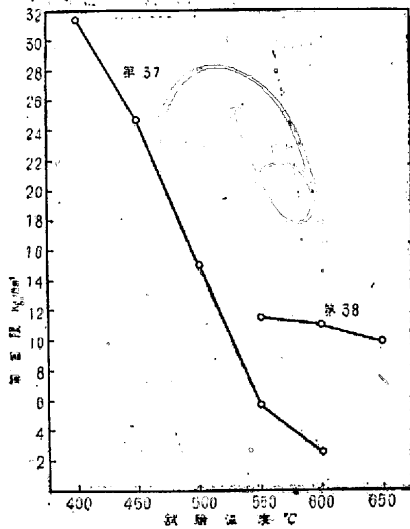
第 10 表

| 試料<br>番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Ni%  | Cr%   |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|
| 37       | 0.12 | 0.13 | 0.36 | 0.029 | 0.029 | 0.23 | —    | 14.11 |
| 38       | 0.14 | 0.31 | 0.37 | 0.014 | 0.010 | 0.08 | 8.27 | 18.17 |
| 39       | 0.15 | 0.15 | 0.37 | 0.022 | 0.016 | 0.04 | 8.27 | 17.34 |

mm×厚 20mm 板に鍛造し、13 Cr 鋼に於ては 750°C に 1h 加熱後空冷し、最軟状態となし、又 18.8 Cr-Ni 鋼に於ては 1100°C より水冷して、オーステナイト組織となしたるものより試験片を採取し、それ等に就き匍匐限を測定せる結果を第 28, 29 圖に示す。第 28 圖は引張應力-匍匐速度曲線で、第 29 圖はこれより求めた匍匐限である。



第 28 圖



第 29 圖 13Cr, 18.8 Cr-Ni 鋼の 匍匐 限

第 29 圖によつて明かなる如く、13 Cr 不銹鋼の匍匐限は他の高合金鋼に比較して極めて低く、先述の如く Cr は 500°C 以下に於てはこの含有量の増加は匍匐抵抗を増す方向に効果があるが、550°C 以上に於ては反つて匍匐抵抗を

減少する方向に働くことは、第 19 圖及第 27 の匍匐限等と比較考察することにより知り得る。18.8 Cr-Ni 不銹鋼は著しく高い匍匐限を有し、650°C に於て約 10kg/mm<sup>2</sup> にて温度の上昇に従つて急速なる低下を示さないのが特徴である。

(2) 18.8 Cr-Ni 不銹鋼の再結晶温度附近に於ける匍匐の性状

18.8 Cr-Ni 不銹鋼は近時化學工業部門に於て耐蝕性を必要とする高温高壓管として、或は人造石油工業に於ける高壓下のクラッキング、熱重合の装置用鋼管として用ひられる。この場合の使用温度は 500°C 前後の場合がある。ところがこの温度附近は應力歪による再結晶開始温度に相當し、最初與へた應力歪の大小、再結晶速度の相違及炭化物の析出等に起因して、この温度附近の該鋼の引張應力による匍匐現象は、必ずしも應力の増加に従つて一定の變化を表はすとは限らないと考へられる。然し乍ら、一方實際

工業上に於ては、かかる温度範圍で使用されることが多い故、この温度附近の匍匐現象を知ることは必要である。

(イ) 試料の調製並びに化學成分

試料は弧光電氣爐にて調製し、鍛造の上、厚さ 20mm の板とし、それより試験片を採取した。その化學成分は第 10 表第 39 に示す、試料は總て 1100°C より水中冷却を施行し、標準化した試験片を試験に供した。

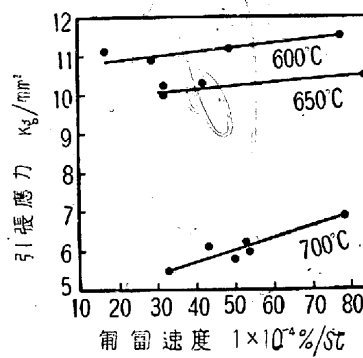
(ロ) 短時間抗張試験による抗張的性質

徑 5mm × 標點距離 50mm の抗張試験片を削成し、それに就き短時間抗張試験を施行せる結果を第 11 表に示す。

第 11 表 18.8 Cr-Ni 鋼の短時間高温抗張試験結果

| 試験温度 °C | 抗張力 kg/mm <sup>2</sup> | 降伏點 kg/mm <sup>2</sup> | 伸% |
|---------|------------------------|------------------------|----|
| 500     | 48.0                   | 16.5                   | 42 |
| 550     | 45.3                   | 15.0                   | 38 |
| 600     | 44.1                   | 15.0                   | 34 |

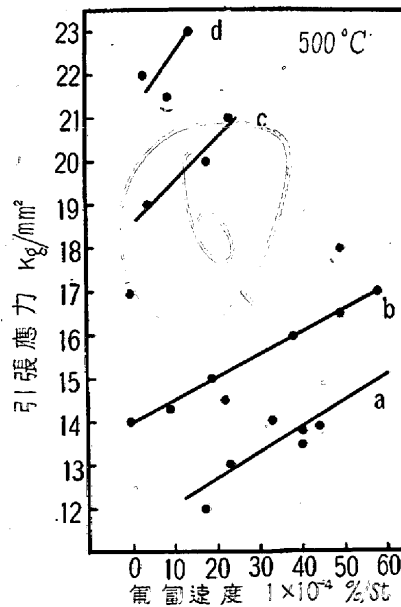
これによると 500~600°C に於ける抗張力及降伏點<sup>15)</sup>には著しい相違はない。伸は温度の上昇と共に稍低下する。



第 30 圖

(ハ) 引張應力と匍匐の関係

前述の條件に従つて 500°C 700 に於て匍匐試験を施行し、引張應力-匍匐速度の關係を求めた結果を第 30, 31 圖に示す。第 30 圖は 600, 650, 700°C の



第 31 圖

引張應力-匍匐速度曲線で、その關係は略直線に近い曲線で表はすことが出来る。今ここで 50 × 10<sup>-4</sup>%/st の匍匐速度を生ぜしむる如き應力を匍匐限に採ると、600°C-11.2kg/m<sup>2</sup>、650°C-10.4kg/m<sup>2</sup>、700°C-6.1kg/m<sup>2</sup>となり、先述第 29 圖と略等しき匍匐限を得る。次に 500°C に

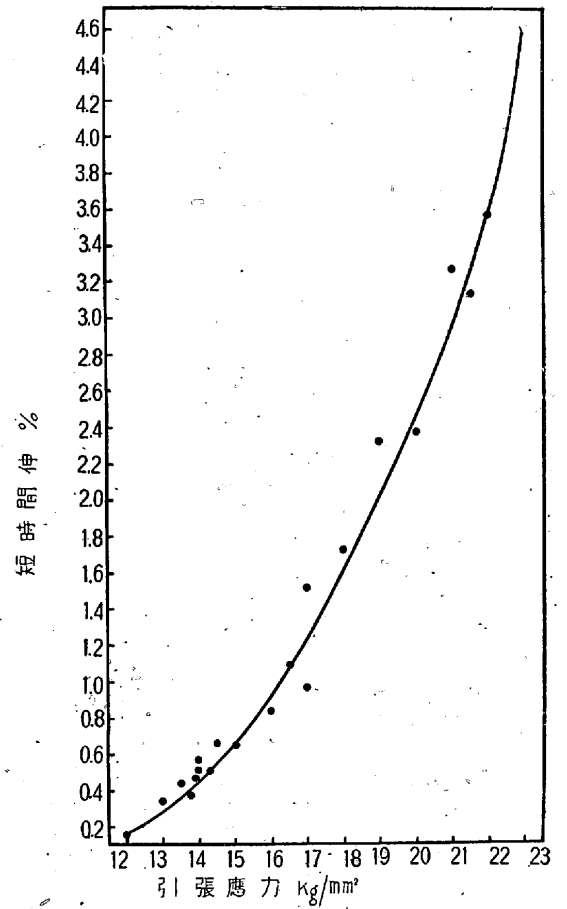
<sup>15)</sup> 負荷時の伸が 0.7% に相當する引張應力を降伏點とする。

於ける引張應力-匍匐速度の關係は第 31 圖の如く、600, 650, 700°C に於ては應力の増加に比例して匍匐速度も略直線的に増加するが、500°C に於ては必ずしも然らず、或る大きさの引張應力になると、反つて匍匐速度は減少し、更に應力を増すと匍匐速度は増加する。而してこれ等の關係は略直線 a, b, c, d にて表はすことが出来る。圖に就て見ると 12~14kg/mm<sup>2</sup> の間にては、引張應力の増すに従つて匍匐速度は略直線 a に従つて増して來るが、14kg/mm<sup>2</sup> を超えると急激に減少し、次で 17kg/mm<sup>2</sup> 迄は直線 b に従つて増加する。同様にして、直線 c, d に従つて變化して、14, 17~18, 21kg/mm<sup>2</sup> 附近に匍匐速度の急激に減少する點がある。而して直線 a, b, c, d は應力の大きなる程、順次傾きが小となつてゐる、これは個々の集團、例へば a, b, c, d にて表はされるそれぞれの範圍に於ては、應力に比例して匍匐速度は大となるが、應力の大きなる集團程、應力の増加による匍匐速度の増加の割合が小となることを意味する。

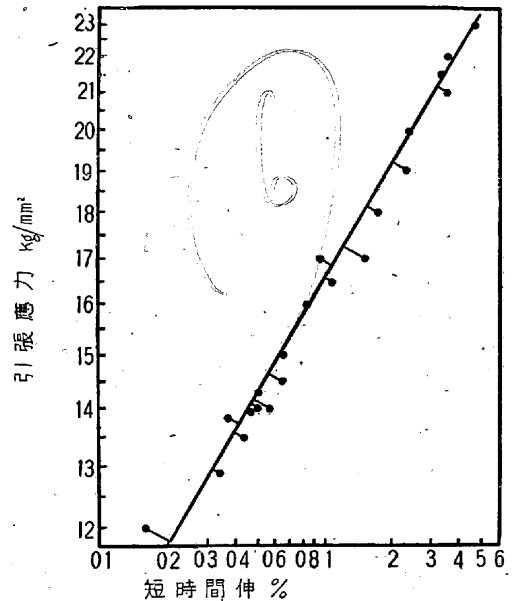
かくの如き現象は、550, 650, 700°C の匍匐に於ては現れない。即ち前記匍匐限より 2~3kg/mm<sup>2</sup> 高き引張應力を與へた場合には、匍匐曲線は所謂第 3 段階の状態を呈し、測定時間を横軸に採つた場合の匍匐時間曲線は上向となる傾向を示す。例へば 600°C に於ては、匍匐限は 11.3kg/mm<sup>2</sup> であるが、13.0kg/mm<sup>2</sup> の引張應力を與へた場合は、 $114 \times 10^{-4} \% / \text{st}$  となり、尙又 700°C に於ては匍匐限は 6.1kg/mm<sup>2</sup> であるが、9.0kg/mm<sup>2</sup> の引張應力を與へると、 $344 \times 10^{-4} \% / \text{st}$  の匍匐速度となる。

500°C に於けるかかる現象の原因となるべきものとして先づ第一に考へられることは、歪硬化の影響である。18.8 Cr-Ni 鋼は常溫に於て、オーステナイト組織なる故、粘性が大で、炭素鋼又は低合金鋼に比し、試験の際の引張應力による變形量が大となり、従つて歪硬化も大きいことが考へられる。一方試験の際の變形量を考へると、(i) 引張應力を與へた瞬間の變形量、(ii) 負荷後約 10mn の變形量<sup>16)</sup> (iii) その後の試験時間中の變形量に區別出来る。この中 (i), (ii) は (iii) に比較して著しく大である。従つて歪硬化が問題となるとすれば、負荷開始より 10mn 後迄の伸が影響を及ぼすことが一應考へられる。この點を明かにするために、第 31 圖の試験結果に就き前述の基礎荷重 0.63 kg/mm<sup>2</sup> を與へた場合の伸を基準(零)とし、更にこれより所

