

取鋼内に於ける復磷反應に影響されるが鋼塊の P% を出鋼前鋼滓の組成と比較したものが第3表である。第3表によれば鹽基度の上昇により低下することが明である。

第 3 表

區域別	Ⅲ	Ⅳ	Ⅴ	Ⅵ	Ⅶ	Ⅷ	Ⅸ
溶解數	12	2	3	10	2	2	2
製品 P 平均値	0.035	0.023	0.022	0.017	0.018	0.015	0.011

Ⅲ及びⅦに屬するものが多い。Ⅳに屬するものは精練不充分でありⅥは良好である。出鋼前鋼滓としては FeO 15~16% 鹽基度 2.5~2.6 が適當と考へる。これ以上にすることは精練時間が長引き、造滓劑を多く要し、歩留を悪くする爲脱磷限度に近い點から觀て好ましくないと考へる。第3圖の p-p' 線は p が 0.03% の境界線である。

V. 結 言

以上を總括すれば次の如し。

爐前で簡單迅速に熔滓の組成を定量的に判定する新しい方法として、細粉の色調からする判定法を提示した。この方法は電氣爐熔銑爐作業にも適用出来る。本法を鹽基性平爐滓解に適用した結果を述べた。

鋼滓の組成を統計的に調査し一定の範囲内にあることを示した。熔落出鋼前共 FeO 大ならば鹽基度も大なることを示した。鋼滓の組成は精練に重要な熔落炭素量及製品の磷含量と密接な關係のあることを述べ適當な組成を求めた。

本實驗は著者が日鋼室蘭製作所々鹽基性平爐による特殊鋼熔解の基礎試驗として行つたものである。

俄國一博士及小林佐三郎博士の御鞭撻を感謝する。

(昭 23. 12 月寄稿)

軟鋼の鋭い降伏點の時効による再現について

(昭和 24 年 4 月日本鐵鋼協會講演大會講演)

橋 口 隆 吉*

ON THE REAPPEARANCE OF SHARP YIELD POINT OF MILD STEEL BY AGING.

Ryukichi Hasiguchi

Synopsis: (I) The grain-boundaries of mild steel are harder than the interior of grains. This structure may be called "skeleton structure." When a piece of mild steel is cold-worked, the skeleton breaks, and thereupon appears the jog of yield point. Mild steel, thus cold-worked, bears slip bands both in the skeleton and in the interior of grains. When such steel is subjected to aging, the crack of skeleton are remedied by thermal motions of atoms, and precipitations are formed along the slip bands both in the skeleton and in the interior of grains. And thus the steel becomes harder. This is the phenomenon of strain-aging.

(II) As the skeleton is remedied and becomes harder, the jog of yield point reappears.

(III) Isothermal curves for the increases of yield point and tensile strength during aging have hyperbolic forms, and they are expressed by the equations (2) and (3) in this paper. The velocity constants derived from these equations vary with absolute temperature, as shown by equation (5). If we calculate the activation energies from equation (5), we get 20,000 cal./mol. for the increasing velocities of both yield point and tensile strength. This fact suggests that the atomic processes are the same for the precipitations both in the skeleton and in the interior of grains.

(IV) The change of the length of jog during aging goes parallel to equation (7). The reappearance velocities of yield point are expressed by equation (9) or (10). It is demonstrated theoretically that the activation energy derived from the reappearance velocities of yield point is approximately equal to that calculated from equation (5).

* 東京大學第一工學部。

§ I. 緒言

軟鋼が何故鋭い降伏点を持つているかと云うことは、スケルトン説 (skeleton theory) によつて大體説明することが出来る。スケルトン説は Ludwik 及び Scheu¹⁾ Kuntze²⁾, Nádaí³⁾, 黒田⁴⁾, Edwards, Phillips 及び Tones⁵⁾ 等によつて發展させられたものであるが、恐らく最初の大きな努力を試みたのは黒田氏であろう。スケルトン説によれば、軟鋼は結晶粒の境界に炭素濃度の高い部分があつて、これが三次元的網目状のスケルトンを構成している。そしてこのスケルトンが硬く脆い爲、降伏点までは荷重をこのスケルトンが支えるが、降伏点においてスケルトンが破壊されると、荷重は急に軟いフェライトに移り、その爲に降伏点のジョグ (jog) を生ずるのである。このスケルトン説は現在のところ假説的な要素を多分に含んでいるから、細かい点においては將來相當の修正を必要とするかも知れないが根本的な部分は餘り變更されないであろうと考えられる。それ故著者はスケルトン説を前提として、この上に立つて議論を進めて行くことにする。

