

高温ナトリウム中における自己融着試験(III)

自己融着現象の温度依存性

1975年1月

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター

複製又はこの資料の入手については、下記にお問い合わせ下さい。

〒311-13 茨城県東茨城郡大洗町成田町4002

動力炉・核燃料開発事業団 大洗工学センター

システム開発推進部 技術管理室

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to:
Technology Management Section, O-arai Engineering Center, Power Reactor
and Nuclear Fuel Development Corporation 4002, Narita O-arai-machi Higashi-
Ibaraki-gun, Ibaraki, 311-14, Japan

動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development
Corporation)

1975年1月

高温ナトリウム中における自己融着試験(Ⅲ)

自己融着現象の温度依存性

報告者 溝淵 庄太郎*

加納 茂機*

中山 紘一*

滑川 優*

大和田 哲郎*

厚母 栄夫*

期間 1974年4月1日～1974年12月25日

目的 高温ナトリウム中における各種材料の自己融着性の比較と、自己融着現象の基礎的な知見を得る。

要旨 前報(SN-941-73-12, N941-74-18)で600°Cナトリウム中における各種材料の自己融着性について調べたが、今回はナトリウム温度を650°C, 700°Cとし、又接触面積を変化させて各種材料の温度依存性、および形状効果について試験した。これによって次の結果が得られた。

1. SUS316ステンレス同志では、1,100kgの融着力が生じた。又、この融着力は650°C, 700°Cでも同程度の値であった。
2. 650°Cまでのナトリウム温度では見掛け上の接触面積に融着力は影響されるが、700°Cになるとほとんど影響されなくなる。
3. SUS316ステンレスとSUS420ステンレスの融着力は3,850Kgfも達し、破断後 $20\mu m$ 以上の金属移行がみられた。又、この組合せにおける融着挙動は境界域での合金元素の相互拡散によるものが大きい。
4. クロム・カーバイト材は、含有しているニクロム材が融着性を非常に高めることができた。すなわち100%のクロム・カーバイト材は融着性を示さなかった。

1975年1月

SELF-WELDING BEHAVIOR of VARIOUS MATERIALS in
a SODIUM ENVIRONMENT

(III) EFFECT of TEMPERATURE on SELF-WELDABILITY

Syotaro MIZOBUCHI*,
Shigeki KANOH*,
Kohichi NAKAYAMA*,
Masaru NAMEKAWA*,
Tetsuro OWADA* and
Hideo ATSUMO*

In this report,
the effect of temperature on self-weldability of materials with various contact areas was investigated in 650°C and 700°C sodium, while investigated in 600°C sodium in preceding reports (SN941 73-12 and N941 74-18).

The following results were obtained:

- (1) The self-welding force of the combination of SUS316 vs. SUS316 was approximately 1100kg at all of test temperatures (600°C, 650°C and 700°C).
- (2) The self-welding force of the combination of SUS316 vs. SUS316 was under the influence of the apparent contact area up to 650°C, but was not at 700°C.
- (3) The self-welding force of the combination of SUS316 vs. SUS420 came up to 3850kg and the metal transfer of more than 20um was observed after tensile test.
Also, the self-welding behavior of this combination mainly results from the interdiffusion of alloy elements at the boundary layer.
- (4) The nichrome binder contained in chrome carbide material promoted the self-weldability and 100% of chrome carbide did not indicate the self-weldability.

* Sodium Technology Section, Sodium Technology Division,
Oarai Engineering Center.

目 次

1. まえがき	1
2. 実験方法	2
2-1 実験装置及び試験条件	2
2-2 試験片の形状及び化学成分	2
2-3 解析方法	2
3. 試験結果	6
3-1 各種材料の破断試験	6
3-2 試験後の表面状況観察	9
3-2-(1) SUS 316 ステンレス同種材組合せ	9
3-2-(2) SUS 316 と SUS 420 の異種材組合せ	21
3-2-(3) Ni およびその他の材料	23
4. あとがき	39
5. 文 献	44

List of Figures

- Fig-1 A Sketch of Self-Welding Equipment.
- Fig-2 Dimension of Specimen.
- Fig-3 Analytical Procedure.
- Fig-4 Changes of Breakaway Force of the Combinations of Various Material.
- Fig-5 Relations of Breakaway Force versus Apparent Contacting Area on SUS316 Material.
- Fig-6 Relations of Breakaway Force versus Testing Temp. on the Combinations of Various Materials.
- Fig-7 Results of Analysis on the Contact Surface after Test in 700°C Na.
- Fig-8 Results of Analysis on the Contact Surface after Test in 700°C Na (Apparent Contact Area : 110mm²).
- Fig-9 The Fracture Surface of upper Specimen (SUS316) after Tensile Test under 990kg.
- Fig-10 The Fracture Surface of lower Specimen after Tensile Test under 990kg.
- Fig-11 The Fracture Surface of SUS316 (contacting Area : 440mm²) after Tensile Test under 1120kg.
- Fig-12 Change of Microhardness on the Contacting Surface after Tested (SUS316-SUS316 Couple).
- Fig-13 Micrographs of the Fracture Surface after Tensile Test under 1680kg.
- Fig-14 Typical Appearance of Metal Transfer on SUS316 Stainless Surface after Tensile Test under 3850kg.
- Fig-15 Results of XMA Analysis on the Fracture Surface of SUS420 Side after Tensile Test.
- Fig-16 Results of XMA Analysis of SUS316 coupled with SUS420 after Self-Welding Test.
- Fig-17 Schematic Diagram of the Nickel on the Self-Welding Region.
- Fig-18 Relation between Diffusion Coefficient and Testing Temp. on the Self-Welding Test.
- Fig-19 Results of XMA Analysis of the Interface Region of SUS316 vs. SUS420.
- Fig-20 Change of Microhardness of the Interface on SUS420 vs. SUS316.
- Fig-21 Results of the Fracture Surface of SUS316 combined with Ni after Tensile Test under 1620kg.
- Fig-22 Results of the Fracture Surface of Ni combined with SUS316 after Tensile Test under 1620kg.

Fig-23 Results of Analysis on the Interface Region of Ni Coating before and after Test.

Fig-24 Stereographs of the Hard Chrome Plating on the Testing Surface.

Fig-25 Results of Analysis on the Fracture Surface after Tested in 650°C Na.

Fig-26 Results of Analysis on the Testing Surface of LC-IC and LW-5 coated by D-gun.

List of Tables

Table-1 Conditions of test.

Table-2 Chemical Composition of Materials.

Table-3 Manufacturing Method of Specimens.

Table-4 Summary of the Results of Self-Welding Test.

Table-5 Results of the Tensile Test of Self-Welded Specimens.

Table-6 Change of the true Contact Region on SUS316 after Tested.

1 まえがき

高温ナトリウム中(600℃)でSUS316ステンレス同志を加圧接触した場合、完全に自己融着を起こし、融着力も450kgに達した。そして、一般に、ナトリウム弁等で使用されているステライトNo.6とSUS316の組合わせでも245kgの融着力が生じた事をこれまでの試験から明らかになった。^(1, 2) このほか、燃料集合体のパッド部材として注目されている炭化物系材の試験でもペインダーに使用しているNi, Ni-Cr材が高温ナトリウム中で優先拡散を起こし、自己融着性を増すことが指摘された。しかし、材料によっては、自己融着性を全く、示さないものもあり、これらの組合わせについて、数種類選定することが出来た。

今回は、ナトリウム温度を650℃および700℃とし、又接触面積を変化させて、各種材料の温度依存性、および形状効果について、試験を行なった。これらについて報告する。

2 実験方法

2-1 実験装置及び試験条件

前回使用した装置^{1) 2)}を用いた。装置の概要図を図-1に示す。今回の試験はNa技術開発室の中純度材料試験ループのF-11ポートが用いられた。なお、このループのコールド・トラップ温度は150°Cである。

試験条件は表-1に示す。

Table-1 Conditions of Test

Specimen No.	Na temp. (°C)	Test load (kg)	Na flow rate (l/min)
9-1~9-15	650	880	0.3
10-1~10-12	700	880	0.3

2-2 試験片の形状及び化学成分

試験片の形状は前回使用したものと類似したもので、図-2に概略寸法を示す。この試験片で上・下の接触面とも、SUS316, SUS420ステンレスは600#エメリー研磨して試験面とした。又、材料の化学成分を表-2に、各試験片の製作方法を表-3に示す。なお、これらの製作方法の詳細については前報⁽²⁾に記述されているが、この製作方法のなかで、韌性のある被溶射物(母材)上に肉盛処理を行う時、冷間のまま(冷間とは一般に再結晶温度以下を示すが、今回の肉盛処理では200°C以下)で行える「Detonation Gun Coating」、「Plasma Gun Coating」、「Wire Explosion Coating」および「Electroplating」方法等が、特に今後高速増殖炉の構造物に応用して、耐融着性を増す手段として、より有効となると思われる。最近の米国のFFTFの設計指針から、例えば集合体のパッド部の材料は従来のOxy-Acetylene Gas Weldによって肉盛によるHard facing材は、肉盛時母材への熱影響が大きく、熱歪、および加工上にも問題があり、特に集合体のラッパー管は20%冷間加工を行ない、スウェーリングに耐えられる様にしてあるが、これが肉盛時加熱され、この効果がなくなる恐れがあるので、これらの一連のHard facing材は使用できないとしている。⁽³⁾

2-3 解析方法

前報⁽²⁾と同様に図-3の項目にそって行なった。今回はステンレス材の試験が主であったので、ほとんどの組合せ材で自己融着が起り、これらをインストロン引張試験機にて引張破断し、これから材料の融着挙動の解析をした。又、引張破断後の表面アラサ測定および接触表面における加工硬化状況についても夫々調べた。

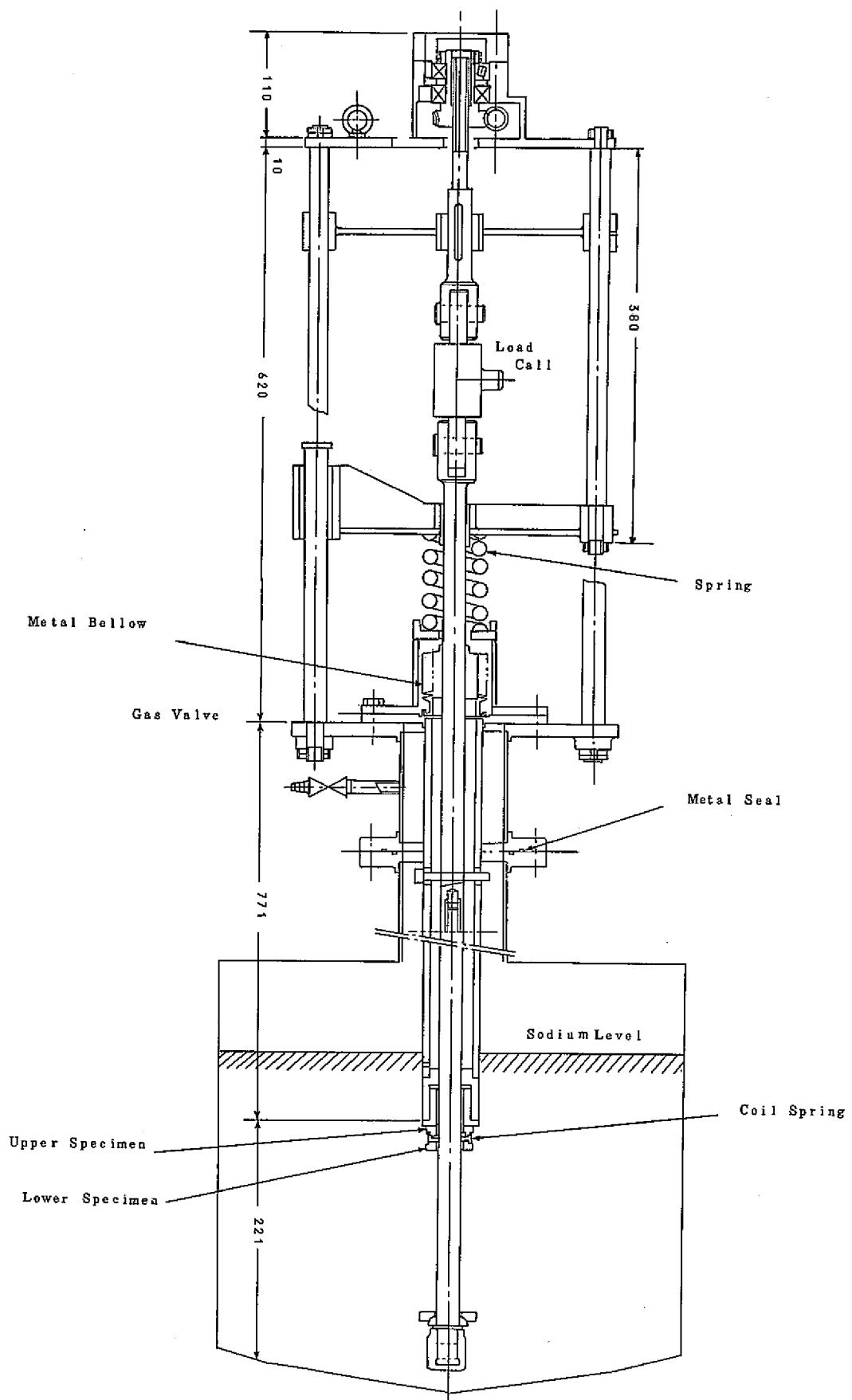


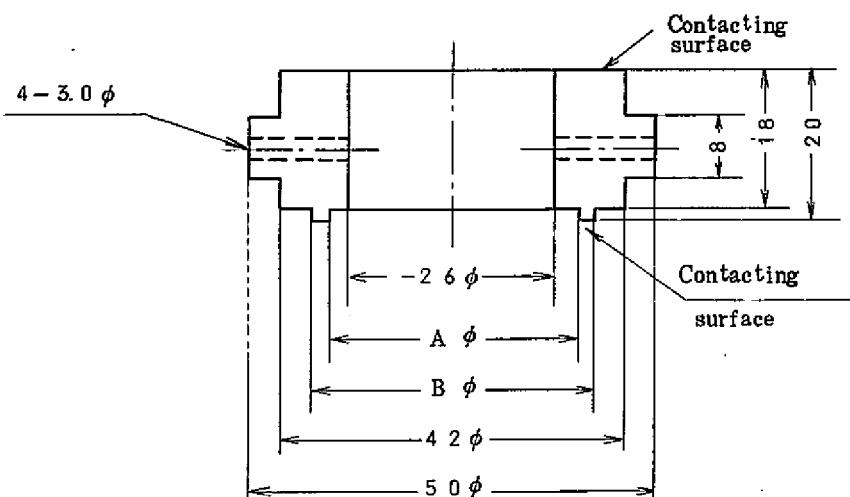
Fig-1 A Sketch of Self-Welding Equipment

Table-2 Chemical Composition of Materials (Wt%)

Materials	C	Si	Ni	Cr	Fe	Mn	B	Mo	W	Co
Stellite No 6	1.04	1.17		28.65	0.27				4.20	Bal
Colmonoy No 6	0.75	4.25	73.75	13.50	4.75		3.00			
SUS 316	0.07	0.48	10.5	16.61	Bal	1.53		2.12		
SUS 420	0.20	1.0>		13.0	Bal	1.0>				
Mo								Bal		
W									Bal	
Ni			Bal							
Ni-Cr			Bal	2.0						
Hard chrome plating				100						
G - 2				94%WC + 6%Co						
LC - 1C				85%Cr ₃ C ₂ + 15%Ni-Cr						
LW - 5				25%WC + 5%Ni + W-Cr Carbide						

Table-3 Manufacturing Method of Specimens

Materials	Manufacturing Methods
LC - 1C LW - 5	Detonation Gun Coating on SUS316, Lapped
LC - 1C Mo W	Plasma Gun Goating on SUS316, Lapped
Mo W Ni Ni-Cr G - 2	Wire Explosion Coating on SUS316, As Sprayed, or Lapped
Hard Chrome	Electroplating on SUS316, AS Plated, or Lapped,
Stellite No 6 Colmonoy No 6	Oxy-Acetylene Gas Weld, Lapped,



A ϕ	35 \ast^1	34	33	31
B ϕ	35 \ast^1	36	37	39

\ast Semi-spherical specimen

Fig. 2 Dimensions of Specimen.

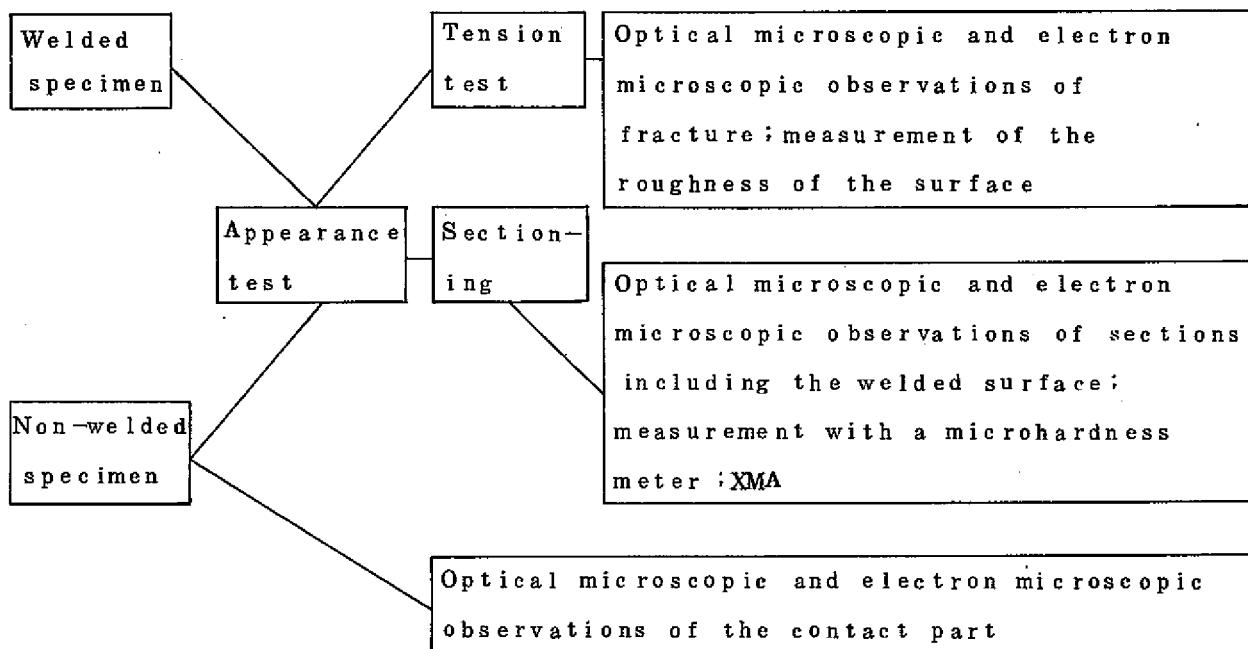


Fig. 3 Analytical procedure

3 試験結果

3-1 各種材料の破断試験

各材料の組合せにおける試験結果を表-4に示した。この表中で Weldability の項目中○印のものは、試験後アルコール処理し、引続き、超音波洗浄を行った後でも、試験片同志が接着したままの状態のものを示した。又、表中に各組合せにおける見掛け上の接触試験面積を示した。今回はナトリウム温度も高いことから、殆どの組合せで融着傾向が認められた。この表で注目すべき事は、融着傾向が非常に強い SUS 316 同志の試験でも、接触部の形状を球面状とし、試験後、試験片同志が分離したままの状態であった事である。この事は、650°C ナトリウム中でも、700°C でも見られた。接触面積が小になって面圧が高くなると、一般的には融着する可能性が大になるはずである。これらの自己融着試験は、高温ナトリウム中で試験片同志を加圧し、保持し融着後は常温まで冷却したのち、大気中で引張試験を行っている。このため、冷却中に剪断力が働きナトリウム中では融着していたものが分離した事も予想されるが、この組合せでは、一般に 1,000 Kg もの破断力が必要なものが、この様な形状にすることによって、冷却後、全く接着性を示さなかった。この事は今後融着を問題とする機器の設計に当って考慮する必要があろう。