定の應力迄負荷し、10mn 經過せるときの全伸<sup>17)</sup>を縦軸に採り、その時の應力を横軸にして短時間伸-引張應力の關係を求めた。その結果を第 32 圖に示す。圖の如く、これ



第 32 圖



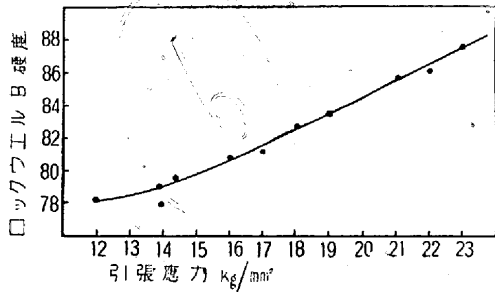
第 33 圖

<sup>16)</sup> 負荷直後より 10mn は一般に其の後に比べ匍匐速度が大である。

<sup>17)</sup> この見掛けの全伸は弾性伸と永久伸の和で以下に於て (i) を瞬間伸、(i)+(ii) を短時間伸と云ふ。

等の關係は拋物線に近い曲線となる。依つてこれを復對數座標に點記し、その關係を明瞭にすると、第 33 圖の如くなる。今こゝに第 31, 33 圖を比較検討すると二三の例外はあるが略次の關係が判る。即ち或る大きさの引張應力を與へた場合の短時間伸が第 33 圖直線に相當する伸より大なる場合には匍匐速度は比較的小となり。この直線より大なる場合は次の匍匐速度が大となる傾向が見受けられる。短時間抗張試験に於てはかかる點は降伏點に相當し、この應力附近に於て匍匐速度が急激に變化すると考へられる。第 11 表及第 31 圖を比較して見ると、b,c 直線間の匍匐速度の急激なる變化を生ずる引張應力 17kg/mm<sup>2</sup> は、第 11 表に示す如く、500°C に於ける短時間抗張試験による降伏點に相當する。

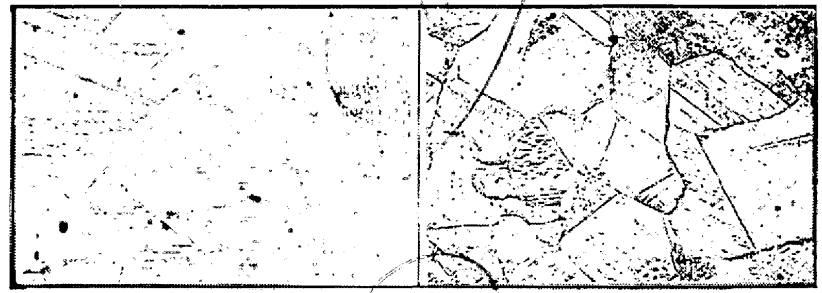
次に試験終了後の試験片の標點中央部縦方向、中心部の常溫硬度を測定せる結果は、第 34 圖に示す如く、略引張應力に比例して増加してゐる。一方匍匐速度、つまり匍匐變形量



第 34 圖

は必ずしも應力の増加してゐないが、この影響は試験後の常溫硬度には見出されない。従つてロックウエルB硬度に現れる程度の歪硬化の大部分は、負荷時の短時間伸による歪硬化に起因することが考へられる。即ち第 31 圖に於ける a,b,c,d 直線が應力の異なる程、その傾きが小となるのは短時間伸の歪硬化の影響と考へ得る。

次にこれ等の試験片の試験後の匍匐を生じた部分、並びに匍匐を生じない部分の顯微鏡組織を検したものの中、その代表的なものを示すと、第 35 圖の如し。この組織中(a)は匍匐を生ぜず、測定時間中 500°C に加熱せ



1 (a)

匍匐速度  $43 \times 10^{-4}\%/st - 18.9kg/mm^2$

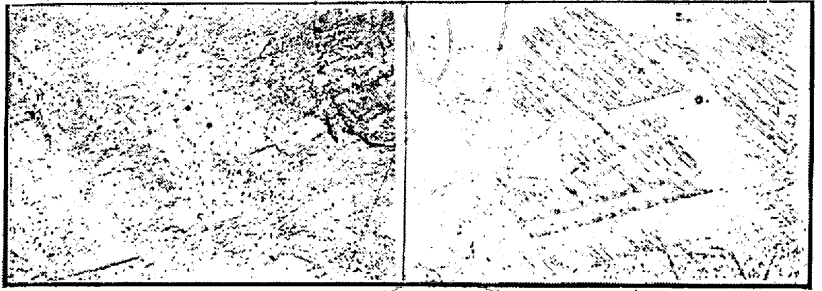
1 (b)



2 (a)

匍匐速度  $33 \times 10^{-4}\%/st - 14.0kg/mm^2$

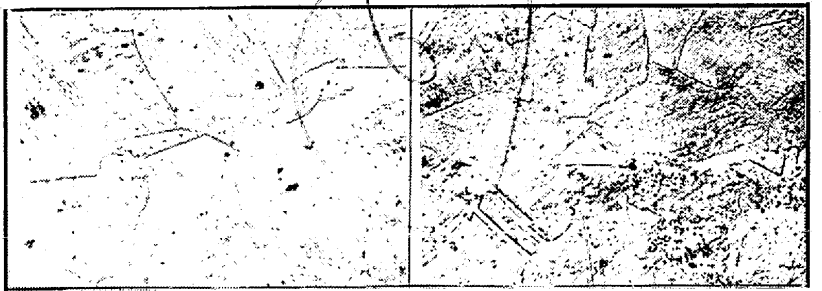
2 (b)



3 (a)

匍匐速度  $58 \times 10^{-4}\%/st - 17.0kg/mm^2$

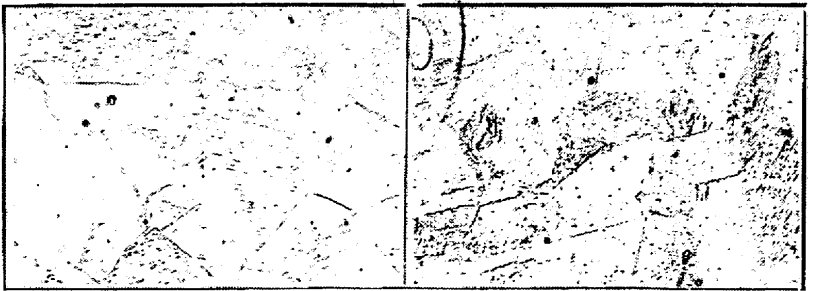
3 (b)



4 (a)

匍匐速度  $45 \times 10^{-4}\%/st - 18.0kg/mm^2$

4 (b)



5 (a)

匍匐速度  $3 \times 10^{-4}\%/st - 22.0kg/mm^2$

5 (b)

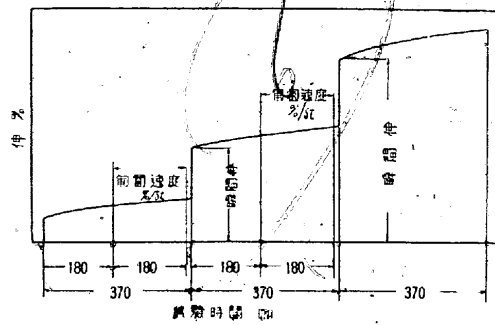
a 匍匐せざる部分 b 匍匐せる部分

第 35 圖 試験後に於ける試験片軸方向の顯微鏡組織 (×200電解腐蝕)

られたる部分で、(b)は實際匏匏せる部分の何れも縦方向の組織である。匏匏を生ぜざる部分の組織は寫眞第2(a)を除く他は著しい差違はない。第2(a)は他に比し結晶粒子が大である。尙匏匏せる部分(b)の組織は、引張應力の大なるものは、加工歪を受けてゐることが明かに認められ粒境は明確でない。寫眞第 1, 2 を比較するに與へた應力は略等しいが匏匏速度の大なる寫眞第 2の方が結晶粒子は大である。然しこの結果を一般に適用し得るか否かは疑問である。即ち寫眞第 3, 4, 5 に於ける如く、他の組織には著しい差違は認められない。

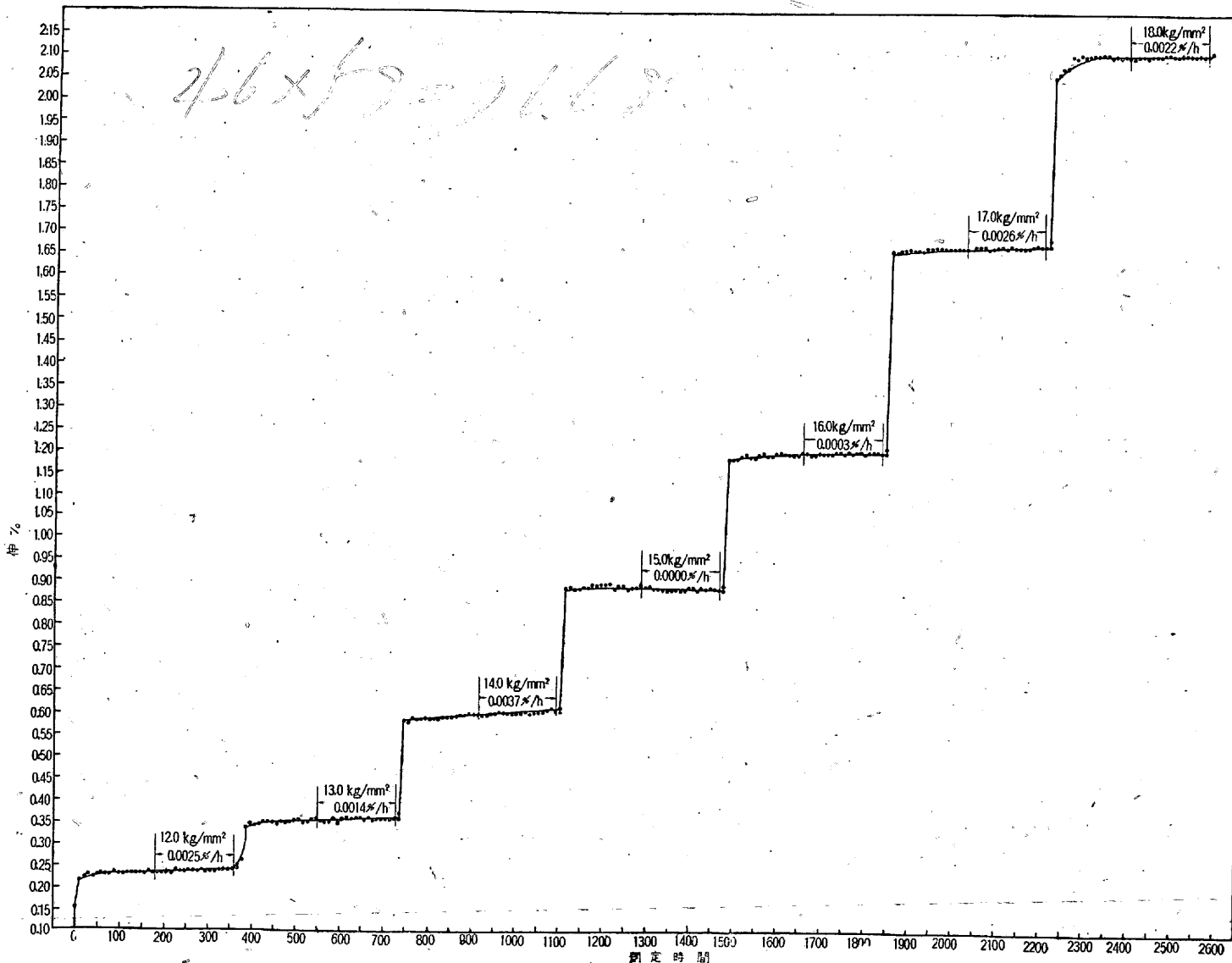
以上の結果は試料第 39 に就き 500°C に於て各引張應力毎に新試験片を用ひた場合で、試料は總て 1100°C より水冷標準化してあるが、嚴密に云へば各試験片の物理的、化學的或は顯微鏡的性質が全く同一とは考へられない。従つてこれ等の僅少なる相違の集積が 500°C に於ける上述の匏匏現象の原因、即ち短時間抗張試験の降伏點に相當す

