NIPPON KINZOKU GAKKAI-SI

Vol. 4, No. 10, October 1940

日本金屬學會誌

第4卷 第10號 昭和15年10月

研 究

金屬材料の不連続變形

壽 時 富 彌*

Tomiya Sutoki : On the Serrated Elongation in Different Metals. The load-elongation diagram of a soft steel tested at the temperature of blue shortness indicates continuous serrations after yield point up to the breaking stage. Although this phenomenon has been widely investigated, no satisfactory explanation has yet been given. Moreover, such a serrated deformation is not peculiar for a low carbon steel, as it is observable in some ferrous and non-ferrous alloys tested under a suitable condition. In order to contribute some light for this problem, the present author has studied it with carbon steels of various compositions and structures, some special steels, single crystals of iron, duralumin, brass, copper, nickel, aluminium and zinc at temperatures ranging from the liquid nitrogen to the red heat. From these experiments two cases are classified for the serrated elongation. The one case is that when the materials having, to a certain extent, impurities or structural flaws are tested at a proper temperature and under a slow rate, if possible. The other is observable when the metals of high purity are tested at a rate as quickly as possible. These results are explained as follows:— In the former case the crystal grains are temporarily brought to an unstable state, by concentrated stress due to notch effect and in the latter case they are brought successively to an unstable state by overstress due to rapid loading and followed by yielding.

(Received May 16, 1940)

I. 序 言

一般に金屬材料の荷重對伸圖に於ける曲線の形は温度、速度等試験條件に依つて著しく影響される。200～300°の温度に於て軟鋼の引張試験に際して認められる現象は殊に著しく、降伏點以後切斷點に至るまで多數の不連続が現れる。

湯淺博士⁽¹⁾はアームコ鐵、0.19～1.1%炭素鋼、タングステン及びニッケル鋼、70/30眞鍮に於て不連続變形を認め、共析鋼、銅、鑄鐵、不銹鋼、40/60眞鍮、デュラルミンに於てはこれを認めなかつた。而してこの現象は硬い物質と軟い物質とより成る不均一組織に由るものと解釋した。

F. Körber⁽²⁾, A. Nádai⁽³⁾ 及び黒田博士⁽⁴⁾等は主とし

て軟鋼の降伏と Lüders 線の出現との研究より不連続變形に對し次の解釋を下した。即ち極軟鋼に於ては地鐵は硬く脆い粹組の組織で取圍れて居り、降伏點に於て先づこの境界組織が破れ内部の地鐵はこの應力を支へ切れずして急速に迂るため降伏が現れる。従つてこの見解に依れば境界は略完全な網目組織を作つて居り、少くとも降伏點までは荷重は主として層狀の境界組織に依つて支へられることになる。しかし斯様な極めて薄い層狀部分に試験片の強さの大部分を歸せしめられるかは疑問であるので、その後更に他の學者に依つてこの問題が研究された。

(2) F. Körber, Internat. Congr. Test. Materials, Amsterdam, (1927), 39.

(3) A. Nádai, Der bilsame Zustand der Werkstoff; J. Iron & Steel Inst., 132 (II) (1935), 92.

(4) 黒田正夫, Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Research, 17 (1931), 111.

* 東北帝國大學金屬材料研究所

(1) 湯淺龜一, Jour. Faculty Eng. Tokyo Imp. Univ., 18 (1930), 271.

河合博士⁽⁵⁾は各種金属材料の降伏と時効との関係に就いて実験し不連続変形を認めたが降伏現象の生因に関しては詳細な説明を示して居ない。

H. Quinney⁽⁶⁾は最高級の Yorkshire 鐵に就いて常溫に於て 75 時間と 2 分間との試験時間にて引張試験を行った所、前者は伸及び降伏點は共に低いが抗張力は高く、即ち脆くなると共にその荷重對伸圖に多數の不連続が現れ、青熱脆性溫度に於ける結果と類似であつた。又 0.15% 炭素鋼に就いて 135 時間、2 分間及び 5 秒間の試験を行った所、降伏點及び伸は長時間試験の場合は前同様低下したが線圖の徑路は何れも略同一で Yorkshire 鐵に於ける程著しい差は現れなかつた。更に Yorkshire 鐵を 930° より水焼入して通例の速さにて試験した結果は降伏點も不連続も共に現れず銅又はアルミニウムの場合と同様平滑な曲線であつた。但し Quinney はこれ等の現象の生因に関しては何等觸れて居ない。

W. Enders 及び W. Lueg⁽⁷⁾は 0.03~0.09% の 6 種の極軟鋼及び共析鋼、デュラルミン等に就いて壓電装置を併用し、引張試験に依つて常溫より 320° の溫度範圍で不連続現象を調べた。兩氏はこの現象は析出に因するものとの豫想で実験したが、これを確認することが出来兼ねた。即ち極軟鋼に於ては供給状態で析出物の存在が顯微境的に何等認められなくとも、又これを 200° に 790 時間或は 680° に 460 時間の焼鈍その他種々の熱處理を行つて析出物の存在を明識し得る状態にしても共に荷重對伸圖に不連続が續出した。而してこの不連続の數は窒素或は酸素の含有量と關係あるものゝ如く、これ等の瓦斯含有量の多い鋼に於ては熱處理を變更しても影響は殆ど認められないが、瓦斯量の少い鋼は不連続段階は小さく、最多數の段階の現れる溫度は上昇し、且低溫に極めて長時間焼鈍すれば不連続は殆ど消失した。共析鋼では不連続は現れなかつた。デュラルミンの常溫に於ける實驗では析出と關係あるものゝ如く、即ち供給状態のもの及び調質して析出の完了せるものでは不連続は現れなかつたが、450° より水焼入直後の試験片に於ては線圖は最初平滑であつたが、荷重が或る値に達すれば以後多數の不連続が現れ、且その大きさは荷重と共に漸次増加し軟鋼の場合と同様な形になつた。450° より徐冷すれば析出が一部起きるため段階は次第に小さくなつた。斯様に著者等は不連続変形の生因に對して析出に着目したが總括的には確認することが出来なかつたので詳細な解釋を下し得なかつた。

