低炭素鋼の歪時効後の応力歪曲線の計算機シミュレーション

祝 桂 合* 小野寺龍太

九州大学工学部材料工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 67, No. 3 (2003), pp. 122-127
© 2003 The Japan Institute of Metals

Computer Simulation of Stress-Strain Curves of Strain-Aged Low Carbon Steel

Zhu Gui He* and Ryuta Onodera

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka 812-8581

In this paper we showed that stress-strain curves of strain-aged specimen of low carbon steel can be predicted by computer simulation based on the constitutive equations which have been proposed in order to explain the yield point phenomena. In the theory two internal stresses are supposed: the one, Y_{int} is the stress which is work-hardened, and the other, Y_{ir} the stress work-softened and age-hardened. It was supposed that strain aging influences two internal stresses in following way: the work-hardening rate of Y_{int} and the value of Y_{ir} are both increased with increase in aging time. This supposition was formulated as functions of aging temperature and aging time. The simulated stress-strain curves showed a good agreement with the experimental ones, which means that the constitutive equations used in the simulation are reliable.

(Received October 28, 2002; Accepted January 31, 2003)

Keywords: computer simulation, stress-strain curve, strain aging, aging temperature, aging time, low carbon steel, yield point phenomena, work hardening rate

1. 緒 言

我々は前報¹⁾で、低炭素鋼に数%の予歪を与え、343 K～493 K で時効後再引張りすると応力歪曲線には二つの特徴が現れる事を示した。一つは降伏点現象の回復、他は加工硬化率の上昇であり、前者は後者に比べ短い時効時間から現れ始めた。また結晶粒径は降伏点現象の回復にはっきりした影響を与えるが、加工硬化率上昇に与える影響は小さい、他方、予歪(引張り中断歪)の量の影響は前者で小さく、後者では大きいなどの事を示した。また両者に及ぼす時効温度の影響は、前報ではあからさまには述べなかったが、 $\exp(-Q/RT_a)$ なる形で整理できそうであった(ここで Q は活性化エネルギー、 R は気体定数、 T_a は時効温度である)。

別の論文^{2,3)}で我々は、常温での低炭素鋼の内部応力として二つの項、 Y_{int} と Y_{ir} を考え、前者は加工硬化する普通の応力であるが後者は加工軟化し時効硬化する応力と仮定すれば、降伏点現象を簡単に理解できる事を示し、計算機シミュレーションによって応力歪曲線を再現した。次いで我々は Y_{int} と Y_{ir} に及ぼす結晶粒径の影響を調べ、粒径の関数として Y_{int} と Y_{ir} を定式化した⁴⁾。

本論文の目的は文献¹⁾に示した時効後の応力歪曲線を文献^{2,3)}で提案した構成式を用いて再現する事である。計算機

シミュレーションによって実験結果を定量的に再現する事には二つの利点がある。一つは工業的なものである。即ち任意の低炭素鋼材料が与えられた時、常温の引張試験を行って構成式を作っておけば、歪時効後の力学的特性(応力歪曲線)を実験する事なく予測できるという事である。もう一つは科学的なもので、シミュレーションが実験結果を再現するならその構成式(例えば Y_{int} と Y_{ir} の存在)が真実に近いという確信が持てる事である。そして将来微視的機構によって降伏点現象や時効現象の説明がなされた時、その機構が Y_{int} や Y_{ir} 、およびそれらに及ぼす時効の影響を説明できるか否かによってその機構の正否を判断できると思われる。

また本論文では、構成式やその中で使われる定数が他の低炭素鋼材料でも引張試験によって簡単に求めることができること、即ち構成式が一般性をもち有用であることを示すため、所々で定数の求め方などについて簡単に付言した。

2. 低炭素鋼の時効現象の実験結果の一例

結晶粒径 13 μm の低炭素鋼焼鈍材に 6.3%の予歪を与えた後 293 K あるいは 343 K で種々の時間時効させ、その後常温で再引張りした場合の応力歪曲線を Fig. 1 に示した。これらの実験データを用いた歪時効現象の解析は前報¹⁾で報告している。また粒径 40 μm の試験片の時効後の応力歪曲線は前報¹⁾で示したのでここでは割愛する。

* 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University)

Fig. 1 Stress-strain curves of strain-aged specimens with grain diameter of 13 μm . T_a , t_a and ϵ_{pre} means aging temperature, aging time and pre-strain, respectively.