表中の○印のものに關し、一部切断して、断面の組織解析に供したが、このほかはすべてインストロン試験機によって引張破断した。この時の破断力を表-5に示した。又、前報^(1, 2)で示した引張試験結果も、あわせて表示した。この引張試験の結果 SUS 316 と組合わさった SUS 420 材が最も大きな融着力を示し、この値は 3,850 Kg/C 也達した。又、比較的融着傾向が強い SUS 316 同志では最大 1,140 Kg であった。SUS 316 同志では 650°C から 700°C に試験温度を上昇させても、融着力はほとんど差がなく、又、見掛け上の融着面積が 110^{mm²} から 440^{mm²} の 4 倍になつても値に変化は示さなかつた。しかし、高温でフェライト相を呈する SUS 420 ステンレスと組合わさった場合、融着力が 3,850 Kg にも達することから、SUS 316 ステンレスでも表層部がナトリウムによる腐食によって、相変態（面心系→体心系）を起した後の融着性は、650°C で 2 倍以上 700°C では 4 倍以上の融着力を示すことが予想される。しかし、SUS 316 ステンレスの面心立方系のままで、最大の融着力は（今回の試験条件範囲） 1,100 kg 程度を示している。いわゆるナトリウム中で試験片を加圧することによって、真実に接触している面積で優先拡散が起り、この部分での引張強度が、母材の強度に達したため、この値（1,100 Kg）で飽和したものと思う。このことは面積を大にしても、融着力にあまり変化がなかつたことからもこの事が推定される。前者の温度が上昇した場合は、合金元素の拡散速度が増すことから、加圧の保持時間に關係する。（注・G. f. K. の実験⁽⁴⁾では 700°C では 24 hr 以上の保持時間になると融着力に差はなくなることが示されている。この場合、温度が下がるとこの時間も当然長くなろう。）又、このほかに温度上昇のため、材料自身のクリープ強度が低下し、真実の接触部でも、この事が考えられ、面積が大になり、この面積の部分全体が材料自身の強度に近づけば、当然、温度上昇によつ

Table 4 Summary of the Results of Self-Welding Tests

Specimen No.	Combination of materials			Apparent contact area (mm ²)	Weldability
9-1	SUS316	VS.	Cr plating (10μ)	220	○
9-2	SUS316	VS.	LCIC(85 Cr ₃ C ₂ -15%Ni+Cr) (plasma coating)	220	○
9-3	SUS316	VS.	Cr plating (40μ)	220	×
9-4	SUS316	VS.	100% Cr ₃ C ₂ (plasma coating)	220	×
9-5	SUS316	VS.	SUS420	57	○
9-6	SUS420	VS.	SUS316	192	○
9-7	SUS316	VS.	SUS420	770	○
9-8	SUS420	VS.	SUS420	197	○
9-9	SUS420	VS.	SUS316	220	○
9-10	SUS316	VS.	SUS316	46	×
9-11	SUS316	VS.	SUS316	123	○
9-12	SUS316	VS.	SUS316	224	○
9-13	SUS316	VS.	SUS316	576	○
9-14	SUS316	VS.	SUS316	1,162	○
9-15	SUS316	VS.	stellite No.6	880	○
10-1	SUS316	VS.	SUS316	880	○
10-2	SUS316	VS.	SUS316	line	×
10-3	SUS316	VS.	SUS316	110	○
10-4	SUS316	VS.	SUS316	220	○
10-5	SUS316	VS.	SUS316	440	○
10-6	SUS316	VS.	Ni (wire explosion coating)	110	○
10-7	Ni (wire explosion)	VS.	SUS316	220	○
10-8	SUS316	VS.	SUS316	line	×
10-9	SUS316	VS.	SUS420	220	○
10-10	SUS420	VS.	SUS316	440	○
10-11	SUS316	VS.	SUS420	880	○
10-12	SUS420	VS.	stellite No.6	880	×

ても、融着力は増すことが予想される。後者の見掛上の接触面積を増すことは、真実の接触部の頻度（真実接触点／単位面積）が小になることであり、この事が融着性にどの様に影響するかは接触点における拡散を生じさせるかどうかの確率の問題となろう。（注・真実接触面積（A_t） = $\frac{F}{T}$ で表わされ、ここで F は加圧力（kg），T は材料自身の高温硬度（kg/mm²）である。真実の接触面積だけが融着力に影響すると考えれば、見掛上の面積を大にしても耐融着性を増す手段として得策ではないことがわかる。）

例えは、拡散を生じさせるためには、試験片同志が原子間距離に近づかなければならぬ。一般に材料の表面には吸着層とか、酸化フィルムの生成された層があり、この層を破壊して接触した部分でのみ拡散が生じ、融着性を増すと考えれば、このフィルム等を破壊する確率^(※)が融着力に影響することが予想される。この様な考え方では見掛上の接触面積を小にした方がクリープ量も多く、又ナトリウムによってフィルムを破壊する確率が大であるので融着力も増すと思われる。見掛上の接触面積を大にして、面圧を小にした場合、ほとんどの材料では変化がないか又は下がる傾向にある。しかし、材料によっては融着力が増す事もある。表-5 の 700℃における SUS 316 とニッケルの組合せでこの事が示された。すなわち、見掛上の面積を 2 倍にして他の条件はすべて同一とした時、融着力は 1.3 倍となった。又、SUS316 同志でも 700℃では見掛上の面積を 2 倍にして面圧を小さくしても 130 kg でも融着力が増した。図-4 に各種材料別に、見掛上の接触面積の変化によって融着力がどの様に影響を受けるかをヒスト・グラフで示した。融着した材料自身の強度、および拡散層（合金層）の違いによても融着力は影響されるが（すなわち、融着傾向の強い材料がすべて融着力も大きいとは限らない。）この融着力はナトリウム弁のディスクとシート間や可動クランピング部パッド部間の様な軸方向のみの駆動を示すものでは、この値が重要な影響を与える。この様な部品には多少融着傾向があつても、融着力の弱い材料を選定すべきであろう。（しかし Na 弁のディスクとシートの組合せの如く、加圧、作動が繰り返えされる場合は融着破断後の表面アラサ状況によっても選定基準を設けなければならないだろう。又、融着力は弱いけれども、硬くて脆い金属間化合物等の拡散層が生成するような組合せも不適格である。）図-5 に SUS316 同志の場合における融着破断力と見掛上の接触面積との関係を示した。この図からも SUS316 材同志でも 700℃のナトリウム中では見掛上の接触面積を大にしても、融着力に差がないことがわかる。又、650℃でも、220 mm²（面圧で約 4 kg/mm²）までは、大差ないが、面積を 5 倍（面圧で約 1.5 kg/mm²）程度に大きくすると融着力は約半分になった。図-6 に試験温度に対する融着力の関係を示した。この図でも、SUS316 材同志で、融着力がある温度に達すると飽和するのがわかる。すなわち、見掛上の接触面積が 110 mm² であつても、840℃であつても融着力には差がない。この事は SUS316 同志の同一材料であつても、見掛上の接触面積の大・小

（※） 例えはナトリウムが境界に浸透し、フィルムを破壊する可能性、……この場合フィルムとナトリウムの高温ぬれ性が問題となる。

によって活性化エネルギーが異なるということを示している。これは融着力が真実の接触地域の拡散によってのみに(注・温度のバラメータに対して)影響されないことを示している。いわゆる温度が低くなった場合は、真実接触点の密度(頻度)に影響してくることが予想される。これらの事は他の材料の組合せでもみられるもので、各々の材料とも、これらの関係式を早く見い出さなければならない。

3-2 試験後の表面状況観察

3-2-(1) SUS316ステンレス同種材組合せ

図-7に相手の形状を半円球状にしたときの試験後の実体と光学顕微鏡組織および、表面のアラサを示した。この組合せでは、700°Cのナトリウム中で加圧しても、冷却後、融着せず分離した状態であった。しかし、光学組織上からは今まで観察されていた様な多数の粒状の真実接触部が見られた。又、表面のアラサ測定から $1.8 \mu m$ の塑性変形が認められ、見掛上の接触地域でのアラサは $1 \mu m$ にも達し、試験前のアラサ($0.2 \mu m$)と比べて非常に粗くなつた。この事から、この形状の試験片が試験後分離していたことは、この形状のものだけが融着傾向が無かつたことではなく、加圧、保持中に融着はしたが、この後の冷却により二次的応力がこの試験片間に作用し、分離したものと予想される。この事は高温ナトリウム中で融着後引張試験も同時に実行して、融着性の判断をしなければならない。(注・例えばSUS316同志が融着力 $1,100\text{kg}$ 程度で飽和するならば、形状として線接触の方が得策である。これは線接触で融着したとき剪断の応力によって破断しやすく、設計的に配慮することが可能である。)

図-8、9、10、11にSUS316ステンレス同志で、接触部の形状を幅 1mm 、 2mm 、 4mm の面接触の場合における表面観察状況を示す。これらの融着力(引張破断力)は各々、 $1,140\text{kg}$ 、 990kg 、 $1,120\text{kg}$ であり、これから3つとも同程度の値が得られた。融着力の表面の粗さはいずれも試験前より粗れており、最大 $2 \mu m$ にも達した。又、融着域には各々とも粒状の真実の接触部が多数観察されており、これらの粒状形態は相手材と対応している。見掛上の接触面積の小のものは、真実接触点も小さく、かつ密に分布している。表-6に各々における分布を示した。

※(1)

ここで、真実接触点が見掛上の接触面積の小さい場合で、より細粒となっている事は、以下の原因からきたものと予想される。組織上で観察される真実接触点は、引張破断したときの最終破断部と見なされ、周囲の黒い部分も真実接触域と考えられる。見掛上の接触面積が小のときは接触点が密であり、お互いの点は干渉しあっていることがわかる。このため、引張破断時の最終接触部は細粒となって観察されたものと思われる。

※(1) 見掛上の接触面積は、文中の試験面の面積をさす。

Table-5 Results of the Tensile Test of Self-welded Specimens.

Specimen No.	Sodium temp. (°C)	Combination of Materials			Apparent Contact Area (mm²)	Contact Pressure (kg/mm²)	Breakaway Force (kg)
2-2	600	SUS316	V.S.	Ni	220	4.0	658
2-3	600	SUS316	V.S.	Ni-Cr	220	4.0	672
2-4	600	G-2	V.S.	Mo	220	4.0	20
2-6	600	SUS316	V.S.	W	220	4.0	91
2-9	600	SUS316	V.S.	LW-5	220	4.0	270
2-10	600	SUS316	V.S.	stellite No 6	220	4.0	245
2-12	600	SUS316	V.S.	Ni-Cr	840	1.1	442
2-14	600	SUS316	V.S.	W	840	1.1	30
2-15	600	SUS316	V.S.	SUS316	840	1.1	193
9-1	650	SUS316	V.S.	Cr Plating	220	4.0	140
9-2	650	SUS316	V.S.	LC-1C (Plasma Coating)	220	4.0	560
9-5	650	SUS316	V.S.	SUS420	57	15.4	1,680
9-6	650	SUS316	V.S.	SUS420	192	4.6	200 ^{※1}
9-7	650	SUS316	V.S.	SUS420	770	1.1	1,000 ^{※2}
9-8	650	SUS420	V.S.	SUS420	197	4.5	770
9-11	650	SUS316	V.S.	SUS316	123	7.0	970
9-12	650	SUS316	V.S.	SUS316	224	3.9	960
9-13	650	SUS316	V.S.	SUS316	576	1.5	470
9-14	650	SUS316	V.S.	SUS316	1,162	0.75	0
10-3	700	SUS316	V.S.	SUS316	110	8.0	1,140
10-4	700	SUS316	V.S.	SUS316	220	4.0	990
10-5	700	SUS316	V.S.	SUS316	440	2.0	1,120
10-6	700	SUS316	V.S.	Ni (wire explosion)	110	8.0	1,240
10-7	700	SUS316	V.S.	Ni (")	220	4.0	1,620
10-9	700	SUS316	V.S.	SUS420	220	4.0	3,850
10-10	700	SUS316	V.S.	SUS420	440	2.0	2,180 ^{※2}

^{※1} Result doubtful^{※2} Non-Rupture

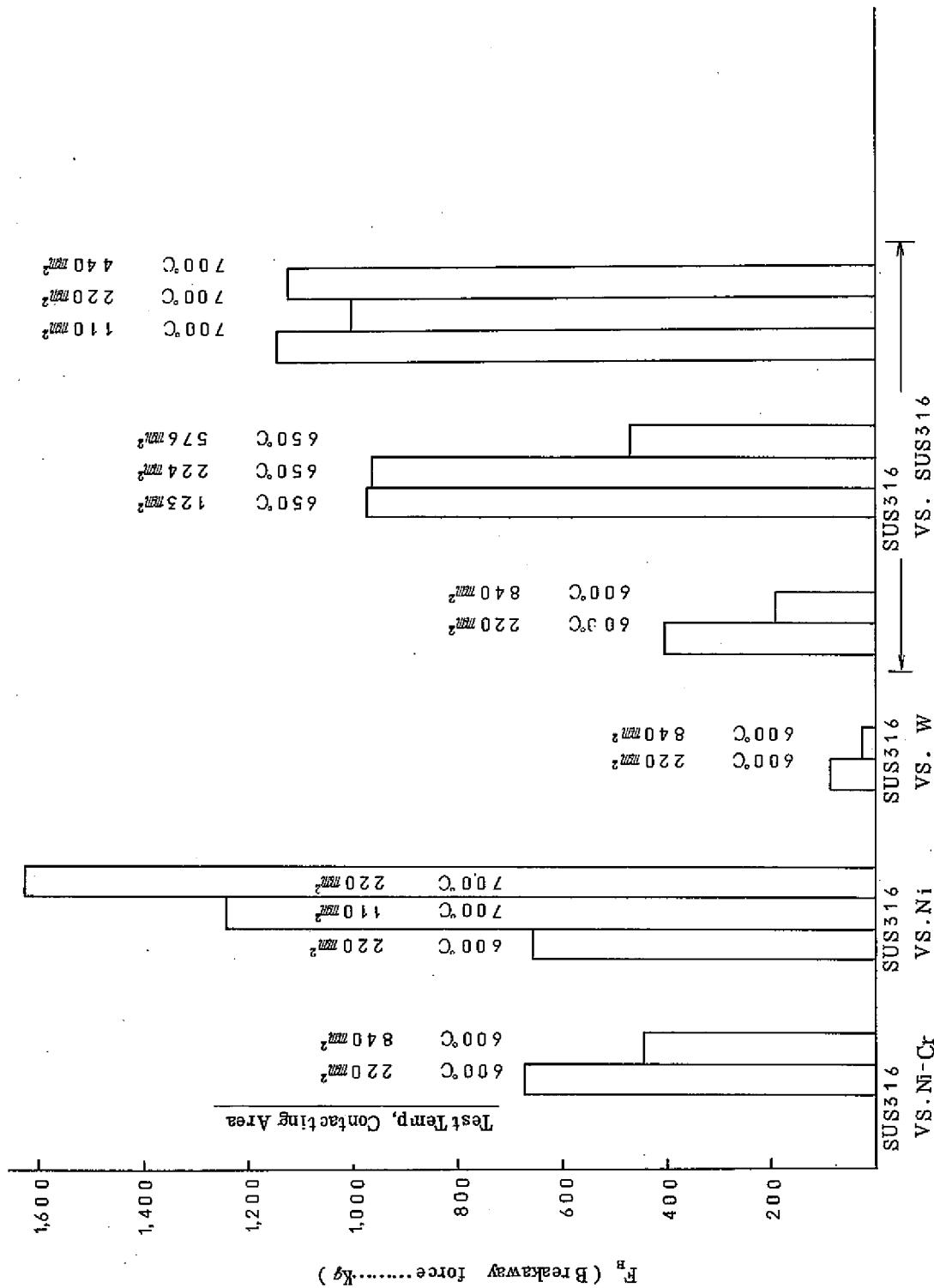


Fig 4 Changes of Breakaway Force on the Combinations of Various Material

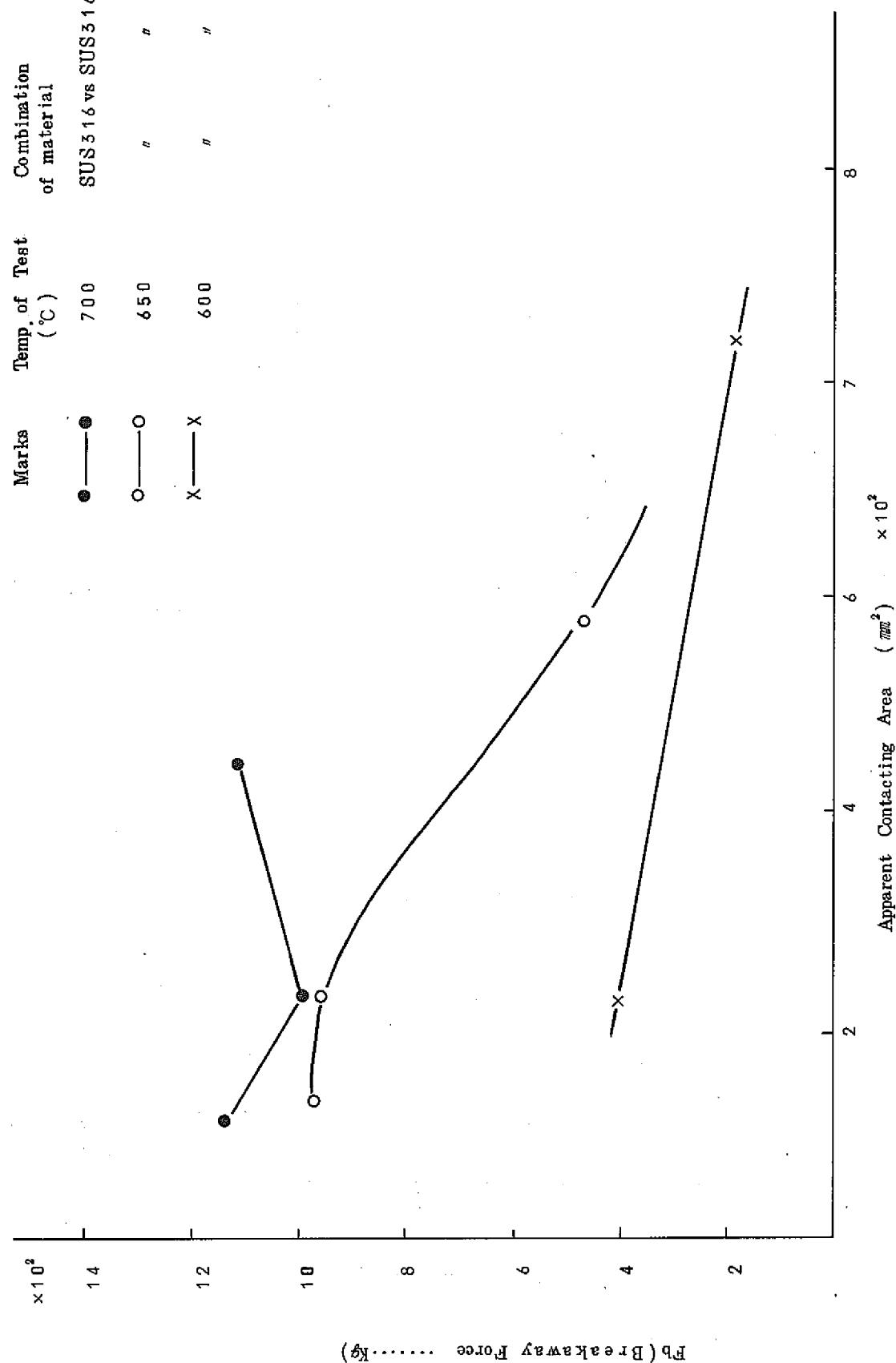


Fig-5 Relations of Breakaway Force versus Apparent Contacting Area on SUS316 Material