C. F. Elam⁽⁸⁾は鐵、銅、銅及びデュラルミン等に就き試験速度の降伏に及ぼす影響を研究したが、鐵及び銅に於ける降伏點の現れる原因に就いては何等説明して居ない。

降伏、特に鐵及び軟鋼に現れる降伏は古來より周知の現象であるが、現今未だ一般的な説明は無く、只前記 Körber, Náday, 黒田博士等の説が提出されて居るに過ぎない。近年金屬單結晶の製作が成し遂げられて以來各種の金屬に就いて變形機構が研究され、更に岩鹽結晶の強さの問題と關聯して迂り機構に對し A. Smekal,⁽⁹⁾ R. Becker⁽¹⁰⁾, E. Orowan,⁽¹¹⁾ G. I. Taylor⁽¹²⁾ 及び M. Polanyi⁽¹³⁾ 等は從來と別種の解釋を試みた。これ等の理論はその詳細の點に於ては互に異なるが、迂りは結晶構造の缺陷箇所より開始し、これが移動する現象と解する點は共通である。金屬材料に於ける降伏の有無或はその機構をこれ等の迂り理論を根幹として更に廣範圍に互つて吟味して見る要がある。

II. 實驗結果

實驗は Amsler 5 種の試験機で行つた。本研究には引張速度を十分小さく且一定に保持することが要件なので、蓄電池を電源にせる直流電動機に依る減速装置を取附けた。斯くして試験片の伸速度は 0.01%/min まで低下され、以下特に附記せる場合の外は約 0.1%/min の速度で實驗し、又自動記録装置の伸の尺度を通例の數倍に擴大して荷重對伸圖を畫いたものである。高溫試験には普通のニクロム線電氣爐を使用し、低溫試験には二重壁恒溫槽内でアルコール又はペンタンを蛇管を通る液體窒素にて適宜冷却して行つた。但し -150° 以下液體窒素の溫度までの實驗には、適當な冷却液が無いため次の工夫を行つた。即ち外徑約 100mm、肉厚約 30mm の銅圓壩の圓周上約 15mm おきに堅に孔を穿ち、上下の孔口をそれぞれ交互に連結して液體窒素の通環通路とする。これをデュワー容器に入れ、試験片と圓壩の空隙には銅の細片を充填する。そこで注意して液體窒素の量を加減すれば -150~-190° にて數時間に互る實驗に於ても溫度の偏差は 2° 以内に留めることが出来た。試料は各種炭素鋼、デュラルミン、銅、眞鍮、ニッケル等が主で、

(5) 河合匡, Sci. Rep., **22** (1933), 354.

(6) H. Quinney, Engineer, **157** (1934), 332.

(7) W. Enders, W. Lueg, Mitt. K. W. I. Eisenf., **17** (1935), 77.

(8) C. F. Elam, Proc. Roy. Soc. (London), A **165** (1938), 568.

(9) A. Smekal, 論文は多數あり、その總括的なものは, Handb. d. Phys., **24**, II, Kap. 5.

(10) R. Becker, Phys. Z., **26** (1925), 919; Z. techn. Phys., **7** (1926), 547.

(11) E. Orowan, Z. Phys., **89** (1934), 605; **97** (1935), 573; **98** (1935), 382.

(12) G. I. Taylor, Proc. Roy. Soc. (London), A **145** (1934), 362.

(13) M. Polanyi, Z. Phys., **89** (1934), 660.

その他二三の特殊鋼、純アルミニウム、亜鉛等をも試験した。試験片は径 5mm、平行部の長さ 60mm の寸法である。以下各材料別に試験結果を記す

(1) 鐵及び炭素鋼

前述の如く鐵及び軟鋼に就いては古より多數の研究が發表されて居るが、本實驗に於ても先づ焼鈍状態のものに就き常溫以上 400° 附近の範圍に互り類似の試験を繰返して見た。代表的な一例を示せば Fig. 1 で、これはアームコ鐵を 208° にて

Fig. 1 Armco Iron at 208°.

