カソード分極に伴うパラジウム薄膜の水素吸収と 水素の拡散係数[†]

羽 木 秀 樹*

Hydrogen Absorption into Palladium Films by Cathodic Polarization and Diffusion Coefficient of Hydrogen

by

Hideki HAGI*

The concentration and diffusion coefficient of hydrogen in palladium films coated on iron have been measured by an electrochemical method. Palladium films were deposited by RF sputtering. In the cases of film thickness of 0.05~1.36 μm and specimen thickness of 0.1~0.8 mm, most of hydrogen absorbed in the specimen were dissolved in the palladium film, and hydrogen permeation through the specimens with thin film layers was governed by permeation through iron. The solubility of hydrogen in the film was nearly equal to that in an annealed bulk specimen of palladium. The diffusion coefficient of hydrogen was $4.3 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{sec}$ in the film of α -phase at 298 K, which was about 2 orders of magnitude lower than that in the bulk specimen.

Key words : Hydrogen, Diffusion coefficient, Palladium, Film, Iron, Solubility, Electrochemical permeation method, Interface

1 緒 言

パラジウム・バルク中の水素の拡散係数と固溶度、パラジウム・バルク-水素系の状態図は多くの研究者によって報告されており、比較的一致した結果が得られている。^{1)~9)} またパラジウム・バルク中の水素の挙動は格子欠陥の影響を受けることが知られており、格子欠陥の存在によって水素の拡散速度が小さくなる。⁷⁾ パラジウム中の水素の挙動についてはこのように多くの報告があるが、最近低温核融合現象に関連して、電気化学的方法によってパラジウム中に導入された水素同位体の挙動が再び注目されている。

格子欠陥による水素の拡散速度の減少が、鉄鋼中の水素の挙動と同様に格子欠陥による水素のトラップ効果に依るものであれば、格子欠陥の密度が大きな材料ほど固溶水素濃度が大きくなり、低温核融合に有利な材料と言える。

一般的に薄膜はバルクと異なり、非晶質または微細結晶から成るとともに、空けき、空孔、転位などの格子欠陥を多く含むことが多い。¹²⁾ すなわち水素に対するトラップサイトを多く含むことが予想されるとともに、薄膜中の水素の挙動は従来多く報告されて来たバルクでのそれと異なるものと思われる。

そこで本研究では、RF スパッタ法で鉄表面上に作

製したパラジウム薄膜をカソード分極した場合にその薄膜中に吸収される水素濃度と、薄膜中とバルク中での水素の拡散係数を測定し、従来報告されているバルクでの結果と比較、検討することにした。

2 試料および実験方法

2・1 試料

市販の電解鉄を再溶解して作製した純鉄を、冷間圧延→エメリー研磨→化学研磨後→1173 K, 10.8 ksec 真空焼なまし→炉冷した。その鉄表面上に RF スパッタ装置を用いてパラジウムを析出させた。パラジウム薄膜作製の際の基板(純鉄)温度は 573 K, 供給電圧は 130 W, アルゴンガス圧は 6.7 Pa とし、処理時間によって膜厚を変えた。ターゲットのパラジウムは、市販の純パラジウム(純度 99.98 mass %)である。純鉄の両側表面ともにパラジウム薄膜で被覆したが、片側(A面とする)の薄膜の厚さは 0.22~1.36 μm と変化させ、他方(B面とする)の薄膜の厚さは 0.05 μm 一定とした。パラジウム/純鉄/パラジウムの3層構造の試料の厚さは 0.1~0.8 mm とした。薄膜(パラジウム)の厚さはその試料厚さに比べてかなり小さく、試料厚さはほぼ鉄下地の厚さに相当する。薄膜の厚さは触針式膜厚測定器で測定した。このような3層構造の試料を“パラジウム被覆試料”と呼ぶ。

[†] 原稿受理 平成元年4月24日 Received Apr. 24, 1989

* 正会員 九州大学工学部(現在 福井工業大学) 福岡市東区箱崎, Faculty of Engineering, Kyushu University, Hakozaki, Higashi-ku, Fukuoka

パラジウム被覆試料の X 線回折を行ない、パラジウム薄膜はバルクと同じ fcc の結晶構造を持つことを確認した。膜厚が小さな場合には、酸性溶液中への浸漬によって試料表面に赤錆の発生が認められたので、その薄膜には何らかの穴状の欠陥があるものと思われる。

