

## 2) 鍛錬係数と鍛錬温度に就て

(日本鐵鋼協會第 II 回研究部會にて講演)

神戸製鋼所技師 工學博士 伊丹榮一郎

## 目 次

- I 緒 言
- II 鋼の鍛錬係数に関する研究の歴史
- III 鍛錬係数に関する實驗 (1) 使用鋼塊 (2) 加熱の方法 (3) 鍛錬に用ひた汽鎚 (4) 鍛錬方法 (5) 鍛材の焼鈍 (6) 試験の方法 (7) 實驗結果
- A 炭素鋼の場合 (a) サルフアープリント並びにマクロ組織試験 (b) 顯微鏡試験 (c) 機械的試験
- B Ni-Cr 鋼の場合 (a) サルフアープリント並びにマクロ組織試験 (b) 顯微鏡試験 (c) 機械的試験
- (8) 鍛錬係数に関する總括
- IV 鍛錬温度に就て (1) 鍛錬温度の判定 (2) 鍛錬温度と變形度の關係 (3) 鍛錬温度の鋼材の性質に及ぼす影響
- (4) 實驗結果
- A 炭素鋼の場合 (a) サルフアープリント並びにマクロ組織試験 (b) 顯微鏡試験 (c) 機械的試験
- B Ni-Cr 鋼の場合 (a) サルフアープリント並びにマクロ組織試験 (b) 顯微鏡試験 (c) 機械的試験
- (5) 鍛錬温度に関する總括
- V 同一鍛造品で鍛錬係数を異にする場合の實驗
- (1) マクロ組織試験 (2) 機械的試験
- VI 鍛錬係数並びに鍛錬方法とヘアークラック消失の關係
- 参考文献

## I. 緒 言

鍛錬の目的は鋼の塑性 (Plasticity) を利用して之に變形を與へると同時に鋼塊の粗大結晶粒を破壊し以て韌性のある鋼材を得るにあるが、鍛錬に關して重要な問題は鋼塊の選擇、加熱方法、鍛錬温度、鍛錬係数、鍛錬方法等で

ある。此等の問題に就ては既に從來幾多の研究が行はれ大體の傾向が知られて居る様であるが、尙從來の研究が夫々目的に依り其の方法を異にせるために、必ずしも其の結果を以て總べての場合に應用し能はざる點もある様に考へる。本報告は上記の問題中鋼の鍛錬係数と鍛錬温度に關するものであるが、之に關する研究方法として其の目的に依り如何様にもなし得るものであつて、本實驗の結果が必ずしも總べてに應用し得るものと考へないが、此の方面に於ける一部の參考資料とならば幸甚の至りであると考へ敢て茲に記述し以て諸賢の御批判を乞ふ次第である。

## II. 鋼の鍛錬係数に関する研究の歴史

鋼の鍛錬係数に就ては既に 1890 年 Hall 氏<sup>1)</sup> が壓延係数を研究せるに始まるが、最近迄の主なる研究を列擧すると第 1 表及び第 2 表に示す如くである。

之を見るに各研究者は其の目的を異にせる爲に使用鋼塊の大きさ並びに鋼の種類、加工方法或は試験片採取方法、其の後の熱處理が一定せず、爲に其の結果に於て相反する結論を示せるものもある。此の外日本製鋼所の甲藤 新氏<sup>2)</sup> は平爐炭素鋼 (C 0.24%) 10 噸鋼塊を鍛錬係数 1.2~4 の範圍に亘つて普通鍛錬と据込後更に鍛錬せる兩場合に就て焼鈍後の縦、横及び放射方向の各種試験を行ひ、抗張力並びに降伏點は鍛錬係数に餘り關係ないが、延伸率、斷面收縮率及びアイゾト衝擊値は縦方向には鍛錬係数を増すに従つて益々其の値を増加し、横及び放射方向には鍛錬係数 2 内外の時最大値を示しそれ以上鍛錬係数を増加するも却つて低下する。故に横又は放射方向に力の加はる如き特殊なる製品、例へば曲軸等の如きものに對しては鍛錬係数 2 内外の時が最も材力の優秀なるものが得られ、而して一旦据込後鍛錬する方が更に良好となると述べられた事を記憶して居る。

第1表 外國に於ける研究

| 研究者                  | 研究方法  | 研究結果  |
|----------------------|---|---|
| (2)<br>H. H. Campell | 150mm×150mm 断面積を有する普通鋼塊を種々の鍛錬係数を以て鍛造仕上温度を一定として縦方向の試験を行ふ。  | 弾性限は鍛錬係数 $\gamma$ 迄は上昇の傾きを示し、更に鍛錬が進むと低下する。一方抗張力は鍛錬係数に依り、殆ど變化せず。又延伸率は僅かに而も不規則的に影響される様である。  |
| (3)<br>G. Charpy     | 供試鋼塊：(1) 砲弾材用酸性平爐鋼塊<br>彈丸材用鹽基性平爐鋼塊<br>(2) 355×355mm 四角型鋼塊<br>壓延方法：(1) 壓延温度：明示せず。<br>(2) 壓延係数：1.7, 3.2, 6.1 にて四角型に壓延<br>試片採取方法：各壓延材より中心部を避け縦方向及び横方向の試験片を採取し、之等を同一條件の下に於て焼入、焼戻處理を施し試験に供す。   | 抗張力：縦、横兩方向共に鍛錬係数が進むも變化なく、縦方向は横方向に比し成績稍々良好なり。<br>延伸率、断面收縮率及び有溝衝擊値：縦方向に於ては鍛錬係数の増加と共に増加し、横方向に於ては減少する。而して此の傾向は有溝衝擊値に於て著しい。<br>結論：高温加工は縦方向の延伸率、断面收縮率及び衝擊値を改良するが横方向に於ては之等の値を減少するから、壓延度の影響は必ずしも一般的に改良とはならない。故に理想的な最低の加工度が指定さるべきである。  |
| (4)<br>L. H. Fry     | 供試鋼塊：(1) 0.5% C 炭素鋼<br>(2) 断面積400 $\text{cm}^2$ 鋼塊<br>鍛造方法：(1) 鍛造温度：明示せず。<br>(2) 鍛錬係数：2, 2.5, 3, 4, 5, 6, 7.<br>試片採取方法：各鍛造材の縦方向に於て試験せるも、試片採取位置明示せず。各鍛造材に就て normalize の後焼戻を行ひ、之より試験片を採取し試験に供す。   | 鍛錬係数と抗張試験に於ける Quality factor (抗張力×延伸率或は抗張力×断面收縮率)との關係を求め、之等の Quality factor は鍛錬係数 $\gamma$ 迄急激に増加し、夫れ以後は餘り變化しない事を示し、次の如き結論を與へて居る。尙一部に就き横方向試験を行ひ、靱性は鍛錬係数と共に減少すと述ぶ。<br>結論：鍛鋼品の鍛造規格として鋼塊よりの鍛錬係数が規定される事は不必要で、且つ望ましくなく、寧ろ鍛造用 Bloom として規格を設け、此の Bloom の鍛錬係数を $\frac{1}{3}$ 以上に規定する方が正當と考へる。 |
| (5)<br>P. Junkers    | 供試鋼塊：(1)<br>成分 C Mn Si P S<br>(a) 0.13 0.25 0.50 0.026 0.029<br>(b) 0.50 0.27 0.79 0.017 0.029<br>(2) 260×260mm 鋼塊の底部より適當なる大きさの鋼塊を採取試験に供す。<br>鍛造方法：(1) 鍛造開始温度：800°, 900°, 1,000°, 1,100°, 1,200°, 1,300°C<br>(2) 鍛錬係数： $\frac{1}{2}$ , $\frac{2}{3}$ , $\frac{3}{4}$ , $\frac{1}{4}$ ,<br>試片採取方法：全部縦方向より採取し (a) 材料は鍛錬の儘、(b) 材料は焼鈍して試験に供す。 | (a) 材料：鍛錬後焼鈍せざる低炭素鋼に於ては同一鍛錬開始温度を以て鍛錬する場合、鍛錬係数の増加と共に降伏點、抗張力を増加し其の傾向は降伏點に於て著し。延伸率、断面收縮率は減少する。<br>(b) 材料：鍛錬後焼鈍せる 0.5% 炭素鋼に於ては相異なる鍛錬係数を以て鍛錬しても其の後の焼鈍に依り殆ど同様な機械的性質を示す。   |

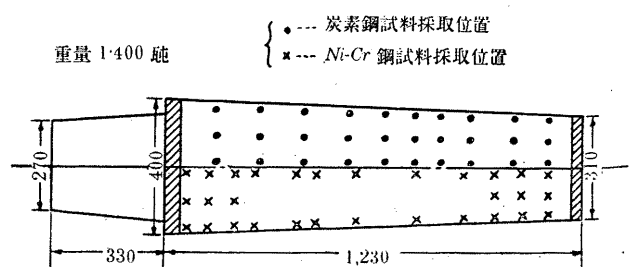
III. 鍛錬係数に関する實驗

本實驗はシャフト、クランクシャフト其他横方向試験を行はるゝ如き鍛鋼品の鍛錬係数を調査するを目的とするもので、鍛錬の本來の研究上よりすれば鍛錬状態並びに焼鈍、或は熱處理後の状態を比較調査すべきであるが、實驗の時日少かりし爲先づ茲では鍛錬後焼鈍を行ひたるものに就きて其の鍛錬係数の影響を見たのである。

(1) 使用鋼塊：一理論上よりすれば鋼の鍛錬係数の影響は鋼塊の大小に拘らず同一であるべく考へられるが、大鋼塊を用ふる場合は内外の組織並びに成分を異にするを以て、之が爲鍛錬加工の影響が三菱中村氏の研究に依る如く

明瞭に現れない惧れもあり、又頗る小さき鋼塊を以てすれば餘りに實際の場合に遠ざかる嫌もあるので、本實驗では第1圖に示す如く、1.4 噸四角鋼塊を使用する事にし鋼種

第1圖 鋼塊の形状寸法 (mm)



