

© 1987 ISIJ

2 1/4Cr-1Mo 鋼の水素侵食におよぼす 応力の影響

論文

酒井 忠 迪*・浅見 清*²

Effect of Applied Stress on Hydrogen Attack of 2 1/4Cr-1Mo Steel

Tadamichi SAKAI and Kiyoshi ASAMI

Synopsis:

Creep rupture tests in high pressure hydrogen and argon of 200 kgf/cm² at 525 and 550°C were performed on two 2 1/4Cr-1Mo steels indicated as P and Sn steels which have low and high density of voids by hydrogen attack, respectively. The results are as follows:

1) Marked decrease in reduction of area was observed in hydrogen atmosphere after a certain rupture time in a stress-rupture time diagram. However, the decrease on Sn steel was observed at earlier rupture time than on P steel.

2) Contrast to intragranular ductile fracture in argon atmosphere, whole fracture surface of Sn steel consisted of grain boundaries with coalescent voids in hydrogen atmosphere. In the case of P steel, since only a few voids were grown on grain boundaries, micro cracks occurring around triple point of grain boundaries could not propagate along grain boundaries but combined with intragranular ductile fracture. This indicates that the number of voids are not increased under applied stress and the ductility loss in hydrogen atmosphere is determined by hydrogen attack resistance of steels.

3) Applied stress accelerated void growth rate by 3-4 times. This can be understood by taking methane pressure to be 1 000-2 000 kgf/cm² and applying this value to a theoretical equation. The carbon activity corresponding to the methane pressure is 0.04-0.10.

1. 緒 言

高温高压下で使用される压力容器用鋼に要求される特性の一つはクリープ強度である。しかし高温高压水素環境中では水素侵食による材質劣化によつてクリープ強度が低下する可能性がある。水素侵食はメタン圧力を駆動力としたボイドの発生、成長が原因であり¹⁾、この圧力に比較して無視し得ない圧力が負荷された場合にはボイドの発生、成長の促進が予想されるからである。ところで、実験が困難であることから、水素中クリープ実験に関する報告は少ない、その中で、ALLEN らの炭素鋼に関する実験²⁾、石塚、渡辺らによる Cr-Mo 鋼に関する実験³⁾、著者らの 1/2Mo 鋼に関するもの⁴⁾、さらに横川らが精度の高い装置⁵⁾を用いて行つた極低炭素鋼⁶⁾および焼鈍処理を行つた 2 1/4Cr-1Mo 鋼⁷⁾に関するものがある。いずれの実験も破断強度や延性の低下を認め、応力による水素侵食の促進を指摘しているが、ボイド観察を

通した検討は 1/2Mo 鋼と極低炭素鋼に関するものだけである。

そこで、特にクリープ強度が問題になる 2 1/4Cr-1Mo 鋼を対象として、クリープ応力下で水素侵食ボイドの発生と成長がどのような影響を受けるか、そして、これがクリープ破断性質にどのような影響を与えるかについて系統的な実験と検討を行つた。実験にあつては、著者らの得た知見⁸⁾⁹⁾を利用して、無負荷状態におけるボイド発生数が著しく異なる 2 鋼種を微量の不純物元素の調整のみで作成し、両者の比較を通して上記問題点を明らかにした。

2. 実験方法

Table 1 に供試材の 2 1/4Cr-1Mo 鋼を示す。P 材は、不純物元素 P の量が多く Sn, Sb, As が少ないため無負荷状態での水素侵食によるボイド発生数が少ないのに対して、Sn 材は不純物元素 Sn が多いためボイド発生

昭和 61 年 3 月 12 日受付 (Received Mar. 12, 1986)

* (株)神戸製鋼所 材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所 材料研究所 (現: 試作実験センター) (Materials Research Laboratories, Now Technical Testing & Development Center, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels tested (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Sn	As	Sb
P	0.14	0.27	0.50	0.009	0.010	2.21	1.00	0.021	0.002	0.002	0.002
Sn	0.14	0.07	0.50	0.003	0.008	2.20	1.01	0.024	0.016	0.002	0.002

数が多い⁸⁾⁹⁾。両鋼とも真空溶解による 90 kg 鋼塊を約 40 mm 角に鍛伸したあと 960 °C×3 h 空冷によつてベイナイト組織とし、690 °C×24 h の焼もどし処理を行つたものであり室温における P, Sn 材の引張強さはそれぞれ 57.2, 59.1 kgf/mm² である。

