539.376 : 539.434.011.25

温度変動下の加速クリープおよびクリープ破断*

平 修 二**, 大 南 正 瑛***

Accelerated Stage Creep and Creep Rupture
under Temperature Cycling

by Shuji TAIRA and Masateru OHNAMI

In the present paper, the influence of temperature cycling on accelerated stage creep and the rupture life is discussed by employing AISI 318 type stainless steel. In this discussion, the comparison of both strengths in temperature cycling and steady temperature is made by taking the equivalent steady temperature for rupture life of temperature cycling test same as the test temperature of constant temperature test. From the creep rupture tests under saw-type cycling of temperature the following are concluded :

(1) Embrittlement of crept material subjected to temperature cycling is significantly larger than the case of steady temperature. The rupture life under such temperature cycling is nearly twice as much as that under steady temperature and the elongation is approximately half of that under constant temperature. It would probably be because of a difference in metallographic structure change occurred during tertiary stage of creep, for both series of tests.

(2) In the case of transient and steady stages of creep, the influence of temperature cycling is negligibly small. It would probably be due to the absence of difference in structure change during such stages of creep for both temperature cycling test and steady temperature test.

1. はしがき

筆者らは今までの報告において温度変動下のクリープおよびクリープ破断寿命に関する研究を温度履歴の影響という観点で取りあげ、一定温度下の静クリープおよびその破断寿命との相関性を論じてきた^{(1)~(6)}。それによれば、温度のみ変動する場合のクリープおよびその破断寿命は時効などの金属組織学的変化の程度が小なるとき、温度履歴の影響を無視せる変形に関する固体状態力学方程式の仮定^{(1)~(5)}ならびに破断寿命の消耗過程に関する仮定⁽⁶⁾を用いて解析することができ、全く任意温度波形の周期的温度下のクリープおよびその破断寿命を一定温度下のそれらから推定する基準を与えた。しかし、温度変動に伴い時効や回復が著しくなる材料においては当然それらの影響を考慮すべきである。とくに加速クリープ段階から破断に至る過程はマイクロ・クラックの発生進行する際の挙動として理解されること⁽⁷⁾から、たとえば耐熱鋼ではその温

度履歴の影響が析出物の挙動に大きく左右されるものと考えられる。本報告では析出硬化形の AISI 318 オーステナイト系ステンレス鋼を実験材料に選び、とくに温度変動に伴う材料のぜい化と温度変動下のクリープ破断寿命との関連性に重きを置いて温度変動下の加速クリープおよびその破断寿命に及ぼす温度履歴の影響を明らかにしようとするものである。

2. クリープ破断寿命の消耗過程における
温度履歴の影響

負荷応力一定の下でのクリープにおける温度履歴の影響については、筆者らはすでに遷移クリープ段階を対象として考察した結果、温度をある温度から急激に上昇させた直後において主として回復（すべりに対する材料の抵抗量 すなわち内部降伏応力の減少の substructure 的な変化）に基く過渡的ひずみの増分がみられ、また一方温度をある温度から急激に下降させた直後においてクリープの一時的な停止期間（induction period）の存在することを明らかにした⁽²⁾⁽³⁾。しかしそれらの影響はひずみにしてそのときのひずみ量のたかだか10%以内のものであることから近似的に履歴の

* 昭和 35 年 4 月 1 日 第 37 期通常総会講演会において講演，
原稿受付 昭和 35 年 10 月 12 日。

** 正員，京都大学工学部。

*** 正員，京都大学工学研究所（京都市左京区吉田本町）。

影響がないものとの結論⁽⁴⁾⁽⁵⁾を下した。一方、加速クリープ段階ではマイクロ・クラックの発生や再結晶などにより組織的にきわめて不安定となること⁽⁷⁾から、microstructure 的にみて温度履歴の影響の可能性が十分考えられる。したがってこの加速クリープがクリープ破断寿命と密接に関係しているので、破断寿命における履歴の影響について一、二の考察を加える。

