

## IV. 結 言

各種の組成と組織とを有する鋼の加工後の焼鈍による軟化について研究して次のごとき結果を得た。

- (1) Nb, Ti, Mo, W, V, Cr ならびに Co は低炭素鋼の軟化温度を上昇せしめる。
- (2) Ni, Mn, Si, Al, Sn, P は低炭素鋼の軟化温度にほとんど影響を与えない。
- (3) Mo, W, Cr, Mn は低炭素鋼の歪時効硬化を顕著とする。
- (4) 鋼に対する固溶限以上に添加された Cu は、低炭素鋼の軟化温度を高める。
- (5) 加工を施した 0.65% 炭素鋼の焼鈍軟化は、球

状組織のものが層状組織のものより速かである。

(6) 高 Ni あるいは高 Mn のオーステナイト鋼の焼鈍による軟化温度は、フェライト組織の鋼に比べて高い。

終りに臨み、本研究を行うに当り、試料製作に関し助力を与えられた、金属材料研究所技官栗原健助氏に対して感謝の意を表す。(昭和 29 年 6 月寄稿)

## 文 献

- 1) C. R. Austin, L. A. Luini & R. W. Lindsay: Trans. A.S.M., 35 (1945), 446.
- 2) W. Schneider & E. Houdremont, Stahl u. Eisen, 44 (1924), 1681.

## LCN-155 における N, Cb の影響および S-816 における Cb の影響

(耐熱鋼の研究第 10 報, その 1)

(昭和 29 年 4 月本会講演大会にて講演)

出口 喜 勇 爾\*

### INFLUENCES OF N & Cb ON THE PROPERTIES OF LCN-155 AND OF Cb ON THOSE OF S-816

(Study on the Heat-Resisting Steels X-No. 1)

Kiyoji Deguchi

Synopsis: (No. 1 & No. 2)

(1) The author made clear the influences of N & Cb on the properties of LCN-155, S-816 and the similar samples, studying their microstructures as cast and forged, the changes of hardness and structure by solution-treatment, ageing and hot-cold working, their mechanical properties at room and high temperatures, argon arc welding results with the similar electrodes, and researching the micro-hardness of their structure constituents and the electron microscopic structures, when necessary, at last he gave the equilibrium-diagrammatic aspects on these results. (2) At the melting of these samples, the mean of the yielding of Cb was 75%. (3) The influences of Cb on the micro-structures as cast are as follows; in LCN-155, the eutectics appear considerably when Cb was added over 1.0%, and in S-816, they increase remarkably as Cb increases and occupy the area of 1/4-1/3 of the observed field when 6% Cb was added. (4) In the samples as cast and forged, the micro-hardness of the deep etched primary austenite is equal to or a little lower than that of the light-etched austenite around the eutectic, and that of the eutectic, equal to or a little higher than that of the austenite around it. When N and Cb increase, the micro-hardness of each structure constituent increases. (5) When solution treatments at 1,000~1,200°C are carried for 10hr, a little decrease or

\* 日本特殊鋼株式会社

no decrease of hardness at every temperature is observed in the samples with Cb compared with the ones without Cb, that is to say, the formers are better in stabilization. When aged respectively at 600~900°C for 30hr, the hardness decreases rather at 900°C frequently. The suppression of age-hardening by Cb are observed considerably, but there are some examples not so clearly observed. (6) The hot-cold work tests was made as follows; after tensile-loading appropriately, at high temperatures on the test-pieces which are tapered at the place of parallel gauge parts, the loads per unit area, the contraction of area, the hardness and the grain size, at every cross-section of the tapered part, are measured. No monistic change between them is acknowledged, but the difficulties in working are felt a little by addition of N and almost always by increase of Cb. In the former the degree of hardening increases, and in the latter no notable differences or a little decrease are acknowledged as the degree of working. The grain sizes become not always finer as the working amount or N content increases, due to the influences of stress-relief-annealing. (7) According to the high temperature mechanical tests of LCN-155, the tensile strength at room temperature~800°C decreases about 5~2kg/mm<sup>2</sup> by addition of 1% Cb, but recovers generally by addition of about 0.12%N, and no remarkable change is seen when Cb was added moreover. Also, in S-816 and the similar samples, the strength at room temperature~900°C decreases by addition of Cb over about 4%. (8) The author illustrated the above results in considering that, to C, Cb has the most affinity and, to Cb, N has more affinity than C, and that, (Cr, Fe, W, Mo)<sub>23</sub>. C<sub>6</sub> phase becomes more difficult to harden by ageing, when Cb solid-solves in. The results that the eutectics increase remarkably by Cb in the structures as cast was illustrated, too, by assuming the equilibrium diagram. (9) By welding tests, the surfaces of the deposits as welded become more bright as Cb increases and have an appearance as like being polished electrolytically when Cb was added over 6%. To the hardness distribution of the sections of the deposits, Cb has no distinct influence. In the micro-structures, so much influences are not observed except that the eutectics in the deposits increase by Cb. The tensile strengths of the welded samples are considerably lower than that of the forged samples at room temperature, but the difference between them becomes smaller at higher temperature. The influences of N and Cb generally show the same tendency as those of the forged samples, but elongation and contraction are far smaller.

## I. 緒 言

筆者はさきに「耐熱鋼の研究Ⅳ」<sup>1)</sup>において 19-9DL 類似, Timken 16-25-6, LCN-155 (Cb 含まず) の各種熱処理後の硬度, 高温機械的性質, 高温短時間クリープ強さにおよぼす N 約 0.13% 添加の影響について研究報告したが, Timken 16-25-6 におよぼす N の影響についてはさらに詳細に電子顕微鏡的考察とあわせて「耐熱鋼の研究Ⅴ」<sup>2)</sup>に報告した。その後 LCN-155 におよぼす N の影響を追加研究したのでここに続報する。

またこれら以前に研究した LCN-155 は, 資源的關係より, すべて Cb を含有しないものであつた。ところがその後 Cb の入手も可能となり, また当社においては LCN-155 は少量の試作製造の域を脱し, 現場的に 2t 高周波電気炉によつて熔解 (Cb を含む) され, S-816 も実用試験が行われる現段階においては, これらにおよぼす Cb の影響を充分検討しておくことは必要なことであるので, これに関する研究結果をまとめてつぎに報告する。

