

技術資料

軟鋼の歪時効硬化問題の解説 (I)

吉 崎 鴻 造*

EXPOSITION OF THE STRAIN-AGE-HARDENING PROBLEM OF THE MILD STEEL (I)

Kōzō Yoshizaki

Synopsis: —

The strain-age-hardening problem of the mild steel is as important in practice as in laboratory. The yield-point-jog appears in ordinary mild steel, its disappearance of after cold work and its reappearance on aging after cold work are the typical characters of this problem.

Therefore, a great deal has been investigated on this problem and recently interest has been increased by the confirmations that the both C- & N-atoms in the mild steel play a leading rôle in this phenomena and aging effects can be minimized by a drastic deoxidation.

In this paper, the author will try to introduce the representative three theories about the problem, that is, the skelton theory, the transformation theory and the dislocation theory.

I. は し が き

軟鋼の歪時効硬化問題は 1907 年 C. E. Stromeyer¹⁾ が、其の研究を總括的に發表して以來、今日迄約 50 年間各國競つて之を研究し、論文として發表されたものゝ數は實に夥しく、其れ等を逐一此處に述べる事は殆んど不可能に近いし、又更に筆者の目的は之等の現象を稍歴史的に解明すると共に新しい進歩を示した極く最近の論文を二、三紹介する事にしたために讀者大方の御希望に添はないものとなつたかも知れないが、之に關する從來の研究は文末の文献を參考にして頂く事にしたい。

此の問題は他の冶金學的問題の或るものと同様に、今日に到る迄未だ完全には解明し盡されておらず、諸説相互に毀譽半ばして定説を得てゐないと云つても過言でない。それ故筆者は本稿の初めに特に強調して豫め斷つておかねばならない事がある。それは我が國に於て此の問題に關心を持たれ日夜研究を續けておられる方は、此の紹介のみでなくて、是非とも原論文を讀んで頂きたいと言ふ事である。

II. 歪時効硬化問題とは何か

我々は時効を問題とする場合、Duralmin のそれを容易に思ひ浮べる事が出来る。そして、時効硬化の問題に就ては之に類した Al-Cu, Al-Ag 及び Cu-Ag 合金そ

の他多元素の合金に於ても溶媒としての母體金屬に對する溶質としての合金元素の溶解度が低溫に行く程減少する様な場合の研究は極めて多い。且つ又、之等合金の時効は多くの場合均一相に於て置換可能な相互原子の組み合わせの場合が多く、又、焼入れ時効についての場合が殆んどすべてを占めてゐるといつてもよい。Fe 合金の場合にも溶質原子が Cu の如き場合には置換型の固溶體を形成した場合の時効も早くから確認されて來たし、他方 Fe に對して均一範圍で侵入型の固溶體を形成する様な炭素や窒素の場合に焼入れ時効が確認されて來た。たゞ之等が時効を示すためには、從來の研究によれば、組織中に不均一部分の存在する事が前提とされ、それ放に溶媒金屬に對する溶質原子の溶解度が過飽和となる様な操作をとつた場合に限つて此の事が成立つてゐた譯で、その意味づけは専ら「濃度—溫度」の所謂平衡状態圖が用られて來たわけであつた。

ところで、今茲に述べようとする問題は所謂焼入れ時効ではなくて歪時効と稱せられるものである。此の譯は單に C.H. Herty 及び D.L. McBride²⁾ が約 15 年前始めて便宜的に用いたのを現在もそのまま使用してゐるのであつて、今日に到る迄、此の二つのタイプの時効を嚴密に區別すべきかどうかと言ふ事に關しては定説がな

* 東洋鋼鉄株式会社技術部長

い。例へば R. Haruson³⁾によれば、兩時効の硬化度を比較して歪時効の方が焼入れ時効より小さい事を報じて居る。然し一方又異説もある。又普通の軟鋼の場合には兩時効の現はれる事はよく知られて居るが他の時効型合金に關して此の兩時効の共存性を認めるものは鋼の場合程に顯著でなく、たゞ眞鍮の低温焼鈍の研究について問題となつて居る點は、之に類するものと見ても差支へないものではあるまいかと思はれる。

今迄知られた處では軟鋼の歪時効の場合の硬度増加は焼入れ時効によるものよりも少い事、前述の如くであるが、時効による脆性は歪時効の方が著しい。更に、より興味ある事は引張試験に於ける降伏現象に關してである。Fig. 1 に示す様に普通の軟鋼は一般に降伏點に於て