『ある状態でのクリープ破断寿命の消耗率はそのときの負荷応力および温度によって決まり、他の状態での消耗率とは無関係である』とする仮定⁽⁶⁾に基づき、周期 p なる任意温度波形 $T(t)$ (ただし絶対温度とする) の下での破断寿命 L は以下のごとくなる⁽⁶⁾。すなわち、周期 p 中での任意微小時間 $(\Delta t)_i$ における温度を T_i 、その温度での破断寿命を L_i とするとき、温度 T_i における消耗率 E_i は次式で与えられる。

$$E_i = \frac{L}{L_i} \cdot \frac{(\Delta t)_i}{p} \quad \dots\dots\dots (1)$$

したがって破断条件

$$\sum_{i=1}^s E_i = 1 \quad \text{ただし } s = p/(\Delta t)_i \quad \dots\dots\dots (2)$$

および $L_i = B_0 \cdot \exp(Q/T_i)$ (B_0, Q : 定数) $\dots\dots\dots (3)$
の関係から、 L は次式のごとくなる。

$$L = B_0 \cdot p \int_0^p \exp\{-Q/T(t)\} dt \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで $T(t) = T = \text{一定}$ (静クリープ破断試験) になるとき (4) 式は

$$L = B_0 \cdot \exp(Q/T) \quad \dots\dots\dots (5)$$

となり、(4) 式で与えられる温度変動下の破断寿命が静クリープ破断寿命式 (5) に等置したときの破断寿命に対する相当定常温度 $T_{e.r.}$ は次式で与えられる。

$$T_{e.r.} = -Q / \ln \left[\frac{1}{p} \int_0^p \exp \left\{ -\frac{Q}{T(t)} \right\} dt \right] \quad \dots\dots\dots (6)$$

ところでいまごく簡単のため、温度変動に伴い材料がぜい化あるいは軟化するものと考えるとき、1 周期

第1表 化学的成分 (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Cu	Fe
0.059	0.32	1.77	0.012	0.015	14.17	16.78	2.48	0.78	0.08	残 余

第2表 常温および高温における静機械的性質

温 度 °C	降 伏 点 $\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	引 張 強 さ σ_B kg/mm ²	伸 び φ %	絞 り ψ %
常 温	—	59.0	48.0	74.0
600	16.6	46.0	34.0	50.0
650	17.4	39.0	33.0	63.0
700	—	33.0	41.0	63.0

(高温引張試験は直径 8 mm, 標点距離 50 mm の試験片について 1 mm/min のひずみ速度で行なった。)

中の微小時間 $(\Delta t)_i$ における消耗率は同一のクリープ損傷度 (ここでいう損傷度とは消耗率に伴う概念的な材料の損傷を指し、この場合はたとえばぜい化の度合で表示される) に対して温度変動の影響のない場合にくらべて減少もしくは増加するものと考ええる。ここでクリープに伴う材料のぜい化および軟化とはたとえばクリープ破断、伸び、絞りや衝撃値で評価しうる概念的な材質変化を便宜上指すものとし、内容的には前者はたとえば析出硬化⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾その他一連の硬化現象と関連し、後者はたとえば析出物の球状化⁽¹¹⁾や再結晶など⁽⁷⁾と関連するものと考えられる。すなわち、かかる温度履歴の影響を受ける場合の消耗率を E_i^* とするとき (1) 式における E_i は次式のごとくなる。

$$E_i^* = \alpha \cdot E_i \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここに α は温度履歴の影響を考慮したための修正係数でぜい化される形式のものに対しては $\alpha < 1$ 、軟化される形式のものに対して $\alpha > 1$ の値をとるであろう。しかるとき相当定常温度 $T_{e.r.}$ は (6) 式を導いたと全く同じ方法で次式のごとく与えることができる。

$$T_{e.r.} = -Q / \ln \left[\frac{\alpha}{p} \int_0^p \exp \left\{ -\frac{Q}{T(t)} \right\} dt \right] \quad \dots\dots\dots (6)'$$

