3. 結 言

第2報で求めたる各種金属の降伏点の静的衝撃振りモーメントの差より金属の粘性係数を求めた。面心立方型のものは小さく、体心立方型は大である。次で静的に振り加工後休息せる材料を衝撃的に振りそれと一気に振りたるダイアグラムを比較した。

休息せるものは休息せざるものより高い降伏点と衝撃図を與へる。これは加工後の時効硬化に依るものである。最後に實驗結果を基として衝撃の途中で停止休息し更に振る場合の振り圖について考察した。

衝撃振り試験 (第4報)

アルムコ鉄、軟鋼及び 0.3%C 鋼の高低温静的及び衝撃振り試験に就て

(昭和 8 年 11 月 25 日 應用力学講演會に於て講演)

正員 工 学 士 市 原 通 敏⁽¹⁾

Impact Torsion Tests (4th Report)

On the Impact and Static Torsion Tests of Armco Iron, Mild Steel and 0.3%C Steel at Low and Elevated Temperatures.

By Mititosi ITIHARA, Kōgakusi, Member

摘 要

題記の3材料の静的及び衝撃振り線圖を低温度より高温度に亘りて求めた。而してそれ等の線圖より降伏点、粘性係数、全振り角度及び切斷エネルギーが温度と速さで如何に異なるかを明にした。就中低温並に靑熱脆性の内容を線圖の形のみに明かにした。尙兩脆性點に於る加工の温度效果につきて論じた。

1. アルムコ鉄、軟鋼及び 0.3%C 鋼の高低温静的及び衝撃振り試験結果

(1) 試験の方法、各材料共に 940°C に焼鈍した。試片寸法は全部径 8 mm, 長 10, $r=1$ である。各試料はロックウェル硬度を計り 3 本を以つて 1 組とし、各組の硬度は等しくして材料の不均一より入る誤差を少からしめた。

試験機は静的にはアムスラー式 150 T 型自記装置を使用し、衝撃振りには第2報⁽²⁾に述べたるものを使用した。高温度試験の加熱法は静的では電気炉を用ひ衝撃は低圧電流を試片に流して加熱した。又低温度に冷却するには静的衝撃共に液体窒素を試片に注ぎかけて冷却した。この時試片は綿で充分保温しておく。試片の温度は熱電對を用ひ静的の場合は試片の一端の太い部分と試片中央とを檢定しておいて太い部分で測り、衝撃の時は中央部の表面と内部を檢定しておいて表面で測つた。振り速さ静的では 1 回 55 分の割合で、衝撃は 1,700 rev/mn 即ち 1

第1圖 0.3%C 鋼 衝撃振り試験に於る振りモーメント對時間 (850 sec 點線) 寫眞。
上より、-160°, -110°, -55°, 25°, 300°, 600°C, 650°, 800°C

り速さで $\dot{\gamma}=971/\text{sec}$ である。第1圖は衝撃振り寫眞の1例を示す。

(2) アルムコ鉄高低温静衝撃振り線圖一覽圖。第2, 3, 及び4圖に平面的及び立体的に配列して温度の影響を明かにした。線圖の形は温度に依つて3型に大別される。即ち低温、中高温及び高温型である。又これ等の型は静的及び衝撃で異なるのであつて、一般に衝撃の方が各型が高温の方へ移動してゐると考へられる。低温型と云ふのは加工硬化が中高温に比べると少い。且著しく脆弱である。勿論降伏點等は低温になる程上昇する。中高温型とは常温あたりより靑熱脆性點までを云ふ。低温型との境は明では無いが、高温型との境は靑熱脆性點を以つて明瞭に境がわかる。中高温型は最も加工硬化をなし、殊に靑熱脆性點は最も著しく、そのため少しでも加工すると抵抗力を増し切斷するのである。靑熱脆性點以上は高温型であつて簡便を以つて一定モーメントの下に良く振れる。

(3) アルムコ鉄 -160°, 250° 及び 800°C 振り圖、前掲の一覽圖では詳細が不明瞭であるために、茲に更に代表的な

(1) 東北帝大工学部助教授 (2) 本誌

3つの振り線図を取り出して説明を加へる事にする。第5圖は低温型で次の第6圖は中高温型であり第7圖は高温型を示すもので實線が衝撃圖を又點線は靜的振り圖を示す。

低温型は加工硬化が少い。殊に衝撃は降伏點後は加工硬化は全々無く靜的振り線圖以下の値で切斷してゐる。この如き線圖は未だ得られて居らざるが故にこれに「加工軟化型」なる名を付しておく。加工軟化の原因は第2報⁽³⁾に於て考察したる如く原子配列の混亂に依りて粘性係數及び彈性抵抗力兩者の減少に依るのである。