## II. 試 料

試料は研究用高周波電気炉によつて 8kg 鋼塊を熔製した。その化学成分を第 1 表\* に示す。LCN-155 の N% の変化は窒化フェロクロムの添加によつた。使用したフェロコロンビウムは C=0.11, Cb+Ta=68.60% で, Cb と Ta との分離が困難なために一応両者の合計量のままとした。熔解における Cb の歩留は試料によりかなり相違があり, 58~93% 平均 75% で, Ti のそれより大である。S-816 熔解用金属 Cr は, 不純物の關係で, 輸入品または輸出向国産品を使用した。S-816 類似は S-816 よりも Si, Mn が高く W を含有していない, これは外国製ジェットエンジンの動翼の見本を分析したところ, このような成分のものも使用されていた<sup>4)</sup>ので, 参考のためにその Cb の影響をも検討したのである。

\* 所定の実験のための試料不足または再実験のために追加熔解した試料が多いが, これらの成分は省略する。

第1表 試料の化学成分

| 系               | No. | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | W    | Mo   | Co    | N    |       | Cb  |      |
|-----------------|-----|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|-------|------|-------|-----|------|
|                 |     |      |      |      |       |       |       |       |      |      |       | 配合   | 分析    | 配合  | 分析   |
| LCN-155<br>(N)  | 1   | 0.12 | 0.60 | 1.67 | 0.023 | 0.033 | 19.71 | 19.62 | 3.83 | 2.79 | 19.25 | —    | 0.014 | —   | —    |
|                 | 2   | 0.11 | 0.48 | 1.62 | 0.020 | 0.024 | 20.40 | 19.88 | 2.22 | 3.28 | 19.25 | 0.05 | 0.076 | —   | —    |
|                 | 3   | 0.12 | 0.34 | 1.61 | 0.023 | 0.030 | 20.18 | 19.36 | 2.28 | 2.86 | 19.45 | 0.10 | 0.130 | —   | —    |
|                 | 4   | 0.10 | 0.49 | 1.65 | 0.023 | 0.040 | 20.27 | 19.88 | 2.28 | 2.89 | 19.54 | 0.15 | 0.156 | —   | —    |
|                 | 5   | 0.10 | 0.52 | 1.58 | 0.023 | 0.028 | 19.71 | 20.02 | 2.34 | 2.92 | 19.54 | 0.20 | 0.180 | —   | —    |
| LCN-155<br>(Cb) | 6   | 0.16 | 0.61 | 1.47 | 0.018 | 0.023 | 19.74 | 20.36 | 2.01 | 2.50 | 20.50 | —    | 0.028 | —   | —    |
|                 | 7   | 0.18 | 0.59 | 1.55 | 0.016 | 0.018 | 19.57 | 20.15 | 2.44 | 2.44 | 20.35 | —    | 0.034 | 1.0 | 0.72 |
|                 | 8   | 0.17 | 0.52 | 1.56 | 0.018 | 0.028 | 19.65 | 19.94 | 2.09 | 2.78 | 20.56 | 0.12 | 0.083 | 0.5 | 0.29 |
|                 | 9   | 0.16 | 0.50 | 1.48 | 0.019 | 0.013 | 19.48 | 19.87 | 2.24 | 2.81 | 20.41 | 0.12 | 0.115 | 1.0 | 0.61 |
|                 | 10  | 0.19 | 0.52 | 1.54 | 0.018 | 0.026 | 19.45 | 20.28 | 2.24 | 2.61 | 20.41 | 0.12 | 0.152 | 2.0 | 1.89 |
| S-816<br>(Cb)   | 11  | 0.49 | 0.37 | 0.62 | 0.018 | 0.029 | 18.75 | 19.04 | 3.85 | 2.57 | 42.00 | —    | —     | —   | —    |
|                 | 12  | 0.52 | 0.45 | 0.56 | 0.011 | 0.042 | 18.41 | 18.21 | 3.89 | 2.38 | 41.90 | —    | —     | 1.0 | 0.65 |
|                 | 13  | 0.44 | 0.57 | 0.62 | 0.011 | 0.032 | 18.47 | 18.34 | 4.17 | 2.41 | 41.10 | —    | —     | 2.0 | 1.48 |
|                 | 14  | 0.42 | 0.55 | 0.63 | 0.011 | 0.043 | 17.75 | 18.07 | 4.17 | 2.41 | 41.00 | —    | —     | 4.0 | 3.23 |
|                 | 15  | 0.42 | 0.58 | 0.63 | 0.010 | 0.018 | 17.76 | 17.78 | 3.73 | 2.44 | 40.00 | —    | —     | 6.0 | 4.44 |
| S-816<br>類似     | 16  | 0.42 | 2.15 | 1.54 | 0.016 | 0.029 | 19.55 | 19.47 | —    | 3.51 | 41.30 | —    | —     | —   | —    |
|                 | 17  | 0.44 | 2.24 | 1.53 | 0.011 | 0.032 | 18.67 | 18.34 | —    | 2.70 | 39.20 | —    | —     | 4.0 | 2.88 |

## III. 研究方法

1) これらの試料は一般に鍛延が困難なので、かかる鍛延性の難易判定の参考に資するために、LCN-155 および S-816 の製造組織におよぼす Cb の影響を調べた。

2) またこれらの試料の Solution treatment および Ageing による硬度および顕微鏡組織の変化に関しては、LCN-155 (Cb 含まず) に N 約 0.13% 添加した場合の影響はすでに報告してあるので、ここでは No. 6~17 につき 1,000~1,200°C に 10h まで、600~900°C に 30h まで加熱空冷した場合の Cb の影響を試験した。

3) つぎに Hot-cold work は、S-816 のごとき高合金材に対しては一般には行わないので、LCN-155 の No. 1~10 につきこれに関する N および Cb の影響を調べた。

4) 高温機械的性質に関しては上記 (2) と同様であるので、No. 6~17 につき Cb の影響を試験した。

5) 熔接試験に関しては、Cb の影響がいろいろしいものと推定されるので、No. 6~17 につき、合金にてアノゴンアーク熔接を行い、盛金の硬度および組織の変化、熔接試料の高温機械的性質を調べ、これらの諸性質におよぼす LCN-155 および S-816 の Cb の影響を検討した。