る、17kg/mm<sup>2</sup> 前後に於ける匏匏速度の急激なる變化は別として、14kg/mm<sup>2</sup> 前後に於ける匏匏速度の變化の原因をなしてゐるや、否やを確める必要がある。それには一本の試験片を使用し、引張應力-匏匏速度關係を求め、前記の結果と比較検討することが考へられる。その方法として、次の 3 方法が可能である。(i) 前述の條件にて、匏匏速度を測定後試験片を焼鈍、又は標準化して、更に前と同様な



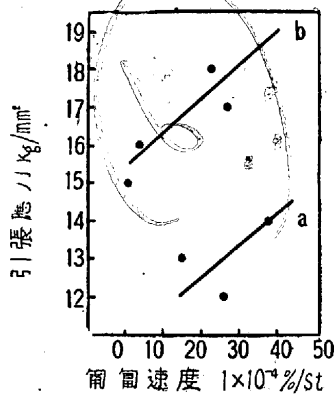
第 36 圖 匏匏-時間曲線圖

試験應力のみを變化して繰返し、この方法を數回繰返して引張應力-匏匏速度關係を求める。(ii) 最初前述の條件にて、匏匏速度を求め、直ちに應力を増加し、そ



第 37 圖

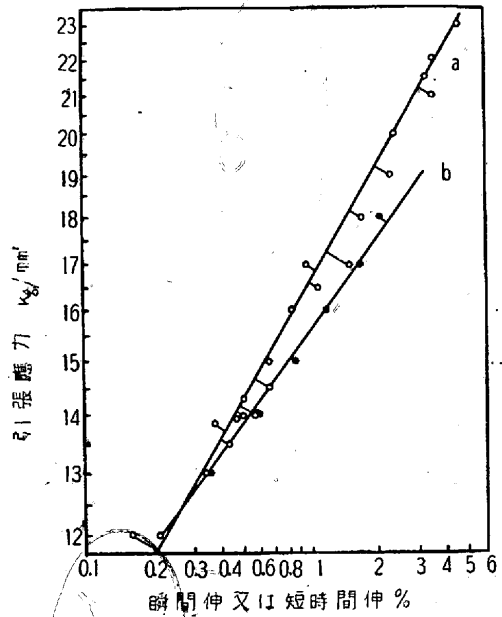
の場合の匏匏速度を求める。(iii)(ii)と同様であるが、只應力を段階的に増す場合に、必ず一旦基礎荷重迄下げて後負荷する。(i)の方法にて焼鈍を何回も繰返すと、焼鈍温度が炭化物析出温度附近なる故 Cr 炭化物が粒境に析出し、最初のものと同組織を異にする。一方焼鈍又は標準化を繰返すと、結晶粒子の大きさが段々變化して來ることも考へられる。(ii)の方法にては匏匏による歪硬化の影響が次の試験結果に影響する。然し乍ら匏匏による歪硬化は、先述の如く、負荷時の短時間伸による歪硬化に比べて著しく小なる故、これが次の匏匏に著しい影響を與へるとは考へられな。依つて(ii),(iii)の方法にて匏匏状況を再確認することにした。(ii)の方法、第36圖に示す如く、6h 10mm の匏匏を生ぜしめ、この伸-時間曲線と引張應力の關係を求めた。その結果を第37,38圖に示す。第37圖は實測せる



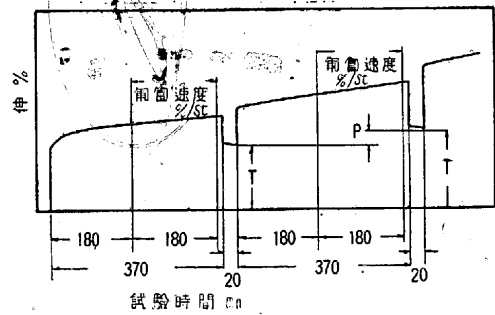
第38圖

伸-時間曲線で、これより匏匏速度を求めた結果を第38圖に示す、圖に明かなる如く、應力-匏匏速度關係は略直線 a,b にて表はすことが出来る。而して匏匏速度の急激に減少する現象が前述の場合と同様認められる、これに由つて、か

ゝる現象が個々の試験片の相違とか、負荷状況の相違によるものに非ざることが判る。先述の 14kg/mm<sup>2</sup> に於ける匏匏速度の急變はこの場合は 14~15kg/mm<sup>2</sup> に於て起る。而して直線 a,b の傾きは先の

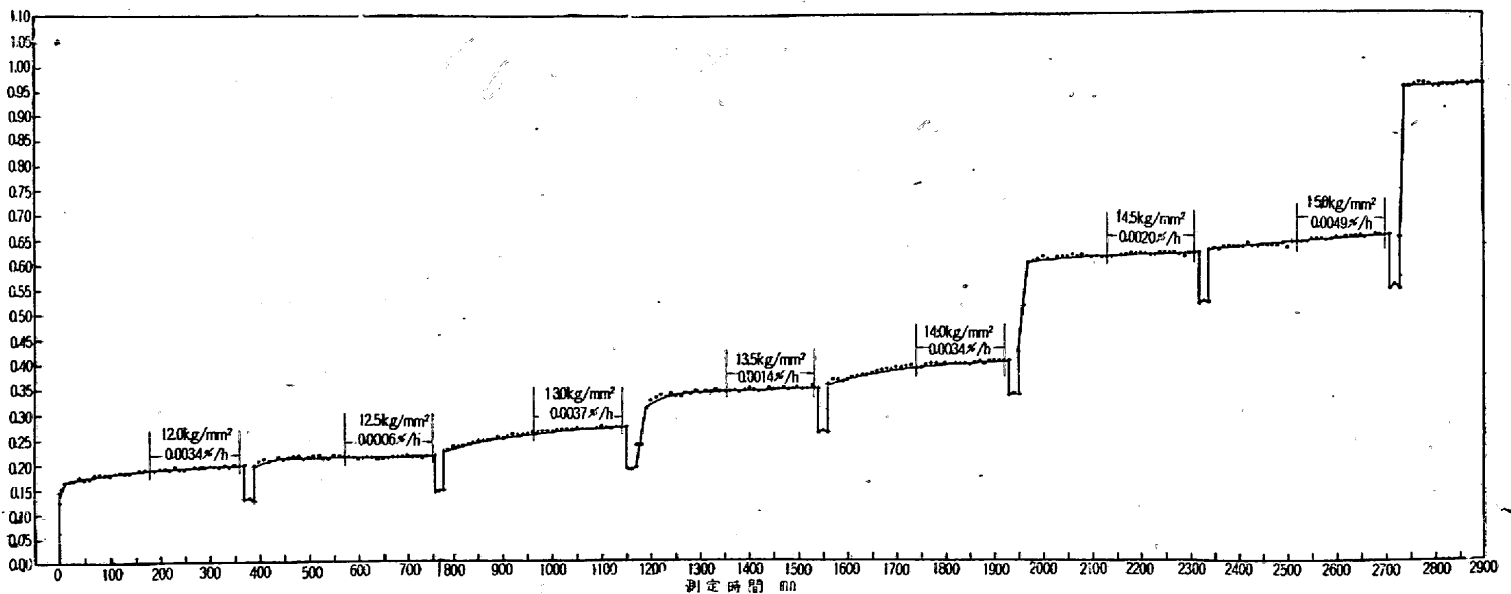


第39圖 P: 部分永久伸

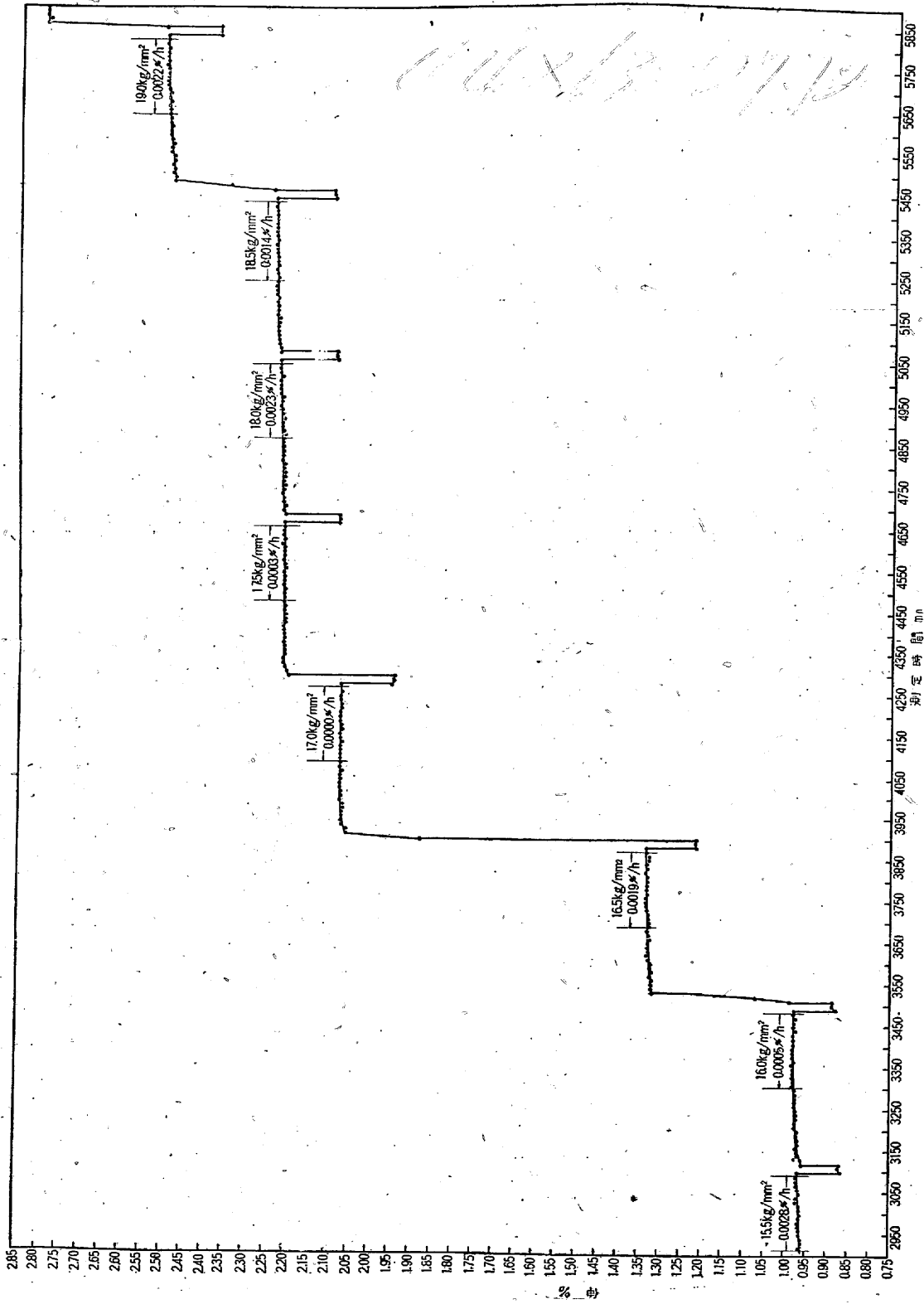


第40圖 匏匏時間曲線

第31圖と同じ關係を示してゐる。次にこの場合の瞬間伸と應力の關係は第39圖の如くなる。圖中直線 a は通常の試験方法、b は(ii)の試験方法による結果にして、これ等を比較するに、(ii)の方法の方が各應力に於ける瞬間伸は

