

JAERI-Research
2000-006



JP0050311



HIP 法によるプラズマ対向機器用
W-Cu 合金接合技術の開発(2)
—タングステンとアルミナ分散強化銅の接合—

2000 年 2 月

斎藤 滋・深谷 清・石山新太郎・衛藤基邦・秋場真人

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の問い合わせは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越し下さい。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布を行っております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 〒319-1195, Japan.

HIP 法によるプラズマ対向機器用 W-Cu 合金接合技術の開発(2)
-タングステンとアルミナ分散強化銅の接合-

日本原子力研究所東海研究所エネルギーシステム研究部
齋藤 滋・深谷 清・石山新太郎*・衛藤 基邦・秋場 真人**

(2000年1月21日受理)

現在、ITER/EDA を始め大型トカマク炉の設計では、プラズマ対向材料としてタングステン合金の検討が行われている。一方、アーマ材の背後に接合されるヒートシンクには、その熱伝導率の高さや高温での機械的特性から、アルミナ分散強化銅 (Dispersion Strengthened Copper ; DS-Cu) などが提案されている。プラズマ対向機器はこれらを接合した二重構造として製作されることになっており、両者の信頼できる接合技術の開発が不可欠である。我々は、熱間等方加圧 (Hot Isostatic Pressing ; HIP) 法によるタングステンと銅合金の接合技術の開発に着手し、現在までにタングステンと無酸素銅の接合に関しては最適 HIP 条件を得、母材強度を達成している。本研究では HIP 法を用いたタングステンとアルミナ分散強化銅との接合試験を行い、組織観察や引張り試験等による最適な HIP 条件の選択と接合強度の評価を行った。その結果、タングステンとアルミナ分散強化銅の直接接合は困難であるが、厚さ 0.3mm 以上の無酸素銅を間挿材として用いることにより接合が可能となった。引張り試験の結果、厚さ 0.3~0.5mm では高温で熱応力が緩和されず接合強度が低下するため、厚さ 1.0mm 以上の無酸素銅間挿材が必要であることが分かった。このときの強度はタングステン / 無酸素銅接合体や 1000℃で処理した無酸素銅の強度をやや上回ることがわかった。

東海研究所：〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根 2-4

*大洗研究所核熱利用研究部

**那珂研究所核融合工学部

Development of Bonding Techniques between Tungsten and Copper Alloy for Plasma Facing
Components by HIP Method (2)
-Bonding between Tungsten and DS-copper-

Shigeru SAITO, Kiyoshi FUKAYA, Shintaro ISHIYAMA⁺ and Motokuni ETO
Masato AKIBA⁺

Department of Nuclear Energy System
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received January 21, 2000)

Recently, W(tungsten)-alloys are considered as plasma facing material (PFM) for ITER because of these many favorable properties such as high melting point (3655K), relatively high thermal conductivity and higher resistivity for plasma sputtering. On the other hand, Cu -alloys, especially DS (dispersion strengthened)-Cu, are proposed as heat sink materials because of its high thermal conductivity and good mechanical properties at high temperature. Plasma facing components (PFC) are designed as the duplex structure where W armor tiles are bonded with Cu-alloy heat sink. Then, we started the bonding technology development by hot isostatic press (HIP) method to bond W with Cu-alloys because of its many advantages. Until now, It was reported that we could get the best HIP bonding conditions for W and OFHC-Cu and the tensile strength was similar with HIP treated OFHC-Cu. In this experiments, bonding tests of W and DS-Cu with insert material were performed. As insert material, OFHC-Cu was used with different thickness. Bonding conditions were selected as $1273\text{K} \times 2\text{hours} \times 147\text{MPa}$. Bonding tests with 0.3 to 1.8mm thickness OFHC-Cu were successfully bonded but with 0.1mm thickness was not bonded. From the results of tensile tests, the tensile strength of the specimens with 0.3 and 0.5mm thickness were decreased at elevated temperature. It was shown that over 1.0mm thickness OFHC-Cu insert may be needed and the tensile strength were a little higher than that of HIP treated OFHC-Cu.

Keywords : PFC, W(Tungsten), DS-Cu, HIP, Bonding, OFHC-Cu Insert

⁺ Department of Advanced Nuclear Heat Technology, Oarai Research Establishment, JAERI

⁺ Department of Fusion Engineering Research, Naka Fusion Research Establishment, JAERI

目 次

1. 序論	1
2. 実験	2
2.1 材料及び試料の準備	2
2.2 接合試験	2
2.3 接合の評価	2
3. 結果と考察	4
3.1 接合の成否及び組織変化	4
3.2 接合強度の評価	5
4. まとめ	6
謝辞	6
参考文献	7
付録	42
A.1 実験	42
A.2 結果と考察	43
A.3 まとめ	45

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental	2
2.1 Preparation of Materials and Specimens	2
2.2 Bonding Tests	2
2.3 Evaluation Methods of Bonding	2
3. Results and Discussion	4
3.1 Results of Bonding Tests and Texture Variation	4
3.2 Bonding Strength	5
4. Conclusion	6
Acknowledgment	6
References	7
Appendix	42
A.1 Experimental	42
A.2 Results and Discussion	43
A.3 Conclusion	45

This is a blank page.

1. 序論

現在、ITER/EDAを始め大型トカマク炉の設計では、プラズマ対向材料として高融点タングステン合金の検討が行われている[1]。タングステン合金は、従来から検討されてきた炭素/炭素複合材と比較して、耐スパッタリング性に優れ、燃料であるトリチウムによるインベントリーの問題が少なく[2]、かつ炉内補修の際の遮蔽効果などが期待されている。ダイバータ装置では、ターゲットプレートのアーマ材に上記材料の適用が検討されている。一方、アーマ材の背後に接合されるヒートシンク材としては、その熱伝導率の高さや機械的特性[3]から、無酸素銅(OFHC-Cu)やアルミナ分散強化銅(Dispersion Strengthened Copper ; DS-Cu)などの銅合金が提案されている。しかし、プラズマ対向機器は、高熱負荷や14MeV中性子の照射に曝されるため、熱応力や照射損傷、Heなどの核変換生成原子の影響により、母材ならびに接合強度の低下あるいは接合部の破断が予想される。したがって、プラズマ対向機器の製作には、両者の信頼できる接合技術の開発が不可欠である。そこで我々は、熱間等方加圧(Hot Isostatic Pressing ; HIP)法によるタングステンと銅合金の接合技術の開発に着手した。HIP法は等方的に圧力を加えるために接合強度や寸法精度に優れ、異種材料の接合に適していると考えられている[4]。また、HIP法は大型(数m程度)機器の製作や立体面の接合にも適用可能な点でも他の接合方法に比べて優れていると言える。核融合関連では、ブランケット構造材であるSUS316LとヒートシンクのDS-Cuの接合体が製作されている[5-7]。タングステンと銅合金の接合に関しては、現在までにタングステンと無酸素銅の接合で最適HIP条件を得、母材強度を達成している[8,9]。本研究ではHIP法を用いたタングステンとITER/EDAでヒートシンク材として使用される予定のアルミナ分散強化銅との接合試験を行い、組織観察や引張り試験等による最適なHIP条件の選択と接合強度の評価を行った。

2. 実験

2.1 材料及び試料の準備

本研究では(株)東京タングステン製の純タングステンを用いた。本試料は粉末焼結法によって製造され、純度は99.9%以上である。アルミナ分散強化銅にはA社製およびSCMメタル製のAL-25を用いた。本試料はアルミナを約0.25wt%含有し、機械的特性、特に高温における強度が無酸素銅に比べて大幅に改善されている[3]。各材料の不純物分析値をTable 2.1に示す。また、各材料の機械的特性及び物性値をTable 2.2に示す。

A社製は直径32mm、高さ28mm、SCMメタル製は直径20mm、高さ25mmの円柱形状に切り出して接合試験用試料とし、軟鋼製の容器(キャプセル)に電子ビーム溶接で真空封入した。また、両者の間に間挿材を挿入した接合試験も行った。接合試験用試料及びキャプセルの外観写真をFig. 2.1に示す。

2.2 接合試験

HIP接合試験は、KOBELCO製の“Dr.HIP”を用いて行った。圧媒ガスには高純度Arガスを用いた。接合条件は、HIP温度が900℃～1050℃、保持時間は2時間、圧力は98MPaとした。接合条件の一覧をTable 2.3に示す。また、両者の間に間挿材を挿入した接合試験も行った。間挿材には無酸素銅を選択し、厚さを変えて接合試験を行った。接合条件はタングステンと無酸素銅の接合試験の結果[8,9]を参考に、1000℃、2時間、147MPaとした。接合条件の一覧をTable 2.4に示す。

2.3 接合の評価

接合の評価は、接合の成否、接合強度及び母材の組織変化の3点について行った。まず、HIP処理を終えた試験体をFig. 2.2の様に2つに切断した。小さい方の切片は樹脂に埋め込み、鏡面研磨後、エッチングを行い、硬さ試験、金相観察、SEM観察及びEPMA分析等に用いた。エッチング液の成分をTable 2.5に示す。大きい方の切片からは引張り試験片を製作した。

接合の成否は、金相・SEM観察の結果だけで判断せず、残留応力の解放が伴う曲げ・引張り試験片等の切り出しが可能かどうかで最終的な接合の成否の判断を行った。つまり金相・SEM観察用の試料は軟鋼キャプセルの拘束により、残留応力が解放されていないためである。実際、付録A.3でも述べるように見かけ上は接合しているようであっても、試験片の切り出し時に音を立てて破断する試料も見られた。

接合したと判断された試験体については試験片を切り出し、引張り試験で接合強度の評価を行った。引張り試験にはFig. 2.3に示すような板状試験片を用いた。試験温度は室温、200℃、400℃及び600℃、ひずみ速度は0.5mm/min、試験本数は各条件2本ずつとした。

HIP 処理の温度や時間、圧力が材料に与える影響を調べるために、硬さ試験、金相及び SEM 観察、EPMA 分析を行った。硬さ試験は、マイクロビッカース硬さ試験機 MHT2（松沢精機製）で行い、再結晶化等による材料の硬さの変化を調べた。荷重は 500gf、保持時間は 15 秒とした。金相観察により再結晶化等による結晶粒径の変化や、アルミナ分散強化銅中のアルミナ粒子の分布状態を観察した。また、SEM 観察で接合部における反応層やボイドの有無などを観察し、EPMA 分析によりアルミナ粒子の分布状態及び接合部近傍における元素の拡散状況を調べた。

3. 結果と考察

接合試験の結果、A社製のアルミナ分散強化銅では接合に成功した例はなかった。従って本文では、SCM製アルミナ分散強化銅の接合試験結果のみを示す事とし、A社製の結果については付録にまとめて報告する。

3.1 接合の成否及び組織変化

(1) 直接接合

Table 3.1 にタングステンとSCM製アルミナ分散強化銅の直接接合試験の結果を示す。表からも明らかな通り、全ての条件で直接接合はできなかった。接合部近辺の金相及びSEM/EPMA観察を行った。その結果、Fig. 3.1に示すように接合部に反応層が形成され、またクラックも発生していることがわかった。接合部近傍のEPMA線分析の結果(Fig. 3.2)、この反応層では酸素のピークが観察された。また、微小X線回折の結果(付録Fig. A.5)より、この反応層は $W_{18}O_{49}$ または WO_3 の化学形を持つタングステン酸化物と考えられる。タングステンと無酸素銅の接合ではこのようなタングステン酸化物層の形成は認められなかった[8,9]ので、酸化物を形成する酸素はアルミナ分散強化銅に由来するものと考えられる。なぜならアルミナ分散強化銅の製造法には酸素雰囲気中で処理する工程があるため、酸素を含んでいるからである。また、酸化物層の厚さは約 $2\mu m$ 程度であり、A社製の最大約 $40\mu m$ (付録Fig. A.6)と比べるとSCM製の方が含有酸素量が少ない材料であると言える。一方、クラックの発生はアルミナ分散強化銅が高強度で延性が不十分なため、接合後の冷却過程において両者の熱膨張率差(Table 2.2参照)によって生じる熱応力が緩和されないため、接合部の脆い酸化物層やその近傍で破断したりクラックが発生するものと考えられる。タングステンと無酸素銅の接合[8,9]では、低強度で十分な延性を持つ無酸素銅が残留応力を緩和するため、クラック等は見られなかった。

(2) 間挿材を用いた接合

直接接合試験の結果、タングステンとアルミナ分散強化銅の接合には、酸化物層の形成防止と残留応力を緩和するため間挿材が必要であることが明らかとなった。間挿材の選択にあたっては、①タングステン酸化物の形成防止。②残留応力の緩和。③熱伝導率が高いこと。④放射化が少ないこと。⑤タングステンとアルミナ分散強化銅の双方と接合可能であること、などを考慮した結果、無酸素銅を選択した。Table 3.2に間挿材を用いた接合試験の結果を示す。無酸素銅厚さが $0.1mm$ では試験片切りだし時に破断したが、 $0.3\sim 1.8mm$ の範囲では接合に成功した。各接合体の金相写真をFig. 3.3に、SEM写真をFig. 3.4(a)および(b)に示す。無酸素銅厚さが $0.1mm$ では接合していないことが分かる。また、Fig. 3.5~6に無酸素銅厚さが $1.0mm$ の場合のSEMおよびEPMA線分析の結果を示す。(a)のタングステンと無酸素銅の界面および(b)の無酸素銅とアルミナ分散強化銅の界面のいずれにも反応層の形成は認められなかった。

(3) 金相観察と硬さ試験

各条件の試料について、HIP 処理に伴う組織変化の程度を調べるために、金相観察と硬さ試験を行った。硬さ試験の結果を Fig. 3. 7 に示す。アルミナ分散強化銅の硬さは HIP 温度 1000℃ までは未処理母材とほとんど差がないが、1050℃ で軟化することがわかった。一方、タングステンはほとんど硬さの変化は見られなかった。また、金相観察より、アルミナ分散強化銅中のアルミナ粒子が不均一に凝集する現象が観察された (Fig. 3. 8)。本研究の場合は、未処理時は細かく均一に分散していたアルミナ粒子が、HIP 処理後には、斑点状に凝集していることが判った。SCM 製アルミナ分散強化銅の凝集の程度は A 社製よりも小さかった。

3.2 接合強度の評価

無酸素銅間挿材を用いたタングステンとアルミナ分散強化銅の接合体の接合強度の評価を引張り試験によって行った。Fig. 3. 9 に接合強度の試験温度依存性を、また Fig. 3. 10 に接合強度と無酸素銅間挿材厚さとの関係を示す。無酸素銅間挿材厚さ 0.3mm では試験温度室温から 200℃ まではやや高強度であるが、試験温度 400℃ 以上では著しく強度が低下した。また、無酸素銅間挿材厚さ 0.5mm では試験温度室温から 400℃ までは厚さ 1.0mm 以上の試料と大差無いが、600℃ では著しく強度が低下した。0.3mm の試料が室温から 200℃ で高強度なのは拘束効果が他の試料よりも大きく働くためと考えられる。一方、高温では無酸素銅厚さが 0.5mm 以下の時は熱応力を十分緩和できず強度の低下を招くものと考えられる。従って引張り試験の結果から、無酸素銅間挿材厚さは 1.0mm 以上必要であると言える。無酸素銅間挿材厚さが 1.0mm～1.8mm のときの接合強度は HIP 処理した無酸素銅を若干上回ることが分かった。無酸素銅間挿材部に拘束効果が働いているものと思われる。一方、接合強度の無酸素銅間挿材厚さ依存性は 1.0mm～1.8mm の間ではほとんど見られなかった。

また、試験片の破断位置は Fig. 3. 11～15 に示すように、試験温度が室温の時は大部分がタングステンと無酸素銅の接合界面のタングステン側であり、タングステン/無酸素銅接合体と同様の結果であった[8,9]。機械加工の影響でタングステンの表面近傍が脆くなったためと考えられる。一方、200℃ 以上では大部分が無酸素銅とアルミナ分散強化銅の接合界面であった。これは無酸素銅とアルミナ分散強化銅の接合強度がタングステンと無酸素銅の接合強度を下回るということではなく、この位置で絞りが生じるためと考えられる。Fig. 3. 11～15 においても無酸素銅間挿材がアルミナ分散強化銅との接合界面側で絞られている様子が観察される。

4. まとめ

HIP接合法を用いて、タングステンとアルミナ分散強化銅との接合試験を行い、HIP条件と接合材の組織変化や接合強度との関係を調べた。その結果、以下のようなことが明らかとなった。

(1)タングステンとアルミナ分散強化銅を直接接合すると、アルミナ分散強化銅中に含まれる酸素のため接合界面にタングステン酸化物層が形成される。酸素の量は製造メーカーによって異なる。また、残留応力が緩和されずクラックが発生する。

(2)上記理由により、タングステンとアルミナ分散強化銅の直接接合は困難であり、間挿材が必要である。

(3)間挿材として無酸素銅を用いることにより、タングステンとSCM製アルミナ分散強化銅の接合が可能となった。無酸素銅間挿材の厚さが0.3mm以上で接合が可能となる。

(4)引張り試験の結果、接合強度はタングステン/無酸素銅接合体及びHIP処理無酸素銅の強度を若干上回ることが分かった。また無酸素銅間挿材の厚さが0.3~0.5mmの時は高温で強度が低下するため、無酸素銅間挿材の厚さは1.0mm以上必要である。

(5)引張り試験片の破断位置は試験温度室温ではタングステン/無酸素銅接合界面のタングステン側であった。試験温度200℃以上では無酸素銅/アルミナ分散強化銅接合界面であった。

謝辞

本研究を行うにあたり、多くの援助と適切な助言を頂きました原研那珂研NBI加熱研究室の方々ならびに原子力エンジニアリングの大山剛氏と森順二氏に深く感謝致します。

参考文献

- [1] ITER, ITER EDA Documentation Series, No.7, IAEA, Vienna(1996).
- [2] T. Tanabe, N. Noda and H. Nakamura, J. Nucl. Mater, 196-198, 11(1992).
- [3] S. Ishiyama, K. Fukaya, M. Eto and M. Akiba, “ The characterization of copper alloys for the application of fusion reactors” , Ame. Soc. Mech. Eng., (1995)545-550.
- [4] N. Kawai, H. Takada and T. Yukawa, “ Present status of hot isostatic pressing” , Tetsuto Hagane, Vol.67, No.9(1981)1431-1438.
- [5] A. Lind, J. Collen, H. Englund, C. G. Hjorth and D. Zick, “ Hipped PM structural parts for fusion development” , Powder Metall., Vol.39, No.4 (1996)248-249.
- [6] G. Le Marois, Ch. Dellis, J. M. Gentzbittel and F. Moret, “ HIP’ ing of copper alloys and stainless steel” , J. Nucl. Mater., Vol.233-237(1996)927-931.
- [7] S. Sato, T. Kuroda, T. Kurasawa, K. Furuya, I. Togami and H. Takatsu, “ Mechanical properties of HIP bonded joints of austenitic stainless steel and Cu-alloys for fusion experimental reactor blanket” , J. Nucl. Mater., Vol.233-237(1996)940-944.
- [8] S. Saito, K. Fukaya, S. Ishiyama, M. Eto, K. Sato and M. Akiba, Proceeding of 20th Symposium on Fusion Technology, Marseille, France,1998.
- [9] S. Saito, K. Fukaya, S. Ishiyama, M. Eto and M. Akiba, JAERI Research 99-049.

Table 2. 1 Chemical composition of tested materials (ppm) .

Element	W	Cu	Al	B	Pb	Li	Na	Mg	Fe	Si	Co
Tungsten	99.987 (wt%)	—	<2	—	—	<50	<1	<1	10	<5	<0.48
DS-Cu (AL25) (SCM metal)	—	99.39 (wt%)	2500	170	7	—	—	—	13	—	—
OFHC-Cu	—	99.99 (wt%)	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Table 2. 2 Mechanical and thermal properties of materials.

		0.2% Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Thermal expansion coefficient (1/K×10 ⁻⁶)
Tungsten	20°C	—	740	5.25
	200°C	—	736	5.35
	300°C	—	—	—
	400°C	—	—	—
	500°C	—	—	—
	600°C	680	710	5.70
	800°C	608	640	5.80
	1000°C	408	540	—
DS-Cu (AL25) (SCM metal)	20°C	355	435	15.94
	200°C	—	—	16.95
	300°C	214	250	17.66
	400°C	—	—	17.91
	500°C	123	140	18.52
	600°C	—	—	18.71
	800°C	—	—	19.34
	1000°C	—	—	—

Table 2.3 Tested HIP bonding conditions (W and DS-Cu (SCM metal), direct bonding).

Specimen No.	HIP condition
1	900°C × 2hour × 98MPa
2	950°C × 2hour × 98MPa
3	1000°C × 2hour × 98MPa
4	1050°C × 2hour × 98MPa

Table 2.4 Tested HIP bonding conditions (W and DS-Cu (SCM metal), with OFHC-Cu insert).

Thickness of OFHC-Cu(mm)	HIP condition
0.1	1000°C × 2hour × 147MPa
0.3	1000°C × 2hour × 147MPa
0.5	1000°C × 2hour × 147MPa
1.0	1000°C × 2hour × 147MPa
1.4	1000°C × 2hour × 147MPa
1.8	1000°C × 2hour × 147MPa

Table 2.5 Composition of etchant for bonded W and OFHC-Cu.

Chemicals	Volume
10% H_2O_2	10 m <i>l</i>
NH_4OH	25 m <i>l</i>
Refined water	25m <i>l</i>

Table 3. 1 Results of bonding tests between W and DS-Cu (SCM metal) (direct bonding).

HIP condition	Bonding	Tungsten oxide	Cracks
900°C×2hour×147MPa	No	Yes	Yes
950°C×2hour×147MPa	No	Yes	Yes
1000°C×2hour×147MPa	No	2 μm	Yes
1050°C×2hour×147MPa	No	Yes	Yes

Table 3. 2 Results of bonding tests between W and DS-Cu (SCM metal) with OFHC-Cu insert.

Thickness of OFHC-Cu(mm)	Bonding	Tungsten Oxide	Cracks	Remarks
0.1	No	——	——	Fractured during machining process.
0.3	Yes	No	No	
0.5	Yes	No	No	
1.0	Yes	No	No	
1.4	Yes	No	No	
1.8	Yes	No	No	

※HIP Condition : 1000°C×2hour×147MPa。

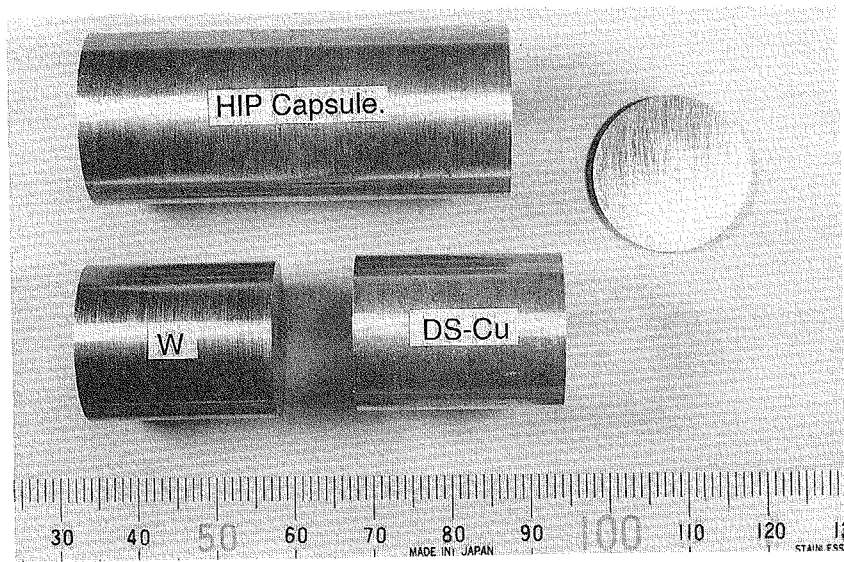


Fig.2. 1 Specimens for bonding tests and HIP capsule.