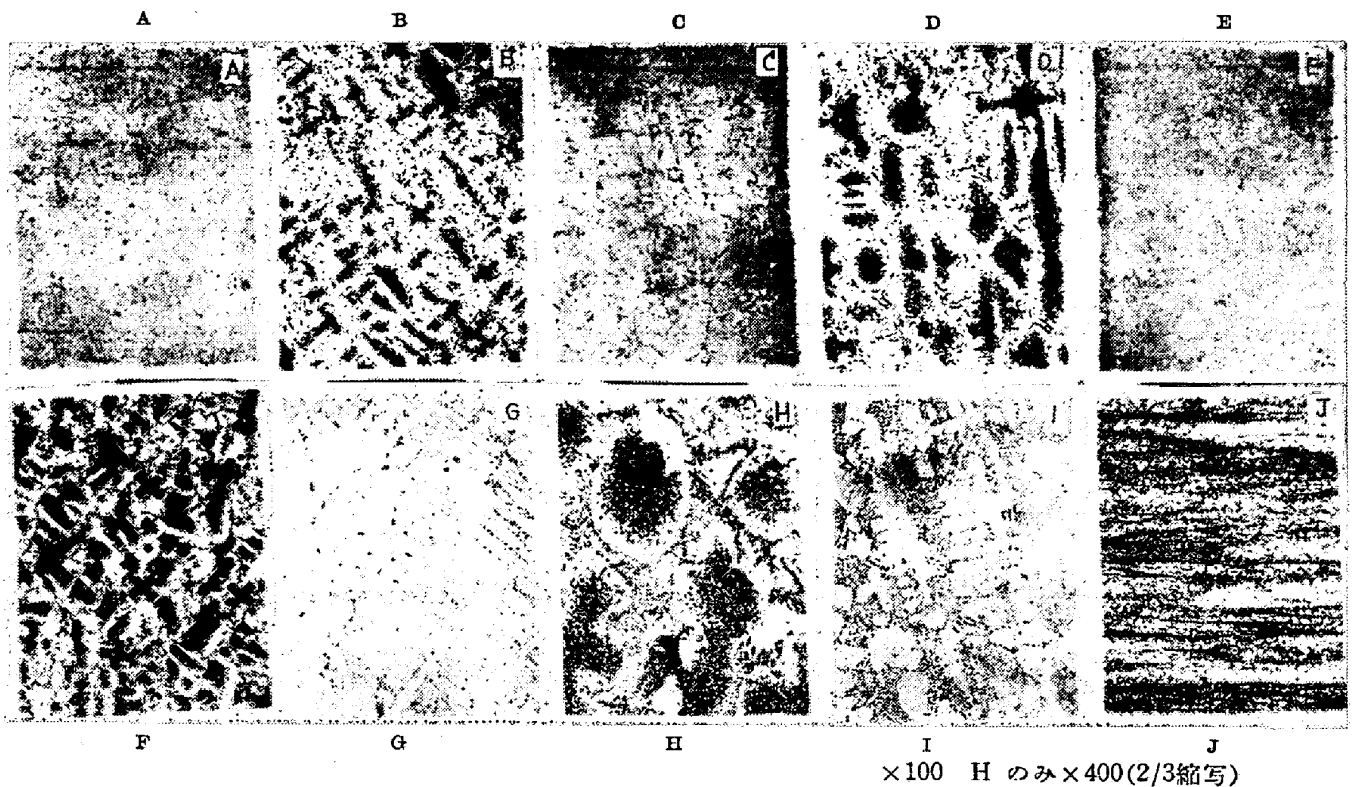
6) 以上の諸試験において必要に応じ微小硬度および電子顕微鏡組織を調べて比較考察に資した。

## IV. 試料の製造組織および鍛延組織

熔製した 8kg 鋼塊で凝固の際最も急冷されたと推定される底部近くを切断研磨し、研磨したままおよび塩化第 2 鉄の塩酸溶液で腐蝕して、製造組織を検鏡した。

まず LCN-155 についてであるが、Cb, N とともに添加しない No. 6 においては、研磨したままではただ介在物が点在するのみであり、腐蝕組織では 1 次オーステナイトは濃く腐蝕され 2 次オーステナイトはほとんど腐蝕されず、これら濃淡の樹状晶とオーステナイト結晶粒界とを認めるのみである。No. 6~9 はこの点大同小異であつて写真第 1 (A) (B) は No. 9 のそれを示す。しかるに Cb 2% 添加の No. 10 においては (C) (D) に示すごとく研磨したままでも樹状晶の間に共晶の析出が明瞭に認められ、従つて鍛延性はこれによつて阻害され、易いことが推定されるので、LCN-155 の標準成分として Cb 1.0% に止めてあるのは、この点からは当を得たことである。

S-816 について見れば、Cb を添加しない No. 11 においては (E) (F) に示すごとく初晶がかなり樹状に析出しており、腐蝕後は若干共晶組織が見られる。しかし Cb の増加に従い共晶組織はいちぢるしく増加し、Cb 4% 配合した No. 14 においては (G) (H) に示すごとく多くなり、さらに Cb 6% 配合した No. 15 では (I) に示すごとく検鏡面々積の 1/4~1/3 は共晶組織



A, B=No. 9) LCN-155 G, H=No. 14  
 C, D=No. 10) S-816 I=No. 15  
 E, F=No. 11 S-816 J=No. 14 (鍛延)

写真第1 铸造組織および鍛延組織

で占められる。共晶組織に Cb がどのような形態で参与しているかは後節において検討するが、要するに Cb の増加により共晶の量が著しく増加する。また No. 16, 17のごとく Si の高いものは Cb が等しくとも共晶組織が多い。

これらの試料の鍛伸したままを検鏡すれば、1次および2次オーステナイトは概して拡散し均一となつているが、共晶組織成分の炭化物が微細に縞状に偏析して、あだかも铸造状態の初晶オーステナイトが縞状に伸びたよう見える。(J) は No. 14 の鍛伸したままの組織を示す。

