- (5) G.Falkenhagen and W.Hofmann: Z.Metallk., **43** (1952), 69.
(6) O.Bauer and W.Tonn: Z.Metallk., **27** (1935), 183.
(7) 加藤正夫, 西川精一: 日本金属学会講演概要, (1957・10月), 75.
(8) 津田尚克: 古河電工時報, **41** (1966), 68.
(9) W.A.Johnson and R.F.Mehl: Trans.AIME, **135** (1939), 416.
(10) M.Avrami: J.Chem.Phys., **7** (1939), 1103.
(11) 大野篤美訳, W.C.Wingard: 金属凝固学概論, 地人書館, (1968), 32.

日本金属学会誌 第 46 巻 第 12 号 (1982) 1193-1199

電解水素添加したフェライト-オーステナイト系 2 相ステンレス鋼の引張性質

福 山 誠 司* 横 川 清 志*
工 藤 清 勝* 大 谷 南海男**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 12 (1982), pp. 1193-1199

Tensile Properties of Hydrogen Charged Ferritic-Austenitic Two-Phase Stainless Steel

Seiji Fukuyama*, Kiyoshi Yokogawa*, Kiyokatsu Kudo*
and Namio Ohtani**

Quenched and aged ferritic-austenitic two-phase stainless steel was cathodically charged with hydrogen, and tensile properties of the steel have been investigated at room temperature. Results obtained are as follows:

(1) Tensile properties of the steel quenched at 1423 K, 1323 K and 1223 K decrease with increasing hydrogen charging time. In a shorter hydrogen charging time, hydrogen-induced cracking occurs from the ferritic phase near the surface or in the matrix, and the crack growth is suppressed by the austenitic phase. For the steel sufficiently charged with hydrogen, the hydrogen-induced transformation occurs in the austenitic phase, so that the transformed austenitic phase no longer suppresses the growth of crack initiated only in the ferritic phase on the surface.

(2) The hydrogen susceptibility of the steel aged at 748 K and 1023 K increases with increasing aging time owing to the phase transformation, and the tensile properties greatly decrease with increasing charging time compared with those of the quenched steel. The aged steel sufficiently charged with hydrogen is observed to fracture without plastic deformation.

(Received July 29, 1982)

I. 緒 言

フェライトとオーステナイト相からなる 2 相ステンレス鋼は高い強度と耐食性をもつ材料として、海洋開発機器や化学プラント材料に用いられており、今後の利用の拡大が期待されている⁽¹⁾⁽²⁾。そのため、この材料について引張試験^{(3)~(8)}、衝撃試験^{(3)~(6)}、疲労試験⁽⁹⁾および応力腐食割れ試験⁽¹⁰⁾など多くの試験が行われ、機械的性質が次第に明らかにされてきている。しかし、水素脆化感受性については、例えば Thompson⁽¹¹⁾が言及しているが、詳しい研

究は殆ど行われていないようである。

本研究では、フェライト相およびオーステナイト相からなる 2 相ステンレス鋼の水素脆化挙動を究明する一助とするために、陰極電解法によって水素を添加して引張試験を行い、引張性質に及ぼす水素と時効の影響を検討した。

II. 実 験 方 法

1. 試料の調整

試料には市販のフェライト-オーステナイト系 2 相ステ

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

** 九州大学工学部鉄鋼冶金学科, 現在: 福井工業大学 (Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka. Present address: Fukui Institute of Technology, Sabae, Fukui)

Table 1 Chemical composition of ferritic-austenitic two-phase stainless steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	W	Al	N
0.012	0.50	0.36	0.029	0.013	22.17	3.99	1.52	0.10	Tr.	Tr.	0.38	0.118

ステンレス鋼を用いた。化学組成を **Table 1** に示す。これを冷間圧延により 0.6 mm 厚の板材とした後、圧延方向を長手方向にもつ、全長 78 mm、ゲージ幅 5 mm、ゲージ長さ 25 mm の平滑試験片に加工した。さらに、水素脆化挙動に及ぼす金属組織のフェライト/オーステナイト比、748 K 時効、および σ 相の影響を調べるために、アルゴンガス (純度 99.99%) 中で以下の熱処理を行った。