パラジウム・バルク試料としては、薄膜作製の際に用いた市販の純パラジウムを約 0.3 mm に圧延した後、1173 K で 10.8 ksec 真空焼なまししたものを用いた。

2・2 パラジウム被覆試料への水素の導入

カソード電解法によってパラジウム被覆試料の片面または両面から水素を導入した。片面 (A 面) からのみ水素を導入する場合には、他方 (B 面) の試料表面の電極電位を水素が遅滞なくイオン化する値 (0 V (本論文での電位はすべて銀-塩化銀電極基準である)) に保持した。これは、従来多く行なわれている電気化学的水素透過実験^{13),14)}の条件に相当する。

電解液には 0.2 kmol/m³ NaOH 水溶液を用い、その温度は 298 K とした。

2・3 水素吸収量の測定

パラジウム被覆試料を適当な電極電位でカソード分極した後、その電位を水素がイオン化する貴な電位 (0 V) にまで急変させると、試料中の水素は試料表面から放出されることになり、その放出速度が水素原子のイオン化電流 (アノード電流) として測定できる。そこでそのアノード電流を時間積分することにより、パラジウム被覆試料中の水素量を求めた。水素量は電解時間とともに増加して、飽和値に達した。本実験では、その飽和値を水素吸収量とした。

3 実験結果および考察

3・1 パラジウム被覆試料中の水素濃度分布

パラジウム被覆試料において測定される水素吸収量は、両側表面のパラジウム薄膜と鉄中の水素量の和であり、パラジウム薄膜中の水素濃度を知るためには試料中の水素濃度の分布を明らかにする必要がある。そこで試料への水素の導入方法と水素吸収量との関係から、水素濃度の分布を調べることにした。

Fig. 1 は、A, B 両面を長時間カソード分極して水素を導入した場合 (以下では両側水素導入と呼ぶ)、すなわち平衡状態での試料中の水素濃度の分布 (Fig. 1(a)) と、A 面のみから水素導入した場合 (片側水素導入と呼ぶ) における定常透過状態での試料中の水素濃度の分布 (Fig. 1(b)) とを模式的に表わす。ここで、

$$C_{2,0} = C_{2,1} = C_{2,4} = C_{2,5} \quad (1)$$

$$C_{2,2} = C_{2,3} \quad (2)$$

である。

電極電位 (ここで水素導入の際の電位を E_c と記述する) を一定として水素量が飽和になるまで、すなわ

Fig. 1. Schematic representation of the concentration profile of hydrogen dissolved in the specimens polarized cathodically. Hydrogen is charged from two sides (a) and one side (b) of the specimens.

ち試料中の水素濃度の分布が Fig. 1(a) の状態になるまで両側水素導入した後、A, B 両面の電位を同時に水素がイオン化する電位に急変させて、水素放出速度の時間変化 (水素放出曲線) を測定した (Fig. 2(a)). なお水素は試料の両面から放出されたが、Fig. 2(a) はその片側 (A 面) での実験結果である。一方、片側水素導入で定常透過状態になった後に水素導入側の A 面の電位を水素がイオン化する電位に急変させて、A 面での水素放出曲線を測定した一例を Fig. 2(b) に示す。水素放出速度は電位急変直後に最大となり、その後減少する。このような水素放出曲線から水素吸収量を求めるためには、水素放出速度を積分する時間範囲を決める必要がある。そこで本実験では、電位急変時から水素放出速度が最大値の 1/100 になる時間までの水素放出速度を積分して水素吸収量とした。

両側水素導入と片側水素導入で水素を吸収させた種々の板厚 (L) の試料における水素吸収量の E_c 依存性を、Fig. 3 に示す。この水素吸収量は、試料の両面で測定された水素量の和である。水素吸収量の L

Fig. 2. Time dependence of liberation rate of hydrogen (anodic current density) at the side A of the specimens in the cases of two sides charge (a) and one side charge (b).

Fig. 3. Effect of charging potential E_c on hydrogen content in the specimens and hydrogen concentration in palladium films in the case of two sides charge (a) and one side charge (b).

Fig. 4. Relation between hydrogen content and thickness of palladium film (L_{Pd}).