次に中高温型は第6圖の如く最も加工硬化大である。ことに250°Cでは靜的の方が衝撃よりもよく硬化して居る。これは加工の成熟硬化のためである。

高温型では靜的は低いモーメントで匍匐してゐるのに對し衝撃は20倍近くである。これは高温に於ては殆ど粘性抵抗のみに依つて變形するに依る。衝撃

第2圖 アルムコ鉄靜的及び衝撃振り圖の比較

第3圖 アルムコ鉄靜的振り圖

第4圖 アルムコ鉄衝撃振り圖

圖が山形になる原因は、これは恐らくは山の頂點で小なる龜裂が入り試片の斷面の減少するためと考へられる。又これは

第5圖 アルムコ鉄、-160°C

第6圖 アルムコ鉄、250°C

振り速さが落ちてもかく成るが第7圖の時間對振り角度圖の實測線によれば、このために非ざる事が知られる。

アルムコ鉄に於る型は軟鋼及び0.3%鋼に於ても大同小異である。

第7圖 アルムコ鉄、800°C

(4) アルムコ鉄の全振り角度。これは抗張試験の全延伸と同一傾向のもので例へば井口工學士⁽⁴⁾の報告に依ると靜的の200°C及び600°Cの極少は一致する。衝撃ではこれ等の極少が400°C及び700°Cに上昇してゐる。これに依れば靜的試験にて鍛鍊温度を決定するのは不可で、これは實作

第8圖 アルムコ鉄、全振り角度

(4) 井口、金屬の研究、2 (1925) 1096 (5) Greaves and Jones, Iron and Steel Inst., (1925) Vol. CXII, 129

業と同一の送り速さ $\dot{\gamma}$ で試験せる時の延伸に依る方が良い。
低温度の減少は低温脆性に関係が深い。

(5) アルムコ鉄の切断エネルギー。このエネルギーは全振り角

第9図 アルムコ鉄、切断エネルギー

度と振りモーメントの函数である。シャルピー試験のエネルギーとは多少意味が違ふ。シャルピー式は切断するものも又は切断せざる場合もあるがこの振りでは全部切断するもののみである。然れども Greaves 及び Jones⁽⁵⁾ の結果と比較するに静的の青熱脆性点 200°C 及び衝撃の 400°C 及び 700°C は一致して居る。

(6) 軟鋼の静的及び衝撃振り線図の一覧図。第 10, 11 及び 12 圖に於る如くアルムコ鉄の 3 型と同一である。即ち低温度は加工軟化型を示し、中高温では加工の硬化型である。青熱脆性点を境として高温では匍匐型の振り線図を示す。

(7) 軟鋼 -160°, 300° 及び 600°C の振り圖。これ等は軟鋼の 3 型の代表的なものであつ

第10図 軟鋼静的及び衝撃振り線圖の比較

第11図 軟鋼、静的振り圖

て、アルムコと全く同一なれば説明は略する。

(8) 軟鋼の全振り角度。250°C の静的極少が衝撃にては

(5) 前出

昭和 10 年 2 月]

600°C に移動してゐる。又 750° 靜的に極大の存する事井口氏の引張りと相似て有る。低温度では衝撃の方が脆性點が高温に在る。

第12図 軟鋼、衝撃振り圖

不均一のためで有る。青熱脆性點は靜的は 250°C に衝撃は 550°C に在る。これも Greaves 及び Jones のエネルギーと同一で有る。又低温脆性が衝撃試験の方が靜的よりも高温より始まることもシャルピー衝撃試験と同一である。

第13図 軟鋼、-160°C

第14図 軟鋼、300°C

第15図 軟鋼、600°C

(10) 0.3% C 瑞典鋼の静衝振り線圖一覽圖。青熱脆性點を境として振り線圖の異なる事又その點にモーメントの極大の在る事及び低温度に於る状態も前出 2 材料と同一型である。炭素量の増加するに従ひ青熱脆性點が著しくなる。

