

© 1992 ISIJ

## 解 説

## H-II ロケットエンジン用 Ni 基超合金の水素脆化

福山誠司\*・横川清志\*<sup>2</sup>・山田良雄\*<sup>3</sup>・飯田 雅\*<sup>4</sup>Hydrogen Embrittlement of Ni-base Superalloys Used for  
H-II Rocket Engine

Seiji FUKUYAMA, Kiyoshi YOKOGAWA, Yoshio YAMADA and Tadashi IIDA

## 1. は じ め に

わが国は液体水素と液体酸素を利用するロケットエンジン（以下液水エンジンと称する）を第2段に使用した H-I ロケットを既に開発し、1986 年以来 1991 年 8 月までに 8 機の打上げに成功している。それに続いて、質量 2 Mg 級の人工衛星を静止軌道に打ち上げることができる更に大型の H-II ロケット（1992 年度打上げ予定）の開発計画を進めている。このため、ロケットの第1段目に使用する大型の液水エンジン（LE-7 エンジン）を新たに開発することになった<sup>1)~5)</sup>。

LE-7 エンジン構成材料には、軽量化および耐熱性が求められるため、高温強度および耐酸化性が優れている Ni 基超合金が候補材料として検討されてきたが、この材料は水素脆化感受性が大いという欠点がある。従来、Ni 基超合金の水素脆化の研究は、アメリカの航空宇宙局（NASA）がスペースシャトルを開発するときに主に行われた。なかでも、エンジンを製作することになった Rockwell International Corporation の Rocketdyne Division と、最近エンジンのうちのターボポンプを製作することになった United Aircraft Corporation の Pratt and Whitney Aircraft Division が中心になって試験を進めた<sup>6)~14)</sup>。わが国でも、液水エンジン材料としての Ni 基超合金の水素脆化の問題を検討するため、関係機関で Ni 基超合金の水素脆化について検討し、その水素脆化挙動を明らかにしてきた。

本稿においては、これらの研究で得られた新しい知見である Ni 基超合金の水素脆化の特徴を述べると共に、従来の鉄鋼材料の高温における水素脆化挙動を再検討し、鉄鋼材料の高温における新しい水素脆化挙動を述べる。

Table 1. Principal characteristics of H-II rocket.

Overall length (m)	50		
Diameter (m)	4		
Total mass (Mg)	260 (exclusive of payload)		

	Stages		
	First stage	Solid rocket booster (SRB)	Second stage
Overall length (m)	28	23	11
Diameter (m)	4.0	1.8	4.0
Stage mass (Mg)	98	141 (2 units)	20
Propellant mass (Mg)	86	118 (2 units)	17
Thrust (kN)	843 (sea level) 1 078 (in vacuum)	3 138 (2 units) (sea level)	118 (in vacuum)
Burning time (s)	348	94	608
Propellant	LH <sub>2</sub> /LOX	Polybutadiene composite solid propellant	LH <sub>2</sub> /LOX
Propellant feed system	Turbopump		Turbopump
Specific impulse (m/s)(in vacuum)	4 364	2 677	4 433

平成 3 年 7 月 30 日受付 (Received July 30, 1991)

\* 中国工業技術試験所 (Government Industrial Research Institute, Chugoku)

\*<sup>2</sup> 中国工業技術試験所 工博 (Government Industrial Research Institute, Chugoku, 2-2-2 Hiro-Suehiro Kure 737-01)\*<sup>3</sup> 宇宙開発事業団 (National Space Development Agency of Japan)\*<sup>4</sup> 石川島播磨重工業(株)技術研究所 (Research Institute Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

**Key words:** hydrogen embrittlement; hydrogen environment embrittlement; nickel-base superalloy; steel; room temperature; elevated temperature; hydrogen fueled rocket engine; LE-7 engine; H-II rocket.

