

論文 / 著書情報
Article / Book Information

題目(和文)	核融合炉機器接合体の強度に関する研究
Title(English)	
著者(和文)	喜多村和憲
Author(English)	
出典(和文)	学位:博士(工学), 学位授与機関:東京工業大学, 報告番号:乙第3253号, 授与年月日:1999年1月31日, 学位の種別:論文博士, 審査員:
Citation(English)	Degree:Doctor (Engineering), Conferring organization: Tokyo Institute of Technology, Report number:乙第3253号, Conferred date:1999/1/31, Degree Type:Thesis doctor, Examiner:
学位種別(和文)	博士論文
Type(English)	Doctoral Thesis

核融合炉機器接合体の強度 に関する研究

平成 10 年度

機械物理工学専攻

喜多村 和憲

目 次

	頁
第1章 緒 論	1
1. 1 核融合炉機器の接合問題	1
1. 2 従来の研究のまとめ	4
1. 2. 1 異種材料接合体の残留応力	4
1. 2. 2 接合体の疲労強度	6
1. 3 本論文の目的と内容	10
第1章の参考文献	12
第2章 タングステン・銅接合体の残留応力	21
2. 1 緒言	21
2. 2 供試試験体	21
2. 3 残留応力測定方法と結果	22
2. 3. 1 残留応力測定方法	22
2. 3. 2 残留応力測定結果	23
2. 3. 3 試験および解析結果の比較	26
2. 4 接合体残留応力の熱弾塑性解析と考察	28
2. 4. 1 銅部塑性領域の進展	28
2. 4. 2 多層・単一接合構造形状と残留応力	28
2. 4. 3 ダイバータ板接合体幅寸法の最適化	29
2. 4. 4 接合体端部形状と接合端部残留応力の低減	30
2. 4. 5 残留応力低減と接合端部形状の最適化	31
2. 5 結言	32
第2章の参考文献	34
第3章 タングステン・銅接合体残留応力の再配分	75
3. 1 緒言	75
3. 2 試験体および試験装置	75
3. 3 試験結果	76

3. 3. 1	繰り返し熱負荷試験結果	76
3. 3. 2	残留応力測定結果	77
3. 4	接合体残留応力の熱弾塑性応力解析と考察	77
3. 4. 1	熱弾塑性応力解析	77
3. 4. 2	タングステン表面の残留応力	78
3. 4. 3	接合端部近傍の残留応力	79
3. 5	結言	80
	第3章の参考文献	81
第4章	タングステン・銅接合体の機械的疲労強度	94
4. 1	緒言	94
4. 2	機械的疲労試験	94
4. 2. 1	試験体材料	95
4. 2. 2	試験体製作	95
4. 2. 3	試験方法	96
4. 3	試験結果	97
4. 3. 1	疲労き裂初生	97
4. 3. 2	疲労き裂進展	98
4. 4	考察	99
4. 4. 1	接合界面の応力拡大係数	99
4. 4. 2	接合界面のき裂進展速度	100
4. 4. 3	ダイバータ板の疲労寿命	101
4. 4. 4	残留応力の疲労寿命に及ぼす影響	101
4. 5	結言	104
	第4章の参考文献	106
第5章	タングステン・銅接合体の熱疲労強度	127
5. 1	緒言	127
5. 2	接合体熱サイクル試験	128
5. 2. 1	試験体および試験体製作	128

5. 2. 2	試験装置および試験方法	130
5. 2. 3	試験結果	131
5. 2. 4	接合体の FEM 解析と考察	133
5. 3	接合体の熱負荷照射疲労試験	137
5. 3. 1	試験体および試験体製作	137
5. 3. 2	試験装置	138
5. 3. 3	試験結果	138
5. 3. 4	接合体の FEM 解析と考察	139
5. 4	結言	141
	第5章の参考文献	143
第6章	結 論	175
	謝 辞	180
	関連論文リスト	181

第1章 緒論

1.1 核融合炉機器の接合問題

核融合炉は来世紀のエネルギー源として最も有望視されているものの1つである。燃料としては、重水素と3重水素を用いる方式が最も早く実現すると考えられている [1,2]。炉心プラズマの閉じ込め方式としてはトカマク型 [3,4]、ミラー型 [5,6]、ヘリオトロロン型 [7,8] 及び慣性閉じ込め [2]、[9] 等、種々の方式が提案されているが、トカマク型が一步進んでいるのが現状である。我が国においても 1980 年代に日本原子力研究所でトカマク型の核融合実験炉(FER: Fusion Experimental Reactor)が設計検討され、準定常型核融合実験炉として提案された [10-13]。また、近年先進各国や国際協力で核融合炉の開発が精力的に進められている [14-18]。特に、IAEA 主導のもとに日本、米国、欧州、ロシアの国際協力で進められている国際熱核融合実験炉 (ITER : International Thermonuclear Experimental Reactor) は 88 年—90 年の概念設計活動 (CDA : Conceptual Design Activities) [14-18] から 92 年—98 年の工学設計活動 (EDA : Engineering Design Activities) [19-20]、それに続く建設に向けて、現在、機器およびシステムの詳細設計および機器 R & D が各サイト (米国 : San Diego、欧州 : Garching、日本 : 那珂) と各国で精力的に進められている [19-20]。

核融合炉内では、プラズマ閉じ込め領域から外に向かって流れ出る高温プラズマにより、第一壁やダイバータ板等が高熱負荷および高粒子負荷を受け、熱的、構造強度的に厳しい環境に曝される。Fig. 1-1 には日本原子力研究所で設計検討された核融合実験炉 (FER) および FER ダイバータ板の構造概念を示す [10-13]。また、Fig. 1-2 に国際熱核融合実験炉 ITER のトカマク本体の構成及び構成機器を示す [19-20]。Fig. 1-3 に国際熱核融合実験炉 ITER で提案されているダイバータ板の構造を示す [19-20]。また、Table 1-1 に FER および ITER のダイバータ板の設計条件を示す。定常運転時のダイバータ板上での熱流束は FER で 2MW/m^2 、ITER で 5MW/m^2 と装置の大型化、プラズマ閉じ込め性能の向上で 2.5 倍増加しているが、特にプラズマ崩壊時の熱負荷エネルギーおよびプラズマ崩壊回数は ITER 設計では大幅な増大となっている。

装置の大型化に伴いプラズマからの入熱量が増加するため、効果的な除熱が必要となり、これまでの慣性冷却型構造 [17-18] よりも冷却管を内臓する強制冷却型構造 [23-25]

が要求されてきている。特に熱的な観点からは、発生形態が異なる2種類の熱負荷を考慮する必要がある。即ち、高熱流束—短時間バルク入熱 ($10\text{-}100\text{MJ}/\text{m}^2 \times 5\text{-}50\text{ms}$) のようなプラズマ崩壊時の高熱負荷、および中熱流束—定常表面入熱 ($1\text{-}20\text{MW}/\text{m}^2 \times > 200\text{s}$) の正常運転時の繰り返し熱負荷である。定常運転時の熱負荷に対しては受熱面と冷却面を出来るだけ近づけた‘薄い構造’が望まれるが、プラズマ崩壊時の熱負荷による冷却管損傷を防止するためには、受熱面と冷却面を比較的離れた形状とし、熱的な慣性を有する‘厚い構造’が要求される。

これらの要求を解決すべくダイバータ板構造がこれまでに種々提案されているが、中でも高融点アーマ材料 (タングステン:W, モリブデン:Mo, グラファイト:C など) と冷却管を内蔵した高熱伝導ヒートシンク材料 (銅:Cu, 銅合金:DSCu, CrCu, モリブデン:Mo など) を冶金的に接合した構造は上記のトレードオフの問題と損耗の問題を解決出来る可能性を有している。Fig. 1-1 と Fig. 1-3 に示したダイバータ板構造において、プラズマ側に面する受熱板の構造は、アーマ材料は異なるものの、高融点材料のアーマ材を冷却管内蔵の銅基板に冶金的に接合する構造である。冶金的接合構造は、その接合面の構成方法によって多層構造と単一構造に分類される。多層構造は冶金的接合面を冷却管表面から出来るだけ遠ざけて設け、冷却管近傍に接合時の応力を残留させない発想に基づくもので、‘フラット型接合構造’ [25-27] と称されるものである。一方、単一構造は接合端部に生じる応力の特異性を無くしてアーマが剥離し難いように考えたもので、‘モノブロック型接合構造’ [28-30] と言われるものである。製作性や保守性を考慮すると、それぞれ利点/欠点があるが、共通している問題は接合時の残留応力の取り扱いと接合部の繰り返し熱負荷に対する構造的健全性の要求である。

Fig. 1-4 は核融合炉ダイバータ板の機器開発における構造上の要求性能と解決すべき問題点や開発項目との関係を表した模式図である。即ち、使用環境に応じた構造上の要求性能として接合構造、材料強度、冷却性能が上げられ、これらをクリアするための開発項目として図中に示す項目を解決する必要がある。接合構造では、信頼性の高い接合層を実現するために、接合層の疲労、熱疲労、クリープ、スウェリング等の高強度を有し、接合層近傍の残留応力の特異性、熱負荷による残留応力再配分の評価、接合界面構造の最適化やアーマ材/熱シンク材の組み合わせおよびアーマ材/熱シンク材間への緩衝中間材挿入等による残留応力低減が開発項目として上げられる。

材料強度の問題では、核融合炉機器の受ける中性子エネルギーは 14MeV であり、0.1-1MeV 程度の熱中性子照射による材料劣化に比べてその照射損傷は遥かに大きいと予想されるが、14MeV 中性子の材料照射データは殆ど無いのが現状である。従って、材料照射加速器 IFMIF 計画等で 14MeV 中性子照射材料データの収集は急務である。一方では、ITER 自身が上記材料照射データ取得の試験炉と位置付けられている。

W-Cu や C-Cu などの材料の組み合わせにはセラミック/金属の場合と同程度の大きな線膨張係数の相違があり、製造上の問題として接合部近傍にはかなり大きい残留応力の発生が予想されるため、信頼性の高い接合構造のダイバータ板を実現するためには残留応力問題を解決する必要がある。しかし、例えば残留応力の測定に限っても、W の場合にはその製造時の微視的残留応力のため、また C の場合はポーラスのため、更には、Cu の場合には粗大化した結晶組織のため一般的構造材料のように容易でない。

また、構造強度上の問題として、ダイバータ板への異種材料の接合構造を適用するに際して、プラズマからの繰り返し高熱負荷や高粒子負荷に対する構造的健全性を高めて、信頼性の高い接合構造体を開発する必要がある。このため異材接合体の機械的荷重や熱負荷による疲労試験 [31-34] によって、接合体疲労強度特性の研究が盛んに行われ、近年核融合実験炉 ITER の開発に伴って接合試験体モデルの単純な疲労試験の領域から、実機ダイバータ板モックアップの製作 [30] , [35-37] と大型イオンビーム [38-39] および電子ビーム照射装置 [40] による繰り返し熱負荷照射の性能確認試験のより実証的領域に移りつつある [41-43] 。実際、トリチウム(T)境界となる真空容器壁（特にプラズマ側内壁）では初期欠陥を許容しない構造強度設計基準(核分裂炉炉容器の設計基準である、ASME Boiler & Pressure Vessel Code Sec.III および通産省告示 501 号に準ずる)で設計されるが、ダイバータ板、第一壁等のプラズマ対向の厳しい環境に曝される炉内機器については損傷許容設計を導入し、疲労寿命評価を行うとともに定期/不定期に機器交換を行う設計方針である。

以上のような背景から、本研究では、核融合炉ダイバータ板の構造健全性確保と信頼性向上を目的に、主として W-Cu ろう接合体を対象に、接合体強度の残留応力と、同接合体の疲労強度に関する実験と解析評価を行う。特に、前者の残留応力に関する研究では、残留応力低減のための接合体形状効果や接合残留応力の繰り返し熱負荷時の挙動を究明し、ろう接合型ダイバータ板構造の形状最適化を提案する。また後者の疲労強度に

関する研究では、核融合炉ダイバータ板に想定される負荷条件で接合試験体の機械的疲労強度特性および熱疲労強度特性の取得と、得られた疲労強度特性から実機ダイバータ板の寿命評価法を提案し、ダイバータ板の疲労強度設計への適用性について論じる。

1. 2 従来の研究のまとめ

1. 2. 1 異種材料接合体の残留応力

熱膨張係数や弾性定数が異なる異種材料を接合する場合には、接合体には塑性変形や構造ミスマッチなどによる残留応力の発生は避けられない。残留応力は破損や経時変形の原因になると考えられるため、残留応力の発生機構や接合強度への影響の解明は接合体の信頼性の向上という観点から重要な問題である。実際、核融合装置のダイバータ板では高融点のW, Mo, C系材料と熱伝導性の良いCu, Cu合金との接合構造が提案されているが、これらの材料の熱膨張係数の差は大きく、接合後の残留歪みが接合体の疲労破壊などの原因となることは十分に考えられる。特に高温構造材料への適用を意図したセラミック/金属接合材料の実用化研究の分野では、接合方法 [44-46]、残留応力の測定方法 [47-48]、解析方法 [49-51]、接合強度などに及ぼす影響 [52-54] など残留応力の問題を取り扱った研究が数多くなされている。

(1) 異種材料の接合による残留応力

残留応力は材料の延性、硬さ、熱膨張係数などが相違する材料を接合すると種々の問題が生ずるが、特に、応力の特異性の問題 [55] や急速破壊の問題 [56] は特徴的である。応力の特異性は材料の組み合わせと接合端部の幾何形状で決まる [57]。セラミック-金属板の接合時の残留応力発生において、室温までの冷却過程は負荷であるから、再加熱した場合には除荷となる。この負荷/除荷過程を利用して、Hsuch [58] は拘束付冷却過程と再加熱により残留応力を無くすことが出来ることを示している。即ち、接合後の冷却過程で室温より低温側まで冷却し、更に室温に戻すと負荷時の残留応力は線形的に除荷されるから、冷却過程で適当な変形拘束を行い、適当な過冷却温度を設定すれば残留応力が零に出来ると言うものである。しかし、このシナリオが成立するためには負荷時に接合体が破損しないことが必要前提条件となっている。

接合部材の残留応力はその形状・寸法に強く依存することが経験的に知られている。Suganumaら [59] はSi₃N₄-Invarの円柱(φ 20mm)及び直方体(15x20mm)で接合体の

形状・寸法効果をゲージ法と X 線回折法で測定・調査し、接合界面近傍には接合面に直交する方向に多数のき裂が生じ、これが接合部の残留応力軽減の働きをしている [53]。また、寺崎ら [54] も境界要素法を用いて、SiC/鋼の接合体の高さ x 幅 $(2h \cdot 2b)$ のアスペクト比の残留応力に及ぼす影響について解析的に調査している。

(2) 接合端部応力 (応力の特異性)

異種材料を接合すると材料の組み合わせと接合端部形状によっては残留応力が接合面自由縁で有限にはならないことが知られている。これは応力テンソルが対称であることから生じるものであるが、接合材料の信頼性を考察する上で極めて重要であり多くの報告 [51, 58, 68, 69] がある。この応力特異性に関する特性方程式の研究では、特に Bogy ら [60-65] の精力的研究に負うところが大きく、また、Dunders らは特異性を支配する材料定数パラメータとして、2つの Dunders パラメータを提案している [66,67]。Hein ら [55] は応力特異性に関する特性方程式について固有値解析し、接合材料の縦弾性係数の比と応力特異性の強さの関係を報告している。また、洪井ら [70,71] は、W-Cu, C-Cu の組み合わせに対して接合界面端角度を $\theta_1 - \theta_2 = \pi$ の条件で接合端角度を変えた場合について報告している。いずれの材料の組み合わせに対しても接合端角の構成によって応力の特異性が無い様になることを示唆している。これらは線形応力場での特異性について論じているが、佐藤ら [72] は弾塑性応力場においても応力特異性が存在することを数値解析的に証明した研究も報告している。先の解析解との比較から接合端部で FEM 解が良い精度を有するためにはかなり細かい FEM メッシュが必要であるが、Whitcomb ら [73] は複合材料に関して、洪井ら [71] は W/Cu 接合体に関して、Mizuno ら [51] はセラミック/鋼接合材料に関して、各々 FEM メッシュサイズの影響を調べている。

(3) 接合体の強度と残留応力

セラミック/金属接合体の引張強度 σ_u は大きく温度に依存し [74]、ある温度以下 (右上がりの温度依存を示す領域) では接合による残留応力が緩和されるために σ_u が増加するが、それ以上の温度 (右下がりの温度依存を示す領域) になるとセラミック/金属接合界面の強度低下が支配的になる [75]。山田ら [76] は Ni/Ko-Cu インサート材を用いた Si_3N_4 -Nimonic 80A 接合体の接合→冷却→加熱の弾塑性解析を行い、残留応力の変化を調べている。それに加えて、再加熱に伴い σ_{\max} の現れる位置は温度と共に

複雑に変化することから、室温で残留している熱応力は再加熱中に再分布すると結論付けている。このことから、接合体の高温強度を予測するときには室温で残っている残留応力の再配分を十分に考慮する必要がある [77]。菅沼ら [78] も Al_2O_3 -Steel 接合体を製作し、これに室温—500℃の熱サイクルを加えてその残留強度を 4 点曲げ試験により測定し、全体的に温度に対し減少傾向であることを報告している。

接合体構造において残留応力の破壊靱性に及ぼす影響を調べた報告は少なく、直接的に残留応力を与えたものではないが、Harisson ら [79] は初期応力を与えた低炭素鋼に関してその破壊靱性値に及ぼす影響を調べている。低炭素鋼について、例えば初期応力を与えたまま冷却し、その後破壊するなど各種プロセスで曲げ試験を行ない、初期応力を加えた時の応力拡大係数 K_p と破壊後の各プロセス材の破壊靱性値 K_c との関係を調査し、初期応力による K_p がある範囲以上の場合、 K_p が大きいほど K_c は比例的に大きくなることを見いだしている。これはき裂先端の応力場の変化の影響である。

残留応力とき裂進展に関する研究は多い。特に、溶接継手の疲労き裂進展速度は継手の金属材料組織や強度よりも残留応力に強く支配されるため、溶接継手における残留応力の影響を扱った報告は多い [80,81]。しかし、異種接合体の疲労に関しては、鉄／銅サンドイッチ複合体（拡散接合） [82] や銅クラッド鋼 [83] などの報告があるものの、W-Cu などの線膨脹係数が $10^{-5}/\text{℃}$ も相違した接合体に関する報告は少ない [84]。

1. 2. 2 接合体の疲労強度

W/Cu 接合体のような熱膨脹係数差の大きい異種材料の接合材では、接合界面に高応力が集中し、一般的に両母材に比べて接合層および接合界面近傍領域の機械的強度も低下すると考えられるため、接合界面近傍の疲労き裂進展や、疲労破壊の問題は重要な検討課題の 1 つである。また、核融合プラズマ崩壊時には、第一壁やダイバータ板への熱衝撃負荷によって生じたアーマ表面のき裂が通常運転負荷時に接合界面を横切って進展することも予想される。この様な 2 層板接合材のき裂進展問題は国内外でも多くの研究がなされている。本研究で問題としている接合界面に沿うき裂進展特性については、き裂開口のモード I における研究は‘接合界面き裂’の基本問題でもあり、多くの研究結果が報告されているが、剪断応力下のモード II のき裂進展特性や混合モード下の熱疲労の研究は比較的少ない。

(1) 接合層内のき裂進展特性

田中ら [85] の純鉄—純銅の拡散接合材の界面き裂進展に関する研究によれば、界面に平行なき裂の進展は以下の3つに大別される。き裂が純粹に界面を進展する‘界面き裂’、き裂が界面と平行に 20-30 μ m 程度離れた銅中を進展する‘準界面き裂’、さらにき裂が界面から大きく離れた銅内を進展する‘銅内き裂’に分けられ、進展経路は応力拡大係数増分 ΔK レベルおよび接合界面強度に依存する。界面き裂、準界面き裂及び銅内き裂の進展速度を比較すると、準界面き裂、界面き裂、銅内き裂の順でき裂進展速度が大きい。準界面における迅速なき裂進展については、接合時に接合表面から不純物が銅内に拡散し、界面から 20-30 μ m 程度離れた部分が脆化するためと考えられている。また、低 ΔK レベルでは界面き裂が多く、高 ΔK レベルでは準界面き裂の進展の方が安定している。雀部ら [86] の研究における炭素鋼と無酸素銅のろう接合試験片の結果では、接合層のろう材内を進展するものと接合界面き裂に分けられ、その形態は接合ろう材の厚さに大きく依存する。接合間隙が極めて小さいときは接合界面に沿った界面き裂を呈する。疲労き裂の巨視的な成長速度は、疲労荷重各サイクル毎の微視的なき裂成長の総和、ストライエーション形成、ボイドの合体、劈開破壊、粒界割れなどの機構によるものとして表せられる [87]。

雀部らの実験結果では、ろう接合間隔 0.1mm のときはき裂成長速度はほぼストライエーション形成機構のみに依存しているものと考えられ、ろう接合間隔 0.005mm のときはストライエーションに粒界割れが混在し、き裂成長速度はストライエーション形成機構の他に粒界割れが大きく影響しているものと考えられる。また、Wang ら [88] の解析結果によれば、接合層材の特性変化によって界面き裂の挙動は以下ようになる。接合層材剛性率の低下とともに接合継手の応力拡大係数 K_I , K_{II} も減少し、接合層剛性率を一定にして接合母材剛性率を上げると継手の K_I , K_{II} も増大するが、 K_I 値は常に K_{II} 値より大である。接合間隔の減少は K_I 値の変化には鈍感であるものの、 K_{II} 値はかなりの増加を示し、継手全体の破壊強度は大きく増大する。

(2) 混合モード、多軸応力下のき裂進展特性

接合体の疲労強度特性に関する研究ではその多くがモード I のき裂開口特性に関する研究で、モード II や混合モードに関する研究は少ない。核融合ダイバータ板においても実負荷では多軸応力状態で運転されることが予想される。斜めき裂を有する平板に軸荷

重が加わるとモード I, II の混合モード状態になる。 K_I 、 K_{II} の混合モードの破壊条件は種々提唱されているが、いずれも得られる結果に大差はない。Erdogan ら [89] の最大主応力説を用いると、最大主応力面 θ_{max} に作用する応力拡大係数 $K_{\theta_{max}}$ で評価され、き裂面は主応力面 θ_{max} の方向に進展する。一般にき裂の進展方向はモード II 成分を減少させる方向に進むと考えられるが、Al などでは比較的高応力下で予き裂方向に進展する場合もある。また、結城ら [90] は溶接用圧延鋼板(WELTEN60)と SUS304 の十字型試験片を用いて 2 軸応力下のき裂進展特性の研究を行っている。2 軸応力下の $da/dN-\Delta K_I$ 特性は、単軸応力下($C=0$)の場合に対して、き裂に平行な引張($C=1$)、圧縮($C=-1$)の繰り返し応力により WT-60 では減速側に、SUS304 では加速側に移行する。

(3) 接合界面の応力拡大係数

弾性係数の異なる材料間の接合層における破壊靱性、疲労およびクリープ強度特性の評価では、接合界面き裂の破壊力学パラメータの適用が不可欠である。しかし、界面き裂に対する解析的破壊力学パラメータはその振動特異性のため信頼出来る手法はないのが現状であった [91]。山崎、結城、北川等が光弾性試験と有限要素法解析によって、異材接合境界の界面き裂に対する応力拡大係数(SIF)は一様材料内のき裂と仮定して近似出来ることを発表した [92-94]、[95]。

接合領域ではき裂は複雑なジグザグ様相で進展するため、接合層内やアーマ材/ヒートシンク材の界面でのき裂の応力拡大係数 K 値を計算するのは余り意味がない。接合ろう層厚さに比べてき裂長が比較的大きい場合では、薄い接合層は異なる複合材料における K 値に影響しない [96]。従って、接合層内の K_I 、 K_{II} の値は異なる 2 材料の界面でのき裂を仮定することにより計算できる。即ち、接合ろう材で構成される薄い接合層を無視することである。有限要素法解析でき裂先端の K 値を推定するには、Dundurs 定数 [97] と呼ばれる等価弾性係数 E_{eq} が適用される。

上記の手法から求めた K_I 、 K_{II} を接合界面の見かけの応力拡大係数 K_{Iapp} 、 K_{IIapp} として定義する。山崎ら [92] は、中央き裂入り平板接合試験片における見かけの応力拡大係数 K_{Iapp} および K_{IIapp} を一様材料 $E_1/E_2=1$ から異種材料 $E_1/E_2=10$ について FEM 解析で推定している。 $K_{II}/K_I \leq 2$ では、見かけの応力拡大係数 K_{Iapp} は均質材と見なした K_I 値とほぼ一致し、 K_{IIapp} も比較的小さいとしている。同様な結果は、Sawyer [98] によっても報告されている。

本研究でも、上記に述べたアプローチを基にして接合層の応力拡大係数、 K_I , K_{II} の値を有限要素法の変位法で計算している。

(4) 接合体疲労強度へ及ぼす残留応力の影響

溶接部の残留応力効果による溶接部疲労強度評価において、母材平滑試験片の疲労強度特性 S-N カーブをベースにして、これに残留応力による平均応力効果を考慮すると、どの程度の疲労限度の低下になるかを評価する、修正グッドマン線の考え方を拡張した疲労限度線図 [99] を用いて補正する方法が用いられる。ここで、平均応力 σ_{m1} と応力振幅 σ_{a1} での条件下において、その限界疲労寿命は以下の式から求められる。応力振幅 σ_{w1} が $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の組み合わせ応力の寿命と等価な完全両振り応力振幅として与えられ、 σ_{w1} に対応する疲労寿命が、 $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の状態での寿命として規定され、その関係は式 $\sigma_{w1} = \sigma_{a1} / (1 - \sigma_{m1} / \sigma_B)$ で表される。 σ_B は引張強さである。

即ち、 $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の組み合わせ応力下での疲労寿命は上式の σ_{w1} に対応する完全両振り S-N 線図上の寿命となる。接合体の残留応力を平均応力として上記方法で接合体の疲労限度を見極めるのは機器強度設計上有効な手段である。

また、接合体き裂進展特性 $da/dN - \Delta K$ カーブについても、残留応力効果を考慮した検討をする必要がある。き裂進展特性 $da/dN - \Delta K$ カーブについても応力拡大係数増分比 $R = K_{min} / K_{max}$ を用いて残留応力効果を考慮した補正が出来る。一般に、疲労き裂進展速度 da/dN は応力比 R の影響を顕著に受け、一般に応力比 R が高くなる程 da/dN は大きくなり、逆に下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は低下する。太田等 [100] による HT80 鋼母材の疲労き裂伝播特性に及ぼす応力比 R の影響を調査した結果では、応力比 $R=0$ の da/dN カーブを基本にして、 $R>0$ の範囲では R の増加に伴い ΔK_{th} は大きく減少し、 da/dN は増加している。 da/dN の増加は ΔK_{th} 近傍の領域では大きい da/dN の傾きが一定になる領域では、応力比 $R=0$ の da/dN カーブに漸近しその差は小さいものになる。また、Walker [101] による上記カーブ補正方法によると、 ΔK_{th} 、 da/dN いずれもき裂進展解析に用いる ΔK について以下のような $(\Delta K)_{eq}$ に換算して用いる。即ち、 $\Delta K_{eq} = \Delta K / (1-R)^\gamma$ 、 $(\Delta K_{th})_{eq} = \Delta K_{th} \cdot (1-R)^\gamma$

ここで、 $R = K_{min} / K_{max} (= \sigma_{min} / \sigma_{max})$ 、 γ は材料定数であるが一般の鋼材では概略 0.5 が妥当な値である。上式は応力比 $R=0$ の da/dN カーブと比べると傾きが同値のため平行になり、前述の太田の結果と大きく異なり、 da/dN 値は安全側過ぎる考

え方である。

1. 3 本論文の目的と内容

本論文における接合体接合強度における残留応力と、接合体の疲労強度の研究では、核融合炉ダイバータ板のアーマ材・熱シンク材接合体の接合強度評価を目的に、主としてタングステン・銅接合体を対象に接合残留応力の評価および接合体の疲労強度特性への諸因子効果の究明と機械強度設計への適用に重点を置いている。従って、接合体の残留応力評価では残留応力低減のための接合体形状効果や接合残留応力の繰り返し熱負荷時の挙動評価に、また、接合体疲労強度評価では接合試験体の疲労強度特性取得および得られた強度特性から実機ダイバータ板の寿命評価に、それぞれ着目して研究するものである。

以下に本論文で取り扱う内容について概述する。

第2章「タングステン・銅接合体の残留応力評価」では、W-Cu ろう接合試験体の残留応力を歪みゲージ法で計測し、測定結果と解析結果の比較、残留応力に及ぼす接合体寸法効果、また、弾塑性解析を通して W-Cu 接合体の銅材の弾塑性変形挙動、種々の接合体形状の残留応力の比較、アーマ材料と銅材との材料組み合わせによる接合体残留応力の比較、接合体端部傾角と端部近傍残留応力の低減、残留応力低減と接合体形状の最適化について記述する。

第3章「タングステン・銅接合体残留応力の再配分」では、W-Cu ろう接合試験体において、電子ビーム照射試験装置を用いて W 側表面から最大 14MW/m^2 の熱負荷を2秒間照射し、繰り返し照射回数 N を 0, 1, 10, 100 にした接合試験体それぞれの残留応力を歪みゲージ法で計測し照射熱負荷繰り返し回数 N の接合体残留応力への影響を調査する。また、弾塑性解析との比較検討を通して接合体残留応力の再配分についても記述する。

第4章「タングステン・銅接合体の機械的疲労強度」では、W-Cu ろう接合試験体のろう接合部のき裂初生、き裂進展について機械的疲労試験を実施し、接合体ろう接合部のき裂初生、き裂進展特性を明らかにする。併せて2章の接合体残留応力結果を適用して、W-Cu 接合体の残留応力効果による疲労強度特性の低下を検討するとともに、W-Cu 接合体のろう接合部に微小欠陥が存在するダイバータ板の寿命評価法について記述す

る。

第5章「タングステン・銅接合体の熱疲労強度」では、W-Cuろう接合試験体を一様な2温度（50℃, 200℃）雰囲気内に交互に曝す熱サイクル試験を実施し、熱サイクル負荷による接合部のき裂初生、き裂進展特性を把握するとともに、W-Cu接合体のろう接合部に微小欠陥が存在するダイバータ板の寿命について記述する。また、W表面から熱負荷 1.2MW/m²の Ar プラズマジェットを照射する熱負荷照射疲労試験を実施し、接合部の繰り返し熱負荷照射に対する健全性評価と接合端部形状の影響を記述する。

第6章「結論」では、本論文での研究対象とした核融合炉ダイバータ板接合体の残留応力と疲労強度特性およびその評価方法について総括している。

第1章の参考文献

- [1] 吉川、飯吉、核融合入門、共立出版、1971.
- [2] 関口、一丸、プラズマ物性工学、オーム社、1968.
- [3] L.A.Artimovich(伊藤博訳), プラズマ物理学入門、共立全書(1960)536.
- [4] L.A.Artimovich et al., Proc. Plasma Physics and Controlled Nuclear Research, Vol.1, IAEA(1969)157.
- [5] C.C.Dam et al., Proc. Plasma Physics and Controlled Nuclear Research, Vol.2, IAEA(1969)253.
- [6] J.H.VanSant and T.A.Kozman, Proc. of 11th Sympo. Fusion Engrg., Oct.(1985)130.
- [7] B.E.Nelson et al., Proc. 10th SOFE, Oct.(1983).
- [8] O.Motojima et al., Proc. 15th SOFE, Oct.(1993)402.
- [9] J.H.Pitts and I.Mayat, Proc. of 11th Sympo. Fusion Engrg., Oct.(1985)1996.
- [10] T.Tone et al., Fusion Technol., Vol. 8,(1985)214.
- [11] 炉設計研究室, JAERI-M 85-177, (1985)353.
- [12] 炉設計研究室, JAERI-M 85-179, (1985)302.
- [13] K.Kitamura et al., Japan-US Workshop on PFC, Tsukuba(1986)395.
- [14] ITER Concept Definition, Vols. 1 and 2(ITER Documentation Series, No.3, IAEA, Vienna,1989).
- [15] ITER Conceptual Design(ITER Documentation Series, No.7, IAEA, Vienna, 1990)
- [16] ITER Physics Design Guidelines : 1989(ITER Documentation Series, No.10, IAEA, Vienna, 1990)
- [17] ITER Conceptual Design Report(ITER Documentation Series, No.18, IAEA, Vienna, 1991)
- [18] 溝口、下村、核融合研究 65, 115(1991)
- [19] TECHNICAL BASIS FOR THE ITER INTERIM DESIGN REPORT, COST REVIEW AND SAFETY ANALYSIS, IAEA, 1996.
- [20] プラズマ・核融合学会誌、第73巻増刊「ITER設計報告」、1997年6月。

