ろう付を利用した高熔点金属と炭素基セラミックスの接合

平 岡 裕*

1. は じ め に

高熔点材料として、周期律表Ⅳa族のモリブデン、タングステン、Ⅴa族のニオブ、タンタル等の金属および炭化珪素、炭化チタンなどのフェインセラミックス、炭素繊維強化炭素(CFC)等の非金属材料が挙げられる。これらの高熔点材料は、核融合を初めとした新エネルギー分野および航空・宇宙分野において、特に熱的に極めて過酷な環境に晒される部位への使用が期待されている。実際には、耐熱性だけでなく材料加工性、電気・熱伝導性、耐食性・化学的共存性、機械的強度といった特性も要求される。このため、金属あるいは非金属材料を単体で使用するのではなく、異種材料同士を複合化して使用する必要がある。同種、異種の金属同士の溶接に関する難易度については大森⁽¹⁾の解説がある。また、特に高熔点金属の溶接および高熔点金属単結晶のろう付に関しては筆者らの研究⁽²⁾⁻⁽⁷⁾を参照されたい。一方金属とセラミックス等の非金属材料との接合は、金属同士の溶接と異なり微視的だけでなく巨視的にもいろいろと材料の性質が異なるため、一般に極めて難しい⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。金属とセラミックス部品の接合法として⁽⁸⁾⁽⁹⁾、固相接合の一つである拡散接合、熱膨張係数の違いを利用した焼きばめ・冷しばめ等の機械的接合、フィラー金属を用いたろう付法が知られている。ここで、フィラー金属すなわちろう材として、銀、白金などの貴金属、チタン、ジルコニウムなどの活性金属、高熔点金属を主成分にした微粉末をペースト状にした材料などがある⁽⁸⁾。

ろう付法は最も実用的であり現在多方面で適用されているが、両材料に対するろう材の濡れ性、両材料の熱膨張係数の違いに起因した熱応力などが大きな課題となっている⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。

すでに述べたように、将来における高熔点材料の用途として核融合炉材料が挙げられる。具体的にはリミタ板、ダイバータ板等の第一壁用保護壁・防護壁材料として注目されている。特にダイバータ板は燃焼するプラズマに面する部位で、核融合開発において材料開発と工学的設計の両方に係わる重要課題である。耐熱性、熱伝導性、材料靱性、対プラズマ特性などを総合的に判断すれば、銅、モリブデン、タングステン等の金属と黒鉛、炭素繊維強化黒鉛(CFC)などいわゆる低原子番号物質で構成される非金属の複合体が候補材とされてきた⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾。この場合、プラズマに面した炭素系材料とそれを支持する金属材料間の熱的接触を確保するために、両材料を接合する必要がある。これまでに行われた熱負荷実験の結果、組織の熱的安定性、耐熱疲労特性、耐熱衝撃特性などの観点から、ジルコニウムを用いてろう付した微細粒黒鉛とTZM合金の複合体が有望視されている⁽¹²⁾⁽¹⁵⁾。その後、CFC材とTZM合金のろう付複合体にMo-41%Re合金製のパイプを組み込んだダイバータの実物大模型⁽¹⁶⁾、黒鉛タイルにタングステンをプラズマスプレイ被覆したもの⁽¹⁷⁾などが試作され、高熱流束試験の対象材料になった。

本稿では、筆者がここ数年間に涉って行ってきた代表的な高熔点金属であるモリブデンと黒鉛をマトリックスにした炭素基セラミックスのろう付に関する研究成果を紹介したい。まず、用いる金属系ろう材の種類、炭素基セラミックスの組

* 岡山理科大学教授；理学部応用物理学科(〒700-0005 岡山市理大町1-1)

Joining of Refractory Metal and Carbon-Ceramics by Using a Brazing Technique; Yutaka Hiraoka(Department of Applied Physics, Okayama University of Science, Okayama)

Keywords: brazing, molybdenum, carbon-ceramics, brazing filler metal, microstructure, chemical analysis, joint strength, fractography

2000年2月15日受理

織・化学組成およびろう付条件(ろう付温度)が接合部近傍の組織・組成および継手強度に及ぼす影響について述べる。つぎに、継手強度の改善を目指してごく最近行った研究の成果について紹介する。なお、両材料の接合機構についても概説したい。