スケルトンを硬くしている元素が何であるかと云うこと、又硬くしている機構が如何なるものであるかと云うこと等は未だ解決されていない問題である、スケルトンを硬くしている元素として、炭素を無視することは決して出来ないが、炭素だけではなさそうであること云うことも、従來の多くの研究が暗示している。即ち酸素と窒素も役割を演じているらしいのである。スケルトンを硬化させている機構として、例えば炭素の場合、これがセメントナイトとして完全に析出しているのか、或いは中間的な状態として存在しているのか全く不明である。

偕てこの論文の目的は現段階のスケルトン説を前提として、次の様なことを考察するにある、即ち冷間加工によつて失われた鋭い降伏点の時効による再現の現象、並びに歪時効硬化現象の機構如何と云う問題である。

§ II. 降伏点の再現と歪時効硬化との表面的關係

冷間加工によつて失われた鋭い降伏点の時効による再現 (今後單に降伏点の再現と云う) の現象と、歪時効硬化の現象とは、非常に密接な關係を持つている。その關係はこれ等二つの現象の機構を明かにすれば、自然に明瞭となるものではあるが、それ等の現象が表面的にはどの様な關連を持つているかを、一應検討しておく必要があるであろう。定性的に云うならば、多くの場合この二つの現象は平行的に生起する、例えば普通の軟鋼の餘り高くない加工度の場合には必ず両者が現れるが、アルミ

ニウムを加えた不時効鋼においては兩者共に現れない⁶⁾。然し定性的にも平行しないことがある。例えば加工度が高い場合降伏点は再現しないが、歪時効硬化は起るのである。この二つの現象の非平行性は、定量的な測定を行うと更に著しい。その一例を擧げるならば、Fig.1 がそれである⁷⁾。この圖は 10% の引張加工を行つた軟鋼を

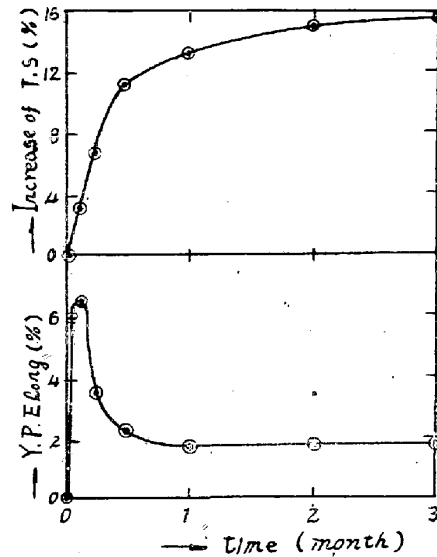


Fig.1 (Köckriz⁷⁾ による)

時効したものであつて、抗張力の上昇によつて測定した歪時効硬化と、降伏点のジョグの長さ (Y.P. Elong.) の時効による變化を示したものであるが、兩者は明かに平行的でない、然し平行的でない

ことは必ずしも二つの現象が、無關係であることを意味するものではない、それは機構のよく解つたアルミニウム合金の時効の場合に、例えば硬度と電氣抵抗の變化が必ずしも平行しないのと同様である。

§ III. 降伏点の再現と歪時効硬化の機構

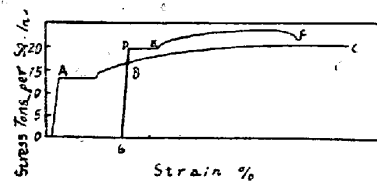


Fig.2. (Edwards and others⁸⁾ による).

焼鈍した軟鋼の引張試験を行うと Fig.2 の ABC の様な應力-歪曲線が得られる。B 点は 6% の伸を與えた時の應力である。

6% の伸を與えた試片を 250°C で 1 時間時効した後、引張試験を行うと應力-歪曲線は BDEF の様になる。歪時効を行う前においてはスケルトンの強度は A である。6% 伸ばした場合のフェライトの強度は B である。然るに歪時効後のスケルトンの強度は D であるから、A よりも B よりも強くなつてゐる。これは加工によつて破壊されたスケルトンが、時効過程中に回復修繕されて、元の強さになるだけでなく、それよりも更に強くなつたことを意味する。次に EF 曲線が BC 曲線よりも完全に上にあることは、フェライト自身の強さも、加工硬化以上に、時効によつて強くなつてゐることを示している。即ち歪