ここで $\alpha = 1$ になるとき (すなわち温度履歴の影響のないとき) は (6)' 式は (6) 式に一致することは明らかである。本報告は以下において修正係数 α について実験的に論議しようとするものである。

3. 実験材料および実験方法

3.1 実験材料および試験片 本実験には第1表および第2表に示すとき化学成分と常温および高温の静機械的性質を有するもので試験片は加工前に 1100 °C, 1 時間の水冷処理 (溶体化処理) を施した。これはクリープ中で生ずる Cr や Nb などの炭化物の析出が温度一定および温度変動下でそれぞれクリープ性質にいかなる影響を与えるものかを考察することを意図したものにほかならない。また、試験片形状は第1図に示

第3表 実験条件 (%は負荷時間比 t/L , h は負荷時間)

相当定常温度 $T_{e.r.}$ °C	負荷応力 σ kg/mm ²	温 度 変 動	温 度 一 定
680	25.0	100%	100%
	20.0	100%	100%
	17.0	50.3, 68.8, 100%	50.0, 68.8, 100%
	15.0	17.7, 43.5, 100%	8.1%
650	15.0	500, 900 h	500, 900 h
650	0	500 h	500 h

すごときもので、標点距離を 100mm、その直径 10mm のものを採用した。

3.2 温度変動装置およびクリープ試験装置 本実験に用いた温度変動装置は水銀スイッチによる on-off 制御の電子管式温度調整器と同期電動機を含むリレー回路との組合わせたものであって、これにより上限温度を温度調整器で、また下限温度を温度変動の周期および炉電流量から調整した。本装置によってたとえば温度 600°C と 700°C 間を 2 時間に 1 サイクル程度の三角波状温度波形がきわめて正確に得られた。第 2 図は打点式電子管温度記録計にて記録した一例を示す。なお、この記録例からもわかるように温度上昇あるいは降下速度はおよそ 1.7°C/min の程度であるので温度変動過程での試験片の半径方向（直径 10mm）の温度分布はほとんど一様とみなし得る。なお、試片標点距離（100mm）間の温度は電気炉（5kW）を長さ方向の 3 部分に分割して各部分の電流を任意に調整することより十分一様分布となるよう努めた。

クリープ試験機は容量 3t および 5t のレバー式（レバー比 1:20）のものであり、引張荷重一定試験機である。また、クリープ伸びの測定は第 1 図の試片

第1図 試験片

第2図 温度変動下のクリープ試験における温度波形の自記記録例
(600°C~700°C, 0.5 cph)

の突起部分に取付けた 2 組の伸び引出し棒によって行ない、温度変動時の自由膨脹および収縮量を既報⁽²⁾⁽⁴⁾の方法により補正した。

3.3 実験条件 実験は前節で述べた (16) 式の相当定常温度（温度履歴の影響がないと考えたときの）を 680°C および 650°C の 2 種にとり、温度変動下と一定温度の各クリープ試験を行ない、両試験結果を比較考察した。なお、実験は第 3 表に示すように破断寿命 L とクリープ試験を中断したときの負荷時間 t との比、すなわち負荷時間比 t/L を種々として両試験におけるクリープに伴う材質変化を調査し、これとクリープ性質との関連性を明らかにした。なお、表において負荷応力零とあるのは無負荷状態において 500h 間、温度変動 (575°C~675°C) および温度一定 (650°C) 下にそうした場合の材質変化をクリープにおけるそれと比較して調べんとするものである。