V. 铸造および鍛伸試料の微小硬度

铸造および鍛伸試料の各組織成分の硬度を微小硬度計により測定した数例を写真2に示す。

先ず LCN-155 について見れば、同写真(A) は No. 6 についてであつて、濃く腐蝕された初晶オーステナイト P.A.=203~209, 腐蝕され難い共晶附近のオーステナイト E.A.=201~221, オーステナイト結晶粒界 G.B.=169~206。(B) は No. 10 で、P.A.=271~293, E.A.=293~310。つぎに S-816 について見れば、(C) は No. 11 で、P.A.=286~289, E.A.=313~325, G.B.=



×400(2/3縮写)

A=No. 6, B=No. 10 LCN-155  
 C=No. 11, D=No. 14 S-816

写真第2 微小硬度圧痕

296~303, 炭化物析出部=329~353。(D) は No. 14 で P.A.=441~447, E.A.=447~487, 共晶部=460~480。

その他の試料についての測定結果をも総合して考察すると、濃く腐蝕された初晶オーステナイトは腐蝕され難い共晶附近のオーステナイトに比し硬度が等しいかあるいは低い、けだし前者は後者に比し融点高く合金元素の固溶少いためと考えられる。しかしてNやCbが増すと両基地ともに一般に硬度が増すのは、NやCbが両基地とともに固溶するためと考えられる。オーステナイト結晶粒界は铸造状態においては基地に比し硬度が等しいかまたは若干低いが、粒界に炭化物等が析出して来ると若干硬度が高くなる。共晶部の硬度がCbの添加量によりかなり広範囲に変化するの、共晶の組織成分の変化にもよるが、同一試料において共晶部の硬度の変化がいろいろしいのは主として共晶部分が圧痕部分よりも充分広いか否かによる影響が多いためのものである。

つぎに鍛伸したままの場合の一例を挙げれば、No.6の濃く腐蝕された縞状部分=280~296, 腐蝕され難き縞状部分=306~329, No.14の濃く腐蝕された縞状部分=336~386, 腐蝕され難き縞状部分=407~435で铸造組織の場合と同一傾向を示す。鍛伸試料を各種熱処理した場合に関しては「耐熱鋼の研究Ⅱ」<sup>2)</sup>のTimken

16-25-6に類似するので省略する。

### VI. Solution treatment および Ageing による硬度および組織の変化におよぼす Cb, N の影響

No.6~17につき、1,000, 1,100, 1,200°Cに各10h Sol. treat. (空冷)を施した状態で、つぎにこれらの試料をそれぞれ600, 700, 800, 900°Cに各30h Ageing (空冷)を施した状態で、硬度および顕微鏡組織を調べた。

#### 1) Sol. treat. における影響

これの硬度変化を第1図に示す。

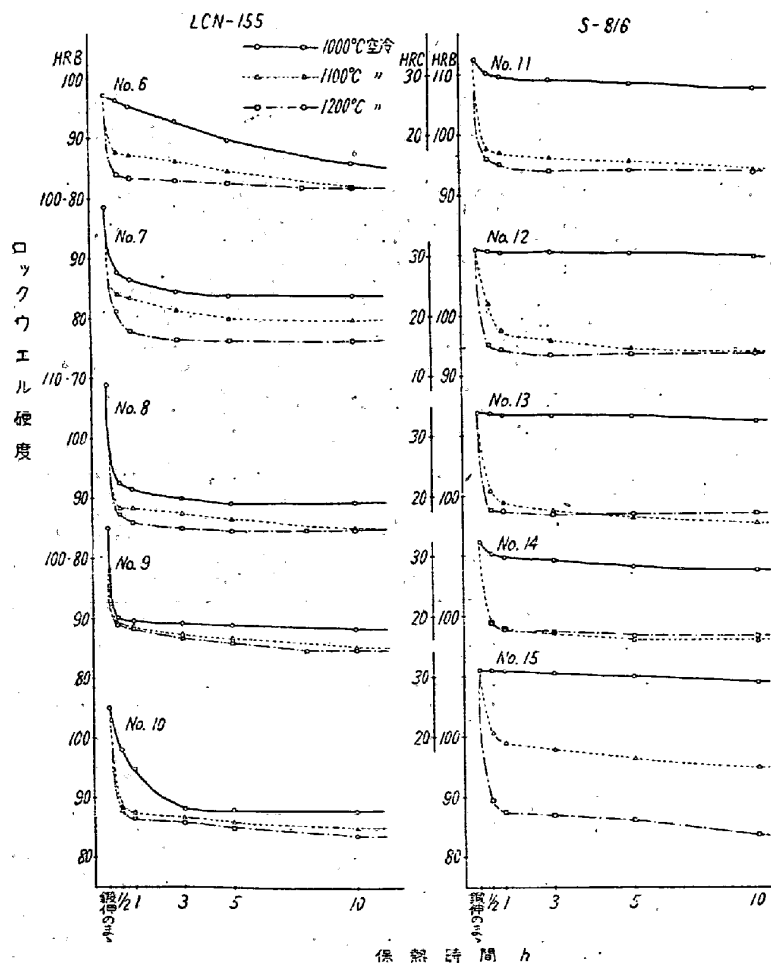
##### a) LCN-155 における Cb, N の影響

No.6に比しCbのみを1%添加したNo.7は、いずれの温度および時間においても硬度が低い。ところでこれら両試料の保熱時間増加による硬度の低下状況は、1,200°Cにおいては両試料ともに速かに一定の値に低下するが、1,000°CにおいてはNo.7はやはり一定の値に速かに落着くのに比しNo.6は徐々に硬度が減少する。またNo.7にNを添加すると硬度はNo.6と同程度にまで増加する。しかして含Cb含NのNo.8~10においてはCbの増加による硬度変化はほとんど認められず、また加熱温度上昇による硬度減少はきわめて少いか、あるいはほとんど認められない。なおこれらの試料では保熱時間増加により硬度が比較的速かに一定の値に落ついてしまうことはNo.7と同様である。

##### b) S-816 における Cb の影響

No.11~14を比較すると、Cbの配合4%まではやはりいずれの温度および時間においてもCbによる硬度変化はほとんど認められず、このことはS-816類似のNo.16~17においても同様である。しかしてこれらの試料では、1,100~1,200°C間ではほとんど硬度差がなく、その値は1,000°C加熱のものに比較すれば判然と低い。Cbを6%配合したNo.15が上記試料と異なる点は、1,000, 1,100, 1,200°Cと加熱温度上昇するに従い硬度が低下していることである。なおこれらS-816のCbを変化したいずれの試料においても、やはり保熱時間の増加による硬度の減少は少い。