時効の現象においては、スケルトンもフェライト自身も、共に強度が増加していることが分るのである、以上の事実によつて、破壊されたスケルトンが熱振動によつて回復修繕されると云うだけの機構では不充分であることが分る。一種の析出硬化現象によつて、スケルトンもフェライトの結晶粒自身も時効硬化しなければならないと考えられるのである。

一般に時効性の合金を焼入れた後、焼戻時効を完全に行い、硬化を乗り越して充分軟化するまで加熱するならば、通常析出すべき元素はすっかり析出してしまふ筈である。それ故この様な状態のものは、もはや時効硬化する能力が無い筈である。然るにこの様な状態にした軟鋼に冷間加工を施すと、歪時効を起すのである⁶⁾。この事實は歪が無い場合には析出し得ない原子も、歪があると析出することを示している。

以上の様な事實を説明し得る機構を考えて見る。但しこの現象に寄與する元素が何であるかは、今は考えないことにする。假りに炭素と假定しておこう。それ故化合物はセメントイトであると假定する。

スケルトンが純粹のセメントイトから成るか、或いは析出硬化したマトリックスから成るかは、第一に問題である。純粹のセメントイトから成ると考えても、現象の説明を爲し得ないことはないが、硬化したマトリックスと考えた方が、歪時効によつて更に硬化することを説明するのに好都合である。結晶粒の内部よりも境界の方が硬いことの理由、即ちスケルトンを構成していることこの理由は、境界の方が歪が多い爲、析出硬化が著しいと考えればよい。

この様なスケルトン構造を持つた軟鋼に、冷間加工を施すと、スケルトンは硬く脆いから先きにひびが入つて破壊し、その爲に降伏現象を起し、それと同時にフェライト自身も變形する。スケルトンはいくら脆いと云つても、弾性變形の状態から直ちに破壊するとは考えられないから、矢張り多少塑性變形を行つてから破壊すると考えられる。それ故降伏点を越えて冷間加工された軟鋼においては、スケルトンもフェライト自身も塑性的な内部歪を有していると考えることが出来る。塑性的な内部歪は即ち辻り帯の形成による内部歪である。Lüders線の中のフェライト中の辻り帯は、既に顯微鏡によつて觀察されている³⁾。顯微鏡によつてスケルトンを識別することは出来ないから、スケルトン中の辻り帯を觀察することは勿論困難である。

内部歪が存在しない場合には析出し得ない様な炭素（或いは他の元素）でも、内部歪が存在する場合には、析出する可能性がある。それは Fig. 3 によつて説明す

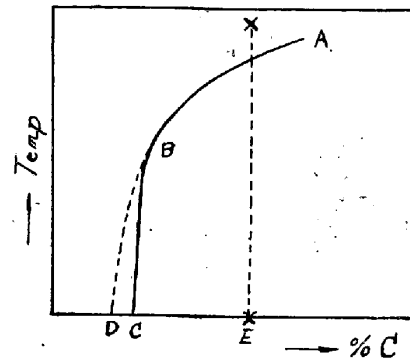


Fig. 4.

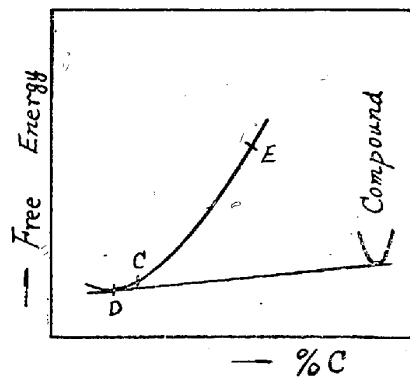


Fig. 4.

次の様になる。先ず Fig. 4 の横軸は軟鋼の成分、縦軸は自由エネルギーである。曲線 DCE は固溶体の自由エネルギー、右端は化合物（セメントイト）の自由エネルギーである。焼入れた過飽和固溶体の濃度を、Fig. 3 の E とすれば、Fig. 4 においても E である。E なる濃度の過飽和固溶体において、析出を起させる原動力は、E 点と D 点との自由エネルギーの差 ΔF に關係する。D 点附近において、自由エネルギー曲線の彎曲が少いならば、C 点と D 点の自由エネルギーの差は極く僅かになる。實際西山氏の計算によれば⁸⁾、鐵-炭素系の場合、D 点附近の彎曲は極めて少い。C 点と D 点の自由エネルギーの差が或る程度以上小さいならば、時効温度における析出は困難となるであろう。従つて實際上、析出は C 点で終ると考えられる。