これらの供試材を用いて高温高压の水素および比較のためのアルゴン中でクリープ破断実験を行つたが、試験片の平行部は 8φ×35 mm^l である。実験には 2 台のクリープ試験機を用いたが、これらには圧力平衡器が付いていて、圧力容器内部のガス圧によつてブルロッドに働く力が相殺されるように工夫されている。これによつて内圧の変動による試験片荷重の変動を防止することができる。実験条件は、水素、アルゴン環境とも、圧力 200 kgf/cm²、温度は 550 °C である。Sn 材に関しては 525 °C における実験も加えた。クリープ破断時間は最長 2 000 h であり、その間の破断応力と破断絞りを求めるとともに、走査型電顕によつて破面観察を行つた。水素中クリープ試験片に関しては、さらにこれを液体窒素温度で破壊して粒界上のボイドの状況を観察するとともにボイドのサイズを測定した。また、水素中クリープ実験に際しては同時に無負荷の試料も試験機中に入れてボイド成長に関する比較材とした。すなわち、この試料も液体窒素中で破壊して粒界上のボイドサイズを測定し、負荷材との比較を行つた。ボイドサイズの測定は走査電顕写真上で行つたが、1 視野の粒界面積が $5 \times 10^{-6} \sim 10^{-5} \text{ cm}^2$ の写真 5~6 枚に関し行い各視野ごとの平均値を求めた。ただしボイドの形状は楕円に近いので長軸と短軸の平均値をもつてそのボイドの直径とした。また試料によつては粒界 3 重点近傍のボイドは合体し、個々のボイドが識別できない状態にあるため、このような部分を避けて測定を行つた。

3. 実験結果

3.1 破断強度と延性

Fig. 1 は 550 °C における P 材の破断応力に関する結果である。アルゴン中と水素中の差は 10³ h において約 1 kgf/mm² である。Fig. 2 は 550 °C と 525 °C における Sn 材の破断応力に関する結果であるが、550 °C、10³ h におけるアルゴン中と水素中の差は P 材の場合より大きく約 2 kgf/mm² である。一方、破断絞りに関しては、

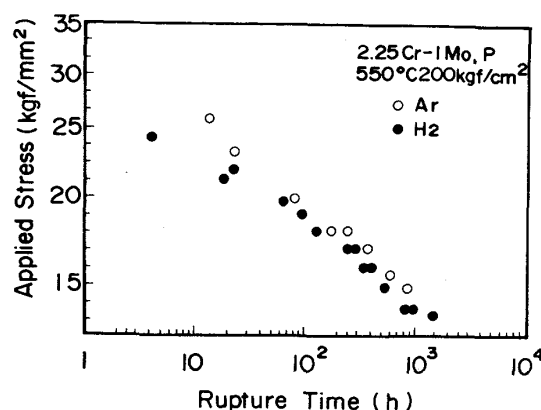


Fig. 1. Creep rupture strength of steel P in high pressure hydrogen and argon of 200 kgf/cm² at 550 °C.

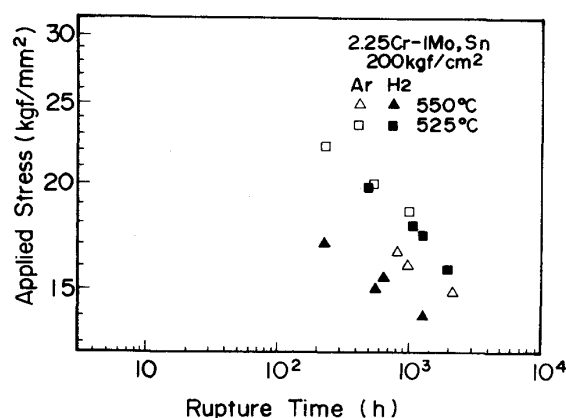


Fig. 2. Creep rupture strength of steel Sn in high pressure hydrogen and argon of 200 kgf/cm² at 525 and 550 °C.

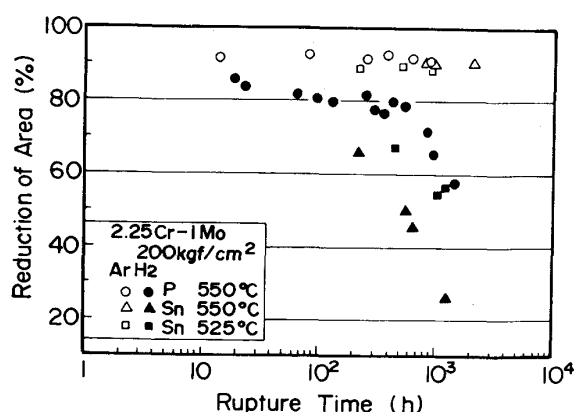


Fig. 3. Creep rupture ductility of steels P and Sn in high pressure hydrogen and argon of 200 kgf/cm² at 525 and 550 °C.

