繰り返し温度サイクルによる鋼の変態超塑性現象

野 崎 春 男* 植 杉 雄 二*
西 川 幸 男* 田 村 今 男**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 49, No. 4 (1985), pp. 260-266

On the Phase-Transformation Superplasticity in Steels due to Temperature Cycling

Haruo Nozaki*, Yuji Uesugi*, Yukio Nishikawa*
and Imao Tamura**

The superplasticity in S 15 CK, SCM 415 and SK 5 steels due to temperature cycling under loading was studied in terms of elongation to fracture, m -value and microstructure of specimen fractured. Specimens subjected to constant tensile applied stress were thermal cycled through the austenite (A) $\rightleftharpoons$ ferrite (F) + pearlite (P) or A $\rightleftharpoons$ P transformation. Main results obtained are as follows.

(1) As the applied stress σ decreases, the strain rate sensitivity m increases. The increase of elongation to fracture due to temperature cycling is in a good agreement with that of m -value.

(2) Elongations over 500% are observed on specimens thermal cycled to failure in the condition of m -value larger than 0.7.

(3) The specimen elongated largely under the small applied stress, where high m -value prevents necking, is fractured with the formation and the interlinkage of many voids. The occurrence of large necking causes the specimen to fracture with smaller elongation because of low m -value under the large applied stress. The true strain per cycle increases corresponding to the occurrence of necking or probably to the formation of many voids.

(Received November 28, 1984)

Keywords : superplasticity, transformation, strain rate sensitivity, high temperature tensile properties, temperature cycling, voids

I. 緒 言

鋼に比較的小さい引張応力下で変態温度区間を上下する温度サイクルを加えると数百パーセントの大きな伸びを生じる⁽¹⁾。この現象は変態超塑性と呼ばれる。 $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ (σ : 負荷応力, K : 定数, $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度, m : ひずみ速度感受性指数) の関係式で表わされる m 値は破断伸びとよく対応すると考えられている。微細結晶粒超塑性では m 値が大きいほど、破断伸びの大きいことが多数報告されている⁽²⁾。一方、変態超塑性では一定荷重下⁽¹⁾、あるいは一定応力下⁽³⁾で温度サイクルを繰り返した時の破断伸びについての報告があるがいずれも断片的であり、 m 値と破断伸びの関係についてはふれられていない。変態超塑性においては、負荷応力の小さい範囲では m 値は 1 に近い値をとるが⁽¹⁾⁽⁴⁾、負荷応力が大きくなると m 値は小さくなる⁽⁴⁾⁽⁵⁾。 m 値と破断伸びの関係を明らかにするには繰り返し温度サイクルで m 値がほぼ一定であること、および、種々の m 値について破断伸びを求めることが必要である。そのためには、

繰り返し温度サイクルで m 値が変化しないと考えられる一定応力下での破断伸びを求めることと、これを種々の負荷応力について行なうことが重要である。

超塑性変形による破断は、微細結晶粒超塑性では試料全体に形成されるボイド⁽⁶⁾、あるいは、くびれとその部分に集中的に形成されるボイド⁽⁷⁾によるところが大きいと考えられている。変態超塑性では破断部の組織についての報告はきわめて少ない。球状黒鉛鋳鉄の一定応力下の変態超塑性変形で、 $m=0.4$ でボイド発生、 $m=0.8$ でボイドが観察されない⁽³⁾という報告がみられる程度である。

本研究は市販の S 15 CK, SCM 415, SK 5 を用い、種々な一定負荷応力下で温度サイクルを加えた場合の破断伸びを求め、 m 値との関連について検討した。また破断後の組織観察を行ない、破断に至る過程を考察した。

II. 実験方法

実験に用いた試料は市販の S 15 CK, SCM 415, SK 5 で、その化学組成を Table 1 に示す。丸棒供試材より機械加

* 松下電器産業株式会社生産技術研究所 (Production Engineering Laboratory, Matsushita Electric Industrial Co., Ltd., Osaka)

** 京都大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Table 1 Chemical compositions of steels in this study (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
S15 CK	0.16	0.26	0.52	0.013	0.021	0.11	0.05	0.09	
SCM 415	0.18	0.29	0.68	0.017	0.014	0.11	0.07	1.03	0.16
SK 5	0.83	0.30	0.42	0.010	0.01	0.04	0.04	0.13

Fig.1 Dimensions of specimen (mm).