第 16 圖 軟鋼、全振り角度

第 17 圖 軟鋼、切断エネルギー

第 18 圖
0.3% C 鋼、静的及び衝
撃振り圖の比較

(11) 0.3% C 鋼の全振り角度。300°C 以下では兩者に差は無いが 300°C 以上では静的は非常に延伸を増加する。800°C の極少は井口氏とは一致し無い。

(12) 0.3% C 鋼の切断エネルギー。200°C 及び 600°C に極少が有り C 量が増す程匍匐に依る延伸を急に増加するため静的のエネルギーは増すが衝撃では増加しない。

(13) 青熱脆性温度。以上 3 種の材料の青熱脆性温度を再録すればアルムコ静的 200°C、衝撃 550°C、軟鋼及び 0.3% 炭素鋼では 250°C 及び 600°C に脆性を示し皆衝撃の方が静的よりは凡 350°C 高温の方に移動して居る。而してこの事は衝撃彎曲及び同引張り試験に於ても全く同一で例へば Greaves 及び Jones⁽⁵⁾、Maurer 及び Mailänder⁽⁶⁾ はシャルピー式

衝撃彎曲試験にて吸收勢力を静的と比較し又 Körber 及び Simonson⁽⁷⁾ は引張の勢力を比較しておる。この如く 3 種の

第 19 圖 0.3% C 鋼、静的振り圖

試験に於て全く同一温度に青熱脆性點を有する事は材料の柔粘性とその抵抗力の共通なる關係に基く事を裏書するものである。而して青熱脆性温度に於てはこの關係は振り線圖で明に

第 20 圖 0.3% C 鋼、衝撃振り圖

第 21 圖 0.3% C 鋼、全振り角度

第 22 圖 0.3% C 鋼、切断エネルギー

されたのである。即ち青熱脆性温度に於ては加工硬化が最大で少しでも加工すれば著しく抵抗力を増し切断するのである。然るにこの脆性以下の温度に於ては加工硬化は少く従つて切断し難く又より高温に於ては焼

(6) Maurer and Mailänder. Stahl u. Eisen 45 (1925) 409

(7) Körber and Simonson Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch., 5 (1924) 21/35

鈍軟化のために簡易を生じ切斷し難くなる。従つて青熱脆性點は加工硬化最大、伸長極少の點に現はれるのである。

(14) 低温脆性温度と加工軟化型について。低温脆性は常溫以下で吸収エネルギーの急に減少することを云ふ。衝撃振り試験でも普通の衝撃試験と同様に低温脆性がある。低温脆性の現はれ始める温度はアルムコ鉄は第 9 圖の如く衝撃は常

第 23 圖 アルムコ鉄、降伏點

溫、靜的は -100°C 、軟鋼は第 17 圖衝撃 -50°C 、靜的 -100°C 、0.3% C 鋼は第 22 圖衝撃 $+20^{\circ}\text{C}$ 、靜的 -160°C の如く一般に衝撃は常溫より始り靜的は -100°C より始る衝撃速度の大なる程低温脆性の始まる温度は高温の方に移動する事もシャルビー型彎曲試験と同じく但し彎曲試験ではエ

第 24 圖 軟鋼、降伏點

ネルギは極めて急に減少し低温脆性温度以下では殆ど零となるが⁽⁸⁾振りに於ては減少の仕方緩慢である。實驗の範圍では上に掲げた温度より次第に脆性を呈するが -160°C でもシャルビー式の如く吸収エネルギーは零とはならない。

次に低温型衝撃振り線圖の特徴加工軟化型について述べ

第 25 圖 0.3% C 鋼、降伏點

⁽⁸⁾ Stahl u. Eisen 45, 1 (1925) 415. F. Körber u. A. Pomp. Mitt. Kaiser Wilhelm Inst. f. Eisen f. VII. (1925) 43.