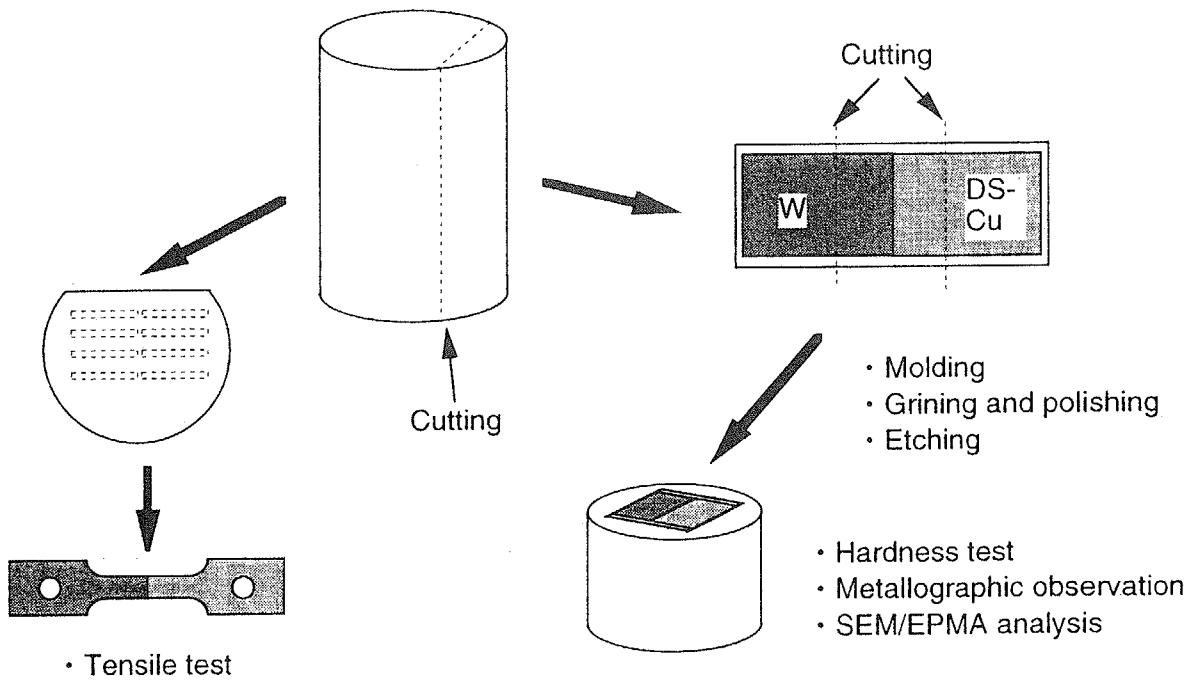


Fig. 2. 2 Evaluation process of bonded specimens.

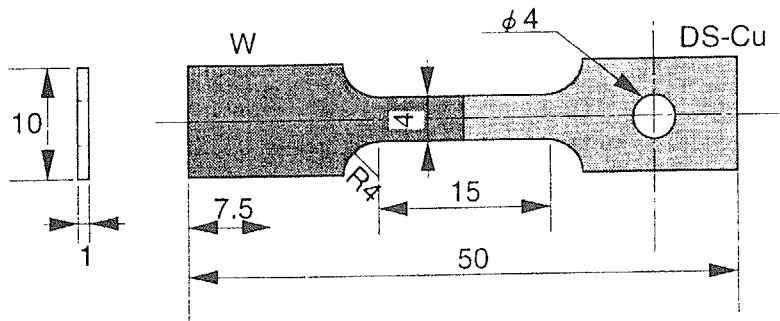


Fig. 2. 3 Test pieces for tensile test.

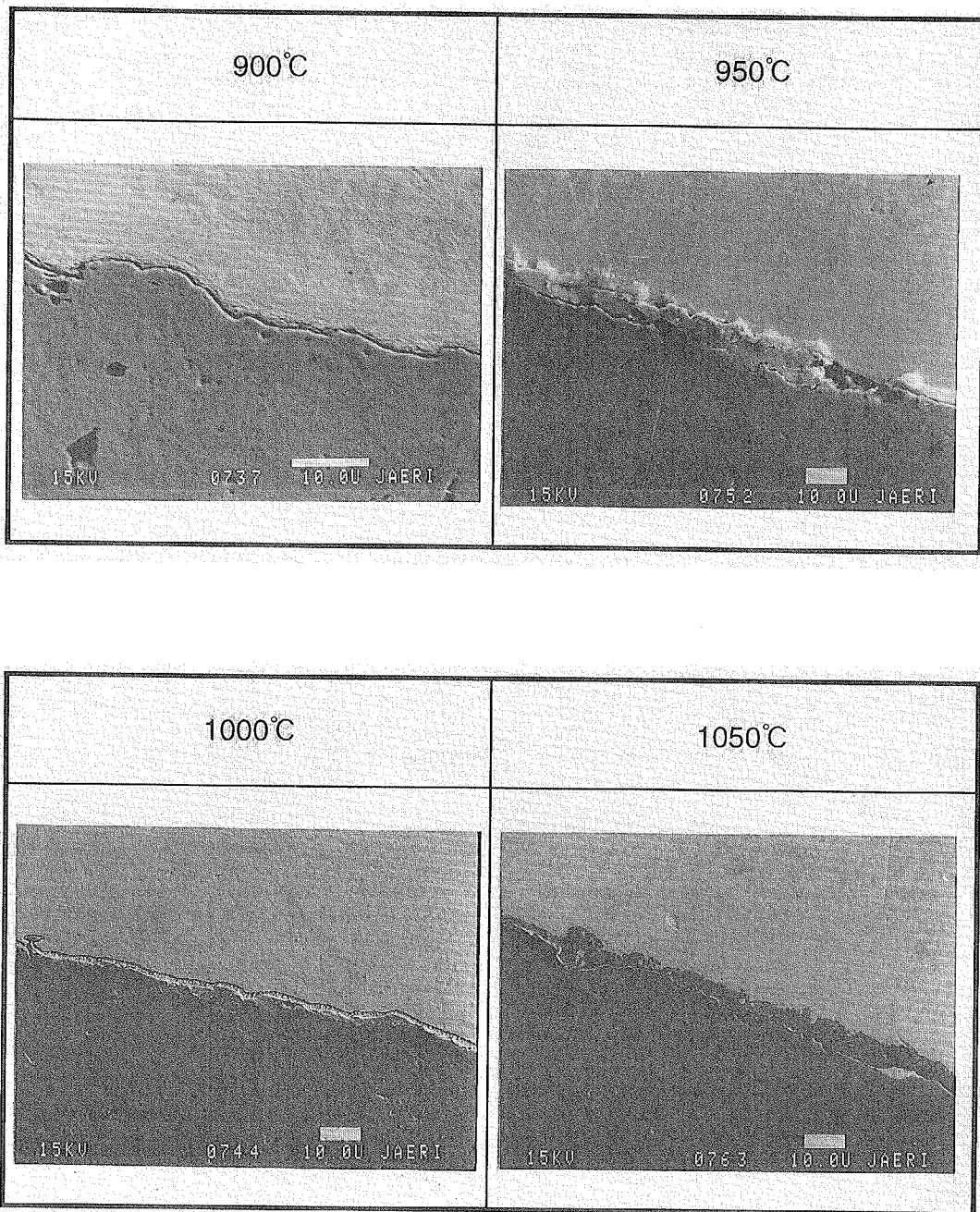
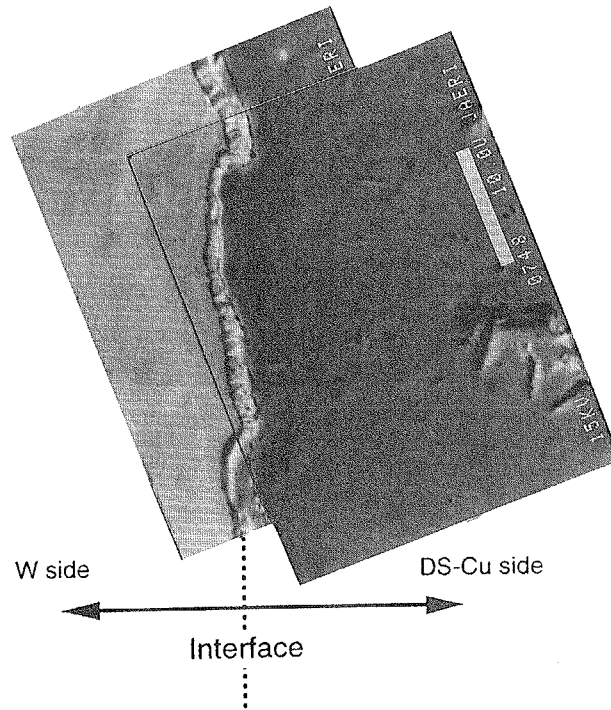


Fig. 3. 1 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (SCM metal). (bonding conditions : 900°C ~ 1050°C X 2hour X 147MPa, direct bonding).

(a) SEM photograph of the interface between W and DS-Cu.



(b) EPMA line analysis of the interface between W and DS-Cu.

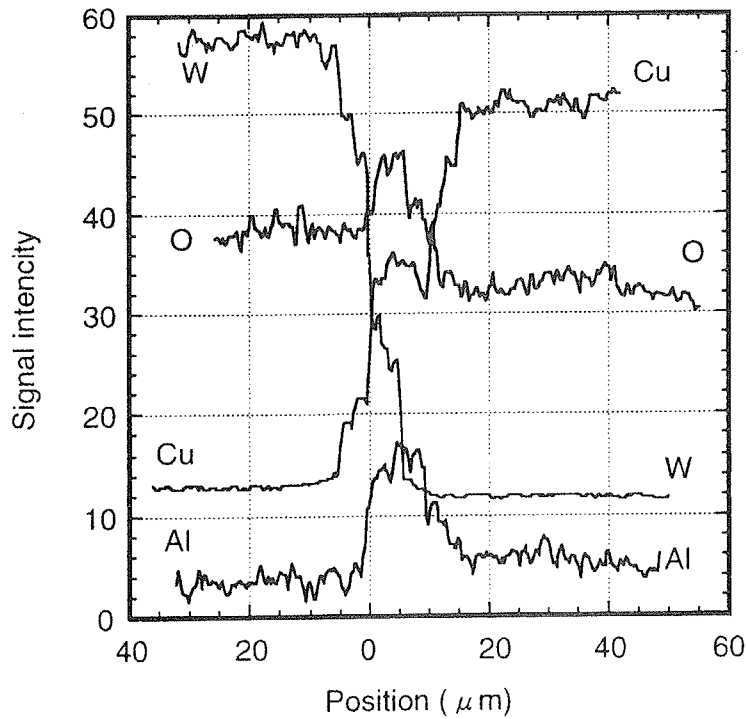


Fig. 3.2 (a)SEM photograph and (b)EPMA line analysis around the interface between W and DS-Cu (bonding conditions : 1000°C×2hour×98MPa, direct bonding).

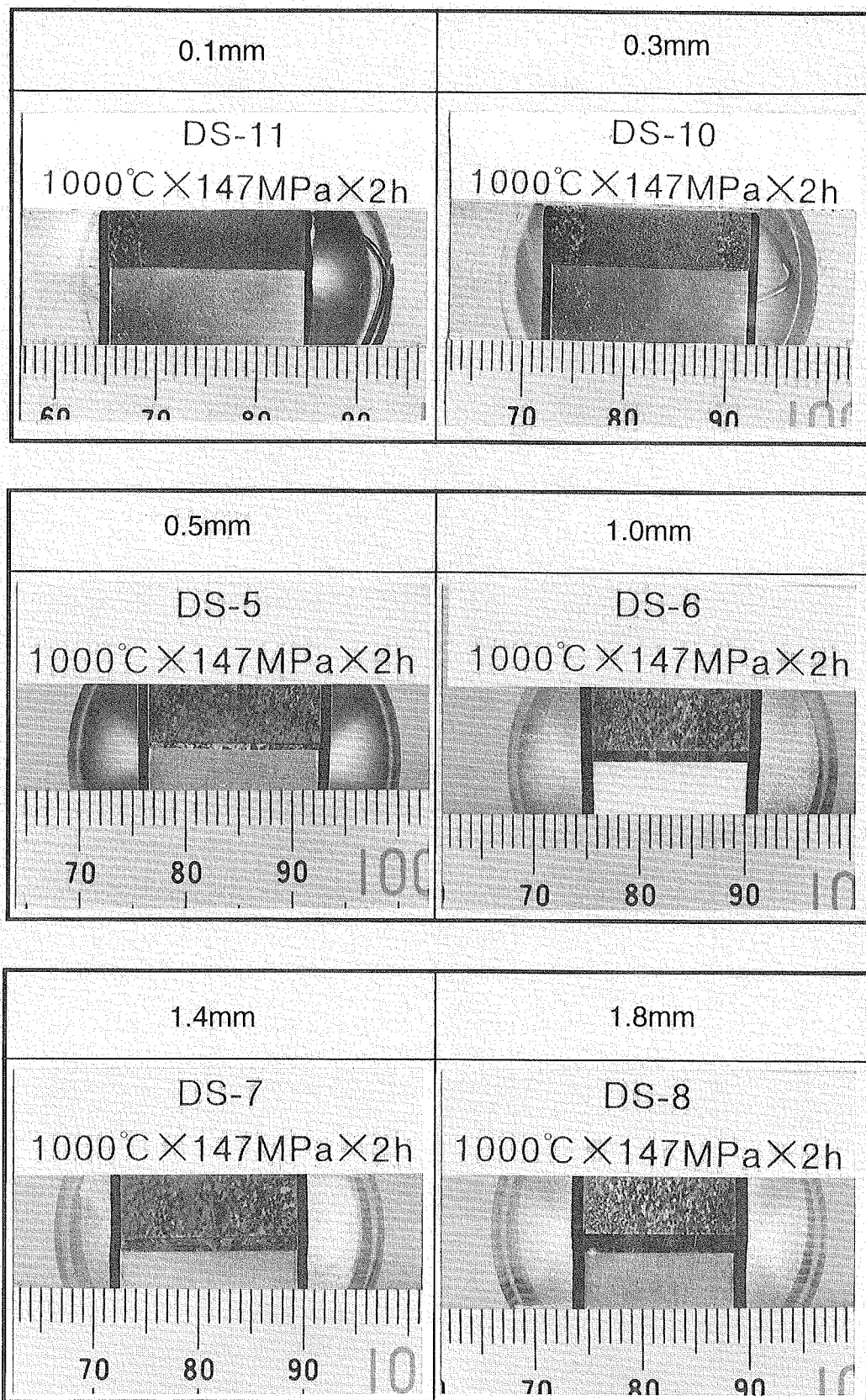


Fig. 3. 3 Metallurgical obserbation around the interface of bonded W and DS-Cu with OFHC-Cu insert.

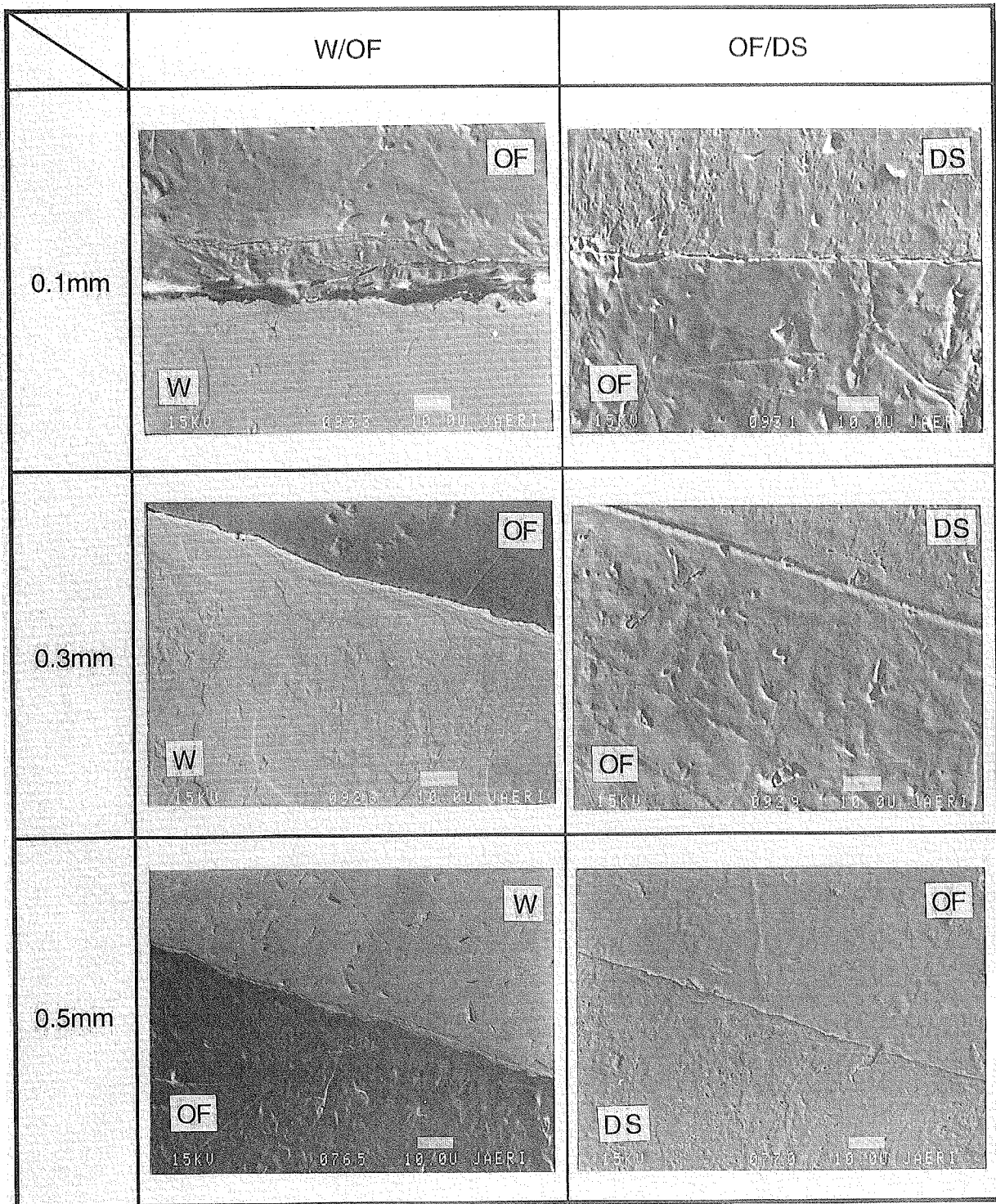


Fig. 3.4(a) SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (SCM metal). (bonding conditions : 1000°C×2hour×147MPa with OFHC-Cu insert 0.1~0.5mm).

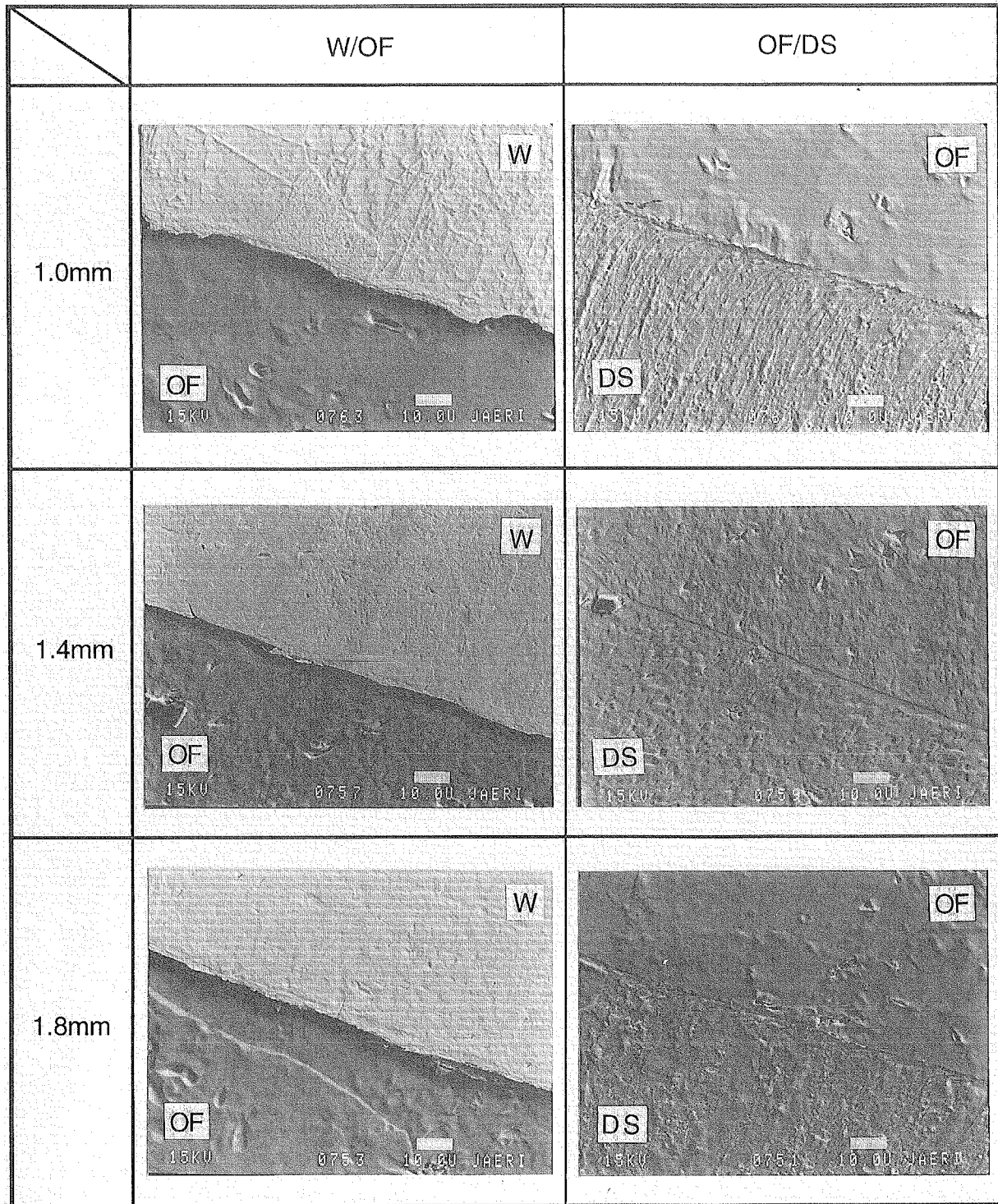
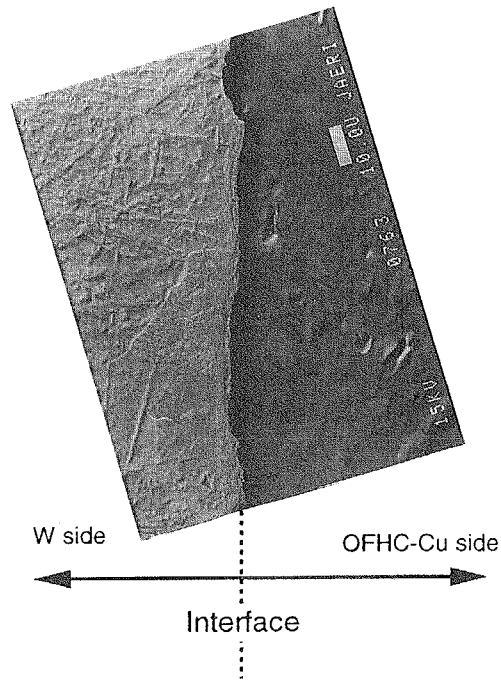


Fig. 3.4(b) SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (SCM metal). (bonding conditions : 1000°C×2hour×147MPa with OFHC-Cu insert 1.0~1.8mm).

(a) SEM photograph of the interface between W and OFHC-Cu.



(b) EPMA line analysis of the interface between W and OFHC-Cu.