以上(a)(b)によれば、Cbの増加により

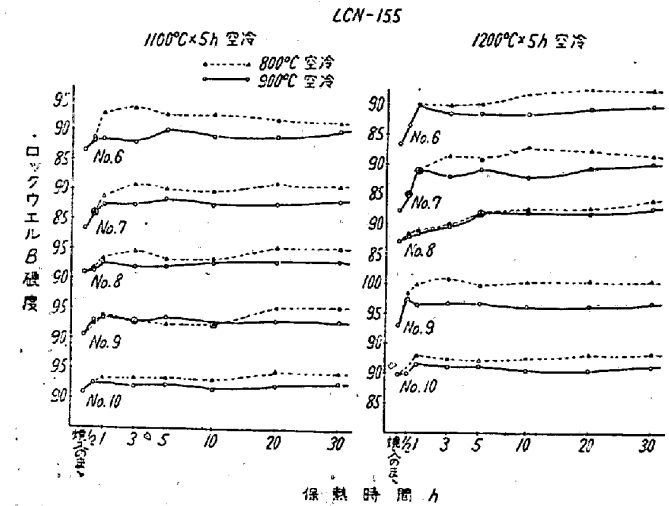


第1図 Sol. treat. の時間による硬度変化

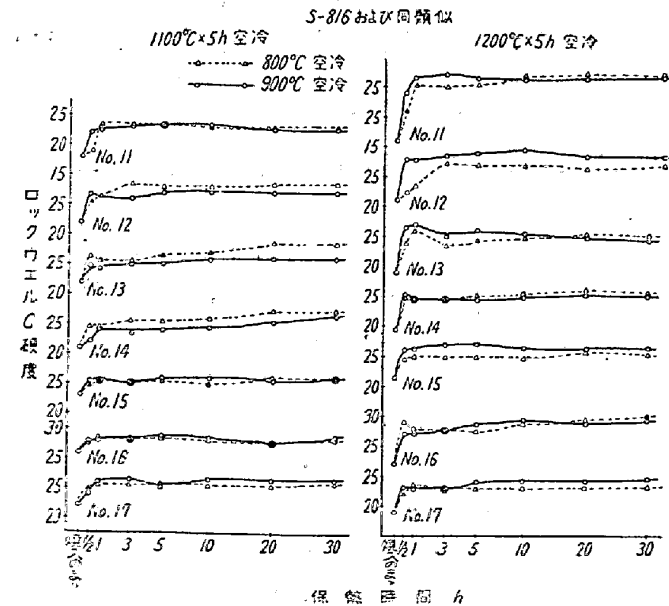
硬度はいずれの温度および時間においても、減少する場合もあるが一般にはほとんど変化しない。また Cb を添加した試料はいずれの加熱温度においても速く一定値に達しそれ以上保熱時間による硬度の減少は少いか、ほとんど認められず、所謂 Stabilization が早い。

2) Ageing における影響

1, 100 および 1, 200°C Sol. treat. をなしその 800 および 900°C Ageing による硬度変化を代表的に第 2 図 (1) (2) に掲げる。一般に Ageing の温度が上昇す



第 2 図 (1) Ageing の時間による硬度変化



第 2 図 (2) Ageing の時間による硬度変化

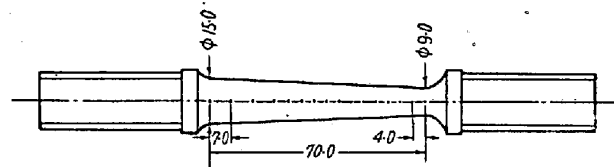
るに従い硬度は 800°C までは増加し 900°C ではかえって低下するが、S-816 の 1, 200°C Sol. treat. の場合は必ずしもこのようになっていない。また 600, 700°C では Ageing の時間とともに徐々に硬度が増加するが、800, 900°C では最初の 1h 程度で硬度が増加してしまいそれ以後はほとんど増加が認められず、またこの硬度

増加率も一般には Sol. treat. の温度が高い程大きい。第 2 図 (1) によれば、No.6 に比し No.7 は Ageing 後の硬度が 1, 100°C Sol. treat. の場合は少しく低いが 1, 200°C の場合は大差がなくなっていること、No.9 に比し過剰に Cb を添加された No.10 は 1, 200°C Sol. treat. の場合には Ageing が抑制されていることがうかがわれる。同図 (2) において、No.12 の硬度が少しく高いのは C のためである。また Cb による Ageing 抑制作用は No.13~15 の比較よりも No.16, 17 の比較において認められる。

VII. LCN-155 の Hot-cold work における N, Cb の影響

1) 試験方法

熔製した 8 kg 鋳塊を  $\phi 20$  mm に鍛伸し、いずれも 1, 000°C  $\times 2$  h, 1, 100°C  $\times 2$  h, 1, 200°C  $\times 1$  h Sol. treat. を施した後、これを第 3 図に示すごとく試験棒に旋削仕上げ