Fig. 3 に示すように水素環境による著しい低下が認められる。すなわち、550°C において、P 材は約 500 h 以降に急激な絞りの低下が認められ、10³ h では、アルゴン中の 90% に対して水素中では約 65% である。Sn 材の低下はさらに大きく、550°C では約 100 h から急激な減少が生じ、10³ h での水素中の絞りは約 30% にすぎない。525°C においても約 60% である。

3・2 破面とボイド成長の様相

絞りに関するアルゴン中と水素中の差異および P 材と Sn 材の差異に対応して破面においても変化が認められる。まず、Photo. 1 は P 材のアルゴン中の破面であるが、完全な粒内延性破壊を示している。Sn 材のアルゴン中破面も同様である。これに対して Photo. 2 は P 材の水素中破面であり、破断時間 952 h、絞り 65% の試料に関するものである。低倍率の写真でわかるように粒内延性破面が主体であるが、大きな空洞が散在しており、高倍率で観察すると、その底には粒界面が認められる。さらにこの粒界には線状の 2 次割れが認められ、粒界 3 重点の近傍であることがわかる。一方、絞り低下の著しい Sn 材の水素中破面は Photo. 3 に示すように全面粒界であり、しかも多数のボイドの合体によると思われる様相を呈している。そこで、粒界における多数のボイド発

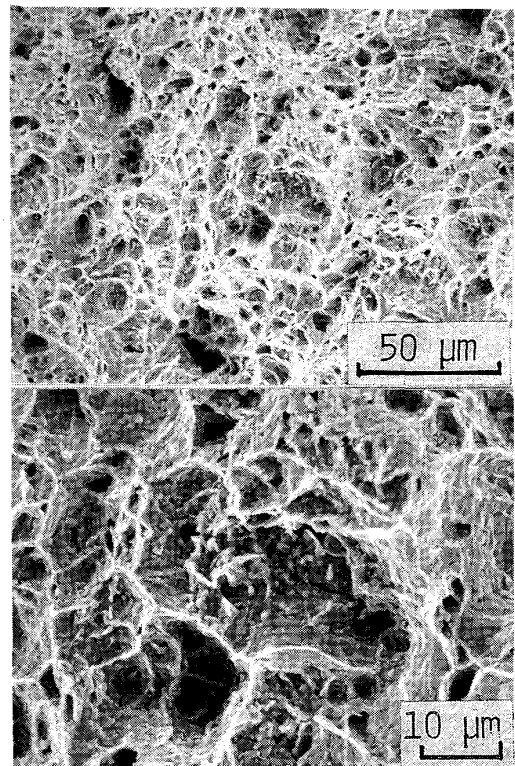


Photo. 2. Fracture surface of steel P creep-ruptured in hydrogen of 200 kgf/cm² at 550°C. Applied stress and time to rupture are 14 kgf/mm² and 952 h, respectively.

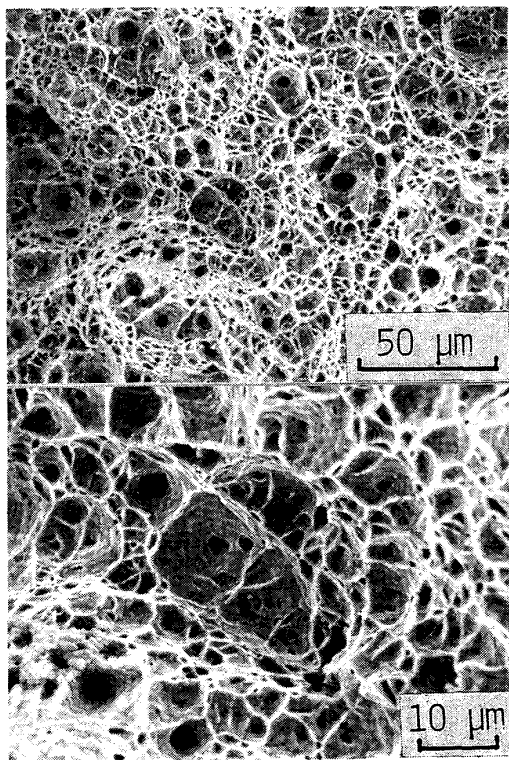


Photo. 1. Fracture surface of steel P creep-ruptured in argon of 200 kgf/cm² at 550°C. Applied stress and time to rupture are 15 kgf/mm² and 870 h, respectively.

