タフトライド防止処理鋼の機械的性質と疲労強度*

江 上 登** 加賀谷 忠治*** 石 塚 鎮 夫**
大 西 欣 一** 加 藤 政 則***

Mechanical Properties and Fatigue Strength of Steel Protected from Tufftriding by Inorganic Coating

by

Noboru EGAMI

(Faculty of Science and Technology, Meijyo University, Nagoya)

Chuji KAGAYA

(Chubu Institute of Technology, Kasugai)

Shizuo ISHIZUKA, Kinichi ONISHI

(Faculty of Science and Technology, Meijyo University, Nagoya)

and Masanori KATO

(Chubu Institute of Technology, Kasugai)

The purpose of this research was to study the fatigue strength and mechanical properties of anti-tufftrided steel. The non-tufftrided, tufftrided and anti-tufftrided specimens of SS 41 and SM 50 A were used and their hardness, tensile strength and fatigue limit were measured. The relation between the tensile load on spot welded cross joints and the tufftriding time was investigated and the fracture surfaces were observed by scanning electron micrographs in order to study the effects of inorganic coating of the anti-tufftrided specimens.

The results obtained are summarized as follows.

The differences in microstructures, hardness, tensile strength and compressive residual stress were obviously recognized between the tufftrided and anti-tufftrided specimens. But the fatigue limits of both specimens were approximately the same. It is note-worthy that the anti-tufftrided mechanical parts maintains the mechanical properties similar to those of the non-tufftrided one and retains the fatigue strength equal to that of the tufftrided one. Against tensile load on spot welded cross joints, the tufftrided specimen markedly reduced its strength compared with the non-tufftrided specimen, but this strength reduction was not so much on the anti-tufftrided specimen. The effect of anti-tufftriding coating was confirmed also by the results of fractographical observation.

(Received Oct. 1, 1981)

キー・ワード：タフトライド防止剤，タフトライド防止処理鋼，引張強度，疲労強度，スポット溶接強度

1 緒 言

タフトライド処理鋼の強度に関する研究は、寺沢^{1)~6)} および中村らの系統的研究をはじめ、田中⁷⁾、大内田⁸⁾、中村⁹⁾、中村¹⁰⁾、中村¹¹⁾、中村¹²⁾らおよび今井らなどによってなされ、疲労強度の強化機構をはじめとするタフトライド処理鋼の諸特性が明

らかにされている。

上述のうち今井¹²⁾らは、タフトライド処理鋼は処理条件に依存して著しい表面ぜい化が生ずることを指摘している。すなわち、タフトライド処理された極薄板状引張試験片の引張強さは、処理時間の増加とともにいったん増加するが、さらに処理時間を増加させると、引張強さ、伸びともに低下し、試験片のじん性の劣化現象が起ることを明らかにしている。したがって、表面層が著しくぜい化された機械要素に、さらに溶接などの2次加工を行った場合の引張強度は、窒化層などの影響を受けて低下することが考えられる。

* 本報を「無機質コーティング剤の各種表面熱処理への応用」に関する研究（第3報）（Study on Application of Inorganic Coating to Various Surface Heat Treatments, III）とする。

原稿受理 昭和56年10月1日

** 正 会 員 名城大学工学部 名古屋市天白区天白町八事裏山

*** 正 会 員 中部工業大学 春日井市松本町

一方、大内田らは¹¹⁾タフトライド処理した焼ばめ軸の疲労強度に及ぼす寸法効果、タフトライド処理後の軸表面の研削の影響について実験を行い、疲労強度の増大の要因について検討している。これによれば、タフトライド処理による疲労強度は、表面の化合物層を除去してもほとんど変化しないことを明らかにし、化合物層直下の窒素が過飽和に固溶した拡散層の存在が疲労強度に大きく貢献していることを示している。

筆者らのうち3名は前報で、各種材料に無機質系コーティング剤を塗布してタフトライド防止処理を行い、組織、硬度、押曲げおよび塗膜厚さの影響などから、コーティング剤のタフトライド防止に関する有効性を検討した。その結果、タフトライド防止処理鋼表面に生成される化合物層は、タフトライド処理鋼と比較して抑制され、今井らの指摘する表面ぜい化をかなり防止してじん性を保持することができた。さらに、岡崎ら¹⁵⁾、寺沢ら⁵⁾および大内田らが指摘した疲労強度の強化機構をもつ拡散層の存在が、わずかではあるが確認できた。