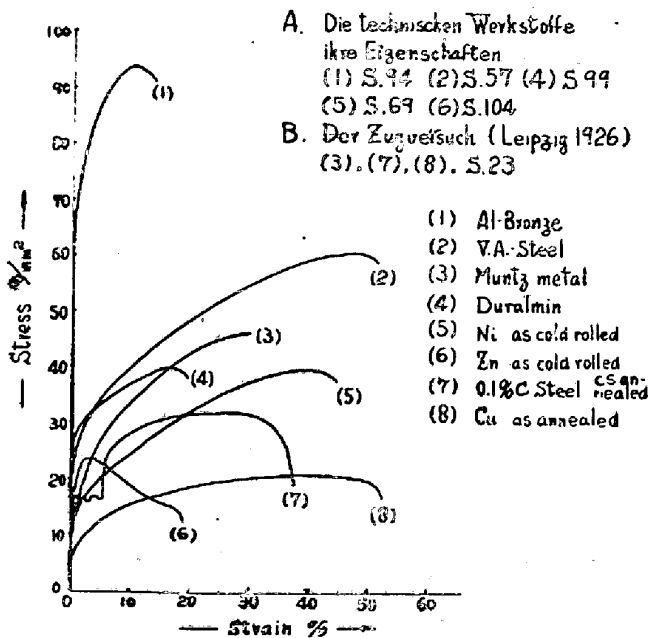


Fig 1: Stress-Strain Curves

Jog を示す。但し、この圖は「眞應力-歪曲線」に換算されたものではない事をお断りしておく。ところが軟鋼に一般に此の降伏現象も Fig. 2 に示される様に抗張試験前に試料に冷間加工を與へると之が消滅する事が

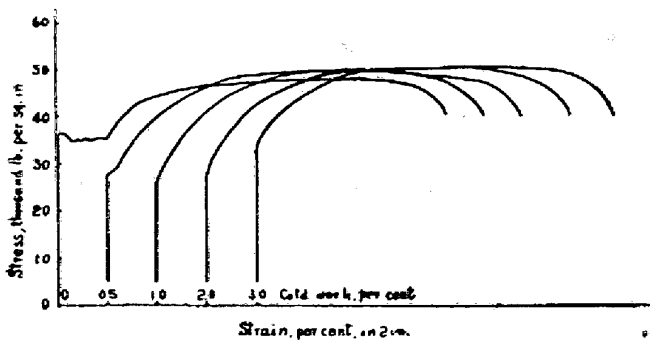


Fig 2: Jagged stress-strain curves in annealed mild-steel sheet: rounded curves after cold working 1, 2 & 3% (Griffith, Kenyon & Burns⁽⁴⁾)

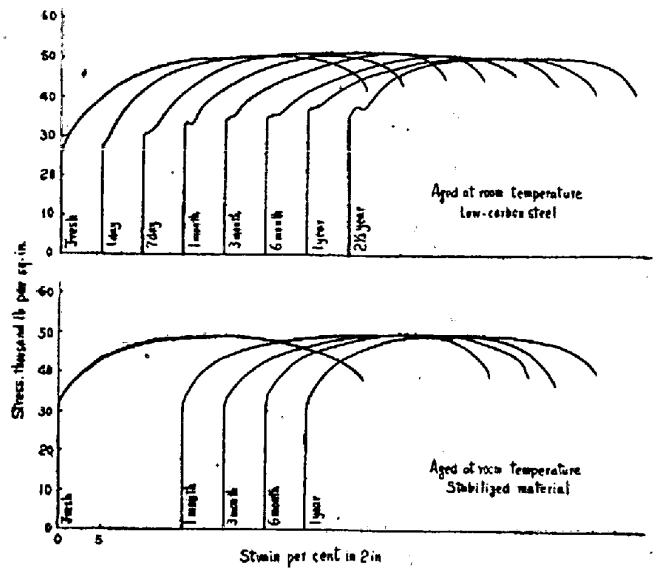


Fig 3: Return of jagged stress-strain curves of aging after straining in ordinary mild steel, retention of smooth rounded curve after aging in stabilized material. Both materials rolled 18% before aging. (Hayes & Griffith⁽⁵⁾)

R. O. Griffith, R. L. Kenyon 及び R. S. Burns⁴⁾に依り報告された。しかし Fig. 3 に示す如く、此の一度消滅した jog も時効によつて再現する事及びそれと同時に降伏應力そのものも僅か乍ら増加して行く事が A. Hayes 及び R. O. Griffith⁵⁾に依つて確認された。此の事が軟鋼の歪時効の最も興味ある點とされ、軟鋼が何故に降伏點 jog を示すかと言ふ本質的問題と相俟つて、その時効性が色々と追求されて來た。