	S15 CK	SCM415	SK 5
T_{max} K	1143	1123	1043
T_{min} K	873	773	873
$\dot{T}$ K·s ⁻¹	0.83 or 2.5		

Fig.2 Conditions of temperature cycling.

$\dot{T}$ =heating-cooling rate, σ =applied stress.

工によって Fig.1 に示す形状の試験片を作成した。溶体化処理として真空中で S15 CK と SK 5 は 1273 K で、SCM 415 は 1523 K でそれぞれ 3.6 ks (1 h) 保持し油冷した。これをクリープ試験機に取り付け、高純度アルゴン中で赤外線加熱炉により Fig.2 に示すような変態温度区間をはさむ温度サイクルを加えた。温度サイクルにより S15 CK と SCM 415 はオーステナイト (A) $\rightleftharpoons$ フェライト (F) + パーライト (P) 変態、SK 5 は A $\rightleftharpoons$ P 変態を起こす。温度サイクルの T_{max} は試験片の温度分布を考慮して、オーステナイト変態終了温度より約 20 K 高い温度とした。加熱冷却速度 $\dot{T}$ は 2.5 または 0.83 K·s⁻¹、荷重応力 σ は 19.6~78.4 MPa の一定引張応力とし、試験片の伸びに応じて荷重を調整した。最初の T_{max} で 240 s 保持は無荷重とし、その後の破断までの温度サイクル中、常時荷重を加えた。試験片の伸びは石英棒を試験片に取り付け、差動トランスで測定した。破断後の組織観察は試験片の破断部を切り出し引張軸方向に平行な面で行なった。顕微鏡観察用の腐食液として 2% ナイタルを用いた。

III. 実験結果

1. 温度サイクルで発生するひずみ

Fig.3 は応力下の温度サイクルで発生する伸び~温度曲線の一例を示す。図は S15 CK の場合で、変態様式は A $\rightleftharpoons$ F + P 変態である。図に示した伸び曲線には応力荷重によ

Fig.3 Typical extension-temperature curve for S15 CK steel under applied stress σ of 39.2 MPa and heating-cooling rate $\dot{T}$ of 2.5 K·s⁻¹.

る塑性変形以外に変態体積変化および熱膨張分が含まれる。これらは $\sigma=0$ の伸び曲線よりわかるように小さく、塑性変形のほとんどは変態温度域 (冷却時 $F_s \sim P_r$, 加熱時 $A_s \sim A_r$) で生じる。1 回の温度サイクル、すなわち冷却変態と加熱変態を各 1 回繰り返した後に測定される伸び (ϵ_1 , ϵ_2 等) は変態体積変化と熱膨張分を含まない、塑性変形による伸びである。

Fig.4(a) は、S15 CK に $\dot{T} = 2.5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, $\sigma = 19.6 \sim 58.8 \text{ MPa}$ の条件で繰返し温度サイクルを加えた場合の累積伸びの変化を示す。この場合、累積伸びは試験片の最初のゲージ長さ 20 mm を基準とした公称のびである。温度サイクルとともにゲージ長さが大きくなるので、累積伸びが増加する割合も大きくなるのがわかる。

