

共析鋼の焼もどし過程における異常塑性挙動について

西 原 公*

On the Abnormal Plastic Phenomena of Eutectoid Steel during Tempering

By Tadashi Nishihara*

Synopsis: In this paper the abnormal behavior of strain during rapid heating tempering of quenched-martensite (0.9%C eutectoid steel) under load has been examined. The main results obtained are as follows:

- (1) The dynamic superplasticity was observed during rapid heating tempering.
- (2) The superplastic strain varied linearly accompanying an increase of the applied stress and depended on the heating rate and the number of thermal cycles.
- (3) The mechanical behavior of dynamic superplasticity can be described by the equation in the form

$$\tau = K\dot{\gamma}^m \quad m \approx 1$$

where τ is the applied stress, K is a constant, $\dot{\gamma}$ is the strain rate, and m is the strain rate sensitivity exponent. Constant K depended on the heating rate. This behavior was recognised to be similar to that on grain size in the micro-grained superplasticity and heating rate in the transformation superplasticity.

要旨: 焼入マルテンサイト (0.9%C 共析鋼) の焼もどし過程における異常塑性挙動について調べ以下の結果を得た。

- (1) 急速焼もどし過程に対応して動的超塑性ひずみの発生が確認された。
- (2) 超塑性ひずみと作用応力との間に線形則が成立した。さらにそのひずみは加熱速度及び熱サイクル数に依存する。
- (3) 動的超塑性流動特性曲線を決定した。すなわち、 $\tau = K\dot{\gamma}^m$ (τ : 作用応力, K : 定数, $\dot{\gamma}$: ひずみ速度, m : ひずみ速度感受性指数) において $m \approx 1$ が成立した。さらにその加熱速度因子効果は、微細結晶粒超塑性における結晶粒寸法因子及び変態超塑性における加熱速度因子に対応する。

I. 緒 言

超塑性とは材料がある特殊条件下で、低作用応力により、ネックを生じることなしに数 100% から 1000% 台にも伸長される現象である。

この超塑性は、現在では (1) 微細結晶粒超塑性、(2) 変態超塑性、及び (3) その他の超塑性に分類するのが一般である。¹⁾

微細結晶粒超塑性においては、超塑性流動発生のための条件として、前処理による微細分散組織 (1 μ 程度) が必要である。この場合、試験温度が恒温であるので、恒温超塑性あるいは静的超塑性ともいわれる。

変態超塑性においては、結晶粒が微細である必要はな

いが、変態が進行しなければならない。従って、一般には変態温度区間を含む繰返し熱サイクルが必要である。そのために動的超塑性ともいわれる。

これら二つのタイプの超塑性現象の他に、再結晶中の超塑性、固溶限近傍の相変化をとまなう超塑性なども確認されているが、現在では微細結晶粒超塑性以外の異常塑性は、変態、相変化など、材料内部の構造変化と応力場の相関における一般的現象とされつつあり、²⁾ 広義の動的超塑性^{3,4)} (あるいは環境超塑性)⁵⁾ としてとらえられている。

本報においては、マルテンサイトの焼もどし過程に着目し、共析鋼の焼もどし過程において広義の動的超塑性を確認したので、その超塑性挙動に及ぼす各種条件因子の影響について論じることとする。

* 機械工学科講師

Instructor, Mechanical Engineering Division.

II. 実験方法

供試材は共析成分に近い SK5 材であり、820°C より水焼入し、マルテンサイト組織とした。その化学組成を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of specimen (wt%)

