高温における金属材料の変形および破壊に及ぼす結晶粒界の影響*

II 破 壊

太 田 定 雄**

The Influence of Grain Boundaries on Deformation and Fracture of Metallic Materials at High Temperatures

II. Fracture

by

Sadao OHTA

(Central Research Laboratory, Kobe Steel, Kobe)

1 ま え が き

一般に耐熱合金が高温で用いられる場合には、変形を対象とするクリープ強度より、破断を対象とするクリープ破断強度、高サイクル疲労強度あるいは低サイクル疲労強度などが重視される場合が多く、また耐熱合金が実際に使用されるような条件では、粒界で破壊が起きる場合が大部分である。

高温の粒界破壊は現象が複雑であるが、低温、中温領域におけるぜい性破壊、延性破壊に関する研究の進歩とともに、粒界破壊の発生、伝ばなどについても多くの研究が行なわれるようになってきた。

また、最近、低サイクル疲労強度、He 中のクリープ破断強度に関する研究などを通し、高温破壊がふん囲気の影響を強く受けることが明らかになり、この面でも粒界の挙動が注目されている。

本稿は、クリープ破断、高サイクル疲労破壊、低サイクル疲労破壊に及ぼす結晶粒界の影響および、これらに関連して、高温の粒界破壊に及ぼすふん囲気の影響に関する最近の研究を集録したものである。

2 高温のクリープ破断に及ぼす結晶粒界の影響

2・1 破壊の様相

一般に破壊の様相は、低温では粒内破壊であるが、高温では粒界破壊に移行し、耐熱合金は使用条件下では多くの場合粒界で破断が起きる。

McLean は、Nimonic 90 について温度、応力条件による破壊の様相の変化をしらべ、図 1 に示すように、低温、高応力側では図 2(a)のような楔型 (wedge ty-

○ 楔型破壊 × 空泡型破壊 ⊗ 混合型
図 1 クリープ破断の様相と試験条件¹⁾

(a) 楔型破壊 (×500) (b) 空泡型破壊 (×500)
図 2 クリープ破断の様相 (Nimonic 90)¹⁾

pe) 破壊が起き、高温、低応力側では図 2(b)のような空泡型 (cavity type) 破壊が、また中間の条件では両者の混合した破壊が起きることを示した。

Tipler²⁾ らは Cr-Mo-V 鋼の空泡型破断面を走査型電顕でしらべ、図 3 にみられるように空泡が破面全体に分布し、互いに連なってはちの巣状になっていることを示した。

Woodford³⁾ は空泡型破壊の進行をしらべ、(1)核の生成、(2)成長、(3)互いに連なってクラックとなる、(4)クラックが試験片断面を伝ばする、の 4 過程から成り、

* 原稿受理 昭和49年1月2日

** 正 会 員 (株)神戸製鋼所中央研究所 神戸市葺合区脇浜町

図3 空泡型破壊が起きた粒界 (Cr-Mo-V 鋼)²⁾
(矢印は空泡の境)

(1), (2)は変形中連続して起き、(3)は変形期間のかかなりの部分で起きていることを明らかにした。

このようにクリープ破壊は変形に比べて現象が複雑なため、多くの研究が行なわれているにもかかわらず、必ずしも明らかでない点が多い。高温破壊に関してもすでにいくつかの集録が出されているが、ここでは、クリープ破断寿命の推定と関連の深い空泡型、楔型破壊の発生、成長機構に関する最近の研究および実用耐熱合金の破壊に関する二、三の問題点について述べる。

2・2 空泡型破壊の機構

2・2・1 核生成 変形によって生じた過剰空孔が単に凝集して空泡の核となることを考え、成長できる大きさの核になるために必要な空孔の過飽和度が、通常考えられる値より非常に大きくなることから否定されている⁹⁾。

一方、空泡が外力の方向に対し45°に近い境界に生じやすく、垂直に近い粒界には生じたいこと¹⁰⁾、空泡の数がクリープひずみとともに増加し、空泡数が粒界すべりの量と同じ変化を示すことなどから、空泡の核生成は粒界すべりによって起きると考えられている。