試験せる結果で、線圖は平滑ではなく、降伏點以後切斷の直前まで不連続的徑路をとり、且この段階の大きさは伸と共に次第に増加して居ることは注目すべき點である。種々の炭素量のスエデン鋼に就いて同様の實驗を行つた結果に依れば斯様な不連続點に於ける荷重急落の大きさは炭素量の多い程概して小さい。例へば Fig. 2 は 0.8% 炭素鋼の 190° に於ける結果、Fig. 3 は 1.4% 炭素鋼の 201° に於ける結果で⁽¹⁴⁾、これ等を Fig. 1 と對比すれば不連続の数も大きさも共に減少して居るのが認められる。尚

Fig. 2 0.8% Carbon Steel at 190°

Fig. 3 1.4% Carbon Steel at 201°

1.1, 1.3 及び 1.4% 炭素の超共析鋼の結果は大差無かつた。更にこれ等を母材として 1.86 及び 2.21% の高炭素の試料を高周波電氣爐にて製作して同様の實驗を行つたが、試験溫度が比較的低い間は降伏點は明瞭に現れたが、以後の不連続は各試験溫度を通じて殆ど認められなかつた。炭素鋼に於ては斯様な不連続の数も大きさも共析鋼以上に炭素量の増加するにつれて次第に減少して遂に認め難くなるものか否かは深く吟味しなかつた。その一理由は、炭素量が多くなれば前記の如く變化は小さく識別が困難になり、且同一組成の試験片を同一條件で試験しても常に同一結果が得られなかつた爲である。

(14) これ等の溫度附近にてそれぞれ不連続は最も著しく現れる。

次に各炭素鋼に於て降伏點以後に不連続が荷重對伸圖に出現し始める溫度並に消失し終る溫度と炭素量との關係を調べた結果は、Fig. 4 に示す如く炭素量の増加と共に

Fig. 4

に前者は次第に上昇し、後者は次第に下降し、超共析組成になれば殆ど變化しない。勿論上述の様にこの現象は構造成性のた

め斯様な境界線の位置は再現的なものではなく、材料の供給が異なれば若干の移動は免れないが、不連続變形の可視的に現はれる溫度範圍は炭素量の増す程狭まり、共析組成以上では幾分廣がるものゝ様である。

常溫加工に依つて降伏點は變化する故、これに關聯して不連続出現の溫度も影響されるであらうことは容易に想像される。これを調べるにはその溫度が廣範圍に互る材料の方が好都合である故、アームコ鐵を空氣鏈にて常溫加工して使用した。その結果は加工前のものに比して不連続の大きさも数も共に減少し、且その出現開始溫度は上昇した。即ち常溫加工は炭素量を増加したと類似の効果を與へる。但し試験溫度が上昇するにつれ加工影響殊に内部歪が除去される爲か、不連続消失溫度は加工前に比し大差無かつた。

次にフローデン鐵を眞空焼鈍を行つて 200~230° で試験した。加熱時間が 30 分程度では Fig. 5 に示す如く普通の場合と何等差は認められなかつたが、それが 24 時間に互れば、Fig. 6 に示す如く降伏點並に引續き現れ

Fig. 5 Flodin Iron Annealed for 1/2 hr. in Vacuum.

Fig. 6 Flodin Iron Annealed for 24 hr. in Vacuum.

る不連続の大きさも数も共に著しく減少し、圖形は略平滑な徑路を取り、次で最高點附近に至つて始めて著しい不連続が現れた。更にこれを種々の時間水素氣中にて焼鈍して同様試験した。代表的結果を二三示せば次の通りである。即ち Fig. 7 は 950° に 24 時間加熱せるものを 200° にて試験せる結果で、不連続段階は著しく減少した

ことが認められる。加熱時間が延長するにつれ段階の大きさも数も共に漸次減少する。Fig. 8 は 120 時間同様加熱して 200° にて試験せる結果で、不連続段階が極めて小さ

Fig. 7 Flodin Iron Annealed for 24 hr. in Hydrogen.

Fig. 8 Flodin Iron Annealed for 120 hr. in Hydrogen.

い上に、更に注目すべきは降伏点が不明瞭になることである。この加熱時間が 24 時間程度に於ても線圖が Fig. 8 の如く略平滑になつたものもあつた。又長時間水素氣中にて焼鈍せる後、引續き高度真空中にて 1~2 時間加熱し残留水素を成る可く取り去り同様の實驗を繰返したが結果には大差無かつた。

以上は何れも波來土組織の試料に就いて行つた實驗であるが、セメントを球狀化せば線圖は如何に影響されるかは興味あることである。Fig. 9 は略共析組成の炭素鋼を 770° に約 1 時間焼鈍後、

Fig. 9 0.9% Carbon Steel Annealed for 1 hr. at 770° .

150° にて試験せる結果で、降伏点以後切斷點に至るまで段階的變形が行はれて居る。その組織は Fig. 10 に示す様に波來土組織である。同材料を焼鈍後 730° に 24 時間加熱した所、Fig. 11 に示す通りセメントは略完全に球狀化した。これを 150° にて試験せる結果は Fig. 12

Fig. 10

Fig. 11

である。これを Fig. 9 と比較して見れば、球狀化に依つて概して軟質になつた爲不連続は可なり増大して居ることが目立つ。加熱時間を 4 時間に短縮した所、Fig. 13 に示す如く一部だけ球狀化した組織が得られた。これを同

様 150° にて試験せる結果は Fig. 14 に示せる如く、不連続段階の大きさは更に幾分増加せる傾向が認められる。0.3% 炭素鋼に就いても同様の實驗を 170° にて行つたが、それ等の結果は共析鋼の場合と一致した。

Fig. 12 0.9% Carbon Steel Annealed for 24 hr. at 730° .

Fig. 14 0.9% Carbon Steel Annealed for 4 hr. at 730° .

Fig. 13

Fig. 15 0.4% Carbon Steel Annealed for $\frac{1}{2}$ hr. at 820° .