として最も一般的に使用されて居る炭素鋼及び Ni-Cr 鋼

第2表 本邦に於ける研究

| 研究者                    | 研究方法   | 研究結果  |
|------------------------|--|---|
| (6) 沖 信 治氏             | 供試鋼塊(1) Ni-Cr 鋼 (C 0.21, Ni 2.99 Cr 0.48)<br>(2) 八角型 3ton 鋼塊 (断面積 375 in <sup>2</sup> )<br>鍛錬方法(1) 鍛造開始温度: 1,200°C<br>(2) 鍛造仕上温度: 略々一定に保つ<br>(3) 鍛錬係数: 5/8~3/4にて四角に鍛造<br>試片採取方法: 各鍛造材の一定位置より縦方向に採取し、一つは鍛造の儘、他は採取後焼鈍して各試験に供す。 | (1) 鍛造の儘: 抗張力: 鍛錬係数の増加と共に概して減少の傾向あり。<br>延伸率: 鍛錬係数の増加と共に増加す。<br>(2) 焼鈍せるもの: 抗張力、延伸率と鍛錬係数との関係は全く鍛造の儘のものと同じ傾向を示すも鍛造の儘のものに比し抗張力は著しく減じ、延伸率を増加す。  |
| (7) 齋 藤 省 三氏           | 供試鋼塊(1) Ni-Cr 鋼 (C 0.36 Ni 3.77 Cr 0.52%)<br>(2) 四角型 1ton 鋼塊<br>鍛錬方法(1) 容量 2ton 汽鎚を使用す。<br>(2) 鍛造温度: 明示せず。<br>(3) 鍛錬係数: 1/1.7~1/5.9にて四角に鍛造<br>試片採取方法: 各鍛造材より外部及び内部より縦及び横二方向より採取したものを850°C油焼入, 600°C油中焼戻したものに就き試験す。           | (1) 抗張力、降伏点、弾性限<br>鍛錬係数、試片採取方向に依り大なる相違を認めず。<br>(2) 延伸率、断面収縮率、衝撃値<br>縦方向にては鍛錬係数の増加と共に増加す。<br>横方向にては鍛錬係数1/6以上に進む時は次第に不良となる。   |
| (8) 石 原 善 雄氏<br>永 澤 清氏 | 供試鋼塊(1) 炭素鋼 (C 0.42)<br>Ni-Cr 鋼 (C 0.35, Ni 3.04, Cr 0.88)<br>不銹鋼 (Ni 0.77 Cr 14.0)<br>(2) 500kg 鋼塊<br>鍛錬方法(1) 鍛造温度: 明示せず。<br>(2) 鍛錬係数: 1/2~1/128<br>試片採取方法: 各鍛造材より主として縦方向より採取したものを焼鈍及び焼入、焼戻したものに就て試験す。                      | (1) 抗張力、弾性限は炭素鋼及び Ni-Cr 鋼に於ては鍛錬係数の増加と共に僅かに減少し、不銹鋼に於ては僅かに増加する傾向あり。<br>(2) 延伸率、断面収縮率は總べての場合、鍛錬係数1/6迄急速に増加し1/2にて一定常値に達す。<br>(3) 衝撃値及び繰返し打撃数値は鍛錬係数と共に緩漫に増加し1/6以上に於て定常値に達す。<br>尚衝撃試験に於ては鍛錬係数1/6迄横方向試験を行つたが何れの鋼に於ても1/6迄急激に減ずる傾あり。   |
| (9) 中 村 道 方氏           | 供試鋼塊(1) C 0.2%前後の電氣爐鋼<br>(2) 八角型 18ton, 17ton 鋼塊<br>鍛錬方法(1) 鍛造温度: 明示せず<br>(2) 鍛錬係数: 2/3~1/6丸棒に鍛錬<br>試片採取方法: 鋼塊を良質部と不良質部とに分け、上記の鍛錬係数を以て、圓形断面に鍛錬し、鍛材の内部及び外部より鍛造方向並びに放射方向に試片を切取り試験す。  | 抗張試験結果の Mp 値(抗張力kg/mm <sup>2</sup> +1.5延伸率%)と鍛錬係数との關係を求め次の如き結果を得。<br>(1) 不良部の Mp 値及び断面収縮率は鍛錬係数と一定の關係を有せず。又偏析部の鍛錬方向の性質(Mp 値及び断面収縮率)は多少改善せられるものゝ如くなるも偏析状況、熱處理状況の影響あるを以て明瞭ならず。<br>(2) 良質部に於ては鍛錬方向の Mp 値は鍛錬係数の増加と共に僅かに増加し、一方放射方向の Mp 値は減少する。而して放射方向の性質の低下は鍛錬方向に於ける向上よりも大である。故に横方向の性質を重大視するものでは鍛錬係数を或る程度に止むる必要がある。 |

を採用した。其の化學成分は次の如くである。

|         | C    | Mn   | Si   | P     | S     | Ni   | Cr   |
|---------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| 炭素鋼     | 0.32 | 0.52 | 0.20 | 0.017 | 0.026 | —    | —    |
| Ni-Cr 鋼 | 0.28 | 0.48 | 0.19 | 0.016 | 0.013 | 2.99 | 0.54 |

而して此の鋼塊の各部分に於ける化學成分の變化を調べたが第3表に示す如く殆ど成分上の大差なく全く均等なる事を確めた。

(2) 加熱の方法:— 鋼塊は炭素鋼、Ni-Cr 何れも徐々に加熱して 1,200°C で 6 時間保持したる後鍛錬した。

(3) 鍛錬に用いた汽鎚:— 鋼の鍛錬に際して必要な事は鋼塊の大きさに依つて汽鎚或はプレス Capacity を考へ

第3表 成分元素の分布状態

|           | 取鋼より採取 | 鋼 塊   |               |               |               |               |
|-----------|--------|-------|---------------|---------------|---------------|---------------|
|           |        | 外 部   | 中 間 部         | 中 心 部         | 鋼塊を通じての成分範囲   |               |
| 炭素鋼       | C      | 0.32  | 0.31 ~ 0.34   | 0.31 ~ 0.35   | 0.31 ~ 0.35   | 0.31 ~ 0.35   |
|           | Mn     | 0.52  | 0.51 ~ 0.52   | 0.51 ~ 0.52   | 0.50 ~ 0.52   | 0.50 ~ 0.52   |
|           | P      | 0.017 | 0.015 ~ 0.018 | 0.016 ~ 0.018 | 0.015 ~ 0.018 | 0.015 ~ 0.018 |
|           | S      | 0.026 | 0.023 ~ 0.026 | 0.024 ~ 0.026 | 0.021 ~ 0.025 | 0.021 ~ 0.026 |
| ニッケル、クロム鋼 | C      | 0.28  | 0.26 ~ 0.30   | 0.28 ~ 0.30   | 0.27 ~ 0.31   | 0.26 ~ 0.31   |
|           | Mn     | 0.48  | 0.43 ~ 0.46   | 0.43 ~ 0.45   | 0.43 ~ 0.45   | 0.43 ~ 0.46   |
|           | P      | 0.016 | 0.015 ~ 0.021 | 0.015 ~ 0.022 | 0.015 ~ 0.022 | 0.015 ~ 0.022 |
|           | S      | 0.013 | 0.012 ~ 0.016 | 0.013 ~ 0.017 | 0.014 ~ 0.016 | 0.012 ~ 0.017 |
|           | Ni     | 2.99  | 2.91 ~ 3.06   | 2.91 ~ 3.04   | 2.91 ~ 3.06   | 2.91 ~ 3.06   |
|           | Cr     | 0.54  | 0.50 ~ 0.54   | 0.50 ~ 0.54   | 0.50 ~ 0.55   | 0.50 ~ 0.55   |

る事である。之れ鋼塊の断面全體に亘つて打撃或は壓力の滲透を充分ならしめ以て内部組織の破壊を容易ならしむる爲である。E. Poole 氏<sup>11)</sup>に依れば第 4 表に示す如く此の大きさの鋼塊では 3 融汽鎚で充分であるので之を用ひて鍛鍊する事にした。

第 4 表 Size of Press and Hammer for Various Diameter Ingot.

| Dia. of Ingot. inch. (mm) | Power of Press. (ton) | Power of Hammer. (ton) |
|---------------------------|-----------------------|------------------------|
| 5 (127.0)                 | 100                   | 1/2                    |
| 6 (152.4)                 | 150                   | 3/4                    |
| 8 (203.2)                 | 200                   | 1                      |
| 10 (254.0)                | 300                   | 2                      |
| 12 (304.8)                | 400                   | 3                      |
| 14 (355.6)                | 500                   | 4                      |
| 16 (406.4)                | 600                   | 5                      |
| 20 (508.0)                | 800                   | 7                      |
| 24 (609.6)                | 1,000                 | 10                     |
| 30 (762.0)                | 1,200                 | 15                     |
| 36 (914.4)                | 1,500                 | 20                     |
| 48 (1,219.2)              | 2,000                 | 40                     |
| 60 (1,524.0)              | 3,000                 | 80                     |
| 72 (1,828.8)              | 4,000                 | 120                    |
| 84 (2,133.6)              | 5,000                 |                        |
| 96 (2,438.4)              | 6,000                 |                        |

(4) 鍛鍊方法：— 鍛鍊方法と鍛鍊効果の關係を從來の文献に徴するに住友製鋼の齋藤博士<sup>7)</sup>は丸棒に鍛鍊する場合は、其の鍛鍊効果の割合半徑並びに圓周方向共に同一にして鍛鍊係數の平方根に等し、然るに角棒に鍛鍊する場合は壓力の方向と 45° の角度に於て断面の對角線に沿ふて slip を起し、或は方錐の楔の如くなつて中央に押込まれる傾向を有す (Massey 氏と同意)、従つて此の部分が他の部分に比して鍛鍊の効果を異にすると述べられて居るので、本實驗では試験片採取上の困難を顧みず鋼塊を丸棒に鍛鍊する事にした。

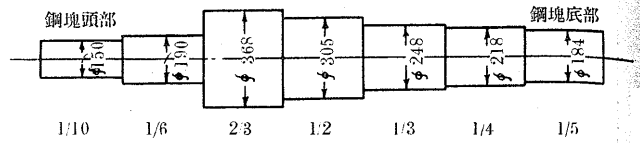
炭素鋼は第 2 圖の如く鍛鍊係數 2/3~1/10, Ni-Cr 鋼では第 3 圖の如く鍛鍊係數 2/3~1/20 とした。而して鍛鍊の開始溫度は 1,200°C, 仕上溫度は 850°~900°C にした。

(5) 鍛材の焼鈍：— 之等炭素鋼, Ni-Cr 鋼の變態點は夫々  $A_c_1$  815°C,  $A_c_2$  780°C なるを以て、焼鈍溫度を炭素鋼は 850°C, Ni-Cr 鋼は 830°C で夫々断面の大きさにより保持時間を異にし 3~6 時間加熱焼鈍した。

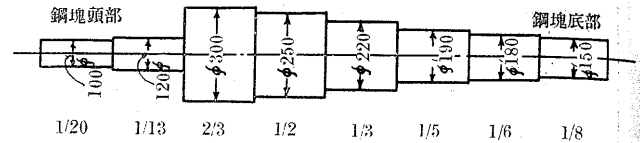
從來の文献によると試験片を採取後之を焼鈍或は其の他

第 2 圖 炭素鋼 (單位 mm)

(分數は鍛鍊係數)



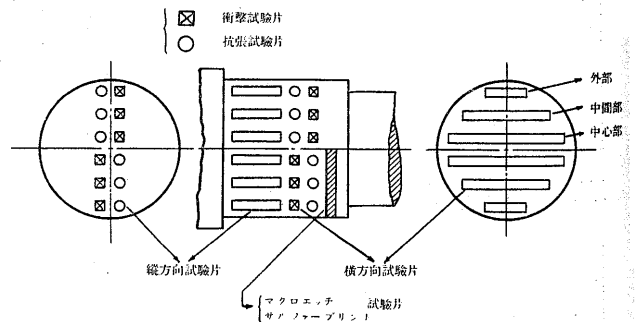
第 3 圖 Ni-Cr 鋼 (單位 mm)