2. 実験方法

本研究で接合実験に用いた材料はモリブデン単結晶と炭素基セラミックスである。前者は二次再結晶法⁽¹⁸⁾を利用して製造した材料である。本材料はモリブデンに特有な粒界脆性の問題がなく⁽¹⁹⁾、特に高温でろう付する際に粗粒化による素材劣化の心配がない。また、炭素基セラミックスは黒鉛をマトリックスにして炭化珪素(SiC)、炭化ほう素(B₄C)を適量分散させた材料である。本材料は市販黒鉛に比べて強度面で優れている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。組織(開気孔率)、組成(特にSiC量)の異なる素材を使用した。表1に本研究で用いた炭素基セラミックスの主な組成、比重、開気孔率、室温曲げ強度をまとめた。モリブデン単結晶、炭素基セラミックスともに初期形状は厚さ約10 mmの板であり、ブロック状試料(10 mm×10 mm×15 mm)を切り出した。一方金属系ろう材として、核融合研究で実績のあるジルコニウム(Zr)といった活性金属、白金(Pt)、パラジウム(Pd)といった貴金属を用いた。いずれも形状は100~200 μmの薄板であった。なお、パラジウム粉末と合金元素粉末を適量混合したパラジウム合金を試作し、有機溶媒を加えてペースト状にしてろう付に用いた。合金元素として貴金属系元素であるニッケル(Ni)、銀(Ag)、白金、炭素基セラミックス成分の一つであるけい素(Si)および活性金属であるチタン(Ti)を選択した。なお、けい素に限り添加量を5~25質量%とし、その他の元素添加量は一律10質量%とした。

ろう付は以下の手順で行った。下から炭素基セラミックス、ろう材、モリブデン単結晶、重りの順に積み重ねたものを真空加熱炉に入れた。真空度は10⁻³ Pa以下で、所定のろう付温度に120 s保持した後、炉内で自然冷却させた。ろう付温度は、パラジウム(1473~1873 K)、パラジウム合金(1673 K)、ジルコニウム(2173 K)、白金(2073 K)とした。

ろう付した試料から、幅4 mm、長さ30 mm、厚さ1.3~1.7 mmの短冊状試験片を切り出した。三点曲げ試験は室温でクロスヘッド速度0.017 mm/sの条件で行った。いずれの

試験片も脆性破断したので、破断時の荷重から強度を算出した。また、走査型電子顕微鏡により破面観察を行い、破壊開始点、伝播経路等を調べた。また、SEMにより接合部近傍の組織を観察し、ろう付層と“変質層”の厚さを測定した。さらに、接合部近傍の組成はEPMAにより調べた。ここで、変質層はろう付層近くで炭素基セラミックスが変色している領域のことである。変質層ではろう材成分が検出され、同時に炭素基セラミックス成分であるけい素が低減していた。したがって、炭素基セラミックスの組成が変化した領域と言える。

3. 結果

(1) 金属ろう材、炭素基セラミックスの検討⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾

まず、用いた金属ろう材の種類が接合部近傍の組織に及ぼす影響⁽²⁰⁾⁽²¹⁾について述べる。なお、パラジウムのろう付温度は1773 Kとした。図1はパラジウムを用いてろう付したCCb-1材とモリブデン単結晶の接合部近傍の組織(二次電子像)と組成(カラーマッピング)を示したものである。図1ではろう付層の厚さが約140 μmであったが、他の継手においてもろう材あるいは炭素基セラミックスの種類に関係なく同程度であった。また、ろう付層は全体的にパラジウムに富んだ相で構成されていたが、ろう付層と変質層の境界に層状のモリブデンに富んだ相が認められた。一方、変質層の厚さはろう材および炭素基セラミックスの種類に影響を受けた。パラジウム、白金の場合には変質層が確認できたが、ジルコニウムの場合にはほとんど確認できなかった。また同じろう材を使用しても、炭素基セラミックスに含まれるSiC量が多いほどまた開気孔が多いほど変質層の厚さが増加する傾向を示した。以上の結果はつぎのように説明される。まず、ジルコニウムは代表的な炭化物生成元素である⁽²²⁾⁽²³⁾。このため、ろう付層と炭素基セラミックスの境界に化合物層(炭化物)を形成し易く、結果的にろう材成分の侵入が抑制される。一方、パラジウム、白金は代表的なシリサイド生成元素である⁽²²⁾⁽²³⁾。このため、これらの元素は炭素基セラミックス成分の一つであるけい素(あるいはSiC)と優先的に反応し、ろう材成分侵入とけい素低減が促進される。後述するように、化合物層の形成およびろう材成分の侵入はいずれもモリブデンと炭素基セラミックスの接合に密接に関係するが、後者に関わる“変質”は素材劣化を引き起こす。