昭和 10 年 2 月]

る。鉄及び軟鋼では低温では既に第 5 及び 13 圖に -160°C の靜衝撃を比較したる如く靜的は加工硬化型なるに反し、

第 26 圖 アルムコ鉄、粘性係數

衝撃は所謂加工軟化型である。即ち降伏點を過ぎると少しモーメントは増すけれど 50° 位より減少して靜的よりも低下して切斷する。このモーメントとの低下するのは、 600°C 以上で低下するのは意味が違つてゐて、龜裂に依るものではない。これを次の様に説明する。低温では原子運動が衰へてゐるから、結晶面が彎曲したまゝ大なるたがり速度で進む時は原子配列が甚しく破壊しても、修理回復の暇が無くたがり続ける。従つて原子間隔が増大して μ も R も同時に減少して靜的よりも低下する。然し低温脆性の原因は、總て

第 27 圖 軟鋼、粘性係數

このモーメントの低下によるのでは無く主として振り角が減少して吸収エネルギーが減少するにある。この振り角の減少又は破損の様式についての説明は茲には述べ無いが、例へば高炭素鋼の如きは -160°C では靜衝撃に開き破損を起す。これ等は常溫ではたがり破損で有るから低温になるに従ひたがり抵抗力が増加して凝集力を凌駕するため破損の様式を變へると同時に振り角を減少して脆性を呈するものもある。

2. 振り $M-\theta$ 線圖の形に對する温度とたがり速さの影響並に加工の温度效果に就て

以上 1 に於てはアルムコ鉄軟鋼及び 0.3% C 鋼の温度についての振り線圖を比較したるが更にそれ等の降伏點、粘性係

第 28 圖 0.3% C 鋼、粘性係數

數又或る一定の振り角度に對する抵抗モーメントが温度に依つて如何に變るか又それ等についての靜的と衝撃との比較又青熱脆性點の加工の温度效果等を以下 2 に於て説明する。

(1) 降伏點と温度との關係。第 23, 24, 25 圖がそれで高温程度低下する。炭素量が増す程衝撃の降伏點は 600°C を中心に大値を取る。以下圖面は總て實線衝撃破線靜的とす。

(2) 粘性係數 μ と温度。第 26, 27, 28 圖。 μ の求め方は第 3 報と同一で有る。 μ も高温になる程低下するが 600°C 附近に稍大値を有する。

第 29 圖 アルムコ鉄 $\theta=50^\circ$ の振りモーメント

(3) $\theta=50^\circ$ の振りモーメントと温度。加工を施さない鋼即ち焼鈍せるもの、降伏点は高温では低下する一方であるが、加工せる場合は、加工の成熟硬化作用のために、或る温度に硬化の極大が生ずるのである。例へば振りダイアグラムの $\theta=50^\circ$ の振りモーメントを並べて見ると第 29, 30, 31 圖の如くなる。振りモーメントの極大が 2 ヶ所に出来る。即ち静的には 200~250°C 衝撃では 550°~700° に出来て青熱

第 30 圖 軟鋼 $\theta=50^\circ$

脆性点に相當する。さてこのモーメントの大きさと引張力の関係は相似したことは第 1 報⁽⁹⁾にも論じたのであるから一般に鐵及び鋼の變形抵抗力は青熱脆性温度に於て極大であると云ふ事が出来る。例へば高温衝撃硬度試験に於る濱住博士⁽¹⁰⁾の結果も極大点の位置が全くこの衝撃振りと同じ温度に在る。變形抵抗力の極大点に一致してゐる。又 $\theta=50^\circ$ と云ふ點の抵抗力は引張りの抗張力に相當する。従つて抗張力

第 31 圖 0.3% C 鋼 $\theta=50^\circ$

と温度と引張り速度との関係も振りモーメントと同様であるべきである。静的な引張り試験では約 200°C に抗張力の最大の在る事は古くから知られて居る。而して今引張速度を

(9) 筆者、本誌 35 (1932) 678 (10) 濱住、本誌 35 (1932) 761
金属の研究 11 (1934) 263

第 32 圖 アルムコ鉄 $\theta=100^\circ$ の振りモーメント

稍速かにする時は抗張力は高温に移りゆくのであつて例へば Bailey 及び Roberts⁽¹¹⁾ は 5% Ni 鋼を $\dot{\epsilon}=0.000,2$ 及び $0.011/\text{sec}$ にて引張りたるに 300°C より 380°C に移動してゐる。筆者も軟鋼を $\dot{\epsilon}=0.0461/\text{sec}$, 1.1 rev/mn の速さで振りたるに $\dot{\epsilon}=0.001$ の 250°C より 350°C へと 100°C 移動した。この $\theta=50^\circ$ の極大點は振り角が進みても同一で次に示す通りである。