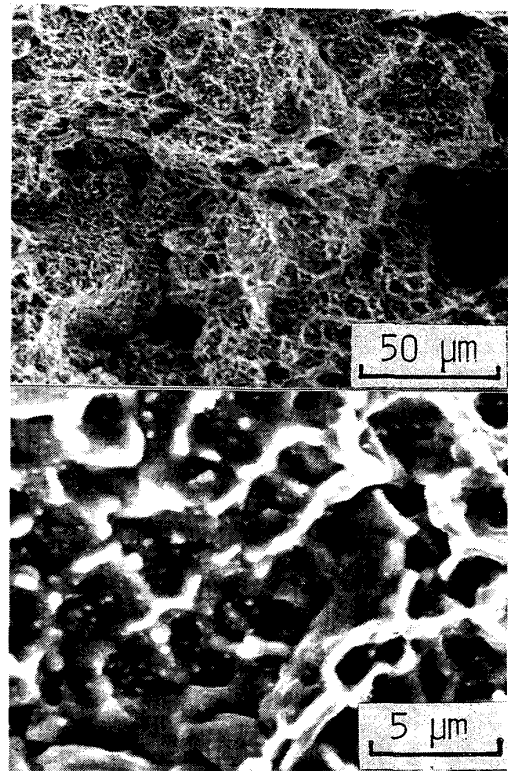
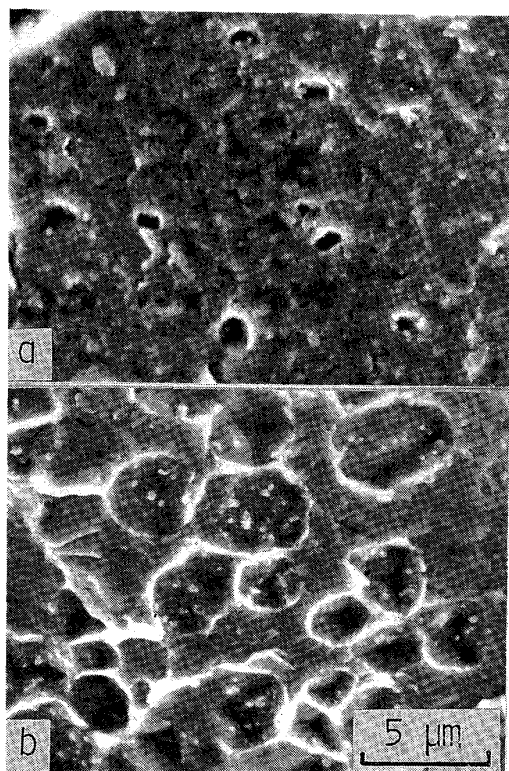


Photo. 3. Fracture surface of steel Sn creep-ruptured in hydrogen of 200 kgf/cm² at 550°C. Applied stress and time to rupture are 15.5 kgf/mm² and 618 h, respectively.



a: $\sigma = 0$, $t = 1218$ h b: $\sigma = 15$ kgf/mm², $t = 543$ h

Photo. 4. Voids on grain boundary in steel Sn exposed to hydrogen with and without stress. Hydrogen condition is 200 kgf/cm² and 550°C.

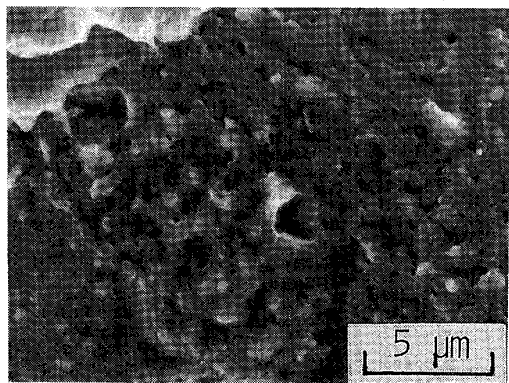


Photo. 5. Voids on grain boundary in steel P exposed to hydrogen under applied stress of 14 kgf/mm² for 952 h. Hydrogen condition is 200 kgf/cm² and 550°C.