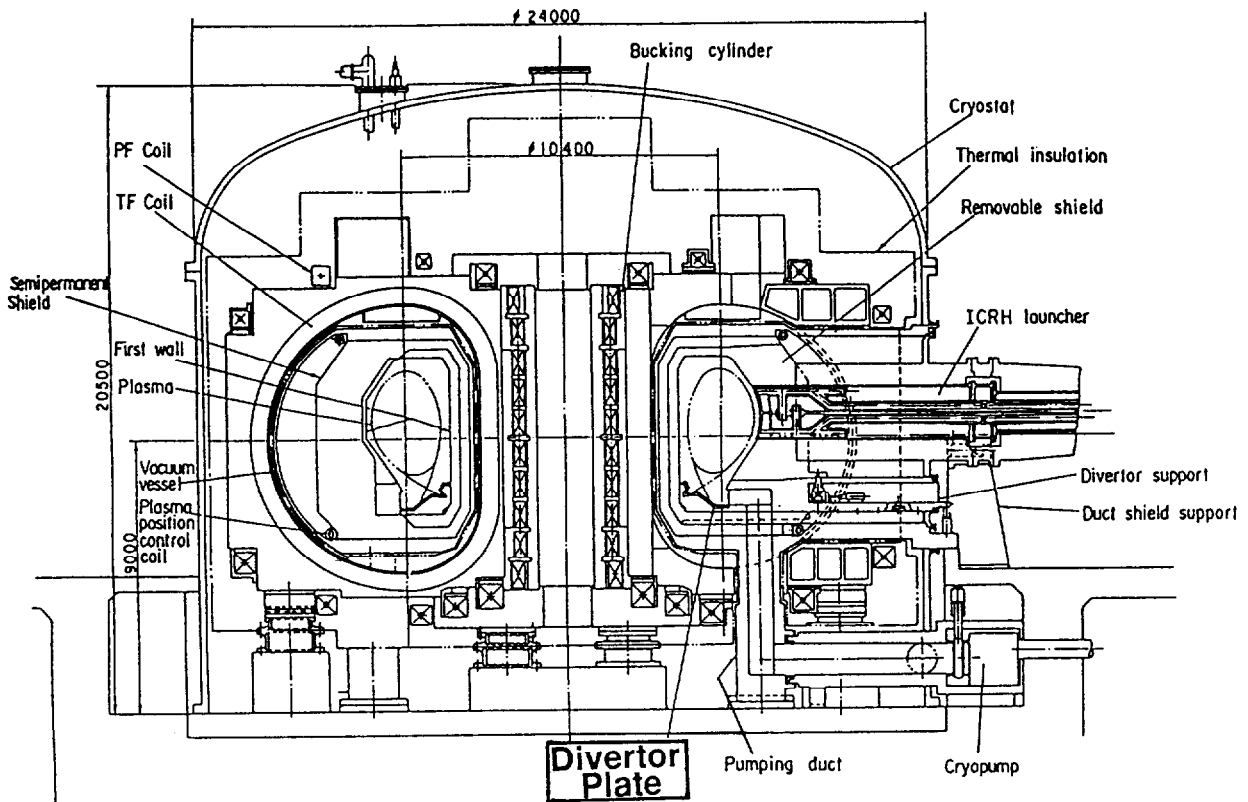
- [21] M.A.Pick et al., Proc. 12th Sympo. on Fusion Engrg., Oct.(1987)137.
- [22] H.Takatsu et al., Proc. 12th Sympo. on Fusion Engrg., Oct.(1987)151.
- [23] F.Brossa et al., Proc. of 11th SOFE, Oct. (1985)928.
- [24] J.A.Koski et al., Proc. of Fusion Tecnology 13, Sep.(1989)803.
- [25] G.Kneringer et al., Proc. 11. Plansee-Seminar, Vol. 3, May(1985)323.
- [26] T.Kuroda et al., ITER Documentation Series, No. 30, IAEA/ITER/DS/30, Oct.(1991), Vienna, Austria.
- [27] G.Vieider et al., Fusion Engrg. Design 16(1991) 23.
- [28] Sandia National Laboratory Report(1989)52.
- [29] R.D.Watson et al., Fusion Technol. 19(1991)1794.
- [30] I.Smid et al., Fusion Engrg. Design 18(1991)125.
- [31] T.Horie et al., Proc. 11th Sympo. Fusion Engrg., Oct.(1986)937.
- [32] C.D.Croessmann et al., Proc. of Fusion Technology 13, Vol. 1, (1989)796.
- [33] M.Akiba et al., Fusion Engrg. Design 16(1991)111.
- [34] N.Tachikawa et al., Proc. 13rd Sympo. Fusion Engrg., Oct.(1989)662.
- [35] F.Brossa et al., J. Nucl. Mater. 191-194(1991)2035.
- [36] M.Akiba et al., Fusion Engrg. Design 18(1991)99.
- [37] M.Seki et al., J. Nucl. Mater. 179-181(1991)1189.
- [38] M.Araki et al., Nucl. Eng. And Design/Fusion 19 (1992)101.
- [39] M.Shibui et al., Fusion Engrg. Design 9(1989)39.
- [40] M.Akiba et al., Proc. 13th Symp. Fusion Engrg., Koxville, Oct.(1989)529.
- [41] V.R.Barabash et al., Fusion Engrg. Design 18(1991)151.
- [42] S.Suzuki et al., Fusion Technol. 30(1996)793.
- [43] K.Sato et al., Fusion Technol. 30(1996)769.
- [44] M.Naka, Journal of Advanced Sience, 2, 1(1990)5.
- [45] S.Kang, E.M.Dunn, J..H.Selverian and H.J.Kim, Ceramic Bulletin, 68, 9(1989)1608.
- [46] 石田、須賀、田中、生研セミナーテキスト、昭和 62 年コース 127.
- [47] 田中、高橋、日本金属学会秋期大会シンポジウム講演概要(1989)116.
- [48] 出井、末沢、関口、若林、材料、37, 417(昭 63)619.

- [49] 瀬尾、他 5、日本機械学会論文集(A 編)55, 510(1989)312.
- [50] A.J.Fletcher and A.B.Soomro, *Material Science and Engineering*, 82(1986)101.
- [51] K.Mizuno, K.Miyazawa and T.Suga, *Journal of the Faculty of Engineering, The University of Tokyo*, Vol. XXXIX, 4(1988)401.
- [52] T.Yamada, K.Yokoi and A.Kohno, *Journal of Material Science*, 25(1990)2188.
- [53] 岡本、菅沼、日本複合材料学会誌、12, 4(1986)177.
- [54] 寺崎、平居、瀬尾、溶接学会論文集、6, 2(1988)284.
- [55] V.L.Hein and F.Erdogan, *Int. J. Frac. Mech.*, 7, 3(1971)317.
- [56] A.G.Evans and M.Ruhle, *Mat. Res. Soc. Sym. Proc.*, 40(1985)153.
- [57] H.D.Bui and S.Taheri, *C. R. Acad. Sci. Paris*, t.309, II, (1989)1527.
- [58] C.H.Hsueh and A.G.Evans, *J. Am. Ceram. Soc.*, 68, 5(1985)241.
- [59] K.Suganuma, T.Okamoto and K.Kamachi, *J. Mater. Sci.*, 22(1987)2702.
- [60] D.B.Bogy, *J. Appl. Mech.*, 35(1968)146.
- [61] D.B.Bogy, *Int. J. Solids and Struct.*, 6(1970)1287.
- [62] D.B.Bogy, *J. Appl. Mech.*, 38(1971)377.
- [63] D.B.Bogy, *J. Appl. Mech.*, 38(1971)911.
- [64] D.B.Bogy, *J. Appl. Mech.*, 42(1975)93.
- [65] D.B.Bogy, *Int. J. Engrg. Sci.*, 11(1973)985.
- [66] J.Dunders, *J. Appl. Mech.*, 36(1969)650.
- [67] J.Dunders, *J. Composite Materials*, 1(1967)310.
- [68] D.Vasilopoulos, *Engrg. Fract. Mech.*, 37, 4(1990)839.
- [69] W.C.Carpenter and C.Byers, *Int. J. Fract.*, 35(1987)248.
- [70] M.Shibui et al., *Proc. Fusion Engrg.*, Noxville, Oct.(1991)368.
- [71] 洪井、他 7、日本機械学会第 69 期全国大会講演論文集、Vol.A,No.910-62(1991)250.
- [72] 佐藤、小林、荒居、日本機械学会論文集、A, 57 卷 543 号(1991-11)2702.
- [73] J.D.Whitcomb, I.S.Raju and J.G.Goree, *Computers & Structure*, 15, 1(1982)23.
- [74] M.Naka, *Journal of Advanced Science*, 2, 1(1990)5.
- [75] 河野、山田、横井、日本金属学会講演概要、95(1984)262.
- [76] 山田、機械の研究、40, 1(1988)124.

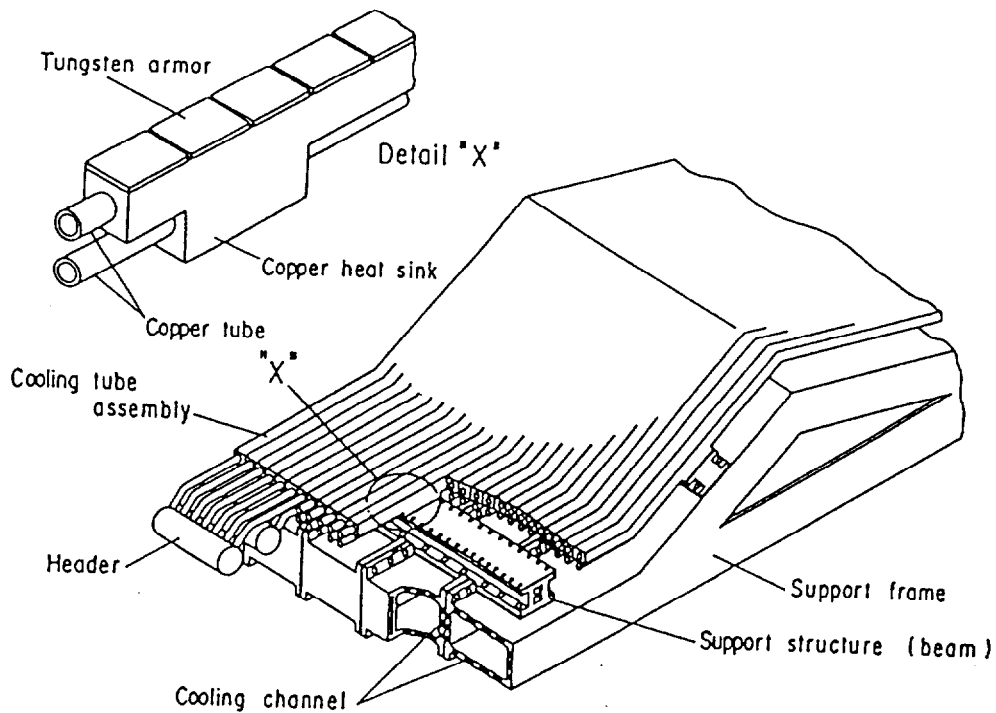
- [77] 羅芳毅、小林英男、佐藤拓哉、機械学会論文集 (A 編) 60 卷 569 号(1994-1)59.
- [78] 菅沼、岡本、日本溶射協会誌、22, 2(1985)929.
- [79] T.C.Harrison, G.D.Fearenbough, Trans. ASME(1972)D.373.
- [80] 橋内、小林、成木、石塚、飯田、吉久、材料、36, 40(昭 62)1077.
- [81] J.F.Throop, Journal of Testing and Evaluation, 11, 1(1983)75.
- [82] 田中、堀、材料、27, 299(昭 53)786.
- [83] 大路、小倉、原田、入江、安達、材料、28, 304(昭 54)67.
- [84] N.Tachikawa et al., Proc. 13th Sympo. Fusion Engrg., Knoxville(1989)662.
- [85] 田中、堀、日本機械学会論文集(A 編)47, 414(1981)131.
- [86] 雀部、岡根、溶接学会論文集, 3, 1(1985)31.
- [87] R.W.Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John. Wiley(1976)595.
- [88] S.S.Wang et al., Int. Jour. Of Fract. 19(1982)295.
- [89] F.Erdogan et al., Journal of Basic Engineering, 85(1963)519.
- [90] 結城、北川 他 2、日本機械学会論文集、51, 469(昭 60-9)2057.
- [91] J.R.Rice and G.C.Sih, J. Appl. Mech. 32(1965)415.
- [92] 山崎、結城、北川、日本機械学会論文集、52 卷 476 号、A(1986)963.
- [93] 結城、許、生産研究、42 卷 8 号(1990)508.
- [94] 結城、曹、日本機械学会論文集、55 卷 510 号、A(1989)340.
- [95] S.K.Chan, I.S.Tuba and W.K.Wilson, Engrg. Fract. Mech. 2(1)(1970)77.
- [96] G.G.Trantina, J. Composite Mater. 6(April 1972)192.
- [97] A.F.Mak, L.M.Keer, S.H.Chen and J.L.Lewis, J. Appl. Mech. 47(June 1980)347.
- [98] S.G.Sawyer and R.B.Anderson, Engrg. Fract. Mech. 4(1972)605.
- [99] SAE, Fatigue Design Handbook, (1968)
- [100] 太田、佐々木、各種アーク溶接法による溶接構造用高張力鋼溶接継手の疲れき裂伝播特性、金材技研疲れデータシート資料 3、金属材料技術研究所(1984)26.
- [101] K.Walker, ASTM STP, 462(1970)1.

Table 1-1 Design specifications of divertor plate for the FER
and ITER Tokamaks

	FER	ITER
Heat Load		
Normal Operation		
Heat Flux	2 MW/m ²	5 MW/m ²
Burn Time	2000 sec.	1000 sec.
No. of Cycles	1.6 x 10 ⁴	5 x 10 ⁴
Off-normal Operation		
Heat Flux	-	20 MW/m ²
Duration Time	-	10 sec.
Plasma Disruption		
Deposition Energy	3 MJ/m ²	10-100 MJ/m ²
Duration Time	x 5 msec.	x 1-10 msec.
No. of Cycles	300	3000
Particle Load		
Particle Energy		
Electrons	30 eV	20 eV
Ions	135 eV	40 eV
Ion Composition	0.475D-0.475T-0.05He	0.5D-0.5T-0.2He
Ion Flux(atoms/m ² sec)	1.1 x 10 ²³	1.5 x 10 ²³
Neutron Wall Loading	0.88 MW/m ²	0.6-1.0 MW/m ²



(a) Vertical cross-section of FER Tokamak.



(b) FER divertor structure

Fig. 1- 1 Vertical cross-section of Fusion Experimental Reactor(FER) Tokamak and its divertor structure.

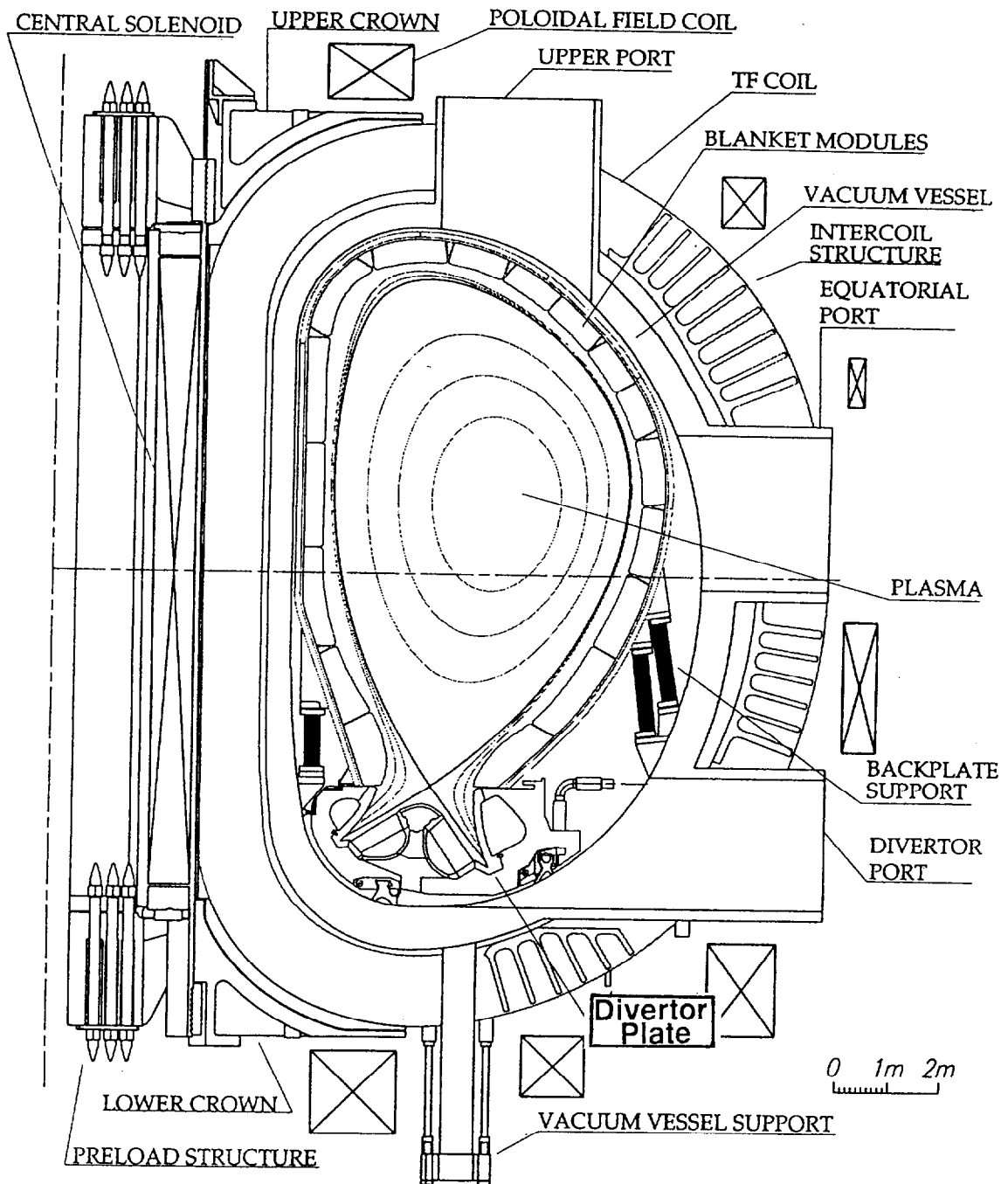


Fig. 1- 2 Vertical cross-section of International Thermonuclear Experimental Reactor(ITER) Tokamak.
 Divertor is installed at lower part inside vacuum vessel.

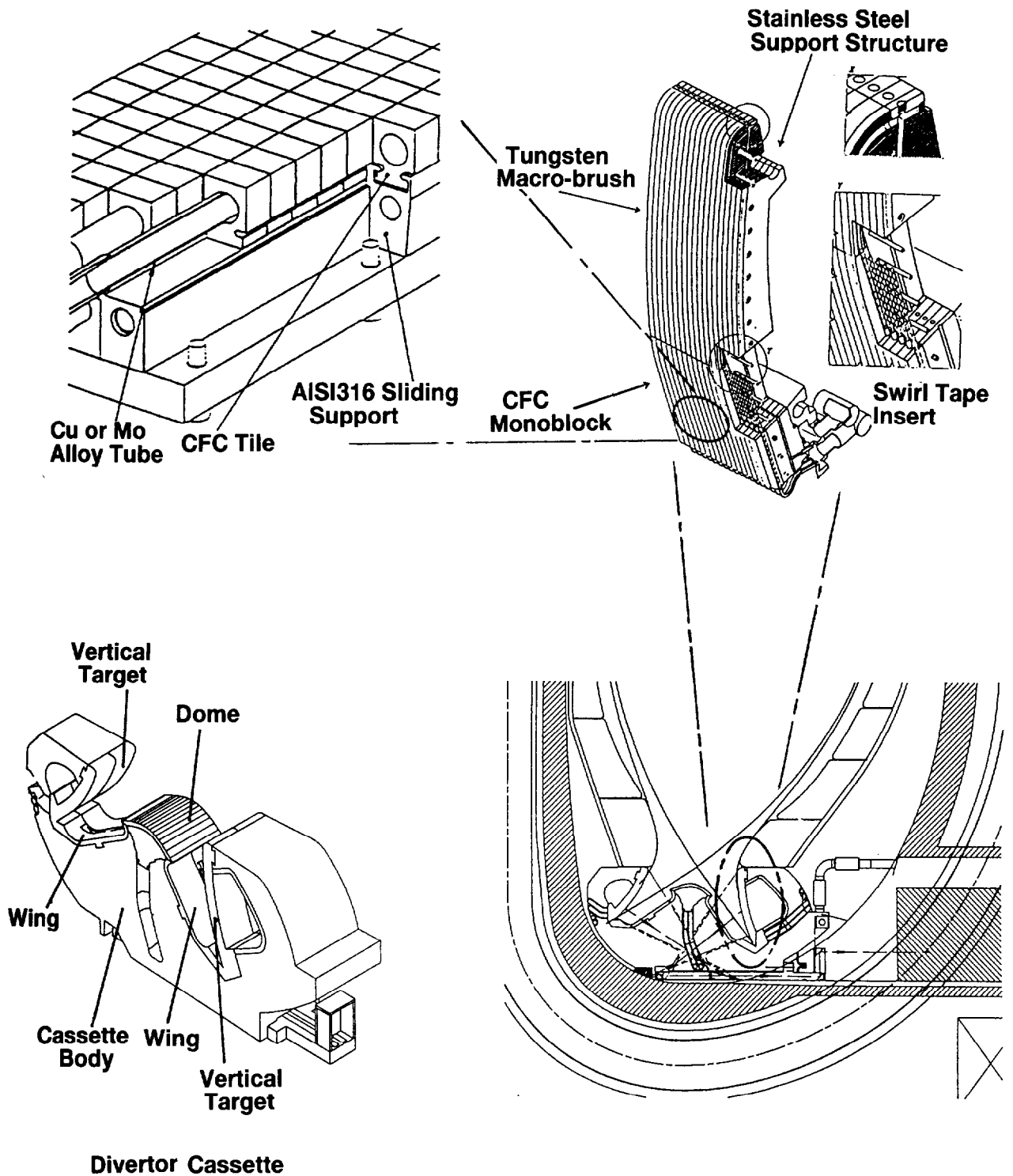


Fig. 1- 3 Schematic view of divertor cassette and plasma facing components for the ITER Tokamak.

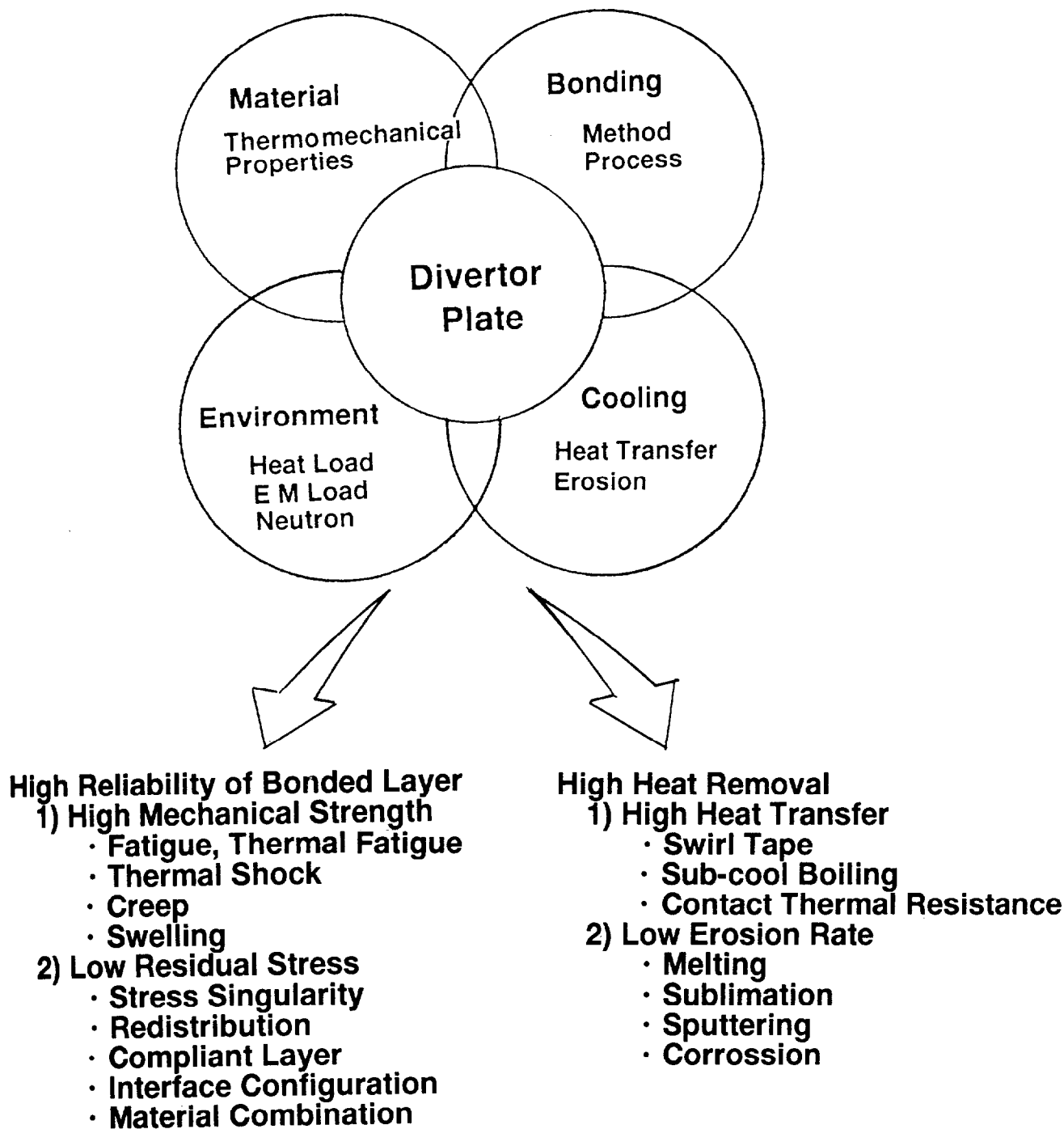


Fig. 1- 4 Schematic diagram on structural R&Ds in divertor development.

第2章 タングステン・銅接合体の残留応力

2.1 緒言

ダイバータ板は繰り返しの高熱負荷や高粒子負荷の環境に曝されるため、これに耐えられるアーマ材料とこれらの熱負荷を除熱出来る熱伝導性の高い熱シンク材で構成される必要がある。グラファイトや CFC (炭素繊維複合材) と並んで、高原子番号金属のタングステンはその高融点、比較的高い熱伝導率、低いスパッタリング損耗率などの優れた特性を有しているため、周辺プラズマ温度の低い領域ではダイバータのアーマ材料として有力な候補材の1つである [1-3]。一方、熱シンク材としては金属の銅または銅合金が熱伝導性、市販性、加工性の点で最も優れた材料である。タングステン・銅 (W-Cu) 接合構造は 80 年代に日本原子力研究所で設計検討された核融合実験炉 FER [4]、現在国際協力で開発計画が進められている国際熱核融合実験炉 ITER(International Thermonuclear Experimental Reactor) [5-6] のダイバータ板構造の候補材として考えられている。

W-Cu の冶金的接合構造では、両部材の線膨張係数の差による接合界面近傍の残留応力が、接合界面の熱的、機械的な性能の劣化へ重大な影響を及ぼす可能性があるため、ダイバータ板で使用される接合構造材の残留応力の評価検討は構造設計上重要な問題である。ここでは、タングステン円板を銅熱シンク材にろう付け接合した試験体の接合過程で発生した残留応力を歪みゲージ法で測定するとともに、有限要素法による熱弾塑性応力解析結果と比較評価した。また、熱弾塑性応力解析を通して、W-Cu 接合体の形状・寸法の発生残留応力への影響、接合時の冷却過程における銅材の塑性変形の進展、多層・単一接合界面構造と残留応力、接合材料の組み合わせと残留応力および残留応力低減と接合端部形状の最適化などについて討論する。

2.2 供試試験体

供試試験体は板厚 5 mm、直径 30mm の高純度タングステン(W)円板を直径 30mm、板厚 20mm の無酸素銅(OFCu)の熱シンクブロックにろう付けしたタングステン・銅接合体で構成される。Table 2-1 に使用した W 材および無酸素銅の化学成分を示す。W 板は、Fig.2-1 に示すように、高温焼結成形した後、約 1500℃で、50%熱間高速鍛造

圧延により製造された平板を、ワイヤカットで所定の外径に切断し、その後機械研磨によって5 mm厚さに仕上げたW板を用いた。一方、冷却材側の銅材は丸棒のOFCuをろう接合温度の850℃—30分で焼鈍した後、接合時熔融ろう材のプールを保持し易い様に、W板外径より10%程度大きい外径形状に、厚さ20 mmの円筒形状に機械加工した。Table 2-2 に使用したW及び銅材の室温における機械的特性を示す。ろう接合はチタン入り銀ろう箔数枚を厚さ50 μm重ね、真空(10⁻⁵Torr)環境にて850℃—15分間にて接合を行った。Table 2-3 に試験体製作におけるろう接合条件を示す。又、Fig. 2-2 にろう接合時の温度条件を示す。接合時残留応力の接合試験体の形状寸法効果を調べる目的でサイズの異なる5形状接合試験体を製作した。Fig. 2-3 に接合試験体の形状寸法を示す。ここで、試験体番号数値は上2桁がW板の直径(mm)を表し、下2桁が銅熱シンク材の板厚(mm)を示す。銅熱シンク材ブロックの直径はタングステン板直径より若干(10%程度)大きめの値を選定した。これは、タングステンと銅を均一に接合するため接合時にろう材の熔融層を接合面端部周辺に一様に維持しなければならないためである。

なお、残留応力測定後、接合体中央部で切断・研磨し、接合部断面組織を観察した。Fig. 2-4 に試験体GD3020の接合部断面組織を示す。各断面のWとCu間の斑な白色部分は、Ag-Cuの共晶組織である。Cu側の黒っぽい部分は、CuにAgが固溶した固溶体でろう接合時にろう材によってCu母材が溶解した部分である。ろう接合層厚さの測定から、ろう層(斑な白色部)は20-40 μmの厚さで、ろう層+黒色部(Cu母材溶解部)の厚さは40-60 μmであった。いずれの接合試験体についても健全なろう接合状態を呈していた。

2. 3 残留応力測定方法と結果

2. 3. 1 残留応力測定方法

残留応力は歪みゲージ法を用いて測定した。歪みゲージによるW表面と側面の残留応力測定は、Wの耐力が銅材よりもかなり高いため、ろう接合過程でWの塑性変形が生じないという前提条件のもとで、銅側を分割分離してWの巨視的な残留応力を3軸及び集中歪みゲージによって測定した。使用した機材と物性値をTable 2-4とTable 2-5に示す。Fig. 2-5 にタングステン板の表面及び側面に歪みゲージを貼り付けたW-Cu接合

体試験片を示す。タングステン表面には、表面の半径方向及び周方向残留応力計測を目的に、中央点と接合端部へ向けて異なる半径位置（ $2R/D=0.0, 0.33, 0.60, 0.83$ ）にゲージ長1 mmの3軸ゲージを貼り付けた。又、接合面端部近傍の軸方向及び周方向残留応力計測を目的に、W 側面には接合面端部から表面へ向けて、ゲージ長 0.15 mmの単軸5連ゲージを貼り付けた。ゲージ貼り付け後、接合面に沿って銅側 0.5 mmをワイヤカッターで切断し、W 表面の歪みゲージの指標の変化から残留歪みを計測し、W 材のヤング率及びポアソン比（Table 2-5 参照）を用いて残留応力を算出した。