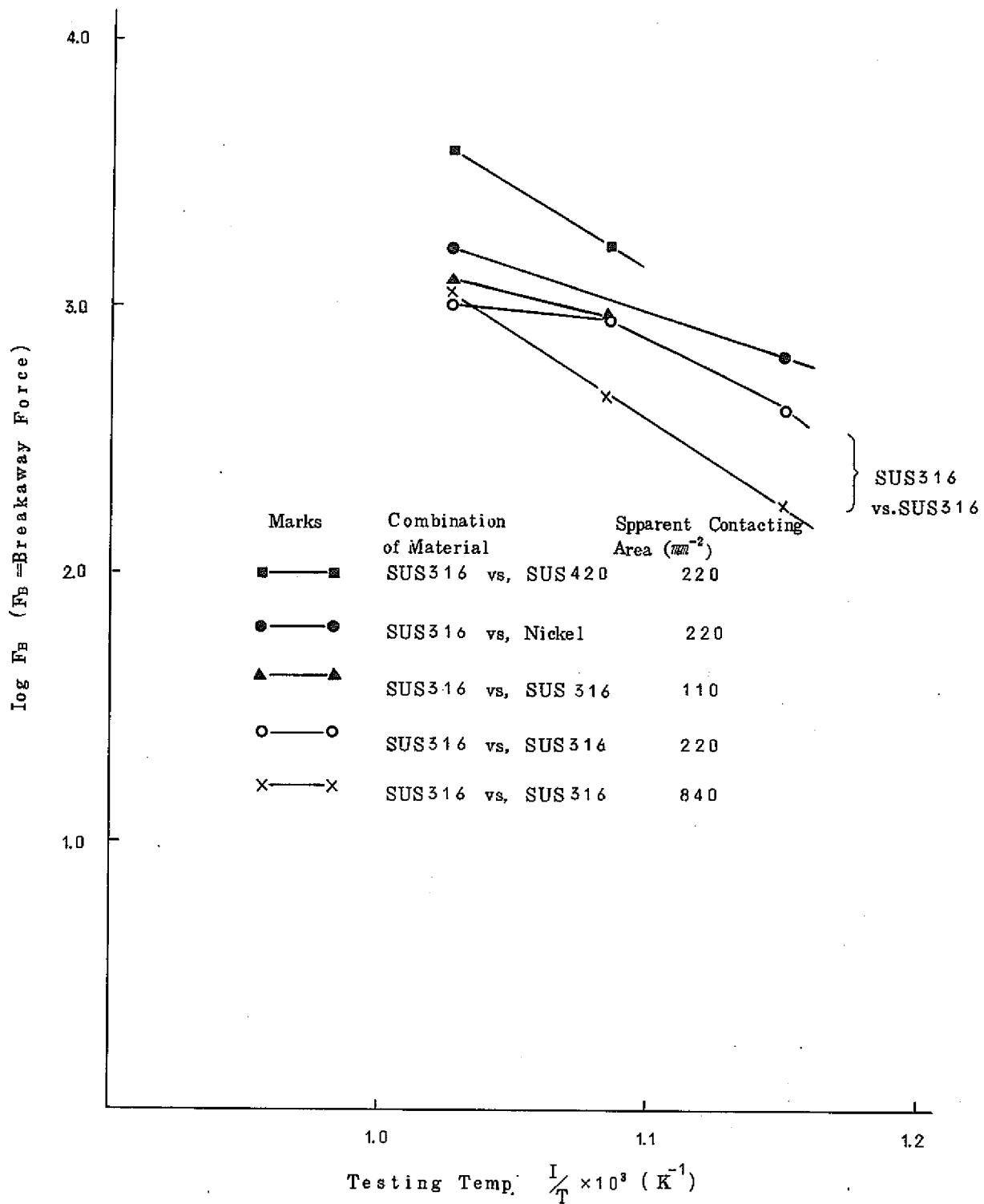
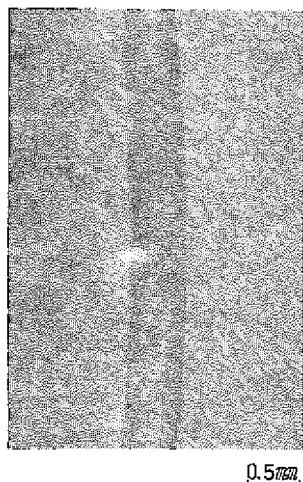
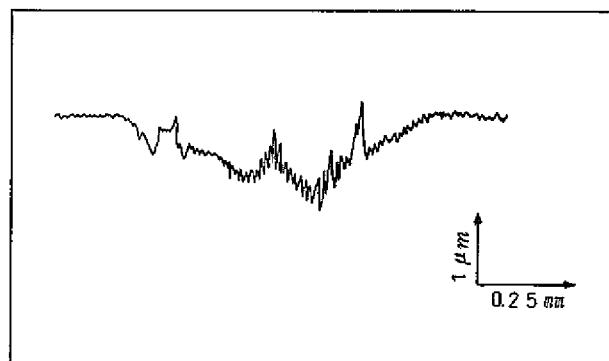


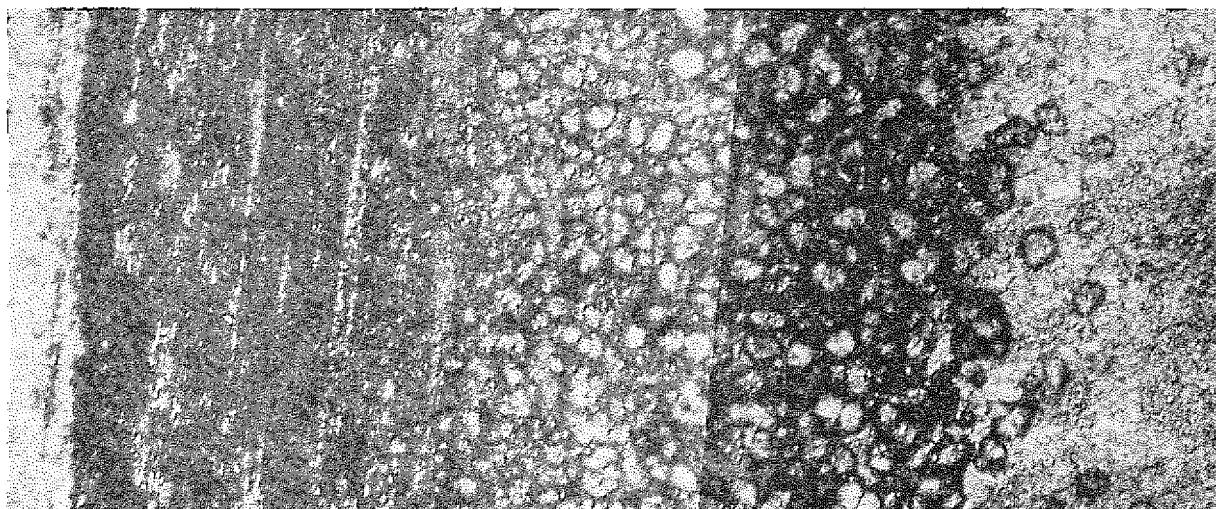
Fig-6 Relations of Breakaway Force versus Testing Temp. on the Combinations of Various Materials



Appearance of Contact area

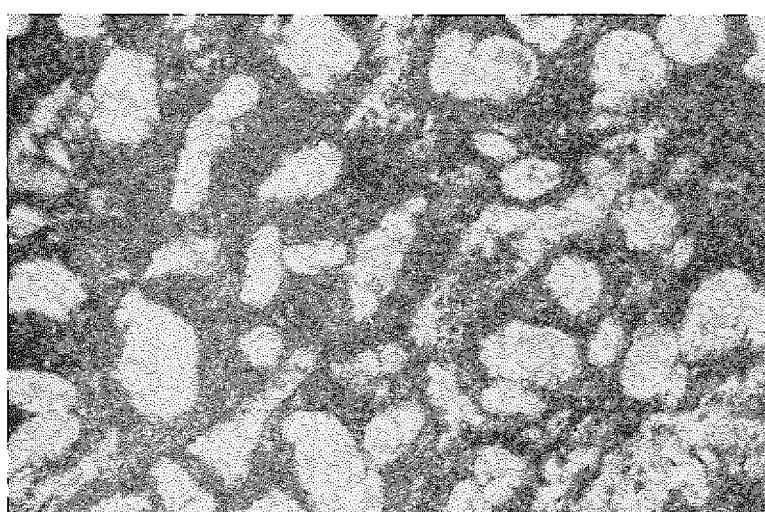


Roughness Change on the Contacting Surface



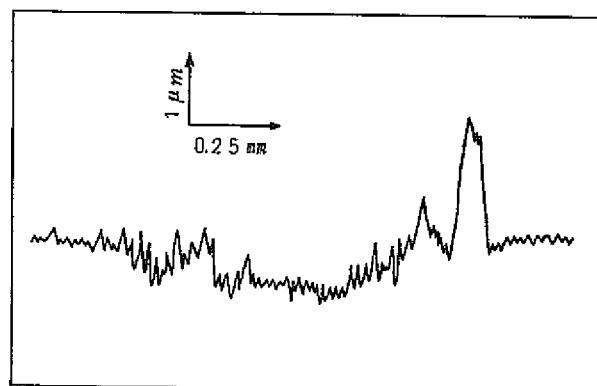
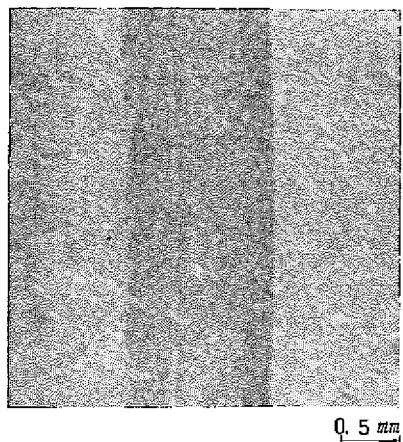
Micrograph of the contact Surface

2.0μ



10μ

Fig 7 Results of Analysis on the Contact Surface after Test in
700°C Na (Semi-Spherical Specimen)



Roughness Change on the Contacting Surface

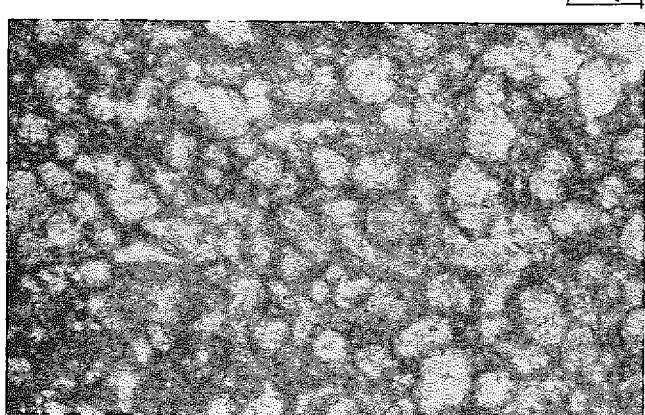
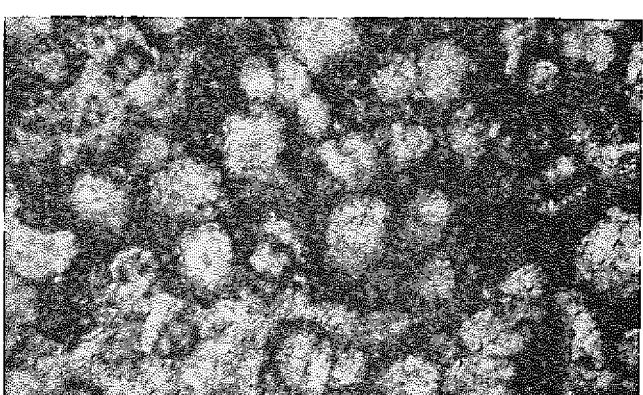
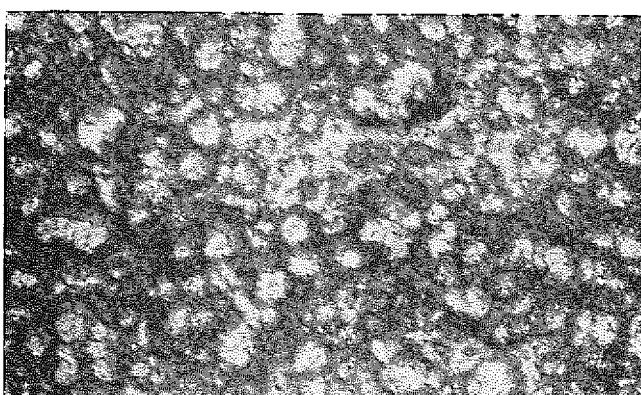
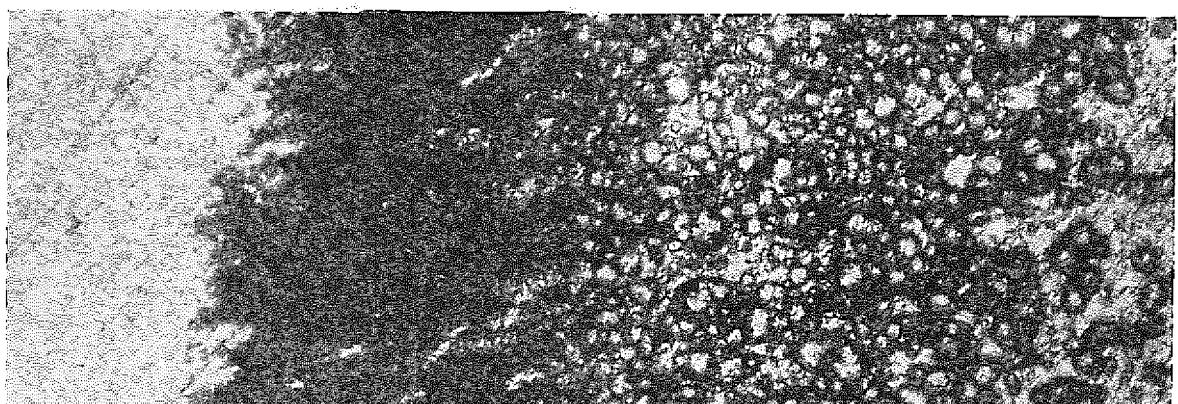


Fig 8 Results of Analysis on the Contact Surface after Test in
700°C Na (Apparent Contact Area : 110 mm^2)

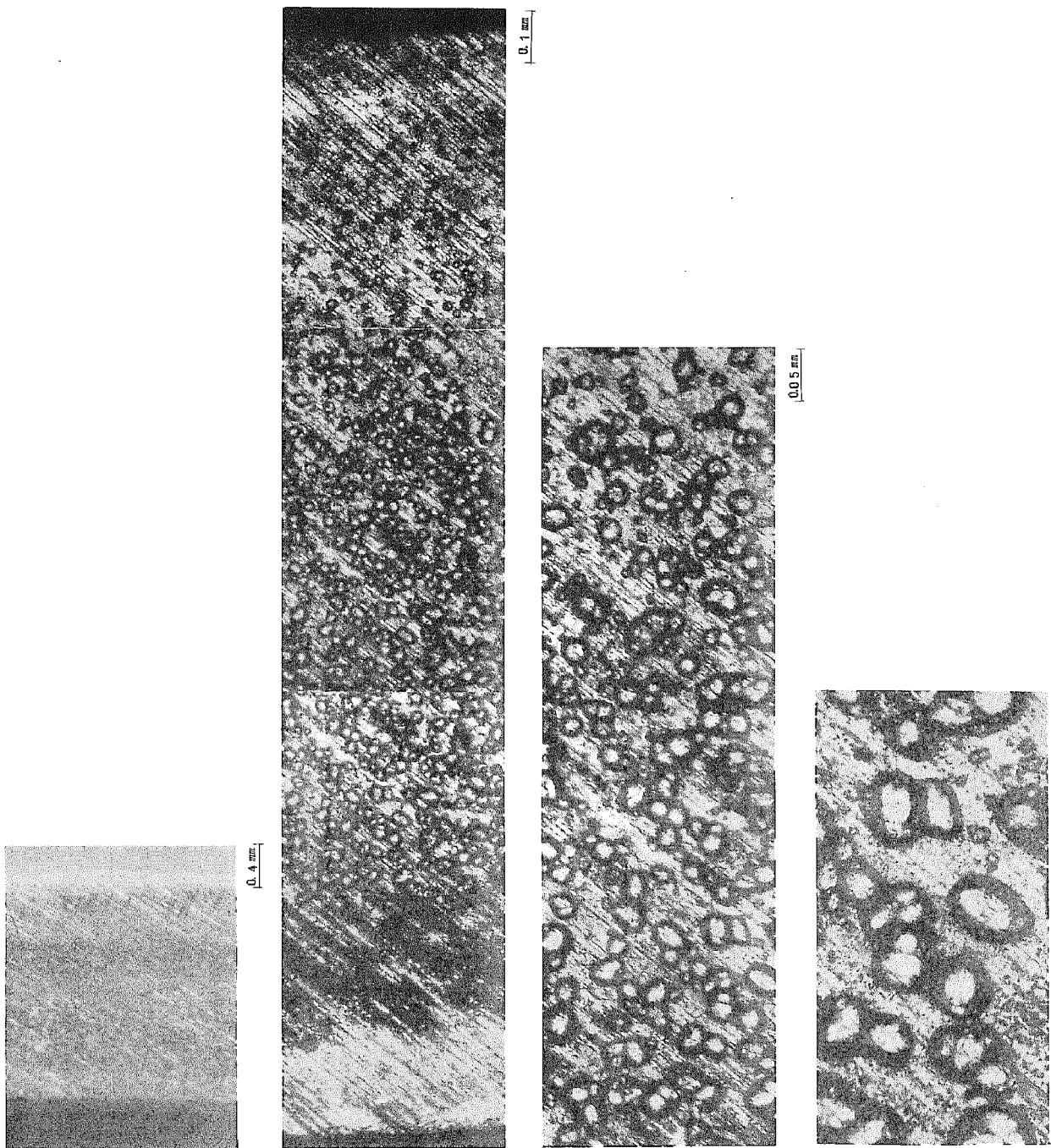
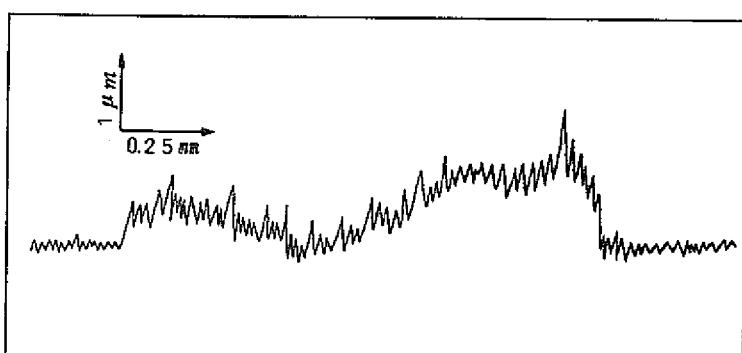
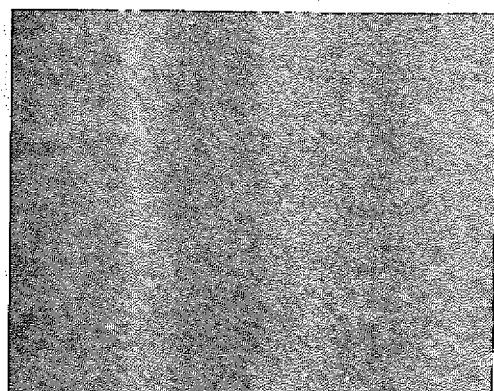