まず、フェライト/オーステナイト比を調整するために、次の A から C までの 3 種類の焼入熱処理を行った (以下これらの試料をそれぞれ試料 A, B, C と呼ぶ)。

A: 1423 K, 3.6 ks 保持後水焼入。

B: 1423 K, 3.6 ks 保持後 1323 K まで冷却し 7.2 ks 保持後水焼入。

C: 1423 K, 3.6 ks 保持後 1223 K まで冷却し 14.4 ks 保持後水焼入。

試料 A の光学顕微鏡組織を **Photo. 1 (a)** に示す。エッチングは王水で 15 s 腐食した後、アルカリ性赤血塩溶液⁽¹²⁾ (NaOH 30 g + 赤血塩 30 g + H₂O 60 cm³) 中で 40 s 行った。白い部分がオーステナイト相で他の部分がフェライト相である。A, B, C 各試料中のオーステナイト相の体積率⁽¹³⁾ (オーステナイト量) および平均結晶粒径は、それぞれ A: 19%, 8 μ m, B: 28%, 9 μ m, C: 37%, 10 μ m であった。また、フェライト粒径は A, B, C 各試料とも約 14 μ m であった。

さらに、この材料の機械的性質に及ぼす 748 K 時効および σ 相の影響を調べるために、上記 A, B, C 試料について、それぞれ 748 K で 360 ks 等温時効後急冷、および σ

相を析出する 1023 K で 260 ks 等温時効後水焼入の熱処理を行った。Photo. 1 (b) に 1023 K で 260 ks 等温時効した試料 A の光学顕微鏡組織を示す。エッチングは前記のアルカリ性赤血塩溶液を用いた。黒く腐食された部分が σ 相、白い部分がオーステナイト相、残りの灰色の部分がフェライト相である。

金属組織を調整した試料はサンドブラストによって酸化物皮膜を除去し、エメリー紙で研磨後、60% HClO₄ 8.3 cm³ と氷酢酸 95 cm³ を混合した電解液を用いて、定電圧 25 V で電解研磨を施し、次の陰極電解水素添加を行った。

2. 陰極電解水素添加および引張試験

焼入および時効処理によって金属組織を調整した試料に陰極電解法により水素添加を行った。すなわち電解液として、0.5 kmol/m³ H₂SO₄ + 5 g/m³ As₂O₃ を用い、白金を対極として、電流密度 (i_c) 1 kA/m² とした。試料の水素吸収量はグリセリン置換法を用いて測定した。抽出温度は 300 K で、水素吸収による試料の相変態は X 線回折法 (Co 対陰極, 40 kV, 100 mA, グラファイトモノクロメーター使用) で検討した。

水素添加した試料は、インストロン型試験機を用いて室温 (300 K) で引張試験を行った。水素添加前後の試料 A の引張性質に及ぼす歪速度の影響を **Fig. 1** に示す。最大引張強さは水素添加前の試料では $6.67 \times 10^{-6} \sim 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の範囲で歪速度に関係なくほぼ一定であるが、水素添加後の試料では歪速度の低下と共にわずかに低下する。また、水素添加前に較べると、水素添加後の試料の最大引張強さは水素添加時間の増加と共にわずかながら低下する。一方、伸びは水素添加前の試料では歪速度に関係なくほぼ一

Photo. 1 Cross sectional microstructures of the specimen A ((a) quenched, (b) aged at 1023 K for 260 ks).

Fig. 1 Effect of strain rate on tensile properties of the specimen A quenched followed by hydrogen charging.

定であるが、3.6 ks 水素添加した試料では歪速度の低下と共に大きく低下し、歪速度が $3.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 以下になると再び増加の傾向を示す。また、57.6 ks 水素添加した試料は全体として 3.6 ks 水素添加した試料と同様な傾向を示すが、伸びの歪速度依存性は小さく、歪速度が $3.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 以下ではほぼ一定となる。以上の結果から、これ以後の引張試験は伸びの最小となる歪速度 $3.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ で行った。