	C	Si	Mn	P	S
SK5	0.90	0.31	0.45	0.002	0.009

本実験に用いた試験片形状及び寸法は、Fig. 1 に示すように、平行部長さ 40mm、直径 6mm の中実丸棒とした。

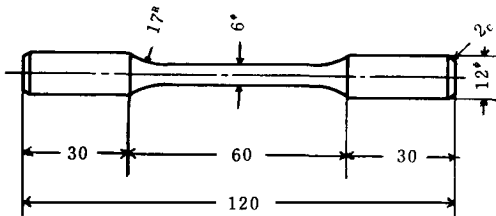


Fig. 1 Test specimen

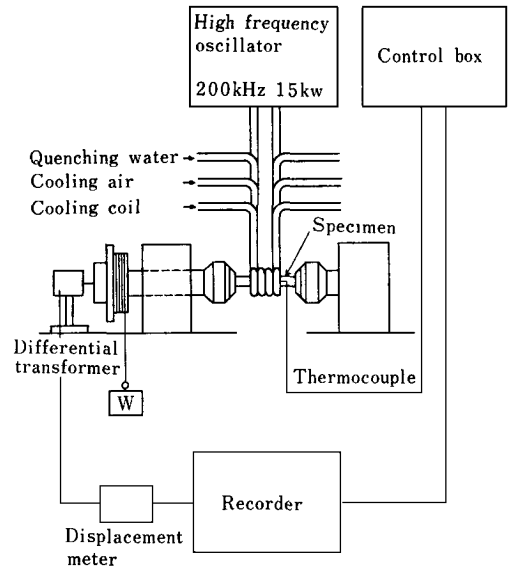


Fig. 2 Schematic diagram of test apparatus

実験装置の概略を Fig. 2 に示す。動的超塑性においては、材料の内部構造が変化するような繰返し加熱・冷却熱サイクルを与える必要がある。加熱は発振周波数

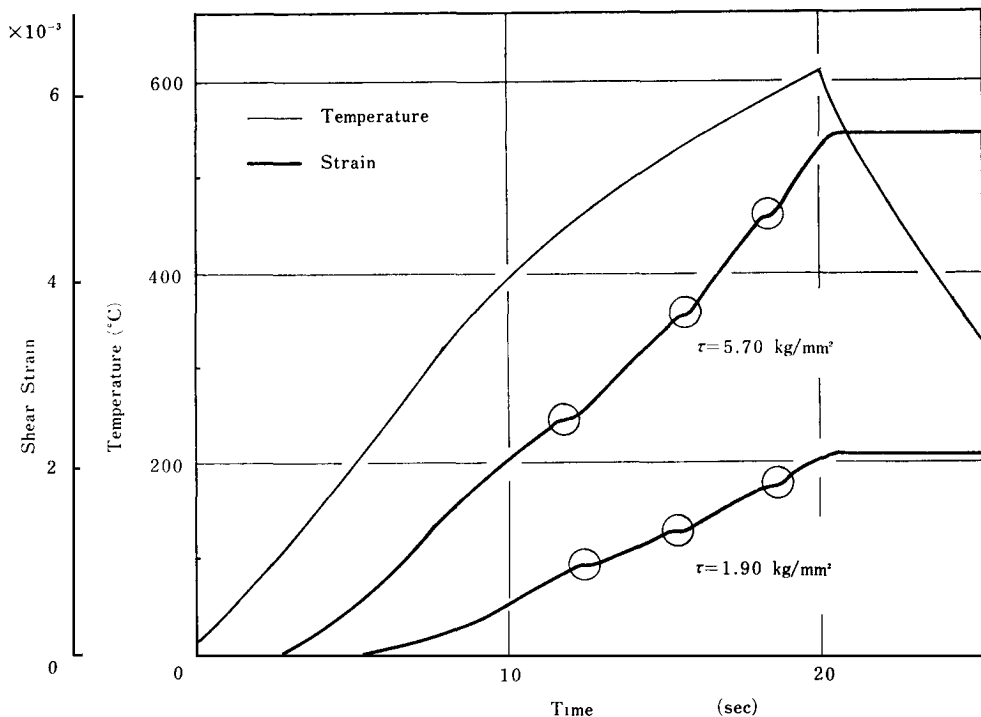


Fig. 3 Typical curves of temperature-time and shear strain-time data at various applied stress

200KHz, 出力 15KW の高周波誘導加熱で, その電源の出力を変化することにより任意の熱サイクル速度を得ることができる。冷却は放冷とした。

荷重荷方式は, dead-weight によるねじり荷重荷方式とし, 回転角度計により, 加熱・冷却サイクル中の超塑性ひずみ挙動を詳細に記録することができる。

温度は時間遅れのなくように, 試片中央部に open-circuit 方式により spot 溶接した直径 0.3mm の P.R 熱電対により, ひずみと共にペンレコーダに連続記録される。