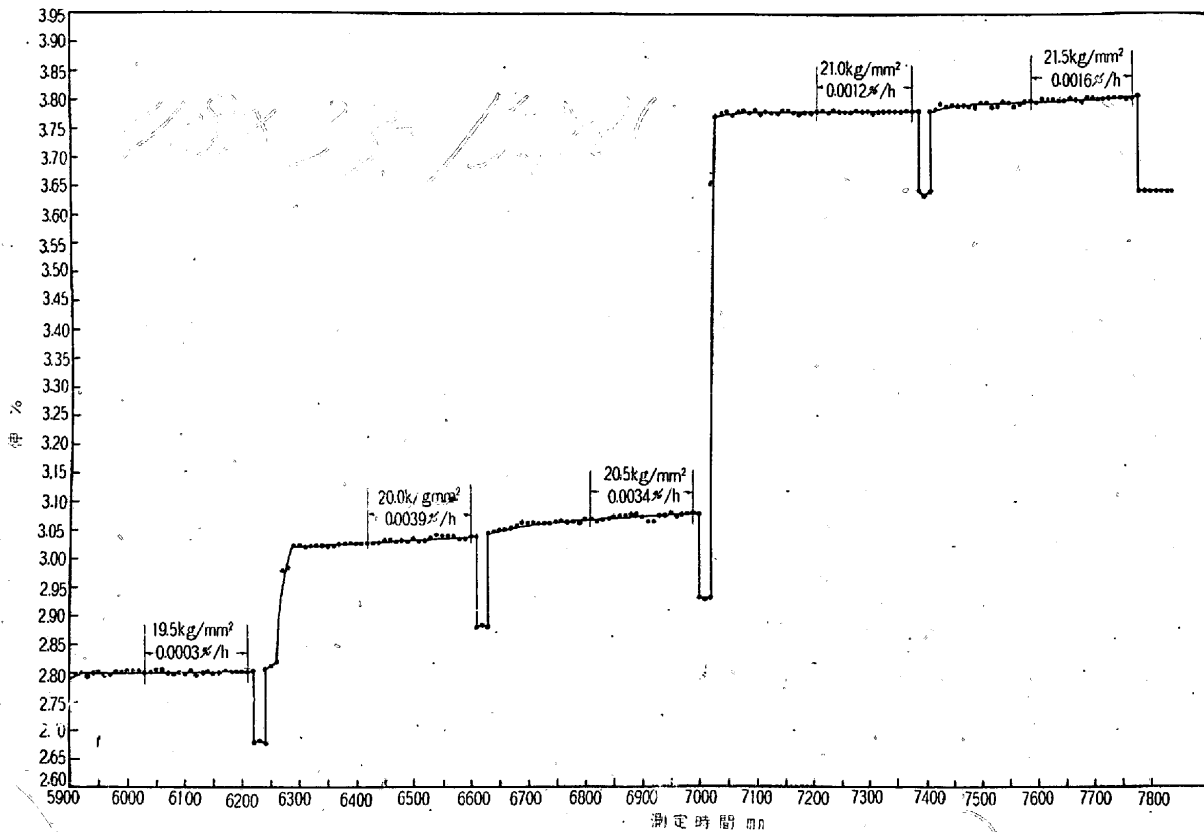


第 41 圖 (a)

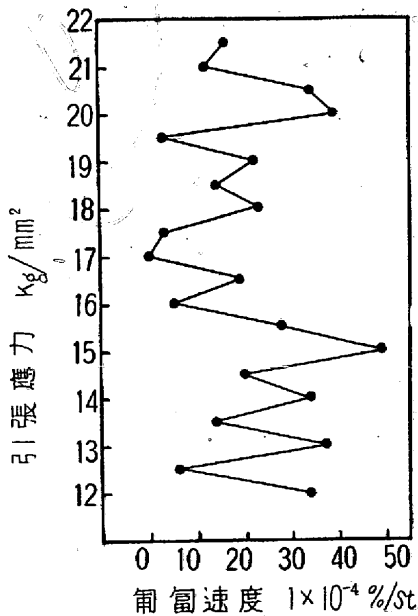


第 41 圖 (b)





第 41 圖 (c)

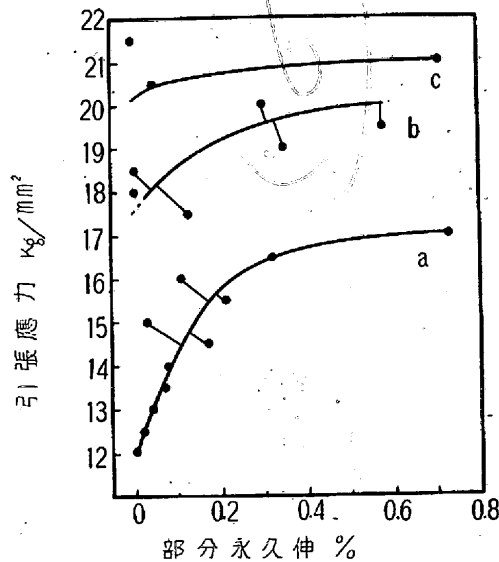


第 42 圖

大となることを示す。これは結晶粒子が或る程度加工方向に延び、且又滑り面が多くなると、標準組織の場合より應力方向に滑り易くなるためと考へられる。この現象は常温引抜の場合にも屢々認められることである。

(iii)の方法

第 40 圖の如く 6h10



第 43 圖

の永久伸及匏匏の結果生ずる永久伸の和を部分永久伸 (第 40 圖 P) とし、これと應力の關係を求めると、第 43 圖の如く、略々 a, b, c, d の曲線にて表はし得る。この急激に變化する點は 17kg/mm<sup>2</sup> 附近である。これと第 42 圖との結果を比較考察すると、部分永久伸の激増する點は匏匏速度の激減する點に一致する。尙部分永久伸の大なる點の匏匏速度は僅小なる故、この點の變形の大部分は負荷時の變

るが、本結果程著しくはない。而して前述の場合の如く、直線を以て表し得ないが、略々 2 集團に別け得る。尙匏匏速度の激減する點は 16~17kg/mm<sup>2</sup> である。

次に各應力に於ける負荷時

形と見做すことが出来る。従つて負荷時の變形、即ち歪硬化の大なる場合、その後の匍匐速度は小となる傾向を示すことになる。これの著しく現れてゐる點は  $17\text{kg/mm}^2$  附近にして、第 11 表に示す如く、降伏點に相當する。

以上 3 種の方法によつて、 $18\cdot 8\text{Cr-Ni}$  鋼の  $500^\circ\text{C}$  に於ける引張應力による變形と、匍匐速度の關係を測定せる結果を考察するに、 $500^\circ\text{C}$  は歪硬化による再結晶開始最低溫度附近に相當し、熱影響による歪硬化の除去が極めて緩慢なるため、この溫度に於ける匍匐速度は負荷時の瞬間伸、即ち歪硬化によつて影響せられ、負荷による歪硬化大なる場合は、その後の匍匐速度が小となる傾向が認められる。而してこの現象は降伏點に相當する  $17\text{kg/mm}^2$  附近に於て顯著であるが、 $14\text{kg/mm}^2$  附近に於ても現れてゐる。かかる點の中間の應力に於ては、歪硬化と熱影響が平衡に達する可能性が考へられ、かかる際には匍匐は永續性を有し、然も測定結果によると、匍匐速度も可成大きく、従つて匍匐による危険性も考へられる。實際  $18\cdot 8\text{Cr-Ni}$  鋼管は、 $500^\circ\text{C}$  附近の高壓下に於て使用せられる場合が多いが、かかる溫度、壓力下にあつては設計操業に當つて、かくの如き匍匐の性質を十分考慮に入れる必要がある。

## V. 匍匐抵抗に及ぼす金相學的諸相の影響

塑性變形に於て、匍匐現象の如く、長時間に亘つて繼續し、且又その變形速度が極めて小さく、少量の變形を問題とする場合は、短時間高温抗張試験、鍛造等の加工、その他の變形量及速度の大なる場合に比較し、金相學的諸事項が著しい影響を與へることが考へられる。従つて鋼の耐匍匐性に關し、金相學的考察を加へるとすれば、先づ次の諸點が問題となる。(i) 結晶粒子の大小、(ii) 固溶體の生成、(iii) 固溶體より加熱によつて析出して來る析出物の性状、(iv) 再結晶溫度並びに上記事項と關聯して考へられる相の安定性等が考へられねばならない。これ等に就き若干の考察を加へて見る。

(i) 結晶粒子の大きさ 一般に多結晶は單結晶に比し高いエネルギー状態にある。これは多結晶の結晶粒境の原子配列の不正常により、その自由エネルギーが大であるためと考へられてゐる。このことから常溫に於ける單結晶の粘性變形抵抗より多結晶の方が大であることが説明される。尤もこれは單に結晶粒子の大きさのみを考へ、粒境の介在物を考慮に入れない場合である。匍匐は粘性變形の特殊な場合であつて、熱影響等が著しく効いてくるが、低温

度に於ては上述の關係が匍匐抵抗に於ても大體に正しいと考へられる。即ち結晶粒子の微細なるものが粗大なるものに比べ、匍匐抵抗が大である。ところが高溫度になると、原子運動の活發化に伴ひ、より低いエネルギー状態に變化せんとする傾向が大となり、このために結晶粒子の成長が起り、エネルギー状態が高いために起因する匍匐抵抗は減少する。従つて高溫度で匍匐抵抗の大なるためには、大き過ぎもせず、小さ過ぎもしない最適の結晶粒子の大きさが考へ得る。尙常溫加工も上述の意味に於て低溫度に於ける匍匐抵抗を増す方向に働く譯であるが、加工による再結晶溫度附近に於ては更に問題は複雑化して來る。

(ii) 固溶體の生成 原子格子に異種原子が入ると、原子配列の對稱性が亂れて、歪を受け、滑り抵抗を大とすることは良く知られてゐるが、この固溶原子の大きさ及性質等によつて、その抵抗性に對する影響にも差違がある。これは固溶體析出溫度以下に於ける匍匐抵抗性にも影響を及ぼすものと考へられる。従つて固溶原子量の大きなるもの程、この影響が大であることが推測せられる。

(iii) 析出物の性状 鋼に於ける炭化物の析出による硬化、或は非鐵金屬の時効硬化等は、固溶體から炭化物又は金屬化合物の析出に起因するが、この析出物が微細であつて、密度が大であり、且又均一に分布せられてゐる程、析出硬化は大きい。これにより、常溫又は低溫度の抗張力は大きなる故、匍匐抵抗も大となると考へられる。高溫度に於ては析出物が微細なる程、凝集速度が大なることが實驗的に知られてゐる故、この點に就て云へば、反つて反對の作用をすることになる。従つて析出物の大きさに就ても、先述の結晶粒子の大小の場合と同様匍匐抵抗に關して最適の大きさがある。即ち高溫度に於ては、單に硬度の大小、或は短時間抗張試験に於ける抗張力の大小を以て匍匐抵抗を類推することは危険である。例へば炭素量の等しいパーライト鋼とマルテンサイト鋼又はトルースタイト鋼を比較すると。前者は後者等に比べ、短時間抗張試験による抗張力又は硬度は遙に劣るが、 $600^\circ\text{C}$  附近に於ける匍匐抵抗はパーライト鋼の方が大であることが知られてゐる。結局  $600^\circ\text{C}$  附近に於ては、マルテンサイトは非常に不安定であり、又トルースタイトは凝集してソルバイト化し易いためである。 $600^\circ\text{C}$  の加熱によつて、組織が連続的に變化するため、匍匐變形による歪硬化が起り難いためと考へられる。従つて高溫度に於ける匍匐抵抗を大とするためには、固溶體よりの析出物が微細で緻密に分布して、然も凝集し難い

ことが必要である。凝集運動が活潑になると、匍匐抵抗は減少する。

以上は鋼の匍匐抵抗に対する金相學的考察にして、短時間粘性變形に関する従來の研究結果等によつて一應類推し得る點もあるが、時間の條件及熱影響等の入つて來る匍匐變形には、更に實驗によつて確める必要のある點が多い。依つて著者は高温高壓管材に就き、金相學的諸相の匍匐抵抗に及ぼす影響を明かにする目的を以て、二三の研究を施行した。