粒界すべりによって核生成が起きる箇所としては、(1)粒界の段 (ledge)、(2)粒界上の濡れ性の悪い粒子、(3)すべり帯によって粒界に生じた jog、(4)サブバウンダリによって粒界に生じた凹凸部などが考えられている¹²⁾。Smithらは、上のような粒界の不規則部における空泡の核生成を解析し、いずれも実際のような低応力で核生成が可能であることを示している。

一方、Rukwied¹⁴⁾はCuの空泡の核生成をいろいろの温度、応力条件でしらべ、高温、低応力側では核生成は粒界すべりによって起きるが、低温、高応力側では空泡の生成数が外力に対し45°の粒界だけでなく、90°の粒界でも低いピークを示すことから、粒界すべりの他、空孔の凝集による機構も働いているものと考えている。

2・2・2 空泡の成長 空泡の成長については、前項のような核生成機構によって臨界の大きさ以上の核が作られると、その後の成長は空孔の凝集によって起きるとする考えと、成長もまた粒界すべりによって起きるとする考え方がある。

Ratcliffe¹⁵⁾らは静水圧下でMgのクリープを行なうと空泡の生成が阻止されることを示し、空泡の成長は空孔の凝集によって起きると考えた。

また、空泡の生成数が外力に対し90°の粒界でピークを示す場合のあることも空泡の成長が空孔の凝集によると考える根拠にされている。

Hull¹⁶⁾らは生成した空泡の核が、粒界拡散によって移動した空孔によって成長する場合の成長速度を求め

$$\frac{d\rho}{dt} \sim \frac{(D_g \delta_z)(\sigma - P)\Omega}{2kTa\rho} \quad (1)$$

(ρ : 空泡の径, D_g : 粒界拡散定数, δ_z : 粒界の幅, σ : 応力, P : 静水圧, Ω : 原子容積, a : 隣合う空泡の中心間の平均距離)

を得、さらにこれを積分して、 $a \gg \rho$ の場合の破断時間 t_r を求めている。

$$t_r = \frac{kTa^3}{4(D_g \delta_z)(\sigma - P)\Omega} \quad (2)$$

この式は破断時間が空泡間の距離によって大きく変わることを示している。Hull¹⁶⁾らはCuについての実験結果がこの式に合うとしている。似た式はCottrell¹²⁾によっても求められている。

Ratcliffe¹⁵⁾ら、Boettner¹⁷⁾は空泡数がクリープ変形とともに増加し、核生成が連続的に起きることを示しているが、Speight¹⁸⁾らは、これを考慮して(2)式を修正した式を導いており、Gittins¹⁹⁾はCuについての実験式がこの式に合うとしている。

一方、Ishida²⁰⁾らは、このような単純な空孔の凝集機構では、純金属と合金の間の空泡の成長速度の差を説明できないこと、粒界すべりによって臨界の大きさの核が生成される場合、粒界すべりが粒界拡散に比べて遅ければ、たえず拡散してくる原子に埋められて空泡核が生成しないなどの難点があることから、粒界すべりがIの図2に示された機構で起き、粒内から粒界に達した転位が粒界上を移動する場合に空孔を放出して、この空孔によって空泡の“焼結”が防止され、また転位が空泡の成長に寄与する機構を提出している。Johannesson²¹⁾はCr-Ni-Mo鋼およびCuで、空泡が鋭い先端をもつこと、空泡体積と全ひずみの関係などが、この機構でよく説明できるとしている。

また、Gittins²²⁾らはCuでクリープ速度が大きい場合には空泡が外力に対し45°の粒界に多く、クリープ速度が小さい場合には90°の粒界に多くなることから、クリープ速度の大きい場合には空泡成長は粒界のすべ

りによって起き、クリープ速度が小さい場合には粒界近傍の空孔の吸収によって起きると考えている。

さらに Davies²³⁾ らも、Cu を第3期クリープまで引張変形させた後、圧縮変形させた場合、引張方向に対し90°の方向で圧縮した場合だけ空泡の成長が起きることから、粒界すべりが空泡の成長に大きな影響をもっていると考えている。

Davies²⁴⁾ らは、Cu の空泡型破壊の様相を表面レプリカ法でしらべ、空泡が粒界すべりと粒内の転位のすべりの組合せによって成長する機構を示しているが、粒界すべりによって空泡の成長が起きる場合の空泡の成長速度について定量的な取り扱いを行なった研究は見当たらない。