Fig.4(b) は Fig.4(a) の結果を 1 回の温度サイクルで生じる真ひずみと温度サイクル数の関係として示したものである。真ひずみは、ある温度サイクル 1 回あたりに生じる伸びを、その温度サイクルの最初のゲージ長さで除して求めた。図より、温度サイクル 1 回あたりの真ひずみは、低応力では最初はば一定で推移し、後に急激に増加し破断に至ることがわかる。なお $\sigma = 19.6 \text{ MPa}$ では破断に至らなかったため真ひずみは増加していない。また高応力ほど真ひずみが一定で推移する温度サイクル数が少なくなる。真ひずみが急激に増加するサイクル数は高応力では、くびれ発生に対応する。低応力では後述のようにボイドが多数発生することに対応すると思われる。くびれ、あるいはボイドが発生した部分では断面積減少による荷重応力の増大と m 値の低下が生じ、さらに、くびれまたはボイド発生が助長されることが考えられる。SCM 415, SK 5 の場合も S15 CK とほぼ同様であった。

Fig.5(a) は 3 鋼種に $\sigma = 29.4 \text{ MPa}$, $\dot{T} = 2.5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ で温度サイクルを繰返し与えた場合の累積伸びの変化を示す。累積伸びの増加割合は S15 CK と他の鋼で非常に異なる。Fig.5(b) は (a) の累積伸びを加熱と冷却に分けたもの

Fig.4 Deformation due to temperature cycling under various applied stresses for S15CK steel.

(a) Elongation vs. number of cycles.
(b) Variation of true strain per cycle with number of cycles.

である。各々の累積伸びは加熱時で $S15CK > SCM415 > SK5$ 、冷却時で $S15CK > SK5 > SCM415$ で温度サイクルを繰り返しても常になりたっている。変態温度域での変形抵抗が小ほど1回の変態で生じる伸びは大きいことが報告されており⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾、上記の結果もこれらの報告と一致する。

Fig.6 は3鋼種に図中に示す各 σ で温度サイクルを与え破断させた試験片の例を示す(ただし、S15CKの $\sigma = 19.6$ MPa は未破断の試験片である)。低応力ほど試験片のゲージ長さ部全体にわたってほぼ均一に変形していることがわかる。また、破断部のくびれは高応力ほど大きくなる傾向にある。破断はすべて温度サイクルの変態途中で生じ、また冷却変態より加熱変態($F+P \rightarrow A$ または $P \rightarrow A$ 変態)で生じる場合がほとんどであった。破断時の温度は同一鋼種によってもばらつき、また負荷応力と破断時の温度との相関はみられなかった。また、Fig.4(b)で示したように、真ひずみが増加しはじめる温度で、くびれが生じていることが観察された。

Fig.7 は3鋼種について $\dot{T} = 2.5$ と $0.83 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 、 $\sigma = 19.6 \sim 78.4$ MPa の一定負荷応力で温度サイクルを繰り返した場合の破断伸びと負荷応力の関係を示す。3鋼種とも σ 大につれて破断伸びは急激に小さくなることわかる。 $\dot{T} = 0.83 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の場合は $\dot{T} = 2.5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ に比べて同じ負荷応

Fig.5 Deformation due to temperature cycling vs. number of cycles for the three steels studied.

(a) Total elongation on heating and cooling.
(b) Separation of elongation on heating from that on cooling.

力では破断伸びが小さくなる傾向にある。同じ負荷応力でも鋼種によって1回の温度サイクルで生じるひずみは大きく異なることをFig.5で示したが、破断伸びはFig.7に示すように同じ負荷応力では鋼種により大きな差は生じなかった。

Fig.8 は m 値を求めるために、負荷応力と加熱時または冷却時の平均のひずみ速度の関係を両対数プロットしたものである。変態超塑性においては変態中のひずみ速度は刻々変化するので便宜上、加熱時または冷却時に生じるひずみ(塑性変形によるひずみ)を求め、これを変態に要する時間で除して、ひずみ速度とした。加熱時または冷却時に生じるひずみは、Fig.3のように測定されるひずみから変態体積変化と熱膨張を差し引いて求めた。図には、インストロン試験機による同じ温度サイクルでの実験結果(●印)⁽¹⁰⁾も併記してある。