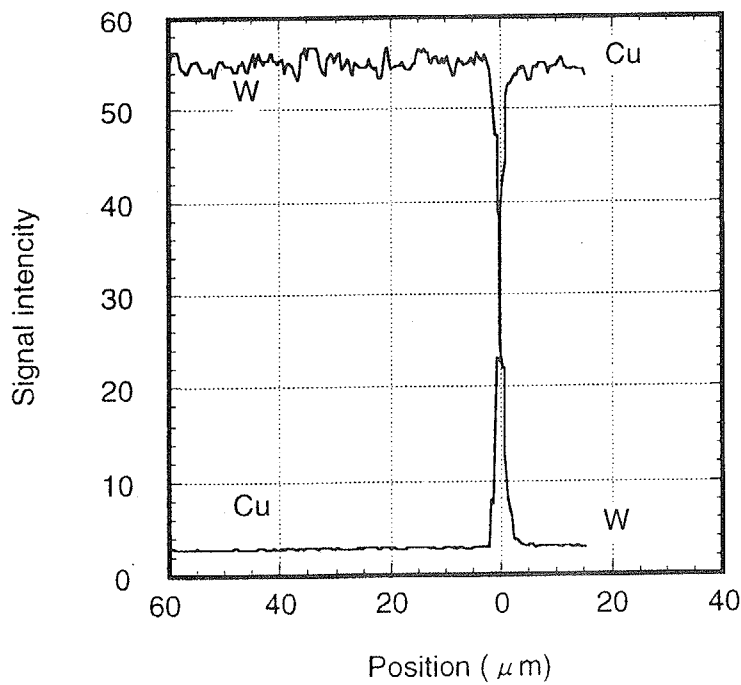
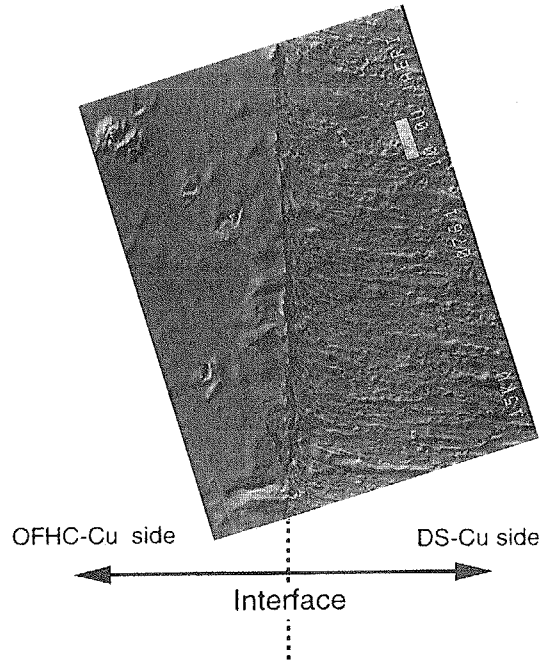


Fig. 3. 5 (a)SEM photograph and (b)EPMA line analysis around the interface between W and OFHC-Cu (bonding conditions : 1000°C×2hour×147MPa, with 1.0mm OFHC-Cu insert).

(a) SEM photograph of the interface between OFHC-Cu and DS-Cu.



(b) EPMA line analysis around the interface between OFHC-Cu and DS-Cu.

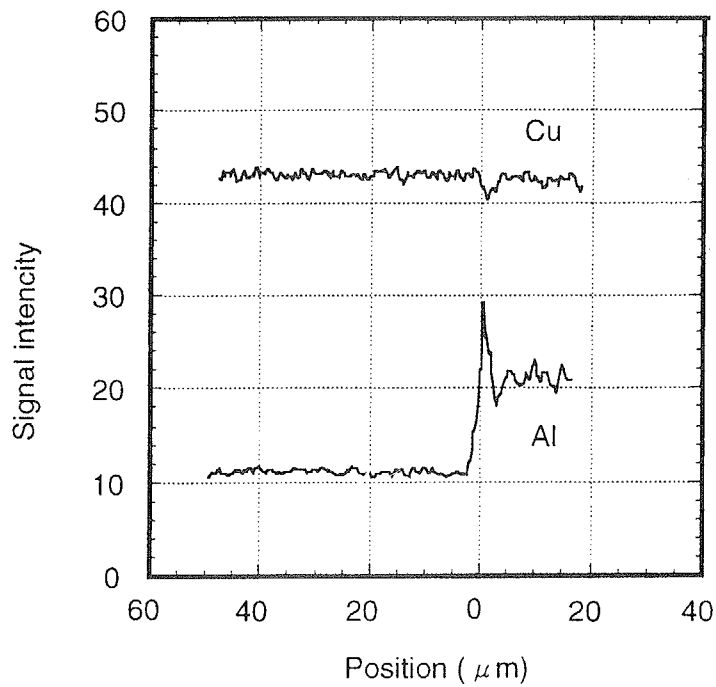


Fig. 3.6 (a)SEM photograph and (b)EPMA line analysis around the interface between OFHC-Cu and DS-Cu (bonding conditions : 1000°C × 2hour × 147MPa, with 1.0mm OFHC-Cu insert).

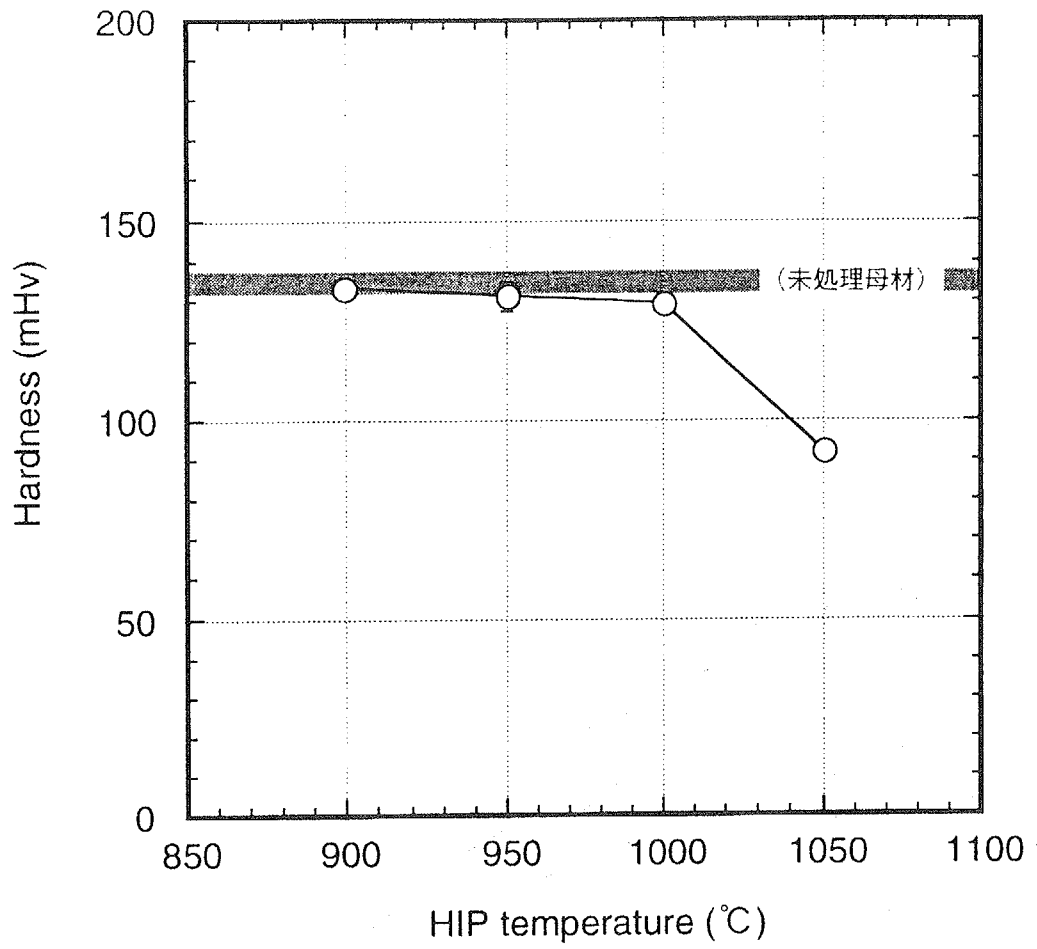


Fig. 3.7 Results of hardness tests on DS-Cu.

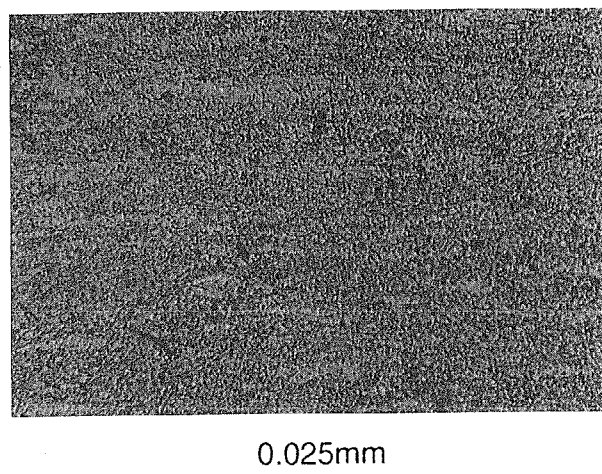


Fig. 3.8 Metallographic observation of HIP treated DS-Cu (1050°C × 147MPa × 2hour).

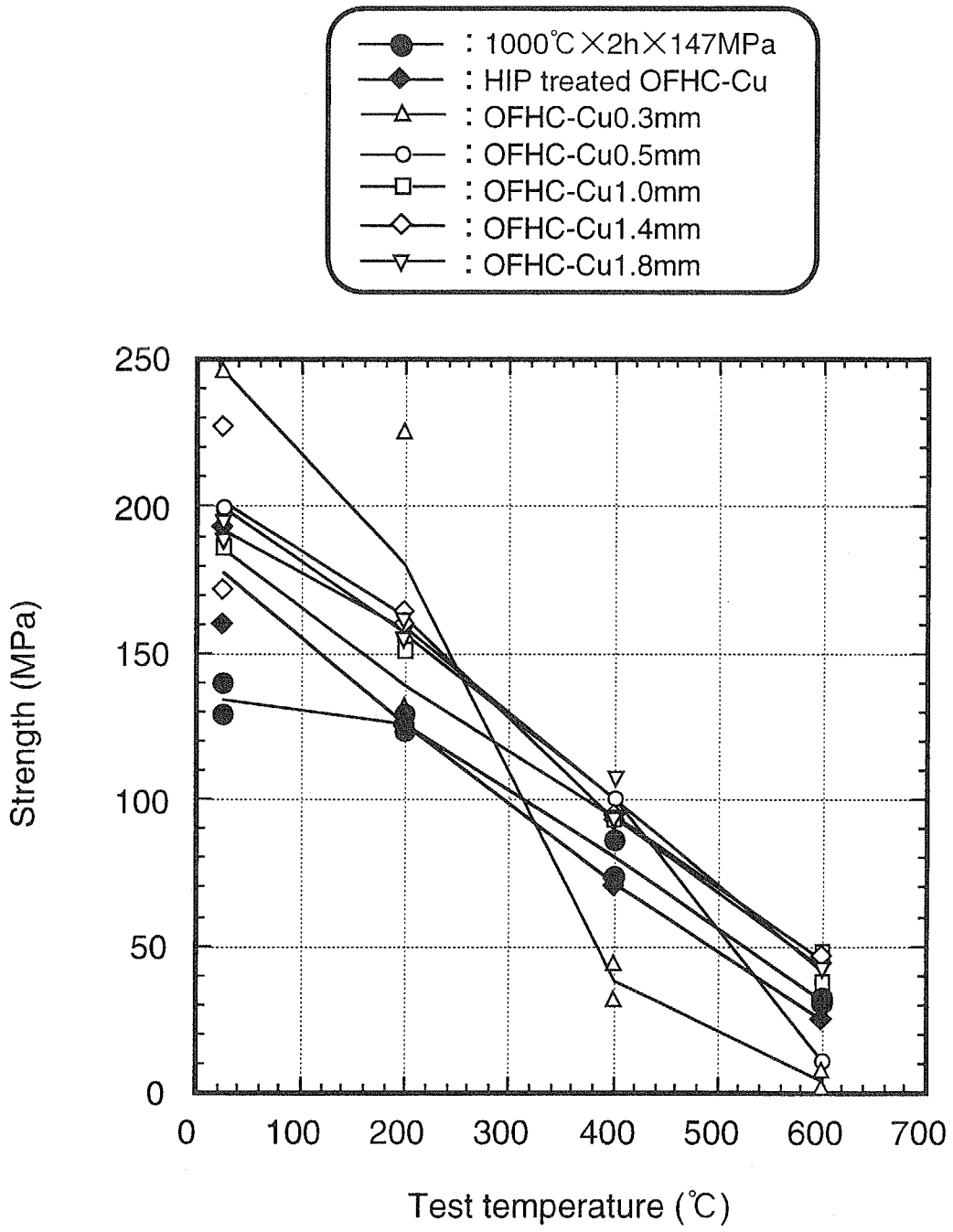


Fig. 3. 9 Results of tensile tests (test temperature dependence).

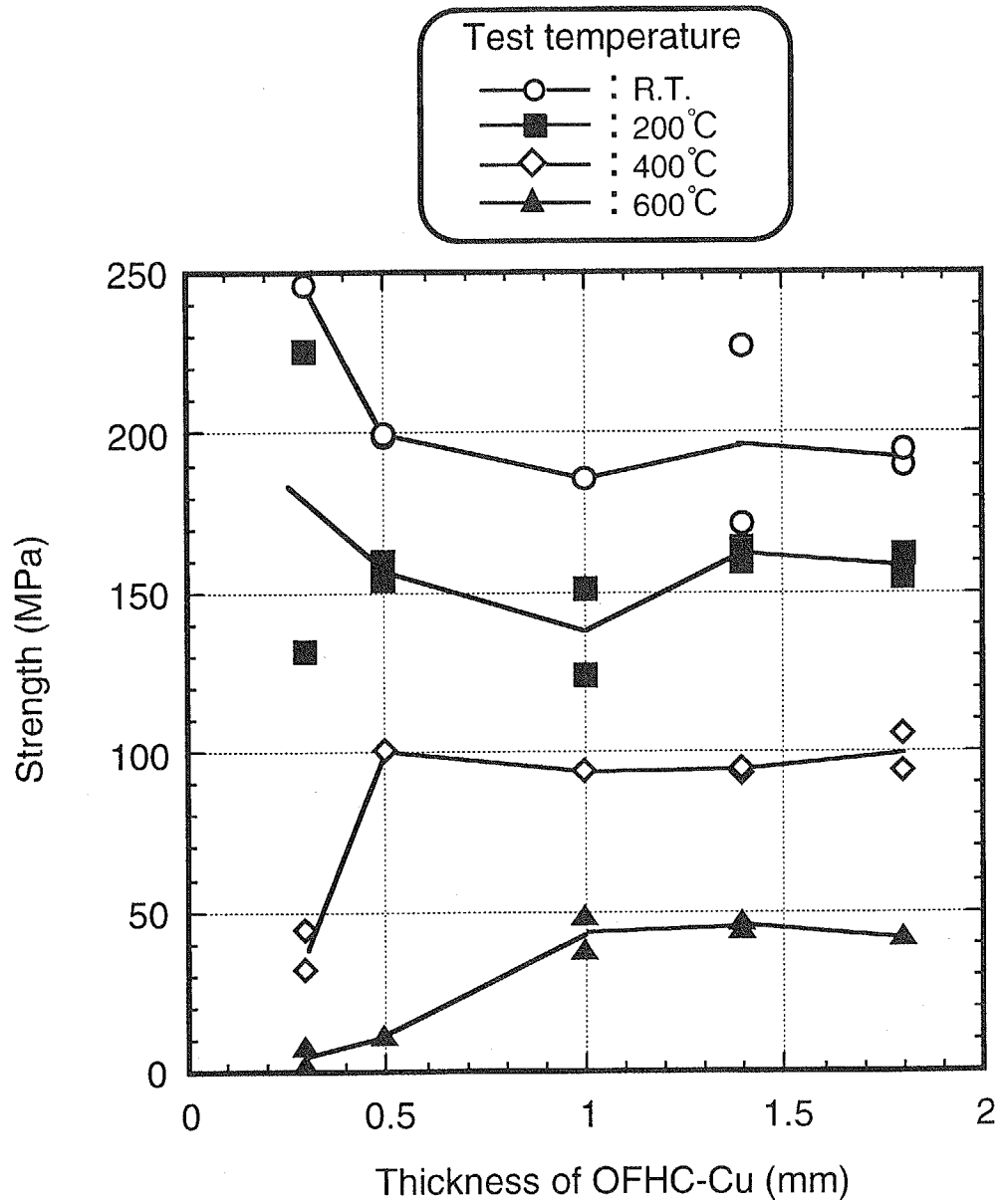


Fig. 3. 10 Results of tensile tests (OFHC-Cu thickness dependence).

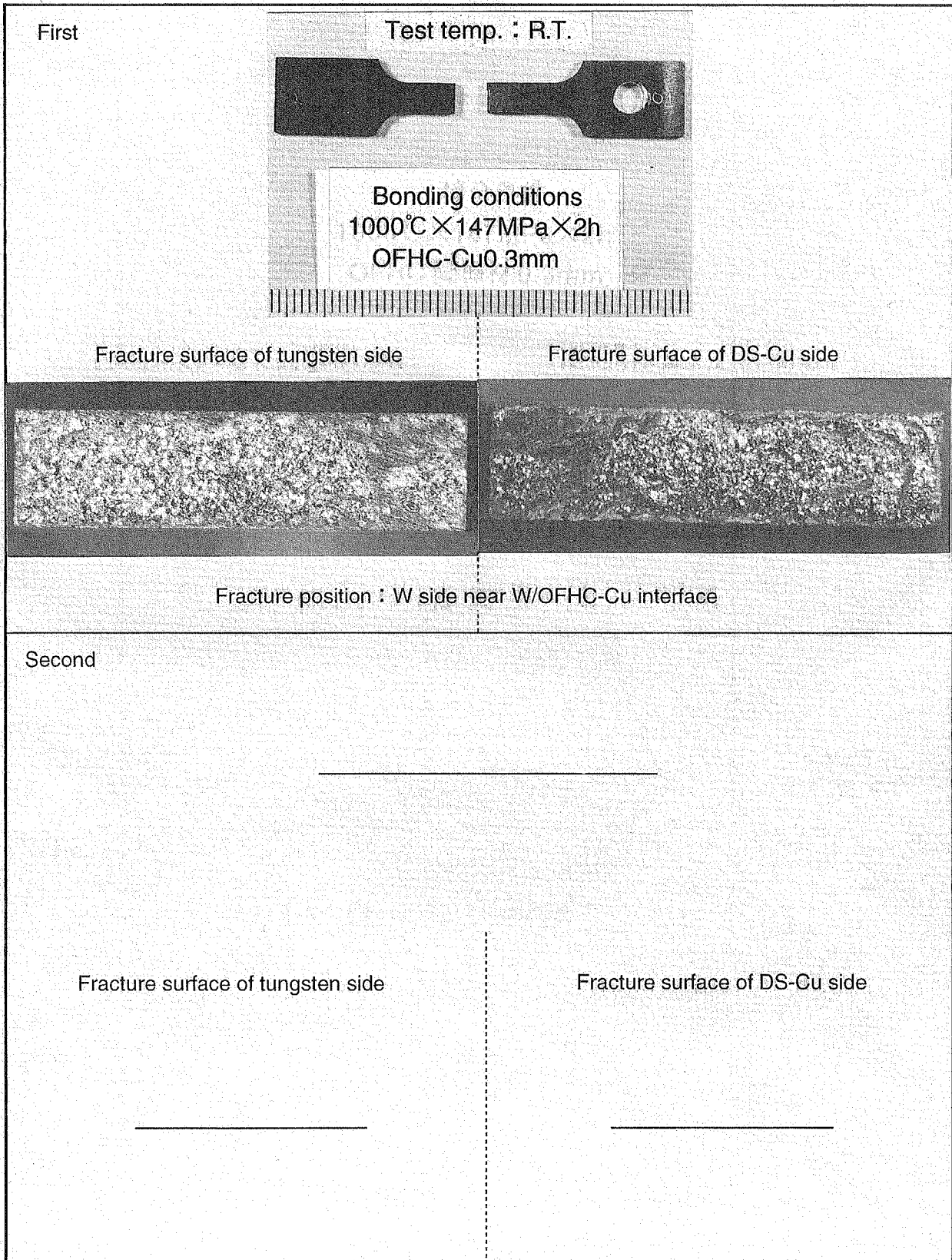


Fig. 3. 11(a) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.3mm, test temperature : R.T.).

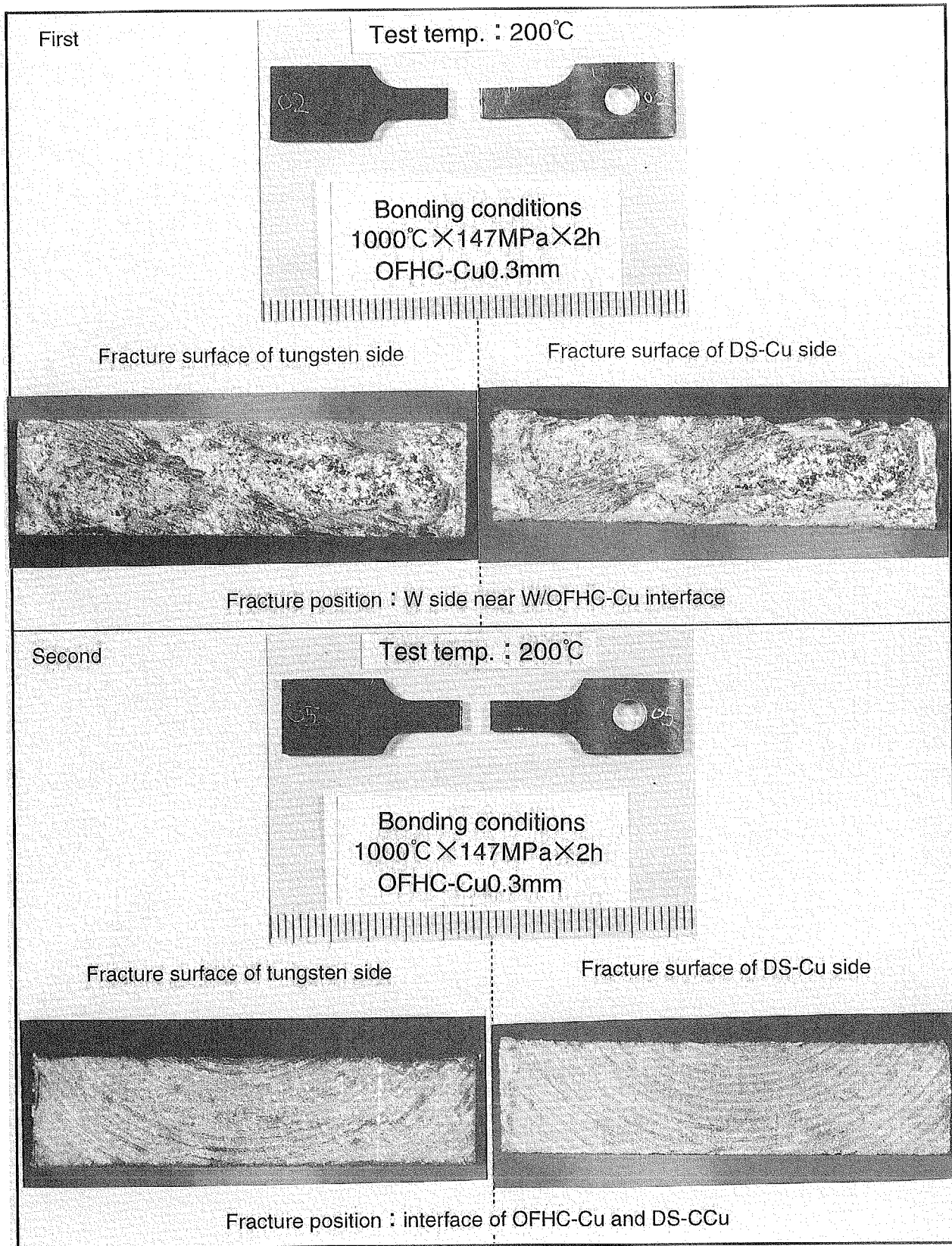


Fig. 3. 11(b) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.3mm, test temperature : 200°C) .