依存性は認められないことから、検出された水素の大部分はパラジウム薄膜中の水素であることがわかる。

A面のパラジウム薄膜の厚さ (L_{Pd}) を変化させて、片側水素導入の場合の水素吸収量の E_c 依存性を測定した。Fig. 4に示すように、水素吸収量は L_{Pd} にほぼ比例する。この実験結果は、その薄膜中の水素の濃度勾配が小さいこと、すなわち Fig. 1(b)において、

$$C_{1,0} = C_{1,1} \quad (3)$$

であることを示す。

前述のようにパラジウム被覆層には穴状の欠陥があるが、ここではその欠陥が少なく、薄膜とバルクの密度は変わらないものと仮定して、両側水素導入の場合には両側の薄膜の厚さと水素吸収量から、片側水素導入の場合にはA面のみの薄膜の厚さと水素吸収量から、薄膜中の水素濃度 (H atom/Pd atom) を算出

した (Fig. 3(a), (b)), E_c が同じであれば、両側水素導入と片側水素導入とで薄膜中の水素濃度は変わらないこと、すなわち Fig. 1において、

$$C_{1,0} = C_{2,0} (= C_{1,1} = C_{2,1}) \quad (4)$$

であることがわかる。

3・2 パラジウム薄膜中の水素濃度

Fig. 3に示したように、 $E_c = -0.9 \sim -0.8$ Vにおけるパラジウム薄膜中の水素濃度 (H atom/Pd atom) は $10^{-3} \sim 10^{-1}$ であり、 E_c が -0.9 V よりも卑になると水素濃度は急増してほぼ1になる。

従来報告されているパラジウム・バルク-水素系の状態図^{2),6)}によれば、298 Kにおける水素の固溶限は0.02 H atom/Pd atomであり、0.6 H atom/Pd atom以上の水素濃度で水素化物 (β 相) 単相となる。これらの水素濃度と Fig. 3の実験結果からすれば、 -0.9 V よりも卑な E_c で水素を導入したパラジウム薄膜には、水素化物が形成されており、それよりも貴な E_c では固溶体 (α 相) であると推測される。

本実験で用いた電解液 (pH 13) 中での水素の平衡電位は -0.99 Vであり、その電位でのパラジウム薄膜中の水素濃度、いわゆる固溶度 (1.0×10^5 Pa (=1 atm) の水素ガスと平衡する固溶水素濃度) を、Fig. 3から求めると、0.6 H atom/Pd atomとなる。これまでに報告されている298 Kにおけるパラジウム・バルクでの固溶度は、0.7 H atom/Pd atomである^{1),6)}ので、水素の固溶度はバルクと薄膜とであまり変わらないことがわかる。

極めて卑な E_c になると、パラジウム薄膜中の水素濃度は1よりもわずかに大きくなる。前述のように本実験では水素吸収量の測定にあたって、水素放出速度の積分時間を有限とし、薄膜中の穴状の欠陥の存在を無視した。これらの条件 (仮定) によって試料中の全水素量よりも水素吸収量の測定値の方が小さくなる可能性はあるが、大きくなる原因にはならない。また β 水素化物中での水素の侵入位置がパラジウム原子の結晶格子中の8面体位置であるならば、すべての8面体位置に水素が存在する状態に対応する水素濃度1が β 水素化物の最大水素濃度である。これらのことからすれば、極めて卑な E_c で水素を導入したパラジウム薄膜においては、 β 相と異なり、水素濃度が1よりも大きな水素化物の形成が暗示される。

3・3 水素導入側界面直下の鉄中の水素濃度とパラジウム/鉄界面での水素の濃度比

$L_{Pd} = 0.225 \mu\text{m}$ とした板厚 $L = 0.12 \sim 0.73$ mm のパラジウム被覆試料を用いて水素透過実験 (片側水素導入) を行ない、定常透過速度 $J(\infty)$ を求めた。Fig. 5に示すように、 $J(\infty)$ と L の逆数との間には原点を通る直線関係が認められる。この実験条件の場合には、

Fig. 5. Relation between steady-state permeation rate of hydrogen ($J(\infty)$) and reciprocal thickness of specimens (L^{-1}).