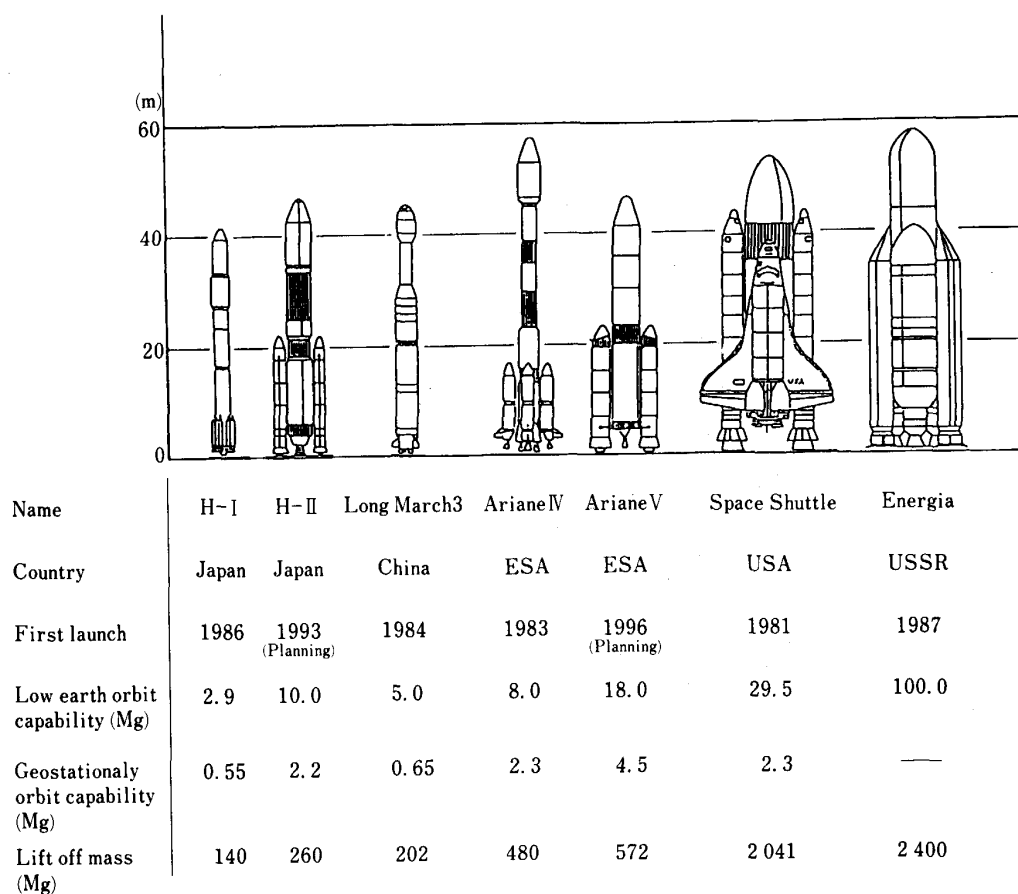
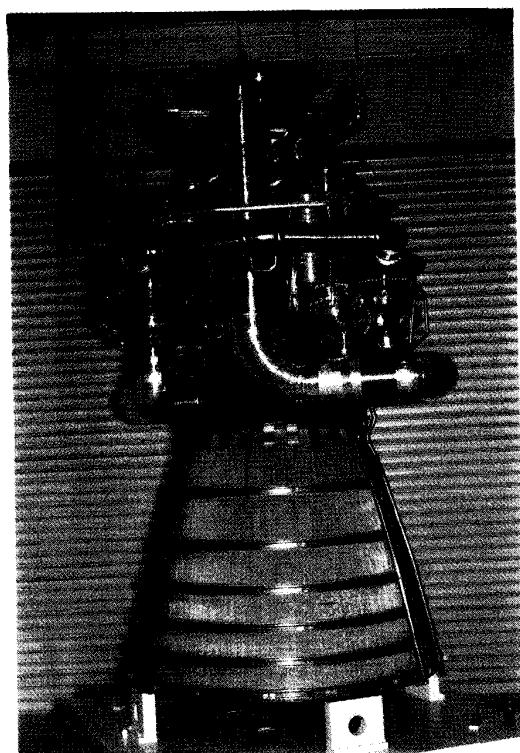
Fig. 1. LH<sub>2</sub>/LOX rockets in the world.

Photo. 1. LE-7 engine.

Table 2. Characteristics of LE-7 engine.

Combustion pressure (MPa)	13.2
Mixture ratio (Oxygen/Hydrogen : mass ratio)	6.0
Expansion ratio	54
Fuel turbopump : Shaft speed (rpm)	42 000
: Discharge pressure (MPa)	26.8
Oxidizer turbopump : Shaft speed (rpm)	18 300
: Discharge pressure (MPa), Main	18.1
: Discharge pressure (MPa), Split	25.7
Maximum nozzle diameter (m) × Overall length (m)	1.8 × 3.4
Dry mass (kg)	1 720

## 2. LE-7 エンジン

H-II は、全長 50 m、直径 4 m、質量 260 Mg であり、2本の固体ロケットブースター付き 2 段ロケットである。ロケットの主要諸元を Table 1<sup>15)</sup> に示す。

液体水素を燃料とするロケット（液水ロケット）はアメリカのスペースシャトル、ソ連のエネルギア、ヨーロッパ宇宙機関のアリアン IV、中国の長征 3 が打ち上げられている。H-II と世界の液水ロケットの比較を Fig. 1<sup>16)</sup> に示す。いずれの液水ロケットの全長も 40 m 以上の高さである。

LE-7 エンジンの全景を Photo. 1<sup>15)</sup> に示す。エンジンの寸法は、高さ約 3.4 m、ノズルスカーツ直径約 1.8



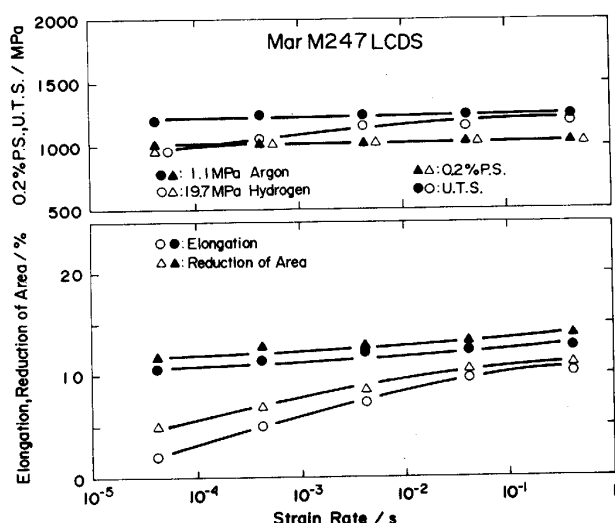


Fig. 3. Effect of strain rate on tensile properties of MarM 247 LCDS (//) in 1.1 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen at room temperature.

はす水素の影響および水素によるき裂の生成・成長について検討してきた<sup>5)17)~23)</sup>。得られたデータはエンジンの設計の技術基準および製作のための基礎データとして既に用いられているので、本稿ではこれらの材料の水素脆化挙動について述べる。

### 3. Ni 基超合金の水素環境脆化

#### 3.1 室温における水素環境脆化

##### (1) MarM 247 LCDS

一方向凝固 Ni 基超合金はタービン動翼の高温化に伴って 1960 年代後半より開発が行れた材料である<sup>24)</sup>。その中で 1970 年代に入って Martin Metals (後に Martin-Marietta と改称) Corporation によって合金 MarM 247 が開発され、その後更に改善が進められ、1978 年に Cannon-Muskegon Corporation によって MarM 247 LCDS としてタービン動翼用に開発されたものである<sup>25)~27)</sup>。

供試材は一方向凝固後、1503 K で溶体化処理をして更に 1144 K で時効したものである。金属組織は凝固方向に平行な柱状晶の束とその間にある偏析部より構成されている。偏析部には炭化物が析出しており、また柱状晶部には、0.2  $\mu\text{m}$  程度の大きさの立方体型の  $\gamma'$  がマトリックス中に密に析出している。