つづいて、ろう材および炭素基セラミックスの種類が継手強度に及ぼす影響⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾について述べる。なおジルコニウムはTZM合金とCFC材のろう付に適していると報告されているが⁽¹²⁾⁽¹⁵⁾、本研究で用いたところ継手強度は高々40 MPaであった。そこで、以下の本稿では貴金属系ろう材の結果について紹介する。図2に継手強度を比較したが、ろう材だけでなく炭素基セラミックスの種類にも影響を受けた。また、継手強度はかなり大きなばらつきを示したが、全体的に炭素基セラミックス素材に比べて劣化していた。つづいて、継手強度に及ぼす炭素基セラミックスの組織と組成の影

表1 用いた炭素基セラミックスの主な組成と諸特性。

材料名 (略称)	化学組成(質量%)			比重 (Mg/m ³)	開気孔率 (%)	破断強度 (MPa)
	SiC	B ₄ C	C			
CCa-1	30	15	Bal.	1.99	3	135-155
CCa-2	42	8	Bal.	2.3	2	165-185
CCb-1	19	13	Bal.	1.88	13	175-185
CCb-2	19	13	Bal.	1.93	9	140-155

図1 パラジウムを用いてろう付した CCb-1 材とモリブデン単結晶の接合部近傍の組織および組成, Mo: モリブデン単結晶, Bl: ろう付層, MI: 変質層, CC: 炭素基セラミックス素材部.

図2 継手強度に及ぼすろう材および炭素基セラミックスの種類の影響.

響について, パラジウムを用いた場合に限ってさらに詳細な検討を行った. 開気孔率が比較的小さい炭素基セラミックスの場合(CCa-1, CCa-2 材), SiC 含有量(あるいは Si 量)が多い方が全体的に高い継手強度を示した. 一方 SiC 含有量

が比較的少ない炭素基セラミックスの場合(CCb-1, CCb-2 材), 開気孔率が大きい方が高い継手強度を示した. 興味深い点は, 素材の強度が高い炭素基セラミックスの方が高い継手強度を示したことである. いずれの継手も破断箇所はろう付層と炭素基セラミックスの境界およびそれに隣接した変質層であったが, さらに詳しくは後述する.

図2で明らかなように, 継手強度に大きなばらつきが現れた. この結果は, 破断様相を考慮すれば, 以下のとおりに説明できる. 図3はパラジウムを用いてろう付した CCa-1 材とモリブデン単結晶における代表的な破面写真である. なお, 本継手の強度は 65 MPa であった. 破面は黒っぽい部分と灰色部分で占められていた. SEM の高倍率写真から, 黒っぽい部分および灰色部分はそれぞれ変質層およびろう付層と変質層の境界であると判断された. つぎに, 図4はこのような破断様相と継手強度の相関性を示したものである. 図より, 第一に破面に占める黒っぽい部分の割合とともにほぼ直線的に継手強度が増加した. 一般に破壊は最も脆弱であるろう付層と変質層の境界付近から開始する. しかしながら,

図3 代表的な破面写真(継手強度: 65 MPa).

図4 パラジウムを用いてろう付した炭素系セラミックスとモリブデン単結晶の継手強度と破断様相の相関性.