パラジウム被覆試料中の水素透過は鉄中の水素透過にほぼ支配され、次式が成り立っていることがわかる。

$$J(\infty) = D_{H,Fe}(C_{1,2} - C_{1,3})/L \quad (5)$$

ここで $D_{H,Fe}$ は鉄中の水素の拡散係数であり、その値は次式で与えられる。

$$D_{H,Fe} = 9 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{sec} \quad (298 \text{ K}) \quad (6)$$

A面にパラジウムを被覆しない場合にも $J(\infty)$ と L の逆数との間には同様の比例関係が認められる。¹⁶⁾ 水素透過実験での境界条件として従来知られているように、

Fig. 6. Effect of charging potential E_c on the concentration of hydrogen dissolved in iron at the interface $C_{1,2}$ (a), and the ratio of the hydrogen concentration in iron $C_{1,2}$ to that in palladium $C_{1,1}$ at the interface (b) in the specimens of various thicknesses (L).

この実験結果は B 面のパラジウム薄膜中と B 面側界面直下の鉄中の水素濃度がほぼ 0 であることを示す。¹⁴⁾

$$C_{1,3} = 0 \quad (7)$$

$$C_{1,4} = C_{1,5} = 0 \quad (8)$$

$J(\infty)$ の測定値と式 (6), (7) を式 (5) に代入することによって、 $C_{1,2}$ すなわち A 面側 (水素導入側) 界面直下の鉄中の水素濃度の E_c 依存性を求めた (Fig. 6(a)).

水素の平衡電位での $C_{1,2}$ を Fig. 6(a) の実験結果から求めると、 3×10^{-8} H atom/Fe atom となる。従来報告されている 298 K における鉄中の水素の固溶度は、 4.0×10^{-8} H atom/Fe atom であるので、本実験での測定値とほぼ一致する。

定常透過状態における A 面側パラジウム/鉄界面直下のそれぞれの相中の水素濃度、すなわち Fig. 1(b) における $C_{1,1}$ と $C_{1,2}$ の E_c 依存性 (Fig. 3(a), (b) と Fig. 6(a)) から、これらの濃度比 ($C_{1,2}/C_{1,1}$) を算出した (Fig. 6(b)). この濃度比は E_c によって複雑に変化するが、オーダー的には $10^{-8} \sim 10^{-7}$ (H atom/Fe atom)/(H atom/Pd atom) となる。

3・4 薄膜中とバルク中の水素の拡散係数

パラジウム薄膜中の水素濃度は E_c に依存し、卑な E_c の場合には水素化物が形成される。Fig. 3 の実験結果から外挿して、 α 相単相となるのは、 $E_c > -0.9$ V と推測される。水素化物中の水素濃度は大きいので、その中での水素の拡散係数は水素濃度に依存し、その値を求めることは困難であると予想される。そこで本研究では、 α 相中での拡散係数を求めることを試みた。

前述のようにパラジウム薄膜中の水素濃度に比べて鉄中の水素濃度は無視できる。またパラジウム (バルク) の電位をステップ的に変化させると、その表面の固溶水素濃度がほぼステップ的に変化することが知られているので、本実験でのパラジウム薄膜でもバルクでのその境界条件が成り立つものと仮定する。

平衡水素濃度分布状態 (Fig. 1(a)) になった後、試料表面の水素濃度 $C_{2,0}$ をステップ的に 0 にした場合の水素放出曲線 (水素放出速度 I_h の時間 t 依存性) を、それらの条件のもとで理論的に求めた：

$$I_h = \frac{C_{2,0}^* D_{H,Pd}}{L_{Pd}^2} \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left(\frac{-(2n+1)^2 \pi^2 D_{H,Pd} t}{4 L_{Pd}^2}\right) \quad (9)$$

ここで、 $C_{2,0}^*$ は $t=0$ での $C_{2,0}$ の水素濃度、 $D_{H,Pd}$ はパラジウム中の水素の拡散係数である。 t が大きくなると、式 (9) は次式で近似できる。

$$I_h = \frac{C_{2,0}^* D_{H,Pd}}{L_{Pd}^2} \exp\left(\frac{-\pi^2 D_{H,Pd} t}{4 L_{Pd}^2}\right) \quad (10)$$

すなわち $\log I_h$ と t の関係が直線となり、その傾き $(-\log e) \pi^2 D_{H,Pd} / 4 L_{Pd}^2$ から $D_{H,Pd}$ が算出できる。またこの式はバルク試料での $D_{H,Pd}$ の測定にも応用でき

Fig. 7. Time dependence of anodic current density nearly corresponding to hydrogen liberation rate I_H from palladium film and bulk.

