はよく発達した α - Al_2O_3 からなる内部酸化層によって優先形成する Cr_2O_3 皮膜の保護性によるものであると考えられる。

0.1%Al 合金は 2.7 vol% H_2O を除いて 1000°C, 1100°C では dry O_2 中と比較して酸化増量, 生成皮膜構造ともに殆んど水分の影響を受けない。0.3%Al 合金については 1100°C 以下では 2.7 vol% H_2O においてさきも殆んど変化がみられない。0.8%Al 合金では 1000°C 以上の温度, 湿度で影響を受けるようになる。2.0%Al 合金に対しては 1000°C, 2.7 vol% H_2O で僅かに変化がみられ, 1100°C 以上になると水分の増加と共に試料周辺から異常酸化が発生し, 酸化増量も増すようになる。異常酸化皮膜の構造は内層, 外層からなっており, 外層は外側に Fe_2O_3 , 内側に Fe_3O_4 , 内層は一部(Fe, Cr)スピネル型の複酸化物も認められるが主体は(Fe, Cr) $_2\text{O}_3$ と同定された。1000°C, 2.7 vol% H_2O のように比較的低温, 多湿条件において, 0.1 および 0.8%Al 合金では異常酸化が全表面ではほぼ一様に発生し, 皮膜の内層中に Al の集積がみられない。これに対して, 0.3%Al 合金の 1200°C, 全試験湿度, 0.1%Al 合金の例えば 1200°C, 1.4 vol% H_2O および 0.8%Al 合金の例えば 1100°C, 1.4 vol% H_2O では異常酸化は試料周辺部から起こり, この皮膜内層には共通して, Al の集積がみられた。この集積 Al は異常酸化が発生するまでにすでに形成している α - Al_2O_3 の内部酸化層が異常酸化の進行と共に集合したものと推察された。後者の異常酸化様式をとる典型例は 0.3%Al 合金である。

本研究の遂行にあたり, 終始協力いただいた当研究所研

究員 太田 隆, 辻 栄治 両氏に心から感謝の意を表します。

文 献

- (1) D. Caplan and M. Cohen : J. Metals, **4**(1952), 1057.
- (2) D. Caplan and M. Cohen : Corrosion, **15**(1959), 141 t.
- (3) C. T. Fujii and R. A. Meussner : J. Electrochem. Soc., **111**(1964), 1215.
- (4) D. Caplan and M. Cohen : J. Electrochem. Soc., **112**(1965), 471.
- (5) I. Kvernes, M. Oliveira and P. Kofstad : Corros. Sci., **17**(1977), 237.
- (6) 池 偉夫, 岡部広文, 辻 栄治 : 日本金属学会誌, **42**(1978), 509.
- (7) C. S. Tedmon, Jr. : J. Electrochem. Soc., **113**(1966), 766.
- (8) D. Caplan and M. Cohen : J. Electrochem. Soc., **108**(1961), 438.
- (9) C. S. Giggins and F. S. Pettit : Met. Trans., **2**(1971), 1071.
- (10) Y. Nakamura : Met. Trans., **5**(1974), 909.
- (11) H. M. Flower and B. A. Wilcox : Corros. Sci., **17**(1977), 253.
- (12) M. S. Seltzer, B. A. Wilcox and J. Stringer : Met. Trans., **3**(1972), 2391.
- (13) I. G. Wright, B. A. Wilcox and R. I. Jaffee : Oxid. Met., **9**(1975), 275.
- (14) D. P. Whittle, M. E. El-Dahshan and J. Stringer : Corros. Sci., **17**(1977), 879.
- (15) I. G. Wright and B. A. Wilcox : Met. Trans., **5**(1974), 957.
- (16) W. E. Boggs : Oxid. Met., **10**(1976), 277.

純チタン板の Cup and Cone 型破壊過程における 剪断変形集中帯について*

丹 羽 直 毅**

Naotake Niwa : Shear Bands in the "Cup and Cone" Fracture Process of Pure Titanium Plate. The process of "cup and cone" fracture was examined in commercial pure titanium plate pulled in uniaxial tension. Direct and continuous observation of the fracture process was possible because the fracture process of titanium plate used in this experiment was completed almost in two-dimensional state like plane strain state.