4. 実験結果およびその考察

4.1 クリープ破断寿命に対する結果 第 3 図は温

第3図 温度変動下および温度一定下のクリープ破断曲線の比較

第4図 温度変動下および温度一定下のクリープ曲線の比較

度 700°C, 680°C および 650°C における一定温度下の静クリープ破断試験結果(白丸印), および温度 600°C と 700°C 間を毎分 0.5 サイクルの周期で温度変動を与えたときの破断試験結果(黒丸印)を design data (stress-rupture) diagram にて表わしたものである。なお, この温度波形について前述の(6)式に基いて計算せる相当定常温度は 680°C となり, したがって温度 680°C 一定下の静クリープ破断寿命曲線は履歴の影響を無視せるときの温度変動下の破断寿命曲線の推定値を同時に表わすことになる。図からわかるように白丸印にて示す一定温度下の破断寿命曲線と黒丸印にて示す温度変動下のそれとは一致せず, この場合においては前述の(6)'式における係数 α は $\alpha < 1$ となることは明らかである。すなわち, 温度変動下の破断寿命は一定温度下のそれのおよそ 2 倍近く増し, このことは第 4 図に示すクリープ破断曲線においてさらにめいりょうである。第 4 図からわかるように両者(白丸印と黒丸印)は加速クリープの開始されるクリープ曲線の変曲点以後においてかなりの相違を生じ, 温度変動下の破断伸びは一定温度下のその約 1/2 に減少する。以上のごとく温度変動下のクリープ破断寿命が増加し, かつ破断伸びが減少することは, おそらく温度変動に伴う Cr や Nb の炭化物の析出物やまたクリープ中で形成される空孔などの拡散(粒界への移動)が加速される結果, 加速クリープ段階で生ずる粒界すべりによる粒界近傍の結晶の塑性変形(ひずみ)⁽¹²⁾の拘束の度合が一定温度下のそれに比べて大きくなることによると考えられる。なお, かかる析出物の不安定析出が粒界の破壊強度と粒界近傍結晶の変形抵抗を高めるものであらうと考えられるが, このことの詳細は顕微鏡的組織変化やまた衝撃値の変化の観察を通じて後述する。

4.2 クリープに対する結果 第 5 図は相当定常温

第 5 図 温度変動下および温度一定下の遷移クリープおよび定常クリープ段階でのクリープ曲線の比較

度 680°C および 650°C において負荷応力 15.0 kg/mm² の下での温度変動および一定温度下の各クリープ曲線を示す。図からわかるように 1000 h 間程度の負荷時間においても遷移クリープあるいは定常クリープと考えられるクリープ段階ではクリープについては両者の間に大差がない。図における温度 680°C および 650°C は前述のクリープ破断寿命に関する相当定常温度として計算したものであるが, これは以下に示すように遷移クリープおよび定常クリープに対する変形に関する相当定常温度に等しいものである。すなわち, 温度履歴の影響を無視せる固体状態力学方程式による解析から導かれる変形に関する相当定常温度は

$$T_{e.c.} = -\frac{K}{n} \ln \left[\frac{1}{p} \int_0^p \exp \left\{ -\frac{1}{n} \frac{K}{T(t)} \right\} dt \right],$$

(n, K : 定数).....(8)

で表わすことができ⁽⁴⁾⁽⁵⁾, これは前述の破断寿命に対する相当定常温度 $T_{e.r.}$ と

$$Q = -\frac{K}{n} \dots\dots\dots(9)$$

なる関係が成り立つとき一致するものである。この(9)式の関係は定常クリープ速度 κ と破断寿命 L との間に負荷応力および温度に無関係に

$$\kappa \cdot L \cong \text{一定} \dots\dots\dots(10)$$

なる関係⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾が成り立ち, 定常クリープ速度の温度依存性が

$$\kappa \cong A_0' \cdot \exp(-2K/T) \quad (A_0': \text{定数}) \dots\dots(11)$$

で表わされ⁽¹⁵⁾, かつ $n \cong \frac{1}{2}$ ⁽¹⁶⁾なることから近似的に満足されるものである。本材料についても(9)式の関係が近似的に成り立つので $T_{e.c.} \cong T_{e.r.}$ となる。