の熱處理を施して試験されて居るものがあるが、之は鍛鍊係數其のものゝ影響を見るには或は妥當の方法であるかも知れないが、實際問題としては鍛造品の受ける影響は鍛鍊係數と加熱處理に依る質量効果を同時に含むものであるから、本實驗では實際の場合を考慮して鍛鋼材を焼鈍したる後試験片を採取し其の影響を見る事にした。

(5) 試験の方法：— 上記の如く製作せる丸棒に就て鍛鍊方向(縦方向)並びに之に直角なる方向(横方向)に於て、鋼片の外部、中間部及び中心部(中心に近き所)より第 4 圖の如く試験片を切り取り、抗張試験、アイゾット衝撃試験及び硬度試験を施行し、又各鍛鍊係數に應ずる鋼片の横断面のサルファープリント並びにマクロ組織試験を施行した。

第 4 圖 試験片採取要領

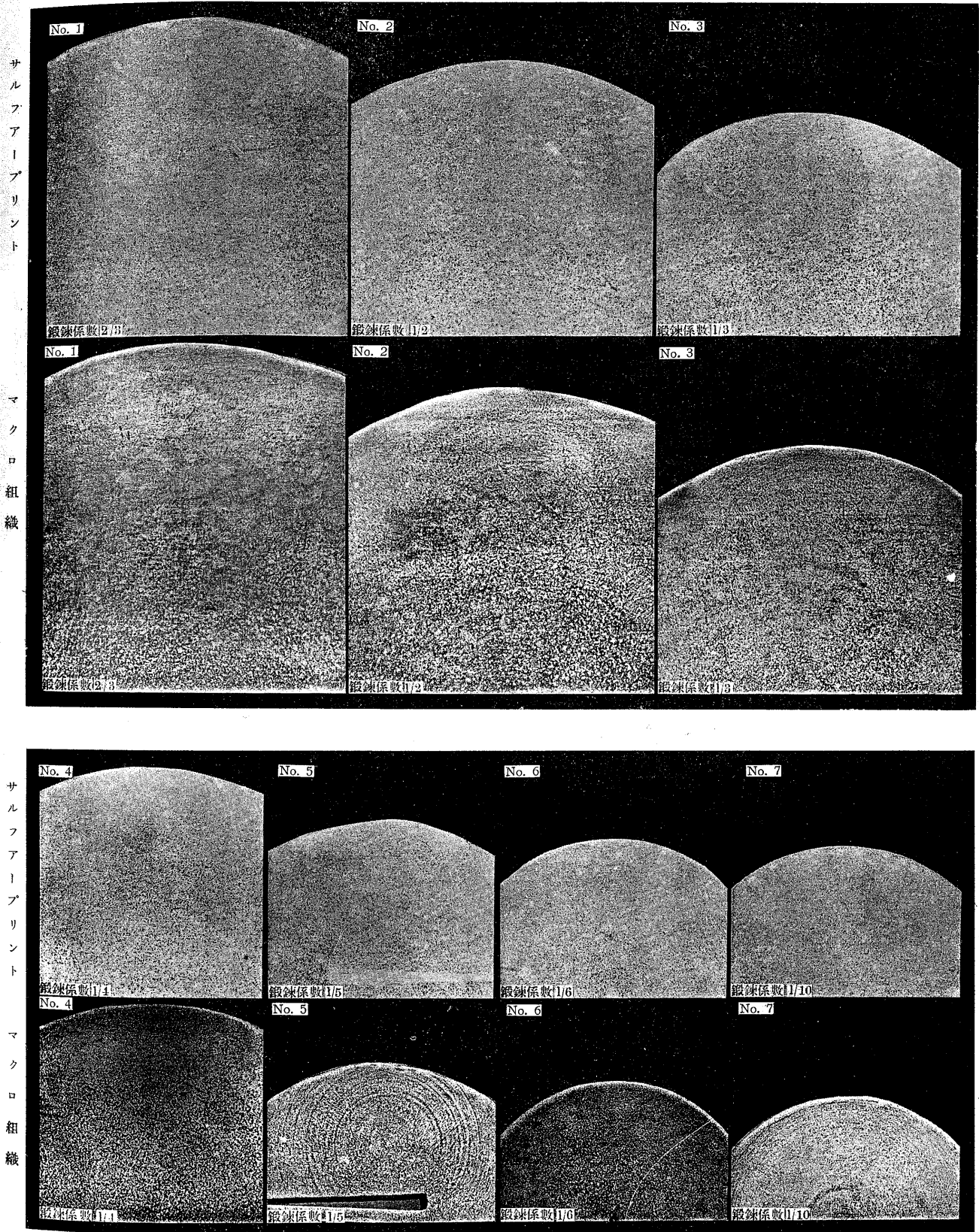


(7) 實驗結果：—

A 炭素鋼の場合

(a) サルファープリント並びにマクロ組織試験。種々の鍛鍊度を受けたる断面に就てサルファープリントの試験を行ひたるに、何等 ghost zone の存在を見ず又硫黄の分布状態の均一なるを知つた。唯、内部は外部に比して硫黄の現出状況が多少粗大である。これはマクロ組織に見る如く鍛鍊後の組織の相違と原鋼塊の結晶状態の相違に依る

炭素鋼のサルファープリント及びマクロ組織



ものと考へられる。而して鍛錬係数の進むと共に硫黄の現出状態は益々微細に傾いて来る。

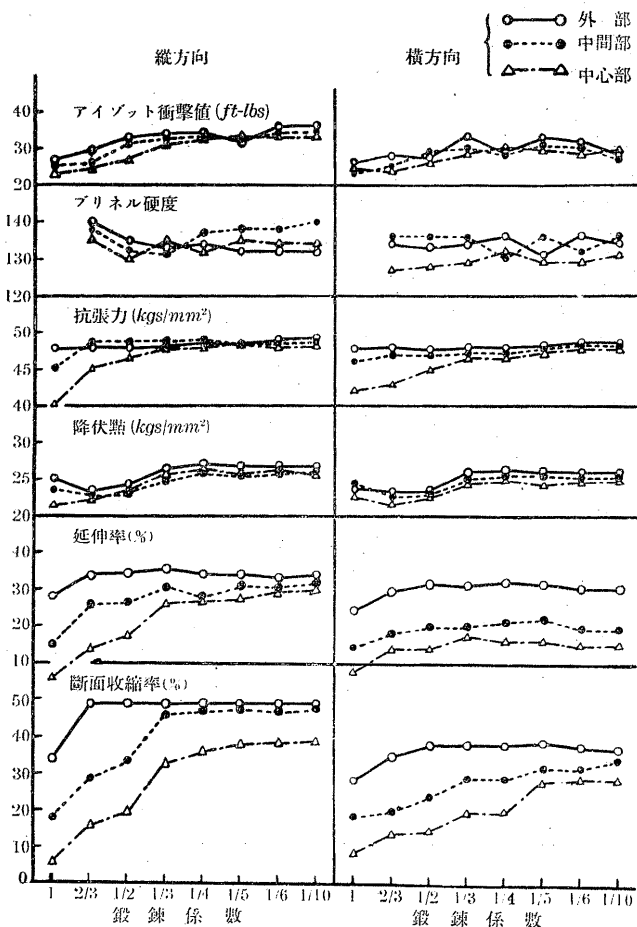
マクロ組織も全く同様の現象を示して居るが鍛錬係数が1/3に至つて急に細かになり樹枝状結晶全く破壊され微細なる組織を示して居る。

寫眞 No. 1~No. 7 は之等の結果を示すものである。

(b) 顯微鏡試験 顯微鏡組織は鍛錬方向に就て調査したが、各鍛錬係数を通じ外部より内部に向ふに従ひパーライト組織は稍々粗になり、鍛錬係数 2/3 に於てはパーライトとフェライトの banded structure を見ないが、鍛錬係数 1/2 に至りて稍々外部に於て banded structure の傾向を呈し始め、鍛錬係数 1/5 に至りて著しき band 状態を認め鍛錬係数の進むに従ひ顯著になる傾きがある。中間部に於ては鍛錬係数 1/3 より banded structure を呈し始め鍛錬係数 1/6 に於て明かになり、中心部に於ては鍛錬係数 1/5迄 banded structure を殆ど認めない。

(c) 機械的試験。第5圖は炭素鋼の鍛錬係数と機械的性質の關係を示すものである。

第5圖 炭素鋼の機械的性質に及ぼす鍛錬係数の影響



B Ni-Cr 鋼の場合

(a) サルファープリント並びにマクロ組織試験。炭素鋼の場合と同様に鍛錬係数の進むにつれて硫黄の現出状態微細となり、内部は外部より多少分布状態粗なるを見る。而してマクロ組織を見るに鍛錬係数の小なる間は樹枝状結晶を見るが、鍛錬係数 1/5 に至れば周圍に多少小なる樹枝状を示すも内部は全く微細なる組織を呈す。之を以て Ni-Cr 鋼の場合は炭素鋼の場合よりも樹枝状結晶の破壊が困難なる様に考へられる。

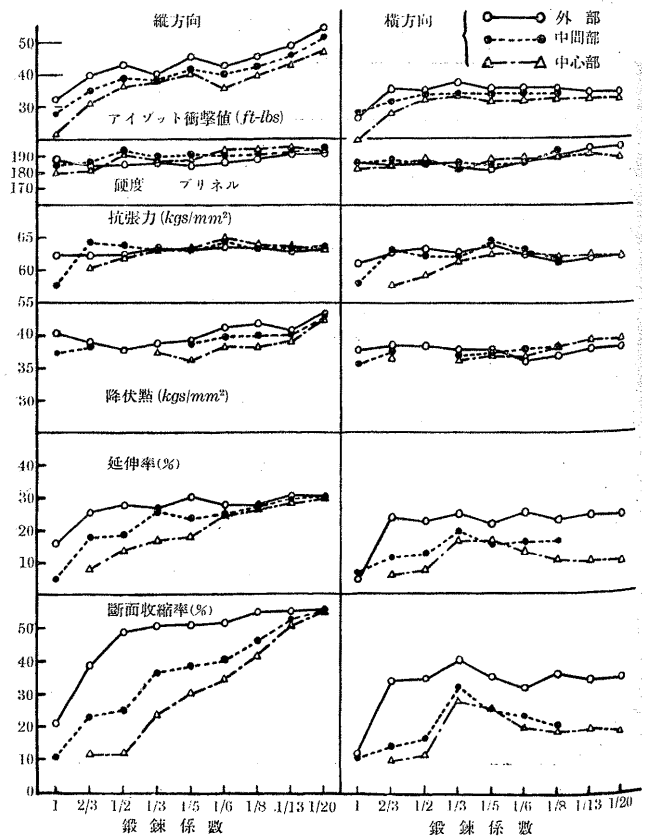
寫眞 No. 8~No. 15 は之を示すものである。

(b) 顯微鏡試験。鍛錬方向の顯微鏡組織を見るに鍛錬係数の進むにつれてフェライトとパーライトの banded structure を示し、外部に於ては鍛錬係数 1/3, 中間部に於ては 1/5, 中心部に於ては 1/6 より之を示して居る。而して鍛錬係数 1/13 以上に於ては外部、内部共に同様の banded structure を呈し、内部は外部に比してパーライトの層状の幅大である。