また破断した試料について走査電子顕微鏡による破面観察を行った。

III. 実験結果および考察

1. 引張性質に及ぼすオーステナイト量の影響

試料Aの最大引張強さ、0.2% 耐力、伸びおよび吸収水素量に及ぼす水素添加時間の影響を Fig. 2 に示す。最大引張強さは水素添加時間の増加と共にわずかに低下し、0.2% 耐力は逆に増加する。これに対して、伸びは水素添加により大きく低下し、100 ks では約3% となる。一方、吸収水素量は水素添加時間が 1 ks 近傍から急増し 57.6 ks で最大となり、それ以後減少した。この吸収水素量と引張性質との間には、相関関係は認められず、詳細の関係については今後の検討にまたなければならないが、吸収水素量が水素添加時間の増加と共に最大値を示す挙動はフェライト鋼における挙動⁽¹⁵⁾と類似している。

一般に、フェライト-オーステナイト系2相ステンレス鋼中のオーステナイト相は歪誘起変態を起こす温度が低く、少なくとも 273 K 以上では起こさないとされている⁽¹⁶⁾。本研究でも、水素添加前の試料では引張試験前後における、X線回折法によるフェライトとオーステナイト相の回折線の相対強度比には差異が認められないので、引張に伴う歪誘起変態は起こらないものと考えられる。しかし、水素添加後の試料では、57.6 ks 以上水素添加を行うと水素添加直後に新たなピークが $2\theta = 0.934 \text{ rad}$ 付近に生じ、このピークは室温下で時間の経過と共に ϵ 相と考えら

Fig.2 Effect of hydrogen charging time on tensile properties and hydrogen content of the quenched specimen A.

れる $2\theta = 0.951 \text{ rad}$ へ移行することが認められた。これは、オーステナイト系ステンレス鋼が水素添加によって水素吸蔵に起因する ϵ_{H} 相を生成し、室温時効の進行に伴って水素を放出して ϵ_{H} 相は α 相と ϵ 相へ移行すること^{(17)~(20)}を勘案すると、2相ステンレス鋼においても、オーステナイト系ステンレス鋼の場合と同様に、オーステナイト相が水素添加によって ϵ_{H} 相を生成し、これが ϵ 相へと移行する変態を起こすものと考えられる。

水素添加後の試料Aの最大引張強さおよび伸びに及ぼすオーステナイト量の影響を Fig. 3 に示す。水素添加時間は 0.6 ks, 3.6 ks および 360 ks とした。最大引張強さはオーステナイト量の増加と共にゆるやかに低下する。また、一定オーステナイト量と比較すると、最大引張強さは水素添加時間の増加と共にわずかに低下する。水素添加前および水素添加時間 0.6 ks および 3.6 ks の試料では伸びはオーステナイト量の増加と共に増加する。しかし、水素添加時間 360 ks では、伸びはオーステナイト量に依存せずほぼ一定となる。また、一定オーステナイト量では、伸びは水素添加時間の増加と共に低下する。

破面観察によれば、水素添加前ではフェライトおよびオーステナイト相とも全面ディンプル破面を呈していた。

Photo. 2(a)に水素添加前の試料Cの破面を示す。オーステナイト相の識別のために 5.3% H_2SO_4 水溶液⁽⁸⁾を用いてエッチングした同一試料の同一視野の組織を Photo. 2(b)にあわせて示す。著しく溶解した部分がフェライト相(α)で、軽くエッチされた部分がオーステナイト相(γ)である。

水素添加後の試料のき裂の起点は、水素添加時間 57.6 ks までは試料表面近傍のフェライト結晶粒および内部の

Fig.3 Effect of austenite content on tensile properties of the ferritic-austenitic two-phase stainless steel quenched followed by hydrogen charging.

Photo.2 Dimple rupture of the quenched specimen C ((a) before etching, (b) after etching).

Photo.3 Fracture initiated at the ferritic phase on the surface of the specimen A quenched followed by hydrogen charging for 10.8 ks.