本報は、タフトライド防止処理鋼の諸特性を明らかにするために、無処理、タフトライド処理およびタフトライド防止処理した SS41 および SM50A 材の組織、硬度および引張強度を検討した。ついで、切欠き底近傍の表面ぜい化を抑制する目的で、部分的にタフトライド防止処理した試験片を用いて疲労試験を行い、タフトライド防止材と無処理およびタフトライド処理材の疲労強度を比較検討した。さらに、タフトライド処理およびタフトライド防止処理された SM50A 材にスポット溶接を行い、タフトライド処理時間と十字形引張強度との関係を明らかにし、あわせて、SEM による破面観察を行った。

2 実験方法

実験に使用した材料は、SS41 および SM50A の2種類である。その化学成分を Table I に示した。

Table I. Chemical composition of materials. (wt.%)

Materials	C	Si	Mn	P	S
SM50A	0.12	0.34	1.30	0.018	0.018
(Fatigue) SS41	0.10	0.20	0.72	0.021	0.015
(Tension) SS41	0.18	0.25	0.46	0.029	0.038

試験片は引張、疲労およびスポット溶接継手の十字形引張試験用を用意した。試験片形状寸法は、疲労試験用試験片 (Fig. 1) を除き、JIS 規格 (引張; Z 2201 4号, 十字形; Z 3137) を適用した。なお、無処理、タフトライド処理およびタフトライド防止処理試験片を以後それぞれ無処理材、処理材および防止材と呼ぶことにする。

Fig. 1. Shape and dimension of specimen (for fatigue test).

タフトライド処理条件は、塩浴温度 570℃、塩浴処理時間 30, 60, 90, 120 および 180 min の5種類とし、塩浴処理後水中冷却した。ただし、疲労試験用試験片の処理時間は 90 min 1種類である。タフトライド防止処理は、前報¹³⁾¹⁴⁾と同一の無機質系コーティング剤を用いて行った。コーティング剤の塗膜厚さは約 300 μm である。

スポット溶接は加圧式プレス形を用い、Table II に示す条件で行った。

Table II. Spot welding condition.

Welding current	(A)	11 100
Welding pressure	(MPa)	49.0
Welding time	(cycle)	
Squeeze		23
Turn on electricity		90
Retention		10
Free		8

実験に使用した試験機は、T_{OM} 型万能試験機および 4.9N-m 共振型疲労試験機である。

3 実験結果および考察

3・1 組織および硬度分布

タフトライド処理鋼の窒化層における窒素および炭素固溶量は、処理温度および処理時間、供試材料の炭素含有量に依存する。¹²⁾そこで、処理材および防止材に焼もどし処理 (300℃) を行い、タフトライド処理による組織変化の状態を調べた。

Fig. 2 に SM50A 試験片の光学顕微鏡組織を示した。

Fig. 2. Microstructures of SM50A specimen (tufftriding time 90 min).

図中(a)は無処理材、(b)および(c)は処理時間 90 min でタフトライド処理後、焼もどしを行った防止材および

処理材の焼もどし組織である。処理材の表面層には、約 $8\mu\text{m}$ の化合物層が生成され、その直下から約 $180\mu\text{m}$ にわたって、針状窒化物が析出し、窒素が過飽和に固溶した拡散層が認められた。一方、防止材は約 $2\mu\text{m}$ の化合物層が生成されているが、処理材のそれに比較して激減している。拡散層は、この程度の倍率の光学顕微鏡では確認できなかった。ただし、材料によ¹³⁾って拡散層の生成を確認できることがある。

Fig. 3 に、SM50A 処理材および防止材の深さ方向

Fig. 3. Hardness distribution of tufftrided and anti-tufftrided specimens.

Fig. 4. Relation between thickness of compound layer and diffusion layer with tufftriding time in tufftrided and anti-tufftrided specimens.

Fig. 5. Relation between surface hardness and tufftriding time for tufftrided and anti-tufftrided specimens.