(c) 機械的試験。第6圖は Ni-Cr 鋼の機械的性質と鍛錬係数との關係を示すものである。

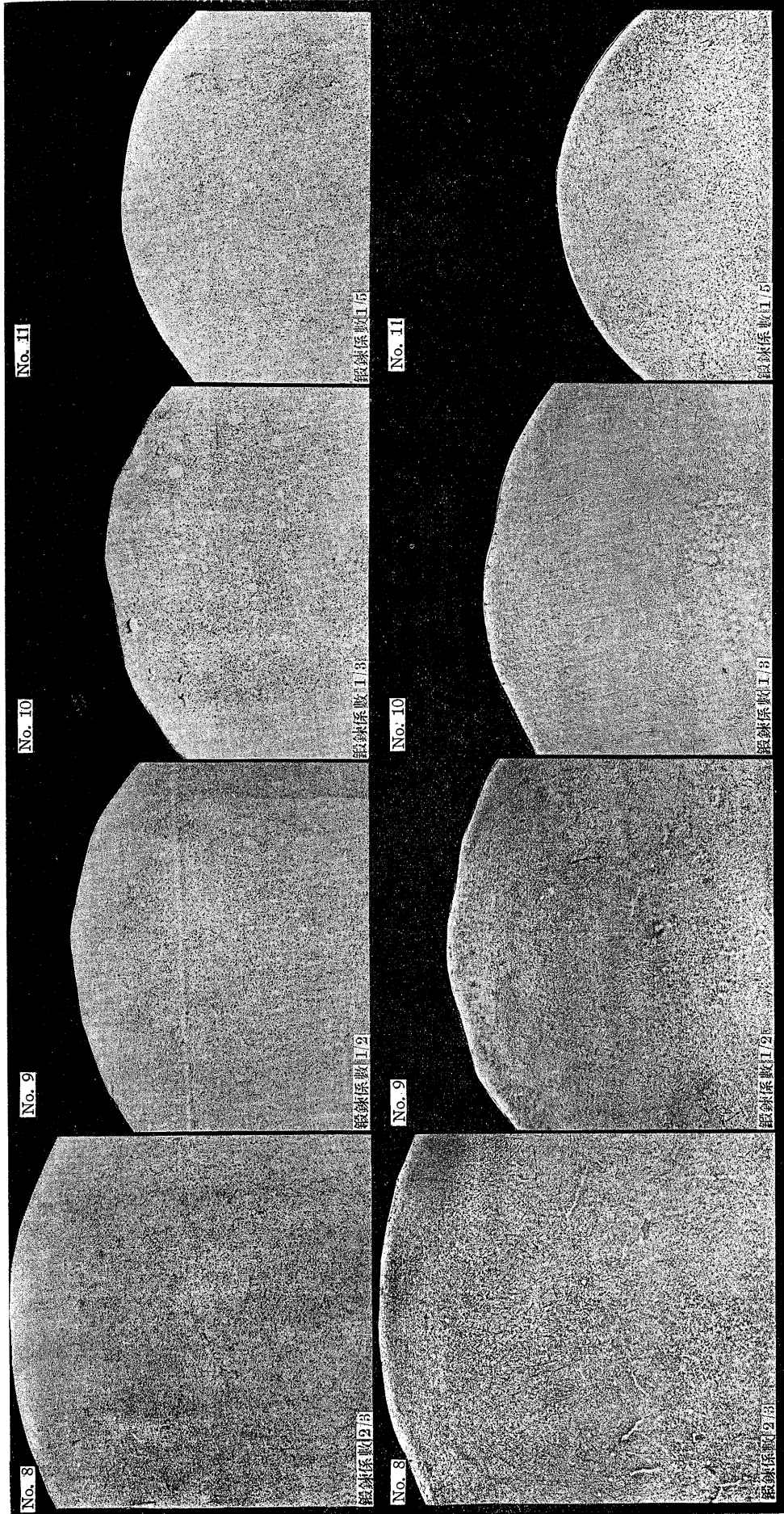
(8) 鍛錬係数に関する總括：—

第6圖 Ni-Cr 鋼の機械的性質に及ぼす鍛錬係数の影響



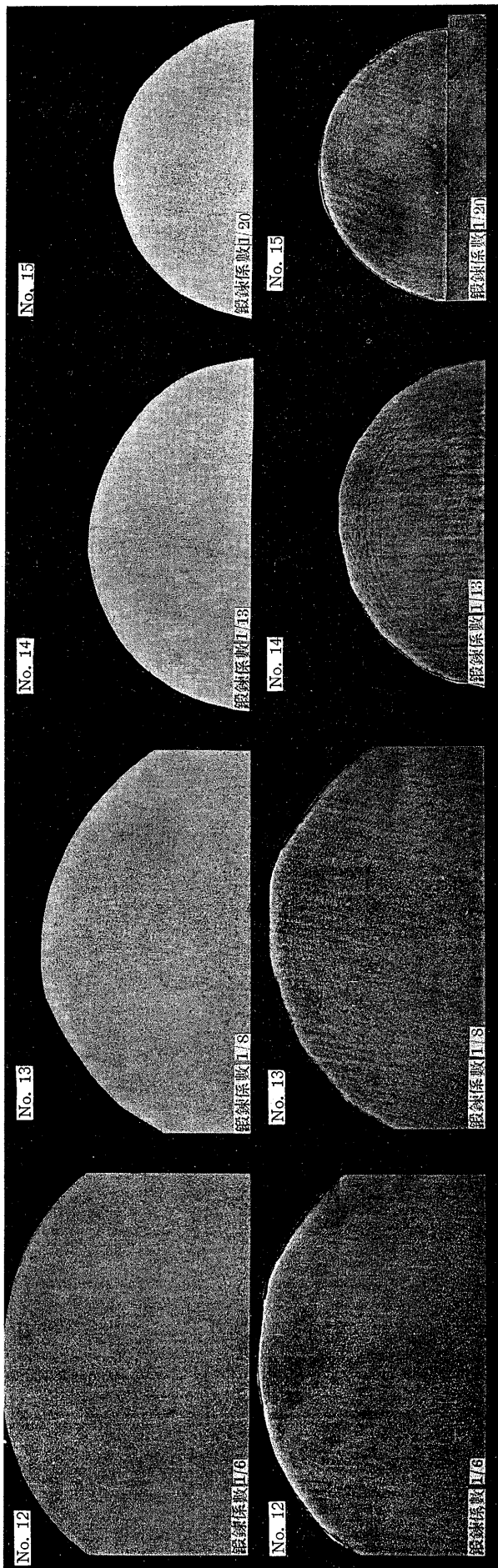


ニッケルクロム鋼のサルフアープリント及びマクロ組織



サルフアープリント

マクロ組織



サルファアプリント

マクロ組織

註、同一鍛錬係數のものに於てサルファアプリント寫眞とマクロ組織寫眞とに於て其大きさを異にするも此れは全く同一鍛造物に就て撮れるものなり。



1) 鍛錬係数の進むにつれて樹枝状組織は破壊されるが、炭素鋼の方が *Ni-Cr* 鋼に比して比較的小なる鍛錬係数によつて破壊される。

2) サルファープリント試験に依れば鍛錬係数の進むにつれて *S* 現出状況が次第に微細になる。

3) 鍛錬方向に於ける顕微鏡組織は鍛錬係数の進行と共に次第に banded structure を呈し、炭素鋼よりも *Ni-Cr* 鋼の方が此の傾向明瞭である。

4) 抗張力は縦方向、横方向何れも外部は鍛錬係数の影響を示さないが、内部は鍛錬係数 1/3 に至つて外部と同様となる。

5) 降伏点は炭素鋼に於ては縦、横何れも内、外鍛錬係数 1/3 迄上昇して一定の値に達し以後変化ないが、*Ni-Cr* 鋼では縦方向のみ鍛錬係数と共に僅かに上昇の傾向を示し、横方向に於ては鍛錬係数の影響無い様である。

6) 延伸率は外部は縦、横共に鍛錬係数 2/3 以上に於ては殆ど大差ないが、内部は炭素鋼に於ては鍛錬係数 1/3, *Ni-Cr* 鋼は鍛錬係数 1/3 附近に於て最大を示し横方向に於ては以後多少減少の傾向がある。而して一般に横方向は縦方向に比して其の値少くなつて居る。

7) 断面収縮率は炭素鋼は外部によりては鍛錬係数 2/3 以上は殆ど変化なきも、内部は或る鍛錬係数に至つて略一定となる。然るに *Ni-Cr* 鋼に於ては縦方向の場合外部は鍛錬係数 1/2 に至れば変化少きも、内部は鍛錬係数の進むと共に其の値を増し鍛錬係数 1/20 に至りて外部のそれと一致する。而して此のものは横方向に於ては外部、内部何れも鍛錬係数 1/3 に於て最大に達し、それより多少減少の傾向を示す。

8) アイゾット衝撃試験に於ては炭素鋼、*Ni-Cr* 鋼共に縦方向は鍛錬係数と共に漸次上昇の傾向があるが、横方向に於ては鍛錬係数 1/3 迄僅かに上昇しそれ以上では殆ど変化なきも多少降下の状態を示すものゝ如くである。

9) 硬度は炭素鋼に於ては鍛錬係数による影響殆どなく、*Ni-Cr* 鋼に於ては鍛錬係数の進むと共に僅かに増加の跡を示す。

#### IV. 鍛錬温度に就て

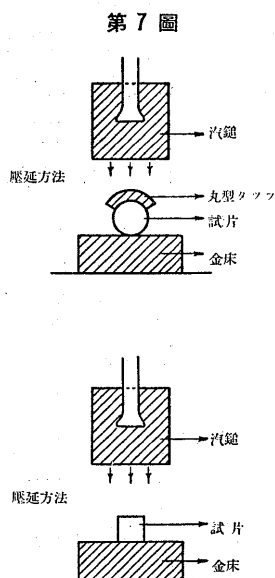
(1) 鍛錬温度の判定：— 鋼塊の鍛錬温度を判定する實驗室的方法としては既に數 10 年前より外國に於て高温屈張試験を行ひ、其の温度と延伸状況の關係を見たものが

あるが 800°C 以上の試験を行つたものは少かつた。然るに我國に於て本多博士<sup>12)</sup>は C 0.1~1.2% 迄の炭素鋼に就て温度 1,100°C 迄の實驗を行はれ、温度の上昇と共に延伸率は増加するが、C 0.3% 以下の炭素鋼に於ては 900°C 附近にて延伸率の急激に低下する現象を認め、斯る鋼材を鍛錬するに際しては此の附近の温度に於ける鍛錬を避くべき事を戒められて居る。又玉置正一氏<sup>13)</sup>は高 Cr 鋼、*Ni-Cr* 鋼及び高速度鋼に就て同様な實驗を行ひ、何れも 900°C 附近に於て延伸状況の不良なる事を見出した。尙又井口武英氏<sup>14)</sup>は種々の炭素鋼に就て同様の試験を行ひ本多博士と同様な現象を認めて居るが、C 0.3% 附近の炭素鋼にありては延伸率の急激なる降下を見ないが 830°C 附近に於て多少の減少を認めた。同氏の實驗を信賴すれば本實驗に使用する炭素鋼は温度 830°C 以上ならば安心して鍛造し得るわけである。然るに *Ni-Cr* 鋼に就ては斯る高温の實驗を行つた研究報告を見ないために、著者は之を實際の鍛錬に依つて豫め此の關係を知り置く必要を認め次の實驗を施行した。