(1) セメントイトの形狀による匍匐抵抗の變化

炭素鋼管又は低合金鋼管に於て、熱間仕上鋼管はパーライト、常溫引抜鋼管の低温焼鈍せるものは完全なる球狀セメントイトとして、又、熱間仕上鋼管の低温焼鈍せるものは、略々これに近き状態に於て存在する。従つてセメントイトの形狀が上述の如く高温度に於ける組織の安定性、又は再結晶性等に影響を及ぼすものとすれば、匍匐抵抗にも影響を及ぼす筈である。依つて高温高壓用鋼管材に就き同一化學成分にて、パーライト又は球狀セメントイト組織を有するものの、400~650°C に於ける匍匐限を測定し、その顯微鏡組織と匍匐限の大きさを比較検討し、上述の點を定量的に明かにした。

(i) 試料の調製及熱處理 試料は第12表第40, 41に示す如き組成の鹽基性平爐鋼(第40)及電氣爐鋼(第41)にして徑100mmに壓延したものより徑20mmに鍛造したる上、長さ190mmに切斷し、次示の熱處理を施行

第12表

| 試料<br>番號 | C%   | Si%  | Mn%  | P%    | S%    | Cu%  | Cr%  | Mo%  |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| 40       | 0.16 | 0.23 | 0.49 | 0.019 | 0.025 | 0.13 | —    | 0.05 |
| 41       | 0.16 | 0.14 | 0.34 | 0.022 | 0.011 | 0.11 | 1.22 | 0.32 |
| 42       | 0.18 | 0.10 | 0.43 | 0.020 | 0.026 | 0.16 | 1.17 | 0.53 |
| 43       | 0.15 | 0.16 | 0.30 | 0.020 | 0.021 | 0.08 | 1.13 | 0.28 |
| 44       | 0.15 | 0.24 | 0.31 | 0.017 | 0.010 | 0.08 | 5.39 | 0.33 |

したる後、試験片を制成し、試験に供した。

- イ. 第40 1. 860°C×60mn~爐中冷却(記號 HCK-1)
- 2. 860°C×60mn~爐中冷却

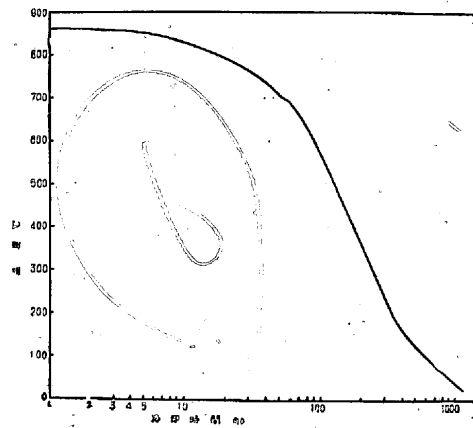
次に 720°C×480mn~爐中冷却(記號 HCK-8)

- ロ. 第41 1. 860°C×60mn~爐中冷却(記號 HCM-1)
- 2. 860°C×60mn~爐中冷却

次に 740°C×480mn~爐中冷却(記號 HCM-8)

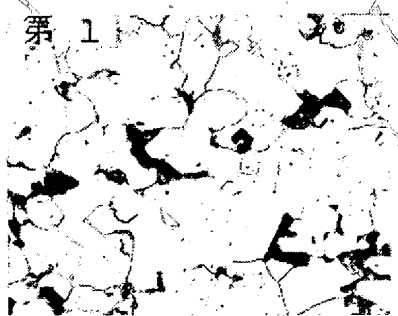
- 3. 740°C×90mn<sup>18)</sup>~770°C×30mn空中冷却

次に 740°C×90mn~爐中冷却(記號 HCM-S)

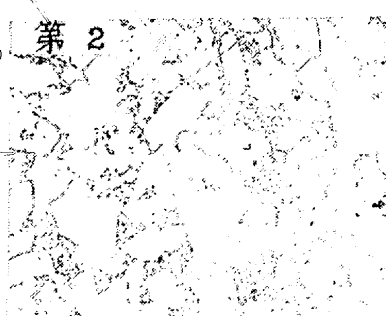


第44圖

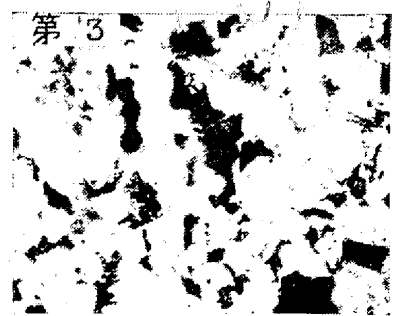
18) 10°Cを10mnの割合にて緩に昇熱す。



第1 HCK-1



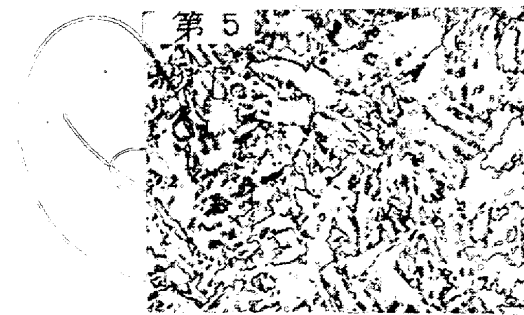
第2 HCK-8



第3 HCM-1



第4 HCM-8



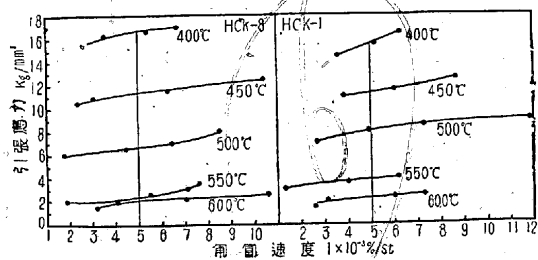
第5 HCM-S

第45圖

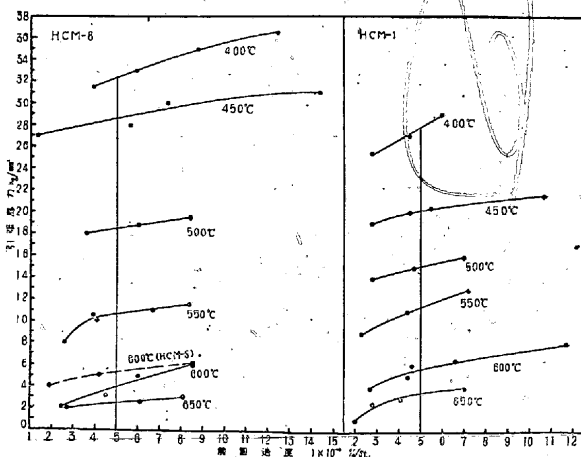
尙試料第 40 の  $A_{c1}$  は  $743^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c2}$  は  $853^{\circ}\text{C}$  であり, 第 41 の  $A_{c1}$  は  $762^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c2}$  は  $855^{\circ}\text{C}$  である. 従つて上述の熱処理に於て, HCK-1, HCM-1 は  $A_{c2}$  以上に加熱して, フェライト-パーライトの標準組織とせる譯で, HCK-8, HCM-8 は  $A_{c1}$  直下に長時間加熱して, 球状セメンタイト化せるものである. これ等の爐中冷却速度は略々第 44 圖に示す如く極めて緩慢であつた,

(ii) 熱処理せる試験片の顯微鏡組織 上述の熱処理を施行した試料の顯微鏡組織を検せる結果を第 45 圖に示す. これ等の内寫眞第 1, 3 の HCK-1, HCM-1 は何れもフェライト-パーライト標準組織狀況を呈する. 次に寫眞第 2, 4 の HCK-8, HCM-8 は何れも  $A_{c1}$  以下にて長時間加熱せるものにて, 元のパーライトの位置に於て球状セメンタイト化し, それ等の集團を形成してゐる. 寫眞第 5 の HCM-S は先づ  $A_{c1}$  直下に加熱し, 更に  $A_{c1}$  附近を徐々に昇温せしめて, パーライトの分散溶解を行はしめて冷却し, 炭化物の析出狀況を比較的均一ならしめて後,  $A_{c1}$  直下に短時間加熱して, HCM-1 及 HCM-8 の中間組織とも云ふべき狀況にせるものにて, パーライトは均一に分布しその一部は球状セメンタイト化してゐる.

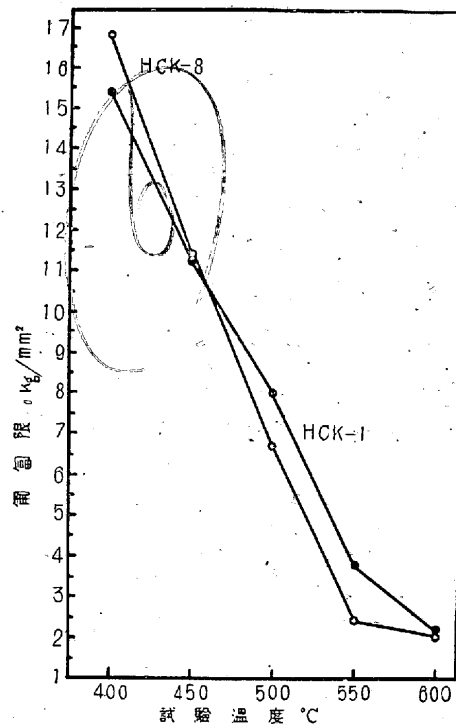
(iii) 實驗結果 上述の熱処理を施行せる試験片に就きその匏匏抵抗を測定せる結果を第 46~49 圖に示す. 第 46,