生を確認するために、同一試験片の平行部のうち、絞り
が認められない部分を液体窒素温度で破壊し、粒界の状
況を観察した。その結果、Photo. 4b に示すように、予
想どおり多数のボイドの成長が認められた。さらに、
Photo. 4a は無負荷の場合のボイド発生、成長状況であ
り、b との比較からボイドの成長が応力によって促進さ
れることも確認された。なお負荷材 b の視野の下部に認
められるように粒界面のコーナー部において、しばしば、

ボイドの合体が生じていた。以上の Sn 材の状況に比較
して、P 材の粒界面には数個のボイドが散在するだけ
であり (Photo. 5)、粒界コーナー部においても小規模の
合体が認められるだけであつた。

4. 考 察

4.1 水素中クリープ破断の機構

破断および試験片平行部におけるボイドの発生、成長
状況から判断して、水素中クリープ破断強度および延性
低下の機構は次のとおりである。Sn 材においては、粒
界 3 重点などの応力集中部に、集中応力とメタン圧力に
よつて多数のボイドが成長し、やがて合体してき裂を生
じる。このように粒界 3 重点近傍に優先的にき裂が発生
するが、次いで 3 重点近傍以外の粒界面においても多数
のボイドが成長して合体する。その結果粒界全面が破壊
する。この過程において、応力集中部にき裂が発生する
と、まだ破壊していない粒界面が負担する応力が増加し、
この部分でのボイド成長および合体が促進されるであろ
う。これに対して P 材においてはボイドの発生数が応力
下にもかかわらず少ないために、3 重点近傍に生じた微
小き裂は粒界上を伝播することなく、粒内延性破壊との
混合様式によつて試料が破断する。そして、この試料の
水素中とアルゴン中の破断強度の差が小さいことから、
両環境中での粒内クリープの進行がほぼ等しいこと、す
なわち水素中における粒内延性破壊は 3 重点近傍の粒界
き裂と独立に進行することが推定される。

ところで横川らの実験によると、100 kgf/cm² の水素
環境にもかかわらず、550°C、1 000 h における強度低下
は約 4 kgf/mm² に達する⁷⁾。しかし、彼らの試料の組織
は、焼鈍処理のためにフェライトとベイナイトないし
パーライトの 2 相組織であり、この場合、ベイナイトな
いしパーライトの粒界の耐水素侵食性は低下する⁴⁾。事
実、彼らの試験片における初期き裂はこの部分に発生し
ている。このために大きな強度低下が生じたのであろう。
このような組織の耐水素侵食性が劣る理由として考えら
れるのは、2¼Cr-1Mo 鋼において形成される可能性の
ある炭化物の種類は多く¹⁰⁾¹¹⁾、それらの熱力学的安定
性も異なっており¹⁰⁾、炭化物量の多い粒においては、
炭化物を安定化するために必要な Mo や Cr の炭化物へ
の配分が十分でないことが考えられる。また、焼鈍処理
の冷却速度によつては、Cr や Mo 量が十分であつても
安定な炭化物が十分に形成されない可能性がある¹⁰⁾。
それに対して今回の実験に用いた試料の組織は均一なベ
イナイト組織であり、加えて十分な焼もどし処理によつ
て炭化物が安定化されている¹⁰⁾。

以上のことは、水素環境下でのクリープ強度と延性の低下は、その鋼の耐水素侵食性によって決定されることを示している。

4.2 ボイド発生におよぼす応力の影響

無負荷の状態での水素侵食によるボイド発生数は、Sn 材と P 材において著しく異なり、別途行つた 600°C、300 kgf/cm²の水素中での 500～1 000 h 暴露による Sn 材と P 材におけるボイド発生数は、それぞれ、0.05 μm⁻²、0.008 μm⁻²であつた。これらは、別報⁸⁾⁹⁾のデータともほぼ一致している。これらの発生数は、Photo. 4b, Photo. 5 に示す、応力下でのボイド発生数にほぼ等しい。一方、Photo. 4a は、負荷材と同じ 550°C、200 kgf/cm²の水素中に、無負荷状態で保持された Sn 材におけるボイド発生状況であるが、全体的にボイドサイズが小さく、正確な発生数の測定は困難であるが、明らかにボイドと判別できるもののみを数えても 0.03 μm⁻²である。判別が困難な微細なボイドの存在を考慮すると、この材料のボイド発生数も 0.05 μm⁻²に近いことが予想される。あるいは、応力による若干のボイド発生数の増加があるかもしれない。いずれにしても、応力下におけるボイド発生数は、無応力下での水素侵食によるボイド発生数と強い相関を有する。

4.3 ボイド成長におよぼす応力の影響

Photo. 4 が示す無負荷と負荷材におけるボイドのサイズの比較から明らかのように、応力はボイドの成長を著しく促進する。これを定量的に評価するために Sn 材のボイドサイズを実験方法の章で説明した方法によつて測定するとともに理論的な計算結果との比較を行つた。その結果を Fig. 4 に示す。負荷材のボイド測定は、クリープ破断をした試験片の平行部のうち、破面から離れた絞りの認められない部分について、引張軸に対して垂直に破断した面において行つた。しかしミクロ的には、粒界面の多くは引張軸と種々の角度を持つており、これが原因と思われる大きな測定値のばらつきが粒界間に認められた。Fig. 4 のデータの幅は視野によるこのようなばらつきを示している。しかしながら、全体的には、応力下でのボイド成長は、無負荷の場合の 3～4 倍の速さであることがわかる。この図には同時に計算による曲線が示されているが、以下においてこの計算方法を説明する。