硬度分布を示した。図中(a)は処理材、(b)は防止材である。それぞれの硬度は、表面で最大値を示し、深さ方向の距離の増加とともに減少し、処理材で $450\sim 600\mu\text{m}$ 、防止材で $250\sim 400\mu\text{m}$ の位置において供試材硬度 H_{V0} ; 150 に収束する傾向が認められた。

つぎに、SM50A 処理材および防止材の化合物層と処理時間、拡散層と処理時間の関係を Fig. 4 (a)および(b)に、表面硬度と処理時間の関係を Fig. 5 に示した。Fig. 4 および 5 から明らかなごとく、処理材および防止材の化合物層または表面硬度は、処理時間の増加とともに増加した。しかし、防止材の化合物層および表面硬度は処理材に比較して著しく低値を示した。すなわち、処理時間 30 min で化合物層50%，硬度40%，処理時間 180 min で化合物層80%，硬度50%の減少である。一方、拡散層は光学顕微鏡によれば、処理時間 30 min の処理材で約 $90\mu\text{m}$ であるのに対し、防止材の場合はまったく認められない。

以上のごとく、処理材と防止材では窒素の析出状態に著しい相違が認められること。深さ方向硬度が拡散層の深さに対応していることおよび同一処理条件であっても供試材によっては、防止材においても窒素拡散層が生成されることなどを考えれば、防止材の表面に化合物層が生成される以上、内部に窒素の影響が及ぶと考えるのが妥当である。

このことについては、コーティング剤の特徴と防止材における化合物層および拡散層の生成機構から考察を行った。

前報でも明らかなごとく、コーティング剤の硬化した塗膜は、コーティング剤の組成と加熱硬化に起因して空孔および空げきが存在し、通気性を有する。したがって、防止材を塩浴中に浸漬すると塗膜内の空孔や空げきに窒素や炭素を含む溶融塩が浸透することによって化合物層が生成されるものと考えられる。しかし、その後の溶融塩の供給とエアレーションが著しく抑制されるため、化合物層の生成量は処理材に比較して著しく減少するものと考えられる。このため、供給されるわずかな量の窒素や炭素は大部分化合物層の生成に費やされ、特に窒素の拡散量は光学顕微鏡で観察不可能なまでに抑制されるものと考えられる。

つぎにX線回折による窒素分析 ($\text{Cu-K}\alpha$) を試みた。その結果、処理材の化合物層表面には $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ のみが観察され、防止材は $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ のほか $\alpha\text{-Fe}$ の回折線が検出された。防止材の化合物層は約 $2\mu\text{m}$ であり、入射X線が化合物層直下における $\alpha\text{-Fe}$ をも検出していることが考えられる。また、両者の $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ を比較すると、そのピーク高さに著しい相違が認められ、X線回折の結果からもコーティング剤によるタフトライド防止効果が確認され、防止材の化合物層直下に及ぼ

す窒素の影響の少いことが推察される。

3・2 引張強度

SS41 無処理材、処理材および防止材の引張試験の結果と処理時間の関係を Fig. 6 に示した。図中、⊕、⊙および●印は、無処理材（処理時間 0）の引張強さ、絞りおよび伸びを示す。

処理材および防止材の引張強さは、処理時間の増加とともに増加する傾向が認められた。しかし、両者の引張強さは Fig. 6 に示すごとく著しく相違している。

Fig. 6. Relation among tensile strength, elongation and reduction, and tufftriding time for SS41 tufftrided and anti-tufftrided specimens.

すなわち、無処理材に比較して処理時間 180 min の処理材は約13%の増加を示すのに対して、防止材では4.8%の増加にすぎない。一方、処理材および防止材の絞りおよび伸びは、ともに処理時間の増加とともに減少する。たとえば、処理時間 180 min の処理材お

(a) Tufftrided

Tufftriding time (min)

(b) Anti-tufftrided

Tufftriding time (min)

Fig. 7. Shape and surface condition of specimen after tensile test.