3. 構成方程式と歪時効現象の定式化

時効を行わない場合の引張試験(以下単調引張試験と呼ぶ)の応力歪曲線のシミュレーションの方法および結果は既に公表している^{2,3)}ので詳細は割愛するが, 説明の一貫性を持たせるため本節ではシミュレーションの基本的仮定を述べ, 次に, 歪時効した場合の考え方を述べる。

3.1 単調引張試験の場合の基本的仮定

応力 σ が作用している場合の歪速度 $\dot{\epsilon}$ は, σ と内部応力 Y_i の差として定義される有効応力 Y_e を用いて

$$d\epsilon/dt = \dot{\epsilon} = A Y_e^m \quad (1)$$

$$Y_e = \sigma - Y_i \quad (2)$$

なる式で表現されるとする。 σ については後に式(9)で定義する。式(1)中の定数として本論文では $A = 1.0 \times 10^{-10}$, $m = 6.0$ を用いた(歪速度の単位は s^{-1} である)。これらの数値はいかなる材料においても, 均一変形状態での歪速度急変試験から実験的に求めることができる(論文^{2,3)}参照)。上に述べた数値を用いれば式(1)は $\dot{\epsilon} = 10^{-5}$, 10^{-4} , 10^{-3} , 10^{-2} s^{-1} に対して $Y_e = 6.8, 10.0, 14.7, 21.5 \text{ MPa}$ を与える。

内部応力 Y_i は二つの項 Y_{int} と Y_{ir} の和,

$$Y_i = Y_{\text{int}} + Y_{\text{ir}} \quad (3)$$

で表現されると仮定する。 Y_{int} は降伏点現象が起こらない場合の内部応力, 即ち転位密度の増加と共に上昇(加工硬化)する応力であり, Y_{ir} は降伏点現象の原因で時効硬化し加工軟化する応力である。 Y_{int} は単調引張りの場合は次の形に書く事ができる(論文^{2,3)}では違う形式を用いたが, 本論文では次式を用いる。詳細は論文⁴⁾参照)。

$$Y_{\text{int}}(\epsilon) = B(\epsilon + \epsilon_0)^n \quad (4)$$

ここで ϵ は真歪で, 定数の値は $B = 800 \text{ MPa}$, $n = 0.5$, $\epsilon_0 = 0.037$ (粒径 $13 \mu\text{m}$ の場合), 0.020 (粒径 $40 \mu\text{m}$ の場合)とした。以上の B, n および ϵ_0 の値は本論文で用いた材料にのみ対応する値であるが, 他の材料でも式(4)の形式は適用でき, 定数の値の決定も簡単である。

Y_{ir} は時間と歪という二つの独立変数を含むので, その定式化は微分の形でしか書けない。

Fig. 2 Schematic representation of tensile test. K means the machine stiffness, S_0 the initial area of specimen cross-section, l the length of element, L the total length of specimen, and u the crosshead speed.

$$dY_{\text{ir}}/dt = -a\dot{\epsilon}Y_{\text{ir}} + b[\exp\{(Y_{\text{ir}}^M - Y_{\text{ir}})/g\} - 1] \quad (5)$$

上式右辺第一項は加工軟化を意味する項でこれについては論文^{2,3)}を参照されたい。定数 a の値は 400 を用いた。この値は材料によらず一定と考えてよいと思われる。右辺第二項は時効硬化を意味する項であるが, 常温の単調引張試験では係数 b の値が事実上ゼロなので論文^{2,3)}ではこの項を考える必要がなかった。しかし歪時効の場合は時効中にこの項に従って Y_{ir} の値が回復してくるので, b や g の値を決定する必要がある(次節参照)。

(注: 式(5)右辺第二項や後に示す式(10)の数学形式に物理的意味はない。ある量が時間の対数に対してほぼ直線的に変化する場合に便利なので使っている。我々は fcc 合金の P-L 効果の解析⁵⁾にこの式を始めて使った。Johnson-Mehl-Avrami の式の改訂版と考えている。)