したがって第 4 図の結果から本材料について加速クリープに至るまでのクリープ段階においては他の鋼種^{(1)~(6)}にみられると同様温度履歴の影響はほとんど見

第 6 図 温度変動下および温度一定下のクリープに伴う試片表面のかたさ変化の比較

受けられない。

4.3 温度変動下のクリープに伴うかたさおよび衝撃値の変化 第6図および第7図は温度変動下および一定温度下のクリープに伴う本材料の試片表面かたさおよび衝撃値の変化を示す。ここでかたさは負荷重 50 kg のビッカースかたさ値を示し、表面酸化膜の影響その他の除去に十分留意した。また、衝撃値の測定は第1図に示した試片の標点距離部分から第8図に示すごとき切欠き曲げ衝撃試験片をクリープ試験を中断する試片ごとに製作し、シャルピー衝撃試験機(容量 30 kg m)によって求めた。なお、衝撃試験中の室温は 3°C、湿度は 81 % であり、また第8図の試片によるものと JIS B 7703 に基づく試片によるものとの換算試験は行なわず衝撃値の変化に主眼を置いた。両図において黒丸印は温度変動下のクリープを、白丸印は一定温度下のクリープに対する結果を示し、図からわかるようにかたさの上昇および衝撃値の減少はともに相当定常温度と負荷応力を等しくして比較するとき、温度変動の場合が温度一定の場合に比べて顕著となる。さらに温度変動および温度一定の両者に対して、いずれも相当定常温度および負荷応力が大きくなるほどかたさ上昇と衝撃値の減少が顕著になることが図よ

第7図 温度変動下および温度一定下のクリープに伴う衝撃値変化の比較

第8図 クリープ試験片より採取せる切欠き曲げ衝撃試験片

りわかる。なお、第6図において無負荷状態の場合はクリープ時に比べてかたさの上昇の度合は小さい。また温度変動を与えるときは温度一定の場合よりわずかに高くなる傾向にある。

以上の結果をさらに負荷時間比でもって比較考察したものが第9図である。すなわち、図は横軸に負荷時間比 t/L (%) (ここで L は温度変動および温度一定時の各クリープ破断寿命をとる) を、縦軸に第7図に示した衝撃値の減少率 $D = (U_0 - U)/U_0$ (%) をとって実験結果を示したもので、第7図と同様、黒丸点は温度変動下のクリープを、白丸点は一定温度下のそれを表わす。ところで第3図に示したクリープ破断寿命曲線からわかるように負荷時間比が約 10~20 % において加速クリープにはいる傾向にあることを考慮するとき、第9図において負荷時間比 10~20 % 以上において白丸点と黒丸点との相違が大きくなることがわかる。すなわち、加速クリープ段階から破断に至るクリープ段階において温度変動下のクリープに伴う材料のぜい化は静クリープのそれに比べてかなり大きくなる傾向が見受けられる。このことは 4.1 項および 4.2 項で述べたクリープ試験結果の傾向と一致し、加速クリープ段階までのクリープ段階では温度履歴の影響はさほど大きなものでないが、クリープ破断においてはその影響がかなり現われてかなり材料がぜい化する傾向にあることと一致する。

また、第9図の結果において縦軸に示す材料のぜい化率をいまクリープに伴う材料の損傷度と考え、さらに横軸に示す負荷時間比を前述せる消耗率に対応して考えるとき、ある同一のクリープ損傷度に対する消耗

第9図 温度変動下および温度一定下のクリープに伴う材料ぜい化の比較

率は明らかに温度変動時には一定温度時より小さくなり, 前述せる(7)式の関係が成り立つことがわかる. すなわち, 温度変動時にはあるクリープ損傷度に達するまでの材料の消耗率は一定温度時より小さくなり, 明らかに破断消耗過程に温度履歴の影響が現われて本材料に対しては $\alpha < 1$ すなわち材料のぜい化が顕著になるものと考えられる.

4.4 温度変動下のクリープに伴う組織変化 以下は温度変動下のクリープに伴う材料の組織変化を光学および電子顕微鏡ならびに電子回折によって検討した結果について簡単に述べる. なお, 以下の写真中の円内はその中の析出物に対して制限視野電子回折を行ったことを示し, また, 写真下に示す NbC/Nb₄C などの記号はそれぞれ析出物(炭化物)を示し, / 印はたとえば NbC および Nb₄C の両者が回折された

ことを示す.