Hirth²⁵⁾ は、粒界すべりによって粒界不規則部で空泡の核が生成する場合、粒内転位が析出物や粒界に集積してクラックを生ずると同じように、粒界転位が粒界不規則部に集積し、空泡の核を生ずると考えている。空泡の成長が粒界すべりによって起きる場合にも、粒界転位が重要な役割をもつものと考えられ、この面での詳しい解析が望まれる。

2・3 楔型破壊

McLean¹⁾ は、図4のように粒界すべりによって粒界三重点でクラックを発生するに必要な最小応力 σ を計算し

$$\sigma^2 \geq \frac{12\gamma G}{\pi L} \quad (3)$$

(γ : クラックの表面エネルギー, G : 剛性率,
 L : すべる粒界の長さ)

を得た。McLean は、Ni, Co, Fe 基耐熱合金で楔型破壊がみられる最小応力を用い、(3)式から γ を求めると通常考えられる値よりかなり低くなるので、クラックの内面は合金元素や不純物原子の偏析、吸着などによって γ が低下すると考えている。

Weaver²⁶⁾ は、Nimonic 80 A 合金で、(3)式の L として粒界の長さのかわりに、粒界上の析出粒子間の距離をとると実測値とよく合うことを示した。

Chang²⁷⁾ らは Al, Al 合金, Ni 合金の楔型破壊の過

程をしらべ、一つの粒界三重点から発生したクラックが伝ばして隣の三重点あるいは大きな屈曲部に達すると停止すること、クラックの伝ば速度は粒内変形の難易によって変化し、粒内変形が起きがたい場合ほど伝ば速度が大きいことなどを明らかにした。

Williams²⁸⁾ は Cottrell¹²⁾ のモデルに基づいて楔型クラックの伝ば速度を計算している。

$$\frac{dc}{dt} \approx \frac{\mu \sigma D^2 \dot{\epsilon}_{mcr}^2 t}{4\pi(1-\nu)\gamma} \quad (4)$$

(c : クラックの長さ, μ : 剛性率, σ : 応力,

D : 結晶粒径, $\dot{\epsilon}_{mcr}$: 粒界すべりによる最小クリープ速度, t : 時間, ν : ポアソン比,

γ : クラックの表面エネルギー)

クラックが次の三重点に達すると断面が減少するので加速的に伝ばすると考え、破断時間を求めると

$$t_{fr}^2 = \frac{G_{EL} 8\pi(1-\nu)\gamma}{\mu D^2 \dot{\epsilon}_{mcr}^2} \quad (5)$$

(G_{EL} : 結晶の縁の長さ)

となる。(5)式から温度、結晶粒の大きさが一定の場合には、

$$\dot{\epsilon}_{mcr} t_{fr} = C \quad (6)$$

(C : 一定)

の関係が得られる。さらに(5)式と広くみとめられている(7)式の関係を用いると(8)式が得られ、

$$\dot{\epsilon}_{mcr} = A \sigma^n \quad (7)$$

(A, n : 一定)

$$\log t_{fr} = -n \log \sigma + \frac{1}{2} \log \left[\frac{8\pi(1-\nu)G_{EL}\gamma}{\mu D^2 A^2} \right] \quad (8)$$

このモデルによって通常の応力-破断時間の関係が得られることが示されている。

Lindborg²⁹⁾ は 20 Cr-35 Ni 鋼の楔型クラックの成長をしらべ、伝ば速度がクラックの長さに比例することを見だし、これから、クラックが隣の三重点に達し、これを越えるのが破壊の律速過程であるとして破断時間を計算している。

また、Heald³⁰⁾ らは、楔型クラックは粒界すべりによって粒界三重点で発生した後、その成長は粒界すべりと空孔の拡散によって起きるとして、クラックの伝ば速度、破断時間を与える式を示しているが、実験値との対応は行なわれていない。

実用の析出硬化型合金は楔型破壊を示すことが多いが、楔型破壊に関する研究は少なく、理論的、実験的にさらに多くの研究が望まれる。

2・4 粒界析出物の影響

I, 2・4 で述べたように粒界析出物は粒界すべりを妨げると考えられるが、粒界破壊に及ぼす影響に関しては、Gittins³¹⁾ が 20 Cr-25 Ni-Nb 鋼の場合について考察している。これによると、楔型クラックの発生