熱處理に由る影響を更に吟味するために、0.4% 炭素鋼を種々熱處理して試験した。その結果の代表的な二三を次に示す Fig. 15 は 820° に 30 分間焼鈍せるものを 200° にて試験せる結果で、不連続變形を明かに示して居る。 840° より水焼入せるもの及び焼入後 $400\sim 610^{\circ}$ の温度範囲で 0.5~6 時間焼戻せるものに就いての結果

Fig. 16 0.4% Carbon Steel Quenched in Water from 840° and Tempered for 2 hr. at 660° .

は、焼戻温度が高まるにつれ比例限に於ける線圖の屈曲が著しくなり、局部收縮が生じ伸が漸次増すのみにて、降伏は現れず線圖は何れも平滑であつた。焼戻温度を更に上昇し、 660° に 2 時間保持せる試料の結果

は Fig. 16 に示す如く降伏点は明瞭に現れ不連続變形が少しく繼續して居る。焼戻温度を更に高め、 700° に 30 分間保持せる試料を同様 200° にて試験せる結果は Fig. 17 で、前圖と比較せば不連続の段階は著しくなり、焼鈍

状態のものよりも大きいことが認められる。

焼戻温度に由るス様な相違は組織に關聯するものと考えへるのが妥當であらう。Fig. 18 及び 19 はそれぞれ

Fig. 17 0.4% Carbon Steel Quenched in Water from 840° and Tempered for ½ hr. at 700°.

Fig. 16 及び 17 に對應せる試験片の組織にして、後者の方が粗く幾分不均質であることが認められる。尙組織の粗密と線圖の不連続經過との關係を更に明確にするため、0.4% 炭素鋼に就いて焼入温度及び焼戻温度を共に一定にし、焼戻時間を種々變更し又焼入操作を多少手加減して、粗粒破

ではあるが均質度の幾分相違せる組織の試料を作り實驗した。その一例を示せば Fig. 20 及び 21 で、共に焼入及び焼戻温度はそれぞれ 840° 及び 660° である。前者は後者に比し均質な組織であることが認められる。これ等を 200° に於て試験せる結果はそれぞれ Fig. 22 及び 23 で、前者には僅少な不連続が降伏點附近に現れて居り、後者にはこれは顯著に現れて居る。尙 Fig. 18 をも對照す

めた場合の結果も全く同様であつた。

以上の結果より見れば不連続變形の有無は組織の僅少な不均一に依存することが推察される。即ち組織が十分均一であるか或は著しく不均一なものに於ては荷重對伸圖は共に平滑で、或る適度の不均質な状態のものにのみ線圖に不連続が現れることが認められる。以上は不連続が最も顯著に現れる温度にて試験せる結果を記したが、試験温度が變れば不連続出現の様子も勿論變るが、これは内容の本質的變化を意味するものではないと思考される。

Fig. 22 0.4% Carbon Steel Quenched in Water from 840° and Tempered at 660°

Fig. 23 0.4% Carbon Steel Quenched in Water from 840° and Tempered at 660°

(2) デュラルミン

荷重對伸圖の段階的徑路と組織との關係を、前記炭素

Fig. 18

Fig. 19

Fig. 20

Fig. 21

れば、この組織の均一度は丁度 Fig. 20 及び 21 の中間にあり、それに對應してその不連続の現れ方も兩者の中間にあることが知られる。焼戻温度を 700° に高

鋼の場合に關聯して更に吟味する目的でデュラルミンに就き種々の條件のもとで試験した。試料の組成は Cu: 3.83, Mg: 0.55, Si: 0.57, Mn: 0.52, Fe: 0.23% である。

Fig. 24 Duralumin Heated for 5 hr. at 500° and Cooled in Furnace.

先づ常温に於ける結果の代表的のものを示す。Fig. 24 は 500° に 5 時間加熱して爐中冷却せる試験片の結果で、段階は始めは小さく接續して現れ、變形が進行するにつれ大きくなり且間隔も増大して居る。加熱時間を短縮すれば段階の大きさは

一様に減少する傾向があるが、定性的には何れも同一である。加熱後冷却を早く行ふ程段階の大きさは漸次減少する。空気冷却では尙不連続経過は認められたが、 500° より水焼入れせる試験片に於ては本実験の精密度では略平滑な線圖となつた。 500° より水焼入れ後種々の温度に0.5~24時間に亙つて焼戻せる試料に就いて更に試験した。焼戻温度が 300° までは線圖は略平滑であるが、 350° に6時間焼戻すれば幾分平滑でなくなる。但し段階を指摘することは困難である。焼戻時間を24時間に延長すれば、段階は明瞭に認められる。その様子は Fig. 24 と類似して居る。これ等の結果は顕微鏡組織と關聯して居る。即ち前者に於ては析出物を顕微鏡下に確認することは可なり困難であるが、後者に於ては容易に識別される。

焼入温度を 500° より低下するにつれ、異相の析出は次第に増加し、これに關聯して線圖の段階が漸次顯著になる。 450° ~ 400° より焼入れせるものは殊に夥しく不連続が現れる。その一例を示せば Fig. 25 で、これは 500° より 400° まで約4時間を要して冷却し、次で水焼入れし直

Fig. 25 Duralumin Quenched in Water from 400° .