なお、ろう接合による W 表面の変形と残留応力分布は直接的な関係にあるので、ろう接合前後の W 表面の変形量を測定し、ろう接合による W 表面の変形挙動を調査した。使用した測定器は万能三次元測定器（ドイツ、カールツァイス社製の UMC-S-850-1200）で、触針方式で $0.5 \mu\text{m}$ までの測定が可能である。

2. 3. 2 残留応力測定結果

試験体に歪ゲージを貼付け、2—3 時間後に初期歪を測定するが、この測定時の温度と Cu 分離切断後の歪測定時の温度差が大きい場合には、W と Cu の線膨張係数の差に起因した見掛け歪が発生し、測定精度が悪くなる。このため、ダミー用 W-Cu 接合体を用い、温度差と W 表面中央部の見掛け応力の測定を行った。温度差が 5°C のとき 30MPa の応力が W 表面中央に発生する。測定結果より、見掛けの発生応力 $\Delta\sigma$ と温度差 ΔT の関係は線形関係にあるので、板曲げ変形を無視したバイメタルの考え方で近似すると、

$$\begin{aligned} \Delta\sigma &= (17.5 \times 10^{-6} - 5 \times 10^{-6}) \times 4.1 \times 10^{11} \times \Delta T \text{ (Pa)} \\ &= 5.1 \times \Delta T \text{ (MPa)} \end{aligned} \quad \dots\dots\dots (2-1)$$

となる。歪ゲージ法による残留応力測定では、測定時の温度差による見掛け歪（応力）が生じるため、出来るだけ初期歪測定と最終の残留歪測定時の室温が同一になる様に注意して行った。

(1) W 表面の残留応力

Table 2-6 に接合残留応力の計測に用いた各種 W-Cu 接合試験体番号及び試験体形状寸法と W 中央表面残留応力の計測結果及び解析結果との比較をまとめて示す。Fig. 2-

6はW径が12, 25, 30, 40mm, Cuの厚さがいずれも20mmのときのW表面残留応力分布を示す。又、Fig. 2-7にW径30mm、Cu側の剛性を変えたときのW表面残留応力分布を示す。W板の曲げ剛性よりもCu側の剛性が大きい場合には、W板の曲げ変形が拘束されるため、曲げ応力支配型の残留応力は発生しにくくなり、膜応力支配型になる。Fig. 2-8はW表面中央部の最大応力とW径の関係を表した図である。W表面中央の残留応力はW径の3乗に比例することが分かる。W表面に生ずる残留応力はW板に作用する曲げ応力と膜応力の和で表される。

(2) W外周面の残留応力

W外周部の残留応力は、接合部の強度・寿命と密接に関連する。特に接合端部は応力の特異点であるため、解析値との対応性の検討が必要である。このため、W径が30mm、Cuの厚さが20mmのW-Cu接合体の接合界面近傍の残留応力を円周方向と軸方向について測定した。Fig. 2-9は、接合端部の円周方向の応力分布を、Fig. 2-10は軸方向の応力を示す。円周方向応力は、接合部から0.5mm以上の領域では接合部からの距離と直線関係にあり、接合部近傍は圧縮残留応力状態にある。これは、Cu側の熱収縮によってW側に圧縮の膜応力が生じるためである。一方、Cuの収縮に伴って剪断力の集中が接合部近傍に生じるために、軸方向の残留応力が集中する。接合部から0.5mm以内では、さらに著しい残留応力の集中が生じているものと思われる。

(3) 簡便的残留応力評価法

残留応力の解析は特別な場合を除いて弾塑性変形問題になる。接合時の残留応力解析では、材料定数が温度の関数となるため、温度に対して陽な形での解を得ることは難しく、計算機によるシミュレーションが最小限必要と考えられる[7]。始めに、Fig.2-11に示すバイメタルの考え方に基づく弾性材料(第1層:W材、第2層:銅材)変形の2層モデルを考える。ここでは、1層と2層の層方向に平行な残留応力成分を求める。1,2層接合界面端部の応力集中については別途FEMで求めるものとする。そこで、1層と2層の界面における歪み量が等しい条件から増分形式の以下の式(2-2)が成立する。

$$\alpha_1 \Delta T - \Delta \epsilon_{t1} - \Delta \epsilon_{b1} = \alpha_2 \Delta T + \Delta \epsilon_{t2} + \Delta \epsilon_{b2} \quad \dots\dots\dots (2-2)$$

ここで、

$$\Delta \epsilon_{t1} = \frac{1 - \nu_1}{E_1} \cdot \Delta \sigma_1, \quad \Delta \epsilon_{t2} = \frac{1 - \nu_2}{E_2} \Delta \sigma_2$$

$$\Delta \epsilon_{bi} = \Delta \left(\frac{1}{R} \right) \cdot \frac{h_i}{2}, \quad i=1,2, \quad R_1 \doteq R_2 = R$$

ここで、 $\alpha, \varepsilon, \nu, E, h$ は各々線膨脹係数、歪み量、ポアソン比、縦弾性係数、層板厚を示し、添字 1,2 は層番号(1:W, 2:Cu)を、添字 t,b は引張、曲げを各々示す。

$$\text{軸方向荷重は等しいから、 } P_1 = -P_2 \rightarrow \Delta\sigma_1 h_1 = -\Delta\sigma_2 h_2$$

また、モーメントの釣り合いから以下の式が成立する。

$$\Delta M_1 + \Delta M_2 = \Delta\left(\frac{1}{R}\right) \cdot \left(\frac{E_1 h_1^3}{1-\nu_1} + \frac{E_2 h_2^3}{1-\nu_2}\right) = \frac{1}{2} h_2 (h_1 + h_2) \Delta\sigma_2 \quad \dots\dots\dots (2-3)$$

式(2-2)、(2-3)より、 $\Delta\sigma_2, \Delta(1/R)$ を求めると以下の式になる。

$$\Delta\sigma_2 = \frac{E_2}{1-\nu_2} \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T \cdot \frac{1}{S_t} \quad \dots\dots\dots (2-4)$$

$$\Delta\left(\frac{1}{R}\right) = \left(\frac{1-\nu_1}{E_1}\right) 6h_2 (h_1 + h_2) \nu_{12} / (\nu_{12} h_1^3 + E_{12} h_2^3) \cdot \Delta\sigma_2 \quad \dots\dots\dots (2-5)$$

$$S_t = \frac{3h_2 (h_1 + h_2)^2 \nu_{12}}{\nu_{12} h_1^3 + E_{12} h_2^3} + \nu_{12} E_{12} + h_{12}$$

$$\nu_{12} = \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1}, \quad E_{12} = \frac{E_2}{E_1}, \quad h_{12} = \frac{h_2}{h_1}$$

が得られる。弾性解析では式(2-4)と式(2-5)とをシミュレーションによって解く。

次に、第2層：銅材を弾塑性材料とし、割線剛性法による銅材の弾塑性特性を見掛けの縦弾性係数 E_2' を用いた、簡易弾塑性モデルで近似すると、 E_2' は以下のように表せる。

$$E_2' = 1 / (1/E_2 + (1 - \sigma_{2y} / \sigma_2) / F_2) \quad \dots\dots\dots (2-6)$$

ここで、 σ_{2y} は第2層：銅材の降伏応力を、 F_2 は銅材の歪硬化係数を示す。

第2層：銅材を板厚方向に n 層($n=10$)の分割にして銅材各層の見掛けの縦弾性係数 E'_{2i} を用いて、式(2-2)、(2-3)を書き直すと、式(2-7)および(2-8)になる。

$$\alpha_1 \Delta T - \frac{1-\nu_1}{E} \cdot \frac{h_2}{h_1} \Delta\sigma_2 - \Delta\left(\frac{1}{R}\right) \frac{h_1}{2} = \alpha_2 \Delta T + \frac{1-\nu_2}{E_2} \Delta\sigma_2 + \Delta\left(\frac{1}{R}\right) \frac{h_2}{2} \quad \dots\dots\dots (2-7)$$

$$\Delta M_1 + \Delta M_2 = \Delta\left(\frac{1}{R}\right) \cdot (D_1 + D_2) = \frac{1}{2} h_2 (h_1 + h_2) \Delta\sigma_2 \quad \dots\dots\dots (2-8)$$

$$\text{ここで、 } \overline{E_2} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n E'_{2i}, \quad E'_{2i} = 1 / (1/E_2 + (1 - \sigma_{2y} / \sigma_{2i}) / F_2), \quad D_1 = \frac{E_1 h^3}{12(1-\nu_1)}$$

$$D_2 = \sum_{i=1}^n \frac{E'_{2i}}{3(1-\nu_2)} \cdot \left\{ \left(-\frac{h_2}{2} + i \frac{h_2}{n}\right)^3 - \left(-\frac{h_2}{2} + (i+1) \frac{h_2}{n}\right)^3 \right\}$$

式(2-7), (2-8)より、 $\Delta\sigma_2 = (\alpha_1 - \alpha_2)\Delta T / S_{i2}$ (2-9)

ここで、 $S_{i2} = \frac{1-\nu_1}{E_1} \cdot \frac{h_2}{h_1} + \frac{1-\nu_2}{E_2} + \frac{1}{4} \cdot h_2(h_1 + h_2) / (D_1 + D_2)$

弾塑性解析では式(2-8)と式(2-9)を材料定数 $\alpha, \nu, E, \sigma_y, F_2$ を温度の関数として、シミュレーションによって解く。ここで、W および Cu の材料定数、Cu の弾塑性応力—歪曲線は後述する FEM 解析で用いた値、Table 2-7 および Fig.2-12 のデータを用いた。但し、銅材の歪硬化係数 F_2 については、歪み範囲 0—1% の領域で直線で近似した。 ΔT を 650℃→20℃まで順次温度降下した時の 2 層の断面内残留応力分布を求めると Fig.2-11 の様な結果となる。また、Fig.2-11 には後述する FEM による残留応力解析結果（軸対称モデルの中心軸上の σ_R の板厚方向分布）を合わせて示す。簡易解析結果と FEM 解析結果との比較では、残留応力の分布傾向は良く一致したが、応力値は約 2—3 倍簡易解析結果が高く見積もられた。簡易解析では、W, Cu 梁の幅方向の応力分布や塑性領域の広がりを一様に仮定した平面応力解析のため、力の釣り合いやモーメントの釣り合いで FEM での軸対称モデルより過大に評価されるためである。

2. 3. 3 試験結果および FEM 解析結果の比較

(1) 接合体の熱弾塑性解析条件

歪みゲージ法で求められた接合時の残留応力値との比較検討を目的に W-Cu 接合体の FEM 熱弾塑性解析を行った。Table 2-7 に解析に用いたタングステン及び無酸素銅の各温度における機械的材料物性値を示す [8-9]。タングステンは接合過程では弾性特性材料として挙動し、又、銅材はクリープ挙動のない弾塑性特性材料として扱った。Fig. 2-12 に無酸素銅の各温度における応力—歪み曲線を示す [10]。解析は、汎用熱弾塑性構造解析コード「ABAQUS」を用いて行った [11]。なお、解析における接合体の応力フリー温度を 650℃と仮定した。Fig. 2-13 にタングステン・銅接合体の軸対称モデルおよび接合体の全体変形を示す。又、Fig. 2-14、Fig. 2-15 に W-Cu 接合体の残留応力分布を半径方向応力成分 σ_R 、軸方向応力成分 σ_z 、周方向応力成分 σ_θ 、剪断応力成分 τ_{RZ} について示す。

(2) W 表面残留応力の比較

タングステン板直径 30 mm で銅熱シンク材板厚 h が 10 mm, 20 mm の試験体 # GD3010、# GD3020 について、接合後のタングステン板表面の軸方向残留変形量 δ 、即ち、タングステン板表面の半径方向各部における反り返り量を Fig. 2-16 に実験値と解析結果を比較して示す。又、試験体 # GD3020 のタングステン板表面の残留応力値を Fig. 2-17 に実験値と解析結果を比較して示す。軸方向残留変形量 δ は比較的良い精度で実験値、解析値は一致し、残留応力分布では半径方向応力成分、周方向応力成分とも実験値が解析値より 10—15% 程度高めの結果がでていますが分布傾向は良く一致した。

Fig. 2-18 は各種接合試験体の形状寸法が試験体タングステン表面中心の残留応力に及ぼす効果を実験結果と解析値の比較でまとめたものである。横軸は銅熱シンク材厚さ t_c のタングステン板直径 D に対する比、 t_c/D である。タングステン表面中心の残留応力は、 t_c/D の増加とともに減少している。残留応力への試験体サイズ効果は $t_c/D < 1$ の領域で大きく、 $t_c/D > 1$ の領域で小さい。これは、タングステン板の曲げ変形が $t_c/D < 1$ の領域、即ち、銅熱シンク材の厚い、曲げ剛性の高い領域で効果的に拘束されるためである。残留応力の曲げ応力成分は $t_c/D < 1$ の領域で膜応力成分以上に支配的であることが分かる。

(3) W 側面の残留応力の比較

一方、試験体 # GD3020 のタングステン側面の接合面近傍の残留応力の軸方向応力成分及び周方向応力成分について実験値と解析値の比較を Fig. 2-19 に示すが、両者とも応力の分布傾向及び応力値とも良く一致する結果となった。しかし、接合面近傍の解析応力値は、接合端部の自由端形状とそれに伴う端部応力集中のため [12]、軸方向応力成分及び周方向応力成分とも接合端部近傍の分割要素サイズに非常に敏感に影響されることが分かる。

一般に、異種接合体の接合面端部における熱応力は特異性を示す [12-15]。残留熱応力解析における接合面端部応力への端部分割要素サイズの効果を検証するために、接合面端部近傍の FEM 分割要素サイズを変えて追加の残留応力解析を実施した。Fig. 2-20 に接合面端部近傍の最小要素サイズと残留応力の関係を示す。タングステン表面中央点の残留応力は要素サイズの大きさに関係なくほぼ一定の応力値を示したのに対し、タングステン側面の軸方向応力成分 σ_z 、周方向応力成分 σ_θ とも要素サイズの大きさに非

常に敏感に影響し、接合面端部で応力、歪み集中の大きいことが分かった。また、弾塑性解析においても接合面端部応力は特異性を示すことが報告されている [16]。

従って、解析結果は、残留変形量及び残留応力とも実験結果と良く一致し、有限要素法を用いた熱弾塑性解析による、接合体の残留応力評価法の妥当性が検証された。

2. 4 接合体残留応力の熱弾塑性解析と考察

ここでは、FEM 熱弾塑性解析をベースに W-Cu 接合体の銅部塑性領域の進展挙動や他のアーマ材料と銅材の接合体の残留応力、冷却管を含む接合体接合面形状と残留応力、接合体端部形状効果、残留応力低減と接合端部形状の最適化等について検討した。

2. 4. 1 銅部塑性領域の進展

Fig. 2-21 に熱弾塑性解析による、試験体 # GD3020 の接合冷却過程 ($650^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$) における各温度の銅熱シンク材内の塑性変形領域の変化を示す。銅熱シンク材内の塑性変形領域は、最初は接合面近傍領域から生じ、次に銅の底部中央部から上部外周方向に向けて進展する。銅熱シンク材の中心部と底部外周部は弾性領域のままで残される [17]。

同様に、銅熱シンク材厚さ t_c のタングステン板直径 D に対する比の異なる 5 種類の接合体形状について $650^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$ への接合冷却過程を熱弾塑性解析を実施し、冷却終了時 (20°C) の銅熱シンク材内の塑性変形領域を評価した。直径に対する銅部の板厚比 t_c/D が大きい試験体 # GD1220 (直径 12.5mm, 銅板厚 20mm) では、銅部の塑性変形は接合面近傍領域のみ生じ、銅底部には生じなかった。接合冷却過程における銅熱シンク材底部の塑性変形は接合試験体のサイズに依存し、試験体形状によって銅部塑性変形パターンが異なる。Fig. 2-22 は各種接合試験体の形状寸法、 t_c/D と銅熱シンク材の全体厚さに対する接合面側の有効塑性変形厚さ比、 t_y/t_c の関係を示す。有効塑性変形厚さ t_y は t_c/D の増加とともに減少する。

2. 4. 2 多層・単一接合構造形状と残留応力

ダイバータ板への適用を従来から提案されている多層構造の、フラット型接合構造は構造、製作が簡易であるが接合端部が自由端形状となるため、接合端部に応力特異性を示す [12-16], [18]。アーマ・銅熱シンク材のろう接合において、接合面端部に発生する残留応力の低減は接合体の強度設計では非常に重要な項目であり、特に、接合面に

垂直な応力成分 σ_N は接合界面の端部剥離、クラック発生の主要因の1つと考えられ、接合体健全性の観点から σ_N を低減する必要がある。一方、単一構造とされるモノブロック型接合構造は、接合端部に応力特異性を回避し、 σ_N を低減する構造形状として有望な接合形状とされる。アーマブロックに穴加工し、銅冷却管をアーマの穴に通してろう接合する構造であり、接合面が閉じた形状で接合端部の無い接合構造である [19] , [20] 。フラット型とモノブロック型の中間的形状であるサドル型接合構造とともに、近年、ダイバータ板への適用が提案されている [21] 。ここでは、接合端部に生じる接合面に垂直な残留応力成分 σ_N に注目して、銅冷却管を含む等方性黒鉛（東洋炭素製、IG430U）の3接合形状、フラット型、モノブロック型、サドル型の接合構造について、製作性、分解修理性ととも、残留応力に対する比較検討を行った。Table 2-8 に解析に用いた等方性黒鉛の機械的特性値を示す [18] 。又、Fig. 2-23 に比較検討した3接合形状の FEM 平面応力解析モデルを示す。3接合形状の断面内残留応力分布をそれぞれ Figs.2-24, 2-25, 2-26 に示す。モノブロック型接合構造では、両応力成分 σ_N 、 σ_P とも接合界面に沿って大きな応力値の変化はなく、最大応力値は各々7MPa, -20MPa となった。これに対し、フラット型、サドル型接合構造は接合端部近傍で両応力成分 σ_N 、 σ_P とも著しい変化があり、最大応力値はフラット型で 44MPa, -10MPa, サドル型で 13MPa, -7MPa となった。接合部の機械強度面からは確かにモノブロック型構造が低残留応力で好ましいが、アーマ部と冷却管がリンクした構造のため接合施工性、アーマの交換性の点からは、他の接合構造に比して好ましくない。Table 2-9 に上記3接合構造を構造強度、接合施工性、アーマの交換性の観点から比較検討した結果を示す。その結果、サドル型接合構造は適度な機械的強度を持ち、且つアーマ部と冷却管がリンクしない構造のため、接合施工性、アーマの交換性の点からも有利であるので、3接合構造の中では最もダイバータ板への適用に妥当であると思われる。

2. 4. 3 ダイバータ板接合体幅寸法の最適化

前項では銅冷却管を含む等方性黒鉛と銅の接合体外形寸法、高さ、幅、冷却管径をほぼ同一にして、その接合端部近傍の残留応力を比較した。そこで、サドル型等方性黒鉛と銅の接合体の幅寸法をパラメータにして接合端部近傍の残留応力への影響を調査した。冷却管内径を 15mm と設定したため、接合体の幅寸法は 21, 25, 35mm にして接合

端部近傍の残留応力を比較した。Fig. 2-27 に接合構造体幅 w と接合端部近傍残留応力 σ の関係を示す。接合体幅 W の減少とともに残留応力も減少し、特に接合面に垂直な応力成分 σ_N は上記の接合体幅の領域では顕著な減少傾向を示す。一方、中央接合面に沿う銅冷却管外壁から黒鉛側面端の黒鉛部幅は等方性黒鉛の機械的強度や接合体製作性の観点から 3—5mm は必要とされる。従ってダイバータ接合体の幅寸法は接合面残留応力、黒鉛側面端の製作性から 25mm 程度が妥当な値と思われる。

2. 4. 4 接合体端部形状と接合端部残留応力の低減

これまで検討された接合体の端部形状は、接合端を中心にしてアーマ側、銅側とも 90° の角度で構成された形状である。そこで、接合端部の傾角、アーマ材傾角を 45° から 135° まで変えて接合端近傍の残留応力への上記傾角の及ぼす影響を解析評価した [22]。又、併せてアーマ材料を等方性黒鉛、タングステン、モリブデン合金に変え、これら 3 アーマ材料と銅熱シンク材との接合体について、上記アーマ材傾角の接合端近傍の残留応力への影響を調査した。Table 2-8 に解析に用いた等方性黒鉛（東洋炭素製、IG430U）、タングステン（東芝製、W-32）、モリブデン合金 TZM(Mo-0.5%Ti-0.1%Zr)、及び無酸素銅の機械的特性値を示す [18] , [20] , [23]。アーマ材は全て弾性材料、銅材は弾塑性材料として取り扱った。Fig. 2-28 にアーマ端部傾角を変えた解析モデルを示すが、解析の簡素化から冷却管を無視した軸対称接合構造で評価した。

(1) C-Cu 接合体

Fig. 2-29 に接合端部の黒鉛傾角 θ と接合端部近傍の残留応力（接合界面に垂直な応力成分 σ_N 、平行な応力成分 σ_P 、アーマ表面中央応力 σ_0 ）の関係を示す。アーマ表面中央応力 σ_0 は、端部傾角 θ に依らずほぼ一定の応力 5MPa であるが、平行な応力成分 σ_P は $\theta < 120^\circ$ の領域で圧縮応力、 $\theta > 120^\circ$ の領域で引張応力が生じているが、応力値は 30MPa から -60MPa で垂直応力成分 σ_N より低い。一方、垂直応力成分 σ_N は $\theta < 80^\circ$ の領域で圧縮応力、 $\theta > 80^\circ$ の領域で引張応力が生じている。最大値は $\theta = 120^\circ$ 近傍で 60MPa、最小値は $\theta = 45^\circ$ で -65MPa である。垂直応力成分 σ_N は接合端部のクラック初生、クラック進展の主要因と考えられるので、圧縮応力を示す領域ではクラックが閉じる方向にあるため望ましい。従って、等方性黒鉛・銅接合体の最適構造は接合端部傾角 $\theta = 45^\circ$ を成す形状と言える。Fig. 2-30 に等方性黒鉛・銅接合体の接合後

の接合端傾角と銅材の塑性変形領域の関係を示すが、接合面直下の銅材の塑性領域厚さは概ね傾角の増加とともに減少する傾向にある。

(2) W-Cu 接合体

Fig. 2-31 に接合端部の W 傾角 θ の接合端部近傍の残留応力（接合界面に垂直な応力成分 σ_N 、平行な応力成分 σ_P 、アーマ表面中央応力 σ_0 ）への影響を示す。アーマ表面中央応力 σ_0 は、端部傾角 θ に依らずほぼ一定の応力 100MPa であるが、平行な応力成分 σ_P は傾角 θ の増加とともに -180MPa から 50MPa まで緩やかに増加する。垂直応力成分 σ_N は $45^\circ < \theta < 135^\circ$ の全領域で引張応力が生じ、最大値は $\theta = 60^\circ$ 近傍で 370MPa、最小値は $\theta = 135^\circ$ で 60MPa である。それ故、タングステン・銅接合体の最適構造は接合端部傾角 $\theta = 135^\circ$ を成す形状と言える。

同様に、TZM-Cu 接合体について、接合端部傾角 θ の接合端部近傍の残留応力の関係の評価した。垂直応力成分 σ_N は $45^\circ < \theta < 135^\circ$ の全領域で引張応力が生じ、最大値は $\theta = 70^\circ$ 近傍で 350MPa、最小値は $\theta = 135^\circ$ で 50MPa であり、W-Cu 接合体の場合と同様な傾向を示した。それ故、TZM-Cu 接合体の最適構造接合端部傾角 $\theta = 135^\circ$ を成す形状と言える。

接合端部傾角 θ の接合端部近傍の残留応力の関係は、接合時にアーマ材に生ずる軸方向残留曲げ変形や残留曲げモーメントと関係がある。Fig. 2-32 は検討した C-Cu, W-Cu の各種アーマ材料と銅材の接合体のアーマの残留曲げ変形 δ と端部傾角の関係を示したものである。C-Cu では、 $\theta = 45^\circ$ で δ は最小、 $\theta = 135^\circ$ で最大になるが、W-Cu では $\theta = 45^\circ$ で δ は最大、 $\theta = 135^\circ$ で最小になる。このように残留曲げ変形 δ と残留曲げモーメント M は密接な関係にあり、その結果、端部残留応力の高低は接合端部に生ずる残留曲げモーメントの大きさに支配されると考えられる。

2. 4. 5 残留応力低減と接合端部形状の最適化

接合端部に生ずる残留応力で接合界面に垂直な応力成分は接合端き裂の初生やき裂進展の主要因を考えられる。このため、機械的信頼性の高い接合体の設計には、上記接合界面に垂直な残留応力成分 σ_N の低減が重要な課題である。前節で、C-Cu, W-Cu, TZM-Cu の各種アーマ材料と銅材の接合体において接合端部傾角 θ の垂直な残留応力成分 σ_N の低減との関係を調査した。その結果、C-Cu では $\theta = 45^\circ$ で、W-Cu 及び

TZM-Cu では $\theta = 135^\circ$ で端部残留応力成分 σ_N が最小になり、機械強度上これらの傾角を持つ形状が最適な接合形状となった。一方、前節で検討した C-Cu, W-Cu の各種アルミニウム材料と銅材の接合体は接合面の自由端を持つ形状であるため、弾性応力場では応力特異性をもつことが指摘されている。Fig. 2-33 は C-Cu, W-Cu 接合体に関し、弾性解析を通して接合端部の各種形状について応力特異性の大きさを計算した結果である [18], [24]。図より、C-Cu では $\theta < 60^\circ$ 、 $\theta \sim 120^\circ$ の領域で応力特異性は無く、 $\theta \sim 120^\circ$ で強い特異性を示す。又、W-Cu では、 $\theta \sim 60^\circ$ 、 $\theta > 120^\circ$ の領域で応力特異性は無く、 $\theta \sim 20^\circ$ で強い特異性を示す。C-Cu の最小残留応力値を示す接合端傾角 $\theta = 45^\circ$ 及び W-Cu の接合端傾角 $\theta = 135^\circ$ はいずれも Fig. 2-33 に示す応力特異性は無い領域である。

2. 5 結言

タングステン円板を銅熱シンク材にろう付けした各種接合試験体の残留応力を歪みゲージ法で計測し、FEM 熱弾塑性解析による結果と比較評価した。又、FEM 熱弾塑性解析をベースに、種々の接合体形状の残留応力の比較、接合体端部傾角と端部近傍残留応力の低減、残留応力低減と接合端部形状の最適化等について評価検討を行った。

その結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 解析結果は、銅熱シンク材のクリープ効果を考慮せずに解析したにも関わらず、残留応力及び残留変形量とも実験結果と良く一致し、有限要素法を用いた熱弾塑性解析による、接合体の残留応力評価法の妥当性が検証された。
- (2) タングステン表面の残留応力は、タングステン板直径 D に対する銅熱シンク材板厚 t_c の比 t_c/D の増加とともに減少する。試験体サイズのタングステン表面の残留応力への効果は $t_c/D < 1$ の領域で大きく、 $t_c/D > 1$ の領域でその効果は小さい。
- (3) 銅熱シンク材内の塑性変形領域は、最初は接合面近傍領域から生じ、次に銅の底部中央部から上部外周方向に向けて進展する。銅熱シンク材の中心部と底部外周部は弾性領域のままで残される。接合冷却過程における銅熱シンク材底部の塑性変形は接合試験体のサイズに依存し、試験体形状によって銅部塑性変形パターンが異なる。
- (4) タングステン表面中央点の残留応力は要素サイズの大きさに関係なくほぼ一定の

応力値を示したのに対し、タングステン側面の軸方向応力成分 σ_z 、周方向応力成分 σ_θ とも要素サイズの大きさに非常に敏感に影響し、接合端部で応力、歪み集中の大きいことを示した。

- (5) 銅冷却管を含む等方性黒鉛の3接合形状、フラット型、モノブロック型、サドル型の接合構造について、製作性、分解修理性ととも、残留応力に対する比較検討を行った。その結果、サドル型接合構造は適度な機械的強度を持ち、且つアーマ部と冷却管がリンクしない構造のため、接合施工性、アーマの交換性の点からも利点があるので、3接合構造の中では最もダイバータ板への適用に妥当であると思われる。
- (6) 接合端部の傾角、アーマ材傾角を 45° から 135° まで変えて接合端近傍の残留応力への上記傾角の及ぼす影響を解析評価した。又、併せてアーマ材料を等方性黒鉛、タングステン、モリブデン合金に変え、これら3アーマ材料と銅熱シンク材との接合体について、上記アーマ材傾角の接合端近傍の残留応力への影響を調査した。その結果、C-Cuでは $\theta = 45^\circ$ で、W-Cu及びTZM-Cuでは $\theta = 135^\circ$ で端部残留応力成分 σ_N が最小になり、機械強度上これらの傾角を持つ形状が最適な接合形状であることを明らかにした。
- (7) C-Cuの最小残留応力値を示す接合端傾角 $\theta = 45^\circ$ 及び W-Cuの接合端傾角 $\theta = 135^\circ$ は、いずれも弾性解析による応力特異性固有値解析結果の応力特異性の無い領域に入ることを示した。

第2章の参考文献

- [1] Report of INTOR Workshop, Phase Two A, Part I, IAEA,(1983)225.
- [2] Report of INTOR Workshop, Phase Two A, Part II, IAEA(1986)125.
- [3] Report of INTOR Workshop, Phase Two A, Part III, IAEA(1988)427.
- [4] T.Tone et al., Fusion Technol. 8(1985)214.
- [5] T.Kuroda et al., ITER plasma facing components, ITER documentation series no. 30, IAEA, Vienna, 1990.
- [6] TECHNICAL BASIS FOR THE ITER INTERIM DESIGN REPORT, COST REVIEW AND SAFETY ANALYSIS, IAEA, 1996.
- [7] R.P.Shelton, High Temp. Technology, 8-2(1990)75.
- [8] 武藤, 竹田、永田、材料、第 39 卷、第 454 号(1991)1424.
- [9] 武藤, 市川、永田、材料、第 40 卷、第 445 号(1990)882.
- [10] K.Kitamura, K.Nagata, M.Shibui, T.Fuse, N.Tachikawa, M.Akiba, M.Araki and M.Seki , Fusion Engrg. Des., 18(1991)173.
- [11] ABAQUS USER'S MANUAL, Ver. 4.6, Karlson & Sorensen, Inc.(1987)
- [12] D.B.Bogy, J. Appl. Mech., 35(1968)146.
- [13] J.D.Whitcomb et al., Comput. Struct.(1)(1982)23.
- [14] K.Mizuno et al., Journal of the Faculty of Engineering, The University of Tokyo(B), Vol. XXXIX, No. 4(1988)401.
- [15] V.L.Hein and F.Erdogan, Int. J. Fracture and Mech. 7(3)(1971)317.
- [16] 佐藤拓哉、小林英男、荒居善雄、機械学会論文集 (A 編) 57 卷 543 号(1991-11)2702.
- [17] 古口 他、機械学会論文集 (A 編) 55 卷 520 号(1989-12)2527.
- [18] M.Shibui, K.Kitamura, K.Nagata, T.Fuse, N.Tachikawa, Proc. 14th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1991)368.
- [19] Sandia National laboratory Report(1989)52.
- [20] I.Smid, M.Akiba, M.Araki, S.Suzuki and K.Satoh, JAERI-M 93-149, July(1993).
- [21] M.Akiba and R.D.Watson, Elsevier Science Publishers B.V., IAEA(1993)455.

- [22] K.Kitamura, K.Nagata, M.Shibui, N.Tachikawa and M.Araki, J. Nucl. Mater., 258-263(1998)275.
- [23] Metallwerk Plansee Documentation.
- [24] 渋井、喜多村、永田、布施、立川、秋場、荒木、鈴木、日本機械学会第69回秋季講演会前刷集、No.910-62, Vol.A, Oct.(1991)250。

Table 2-1 Chemical compositions of Tungsten(W32) and Oxygen Free Copper(OFCu)

Material	W (Wt%)	Impurity(ppm)							
		Fe	K	Al	Mo	C	O ₂	Si	Ni
W32	99.90	394	56	14	14	13	7	≤5	≤5

Material	Cu (wt %)	Impurity(ppm)													
		O ₂	Pb	Ni	Sn	Fe	Bi	As	Sb	Ag	Se	Te	Zn	P S	Cd
OFCu	99.99	5	1.5	2.6	1.0	4.9	0.2	1.2	1.8	10.9	≤1	≤1	≤1	≤1	≤1

Table 2-2 Mechanical strengths of tungsten and copper used in bonded test specimens at R.T.(20°C).