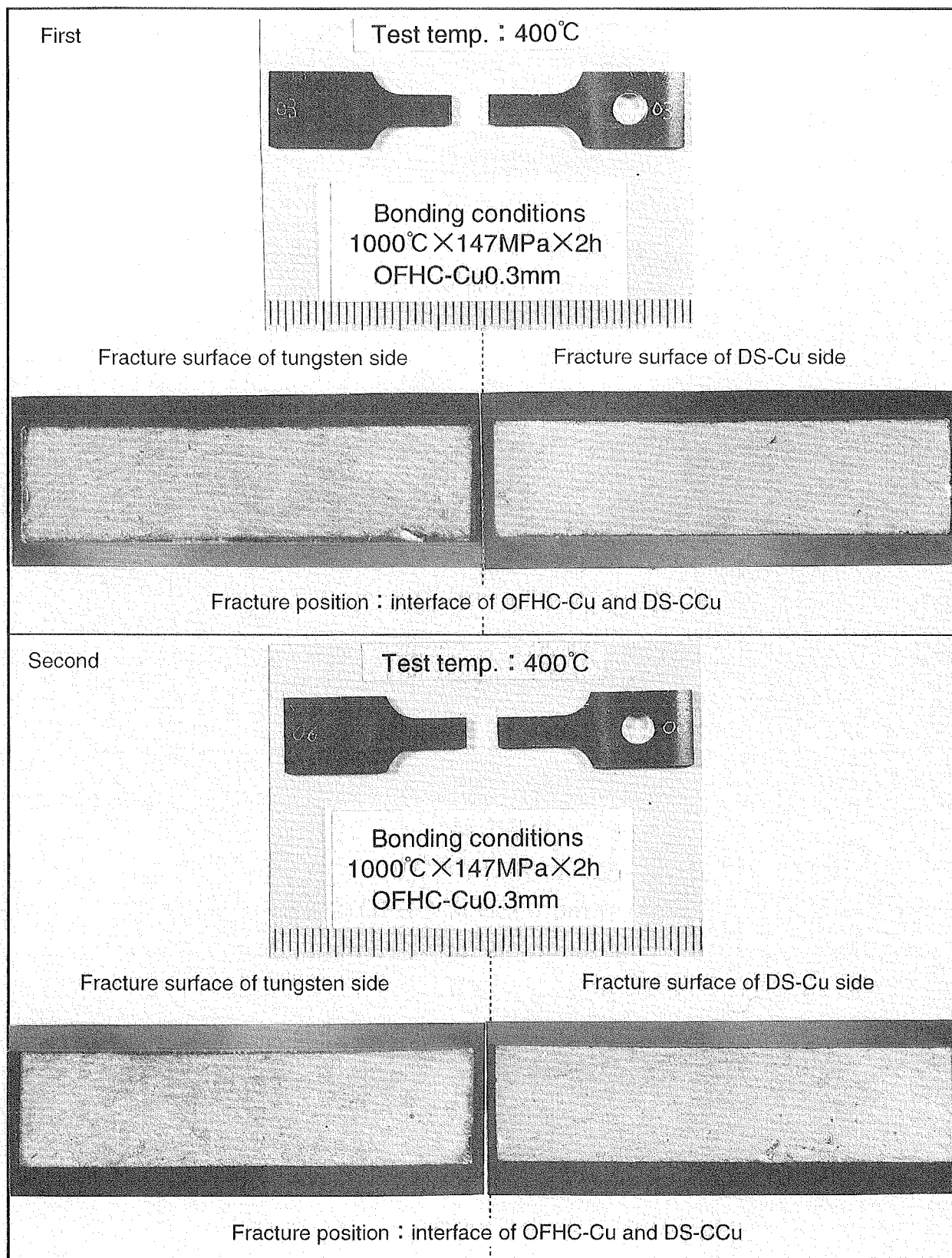


Fig. 3. 11(c) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.3mm, test temperature : 400°C) .

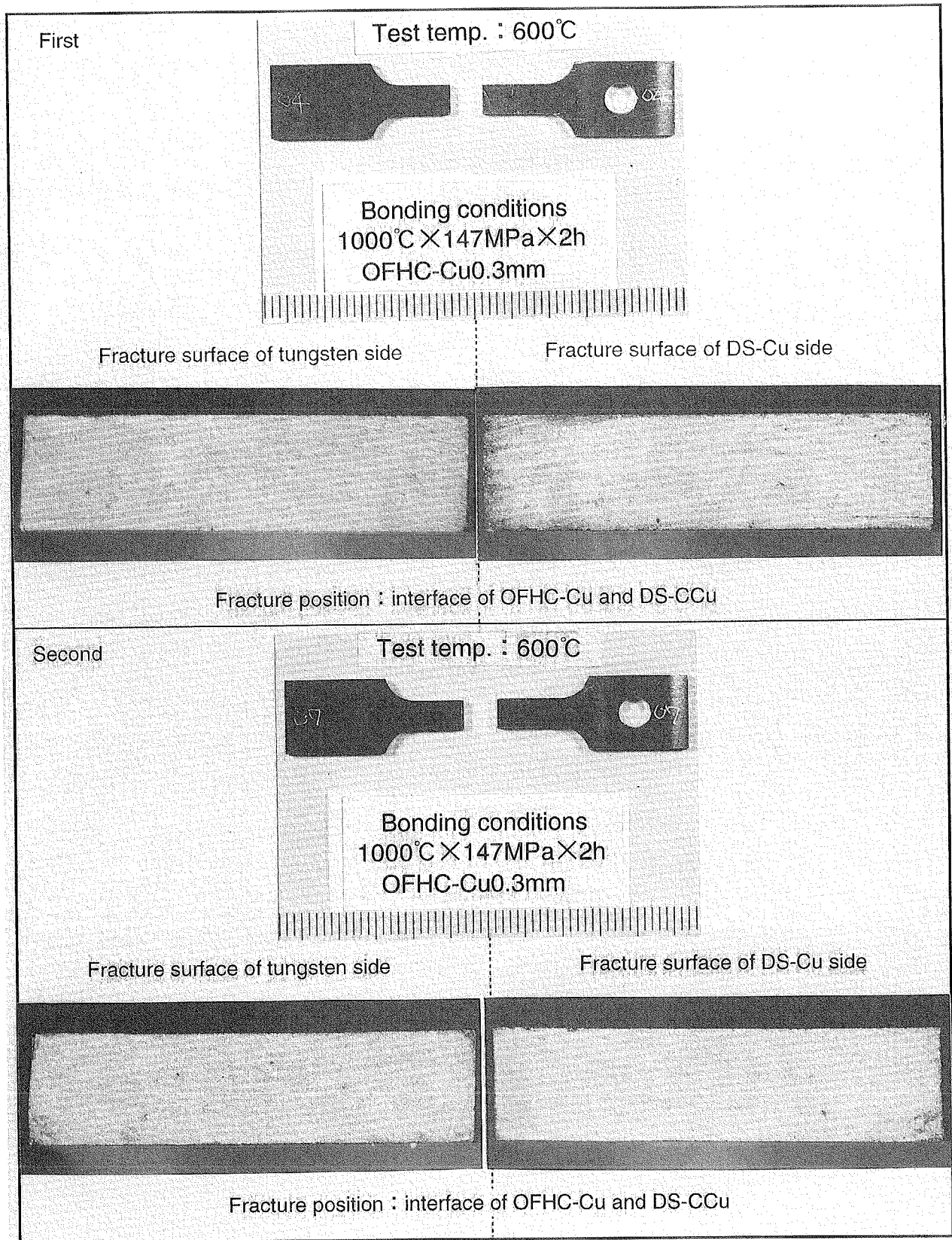


Fig. 3. 11(d) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.3mm, test temperature : 600°C) .

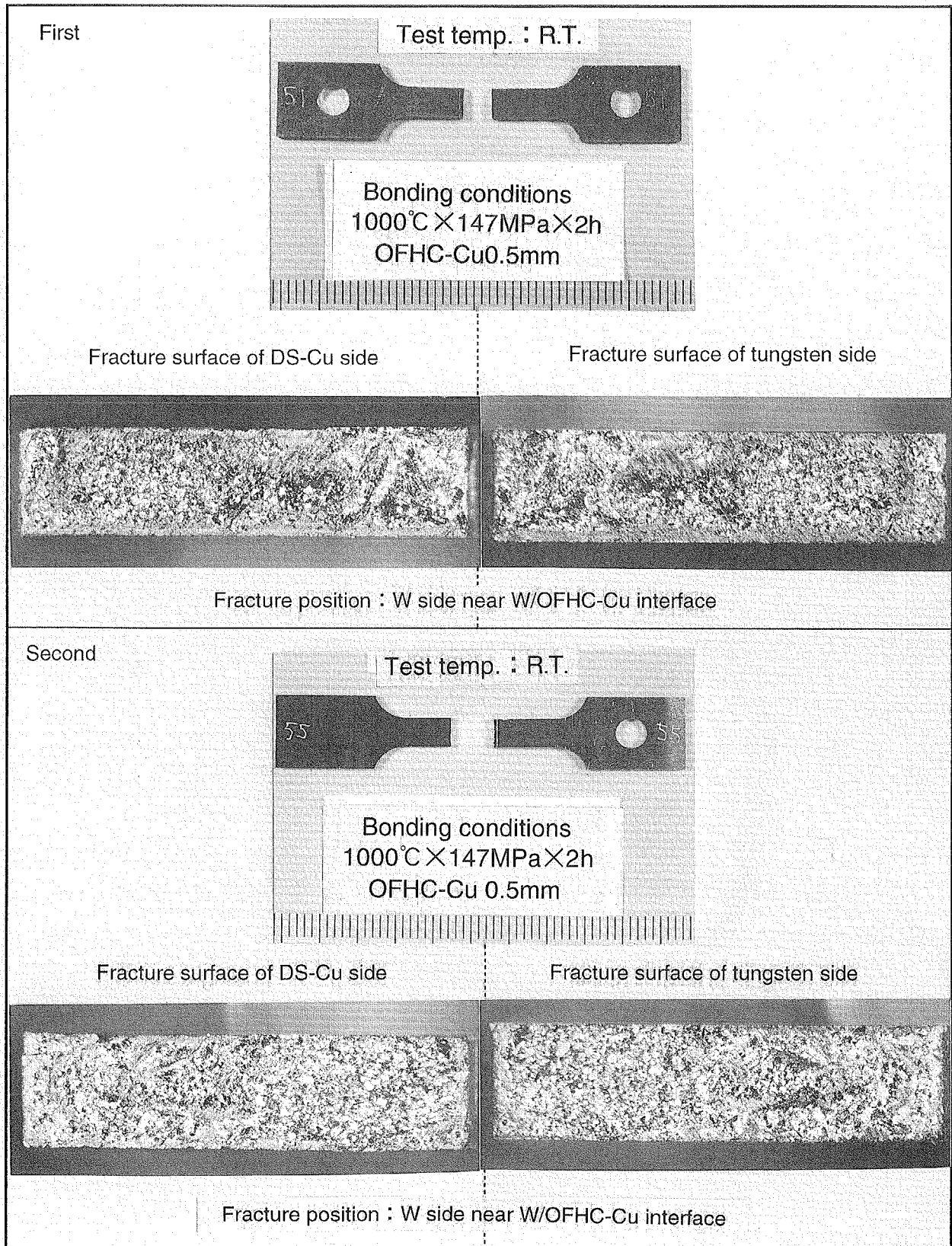


Fig. 3. 12(a) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.5mm, test temperature : R.T.).

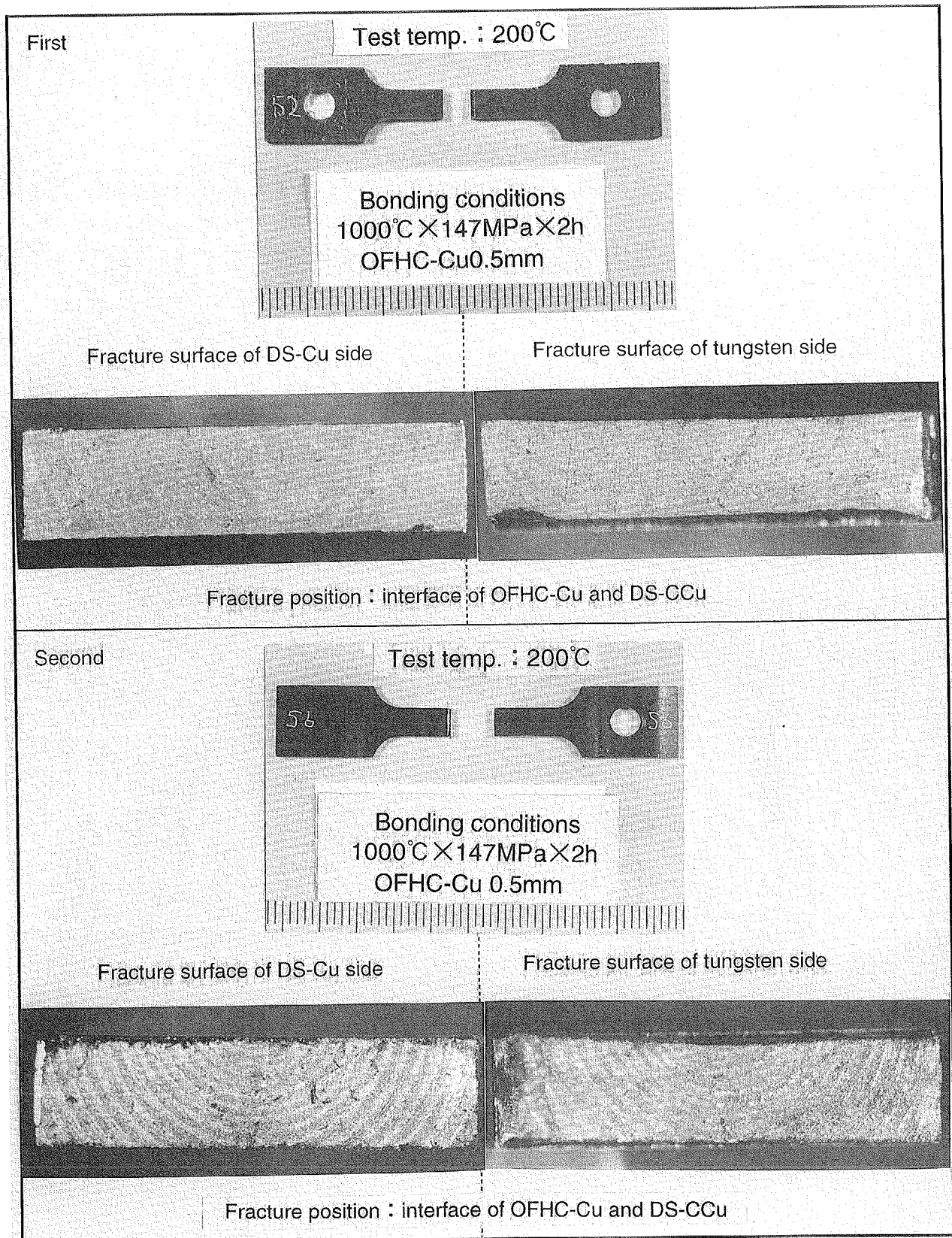


Fig. 3. 12(b) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.5mm, test temperature : 200°C) .

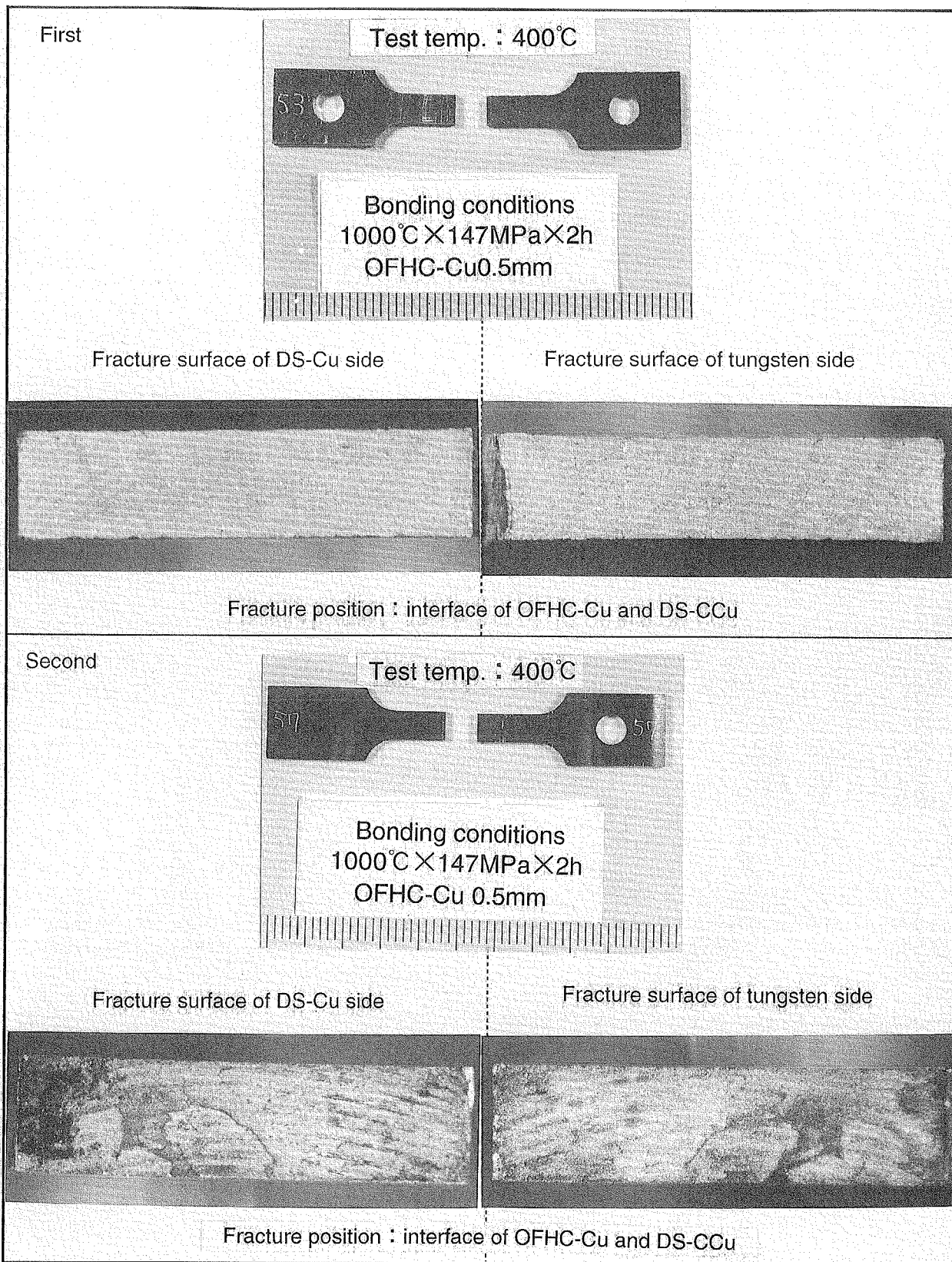


Fig. 3. 12(c) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.5mm, test temperature : 400°C) .

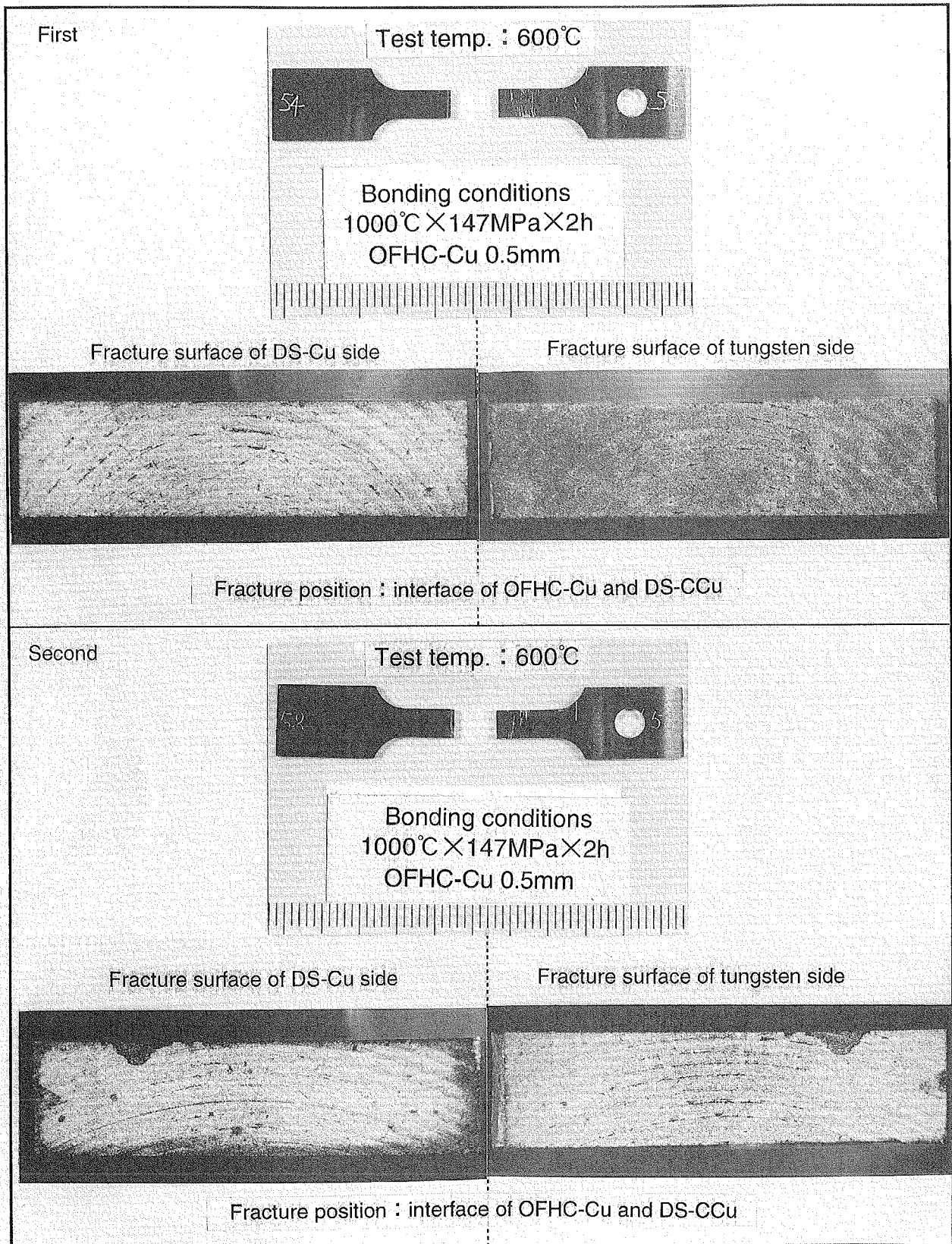


Fig. 3. 12(d) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 0.5mm, test temperature : 600°C) .