凝固方向に平行な MarM 247 LCDS (//) の室温における引張性質に及ぼす歪み速度の影響を Fig. 3 に示す。なお、雰囲気ガスのアルゴン及び水素の圧力はそれぞれ 1.1 MPa および 19.7 MPa である。アルゴン中では、耐力・最大引張強さは歪み速度に依存せずほぼ一定であ

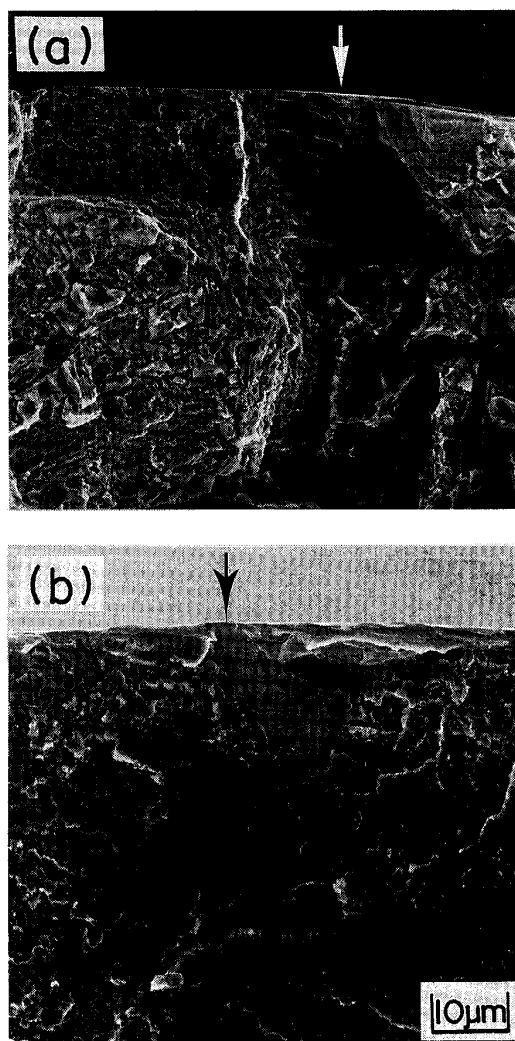


Photo. 2. Tensile fracture surfaces of MarM 247 LCDS (//) in 1.1 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen at room temperature (Arrow shows a carbide).

るが、伸び・絞り歪み速度の増加と共にわずかに増加する。水素中では、耐力は歪み速度の増加と共に増加するが、歪み速度  $4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  以上でアルゴン中の値と差異はなくなる。最大引張強さおよび伸び・絞りは歪み速度の増加と共に増加し、アルゴン中の値に近づいている。しかし、歪み速度  $4.2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  という大きな歪み速度においても水素の影響が認められる。一方、この材料の破壊靱性試験においても、応力拡大係数増加速度 ( $\dot{K}$ ) が  $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \text{ s}^{-1}$  という大きな増加速度においても水素の影響が認められた。

MarM 247 LCDS (//) のアルゴン中での破断は次のように生じた。応力が弾性限を超えると、偏析部の炭化物が破断しき裂が生成する。き裂は柱状晶部へ進展し破断に至る。水素中では、アルゴン中と同様に偏析部の炭

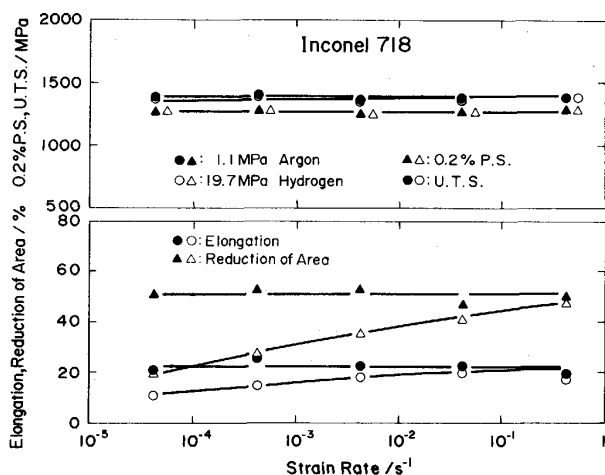


Fig. 4. Effect of strain rate on tensile properties of Inconel 718 in 1.1 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen at room temperature.

化物が破断しき裂が生成するが、き裂の成長が水素によって助長されるため、き裂が生成すると急速に進展して破断に至る。Photo. 2 に室温の 1.1 MPa のアルゴン中(a)および 19.7 MPa の水素中(b)で破断した試験片の走査電子顕微鏡 (SEM) による破断の起点近傍の 2 次電子像による破面を示す。アルゴン中・水素中共に炭化物 (矢印) を起点にしてき裂が生成している。この炭化物の近傍において、アルゴン中では凹凸が大きくなっているが、水素中では小さくなっている。DOLLAR ら<sup>28)</sup>による Ni 基単結晶超合金の水素脆化の研究によれば、水素によるき裂は  $\gamma'$  と  $\gamma'$  の間の  $\gamma$  を進展するのを TEM によって観察している。従って、MarM247 LCDS においても水素中では同様に  $\gamma'$  間の  $\gamma$  を進展し、そのため平滑な破面になっているものと考えられる。

## (2) Inconel 718

Inconel 718 は International Nickel Co., Inc. によって 1960 年に開発された鍛造可能な Ni 基超合金で、常温より 973 K の温度範囲において良好な強度と延性をもつ合金である<sup>29)</sup>。また、鉄鋼材料のように、熱処理によって金属組織を広く調節することができる特徴がある。この材料の熱処理としては、1 次の熱処理で溶体化処理を行うと同時に炭化物および  $\delta$  相の析出を調節し、2 次の熱処理で  $\gamma'$  相および  $\gamma''$  相の析出を調節する<sup>29)~31)</sup>。 $\delta$  相は粒界や粒内ウィッドマンステッテン状に析出し、強度は増加するが延性が低下し、水素脆化が大きくなるので<sup>5)8)9)23)</sup>、水素脆化の恐れが大きいエンジン部品には、少なくとも  $\delta$  相が析出しない温度での溶体化処理を実施している。