まず、ボイド成長に関する理論式として、SHEWMON ら¹²⁾や、著者⁹⁾によつてその有効性が確認されている CHUANG らによる式¹³⁾を採用した。この式におけるボイド成長機構は、ボイド内のメタン圧力 P_{CH_4} および外力 σ のもとで、鉄原子がボイド表面から粒界へと拡散す

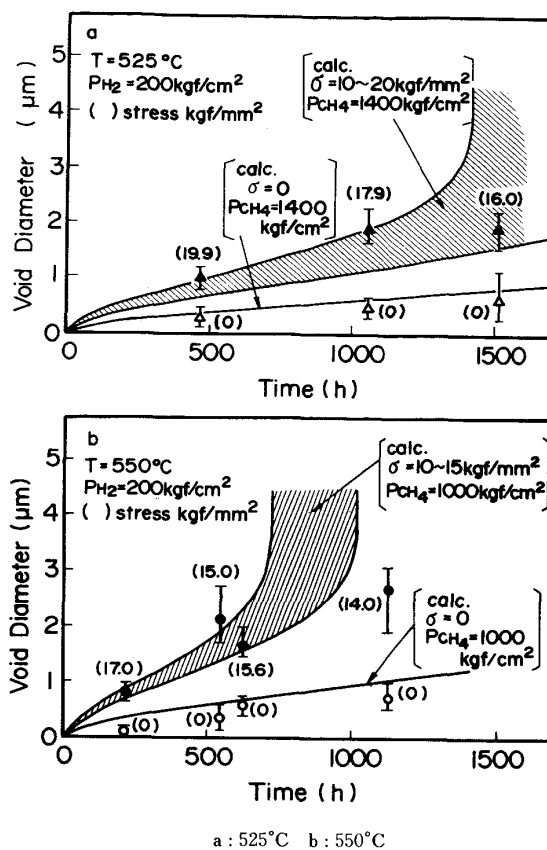


Fig. 4. Observed void diameter in steel Sn exposed to hydrogen with and without stress and calculated curves using Equation (1).

ることによるものであり、中心間距離 $2b$ で規則的に配列している半径 r のボイドが時間 t とともに成長する速度は次式で表される⁹⁾。

$$\frac{dr}{dt} = A \times F \times D \times (P_{CH_4} + \sigma)^{3/2} \dots\dots\dots (1)$$

$$A = -(3/4)^{3/2} \Omega / (kT \gamma_s^{1/2} b^{3/2} \sin^{3/2} \theta / 2)$$

$$F = [3d \{ \ln(1/d) = (3 - d^2)(1 - d^2) / 4(1 - d^2) \}]^{-3/2}$$

$$d = r/b$$

$$D = (D_b \delta_b)^{3/2} / (D_s \delta_s)^{1/2}$$

ここに Ω , k , T , γ_s , θ は、それぞれ、原子容 ($1.18 \times 10^{-29} \text{ m}^3$)、ボルツマン定数 ($1.3806 \times 10^{-23} \text{ J/K}$)、温度 (K)、表面エネルギー、ボイドの粒界面に対する接触角であり、 D_s , δ_s は鉄原子の表面拡散係数と表面の厚み、 D_b , δ_b はそれらの粒界に関するものである。この式の $P_{CH_4} + \sigma$ 依存性に注目すると、無負荷に対する応力下での成長速度の比は $\{(P_{CH_4} + \sigma) / P_{CH_4}\}^{3/2}$ である。従つて、 $\sigma = 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^2$ のもとでこの値が、実測値が示す 3～4 になるためには、 P_{CH_4} が $1000 \sim 2000 \text{ kgf/cm}^2$ 程度の値であることが必要である。これは、次のような評価から、妥当な値であることがわかる。