III. 歪時効硬化の及ぼす實際的問題

以上の様な経過を以て追求されて來た歪時効硬化は單に理論的興味のみでなく、實際的にも、焼入れ時効硬化以上の興味ある問題を提供する。更にこの興味は單なる硬化現象のみでなく、之に青熱脆性との關聯性が見出されて益々その度を高めて來た。以下之等に就いて概説し、何故に時効の機構の根本的解明が必要であるのを汲み取つて頂く爲の便としたい。

III-1. ストレツチャー・ストレイン

「ストレツチャー・ストレイン」とは始め J. Winlock 及 A. E. Lavergne⁶⁾が抗張試験の時に見られる降伏點の jog の事を、軟鋼板の深紋りの時に生ずる鋼板表面の劣化(粗化)に對應せしめて具體的に用いた言葉である。この現象は軟鋼板の深紋り作業等に於ては極めて好ましくないもので、焼鈍されたリムド鋼板では普通に見られる。我が國でこのストレツチャー・ストレインが實際の問題となり出したのは、戦時中鐵藥莢を製造し始めた時である。藥莢に時効が起ると發射時に破斷が起る事又發射後藥室から藥莢が滑り出なくなるのである。又鐵

力鋼の如きリムド鋼塊より製造した軟鋼鋼に於ては、たとへスキンプスせるものでも溶融鍍錫する事により容易に時効を起すのである。この爲製罐時にダイヤモンド罐と稱せられる滑かなる圓形を呈しない罐が出来、美觀を害したり、又不良罐を發生する原因となる。歴延會社ではスキンプスとゆう軽度の歴延を行う事によつてその弊害を避けて居る。この事は前節 Fig. 3 からその概念が得られる。又此のスキンプス効果の如何はフルーテイング・テストと稱する彎曲試験によつて、直接的、定性的に確められるものとなつてゐる。しかし、ストレッチャー・ストレインは時効によつて再現するので理想から云へば、鋼鋼を深絞りする直前にローラー・レベラー又はストレッチャー・レベラーをかける事によつてのみ防止できるものである。他方、この現象は同じリムド鋼でも結晶粒度に關係し、結晶粒度の大なる程現われにくいものであり且つ 700°C 以上から水中焼入したものでも現われないものである事が報告されて居る⁷⁾。この現象は、その本性が次第に解明されて行くと共に、キルド鋼では認め難い事がわかり、所謂「non-aging steel」の實現となつたのである。

III-2 青熱脆性

F. Fettweis⁸⁾は一般の鋼一例えば普通平爐鋼、ベツセマー鋼等一が約 200°C の所謂青熱範圍で硬度の増加及び抗張力の増加が見られる反面、降伏點は低下する傾向を示し、更に、脆性を示す事を見出してゐたが、その後此の現象も廣い意味で一種の歪時効として、その原因をストレッチャー・ストレインのそれと對應出来るものとした。この間の消息は Fig. 4(a) により窺う事が出来る。但し次の事には充分注意して頂く必要がある、即ち

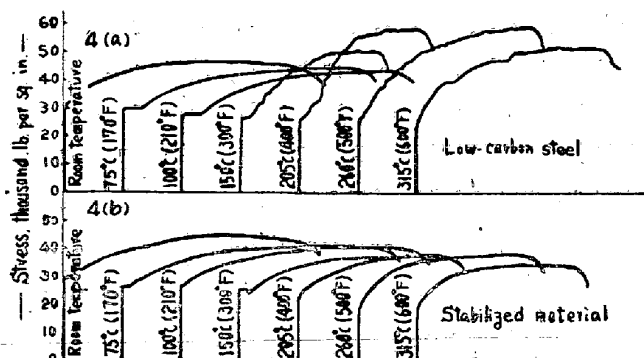


Fig. 4: Stress-strain curves of ordinary mild steel sheet & stabilized sheet tested at various temperature. Note the 'stepped' stress-strain curve & the higher tensile strength of the ordinary sheet in the blue heat region: those features are absent in the stabilized sheet. (Kenyon & Burns⁹⁾)