第10図は供試前の光学($\times 100 \times 2/3$)および電子顕微鏡($\times 2000 \times 2/3$ および $10000 \times 2/3$) 写真を示し, 粒界, 粒内ともにほとんど析出物を認めない. ただし 1100°C W.Q. 処理時に未溶解の NbC あるいは Nb₄C₃ (制限視野での電子回折による) が認められ, これはさらに長時間加熱しても残存するものと思われる. 第11図は相当定常温度 680°C , 負荷応力 17.0 kg/mm^2 の下での一定温度(破断, 負荷時間 520 h)と温度変動 ($t/L = 50\%$, 負荷時間 400 h) 下の写真を示し, 両者ともに粒内および粒界にかなりの析出物が認められる. しかも全視野にわたる高分解能電子回折の観察によれば析出物のほとんどは有害な Cr₂₃C₆ あるいは Cr₃C₆ であり, また, 両者の比較から温度変動下においてはかかる析出物は温度一定時より粒界へ偏析する傾向にある

第 10 図 供 試 材

(温 度 一 定) $t/L=100\%$ ($t=520 \text{ h}$)

(温 度 変 動) $t/L=50.3\%$ ($t=400 \text{ h}$)

第 11 図 温度一定下および温度変動下のクリープ試片
(相当定常温度 680°C , 負荷応力 17.0 kg/mm^2)

が、両者の析出の程度の大小は判別し難い。いずれにせよ温度変動によってクロム炭化物は主として粒界に数多く析出し、その結果粒界でのすべりが拘束される傾向にあるものと考えられ、事実、第 12 図のクリープ破断面の写真($\times 600 \times 2/3$)からわかるように温度変動下では粒界でかなり鋭利な割れを生じ、また一部粒界内でも割れが進展する傾向がみられる。なお、温度一定時においてはいままでに数多くの資料⁽⁷⁾にみるごとく粒界が分離したというよりも空孔に近い様相を呈する。かかる相違は既報⁽⁶⁾の AISI 304 ステンレス鋼(温度 675°C と常温間を毎分 1 サイクルで急激加熱、冷却せるもの)に対する結果でも観察された。すなわち、温度変動のクリープに伴う材料のぜい化は主として析出物の粒界への微細な偏析に起因する粒界の破断強度の増加と粒界近傍の結晶の変形の拘束によるものと推察される。なお、かかるクリープ破断のぜい化に関しては静クリープ破断に関して種々検討が行なわれているが^{(17)~(20)}、温度変動下においては一般に静クリープ破断におけるぜい化の諸因子を加速せしめると考えられる。

以上は負荷時間比にしておよそ 20% 以上の加速クリープ段階での材料の組織変化を問題にしたが、次に主として遷移クリープ段階と考えられる相当定常温度 650°C 、負荷応力 15.0 kg/mm^2 、負荷時間 500 h の結果に対して考察する。第 13 図はこの結果に対する写真を示すもので、無負荷状態で 500 h 温度一定および温度変動下にさらせしめたものもあわせ示した。写真からわかるように、まず、無負荷状態で 680°C 一定下で加熱したものでは第 10 図に示したものと大差なく、クロムの炭化物は認められず前述したごとく溶体化処理時の未溶解の NbC あるいは Nb_4C_3 が残存している。しかし、温度変動を与えることによって視野中に Cr_{23}C_6 の析出を認めることができた。また 17.0

kg/mm^2 負荷時においては温度変動と一定温度時と大差がないが、いくぶん温度変動時のほうが粒界へ析出物 (Cr_{23}C_6) が偏析する傾向にあるが、加速クリープ段階におけるほど明らかでない。したがって加速クリープ段階に至るまでの両者のクリープ段階においては組織変化 (microstructure 的な) に大きな差はないものと考えてさしつかえないようである。