Fig.8の曲線の傾きより m 値を求めると、低応力では従来報告されている⁽¹⁾⁽⁴⁾ように $m=1$ に近い値をとるが、高応力では $m=0.2$ と通常のクリープと同様の値となる。同じ鋼種、 $\dot{T}$ 、負荷応力では、加熱時の方が冷却時より m 値がやや低くなる傾向にある。これは加熱時の方が1回の

Fig.6 Specimens after temperature cycling to fracture and before testing. $\dot{T}=2.5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ (Specimen (a) is not fractured.)
 (a), (b) and (c) : S 15 CK, $\sigma=19.6$, 39.2 and 58.8 MPa, respectively.
 (d), (e) and (f) : SCM 415, $\sigma=29.4$, 49 and 78.4 MPa, respectively.
 (g), (h) and (i) : SK 5, $\sigma=29.4$, 49 and 78.8 MPa, respectively.
 (j) : before testing.

Fig.7 Relation between elongation to fracture and applied stress for S 15 CK, SCM 415 and SK 5 steels.

Fig.8 Applied stress vs. strain rate, for S 15 CK steel temperature cycled under $\dot{T}$ of $2.5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

変態で生じるひずみが大いことによると考えられる。

Fig.9 は Fig.7 と 8 の結果を用いて m 値と破断伸びの

関係として表わしたものである。 m 値は加熱時と冷却時でほとんど変わらないため図では加熱時の m 値を用いた。図より、鋼種、 $\dot{T}$ によらず破断伸びと m 値はよい対応関係にあることがわかる。また $m > 0.7$ で 500% 以上の伸びが得られている。

いま、荷重 P 、試験片断面積 S 、時間 t とすると $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ の式より

$$-dS/dt = S \cdot \dot{\epsilon} = S(\sigma/K)^{1/m} = (P/K)^{1/m} S^{(1-m)/m} \quad (1)$$

となり、断面減少速度 $-dS/dt$ は m 値に依存することが微細結晶粒超塑性の変形で示されている⁽¹¹⁾。 $m=1$ では $-dS/dt$ は一定となり断面積にかかわらず断面の減少速度は一定になる。もし局部的にくびれ(断面積 S')が生じてい

ても, $m=1$ であれば, くびれが生じていない断面とくびれ部の断面積の差 $\Delta S = S - S'$ は変形が進んでも一定となり, くびれがそれ以上に大きくは進展せず, 大きな伸びを示すと考えられている. ただし ΔS が一定でも, 断面の均一度 $\alpha = S'/S$ は変形が進むにつれて減少することは明らかである. 畑山ら⁽¹²⁾は不均一断面をもった微細結晶粒超

塑性材料の変形において, $m \approx 0.8$ と大きい場合でも変形とともに α は常に減少することを報告している. 式(1)より m 値が小さい場合, 断面積が小さいほど断面の減少速度は大きい. すなわち変形とともに, くびれが大きくなりやすいことがわかる. 以上のことは Fig.9 の結果より, 変態超塑性においても同様に成り立つと考えられる.

2. 破断部の組織

Fig.10 は S15CK と SCM415 に, $\dot{T} = 2.5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, $\sigma = 29.4$ と 58.8 MPa で温度サイクルを加え, 破断させたときの破断部の形状と光顕組織写真を示す. $\dot{T} = 0.83 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の場合も Fig.10 とほぼ同様であった. 図で(g)~(i)の組織は破断面から 5 mm 以上離れた部分の組織である. 光顕組織写真の横方向が試験片の引張軸方向である. 図の試料はいずれも温度サイクルの加熱変態途中で破断し, 破断後, 無負荷で空冷したものである. ボイド以外の黒く見える組織はパーライト, 白く見える組織はフェライトである.