第 33 圖 軟鋼 $\theta=100^\circ$

次に附記として鉄及び軟鋼 200°C の應力圖は鋸齒状を呈することの説明をする。それはこれ等 $\theta=50^\circ$ の 3 圖を見るに静的な振り抵抗力は衝撃よりは一般に低いのであるが只静的な脆性点 200°C 前後に於て衝撃よりは大きくである。一般に實驗的事實として 200°C 前後では引張り速度の速い程引張り力は小である。それ故に 200°C 前後の振り線圖は決して平滑な線をあらはし得ないのである。例へば湯淺博士⁽¹²⁾

第 34 圖 0.3% C 鋼 $\theta=100^\circ$

の實驗もその 1 例である。何故かと云ふと黒田氏⁽¹³⁾の非常に綿密なる觀測に依りても明なる如く試片の中に 1 つの弾性的破壊が發生する度に必ず變形の應力が低下して應力圖が鋸

(11) Bailey and Roberts Engg. 133 (1932) 261 (12) 湯淺、本誌 33 (1930) 255, 384. (13) 黒田、理研彙報 12 (1933) 814

第 35 圖 アルムコ鉄 最大及び切斷モーメントと数字はその角度

齒形となると云はれる。これは局部破壊のためにその部分のこり連さが増加するため上記の理由で抵抗力は低下する。而してこりの内に荷重が減少するので τ も減少するから又抵抗力は増加しこりに1つの鋸状齒型が出来るのである。著者とは全く別に河合氏⁽¹⁴⁾も同一の考へを發表されてゐるから同氏の説を支持する事を附記しておく。

第 36 圖 軟鋼 同

(4) $\theta=100^\circ$ の振りモーメントと温度。第 32, 33, 34 圖に示す如く極大點で切斷を生じ△印がそれで附記の数字は切斷角度で有る。

(5) 切斷モーメントと温度。第 35, 36, 37 圖の 3 圖に示す如く、切斷の角度を数字で記入した。青熱脆性點に於て DD 線を出てゐるものは他の角度に比較して小さい。これ等

第 37 圖 0.3%C 鋼 同

には数字の下に線を引いて見分け易くして置いた。衝撃即ち實線は 600°C 以上と又低温度では 2 叉線になつて居る。高温で 2 叉の上の方は振り線圖の極大のモーメントと下の方はモーメント線の折點を示す。他方低温側のは上が降伏點近くの極大と下の方が切斷のモーメントである。これ等高温及び

(14) 河合、金屬の研究 16 (1933) 328

低温では同様に 2 叉になりてはゐるが性質は異なるのであつて高温の方では極大で破壊が始りて徐々に振り角と共に進行するが、低温では斯る事は全く無く極大モーメントを越して後一度に破壊する。

(6) 靜的試験の加工の成熟硬化。加工の成熟硬化とは鉄及び鋼は高温中で試験するか或は加工せるものを高温に焼鈍する時に 200°C に抗張力、硬度又は變形抵抗力の極大を呈する事の意味でこれを加工の焼鈍硬化或は時効硬化とも云

第 38 圖 アルムコ鉄 靜的にて τ は $\theta=50^\circ$ の振りモーメント、N は温度による軟化、T は加工の時効硬化線

ふ。これに就きての研究は例へば A. Le. Chatelier,⁽¹⁵⁾ Fettweis,⁽¹⁶⁾ Jeffries 及び Archer,⁽¹⁷⁾ Grossman 及び Snyder⁽¹⁸⁾ 等の外最近河合氏、⁽¹⁹⁾ 黒田氏⁽²⁰⁾ 及び Köster⁽²¹⁾ 等の研究を擧げる事が出来る。然るにこの時効硬化の原因は未だ明かで無く又常に 200°C に硬化の極大點を有するものとは限らず常温に於ても長時間放置すれば尙良く硬化するもの可有る。要するに加工の時効硬化とは加工した鉄或は鋼が加

第 39 圖 アルムコ鉄 衝撃振りにて R は $\theta=50^\circ$ の振りモーメント、 $\mu\tau$ は粘性抵抗、 R_s は彈性的抵抗、 T_i は加工の温度効果線

工硬化の他に時間を經過するに従ひ或る原因により硬化し又温度が高くなる程硬化の速度を増すのであるが餘り高温になると焼鈍軟化作用を伴ひ結局これ等兩作用即ち硬化軟化の合成結果が所謂成熟硬化である事は諸家の研究の一致するところである。故に加工の時効硬化は焼鈍する温度と時間で變化