5. 結 論

以上の結果から AISI 318 ステンレス鋼の温度変動下におけるクリープおよびその破断性質に関して次の結論を導きうる。

(i) 温度変動下のクリープに伴い本材料はぜい化し、静クリープ破断に比べて破断寿命がおよそ 2 倍、クリープ破断伸びがおよそ $1/2$ になる。このことは破断寿命の消耗過程において温度履歴の影響を考慮すべきことを指示するもので、温度変動に伴う過渡的ひずみ増分 (回復などによる) の substructure 的な変化以外に析出物の粒界への拡散が加速されることによる粒界の破断強度の増加および粒界近傍の結晶の変形の拘束という microstructure 的な変化を十分考慮すべきものと考えられる。なお、かかる金属組織的变化は粒界すべりが支配的となる加速クリープから破断までのクリープ過程で顕著なものと考えられる。

(ii) 加速クリープ段階に達するまでのクリープ段階においては、上述の温度履歴の影響はわずかで、変形に関する固体状態力学方程式の仮定が本材料についても近似的に適用することができる。なお、このことをクリープに伴う衝撃値の減少率および組織変化から考察を行ない、温度変動下および一定温度下における材料のぜい化の程度とそれに関連する析出物の挙動に大差のないことを認めた。

最後に本実験を行なうに際し実験材料の提与と電子

($\times 600 \times 2/3$)

温度一定
 $L=512.8 \text{ h}$, クリープ破断
 破断伸び = 17.8 %

($\times 600 \times 2/3$)

温度変動
 $L=512.8 \text{ h}$, クリープ破断
 破断伸び = 12 %

第 12 図 温度一定および温度変動下の各クリープ試片破断面
 (相当定常温度 680°C , 負荷応力 17.0 kg/mm^2)

($\times 400 \times 2/3$)

($\times 2000 \times 2/3$)

(温度一定, 無負荷)

($\times 10\,000 \times 2/3$) NbC/Nb₄C₃

($\times 400 \times 2/3$)

($\times 2000 \times 2/3$)

(温度変動, 無負荷)

($\times 10\,000 \times 2/3$) Cr₂₃C₆

($\times 400 \times 2/3$)

($\times 2000 \times 2/3$)

(温度一定, 負荷応力 15.0 kg/mm²)

($\times 10\,000 \times 2/3$) Cr₂₃C₆

($\times 400 \times 2/3$)

($\times 2000 \times 2/3$)

(温度変動, 負荷応力 15.0 kg/mm²)

($\times 10\,000 \times 2/3$) Cr₃C₆

第 13 図 相当定常温度 650°C, 負荷時間 500 h における温度一定
および温度変動下の無負荷試片およびクリープ試片

顕微鏡写真および電子回折について多大の便宜をいただいた神戸製鋼所中央研究所, および助力を得た立命館大学々生 松尾正昭, 中野 孟両君に対し謝意を表するものである。

文 献

- (1) T. Nishihara, S. Taira, K. Tanaka, & M. Ohnami, *Proc. 1st Japan Congr. Test. Mat.*, (1958), 48; 田中, 大南, 材料試験, 6, 45 (昭 33), 8.
- (2) 平, 大南, 坂戸, 本論文集 373 ページ.
- (3) T. Nishihara, S. Taira, K. Tanaka, & M. Ohnami, *Proc. 2nd Japan Congr. Test. Mat.*, (1959), 50.
- (4) 平, 大南, 杉岡, 本論文集 380 ページ.
- (5) S. Taira & M. Ohnami, *Proc. 3rd Japan Congr. Test. Mat.*, (1960), 77; 平, 大南, 材料試験, 8, 74 (昭 34), 28.
- (6) 平, 大南, 材料試験, 9, 77 (昭 35), 29.
- (7) たとえば, *Creep and Fracture of Metals at High Temperature* (1955), section III, National Physical,

Laboratory.