フェライト結晶粒内の介在物にあることが認められた。水素添加時間が 57.6 ks を越えると、き裂の起点はほとんどすべて表面近傍のフェライト粒となった。10.8 ks 水素添加した試料 A の表面近傍を起点とするき裂の破面を **Photo.3** に示す。き裂は左側試料表面から内部右側へ伝播している。フェライト相は擬へき開破面を、オーステナイトは脆性的な破面を呈している。早川らのフェライトステンレス鋼用のエッチング液⁽²¹⁾を用いてエッチしたところ、フェライト相の擬へき開破面は高压水素ガス中で水素脆化した破面⁽²²⁾と同様に {110} 面であることが認められた。また、一部の擬へき開破面には、水素脆化特有の細いストライエーション状模様が観察された。表面近傍で形成されたき裂が内部へ伝播するにつれて、フェライト相はへき開破面へ移行するが、オーステナイト相は、表面近傍では脆性的な破面を呈し、内部では延性的な破面を呈した。さらに、試料中心部ではフェライト相およびオーステナイト相

Photo.4 Fracture initiated at the inclusion in the matrix of the specimen A quenched followed by hydrogen charging for 10.8 ks.

Photo.5 Intergranular fracture of the specimen A quenched followed by hydrogen charging for 360 ks.

ともにディンプル破面が観察された。

Photo.4 に 10.8 ks 水素添加した試料 A の介在物を起点とするき裂の破面を示す。フェライト相にある介在物を起点として、き裂が発生し、寺崎ら⁽²³⁾のフェライトステンレス鋼の水素脆化破面と同様、介在物付近では擬へき開破面を呈し、き裂の伝播と共にへき開破面へと移行しているのが認められる。き裂の起点近傍のオーステナイト相は特定の形状をもたない脆性的な破面を呈している。

水素添加時間が 360 ks になると破面形態は粒界破面となった。**Photo.5** に 360 ks 水素添加した試料 A の破面を示す。フェライト相もオーステナイト相ともに粒界破面になっている。

以上の結果から、水素添加時間が短いうちは、脆化は主として水素脆化感受性の大きいフェライト相で起こり、き裂を発生させるが、この時、オーステナイト相内部はまだ

延性を保っていて、き裂の伝播に対して抑制作用をもつものと考えられる。このため、伸びはオーステナイト量の増加と共に増加するものと考えられる。しかし、水素添加時間が長くなるとオーステナイト相も変態を起こし、脆化はフェライト相のみならず、オーステナイト相にまでおよび、オーステナイト相はもはやき裂伝播に対する抑制作用を失い、伸びもオーステナイト量に依存しなくなるものと考えられる。

2. 引張性質に及ぼす 748 K 時効の影響

748 K で 360 ks 等温時効した試料 A の最大引張強さ、0.2% 耐力、伸びおよび吸収水素量に及ぼす水素添加時間の影響を Fig. 4 に示す。最大引張強さおよび 0.2% 耐力は水素添加時間の増加と共に、はじめはゆるやかに、約 1 ks 以後は大きく低下する。一方、伸びは水素添加前の 16% から水素添加時間の増加と共に急激に低下し、7.2 ks 以後はほとんど塑性伸びを示さなくなる。これを Fig. 2 に示した時効前の試料の引張性質に及ぼす水素添加時間の影響に較べると、著しく引張性質が低下している。また、吸収水素量は水素添加時間の増加と共に増加し、57.6 ks で最大となるが、時効前の試料に較べて同一水素添加時間における吸収水素量が大きくなっている。

時効後の試料の最大引張強さおよび伸びに及ぼすオーステナイト量および水素添加の影響を Fig. 5 に示す。水素添加時間は 0.6 ks、3.6 ks および 360 ks とした。水素添加前の試料では、オーステナイト量の増加と共に最大引張強さは低下し、伸びは増加する。しかし、水素添加後の試料では、最大引張強さは低下すると共にオーステナイト量の依存性は小さくなり、水素添加時間 3.6 ks ではオーステナイト量にほぼ無関係となり、さらに、360 ks になると逆にオーステナイト量の増加と共に増加した。また、伸びは水素添加に伴って大幅に低下し、水素添加時間 360 ks では、いずれの試料もほとんど塑性伸びを示さなくなった。

破面観察によれば、水素添加前の試料では、オーステナイト相は延性的なディンプルおよびティアリッジ破面であ

Fig. 4 Effect of hydrogen charging time on tensile properties and hydrogen content of the specimen A isothermally aged at 748 K for 360 ks.

Fig. 5 Effect of initial austenite content on tensile properties of hydrogen charged ferritic-austenitic two-phase stainless steel isothermally aged at 748 K for 360 ks.