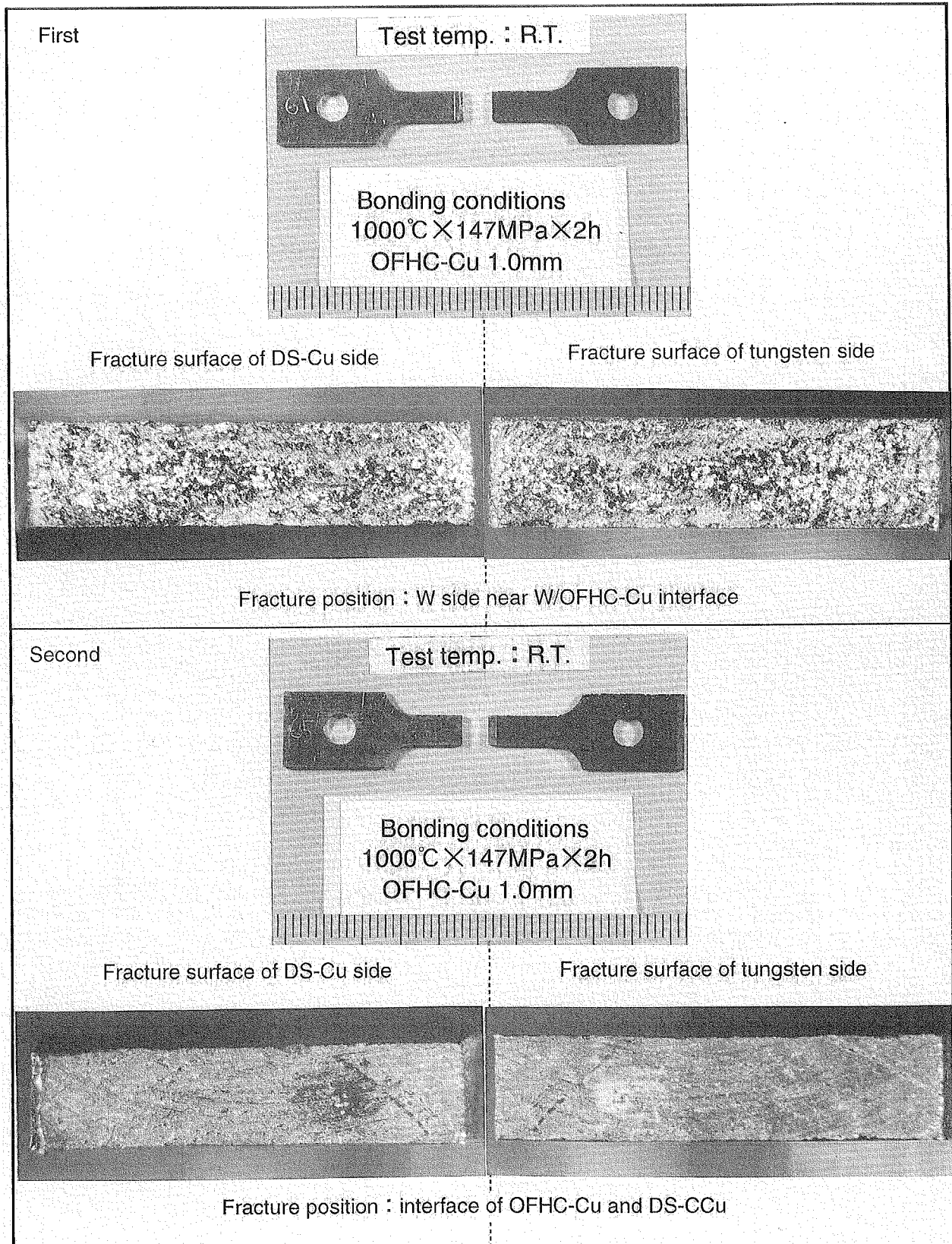


Fig. 3. 13(a) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.0mm, test temperature : R.T.).

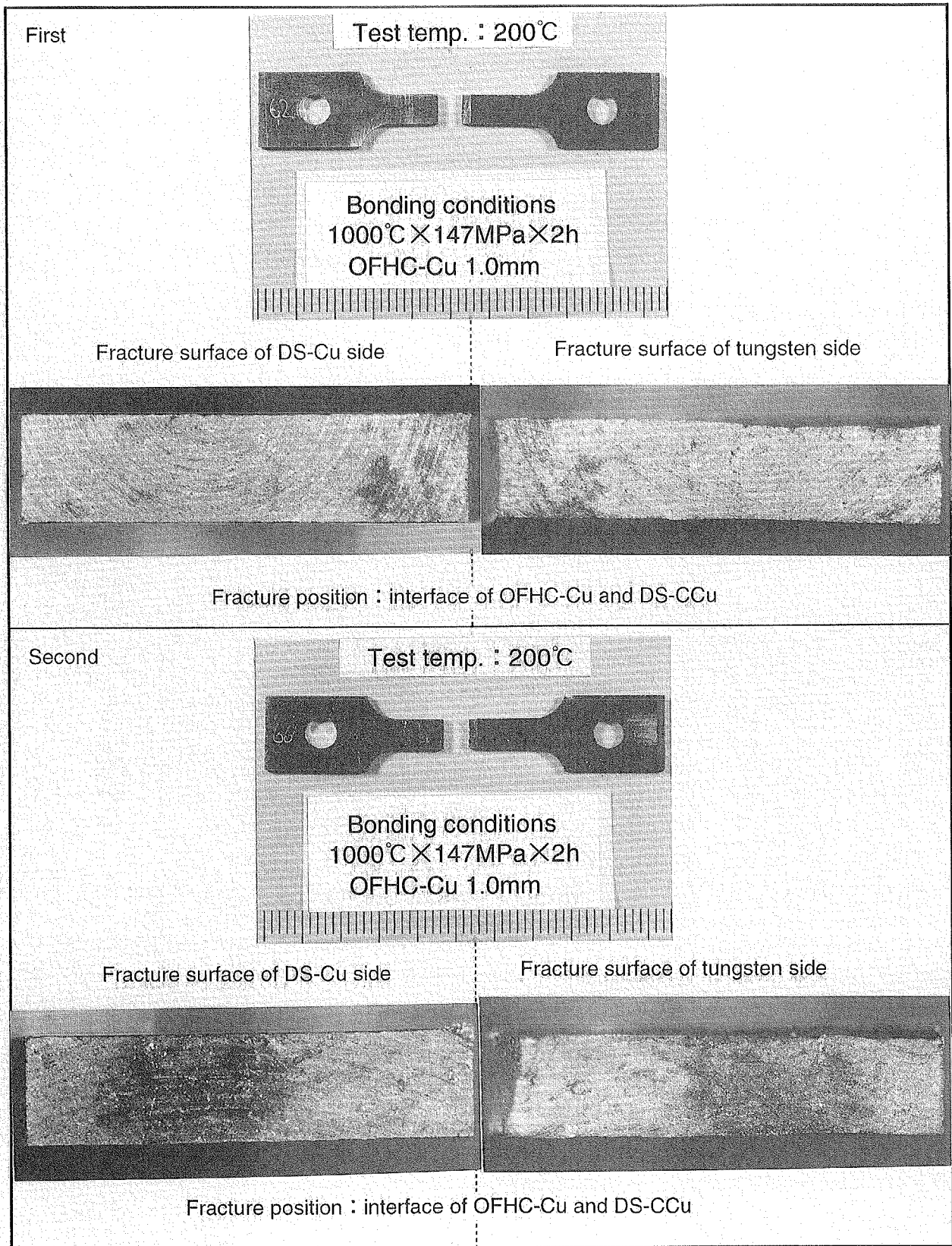


Fig. 3. 13(b) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.0mm, test temperature : 200°C) .

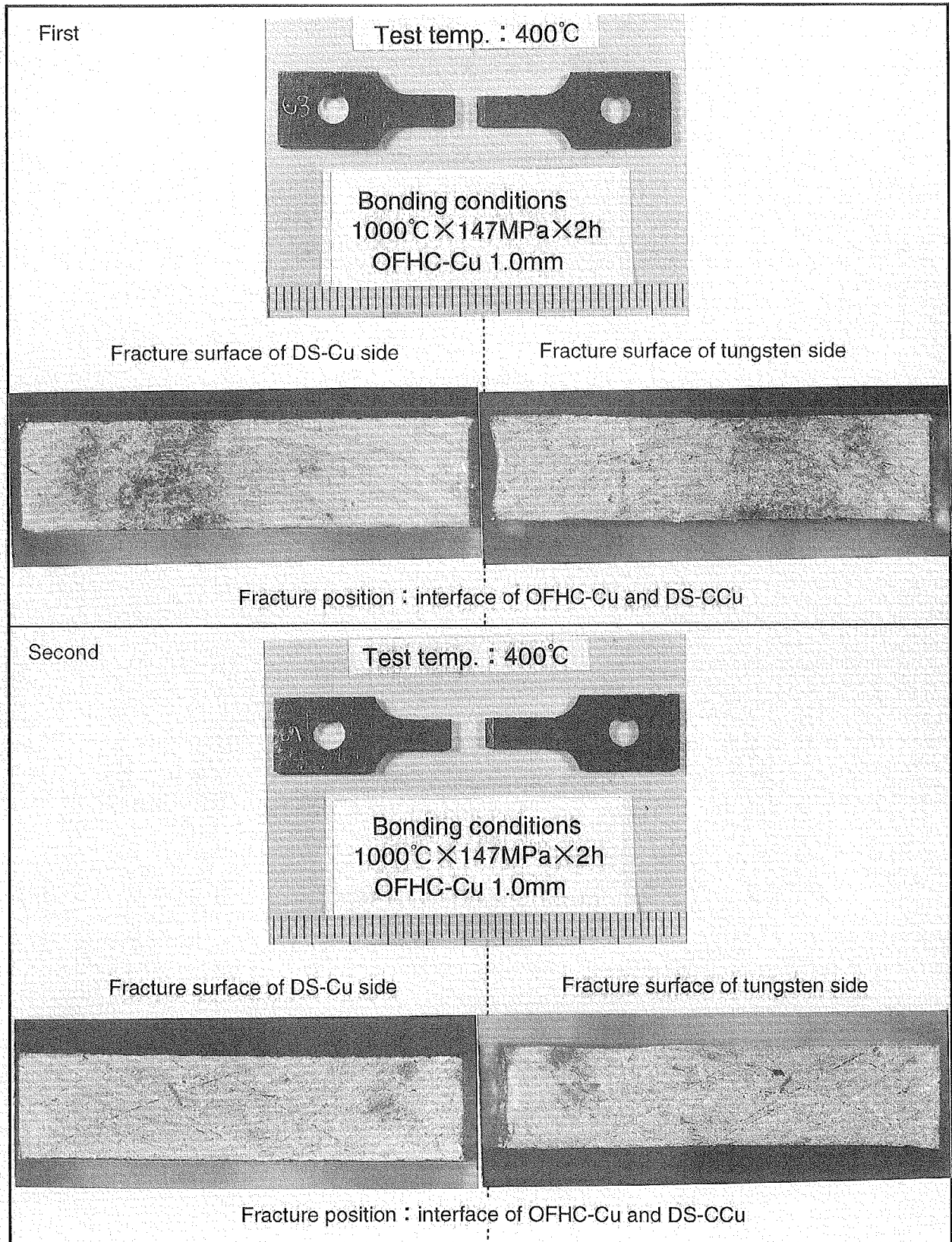


Fig. 3. 13(c) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.0mm, test temperature : 400°C) .

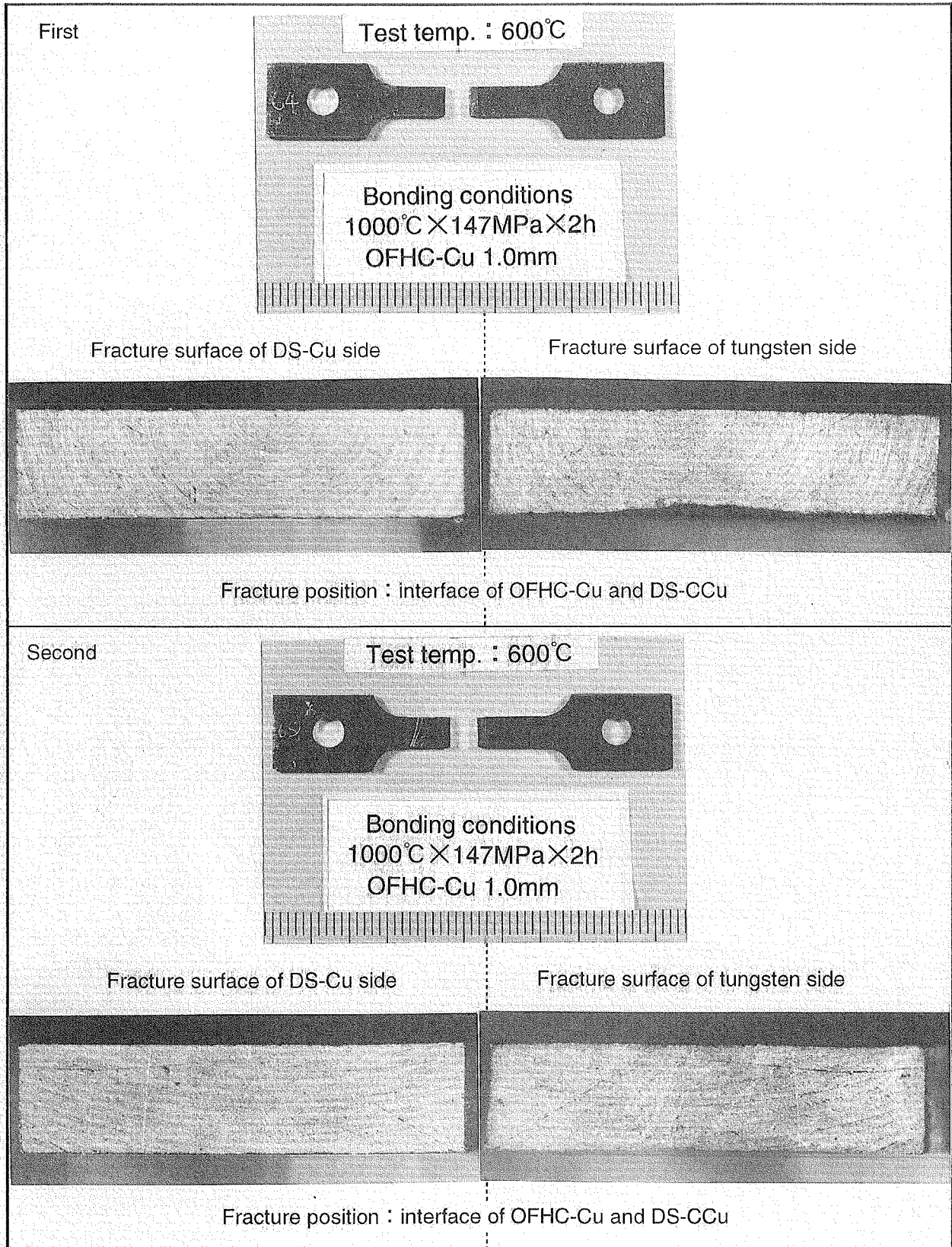


Fig. 3. 13(d) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.0mm, test temperature : 600°C) .

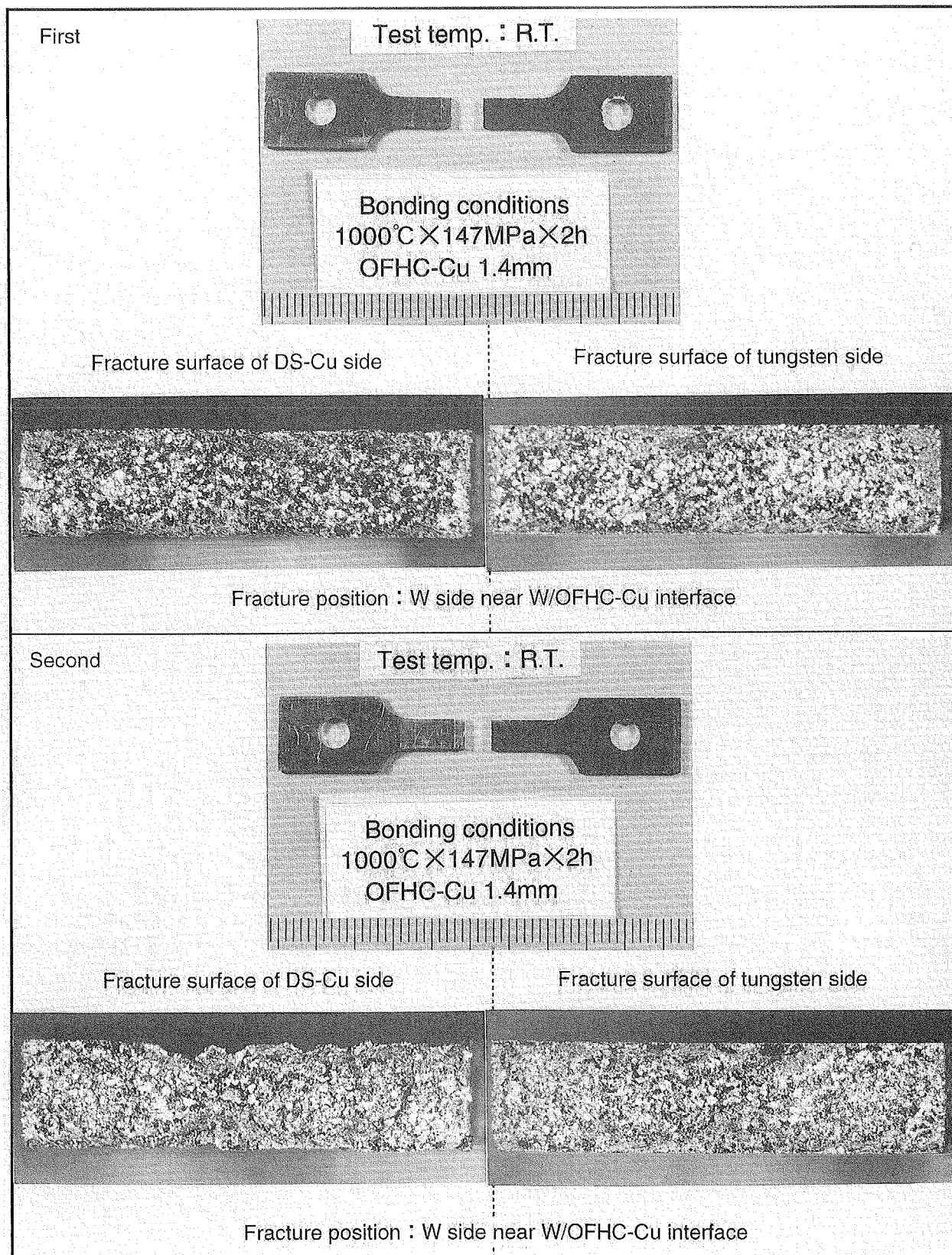


Fig. 3. 14(a) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.4mm, test temperature : R.T.).

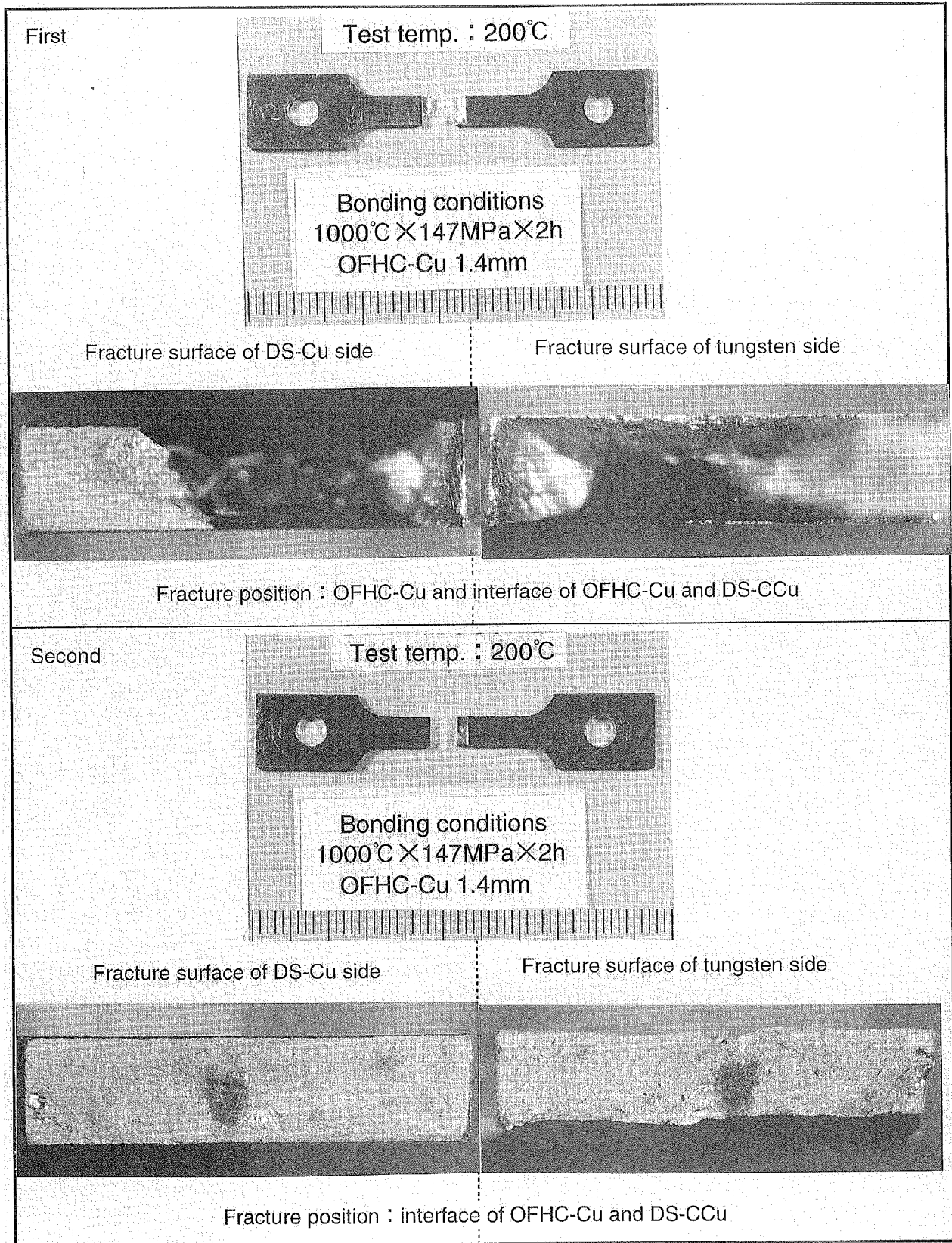


Fig. 3. 14(b) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.4mm, test temperature : 200°C) .

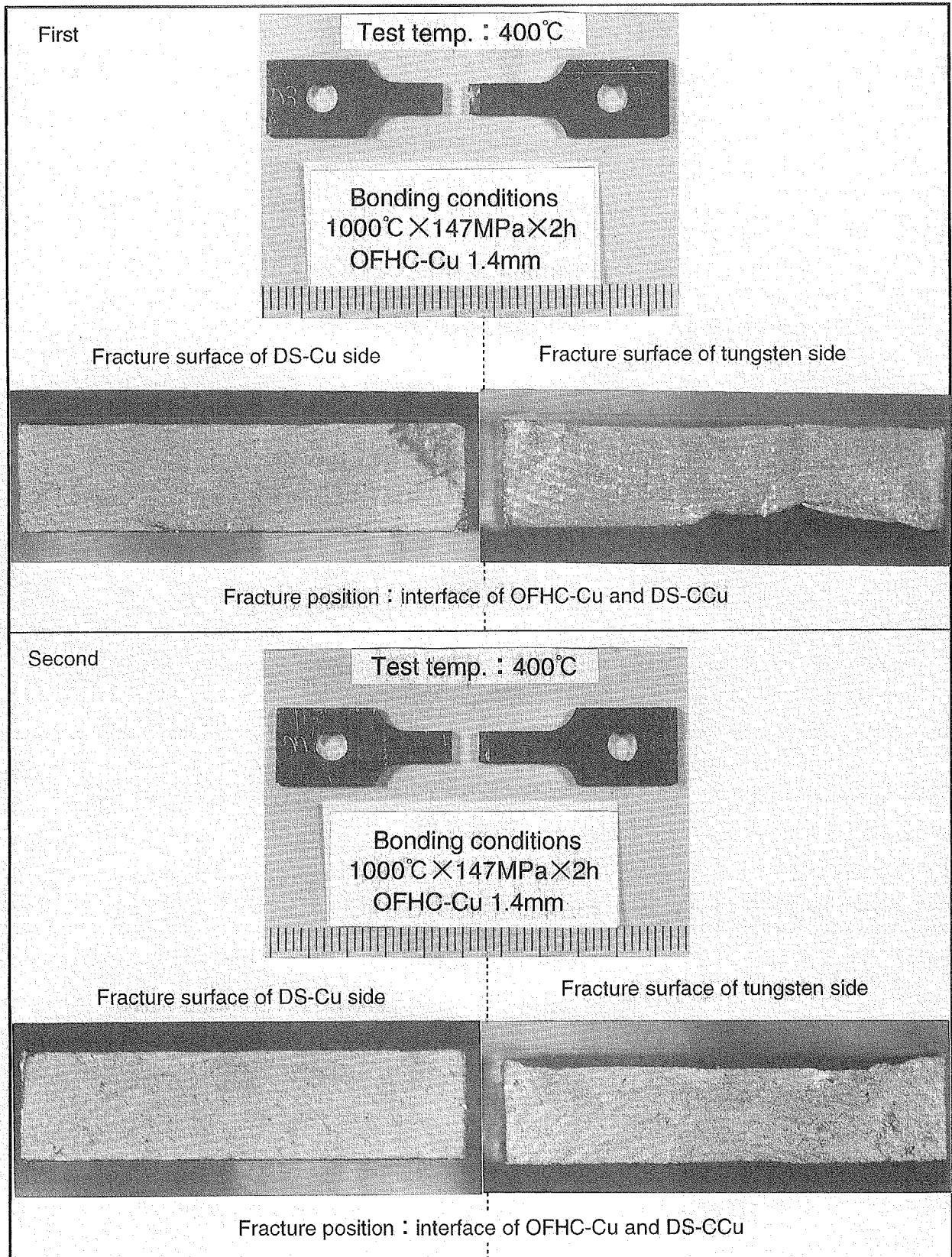


Fig. 3. 14(c) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.4mm, test temperature : 400°C) .