Inconel 718 の室温の 1.1 MPa のアルゴン中および

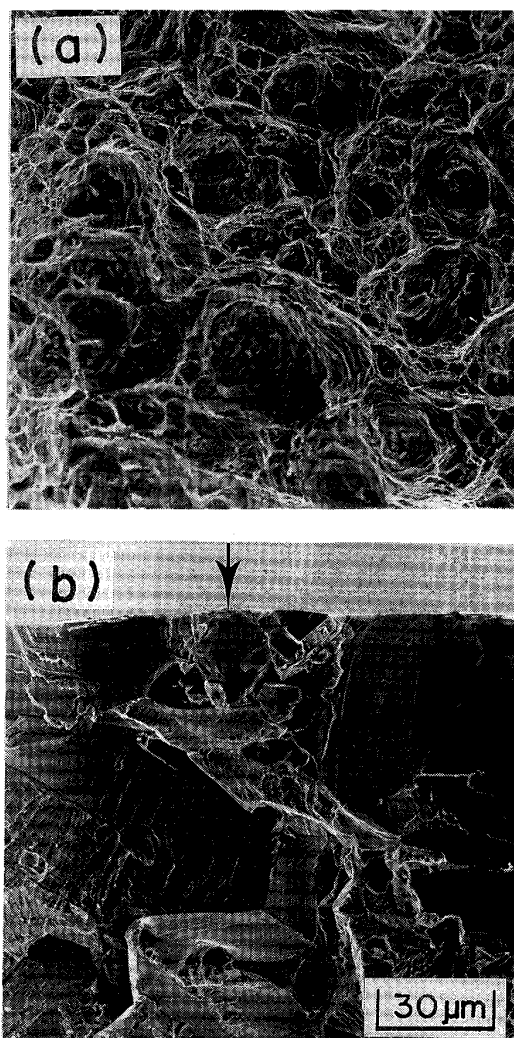


Photo. 3. Tensile fracture surfaces of Inconel 718 in 1.1 MPa argon (a) and 19.7 MPa hydrogen (b) at room temperature (Arrow shows a carbide).

19.7 MPa の水素中における引張性質に及ぼす歪み速度の影響を Fig. 4 に示す。アルゴン中では、耐力・最大引張強さおよび伸び・絞り歪み速度に依存せずほぼ一定である。水素中の耐力はアルゴン中の値と差異はないが、最大引張強さおよび伸び・絞りは歪み速度の増加と共に増加しアルゴン中の値に近づいている。しかし、歪み速度  $4.2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  においては水素の影響は非常に小さくなっている。従って、Inconel 718 に較べて、MarM247 LCDS の方がより高い歪み速度域まで、水素の影響が認められる。

Inconel 718 のアルゴン中での破断は次のように生じた。応力が弾性限を超えると、偏析部の炭化物が破断しき裂が生成する。き裂はマトリックスへ進展するが、やがて停止し、塑性変形の進行につれてくびれが生じ、ディンプル破断に至る。水素中では、アルゴン中と同様

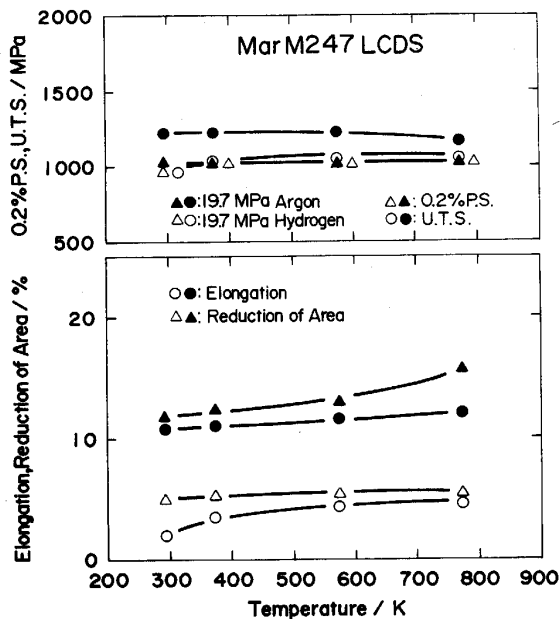


Fig. 5. Effect of temperature on tensile properties of MarM 247 LCDS (//) in 19.7 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen.

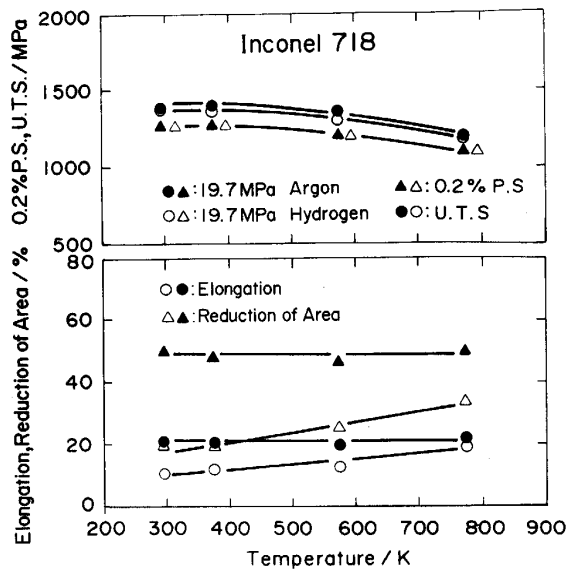


Fig. 6. Effect of temperature on tensile properties of Inconel 718 in 19.7 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen.