$\sigma = 29.4 \text{ MPa}$ では, 破断部形状写真((a), (b))よりわかるように試料はほぼ均一に変形し, 破断部に生じたくびれは小さい. 一方, $\sigma = 58.8 \text{ MPa}$ (写真(c))では破断部で大きくくびれが生じている. $\sigma = 29.4 \text{ MPa}$ の破断部の組織((d), (e))をみると, S15CK, SCM415 とともに非常に大きな単独のボイドあるいは連結したボイドが発生している. フェライト粒は細長く変形しており, ボイドの連結, および小さいけれどもくびれが発生することにより破断の瞬間は大きなひずみを受けたと考えられる. SK5 においても S15CK,

Fig.9 Relation between elongation to fracture and m -value. The m -value on heating are used.

Fig.10 Appearance and microstructure of specimens after temperature cycling to fracture under applied stress, σ , of 29.4 and 58.8 MPa.

(a), (b), (c) : Appearance of S15CK ($\sigma = 29.4 \text{ MPa}$), SCM415 ($\sigma = 29.4 \text{ MPa}$) and SCM415 ($\sigma = 58.8 \text{ MPa}$) specimens respectively.

(d), (e), (f) : Microstructure near fracture surface in specimens (a), (b) and (c) respectively.

(g), (h), (i) : Microstructure far from fracture surface in specimens (a), (b) and (c) respectively.

SCM 415 に比べて小さいが、同様の細長いボイドがみられた。 $\sigma=29.4$ MPa での破断部から離れた所の組織 ((g), (h)) をみると、小さなボイドが点在し、その数は破断部に比し少ない。またフェライト粒は引張方向に伸張していない。SK 5 も同様に小さなボイドが点在していた。以上より $\sigma=29.4$ MPa での温度サイクルにおける破断は、変態中に微小なボイドの発生→繰り返し温度サイクルによるボイドの成長→ボイド同志の連結→小さなくびれと連結ボイドによる破断の段階からなると考えられる。

$\sigma=58.8$ MPa での破断部の組織は、SCM 415 の例 (f) に示すように 3 鋼種とも小さな丸い形状のボイドが少量みられた。S 15 CK, SCM 415 では破断部が大きな変形を受けたと考えられる組織となっていた。特に SCM 415 では $\sigma=29.4$ MPa に比べ破断部の結晶粒が微細になっている。SK 5 ではこれらは明確でなかった。破断部から離れた所の組織は、 $\sigma=29.4$ MPa と同様、小さなボイドが点在するがその数は非常に少ない。これらより $\sigma=58.8$ MPa での温度サイクルにおける破断はボイドによるのではなく、材料あるいは変形条件(温度分布等)の不均一因子により発生するくびれが原因であると考えられる。

Fig. 4 で負荷応力が小さい場合、ある温度サイクル数までは 1 回の温度サイクルでの真ひずみは、ほぼ一定で推移し、あたかも定常状態が繰り返されているようなひずみの挙動を示した。しかし上記の結果より次のように考えられる。負荷応力の小さいとき、温度サイクルとともに微小なボイドが発生、成長し、ある程度以上の大きになるとボイドによる断面積減少により負荷応力が増加し、そのため発生するひずみが大きくなる。そのひずみがさらにボイドの成長、連結を促し、また小さなくびれも生じて破断に至ると考えられる。一方、負荷応力大では m 値小のため、発生したくびれが温度サイクルとともにさらに大きくなり、少ない温度サイクル数で破断に至る。そのため負荷応力大ほど、温度サイクル 1 回あたりの真ひずみの温度サイクル数による変化は早い時から始まることになる。

IV. 考 察

1. 繰り返し温度サイクルによる破断の形態

鋼に繰り返し温度サイクルを加えた場合の破断の形態については、Oelschlägel と Weiss⁽¹⁾ の報告以外ほとんどなされていない。彼らは初期応力が約 17.2 MPa となる一定荷重下で温度サイクルを繰り返した場合、伸びとともに負荷応力が増大するため、変態温度区間以外でのクリープが大きくなり、くびれにより破断することを報告している。