るのに対して、フェライト相はディンプルおよびへき開破面で、しかも、オーステナイト量の低下と共にへき開破面が増加することが観察された。

水素添加後の試料では、き裂のほとんどが表面近傍のフェライト粒を起点として起こる。Photo. 6 は 748 K で 360 ks 等温時効後、7.2 ks 水素添加して塑性伸びを示さなかった試料 A の破面を示す、き裂は写真左の試料表面を起点にしており、き裂の起点近傍ではフェライト相は擬へき開破面を呈し、内部へ入ると直ちにへき開破面へ移行している。フェライト相のへき開破面には、トレース(←印)が観察され、エッチングの結果トレースの方位は $\langle 100 \rangle$ であることが認められた。一方、オーステナイト相はき裂の起点近傍では特定の形状をもたない脆性的な破面を呈しているが、試料内部では延性的な破面が観察された。水素添加時間 360 ks の試料では、焼入した試料と同様、フェライト相およびオーステナイト相ともに粒界破面が観察された。

フェライトとオーステナイト相からなる 2 相ステンレス鋼は 748 K 時効によってフェライト相のへき開破断が起こり易くなる⁽⁸⁾⁽¹⁴⁾。時効前の試料では、10.8 ks 水素添加を行ったものでも試料中心部は依然として延性的なディンプル破面であるのに対して、時効した試料では、水素添加前でもフェライト相の一部にへき開破面が観察され、さらに 10.8 ks 水素添加を行ったものでは、フェライト相は試料中心部まで全面へき開破面を呈する。従って、748 K 時効材が時効前の試料に較べて著しい脆化を示すのは、時効によってフェライト相がへき開破断を起こし易くなったことに

Photo.6 Fracture surface of the specimen A aged at 748 K for 360 ks followed by hydrogen charging for 7.2 ks. (Arrows show $\langle 100 \rangle$ directions on ferritic phase.)

加えて水素によるき裂の切欠き感受性が高まり、引張変形に伴ってき裂が形成されると、直ちにへき開破断を起こすことによると考えられる。

3. 引張性質に及ぼす 1023 K 時効の影響

1023 K で 260 ks 等温時効した試料 A の最大引張強さ、0.2% 耐力、伸びおよび吸収水素量に及ぼす水素添加時間の影響を Fig.6 に示す。最大引張強さおよび 0.2% 耐力は水素添加時間の増加と共にほぼ直線的に低下する。一方、伸びは水素添加時間の増加と共に低下し、7.2 ks 以後ほとんど塑性伸びを示さなくなる。吸収水素量は水素添加時間の増加と共に増加し、18.8 ks で最大となり以後減少する。時効前の試料および 748 K 時効した試料に較べて、1023 K で時効した試料では、吸収水素量は短時間に最大に達す

Fig.6 Effect of hydrogen charging time on tensile properties and hydrogen content of the specimen A isothermally aged at 1023 K for 260 ks.

る。しかし、同一水素添加時間における吸収水素量は最も小さい。

破面観察によれば、水素添加前と水素添加後の試料との破面の差異は小さく、いずれも細かい脆性的な破面形態が認められた。1023 K で 260 ks 等温時効後、360 ks 水素添加した試料 A の破面を Photo.7(a) に示す。σ 相を識別のために、エッチングを行った同一試料の同一視野の組織を Photo.7(b) にあわせて示す。小さい粒がオーステナイト相 (γ)、著しく溶解した部分が σ 相 (σ)、残りの部分がフェライト相 (α) である。フェライト相はへき開破面を呈しているが、オーステナイト相は延性的な破面を呈しており、フェライト相にはき裂が認められる。このき裂は、水素添加前の試料にも認められた。Photo.8 はその一例で 1023 K で 260 ks 等温時効後の試料 A の破面を示す。フェライト相中に大きなき裂が認められる。

フェライトとオーステナイト相からなる 2 相ステンレス鋼は、1023 K で時効すれば $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ という粒界反応型変

Photo.7 Fracture surface of the specimen A aged at 1023 K for 260 ks followed by hydrogen charging for 360 ks ((a) before etching, (b) after etching).

Photo.8 Fracture surface of the specimen A aged at 1023 K for 260 ks.