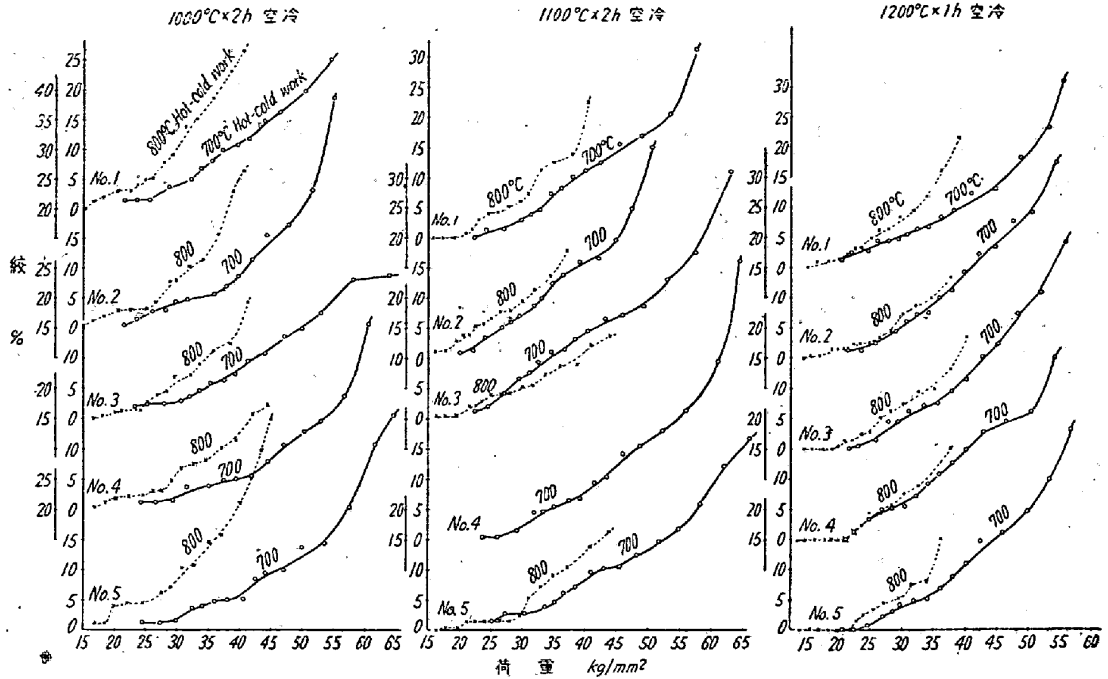
第 3 図 Hot-cold work 試験用試験片(単位 mm)

た。これは引張試験棒における平行部に相当するところに  $\phi 9 \rightarrow \phi 15$  mm のテーパがつけてあり、試験棒に一定引張荷重をかけた場合この間の各断面においては、単位面積当りの荷重が連続的に変化している。これを高温引張試験用チャックにとりつけ、700 および 800°C に 15min 保持後、予備試験によつて定めた適当な荷重をこの温度にて 10min かけておき、つぎに荷重を外して試験棒を空冷し、負荷前にマークした各標点位置における直径を測定してその絞(断面減少率)と単位面積当りの荷重との関係を求めた。つぎにこれらの試験棒の、空冷したままおよびさらに 650°C  $\times 6$  h 加熱歪除去焼鈍を行つた後の各標点位置における硬度および顕微鏡組織を調べ、これによつて Hot-cold work の程度すなわら絞と、加工硬化の程度すなわら硬度および顕微鏡組織との関係を検討した

2) N の影響

No.1~5 につき、Sol. treat. の温度別に、単位面積当りの荷重対絞の関係を第 4 図に、絞対硬度の関係を第 5 図に示す。

第 4 図によれば、単位面積当りの荷重対絞の関係曲線は一般的に、700°C で Hot-cold work するとき

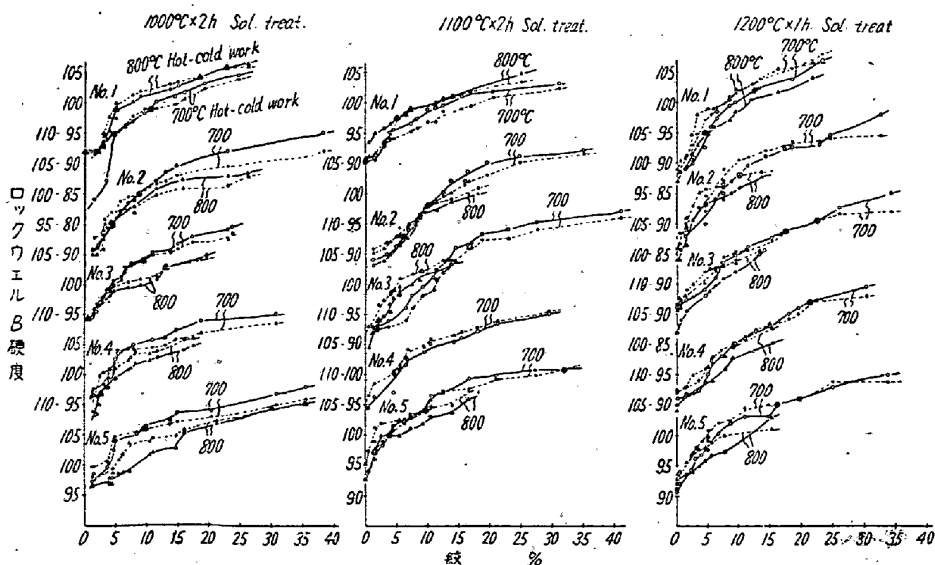


第4図 LCN-155 Hot cold work による単位面積当り荷重と絞（加工程度）との関係におよぼすNの影響

Sol. treat. の温度が高い方が上向く傾向（加工されやすいこと）にあるが、800°Cで Hot-cold work するときは Sol. treat. の温度の影響はほとんど認められない。またこれにおよぼすNの影響としては、700 および 800 °Cのいずれで Hot-cold work するときでも、Sol.treat. の温度にかかわらずNの増加により上記曲線は下向く（加工されにくくなる）か、またはあまり影響が認められず、特に 1,200°C で Sol. treat. を施したものではN

の影響が認められなくなっている。

つきに第5図によれば、絞対硬度の関係曲線は一般的に、700°Cで Hot-cold work するときには800°Cで行ったときよりも上方にある（加工程度等しくとも硬化されやすい）が、この関係は 1,000°C で Sol. treat. を行った場合にははつきりしており 1,100, 1,200°C の場合は認め難くなっている。またこの関係におよぼすNの影響は、Nの増加により上記曲線は上向くがその割合（同一加工度における硬度増加率）は、700°Cで Hot-cold work する場合には約 0.13~0.15% まではいちぢるしく認められ、800°Cで Hot-cold work する場合には Sol. treat. の温度が高ければかかる硬度増加率は大きい。