メタン圧力は、理想気体であればそのフガシチ f_{CH_4} に等しく水素圧力 P_{H_2} の自乗に比例して急激に増大するが、実存気体は圧力上昇にともなう飽和する傾向を示し、次の2式を用いて算出することができる¹²⁾。

$$f_{\text{CH}_4} = K a_{\text{C}} P_{\text{H}_2}^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$f_{\text{CH}_4} / P_{\text{CH}_4} = \exp(\alpha P_{\text{CH}_4} / R^2 T^2 + \beta P_{\text{CH}_4}^2 / 2R^3 T^3 + \gamma P_{\text{CH}_4}^3 / 3R^4 T^4) \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$K = \exp(-\Delta G / RT), \quad \Delta G = -16520 + 12.25 T \log T - 15.62 T (\text{cal/mol})$$

$$\alpha = \beta = \gamma = 0 \text{ for } P_{\text{CH}_4} \leq 20 \text{ MPa}$$

$$\alpha = 1.0 + 5.0 \times 10^{-4} P_{\text{CH}_4} - 8.756 \times 10^{-8} P_{\text{CH}_4}^2,$$

$$\beta = 2.433 \times 10^{-3}, \quad \gamma = 5.529 \times 10^{-6} \text{ for } 20 \text{ MPa} < P_{\text{CH}_4} < 300 \text{ MPa}$$

$$\alpha = 1.712, \quad \beta = 2.433 \times 10^{-3},$$

$$\gamma = 5.529 \times 10^{-6} \text{ for } P_{\text{CH}_4} \geq 300 \text{ MPa}$$

ここに K は反応 $\text{C (黒鉛)} + 2\text{H}_2 = \text{CH}_4$ における平衡定数、 ΔG は同反応におけるメタン生成の標準自由エネルギー¹⁰⁾である。 R 、 T は気体定数 ($0.082 \text{ atml/mol} \cdot \text{K}$) と絶対温度である。 a_{C} は鋼中における炭素活量 (黒鉛基準) であり、メタン圧力を算出するにはこの値を知る必要がある。従来 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼における a_{C} が不明であつたためこの評価が行われなかつたが、最近 PARTHASARATHY と SHEWMON が a_{C} を求めた¹⁴⁾。それによると、本実験の供試材に相当する焼もどしを行つた場合の a_{C} は約 0.1 である。この場合のメタン圧力の計算は既に著者によつて行われており、その値と (1) 式によつてボイド成長の実測データに良く適合する曲線を得ることができた⁹⁾。そこでは (1) 式中の D に対して次式を仮定した。

$$D(\text{m}^2/\text{s}) = 3 \times 10^{-9} \exp(-31000/T(\text{K})) \quad \dots (4)$$

これは純鉄に関する値¹²⁾と比較して1オーダー程度小さいが十分可能性のある値である。また $\gamma_s = 1.95 \text{ J/m}^2$, $\theta = 70^\circ$ を仮定した。

ただし、これは粒界単位面積あたりのボイド数 ρ が少なく $0.008 \mu\text{m}^{-2}$ の試料に関する結果であり、今回の試料のように $\rho = 0.05$ 程度の試料の場合には $a_{\text{C}} \approx 0.04$ に相当するメタン圧力になることが予想された⁹⁾。これは、ボイド数が多いために炭素の消費量がボイド成長とともに増加して炭素供給量が低下する結果メタン圧力が低下することなどによるものであろう。そこで $a_{\text{C}} = 0.1$ および 0.04 に対するメタン圧力を、 $P_{\text{H}_2} = 200, 300 \text{ kgf/cm}^2$ の場合について算出した。結果を Fig. 5 に示す。 $P_{\text{H}_2} = 200 \text{ kgf/cm}^2$ の場合の P_{CH_4} は、525~550°C において $1000 \sim 2300 \text{ kgf/cm}^2$ であり、ほぼ期待どおりの値である。ところで (1) 式における関数 F はボイドの成

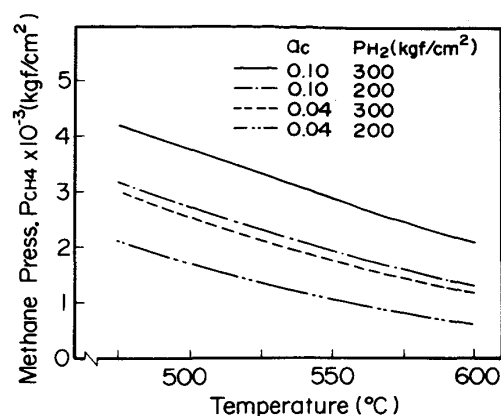


Fig. 5. Calculated methane pressure produced by the reaction between carbon and hydrogen in the case where carbon activity is 0.04 and 0.1 and hydrogen pressure is 200 and 300 kgf/cm².