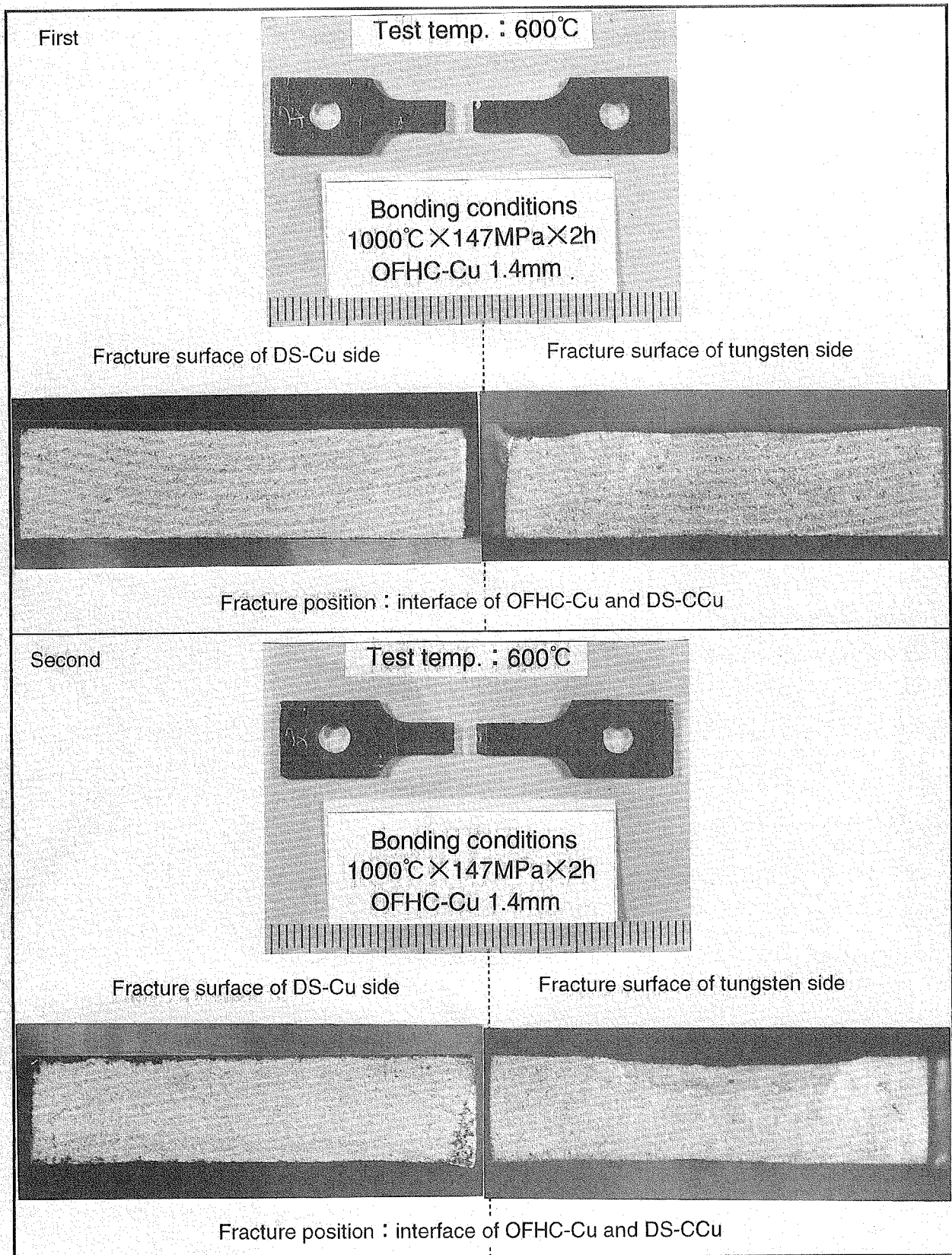


Fig. 3. 14(d) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.4mm, test temperature : 600°C) .

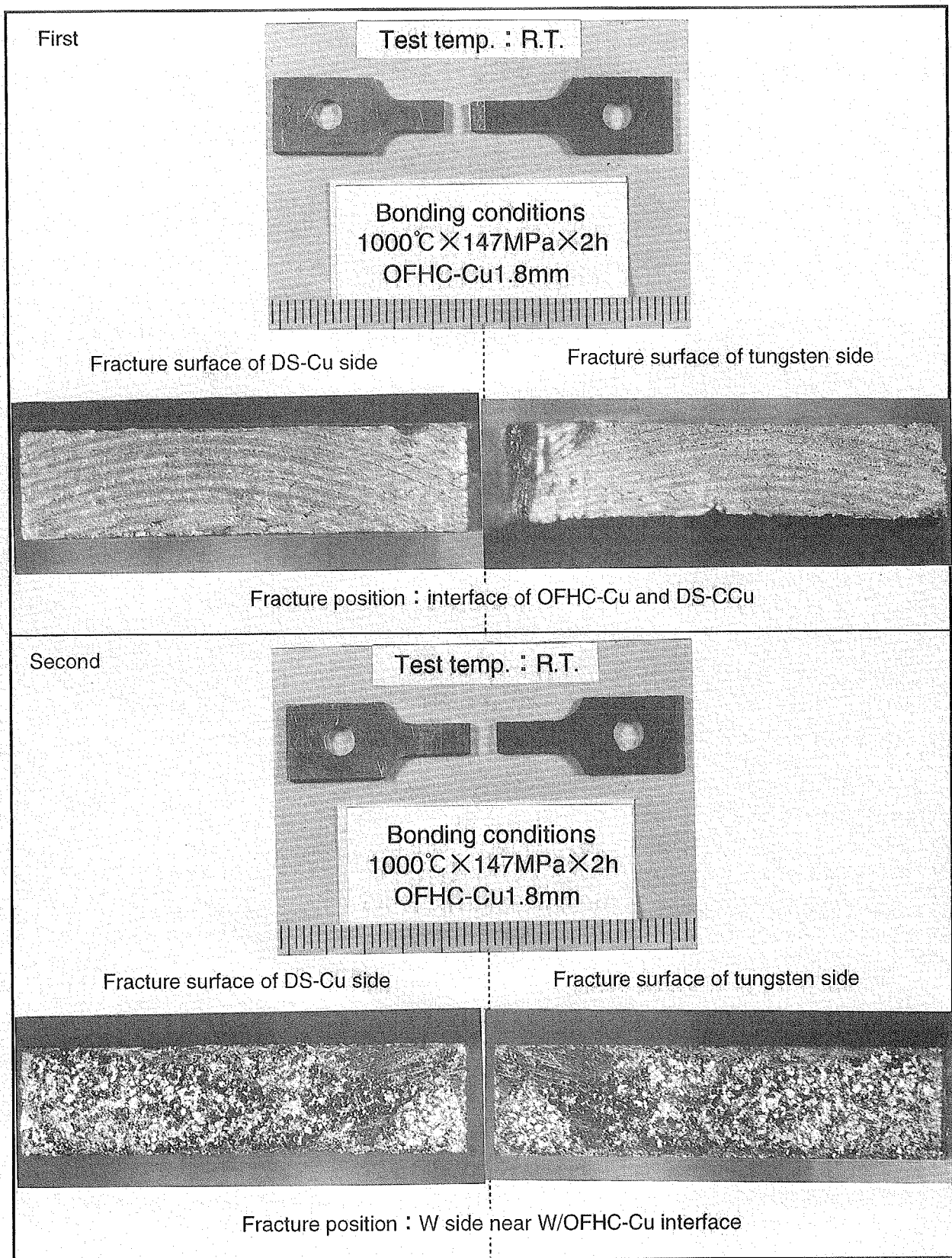


Fig. 3. 15(a) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.8mm, test temperature : R.T.).

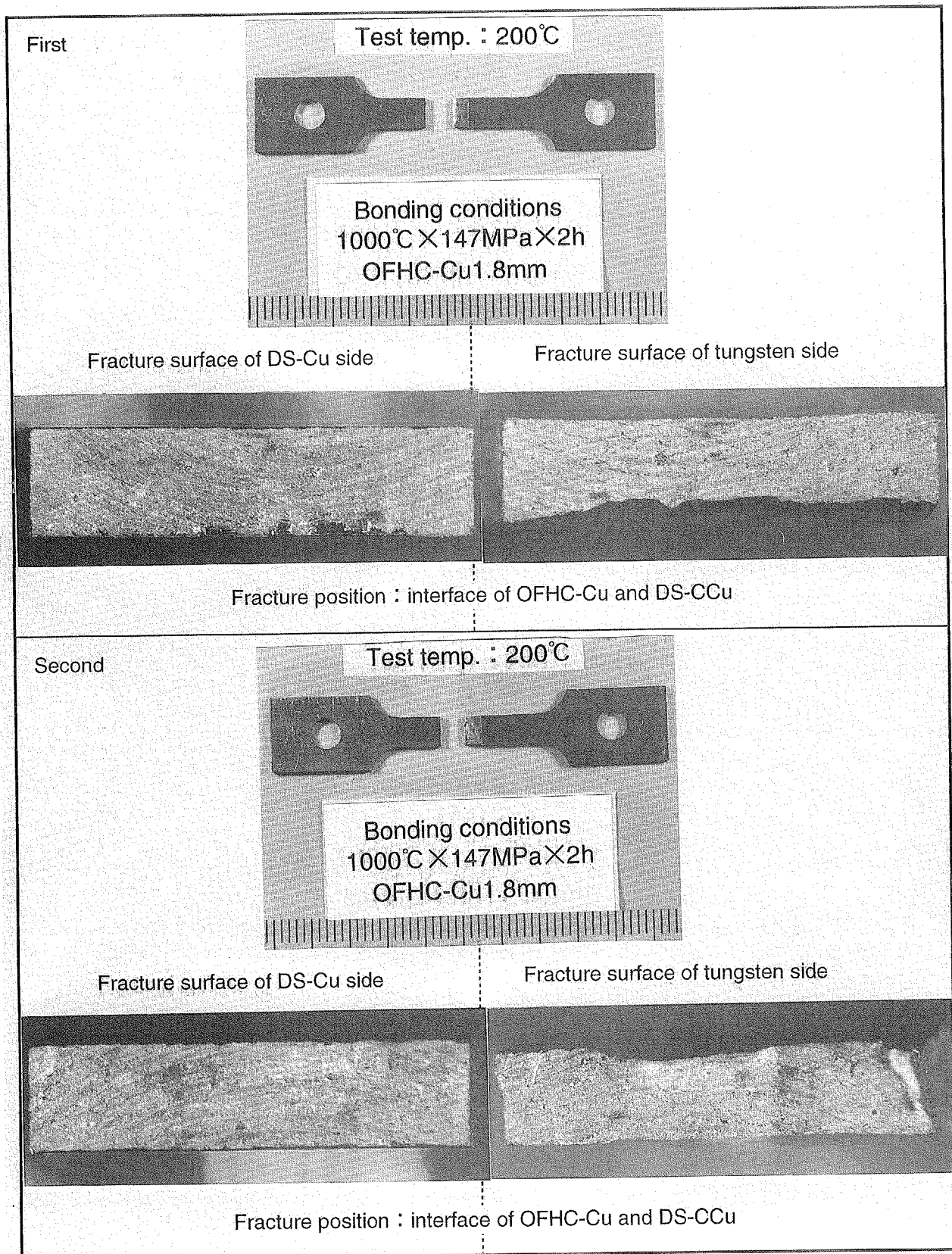


Fig. 3. 15(b) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.8mm, test temperature : 200°C) .

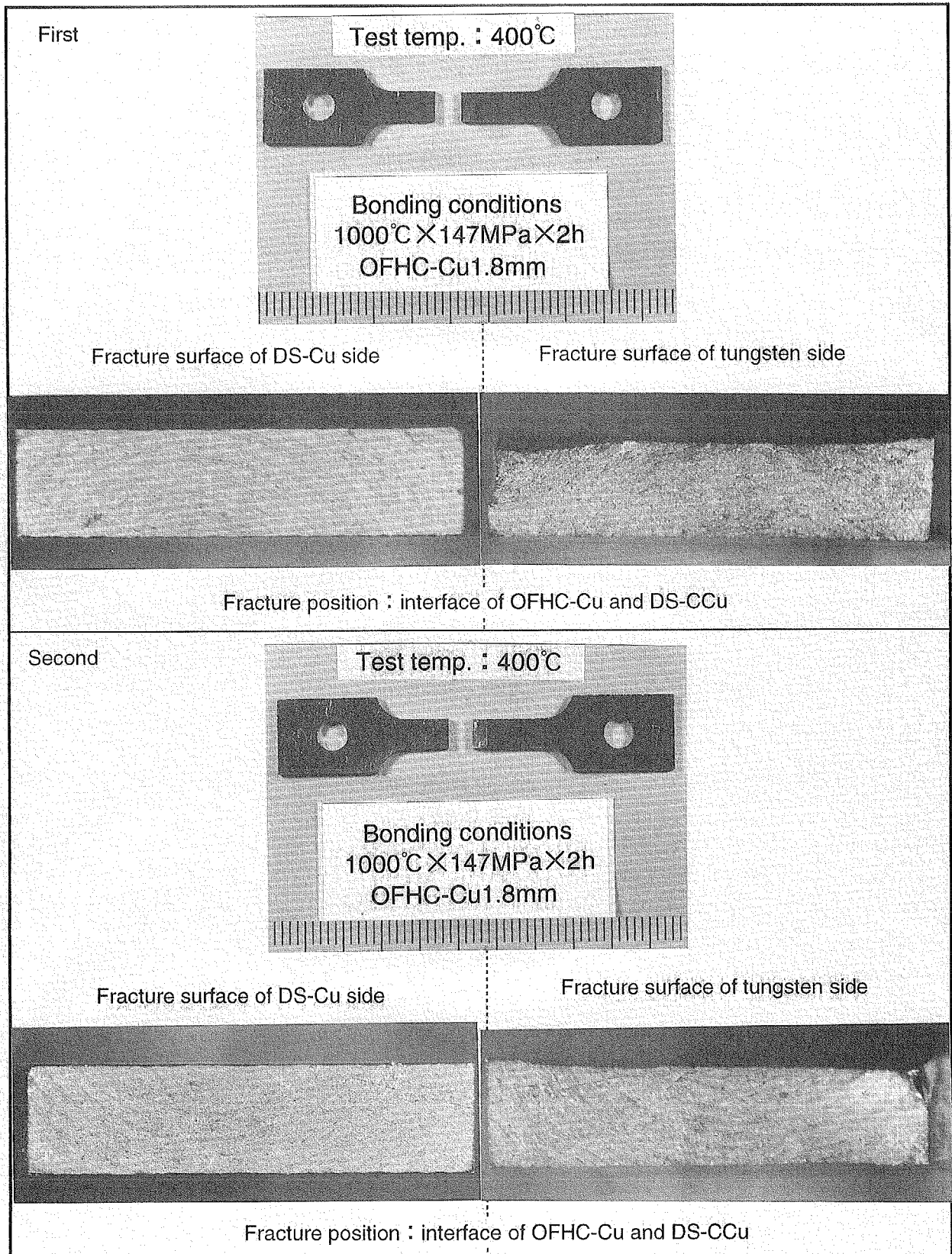


Fig. 3. 15(c) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.8mm, test temperature : 400°C) .

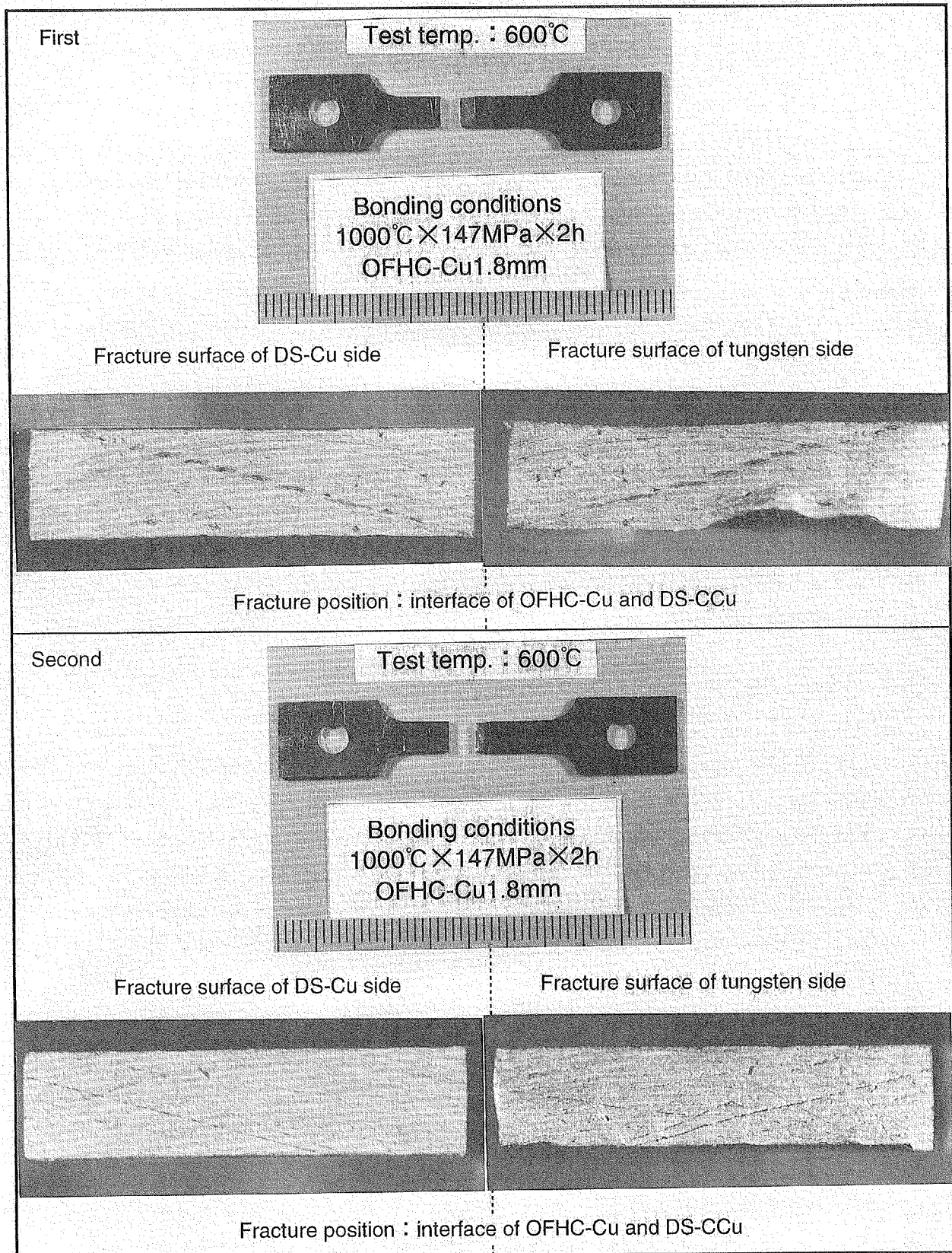


Fig. 3. 15(d) Macro photograph of fracture surface after tensile test (OFHC-Cu 1.8mm, test temperature : 600°C) .

付録.A A社製アルミナ分散強化銅の接合試験結果

A.1 実験

(1) 材料及び試料

本研究では(株)東京タングステン製の純タングステンを用いた。本試料は粉末焼結法によって製造され、純度は99.9%以上である。アルミナ分散強化銅にはA社製のAL-25を用いた。本試料はアルミナを約0.25wt%含有し、機械的特性、特に高温における強度が無酸素銅に比べて大幅に改善されている[3]。各材料の不純物分析値をTable A. 1に示す。A社製アルミナ分散強化銅は直径32mm、高さ28mmの円柱形状に切り出して接合試験用試料とし、軟鋼製の容器(キャプセル)に電子ビーム溶接で真空封入した。

(2) 接合試験

HIP接合試験は、KOBELCO製の“Dr.HIP”を用いて行った。圧媒ガスには高純度Arガスを用いた。接合条件は、HIP温度が900℃~1050℃、保持時間は2時間、圧力は98MPaとした。接合条件の一覧をTable A. 2に示す。また、両者の間に間挿材を挿入した接合試験も行った。間挿材にはSUS304および無酸素銅を選択し、厚さを変えて接合試験を行った。接合条件の一覧をTable A. 3およびA. 4に示す。

(3) 接合の評価

接合の評価は、接合の成否及び母材の組織変化の2点について行った。まず、HIP処理を終えた試験体をFig. 2. 2の様に2つに切断した。小さい方の切片は樹脂に埋め込み、鏡面研磨後、エッチングを行い、硬さ試験、金相観察、SEM観察及びEPMA分析等に用いた。エッチング液の成分をTable 2. 5に示す。接合の成否は、まず、金相及びSEM観察により見かけ上の接合の成否を判断した。すなわち、この段階では試料は、タングステンと銅合金との熱膨張率差に起因する残留応力が解放されていないためである。実際、結果でも述べるように見かけ上は接合しているようであっても、試験片の切り出し時に破断する試料も多数見られた。従って、最終的な接合の成否の判断は、残留応力の解放が伴う曲げ・引張り試験片等の切り出しが可能かどうかで行った。HIP処理の温度や時間、圧力が材料に与える影響を調べるために、硬さ試験、金相及びSEM観察、EPMA分析を行った。硬さ試験は、マイクロビッカース硬さ試験機MHT2(松沢精機製)で行い、再結晶化等による材料の硬さの変化を調べた。荷重は500gf、保持時間は15秒とした。金相観察により再結晶化等による結晶粒径の変化や、アルミナ分散強化銅中のアルミナ粒子の分布状態を観察した。また、SEM観察で接合部における反応層やポイドの有無などを観察し、EPMA分析によりアルミナ粒子の分布状態及び接合部近傍における元素の拡散状況を調べた。また、微小X線回折で接合部に形成された反応物の同定を行った。測定条件はCu管球とNiフィルターを用い、管電圧は40kV、管電流は40mA、コリメータ径は50 μ mであった。

A.2 結果と考察

(1) 直接接合

Table A.5 にタングステンとアルミナ分散強化銅の直接接合試験の結果を示す。表からも明らかな通り、A 社製アルミナ分散強化銅は全ての条件で直接接合はできなかった。これらの大半は、金相観察では接合しているかのように見えていたものが、試験片切り出し時に破断したものである。Fig. A.1~4 に各条件での接合部近辺の金相及びSEM/EPMA 写真を示す。その結果、接合部には反応層が形成され、またクラックも発生している事が分かった。反応層のEPMA分析の結果、酸素のピークが見られた。さらにこの反応層の微小部X線回折を行った結果、Fig. A.5 に示すように WO_3 あるいは $W_{18}O_{49}$ の化学形を持つタングステン酸化物であると判明した。タングステンと無酸素銅の接合ではこのようなタングステン酸化物層の形成は認められなかった[8, 9]ので、酸化物を形成する酸素はアルミナ分散強化銅に由来するものと考えられる。アルミナ分散強化銅の製造法には酸素雰囲気中で処理する工程があるため、酸素を含むものと考えられる。また、Fig. A.6 に示すように酸化物層の厚さはHIP温度とともに増加し、最大約 $40\ \mu\text{m}$ にも達する事が分かった。一方、クラックの発生はアルミナ分散強化銅が高強度で延性が不十分なため、接合後の冷却過程において両者の熱膨張率差 (Table 2.2 参照) によって生じる熱応力が緩和されないため、接合部の脆い酸化物層やその近傍で破断したりクラックが発生するものと考えられる。