Material	Heat treatment	0.2% Proof Stress	Tensile Strength
		$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)
W	As-sintered 3000°C	-----	740
	Fast forging 1600°C		
OFCu	Annealed 850°C—30min.	26	207

Table 2-3 Brazing conditions on W-Cu test specimens

Brazing Temperature	850°C - 15 Min.
Vacuum Condition	~10 ⁻⁵ Torr
Load on Brazing Surface	30 g/cm ²
Braze Alloy : Material	72%Ag + 26%Cu + 2%Ti
Thickness	0.15 mm

Table 2-4 Instruments used in residual stress measurement

Strain Gauges	
1) 3-element stacked gauge	1mm-Gauge length KFC-1-D17-11 (Kyowa Corporation)
2) 5-element strip gauge	0.1mm-Gauge length KFR-015-120-D9-11 KFR-015-120-D19-11 (Kyowa Corporation)
Bond Material	CC33-A (Kyowa Corporation)
Strain Amplifier	UCAM-5BT (Kyowa Corporation)

Table 2-5 Mechanical properties of W and Cu used for residual stress measurement on W-Cu bonded specimens

Material	Young's Modulus E (GPa)	Poisson's Ratio ν	Thermal Expansion Coefficient, α (1/°C)
W	410	0.3	4.5×10^{-6}
Cu	100	0.3	17×10^{-6}

Table 2-6 Experimental and analytical results on residual stresses on W top surface for several W-Cu bonded test specimens.

T.P Size (mm)	No.	GD1220		GD2520		GD3020		GD3010		GD4020	
		D/D ₁	t _w /t _c	D/D ₁	t _w /t _c	D/D ₁	t _w /t _c	D/D ₁	t _w /t _c	D/D ₁	t _w /t _c
		12.5/16	5/20	25/29	5/20	30/33	5/20	30/33	5/10	40/44	5/20
Residual Stress, σ_{center} (MPa)	Measurement	42		93		114		157		196	
	Analysis	53		75		100		208		126	

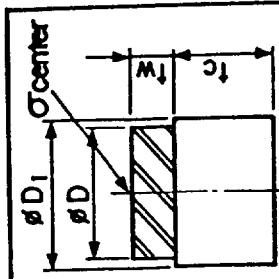


Table 2-7 Mechanical properties of W and Cu used for residual stress analysis on W-Cu test specimens.

Material	Temp. (°C)	Elastic			Plastic		
		Young's Modulus E (GPa)	Poisson's Ratio ν	Thermal Expansion Coef. α (1/°C)	0.2% Proof Stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Ultimate Strength σ_u (MPa)	Stress-Strain Curve
Tungsten (W32)	20	408	0.28	5.25×10^{-6}	—	740	See Fig. 2-12
	200	402	0.28	5.35	—	730	
	600	382	0.29	5.55	680	710	
	800	370	0.29	5.70	608	640	
	1000	355	0.29	5.80	480	540	
	1200	340	0.29	5.92	260	430	
	20	82	0.33	154×10^{-6}	26 (21)	207	
OFCu (Annealed; 850°C x 0.5h, Cool Down; 6h)	200	53	0.33	16.6	20 (13)	155	
	400	38	0.33	18.3	16 (12)	91	
	500	38	0.33	19.1	16 (12)	62	
	600	36	0.33	20.0	13 (11)	38	
	800	23	0.33	21.6	7.5 (7)	18	

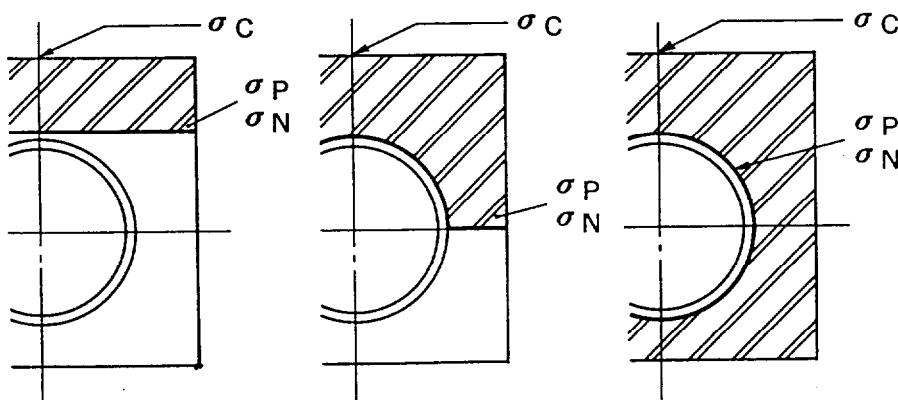
Note : Values in parentheses represent the elastic limits.

Table 2-8 Material properties of graphite, tungsten, TZM and copper used in the analysis

Material	Temp. (°C)	Young's modulus E (GPa)	Poisson's ratio ν	Thermal ex- pansion coeff. α ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)
Graphite	20	9.3	0.18	4.70
	300	9.4	0.18	5.10
	500	9.5	0.18	5.50
	800	10.3	0.18	5.60
	1200	10.8	0.18	6.00
Tungsten	20	408	0.28	5.25
	200	402	0.28	5.35
	600	382	0.29	5.55
	800	370	0.29	5.70
	1000	355	0.29	5.80
	1200	340	0.29	5.92
TZM	20	300	0.32	5.30
	500	260	0.32	5.54
	800	236	0.32	5.84
	1000	220	0.32	6.00
	1200	188	0.32	6.20
OFCu	20	82	0.33	15.40
	200	74	0.33	16.60
	400	69	0.33	18.30
	600	62	0.33	20.00
	800	59	0.33	21.60

Table 2-9 Comparison of three interface types of C-Cu bonded structures in the view of mechanical strength, fabricability and maintainability.

		Flat-type	Saddle-type ($\theta = 90^\circ$)	Monoblock-type
Fabricability		Easy	Possible	Possible
Maintenability		Easy	Possible	Difficult
Residual stress after brazing, σ (MPa)	σ_C	14	9	1.5
	σ_P	-10	-7	-20
	σ_N	44	13	7



σ_C : Max. stress on C Top surface
 σ_P : Max. parallel stress to bonded interface
 σ_N : Max. normal stress to bonded interface

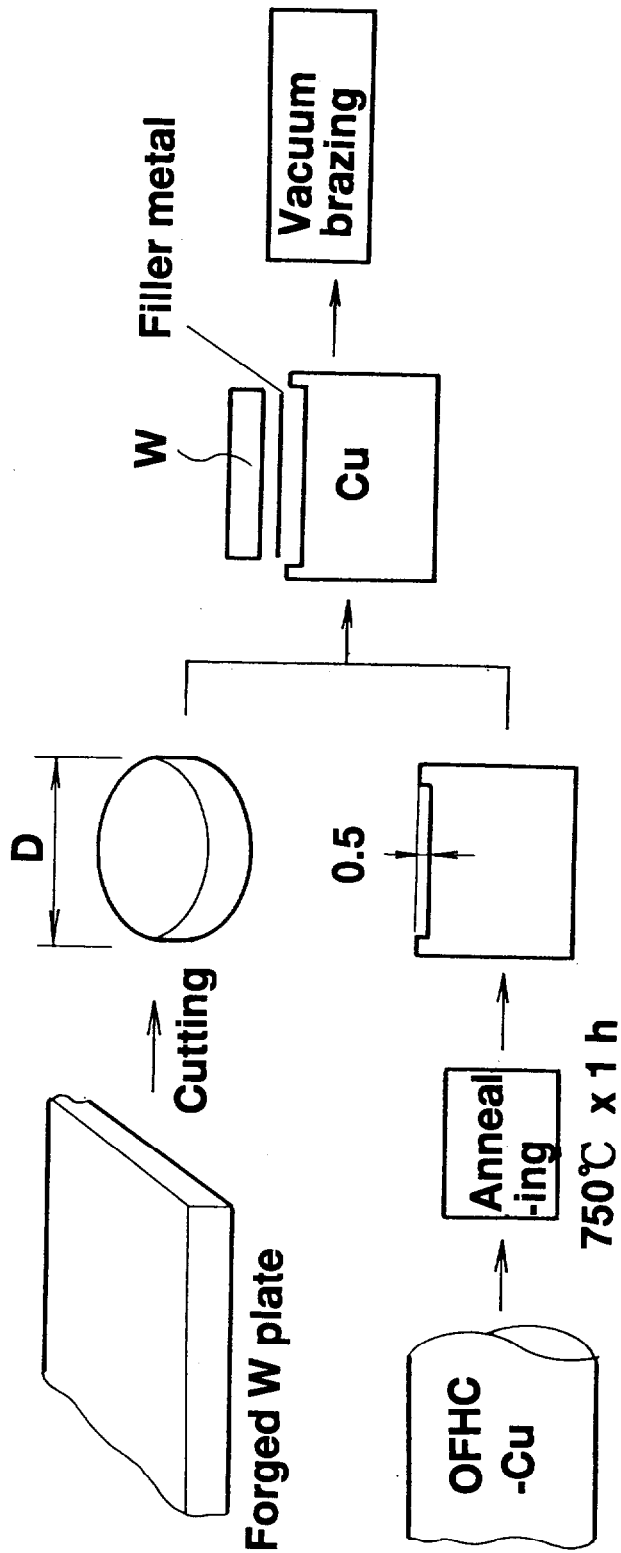
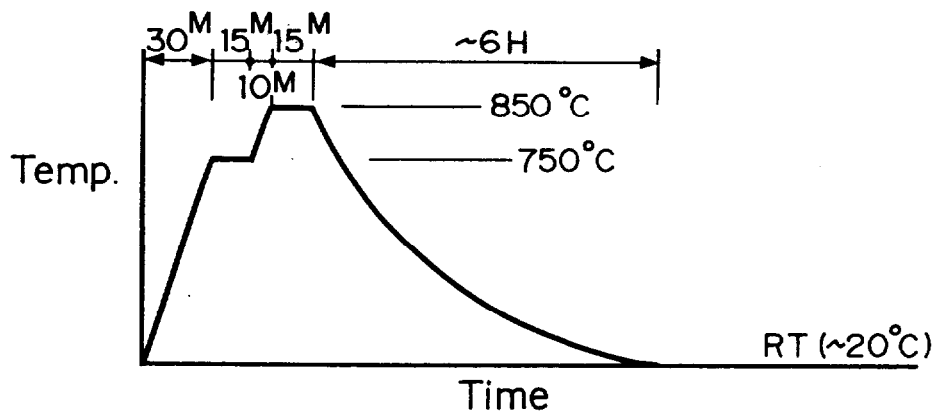
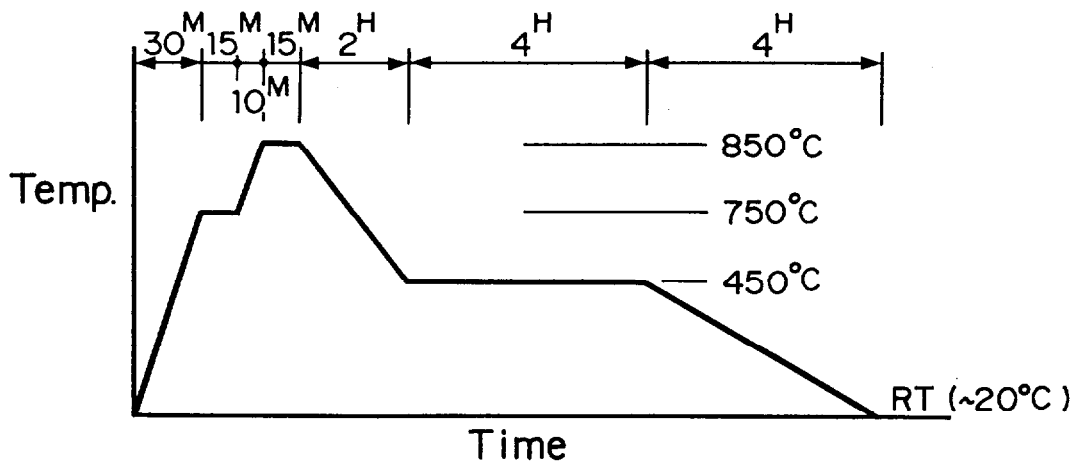


Fig. 2- 1 Fabrication process of W-Cu bonded test specimens.



(a) Without Temperature Hold



(b) With Temperature Hold

Fig. 2- 2 Brazing temperature conditions on W-Cu test specimens.

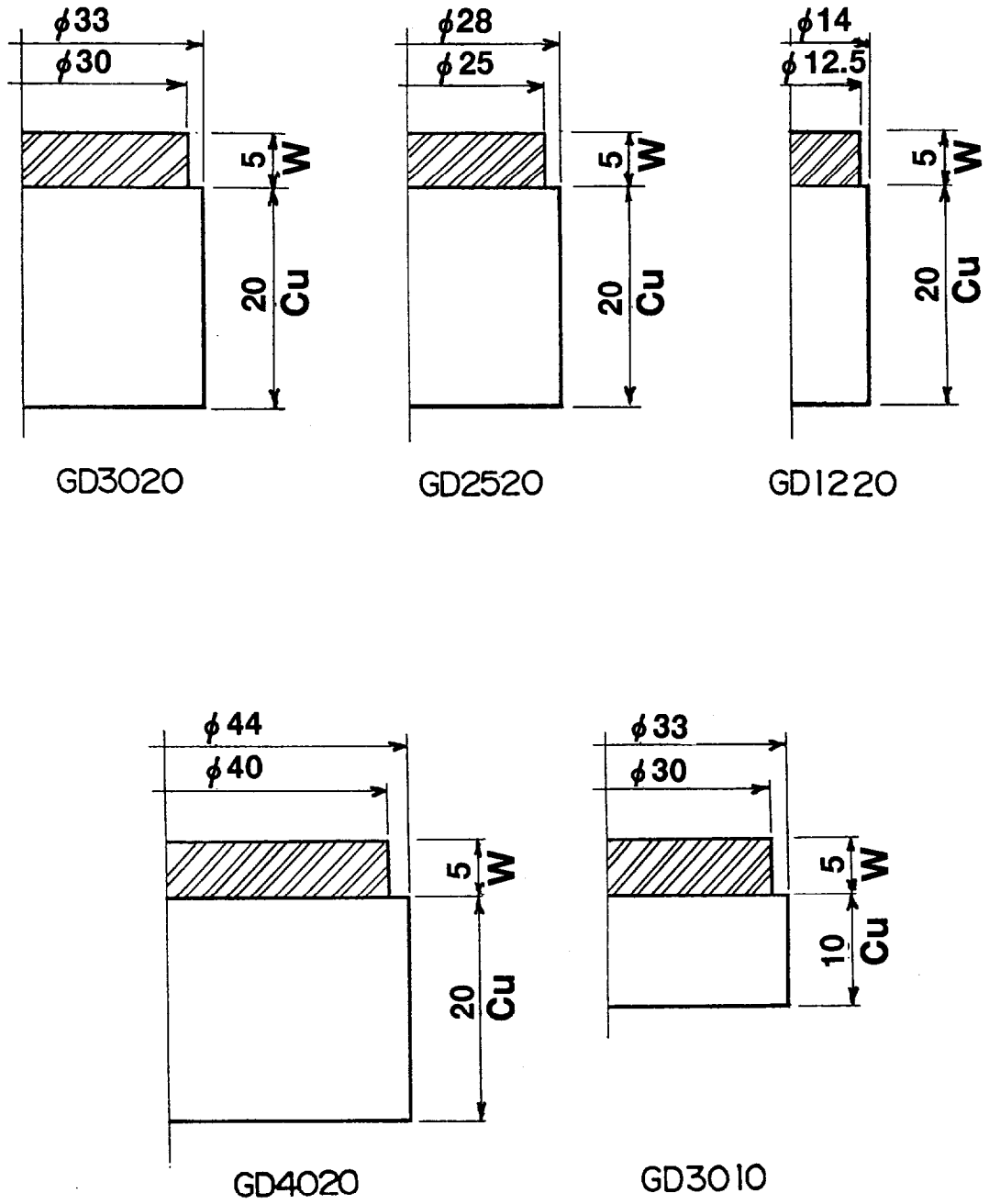


Fig. 2- 3 Dimensions of several W-Cu test specimens.

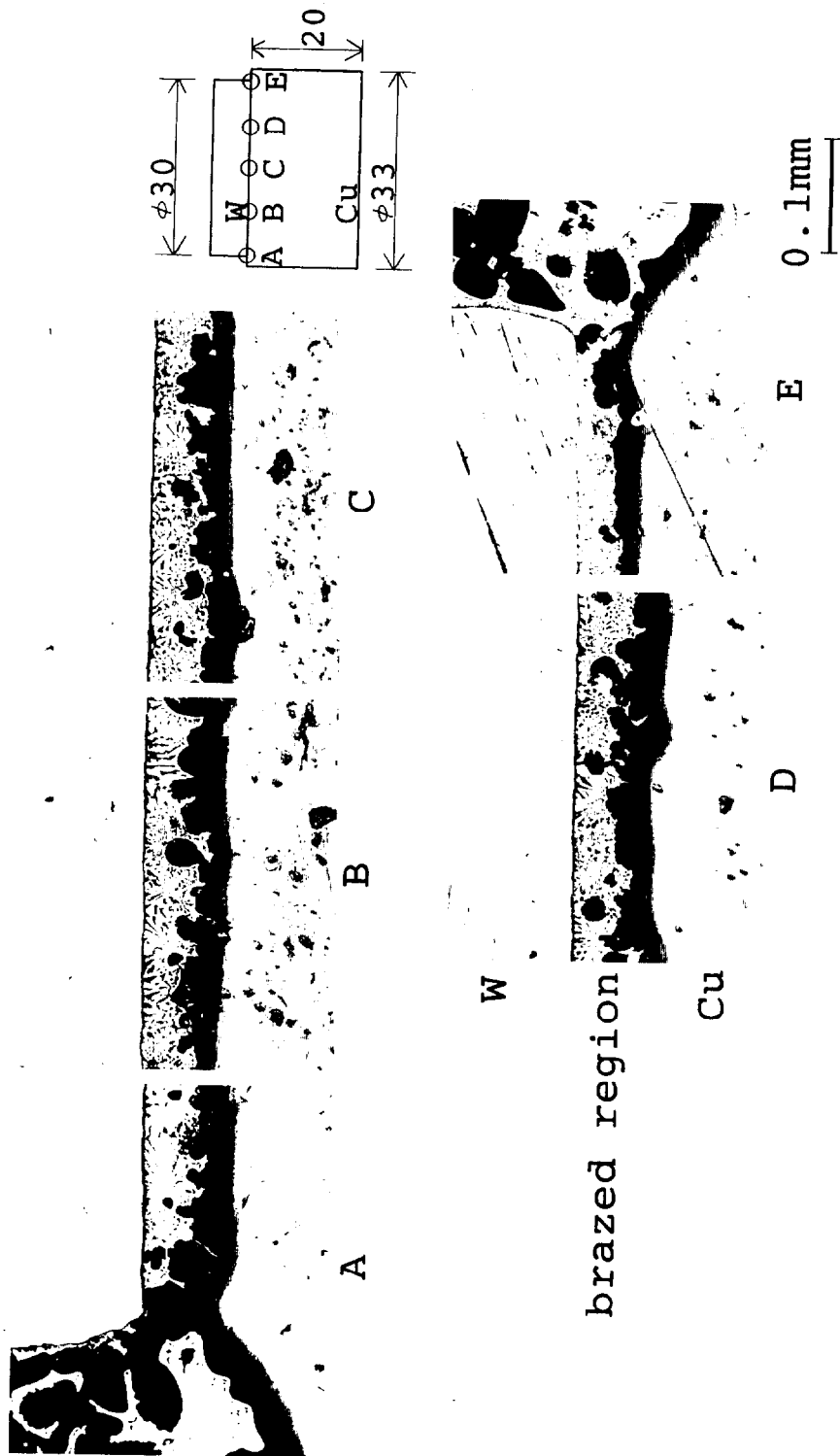


Fig. 2- 4 Microstructures around brazed joint on W-Cu test specimen.

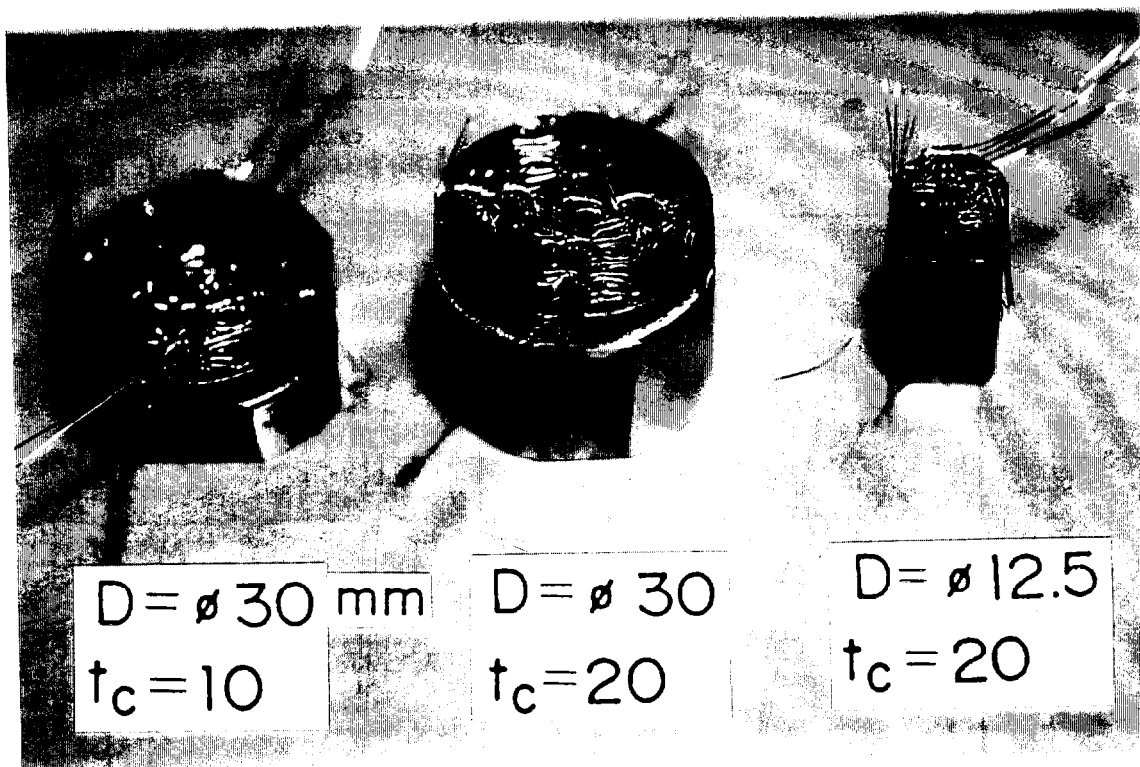


Fig. 2- 5 Photograph of W-Cu test specimens with strain gauges on the top and side surfaces of the tungsten plate.

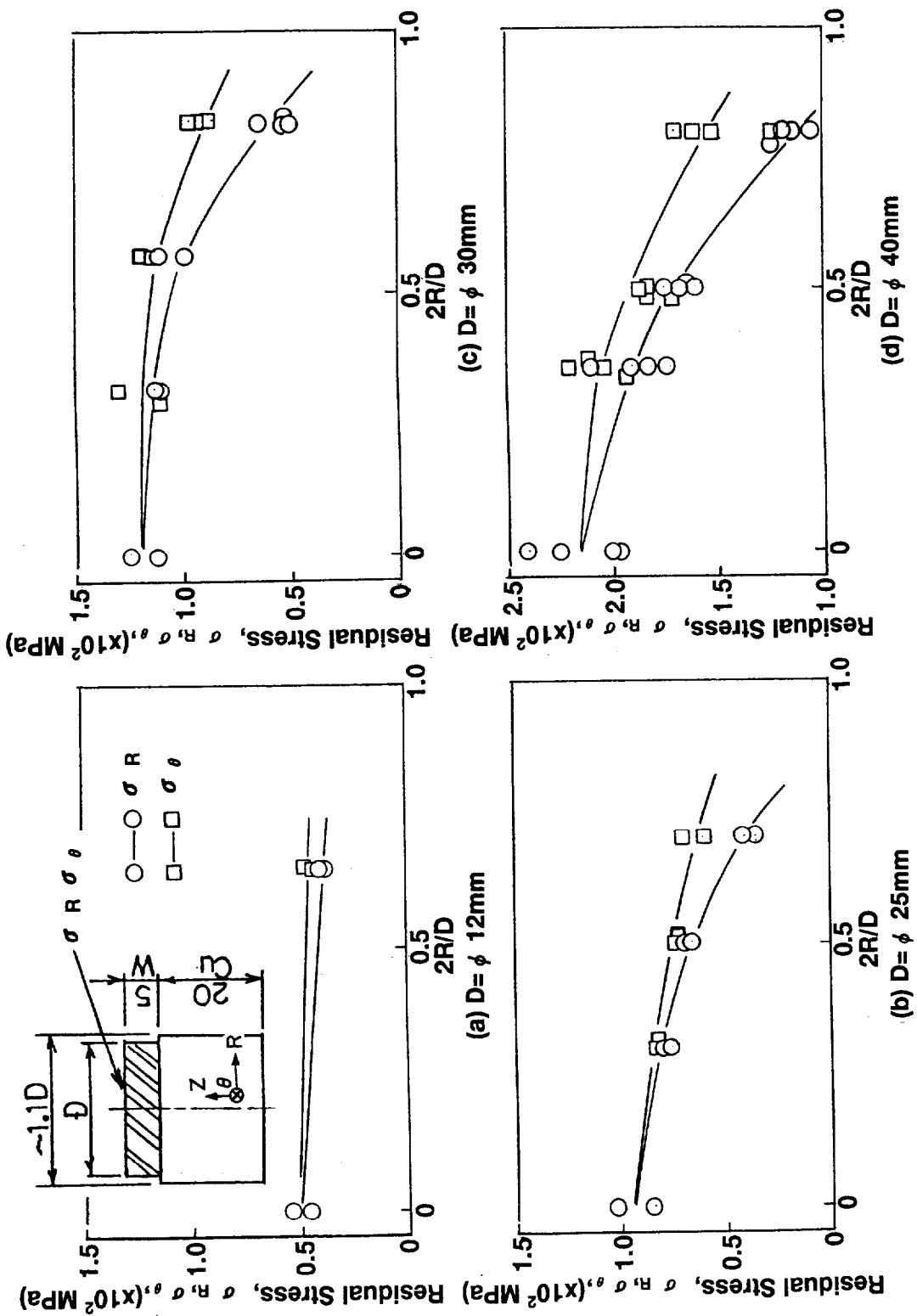


Fig. 2- 6 Experimental results on residual stresses on W top surface of several test specimens with different W plate diameters.

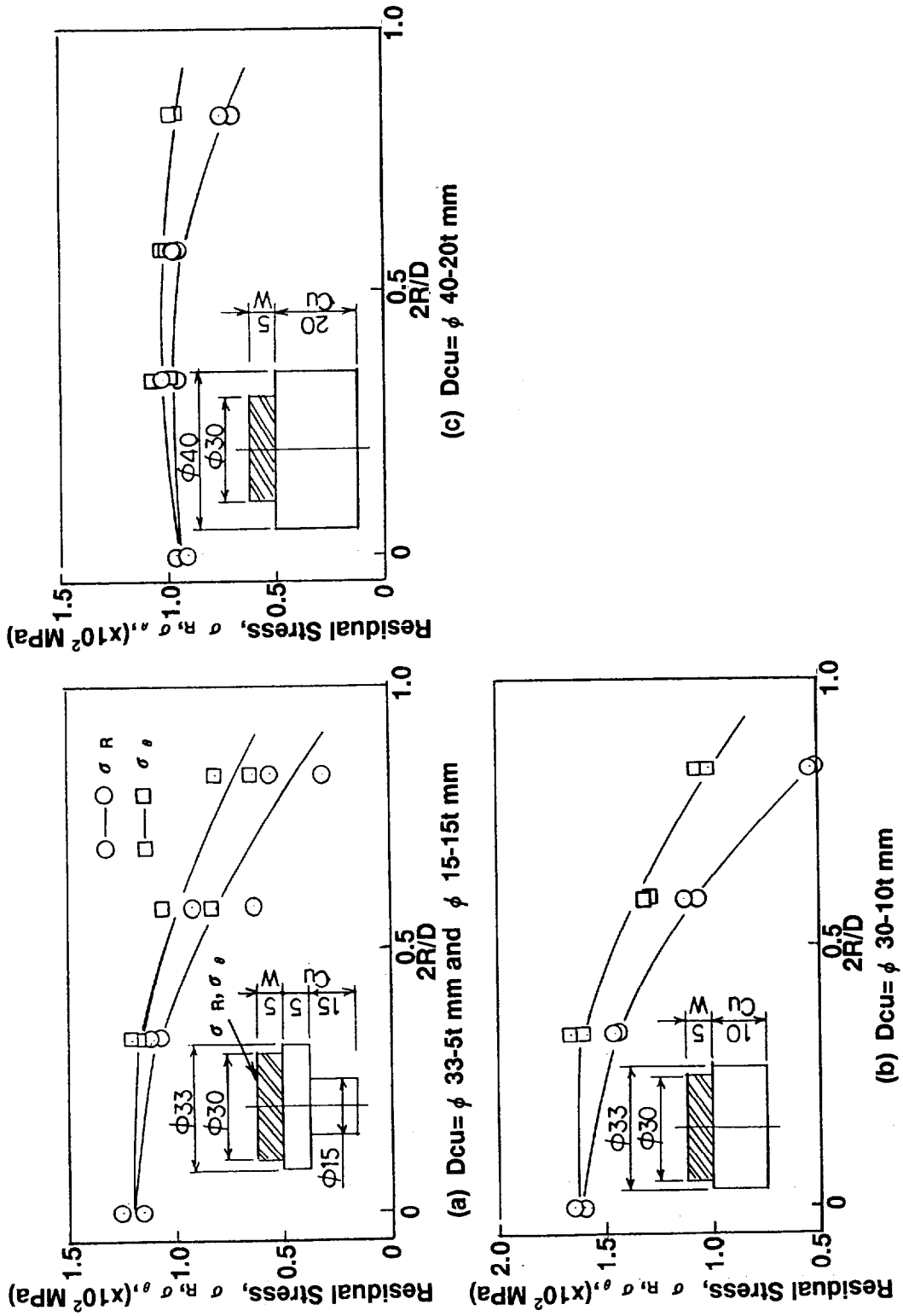


Fig. 2- 7 Experimental results on residual stresses on W top surface of several test specimens with different rigidities of Cu block.