The fracture process is summarized as follows: the formation of shear bands which intersect in the center of the necked portion of a specimen occurs prior to the onset of fracture. These macroscopic shear bands are composed of a number of highly localized fine bands of intense shear deformation in layers and along the direction of the macroscopic shear bands.

** 東京大学工学部総合試験所 (Engineering Research Institute, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

* 1978 年 4 月日本金属学会東京大会に一部発表

After the formation of these intersecting macroscopic shear bands, the number and size of voids increase extraordinarily in the rhombus region where the shear bands intersected. Voids grow on the spots where the highly localized fine bands of intense shear deformation intersect and coalesce, resulting in the formation of a few small cracks. This is the onset of fracture.

Connecting these small cracks, a central crack is formed. It propagates in zig-zag steps producing void sheets within the highly localized fine bands of intense shear deformation. The fracture is completed by separating void sheets having reached the edges of a specimen.

The formation of intersecting macroscopic shear bands is a critical stage leading to the onset of fracture and intersecting shear bands also play a predominant role in the fracture process.

Comparing the fracture process of the titanium plate with those of the copper round bar specimens in the previous papers, it is concluded that the above results may be applied to the ductile fracture of round bar specimens.

(Received April 20, 1978)

I. 緒 言

通常延性破壊の基本的な過程すなわちボイドの核形成・成長・凝集、センタークラックの形成・伝播を経て最終破断に至る過程の解明は、破壊が試験片内部の負の静水圧の下で進行するために、主に断面の観察や破面の観察によっておこなわれる。しかしこのような方法では観察が断片的になるために連続的に進行する破壊過程の十分な解明をおこなうことができない。

アルファチタンは六方晶であるため特有の変形機構を有し非常に特異な集合組織を持つ。このため破壊形態にも大きな異方性が生じる。本実験で使用した工業用純チタン板は、圧延方向への1軸引張変形によっては板材によくみられるように局部くびれを生じて破壊をするが、圧延方向と直角方向の引張変形によっては板幅方向にかなりくびれを生じて cup and cone 型破壊過程を経て破断する。また、この後者の破壊は板面上で、言わば2次的に、進行するため破壊過程の連続的な観察が可能である。

本報告では、工業用純チタン板を圧延方向と直角方向に1軸引張変形させることによって生じる cup and cone 型破壊過程を、同一試験片での連続した観察をもとに解明し、前報⁽¹⁾⁽²⁾で明らかにした銅丸棒の1軸引張変形によってもたらされる延性破壊過程と対比検討をおこなった。

II. 実験方法

実験に使用した材料は市販の焼鈍された板厚 0.85 mm の工業用純チタン板で、Table 1 のような化学成分を持ったものである。この材料から Fig.1 に示す形状の引張試験片を圧延方向と直角方向に採取し、973 K で1時間真空中で焼鈍して実験に使用した。

Table 1 Chemical composition of specimen.
(wt%)

H	O	N	Fe	C	Ti
0.002	0.080	0.005	0.040	0.008	Bal

この試料の再結晶集合組織は $(0001) \pm 35^\circ \text{T.D.} <10\bar{1}0>$ であり、機械的性質は次のようである。引張強さ 317 MPa, 全伸び 44.3% (ゲージ長さ 100 mm, 破断開始点での値), 均一伸び 8.9% (ゲージ長さ 100 mm), 幅縮み率 61.0% $((1 - \text{破断開始点での板幅/変形前の板幅}) \times 100\%)$ であった。また、変形前の結晶粒度は 35 μm 程であり、光学顕微鏡による観察では、介在物・ボイドは発見されなかった。

引張試験は TOM 5000X を用い、最大荷重点まではクロスヘッド移動速度 1/60 mm/s, それ以後は 1/1 200 mm/s で引張変形をおこない荷重-伸び曲線上のいくつかの点で写真撮影をした。また、Fig.1 に示した試験片と同形で 2/5 の寸法の試験片について、電解研磨をした後に引張変形をさせ表面の観察をおこなった。

Fig.1 Tensile specimen.