(2) 鍛錬温度と變形度の關係：— 供試材は第 5 表に示す如く炭素鋼及び *Ni-Cr* 鋼を選定し之を丸棒に鍛錬し直徑 100mm, 長さ 100mm の圓塊状に機械仕上し、鍛錬温度

第 5 表 供試材の成分

| 符號 | 材質             | C    | Mn   | Si   | P     | S     | Cu   | Ni   | Cr   |
|----|----------------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| 1  | 炭素鋼            | 0.17 | 0.41 | 0.17 | 0.018 | 0.017 | 0.08 | —    | —    |
| 2  | 〃              | 0.30 | 0.62 | 0.28 | 0.028 | 0.008 | 0.09 | —    | —    |
| 3  | <i>Ni-Cr</i> 鋼 | 0.28 | 0.48 | 0.19 | 0.016 | 0.009 | 0.12 | 2.99 | 0.54 |



を 750°, 800°, 1,000°C 及び 1,100°C の 5 種とし、試料を之等の温度に夫々加熱して一定の鎚打エネルギー (容量 3/4 吨汽鎚) にて第 6 圖及び第 7 表に示す要領によつて壓延及び壓縮を行ひ、長さの變化により温度と變形度の關係を求めた。而して鍛造後試料の表面を調査したが何等龜裂の發生を認めなかつた。第 7 表及び第 8 圖は此の結果を示すものである。即ち何れの鋼種に於ても鍛錬温度の上昇と

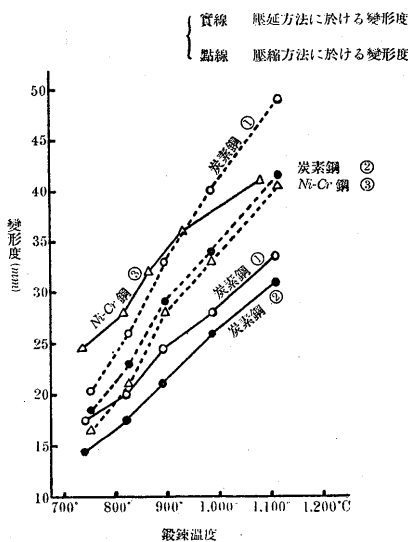
第 6 表

| 鍛錬方法  | 鍛打回数               | 鍛打時間 |
|-------|--------------------|------|
| 壓延の場合 | 炭素鋼(1),(2).....30回 | 60秒  |
|       | Ni-Cr鋼(3).....50回  | 100秒 |
| 壓縮の場合 | 炭素鋼(1),(2).....15回 | 30秒  |
|       | Ni-Cr鋼(3).....15回  | 30秒  |

第 7 表 試験結果

| 壓延方法に於ける變形度 | 鍛錬温度      | 開始温度   | 770°C  | 850°C  | 920°C  | 1,020°C | 1,150°C |
|-------------|-----------|--------|--------|--------|--------|---------|---------|
|             |           | 仕上温度   | 710°C  | 790°C  | 870°C  | 950°C   | 1,070°C |
|             | 平均温度      | 740°C  | 820°C  | 895°C  | 985°C  | 1,110°C |         |
|             | 炭素鋼(1)    |        | 17.5mm | 20.0mm | 24.0mm | 28.0mm  | 33.5mm  |
| " (2)       |           | 14.5mm | 17.5mm | 22.0mm | 26.0mm | 31.0mm  |         |
| 壓縮方法に於ける變形度 | 鍛錬温度      | 開始温度   | 770°C  | 850°C  | 920°C  | 1,010°C | 1,150°C |
|             |           | 仕上温度   | 700°C  | 780°C  | 800°C  | 850°C   | 1,010°C |
|             | 平均温度      | 735°C  | 815°C  | 860°C  | 930°C  | 1,080°C |         |
|             | Ni-Cr鋼(3) |        | 24.5mm | 28.0mm | 32.0mm | 36.0mm  | 41.0mm  |
| 壓延方法に於ける變形度 | 鍛錬温度      | 開始温度   | 770°C  | 850°C  | 920°C  | 1,020°C | 1,150°C |
|             |           | 仕上温度   | 730°C  | 800°C  | 870°C  | 950°C   | 1,080°C |
|             | 平均温度      | 750°C  | 825°C  | 895°C  | 985°C  | 1,115°C |         |
|             | 炭素鋼(1)    |        | 20.5mm | 26.0mm | 33.0mm | 40.0mm  | 49.0mm  |
| " (2)       |           | 18.0mm | 23.0mm | 29.0mm | 34.0mm | 41.5mm  |         |
| Ni-Cr鋼(3)   |           | 16.5mm | 21.0mm | 28.0mm | 33.0mm | 40.5mm  |         |

第 8 圖 鍛錬温度と變形度の關係



共に壓延並びに壓縮の變形度は大になつて居る。而して懸念されし900°C附近に於ける脆性は低炭素鋼にもC 0.3% 炭素鋼に於ても之を認めなかつた。尙又 Ni-Cr 鋼に於ても同様の結果を得た。

以上の結果は

P.Junkers<sup>15)</sup> の低炭素鋼に於ける實驗結果と一致するものである。之に依つて見るに鍛錬温度は單に高温抗張試験の結果を以て直ちに之を判定するは不十分な様に考へられる。

(3) 鍛錬温度の鋼材の性質に及ぼす影響:— 従來の文献に依れば總べての鋼材は之を加熱すれば温度 400°C 以上に於て其の抗張力は著しき減少を示し、同時に延伸率、断面收縮率は増大し一層 plasticity (粘性)が増加し變形が起り易くなるものである。而して鍛錬温度を如何に選定すべきかは頗る重要な問題にして、單に變形の難易に關係するのみならず爾後の材質に影響する所大なるを以て、鋼の鍛錬に際しては此等の兩條件を満足せしむる温度を選定する事が肝要である。即ち加工温度上昇すれば鍛錬容易なるも其の鍛錬の仕上温度餘りに高き時は、鍛材の結晶粒の粗大を誘致し材質を劣等ならしむるものである。又低きに失する時は變形至難にして過度の壓延に依り鍛材の内部に割れを生ずる恐れあるのみならず内部歪を大にして製品破壊の危険がある。

一般に炭素鋼に對しても特殊鋼に對しても其の鋼の炭素含有量が増す程鍛造温度を下げる、其の他種々の合金鋼に關しては其の各元素の種類及び其の含有量によつて鍛造温度が異つて來るべきである。實際作業に従事するものは鋼塊の表面の状況によつて温度を判定して居る。勿論パイロメーターによつて測定して居るが肉眼を以ての判断も頗る必要である。

W. H. Hatfield 氏<sup>16)</sup> は第 8 表に示すが如く最高鍛錬温度と理論的燃焼温度を與へ、加熱温度は固相線以下

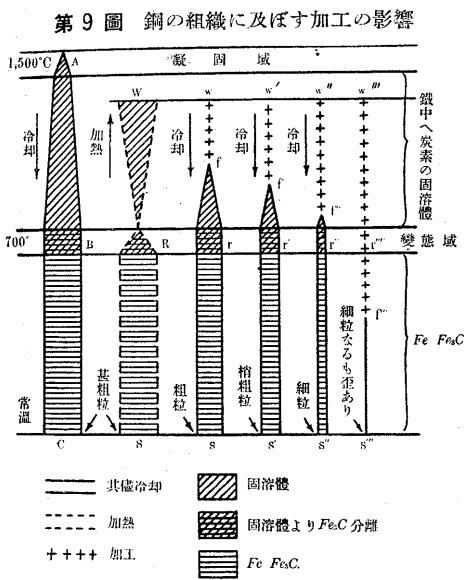
第 8 表 Forging Temperature.

| Material                       | Suggested Max. Forging Temp. |      | Theoretical "Burning" Temp. |      |
|--------------------------------|------------------------------|------|-----------------------------|------|
|                                | °C                           | °F   | °C                          | °F   |
| 1.5% Carbon Steel.             | 1650                         | 1920 | 1140                        | 2080 |
| 1.1% " "                       | 1080                         | 1980 | 1180                        | 2140 |
| 0.9% " "                       | 1120                         | 2050 | 1220                        | 2230 |
| 0.7% " "                       | 1180                         | 2140 | 1280                        | 2340 |
| 0.5% " "                       | 1250                         | 2280 | 1350                        | 2460 |
| 0.4% " "                       | 1271                         | 2320 | —                           | —    |
| 0.3% " "                       | 1293                         | 2360 | —                           | —    |
| 0.2% " "                       | 1320                         | 2360 | 1470                        | 2680 |
| 0.1% " "                       | 1350                         | 2410 | 1490                        | 2710 |
| Silico Manganese Spring Steel. | 1250                         | 2460 | 1350                        | 2460 |
| 3% Nickel Steel.               | 1250                         | 2280 | 1370                        | 2500 |
| 3% Nickel Chrome Steel.        | 1250                         | 2280 | 1370                        | 2500 |
| Air-hardening Ni-Cr Steel.     | 1250                         | 2280 | 1370                        | 2500 |
| 5% Ni (case hardening Steel)   | 1270                         | 2320 | 1450                        | 2640 |
| Chromium-Vanadium. Steel.      | 1250                         | 2280 | 1350                        | 2460 |
| High Speed Steel.              | 1300                         | 2370 | 1380                        | 2520 |
| Stainless Steel.               | 1280                         | 2340 | 1380                        | 2520 |
| Austenitic Cr-Ni steel.        | 1300                         | 2370 | 1420                        | 2590 |

82°C 以上に上昇してはならぬと戒めて居る。

實際作業に於て鋼塊の加熱に際して表面の熔融する事を極力避ける様にして居る。鋼塊表面の熔融を起したものは其の程度にもよるが大抵鍛錬に際して鍛造割れを生ずる場合が多い。故に我々は Hatfield 氏の與へたる最高温度以下で鍛造する事に努めて居る。

鍛錬の目的の一つは前述の如く樹枝状結晶を破壊し結晶を微細化せしむるにあるが、結晶粒は温度が高いと成長するものであるから鍛錬を高温度で終れば、即ち鍛錬の仕上温度が高い時は鍛材の冷却する迄再び結晶が成長する。A. Sauveur<sup>17)</sup> の與へたる第 9 圖を以て説明すれば、結晶粒の大きさを C, S, s, s'……等の幅で表はし、C は鋼塊の状態