(2) 間挿材を用いた接合

直接接合試験の結果、タングステンとアルミナ分散強化銅の接合には、酸化物層の形成防止と残留応力を緩和するため間挿材が必要であることが明らかとなった。間挿材の選択にあたっては、①タングステン酸化物の形成防止。②残留応力の緩和。③熱伝導率が高いこと。④放射化が少ないこと。⑤タングステンとアルミナ分散強化銅の双方と接合可能であること、などを考慮してSUS304と無酸素銅を選択した。Table A.6~7 に間挿材を用いた接合試験の結果を示す。厚さ $30\ \mu\text{m}$ のSUS304を間挿材に用いた場合 (Table A.6)、Fig. A.7 に示すようにSUS304とアルミナ分散強化銅の接合部に酸化物が形成し、この部分から破断した。また、無酸素銅を用いた場合 (Table A.7) は、厚さが $0.1\sim 1.0\text{mm}$ の範囲ではFig. A.8~9 に示すようにタングステンと無酸素銅の接合部に酸化物の形成が認められ、この部分で破断した。2.0mmの時は、無酸素銅とアルミナ分散強化銅の界面で断した。Fig. A.10 に示すように接合が不十分であるように見える。

(3) 金相観察と硬さ試験

各条件の試料について、HIP処理に伴う組織変化の程度を調べるために、金相観察と硬さ試験を行った。硬さ試験の結果をFig. A.11 に示す。アルミナ分散強化銅はHIP温度が高いほど軟化することがわかった。一方、タングステンはほとんど硬さの変化は見られなかった。また、金相観察およびFig. A. 4より、アルミナ分散強化銅中のアルミナ粒子が不均

一に凝集する現象が観察された。本研究の場合は、未処理時は細かく均一に分散していたアルミナ粒子が、HIP 処理後には、接合界面近傍とキャプセル材との界面近傍に層状に凝集し、界面から離れたところでは斑点状に凝集していることが判った。界面近傍の凝集層は、界面から数 μm ～百数十 μm 程度の間隔を開けたところから形成されていた。この領域を EPMA 分析した結果、この間隔の部分は Al 及び O のいずれの濃度も低く、純銅に近い層であることが判った。なぜこのような凝集の仕方をするのかは今のところ判明していない。凝集の程度は温度が高いほど、また時間が長いほど著しく、特にアルミナ分散強化銅の再結晶温度を上回る 1050°C ・4 時間の HIP 処理を行った試料では凝集層から割れてしまうほどであった。また、SCM 製の凝集の程度は A 社製よりも小さかった。

A.3 まとめ

(1) タングステンとアルミナ分散強化銅の直接接合試験の結果、全ての条件で直接接合はできなかった。これらの大半は、金相観察では接合しているかのように見えていたものが、試験片切り出し時に破断したものである。

(2) 接合部には反応層が形成されていた。この反応層は WO_3 あるいは $W_{18}O_{49}$ の化学形を持つタングステン酸化物である。酸化物を形成する酸素はアルミナ分散強化銅に由来するものと考えられる。アルミナ分散強化銅の製造法には酸素雰囲気中で処理する工程があるため、酸素を含むものと考えられる。酸化物層の厚さはHIP温度とともに増加し、最大約 $40\ \mu\text{m}$ にも達する事が分かった。

(3) また、接合部近傍ではクラックの発生が確認された。これはアルミナ分散強化銅が高強度で延性が不十分なため、冷却過程において生じる熱応力が緩和されないためと考えられる。

(4) 間挿材を用いた接合試験の結果、厚さ $30\ \mu\text{m}$ のSUS304を間挿材に用いた場合は、SUS304とアルミナ分散強化銅の接合部に酸化物が形成し、この部分から破断した。また、無酸素銅を用いた場合は、厚さが $0.1\sim 1.0\text{mm}$ の範囲ではタングステンと無酸素銅の接合部に酸化物の形成が認められ、この部分で破断した。 2.0mm の時は、無酸素銅とアルミナ分散強化銅の界面で断した。

(5) 硬さ試験の結果、アルミナ分散強化銅はHIP温度が高いほど軟化することがわかった。一方、タングステンはほとんど硬さの変化は見られなかった。

(6) 金相観察より、アルミナ分散強化銅中のアルミナ粒子が界面近傍に層状に凝集する現象が観察された。凝集層は、界面から数 $\mu\text{m}\sim$ 百数十 μm 程度の間隔を開けたところから形成され、この間隔の部分は純銅に近い層であることが判った。

Table A.1 Chemical composition of tested materials (ppm).

Element	W	Cu	Al	B	Pb	Li	Na	Mg	Fe	Si	Co
Tungsten	99.987 (wt%)	—	<2	—	—	<50	<1	<1	10	<5	<0.48
DS-Cu (AL25) (Sample A)	—	99.50 (wt%)	820	—	10	—	—	—	—	—	—
OFHC-Cu	—	99.99 (wt%)	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Table A.2 HIP bonding conditions (W and DS-Cu (Sample A), direct bonding).

Specimen No.	HIP conditions
1	900°C × 2hour × 49MPa
2	950°C × 2hour × 49MPa
3	1000°C × 1hour × 49MPa
4	1000°C × 2hour × 49MPa
5	1050°C × 2hour × 98MPa
6	1050°C × 4hour × 98MPa

Table A.3 HIP bonding conditions (W and DS-Cu (Sample A), with SUS304 insert).

Thickness of SUS304(μ m)	HIP conditions
30	900°C × 2hour × 196MPa
30	930°C × 2hour × 49MPa
30	950°C × 2hour × 49MPa
30	950°C × 2hour × 196MPa

Table A.4 HIP bonding conditions (W and DS-Cu (Sample A), with OFHC-Cu insert).

Thickness of OFHC-Cu(mm)	HIP conditions
0.1	950°C × 2hour × 49MPa
0.5	950°C × 2hour × 98MPa
1.0	950°C × 2hour × 98MPa
2.0	950°C × 2hour × 98MPa

Table A.5 Results of bonding tests between W and DS-Cu (Sample A) (direct bonding).

HIP conditions	Bonding	Tungsten oxide	Cracks	Remarks
900°C×2hour×49MPa	No	6 μm	Yes	
950°C×2hour×49MPa	No	14 μm	Yes	
1000°C×1hour×49MPa	No	10 μm	Yes	
1000°C×2hour×49MPa	No	15 μm	Yes	
1050°C×2hour×98MPa	No	41 μm	Yes	Cohesion of alumina
1050°C×4hour×98MPa	No	50 μm	Yes	Cohesion of alumina

Table A.6 Results of bonding tests between W and DS-Cu (Sample A) with SUS304 insert.

Thickness of SUS304(μm)	Bonding	Tungsten oxide	Cracks	Remarks
30	No	No (Fe oxide)	No	Fractured at SUS304 and DS-Cu. 950°C×2hour×49MPa
30	No	No (Fe oxide)	No	Fractured at SUS304 and DS-Cu. 950°C×2hour×196MPa

Table A.7 Results of bonding test between W and DS-Cu (Sumitomo) with OFHC-Cu insert.

Thickness of OFHC-Cu(mm)	Bonding	Tungsten oxide	Cracks	Remarks
0.1	No	10 μm	Yes	Fractured at W and OFHC-Cu.
0.5	No	10 μm	Yes	Fractured at W and OFHC-Cu.
1.0	No	10 μm	Yes	Fractured at W and OFHC-Cu.
2.0	No	No	No	Fractured at OFHC-Cu and DS-Cu.

※HIP Condition : 950°C×2hour×49~98MPa。

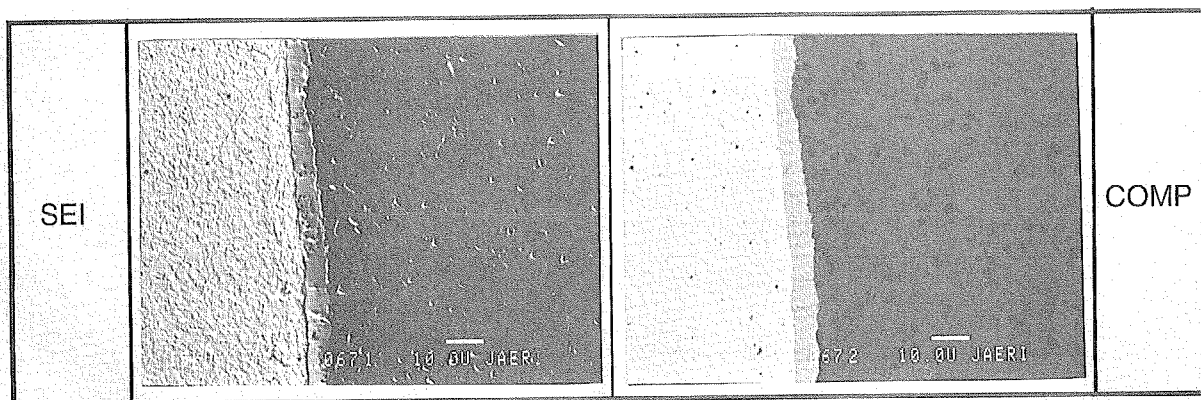


Fig. A.1 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 900°C×2hour×49MPa).

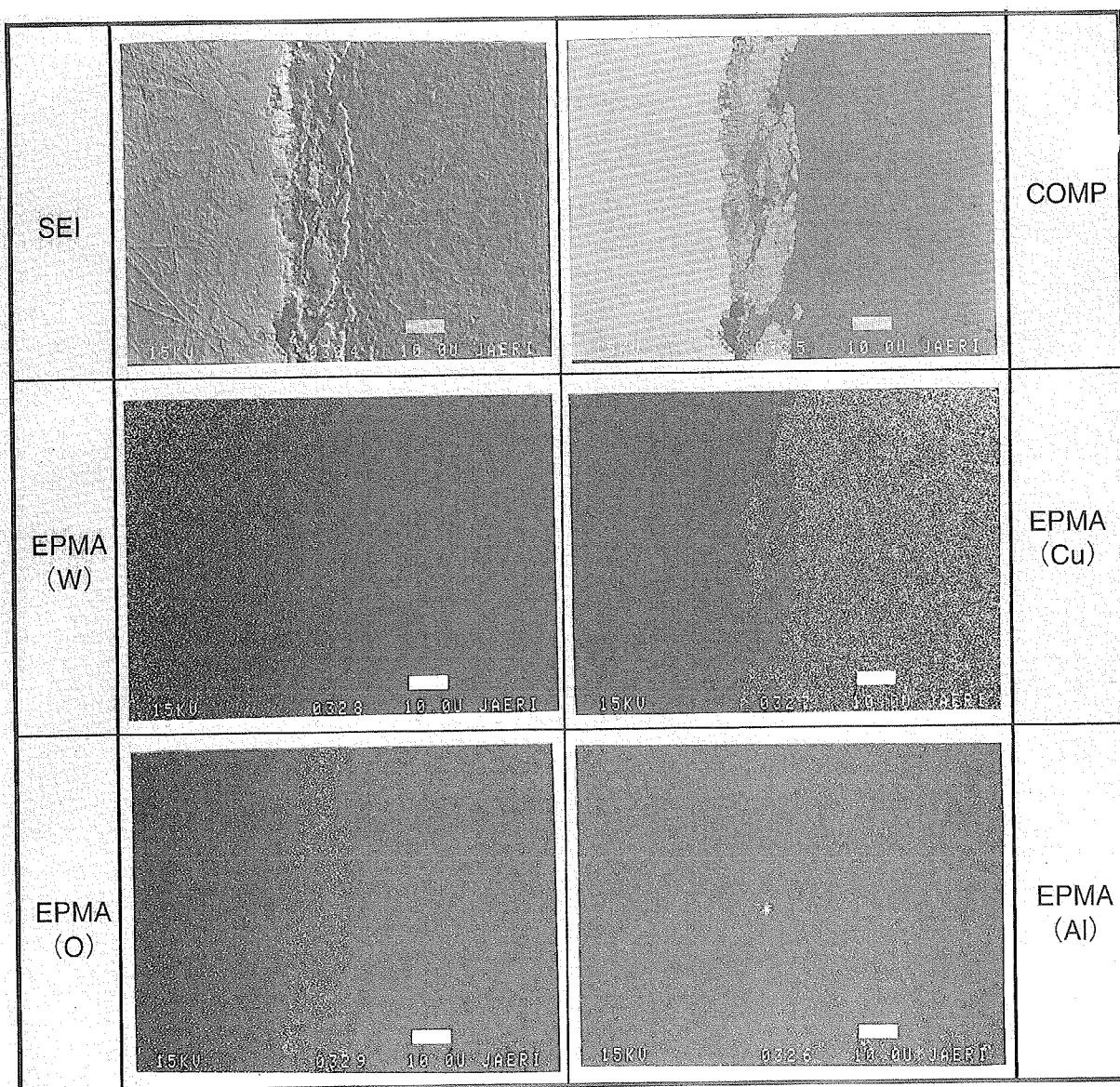


Fig. A.2 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 950°C×2hour×49MPa).

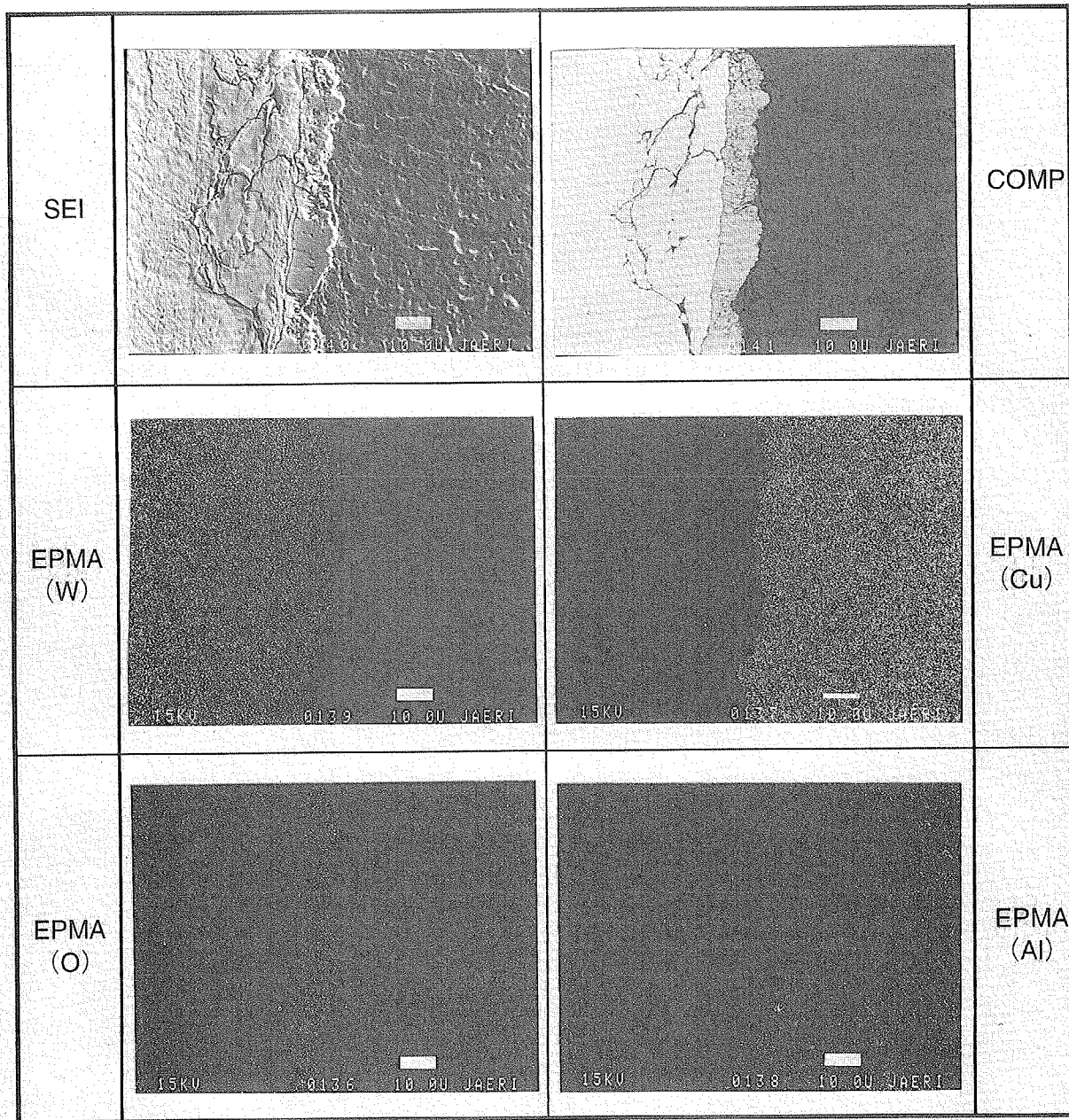


Fig. A.3 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 1000°C×2hour×49MPa).

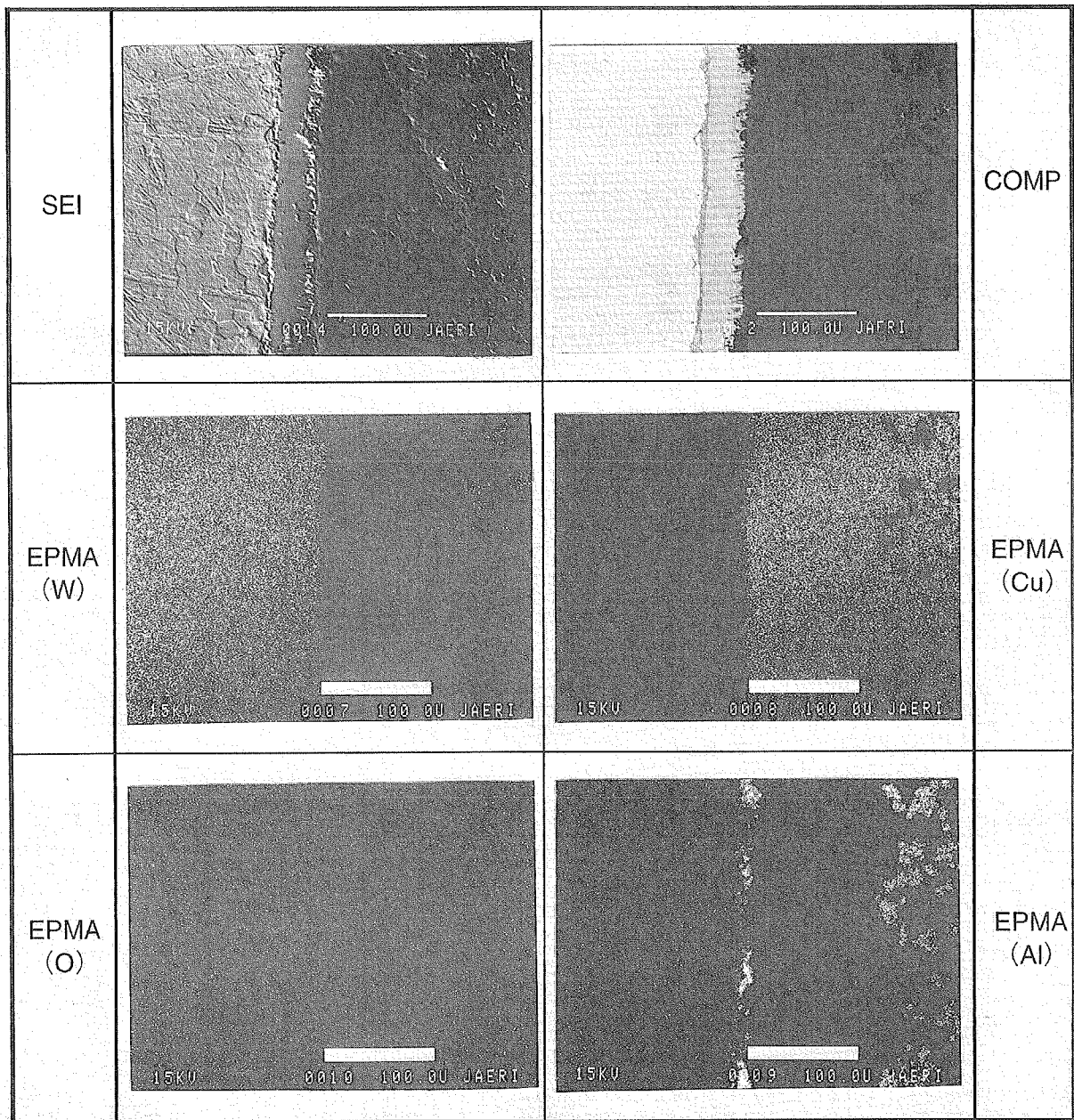


Fig.A.4 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A. (bonding conditions : 1050°C×2hour×49MPa).

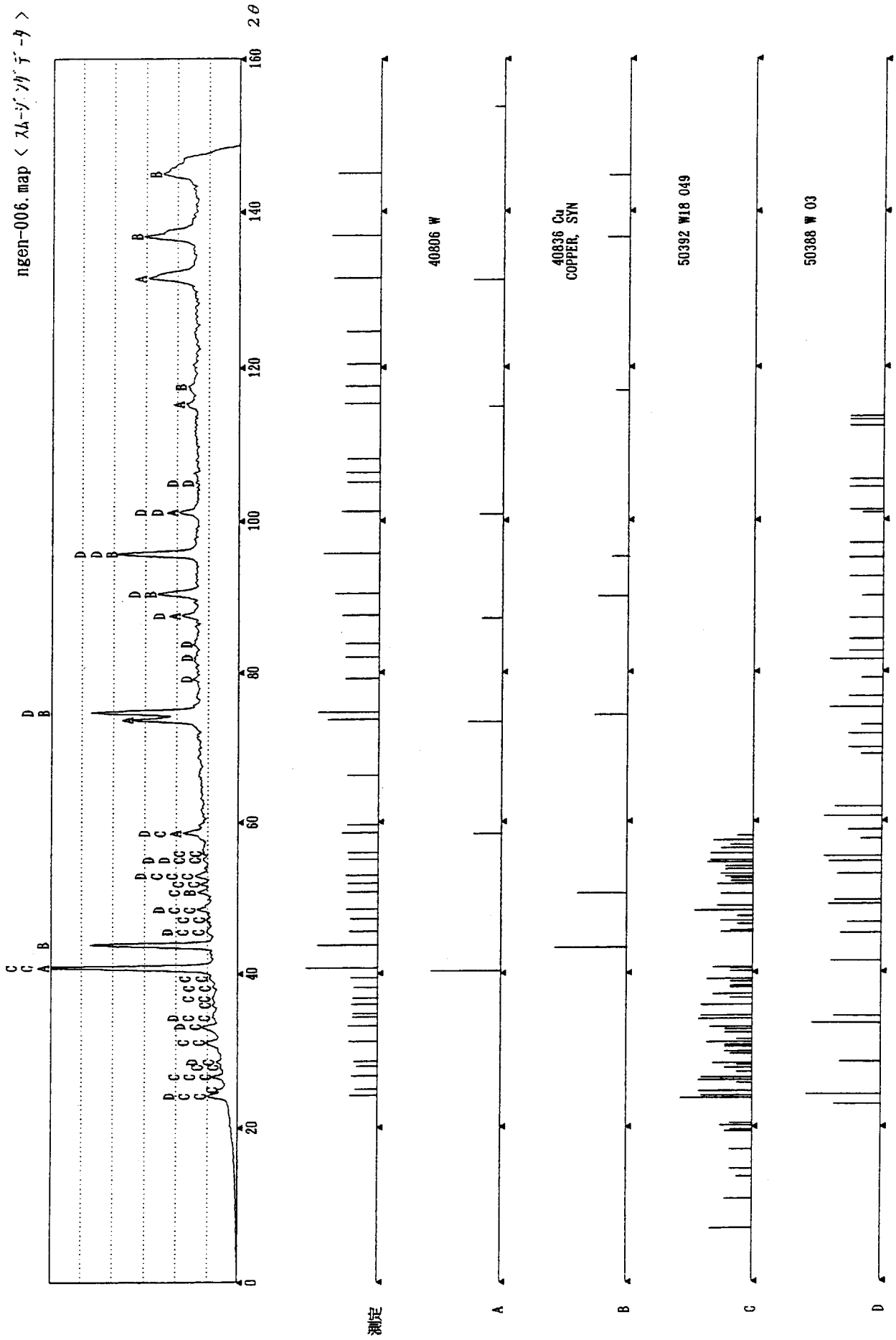


Fig. A.5 Results of XRD analysis on tungsten oxide between W and DS-Cu (sample A).