III. 結果と考察

1. 巨視的破壊過程と荷重-伸び曲線

Fig.2 に本実験で問題としている荷重-伸び曲線の最後の部分を示す。

Photo.1 にネック部で進行する cup and cone 型破壊過程を同一の試片について連続的に撮影した写真を示す。なお、Photo.1 の各写真は Fig.2 に示した荷重-伸び曲線上の点と各々 (a) $\leftrightarrow$ (3), (b) $\leftrightarrow$ (4), ..., (l) $\leftrightarrow$ (14) のように対応している。

Fig.2 に示すように、純チタン板における cup and cone 型延性破壊過程に対応する荷重-伸び曲線もタフピッチ銅丸棒の1軸引張変形において生じる cup and cone 型破壊のそれと同じ特徴を有する⁽¹⁾。すなわち、最大荷重点を過ぎネッキングが進行していく途中で急な荷重の落下

(破断開始点)を生じ、一旦比較的ゆるやかな勾配の凸凹の曲線に戻り再び急激な荷重の落下を伴って試料全体の破断が完了する。

Fig.2 The last part of the load vs elongation curve. Surface of a specimen was photographed and examined at points 1 through 14.

Photo.2(a)は Fig.2 の荷重 - 伸び曲線上で点(1)に相当する試片を一旦電解研磨をし表面を鏡面にした後点(2)に相当するところまで引張変形をさせた時の写真であるが、十字に交叉した形の剪断方向に沿った局部的に変形の集中した領域がみられる。この交叉した巨視的な剪断変形集中帯は板材でよくみられる局部くびれとは異なり板厚方

Photo.2 Formation of shear bands prior to the onset of fracture: point 2 in Fig.2 (Tensile axis vertical). (a) Shear bands intersecting in the center of the necked portion of a specimen. (b) Highly localized fine bands of intense shear deformation in the intersecting shear bands.

Photo.1 Development of fracture at the points shown in Fig.2 (Tensile axis vertical).

向にくびれてはいない。Photo.2(b)はこの巨視的な剪断変形集中帯が交叉したネック中央部の菱形の領域の写真であるが、この交叉した巨視的な剪断変形集中帯は大局的にこれと同方向に並んだ数多くのもっと幅の狭い剪断変形集中帯で構成されていることがわかる。一方、Fig.2の点(1)より前の試料ではこのような変形の集中は観察されず Fig.2の点(1)と(2)の間に交叉する巨視的な剪断変形集中帯形成の臨界点が存在すると考えられる。

交叉した巨視的な剪断変形集中帯の形成後の Fig.2の点(3)すなわち Photo.1(a)の点では、剪断変形集中帯が交叉している領域、すなわちネック中央部にボイドの凝集した領域が観察された。

破断開始直前の点すなわち Fig.2の点(4)では、これらボイドの成長・凝集が著しく一部のボイド間の連結がおきている(Photo.1(b))。

破断開始直後の点(5)では、ボイドが凝集・連結して複数の小クラックを形成している(Photo.1(c))。この試験片の場合は小クラックは2個形成されているがもっと数の多い場合も多くみられる。

1段目の急な荷重落下の終了した点(6)では2個の小クラックを連結して1個のセンタークラックが形成されている(Photo.1(d))。この小クラックの連結によるセンタークラックの形成が比較的急激におこるため荷重-伸び曲線上では急な荷重落下として観測される。以上破断開始点前後に生じている現象、荷重-伸び曲線の特徴も銅丸棒の1軸引張変形によってもたらされる cup and cone 型および double cup 型破壊過程におけるそれと同じである。

荷重-伸び曲線上で1段目の急な荷重落下から比較的ゆるやかな凸凹の曲線に戻った点(7)から点(12)まではセンタークラックは試験片端部へ向って最小断面を横切りながらジグザグに伝播していく(Photo.1(e)~(j))。この過程を詳細に観察するとクラックは一定の速度で伝播しているのではなく、後に詳述するが、間欠的に伝播・開口の過程を繰返しながら進行する。それに対応して荷重-伸び曲線は、全体としては比較的ゆるやかな勾配を持つものの、クラックの伝播に伴い比較的急な勾配を停滞時にはゆるやかな勾配という細かい凸凹を示す。

急激な荷重の落下が再び始まろうとしている点(13)ではセンタークラックの両先端と試験片端部の間に著しい剪断変形集中帯が生じている(Photo.1(k))。

続いてこの剪断変形集中帯が一気に口を開くことにより全体的な破断が完了し、cup and cone 型の巨視的な破面が生ずる(Photo.1(l))。それに伴い荷重-伸び曲線上では急激な荷重落下が起り荷重が零となる。