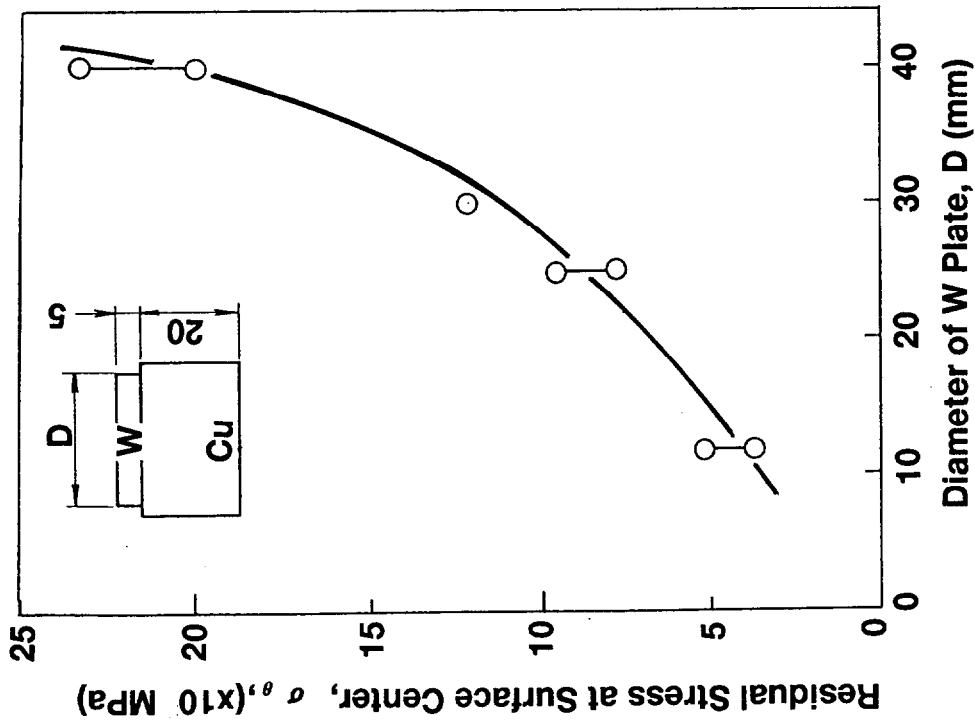
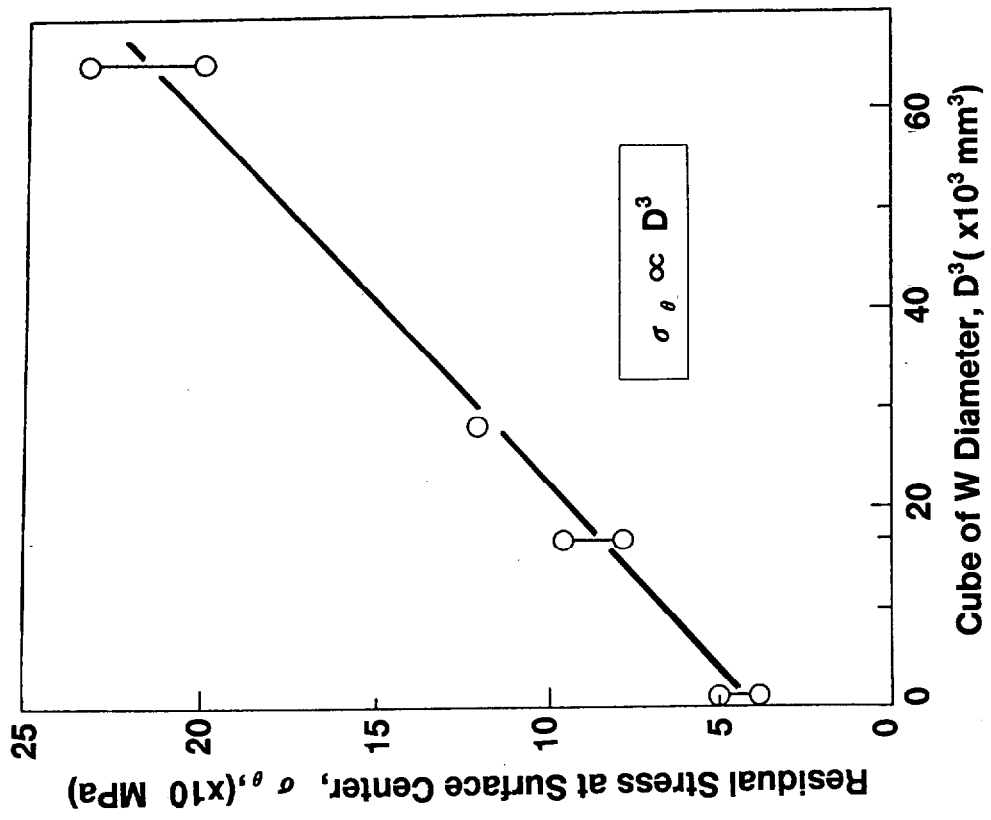


Fig. 2- 8 Effect of W plate diameter on measured residual stress on W top surface.

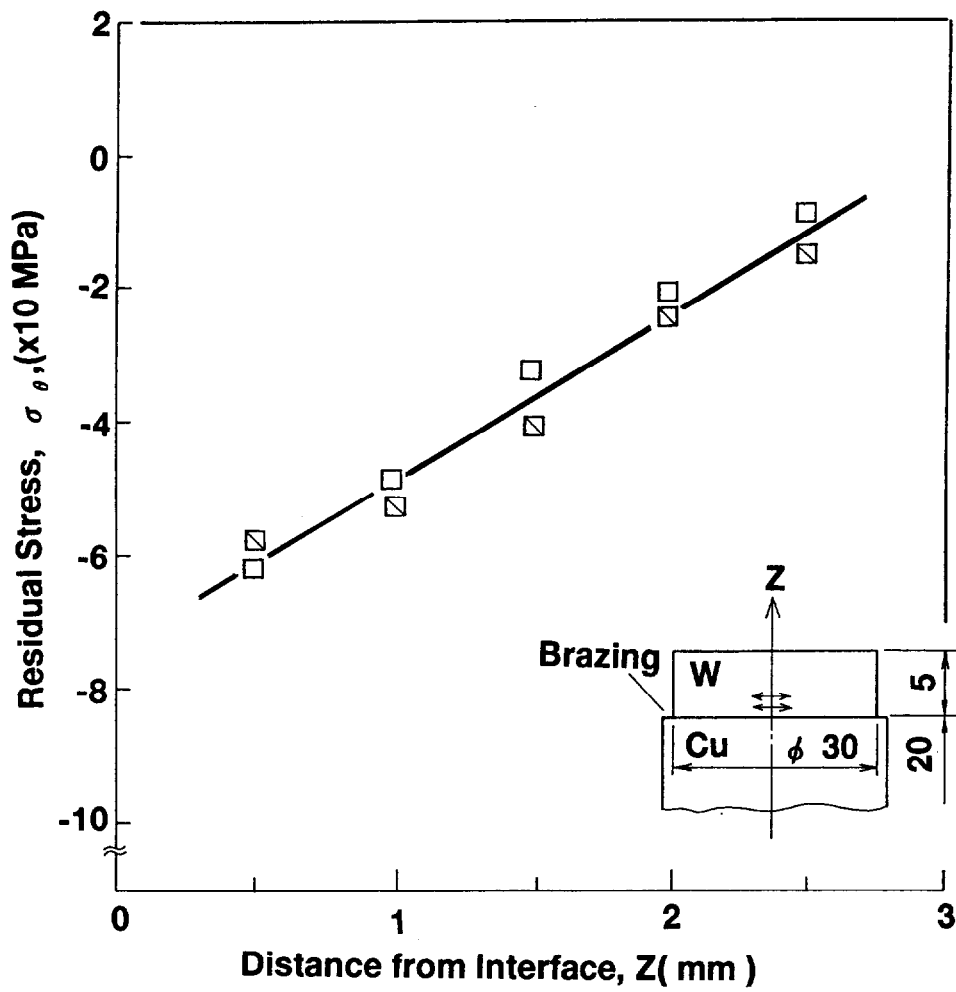


Fig. 2- 9 Experimental results on circumferential component of residual stress on W side surface.

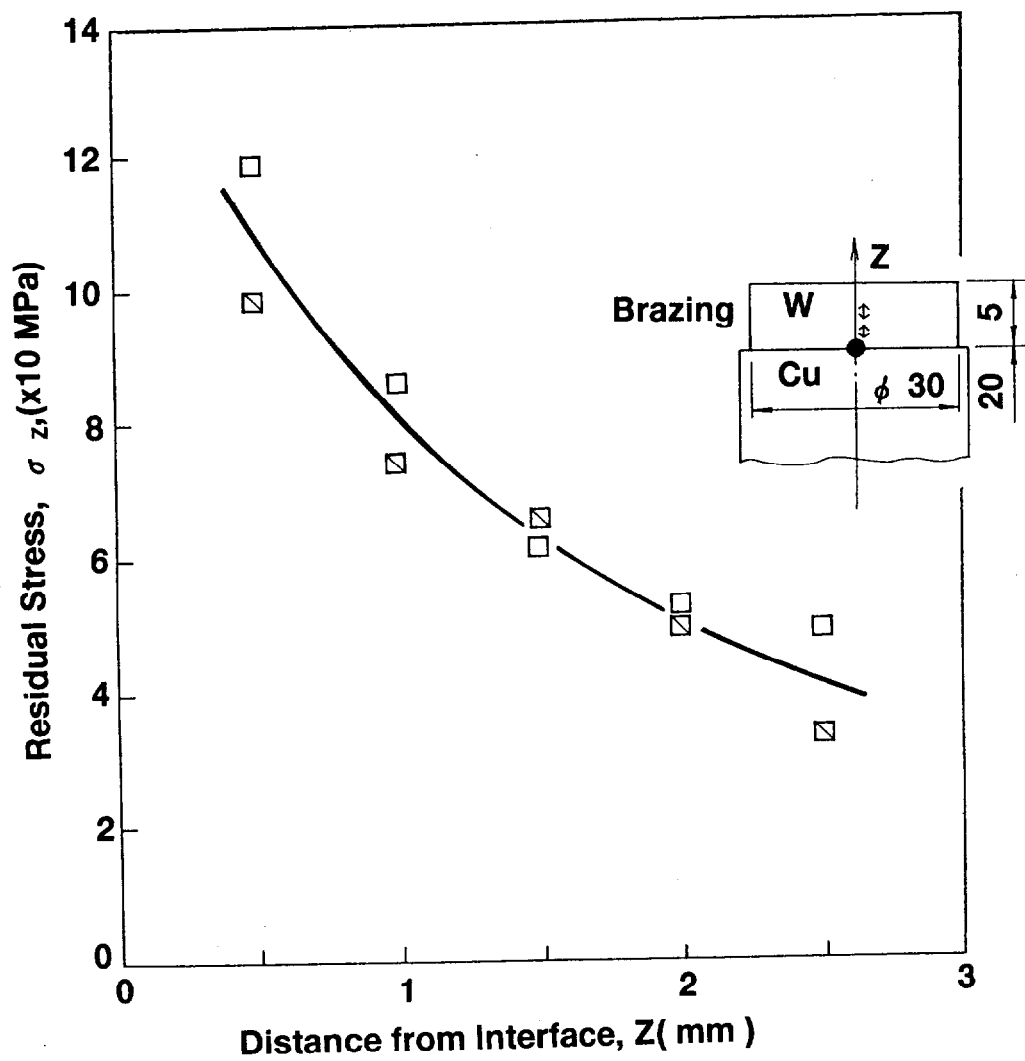
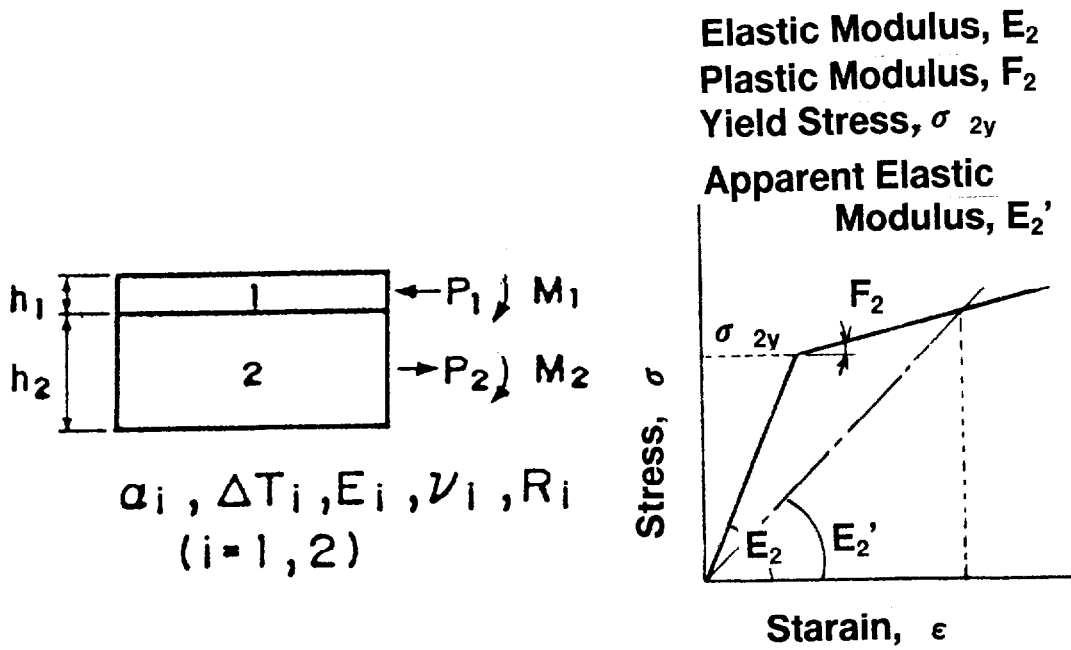
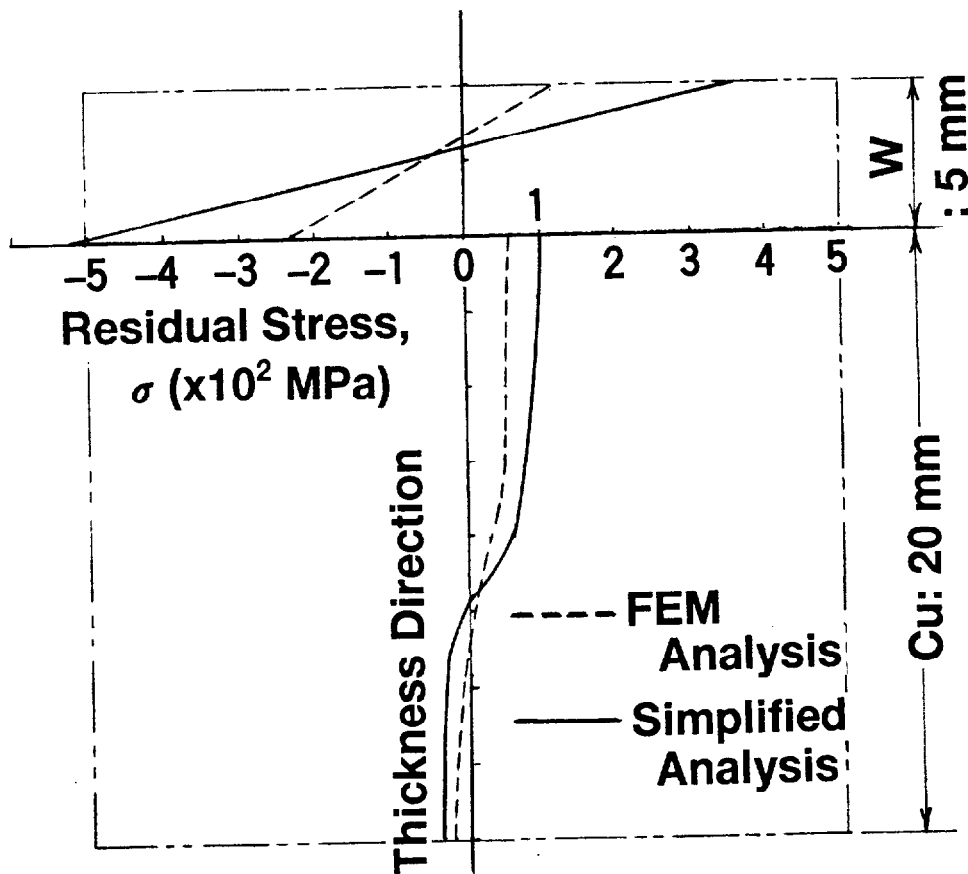


Fig. 2-10 Experimental results on axial component of residual stress on W side surface.



(a) Analytical Model



(b) Analytical Results

Fig. 2-11 Residual stress distribution in W-Cu bonded structure by simplified analytical method based on bimetallic approximation.

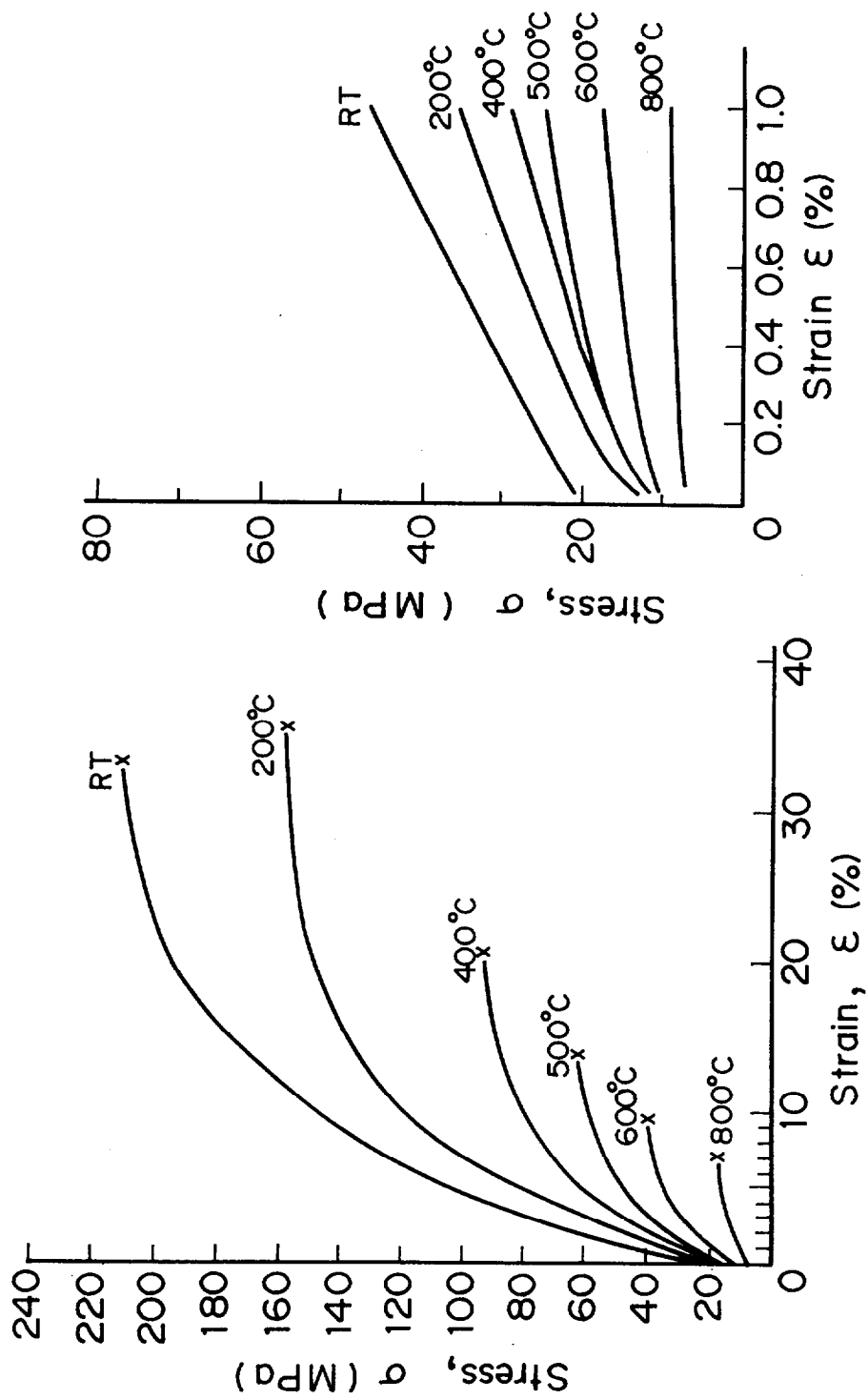


Fig. 2-12 Stress-strain curves of annealed OFCu used in residual stress analysis of W-Cu bonded specimen.

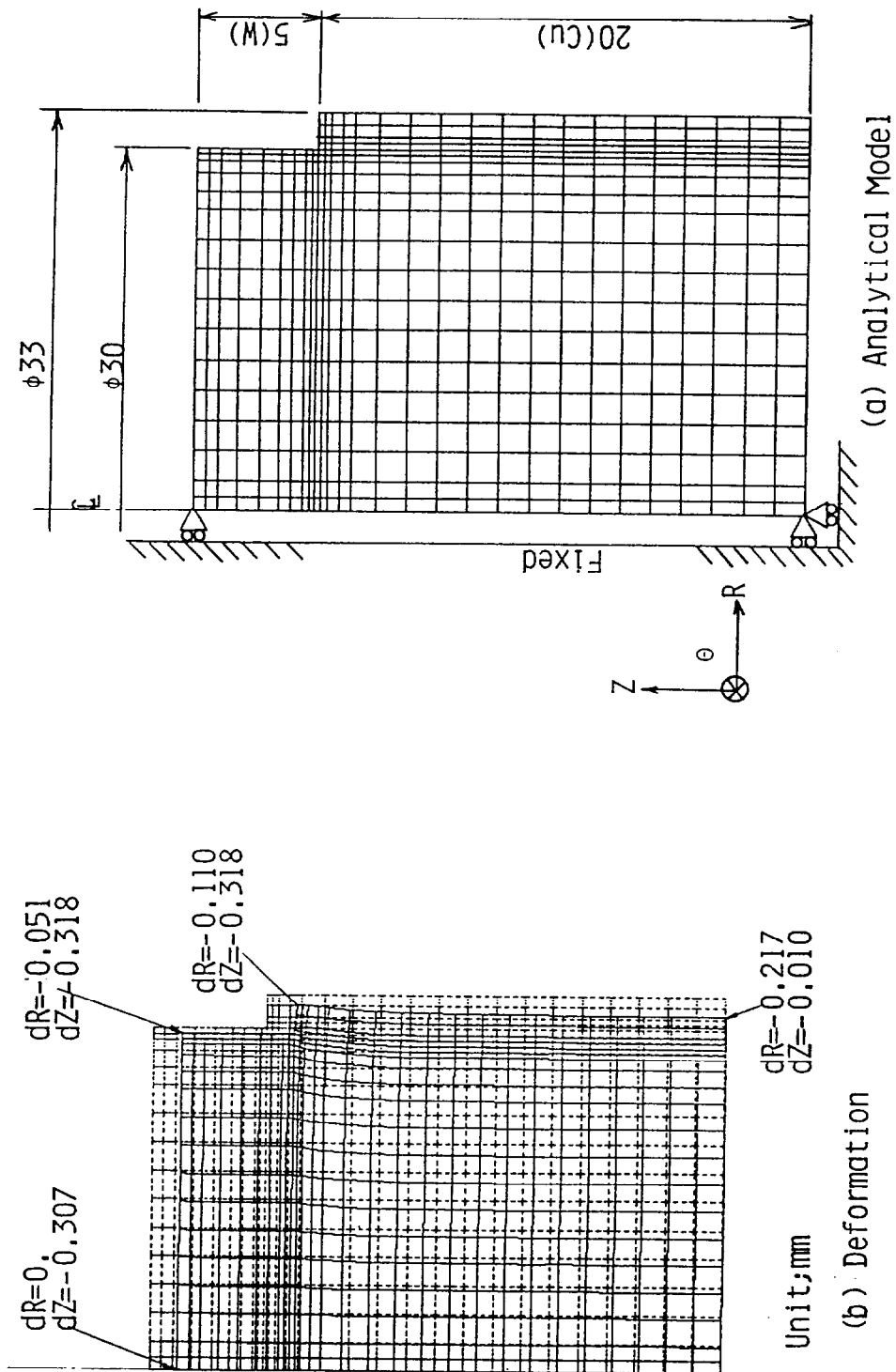


Fig. 2-13 Thermoelasto-plastic stress analysis of W-Cu bonded specimen.
 (a) Analytical model, (b) Residual displacements.

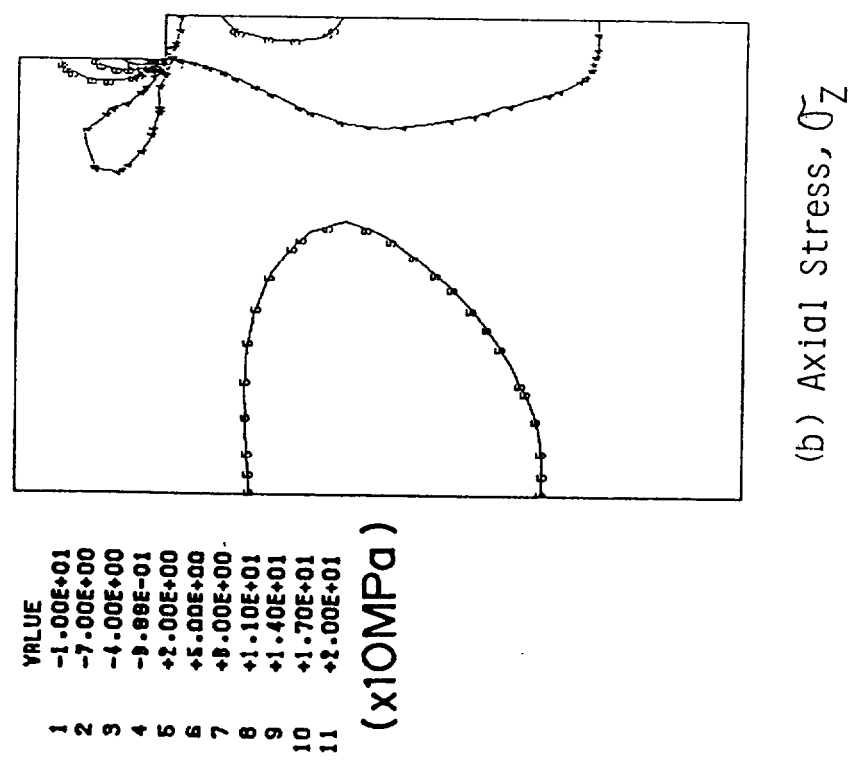
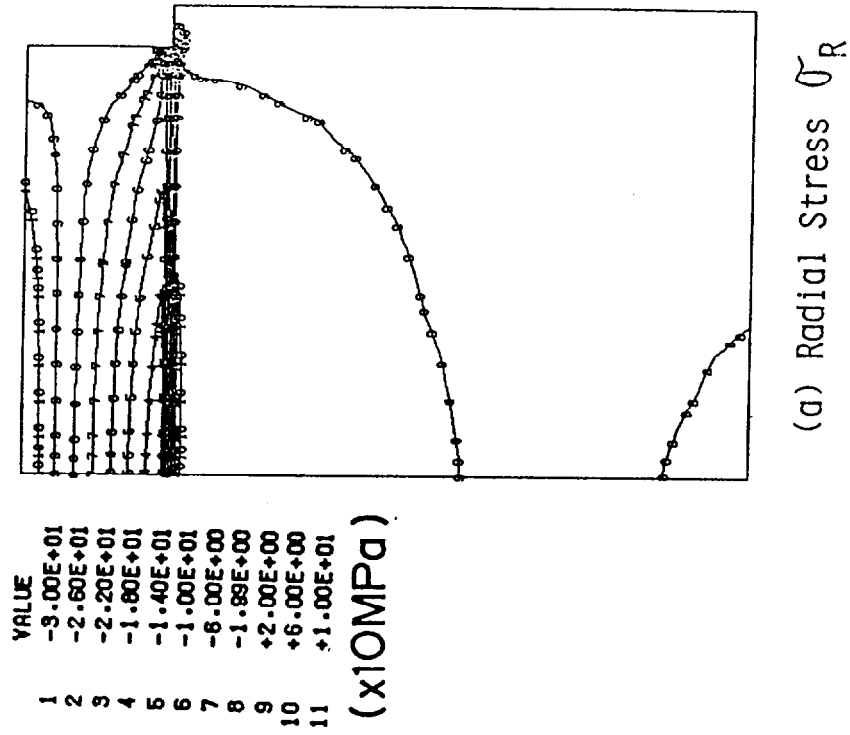
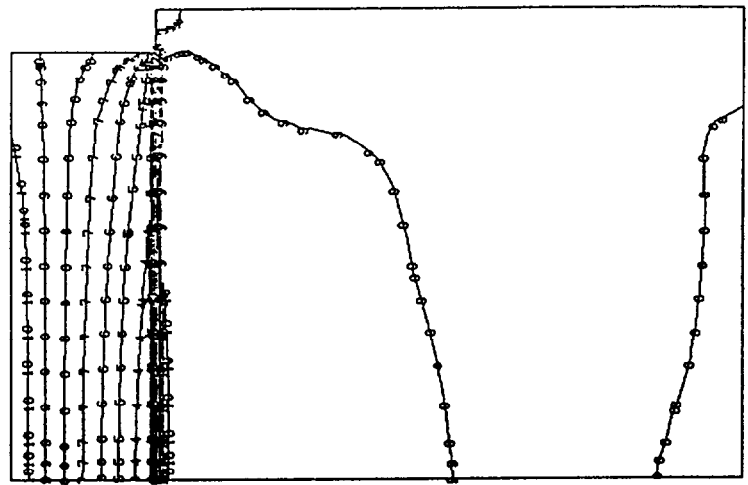
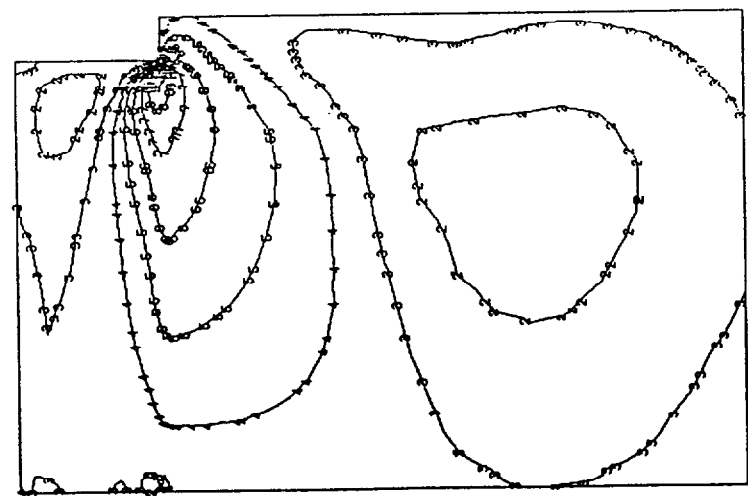


Fig. 2-14 Analytical results on residual stress distributions in cross section of W-Cu bonded specimen.
 (a) Radial stress component, (b) Axial stress component.



(a) Hoop Stress, σ_{θ}



(b) Shear Stress, τ_{RZ}

Fig. 2-15 Analytical results on residual stress distributions in cross section of W-Cu bonded specimen.
 (a) Hoop stress component, (b) Shear stress component.

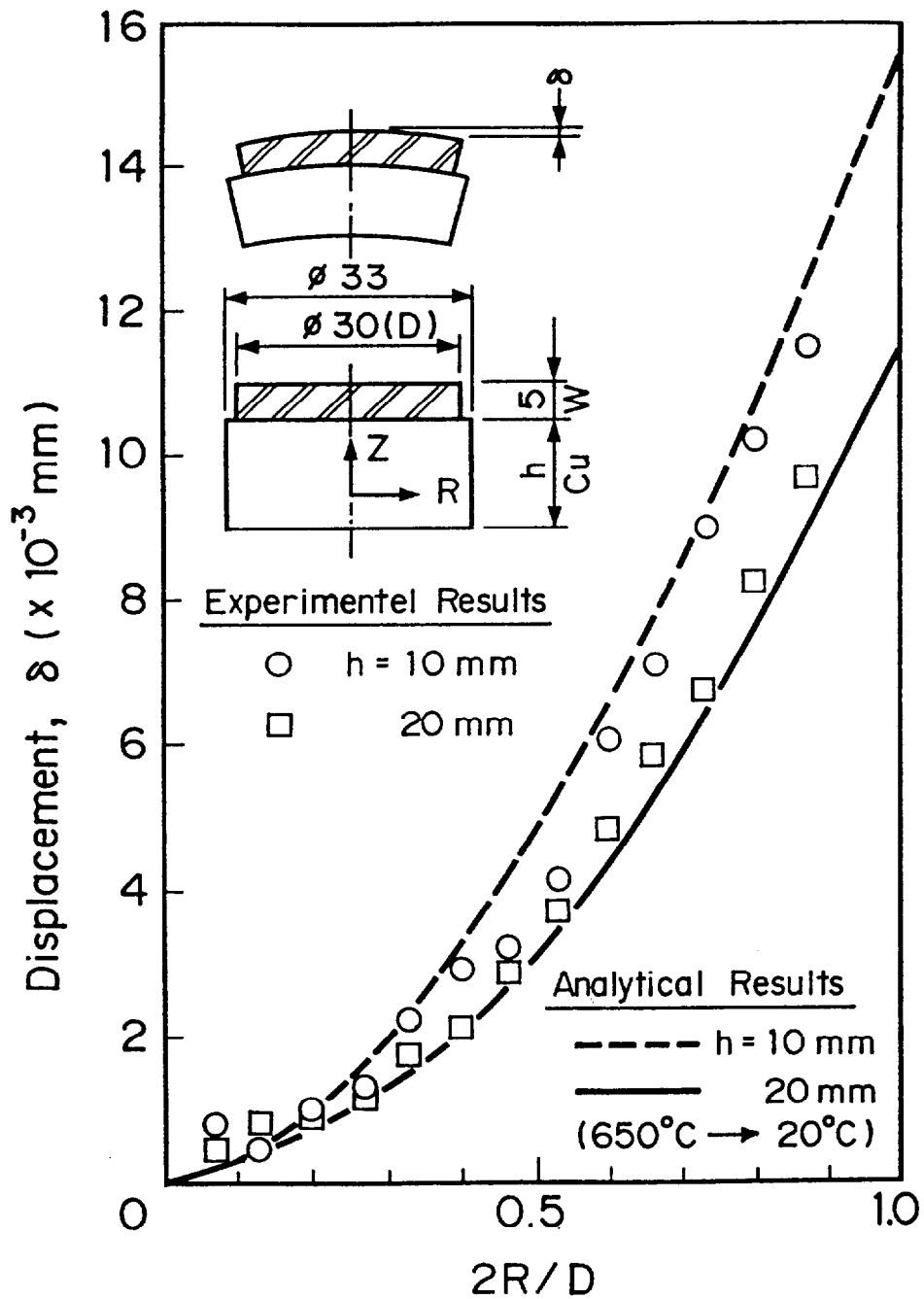


Fig. 2-16 Comparison of experimental and analytical results on axial residual displacements on the W top surface of W-Cu bonded specimen.