(15) A. L. Chatelier Rev. Met. 6 (1909), Mem., S. 914/7

(16) Fettweis Stahl u. Eisen 39 (1919) 1, 1

(17) Jeffries & Archer Chem. Met. Engg. 27 (1922), 833

(18) Grossman & Snyder Trans. Am. Soc. for Steel Treating 13 (1923) 201

(19) 河合、前出 (20) 黒田、理研彙報 11 (1932) 1377

(21) Köster Archiv f. d. Eisenhüttenwesen 62 (1932) 55

し得るので普通の静的試験に於ては 200°C にあらはれるが少しく速度が増せば稍高温に移る事は前述した如くである。而してこの時効硬化の現象を以て青熱脆性を説明せんと試みた例も多く例へば Maurer 及び Mailander,⁽²²⁾ 井口氏⁽²³⁾ 等がある。今これ等の研究者の説に従つて第 29 圖中のアルムコ鉄 $\theta=50^{\circ}$ の静的振りモーメントから加工時効硬化線を求めこれを第 38 圖に示す。 τ 線は $\theta=50^{\circ}$ の振りモーメントの實驗値で N 線は温度に依る自然軟化の線で加工の時効硬化の無い時は N 線に従つて高温になるに従ひ軟化するものと考へる。然し N 線中には加工硬化は含まれておる事勿論である。 τ と N 線との差が T 線となる。即

$$\tau = N + T \dots \dots \dots (1)$$

T 線が $\theta=50^{\circ}$ の加工の成熟硬化線である。即ち著者の行ひたる静的試験に於ては T 線の極大が 220°C に在る如き速さで行つた事になる。

(7) 衝撃試験の加工の温度効果。静的場合の時効硬化の求め方は上に述べたる如くこれは別に新しい方法では無い。然るに衝撃試験よりは著者の方法に依つて次の如く求めた。第 39 圖に示す如く R 線はアルムコ鉄 $\theta=50^{\circ}$ 衝撃振りモーメント對温度線である。衝撃振り抵抗力は $R = R_s + \mu \dot{\gamma}$ で示す如く

R_s といふ弾性的抵抗と $\mu \dot{\gamma}$ で示さるゝ粘性抵抗の 2 部分より成る。加工の温度効果は粘性抵抗を除きたる弾性的抵抗 R_s に就きて考へる可きであるから R 線より R_s 線を求めなければならぬ。然るに $\theta=50^{\circ}$ に相當する $\mu \dot{\gamma}$ 線は求める事不可能なるが故に降伏點より求めたる $\mu \dot{\gamma}$ 線(第 23 及び 26 圖)を以て $\theta=50^{\circ}$ に代用しても大差なきものと假定する。第 39 圖の R_s は R とこの $\mu \dot{\gamma}$ 線の差である。この R_s と前の第 38 圖の N 線との差が $T_{\dot{\gamma}}$ である。

$$\text{即ち} \quad R_s = N \pm T_{\dot{\gamma}} \dots \dots \dots (2)$$

$T_{\dot{\gamma}}$ がこの實驗の迂り速度 $\dot{\gamma} \approx 100$ に對する加工の温度効果線である。 $T_{\dot{\gamma}}$ は 100°C 以上は正で以下は負である。正の部分は加工の時効硬化に依るもので 600°C に極大を有してゐる。然るに 100°C 以下負の部分はこれと意味を全々異にするものである。即ち第 2 報及び本報中にも述べたる如く低温部衝撃に於て加工軟化型である事は $T_{\dot{\gamma}}$ が負なる事と意味は同じい。而して加工軟化の理由は原子排列の混亂に依るのである。従つて低温と高温部では $T_{\dot{\gamma}}$ は全く意味を異にするのであるが $T_{\dot{\gamma}}$ 線を特に温度効果と稱へて茲には原因の違つた正負の効果を 1 つの連續曲線にてあらはしたものである。次に加工の温度効果が静的より衝撃の場合は凡そ 400°C 高温の方へ移る事を説明する。