C 点で析出が終つた試片も、これに内部歪を與えて、擴散の活性化エネルギーを小さくしてやると、再び析出が進行して、熱力學的な平衡點 D に次第に近づくであろう。この様にして、焼戻時効の終つた試片においても、歪時効が起り得ることを説明することが出来る。この歪時効における析出は、スケルトンにおいても、結晶粒内においても、辻り帯による内部歪の存在するところから起る。但しここに云う析出は必ずしも安定相の析出を意味するのではない。不安定な中間相、或いは Guinier-Preston 集合體⁹⁾ であつても差支えない。

ることが出来る。Fig. 3 の A B C は實驗的に得られた溶解度曲線である。B よりも下の温度では擴散が極めて遅いから、どうしても完全な析出が行われず、實驗的に得られた曲線 B C は熱力學的平衡状態ではない。焼戻時効の場合には、析出はこの BC 曲線までしか行われない。その間の事情を熱力學的に説明するならば

斯くして冷間加工後、歪時効を行いつゝある鋼においては、次の様なことが起りつゝあることになる。即ちスケルトンにおいては、熱振動によつてひびが回復修繕されると共に、しり帯のところ析出が起る。結晶粒内においても、しり帯に沿つて析出が起る。この様にしてスケルトンもフェライトも共に加工前の強度より強くなり再びスケルトンのある構造を持つことになる。従つてその応力-歪曲線は Fig. 2 の BDEF の様になる。即ち降伏点のジョグは再現し、降伏点の値も、全体の強度も上昇することになる。

§ IV. 析出過程の數式的表現

前節に述べた機構により明かな如く、スケルトンの硬化は降伏点の上昇として表われ、フェライトの硬化は大體において抗張力の上昇として表われて来る。それ故降伏点と抗張力の時間的變化は、夫々スケルトン及びフェライトにおける析出過程の進行と直接の關係を持つてゐることになる。これ等の過程が數式的にどの様な形に表現されるかを、次に検討することゝしよう。

實驗データが割合によく整つてゐる Köckritz⁹⁾ の結果を用いることにする。彼のデータを整理すると、降伏点も抗張力も共に次の式で表わし得ることが分る。即ち

$$\frac{P}{1-P} = (kt)^n, \dots\dots\dots(1)$$

$$P = \frac{x-x_0}{x_s-x_0} \dots\dots\dots(2)$$

である。こゝに t は時間、k 及び n は常數である。x は降伏点又は抗張力であつて、x₀ は時効時間がゼロの時のその値、x_s は時効時間が相當長くなつて値が飽和した時のその値である。(1) 式の n の値は 1 に近いものであるから、降伏点や抗張力の測定値が可成りのバラツキを持つものであることを考慮するならば、n=1 としてしまつた方が簡單である。そうすると (1) 式は

$$\frac{P}{1-P} = kt \dots\dots\dots(3)$$

となる。(3) 式は双曲線の式である。三島、橋口及び大日方¹⁰⁾ によれば、眞の析出が起らないで Guinier Preston 集合體⁹⁾ の形成によつて硬化する時効硬化曲線は双曲線となることが示されている。軟鋼の歪時効硬化が双曲線的であることは、この場合の析出が眞の析出ではなくて、不安定な中間相或いは Guinier-Preston 集合體の形成によることを示すのかも知れないが、この法則の普遍性が確かめられてゐるわけではないから、今のところ斷定を下すことは出来ない。

縦軸に P をとり、横軸に log t を取ると、(3) 式を表わす曲線は Fig. 5 の實線の様になる。Köckritz のデ

ータの中から、5%の引張加工を與えて、20°、60°、100°C で時効した場合の降伏点及び抗張力の變化をプロットして見ると、Fig. 5 の種々の點の様になる。種々

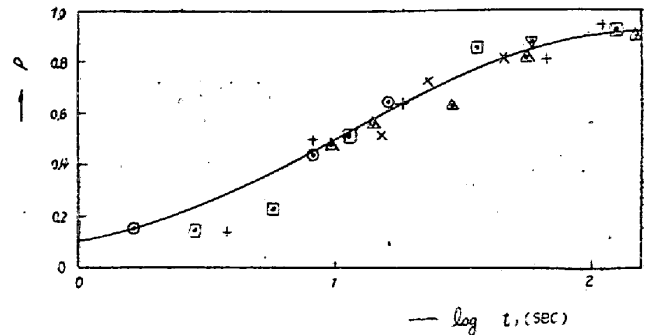


Fig. 5.