よび防止材を無処理材と比較すると、処理材は伸び54%，絞り56%，防止材では伸び18%，絞り8%の減少であった。

Fig. 7 に引張試験片の破断後の表面状態および形状を示した。図中、(a)は処理材、(b)は防止材である。図から明らかなごとく、処理材の表面は処理時間の増加とともに著しいぜい化が認められ、しかも破断部の局部収縮は極端に減少した。これに対して防止材は、表面でのぜい化および破断部の局部収縮ともに無処理材に近い状態にあるといえる。これらの結果は、Fig. 6 に示した値と良く対応する。

以上のことから、防止材の引張強さ、伸び、絞りとともに、ほぼ処理時間に無関係に無処理材に近い値となり、防止剤による効果の高いことが認められた。

3・3 疲労強度

SS41 無処理材、処理材および防止材（疲労試験用試験片は Fig. 1 に斜線で示した切欠き底から 3 mm の範囲にタフトライド防止処理を施してある。）に、両振り面内曲げ荷重を与えたときの S-N 曲線を Fig. 8 に示した。ただし、試験片表面の化合物層は電解研摩によって除去した。図示のごとく疲労限度は、無処理材；98 MPa、処理材；180.3 MPa、防止材；177.4 MPa であった。低炭素鋼にタフトライド処理を行うと、80%程度の疲労限度上昇がみこめるとされている。¹⁶⁾

Fig. 8. S-N curves of non-tufftrided, tufftrided and anti-tufftrided specimens.

本報の場合も、処理材および防止材ともにほぼ80%の疲労限度上昇が認められた。このようなタフトライド処理による疲労限度の上昇は、過飽和に固溶した窒素拡散の影響¹⁵⁾、粒界強化および圧縮残留応力の発生などに依存するものと考えられる。

上述のうち、圧縮残留応力が疲労強度に及ぼす影響は、強度上昇因子の約15~30%であるといわれている。³⁾¹⁵⁾ 本報の場合、圧縮残留応力をX線応力測定装置（理学電機製）で測定の結果、処理材；-216 MPa、防止材；-89 MPa であった。この試験片にそれぞれの疲労限度の応力を $N=1 \times 10^7$ 回与えた後の残留応力測

定結果によれば, 処理材; -185 MPa, 防止材; -80 MPa と繰返し応力負荷前の約90%を保持している. この結果を考慮すれば, 処理材および防止材の疲労限度上昇に圧縮残留応力が寄与していると考えられる.

防止材の化合物層, 硬度, 引張強度および圧縮残留応力の値は, 処理材のそれらの値に比較していずれも低値であった. しかし, 両者の疲労限度がほぼ等しい値となった因子は, 防止剤の塗布によっても, 化合物層および拡散層が完全防止されないことに起因する固溶窒素の影響, 低温焼入れおよび圧縮残留応力などが考えられる.

中村らは, 処理材の疲労限度は処理時間の増加とともに増加することを示し, 5 min 処理であっても 90 min 処理の88%程度にまで達することを明らかにしている. したがって, わずかな窒素拡散量で著しい疲労強度の向上が認められることになり, 防止材はこの状態と近似的に等しいものと考えられる.

以上のことから, 疲労強度上昇は窒素拡散の影響が主因と考えられ, 防止材はこの窒素の過度な固溶を防止し, じん性を失うことなく強度を上昇させることはきわめて興味ある事柄といえよう.

3・4 スポット溶接継手の十字形引張強度

タフトライド処理された要素の硬度および強度は, 前述のごとく無処理材に比較して上昇する. このような利点を有するタフトライド処理材にタフトライド処理後, 加工を施すことは実際上しばしばみられる. この場合, タフトライド処理によって試験片に生成される窒化層が強度に影響を及ぼすことが考えられる.

筆者らは, タフトライド処理後スポット溶接を行い, SM50A 材の十字形引張強度と処理時間の関係について調べた. その結果をFig.9 に示した. 図中, $\odot$ 印は無処理材, $\circ$ 印は処理材, $\bullet$ 印は防止材を示す.

Fig. 9. Relation between tensile load on spot welded cross joint and tufftriding time.

Fig.9 から明らかなごとく, 処理材および防止材の十字形引張強度は, 処理時間の増加とともに低下する傾向を示した. 特に処理材の強度低下は防止材のそれと比較して大きく, 前述の引張強度および硬度とは逆の結果が得られた. すなわち, 処理時間 60 min の処理材の十字形引張強度は, 無処理材のそれと比較して

40%, 処理時間 180 min では50%の低下を示した. これに対し, 防止材の十字形引張強度は無処理材のそれと比較して, 処理時間 180 min で15%程度の低下を示すにとどまった. これらの結果を検討するために, 表面硬度, 化合物層および拡散層と十字形引張強度の関係を明らかにした.