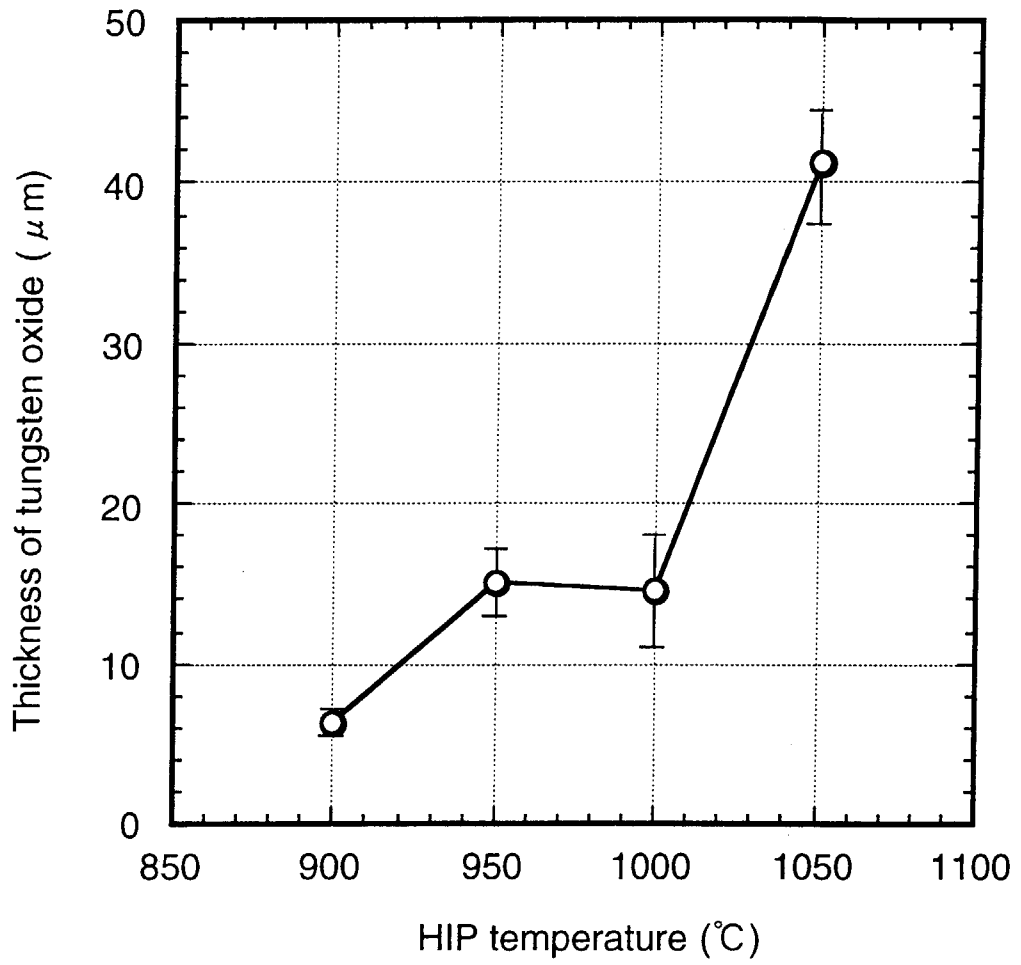


Fig. A.6 Relationship between HIP temperature and thickness of tungsten oxide (Sample A).

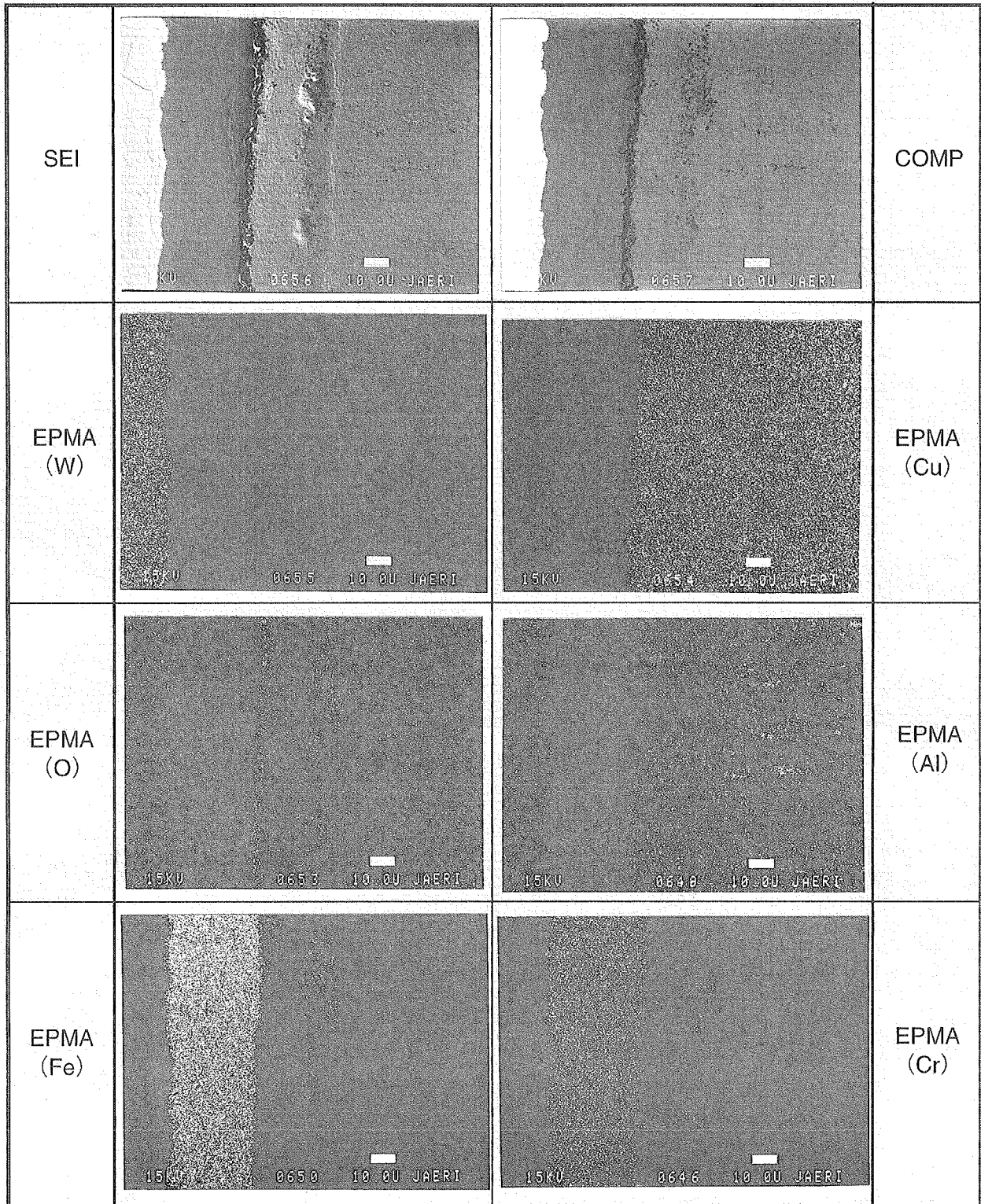


Fig. A.7 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 950°C X 2hour X 196MPa, with 30 μm SUS304 insert).

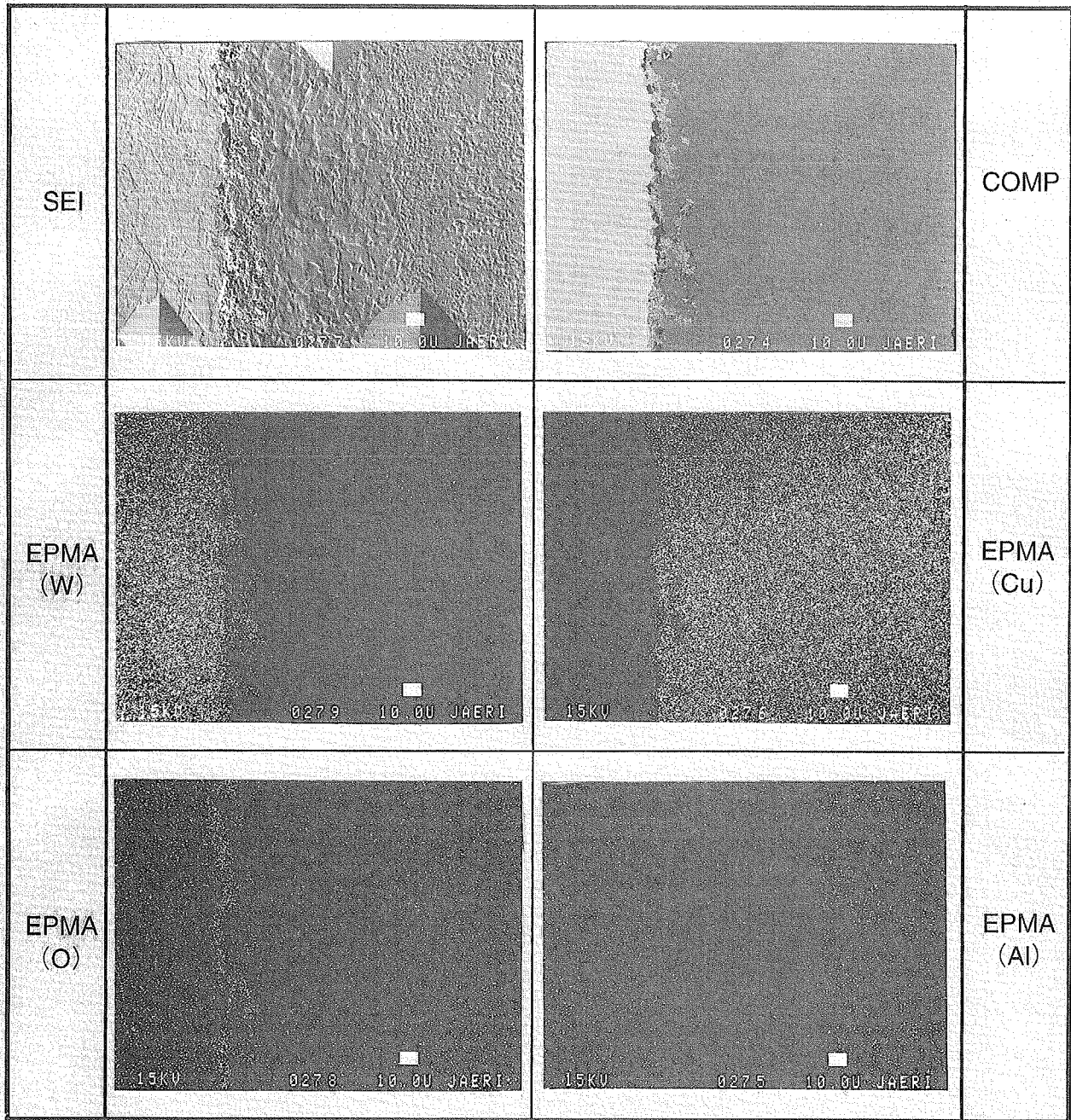


Fig.A.8 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A).
 (bonding conditions : 950°C × 2hour × 49MPa, with 0.1mm OFHC-Cu insert).

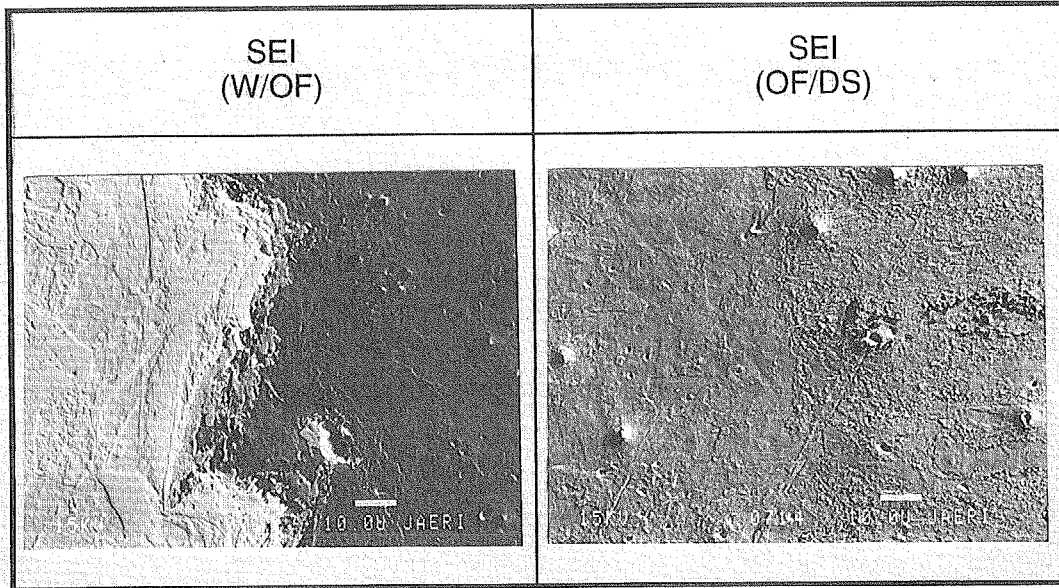


Fig.A.9 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 950°C×2hour×49MPa, with 1.0mm OFHC-Cu insert).

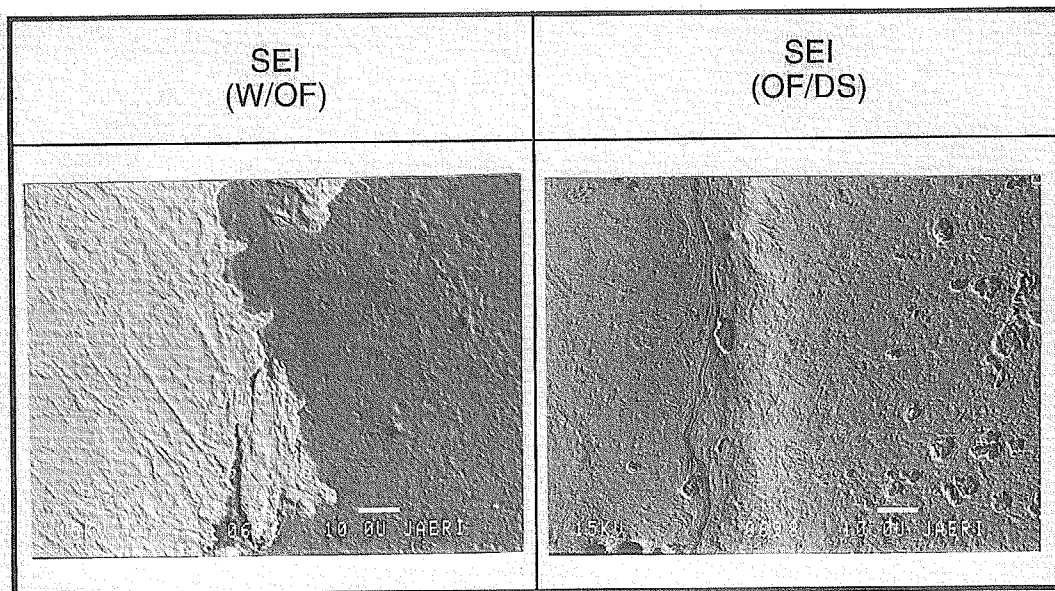


Fig. A.10 SEM/EPMA analysis around bonding interface between W and DS-Cu (Sample A). (bonding conditions : 950°C×2hour×49MPa, with 2.0mm OFHC-Cu insert).

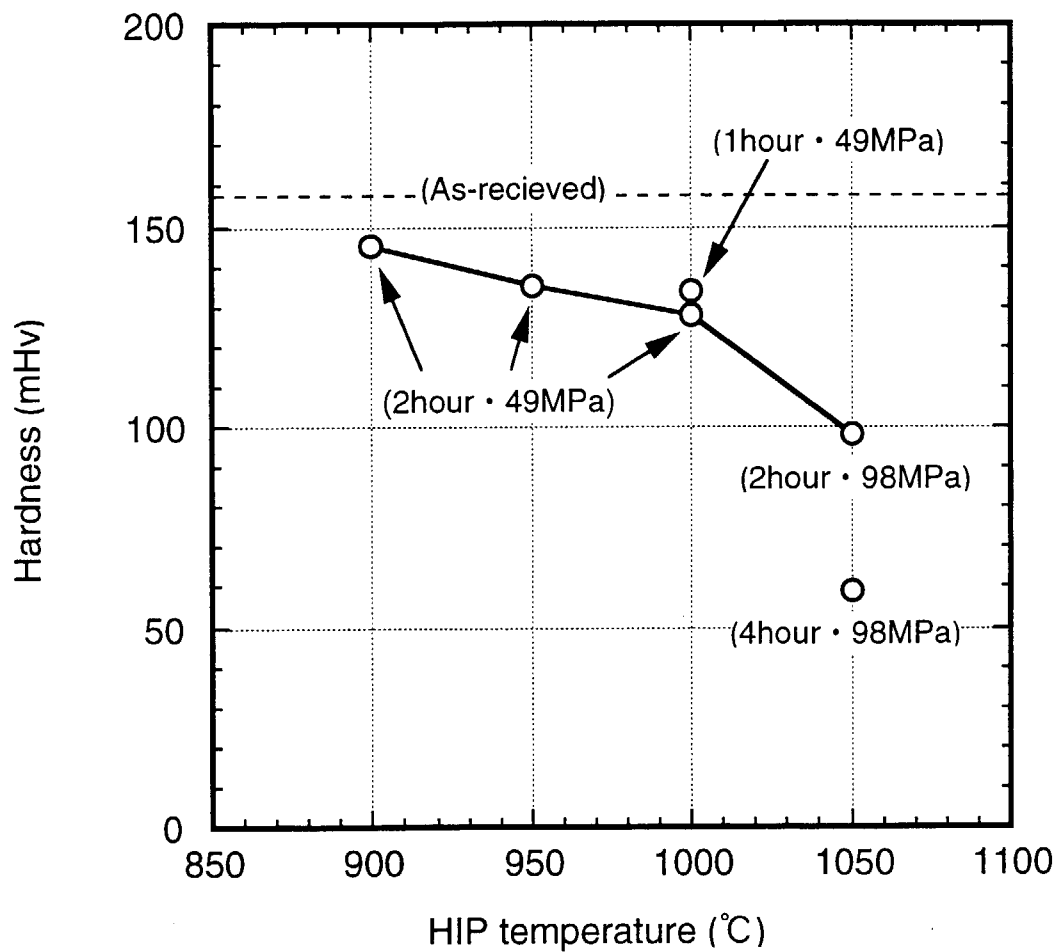


Fig. A.11 Relationship between HIP temperature and hardness of DS-Cu (Sample A).

This is a blank page.

国際単位系 (SI) と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質質量	モル	mol
光度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつSI組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
力	ニュートン	N	m·kg/s ²
圧力, 応力	パスカル	Pa	N/m ²
エネルギー, 仕事, 熱量	ジュール	J	N·m
工率, 放射束	ワット	W	J/s
電気量, 電荷	クーロン	C	A·s
電位, 電圧, 起電力	ボルト	V	W/A
静電容量	ファラド	F	C/V
電気抵抗	オーム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジーメンズ	S	A/V
磁束	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光束度	ルーメン	lm	cd·sr
照射度	ルクス	lx	lm/m ²
放射能	ベクレル	Bq	s ⁻¹
吸収線量	グレイ	Gy	J/kg
線量当量	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名称	記号
分, 時, 日	min, h, d
度, 分, 秒	°, ', "
リットル	l, L
トン	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

1 eV = 1.60218 × 10⁻¹⁹ J
1 u = 1.66054 × 10⁻²⁷ kg

表4 SIと共に暫定的に維持される単位

名称	記号
オングストローム	Å
バ	b
バ	bar
ガ	Gal
キュリー	Ci
レントゲン	R
ラ	rad
レ	rem

1 Å = 0.1 nm = 10⁻¹⁰ m
1 b = 100 fm² = 10⁻²⁸ m²
1 bar = 0.1 MPa = 10⁵ Pa
1 Gal = 1 cm/s² = 10⁻² m/s²
1 Ci = 3.7 × 10¹⁰ Bq
1 R = 2.58 × 10⁻⁴ C/kg
1 rad = 1 cGy = 10⁻² Gy
1 rem = 1 cSv = 10⁻² Sv

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10 ¹⁸	エクサ	E
10 ¹⁵	ペタ	P
10 ¹²	テラ	T
10 ⁹	ギガ	G
10 ⁶	メガ	M
10 ³	キロ	k
10 ²	ヘクト	h
10 ¹	デカ	da
10 ⁻¹	デシ	d
10 ⁻²	センチ	c
10 ⁻³	ミリ	m
10 ⁻⁶	マイクロ	μ
10 ⁻⁹	ナノ	n
10 ⁻¹²	ピコ	p
10 ⁻¹⁵	フェムト	f
10 ⁻¹⁸	アト	a

(注)

- 表1-5は「国際単位系」第5版, 国際度量衡局 1985年刊行による。ただし, 1 eV および 1 uの値は CODATA の1986年推奨値によった。
- 表4には海里, ノット, アール, ヘクトールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- barは, JISでは流体の圧力を表す場合に限り表2のカテゴリに分類されている。
- EC閣僚理事会指令では bar, barn および「血圧の単位」 mmHgを表2のカテゴリに入れている。

換算表

力	N (=10 ⁵ dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
	9.80665	1	2.20462
	4.44822	0.453592	1

粘度 1 Pa·s (N·s/m²) = 10 P (ポアズ) (g/(cm·s))
動粘度 1 m²/s = 10 St (ストークス) (cm²/s)

圧	MPa (=10 bar)	kgf/cm ²	atm	mmHg (Torr)	lbf/in ² (psi)
	1	10.1972	9.86923	7.50062 × 10 ³	145.038
力	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322 × 10 ⁻⁴	1.35951 × 10 ⁻³	1.31579 × 10 ⁻³	1	1.93368 × 10 ⁻²
	6.89476 × 10 ⁻³	7.03070 × 10 ⁻²	6.80460 × 10 ⁻²	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J (=10 ⁷ erg)	kgf·m	kW·h	cal (計量法)	Btu	ft·lbf	eV
	1	0.101972	2.77778 × 10 ⁻⁷	0.238889	9.47813 × 10 ⁻⁴	0.737562	6.24150 × 10 ¹⁸
	9.80665	1	2.72407 × 10 ⁻⁶	2.34270	9.29487 × 10 ⁻³	7.23301	6.12082 × 10 ¹⁹
	3.6 × 10 ⁶	3.67098 × 10 ⁵	1	8.59999 × 10 ⁵	3412.13	2.65522 × 10 ⁶	2.24694 × 10 ²⁵
	4.18605	0.426858	1.16279 × 10 ⁻⁶	1	3.96759 × 10 ⁻³	3.08747	2.61272 × 10 ¹⁹
	1055.06	107.586	2.93072 × 10 ⁻⁴	252.042	1	778.172	6.58515 × 10 ²¹
	1.35582	0.138255	3.76616 × 10 ⁻⁷	0.323890	1.28506 × 10 ⁻³	1	8.46233 × 10 ¹⁸
	1.60218 × 10 ⁻¹⁹	1.63377 × 10 ⁻²⁰	4.45050 × 10 ⁻²⁶	3.82743 × 10 ⁻²⁰	1.51857 × 10 ⁻²²	1.18171 × 10 ⁻¹⁹	1

1 cal = 4.18605 J (計量法)
= 4.184 J (熱化学)
= 4.1855 J (15 °C)
= 4.1868 J (国際蒸気表)
仕事率 1 PS (仏馬力)
= 75 kgf·m/s
= 735.499 W

放射能	Bq	Ci
	1	2.70270 × 10 ⁻¹¹
	3.7 × 10 ¹⁰	1

吸収線量	Gy	rad
	1	100
	0.01	1

照射線量	C/kg	R
	1	3876
	2.58 × 10 ⁻⁴	1

線量当量	Sv	rem
	1	100
	0.01	1

HIP法によるプラズマ対向機器用W・Cu合金接合技術の開発(2)

—タングステンとアルミナ分散強化銅の接合—