Fig 9 The Fracture Surface of upper Specimen (SUS316)
after Tensile Test under 990kg



Roughness Change on the Contacting Surface

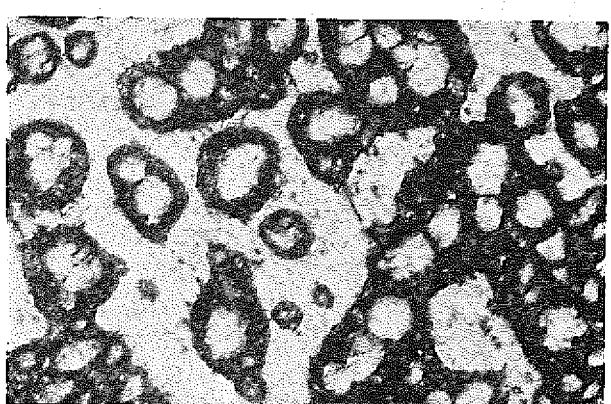
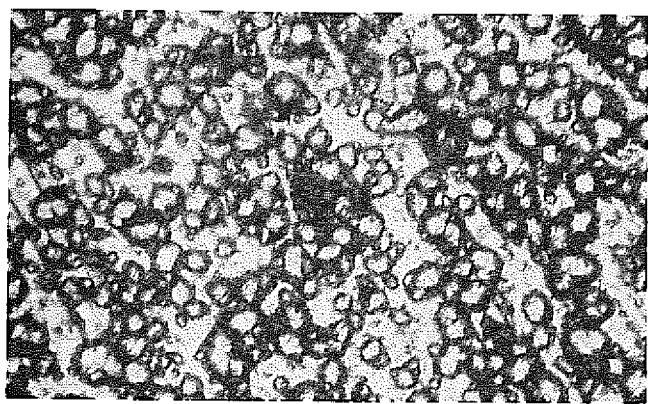
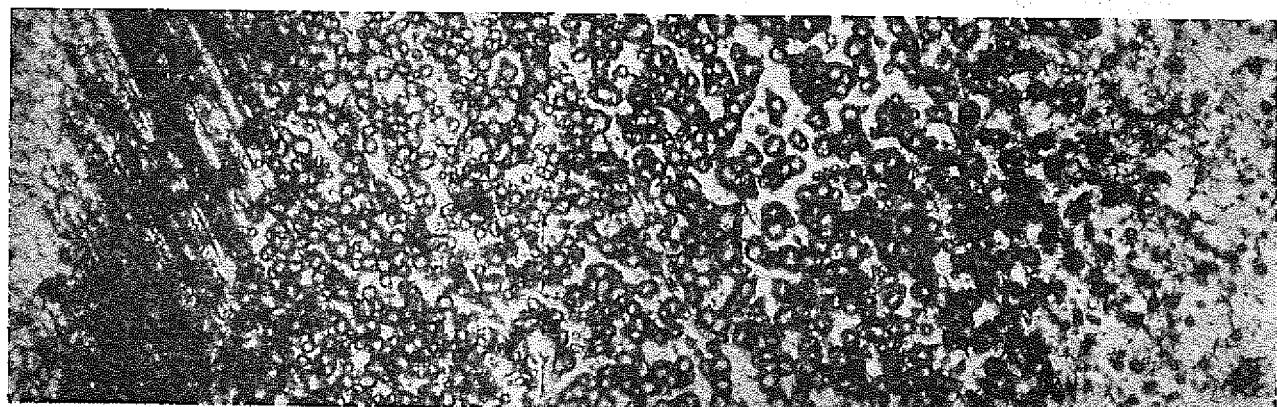
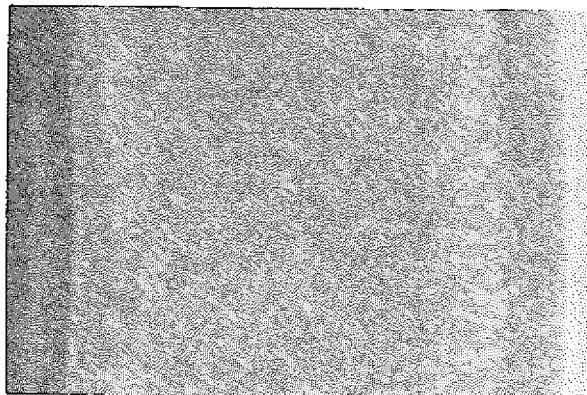
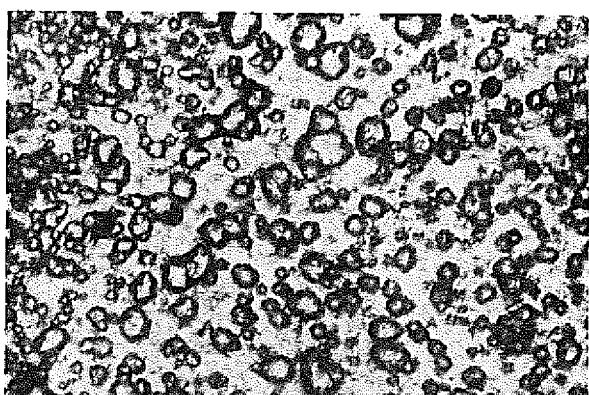


Fig 10 The Fracture Surface of lower Specimen (SUS316)
after Tensile Test under 990 Kg

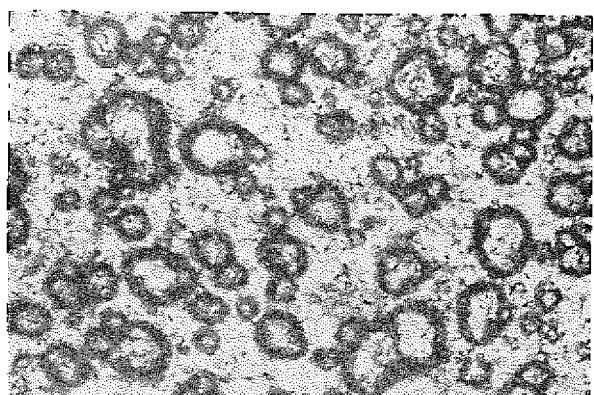


0.5 mm

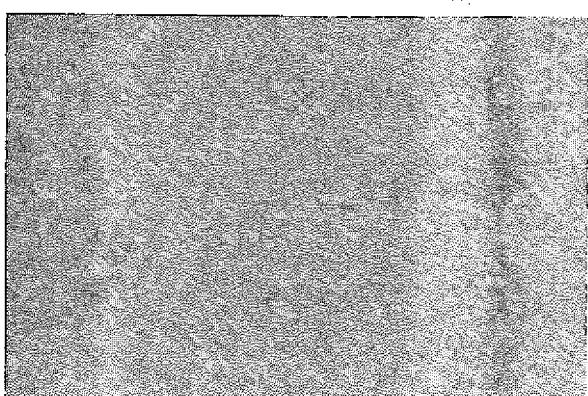


0.1 mm

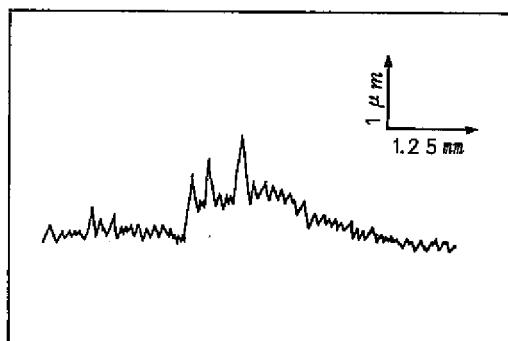
The Fracture Surface of
upper Specimen



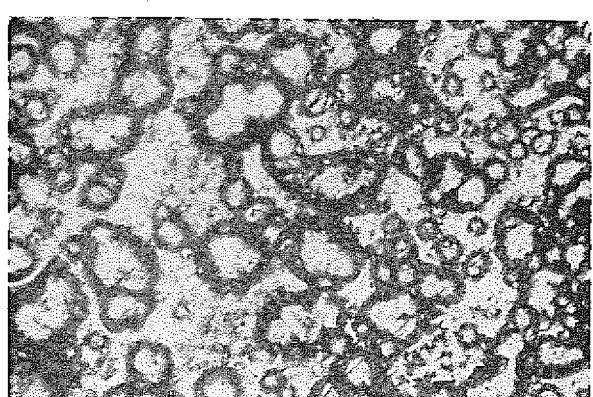
0.05 mm



0.5 mm



Roughness Change on the Surface of upper Specimen



0.05 mm

The Fracture Surface of
Lower Specimen

Fig 11 The Fracture Surface of SUS316 (contacting area : 440 mm²)
after Tensile Test under 1,120 Kg

Table-6 Change of the true Contact Region on SUS316 after Tested

T. P. No.	Apparent Contact Area (mm^2)	Breakaway Force (Kg)	True Contact Region per $25 \times 10^{-4} \text{ mm}^2$	
			Number	Area ($\times 10^{-4} \text{ mm}^2$)
10-3	110	1,140	31	8.5
10-4	220	990	8	5.5
10-5	440	1,120	5	4.0

表-6は各々の試験片の破断表面で最も真実接触域が多く分布している $25 \times 10^{-4} \text{ mm}^2$ 面積当たりの数値を示したものである。真実の総面積が各々で異なるのは、図-10に示すごとく、見掛け上の接触部の全域で、平均した分布を示していないためである。すなわち、この程度の表面仕上げ(600#エメリーベーパ仕上げ)では、全域で接触することは不可能であり、この事も、実際の機器の設計に当って考慮しなければならない点の1つであろう。(注・前報⁽¹⁾でこの真実接触部の総面積に対する融着力は、材料の拡張力に等しいことを確認している。)

図-12に引張破断後の表面の微小硬さ分布を示した。試験面は加工硬化を呈しており、母材より約20%硬さが上昇していたのが認められた。また、この表面硬さ測定からは、見掛け上の接触面積の大小には、あまり関係していなかった。

3-2-(2) SUS316とSUS420の異種材組合せ

この異種材の組合せでは、今まですべて融着し、融着力も最も強かった。650°Cでは1,680 Kg, 700°Cで3,850Kgの融着強さを示した。破断した後の破断面の状況を図-13に示す。この組合せでは接触部で完全に拡散が起り、引張破断後相手材への金属移行が見られる。SUS316同志で観察された破断後の粒状模様は、このものでは観察されず、走査型電子顕微鏡の観察からは、完全な材料試験時の破断面にみられる様なパターンがみられた。又、このSUS420からSUS316へは20μmもの金属移行が表面のアラサ測定から認められた。図-14に700°Cで試験後引張破断した(破断力3,850Kg)表面のうち、相手材(SUS316ステンレス側)へ金属移行が生じた典型的な一部を示した。ここでSUS420ステンレスはNi元素が含まれていないので、融着境界域ではNiがSUS316からSUS420側へ、又、CrもSUS420側に拡散する可能性があるが、これに反してFeがSUS420からSUS316側に拡散していることが考えられる。図-15に破断後のSUS420側の破面における各元素濃度をXMAによって測定したものを示す。

この結果、この様な金属の移行(マクロ的な)を示す程の試験条件の下では、特定面での優

先拡散は生ぜず、境界域で、全面拡散が起つており図-15からもNi, Cr元素が均一に分布しているのが認められた。又、この融着したままの試験片を切断して、光学組織、およびNi等の元素の境界域におけるXMA解析を行い、特にSUS420ステンレスはNi元素を含まないことからSUS316側のNiが各温度でどれほど拡散したかを調べた。これらの結果を図-16に示した。この図中に断面の光学組織をあわせて図示した。エッチング前では、SUS316材とSUS420材の境界線は全く観察出来なく、エッチング後でも（図-16に示した組織）完全に融着しているのが認められる。図-16に示した境界域のNi元素の濃度分布曲線を、700℃の試験後のこれらもあわせて模式化したものを図-17に示した。この濃度分布からNi元素の濃度勾配（ dc/dx ）を求むれば、この温度における拡散係数D（ cm^2/sec ）が与えられる。これらの境界域のNi元素の濃度分布をFickの拡散式にあてはめると次式が導かれる。

$$\frac{C_m - C_o}{C_s - C_o} = 1 - \phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

ここで C_m は SUS420へ拡散したNi元素の濃度

C_s SUS316中のNi濃度

C_o SUS420中のNi濃度

x C_m が C_s の半分の濃度まで拡散している距離、

t 試験保持時間

D 拡散係数

$\phi(w)$ クランプ関数

この式から各々の温度におけるNi元素の拡散係数を算出すると

$$D_{600^\circ\text{C}} = 1.9 \times 10^{-14}$$

$$D_{650^\circ\text{C}} = 6.78 \times 10^{-14}$$

$$D_{700^\circ\text{C}} = 2.0 \times 10^{-13}$$

となった。

試験温度の上昇とともに、相手材に拡散する速度も大きくなり、600℃と700℃では1桁変化している。図-18は試験温度に対するNi元素の拡散係数をグラフ化したものである。この図から拡散係数は温度と直線性があり、この事からSUS316材とSUS420材のナトリウム中での融着挙動は、拡散依存性が非常に大であることが予想される。又、図-19にSUS316-SUS420の境界域におけるFe, Cr元素の濃度分布を示す。境界域ではNiばかりでなく、Cr, Feも各々、相互に拡散することは当然のことである。材料の真実接触面積は弱い材料の押し込み硬さ（注・ブリネルとかビッカース硬さ）に關係してくる。このSUS316とSUS420ステンレスの組合せでは、当然SUS420材が弱い材料であり、引張破断後の表面状況の観察から明らかなどとく、SUS316同志で現われた粒状の真実接触域は認められなかった。これはSUS

SUS420が非常に試験温度で軟化し、材料自身が降伏を起す程の荷重が、かかったものと予想される。

図-20にSUS316とSUS420の融着した境界域の断面方向の硬度分布を示した。SUS420は硬さがHv150以下となっており、特に境界に近づくにしたがい硬さの低下がみられる。これに反してSUS316側の硬さ分布は、最高Hv257にも達し、境界線に近づくにつれて上昇してくる。SUS316ステンレス側の場合の硬度上昇は、加工硬化によるものと予想される。
(前記したSUS316同志の組合せでも、Hv340もの硬さが示されている。)

3-2-(3) Niおよびその他の材料

前報⁽¹⁾⁽²⁾ではNiやMo、ステライト、炭化物系材料等に関する試験も数多く実施され、報告した。特にNiとかNi-Crが融着傾向を強め、これらの材料をバインダーとして使用している炭化物系材料の耐融着性に重大な影響を及ぼすことが予想された。

今回は試験温度を700℃まで上昇させ、この中で融着を起させ、その後引張破断試験を行って融着力を調べた。この結果SUS316と組合わせたNi材は、接触面積110mm²のとき1,240kg, 220mm²では1,620kgに達した。図-21に引張破断後のSUS316側の表面アラサ測定およびNa, Ni元素のXMA結果を示す。図-22にNi側のXMA解析結果を示した。NiがSUS316側に移行し、SUS316は14μmもの平均アラサに増大した(SUS316の試験前のアラサは0.2μmであった)。又、破面のXMAの結果、前報⁽²⁾の線分析でクロム線分析でクロムの複酸化物(Na₂O・Cr₂O₃)の存在が予想されたが、今回もNi側の面分析で一部のCr, O, Naとの関連性がみられたが明確には判定出来なかった。

図-23はSUS316上にNiをコーティングした試験片のナトリウム試験前後の断面組織図である。又、この図にNiおよびCrの濃度分布も示した。ナトリウム浸漬前のNi層は、SUS316母材上に単に機械的に結合したのみでコーティングされており、ナトリウム中に浸漬した後は完全に相互拡散が起り、冶金的な結合形態を有する様になっているのが観察された。すなわちNi層からこのNiがSUS316母材内に、そして母材中のCr, およびFeがNi層に拡散しているのがXMA解析からわかった。この拡散層は10μm以上にも達しており、高温ナトリウム中でNiがいかに拡散しやすいかがわかる。又、Na浸漬前のNiコーティング皮膜は非常に多くの気孔を有しているが、Na浸漬後では圧力も必要とせずに、粒子間の相互拡散が生じ、密な皮膜に変化していたのがみられる。この事はコーティング皮膜に耐食性を与える手段としてのNa技術が注目される一つとなる。