2. 微視的な破壊過程

(1) 破断開始点

光学顕微鏡による観察では、引張変形をさせる前の試料に介在物・ボイドは発見されなかった。ネッキングがかな

り進行した Fig.2の点(1)に相当する試験片のネック部にみられるボイドを **Photo.3** に示す。このようなボイドはネック部全体に散在しており特にネック中央部に偏在してはいない。真空溶解銅丸棒における double cup 型において観察された⁽²⁾と同様にボイドは粒界に多く存在しており Photo.3 のように三重点に形成されている場合も多く観察された。真空溶解銅や本実験で用いた純チタン板などのようにボイド形成の直接の核となる顕著な介在物・第2相などを含みぬ材料では結晶粒界が初期のボイドの核形成に大きな寄与をしていると考えられる。

Photo.3 Voids frequently nucleated at the triple points of grain boundary in the necked portion of the specimen deformed point 1 in Fig.2 (Tensile axis vertical).

交叉する巨視的な剪断変形集中帯が形成された後の Fig.2の点(3)に相当する試料では、**Photo.4** に示したようにネック中央部においてボイドの著しい形成・成長が観察される。このことは交叉した巨視的な剪断変形集中帯が生じた後にネック中央部のその交叉した菱形の領域内で著しいボイドの形成・成長がおこなわれていることを意味する。さらに、ボイドの形成・成長の状態を詳細に観察すると、引張方向とある角度をもった方向に連ってボイドの形成・成長が著しいことがわかる。Photo.4にも示されているように、この方向は Photo.2 に示されている剪断変形集中帯の方向と一致している。

これらの事から、ネック部全体にボイドが散在している段階から破断開始点に至る過程を次のように考えることができる。

散在するボイドをもつネック部に交叉した巨視的な剪断変形集中帯が形成されると、その交叉した菱形の領域内で既に存在するボイドは著しく成長し、またあらたなボイドの形成が盛んにおこなわれる。これには巨視的な剪断変形

Photo.4 Void growth and coalescence along the direction of shear bands and on the spots where fine bands of intense shear deformation intersected (Tensile axis vertical).

集中帯内の一つ一つの剪断変形集中帯が交叉した点が大きな寄与をしていると考えられる。これらのボイドを多くその中に含んでいる剪断変形集中帯に変形が集中し、さらにボイドの形成・成長を促進する。このことがその剪断変形集中帯を弱め、さらに変形が集中するという過程を経て著しく成長したボイドが凝集した領域が複数個出現する。さらにこれらのボイドを連結して小クラックが複数個形成される。これが破断開始点である。

また前報⁽²⁾で、銅丸棒の1軸引張変形によってもたらされる double cup 型破壊においても cup and cone 型破壊においても、破断開始前後に生じている現象は同じであることを明らかにした。そうしてそれらの現象すなわち破断開始点間近になってのネック中央部での急激なボイドの形成・成長、引張軸に対しある角度をもった方向に連つての著しいボイドの形成・成長、ボイドが成長・凝集した複数個の領域の出現などは本実験の純チタン板で観察されたそれと一致することから、本実験のように直接確認することはできないが、丸棒の1軸引張変形による破壊過程においても交叉する巨視的な剪断変形集中帯が形成され、それが重要な役割を果たしていると考えられる。

延性破壊のいわば最も理想的な形態は chisel point 型で、材料が塑性変形によって延性的に伸びていき最終的に1点にまでくびれて破断する。一方、実用材料で最も一般的な cup and cone 型や double cup 型破壊は試片がくびれていく途中でこの過程が中断されネック中央部にクラックが形成され破断が開始し、各々の破壊機構が働くことによって生じる。これまで明らかにしたように交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成が理想的な延性破壊である chisel point 型と実用材で最も一般的な cup and cone 型や double cup 型破壊の両者を分けるものとなっているのではないと思われる。