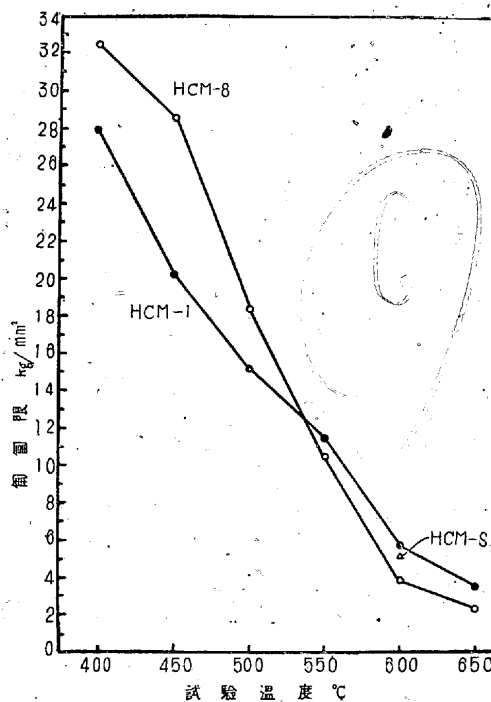
第 46 圖



第 47 圖

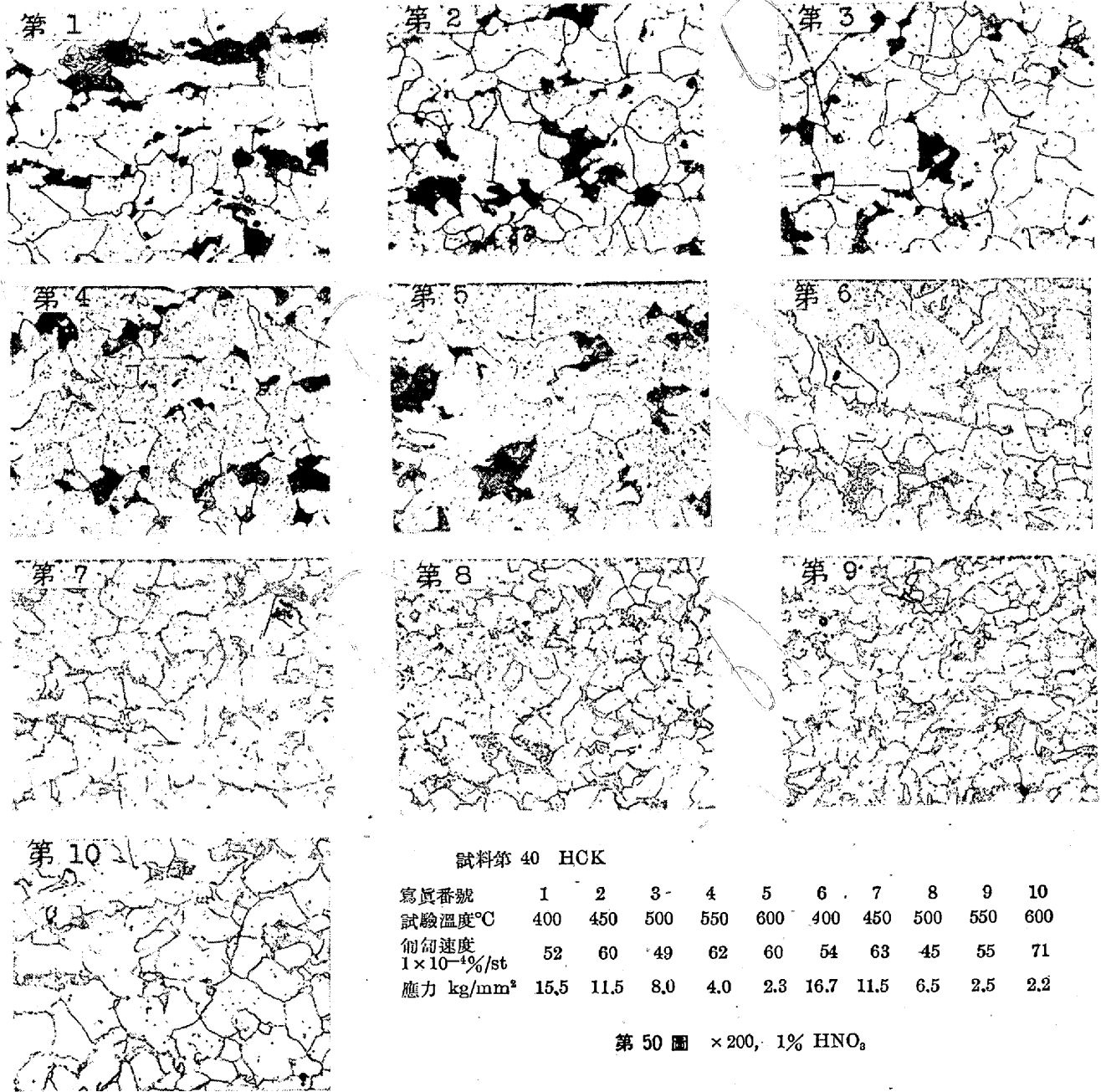


第 48 圖



第 49 圖

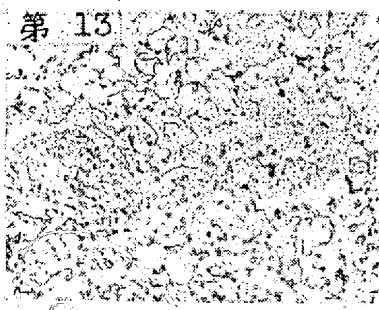
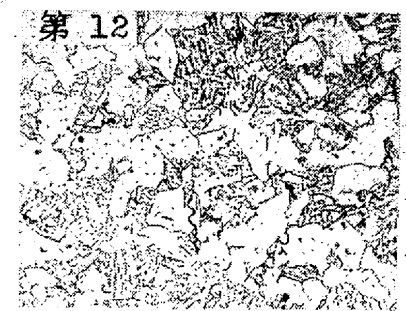
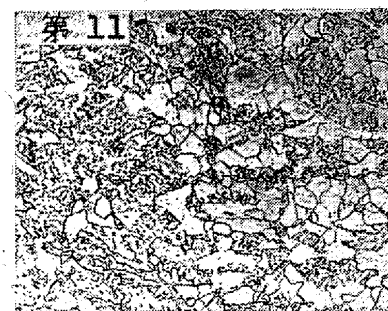
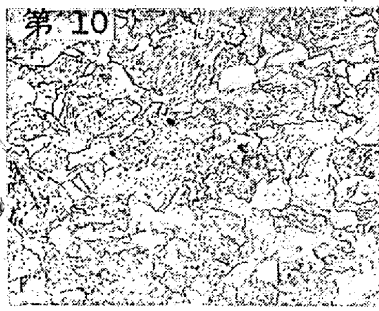
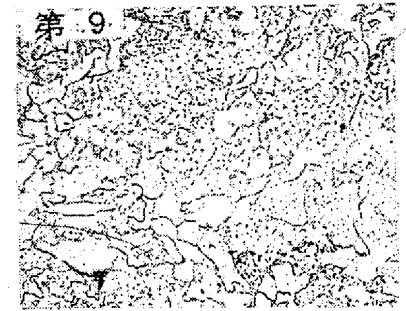
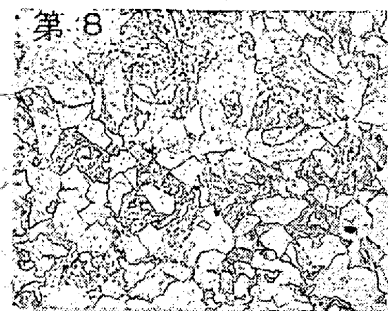
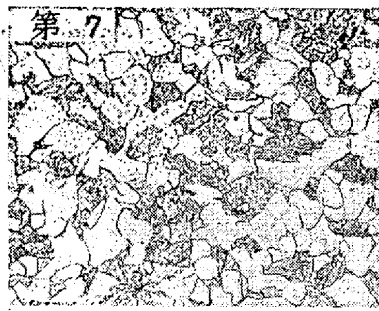
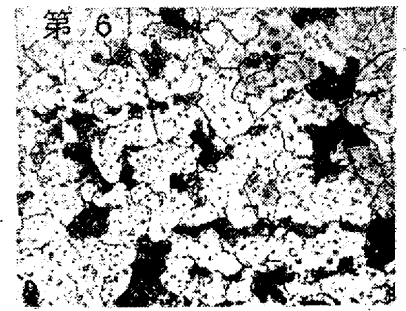
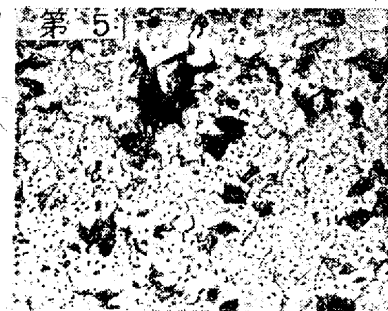
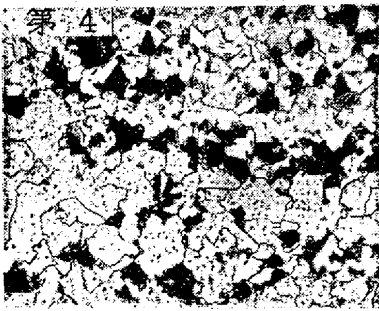
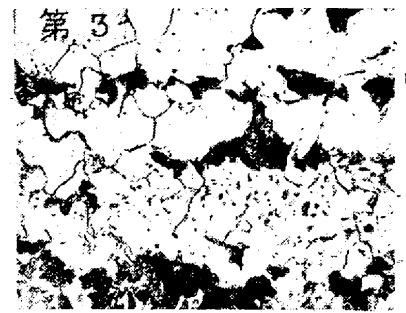
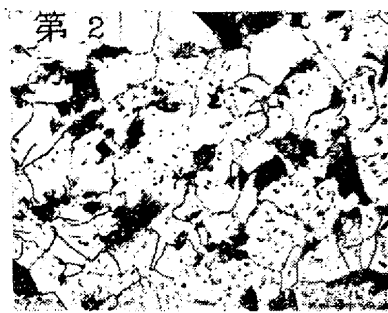
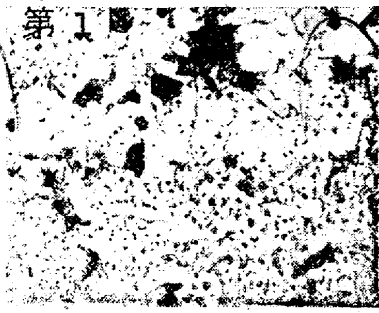
47 圖は試料第 40, 41 の引張應力-匏匏速度曲線にして, 第 48, 49 圖はそれ等より求めた匏匏限の温度による變化を示す. 第 48 圖に明かなる如く, 試料第 40 に於ては, HCK-1 HCK-8 の匏匏限は  $450^{\circ}\text{C}$  にては略々等しく,  $450^{\circ}\text{C}$  以下にては HCK-8 が HCK-1 より高く,  $450^{\circ}\text{C}$  以上にては HCK-1 が HCK-8 より高い値を示してゐる. 次に試料第 41 に就ては, 第 49 圖の如く,  $500^{\circ}\text{C}$  以下にては HCM-

第 50 圖  $\times 200$ , 1% HNO<sub>3</sub>.

8 の冷却限界が HCM-1 より高く、550°C 以上にては反対に HCM-1 が HCM-8 より高い値を示してゐる。尚又同圖に示せる如く、HCM-1 及 HCM-8 の中間組織とも云ふべき HCM-S の 600°C に於ける冷却限界は HCM-1 及 HCM-8 の中間の値を示してゐる。即ちこれ等の結果によると或る温度を境として、それより低温に於てはフェライト-球状セメンタイト組織のものがフェライト-パーライト組織のものより冷却抵抗大にして、それより高温に於てはフェライト-パーライト組織の方が反対に冷却抵抗が大であることが判る。

(iv) 顕微鏡組織並びに實驗結果の考察 冷却試験後の試験片の中央部縦方向の顕微鏡組織を検した。それ等の内。

各温度に於て、 $50 \times 10^{-4} \% / \text{st}$  附近の冷却速度を生ぜるものの組織を第 50, 51 圖に示す。先づ試料第 40 に就て考察すると、第 50 圖は第 45 圖寫眞第 1, 2 に相當するもの即ち HCK-1 (寫眞第 1~5), HCK-8 (寫眞第 6~10) を 400~600°C にて冷却を生ぜしめたる後の顕微鏡組織である。第 45 圖寫眞第 1 及第 50 圖寫眞第 1~5 の組織を比較して見て明かなる如くフェライト-パーライト組織のものは、かくの如き程度の温度及冷却の大きさに於ては、試験中に於ける組織の變化は殆ど認められず、強ひて云へば、試験温度 500, 550°C に於て、稍々結晶粒子が小さくパーライトの球状化の傾向が認められる。次に第 45 圖寫眞第 2 及第 50 圖寫眞 6~10 のフェライト-球状セメンタ



試料第 41 HCM

(寫眞第 1~6 HCM-1) (寫眞第 7~12 HCM-8) (寫眞第 13 HCM-5)

| 寫眞番號                              | 1    | 2    | 3    | 4    | 5   | 6   | 7    | 8    | 9    | 10   | 11  | 12  | 13  |
|-----------------------------------|------|------|------|------|-----|-----|------|------|------|------|-----|-----|-----|
| 試驗溫度°C                            | 400  | 450  | 500  | 550  | 600 | 650 | 400  | 450  | 500  | 550  | 600 | 650 | 650 |
| 匍匐速度<br>$1 \times 10^{-4} \%$ /st | 50   | 55   | 47   | 44   | 46  | 41  | 49   | 56   | 36   | 40   | 45  | 61  | 41  |
| 應力 kg/mm <sup>2</sup>             | 28.0 | 20.5 | 15.0 | 11.0 | 6.0 | 3.0 | 33.0 | 28.0 | 18.0 | 10.0 | 3.0 | 2.5 | 5.0 |

第 51 圖 ×200, 1% HNO<sub>3</sub>

イトの組織を比較するに、試験温度が上昇するに従つて、球状セメンタイト下の集團が丸味を帯び、且又 500°C 附近に於て、再結晶を開始し、結晶粒子が小となつてゐる。第 48 圖に示す匍匐限-温度曲線によると、フェライト-パーライト組織とフェライト-球状セメンタイト組織の匍匐抵