単調引張試験の場合の Y_{ir} の初期値(焼鈍状態での値) $Y_{\text{ir}0}$ は Y_{ir} の最大値で, 粒径 $13 \mu\text{m}$ の場合 150 MPa, $40 \mu\text{m}$ の場合 86 MPa とした($Y_{\text{ir}0}$ の実験値は, 上部降伏応力と, 均一変形時の応力歪曲線を歪ゼロに外挿した点の応力(式(4)で $\epsilon = 0$ の時の Y_{int} の値)との差として求められる。上部降伏応力を正確に決める事は難しいが, 試験片の取扱いを慎重にすればある程度正確な値が得られる)。なお上に掲げた値の場合, $150/86$ の値は $40/13$ の平方根とほぼ等しく, $d^{-1/2}$ 則が満足されていることに留意されたい。

単調引張試験の場合の構成方程式は式(1)~(5)で, これらの式を Fig. 2 に示した試験片の分割された各要素(要素総数 $n = 160$)に適用するのであるが, 降伏が試験片の一方の肩部(Fig. 2 に示した要素 $k = 1$)から始まり試験片中を伝播していく事をシミュレートするために次のような二つの数学的操作を行った。1. 変形の引き金として要素 1 の断面積を他のものより 3%小さくし強度を 3%上げる事によって, 同時に降伏した全要素のうち要素 1 だけ有効応力増加速度が他のものより大きくなるようにした(この仮定は合理的なもので, リューダース帯の最初の核が試験片肩部にある事を意

味している。ある場合には肩部以外から変形が開始する事もあるが、その場合は適当な要素の面積と強度を変えればよい。この事については論文³⁾を参照されたい。2. 隣り合う要素間に歪の差ができた場合には歪が小さい方の要素には正の、大きい方の要素には負の付加応力 σ_{prop} が作用すると仮定した。即ち k 番目の要素に

$$\sigma_{prop,k} = \alpha \sigma_k \{ (\epsilon_{k+1} - \epsilon_k) - (\epsilon_k - \epsilon_{k-1}) \} \quad (6)$$

なる付加的応力が作用するとした。式(6)の係数 α (以下、伝播係数と呼ぶ)は、

$$\alpha = 0.66 \bar{\epsilon}^{-0.6} \quad (7)$$

とした。ここで $\bar{\epsilon}$ は平均歪速度 (引張速度を試験片長さで除した値) である。以上、2. で述べた事はリュウダース帯伝播の本質的問題を含み、式(6)や(7)は下部降伏応力やリュウダース歪の値を決定することになる。これらの事については色々な問題があるが、本論文の目的とは外れるので詳細は論文³⁾を参照されたい。

k 番目の要素に作用する外力 σ_{app} は次式で決定される。

$$\sigma_{app,k} = K(u t - \Sigma l \epsilon_n) / S_0 (1 - \epsilon_k) \quad (8)$$

ここで K は試験機の剛性、 u は引張速度、 l は要素の初期長さ、 S_0 は初期断面積で、右辺の総和は全要素についてとられる (なお式(8)では外力の原点を上部降伏応力付近にしている)。ここで元に戻って、式(2)中の応力 σ は式(8)の σ_{app} と式(6)の σ_{prop} の和として与えられる。

$$\sigma = \sigma_{app} + \sigma_{prop} \quad (9)$$

以上式(1)~(9)は、変数として ϵ と Yir 、微分方程式として式(1)と(5)をもつ方程式群であり、初期状態を指定すれば数値的に解くことができる。

3.2 時効による方程式の形や定数の値の変化

論文¹⁾で述べたように、歪時効を行うと降伏点現象が回復すると共に加工硬化率が常温での単調引張試験の場合のそれより高くなる。本節ではこれらを定式化する。

3.2.1 降伏点現象の回復

常温で予歪を与える時 (単調引張試験) には、 $b=0$ であるから式(5)は積分できて $Yir = Yir_0 \exp(-a\epsilon)$ が得られる。ここで $a=400$ とすれば $\epsilon=0.02$ の時 Yir の値は初期値 Yir_0 の $1/3000$ 程度にまで減少するから、予歪が2%以上の場合時効開始時の Yir の値はゼロと考えてよい。時効によって Yir の値は増加するがその値 Yir_a は、式(5)の右辺第一項をゼロとおいて解けば次のように得られる。

$$Yir_a = Yir^M + g \ln \{ 1 - w \exp(-bt_a/g) \}, \quad (10)$$

$$w = 1 - \exp(-Yir^M/g)$$

ここで t_a は時効時間、 Yir^M は十分な時間した後の Yir の飽和値、 b と g は定数である。以下 Yir^M , b , g の値を定める。

時効後の降伏点現象の回復はかなり大きい。焼鈍状態での Yir の初期値 Yir_0 (前節で述べた 150 MPa (13 μm) や 86 MPa (40 μm)) には達しないように見える。論文¹⁾の実験結果では歪時効後の Yir の飽和値即ち式(10)の Yir^M は Yir_0 の7割程度、105 MPa (13 μm) と 60 MPa (40 μm) と見積めるのが良いように思われた。この7割という数値の意味、即ち時効後の降伏点現象の強さが焼鈍時のそれより小さい事