本研究によれば、 m 値大(σ 小, $\dot{\epsilon}$ 小) の条件における破断はボイドによるところが大で、微細結晶粒超塑性⁽⁶⁾、あるいは微細結晶粒でない多結晶体のクリープ⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾と同様の破断形態を示した。一方、 m 値小(σ 大, $\dot{\epsilon}$ 大) の条件になるとボイド生成は少なく大きなくびれにより破断した。以上のように変態超塑性の破断形態は、ひずみ速度依存性

が大きく、この点についてもクリープ、特に(A+F)域でのクリープの破断形態がひずみ速度依存性大きい⁽¹⁴⁾のと似ている。したがって微細結晶粒超塑性あるいはクリープと共通する現象が変態超塑性においても生じていると考えられる。微細結晶粒超塑性とクリープに関する報告⁽⁶⁾⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾をふまえて、変態超塑性のボイド発生から破断までの状態は次のように考えられる。

変態超塑性が顕著に生じる m 値大の条件、すなわち、ひずみ速度が小さいとき、フェライトとオーステナイトの 2 相の変形が不均一、あるいは粒界すべりが生じやすい状態のためボイドの発生が容易である。しかし変態により粒界が移動すると、2 相の変形の不均一または粒界すべりにより生じたひずみの集中が緩和されるため、1 回の変態で発生するボイドは少量である。温度サイクルを多数回繰り返すことによりボイドは成長、連結し破断に至る。変形は主にフェライト、パーライトに生じ、変形抵抗の大きいオーステナイトは変形しにくい⁽¹⁶⁾ため、試料に生じるくびれは小さい。

一方、ひずみ速度の大きいとき(m 値小のとき)次の原因からボイドの発生が少ない状態で破断に至ると考えられる。すなわち(1)高 $\dot{\epsilon}$ ほど(A+F) 2 相の不均一変形が小さくなる⁽¹⁷⁾ため、ひずみの集中が小となりボイドの発生が少ない。(2) m 値小の条件では破断伸びが小さく、また温度サイクルの繰り返し数も少ないためボイドの発生が少ない、の 2 つの原因が考えられる。本実験の条件では低、高応力とも、ひずみ速度は 10^{-4} s^{-1} のオーダーであり、大きな差がないことから、 m 値によるボイド生成量の違いは(2)の破断伸びの差によるところが大きいと思われる。

変態超塑性がクリープと同様の破断形態を示しながら、その破断伸びがクリープに比し極めて大きいのは、変態により粒界移動が起こることによると考えられる。すなわちクリープでは粒界移動が極めて小さいため、ひずみの集中で粒界に生じたボイドが粒界上で容易に連結し小さな伸びで破断に至る。しかし変形途中で粒界移動、たとえば再結晶が起こるとボイド発生が少なくなり延性が増加することが確認されている⁽¹⁸⁾。一方、変態超塑性では変態により粒界移動するため、クリープにおける再結晶と同様の現象がたえず生じていると考えられる。すなわち粒界移動によりボイドの発生量も少なく、またボイドが孤立化するためボイド同志の連結も生じにくくなり、大きな破断伸びを示すと考えられる。

2. m 値と破断伸び

m 値が大きいほど微小なくびれが生じていても変形の段階でくびれの進展が少ない。すなわち変形がより均一に生じることを式(1)で示した。これより破断がくびれにより起こる場合、 m 値大の方が破断伸びが大きくなることが期待される。しかし本研究の結果のように、 m 値大の場合の破断がくびれより、むしろボイドによると考えられる場

合, m 値と破断伸びの関係は厳密には式(1)から説明できない。

ポイドが生じると負荷応力に直角な断面積が小さくなる。このとき, m 値大では, くびれに対するのと同じような効果⁽¹⁹⁾で, ポイドを含む断面でのひずみ速度の増大を抑えることも考えられる。しかしポイドの大きさ, 形状, 分布状態が影響し⁽⁶⁾簡単には説明できない。

m 値から破断伸びを予測する方法として, 不均一試料(くびれ)を想定する方法⁽²⁰⁾, および不均一変形が始まる確率による方法⁽²¹⁾が微細結晶粒超塑性で提案されている。これらはいずれも m 値大で破断伸びが指数関数的に増大し, 本研究の結果とは, あまり一致しない。変態超塑性では変態中にひずみ速度が刻々変化するため, 本研究では平均のひずみ速度から m 値を求めた。このように m 値の求め方に任意性のあることが上記文献結果と一致しない一因とも考えられる。