の條件のデータを同一の曲線で表わす爲に(これは單に便宜上のものであるが)、Fig. 5 においては時間軸を夫々適當にずらしてある。實際の時間を t とし、Fig. 5 の横軸にとつた時間を t₁ とするならば、

$$\log t = \log m + \log t_1 \dots\dots\dots(4)$$

なる關係にある m なる係數に相當する量だけ、夫々ずらしてあるわけである。Fig. 5 に用いた印と共に m を第1表に示す。時間は總て秒を單位として表わしてある。

第 1 表

Fig. 5 中の印	引張加工度	測定値の種類	歪時効温度	log m
○	5%	抗張力	20°C	+4.90
□	"	"	60	+2.50
△	"	"	100	+1.80
+	"	降伏点	20	+3.75
×	"	"	60	+1.60
▽	"	"	100	+0.80

Fig. 5 を見ると、P が 0.4 よりも小さいところで、可成り曲線から外れてゐるがこれは時効の初期のデータが非常に不規則なことに基いてゐる、P が 0.4 よりも大きいところでは、大體満足な一致を示してゐる。

橋口及び木村¹¹⁾によれば、時効硬化に際して硬度變化から求めた活性化エネルギーは、X線的に原子過程を追跡して得た活性化エネルギーと全く等しい。これは析出型の時効の場合に認められた關係ではあるが、他の場合にも同様なことが起ると假定するならば、炭素鋼の歪時効の場合に、強度變化から求めた活性化エネルギーも、恐らく原子的過程のそれを表わしてゐると考えることが出来るであらう。それ故(3)式の速度恒數 k の温度に對する變化から活性化エネルギーを求めんとする。

(3) 式から求めた k の對數と絶對温度の逆數をプロットすると Fig. 6 の様になり、略直線的となる。従つて

$$k = Ce^{-E/RT} \dots\dots\dots(5)$$

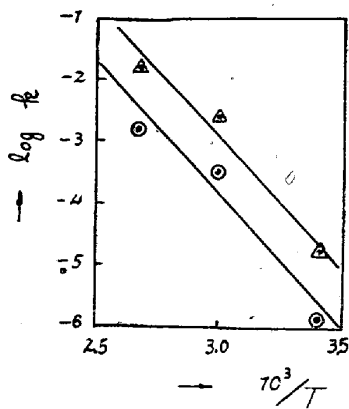


Fig. 6

なる関係が成立する。Cは常数、Rはガス恒数、Eは活性化エネルギー、Tは絶対温度である。Fig. 6の中で丸印は抗張力の場合であり、三角印は降伏点の場合である。兩直線は大體平行しているから、等しい活性化エネルギーを與える。その値は

$$E \approx 20,000 \text{ cal./mol.}$$

である。

§ IIIに述べた機構によると、降伏点の上昇と抗張力の増加は、時効の起る場所がスケルトンであるか、或いはフェライトの内部であるかの違いだけであつて、時効の原子的過程は同じであるから、その活性化エネルギーは等しくなければならない。この種の實驗から求めた活性化エネルギーの値は、精度が非常に低いから、活性化エネルギーが等しいからと云つて、必ずしも原子的過程が同一であると結論することは出来ないが、他の方面からの考察によつて原子的過程が同一であろうと云う豫想がついている場合には、活性化エネルギーが等しいことは一つの有力な傍證となるであらう。

§ V. ジョグの長さの時効による變化。

ジョグの長さ、即ち降伏点における伸 (Y.P.Elong.) が、降伏点と抗張力の比と大體平行的な關係にあることは、既に Kōckritz⁷⁾ が指摘しているところである。その理由を簡単に述べれば次の如くである。Fig. 7において、OABはスケルトンの應力-伸曲線に相當し、OCDE

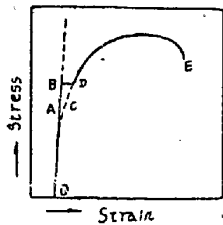


Fig. 7.