の意味は明らかでないが、異なる鋼種の場合も同様の結果が得られたから、7割という数値に一般性があると考えている。

次に b と g の値の決定には色々な温度と時効時間で行われた時効実験の結果を用いる事ができる。Fig. 3(a)は時効による下部降伏応力の回復量 ΔY_L を対数時間の関数として示したもの (論文¹⁾の Fig. 4) であるが、 ΔY_L の回復速度は粒径と予歪にはほとんど依存せず、温度のみで決定され、回復量は粒径に依存すると考えて良いように思われる。なお、Fig. 3(a)で 293 K と 343 K の場合の時間軸 (横軸) を図のようにずらした理由は、活性化エネルギーとして下の式(11)の値を用いた場合に対応させた為である。Fig. 3(a)のグラフを式(10)で表現するには次のようにすればよい。即ち、 g と b は Yir^M に比例し、 b は $\exp(-Q/RT_a)$ なる形を含むとするのである。Fig. 3(a)と一致させるには次のように数値を決めれば良い事が判った。

$$g = Yir^M/3, b = 2.3 \times 10^8 Yir^M \exp(-Q/RT_a) \text{ MPa/s} \\ Yir^M = 105 \text{ MPa (grain dia.} = 13 \mu\text{m)}, 60 \text{ MPa (40 } \mu\text{m)} \\ Q = 80 \text{ kJ/mol} \quad (11)$$

Fig. 3 (a) Increase of yield stress (ΔY_L) with aging time (t_a) for two kinds of aging temperature (343 K and 293 K) and grain size (13 μm and 40 μm). (Experimental data¹⁾) (b) Increase of the internal stress Yir_a with aging time (t_a) for two kinds of aging temperature (343 K and 293 K) and grain size (13 μm and 40 μm), calculated by eqs. (10) and (11).

Q の値はアルファ鉄中の炭素の拡散の活性化エネルギーである．式(11)の値を式(10)に代入して計算した結果を Fig. 3(b)に示した．曲線は一本で表され，縦軸は Y_{ir}^M の値に比例し，横軸は時効温度 T_a に応じて平行移動する．このグラフの縦軸 Y_{ir}^M は上部降伏点での応力増加分を意味し，Fig. 3(a)に示した実験結果の縦軸 ΔY_L は下部降伏点のそれを意味するから，縦軸の数値は両者で一致しないが，曲線の形はほぼ一致している．要するに，予歪を与えた後温度 T_a で t_a 秒時効した後の Y_{ir} の値(再引張りの初期値) Y_{ir}^0 は Fig. 3(b)から求められる．

本実験と異なる鋼種を用いて時効の研究をする場合，降伏点現象回復の実験式としての式(10)はそのまま用いる事ができ，定数の値としての式(11)は式中の Y_{ir}^M の値のみを変えればよい．即ち式(10)と式(11)は実験式として一般性をもつと思われる．

3.2.2 加工硬化率の変化

Fig. 1 に示したように再引張試験では加工硬化率が高くなる．その結果変形応力が増加するので，前論文¹⁾では加工硬化率変化の指標として，再引張り後の変形応力と単調引張試

験のそれとの差の最大値 $\Delta\sigma$ を用いた(Fig. 4(a)参照)．しかし応力歪曲線のシミュレーションを行うためには再引張り後の任意の歪に対して加工硬化率を定式化しなくてはならない．我々は次のように考えた．