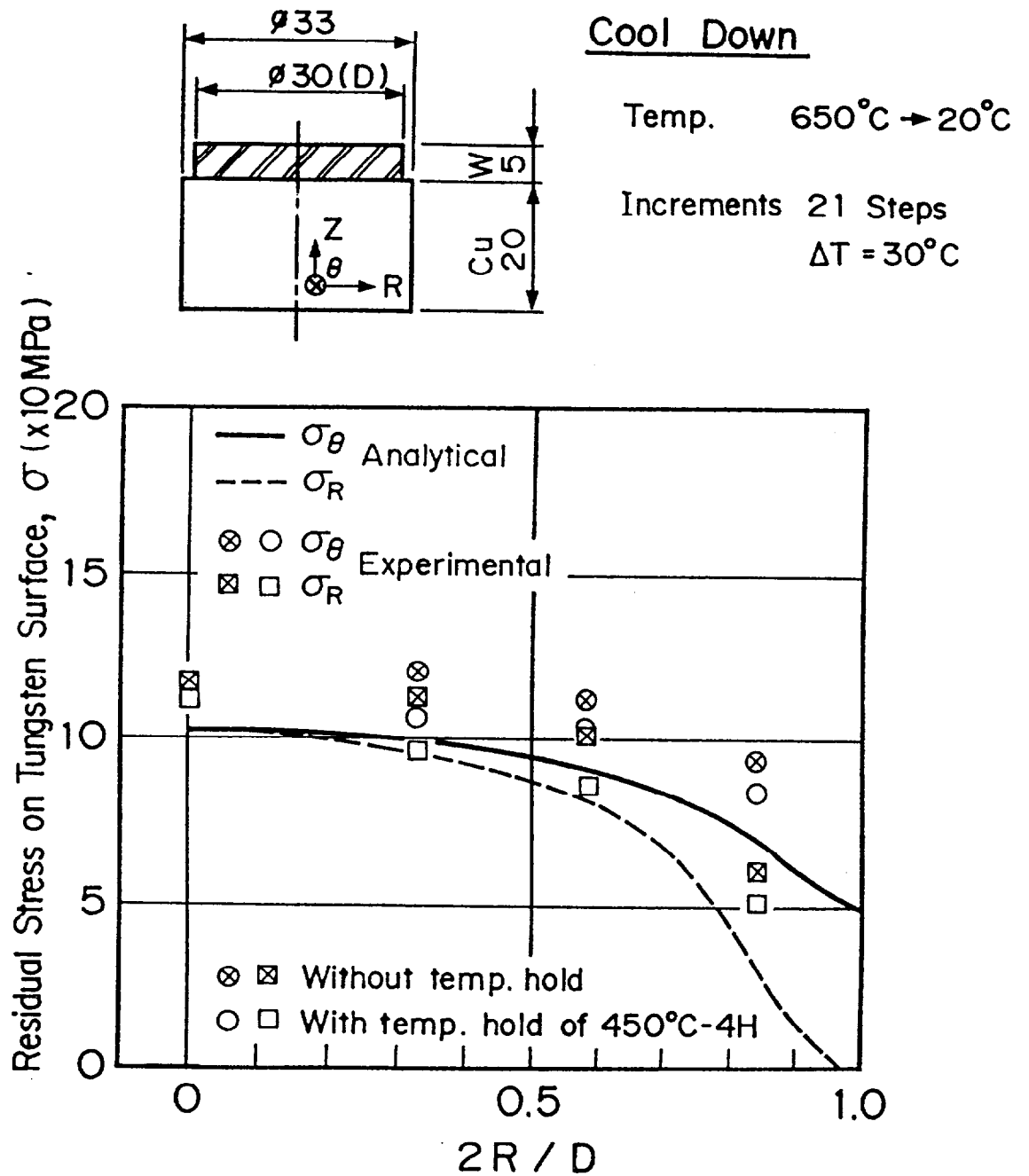


Fig. 2-17 Comparison of experimental and analytical results on residual stresses on the W top surface of W-Cu bonded specimen.

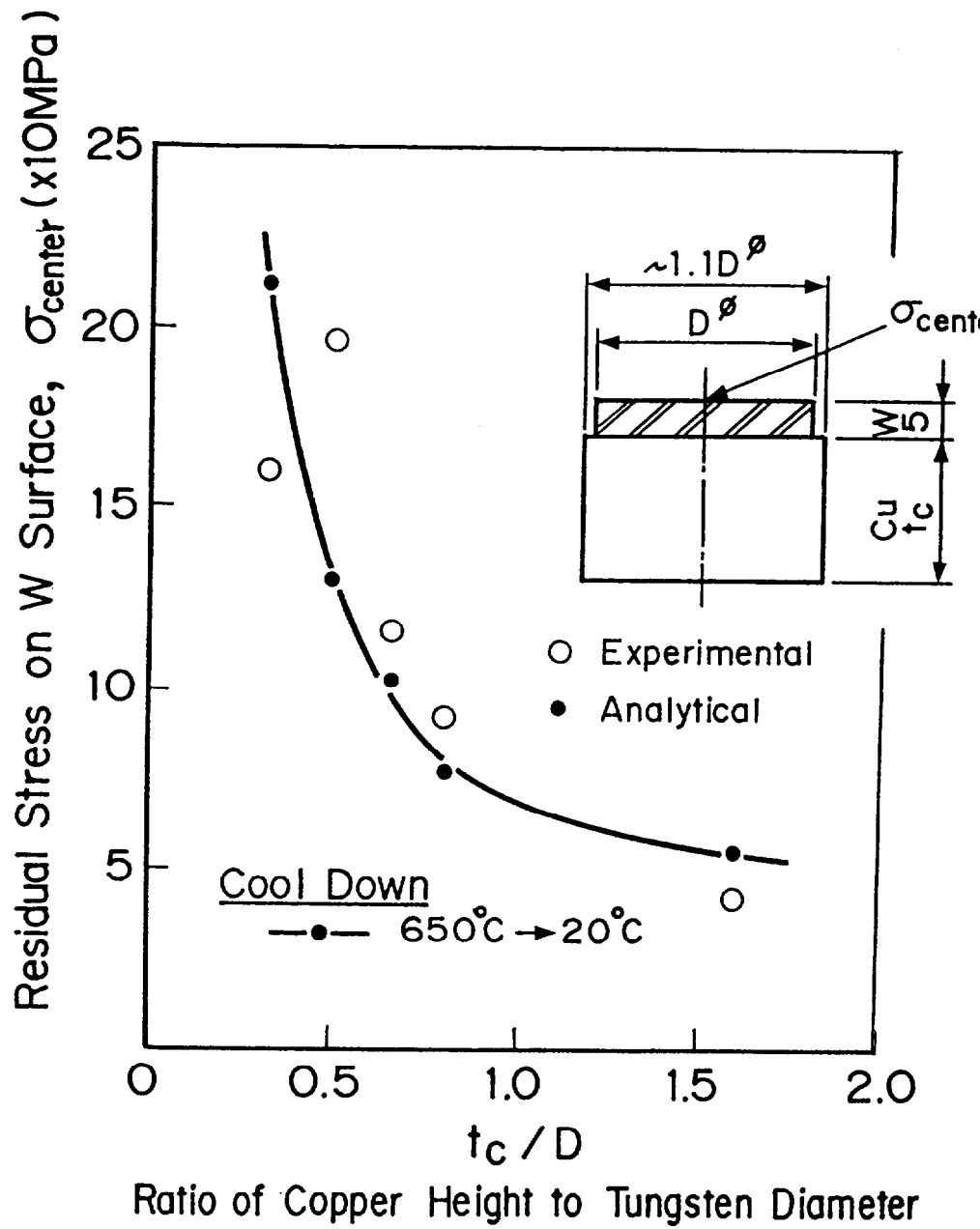


Fig. 2-18 Size effect of W-Cu bonded specimen on residual stresses at the center of the W top surface.

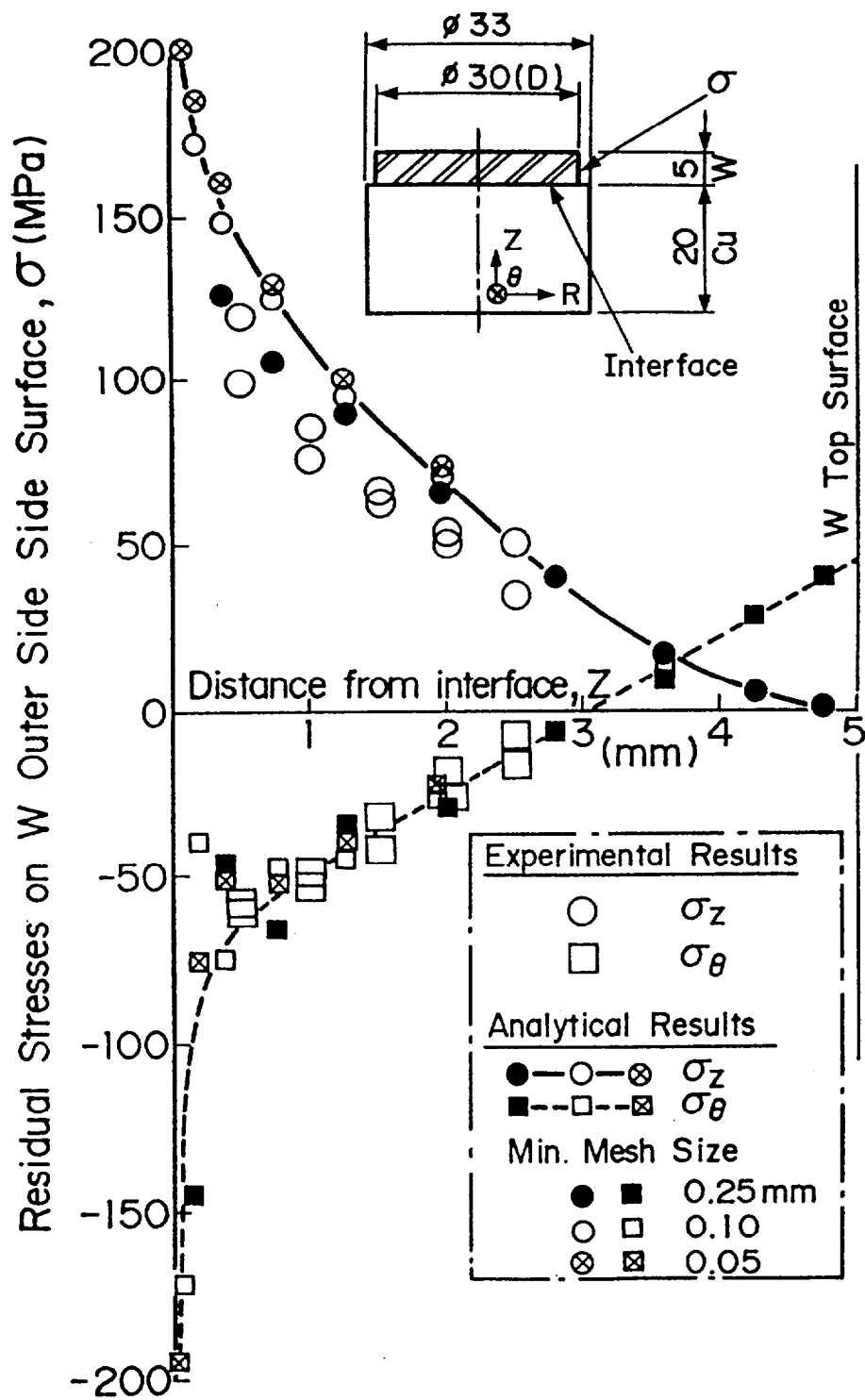


Fig. 2-19 Comparison of experimental and analytical results on residual stresses on the W side surface of W-Cu bonded specimen.

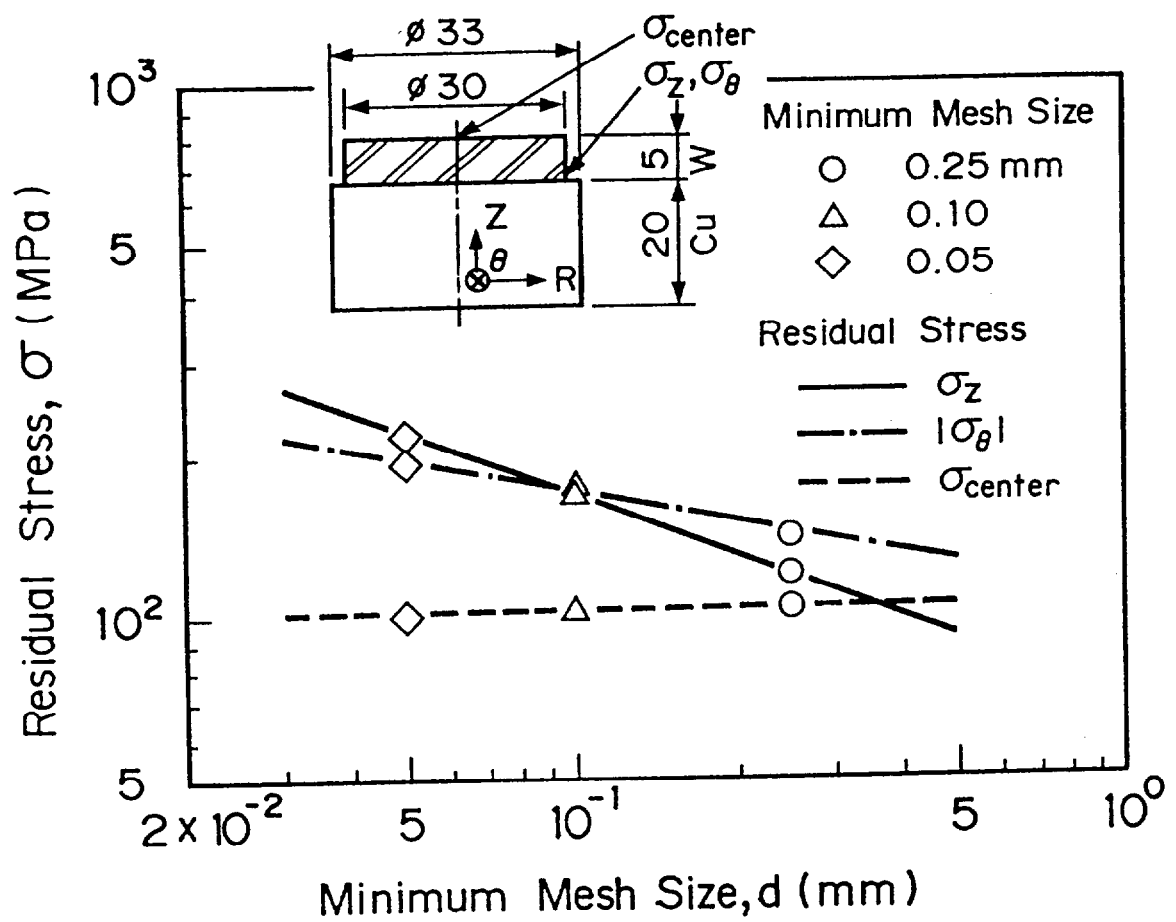


Fig. 2-20 Influence of the FEM mesh size around the interface edge on residual stresses.

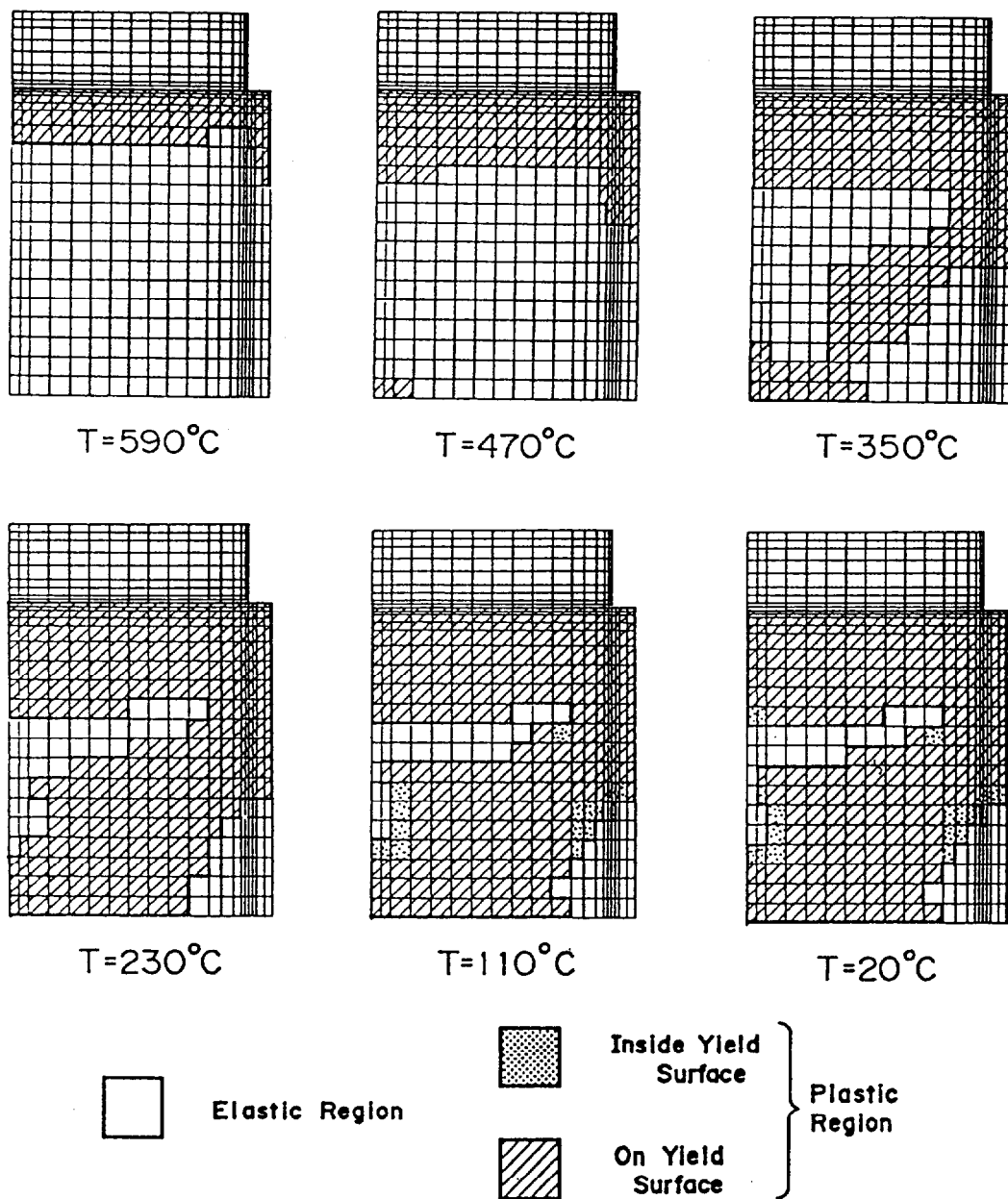


Fig. 2-21 Development of plastic region on the copper heat sink at the cooling process of W-Cu brazing.

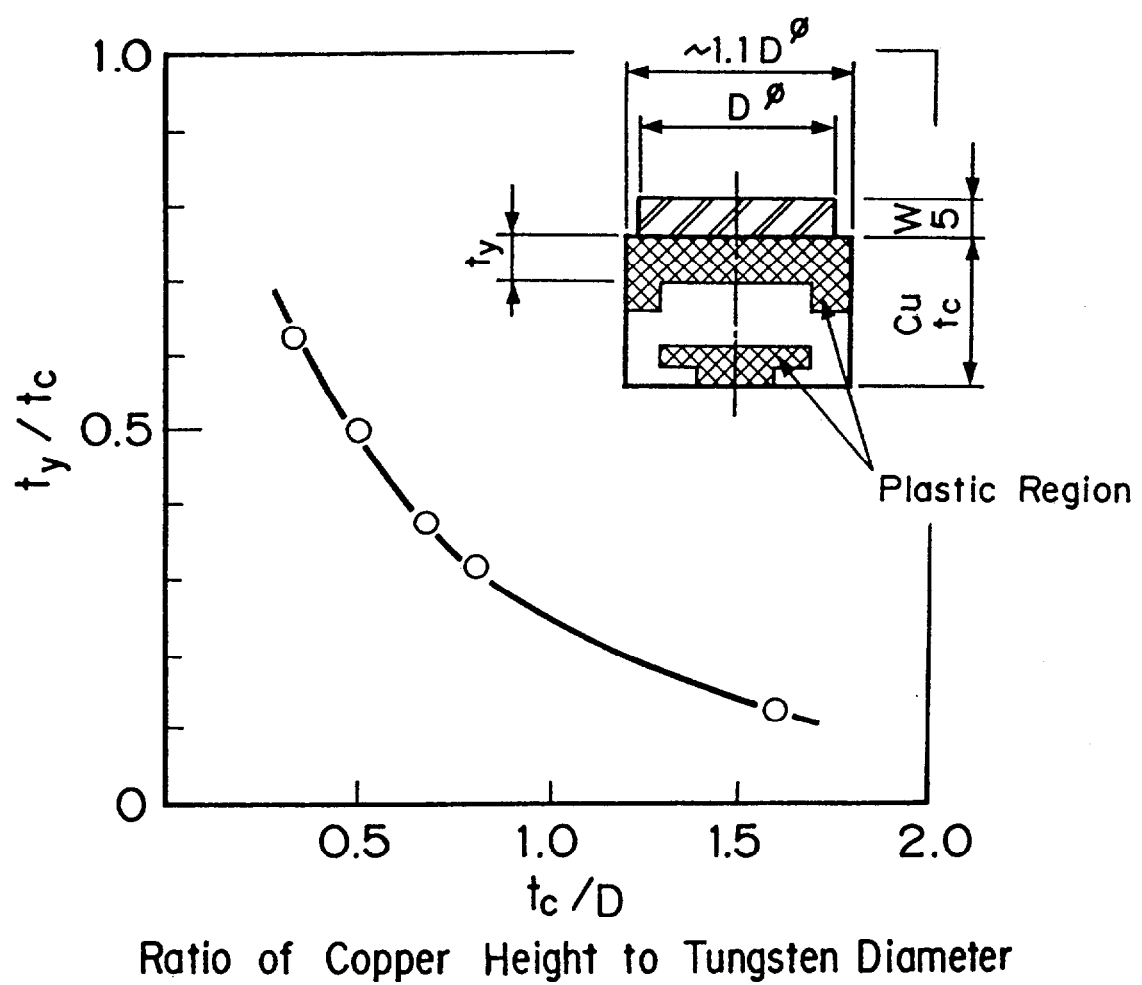


Fig. 2-22 W-Cu specimen size effect on copper plastic region after W-Cu brazing process.

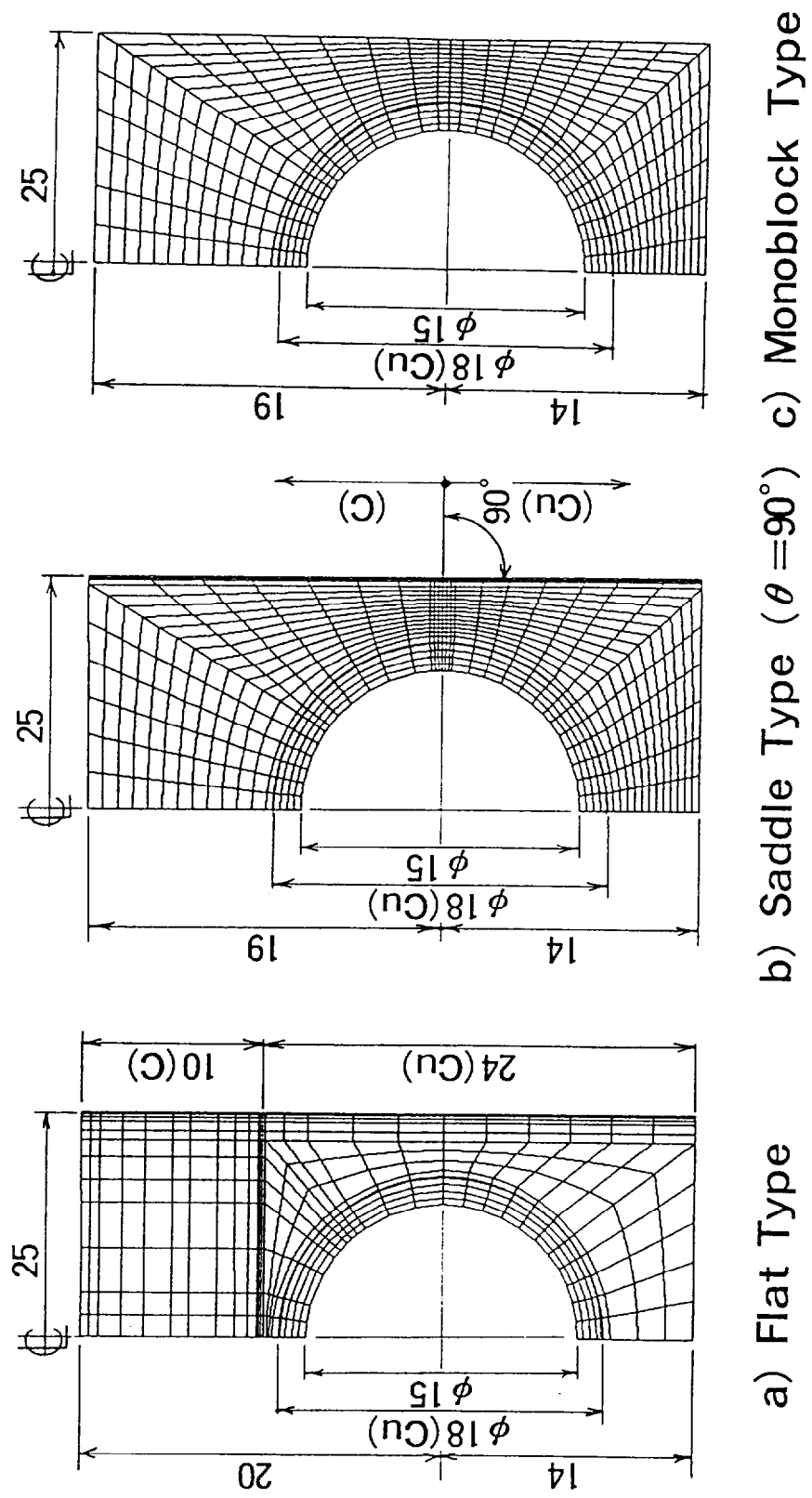


Fig. 2-23 Analytical models of three interface types of C-Cu bonded structures.

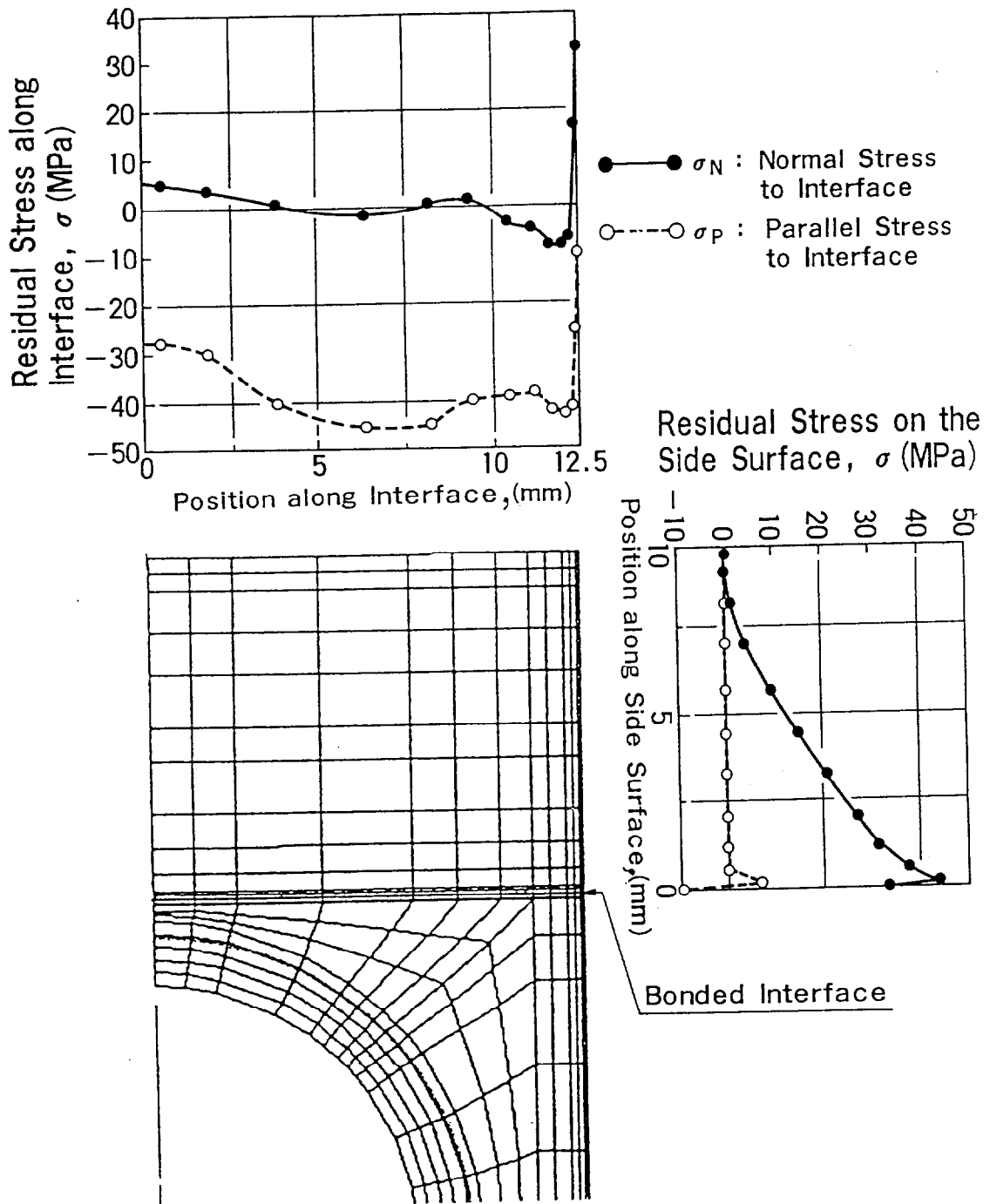


Fig. 2-24 Residual stresses of graphite along bonded interface and side surface in the flat-type bonded structure.