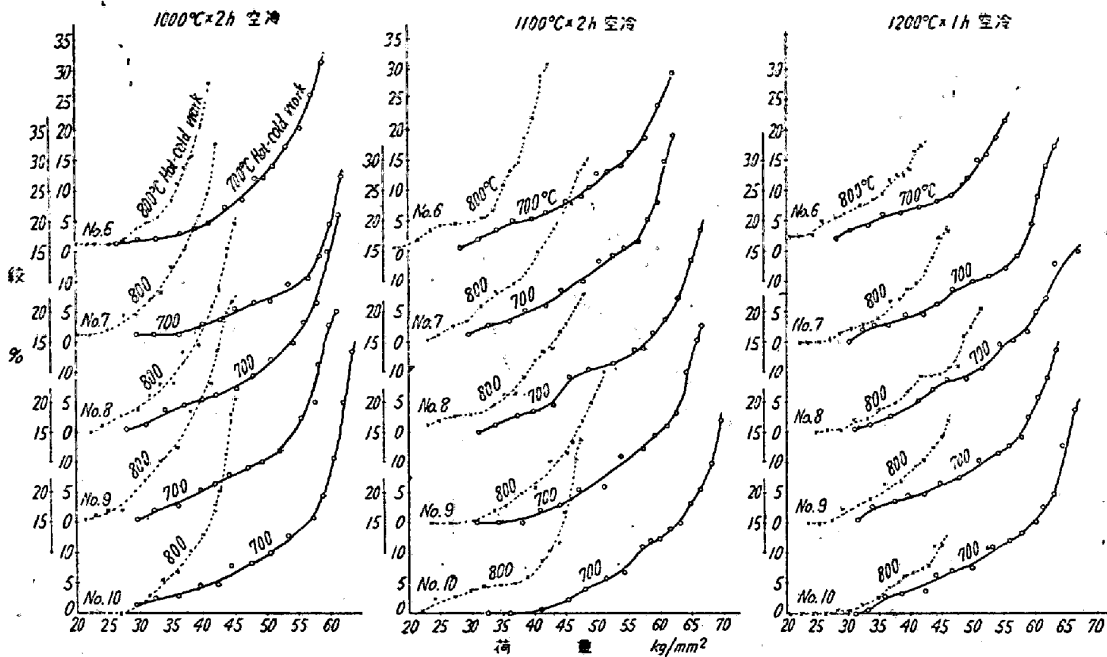
700 & 800°C Hot-cold work  
650°C x 6h 歪除去焼鈍  
第5図 LCN-155 Hot-cold work による絞（加工程度）と硬度（加工硬化程度）との関係におよぼすNの影響  
{実線 Hot cold work のまま  
点線 歪除去焼鈍したもの

なお Hot-cold work 後歪除去焼鈍すれば、硬度がつねに低下するとは限らず増加する場合もあるのは、析出硬化によるものと考えられる。

### 3) Cbの影響

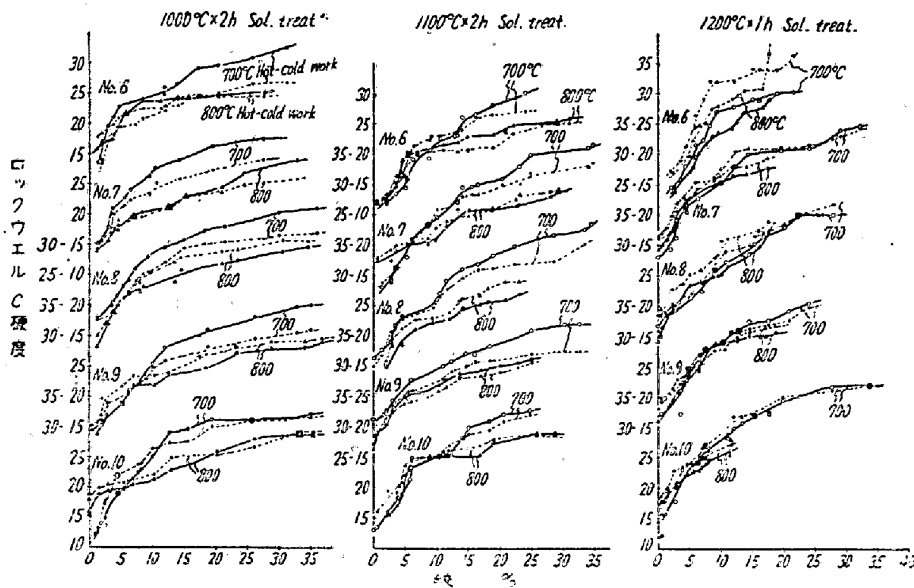
No.6~10 についての前節同様の試験結果をそれぞれ第6, 7図に示す。

まず第6図によつて見れば、No. 6 に比しこれに Cb のみを添加した



第6図 LCN-155 Hot-cold work による単位面積当り荷重と絞 (加工程度) との関係におよぼす Cb の影響

歪除去焼鈍により、硬度は、Hot-cold workの温度が800°Cの場合には大差なく700°Cの場合には絞の大きいところで低下がかなり認められるが、1,200°C Sol. treat. ではないずれでも認められなくなっている。また Hot-cold work の温度の影響は、一般に 700°Cの方が800°C