図4 楔型クラックの発生¹²⁾

に対しては、粒界析出物は 2・3 で述べたように(3)式の L を減少させ、クラックの発生に必要な応力を増加させるので、 L が充分小さい場合には楔型クラックは発生しない。空泡型破壊に対しては、粒界すべりによって粒界析出物で空泡核が発生するが、Smith¹³⁾ によると、径 $2c$ の粒子が間隔 $2d$ で粒界上にある場合に空泡を発生させるに必要な応力は

$$\tau = \frac{\pi}{2} \left(\frac{c}{d} \right)^{1/2} \left(\frac{4\gamma G}{(1-\nu)d} \right)^{1/2} \quad (9)$$

(τ :せん断応力, γ :界面エネルギー,

G :剛性率, ν :ポアソン比)

となり、 d が小さいほど、また γ が大きいほど空泡が発生しがたくなることを指摘している。

Yamazaki³²⁾ は高 C-18Cr-8Ni 鋼の粒界に炭化物を析出させて、粒界を階段状とすることによって 600~700°C で高いクリープ破断強度を得ているが、Yamazaki はこの理由として(3)式の L の減少による楔型クラックの発生防止と、粒界面積の増大によって粒界に働く垂直応力を減少させることによる空泡型クラックの発生防止を挙げている。

一方、太田³³⁾ は高 C-25Cr-20Ni 鋼の粒界に連続的に炭化物を析出させ、1000°C 近辺で高いクリープ破断強度を得ている。太田はこの理由として、粒界析出物が I、2・4 で述べられているように粒界すべりを妨げること、(3)式の L の減少によって楔型のクラックの発生を防止すること、および(9)式で c が大きく、 d が小さいことに相当して、空泡型クラックを生じがたいことを挙げている。

なお、太田³⁴⁾ は上の材料と類似した組織を有する高 C ステンレス鋼遠心鋳造管のクリープ中の空泡の発生を

図5 各種遠心鋳造管のクリープ中の粒内析出物の大きさおよび空泡の体積率の変化³³⁾

しらべ、図5の空泡の体積率の鋼種間の変化が全クリープひずみの変化と比例的でないことを指摘し、その原因を空泡の発生、成長は粒界析出物の粗大化で律せられるが、全ひずみは粒内析出物の析出、粗大化で律速されるためと考えている。

1000°C 近くで用いられる超合金、遠心鋳造材では、粒界に金属間化合物、炭化物を析出させたものが多いが、上の結果はこの種の合金の空泡の発生、成長あるいは破断寿命が必ずしも粒内の変形あるいは全体のクリープ速度で律速されていないことを示し、粒界析出物の粗大化など、粒界の挙動を重視する必要があることを示唆していると考えられる。

2・5 粒界の depleted zone の影響

析出硬化型合金では高温で使用中に粒界に depleted zone を生ずる場合が多いが、I、2・4 に示したように depleted zone は粒界すべりに大きな影響を及ぼす。

Gittins³¹⁾ は 20Cr-25Ni-Nb 鋼の depleted zone と粒界破壊の関係をしらべ、depleted zone がある場合には変形が粒界近傍に集中するため、小さな全ひずみでも粒界三重点で応力集中が起き、楔型クラックが生じやすくなるとしている。Williams³⁵⁾ は、しかし、depleted zone 幅が非常に大きい場合には三重点での応力解放が depleted zone のない場合よりかえって容易となり、楔型クラックが発生しがたいことを指摘している。

図6には Whittenberger³⁶⁾ が、分散強化型 Ni-Cr 合金のクリープで観察した、分散粒子のない部分の生成を模式的に示す。これは Nabarro-Herring のクリープあるいは Coble のクリープによって、地の成分のみが矢印のように拡散するために生ずるもので、析出強化型合金でも、同じ現象が起き、外力に垂直な粒界には γ' 相のない部分を生じ、外力に平行な粒界では

図6 分散強化型合金のクリープ中に生ずる分散粒子のない部分³⁶⁾

γ' 相の密度が高くなること、Tien³⁷⁾らによって観察されており、また Zr-Mg 合金についてもみとめられている。³⁸⁾

この現象によって分散強化合金は一種の 2 相合金となり、分散粒子のない部分では、粒界すべり、空泡型のクラックが発生しやすくなる。また析出強化型合金では、この部分は当初の成分と異なるため有害な相を生成する可能性もある。