ちに試験せる結果である。焼入温度を更に低下すれば不連続は反つて減少する。例へば 350° より焼入れせるものも爐中冷却せるものも大差無く

Fig. 26 Duralumin Quenched in Water from 400° and Tempered for 8 hr. at 140°

變形は試験温度と不可分の關係にあることは容易に首肯される。即ち 400° より水焼入れせるものを 53° の溫水中で試験すれば、段階は明瞭に現れるが、温度を 100° に高めれば段階は極めて微小となり、 140° に於ては線圖は略平滑になつた。常溫以下は實驗しなかつたが、簡單のため唯液體窒素中に於てのみ試験せる結果は、上記の焼入

せる試料の線圖は大體平滑で、稀には極く微小な不連続が認められたものもあつた。

更に3.87% CuのAl-Cu合金に就いても各種の條件のもとで試験した。これ等の結果はデュラルミンの場合と比較して種々數量的に僅少の相違は認められたが、現象の本質は全く一致して居た。

以上の結果より先づ知られることは、荷重對伸圖の不連続的徑路は時効硬化と直接關係無く、異相が析出して或る大きさに發達せる組織のものに夥しく現れることである。換言すれば熱處理炭素鋼の場合と同様に、この現象は材質の組織と密接な關係があり、且可視大にこれを認め得るには、適當な温度範圍にて試験しなければならない。

(3) 鐵 單 結 晶

荷重對伸圖の不連続的徑路が試験片の組織に依存することは、一定試験條件のもとに於て應力分布と密接な關係あるものと思考される。この見解の當否を吟味するには單結晶及び數個の結晶より成る試験片に就き同様の實驗を行ふのが一法であらう。即ち試験片の斷面が二三の結晶より成るもの、或は單結晶に可視大乃至顯微鏡大の粒子が介在せるもの等に就き實驗すれば、定性的ではあるが應力分布の種々異なる條件のもとに於ける結果を比較し得る筈である。この想念のもとに鐵單結晶を作つて實驗した。

フーデン鐵、0.1~0.2% 炭素鋼等を以つて再結晶法で單結晶を作つた。試験片は脱炭加熱前に平行部の徑8mm 長さ70mmの通常の形狀に仕上げたものである。尙本實驗に對しては各結晶の結晶學的方向は特に測定しなかつた。

試験は常溫より 200° までの範圍に互に一通り行つたが、元來單結晶は變形し易い故、多結晶體の結果と照應するには後者の試験温度よりも低い方が適當である。それで單結晶の試験は多く 94° で行つた。その二三の代表的結果を次に記す

常溫に於ける線圖は從來の結果と同様平滑であつたが、 94° に於ける結果は Fig. 27 に示す如く不規則であ

Fig. 27 Single Crystal of Iron at 94° .

る。但しこの不規則は多結晶試験片の場合の如く荷重の急激低下ではなく、略一定荷重のもとで或る區間僅少な伸が生ずる爲に現れたもので、この相違は區別すべきである。Fig. 28は略同大の4個の結晶が直列に接續して居る試験片の 94° に於ける結果で、切斷は端の結

晶で生じた。こゝでは極く微小ながら荷重の急低下が數多認められる。Fig. 29 は成長双晶 (Wachstumszwillung) のある試験片の結果で、切斷は 2 個の結晶を横

Fig. 28

Fig. 29

斷して生じた。Fig. 30 は單結晶の外に微細な粒子が殘存せる試験片の結果で、切斷は單結晶と粒子とを横斷して生じた。これ等は共に

Fig. 30

94°にて試験せるもので、この兩圖に於ては荷重の可なり著しい急低下が明瞭に認められ、且兩者を比較すれば粒子の介在せる場合の方が變化は幾分急激であることが知られる。

斯様に鐵單結晶の試験結果より、應力の均一分

布が亂される程荷重對伸圖は不規則性を増すことが歸納されるであらう。

(4) ニ ッ ケ ル

普通品位の市販ニッケルに就いて先づ實驗した。焼鈍後 300°にて試験せる結果は Fig. 31 に示す如く著しい不連続變形を示した。これを水素氣中にて 800~950°に

Fig. 31 Nickel at 300°.

24~200 時間焼鈍せる後に試験すれば不連続は現れるが、段階の大きさも數も共に減少することは鐵の場合と同様であつた。但し後者程著しくはなかつた。尙不連続出現の温度は 200~350°の範圍で、150°及び 400°の試験に於ては線圖は殆ど平滑となつた。

更に電解ニッケルを高周波電氣爐

にて真空熔解して試料を製作し、常溫以上 400°邊まで實驗したが各温度を通じ線圖は何れも略平滑であつた。

この兩種ニッケルに關する差は僅少の不純物の有無に由るものと見るべきで、事實顯微鏡下にて識別される。

(5) 銅 及 び 眞 鍮

銅及び 40/60 眞鍮は常溫以上 600°までの温度範圍にては不連続は現れなかつた。但し河合博士の研究⁽⁵⁾に依れば 40/60 眞鍮は常溫附近にては不連続は現れ、150°に

Fig. 32 70/30 Brass at 450°

ては殊に著しく、又市販材料の方が一般に顯著であつた。

70/30 眞鍮に於ては常溫附近よりすでに線圖に多少の不規則性が認められ、試験温度の上昇と共にそれが次第に顯著となり、450°に於ては Fig.