を示し A なる凝固範囲で結晶が次第に大となり凝固を終り更に冷却中に於ても漸次結晶粒が成長し、B なる變態域以下では

結晶粒の成長が止まり常温では粗粒 C である。次に鍛錬する爲に此の鋼塊 S を加熱すると變態域 R で元の結晶粒が崩れて新しい結晶粒を生じ結晶は細くなるが、變態域を越えて温度の上るに従つて再び結晶粒が成長する。W の温度に於て鍛錬すれば此の結晶が壊され f なる温度で加工を中止するとそれから新に結晶の成長が始まり變態域 r 迄成長が続き、それ以後成長なく常温に於て s なる大きさの結晶粒となる。若し加工を f' 點迄加工を続けると結晶粒成長の温度範囲が短縮されるから、出來たる結晶粒は s よりも小さい s' となり、f'' 點迄加工を続けると s'' となる。若し加工を變態域以下 f''' 點迄続けるならば結晶粒は小さくなるが歪が残り、所謂常温加工を受ける事となり普通の鍛錬作業としては望まじき事でない。

之を要するに鍛錬は變態點の直ぐ上の温度で終るのが理

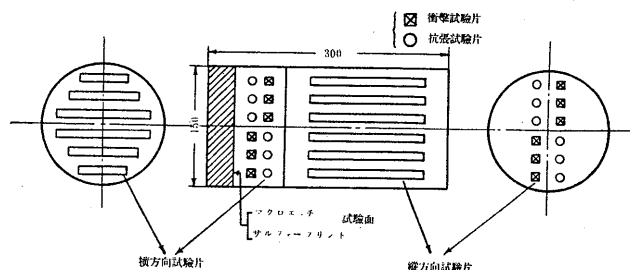
想的である。Oberhoffer<sup>15)</sup> は低炭素鋼に就て鍛錬係数 1/4 として鍛錬開始温度を種々に變化して研究したる結果、弾性限は同一開始温度の場合には仕上温度の降下と共に増加し、仕上温度を一定とした場合には鍛錬開始温度が變化しても弾性限には影響なく、抗張力に於ては仕上温度の影響は弾性限程顯著でないが其の傾向は仕上温度の低い程上昇し、延伸率は仕上温度の降下と共に其の値を減少するが左程著しきものでなく、鍛錬開始温度には影響されないと述べて居る。

P. Junkers<sup>15)</sup> は低鋼炭素(C 0.13%)に就て鍛錬係数を變化したる場合の仕上温度の影響に就て研究し、仕上温度 750°C 以上に於て同一鍛錬係数を以て加工する時、仕上温度の上昇と共に降伏點及び抗張力は減少し其の傾向は降伏點に於て著しく、又同時に延伸率も著しく増加するが断面收縮率に於ては稍々増加する程度に過ぎない事を認めた。又 F. Wüst and W. Huntington<sup>19)</sup> は低炭素鋼を鍛に壓延せる場合、壓延温度と機械的性質の關係を實驗し大體に於て同様の結果を得た。

之等の研究者は總べて鍛錬又は壓延完了後殊更徐冷の方法を採れるか、又は大氣放冷せるに止まり、特別に之を焼鈍し又は熱處理せずして鍛錬温度の影響を見たのである。實際鍛錬温度の影響を見るには鍛錬状態に於ける各種の性質を調査するを至當とするが、鍛錬係数の實驗の場合に於て云へるが如く吾人が此の席に於て論ずる所は大體に於て主要なるシャフト其の他の鍛造物にしてすべて焼鈍或は熱處理を施すべきものに就てであるから、鍛錬状態に於ける研究は後日に譲り先づ茲では實際の場合に於ける状態、即ち焼鈍を施したる状態に於て鍛錬温度の影響がどの程度に残存するものなるやに就て研究せんとした。

本實驗に於ては炭素鋼の鍛錬係数を 1/4 とし Ni-Cr 鋼の鍛錬係数を 1/8 として、鍛錬開始温度は大體一定として仕上温度を變化して其の影響を調査した。但し試験片は從來の文献に報告されて居るものと異り其の形相當大にして

第 3 圖 試験片採取要領



内外の温度差を是れなかつた。而して温度の測定にはオプ  
チカルパイロメーターを使用し、仕上温度は先づ表面を測  
定し直ちにセギリを入れて表面より深さ約 50mm 附近の  
断面の温度を測定した。試験片は第 10 圖に示す如き要領  
にて採取し、鍛錬後焼鈍して各種の試験を施行した。

(4) 実験結果：—

**A 炭素鋼の場合** 鍛錬開始温度を 1,200°C とし、仕  
上温度は鍛材の表面にて測定したる場合 710°, 730°, 800°,  
870°, 930°, 1,000°C となつたが、内部 50mm の處で測  
定したる時は夫々 780°, 750°, 930°, 1,000°, 1,050°,  
1,120°C を示した。即ち平均すれば大體最低温度は A<sub>3</sub>  
以下にして他のものは全部 A<sub>3</sub> 以上となつて居る。各試験  
の結果は次の如くである。

(a) サルファープリント並びにマクロ組織試験。一般に  
S の現出状況は鍛錬系数一定なるを以て變化ないが、多少  
最低温度のものが微細なる状況を呈する様であつて、マク  
ロ組織に於ても之と同様の傾向がある。

(b) 顕微鏡試験。仕上温度の低きもの程パーライトの  
大きさは高温仕上のものに比し稍々小なる傾向を有し内部程  
其の差明かである。

(c) 機械的試験。実験の結果は第 11 圖に示す如くで  
ある。抗張力は縦方向に於ては仕上温度の上昇と共に僅か  
に降下の傾向を呈し、横方向に於ても同様の傾向である。

降伏點は外部の温度約 800°C 迄は殆ど影響なくそれ以  
上に於て降下の傾向を示して居る。

延伸率は縦方向に於ては外部の温度 800°C 迄殆ど變化  
なく爾後多少の降下を示し、横方向に於ては 870°C 迄は  
變化ないが温度之より上昇すると多少減少の傾きがある。

断面収縮率も延伸率と略々同様の傾向を呈す。

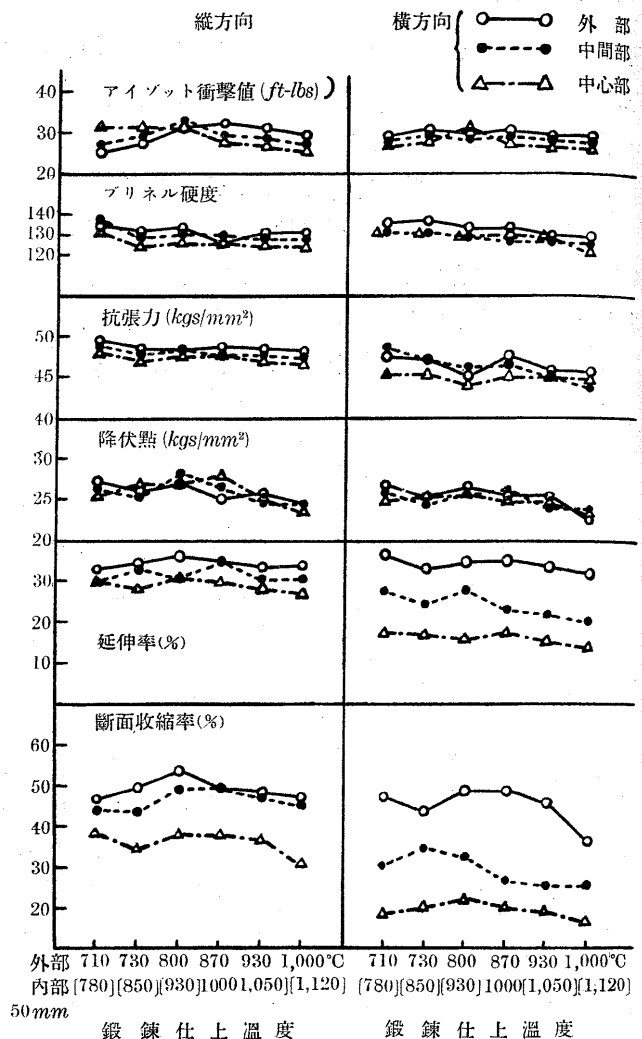
アイゾット衝撃試験に於て縦方向のものは温度 800°C  
迄上昇し爾後降下の傾向を示し、横方向に於ても多少此の  
傾向がある。

之を要するに仕上温度低き時は抗張力並びに降伏點が次  
第に上昇すべき筈にあるが、試験用鍛材の質量効果が相當  
大なる事と爾後の焼鈍に依り其の効果が明瞭に現れないも  
のと想像される。

**B Ni-Cr 鋼の場合** 鍛錬開始温度を 1,200°C とし、仕  
上温度を外部にて 720°, 760°, 840°, 960°C とした。内部  
50mm の深部に於ては夫々 780°, 840°, 930°, 1,020°C で  
あつた。即ち何れも此の場合に於ては Ar<sub>3</sub> 變態點以上の

第 11 圖

炭素鋼の機械的性質に及ぼす仕上温度の影響



温度で仕上げた事となつて居る。各種試験の結果次の如  
し。

(a) サルファープリント並びにマクロ組織試験。炭素  
鋼の場合の如く最低仕上温度のものは他のものに比して多  
少 S の現出状態細かい様である。マクロ組織に於ても同  
様である。

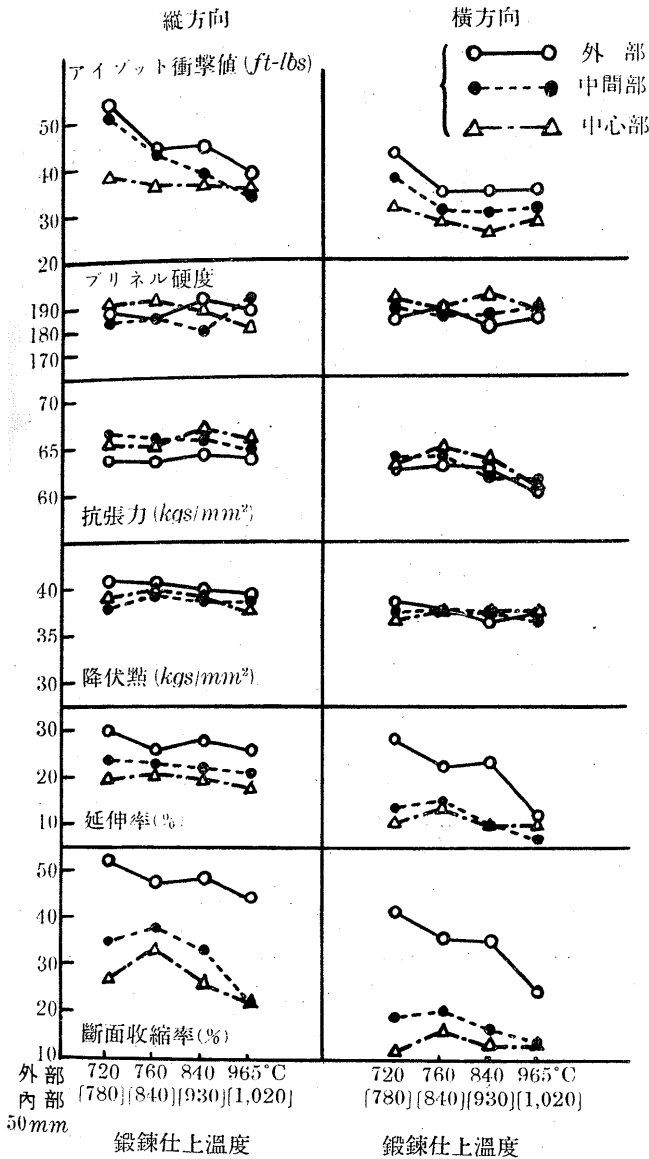
(b) 顕微鏡試験。パーライトの形は仕上温度の低きも  
の程細かいが、鍛錬方向に於ける banded structure は  
温度の上昇に従つて次第に明瞭を缺く傾向を示して居る。