十字形引張強度と表面硬度の関係を明らかにするため, 十字形引張強度と表面硬度の比と処理時間の関係を Fig.10 に示した. ただし, 図中の縦軸は各処理時

Fig. 10. Relation between $P_t \cdot H_{v0} / P_0 \cdot H_{vt}$ and tufftriding time.

間における表面硬度 H_{vt} と十字形引張強度 P_t を, 無処理材の H_{v0} および P_0 で除して無次元化した H_{vt}/H_{v0} と P_t/P_0 の比で表示した. H_{vt}/H_{v0} と P_t/P_0 の比は, H_{v0}/P_0 が材料に依存する定数と考えることができるので, P_t/H_{vt} を表示する無次元の係数と考えることができる. したがって, Fig.10 は十字形引張強度と表面硬度との関係を示すことになる. Fig.10 に示した処理時間 30~180 min の処理材と防止材の H_{vt}/H_{v0} と P_t/P_0 の比は, 比較的良好な対応が認められた. すなわち, P_t/H_{vt} は処理時間の増加とともに減少し, 一定値に収束する傾向がある.

Fig. 11. Relation between tensile load on spot welded cross joint and Vickers hardness.

Fig. 12. Relation between diffusion layer or compound layer and tufftriding time.

一般に、引張強さと硬度の間には一義的關係が成立する。すなわち、引張強さは硬度の増加とともに増加する。しかし、本報のごとく、タフトライド処理後スポット溶接を行った場合の十字形引張強度は、上述の引張強さと硬度の關係とは異り、表面硬度の逆数に対応する。

Fig. 11 は無処理材、処理材および防止材の表面硬度と十字形引張強度の關係を示したものである。図示のごとく、十字形引張強度は表面硬度の増加とともに低下する傾向を示した。この結果は、タフトライド処理によって試験片に生成される窒化層に起因すると考えられる。そこで、化合物層または拡散層と十字形引張強度の關係を調べた。

Fig. 12 に、処理材および防止材の化合物層の厚さまたは拡散層の深さを、それぞれの十字形引張強度で除したものと処理時間の關係を示した。図から明らかなごとく、化合物層を十字形引張強度で除した値は、処理時間の増加とともに増加し、処理時間 30~180 min 間の兩者の關係は直線式で近似できる。この傾向は図示のごとく拡散層の場合も同様である。したがって、十字形引張強度は化合物層および拡散層に依存す

るものと考えられる。

つぎに、前述の引張強さは、Fig. 6 に示したごとく、処理時間の増加に伴い増加する。この試験片は窒素が過飽和に固溶された状態にある。一方、十字形引張試験の場合は、タフトライド処理後の再加熱の影響を検討したものであり、引張強度は Fig. 9 に示したごとく処理時間の増加に伴い低下する。スポット溶接の場合、溶接部は 1200℃程度に達し、この温度によってタフトライド処理されたものが再加熱される。したがって、溶接部の組織はタフトライド処理によって生成または固溶された窒素を含む微細マルテンサイトに変化するものと考えられ、この窒素を含んだ組織が、強度低下を誘発しているようである。

この兩者の組織上の相違が引張強度に大きく影響を及ぼしているものと考えられる。

3・5 十字形引張試験片の破面観察

十字形引張試験後の破断面の SEM による観察結果を Fig. 13 に示した。図中、(A)は無処理材であり、破面全域にわたって延性破壊特有のディンプル模様が観察された。(B)には処理材の破面を処理時間別に示した。図示のごとく、処理時間の増加とともに破面に占める

Fig. 13. Fractographs observed by scanning electronic microscope on non-tufftrided, tufftrided and anti-tufftrided specimens.