このような脆弱な個所の強度が増加するに伴い、破断は境界に沿ってだけでなくそれに隣接した変質層をも伝播するようになる。第二に、高い強度を持った炭素系セラミックスの方が全体的に高い継手強度を示した。さらに、黒っぽい部分の割合 $F=100\%$ に外挿した継手強度の値は変質層の強度に対応するものと考えられる。したがって図より、CCa-1, CCa-2 材に対する変質層の強度はそれぞれ約 90 MPa, 130 MPa と見積もることができる。以上の結果から、接合機構について以下のように推察できる。まず、ジルコニウムの結果を考慮すれば、炭素系セラミックスへのある程度のパラジウム侵入がろう付層と変質層の境界における化合物層の形成とともに

に濡れ性確保の観点から必要である。しかしながら、パラジウム侵入は同時に炭素系セラミックスの“変質”, “劣化”を伴う。いずれにしても、SiC 量の多い炭素系セラミックスの方が全体的に高い継手強度を示したのは、変質層厚さの増加によるものではなくて素材強度の違いによるものと言える。

(2) 最適ろう付条件(ろう付温度)の検討⁽²⁶⁾

(1)から判断すれば、現段階で最適ろう付材と炭素系セラミックスはそれぞれパラジウムと CCa-2 材である。そこで、パラジウムを用いてろう付温度を 1473~1873 K の範囲で変えて実験を行った。この理由は炭素系セラミックスに対するろう付材の濡れ性あるいは反応性を変え、最適条件を確立するためである。

まず、ろう付層の厚さはろう付温度に関係なくほぼ同程度であった。一方、図5に示すように、変質層の厚さはろう付温度とともに著しく増加した。また、接合部近傍の組織を詳細に調べたところ、低い温度側ではろう付層と変質層の境界に沿って空隙、微小亀裂等が観察された。この原因としてろう付材の湯流れが悪い、ろう付材成分元素と炭素系セラミックス成分元素の反応が不十分であることなどが挙げられる。一方高い温度側でも、ろう付層内に粗大な空隙およびろう付層を横断した亀裂等が観察された。この原因として、冷却時に発生する熱応力の増加が挙げられる。なお変質層では、これまでの結果⁽²⁰⁾⁻⁽²³⁾と同様に、パラジウムが検出されると同時にけい素の低減が認められた。

図6に継手強度に及ぼすろう付温度の影響を示した。実験データにばらつきが見られたが、1673 K のろう付温度において全体的に最も高い値を示した(100~140 MPa)。低い温度の場合(1473 K)、大部分の継手は 100 MPa 以上で破断したが、一部の継手はかなり低い強度で破断した。また高い温度の場合(1873 K)、1本の継手を除いていずれも 100 MPa 以下で破断した。なお、いずれの継手においても破断箇所はろう付層と炭素系セラミックスの境界および変質層であった。

(1)において、継手強度と破断様相に相関性があることを明らかにした。また、破面全体が黒っぽい部分(変質層)で占められる場合、継手強度は変質層の強度に対応することを指摘した。そこで、各ろう付温度における継手強度と破断様相の結果から変質層の強度を見積もった。1473~1773 K の範囲では変質層の強度はほとんど一定(120~140 MPa)であったが、1873 K で少し低下する傾向を示した。したがって、ろう付温度を変えただけでは炭素系セラミックスの劣化が不可避であり、あまり影響を受けないことが示唆された。また、低温度側あるいは高温度側で出現する様々な溶接欠陥を考慮すれば、パラジウムを用いる場合の最適ろう付温度は 1673 K であると結論された。

(3) 継手強度の改善方策⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾

(1), (2)の結果を踏まえて、さらに継手強度を改善する目的で少量の元素を添加したパラジウム合金を試作してろう付に用いた。なお、本研究において炭素系セラミックスは CCa-

図5 変質層の厚さに及ぼすろう付温度の影響.

図6 継手強度に及ぼすろう付温度の影響.

2材を、またろう付温度は1673 Kを選んだ.

図7でろう付層と変質層の厚さに及ぼす添加元素の影響を比較した. まず, ろう付層の厚さは80~160 μmで, 添加元素の違いによる差は認められなかった. 一方, 変質層の厚さは添加元素の影響を受けた. 銀添加の場合, 変質層の厚さは未添加と同程度であった. しかしながら, 変質層の厚さはニッケル添加により著しく大きくなり, また白金, けい素, チタン添加により小さくなった. 特にけい素の場合, 20質量%以上添加すれば変質層がほとんど見られなくなった. 平衡状態図⁽²²⁾によれば, いずれの元素を添加してもパラジウムの熔点(約1825 K)が低下する. 例えばけい素の場合, 10質量%で約1523 K(Pd_5Si_2)に, また20質量%で約1373 K(PdSi)になる. ニッケル添加による変質層厚さの増加は, 熔点の低下に関係した湯流れ性の増加および炭素基セラミックス成分との反応促進によるものと解釈される. しかしながら, それ以外の元素添加の結果は単純に熔点低下で説明できない. 接合部近傍での組成を調べたところ, チタン添加の場合を除いて, ろう付層と変質層の境界に沿ってモリブデンに富んだ相が形成されていた. 一方チタン添加の場合, この境界に層状のチタンに富んだ相が形成されていた. チタンはジルコニウムなどと同じく炭化物生成元素⁽²³⁾である. したがってチタン添加の場合, 熔点低下による湯流れ性の増加とチ