(2) センタークラックの伝播

銅丸棒の1軸引張変形による cup and cone 型および

double cup 型破壊において、破断開始点で形成された小クラックを連結して一つのセンタークラックが形成された後センタークラックが試験片端部へ向って、最小断面を横切りながらジグザグに進行する。これが巨視的破面に凹凸の激しい様相を与えるため巨視的破面の cup 底部にあたるこの領域は一般に fibrous zone と呼ばれる。このセンタークラックの伝播の機構としてはクラックがその先端の変形集中帯の内部でボイドを著しく形成・成長させてボイドシートを形成し、このボイドシートが口を開くことによりクラックが成長するというボイドシート・メカニズムが Rogers⁽³⁾により提案され、著者ら⁽¹⁾⁽²⁾の実験によっても確められている。Photo.5 は本実験で用いた純チタン板のジグザグに進行するセンタークラック先端の写真である。Photo.5の(a)では、センタークラックは既に上方へ方向を転換しつつあり、クラック先端に形成されたボイドシート内のボイドがそのボイドシートへの変形の集中により著しく成長している。Photo.5の(b)ではそのボイドシート内の成長したボイドを連結して伝播したセンタークラックが示されている。このようなセンタークラックの伝播の連続的な観察により得られた伝播の基本的な過程を図式的に示すと Fig.3 のようである。図中の点線は Photo.2

Photo.5 Central crack propagates through alternate stages (Tensile axis vertical). (a) Crack opening and void growth in void sheets. (b) Crack propagation resulting from connecting voids in the void sheet.

Fig.3 Schematic diagram of the zig-zag propagation of central crack producing void sheets within highly localized fine bands of intense shear deformation (Tensile axis vertical). (a) Crack tip and void sheets in front of crack tip. (b) Crack opening and void growth in void sheets. (c) Crack propagation resulting from connecting voids in the void sheet.

(b)に示されている交叉した巨視的な剪断変形集中帯内の一つ一つの剪断変形集中帯を意味する。

Fig.3 の(a)は上方から左斜め下方へ進行したクラックとクラック先端に形成されているボイドシートである。さらにクラックは進行しながらボイドシート内のボイドの形成・成長を促進して Fig.3 の(b)の状態に至る。この段階は Photo.5(a)に相当しセンタークラックは既に左斜上方へ向って方向を転換しつつあり、選択した方向のボイドシート内でのボイドの成長が一段と加速される。この際選択されなかった方のボイドシートが“retained void sheet”と呼ばれるものである。またこの段階では Photo.5(a)においても観察されるように既に存在しているセンタークラックは引張方向に大きく口を開ける。荷重-伸び曲線上では Fig.2 の点(6)から点(13)に至る凸凹の部分の中で荷重の低下の比較的ゆるやかな部分に相当する。次に Fig.3 (c)に示すようにボイドシート内の成長したボイドを連結してクラックが進行する。この段階は Photo.5(b)に相当しセンタークラックは試験片端部へ向って進行して大きくはなるが引張方向に大きく口を開けることはない。このクラックの進行は比較的急速におこなわれるため荷重-伸び曲線上では荷重低下の比較的急な部分となる。Fig.3(c)の状態は方向は異なるが Fig.3(a)の状態と同じであり、センタークラックのジグザグの伝播は基本的にはボイドシート内のボイドの成長を促進するいわば準備の段階とその成長したボイドを連結して実際にクラックが進行する段階との二つの過程を繰返すことによっておこなわれている。よって実質的なクラックの進行は間欠的におこなわれていることになる。また Photo.2(b)に示した剪断変形集中帯はおそらく隣接した領域よりもボイドを多く含み隣接した領域より相対的に強度が低下していると考えられ、センタークラックはその進路にある都合の良い剪断変形集中帯にボイドシートを形成しながら伝播していくものと考えられる。

3. フラクトグラフィ

Photo.6 に本実験のチタン板の破面を示す。タフピッチ銅における cup and cone 型破壊での破面と同様に破面全部がディンプルパターンで構成されており、cup 底部に当る fibrous zone の方に多少大きく成長したディンプルが観察された。破面観察からも銅丸棒の1軸引張変形によってもたらされる cup and cone 型破壊と同様の破壊機構により破壊過程が進行したことが理解できる。

Photo.6 Fracture surface covered with dimple pattern.

また、巨視的な破面観察によると破面での板厚方向への肉厚減少は僅かであり破壊過程が板面内で進行していることが確認された。

IV. 結 言

工業用純チタン板を圧延方向と直角方向に1軸引張変形させた時に生じる cup and cone 型破壊過程に関して、

Highly localized fine bands of intense shear deformation

Fig.4 Schematic diagram of the process of “cup and cone” fracture (Tensile axis vertical). (a) Intersecting shear bands. (b) Growth and coalescence of voids on the spots where fine bands of intense shear deformation intersect. (c) Formation of small cracks. Onset of the fracture. (d) Central crack formation resulting from connecting the small cracks. (e) Zig-zag propagation of the central crack. (f) Final separation.