長とともに急激に増加するから⁹⁾、正確な評価を行うためにはこの関数も考慮しなければならない。そこで (4) 式および $\gamma_s = 1.95 \text{ J/m}^2$, $\theta = 70^\circ$ を用いて、 $a_{\text{C}} = 0.04$ の場合のボイド成長を実際に計算した。その結果が Fig. 4 に示した曲線である。実際のクリープ応力より低い値についても計算しているが、これは、ボイドを実測した粒界面が引張軸と角度を有する可能性を考慮したものである。

この計算結果からわかることは、まず無負荷のボイド成長について計算値の方がやや速いが、実測値とはほぼ一致している。さらに負荷材のボイド成長について、550°C の場合には長時間側での計算値と実測値の差が大きい、525°C では満足すべき一致を示している。550°C における差異の原因として考えられることは、長時間側ではボイドの合体領域が多く、それを避けて測定したため、実際より小さな測定値になつている可能性がある。また上でも述べた、ボイド成長にともなうメタン圧力の低下も生じているかもしれない。

なお、 $a_{\text{C}} = 0.1$ に相当するメタン圧力を用いた場合には、無負荷の測定値に合わせるためには (1) 式の $A \times F \times D$ を小さくしなければならず、その修正係数は約 0.4 であつた。この場合の応力下でのボイド成長は上記計算の場合より遅くなり、実測値との差は長時間側で小さく、短時間側で大きくなった。

以上のように、ボイド成長挙動の細部については実測値と計算値の差異が生じるが、応力によるボイド成長促進効果の程度は、以上の考察によつて理解できた。

5. 結 言

$2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の高圧水素中クリープ強度と耐水素侵

食性の関連を調べるため、水素侵食によるボイド発生数が著しく異なる2鋼種を不純物元素の調整のみで作成し、200 kgf/cm², 525, 550°Cの水素およびアルゴン中でクリープ破断実験を行つた。2鋼種は、不純物元素PあるいはSnを約0.01%含有したP材とSn材であり、前者のボイド発生数は少なく後者は非常に多い。得られた結果は次のとおりである。

1) 水素中で絞りの著しい低下が生じる。しかしその程度はP材とSn材で異なり、550°Cにおいては、P材では約500 h、Sn材では約100 hから低下が生じ、1000 hにおける破断絞りは、アルゴン中の90%に対して、P材は65%、Sn材はわずか30%である。一方1000 hにおける破断強度のアルゴン中に対する低下は、P材は約1 kgf/mm²、Sn材は約2 kgf/mm²である。

2) アルゴン中の破面は粒内延性破面であるのに対し、水素中の場合Sn材においては多数のボイドが粒界上に発生、成長し、完全な粒界破壊を生じる。P材においては、粒界3重点などにき裂が発生するが、ボイド発生数が少ないために粒界を伝播せず、粒内延性破壊と結合して破断に至る。このことは、応力下において発生するボイド数は、無応力下での水素侵食によつて発生するボイド数と強い相関を有しており、水素環境によるクリープ強度や延性の低下は、その鋼の耐水素侵食性によつて決定されることを示している。

3) ボイドの成長は応力によつて著しく促進され、

Sn材における水素中応力下でのボイド成長速度は、無負荷の場合の3~4倍である。これは、メタン圧力が1000~2000 kgf/cm²程度とすることによつて成長速度に関する理論式を用いて説明することができる。この圧力に対応する炭素活量は約0.04~0.1であり、報告されている実測データにはほぼ一致する。

文 献

- 1) 椿野晴繁, 山川宏二: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1070
- 2) R. E. ALLEN, P. G. ROSENTHAL and F. H. VITOVEC: API Proc., **42** [III] (1962), p. 464
- 3) JPVRC Report No. 2 (1979) May [ISIJ]
- 4) 酒井忠迪, 梶 晴男: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 430
- 5) K. YOKOGAWA, S. FUKUYAMA, M. MITSUI and K. KUDO: Rev. Sci. Instrum., **49** (1978), p. 50
- 6) 横川清志, 福山誠司, 工藤清勝: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 1009
- 7) K. YOKOGAWA, S. FUKUYAMA and K. KUDO: JPVRC Report MHE-9 (1983) Jan., p. 169 [ISIJ]
- 8) 酒井忠迪, 梶 晴男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1133
- 9) 酒井忠迪: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1017
- 10) API Publication 945 (1975) Jun. [American Petroleum Institute]
- 11) J. PILLING and N. RIDLEY: Metall. Trans., **13A** (1982), p. 557
- 12) G. SUNDARARAJAN and P. G. SHEWMON: Metall. Trans., **12A** (1981), p. 1761
- 13) T.-J. CHUANG, K. I. KAGAWA, J. R. RICE and L. B. SILLS: Acta Metall., **27** (1979), p. 265
- 14) T. A. PARTHASARATHY and P. G. SHEWMON: Metall. Trans., **15A** (1984), p. 2021