図7 ろう付層と変質層の厚さに及ぼす添加元素の影響.

タンに富んだ相形成によるパラジウム侵入の抑制効果が打ち消し合ったためと推察される. またけい素はすでに述べたようにシリサイド生成元素⁽²³⁾である. 変質層形成の機構として, ろう材成分であるパラジウムと炭素基セラミックス成分であるけい素の反応を想定している. したがって, ろう材であるパラジウムに予めけい素を添加した場合, 炭素基セラミックスへのパラジウム侵入が抑制されると同時にけい素低減も抑制されたものと推察される.

図8に継手強度に及ぼす添加元素の影響を比較した. これまでと同じく実験データに大きなばらつきが現れたが, 以下のことが明らかになった. まずニッケル, 銀, 白金添加の場合, 100 MPa以上の値を示した継手はわずかで, 大部分はそれ以下の低い値であった. これに対して, けい素(120~155 MPa)およびチタン(115~170 MPa)をそれぞれ10質量%添加した場合, 継手強度は未添加に比べて全体的に高い値を示した. 特にチタン添加の場合, 一部の継手は炭素基セラミックス素材(165~185 MPa)と同程度に高い値を示した. またけい素添加の場合も, 添加量の増加に伴い継手強度が増加して15質量%付近で全体的に最も高い値を示した. なお20質量%添加した場合でも, 継手の1本だけが素材と同等に高い値を示した. いずれの継手においても, これまでと同様に, 破断箇所はろう付層と変質層の境界および変質層であった. また, 継手強度の増加に伴い変質層で破断する傾向が増加した.

チタンおよびけい素添加による継手強度の改善は以下のように説明される. まずけい素添加の場合, 継手強度と破断様相の相関性から変質層の強度を見積もり, 図9に変質層の厚さに対してプロットした. 図より, 変質層の劣化が変質層厚さの減少とともに軽減した. なお, 変質層がほとんど見られなくなるけい素添加量は20質量%である. したがって, けい素添加によりパラジウム侵入が抑制されると同時に炭素基セラミックスにおけるけい素低減が抑制され, 結果的に変質層の劣化が軽減されたものと解釈される. 一方チタン添加の場合, ある程度の厚さの変質層が形成されたにもかかわらず

図8 継手強度に及ぼす添加元素の影響.

図9 変質層の強度と変質層厚さの関係.

に、全体的に非常に高い継手強度を示した。したがって、このような継手強度の改善は変質層劣化の軽減だけでなく、ろう付層と変質層の境界に形成された化合物層の違いにも関係することが推察される。

4. 最 後 に

本研究では高融点金属であるモリブデンと炭素基セラミックスを比較的融点の高い金属を用いてろう付法により接合することを目的とした。そして、得られた継手の特に機械的強度を評価し、最適なろう材、炭素基セラミックスおよびろう付温度を確定することを試みた。さらに、継手強度の改善を目指した研究に取り組むとともに、これら異種材料の接合機構についても検討を行った。接合部近傍の組織・組成、継手強度、破断様相を総合的に検討した結果、ろう付層を介したモリブデンと炭素基セラミックスの接合はつぎの二つの機構が主要な役割を果たしているものと推察された。第一は炭素基セラミックスへのろう材成分侵入に関係する濡れ性であり、第二はろう材成分と炭素基セラミックス成分による化合物層の形成である。なお、前者は同時に炭素基セラミックス

自体の変質、劣化を引き起こす。現在、これまでに得られた成果と知見を基にして、より一般的な金属系構造材料であるステンレス鋼と炭素基セラミックスのろう付に取り組み始めたところである。今後、実用化を目指したこの方面での研究開発が望まれる。