(8) 加工の時効硬化が 200°C より 600°C へ移る事の説明。加工の時効硬化の原因には種々の説がある。然し今の場合原因を明にせずとも例へば前記 Köster⁽²⁴⁾ の實驗に依るならば時効硬化作用は常温に於ても長日月経過すれば起る。又高温に於ては常温に於るよりも一層短時間に硬化する事が發表せられて居る。然るに鐵の再結晶温度以上に於ては焼鈍による軟化作用を伴ふので有るから硬化との關係が第 40 圖の如くになると考へる事が出来る。即ち H 線は静的試験の如く比較的長時間の間に硬化する量とする。又 S' 線は同時に焼鈍軟化の値で約 200°C より次第に急に軟化するのである。従つて H 及び S' の合成結果として T の如き所謂成熟硬化線を得る。然るに今衝撃試験の如く極めて短時間では H' 線の如く硬化は常温附近では殆ど起り得ない。 200° 以上の高温で硬化する又焼鈍軟化作用も S' 線の如く $200^{\circ} \sim 600^{\circ}\text{C}$ の間では極めて微量で 600°C 以上で急になる。従つて衝撃の場合には硬化軟化の時間の短きため H' , S' 兩値の合成となり $T_{\dot{\gamma}}$ が所謂時効硬化となるのである。この T 及び $T_{\dot{\gamma}}$ 線は先に第 38, 39 圖にて求めたものと同一である。以上で衝撃の場合の時効硬化作用が 600°C の如き高温に移る事を説明し

た。又静的と衝撃との中間速度で試験すれば勿論 HH' , SS' の中間に来る事は明かである。

(9) 時効硬化の最大なる温度及び低温では脆性なる理由。青熱脆性にしろ低温脆性にしろ脆性を呈すると云ふのはこの試験では振り角度が少い事に依る。然らば何故に高温では温度効果の最大なる點即ち振りモーメントの最大なる點で振り角が最小となるか又低温でも振り角の減少する理由は何か。これ等を説明しない限り脆性の原因を明かにしたと云ふ事は出来ない。振りに於ては破壊する際の應力状態が割合簡単であるのであるから次報に於て説明する考へである。

3. 結 言

この報告に於てはアルムコ鉄軟鋼及び 0.3% C 瑞典鋼の静的振り試験と衝撃振り試験を -160°C の低温より高温 $1,100^{\circ}\text{C}$ の間にわたりて試験しそれ等の振り線圖を比較した。衝撃振りの速さは迂り速さで $\dot{\gamma} \approx 1001/\text{秒}$ の速さで行つたのであるから他の從來行はれた衝撃試験に比して速さの點では遜色は無い。而して實驗結果は衝撃引張又は彎曲試験の吸收勢力と全く一致して居る。従つて青熱脆性とか低温脆性は主として材料に共通なる變形の抵抗力及び伸びに依るもので有ると考へる事が出来る。而かも振り試験の線圖は迂り抵抗力と相似であるからこの報告の振り線圖は上述の如き一般的な材料の迂り抵抗力をあらはしておるのである。この報告は

[第 1 卷 第 1 號]

(22) Maurer & Mailänder Stahl u. Eisen 45 (1925) 1, 409

(23) 井口、金屬の研究 4 (1927) 450 (24) 前出

鉄及び低炭素鋼の低温及び高温間の變形速度に依りその抵抗力の差違を明瞭にしたもので有る。ことに青熱脆性點を境としその上下温度にて非常に違ふ事が一目瞭然となつた。

又加工の温度効果は衝撃に對しては粘性抵抗を除外したる彈性的抵抗につき求め、靜的と比較すれば高温に移動してゐる事を求めた。又他方加工の時効硬化が硬化軟化の反對作用の合成結果なる事より短時間の硬化が長時間の硬化より高温側に來る事を説明した。この事より衝撃試験の青熱脆性が

600°C に來ることの説明が出來た譯になる。

又低温では原子配列の混亂により加工の温度効果は負である。このために低温衝撃では加工軟化型と云ふ靜的に全々無い特徴を見出した。要するに本報告では變形抵抗力を主として論じたものである。

第 2, 3 及び 3 報を草し終るに際し、故小門專治教授及び砂谷教授の御指導並に助手椎名武、菅原昇兩君及び吉和田元資、千田清治君等の勞に深謝する。

傳熱係数が時處位の函數としての熱傳導問題

(昭和 9 年 10 月 15 日 大阪臨時大會講演會に於て講演)

正員 工 学 士 澤 田 正 雄⁽¹⁾

Problems of Thermal Conduction in the Body having Thermal Coefficient affected by Position, Time or Temperature