に炭化物が破断しき裂が生成するが、き裂は粒界に進展しながら破断に至る。Photo. 3 に室温の 1.1 MPa のアルゴン中 (a) および 19.7 MPa の水素中 (b) で破断した試験片の SEM の 2 次電子像による破面を示す。アルゴン中ではディンプル破断であるのに対して、水素中では塊状の炭化物 (矢印) を起点にした粒界破断になっている。

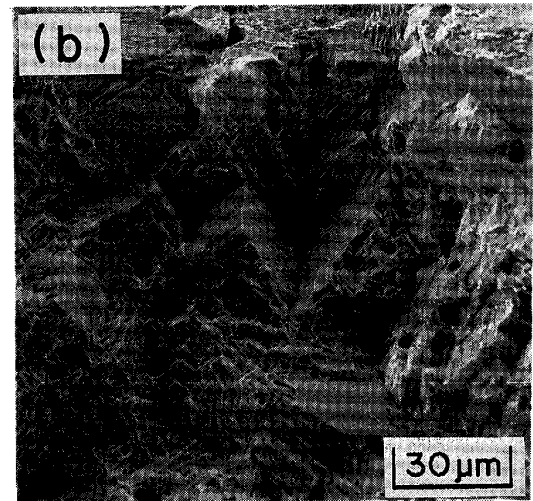
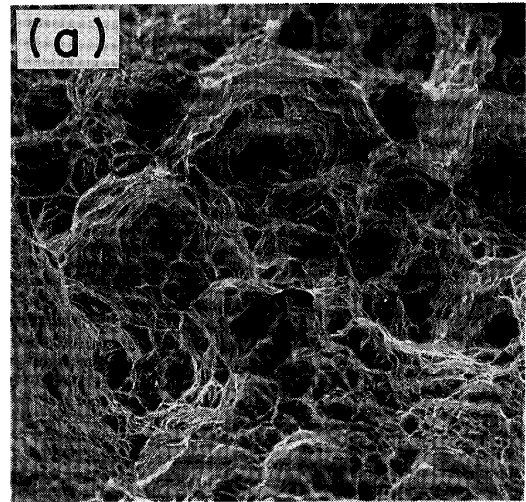


Photo. 4. Tensile fracture surfaces of Inconel 718 in 19.7 MPa argon (a) and 19.7 MPa hydrogen (b) at 573 K.

### 3.2 高温における水素環境脆化

#### (1) MarM 247 LCDS

MarM 247 LCDS (//) の 19.7 MPa のアルゴン中および 19.7 MPa の水素中における引張性質に及ぼす温度の影響を Fig. 5 に示す。アルゴン中においては、温度の増加と共に、耐力はほぼ一定であるが、最大引張強さはわずかに低下するのに対して、伸び・絞りが増加する。一方、水素中においては、温度の増加と共に、耐力は増加するが、373 K 以上でアルゴン中の値と差異はなくなる。最大引張強さおよび伸びは増加するが、絞りはほとんど変わらない。このため、水素中とアルゴン中の引張性質の相対比をとると、温度の増加と共に、耐力・最大引張強さおよび伸びに及ぼす水素の影響は小さくなるが、絞りには大きくなる。この材料においては、温度が 773 K という高い温度においても、依然として脆化が大

きい。なお、いずれの破断モードにも大きな温度依存性は認められなかった。

## (2) Inconel 718

Inconel 718 の 19.7 MPa のアルゴン中および 19.7 MPa の水素中における引張性質に及ぼす温度の影響を Fig. 6 に示す。アルゴン中においては、温度の増加と共に、耐力・最大引張強さは低下するが、伸び・絞りとはほとんど変わらない。一方、水素中においては、温度の増加と共に、耐力・最大引張強さは低下するが、伸び・絞りは増加する。このため、耐力に及ぼす水素の影響はないが、温度の増加と共に、最大引張強さ、伸び・絞りに及ぼす水素の影響は小さくなる。この材料においても、温度が 773 K という高い温度においても、依然として水素の影響が認められる。引張性質に及ぼす水素の影響は、Inconel 718 に較べて MarM 247 LCDS の方が大きい。

アルゴン中の破断モードは温度によらずディンプル破断であったが、水素中の破断は温度に依存して、373 K 以下では粒界破面と擬へき開破面が、573 K ではステップ状破面と擬へき開破面が、773 K では擬へき開破面が主に認められた。Photo. 4 に Inconel 718 の 573 K における 19.7 MPa のアルゴン中 (a) および 19.7 MPa の水素中 (b) の破面を示す。Photo. 3 に較べると、アルゴン中のディンプル径には温度依存性は小さい。水素中では特徴的なステップ状破面が観察される。

一般に引張性質に及ぼす水素の影響は絞りに最も大きく現れるので<sup>32)</sup>、これらの材料の絞りに及ぼす水素の影響を詳細に調べるために、水素中の絞り ( $\phi_{H_2}$ ) をアルゴン中の絞り ( $\phi_{Ar}$ ) で除して相対絞り ( $\phi_{H_2}/\phi_{Ar}$ ) とし、Fig. 7 に示した。相対絞りが大きいと水素の影響が小さい。例えば、相対絞りが 1 では水素とアルゴンの差異はなく、水素の影響がないことを示す。逆に相対

絞りが小さいと水素の影響が大きいことを意味する。MarM 247 LCDS では、温度の増加と共に、相対絞りはゆるやかに低下し、773 K においても依然小さく、水素の影響が大きい。Inconel 718 では、温度の増加と共に、相対絞りは増加し、水素の影響が小さくなっている。

以上述べたように、これらの材料は室温から高温までの広い温度範囲にわたって水素脆化を示すことが明らかになった。これらの材料がエンジンの部品として使用される環境や機械的条件を更に勘案して、水素によるき裂の生成を極力抑制するために許容応力等の設計条件の制限並びに表面保護皮膜による被覆等の各種対策を施して実用に供している。