32 に示す如く極めて多數の不連続が現れた。

(6) 低 温 試 験

上述の如く荷重對伸圖の不規則性は試験温度と不可分の關係にある。高温に於て不連続變形を示さぬ電解ニッケル、銅、40/60 眞鍮及びアルミニウムに就いて、液體窒素の温度まで常溫以下にて試験した。

電解ニッケル及び 40/60 眞鍮は液體窒素の温度附近に至つて微かな不規則を呈する線圖が得られた。電解銅及び Bureau of Standards の標準アルミニウム (純度 99.975%) では液體窒素中の試験に於て不規則性が幾分認められた線圖も二三あつたが、概して平滑であつた。

(7) 試験速度の影響

周知の如く一般に金屬材料の機械的性質は試験速度に依存する。それ故問題の現象も引張速度に依つて影響されるや否や、換言すれば試験速度の變更に依つて前記の各種試験条件のもとで容易に現れた不連続變形が消滅するか、或は逆に顯著になるかを調べた。而して前記各種の結果に於ては、同一材料を同一處理を施しても個々の試験片に依つて線圖の徑路にかなりの相違が認められた場合もあつた故、試験速度は相當大きく變更する必要がある。前記の試験はすでに記せる如く約 0.1%/mim の伸速度で行つたが、今回はこれを 0.01~20%/mim の範圍に互り變化せしめた。試験温度は主として不連続變形の顯著に現れる温度を選んだ。但し純金屬は主として常溫にて試験し、更に 0°及び液體窒素中でも行つて補足した。以下主要な二三の結果を記す

先づ低炭素鋼に於ては低速度で試験しても特別の變化は認められず、高速度では不連続段階の傾斜が變り、従つてその數が幾分減少するのみにて何等特質的變化は生じなかつた。不連続變形を示せる他の材料に就いてもこれと類似な關係であつた。

試験速度を早めた際興味あるのは、銅、アルミニウム、電解ニッケルである。即ちこれ等の金屬は前述の各試験条件のもとでは殆ど不連続變形を示さなかつたが、急速に試験すれば降伏類似の現象が生ずる。その一例として電解ニッケルの常溫に於ける實驗結果を示す。Fig. 33

に於てaよりbまでは通例の速度にて試験し約1分を要した。b點にて荷重を全部取り去り、第二の試験を極めて急速に行つた。cdefgの徑路は5秒間であつた。g點

Fig. 33

にて荷重の一部分を低下し、再度急速な試験を行つた。hijは3秒間で経過した。即ち前者ではde, fg, 後者ではijの荷重低下が現れた。勿論この荷重低下は試験速度が急速な程著しい。而してj點までの伸は4%であつた。電解銅、純アルミニウムに就いても全く同様であつた。

且これ等の純金屬は試験温度が低下するにつれ強さも伸も共に増加するので⁽¹⁵⁾、液體窒素中にて急速試験を行つてもこの現象が同様に現れた。

(8) 特殊鋼

特殊鋼に就いては系統的實驗は行はなかつたが、數種の不銹鋼、耐熱鋼、高マンガン鋼等に就いて試験せるに、何れも常溫或は常溫以上に於て不連續變形が認められた。而して不連續段階の大きさ並に數は熱處理に關聯あり、從つて炭化物の析出に關係あるものと思考される。

III. 實驗結果の考察

以上實驗結果を要約すれば、荷重對伸圖に不連續が現れる場合は次の二つに大別される。即ち

1. 組織が或る程度不均一な場合。斯様な材料は適當な溫度に於て遅い速度にて試験する程段階は明瞭に現れる。
2. 高純度の金屬の如く組織の均一な材料を極く急速に試験せる場合。このとき不連續が現れるが試験溫度は左程重要ではない。

この二つの場合に現れる不連續變形は全く異なる原因に由るものか否かが問題であるが、先づ結晶の變形に就て考へてみよう。周知の如く、實在の結晶には種々構造上の缺陷を有し、爲に荷重せる際應力は均一な分布とならずして斯様な箇所に集中し所謂切欠作用をもたらす。他方各結晶格子にはそれぞれ固有な上面及び向きを有し、向きが進行するにつれて結晶粒子は漸次廻轉せねばならない。而して立方晶系には、方向が異つても結晶學的に同等な數多の上面が有るが、何れの面より向き始めるかは單に幾何學的な荷重分布に依つてのみ決定されず、周圍の結晶粒の狀況及び切欠作用如何にも依るものである。即ち荷重した際上面上に於ける向き方面の分力の作用

が、その上面に存在する切欠作用に依つて高められ或はその周圍の結晶粒の抵抗によつて減ぜられてその合成結果が結晶固有の強さに達した瞬間に向きが開始する。換言すれば、向きは剪斷應力の最大な上面、切欠作用の最高な箇所等の單獨な要件のみに依つて開始しないで、これ等の要素の合成効果に依つて定まる。

實在結晶體の向きが上記の機構に依つて開始するものとすれば、荷重對伸圖の不連續徑路が材質の組織と關聯することは容易に首肯される。即ち組織が不均一であれば應力分布も不均一で、その集中箇所が適當に存在すれば不安定状態となる。荷重が更に増加し1個或は數個の粒子に向きが生ずれば周圍の應力分布は急に變化し、その附近の或る區域内の粒子は集團的に向るであらう。斯して荷重對伸圖に一つの段階が現れる。

荷重對伸圖に於ける一つの段階は試験片全長に亙る伸に對應するものではなく、上記の如く局部的變形に起因することはLüders線の觀測等に依つても察知されることであるが、著者は次の實驗を行つてこれを確めた。即ち0.1%炭素鋼を液體窒素中にて前同様の條件にて試験すれば、Fig. 34に示せる如く降伏が唯一回生じて以後略一定荷重のもとで伸びて切斷する。本圖は切斷までに4時間を要し、伸が27%まで達した場合の實驗結果である。