はフェライトの應力-伸曲線に相當する。BDがジョグの長さであるが、この長さはB點の位置とD點の位置に關係する。B點の位置は即ち降伏点の値である。D點の位置を直接表わす値の代りに OCDE

曲線の最高値即ち抗張力を代用したのが、Kōckritzの考え方である。この代用は實際上割合に正確な關係を與えるのであるが、勿論嚴密ではない。便宜的な方法ではあるが、割合に實用性があるから、この Kōckritzの考え方を採用することとし、これを少し數式的に扱つて見よう。

(2) 式と (3) 式とから P を消去すると。

$$x = \frac{kx_0 t + x_0}{kt + 1} \dots\dots\dots(6)$$

となる。降伏点の方には接尾文字 1 をつけ、抗張力の方には接尾文字 2 をつけ、降伏点と抗張力の比を r とすると、

$$r \equiv \frac{x_1}{x_2} = \frac{(k_1 x_{s1} t + x_{01})(k_2 t + 1)}{(k_2 x_{s2} t + x_{02})(k_1 t + 1)} \dots\dots\dots(7)$$

となる。この r は場合によつては極大を生ずることがある。極大の位置は $dr/dt = 0$ より求めることが出来る即ち

$$k_1 k_2 \{k_2 x_{s2} (x_{s1} - x_{01}) - k_1 x_{s1} (x_{s2} - x_{02})\} t^2 + 2k_1 k_2 (x_{s1} x_{02} - x_{s2} x_{01}) t + k_1 x_{02} (x_{s1} - x_{01}) - k_2 x_{01} (x_{s2} - x_{02}) = 0 \dots\dots\dots(8)$$

なる方程式から t を求めればその時刻が、求める極大を生ずる時刻である。

Kōckritz の假定、即ち上に述べた D 點の代りに抗張力を代用することによつて近似出来ると云う假定が成立する限り、(7) 式 r のはジョグの長さとの平行的な關係にある筈である。Kōckritz のデータの中 10% の引張加工を與えて、20°C で時効した場合を用い、(2) 式及び(3) 式から降伏点及び抗張力に對する速度恒数 k を求め、

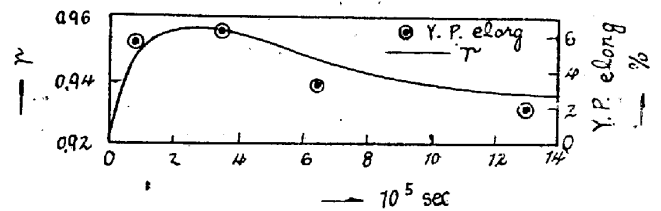


Fig. 8.

更に (7) 式から r を求めて、r と時間との曲線を描くと Fig. 8 の曲線の様になる。これに實測されたジョグの長さを書き込むと、Fig. 8 の丸印の様になる。假定の粗雑さを考慮するならば、極めて満足な一致である。

(8) 式で示される様な極大は、Fig. 8 においては實驗的にも非常に明瞭に現れているが、常に實測されるとは限らない。即ち極大が極めて短時間のところに出る場合とか、反應に極めて長時間後に現れる場合には、實際上測定されない場合が多いであらう。

§ VI. 降伏点の再現速度

前節において Kōckritz の假定と呼んだところのものが成立するとするならば、降伏点の再現速度は dr/dt で表わしてよいわけである。(7) 式より

$$\frac{dr}{dt} = \frac{[k_1 k_2 \{k_2 x_{s2} (x_{s1} - x_{01}) - k_1 x_{s1} (x_{s2} - x_{02})\} t^2 + 2k_1 k_2 (x_{s1} x_{02} - x_{s2} x_{01}) t + k_1 x_{02} (x_{s1} - x_{01}) - k_2 x_{01} (x_{s2} - x_{02})] / \{k_1 k_2 x_{s2} t^2 + (k_2 x_{s2} + k_1 x_{02}) t + x_{02}\}^2}{\dots\dots\dots(9)}$$

が得られる。この (9) 式は複雑である爲、簡単に議論

するに適さないから、時間ゼロの時の初速度を考えることにする。(9)式より

$$\left(\frac{dr}{dt}\right)_{t=0} = \frac{k_1 x_{02}(x_{s1}-x_{01}) - k_2 x_{01}(x_{s2}-x_{02})}{x_{02}^2} \dots\dots (10)$$

となる。5%の引張加工後、20°、60°及び100°Cで時効する場合のデータを用いて、(10)式を計算すると、第2表の様な結果が得られる。

第2表

Temp.	$(dr/dt)_{t=0}$ (sec. ⁻¹)
20°C	1.95×10^{-6}
60°C	2.6×10^{-4}
100°C	1.8×10^{-3}