態を起こす⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾。生成した σ 相は非常に脆く、変形を受けると、 σ 相を起点とするき裂を生じて伸びが急激に減少する⁽²⁴⁾。また、高 Cr フェライト鋼においては、き裂が発生するとその切欠き効果によりへき開破断を起し易くなる⁽²³⁾。本研究でも、1023 K で時効した試料では水素添加前でも伸びが急激に減少した。しかも、破面観察から試料内部に σ 相が起点とみなされる多数のき裂が観察され、そのき裂から進展したと思われるフェライト相のへき開破面が認められた。水素添加を行うと、 σ 相を起点とするき裂の切欠き感受性が水素によってさらに高まり、ほとんど塑性伸びを示さずにへき開破断を起こすものと考えられる。そのため、水素添加前に較べて、水素添加した試料の引張性質は大きく低下するものの、破面形態には大きな差異が観察されないものと推察される。

IV. 結 言

陰極電解法により水素添加した、フェライトおよびオーステナイト相からなる 2 相ステンレス鋼について、室温における引張試験を行い、次の結論を得た。

(1) 焼入材においては、水素添加時間の増加と共に引張性質は低下した。水素添加時間の短いうちは、脆化はフェライト相で起こり、オーステナイト相は延性的であるが、水素添加時間が長くなると、フェライト相のみならずオーステナイト相まで脆化を示した。

(2) 748 K 時効材および 1023 K 時効材では、時効組織の水素脆化感受性が著しくなると、水素添加時間の増加と共に塑性伸びを示さなくなり、焼入材と較べて、引張性質は大きく低下した。

おわりに、本研究に関して有益なご助言をいただいた、九州大学工学部 林 安徳助教授および羽木秀樹助手に感謝致します。

文 献

- (1) 原田憲二：防食技術，**26**(1977)，721.
- (2) 小若正倫：日本金属学会会報，**17**(1978)，657.
- (3) R.C.Gibson, H.W.Hayden and J.H.Brophy : Trans. ASM, **61**(1968)，85.
- (4) H.W.Hayden and S.Floreen : Trans. ASM, **61**(1968)，474.
- (5) S.Floreen and H.W.Hayden : Trans. ASM, **61**(1968)，489.
- (6) 星野明彦，中野恵司，金尾正雄：鉄と鋼，**65**(1979)，70.
- (7) 田村今男，友田 陽，山岡幸男，金谷三郎，小沢正俊，赤尾 明：鉄と鋼，**59**(1973)，454.
- (8) 萩山博之，佃 等，曾山義朗，田村今男：材料，**27**(1978)，735.
- (9) 萩山博之，佃 等，曾山義朗，田村今男：材料，**28**(1979)，312.
- (10) 滝沢貴久男，志水康彦，米田英作，庄司戈止，田村今男：鉄と鋼，**65**(1979)，617.
- (11) A.W.Thompson : Metal Progr., **110**(1976)，July，30.
- (12) Günter Petzow 著，松村源太郎訳：金属エッチング技術，アグネ，(1977)，71.
- (13) 佐久間健人，西沢泰二：日本金属学会会報，**10**(1971)，279.
- (14) 田村今男，磯山勝行，牧 正志，藤原正二：日本金属学会誌，**40**(1976)，353.
- (15) 羽木秀樹，林 安徳，大谷南海男：日本金属学会誌，**44**(1980)，1440.
- (16) 中村正久，若狭邦男：鉄と鋼，**61**(1975)，2067.
- (17) M.L.Holzworth and M.R.Louthan, Jr. : Corrosion, **24**(1968)，110.
- (18) 大谷南海男，浅野 滋，藤嶋芳雄，山崎義和：日本金属学会誌，**37**(1973)，746.
- (19) 蒲地一義，峠 睦：防食技術，**24**(1975)，641.
- (20) 蒲地一義，峠 睦：日本金属学会誌，**40**(1976)，821.
- (21) 早川 浩，今村 淳：日本金属学会会報，**18**(1979)，282.
- (22) 横川清志，福山誠司，工藤清勝：日本金属学会誌，**44**(1980)，870.
- (23) 寺崎富久長：材料，**29**(1980)，634.
- (24) 前原泰裕，小池正夫，藤野允克，邦武立郎：鉄と鋼，**67**(1981)，577.