抗の大小は 450°C を境として、その大きさが反對となつてゐる。これと顯微鏡組織とを比較考察すると、次のことが考へられる。即ちフェライト-パーライト組織は 400~600°C の測定温度範囲に於て、組織の變化は僅少であるに反し、フェライト-球状セメンタイト組織は 500°C 附近よ

り再結晶を始め、結晶粒子が微細化する。このために匍匐による歪硬化を除去する割合、即ち熱影響がパーライト組織のものに比し、稍大となり、その結果匍匐抵抗が小とたとえ考へるのが妥當である。只球狀セメンタイトを含むものが、パーライトを有する組織のものに比べて再結晶を起し易い機構に就ては、更に攻究の要があるものと考へられる。尙 600°C 以上になると熱影響が大となるため、結局フェライトのその温度に於ける滑り抵抗が主要の問題となりセメンタイトの性状の相違等は著しき影響を及ぼさざるに至り、兩者の匍匐抵抗は略々等しくなるものと考へられる。

次に試料第 41, HCM-1, HCM-8 に就て考察するに、その匍匐抵抗の變化は試料第 40, HCK-1, HCK-8 に就て得たる結果と略々同一の傾向を與へる。但し試料第 41 にては、この變化の温度は 550°C 附近になり、試料第 40 に比べ約 100°C 高い。尙これ等の顯微鏡組織を検するに其の一部を第 51 圖に示す如くにして、圖中寫眞第 1~6, 第 7~12 はそれぞれ第 45 圖寫眞 3, 4 に相當し、これ等を比較することに依つて匍匐による組織の變化を窺ふことが出来る。即ちフェライト-パーライト組織のものは、各温度に於て、パーライト部分には著しい變化は認められないが、550, 600°C に於てはフェライト粒子が小となつてゐる。一方フェライト-球狀セメンタイト組織に於ては、550, 600°C に於て球狀セメンタイト集團の分散が認められ、同時にフェライト粒子が小となつてゐることが窺はれる。尙 HCM-8 に就ては第 51 圖寫眞第 13 に示す如く、第 45 圖寫眞第 5 に比べ 600°C に於てはフェライト粒子は微細化してゐる。而してこの顯微鏡組織が HCM-1 と HCM-8 の中間とも云ふべきものであると同様に匍匐抵抗の大きさもこれ等の中間に位してゐる。

以上考察せる結果を總括すると次の如くである。

(イ) 試料第 40 のフェライト-パーライト組織及フェライト球狀セメンタイト組織の 400~600°C に於ける。匍匐抵抗を比較検討せる結果によると、400~450°C に於ては後者が匍匐抵抗大にして、450~600°C に於ては前者が大である。尙試料第 41 に就ても同様な結果を示してゐるが、その温度は 500~550°C になる。

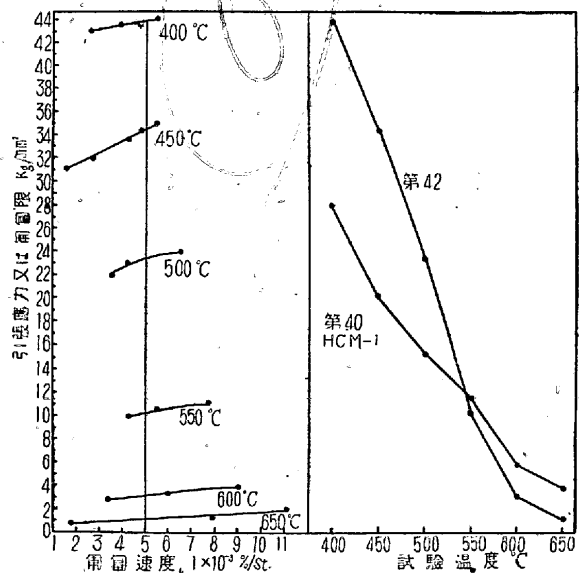
(ロ) これ等の組成の鋼は高温高壓用鋼管として使用せられてゐるが、匍匐抵抗が主要なる條件として考慮される場合、第 40 は 450°C、第 41 は 550°C 以上に於て使用するに際しては、 $A_{c_3}$  以上に焼鈍して、フェライト-パーライ

ト組織状態にて使用する方が合理的である。

(ハ) これ等の相違の起る原因は顯微鏡組織より考察するに、フェライト-パーライト組織のものに比べ、フェライト-球狀セメンタイト組織のものが匍匐による再結晶を起し易いからと考へられる。この機構等に関しては尙攻究の要がある。

## (2) 常温引拔加工による匍匐抵抗の變化

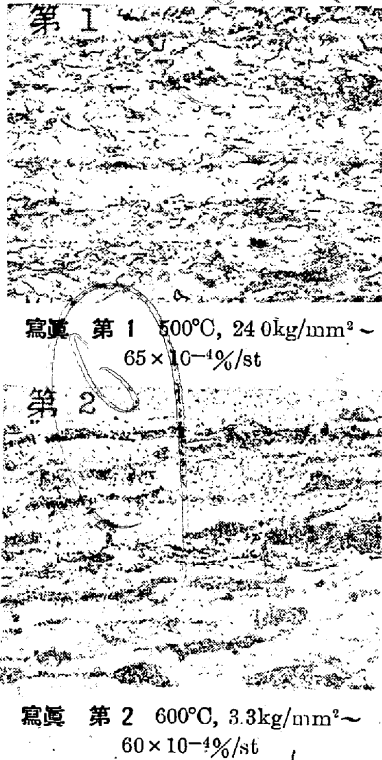
常温引拔加工を施行するに際しては、その途中に於て加工硬化を除去するために、屢々軟化する必要がある。而して最軟状態とするには、 $A_{c_1}$  直下に加熱するのが最も有效である。従つて鋼管の常温引拔の場合、その引拔加工の難易によつて  $A_{c_1}$  直下の加熱が數回施行せられる。然るときは炭素鋼又は低合金鋼のパーライトは球狀セメンタイトに變化し、且又この球狀セメンタイトの集團は引拔方向に長く延された状態となる。かかる場合の匍匐抵抗の變化を測定せる結果に就て述べる。第 12 表試料第 42 に示す組成の、弧光電気爐製鋼管材を、徑 32mm 丸棒に鍛造して後 6 回の常温引拔によつて徑 20mm となし、これより試験片を削成した。尙各引拔後に 650°C にて軟化を施行した。これ等の匍匐限を測定せる結果を第 52 圖に示す。圖に於て



第 52 圖

先述の HCM-1 と比較明示<sup>19)</sup> せる如く本鋼と HCM-1 の關係は、先の HCM-1, HCM-8 の關係と全く同じ傾向を示す。只本鋼と第 49 圖の HCM-1 の匍匐限を比較すると 500°C 以下に於ては本鋼が著しく高い値を示し、600, 650°C に於ては低い値を示してゐる。この低温で高い値を示す理由は、本鋼の焼鈍温度が 650°C にて  $A_{c_1}$  より可成低く

<sup>19)</sup> 化學組成が違ふ故嚴密な比較は出来ない。



第53圖 (×200, 1% HNO<sub>3</sub>)

常温加工歪の影響が完全に除去されてゐないためと考へられる。次に高温に於て低い値を示す理由としては、先に18-8Cr-Ni鋼のときにも述べた如く、一定方向に加工せられたため、その方向に滑り易くなつてゐるのに加へ、高温度に於ては残留加工歪の直接影響より、残留加工歪による再結晶の促進が影響を及ぼすためと考へられる。第53圖は試験後の試験片、中央部縦方向の顕微鏡組織を示す。

图中第1は500°C, 第2は600°Cのもので、球状セメントは集團となつて長く伸び、且又第1は結晶粒子も小さく、加工歪も見受けられるが、第2は結晶の成長が認められる。

(3) 長時間加熱による匍匐抵抗の變化

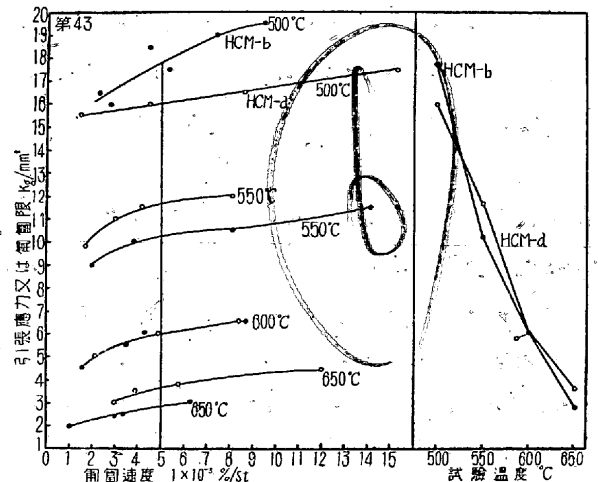
高温高圧鋼管は一般に使用温度に長時間曝される場合が多い。従つて低合金鋼に於ても炭化物の析出等による相の變化が考へられる。この場合匍匐抵抗に如何なる變化が起るかを知る目的を以て本研究を実施した。實際の場合には應力を受けつつ高温に曝される譯であるが、本測定に於ては簡單にするために所定の温度に長時間加熱し、然る後その温度に於て匍匐試験を施行した。即ち第12表試料第43, 44に示す如き組成の高温高圧Cr-Mo鋼管材を弧光電氣爐に調製し、100mm徑に壓延の上、20mm徑に鍛造し、長さ190mmに切断し、700°C(第43)又は750°C(第44)に1h加熱空冷の儘、更に500~650°Cに長時間加熱空冷の熱処理を施行して後、試験片を削成し、500~650°C(長時間加熱のものに於てはそれぞれその温度にて)にて匍匐試験をなし、長時間加熱による匍匐抵抗の變化を明かにした。次にその熱処理及記號を示す。

- イ. 第43, 1. 700°C × 60mm ~ 空中冷却(記號 HCM-a)
- 2. 700°C × 60mm ~ 空中冷却
- 次に 500, 550, 600, 650°C × 1100h ~ 空中冷却

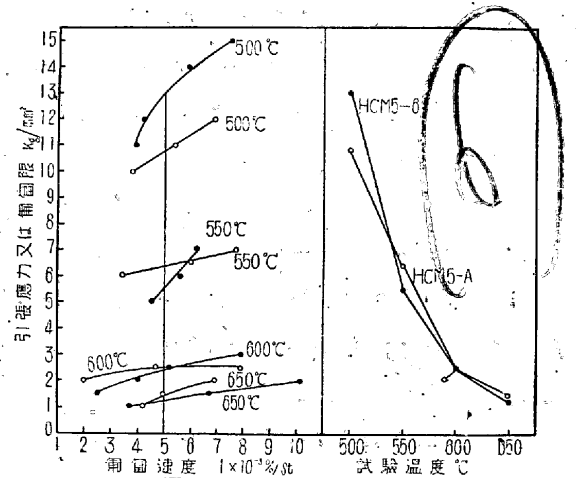
(記號 HCM-b)

- ロ. 第44, 1. 750°C × 60mm ~ 空中冷却(記號 HCM5-a)
- 2. 750°C × 60mm ~ 空中冷却
- 次に 500, 550, 600, 650°C × 1000h ~ 空中冷却
- (記號 HCM5-b)