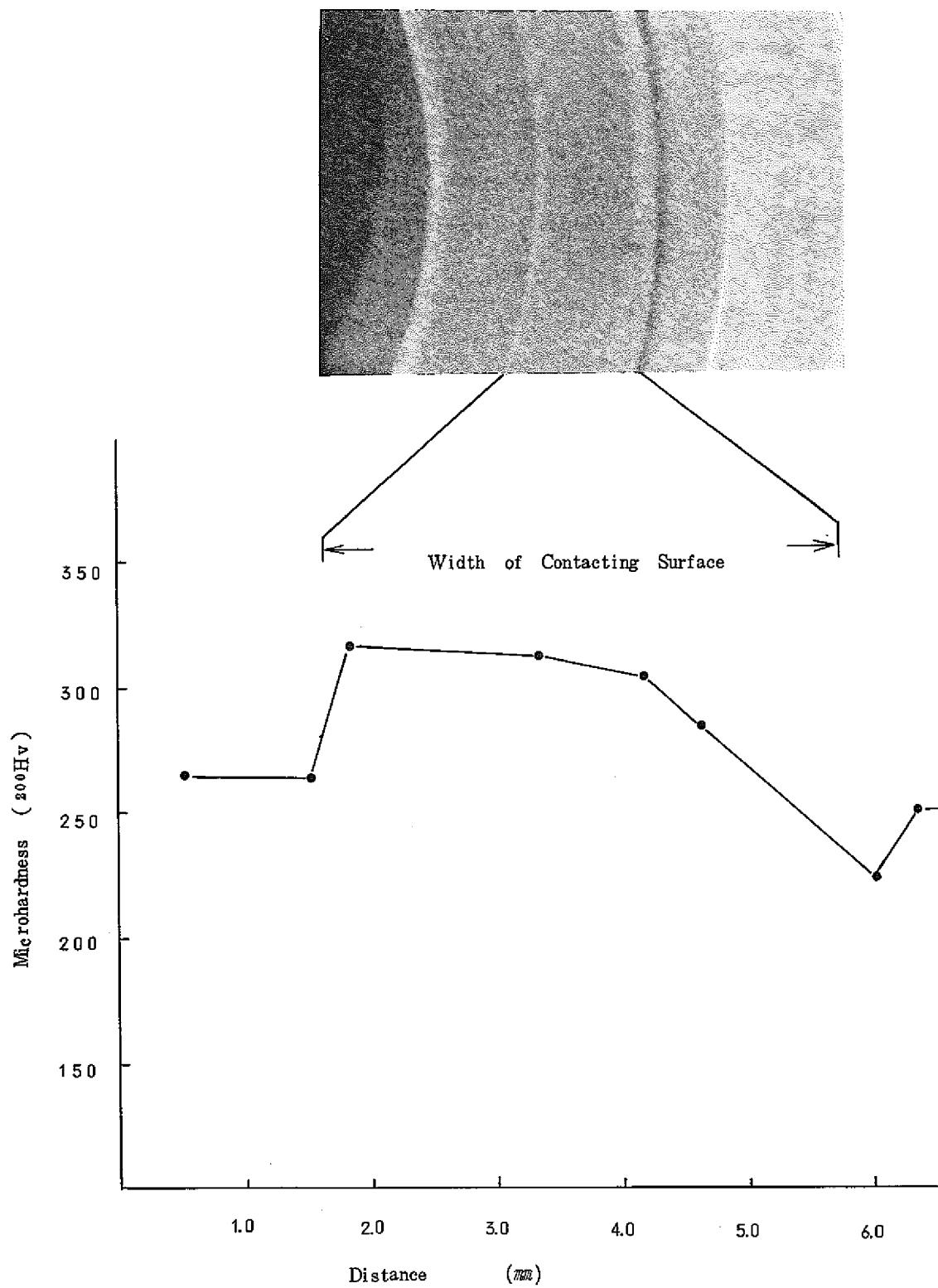
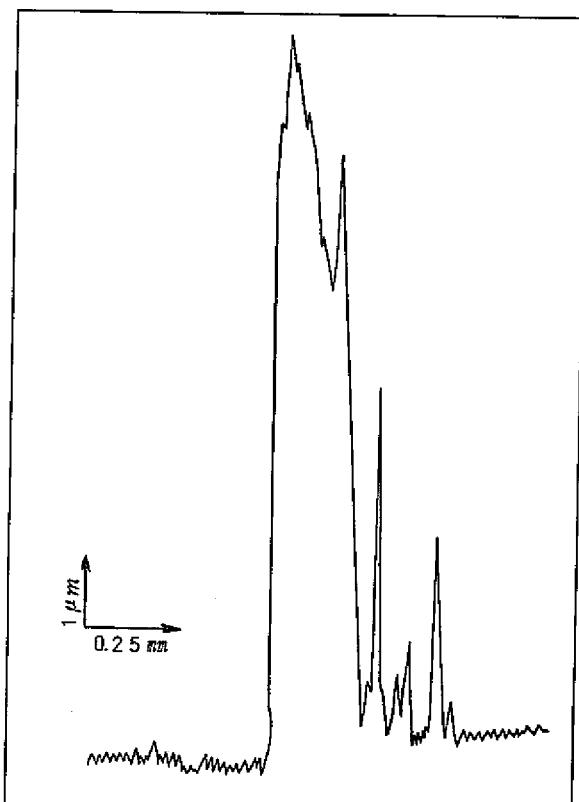
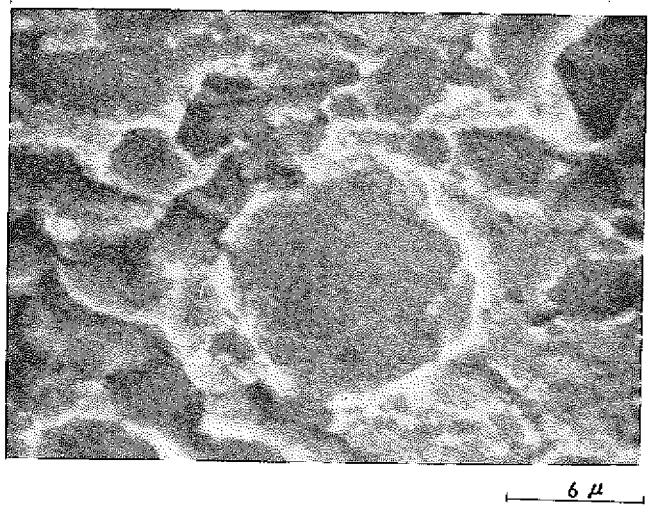
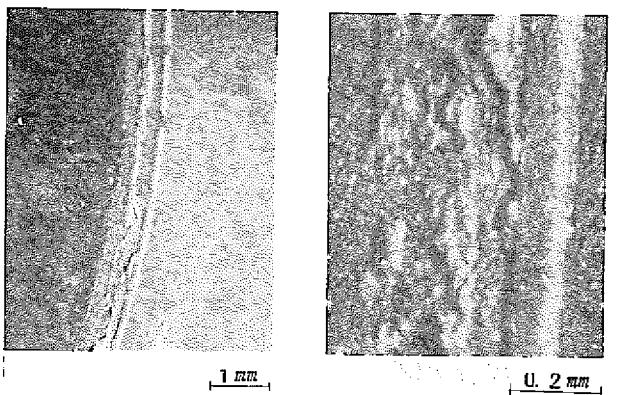
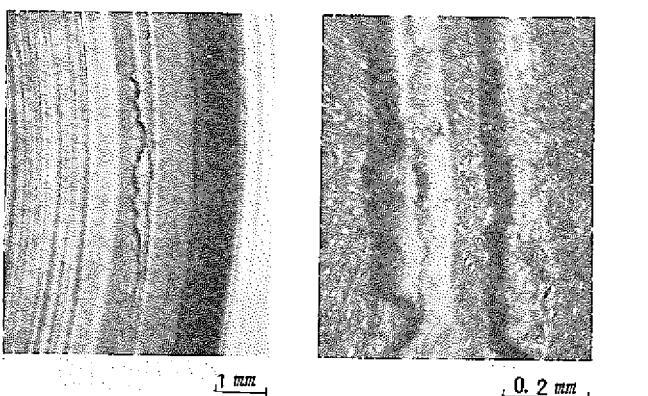


Fig-12 Change of Microhardness on the Contacting Surface after Tested (SUS 316-SUS 316 Couple)

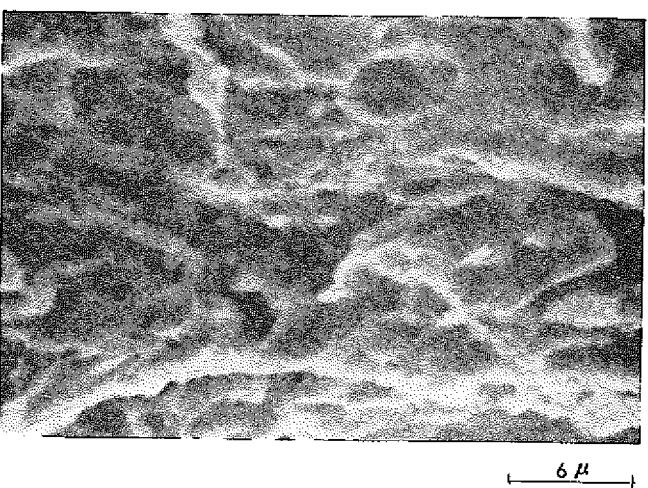


Roughness on the Contact Surface of SUS316 side

Scanning Electron Micrograph on the Fracture Surface
of SUS316 side



Stereograph on the Fracture Surface
of SUS 420 side



Scanning Electron Micrograph on the Fracture Surface
of SUS 420 side

Fig 13 Micrographs of the Fracture Surface after Tensile Test under 1,680 Kg

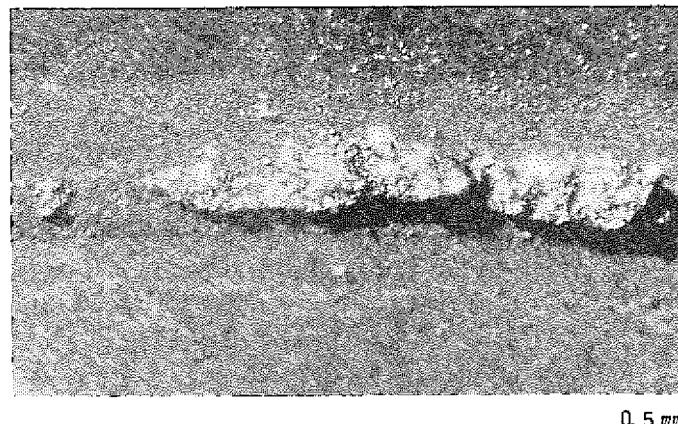
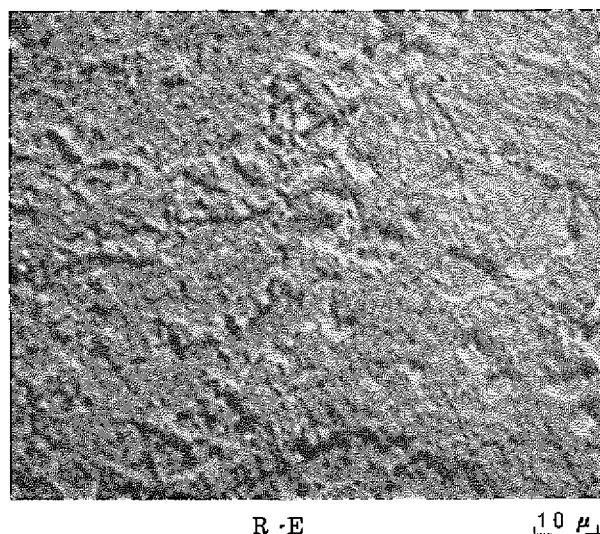
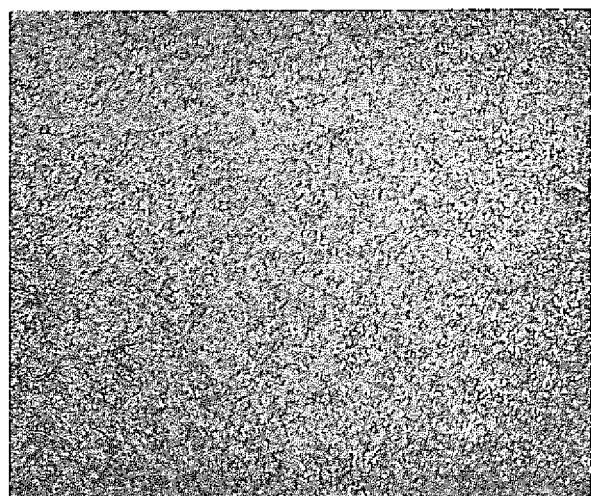


Fig14 Typical Appearance of Metal Transfer on SUS316 Stainless Surface after Tensile Test under 3,850 kg.



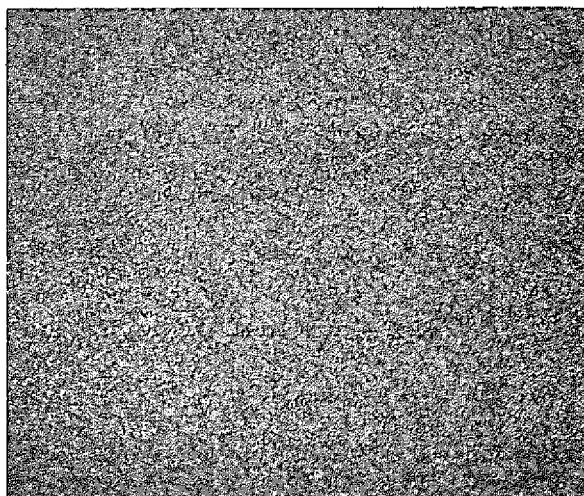
R · E

10 μ



Ni

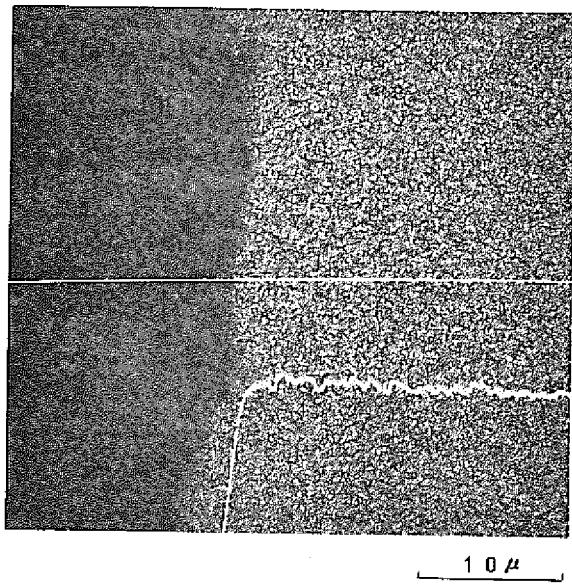
10 μ



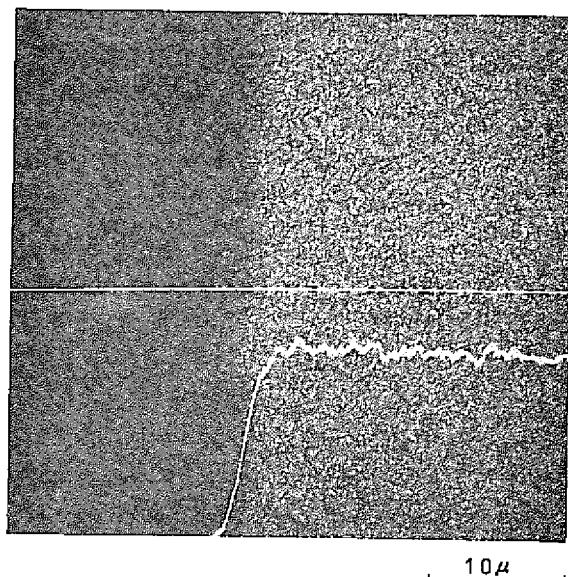
Cr

10 μ

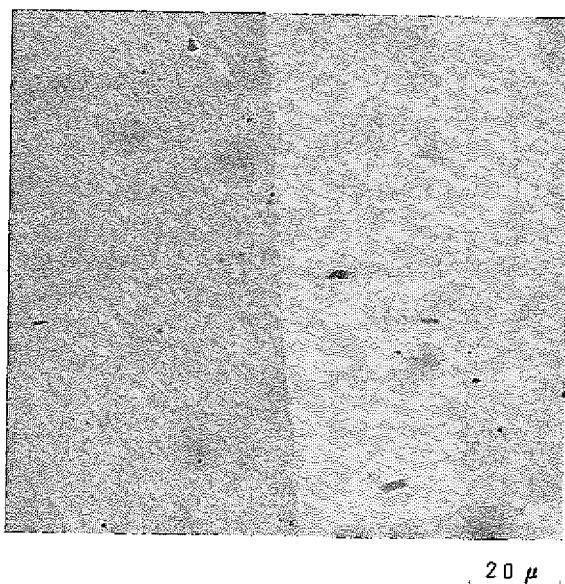
Fig15 Results of XMA Analysis on the Fracture Surface of SUS420 Side after Tensile Test



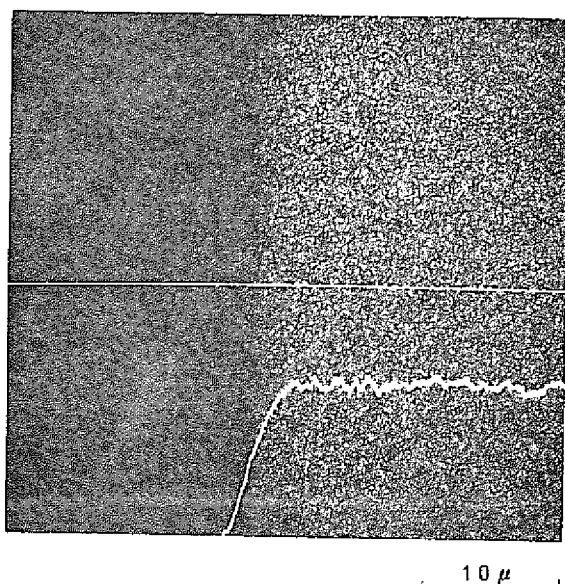
Non Contacting region



Self-Welding region after tested in 600 °C Na



Cross-Sectional Micrograph of Self-Welded Specimen After Etching



Self-Welding region after tested in 650 °C Na

Fig 16 Results of XMA Analysis of SUS316 combined with SUS420 after Self-Welding Test

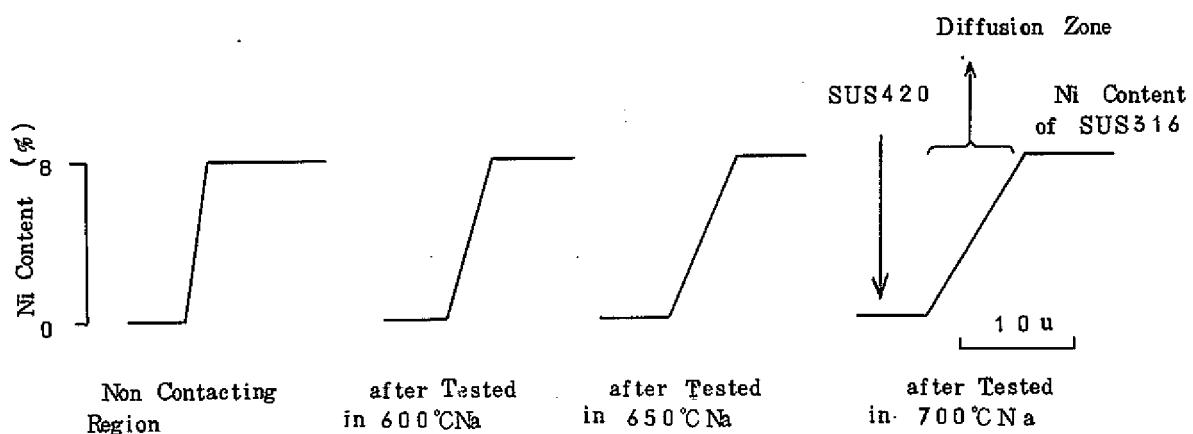


Fig - 17 Schematic Diagram of the Nickel on the Self-Welding Region

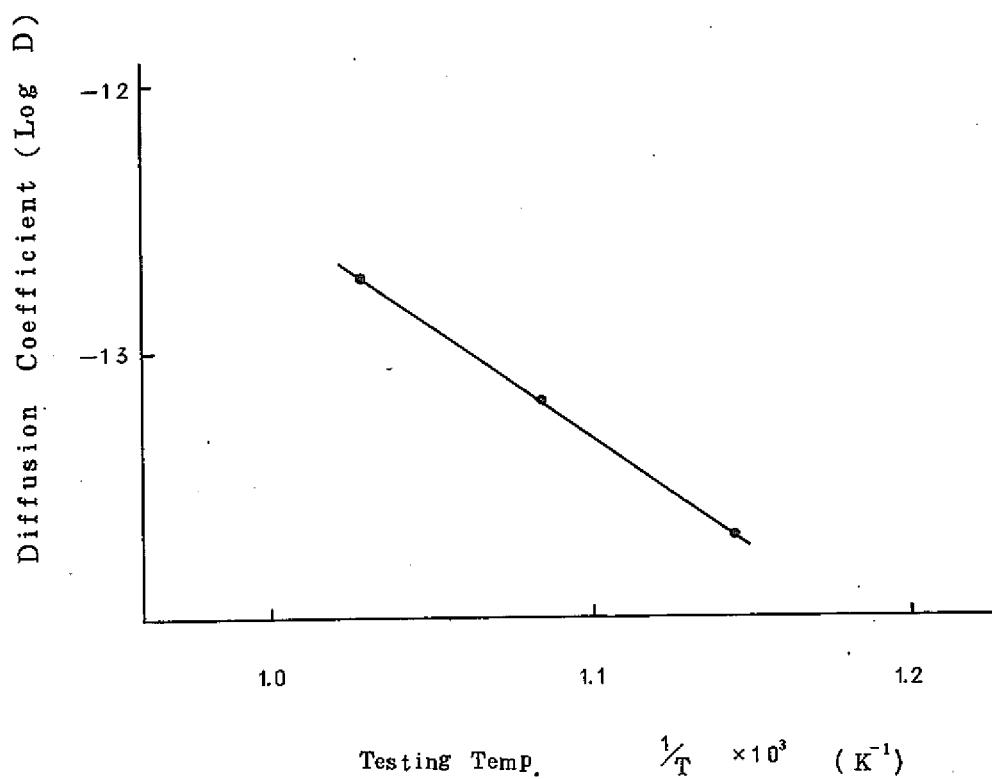


Fig - 18 Relation between Diffusion Coefficient and Testing Temp. on the self-Welding Test