III. 実験結果

1. 温度・ひずみ～時間曲線

本実験に使用した熱サイクルは, 室温～600°C～室温サイクルであり, クリープの影響を除去するために急速加熱焼もどしを行った。温度・ひずみ～時間曲線の一例を Fig. 3 に示す。 $\tau=1.90, 5.70\text{kg/mm}^2$ の作用せん断応力下において, 室温から 600°C まで約 20sec で焼もどした場合, 共に加熱時に, 焼もどしプロセスに起因すると思われる異常ひずみが発生していることが図から明らかである。また冷却時には異常ひずみは観察されない。

2. 温度～ひずみ曲線

上述の結果から時間を消去し, 温度と発生ひずみの関係を求めると異常ひずみの挙動はより明確となる。横軸に温度, 縦軸にせん断ひずみをとって整理した結果を作用応力別に Fig. 4 に示す。また, 焼もどし加熱速度は 30°C/sec 一定とした。

作用応力一定の曲線において温度を上昇して行くと, 100～300°C 近傍で急激に異常ひずみが発生し, 上限温度の 600°C まで約3つの変曲点を伴い増大していく。冷却時にはひずみは発生しない。この変曲点は焼きもどしの各段階に対応していると思われるが, 詳細は明らかでない。また異常ひずみ発生温度は作用応力の増大と共に低下する傾向にある。

3. 焼もどし時の異常ひずみに及ぼす, 作用応力, 加熱速度及び熱サイクル繰返し数の影響

一般の動的超塑性現象においては作用応力と1サイクル当りの発生ひずみに限界応力 τ_c 内で線形則が成立することが大きな特性とされている。⁶⁾ 本実験結果から, 焼もどし時に発生する異常ひずみと作用応力との関係を求めると Fig. 5 のようになり, $\tau < 8\text{kg/mm}^2$ の広範囲にわたって線形則が成立していることがわかる。すなわち一般の変態超塑性あるいは予ひずみ解放時における動的超塑性⁶⁾ に比較して限界応力値は拡大されている。さらに図からわかるように, 焼もどし加熱速度の増加と共にひずみ量は減少する傾向にある。

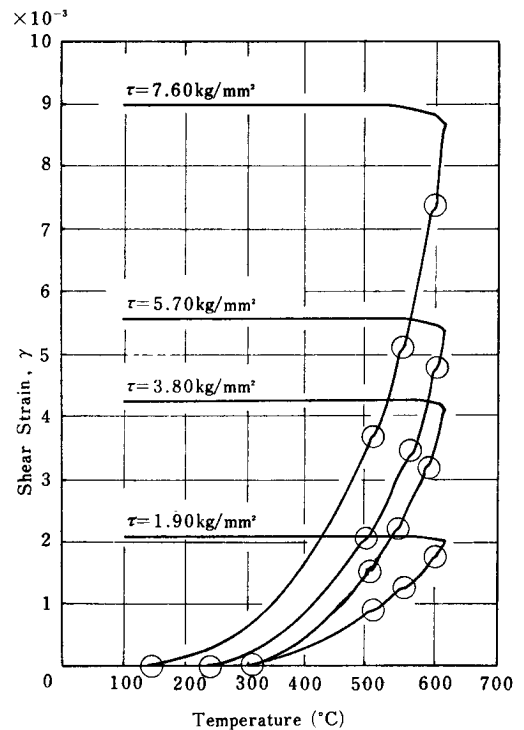


Fig. 4 Relation between temperature and shear strain for various applied shear stresses