## 4. 鉄鋼材料の高温における水素環境脆化

このように、MarM 247 LCDS や Inconel 718 のような Ni 基超合金は高温でも依然として高い水素脆化を示すことが明らかになった。従来水素脆化の研究は鉄鋼材料が中心で、水素脆化は 173~373 K の温度範囲で脆化しやすいといわれていた<sup>32)</sup>。上記の結果は、Ni 基超合金では鉄鋼材料のこの上限温度を超えて水素脆化が生じることになる。

このため、従来の水素脆化の上限温度を再検討するために、鉄鋼材料のうち水素脆化感受性の大きな材料として、18 Ni マルエージング鋼, SNCM 439, Fe-30 mass% Cr 合金 (30 Cr 鋼), SUS 304 について、室温より 773 K の温度範囲で、上記 Ni 基超合金の試験と同じ環境条件である 19.7 MPa のアルゴン中および 19.7 MPa の水素中で、上記試験と同じ試験条件で引張試験を行い、高温における水素脆化挙動を水素侵食とは区別して検討した。供試材として、18 Ni マルエージング鋼では 1 093 K より焼入れ後 763 K で時効したもの、30 Cr 鋼では

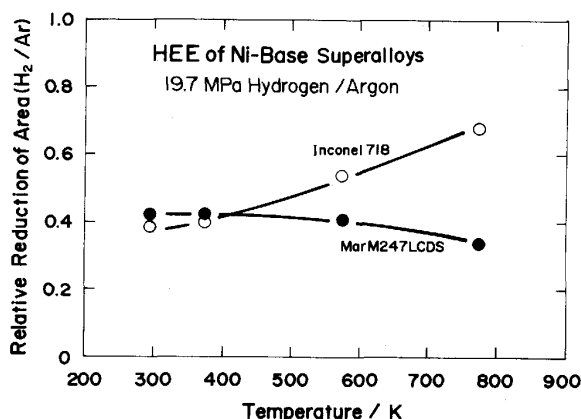


Fig. 7. Effect of temperature on hydrogen environment embrittlement of Ni-base superalloys in 19.7 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen.

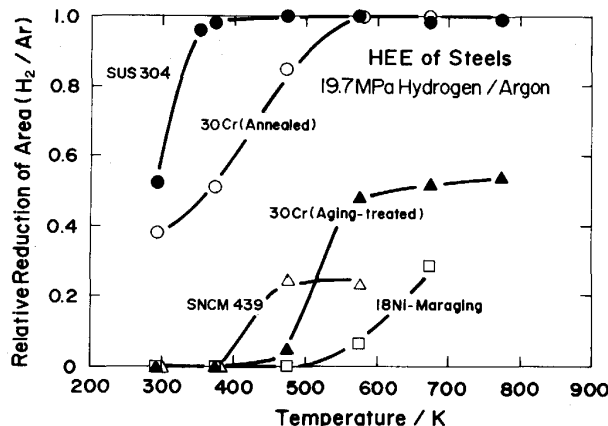


Fig. 8. Effect of temperature on hydrogen environment embrittlement of steels in 19.7 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen.

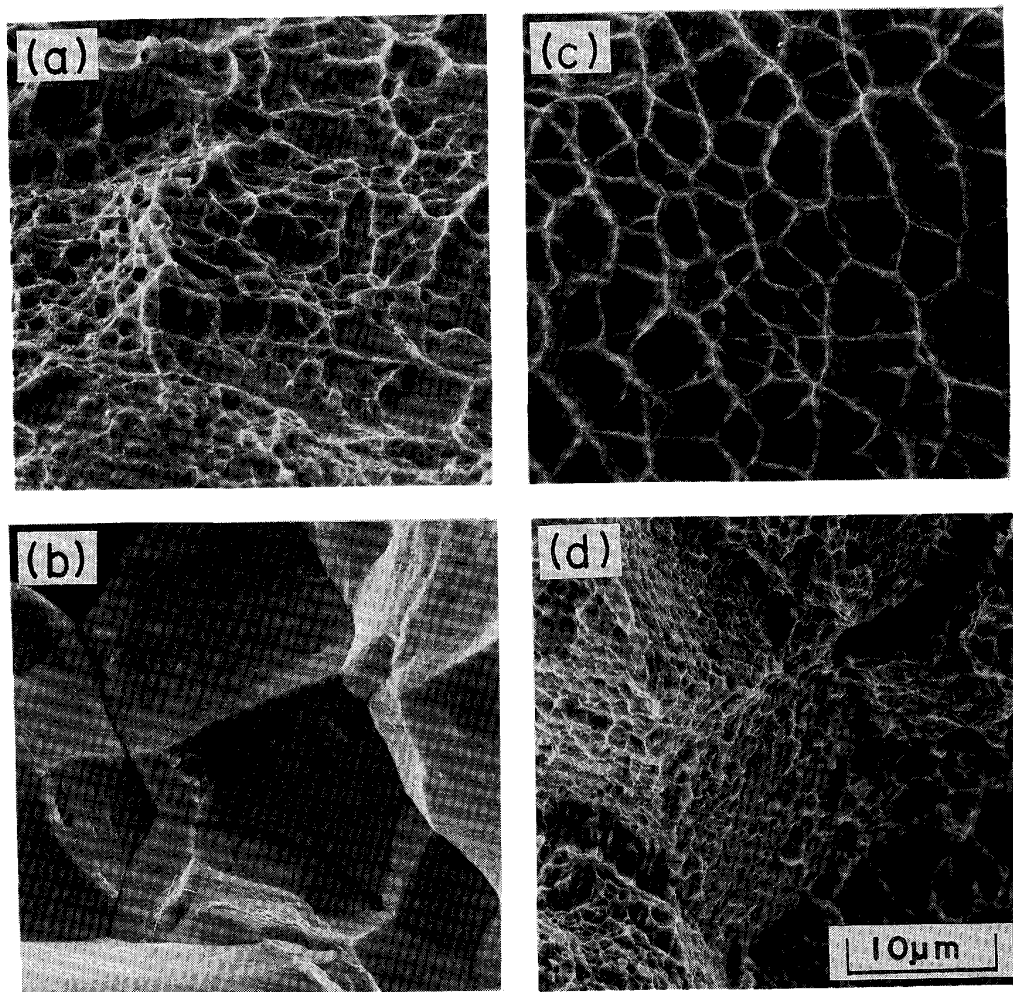
1223 K で焼なましたもの（焼鈍材）と焼鈍材を 748 K で時効したもの（時効材）を、SNCM 439 では 1123 K より焼き入れたままのものを、SUS 304 では 1373 K で溶体化したものをおのおの用いた。Fig. 8 に鉄鋼材料の 19.7 MPa のアルゴン中および 19.7 MPa の水素中における相対絞りに及ぼす温度の影響を示す。これらの鋼の水素環境脆化は次のように考えられる。