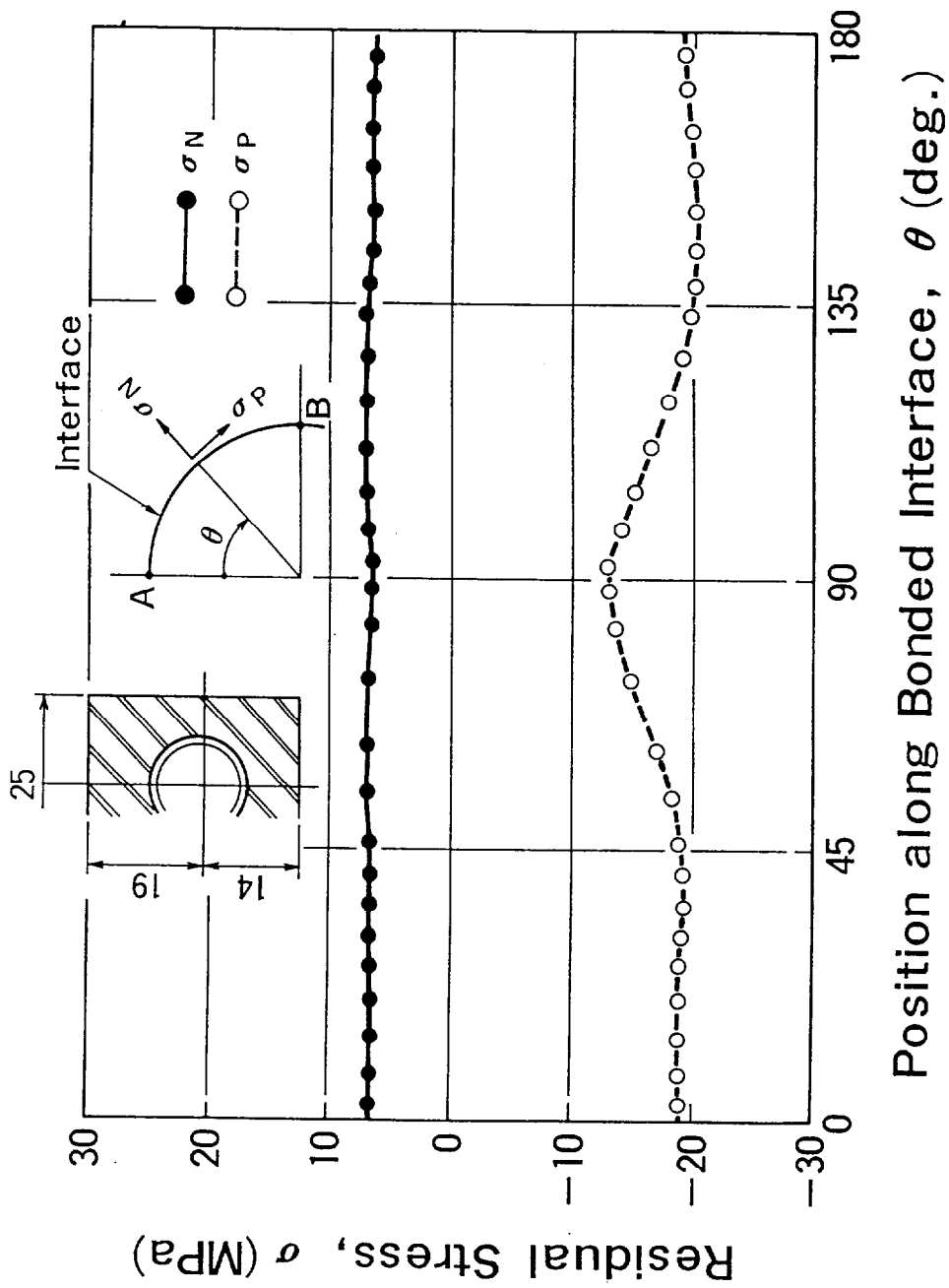


Fig. 2-25 Residual stresses of graphite along bonded interface in the monoblock-type bonded structure..

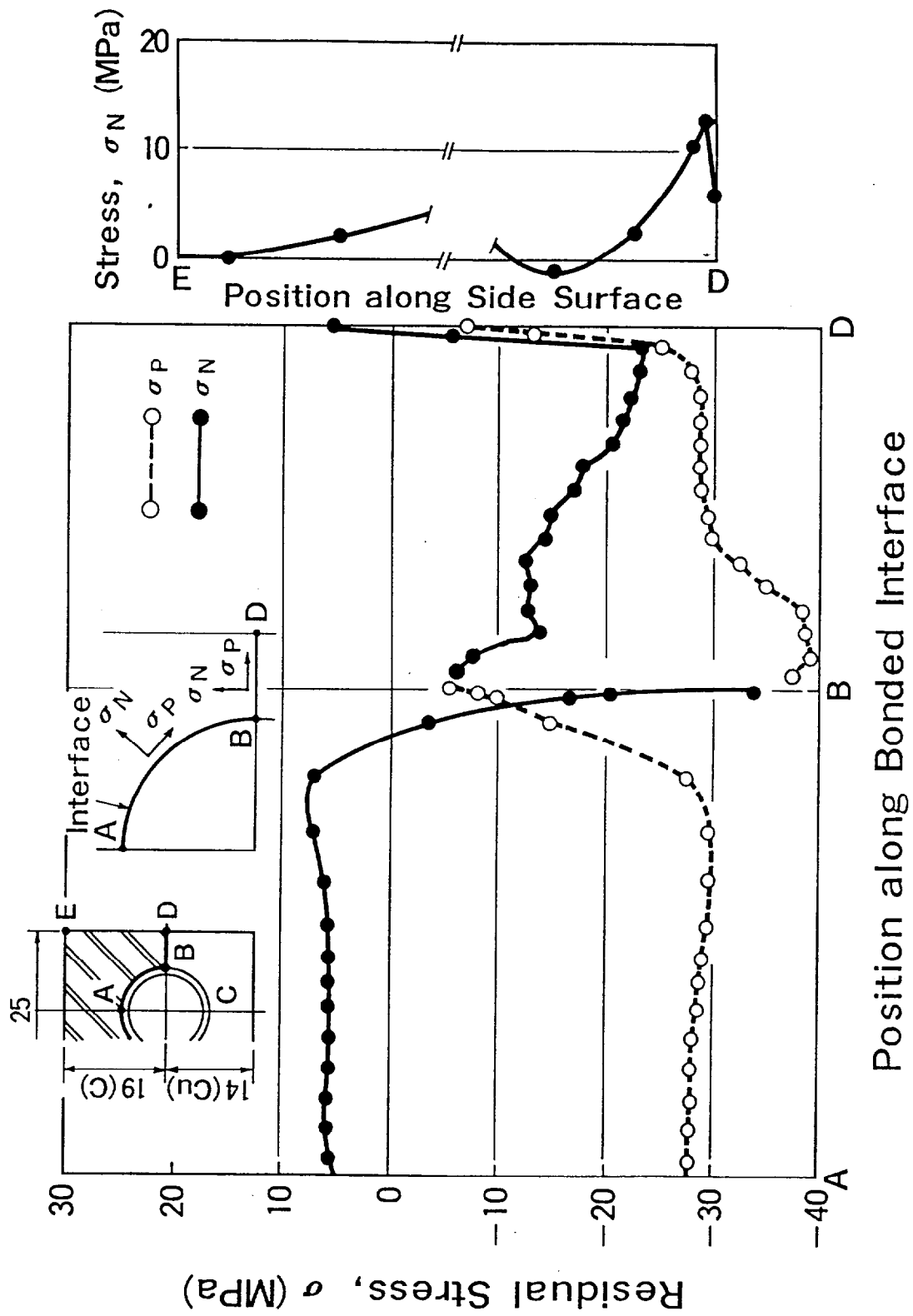


Fig. 2-26 Residual stresses of graphite along bonded interface in the saddle-type bonded structure..

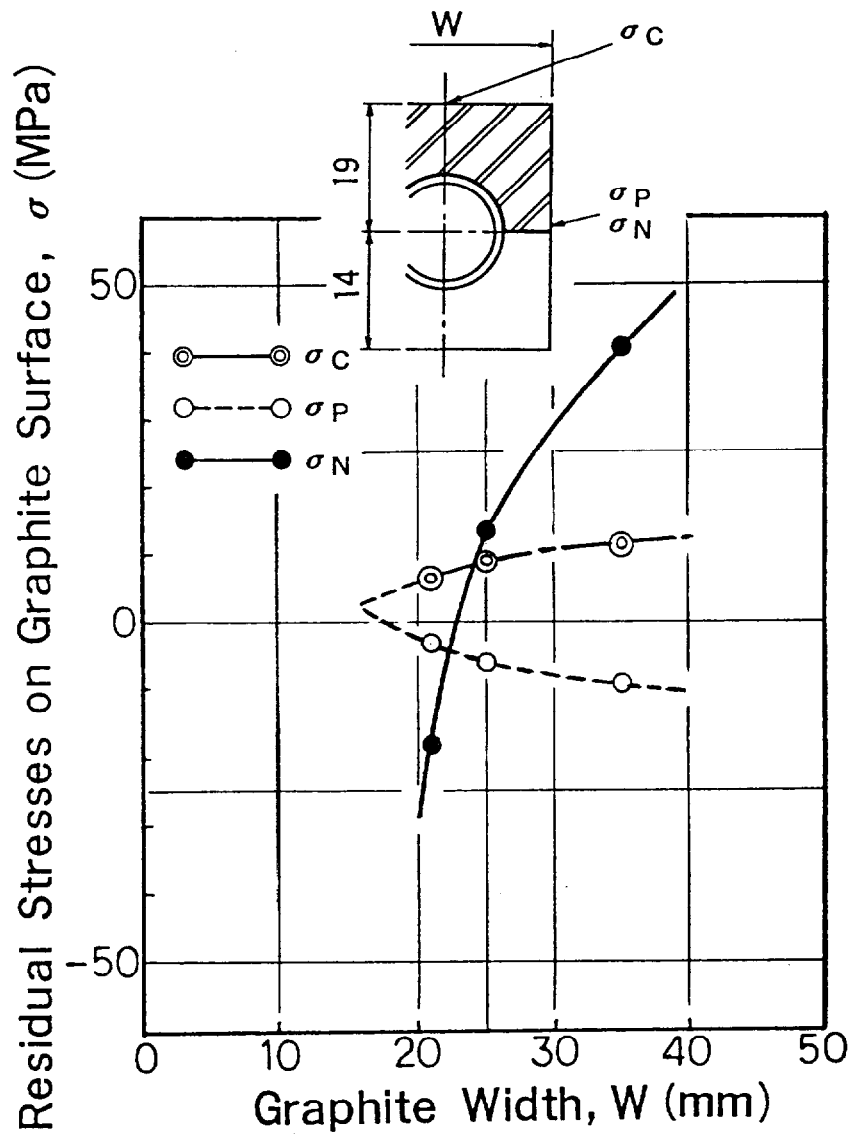


Fig. 2-27 Size effect of C-Cu bonded structure width on residual stresses for saddle-type bonded structure..

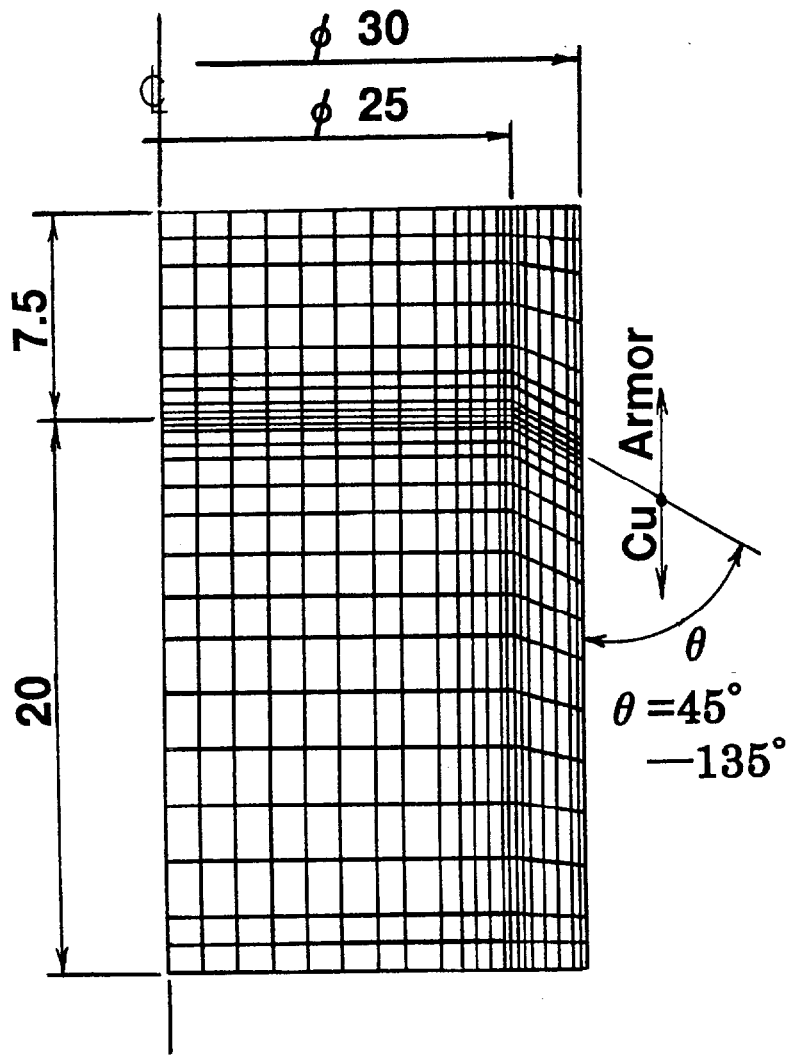


Fig. 2-28 Axisymmetric analytical model of bonded structure with different wedge angle at the interface edge.

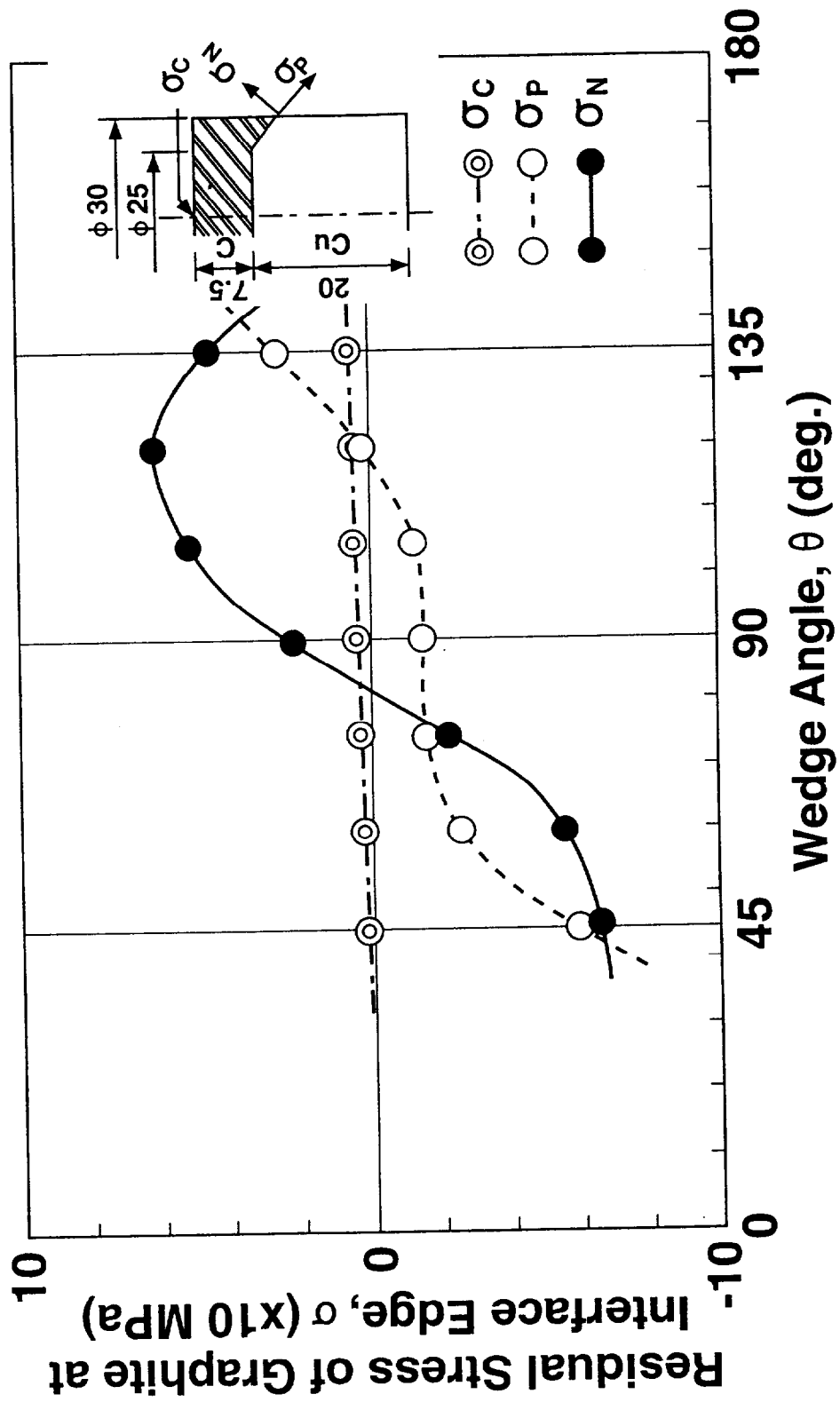


Fig. 2-29 Influence of wedge angle at the interface edge on residual stress for graphite-copper bonded structure..

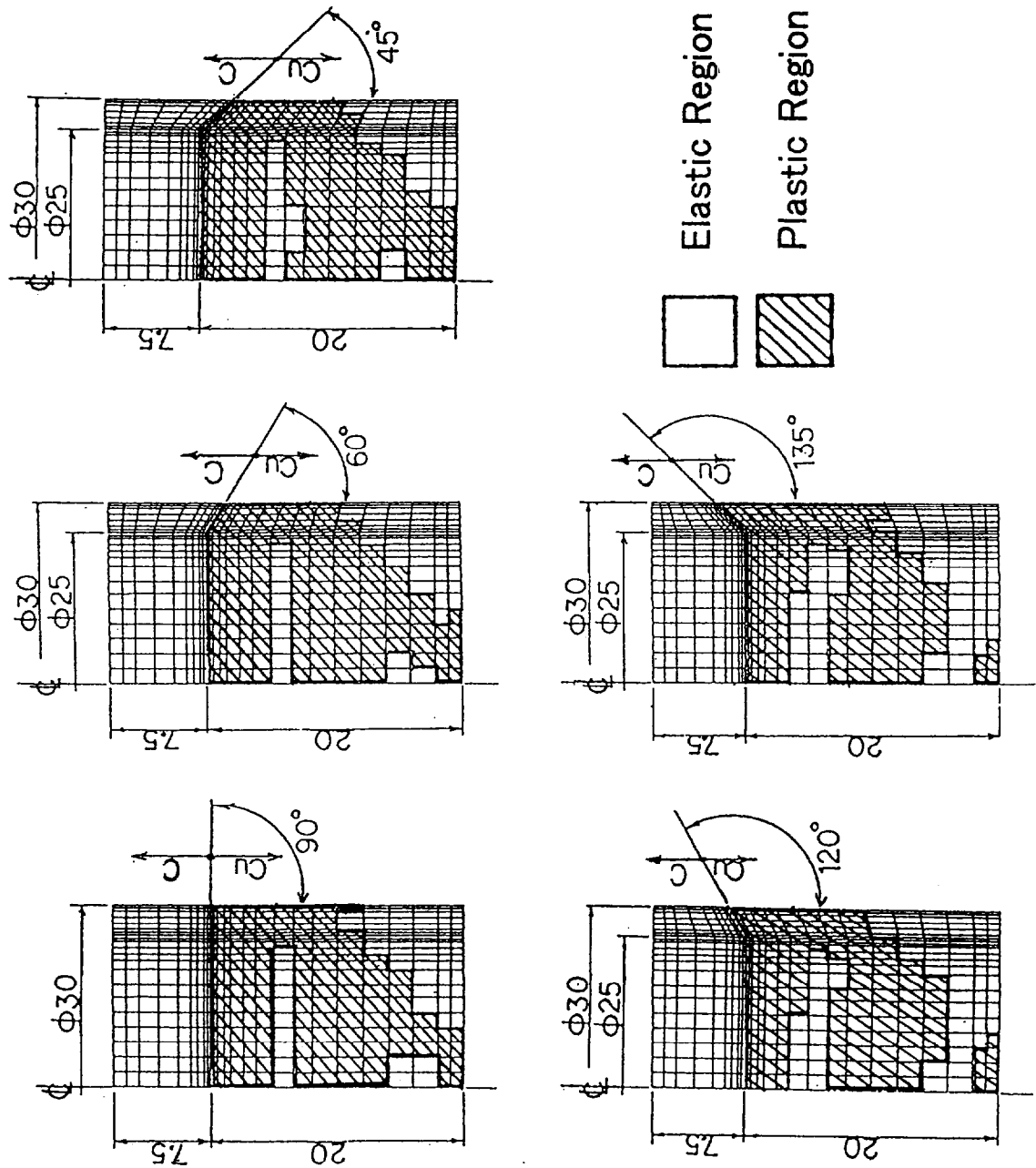


Fig. 2-30 Development of copper plastic region after cool-down at the brazing for graphite-copper bonded structures with different wedge angle from 45° to 135° .

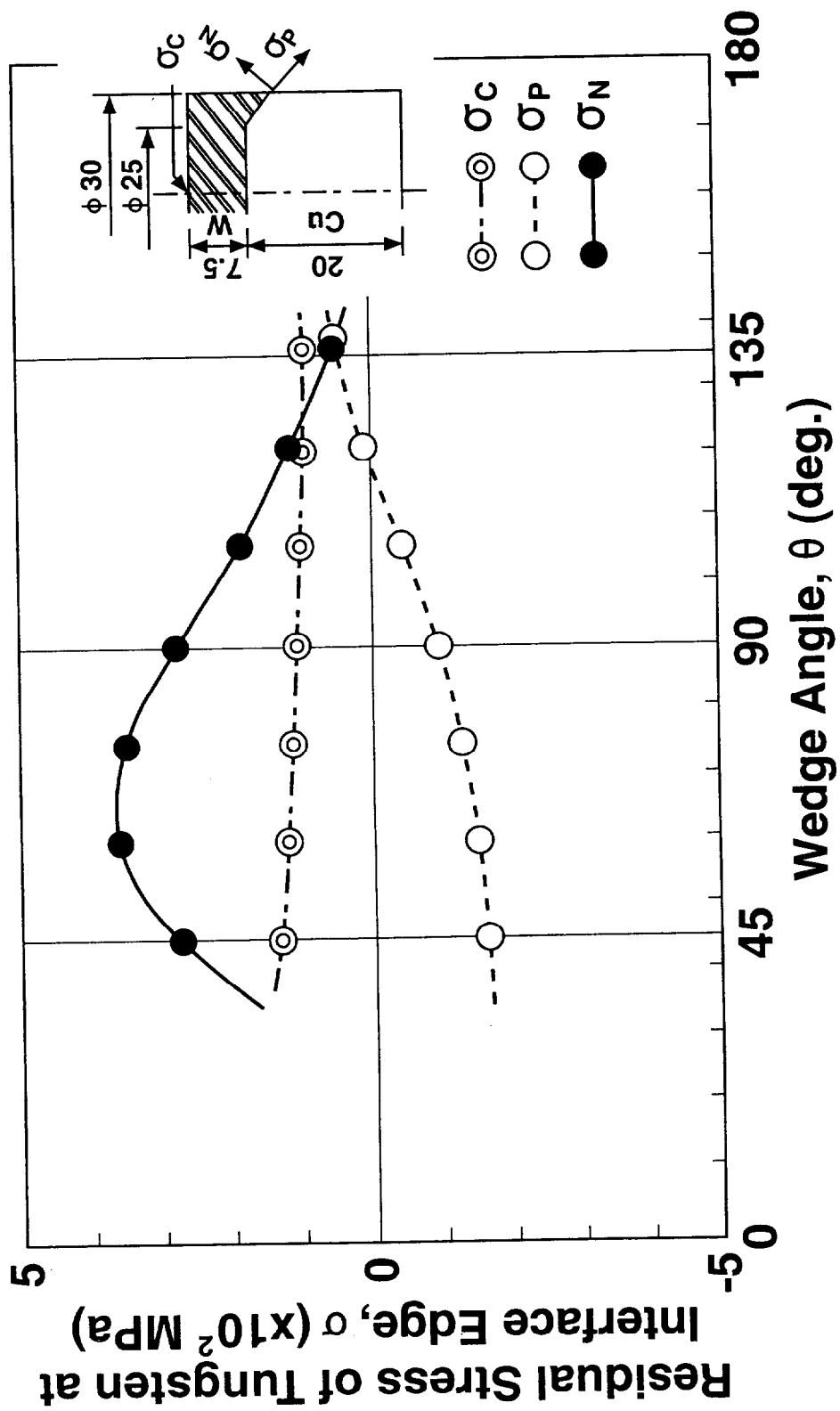


Fig. 2-31 Effect of wedge angle at the interface edge on residual stress for tungsten-copper bonded structure.

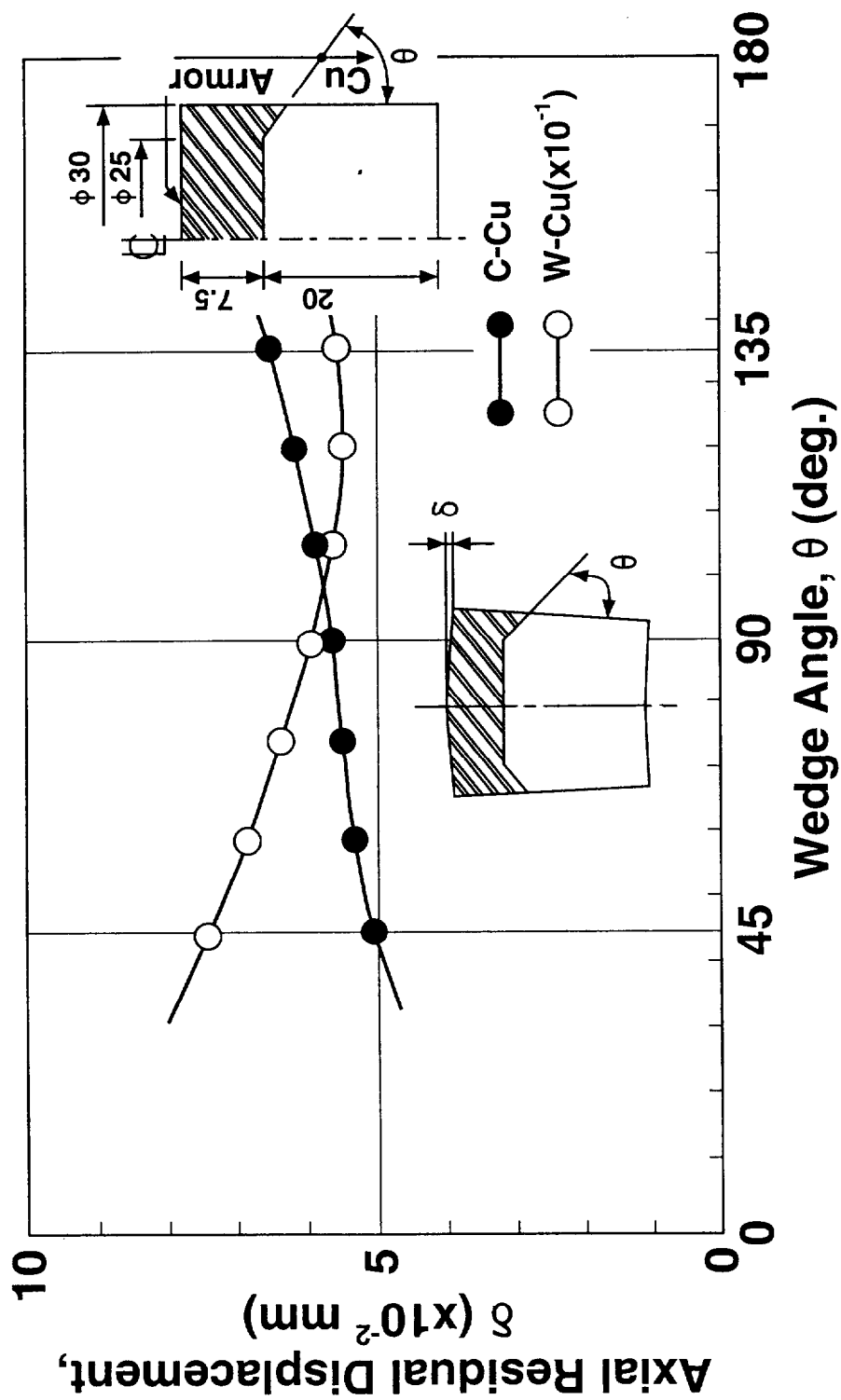


Fig. 2-32 Effect of wedge angle at the interface edge on axial residual displacement on the armor top surface for graphite- and tungsten-copper bonded structures.

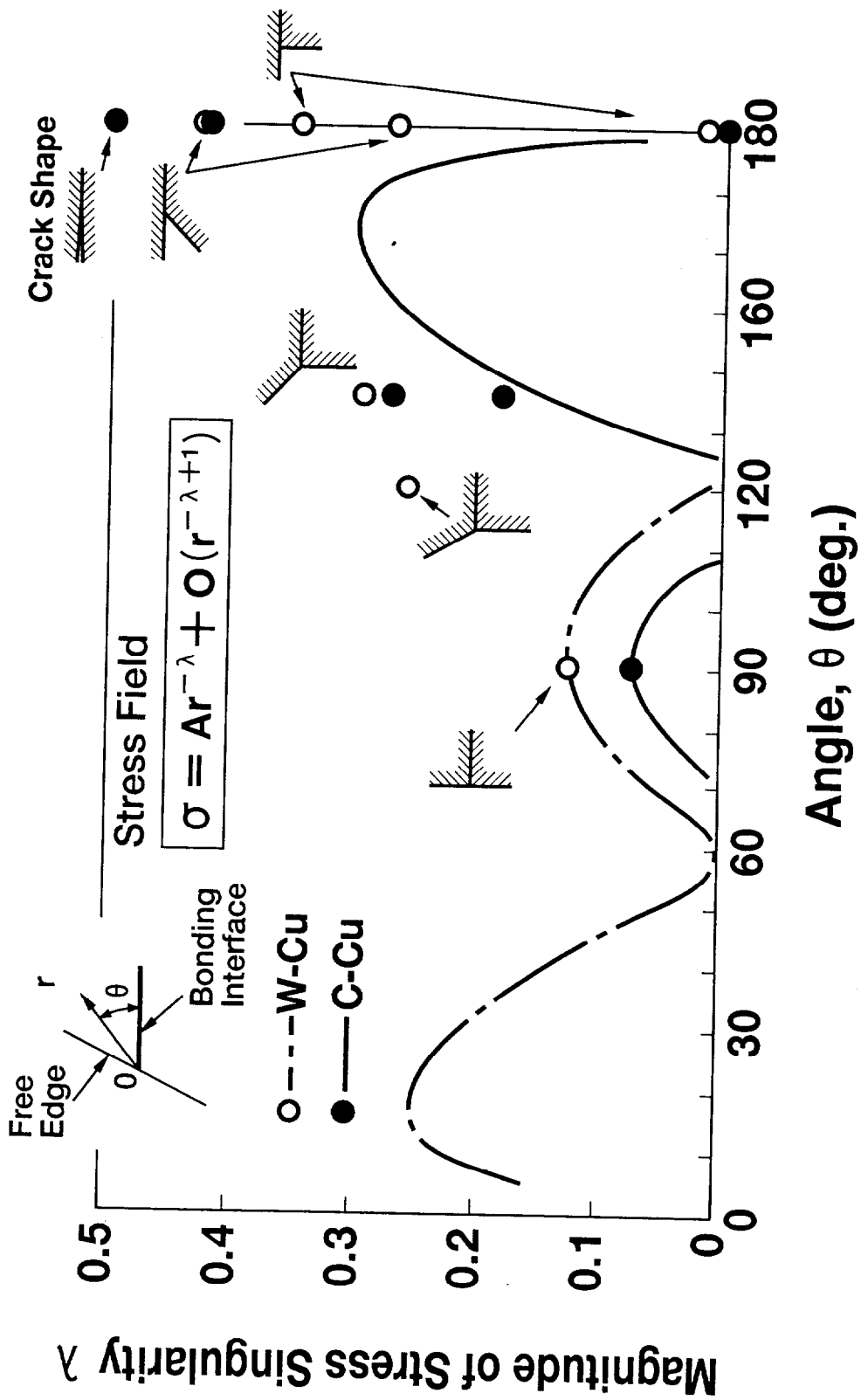


Fig. 2-33 Strength of stress singularity for graphite- and tungsten-copper bonded structures, cited from references [18] , [24] .