これは特に分散強化型合金の劣化をもたらす点で重要で、防止方法としては aspect ratio を大きくすること、粒界の粒子の分布状態を変え、粒界すべりを起こすに必要な限界応力を高め、これによって I、2・3 で述べたように、粒界すべりに律速されている拡散クリープを防止する方法などがあるが、完全に防止するには粒界を除いて単結晶とする必要があると考えられている。³⁶⁾³⁷⁾

3 高温の疲労破壊に及ぼす結晶粒界の影響

3・1 高サイクル疲労

いろいろの材料について、 $0.5 T_M$ 以上の温度で繰返し応力を加えると、粒界移動、再結晶、空泡の発生、成長が起き、粒界破断に至ることが観察されている。図 7 に粒界に生じた空泡を示す。

図 7 高サイクル疲労によって生じた空泡 (Cu)³⁹⁾

Snowden⁴⁰⁾ は Pb で、粒界がせん断応力が最大になる方向に移動し、“square grain” とよぶ組織になることを観察しているが、同じ現象は他の材料でも広くみとめられる。この粒界移動は、粒界の両側で塑性変形の状態が異なるので転位密度、分布状態が偏るために起きると考えられている。試験条件によっては粒界移動とともに再結晶が起きることがみとめられている。⁴¹⁾

Williams⁴¹⁾ らは空泡がせん断応力が最大になる方向の粒界に最も生成しやすいことを示しているが、空泡の発生、成長の機構として、Broomfield⁴²⁾ は粒界すべりによると考え、Skelton⁴³⁾ は空孔の凝集によるとして

William⁴¹⁾ らは、粒界すべりによる機構では平均応力が 0 の場合の空孔の成長が説明できないとして、空孔の凝集による機構を考えているが、Evans⁴⁴⁾ らは空泡核の発生は粒界すべりで起き、成長は粒内からの空孔の拡散によると考えている。

図 8 のように空泡は時間（したがって繰返し数）とともに直線的に成長する。空泡の成長速度がクリープの場合より著しく大きいのは、繰返し応力にともなって粒内で複雑な転位間の反応が起き、過剰空孔が生じやすいためおよび粒界移動の際に粒内の欠陥を吸収するためと考えられている。

図 8 Cu の高サイクル疲労試験中の密度の変化³⁹⁾

Skelton⁴³⁾ は、空孔の拡散による空泡の成長速度から破壊までの寿命を計算し、下の式を得、

$$t_f = \frac{\pi l^2 (2A\epsilon f)^{1/2}}{\beta} \quad (10)$$

(t_f : 寿命, l : 粒径, A : 原子の振動に関係する定数, ϵ : 半サイクル当たりの塑性ひずみ, f : 振動数, β : 定数)

実験結果と合うとしているが、Gittins⁴⁵⁾ はいろいろの理由でこれが必ずしも正しくないとしている。

3・2 低サイクル疲労

高温の低サイクル疲労では一般に粒界で破壊が起きることがみとめられている。⁴⁶⁾

Hodgson⁴⁶⁾ は 20 Cr-25 Ni-Nb 鋼の低サイクル疲労試験を 650~900℃ で行ない、試験の初期に粒界が酸化されて一種の切欠きとなり、ここでクラックが発生してある期間粒界を伝ばするが、それから粒内破断に移るのを観察している。

Leverant⁴⁷⁾ らは、Mar-M 200 の普通鋳造材、一方方向凝固材および単結晶を 1400°F および 1600°F で試験している。普通鋳造材では粒界でクラックが発生し、粒界を伝ばするのに対し、一方方向凝固材は粒界の一部が応力に垂直になっている場所でクラックが発生するが、その後は粒内を伝ばする。一方方向凝固材の寿命は単結晶と同じで、普通鋳造材の約 10 倍になっており、破断寿命にはクラック発生より、伝ばが粒内、粒界の

いずれで起きるかが重要な因子であることを指摘している。

McMahon⁴⁸⁾らは、U 500 で、図9のように、粒界が深く酸化されること、酸化物に接した部分では γ' 相が消失すること、酸化物に割れが発生することなどから、高温低サイクル疲労のクラックの発生、伝ばには、粒界の局所的な酸化が重要な役割をもつと結論している。