る。

α 相单相となると $E_c = -0.8$ V で両面水素導入後、両面の電位を同時に水素がイオン化する貴な電位 (0 V) にまで急変させて、パラジウム被覆試料とバルク試料の片側表面での水素放出曲線を測定した (Fig. 7)。0 V での反応は水素の関与する反応だけではないので、 t が極めて大きくなると I_H はほぼ一定値になるが、適当な t の領域では I_H の対数と t の間に直線関係が成り立つ。その直線の傾きから $D_{H,Pd}$ を算出した。

パラジウム薄膜：

$$D_{H,Pd} = 4.3 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{sec} \quad (11)$$

パラジウム・バルク：

$$D_{H,Pd} = 3.8 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{sec} \quad (12)$$

バルクでの $D_{H,Pd}$ は従来の測定値^(6),9) (約 $4 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{sec}$) とよく一致し、前述の測定法の妥当性が確認できる。またバルク中に比べて薄膜中の $D_{H,Pd}$ は約 2 けた小さい。

このようにパラジウム薄膜とバルクとで水素の拡散係数が大きく異なる現象は、薄膜中における多量の格子欠陥の存在に起因するものと推測される⁷⁾。そこで、格子欠陥によって水素の拡散係数が減少する現象としてよく知られている鉄における格子欠陥のトラップ現象⁶⁾と比較する。鉄中の水素拡散におけるトラップ効果は、格子欠陥近傍の安定位置のポテンシャルエネルギーが他の安定位置のそれよりも小さいために、格子欠陥近傍の水素濃度が大きくなるとともに、拡散の活性化エネルギーが大きくなるために、拡散係数が小さくなる

現象として理解されている^{14),15)}。パラジウム試料の場合には、前述のように薄膜とバルクとで水素の固溶度 (水素濃度) は変わらずに、拡散係数のみが小さくなり、鉄での変化と異なる。つまり鉄とパラジウムとは、格子欠陥の存在による水素のポテンシャルエネルギーの変化が異なることが示唆され、パラジウム中の格子欠陥近傍の水素の安定位置のポテンシャルエネルギーは他の安定位置のそれと変わらない (すなわち水素の溶解エンタルピーは薄膜とバルクとで変わらない) が、拡散の活性化エネルギーは増加すると考えれば、実験結果を定性的に説明できる。しかし、現在のところパラジウム薄膜とバルクとでの水素の拡散係数の相違を定量的に議論できない。パラジウム薄膜の組織、格子欠陥の種類と密度、水素の拡散係数と固溶度の温度依存性についての詳細な研究が今後必要である。

4 結 論

パラジウム薄膜中とパラジウム・バルク中での水素の挙動の相違について調べるために、RF スパッタ法によってパラジウム薄膜を被覆したパラジウム/鉄/パラジウムの 3 層構造の試料と、パラジウム・バルク試料を用いて、電気化学的方法によって水素吸収量の測定、水素透過実験、水素の拡散係数の測定を行ない、次の結果を得た。

(1) 3 層構造の試料においてパラジウム薄膜の厚さが小さい場合には、その試料中の水素透過は鉄中の水素透過に支配され、定常水素透過状態における水素導入側パラジウム薄膜中の水素の濃度勾配は小さい。また定常水素透過状態におけるパラジウム/鉄界面での水素濃度は、電位によって複雑に変化するが、オーダー的には $10^{-8} \sim 10^{-7}$ (H atom/Fe atom)/(H atom/Pd atom) であった。

(2) そのような 3 層構造の試料中に吸収された水素の大部分は、パラジウム薄膜中に固溶されたものである。

(3) パラジウム薄膜中の水素の固溶度は、バルクでの値とはほぼ同じである。一方、パラジウム薄膜 (α 相) 中の 298 K での水素の拡散係数は $4.3 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{sec}$ であり、バルクでの値よりも約 2 けた小さい。これらの結果は、パラジウム・バルクと薄膜とで水素の溶解エンタルピーは変わらないが、拡散の活性化エネルギーは薄膜の方が大きいことを示唆する。

(4) 極めて卑な電位でパラジウム薄膜に水素を吸収させると、水素吸収量が 1 よりもわずかに大きくなった。この現象は、水素濃度が 1 よりも大きく、 β 相とは異なる水素化合物が形成されるためであろう。