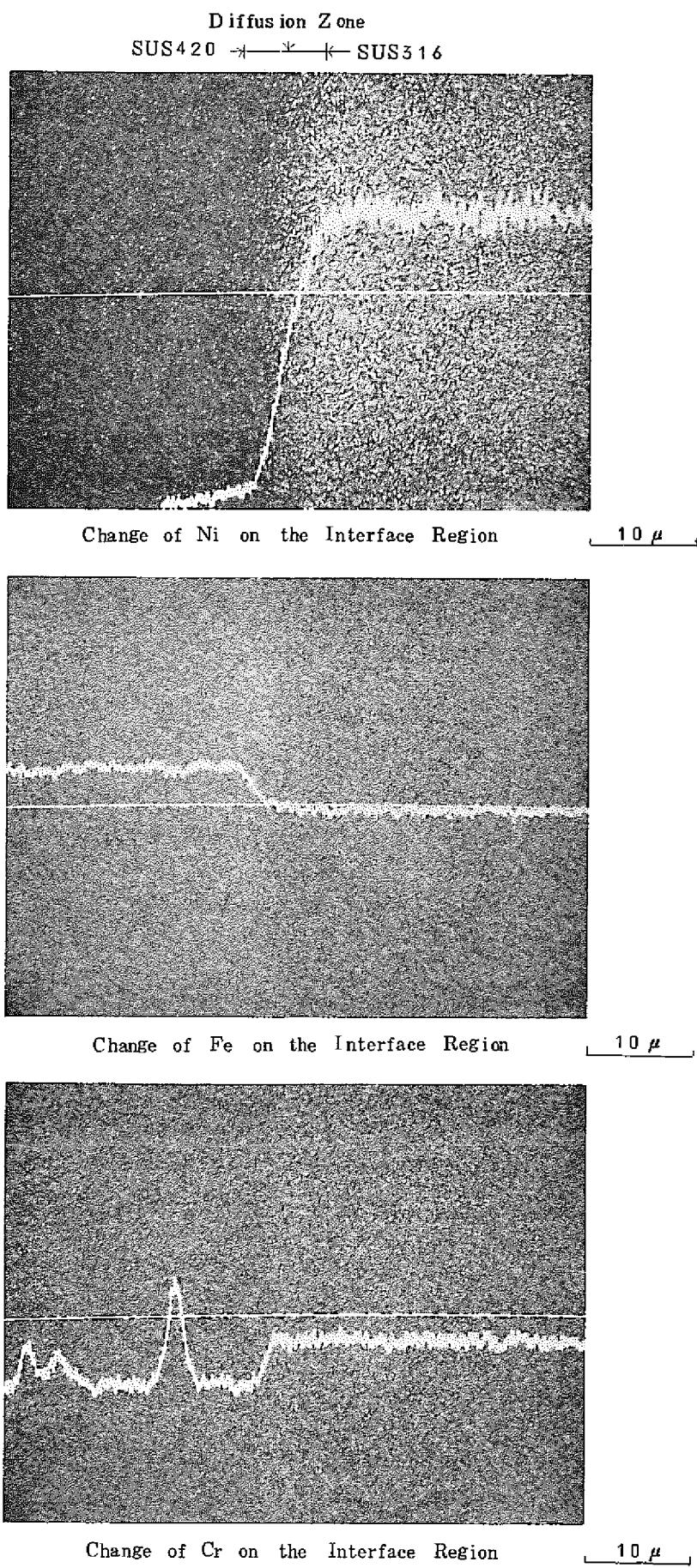


Fig 19 Results of XMA Analysis on the Interface Region of SUS316 vs. SUS420

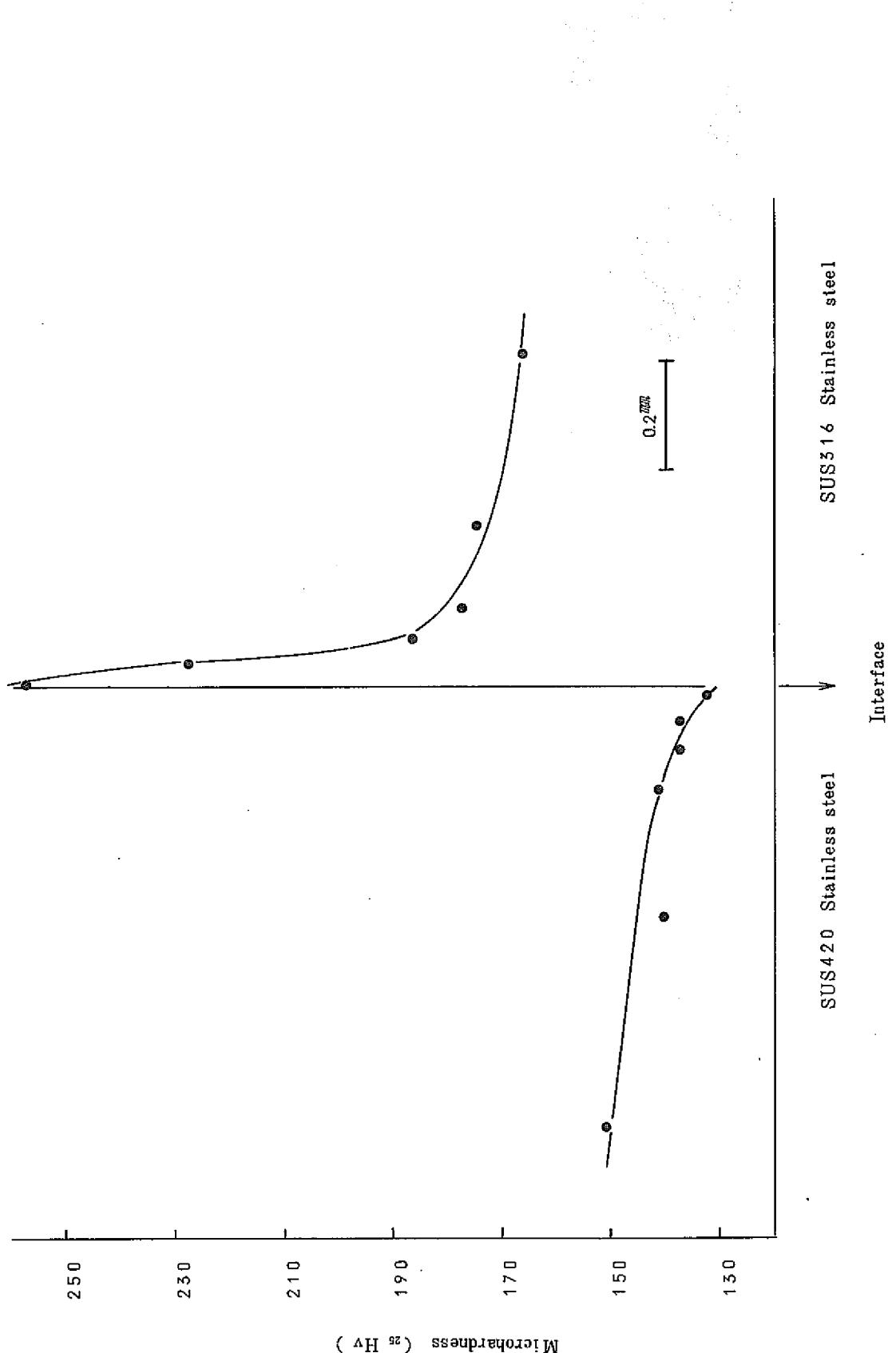
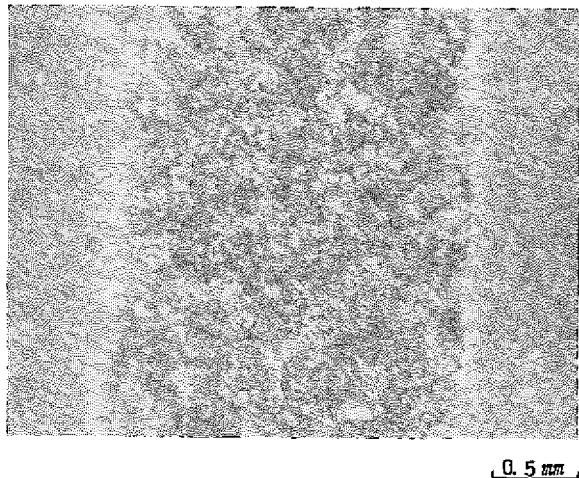
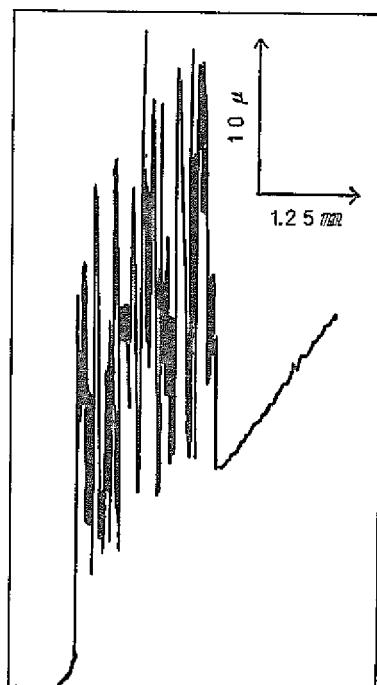


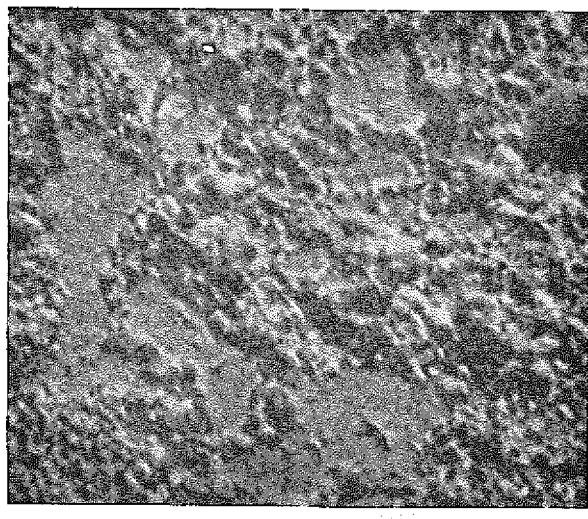
Fig-20 Change of Microhardness of the Interface on SUS420 vs. SUS316



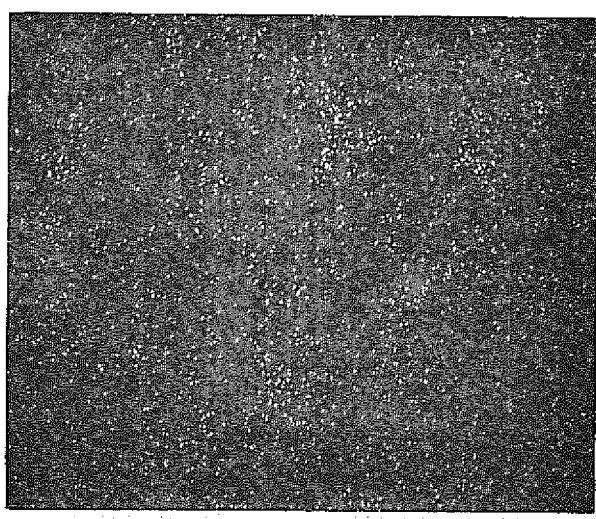
Stereograph on the Fracture Surface of SUS316



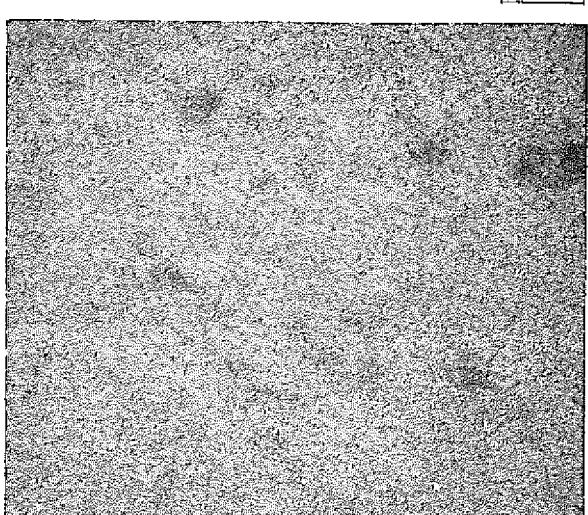
Change of Roughness on the
Fracture Surface



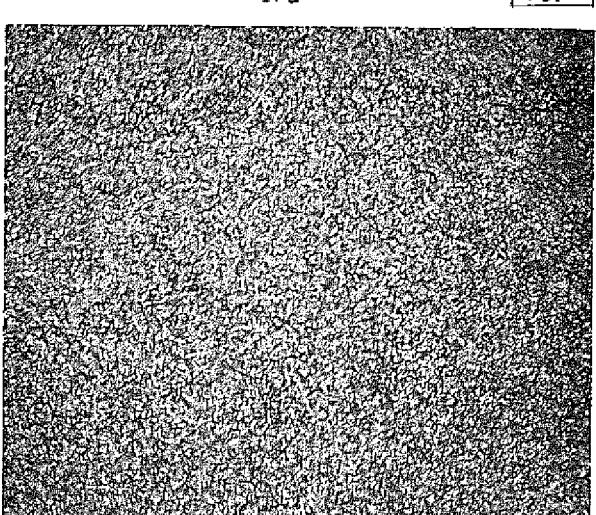
R . E



N a

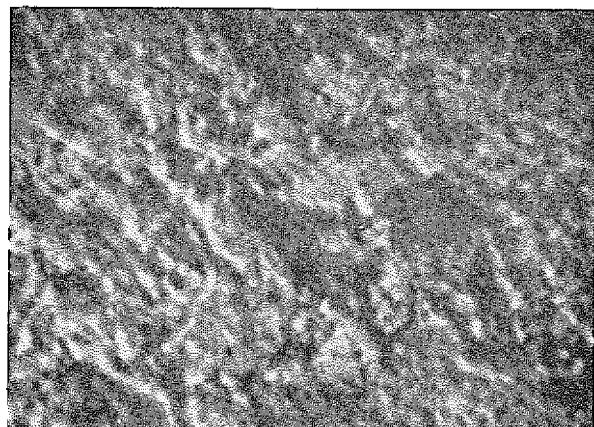


N i

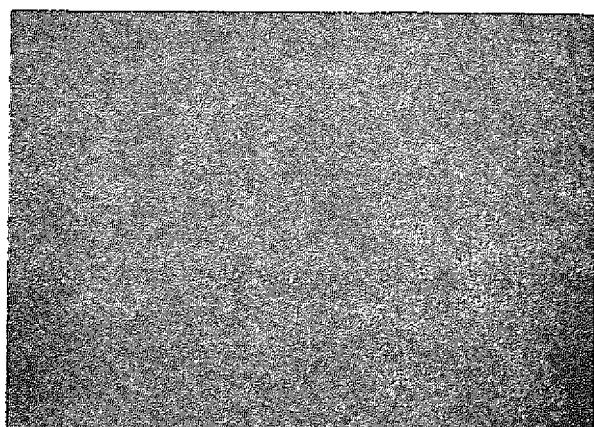


C r

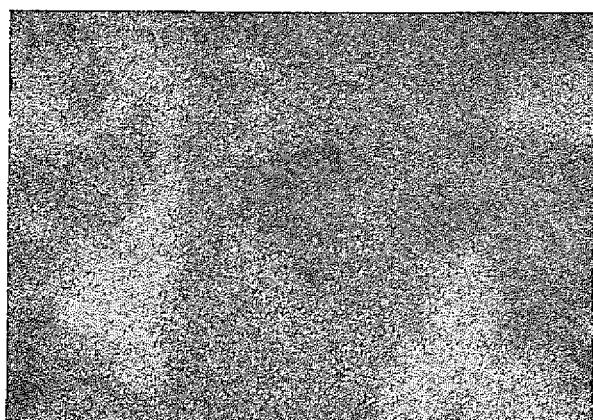
Fig 21 Results of the Fracture Surface of SUS316 combined with Ni after Tensile Test under 1,620kg



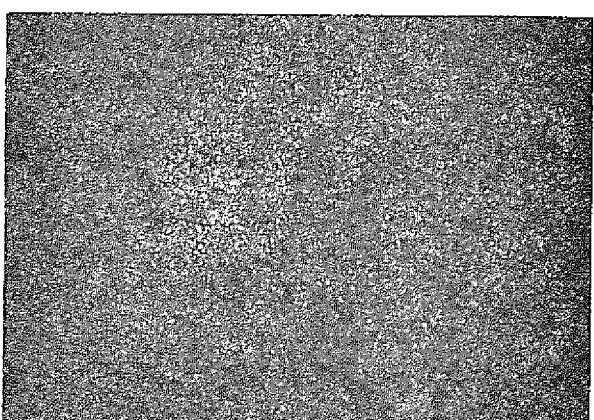
R.E 20μ



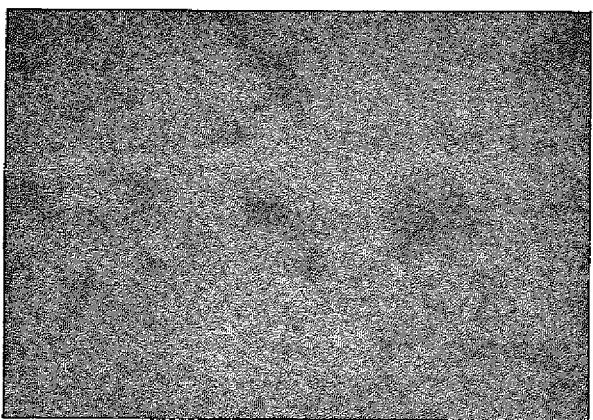
Cr 20μ



Fe 20μ



O 20μ

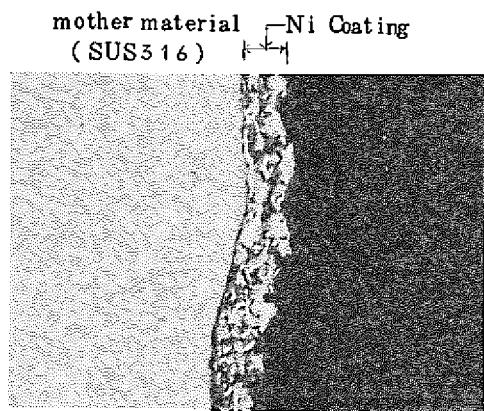


Ni 20μ

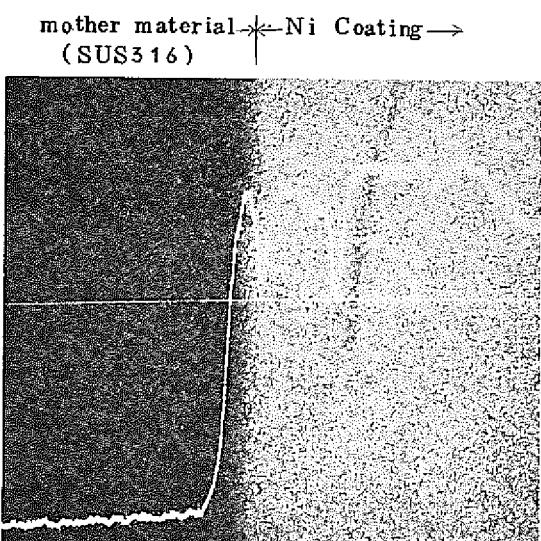


Na 20μ

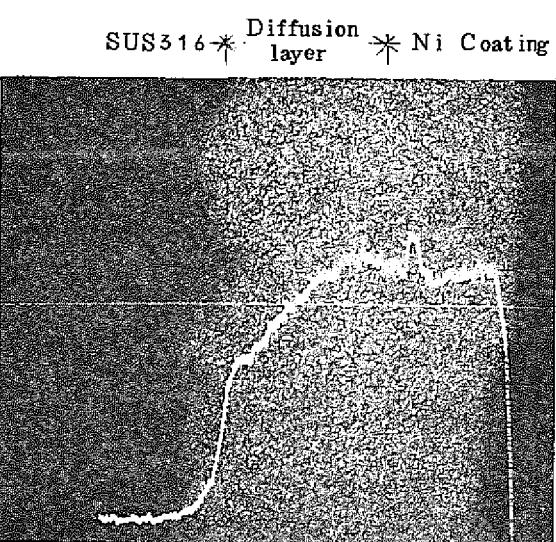
Fig 2 2 Results of Fracture Surface of Ni combined with SUS316 after Tensile Test under 1,620 Kg