(c) 機械的試験。実験結果は第 12 圖の如くである。  
抗張力は縦方向に於ては仕上温度に関係なきも、横方向に  
於ては 840°C 迄は變化なくそれ以上の温度にては低下の  
傾向を示す。

降伏點は縦、横共に温度の上昇に従ひ多少の低下を示し

第 12 圖

Ni-Cr 鋼の機械的性質に及ぼす仕上温度の影響



て居る。  
延伸率も縦方向のものは之と同様なるも横方向のものは此の傾向大である。

断面収縮率は縦、横共に仕上温度の上昇と共に減少し此の傾向は延伸率の場合より著しい。

アイゾット衝撃試験にては縦方向は温度の上昇と共に著しく降下し横方向に於ては 760°C 以上では変化を見ない。之を要するに此の實驗では Ni-Cr 鋼の仕上温度は表面温度 760°C 附近、内部 840°C 附近が適當なる様である。

(5) 鍛錬温度に関する總括：— 鋼塊の鍛錬温度は其の開始温度に關しては變形の難易上の見地より充分高温度

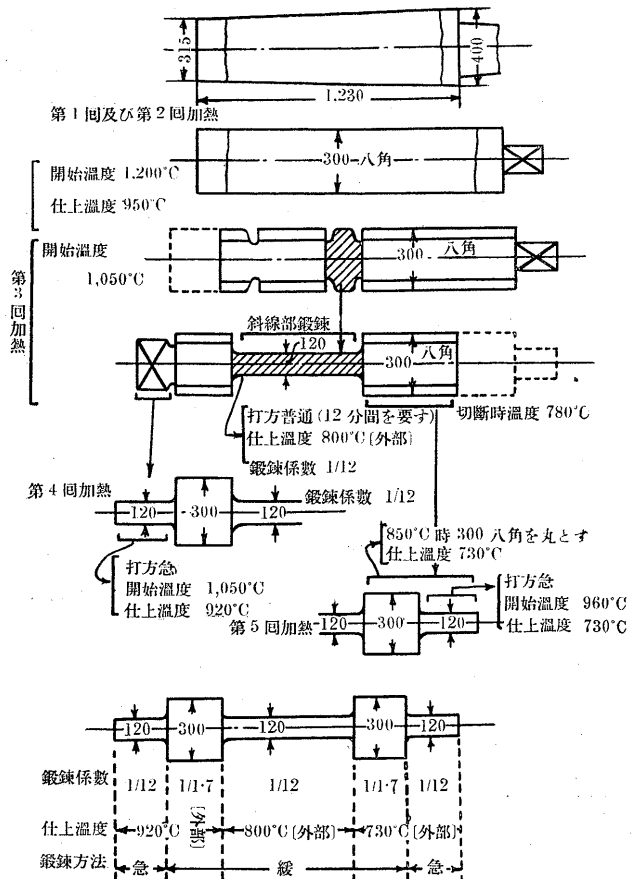
なるを必要とするが、過熱又は燃焼を起さざる温度以下たるべきことで、炭素鋼(C0.3%)に於ては1,250~1,200°C, Ni-Cr 鋼に於ては 1,200~1,150°C が適當である。而して仕上温度に關しては爾後の機械的性質上の立場より、炭素鋼にありては表面の温度約 800°C(内部 930°C), Ni-Cr 鋼に於ては表面温度 760°C (内部 840°C) 附近を可とする様である。

### V. 同一鍛造品で鍛錬係数を異にする場合の實驗

實際の製品では同一鍛造品で部分によつて鍛錬係数を異にする場合が普通である。然る時此の鍛錬係数の異なる事に依つて其の鍛錬方法が適當でない時は、大なる断面の内部が或る異狀現象を受ける事がある。又其の鍛錬係数の境界が如何なる機械的性質を有するかは未だ報告されて居ない様であるので此の種の實驗を行ふ事とした。

試験鋼塊は Ni-Cr 鋼 1.4 吨のものを使用し、第 13 圖の如く鍛錬係数 1/1.7 と 1/12 なる如き品物を作り、一

第 13 圖 鋼塊 1.4 吨 型 Ni-Cr 鋼 A.23 (單位mm)



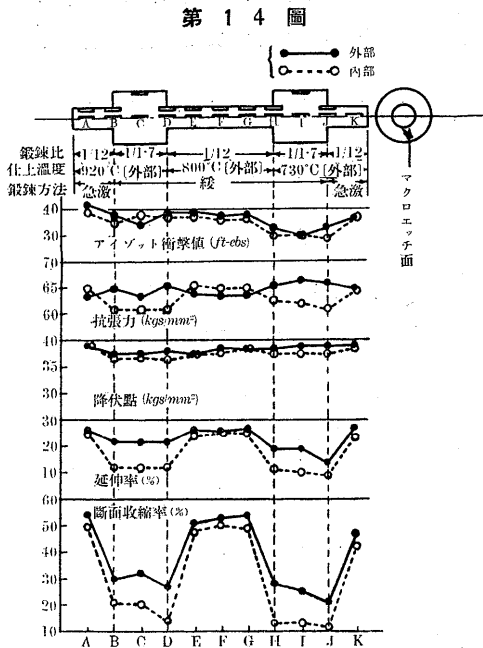


方は鍛錬加工を急激に行ひ他は比較的緩にし、又前者は鍛錬温度並びに仕上温度を後者に比して高くした。而して鍛錬後何れも 830°C で 4 時間焼鈍した。

此の試験鍛材に就て縦断面に於けるマクロ組織試験と機械的試験を行つた。

(1) マクロ組織試験：— 寫眞 No. 16 に示す如く鍛錬係数の小なる部分即ち断面の大なる部分に於ては、外部は未だ樹枝状組織の破壊充分ならず且つ内部は比較的粗なる組織を呈して居る。而して高温仕上の側に於ては断面小なる部分即ち鍛錬係数 1/12 に加工されたる部分に、其の加工速度の緩急に拘らず断面大なる部分の内部の粗なる組織が多少侵入せる状態を呈して居るが、比較的低温仕上の側に於ては鍛錬係数 1/12 に加工する時其の加工速度急なる側に於てのみ、断面大なる部分の内部粗結晶が幾分侵入せる状況を呈し、而して断面小なる部分は何れも鍛錬係数が大なるを以て鍛錬方向に metal の flow を生ぜざるを認めた。

(2) 機械的試験：— 第 14 圖は各部分の縦方向に於ける試験結果である。



抗張力は鍛錬係数並びに鍛錬速度及び鍛錬係数を異にする境界の如何に拘らず外部に於ては變化しないが、

唯仕上温度の低いものは鍛錬仕上温度の實驗の場合と同様に多少の増加を示して居る。然るに内部に於ては鍛錬係数大小の境界の部分及び大断面の中央部が、鍛錬係数の小なる部分の内部抗張力に比して相當の低下を示し、全くマクロ組織の關係と一致して居る事が判る。

降伏點は餘り大差を認めないが境界部分及び大断面の内部が稍々低き値を示した。

延伸率並びに断面收縮率に於ては内部、外部共に境界部

分並びに大断面部分は鍛錬係数の大なる部分に比して劣り、境界並びに大断面に於ては内部、外部の差が著しくなり此等の傾向は断面收縮率に於て更に顯著となつて居る。アイゾット衝撃試験に於ても同様の傾向がある。

鍛錬係数の小なる部分即ち大断面の部分と、鍛錬係数の大なる部分即ち断面の小なる部分との間に斯くの如き差異を生ずるは、鍛錬係数以外に熱處理の質量効果も考へられる譯で、此の實驗に於て焼鈍時間が大断面の部分に對して多少足らざる嫌もあつた。従つて熱處理が適當ならば之等異なる断面を有する部分の機械的性質の差異は益々小さくなるであらう。然し上記の如き傾向を有する可能性はあり得べく、鍛造熱處理に従事する者は此の點に充分注意を拂ふべきであると考へる。

### VI. 鍛錬係数並びに鍛錬方法とヘアークラック消失の關係

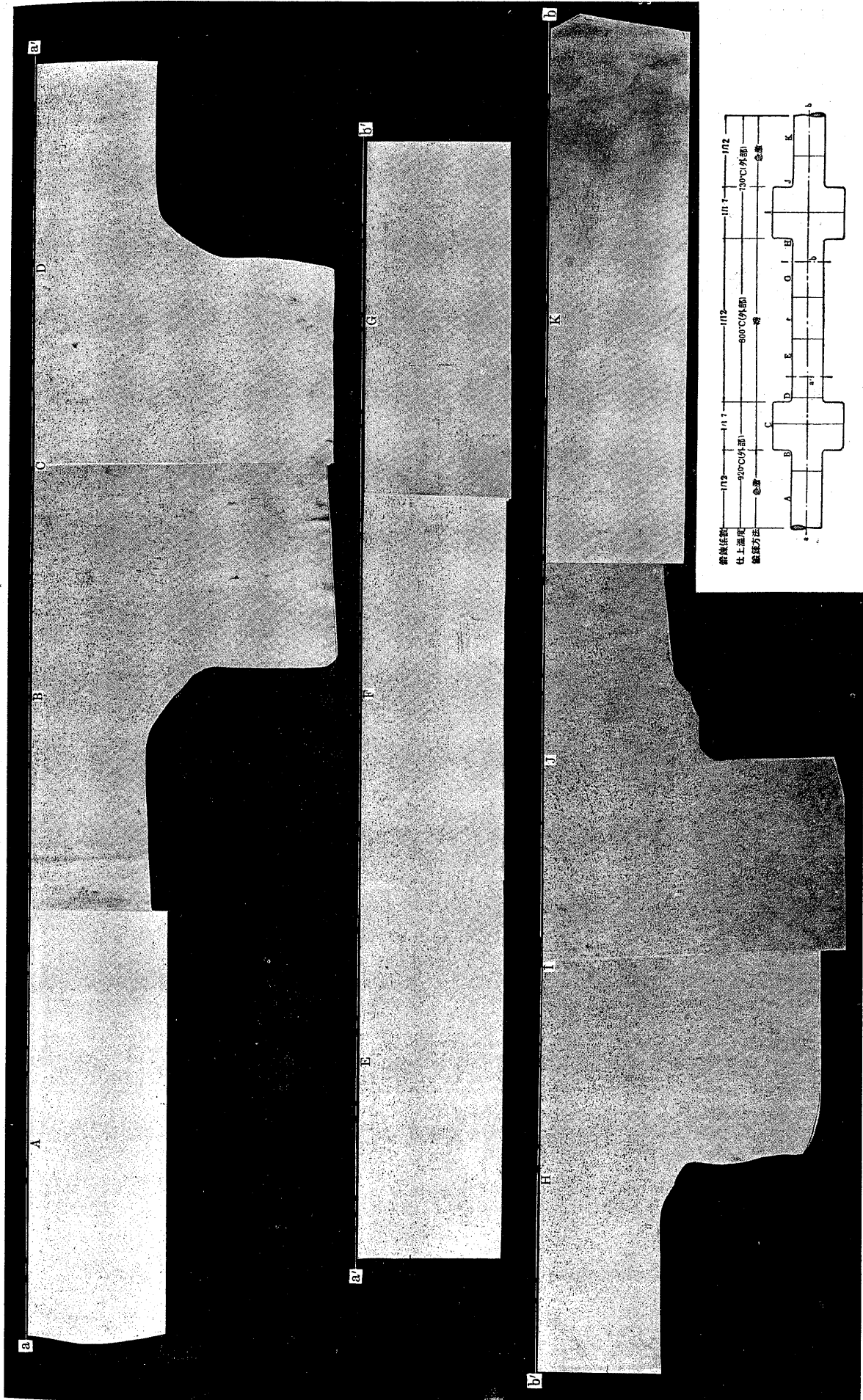
特殊鋼に於けるヘアークラックは世界各國製鋼業者共通の悩みである。我國に於ても日本學術振興會に於て重要な研究題目として之が解決に努力しつゝある現狀である。ヘアークラックの原因たるものは未だ確然として決定されて居らず種々の推論が提出されて居る。而して製鋼作業が最も重大なる關係ある事は事實であつて充分なる注意が拂はれて居るに拘らず豫期に反して之が出現する場合がある。併し此のものも其の程度によつては適當なる鍛錬によつて除去する事が出来る。外國に於ても鍛錬によつてヘアークラック除去の研究が行はれて居るのを雑誌等で屢々見受ける。我々も斯様な不良鋼塊があつた場合に、鍛錬によつてどの様にヘアークラックが消失するか、或は鍛錬方法によつて全く之を出現せしめない様にし得るかを研究した事があるが、今鍛錬係数による影響の一例を擧げて見ると第 9 表の如く、鍛錬係数 1/5 に於てヘアークラックを完全に消失せしめる事が出来た。