- (8) E.L. Robinson, *Trans. ASME*, 74 (1952), 777.
- (9) W. Koch, A. Krisch, u. H. Rohde, *Stahl u. Eisen*, 78, 18 (1958), 1251.
- (10) A. Thum u. K. Richard, *Archiv. für das Eisenhüttenwesen*, 15 (1941), 33; 20 (1949), 229.
- (11) G.R. Brophy & D.E. Furman, *Trans. Amer. Soc. Metals*, 30 (1942), 1115.
- (12) たとえば, A.H. Cottrell, *Dislocation and Plastic Flow in Crystals* (1953), 210, Oxford.
- (13) F.C. Monkman & N.I. Grant, *Proc. ASTM*, 56 (1956), 593.
- (14) E.S. Machlin, *J. Metals*, 8, 2 (1956), 106.
- (15) 西原, 平, 田中, 大南, たとえば, 機械学会論文集, 24, 143 (昭 33-7), 424.
- (16) たとえば, 大南, 材料試験, 8, 66 (昭 34), 199.
- (17) W. Siegfried, *Sulzer Technical Review*, 4 (1948), 21.
- (18) J.W. Freeman, E.E. Reynolds, D.N. Frey, & A.E. White, *Proc. ASTM*, 49 (1949), 618.
- (19) D.N. Frey, J.W. Freeman, & A.E. White, *NA CA Rep.*, No. 1001 (1949), 393.
- (20) 金森, 織田, 材料試験, 8, 66 (昭 34), 58.

通産省, 昭和 36 年度主要物資の生産みとおし発表

通産省は, このほど昭和 36 年度の主要物資の生産みとおしを発表した。

これは年次経済計画の鉱工業生産指数 (271.4) 推計の基礎データとしてまとめたものであるが, これによると 36 年度の重化学工業化率は 35 年度の 67.8% から 69.6% へと伸び, わが国産業構造は重化学工業化へとさらに前進するとしている。

また, 鉱工業生産そのものの伸びは所得倍増計画ラインよりかなり高いところを推移しており, 36 年度の指数推計 271.4 は倍増計画の 37 年度指数よりはるかに高い位置にある。

36 年度の鉱工業生産指数を特殊分類からみると, やはり設備投資増勢を反映して資本財が前年度より 27.5% 増加して, もっとも伸び率が高い。

建築資材も住宅建築関係の強気にささえられ, 9.7% の伸びとなっている。一方, 耐久消費財は 10.1% 増と相変わらず上昇傾向をたどっているが, 従来のテレビ, ラジオ, 洗たく機中心から暖冷房用機器, ステレオなど音生周波装置など高級品に移行している。

非耐久消費財は重化学工業化傾向から 7.8% の伸びに止まり, 34 年度から 35 年度の伸び率 7.8% と同じである。

主要物資別では機械が前年度より 22.9% 増と一番伸びが高く, ついで石油精製を中心とした石油製造業の 18.3% 増, 鉄鋼業の 14.7% 増, 非鉄金属業の 11.9

% 増の伸びが目立っている。

半面, 繊維工業 4.8% 増, 食品工業 6% 増などは年々伸び率が鈍化している。

機械では小形四輪トラック, モーターバイク, 工作機械, 軸受, 冷蔵庫, 交流電動機などが軒並強気の生産みとおしをもっており, 機械工業の伸びの大きな要素を作っている。

鉄鋼関係は 36 年度中, 高炉が 43 基となるが, なお, 鉄 7.80 万 t を輸入で補わなければならない状態で, 鉄関係は軒並強気な生産を予想している。

一方, 非鉄関係も電気銅の前年度対比 15% 増, 亜鉛 26.6% 増, アルミニウム 21% 増など, ほとんどフル操業を見込んでいる。

石油製品, 合成樹脂関係も引続き好調な生産がみとおされ, 鉱工業生産の伸び率を一部ささえた格好である。また, レジャー関係として扇風機, 冷蔵庫, 乗用車などは高い伸び率を示しており, 小形四輪乗用車は 33 万台と前年度対比 66% の大幅増加を見込んでいる。

電気冷蔵庫も 130 万台と前年度対比 29% 増である。

このように 36 年度の鉱工業生産は消費経済に大きく依存, 拡大傾向をたどろうとしている。

なお, 生産拡大傾向から需給バランスを懸念する向きがあるが, 同省は設備能力が明年度で 14% 伸びることなどをあげ, 引続き均衡した需給状態を続け安定した足どりをたどると予想している。(服部敏夫)