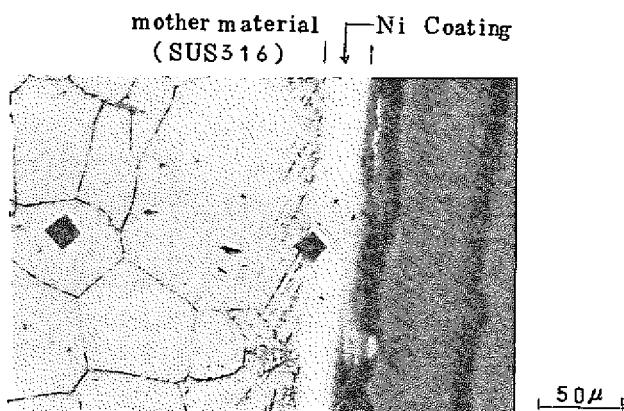
Micrograph of the Interface Region as Sprayed



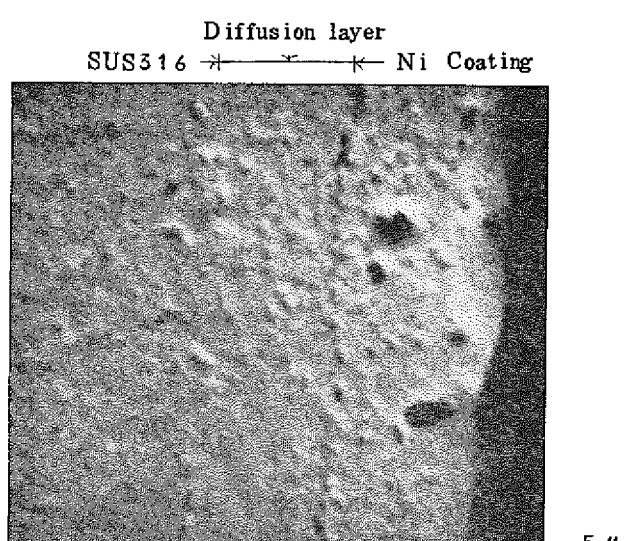
Change of Ni on the Interface Region as Sprayed



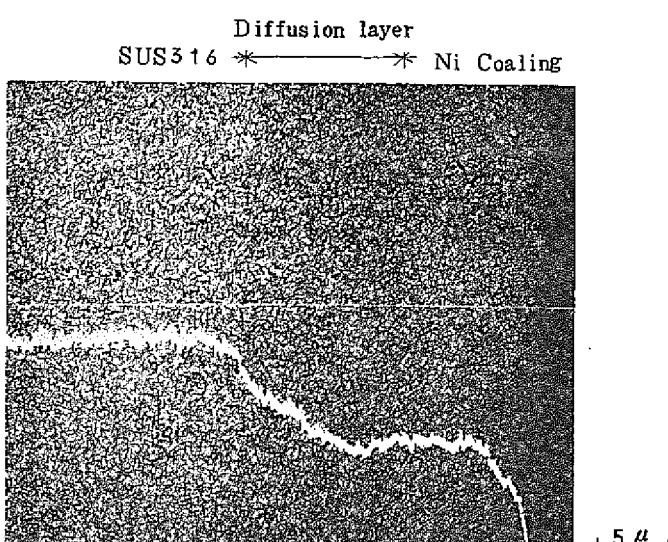
Change of Cr on the Interface Region after Tested in 700°C Na



Micrograph of the Interface Region After Tested in 700°C Na



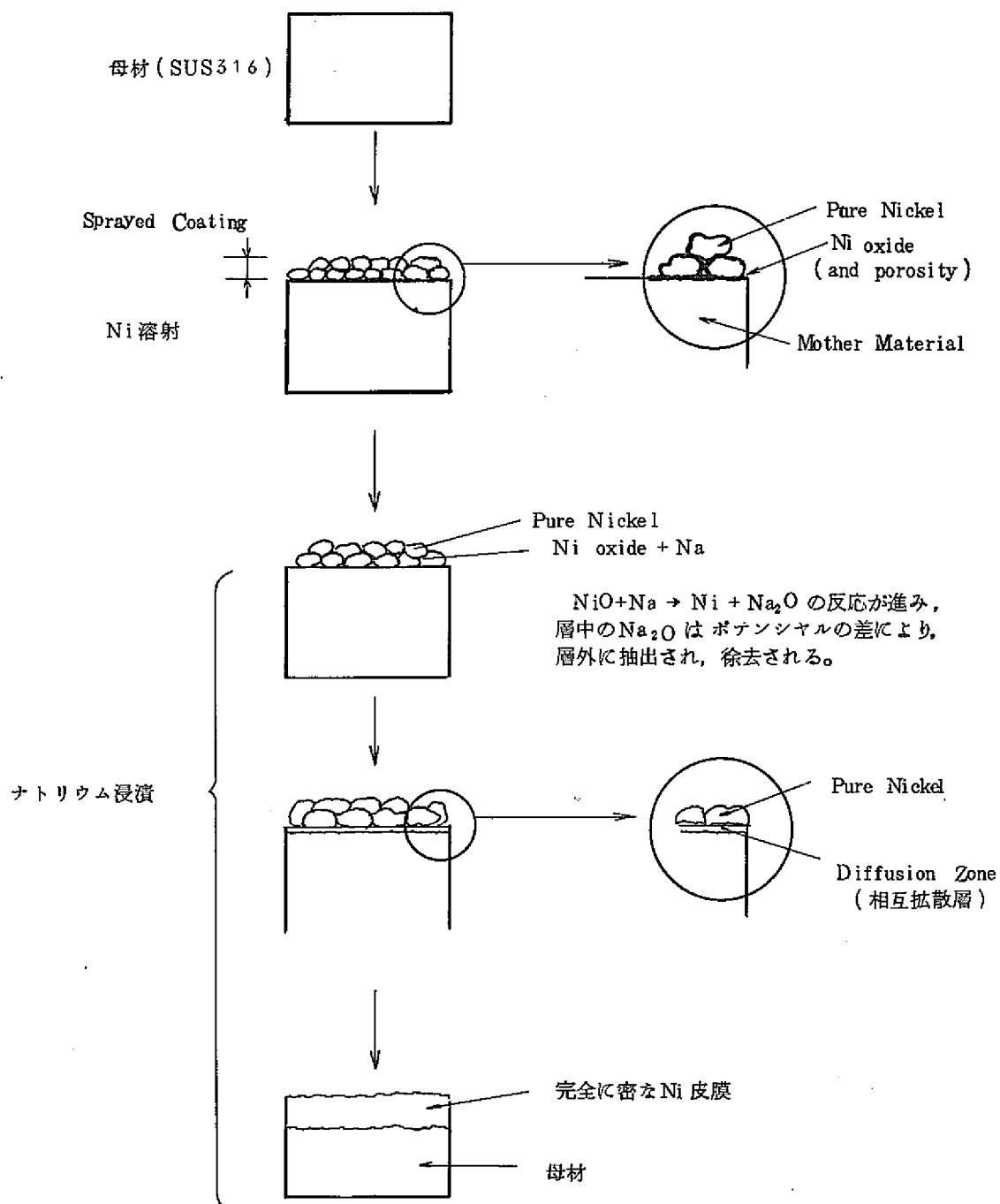
R.E. Image on the Interface Region after Tested



Change of Ni on the Interface Region after Tested in 700°C Na

Fig 23 Results of Analysis on the Interface Region of Ni Coating before and after Test

この密な皮膜に変化するプロセスを模式的IC図解すると

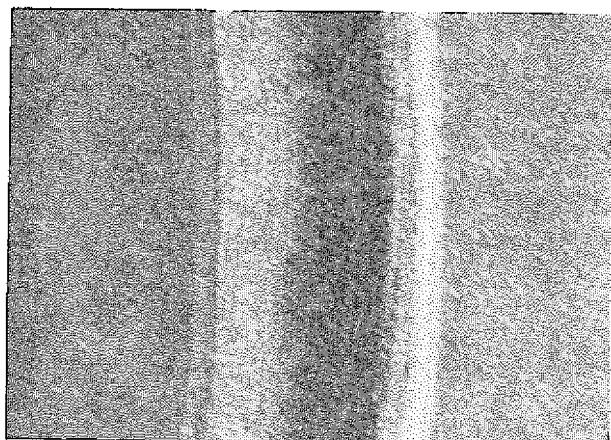


すなわち、ナトリウムはフラックスの役目と酸化物を運搬徐去する働きをする。

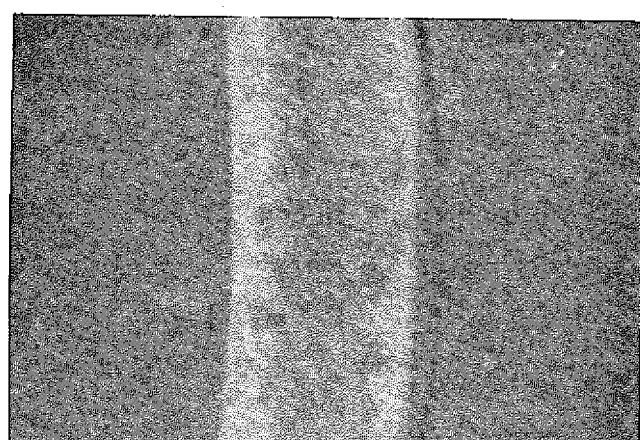
今までの試験でも硬質Crメッキ同志の耐融着性は非常に良好であったが、相手材にステンレスを選定した場合は融着性が認められていた。今回も650°Cナトリウム中の試験で、10μの硬質Crメッキ材がSUS316と組合わさった場合、融着性を示し、この融着力は140kgであった。しかし同一条件で試験した40μの硬質Crメッキ材では、融着傾向は認められなかった。図-24にSUS316ステンレスと組合わさった硬質Crメッキの融着試験後の表面状況を示した。ここで10μの硬質Crメッキはメッキ仕放しの状態で試験し、又、40μの場合は研磨加工したものであった。今回の650°C試験でこの硬質Crメッキ表面は、ほとんどの域で金属光沢を有していた。^(1, 2)前報の600°CNa中試験ではすべてが黒変しており、この事から、Crメッキ表面に生成するフィルムの形態が異なることが予想される。

又、650°Cナトリウム中で炭化物系材料の自己融着試験を行った結果LC-1CのPlasma Coatingは完全に自己融着を起し、この融着力は560kgであった。このときの破断後のLC-1C側とSUS316ステンレス側の状況を図-25に示す。又、同図に表面アラサについても示した。SUS316側へ90μmもの金属移行が認められた。又、図-25の表面の実体観察からも完全に材がステンレス側へ移行したのが認められる。LC-1C材をPlasmaでCoatingしたものは、耐融着性が劣っているという事は前報^(1, 2)でも指摘したが、又、この融着傾向はバインダーとして含まれているNi元素の含有量に影響し、このほかにCoatingの気孔率によっても影響されると予想した。今回の試験でNi元素を含有しない100%Cr₃O₂をPlasma Coatingして融着試験を行った。この場合、650°CNa中でも融着性を示さなかった。図-25にこの試験片の試験後の表面状況を示した。表面のアラサ測定では、相手材のSUS316ステンレス側に多少の100%Cr₃O₂の材料が移行（機械的なインターロックによるものと予想される）したのが認められたが、前記したNiを含有したCr₃O₂と比較した場合、非常な差があることが明確である。Detonation GunでCoatingしたLC-1C材は、前報^(1, 2)でもPlasma GunのCoating方法よりも耐融着性があることがわかっているが、しかしDetonation GunのCoatingでも、材質がWCを含むLW-5材については融着性が強く、270kgの融着力を示した。これらの状況を比較のため図-26に示した。

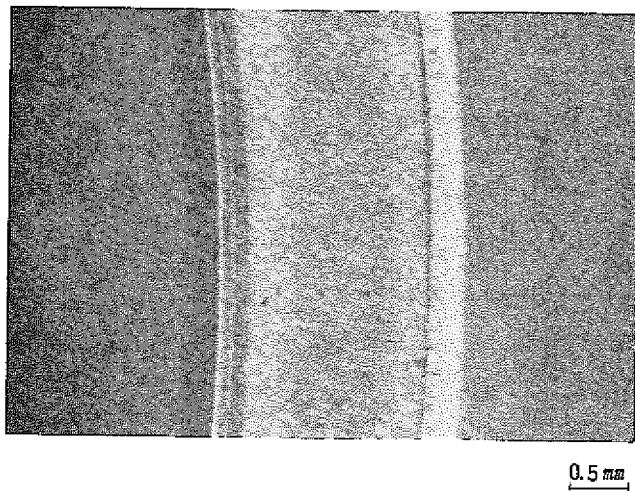
すなわち、LC-1C材は試験後の表面アラサ測定から変化は認められなかったが、LW-5材の場合は70μm以上も相手方に移行しているのがわかった。この様な表面状態になると、その後の使用が不可能となる。



The Fracture Surface of Hard Chrome
Plating (Fracture force : 140Kg)

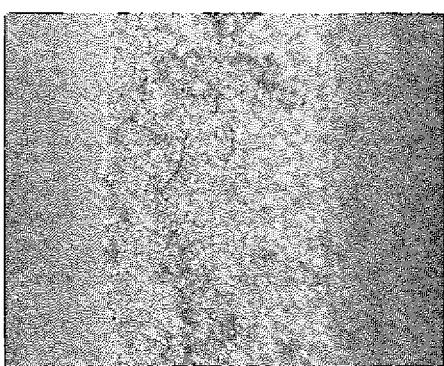


The Fracture Surface of SUS316
Stainless Combined With Hard Cr plating
(Fracture force : 140Kg)

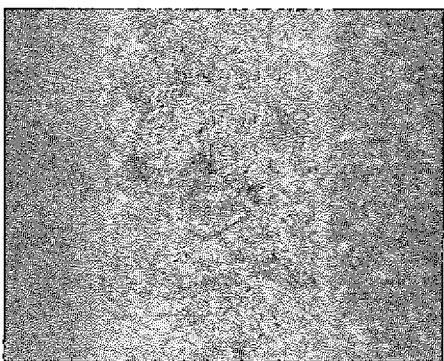


The Surface of Hard Cr plating
(40μ polishing) after Tested in
650°C Na (Non-Self welding)

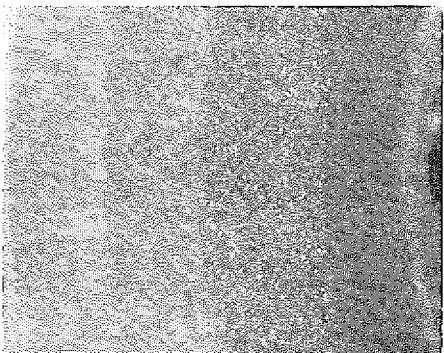
Fig 24 Stereo graphs of the Hard Chrome Plating on the
Testing Surface



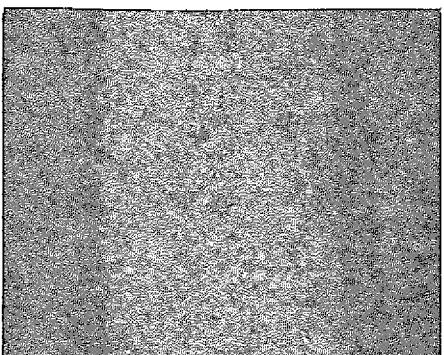
Fracture Surface of the LC-1C
(plasma) after Tensile Test
under 560Kg



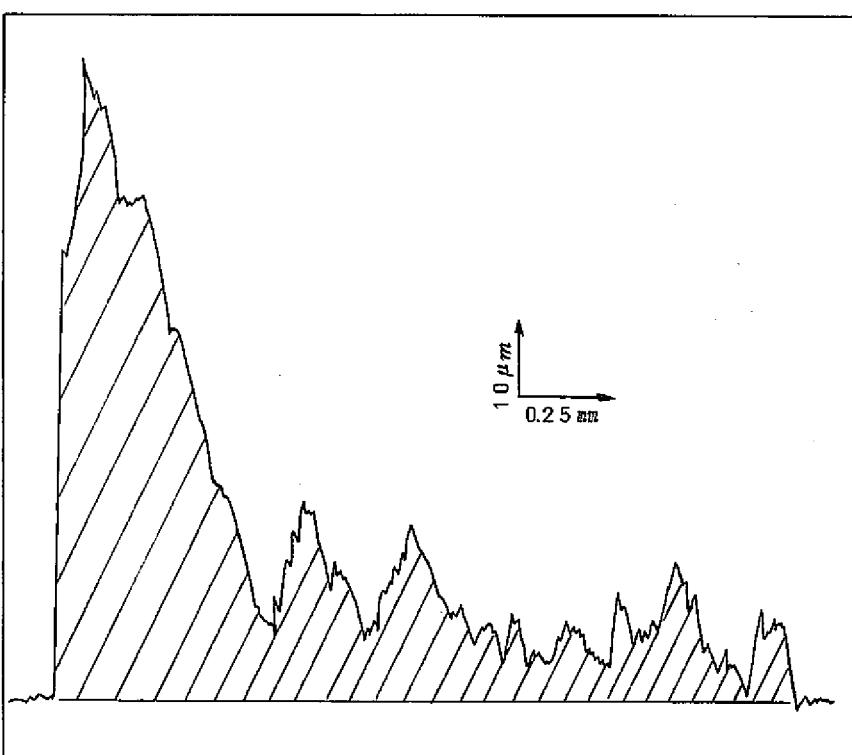
Fracture Surface of the SUS316
Side (vs. LC-1C Coating)



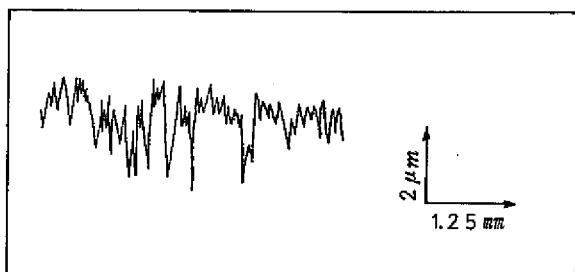
Appearance of 100% Cr_3C_2
Coating Surface after Tested