延性破壊特有のディンプル模様は減少し、ぜい性破壊によるへき開が増加する傾向にある。

一般に溶接の場合、窒素が溶接金属中に含有されるとぜい化現象をまねく恐れがある。処理材の十字形引張試験後の破面は、処理時間の増加とともにぜい性破壊特有のへき開破面が増加し、さらに強度低下する。この結果は、前述した窒化層に依存するほか、過飽和に固溶した窒素が、スポット溶接による再加熱および冷却作用によって、窒素を含んだ微細マルテンサイトに変化したことに起因するものと考えられる。(C)は処理時間 30, 90 および 180 min における防止材の破面である。防止材の破面は、処理時間にはほぼ無関係に、大部分延性破壊によるディンプルが観察されたが、部分的にへき開も認められた。破面観察によれば、防止材の破壊機構は、処理時間 30 min 以内の処理材と無処理材との中間な機構に相当する。この結果は、前述の硬度と処理時間の関係と良く対応する。

以上の結果から、処理材と防止材の破面には明らかな相違が認められた。

4 結 言

タフトライド防止処理鋼の諸特性を明らかにするために SS 41 または SM 50A 無処理材、処理材および防止材を用いて組織、硬度、引張強度および疲労強度を検討した。さらにタフトライド処理後、スポット溶接を行い、スポット溶接継手の溶接部の十字形引張強度とタフトライド処理時間の関係を明らかにし、あわせて破面観察を行った。

実験結果を要約すると次のとおりである。

(1) タフトライド防止材の化合物層、拡散層、表面硬度、深さ方向硬度分布および引張強度のいずれの結果においても、処理材のそれらに比較して著しく差異が生じた。この結果から、コーティング剤に顕著なタフトライド防止効果のあることが認められた。

(2) タフトライド防止材の疲労限度は、無処理材のそれに比較して約80%上昇した。さらに、処理材と防止材の疲労限度は、近似的に等しい結果が得られた。

(3) スポット溶接部の十字形引張強度は、処理材および防止材ともにタフトライド処理時間の増加とともに

に低下した。ただし、防止材の強度減少率は処理材の50%に対して最大で15%と微小であった。

(4) タフトライド処理材のスポット溶接部の破面は、処理時間の増加とともに、延性破壊特有のディンプル模様は減少し、ぜい性破壊によるへき開が増加する傾向が認められた。一方、防止材は処理時間にはほぼ無関係に、大部分延性破壊によるディンプル模様が支配的であった。

終りに本研究遂行にあたり、タフトライド処理をお願いした旭千代田工業(株)の関係各位、当時の名城大学研究生水野謙治君に対して感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **18**, 1081(1969).
- 2) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **21**, 1136(1972).
- 3) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, **38**, 1142 (1972).
- 4) 浅見克敏, 吉岡靖夫, 寺沢正男, 材料, **22**, 359 (1973).
- 5) 浅見克敏, 寺沢正男, 材料, **23**, 564 (1974).
- 6) 小賀正樹, 浅見克敏, 寺沢正男, 材料, **27**, 14 (1978).
- 7) 中村 宏, 堀川 武, 岡崎章三, 材料, **21**, 1046(1972).
- 8) 中村 宏, 岡崎章三, 恒成利康, 岡田友信, 材料, **26**, 721 (1978).
- 9) 中村 宏, 岡崎章三, 星 実泰, 材料, **28**, 100 (1979).
- 10) 田中真一, 初野耕三, 夏井由郎, 中村 宏, 材料, **18**, 970 (1969).
- 11) 大内田久, 久保山悦也, 西岡章夫, 日本機械学会論文集, **35**, 9 (1969).
- 12) 今井勇之進, 香川博幸, 日本金属学会誌, **30**, 290(1966).
- 13) 加賀谷忠治, 加藤政則, 植田武臣, 江上 登, 材料, **31**, 90 (1982).
- 14) 加賀谷忠治, 加藤政則, 江上 登, 材料, **31**, 364(1982).
- 15) 岡崎章三, 中川良治, 中村 宏, 鈴木 恵, 材料, **26**, 1002 (1977).
- 16) ドイツ Degussa 社 Durferit 部, 金属, **30**, 22, 41(1960).
- 17) 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **17**, 1114(1968).
- 18) 中村 宏, 堀川 武, 蔵田親利, 柴尾勝耀, 機械の研究, **22**, 1391 (1970).
- 19) 石井勇五郎, 田村 博, “溶接工学概論” p. 74 (1976) 共立出版