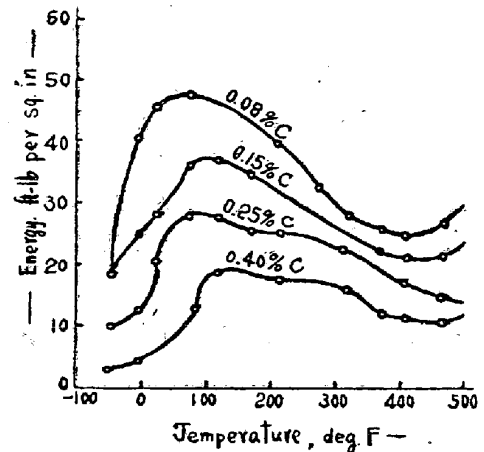


Fig. 5: Notched-bar impact resistance of annealed C-steels at elevated temperatures. (Reinhold¹⁰⁾)

脆性と云ふ言葉は普通の衝撃試験にて用いられてゐるそれとは僅か異り、引張試験の時に試料の ductility が低下する事を稱してゐるのであつて、O. Reinhold¹⁰⁾の得た實驗結果を Fig. 5 に引用すれば、之より明らかな様に所謂衝撃値は、こゝに云う青熱脆性の起る 200°C あたりの温度では相當大きい事—即ち普通の意味での脆性は見られない事—に御注意して頂きたい。

此の現象は軟鋼の厚鋼にリベット孔明けを行う場合、その孔の周圍の發熱の結果、孔が強度的に不十分な状態になる事のため實際的に極めて大きな問題である。之を防止するために、Al を用いて強度の脱炭を行つた所謂 stabilized steel があつて、Izett 鋼等はその實例であり、その具體的過程は Fig. 4 (b) により明瞭に窺われる處である。

IV. 歪時効硬化についての従來の諸説及び鋼中の諸元素の機能

以下、筆者は歪時効硬化に關する諸現象の中降伏現象に關するものに焦點を集めて筆を進めたい。

IV-1 降伏現象についての諸學説

(i) 極めて純度の良い鐵では降伏現象が見られず、又その時効性も認められない。

(ii) 一時は降伏點及び降伏應力に於て生ずる様々な多量の歪は、フェライト結晶及び結晶粒度に密接な關係がある様に云われて來たが此の見解は今日では最早や通用しない。勿論、降伏應力及び降伏歪はフェライト結晶粒度の小なるもの程大きくなるものであつても、試料が完全に脱炭されてゐる時は、如何に結晶粒が小さくても

降伏点は全く現われない事が最近確められてゐるから注意する必要があるわけである。又他面、炭素が存在してゐてもこの炭素と結合するだけの、又はフェライトに対する炭素の作用を中和する様な Ti がある場合でも降伏点は現はれない事も確められた。

(iii) 軟鋼の降伏点はフェライトが體心立方格子を有するためであると云ふ點に歸するものもあるが、之は何等基本的な事ではない。

(iv) 軟鋼の降伏点はフェライト結晶粒界の炭素の濃度に關係し、この粒界の炭化物層が強固なためにフェライト結晶自身の能力以上の荷重に耐へ得るものであるが一度此の層を破る様な應力が與へられると次には全荷重がフェライトそのものにかかつて來て塑性變形を惹起する爲であるとする説があるが、この種の説は何も炭化物の層でなくても粒内、粒界の強度相違が主となるのであり、その點一般性を缺くきらいがあり、又炭化物の層のみに限る必然性はなく炭素以外のものについてもその可能性が残されて居る事になる。

(v) フェライト結晶の迂り面の中の主なるものは、(110), (112), (123) なる事が實驗的に知られてゐる(フェライトでは最初に(110) 迂りが起こると云われて居る)しかし普通の軟鋼の實驗結果から言うと、最も實際的には(110) から起り始めるとするよりも、微量の炭素の存在によつて(110) は純鐵の場合よりも抵抗が大きい事になるから(110) よりも、むしろ(112), 又時には(112), (123) の双方から生ずるもので、それに遅れて直ちに(110) の迂りを生ずる。この様にして弾性限又は降伏點に於ては莫大な歪量が生ずる事になり、この迂り段階の異なる點に於て降伏點が見られると唱へる説もある。

IV—2. 歪時効硬化現象に対する鋼中の諸元素の機能

(i) 酸素

軟鋼の歪時効硬化には、さして直接的な關係はなく、之以外の元素の演ずる役割に間接的影響を與へ、硬化と云うより先に述べた歪時効青熱脆性との關係が大きい。

(ii) 炭素

歪時効に於て主役を演ずるものと言う事はすべての實驗結果が一致して居る。温度の高い水素氣流中で軟鋼を焼鈍して、すべての炭素を除くと降伏點は見られなくなるし、又、歪時効を示さなくなる。