準安定オーステナイト系 SUS 304 では、歪みを受けるとオーステナイト相が相変態を起こしてマルテンサイト相を生成し、その相が主たる要因で水素脆化を示すことで、多くの研究が行われてきた<sup>33)34)</sup>。この鋼は、293 K では相対絞りは 0.52 と小さいが、温度の増加と共に急速に水素脆化は小さくなり、既成の概念のように 373 K で水素環境脆化はほとんどなくなっている。この鋼では、その温度以上になると歪み誘起マルテンサイトは生成しない<sup>35)</sup>ので、水素脆化は生じないと考えられる。

この結果は高温高压水素添加法による野村らの結果<sup>36)</sup>と一致する。

高クロムフェライト相である 30 Cr 鋼（焼鈍材）においては、373 K では相対絞りは 0.51 と依然小さいが、温度の増加と共に水素脆化は小さくなり、573 K でほとんど脆化はなくなっている。しかし、この鋼を 748 K で長時間時効すると、スピノーダル分解が生じて微細な変調組織となり、硬化する<sup>37)</sup>。スピノーダル分解した高クロムフェライト相が著しい水素脆化を示すことは著者らの一部が既に見いだしている<sup>38)39)</sup>。図より、スピノーダル分解したこの鋼では、473 K までは水素脆化が著しく、相対絞りが 0 に近いが、温度の上昇と共に水素脆化は小さくなるものの、773 K でも相対絞りは 0.54 程度で、水素環境脆化が大きい。

マルテンサイト相である SNCM 439 は水素脆化の著しい材料として多くの研究が行われてきた<sup>40)41)</sup>。この



Room temperature : (a) argon, (b) hydrogen 573 K : (c) argon, (d) hydrogen  
Photo. 5. Tensile fracture surfaces of 18Ni-maraging steel in 19.7 MPa argon and 19.7 MPa hydrogen at room temperature and 573 K.



鋼は、373 K までは水素脆化が著しく、相対絞りが 0 であるが、温度の上昇と共に水素脆化は小さくなるものの、573 K でも相対絞りは 0.23 であり、水素環境脆化は非常に大きい。673 K では水素侵食が生じ相対絞りは更に低下するが、ここでは水素環境脆化を検討しているので、その挙動は省略する。

マルテンサイト相に金属間化合物を微細に析出させた組織をもつマルエージング鋼は、水素脆化の著しい材料として多くの研究が行われてきた<sup>42)</sup>。この鋼は、573 K までは水素脆化が著しく、相対絞りが 0 に近いが、温度の上昇と共に水素脆化は小さくなるものの、673 K では相対絞りが 0.28 であり、水素環境脆化は非常に大きい。

なお、SEM による破面観察の結果、以上の鋼の高温水素環境脆化による破断モードは室温におけるものと基本的に同様であり、温度の上昇と共に脆化が回復するにつれて、アルゴン中におけるモードに近づくことが認められた。例えば、18 Ni マルエージング鋼の破断モードは、水素中では粒界破断が 573 K 以下で支配的であった。また、373 K 以上では微小析出物の界面に沿う破面も観察された。アルゴン中では 673 K までディンプル破断であった。Photo. 5 にこの鋼の 293 K における 19.7 MPa のアルゴン中 (a) および 19.7 MPa の水素中 (b) の破面および 573 K における 19.7 MPa のアルゴン中 (c) および 19.7 MPa の水素中 (d) の破面を示す。アルゴン中ではいずれもディンプル破面であるが、ディンプル径は温度の増加と共に大きくなっている。水素中では 473 K 以下で (b) に示すような形状のシャープな粒界破面が観察されるが、573 K では (d) に示すようなディンプルの伴った粒界破面が観察された。

このように鉄鋼材料の水素脆化の上限温度は、鋼種に依存して従来の概念よりもっと高い温度であることが明らかになった。Ni 基超合金や鉄鋼材料の水素脆化は、これらの材料の金属組織に深く依存し、金属組織が複雑なものほど、水素脆化そのものが大きい上に、より高温まで水素脆化が現れている。これは高温においても金属組織の界面構造に依然として水素が作用し、き裂の生成・成長を助長しているものと考えられる。

## 5. お わ り に

H-II ロケットに用いられる LE-7 エンジンの構成材料である Ni 基超合金のうち一方向凝固 MarM 247 LCDS および Inconel 718 を中心に室温および高温における水素脆化挙動について述べた。また、この研究の結果から、鉄鋼材料の高温における水素脆化挙動も再検討し、従来考えられている温度域よりもっと高い温度まで

水素脆化が生じることについても述べた。

Ni 基超合金は高温強度や耐酸化性に優れている信頼性の高い材料である。そのため、ジェットエンジン、ロケットエンジン、ガスタービン、原子力用機器等の材料として今後とも工業的に広く使用されることが予想される。