図9 U 500 の815°Cにおける低サイクル疲労試験中に発生した粒界クラック⁴⁸⁾

Coffin⁴⁹⁾はいろいろの材料について大気中および真空中で試験を行ない、大気中では粒界破壊が起き、高温の低サイクル疲労強度は常温のそれに比べると低いのにに対し、真空中では粒内破壊が起き、温度による低サイクル疲労強度の低下は大気中に比べてわずかであることを明らかにし、さらに真空中およびアルゴン中の低サイクル疲労試験データは、材料、温度に関係なく、図10のように一つのバンドにまとめられることを示した。Coffinはこの結果から、大気中の高温低サイクル疲労強度が常温より低下するのは、高温では酸化によって粒界破壊が促進されるためであるとしている。

Duquette⁵⁰⁾らは Mar-M 200 の単結晶では、真空中より大気中の方が低サイクル疲労強度が高いことを示しているが、これは Coffin の結論を裏付けるものと考えられる。

Lagneborg⁵¹⁾らは、20 Cr-35 Ni 鋼について 700°C で低サイクル疲労とクリープを組み合わせた試験を行ない、クラックの発生、伝ばをしらべた結果、組合せ試

図10 常温、大気中の試験データと、高温、真空中あるいは Ar 中の試験データをまとめた塑性ひずみ幅-破断繰返し数線図⁴⁹⁾

験では表面クラックの数と全損傷量の間に直線関係がみとめられた。また試験片には粒界クラックと粒内クラックの両方がみられるが、これらは、まず粒界で発生し、その後粒内を伝ばすると考えられ、クリープ損傷量が大いほど、粒界クラックのまま停っているものが多くなることがみとめられている。疲労とクリープを組み合わせた場合に関する、このような組織面の検討は、疲労とクリープの相互作用を明らかにするための一つの有用な方法であると考えられる。

4 クリープおよび高サイクル疲労に及ぼすふん囲気の影響

前節で述べたように、高温の低サイクル疲労破壊にはふん囲気が影響していることが明らかになったが、クリープおよび、特に高サイクル疲労破壊にふん囲気の影響することは比較的早くから指摘されており、最近 He ガス冷却による高温ガス炉用の材料の開発に関連して注目されるようになっていく。

Shahinian⁵²⁾らおよび Sherman⁵³⁾らは Ni および Ni 合金について大気中および真空中でクリープ破断試験を行ない、低応力側では大気中の方が強度が高いが、高応力側では真空中の方が強度が高くなる結果を得た。彼等はその原因として、低ひずみ速度では酸化による強化作用が効くが、高ひずみ速度では、 O_2 が粒界に吸着されて界面エネルギーを下げることによって粒界クラックを進展させると考えている。

Stegman⁵⁴⁾らは Ni について O_2 の圧力と破断寿命の関係を求め、図11のように破断寿命は O_2 の圧力とともに低下するが、 O_2 圧力が約 10^{-4} torr 以上では、ある値より低下しないことを示した。Stegman らは、破断寿命の低下は、 O_2 の吸着によって界面エネルギーが低下するためと考え、吸着モデルを用いて、この限界の O_2 圧力が、新しく生ずる破面を O_2 で飽和させるのに必要な圧力に対応していることを示している。

図11 Ni の破断寿命に及ぼす O_2 圧力の影響⁵⁴⁾
(510°C, 17 000 psi)

Johnson⁵⁵⁾ らは Ni-W 合金について 10^{-5} mmHg の真空中と市販 Ar 中でクリープ破断試験を行ない、結晶粒が大きい場合には、Ar 中の方が真空中より空泡の生成が激しく、寿命が低下することを示した。

Wood⁵⁶⁾ らは、500 : 500 : 50 : 50 ppm の H_2 : CO : H_2O : CH_4 を含む He 中でいろいろの材料のクリープ破断試験を行ない、フェライト鋼は400~550°Cで大きなクラックの発生がなく、大気中に比べわずかな強度低下を示すだけであるが、18-8 Mo 鋼, 20 Cr-35 Ni-Fe 合金は650および750°Cでクリープ破断強度が10~15%、クリープ強度が5~15%低下し、750°Cで高応力の場合には著しい粒界クラックの発生がみとめられる結果を得た。Wood らはクリープ破断強度の低下は粒界クラックの発生によると考えているが、クリープ強度の低下については、大気中では表面に連続的な酸化皮膜が形成され表面への転位の脱出を妨げるのに対し、He 中ではこのような皮膜が形成されないこと、粒界で特定の元素が酸化され、地の含有量が減少するため粒界の強度が低下し、また界面エネルギーが低下することが原因であると考えている。