By Masao SAWADA, Kôgakushi, Member

1. は し が き

「傳熱係数が温度影響を受ける物體内の熱傳導基本式の一般解」(本誌昭和 9 年 1 月號)では傳熱係数が處・位の函數としての問題を取扱つた。茲ではこれを時・位又は時・處の函數としての問題を平凡な積分法に依つて直裁平易に解いて居る。

2. 本 論

[1°] $\rho r = \lambda_0/a_0^2 g_2(v) g_3(t)$, $\lambda = \lambda_0 f_2(v) f_3(t)$ の場合

今 $T = \int f_3(t) g_3(t) dt$, $\theta = \exp \left\{ \int [f_2(v) / \int g_2(v) dv] dv \right\}$

とおいて原式 $\rho r \partial_t v = \partial_x (\lambda \partial_x v)$ を變更すると

$$\partial_t \theta = a_0^2 \partial_x^2 \theta, \quad \theta = \sum A_s \exp (i a_s x - a_0^2 a_s^2 T) \dots (1)$$

問題 (i) $[v]_{x=0} = b$, $[v]_{x=\infty} = 0$, $[v]_{t=0} = \phi(x)$ 但し問題 (ii) の補題

$[v]_{t=0} = 0$ ならば變形式 (1) から直接半無限體解を求められるが、一般の場合として有限體解⁽²⁾より求めると

$$\theta = \theta_{t=\infty} \left[1 - \frac{2}{\pi} \int_0^\infty d\eta \int_0^\infty \exp (-a_0^2 a^2 |T|_0^2) \sin ax \sin a\eta da \right] + [Z] \dots (1_1)$$

$$= \frac{2\theta_{t=\infty}}{\pi^{1/2}} \int_{x/2a_0}^\infty T^{1/2} e^{-\eta^2} d\eta + [Z] \dots (1_2)$$

(1) 大阪商船株式會社船務課員

(2) 筆者：本誌昭和 9 年 1 月號

昭和 10 年 2 月]

$$\text{但し } [Z] = \frac{1}{2a_0\pi^{1/2}|T|_0^{1/2}} \int_0^\infty \phi(\eta) \{ \exp [-(\eta-x)^2/4a_0^2|T|_0^2] - \exp [-(\eta+x)^2/4a_0^2|T|_0^2] \} d\eta,$$

$$\phi(x) = [\theta]_{t=0}^{v=\phi(x)}, \quad \theta_{t=\infty} = \text{定數} \quad (\infty > x \geq 0 \text{ の範圍にて})$$

問題 (ii) $[v]_{x=0} = \varphi(t)$, $[v]_{x=\infty} = 0$, $[v]_{t=0} = \phi(x)$ 或は $[\theta]_{x=0} = \Psi(t)$, $[\theta]_{t=0} = \phi(x)$ 従つて Duhamel 算法を (1₁) 施すと所要解として

$$\theta = \frac{2a_0^2}{\pi} \int_0^t \Psi(\tau) \frac{f_3(\tau)}{g_3(\tau)} \int_0^\infty d\eta \cdot \int_0^\infty a^2 \exp \left(-a_0^2 a^2 \int_\tau^t \frac{f_3(s)}{g_3(s)} ds \right) \cdot \sin ax \sin a\eta da d\tau + [Z] \dots (1_3)$$

蓋し θ の定流値 $\theta_{t=\infty}$ が x に無関係な恒數或は時間のみの函數ならば必ず半無限體では成立する。有限體問題では $[\theta]_{t=\infty}$ は x の函數であるが、 $V = \int f_2(v) dv$ の定流値でないからこの際成立しない。

例題 $f_2(v) = 1 + \lambda_1 v$, $g_2(v) = 1 + k_1 v$ ならば

$$\theta = v \left(1 + \frac{1}{2} k_1 v \right)^{2\lambda_1/k_1 - 1}$$

$$\phi(x) = \phi(x) \left[1 + \frac{1}{2} k_1 \phi(x) \right]^{2\lambda_1/k_1 - 1}$$

$[v]_{x=0} = b$, $[v]_{x=\infty} = 0$ に對する定流値 $[v]_{t=\infty} = u =$

$$\therefore u = -1/\lambda_1 + [(1/\lambda_1 + b)^2 - (2/\lambda_1 + b)bx/x_a]^{1/2}$$

$\infty > x \geq 0$ に於て $\lim_{x_a \rightarrow \infty} u = b$, 又 $[u]_{x_a=\infty} = 0$