(iii) 窒素

炭素を含まない軟鋼でその炭素の代りに窒素を含む時は炭素の場合と同程度の歪時効硬化を引き起す。しかし若しも炭素含有量が自由な(單獨の) Fe_3C を形成する

程多量にある時には窒素と結合する様な Ti を入れてやつても時効硬化の程度を減少させる様な事實は何等見當らない。それ故、フェライト結晶が炭素で飽和してゐる様な時には、Ti を入れても窒素の作用は何等の影響も受けないと云つてもいいものではなからうか。

(iv) Ti 及び V

Ti を適量(例えば 1.0 C:3.9 Ti) 添加すると、降伏點を示さなくなるし、又時効硬化も示さない。この事から、添加された Ti が炭素との間に強力な親和力を示すために、Fe と結合して Fe_3C を形成する様な餘分の炭素や、フェライト中の炭素と結びつくが爲に、炭素を残留せしめる事がなくなると考へられ、この場合、この結合は恐らく TiC の形であらうと考へられる。更に Ti は脱酸劑としても作用し、又恐らくは TiN の形成によるものであらうが、窒素の作用も中和する作用を持つてゐる事が明らかにされた。

V も Ti と殆んど同じ様な作用を有し之によつて降伏點現象を除去し且つその時効性を阻止出来る上に、脱酸作用が Al よりもずつと弱いために鎮靜作用によるキルド銹塊を生ずる事なくそれから作られた鋼板表面の劣化も殆んど見る事が少ない。

(v) アルミニウム

鋼中に Al を添加すると、この Al は脱酸劑として作用し、鋼中に存在する窒素と結合する。之についてはキルド鋼の製造では定性的に實用されてゐても、Al の眞の作用についての理論的根據を與へられる様な實驗結果は見當らない様である。Al は鋼中の炭素とは結合せず、時には Al は黒鉛化促進劑として用いられる位である。その爲か、嚴密に考へて行くと、引張試験時の降伏點を示さない鋼を作る爲にのみ Al を用ひる事が有効である事は想定されず、むしろ Ti の共存下に於て Al の損失を防止する程度に考へる事によつて、時効に伴ふ青熱脆性の阻止として Izett 鋼が出来た事を思へば、一應納得出来る。たゞこうして加へられた第三元素としての Al が炭素との間に直接的關係を示さなくても、鐵—炭素の溶解度關係が、Al の添加のない時に比して、

- {(イ) 擴大される時→過飽和度を低下せしめる。
- {(ロ) 收縮せしめらるる時→純鐵に近づく。

の中のいづれか、又は之等の相對的關係で、満足されるものとすれば、歪時効硬化阻止劑としての Al の機構を豫測出来るが、しかし現在の進歩の段階に於ては、脱酸劑として割合に一般的な Al も鋼中では如何なる舉動を示してゐるのか理論的にも實驗的にも不明である。

V. 變態説と轉位説

此の問題について従來知られて來た諸説は既に IV-2 (iv) に示された説は、所謂「スケルトン説」と呼ばれるもので、一時は此の説の形式的合理性から相當確からしく思はれてゐた。しかし一般の見地に立てば、不十分な點が示され、且つ本質的直接的證明がないために漸次他の説にとつて代わられる様な傾向にあると云へる。本節に於ては J.H. Andrew 及び H. Lee⁽¹¹⁾ の唱へる變態説と A.H. Cottrell 及び A.T. Churchman⁽¹²⁾ の唱へる轉位説とについての紹介を試みたい。

V-1. 變態説

著者等の根本的な思想は、「焼入れ時効硬化と至時効硬化とは極めて密接な對應關係を有するものである。」と強調する點にあり、フェライト中の炭素は加工硬化の進行と共に溶け込んでオーステナイトやマルテンサイトが生成される事を指摘した。著者等が使用した試料は、Table I の如き化學成分をもつてゐる。又、著者等の行った實驗方法は熱膨脹測定、示差熱分析、溫度による熱起電力の變化、X線解析、顯微鏡検査、引張試験、硬度試験、磁氣測定等である。

	C %	Mn %	Si %	S %	P %
Steel No. 1	0.60	0.36	0.03	Trace	0.048
Steel No. 2	0.15	0.38	0.05	Trace	0.004
Steel No. 3	0.03	0.012	Trace	0.037	0.0035

Table I: The chemical composition of the used sample. (Andrew-Lee⁽¹¹⁾)

之等の數多い實驗から得られた結果及びそれを基とした至時効現象の解釋は次の如くで、今假りに之を「變態説」と呼ぶ機構に到達した。先づ冷間線引によつて試料に加工を與へ、之を熱膨脹測定及び示差熱分析する事によつて、同一試料を焼入れした場合に得られる之等の實驗結果と殆んど同一の傾向を示す事を認めた。多數の實驗結果の中から、steel No. 3 について得られた結果を例示した。(Fig. 6, 7, 8, 9).