Fig. 34 0.1% Carbon Steel at -196°

實驗結果である。

次に降伏に隨伴する二次的現象を能ふ限り除外するには低溫程好都合である故、液體窒素の溫度に於けるこの降伏を吟味した。即ち同一炭素鋼を取り、徑5mmの試験片の標點距離50mmを20等分し、降伏が終了して直ちに荷重を下げ、各小區間の伸を1/100mmまでの讀取顯微鏡で測定した⁽¹⁶⁾。Fig. 35はその一例で、標點間の伸が僅々0.24%にも拘らず小區間では實に23%にも及ぶ箇所あり、更に驚異すべきことは伸の生じた部分の隣接區間に於ては逆に收縮して居ることである。尙斯様な變形は各小區間の表裏側面の各部に於て異なるものか或はその

Fig. 35

(15) W. J. de Haas and R. Hadfield, Phil. Trans. Roy. Soc., **232** (1933), 297. に依ればこれ等の金屬の抗張力及び伸は液體窒素の溫度 (-253°) に於ても尙常溫に於ける値より何れも高い。

(16) 測定は室溫で行つた。この際熱膨脹の影響は考慮に及ばない。

の區間全體として一樣に受けるものかを確認するため、平行部の周圍相對する 2~4 個所に同様の測定を行つた。その一例を示せば Fig. 36 で、これは相對する 2 箇

Fig. 36

所を測定せる結果で、平均伸は約 0.2% である。これを見れば一側面に於ては著しく伸び或は収縮せるにも拘らず、その反對に於ては殆ど變形して居ない所のあることが判る。他の試験片に於ては同一小區間の變形が正負兩種認められる場合もあつた。斯様な局部變形、殊に荷重と逆向きの變形を伴ふ如きは一つの安定平衡より次の安定平衡に移る際の不安定の釣合が破れた結果と見るが妥當であらう。事實不連続の伸を示さない銅に就いて同様の實驗を行つたが伸は各小區間略一樣で、且収縮せる區間は全々認められなかつた。

更に、降伏は應力の不安定釣合が破れる結果であるならば、これは單に荷重が増加しつゝある際に於てのみ現れるべきではなく、適當な一定荷重のもとで或る時間の經過後にも突然生じ得る筈である。著者は靜かに荷重増加を行つてこれを確認した。その一例を示せば Fig. 37

Fig. 37

で、これは徑 5.01 mm のフローデン鐵の 200° に於ける結果にして、溫度の偏差は自働調整器を併用し 2° 以内に留めた。先づ 447 及び 485 kg の各荷重にそれぞれ 1 時間保持しても何等變化が生じなかつたが、494 kg (a 點) に達して 18 分後に突然降伏を生じて荷重が b 點まで降下した。次で再度荷重を増加し 391 及び 414 kg に各 40 分間保持したが變化は無く、45 kg (c 點) に達し

て 32 分後に第二の降伏が生じた。又この見解に依れば降伏は常に急速に生ずるものではなく、低温に至れば荷重降下の速度は減少すべきである。これを確認するため 0.1% 炭素鋼に就いて液體窒素中にて同様の實驗を行つた。その一例を示せば、1390 kg の降伏點に達した際試験を中止して荷重状態のまゝ放置せるに、最初荷重が 138 kg 低下するに 1 時間を要したが次第に降伏の速度は減少し、更に 45 kg 低下するには 4 時間 48 分を要した。

試験溫度が高過ぎるか、或は應力集中點が極めて少數の場合には、最も有効な一組の主要素のみが能動的で平滑な線圖が得られる。又溫度が十分低ければ速度は著

しく減少する故降伏現象は次第に認め難くなるべきである。事實顯微鏡的に少々粗大な粒子より成るフローデン鐵を -175° にて試験すれば降伏點に於ける荷重低下は尙認めらるるも、-180° にては殆ど認められなくなる。

この解説に依れば可視大なむりが突然生ずるためには應力集中點の適當な分布と、それに依存する適切な溫度に於て試験する必要がある、且現象を明瞭にするには前記の不安定状態を亂さぬことが望ましい故試験速度は遅い程都合好いことになる。H. Quinney⁽⁶⁾ が Yorkshire 鐵に就いて 75 時間を費やして試験せる際常溫に於ても不連続變化をなし、且降伏點が低く現れた理由がこれに依つて良く了解される。又不連続が著しければ局部的には大なる歪を受け、殊に前記の如く収縮する部分も存在するものとすれば、全體の伸は比較的小でも加工硬化は大きいことになる。このため Quinney の長時間試験に於て常溫にても Yorkshire 鐵が脆性を示したものであらう。尙軟鋼を常溫附近にて普通試験せる際、降伏點以後暫時不連続變形を示すのは別種の内容のものではなく、主として試験溫度に依存せるに過ぎないものと思はれる。

Fig. 4 に示せる如く焼鈍せる炭素鋼に於ては炭素量の増すにつれ荷重對伸圖の不連続段階は次第に微弱となり、且その出現の溫度範圍も漸次縮小する。この理由は次の如く説明することが出来る。