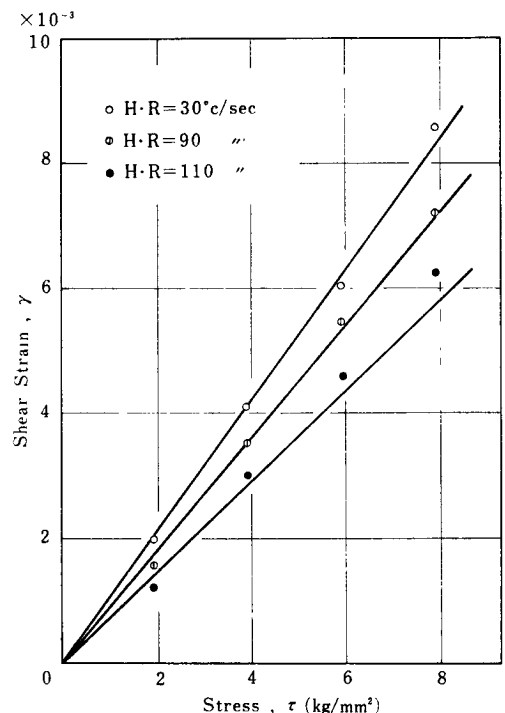


Fig. 5 Relation between applied shear stress and shear strain

室温～600°C～室温の熱サイクルを作用応力下において繰返すと、発生する異常ひずみは繰返し数と共に減少することが確認された。Fig. 6 に繰返し数と1サイクル当りに発生するひずみとの関係を作用応力別に示す。各作用応力下において2サイクル以降に発生するひずみは初回サイクルのひずみの約15%以下に低下している。また、2サイクル以降は約500～600°Cの高温でないとひずみが発生しないことを確認している。このことは、急速加熱焼もどしにより、初回のサイクルにおいてすでに焼もどしの大半が終了しているためと思われる。

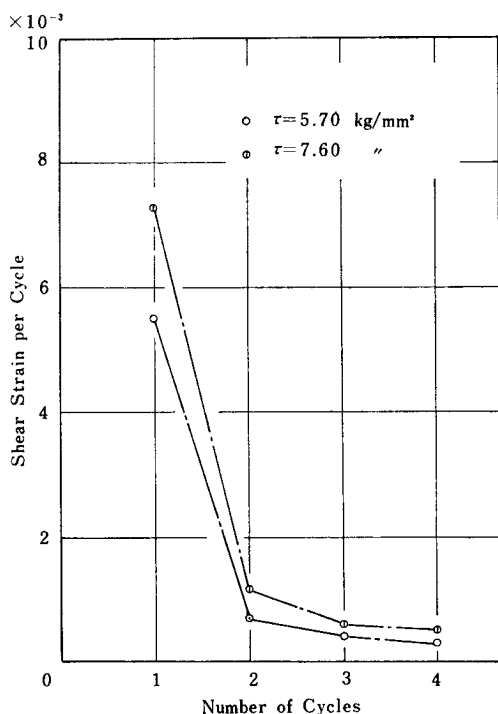


Fig. 6 Relation between number of thermal cycles and shear strain per cycle

4. 超塑性流動特性曲線

超塑性変形においては流動応力 τ とひずみ速度 $\dot{\gamma}$ とに

$$\tau = K \dot{\gamma}^m$$

{ K: 定数

{ m: ひずみ速度感受性指数

が成立し、一般に $m > 0.3$ をもって超塑性の目安とされている。さらに動的超塑性においては $m \approx 1$ をとることが多いことが知られている。本実験結果より横軸に1サイクルの平均ひずみ速度の $10 \log$ 、縦軸に作用応力の \log をとって整理すると Fig. 7 が得られる。図中の流動曲線は加熱速度別に表示してある。図からわかるように、曲線の傾きである m 値は $m \approx 1$ であり、さらに加熱速

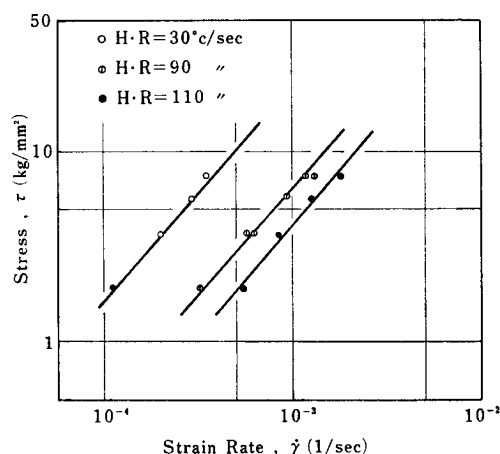


Fig. 7 Effect of heating rate on the stress-strain rate relationship

度が増大すると曲線は右側の高ひずみ速度側へ移行する。これは変態超塑性流動特性曲線における加熱速度因子⁶⁾あるいは予ひずみ解放時における動的超塑性流動特性曲線の予加工度因子の効果⁷⁾にまさに対応している。

IV. 考 察

以上述べたように、応力下において共析鋼のマartenサイト組織を急速焼もどしすると広義の超塑性ひずみが得られる。これはプレステンパにおける本質的現象であろうと思われる。