steel No. 1, steel No. 2 についての實驗結果も殆んど之と類似してゐるが、之等二者では更に 300°C あたりに發熱的な異常點がある事が示されてゐる。そして之等の異常點を次の様に解釋してゐる。即ち機械加工(線引)又は水焼入れの如何に拘らず之等の曲線の傾向が同一である事は、之等の異つた二つの處理によつて試料内に起る變化が同一機構のものであり、焼入れによつて生ずる筈の鋼中の組織的變化により豫め確められた異常點が

300°C 附近:—β マルテンサイトの分解による。
 150°C 附近:—α マルテンサイトの分解による。
 100°C 附近:—機械的加工によつて伸びた結晶がこの溫度で等軸的 (equi-axing) になる。

であつて、之が線引き試料の結果と夫々對應する處から冷間加工中に試料中の變化物が溶體化し加工によつて派生する迂り程度に於て、二面に沿つて γ-Fe が形成され

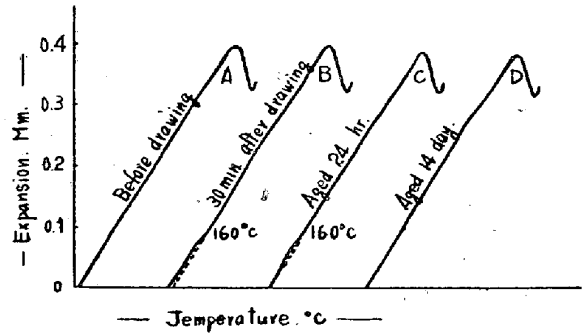


Fig 6: Steel No.3 cold-drawn 30% reduction in two passes, & subsequently aged. Dilatation curves (Andrew-Lee⁽¹¹⁾)

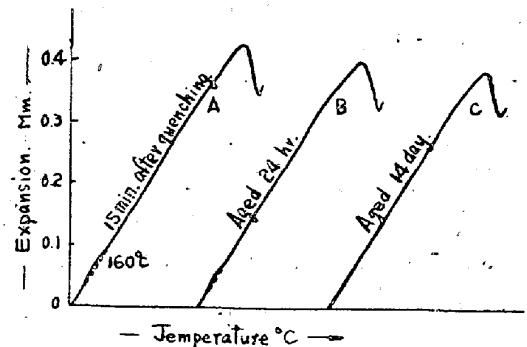


Fig 7: Steel No.3, water quenched from 900°C, & subsequently aged. Dilatation curves. (Andrew-Lee⁽¹¹⁾)

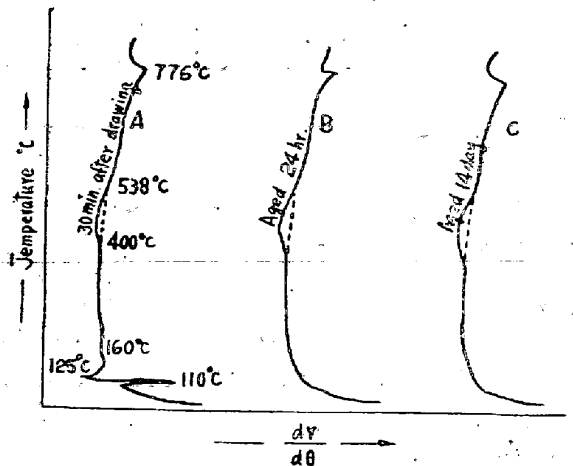


Fig 8: Steel No.3: cold drawn 30% reduction in two passes, & subsequently aged. Inverse-rate curves (Andrew-Lee⁽¹¹⁾)

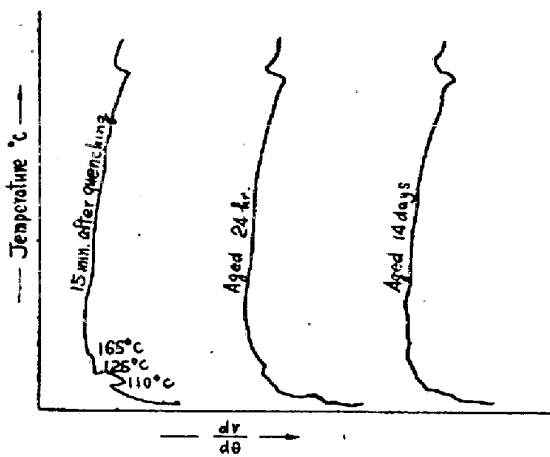


Fig 9: Steel No.3, water quenched from 900°C. & subsequently aged. Inverse-rate curves. (Andrew-Lee⁽¹⁰⁾)