加工硬化率の増大の原因は，時効中のコットレル雰囲気形成によってそれまで動く事ができた転位が動けなくなり，再引張りに際して(単位歪増分あたりの)転位の絡み合いの割合が増加することにあると思われる(但し，降伏点現象の原因たる Y_{ir} はコットレル雰囲気のせいではないと我々は考えている¹⁾)．即ち時効は可動転位密度を減らすのであろう．本論文では可動転位密度の代わりとなるパラメータとして対応歪 ε_{co} を定義する． ε_{co} の初期値 ε_{co}^0 は時効直後に試験片中に存在する可動転位密度と同じ可動転位密度をもつ単調引張試験での歪と考える．即ち時効時間ゼロの時は ε_{co}^0 は予歪 ε_{pre} に等しく，時効が十分に完了したら ε_{co}^0 はゼロになると仮定し，これを一般化して温度 T_a で t_a 秒時効した場合の ε_{co}^0 の値は式(10),(11)に倣って次式で与えられるとする．

$$\varepsilon_{co}^0 = -p \ln \{1 - v \exp(-f t_a / p)\},$$

$$v = 1 - \exp(-\varepsilon_{pre} / p) \quad (12)$$

$$p = \varepsilon_{pre} / 3, f = 2.0 \times 10^7 \varepsilon_{pre} \exp(-Q / RT_a) \quad (13)$$

ε_{co}^0 は結晶粒径に依存しない事に留意されたい．式(12),(13)から得られる ε_{co}^0 の値を Fig. 4(b)に示した．このグラフは Fig. 4(a)の $\Delta\sigma$ のグラフを上下方向に転倒した形をしており，対応歪の初期値 ε_{co}^0 と応力増加の程度 $\Delta\sigma$ とは時効温度と時間に関してはほぼ対応していると言える．

再引張り後の歪を ε として，対応歪 ε_{co} および全歪 ε_t は

$$\varepsilon_{co} = \varepsilon_{co}^0 + \varepsilon \quad (14)$$

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{pre} + \varepsilon \quad (15)$$

と書く事ができるとし，再引張り時の加工硬化率は単調引張試験の加工硬化率に， ε_{co} の関数で与えられる適当な値を加えることによって次式のように書けると仮定する．

$$dY_{int}/d\varepsilon = n B^{1/n} Y_{int}^{1-1/n} + h \{1 - (\varepsilon_{co}/\varepsilon_t)^j\} \quad (16)$$

上式の右辺第一項は式(4)の微分を Y_{int} の関数として表現したもので，第二項が付加的増加を意味する項である．時効しない場合 $\varepsilon_{co} = \varepsilon_t$ だから付加的増加はゼロであるが， $\varepsilon_{co}^0 = 0$ なら再引張り時の加工硬化率は h だけ増加し， ε の増加につれて付加項の値は小さくなっていく．この傾向は Fig. 1 に示した応力歪曲線の形と一致している．定数の値として $h = 2000 \text{ MPa}$, $j = 0.33$ を用いたが，これらは実験結果とシミュレーションを一致させるように定めたものである．

本節で述べた加工硬化率を決定する式(16)は単なる実験式に過ぎないが，現在の所加工硬化率を正しく予測する理論はないようにみえるので，式(12)や式(16)のような形に定式化せざるを得なかった．ただ，可動転位密度に関するパラメータである対応歪 ε_{co} という概念は，青熱脆性域での引張試験の応力歪曲線の形をシミュレートする時(次の論文で報告予定)重要な役目を果たすので，どのような定式化を行うにしろ対応歪に類したパラメータを導入する必要があると考えている．以上要するに本論文のシミュレーションでは，加工硬化に関しては式(4)の代りに式(16)を用いた．

Fig. 4 Increase of strength ($\Delta\sigma$) with aging time (t_a) for two kinds of aging temperature and grain size. (Experimental data¹⁾) (b) Decrease of the corresponding strain ε_{co}^0 with aging time (t_a) for two kinds of aging temperature, calculated by eqs. (12) and (13).

4. シミュレーションの結果と考察

結晶粒径 $13\ \mu\text{m}$ の低炭素鋼に 6% の予歪を与え, $343\ \text{K}$ および $293\ \text{K}$ で種々の時間時効した場合の応力歪曲線のシミュレーションの結果を Fig. 5 に示す(式(10)と式(12)は時効温度と時間に関して同じ形 $t_a \exp(-Q/RT_a)$ をしているから, この式の値が同じになる温度-時間関係の場合, 例えば $T_a = 343\ \text{K}$, $t_a = 0.2\ \text{h}$ の場合と $T_a = 293\ \text{K}$, $t_a = 1\ \text{d}$ の場合は同一の応力歪曲線になる). 同じ時効状態での実験結果である Fig. 1 と対比すれば, Fig. 5 は歪時効現象をよくシミュレートしていると言えるであろう. 即ち応力歪曲線の大体の形, 時効時間が下部降伏応力, 降伏点伸びおよび加工硬化率に及ぼす影響などに関してシミュレーションと実験結果はほぼ良い一致を示している. この事は本シミュレーションの根本的仮定, 即ち二つの応力 Y_{int} と Y_{ir} が存在し, 時効は前者には加工硬化率を増大させるという影響を与え, 後者にはその値を回復させる効果がある, という考え方が正しい事を強く示唆するものである.