この数値をプロットすると Fig. 6 の丸印、即ち抗張力の速度恒数と殆んど重つてしまう。従つて活性化エネルギーも同じになり、約 20,000 cal/mol. である。

この活性化エネルギーが同じ位になると云うことは決して偶然ではない。その点を少し考えて見よう。(10)式の分子において、 $x_{02}(x_{s1}-x_{01})$ と $x_{01}(x_{s2}-x_{02})$ とは大體同じ程度の大きさであるから、分子の二つの項の大小は大體 k_1 k_2 の大小で決定する。降伏点の上昇は抗張力の上昇より著しく早いから、

$$k_1 \gg k_2$$

である。この場合には近似的な計算としては、分子の第二項を第一項に對して省略することが出来るから、(10)式は

$$\left(\frac{dr}{dt}\right)_{t=0} \approx \frac{k_1(x_{s1}-x_{01})}{x_{02}} \dots\dots\dots (11)$$

となる。 $(x_{s1}-x_{01})/x_{02}$ は今の場合大體 1/10 程度の値であるから、 $(dr/dt)_{t=0}$ は大體 k_1 の 1/10 位の大きさとなる。兎に角 k_1 に常数が掛つたものであるから、活性化エネルギーは當然 k_1 と同じ値になる。Fig. 6 の丸印即ち k_2 と重つたのは偶然である。それは k_2 が丁度 k_1 の 1/10 程度であつたからである。

初速度を測定することは、實際上非常に困難である。それ故(8)式の極大を生ずる時間まで違しない範囲で、降伏点の伸が一定量再現するまでの時間の逆数の對數を絶対温度の逆數に對してプロットしても、可成り良い近似で活性化エネルギーを求めることが出来る。この様な方法によつて、降伏点再現に關する Griffis, Kenyon 及び Burns¹²⁾ のデータから、活性化エネルギーを計算すると、矢張り約 20,000 cal/mol. となり、§ IV の結果とよく一致する。

§ VII. 總括並びに結言

(1) 軟鋼の結晶粒の境界附近は硬いスケルトンを構成

している。軟鋼を冷間加工すると、スケルトンは破壊なれて、降伏点のジョグを生ずる。この様に冷間加工された鋼においては、スケルトンにも、結晶粒内にも γ 帯が形成されている。斯かる軟鋼を時効すると、スケルトンの破壊箇所は熱振動によつて回復修繕され、又スケルトン及び粒内の γ 帯のところには析出を生じて軟鋼は硬化する。これが歪時効硬化である。

(2) スケルトンの破壊箇所の回復修繕と、スケルトンの中の γ 帯のところに生じた析出によつて、スケルトンが硬化する爲、降伏点のジョグを再現する。

(3) 降伏点の上昇も、抗張力の上昇も、時間に對して双曲線的となり、本文中の(2)式及び(3)式で表わされる。これ等の式から速度恒数を求め、それと絶対温度との關係を求めると、(5)式の様になる。これから活性化エネルギーを算出すると、降伏点の上昇に對しても、抗張力の上昇に對しても、共に約 20,000 cal/mol. となる。これはスケルトン中における析出と粒内における析出が、同じ原子過程によるとする考え方を支持するものである。

(4) ジョグの長さの時効過程中的變化は、(7)式と平行的な關係にある。降伏点の再現速度は(9)式又は(10)式によつて表わされる。この再現速度から求めた活性化エネルギーは前項に述べた活性化エネルギーに近似的に等しいことが理論的に證明される。

以上が本論文の總括であるが、結言として將來に残された問題に言及しておこう。將來第一に行うべき研究は、顯微鏡硬度計によつて、スケルトンと粒内の硬度の時効中の變化を別々に測定することである。これはこの論文で扱つた事柄に對して、一つの直接的な根據を提供するであろう。鐵の結晶粒の境界が粒内よりも硬いことは、既に實測されている¹³⁾。然し時効中の變化は或いは餘りに小さくて、通常の方法では認めることが出来ないかも知れない。然し兎に角我々はこの研究の準備を進めている。