るものとした。実験結果に見られる異常點は、この様にして生じた γ -Fe が各実験温度で變態したものと解釋してゐる。

更に引張試験を行ひ乍ら試料に與へられる伸が 0.04 in になる度に導磁率を測定して、steel No. 2, steel No. 3 の夫々について Fig. 10, 11 の如き結果を得てゐる。この実験結果は一見、荷重—伸び及び荷重—導磁率の夫々の曲線が圖の横軸に對して殆んど對稱的であり、且つ應力曲線の降伏點に於けるクニツクが磁化曲線のクニツクに對應する事及び磁化曲線全體が始め増加して後減少する事に對して、先に述べた變態の見地から次の様な解釋を與へた。即ち、始め試料は弾性範圍内では試料に與へられた應力によつて、引張方向に磁極が過轉する事によつて導磁率は増加するが、試料内に次第に沁りを生じ其の部分に前述の極部的な非磁性體としての γ -Fe が生ずるために導磁率は低下して行くものとし、更に、降伏點に於ける導磁率の不變は γ -Fe がこの部分に於て多數生ずるためであらうとした。

著者等は此の様にして降伏點に於ける異常を専ら鐵の變態に歸せしめ、鐵と同じ常温で體心立方格子を有する Mo が異常降伏點を示さないのは、Mo が變態點を持たないからであり、之等炭素のフェライト中への溶解度は微小なため、冷間加工によつて生ずる沁り面の温度、壓力關係から常温では一見不安定な γ -Fe を生ずるのは充分豫想出来る處でありかくして生じた α 相中に γ 相を持つた薄層域を有する層狀組織が降伏點を示す原因になるものとした。

V-2. 轉位說

此の説の始まりは、轉位論そのもの創始者に歸すべきかも知れない。しかし今の場合便宜上、引用した文献

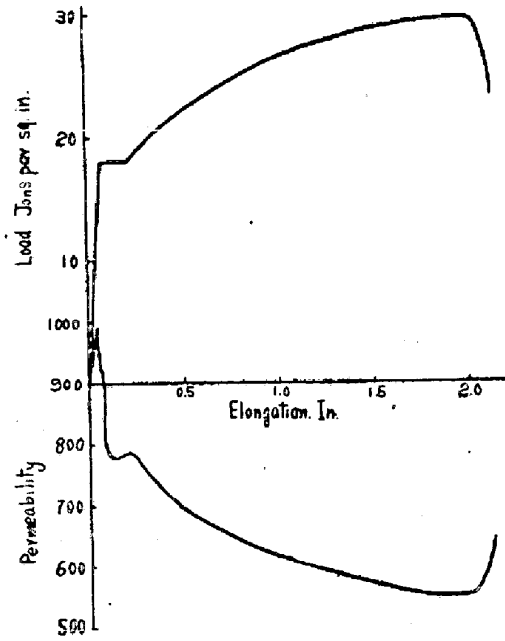


Fig 10: Load-Extension & Load permeability curves for 0.15% C steel. (Andrew-Lee⁽¹¹⁾)

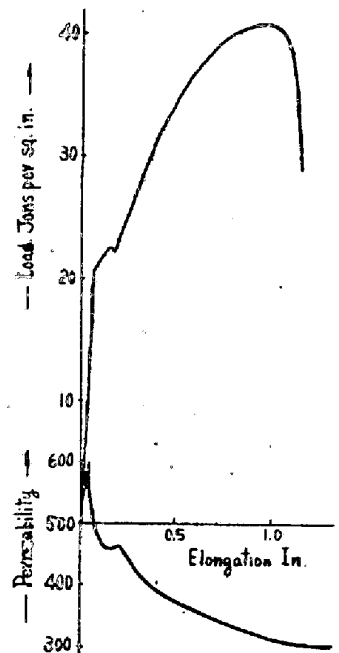


Fig 11: Load-Extension & Load-Permeability curves for 0.6% C steel (Andrew-Lee⁽¹²⁾)