He 中での強度低下についても、図11のように不純物の濃度によって異なるものと考えられ、強度低下の評価、防止の目的には、不純物の濃度、比率を変化させた場合の強度を検討する必要があると考えられる。

高温の高サイクル疲労寿命に及ぼすふん囲気の影響に関しては、多くの研究が行なわれ、Al,⁵⁷⁾ Pb,⁵⁸⁾ Cu,⁵⁹⁾ Ni⁶⁰⁾ および 18-8 Mo ステンレス鋼^{59,61)} について O_2 圧力の影響がしらべられている。一例として、Stegman⁶⁰⁾ らが 18-8 Mo 鋼について得た結果を図12に示す。曲線の形は図11と似ているが、クリープに比べ、高サイクル疲労の場合の方が強度低下の割合が非常に著しい。

高サイクル疲労の場合にも、 O_2 圧力が高い場合には粒界クラックの発生、伝ばが促進されることがみとめられている。寿命の減少は、 O_2 の吸着によって界

図12 18-8 Mo 鋼の疲労寿命に及ぼす O_2 圧力の影響⁶⁰⁾

面エネルギーが下がり、クラックの伝ばが促進されるためと考えられており、図12の限界の O_2 圧力が、1 サイクルに生ずる新しい破面を O_2 で飽和させるに必要な圧力に対応していることが示されている。しかし、これによって起きる低下の割合の定量的な取り扱いは今後の課題と考えられる。

5 む す び

以上のように、高温の破壊に粒界の挙動が支配的な影響を及ぼしていることは明らかである。粒界破壊の機構については不明な点が多いが、粒界破壊は粒界すべりと密接な関係があると考えられ、その機構を明らかにするためには、粒界すべりに関するより詳しい研究が必要であると考えられる。

一方、また、粒界破壊がふん囲気の影響を強く受けていることを考慮すれば、従来の力学的、金属組織学的な面からの検討の他に、吸着、腐食など化学的な面からも検討を加えることが必要であろうと考えられる。

謝 辞

本総説をまとめるようお奨めくださいました京都大学工学部平 修二教授に厚くお礼申し上げます。

(昭和47年11月30日 高温強度部門委員会第2分科会にて講演)

参 考 文 献

- 1) McLean, D., J. Inst. Met., **85**, 468 (1956-57).
- 2) Tipler, H.R., et al., Met. Sci. J., **4**, 167 (1970).
- 3) Woodford, D.A., Met. Sci. J., **3**, 234 (1969).
- 4) Garofalo, F., Ductility, 87, ASM (1968).
- 5) Woodford, D. A., and R.M. Goldhoff, Met. Sci. Eng., **5**, 303 (1969-70).
- 6) Grant, N.J., Fracture, Vol. III, 483 (1971) Academic Press
- 7) 須藤 一, 日本金属学会会報, **5**, 379 (1966).
- 8) 渡辺忠雄, 日本金属学会会報, **12**, 883 (1973).
- 9) Machlin, E.S., Trans. AIME, **49**, 106 (1956).
- 10) Harper, J.G., Acta Met., **6**, 509 (1958).
- 11) Intrater, J., and E.S. Machlin, J. Inst. Met., **88**,