700&800°C Not-cold work 650°C x 6h 歪除去焼鈍 { 実線 Hot-cold work のまゝ、点線 歪除去焼鈍したもの

第7図 LCN-155 Hot-cold work による絞 (加工程度) と硬度 (加工硬化程度) との関係におよぼす Cb の影響

に比し硬度が高く出ているが、これも 1,200°C Sol. treat. では差異がなくなり、また Cb の多い試料でも差が小さくなっている。

4) 結晶粒の変型

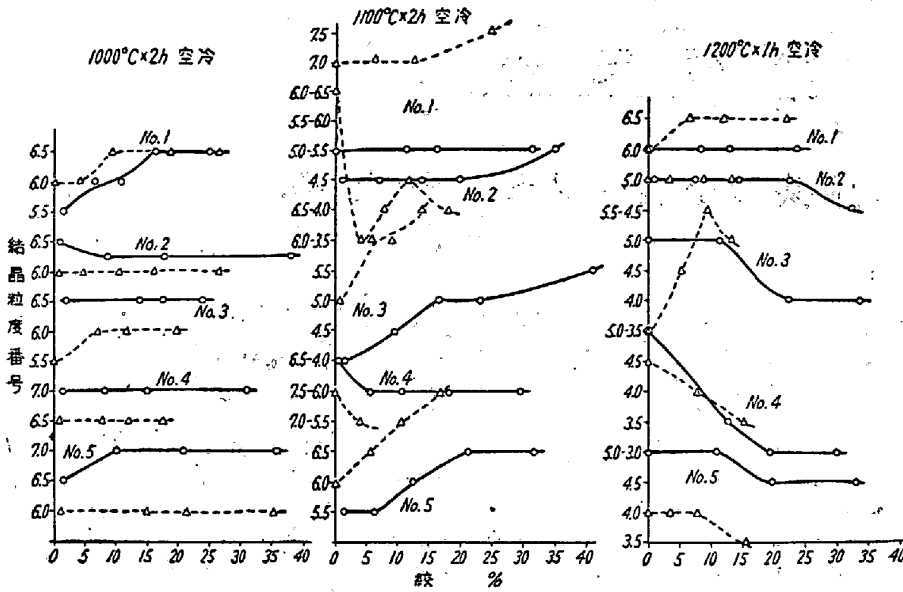
上記した Hot-cold work の試験残材を縦方向に中心線にそって切断し、縦断面を研磨検鏡し、絞の変化すなわち加工の程度と、結晶粒の変形程度との関係を調べた。結晶粒の大きさは学振の結晶粒度標準図による粒度番号をもつて表わしたが、結晶が負荷方向に細長く歪んでいるものは、負荷方向と直角方向における断面の粒の大きさをもつて示した。これらの結果を、No.1~5については第8図(1)に、No.6~10については同図(2)に示す。

No.7 は、一般に荷重対絞曲線は下側に来る、すなわち加工され難くなるか、あるいは大差がない。しかしてこれにNを添加し、またさらに Cb を増した場合にも、概して加工され難くなっているようである。

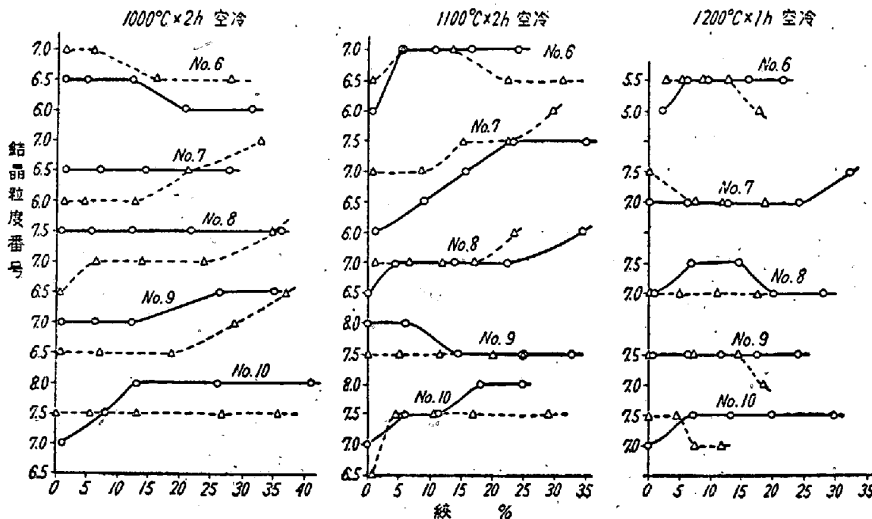
つぎに第7図によれば、No.6 に比し No.7 は、これにさらにNを添加した場合と同様に、加工硬化率が少しく増しており、No.8~10 のように Cb を増した場合には大差がないかあるいは若干減少する場合がある。

第8図(1)によれば、1,000°C Sol. treat. のものは一般に粒が小さくまた加工による粒度の変化があまり認められない。1,100°C Sol. treat. のものは、No.1 では加工により粒がほとんど変化せず、Nを多く添加したものでは加工程度の異なる程粒が細くなっているようであるが、No.2の 800°C Hot-cold work のように、必ずしもこのようになっていないものもある。1,200°C Sol. treat. のものにおいては、N量少い試料ではやはり加工





700° & 800°C Hot-cold work {実線 700°C  
650°C x 6h 歪除去焼鈍 {点線 800°C  
第8図 (1) LCN-155 Hot-cold work による結晶粒変形程度に  
およぼすNの影響



700 & 800°C Hot-cold work {実線 700°C  
650°C x 6h 歪除去焼鈍 {点線 800°C  
第8図 (2) LCN-155 Hot-cold work による結晶粒変形程度に  
およぼすCbの影響

による粒度の変化が少いが、Nを多く添加した試料では加工が進むとかがえて粒の粗くなるものがある。

Hot-cold work の温度による粒度の一元的関係は認め難い。

さて加工により粒度が不規則的の変化を示す原因を考察すればつぎのとおりである、すなわち結晶粒の成長は加熱温度、時間の外に残留歪にもよるが、残留歪と結晶粒の成長とは比例せず、粒の成長を最も促進する残留歪の量は各材料により異なる。

No.1~5 は主要合金元素においてはほとんど変わらないがNが異なる。ところでNの添加量により結晶粒の大きさがかなり変化することは既に前報<sup>1)</sup>に示したところであるから、これらの試料は結晶粒の大きさという

点から考えればそれぞれ相当に変化に富んでおり、従つて残留歪が結晶粒の成長を促進する程度も相当に異なる結果、このように加工度により結晶粒の不規則的変化を来たすものがあると考えられる。一般に混粒が多く、試験片の標点間のある位置では明らかに結晶粒の成長途中にあると思われる試料がある。写真第3(A)(B)はNo.3の1,200°C Sol. treat. 後 700°C Hot-cold work, 650°C 歪除去焼鈍した試片の絞0および34.2%の位置の結晶粒を示す。絞34.2%のところでは、粒は負荷方向にいちぢるしく歪んではいないがしかし相当大きくなつてい

る。  
結晶粒度に対するCbの影響は、N程いちぢるしくないので、第8図(2)にその測定結果を掲げるに止める。(続く) (昭和29年7月寄稿)



写真第3 ×100(2/3縮写)  
Hot-cold work による結晶粒の変形

A = No.3 (LCN-155), 1200°C Sol. treat., 700°C Hot-cold work (絞0%), 650°C 歪除去焼鈍

B = No.3(LCN-155), 1,200°C Sol. treat., 700°C Hot-cold work(絞34.2%), 歪除去焼鈍