終りに臨みこの研究に對して非常な援助を與えて下さつた東洋鋼板株式會社に深く感謝する。又この研究に對して深い興味と關心を示して下さい、常に鞭撻して下さい、三島徳七教授、色々有益な論議をして下さつた五弓勇雄助教授及びその研究室の方々等に對して、この機會に心から御禮申上げる。又我々の研究室の室員各位は非常に熱心に議論して下さい、この論文の成立の爲に一方ならぬ力となつて下さつた。これ等の諸君に對する深甚なる謝意をこゝに表する次第である。

(昭. 24. 1 月寄稿)

文 献

- 1) P.Ludwik, R.Scheu, Ber. Werkstoffaussch. V.D.E. 1925, Nr.70.
- 2) W. Kuntze, G. Sachs, Z. VDI, 72 (1928), 1011.
- 3) A. Nádai, Plasticity, 1931, P.92.
- 3a) A.Nádai, idem., P.88.
- 4) 黒田正夫, 理研彙報, 10 (1931), 1085; 11(1932) 1377; 12 (1933), 814; 13 (1934), 169; 13 (1934), 178.
- 5) C.A.Edwards, D.L.Phillips, H. N. Jones, J.Iron Steel, 142 (1940), 199.
- 6) E.S.Davenpost, E.C.Bain, Trans. A. S.M. 23 (1935), 1047.
- 7) H.V. Köckritz, Mitt. Forsch. Inst. Ver. Stahlwerke A.G.Dortmund, 2(1930/32), 193; W.Köster, H.V.Köchritz, E.H. Schulz, Archiv Eisenhüttenw., 6 (1932/33), 55.
- 8) 西山善次, 金屬學會誌, 11 (1947), No.9, P.8.
- 9) Guinier-Preston 集合體の詳細については, 例えば橋口隆吉, 金屬組織學, 資料社, 1947, P.124 を見よ.
- 10) 三島良績, 橋口隆吉, 大日方一司, 金屬學會誌, 12 (1948), No.7~12, P.16.
- 11) 橋口隆吉, 木村康夫, 未發表.
- 12) R.O.Griffis, R.L. Kenyon, R.S. Burns, Year Book Amer. Iron Steel Inst., 1933, P. 142.
- 13) 柏原方勝, 兩角不二雄, 鐵と鋼, 33 (1947), No.4~6, P.5.

Mo を含む Si-Mn-Cr 鋼の滲炭組織 (II)

(昭和 23 年 4 月日本鐵鋼協會講演大會講演)

山 木 正 義*

THE STRUCTURE OF CARBURIZED CASE
OF Si-Mn-Cr STEEL CONTAINING Mo. (II)

Masayoshi Yamaki

Synopsis: The author has recognized particular structure in carburized case of Si-Mn-Cr steel containing Mo. In this 2nd report the influence of cooling velocity and that of each element Si, Mn, Cr, Mo on this structure were studied, and also the relation between this particular structure and the so-called "Bainite" was ascertained.

I. 緒 言

Si-Mn-Cr 鋼に少量の Mo を添加したものを滲炭した場合に滲炭層に所謂中間變態生成物に類似の特異な組織の現はれることを認め、之を特異組織と名付けその性質、生成条件等に就て研究し既に報 1 報 2 として一部の結果を報告したが本報告では其後の研究結果即ち滲炭層の組織に及ぼす冷却速度の影響、同じく Si, Mn, Cr, Mo 等各元素の單獨の影響に就て述べ、最後に Si-Mn-Cr-Mo 鋼の S 曲線を求めて特異組織と恒温變態生成物との關係に言及する。

II. 試 料

實驗に供した試料の分析値は第 1 表の如くである。各試料とも電解鐵, 金屬 Si, 電解 Mn, 金屬 Cr, フェロ

第 1 表 試料分析値 (*印は Al 脱酸)

試 料	C	Si	Mn	Cr	Mo
8M	0.16	0.94	0.78	1.00	0.48
1S	0.11	1.02	0.40	—	—
2S	0.13	2.10	0.37	—	—
3S	0.09	3.01	0.36	—	—
40	0.07	0.27	0.98	—	—
41	0.09	0.29	2.05	—	—
42	0.06	0.29	2.97	—	—
1C	0.07	0.26	0.38	1.02	—
2C	0.07	0.27	0.35	2.04	—
3C	0.08	0.29	0.37	3.01	—
6Mo*	0.13	—	—	—	1.15
14M	0.28	0.98	0.81	1.00	0.51
53	0.52	0.96	0.83	1.00	0.49
54	1.20	0.95	0.85	1.10	0.45

* 東京大學第二工學部冶金學教室