次に鍛錬係数の外に鍛錬方法が此のヘアークラックを減

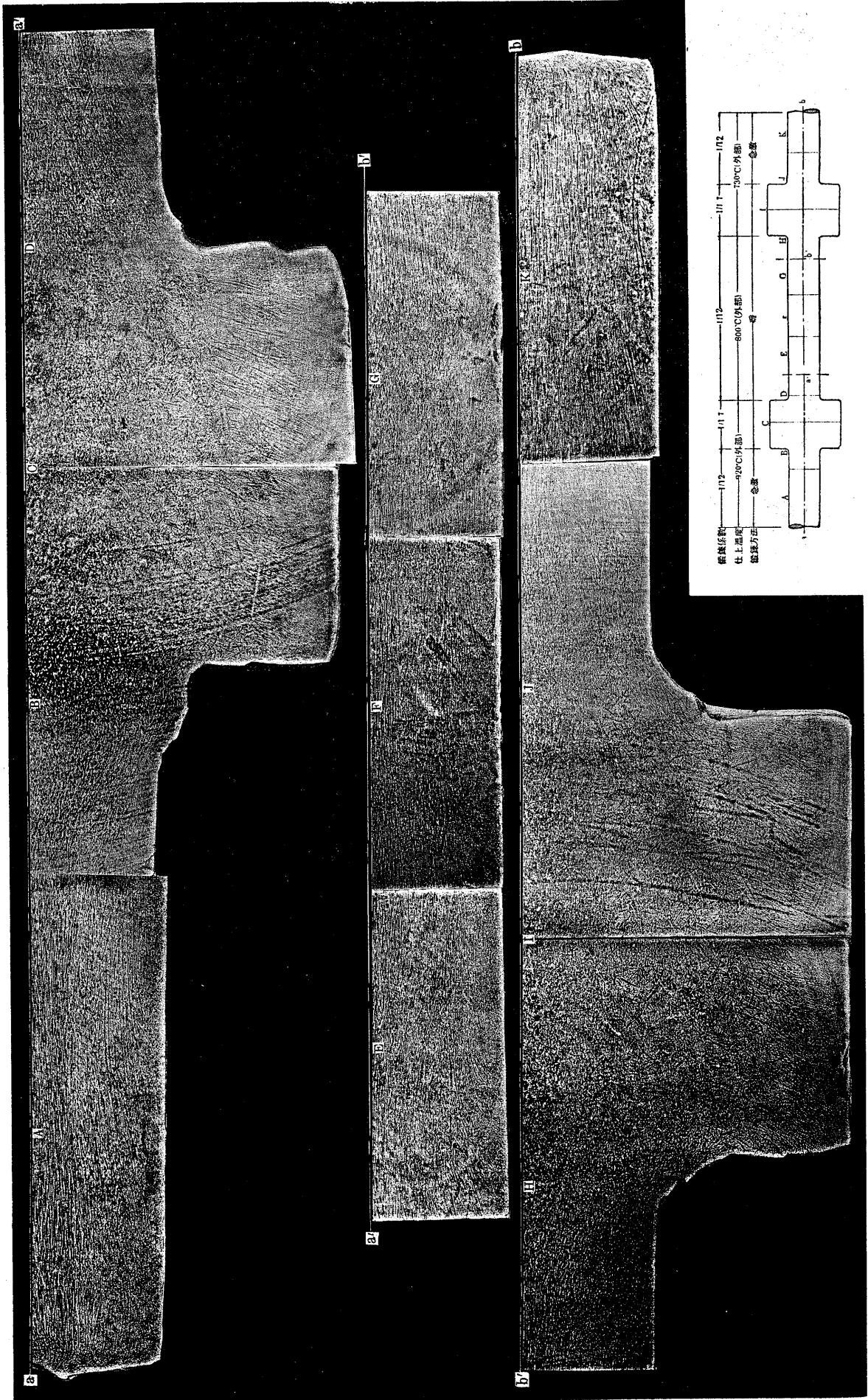
第 9 表

| 材 質            | 鋼塊重量    | ハンマー能力 | 鋼塊に於けるヘアークラックの程度 | 鍛錬係数によるヘアークラックの有無 |     |     |     |     |     |     |     |      |      |      |      |   |
|----------------|---------|--------|------------------|-------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|------|------|---|
|                |         |        |                  | 1                 | 2/3 | 1/2 | 1/3 | 1/4 | 1/5 | 1/6 | 1/8 | 1/10 | 1/12 | 1/15 | 1/20 |   |
| 平爐<br>Ni-Cr 鋼  | 1.4t 角型 | 3'000t | 多し               | 有                 | 有   | 少   | 殆   | 無   | 無   | 無   | 無   | 無    | 無    | 無    | 無    | 無 |
| 電氣爐<br>Ni-Cr 鋼 | 0.6t "  | 1'000t | 多し               | 有                 | 有   | 有   | 有   | 無   | 無   | 無   | 無   | 無    | 無    | 無    | 無    | 無 |
| 電氣爐<br>Ni 鋼    | 1.4t "  | 3'000t | 多し               | 有                 | 有   | 有   | 有   | 殆   | 無   | 無   | 無   | 無    | 無    | 無    | 無    | 無 |

サルフアープリント



マ ク ロ 組 織



少し、或は此のものゝ出現を妨ぐるに有効なる場合に就て述べると、大型鋼塊に於ては軸方向の鍛錬と軸方向の据縮鍛錬を併用した場合には大抵の場合へアークラックの出現を見ない。第 10 表は此の一例で *Ni-Cr-Mo* 鋼の 4 吨鋼塊のものに就て実施せるもので、鍛錬係数  $2/5$  でへアークラックが存在せるものを据縮鍛錬を行ふと全く消失せる事を示すものである。

第 10 表

| ブルーム破面に於けるへアークラックの程度(肉眼検査) | 据縮率     | 据縮後へアークラックの有無(油焼入、砂吹して試験す) |
|----------------------------|---------|----------------------------|
| へアークラック多数                  | $1/5.5$ | へアークラックなし                  |
| 〃 〃                        | $1/3$   | 〃 〃                        |
| 〃 相当多し                     | $1/3$   | 〃 〃                        |
| 〃 〃                        | $1/5.5$ | 〃 〃                        |
| 〃 少し                       | $1/5.5$ | 〃 〃                        |

以上著者は鋼の鍛錬係数並びに鍛錬温度、或は同一鍛造物に於て鍛錬係数並びに鍛錬温度及び鍛錬方法を異にせる場合の鋼材内部性質の如何に影響さるゝかに就て二、三の實驗を述べ、更に特殊鋼に於けるへアークラックと鍛錬係数との關係に言及したが、此等の問題は一朝一夕に解決し得るものに非ず相當の年月と多數の實驗を行ふに非ざれば結論に到達し得ないものと確信するものであつて、今後機會ある毎に本研究を續行する積りである。

終りに臨み本實驗を行ふに當り多大の援助を與へられた

る神戸製鋼所三橋製鋼部次長、池田監査部次長、吉岡鍛造工場主任並びに研究室林、高尾兩技師に對し滿腔の謝意を表するものである。

参 考 文 献

- 1) Hall: Metallurgy of Steel. London. 1907, p. 254.
- 2) H. H. Campell: The Manufacture and Properties of Iron and Steel. 4th Ed. 1907.
- 3) G. Charpy: Engineering. 1918, Sept. 20.
- 4) L. H. Fry: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Vol. 29, 1929.
- 5) P. Junkers: St. u. E. 1921, Mai 19.
- 6) 沖 信治: 鐵と鋼、第 6 卷、大正 9 年
- 7) 齊藤省三: 鐵と鋼、第 10 卷、大正 13 年
- 8) 石原善雄、永澤 清: 鐵と鋼、第 17 卷、昭和 6 年
- 9) 中村道方: 鐵と鋼、第 19 卷、昭和 8 年
- 10) 甲藤 新: 鐵鋼協會第 8 回研究部會第 4 回製鋼部會、昭和 8 年 4 月
- 11) E. Poole, Jr: Heat Treat. and Forging, March. 1931, p. 247.
- 12) 本多光太郎: 金屬の研究、第 1 卷、第 2 號、175 頁
- 13) 玉置正一: 金屬材料講座、昭和 10 年
- 14) 井口武英: 金屬の研究、第 2 卷、第 11 號、1087 頁
- 15) P. Junkers: St. u. E. 1921, Mai 19. S. 678.
- 16) W. H. Hatfield: Trans, Amer. Soc. St. Treat. Vol. 15, 1929. May, p. 817.
- 17) A. Sauveur: Trans. Amer. Inst. Min. Engineers. Vol. 22. 1893, p. 546.
- 18) Oberhoffer: St. u. E. 1913, Sept. S. 1507/13, 1564/8.
- 19) F. Wüst and W. Huntington: St. u. E. 1917, S. 829/37, 847/57.