一般に焼入鋼の焼もどしによる析出分解プロセスは、第1段階の70～150°Cにおけるマartenサイトの ϵ 炭化物及び低炭素マartenサイトへの分解、第2段階の250～300°Cにおける残留オーステナイトの分解、第3段階の270～400°Cにおけるセメントタイトの分離核発生、及び第4段階の400°C以上におけるセメントタイトの凝集、粗大化、球状化に分けられている。⁸⁾ 本実験においても、室温～600°Cの急速焼もどし過程で発生する異常ひずみ量が急激に変化する点が観察される。(Fig. 4) この変曲点の生じる温度は焼もどし各段階の温度よりも高めであるが、急速加熱によっても焼もどしは阻止されず、焼もどし各段階の温度が準平衡状態よりも上昇するという井口らの急速加熱焼もどしの研究結果⁹⁾ から見て、焼もどしプロセスに対応していると考えられる。

また一般の動的超塑性則と同様に、本現象においても作用応力と発生ひずみとの線形則が確認された。しかしながら線形則からずれ、クリープ的となるいわゆる限界応力 τ_c は本実験範囲内では確認されない。すなわち焼もどし過程における超塑性においては一般の動的超塑性

に比較して線形則成立範囲が大きいことが特色であるといえる。さらに上記の線形則成立範囲で、 $\tau = K\dot{\gamma}^m$, $m \approx 1$ が成立した。これは擬粘性流動の式であり、従来の動的超塑性流動式と一致する。^{8,10,11)} また加熱速度因子の効果についても同様であるが、今のところ析出分解などの構造変化速度に関連するものと考えている。

室温～600°C～室温サイクルでは大きな超塑性伸びが期待できぬことが示された。(Fig. 6) しかしながら、焼入～焼もどしサイクルを採用すれば1サイクル当りの発生ひずみは変態超塑性を含め一定となり、繰返し数により超塑性伸びが得られるであろう。

本報においては、作用応力下の焼もどし過程に起因する異常ひずみ挙動を実験的に確認しただけであり、そのメカニズム等については未知である。しかしながら以上述べた結果から焼もどし中の異常ひずみ挙動も広義の動的超塑性現象の1つであると考えられる。

V. 結 言

焼入マルテンサイト (0.9% C 鋼) の作用応力下における急速焼もどし過程に対応して現われる異常ひずみについてその挙動を調べ、以下の結果を得た。

(1) 急速焼もどし過程に対応して動的超塑性ひずみの発生が確認された。

(2) 超塑性ひずみと作用応力との間に線形則が成立した。さらにそのひずみは加熱速度及び熱サイクル数に

依存する。

(3) 動的超塑性流動特性曲線を決定した。すなわち、 $\tau = K\dot{\gamma}^m$ (τ : 作用応力, K : 定数, $\dot{\gamma}$: ひずみ速度, m : ひずみ速度感受性指数) において $m \approx 1$ が成立した。

(4) 上記流動特性曲線における加熱速度因子は、微細結晶粒超塑性における結晶粒寸法因子及び変態超塑性における加熱速度因子と対比される。

終りに本研究の遂行にあたって御指導を賜った早稲田大学理工学部教授井口信洋博士に対し深く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) たとえば、井口・塑性と加工, **10** (1969), 190.
- 2) D. Oelschlägel and V. Welss: Trans. ASM, **58** (1969), 143.
- 3) 井口, 塑性と加工, **16** (1975), 1009. (超塑性特集号)
- 4) 井口, 西原: 金属, **46** (1976), 19.
- 5) J. W. Edington, K. N. Melton and C. P. Cutler: Progress in Materials Science, **21** (1976), 61.
- 6) 井口, 岡, 早乙女: 金属学会誌, **38** (1974), 725.
- 7) 井口, 浅見, 西原: 金属学会講演概要 (1974.11)
- 8) たとえば、田村: 鉄鋼材料強度学, (日刊工業新聞社, 昭45)
- 9) 井口, 武藤: 溶接学会溶接冶金研究委員会 第44回資料, No. WM 71.
- 10) 西原, 浅見, 井口: 金属学会誌, **41** (1977), 188.
- 11) 西原, 高瀬: 金属学会誌, **41** (1977), 752.