板面内で進行するこの破壊過程の連続的な観察をおこなった結果、次のような結論を得た。

この破壊は Fig. 4 に図式的に示した各段階を経て全体の破断が完了する。

(1) 破断開始点間近になると交叉した巨視的な剪断変形集中帯が形成される。この剪断変形集中帯は大局的にこれと同方向に並んだ数多くのもっと幅の狭い剪断変形集中帯で構成されている。

(2) 巨視的な剪断変形集中帯が交叉した菱形の領域でボイドの形成・成長が促進される。交叉した巨視的な剪断変形集中帯内部のボイドを多く含んだ剪断変形集中帯に変形が集中しさらにボイドの形成・成長を促進するという変形の集中が加速度的に進行しボイドの著しく成長・凝集した領域が複数個出現する。

(3) これらの領域で成長したボイドが連結して複数個の小クラックが生じる。これが破断開始点である。

(4) これらの小クラックが連結して一つのセンタークラックとなる。

(5) センタークラックがクラックの進行に都合の良い剪断変形集中帯にボイドシートを形成しながらジグザグに伝

播する。

(6) センタークラック先端の剪断変形集中帯が試片端部に到達し、その部分が急激に口を開いて全体的な破断が完了する。

このように交叉する剪断変形集中帯の形成は破断開始点に至る臨界の段階であると共に剪断変形集中帯は破壊過程においても重要な役割を果している。

なお、銅丸棒の1軸引張変形による延性破壊過程との対比検討の結果、得られた結論は丸棒における延性破壊過程に対してもあてはまると考えられる。

終りに臨み、本報告を執筆するにあたり有益なご示唆ご討論を頂いた東京大学宇宙航空研究所 堀内 良教授、岸輝雄助教授に深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) 丹羽直毅, 大久保忠恒: 日本金属学会誌, **39**(1975), 635.
- (2) 丹羽直毅, 大久保忠恒: 日本金属学会誌, **40**(1976), 399.
- (3) H.C. Rogers: Trans. Met. Soc. AIME, **218**(1960), 498.

鉄鋼のイオン軟窒化における拡散層および 化合物層の生成速度について*

枝 村 瑞 郎** 牧 村 実** 梶 川 享 志**
今 井 孝 一** 古 都 敏** 国 瀬 悟**

Mizuo Edamura, Minoru Makimura, Takashi Kajikawa, Kōichi Imai, Satoshi Furuitsu and Satoru Kunise: The Kinetic Aspects of Diffusion Zone and Compound Layer Formed by Ion-softnitriding. The depth of the diffusion zone and the thickness of the compound layer of the ion-softnitrided S15C steel were investigated by optical microscopy by varying the nitriding temperature (450~600°C) and time (0.25~30 h). The main results were as follows.

(1) The growth rate of the diffusion zone followed the parabolic law. In the diffusion zone, the activation energy for diffusion of nitrogen was calculated to be 7.53×10^4 J/mol (1.80×10^4 cal/mol) by assuming the temperature dependency of the nitrogen concentration at the diffusion zone-compound layer interface.

(2) The concentration of the nitrogen at the top surface of the compound layer was concluded as 11.35 wt% which corresponded to that of the ζ -Fe₂N phase.

(3) The growth rate of the compound layer followed the linear law during the first 30 min, after which it approximately followed the parabolic law. In the compound layer, the activation energy for diffusion of nitrogen was calculated as 8.46×10^4 J/mol (2.02×10^4 cal/mol) by assuming the top surface nitrogen concentration to be 11.35 wt% which corresponded to the ζ -Fe₂N phase and the temperature dependency of the nitrogen concentration at the diffusion zone-compound layer interface.

(4) The diffusion coefficient of nitrogen in the compound layer was very small compared to that in the diffusion zone.

(Received April 25, 1978)

** 川崎重工業株式会社発動機事業本部 (Engine and Motorcycle Group, Kawasaki Heavy Industries Ltd., Akashi)

* イオン軟窒化の研究 (第3報)