の著者 A.H. Cottrell 及び A.T. Churchman をその唱導者として、此の説の紹介を進める。

著者等は従來の研究によつて得られた歪時効硬化の問題を炭素、窒素に歸せしめてゐる點には變りがないが、その機構を轉位論の立場から次の様に説明した。

轉位論によれば引張試験時の弾性限及び降伏點は次の

様に解釋される。

弾性限：一結晶内の「おとしわな」の中にあつた轉位がその「おとしわな」のエネルギー・バリアーを飛びこえて高速度（超音波傳播速度程度といはれる）で格子を傳はつて移動するのに必要な應力。

降伏點：一轉位の周圍に溶質原子が偏析してしまつた或る特殊の「おとしわな」の中にあつた轉位が、その「おとしわな」のエネルギー・バリアーを飛びこえて更に之を圍む溶質原子集團の間を流動して高速度で格子を傳はつて移動するのに必要な應力。

さて、著者等は從來蓄積された轉位論の基礎の上にしつかりと立つて、極めて周到綿密な豫想の下に歪時効時の電氣抵抗の變化を測定した。そしてその結果を同一材料の硬度試験結果の硬化曲線と對比した。

即ち轉位論及び上に述べた降伏點の像からこの型の時効時の電氣抵抗變化は減少する傾向を持つて居る事が考へられる。又、電氣抵抗の變化の速度は時効温度の高い程早く、此の時の活性化エネルギーは 16,000~22,000 cal/mol°C なる事が實驗結果から算出され、他方炭素や窒素がフェライト中を擴散する時の活性化エネルギーは大體 20,000 cal/mol°C であるため、之と好い一致を示したと述べてゐる。更に又、F·R·N Nabarro¹³⁾ によれば歪時効硬化のための活性化エネルギーは、 α -Fe 中の擴散の時の活性化エネルギーは等しい事が確められてゐるので、こうした活性化エネルギーの相對的近似の同等性から、此の問題に對して次の様なモデルを與へた。即ち、完全焼鈍された軟鋼中の轉位は、時効元素たる炭素や窒素に圍まれた状態にある。此の圍繞する炭素や窒

素を單に「雰圍氣」と言ふ言葉で便宜的に呼んでゐる。この時、炭素や窒素は鐵中には侵入型に固溶してゐるのであるし、そのために α -Fe の格子は極めて歪まされた状態にあるであらう。それ故こうした歪んだ状態と轉位を結びつけるためには、軟鋼中での炭素や窒素は轉位の方に偏析し勝ちな傾向を持つてゐると考へられる。今外部から應力状態を實現すると、各轉位は移動せんとする。即ち、その「雰圍氣」から離脱しようとする。そこで歪エネルギーは増大して各轉位を、その「雰圍氣」中に引き留めやうとする力が作用する事になる。（今假りに此の力を錨力と呼ぶ事にする）。しかし一度外應力が増大して錨力に打勝つと、力は轉位前ほどに去つて、自由になつた轉位は格子を傳はつて移動する事が可能になる。しかし一度此の様にして轉位が自由になると、轉位に自由に作用する應力は單に轉位の運動を拘束するのに必要以上の大ききとなり、次第に加速されて行く事になる。それ故僅かの應力をかけても急速な流動が可能となり、材料は鋭い上限降伏點を示し次に塑性流動が起つて下限降伏點が表はされると解釋すればよい。

更に試料の降伏點以上の荷重を掛けて、一度その荷重を取り去る時には、金屬中には錨力に打勝つて、「雰圍氣」の外に出た自由轉位が含有される事になるから、その後直ちに荷重を再びかけても降伏點は現はれない事になる。しかし若しも再荷重前に充分時効せしむれば溶質原子は再び轉位の方に偏析して新しい「雰圍氣」を形成する時間が充分ある事になり、降伏點が再現するとして説明される。（次號に續く）

（昭和 25 年 10 月寄稿）

（53 頁より續く）

2・同（大谷重工）、3・グレンロールの表面よりの深さに依る硬度變化（日立若松）、4・白鉄及びグレンロール材の機械的性質に及ぼす Mo の影響（日立若松）、5・チルドロールの硬度に及ぼす特殊元素の影響（大谷羽田）、6・チルドロール重量公式（同）、7・薄板用チルドロールの使用状況調査表（八幡製鐵）、8・（同）鋼管鶴見：議事：題目（1）ロール分類名稱の統一、（2）チルの深さの判定について、（3）グレンロールの品質向上に關する研究、（4）カリバーチルドロールについて、（5）薄板用チルドロール使用状況調査、（6）その他・審議経過、（1）については今回の審議を基に八幡製鐵で原案を作り再度審議する、（2）については日立より寫眞を提出する、（3）については各社の研究發表を願う、（4）については製作者、使用者の研究を願う、（5）については取纏めて研究會に提出する、（以上）