- 305 (1959-60).
- 12) Cottrell, A.H., Structural Processes in Creep, 1, ISI Special Report No.70 (1961).
- 13) Smith, E., and J. T. Barndy, Met. Sci. J., **1**, 1 (1967).
- 14) Rukwied, A., Met. Trans., **3**, 3009(1972).
- 15) Ratcliffe, R. T., and G.W. Greenwood, Phil. Mag., **10**, 59 (1965).
- 16) Hull, D., and D.E. Rimmer, Phil. Mag., **4**, 673(1959).
- 17) Boettner, R. C., and W.D. Robertson, Trans. AIME, **221**, 613 (1961).
- 18) Speight, M. V., and J. E. Harris, Met. Sci. J., **1**, 83 (1967).
- 19) Gittins, A., Met. Sci. J., **1**, 214 (1967).
- 20) Ishida, Y., and D. McLean, Met. Sci. J., **1**, 171 (1967).
- 21) Johannesson, T., and A. Thölen, J. Inst. Met., **97**, 243 (1969).
- 22) Gittins, A., and H.D. Williams, Phil. Mag., **16**, 849 (1967).
- 23) Davies, P. W., and K. P. Williams, Met. Sci. J., **3**, 220 (1969).
- 24) Davies, P. W., and K. P. Williams, Met. Sci. J., **3**, 48 (1969).
- 25) Hirth, J.P., Met. Trans., **3**, 3047 (1972).
- 26) Weaver, C.W., Acta Met., **8**, 343 (1960).
- 27) Chang, H.C., and N.J. Grant, Trans. AIME, **206**, 169 (1956).
- 28) Williams, J.A., Phil. Mag., **15**, 1289 (1967).
- 29) Lindborg, U., Acta Met., **17**, 157 (1969).
- 30) Heald, P.T., and J.A. Williams, Phil. Mag., **21**, 1215 (1971).
- 31) Gittins, A., J. Mat. Sci., **5**, 233 (1970).
- 32) Yamazaki, M., Proc. Inst. Conf. on Strength of Metals and Alloys, 162, Jap. Inst. Met. (1968).
- 33) 太田定雄ほか, R & D 神戸製鋼技報, **24**, 9-1 (1974).
- 34) 太田定雄, 小織 満, 第11回高温強度シンポジウム前刷集, 128 (1972) 日本材料学会
- 35) Williams, J.A., Acta Met., **15**, 1559 (1967).
- 36) Whittenberger, J. D., Met. Trans., **4**, 1475 (1973).
- 37) Tien, J.K., and R.P. Gamble, Met. Trans., **2**, 1663 (1971).
- 38) Karim, A., *et al.*, Trans. AIME, **245**, 1131 (1969).
- 39) Gittins, A., Met. Sci. J., **2**, 51 (1968).
- 40) Snowden, K.V., Phil. Mag., **14**, 1019 (1966).
- 41) Williams, H.D., and C.W. Corti, Met. Sci. J., **2**, 28 (1968).
- 42) Broomfield, R., Ph. D. Thesis, Univ. Cambridge (1965).
- 43) Skelton, R.P., Met. Sci. J., **4**, 19 (1970).
- 44) Evans, H.E., and R.P. Skelton, Met. Sci. J., **3**, 152 (1969).
- 45) Gittins, A., Met. Sci. J., **4**, 238 (1970).
- 46) Hodgson, J.R., Met. Sci. J., **2**, 235 (1968).
- 47) Leverant, G.R., and M. Gell, Trans. AIME, **245**, 1167 (1969).
- 48) McMahon, C.J., and L.F. Coffin, Jr, Met. Trans., **1**, 3443 (1970).
- 49) Coffin, JR., L.F., Met. Trans., **3**, 1777 (1972).
- 50) Duquette, D.J., and M. Gell, Met. Trans., **3**, 1899 (1972).
- 51) Lagneborg, R., and R. Attermo, Met. Trans., **2**, 1821 (1971).
- 52) Shahinian, P., and M.R. Achter, Trans. AIME, **275**, 37 (1959).
- 53) Sherman, R.J., and M.R. Achter, Trans. AIME, **224**, 144 (1962).
- 54) Stegman, R. L., *et al.*, Trans. AIME, **245**, 1759 (1969).
- 55) Johnson, W.R., *et al.*, Met. Trans., **3**, 695 (1972).
- 56) Wood, D.S., *et al.*, Int. Conf. on Creep and Fatigue at Elevated Temperature Applications, Paper C158/73, Inst. Mech. Eng. (1973).
- 57) Hordon, M., Acta Met., **14**, 1173 (1966).
- 58) Snowden, K.V., Acta Met., **12**, 295 (1964).
- 59) Achter, M.R., *et al.*, Trans. AIME., **227**, 1296 (1963).
- 60) Stegman, R.L., and P. Shahinian, Fatigue at High Temperature, 42, ASTM, STP No.459 (1969).
- 61) Smith, H.H., *et al.*, Trans. AIME, **245**, 947 (1969).