不連続線圖を示すに最も適切な切欠の性質並にその分布に關しては詳細を知る由も無いが、すでに記せる如く低炭素鋼を水素氣中にて長時間加熱するにつれ不連続は次第に減少する故、焼鈍状態の低炭素鋼、アームコ鐵或はフローデン鐵に存在する程度の構造缺陷、即ち微量の酸化物その他の存在が最も有効なものと思はれる。炭素量と共に切欠も増加するが波來土の割合も亦多くなり、この二つは不連続の伸に對しては互に反對に作用してその結果これを微弱にする。又炭素量の多い鋼に同一量のむりを生ぜしめるためには溫度を高めなければならない。他方溫度が上昇すればむりに由る硬化度も微弱となる。以上の諸原因の合成結果として高炭素鋼程不連続現象の開始點は高温に移り、且その數と大きさも次第に減少する。更に溫度が上昇するにつれて不連続現象は一旦顯著になり後減少する。而してこの現象は炭素量と共に微弱となる。從て溫度上昇の際不連続現象の消える溫度は炭素量の増すにつれ下降する。換言すれば、不連続現象の現れる溫度範圍は炭素量の増すと共に漸次狹まる。尙超共析組成に於てはこの現象の大部分は波來土組織で決まり、セメントは少量である故炭素量の増加は殆ど何等の影響をも與へない。故に不連続現象の範圍は Fig. 4 に示す如く單に幾分擴がる傾向を有するに止まる。

以上は主として焼鈍炭素鋼に就いて論議したが、熱処理鋼及び特殊鋼の実験結果も全く上記の見解に依つて説明され、特に詳記の要はない。又 Al-Cu 系合金に於ても、 $400\sim 450^\circ$ より急冷せる状態が最も著しき不連続變形を示したことは、切欠作用に適合する条件を必要とすることを裏書するものと見るべきである。殊に市販ニッケルと電解ニッケル、水素氣中にて種々の時間加熱せる鐵、及びニッケルの不連続現象に對する感度の相違は不純物の存在に由る切欠作用の相違と見れば容易に了解される。

應力の不安定状態は獨り異相或は不純物のみに依存しないで粒子の集合状態にも依る。その一例はアームコ鐵を常溫加工せる場合の結果である。即ち加工に依つて粒子が微細化し、従つて切欠効果の増加するに依るのでその成因は同一である。他の例は數個の單結晶より成る試験片の結果で、この場合には不安定状態は隣接結果の存在或は微粒子の介在に基因する。

尙不連続現象が鐵及び鋼に容易に且顯著に認められるのは、體心立方晶が結晶學的に (110), (112) 及び (123) の 3 つの面を有するの面に面心立方晶の金屬は唯一つの面を有するためと思考される。従つて唯一つの面を有する六方晶の亞鉛の場合に實驗條件を種々變更しても不連続の伸の明瞭に現れなかつた理由が了解される。

荷重對伸圖が不連続徑路を取るには或る程度組織が不均一である事が一つの必要條件である故これが高純度の銅、ニッケル、アルミニウム等に於て容易に認められないことは首肯される。然るにこれ等の純金屬を極めて急速に試験すれば降伏が現れる。一般に變形速度が早ければ變形に對する抵抗が見掛上増加することになる。而して

この増加の平衡的でないことは弾性餘効果が必ずこれに附隨することより推察される。荷重が極めて急速に増加すれば非平衡歪の生ずることは容易に首肯される。従つて降伏現象が現れるのである。

著者が先に高溫衝擊試験に於ける應力と撓みとの關係を實驗せる際、⁽¹⁷⁾線圖が不連続徑路を取ることを見出し、その理由を加工硬化と高溫軟化との相反する作用の綜合結果として述べたが、現在の見解に基きこれを補修すれば更に明瞭となる。

IV 總 括

本研究を總括すれば次の通りである。

1. 各種炭素鋼、二三の特殊鋼、鐵單結晶、デュラルミン、眞鍮、銅、ニッケル、亞鉛及びアルミニウム等に就き液體窒素より赤熱溫度に亘り引張試験を行ひ、荷重對伸圖の不連続變形を調べた。

2. 線圖に不連続の現れる場合は、或る程度不均一な組織の材料を適當な溫度に於て成可く遅い速度にて試験せる場合と、高純度の金屬を著しく急速に試験せる場合との二つに區別される。

3. 上記の第一の場合は主として切欠効果に依る應力集中に由り、第二の場合は急速な應力増加に由り粒子の變形が一時的に不安定状態に持來される爲と解釋した。

終りに臨み終始懇篤に御指導下された東北帝國大學總長本多光太郎先生に厚く感謝の意を表する。尙熱心に實驗を援助された山村重信君及び加納秀雄君の勞を深謝する。

(17) 壽時富爾, Sci. Rep., 9 (1930), 1; 金屬の研究, 7 (1930), 72.

デュラルミンの溶體化熱處理に關する研究* (第 1 報)

大 日 方 一 司** 故 田 幡 桂 三

Ichiji Obinata and the late Keizo Tabata: Studies on the Solution Heat-Treatment of Duralumin. (First Report) Soaking the annealed Al-Cu alloy or duralumin in the nitre-bath heated at 540° or 500° respectively, the solution-velocities of various precipitates in the alloys have been determined röntgenographically. The effect of the rate of dissolution of the precipitates on the aging properties of the alloys has also been investigated. The results obtained may be summarised as follows:

(1) The dissolution of CuAl_2 at 540° in aluminium takes place at first very rapidly; for instance, it is 80% with the 3 minutes-soaking and nearly 90% with the 10 minutes-soaking.

Although no marked difference in hardness of the alloys after aging has been detected, the alloys soaked for a short time in the nitre-bath showed the tendency to harden rapidly during the aging, compared with those soaked for a longer time.

** 東北帝國大學金屬材料研究所

* 本研究は昭和 14 年 10 月 30 日福岡市に於て開催された日本金屬學會第 6 回講演大會で發表したものである。