変態超塑性でいえることは, m 値大ほど試料は均一変形し, 破断伸びが大きくなること, また本実験の条件では m 値大の条件でポイドが発生し, そのため, ある有限の伸びで破断することである。したがって変態超塑性の破断がポイドにより生じる場合, m 値と破断伸びを直接結びつけて考えるのは困難であるが, m 値は破断伸びを推定する指標にはなりうる。

V. 結 言

S 15 CK, SCM 415, SK 5 の鋼に一定の引張応力下で温度サイクルを加える時に生じる超塑性現象について, 破断伸び, m 値, 破断後の組織の観点から研究した。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 温度サイクル中の平均のひずみ速度から求めた m 値と破断伸びは, よい対応関係にある。3 鋼種とも m 値と破断伸びの関係は同等であった。

(2) $m > 0.7$ の条件での繰返し温度サイクルにより 500% 以上の伸びが得られた。

(3) 低応力では m 値大のため, くびれが発生しにくい。しかし伸びが大きくなると多くのポイドが発生, 連結して破断に至る。高応力では m 値小のため, 小さい伸びで大

きなくびれが発生して破断する。1 サイクルあたりの真ひずみは, くびれの発生あるいは, たぶんポイドが多数生じた時に対応して急に増加する。

終わりに本研究の遂行にあたり終始適切なお助言をいただいた京都大学 牧 正志博士に深く感謝致します。

文 献

- (1) D.Oelschlägel and V.Weiss: Trans. ASM, **59** (1966), 143.
- (2) たとえば W.A.Backofen, I.R.Turner and D.H.Avery: Trans. ASM, **57**(1964), 980.
- (3) 田中雄一, 井川克也: 日本金属学会誌, **38**(1974), 352.
- (4) 井口信洋, 岡 良樹, 早乙女康典: 日本金属学会誌, **38**(1974), 725.
- (5) 野崎春男, 西川幸男, 植杉雄二, 岡田俊治, 田村今男: 塑性と加工, **25**(1984), 381.
- (6) 松木賢司, 上埜安英, 山田正夫, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **41**(1977), 1136.
- (7) J.W.Edington, K.N.Melton and C.P.Cutler: Progress in Materials Science, **21**(1976), 61.
- (8) M.De Jong and G.W.Rathenau: Acta Metall., **9** (1961), 714.
- (9) G.W.Greenwood and R.H.Johnson: Proc. Roy. Soc. of London, **283A**(1965), 403.
- (10) 野崎春男, 植杉雄二, 岡田俊治, 西川幸男, 田村今男: 塑性と加工, **26**(1985), 32.
- (11) D.Lee and W.A.Backofen: Trans. Metall. Soc. AIME, **239**(1967), 1034.
- (12) 畑山東明, 和泉 修: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1326.
- (13) 渡辺忠雄: 日本金属学会会報, **12**(1973), 883.
- (14) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, **67**(1981), 1180.
- (15) R.Viswanathan: Metall. Trans., **8A**(1977), 877.
- (16) F.W.Clinard and O.D.Sherby: Acta Metall., **12** (1964), 911.
- (17) 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会会報, **14**(1975), 657.
- (18) たとえば, 花井義泰, 須藤 一: 日本金属学会誌, **44**(1980), 404.
- (19) G.L.Dunlop, E.Shapiro, D.M.R.Taplin and J.Crane: Metall. Trans., **4**(1973), 2039.
- (20) たとえば, D.H.Avery and J.M.Stuart: 14th Sagamore Army Materials Research Conf., (1967), 371.
- (21) 畑山東明, 岡部卓治, 武井英雄, 宝道喜之: 日本金属学会誌, **46**(1982), 205.