文 献

- (1) 大森 明：金属，(1986年5月)，p. 9.
- (2) 平岡 裕：金属，(1993年5月)，p. 2.
- (3) Y. Hiraoka: Int. J. Refr. Met. & Hard Mater., **11**(1992), 89.
- (4) Y. Hiraoka: Int. J. Refr. Met. & Hard Mater., **11**(1992), 303.
- (5) 平岡 裕：高温学会誌，**19**(1993)，216.
- (6) 平岡 裕：高温学会誌，**20**(1994)，4.
- (7) Y. Hiraoka and T. Igarashi: Proc. 5th Int. Conf. on Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Bonding, Aachen, (1998), p. 351.
- (8) 杉本克晶：日本金属学会会報，**22**(1983)，3.
- (9) M. G. Nicholas and D. A. Mortimer: Mater. Sci. Tech., **1**(1985)，657.
- (10) H. Mizuhara: Adv. Mater. & Process. inc. Metal Progress, (1987)，p. 53.
- (11) 石田洋一：日経メカニカル，(1987年5月)，p. 87.
- (12) I. Smid, E. Kny, K. Koizlik, J. Linke, H. Nickel and E. Wallura: Fusion Technology, eds. A. M. Van Ingen, A. Nijsen-Vis and H. T. Klippel, Utrecht, (1988)，p. 1071.
- (13) Z. Mirski and R. Lison: Proc. of 13th Int. Plansee Sem., eds. H. Bildstein and R. Eck, Reutte-in-Tirol, (1993)，p. 924.
- (14) S. Deschka, M. Akiba, G. Breitbach, H. Hoven, G. Kneringer, J. Linke, H. Nickel, N. Reheis and E. Wallura: Proc. of 13th Int. Plansee Sem., eds. H. Bildstein and R. Eck, Reutte-in-Tirol, (1993)，p. 1053.
- (15) I. Smid, E. Kny, N. Reheis and H. Nickel: Proc. of 12th Int. Plansee Sem., eds. H. Bildstein and H. M. Ortner, Reutte-in-Tirol, (1989)，p. 961.
- (16) P. A. Hahn, M. Scheerer, I. Smid, E. Kny, W. Hohenauer, J. Linke and N. Reheis: Proc. of 14th Int. Plansee Sem., eds. G. Kneringer, P. Rodhammer and P. Wilhartiz, Reutte-in-Tirol, (1997)，p. 154.
- (17) S. Deschka, B. Streibl, L. Plochl and P. Rodhammer: Proc. of 14th Int. Plansee Sem., eds. G. Kneringer, P. Rodhammer and P. Wilhartiz, Reutte-in-Tirol, (1997)，p. 74.
- (18) T. Fujii, R. Watanabe, Y. Hiraoka and M. Okada: J. Less-Common Met., **96**(1984)，297.
- (19) 平岡 裕，藤井忠行：高温学会誌，**13**(1986)，52.
- (20) Y. Hiraoka and S. Nishikawa: Int. J. Refr. Met. & Hard Mater., **14**(1996)，311.
- (21) 平岡 裕，平櫛敬資：粉体および粉末冶金，**45**(1998)，356.
- (22) M. Hansen: Constitution of binary alloys, McGraw-Hill, (1958).
- (23) 岩本信也：材料科学，**22**(1986)，185.
- (24) Y. Hiraoka: Interface Science and Materials Interconnection, Proc. of JIMIS-8, The Jpn. Inst. of Met., Tateyama, (1996)，p. 531.
- (25) Y. Hiraoka and K. Hiragushi: Proc. 5th Int. Conf. on Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Bonding, Aachen, (1998)，p. 353.
- (26) 中野信二郎，平岡 裕，西川 進，平櫛敬資：粉体粉末冶金協会講演概要集，平成九年度秋季大会，(1997)，p. 92.
- (27) 平岡 裕，山本慎也，西川 進，平櫛敬資：第7回機械材料・材料加工技術講演会講演論文集，日本機械学会，(1999)，p. 279.
- (28) Y. Hiraoka, S. Yamamoto, S. Nishikawa and K. Hiragushi: to be presented at IBSC2000, Albuquerque/NM, (2000).