試験結果を第54, 55圖に示す。第54圖は第43, 第55圖は第44の匍匐速度-應力並びに試験温度-匍匐限關係を示す。



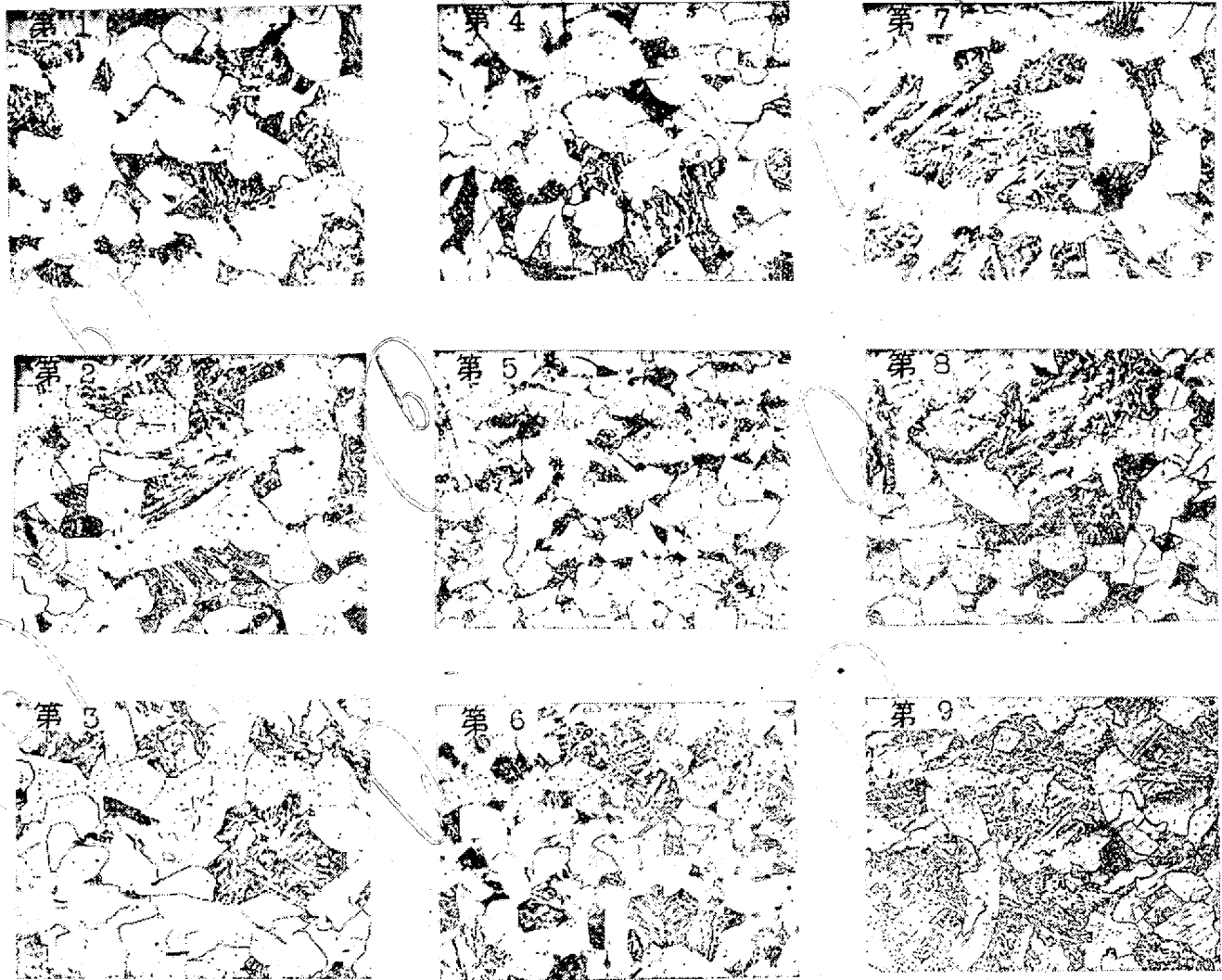
第54圖



第55圖

し、長時間加熱による匍匐抵抗の變化の狀況を表はしてゐる。匍匐速度-應力關係に於て第43のHCM-bの500°Cの點にはかなりのばらつきが認められる。圖にて明かなる如く、總括的に見れば、長時間加熱による匍匐抵抗の變化は著しくはないが、仔細に検討すれば、一定の傾向が窺はれる。即ち第43, 44共、試験温度500°Cに於ては長時間加熱の方(HCM-b, HCM5-b)が匍匐限大にして、550°C, 650°Cに於ては700°C, 750°C短時間加熱の方(HCM-a, HCM5-a)のものが大であり、600°Cに於ては兩者共略等しくなつてゐる。これ等の關係は先述の第49圖に示す試料第41のHCM-1, HCM-8の關係に類示してゐる。





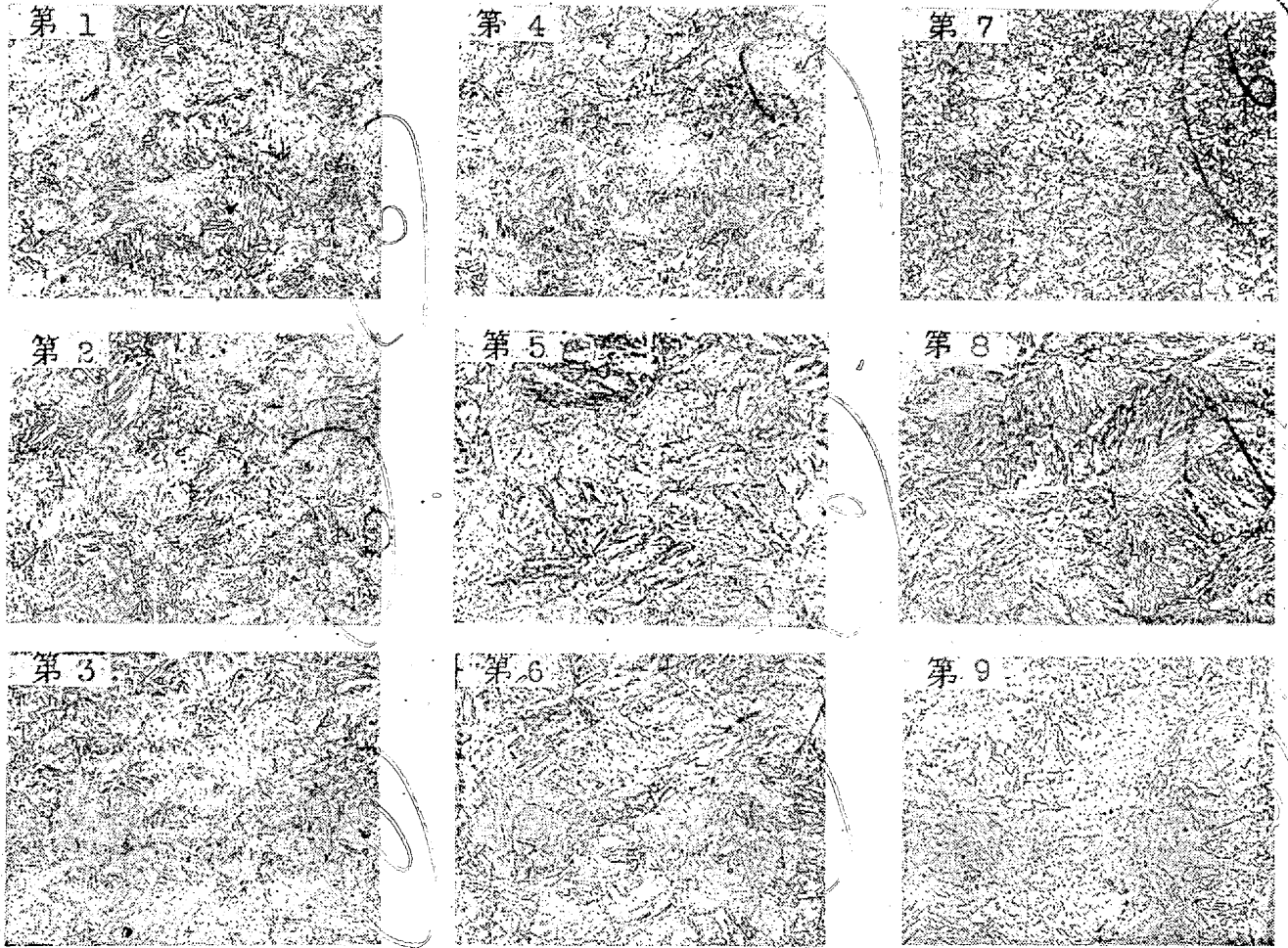
試料第43

|                              |       |      |      |     |     |       |      |     |     |
|------------------------------|-------|------|------|-----|-----|-------|------|-----|-----|
| 寫眞番號                         | 1     | 2    | 3    | 4   | 5   | 6     | 7    | 8   | 9   |
| 熱處理記號                        | HCM-a | "    | "    | "   | "   | HCM-6 | "    | "   | "   |
| 試驗溫度°C                       | —     | 500  | 550  | 600 | 650 | 500   | 550  | 600 | 650 |
| 應力 kg/mm <sup>2</sup>        | —     | 16.0 | 11.5 | 6.0 | 3.8 | 17.5  | 10.0 | 6.0 | 3.0 |
| 匍匐速度 1×10 <sup>-4</sup> %/st | —     | 45   | 41   | 49  | 58  | 53    | 38   | 43  | 63  |

第56圖 ×200 1% HNO<sub>3</sub>

第56, 57圖にこれ等の試験前、又は試験後の顯微鏡組織を示す。圖中寫眞第1はそれぞれ700, 750°Cにて短時間焼鈍せるもの、寫眞第2~5はそれぞれHCM-a, HCM5-aに就き500, 550, 600, 650°Cに於て試験を施行せるもの、寫眞第6~9は500, 550, 600, 650°Cに長時間焼鈍後、それぞれの温度にて試験を施行せる後の試験片、中央部縦方向の顯微鏡組織である。第56圖にて明かに見受けられ

る如く、寫眞第2~5の短時間焼鈍のものはパーライトが完全に球狀セメント化せず、元のパーライトの面影を多分に残してゐるに反し、寫眞第6~9の長時間加熱のものにては、その温度の高くなるに従つて球狀セメント化が目立つて来る。この變化は先述のHCM-1, HCM-8の顯微鏡組織の相違に類似してゐる。従つて匍匐抵抗に於ても類似の變化を示したものと考へられる。



|                              |        |      |     |     |     |        |     |     |     |
|------------------------------|--------|------|-----|-----|-----|--------|-----|-----|-----|
| 寫眞番號                         | 1      | 2    | 3   | 4   | 5   | 6      | 7   | 8   | 9   |
| 熱處理記號                        | HCM5-a | //   | //  | //  | //  | HCM5-b | //  | //  | //  |
| 試驗溫度°C                       | —      | 500  | 550 | 600 | 650 | 500    | 550 | 600 | 650 |
| 應力 kg/mm <sup>2</sup>        | —      | 11.0 | 6.5 | 2.5 | 1.5 | 13.0   | 6.0 | 2.0 | 1.0 |
| 匏匏速度 1×10 <sup>-4</sup> %/st | —      | 54   | 60  | 47  | 50  | 59     | 56  | 52  | 37  |

第57圖 ×200 1% HNO<sub>3</sub>

## VI. 總 括

鋼の匏匏測定に適する測定機，伸測定装置を設計製作し匏匏限決定条件を選定の上，高温高圧鋼管材の匏匏に関する研究を施行した。その結果各種高温高圧用鋼管材の匏匏抵抗に及ぼす C, Si, Cr, Mo, V, P, W, Ti 及 Al 等の添加元素の影響を明かにし，0.1% C, 1% Cr, 0.5% Mo, 0.50% V の Cr-Mo-V 鋼が高温に於て著しく高い匏匏抵抗を有することを発見した。次に 18-8 Cr-Ni 不銹鋼は

高温高圧鋼管として使用されることの多い 500°C 附近に於て，特異な匏匏性状を示すが，これは降伏點に於ける應力附與時の歪硬化と再結晶温度に起因することを述べ，尙降伏點以下 14kg/mm<sup>2</sup> 附近に於ても，同様な現象のあることを明かにした。更に高温高圧鋼管用低 Cr-Mo 鋼に於て，或る特定温度以上に於ては，パーライト組織のものが球狀セメント組織のものに比べ，匏匏抵抗大なることを明かにし，同時に長時間加熱による匏匏抵抗の變化を測定し，これ等の相違の理由を説明した。