ただ精しく見ればシミュレーションには二つの欠点がある. 一つは加工硬化率が高すぎ, 従って歪の進行につれて単調引張り曲線との差が実験結果より大きくなるという点で, これは Y_{int} として式(4)を用いた事が原因である. 式(4)の係数 B や n は全歪が 10% 以下の所で成立する式である(論文⁴参照)ので, 大きい歪では応力の過大評価となったのであろう. 第二の欠点は上部降伏点が明瞭に現れ過ぎ, しかもその値が高いことである. しかしよく知られているように上部降伏応力は非常にばらつくものであり, その理論的値(最大値)が実験で現れる事は減多にない. だからこの点はそれ程大きな欠点ではないと考えている.

Fig. 6(a)~(c)は, 前論文⁽¹⁾に Fig. 2 として示した結晶粒径 $40\ \mu\text{m}$ の試験片の応力歪曲線をシミュレートしたものである. 三種類の予歪, 二種類の時効温度で種々の時間時効した場合が計算されている. Fig. 5 の場合と同様にこのシミュレーションも実験結果と大体一致している. 前論文で述べた

ように, 時効後の降伏点伸び(下部降伏応力での歪量, 前論文の $\Delta\epsilon$)の実験値は, 予歪が小さい場合(Fig. 6(a)に対応)は時効時間の増加とともに僅かに増加するが, 予歪が大きい場合(Fig. 6(c)に対応)は時効時間の増加につれて逆に小さくなるという特徴が見られた. そして我々はこの事の原因は, 降伏点現象の回復量(本論文の Y_{ir_a})と加工硬化率の増量(本論文では対応する値として ϵ_{co}^0 を用いている)が予歪の大小や時効時間の長短にそれぞれ独特の影響を受けるためであると推定した. Fig. 6 に示したシミュレーションの結果は, 上述の実験結果とよく一致しており, Y_{ir_a} と ϵ_{co}^0 の定式化, 即ち式(10)や式(12)および(16)が実験式として有用である事を示している.

Fig. 5 Calculated stress-strain curves for aged specimens with grain size of $13\ \mu\text{m}$.

Fig. 6 Calculated stress-strain curves for aged specimens with grain size of $40\ \mu\text{m}$. Average strain rate $\dot{\epsilon}$ is $4 \times 10^{-5}\ \text{s}^{-1}$ in (a) and $4 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ in (b), (c), and pre-strain ϵ_{pre} is 2, 4 and 8% in (a), (b) and (c), respectively. These graphs should be compared with Fig. 2 in literature⁽¹⁾.

5. 結 言

本論文は、我々が以前低炭素鋼の降伏点現象解析のために提案した構成方程式を用いれば、低炭素鋼の歪時効現象の予測が可能である事を示したものである。歪時効は構成方程式に用いられる内部応力 Y_{int} と Y_{ir} に影響を与えるが、本論文ではその影響の仕方を定式化した。これらの式は実験式であるが式中のほとんどの定数の値は定められており、もし常温引張試験での応力歪曲線を知っていれば我々はその式を一義的に決定する事ができる。そしてその式を用いる事によって任意の歪時効後の応力歪曲線を予言できる。また逆に言えば、降伏点現象と歪時効現象とを一つの構成方程式で定量的

に説明できたと言う事は、その構成式が真実に近い事を保証するものと思われる。

文 献

- 1) R. Onodera and Z. G. He: J. Japan Inst. Metals **66**(2002) 1048–1054.
- 2) R. Onodera, T. Morikawa and R. Kamikihara: Tetsu-to-Hagane **87**(2001) 63–69.
- 3) R. Onodera, I. Morita, R. Kamikihara and M. Aramki: Tetsu-to-Hagane **87**(2001) 719–726.
- 4) R. Onodera, Z. G. He and I. Morita: J. Japan Inst. Metals **66**(2002) 521–527.
- 5) R. Onodera and T. Morikawa: J. Japan Inst. Metals **64**(2000) 1172–1180.