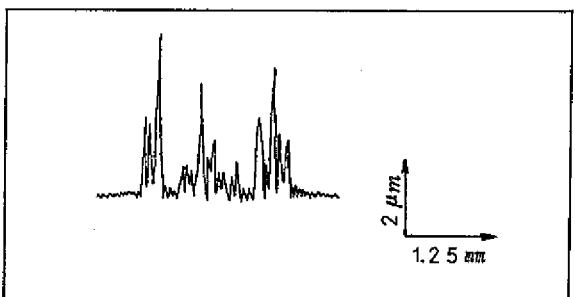
Stereograph of the Surface of
SUS316 Combined with 100%
 Cr_3C_2



Change of Roughness on the
Fracture Surface of SUS316 Side
(part Metal Transfer)

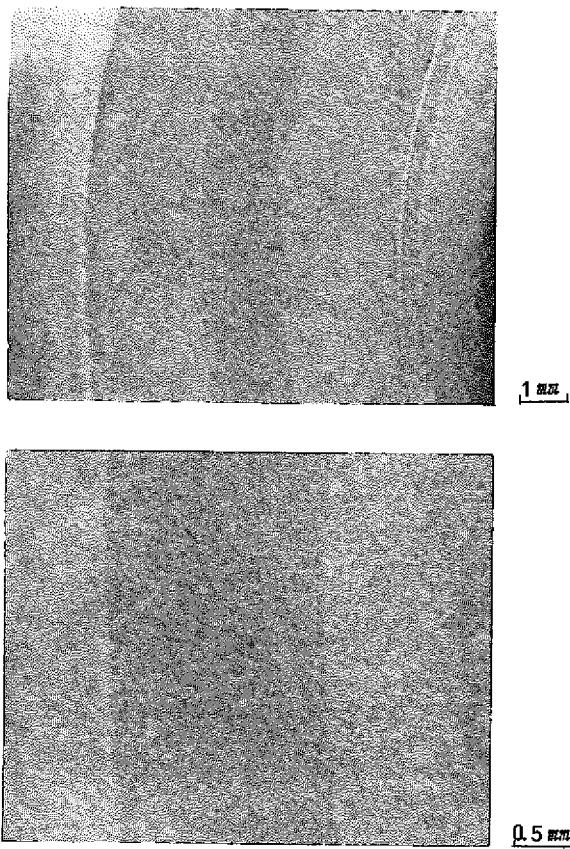


Roughness Change on the Contacting Surface of 100% Cr_3C_2

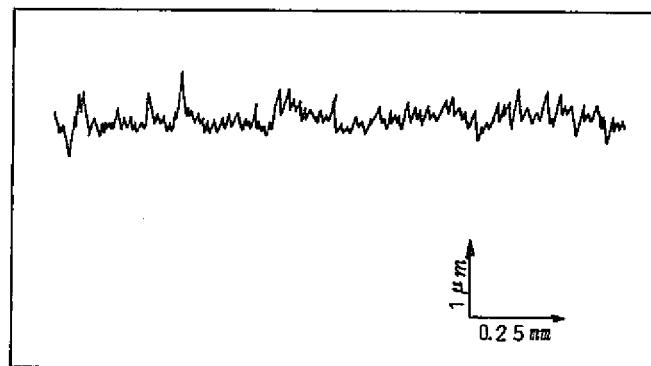


Roughness Change on the Contacting Surface of SUS316

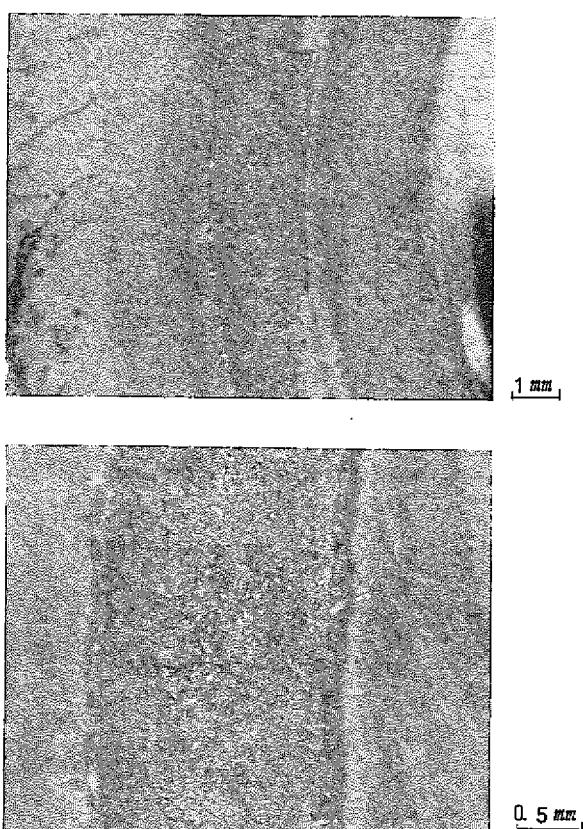
Fig 25 Results of Analysis on the Fracture Surface after Tested in
650°C Na



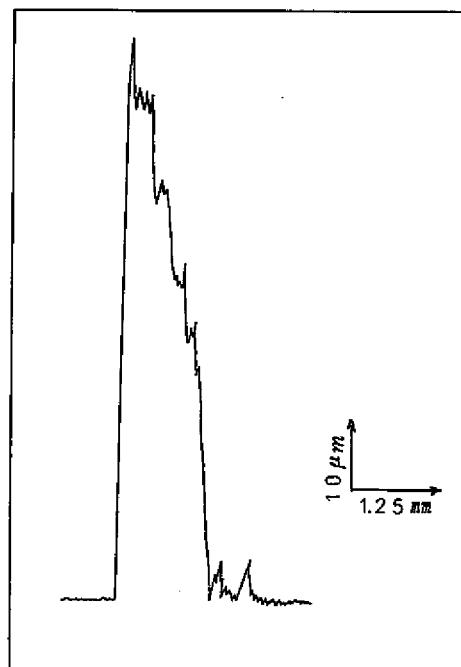
Stereograph of the Contacting Surface of LC-1C Material



Surface Roughness of LC-1C Coated by D-gun after Tested



Stereograph of the Contacting Surface of LW-5 Material



Surface Roughness of LW-5 Coated by D-gun after Tested

Fig 26 Results of Analysis on the Testing Surface of LC-1C and LW-5 Coated by D-gun

4 あとがき

今回の 650°C, 700°C ナトリウム中試験の結果、次の事が明らかになった。

1. SUS316 ステンレス同志は、1,100kg の融着力が生じた。この値は 650°C でも 700°C でも同程度であった。
2. 600°C ナトリウム温度中の融着力は見掛け上の接触面積に影響されるが、700°C では変化が認められなかった。
3. SUS316 ステンレスと SUS420 ステンレスの融着力は 3,850kg にも達した。そして、この組合せにおける融着挙動は境界域での合金元素の相互拡散によるものが大である。
4. SUS316 ステンレスと Ni の組合せでは、600°C の融着力と比較して、700°C の場合は 3 倍 (1,620kg.) にも達した。
5. クロム・カーバイト材は含有している Ni-Cr 材が非常に融着性を高めることができた。又、100% クロム・カーバイト材であれば融着性は示さなかった。
6. SUS420 ステンレスとか Ni, 等の融着しやすい材料と組合せた SUS316 には、引張破断後、SUS316 側へ 20 μm の金属移行が生じた。又、比較的強度的に弱いコーティング材（例えば LW-5, プラズマでコーティングした LC-1C 材）では SUS316 ステンレス側へ 90 μm の移行がみとめられた。

以上、静的自己融着試験機（図-1 参照）を用いて各種材料の一連の試験を行ってきた。これらの試験から各々の組合せにおける自己融着性の評価をしたが実際の対象材（or、対象機器）が多く、これでも、まだ、機器の設計に反映させるためにはデータが不足である。

この一連の試験で、高温ナトリウム中の自己融着現象に関する、初步的な知見を得たにすぎないと思う。

今後、自己融着試験を進めるには、実際の機器、部品（例えば、燃料集合体の入口ノズルと受板、ナトリウム弁のディスクとシート等）の運転条件に合った試験を PNC TN941 75-12 ノズルと受板を模擬するには、比較的低温のナトリウム中で、長時間（6ヶ月以上）からの評価をすべきであり、又、弁のディスクとシートの如く、高温で、しかも、ナトリウムのフラッシング効果も考慮し、そして、シール性も試験したデータからの評価が必要である。これら機器をシミュレートした試験と並行して、又、基礎的な知見を得るために、各々の因子を考慮した、試験が是非とも必要であろう。

これまでの一連の試験から、次の様な影響因子があることがわかった。これらの、バラ・メタを考えた上で耐融着性の判定をしなければならない。

影響因子は大別して、5つに分類出来る。

- ① 試験条件
- ② 試験片
- ③ 試験装置
- ④ 空気
- ⑤ 解析方法

これらについて、各々、次の様な項目が考えられる。

- ① 温度, ② 時間, ③ 接触圧力(荷重)
- ④ 試験片の形状効果, ⑤ 試験片表面の状態(表面を化学的、又は機械的に仕上げしたものかどうか)
- ⑥ 材料の履歴、及び製造方法の相異
- ⑦ 材料の高温強度とクリープ速度
- ⑧ 材料の組合せによる融着性の変化
- ⑨ 材料の加工硬化特性及び表層部に加工による変質層があるか、どうか。
- ⑩ 運動履歴による融着性変化、(微動→融着の形態)
- ⑪ 運動方式の違いによる変化(反復、円周上、直線上の運動)
- ⑫ ナトリウム空気の条件、(ナトリウム中の酸素、炭素の含有量および流速、Na量、その他)
- ⑬ ナトリウム・フラッシングによる材料側の変化による融着性
(オーステナイト→フェライト相への変化)
- ⑭ 融着後の破断型式を引張りか、剪断、又は捩りによるものか、どうか。
- ⑮ 融着力の接着プロセスの違い、すなわち、機械的なものか冶金的な融着性を示すものか、どうか。
- ⑯ 融着後破断によって金属移行があるか、どうか。(表面のアラサ変化)
- ⑰ 融着境界域に拡散層、および、その他の脆い化合物が生成されていないか、どうか。

以上の影響因子が考えられるが、数多くのパラメータがあるので、対象物に応じた試験を行い、材料評価する必要がある。

ここで、第1報、2報を含めた高温ナトリウム中における自己融着現象に関する、各々の材料別の評価をまとめると。

1) SUS316ステンレス

オーステナイト・ステンレスのうち、今回の試験ではSUS304ステンレス材については試験しなかったが、恐らく、このSUS316材より、いくらか悪い耐融着性を示すことが予想出来る。

オーステナイト・ステンレスが、どの程度のナトリウム条件で融着するのか、外國でも注目されている。⁽⁵⁾ナトリウム中の酸素濃度に、非常に影響されるが、温度は絶対融点(T_m)の0.4

T_m (約450°C)でも融着性が生じる。(この場合、冶金的な融着であって、機械的なものは荷重に影響される)又、面圧では、第1報で示した如くの0.45kg/mm²程度からも融着する。しかし、この面圧に関して、実際の機器では、一般に応力の集中(片当たり現象)があるので垂直荷重(Normal Load)で考えなければならない。今回の我々の試験条件の下の融着現象(SUS316ステンレス同志)は、真実接触域からの考え方が必要である。又、オーステナイト系ステンレスは接触加圧部で加工硬化が観察され、50%以上の硬度上昇があった。この事は耐融着性の点からは好都合である。しかし、これはある一定温度に達すると、急激に悪くなるので注意する必要がある。このほかこの材料で、注目しなければならないことは材料表面がナトリウム流によって腐食し、表層部にフェライト相が生成された場合、融着性が極度に増すことである。今回の報告書で4倍以上も融着力が増すことを予測した。この表層部の相変化に関し、自己融着現象を考えることは、非常な重要項目の一つである。

この事は、機械仕上げの方法や、変質層の生成状況によっても融着性が変化することを示す。今回のSUS316ステンレス同志の融着力は最高1,140kgであり、いずれの条件においても、この値に飽和した値を得た。又、接触部の形状を線(点)にした場合、見掛け上は融着しなかった。運動をともなわない垂直荷重のみの融着性を問題とする機器では、この様な接触形態にする方が得策である。又、ナトリウム弁の如く、加圧時は垂直荷重だけではないものでも、引張り(破断)時に、剪断方向に力が加わる様に機器部品の設計を考慮すれば、この接触形態が良いと思われる。

□) SUS420ステンレス

このステンレスは高温でフェライト組織を呈することから、非常に融着傾向が強かった。この一連の試験は、ナトリウム中加圧融着後、冷却して、その後、融着力を測定したために相手材がオーステナイト系の時は熱膨張差のため、冷却中、残留応力が発生し、融着力にも影響があることが予想される。今回の試験で3,850kgもの融着力を示したが、この値は他の同種材組合わせの融着力と比較したとき、より大きな融着性を示すことになる事が考えられる。(注、SW-2試験機⁽⁶⁾は、高温ナトリウム中で引張り破断することが可能である。)

今回の試験条件でのこの材料とSUS316材の組合せではSUS420材料自身が降伏し、境界域における各元素の相互拡散が、融着力を高めていることがわかった。この場合、前述のSUS316同志の融着挙動とは異なる。又、このSUS420とSUS316材の異種材組合せの場合は、物質の移動が多くこの組合せで、引張破断後、SUS316側へ20μmもの金属移行が観察された。この様に、異種材組合せのときは、物質移動からの評価も必要である。又、この種の材料は加工硬化は少ない。このほか、クロ・モリ鋼に関しては、この材料以上に融着する事が予想される。

ハ) 硬質クロム・メッキ

この材料は耐融着材として、有効であると評価した⁽²⁾、この場合相手材が硬質Crメッキであって、同種組合せでは、ほとんど融着性を示さなかつたが、SUS316が相手だと、今までの総試験片(8組)中、3組のものが融着した。又、試験後硬質Crメッキ層に多数の割れが観察されたことと、そして、運動をともなつた時の摩擦挙動に不安があることから、⁽⁶⁾今後も広くFBR用部品として、使用されるためには次の点を改良していかなければならないだろう。

第1に膨張係数を母材と同程度にすることである。これによつて、熱履歴による割れを防がなければならぬ。又、摩擦挙動の点を良くするためには、メッキ層にMoとかWを入れた合金メッキを開発することによって、解決しなければならない。又、この材料は「常陽」の各部に使用されているので、「常陽」の運転状況を正確に把握し、(例えば燃料交換時の力などは、必らず記録しておく)，今後の大型炉に、反映していかねばならない。

ニ) 炭化物系材料

この材料の自己融着性を考える上で、注目しなければならない点は、炭化物をバインダーしている材料(例えばNi, Ni-Cr, Co)の融着挙動であり、又、高温のナトリウム中では、材料中の気孔率(例えば、皮膜の製作方法の違いによるもの)が非常に問題となる。この材料で耐融着材として最も望しいものは、融着面が100%炭化物から成つて、しかも、母材と完全に密着し、そして、運動をともなつた場合、摩擦係数を軽減させる元素が折出する様な形態を有するものである。この様にオール・マイティな材料を選択することは難しいので対象物に応じて、皮膜の肉厚とか材料成分を決めなければならない。WH社ではパッド部材としてクロム・カーバイト材が最も良く、これにMoとかインコネル718材をバインダーとして、試験中である。我々の一連の試験でも、D-Gunで吹き付けた密着性あるクロム・カーバイト(含15%Ni-Cr)材の同種組合せで、融着性を示さなかつた。しかし、相手材がSUS316ステンレスとか、又は気孔率の高い plasma-gunで吹きつけたクロム・カーバイト(含15%Ni-Gr)材は融着した。又、タンクステン・カーバイトとかチタン・カーバイトも、高温ナトリウム中での耐融着挙動はあまり良くなかった、今までの試験では、柔軟性のある母材に、これらの炭化物系材料を吹き付け、コーティングしたものについての融着性を見たが、単体で製作したもの(焼結材)は、これらコーティング材より、耐融着性は良い結果を示すことが予想される。しかし、単体の場合使用が大きく制限される。又、コーティング材では、これ自体の強度が弱いこともあり(母材との接着力も悪い)、いったん融着性を呈すれば、相手材への大きな金属移行が生じ(今回の試験でも90μmにも達した)その後、再使用が全く不可能になることがある。

今回の一連の試験では、吹き付けの方法を、3種類(D-gun, plasma gun, W-E process)

試験し、又、単体のタンクステン・カーバイトとチタン・カーバイトについても行った。このほか、バインダー材としてのNiとNi-Cr、および、今後バインダー材料として可能性のあるMo、W等についても試験した。Ni、Ni-Cr材は非常に融着しやすく、そして、ナトリウム中では、より拡散速度が早まる事が予測された。又、この材料が何の加圧もなしで母材(SUS316)表面に均一に拡散する事がわかった。

ヘ) ステライト・コルモノイ合金

非常に耐摩擦、摩耗材として市場性のある材料である。これらの合金は、今までのF.B.R.用の機器部材にも多く使われてきた。そして、ある一定の評価が与えられている。しかし、最近のナトリウム技術の発達によって、古い時期に与えられた評価が変わってきた。ステライト材は耐融着材として、不適格であるとする論文も発表されている。又、核特性の点からも考えなければならない。又、コルモノイ合金も高温(600°C以上のナトリウム)⁽³⁾では、あまり良い評価を得ていない。このほか、肉盛方法からも制限が加えられる様になった。我々の一連の試験からステライト、コルモノイ合金の同種材では融着性は示されなかった。しかし、相手材がSUS316の場合は融着性があり、ステライトNo.6とSUS316の組合せでは融着力(引張破断力)が245kgにも達した。現在使用されているナトリウム弁のディスクとシートはこの組合せのものが多く、600°Cという条件は、使用可能範囲内である。この場合、245kgもの融着力が生じたら弁の開閉が不可能となるであろう。FFT Fに使用されているステライト材は、ステライト1016材や、ステライトstar Jの如く、我国ではあまり市場性のない材料を候補材としている。⁽⁵⁾又、LMECでの試験での如く、ステライト材でも肉盛方法の違い(例えば、鋳造品、酸素アセチレン溶接、アーク溶接等)による比較試験が行われている。今後、各々の影響因子を考慮の上試験を進めなければならない。

以上が、今まで試験した結果の材料別の評価であるが、我々は摩擦係数の測定も可能な自己融着試験(SW-2)機で試験を続けており、又、今後腐食融着試験機(SW-3)により、材料表面状況が、どの様に融着性に影響を与えるか試験を行う予定である。

本稿を終えるにあたり、XMAの解析を担当して載いたナトリウム技開室の根本昌明君に感謝の意を表したい。

5 文 献

1. 溝淵，加納他 「高温ナトリウム中における自己融着試験(I)」 SN941 73-32(1973)
2. 溝淵，加納他 「高温ナトリウム中における自己融着試験(II)」 N941 74-18(1974)
3. R. N. Johnson et al 「Wear Resistant Coatings for Reactor Components
in Liquid Sodium Environments」
J. Vacuum Science & Tech. Vol. M4, (1974)
4. K. Mattes, 「Adhence and Self-Welding Properties of Materials under
Sodium」
GFK-PNC Meeting von 5/15~5/18(1973)
5. 溝淵，加納他 「ナトリウム中における摩擦，摩耗，および自己融着現象に関する諸外国の
試験研究(I)」
ZN942 74-08(1974)
6. 溝淵，加納他 「新型自己融着試験機の試作と機能試験」
SN941 75-13(1975)