最後に、実験に協力された九州大学工学部 田原晃助手、大学院生 来間清志氏 (現在: NKK)、宮腰寿拓氏、実験の機会を与えて頂いた林 安德教授に謝意

を表する。

参 考 文 献

- 1) M. Hansen, "Constitution of Binary Alloys", p. 790 (1958) McGraw-Hill, N. Y.
- 2) T. B. Flanagan and F. A. Lewis, Trans. Faraday Soc., **55**, 1400 (1959).
- 3) E. Wicke and G. H. Nernst, Ber. Bunsenges. Phys. Chem., **68**, 224 (1964).
- 4) O. D. Gonzalez, Trans. Met. Soc. AIME, **245**, 607 (1969).
- 5) G. L. Holleck, J. Phys. Chem., **74**, 503 (1970).
- 6) J. Völkl and G. Alefeld, "Diffusion in Solids", Ed. by A. S. Nowick and J. J. Burton, p. 231 (1975) Academic Press, N. Y.
- 7) 坂本芳一, 田原成年, 日本金属学会誌, **45**, 1048 (1981).
- 8) K. Kiuchi and R. B. McLellan, Acta Met., **31**, 961 (1983).
- 9) 羽木秀樹, 日本金属学会誌, **53**, 1085 (1989).
- 10) M. Fleischmann and S. Pons, J. Electroanal. Chem., **261**, 301 (1989).
- 11) S. E. Jones, E. P. Palmer, J. B. Czirr, D. L. Decker, G. L. Jensen, J. M. Thorne, S. F. Taylor and J. Rafelski, Nature, **338**, 737 (1989).
- 12) 早川 茂, 和佐清孝, "薄膜化技術", p. 2 (1982) 共立出版
- 13) M. A. V. Devanathan and Z. Stachurski, Proc. Roy. Soc., **A270**, 90 (1962).
- 14) 羽木秀樹, 林 安德, 大谷南海男, 日本金属学会誌, **42**, 801 (1978) ; Trans. JIM, **20**, 349 (1979).
- 15) 羽木秀樹, 林 安德, 日本金属学会誌, **51**, 24 (1987) ; Trans. JIM, **28**, 375 (1987).
- 16) 羽木秀樹, 林 安德, 日本金属学会誌, **51**, 591 (1987) ; Trans. JIM, **29**, 373 (1988).
- 17) R. V. Bucur, Z. Phys. Chem. N.F., **146**, S. 217 (1985).

書 評

"CELLULAR SOLIDS" Structure & Properties

Lorna J. Gibson and Michael F. Ashby (著)

(1988年, Pergamon press 発行, 17 cm×24.6 cm, 357ページ, ソフトカバー \$ 40 ; ハードカバー \$ 95)

間近に迫った21世紀の先端技術に求められる材料特性の中に軽量, 高強度, 高弾性がある。本書は空げき構造材料(発泡材料)の構造と性質について簡明に解説した入門書であって, 新しい工業材料や新素材の開発研究を目指すものにとって適切な教科書ともなろう。

第1章緒論において合成高分子発泡材料や天然の空げき構造材料の具体例をあげて発泡材料あるいは空げき構造材料とは何かを解説し, このような材料の特性と用途について述べている。第2章では種々のハネカム(蜂の巣構造)や泡の基本構造から自然の創造する生物体のそれに至る広範囲の構造についてモデルを設定し, それらの力学的挙動を簡明に解説している。第3章において高分子材料, 金属材料, セラミックス, 複合材料のそれぞれがもつ固有の性質について説明し, これらを素材とする空げき構造材料の設計に役立つよう配慮されている。第4章から第6章には種々の材料の構造と物性にもとづくハネカムや発泡体の力学的挙動と破壊のそれについても多くの図表をもって解説している。第7章から第9章までは, 例えば, 発泡体のエネルギー吸収のメカニズムとそれにもとづく材料設計や発泡材料を用いたサンドイッチパネルの設計等を詳しく紹介している。第10章から第12章では空げき構造材料のオリジナルともいえる天然材料すなわち木材, 骨, コルクについて簡易に記述している。引用文献も多く工学を志す人以外にも興味のもたれる書物であろう。

(京都大学木材研究所 石原 茂久)