また、水素エネルギーも、地球環境の見地から、これからのいっそうの利用が期待されているエネルギーの一つである。将来開発が期待される水素燃焼タービン<sup>43)</sup>のように、その利用は更に高温、高压化が考えられ、それを支える材料の耐熱性、軽量化が求められる。それには既に完成された従来の材料ではなかなか対応が困難であり、これからは新素材の中から利用されていくことが期待される。新素材の水素脆化はほとんど明らかでないが、この材料には界面構造が複雑な組織をもったものが多いので、更にいっそうの研究が必要である上に、既成の概念にとらわれない新しい考えも必要になろう。

## 文 献

- 1) 宇宙開発委員会：宇宙開発計画 (1991)
- 2) T. GODAI: 36th Congress of the International Astronautical Federation, Stockholm, Sweden (1985), Ref. No. IAF-85-124
- 3) H. AOKI, Y. YAMADA and K. KAMIJO: 36th Congress of the International Astronautical Federation, Stockholm, Sweden (1985), Ref. No. IAF 85-162
- 4) Y. YAMADA and E. SOGAMI: PISSTA' 87 (1987), p. 628
- 5) 中国工業技術試験所、宇宙開発事業団：共同研究報告書“ロケット材料の水素脆性に関する研究”，MRP 88-57 (1987) [宇宙開発事業団]
- 6) R. J. WALTER, H. G. HAYES and W. T. CHANDLER: NASA CR-118917 (1971)
- 7) V. FRICK, G. R. JANSER and J. A. BROWN: Space Shuttle Materials (1971) [SAMPE]
- 8) J. A. HARRIS, Jr. and M. C. VANWANDERHAM: NASA CR-124394 (1973)
- 9) R. J. WALTER and W. T. CHANDLER: NASA CR-12441 (1973)
- 10) W. T. CHANDLER and R. J. WALTER: Hydrogen Econ. Miami Energy Conf. (1975), p. 1057
- 11) R. J. WALTER and W. T. CHANDLER: Environmental Degradation of Engineering Materials (1977), p. 513 [Virginia Polytechnic Institute]
- 12) W. T. CHANDLER: Recent Advances in Structures for Hypersonic Flight, NASA Conf. Pub. 2065, Part I (1978), p. 195
- 13) W. T. CHANDLER, R. J. WALTER, C. E. MOELLER and H. W. CARPENTER: Plating and Surface Finishing, 65 (1978) 5, p. 63
- 14) W. T. CHANDLER: Advanced Earth-to-Orbit Propulsion Technology Conf., Huntsville, U. S. A. (1986)
- 15) 宇宙開発事業団内部資料
- 16) 宇宙開発ハンドブック (科学技術庁研究開発局監修) (1987), p. 502 [経団連宇宙開発推進会議] (注：原典より液水ロケットのみを抽出したものである)
- 17) 福山誠司、横川清志、山田良雄：第 193 回日本材料学会

- 疲労部門委員会資料 (1988), p. 14
- 18) 福山誠司, 横川清志, 荒木道郎, 小鍵幸雄, 青木 宏, 山田良雄: 材料, **38** (1989), p. 539
- 19) 横川清志, 山田良雄: 第 33 回宇宙科学技術連合講演会 (1989), p. 718
- 20) 福山誠司, 横川清志, 荒木道郎, 小鍵幸雄, 山田良雄: 材料, **40** (1991), p. 736
- 21) S. FUKUYAMA, K. YOKOGAWA, Y. YAMADA and I. IIDA: Proc. Inter. Symp. Ultra-high Temperature Materials, NEDO, Ube, Jpn. (1991), p. 123
- 22) 福山誠司, 横川清志, 山田良雄, 飯田 雅: 日本金属学会第 108 回講演大会講演概要 (1991), p. 279
- 23) 福山誠司, 横川清志, 山田良雄, 飯田 雅: 日本材料学会第 53 回フラクトグラフィ部門委員会資料 (1991)
- 24) R. F. DECKER: 4th Int. Symp. Superalloys, AIME (1980), p. 2
- 25) K. HARRIS and R. E. SCHWER: AVS 6th Int. Vacuum Metallurgical Conf., AVS (1979), pps. 7
- 26) K. HARRIS, G. L. ERICKSON and R. E. SCHWER: 5th Int. Symp. Superalloys, AIME (1984), p. 221
- 27) G. L. ERICKSON, K. HARRIS and R. E. SCHWER: ORNL/AIME Superalloys Conf., AIME, U. S. A. (1984)
- 28) M. DOLLAR and I. M. BIRNSTEIN: Acta Metall., **36** (1988), p. 2369
- 29) H. L. EISELSTEIN: ASTM STP 369 (1965), p. 62 [ASTM]
- 30) D. R. MUZYKA: ASTM STP 672 (1979), p. 526 [ASTM]
- 31) Y. HAN, P. DEB and C. CHATURVEDI: Met. Sci., **16** (1982), p. 555
- 32) 大谷南海男: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 304
- 33) 野村茂雄, 長谷川正義: 日本金属学会会報, **15** (1976), p. 563
- 34) C. L. BRIANT: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 181
- 35) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 54 [日刊工業新聞社]
- 36) 野村茂雄: 早稲田大学学位論文 (1977)
- 37) 宮崎 亨, 中垣正敏, 矢島悦次郎: 日本金属学会誌, **38** (1974), p. 70
- 38) 福山誠司, 横川清志, 工藤清勝, 大谷南海男: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 1193
- 39) 横川清志, 福山誠司, 工藤清勝: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 901
- 40) A. R. TROIANO: Trans. ASM, **52** (1960), p. 54
- 41) S. FUKUYAMA, K. YOKOGAWA and M. ARAKI: Proc. 6th International Conference of Pressure Vessel Technology, Beijing, China, Vol. 2 (1988), p. 1181
- 42) 添野 浩: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 928
- 43) 赤井 誠: 高圧ガス, **28** (1991), p. 7