第3章 タングステン・銅接合体残留応力の再配分

3. 1 緒言

核融合次期装置で予測されるプラズマからの高熱負荷を安全に制御するため、CFC（炭素繊維複合材）やタングステンのアーマタイルを銅熱シンク材へ接合する構造の強制冷却型ダイバータ板の開発が精力的に進められている [1-2]。これらの材料の接合ではしばしば製作上の問題が生じるため、ダイバータ板用の接合構造が提案され、接合試験体による模擬熱負荷試験が数多く行われている [1-4]。近年、高熱負荷機器における接合構造体の残留応力についての実験的計測や解析的評価に関する多くの研究成果が報告されている [4-9]。しかし、高熱負荷機器接合構造体の設計における機械的強度、破壊挙動およびその強度評価法など研究が進められているが、未だ数多くの重要な問題が残されている。特に、残留応力の形成と再配分による接合構造体の接合界面の損傷、破壊に関する研究、報告は少ない [8]。

そこで、タングステン・銅の接合体について電子ビーム照射試験装置を用いて、 14MW/m^2 ・2 秒の繰り返し熱負荷試験を実施し、特に接合残留応力の熱負荷照射後の応力再配分について検討を行った [10]。繰り返し熱負荷試験後の接合試験体の残留応力挙動、変化を把握するため、熱負荷された試験体の残留応力を歪みゲージ法で測定した。異なる繰り返し回数で熱負荷された4種の接合試験体、即ち、負荷回数、0, 1, 10, 100回の試験体の残留応力変化を測定し、合わせて有限要素法による熱弾塑性応力解析結果と比較した [11-12]。試験結果及び解析結果を通して接合試験体の残留応力変化と繰り返し熱負荷回数との関係、繰り返し熱負荷による残留応力再配分機構の推定等を議論する。

3. 2 試験体および試験装置

供試試験体は、板厚 5 mm、直径 30mm の高純度タングステン円板を直径 30mm、板厚 20mm の無酸素銅の熱シンクブロックにろう付けした W-Cu 接合体で構成した。W、銅材および接合条件は2章と同じである。熱負荷照射時の接合試験体温度計測のため、試験体中心軸上の接合面及び銅熱シンク材背面にアルメルクロメル熱電対2本を各試験体にろう付けにて接合・埋め込み設置した。Fig. 3-1 に W-Cu 接合試験体の形状寸

法及び熱電対の埋設箇所を示す。

試験体の熱負荷照射源として、最大 30kW の電子ビーム照射試験装置を用いた。本熱負荷照射試験装置は最大出力 30kW (20kV-1.5A) の電子ビームガン、直径 800mm-長さ 850mm のステンレス鋼製真空容器、排気容量 750 l/s の油拡散ポンプからなる真空排気システム、自動試験運転用ビーム制御システム及び試験データ処理システムから構成される。Fig. 3-2 に電子ビーム照射試験装置の外観写真を示す。接合試験体は真空容器内に内部を強制水冷却されたサンプルホルダー用の銅固定板上にボルト締結により固定される。従って、試験体の銅熱シンク材背面は上記銅固定板に密着されるため、試験体は常時銅固定板を介して、間接的に冷却される構造である。Fig.3-3 に銅固定板にボルト締結された接合試験体の写真を示す。

3. 3 試験結果

3. 3. 1 繰り返し熱負荷試験結果

熱負荷試験装置内試験体ホルダーの銅固定板上でのビーム出力密度分布をカロリメータを用いて計測した。Fig.3-4 に示す様に、カロリメータは銅基板上に十字形に 13 個の熱電対センサーを固定 (1 列に各 7 個の熱電対を並べる) したもので、各熱電対センサーには等しいビーム面積の熱が入射される様に十字形に 13 個の直径 2mm の貫通孔を設けた銅カバーを熱電対センサーの上に固定する構造である。各熱電対センサー先端には直径 3mm、長さ 5mm の銅製の円柱が熱シンク材としてろう付けされ、熱負荷時に各熱電対センサーの温度上昇からビーム出力密度分布を計測する。熱電対センサーの負荷時のシグナルは、熱電対先端の銅製熱シンク材の熱解析結果で校正され、校正された熱電対センサーの温度上昇からビーム出力密度分布を求める。Fig.3-5 に上記カロリメータで計測された、試験体ホルダーの銅固定板上でのビーム出力密度分布を示す。ビーム出力密度分布は中心部を最大 14MW/m^2 になるほぼガウス分布に近い傾向を呈した。

試験体への熱負荷試験は、Fig.3-5 に示すビーム出力密度分布を 2 秒間—10 分間隔で照射する繰り返し熱負荷で、繰り返し回数を 1、10、100 回の 3 条件で行った。熱負荷時の試験体温度変化についての実験結果、解析結果の比較を Fig.3-6 に示すが、両者は良く一致し、熱電対による試験体温度測定結果の妥当性が検証された。又、繰り返

返し回数による試験体表面での熱負荷分布、即ち、ビーム出力密度分布の再現性については熱負荷照射毎の試験体温度測定の変化がないことを確認した。Fig.3-7 に繰り返し回数 60 回前後の試験体温度測定結果を示すが、温度測定結果の変化がないことを示している。

3. 3. 2 残留応力測定結果

残留応力は歪みゲージ法を用いて測定した。所定の繰り返し回数熱負荷照射された接合試験体の各部に種々の歪みゲージを貼り付けた。タングステン表面には、表面の半径方向及び周方向残留応力計測を目的に、中央点と接合端部へ向けて異なる半径位置 ($2R/D=0.0, 0.33, 0.50, 0.83$) にゲージ長 1 mm の 3 軸ゲージを貼り付けた。又、接合面端部近傍の軸方向及び周方向残留応力計測を目的に、タングステン側面には接合面端部から表面へ向けて、ゲージ長 0.15 mm の単軸 5 連ゲージを 0.5mm 間隔で貼り付けた。ゲージ貼り付け後、接合面に沿って銅側 0.5 mm をワイヤカットで切断し、タングステン表面の歪みゲージの指標の変化から残留歪みを計測し、タングステン材の弾性係数及びポアソン比 (Table 2-5 参照) を用いて残留応力を算出した。

Fig. 3-8 にタングステン板の表面及び側面に歪みゲージを貼り付けたタングステン・銅接合体試験片の銅熱シンク材部切断前後の写真を示す。接合試験体のタングステン表面における残留応力測定結果と熱負荷照射回数との関係を、Fig. 3-9 に半径方向応力成分 σ_R について、Fig. 3-10 に周方向応力成分 σ_θ についてそれぞれ示す。タングステン表面における残留応力は半径方向応力成分及び周方向応力成分、 σ_R, σ_θ とも最初の熱負荷照射の後増加し、その後熱負荷照射回数の増加とともに最大値で 110MPa から 50MPa まで減少した。Fig. 3-11 に接合試験体のタングステン側面における残留応力測定結果と熱負荷照射回数との関係を示す。タングステン側面における軸方向残留応力成分 σ_z も又、熱負荷照射回数との関係はタングステン表面における残留応力と同様な傾向を示したが、周方向残留応力成分 σ_θ は熱負荷照射回数の増加とともに圧縮側へ増加する傾向を示した。

3. 4 接合体残留応力の熱弾塑性応力解析と考察

3. 4. 1 熱弾塑性応力解析

歪みゲージ法で求められた接合試験体の各繰り返し熱負荷後の残留応力値との比較検討を目的にタングステン・銅接合体の熱弾塑性解析を行った。Fig. 3-12 に W-Cu 接合試験体の熱弾塑性解析モデルを示す。又、解析に使用するタングステン及び銅の各温度における熱的・機械的物性値は 2 章と同じ Table 2-7 [4-5] を用いた。解析において、タングステンは接合過程では弾性特性材料として挙動し、又、銅材はクリープ挙動のない等方性硬化則の弾塑性特性材料として扱った。また、弾塑性応力解析に使用する無酸素銅の各温度における応力-歪み曲線も 2 章の Fig. 2-12 [4-5] を用いた。

最初に、Fig. 3-12 に示す軸対称モデルで接合試験体の接合時の残留応力を熱弾塑性解析によって求め、この結果を次の熱負荷時応力解析における試験体の初期応力分布として用いた。ここで、接合時の初期残留応力解析における応力自由温度、即ち、接合前の応力零状態の温度を 650℃と仮定した。解析は、汎用非弾性構造解析コード「ABAQUS」を用いて行った [13]。次に、繰り返し熱負荷試験についての熱解析、熱弾塑性応力解析を各熱負荷照射回数毎に 5 回まで行った。各熱負荷照射における熱弾塑性応力解析の初期応力分布は前の熱負荷照射後の応力分布結果を用いた。

Fig. 3-9 に繰り返し熱負荷回数、 $N=0, 1, 5$ 回後のタングステン表面の半径方向応力成分 σ_R の解析結果を実験結果と比較して示す。又、Fig. 3-10 には、 $N=0, 1, 5$ 回後のタングステン表面の周方向応力成分 σ_θ の解析結果を実験結果と比較して示す。タングステン表面の半径方向応力成分 σ_R 、周方向応力成分 σ_θ とも解析値は実験値と良く一致している。タングステン表面の接合時の初期残留応力は最初の熱負荷照射によって増加し、その後、繰り返し熱負荷照射回数の増加とともに次第に減少していく傾向が、実験及び解析結果から認められた。又、タングステン側面の残留応力についても、Fig. 3-11 に実験結果とともに解析結果を比較して示すが、軸方向応力成分 σ_z については両者は良く一致した。しかし、周方向応力成分 σ_θ については解析結果と実験結果は、繰り返し熱負荷照射回数の増加に対して逆の傾向を示した。

3. 4. 2 タングステン表面の残留応力

試験体のろう付け接合時における冷却過程では、接合試験体のタングステン板と銅熱シンクブロック間に軸方向の曲げモーメントが、両部材間の熱膨張率や機械的曲げ剛性のミスマッチによる自由変形を拘束する様に、作用する。この曲げモーメントによって

試験体タングステン表面に軸方向残留変形が残される [4]。接合試験体のタングステン表面に高熱負荷を受けると、銅熱シंक材の高温での 0.2%耐力が低いいため銅部は弾塑性変形を呈するが、高温でも機械的強度の高いタングステン板は弾性変形挙動のままである。この時、銅材の塑性変形の進行に伴って両部材間の残留曲げモーメントが解放される。従って、タングステン板表面の接合時の残留応力は、熱負荷照射回数の増加とともに減少したものである。

又、熱負荷照射 100 回後のタングステン表面の残留応力は熱負荷照射 10 回後の応力に比べて照射回数の増加とともに少しながら増加している。これは、接合時のタングステン・アーマと銅材間の残留モーメントの解放後では、熱負荷照射回数の増加に伴って銅材の移動硬化則による効果によって残留応力は次第に増加するためである [8] と考えられるが、今後の詳細な解析検討による確認が必要であろう。

なお、Fig. 3-9 及び Fig. 3-10 に示すタングステン表面の残留応力において、中心部残留応力が $2R/D=0.5$ における残留応力よりも若干高い実験値を示した。

3. 4. 3 接合端部近傍の残留応力

接合端部近傍のタングステン側面の軸方向残留応力は、接合時の曲げ応力成分が主であり、膜応力成分は小さい。このため、タングステン表面の残留応力と同様な理由、繰り返し熱負荷による銅材の弾塑性変形の進行によって接合時冷却過程での残留軸方向曲げモーメントが解放されるため、熱負荷回数の増加に伴って減少する。一方、接合時の周方向残留応力は材料ミスマッチによる膜応力成分と上記軸方向曲げモーメントによる曲げ応力成分の合応力の内、膜応力成分が支配的である。繰り返し熱負荷によって曲げ応力成分は低減するものの、膜応力成分は銅材の弾塑性変形の進行に伴う銅材の歪硬化による耐力の上昇によって増加し、銅材の周方向応力は次第に引張側へ増加する。その結果、タングステン側面の周方向応力成分は、タングステンの低線膨張係数と高温での弾性挙動のため、圧縮応力側へ増加すると考えられる。

タングステン側面の残留応力は、銅材の移動硬化則による効果によって残留応力は次第に増加するものの、最終的にはある応力値に収束するものと考えられる [8]。

3.5 結言

タングステン・銅の接合体について電子ビーム照射試験装置を用いて、 14MW/m^2 -2秒の繰り返し熱負荷試験を実施し、特に接合残留応力の熱負荷照射後の応力再配分について検討を行った。繰り返し熱負荷試験後の接合試験体の残留応力挙動、変化を把握するため、熱負荷された試験体の残留応力を歪みゲージ法で測定した。異なる繰り返し回数で熱負荷された4種の接合試験体、即ち、負荷回数、0, 1, 10, 100回の試験体の残留応力変化を測定し、合わせて有限要素法による熱弾塑性解析結果と比較した。

その結果、以下のことが分かった。

- (1) タングステン表面の残留応力では、半径方向応力成分及び周方向応力成分とも繰り返し熱負荷回数の増加とともに、減少した。これは、接合時の冷却過程でタングステン・銅接合面に生じた軸方向の残留曲げモーメントが、繰り返し熱負荷による銅材の弾塑性変形の進行とともに、解放され、その結果、上記残留曲げモーメントによって生じていたタングステン表面の残留応力が解放されるものである。
- (2) タングステン側面の残留応力挙動では、軸方向応力成分は繰り返し熱負荷回数の増加とともに減少したが、周方向応力成分は圧縮応力側に増加する傾向を示した。軸方向応力成分についての同様な現象、即ち、繰り返し熱負荷回数の増加とともに減少することは、試験体内の軸方向残留曲げモーメントの解放によるものである。一方、繰り返し熱負荷による銅材の弾塑性変形の進行によって銅材は歪み硬化を生じ、銅材の周方向応力は次第に引張側へ増加する。その結果、タングステン側面の周方向応力成分は、タングステンの低線膨張係数と高温での弾性挙動のため、圧縮応力側へ増加すると考えられる。

第3章の参考文献

- [1] T.Kuroda et al., ITER plasma facing components, ITER documentation series, no. 30, IAEA, Vienna, 1990.
- [2] TECHNICAL BASIS FOR THE ITER INTERIM DESIGN REPORT, COST REVIEW AND SAFETY ANALYSIS, IAEA, 1996.
- [3] M.Akiba and R.D.Watson, Elsevier Science Publishers B.V., IAEA(1993) 796.
- [4] K.Kitamura, K.Nagata, M.Shibui, T.Fuse, N.Tachikawa, M.Akiba, M.Araki and M.Seki, Fusion Engrg. Des., 18(1991)173.
- [5] M.Shibui, K.Kitamura, K.Nagata, T.Fuse and N.Tachikawa, Proc. 14th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1991)368.
- [6] K.Kitamura, K.Nagata, N.Tachikawa, M.Shibui, M.Akiba and M.Araki, Proc. 15th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1993)863.
- [7] 佐藤拓哉、小林英男、荒居善雄、機械学会論文集 (A 編) 57 卷 543 号(1991-11)2702.
- [8] 羅芳毅、小林英男、佐藤拓哉、機械学会論文集 (A 編) 60 卷 569 号(1994-1)59.
- [9] I.Smid, M.Akiba, M.Araki, S.Suzuki and K.Satoh, MATERIAL AND DESIGN CONSIDERATION FOR THE CARBON ARMORED ITER DIVERTOR, JAERI-M 93-149.
- [10] K.Kitamura, US-Japan Workshop Q-181 on PMI-HHFC, UCSD, San Diego, Jan.,23-27(1994)IV-93-99.
- [11] K.Ohsemochi, K.Kitamura and J.Ohmori, Proc. 16th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1995)1119.
- [12] K.Kitamura, K.Ohsemochi, K.Nagata, J.Ohmori, M.Shibui and M.Seki, Fusion Engrg. Des., 39-40(1998)529.
- [13] ABAQUS USER'S MANUAL, VER. 5.4, Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc.(1995)

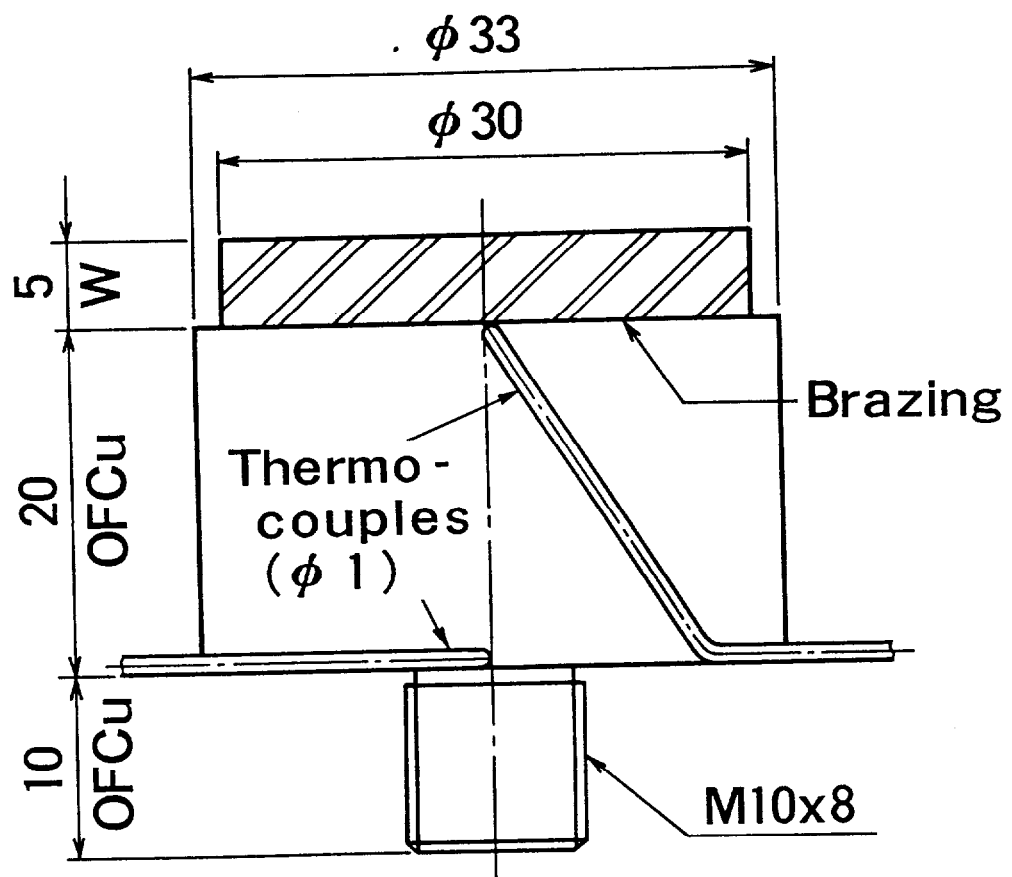


Fig. 3- 1 Mechanical configuration of W-Cu test specimen for cyclic thermal testing in the condition of one-sided heating.

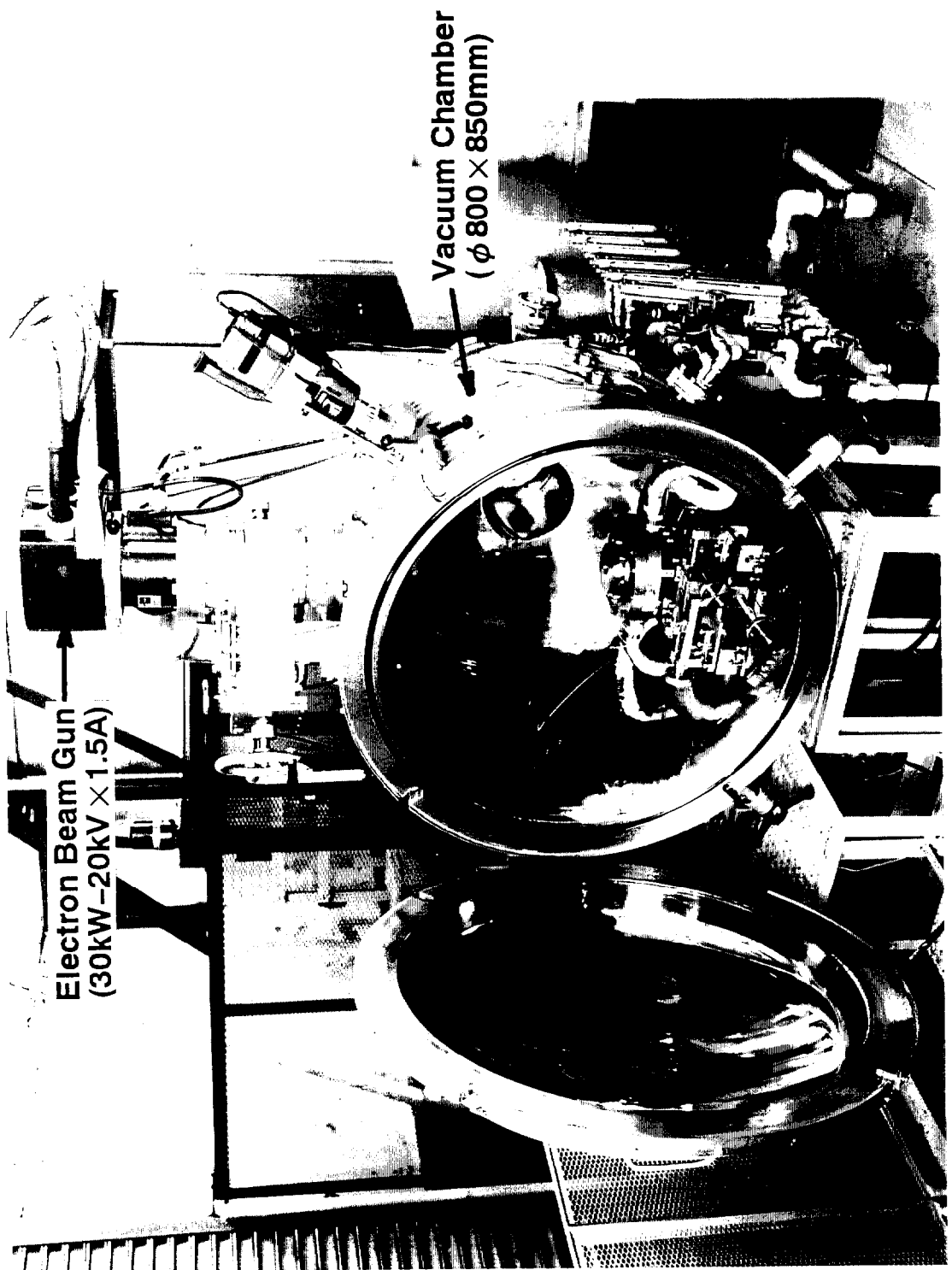


Fig. 3- 2 Overview of high heat flux test device using electron beam gun.

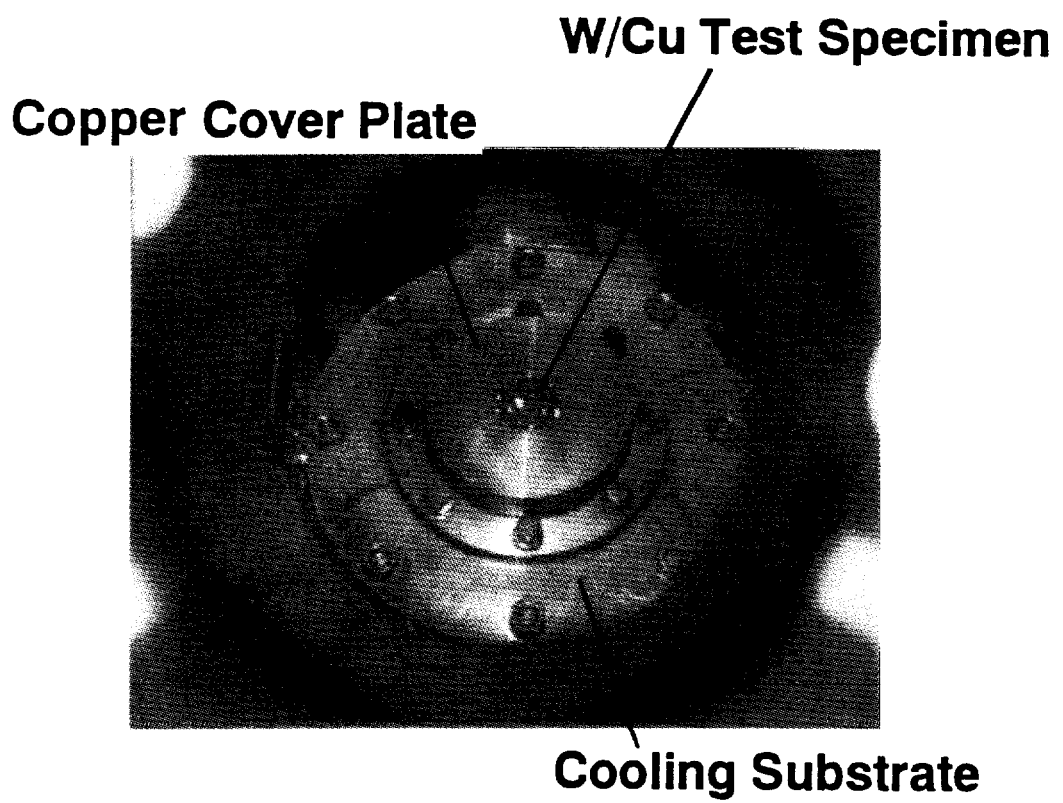
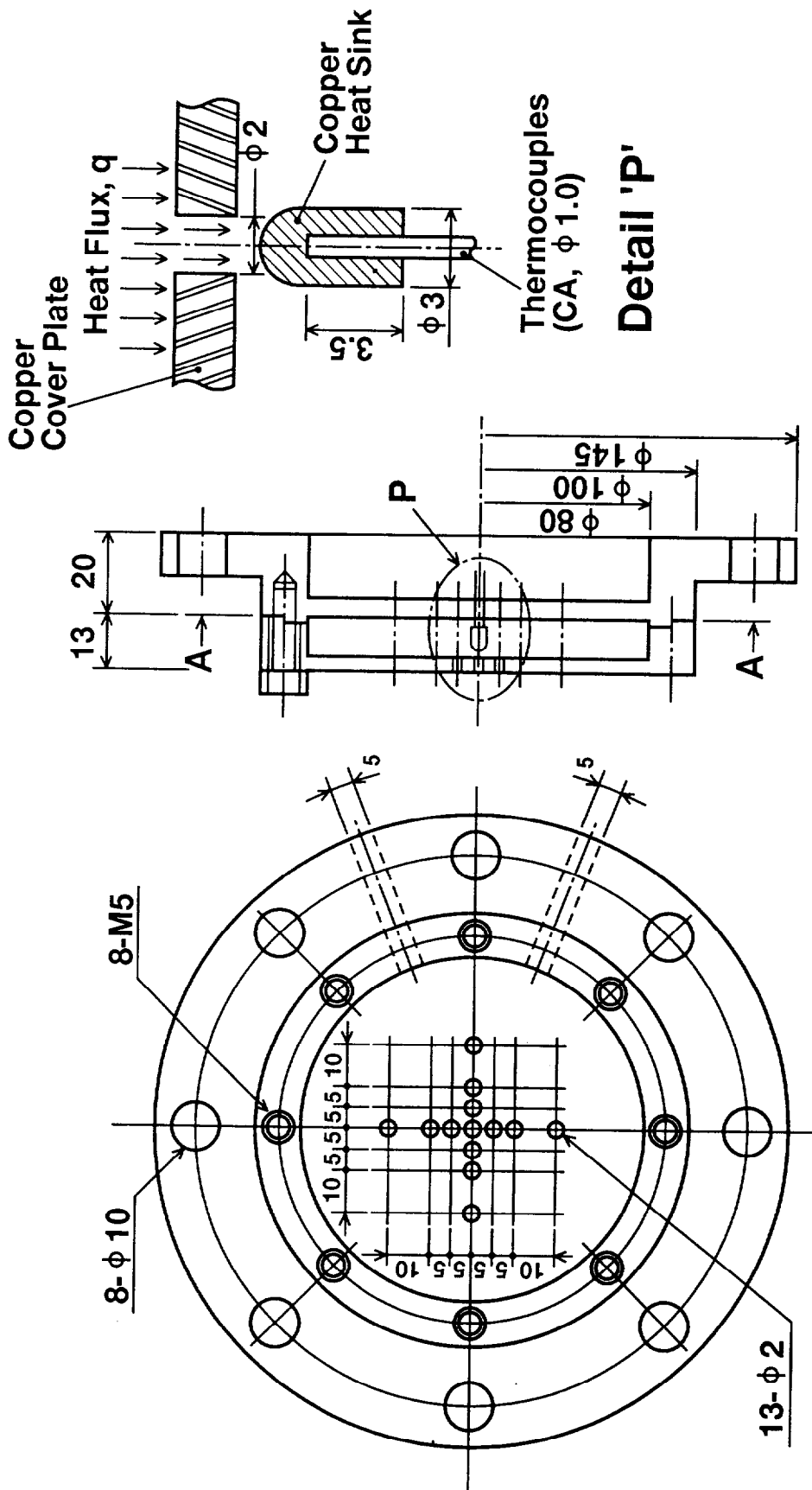


Fig. 3- 3 W-Cu test specimen fixed on the cooling substrate of the electron beam test device.



A-A Cross Section

Fig. 3- 4 Mechanical configuration of copper calorimeter mounting thermocouples.

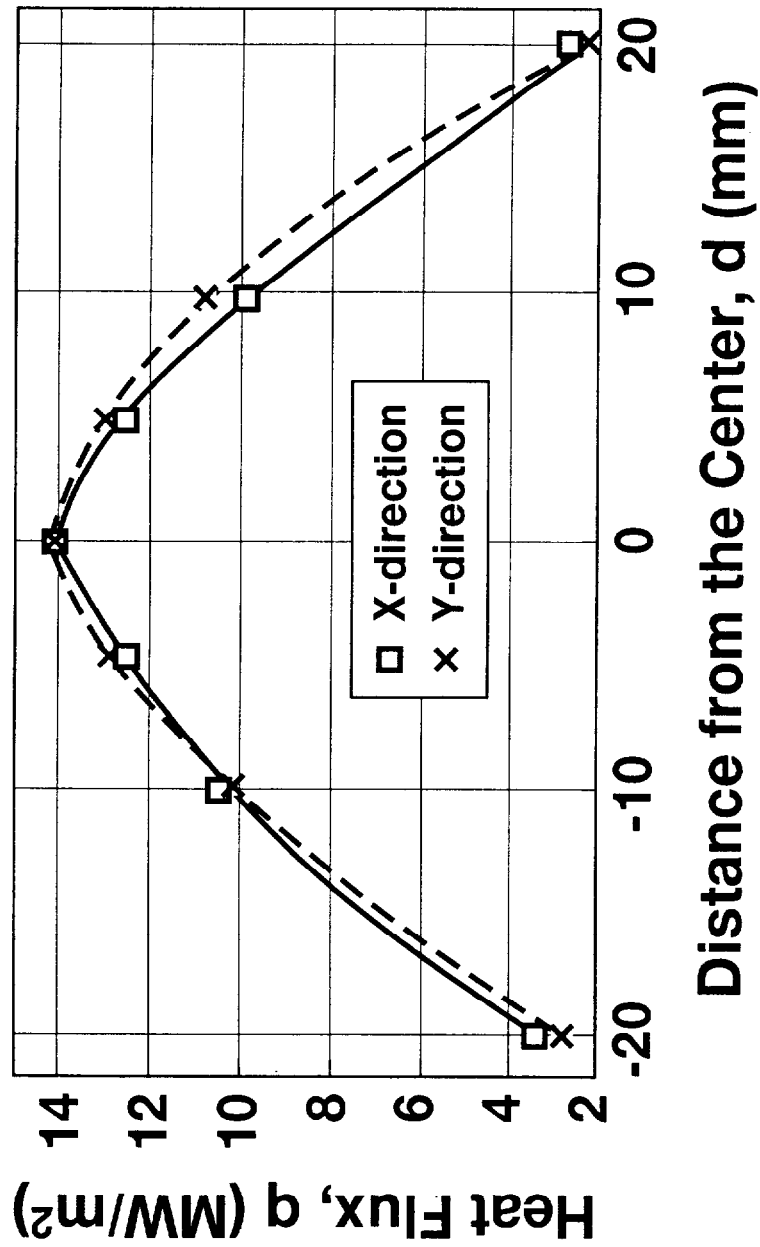


Fig. 3- 5 Heat flux distribution on W-Cu specimen top surface, measured by the calorimeter.

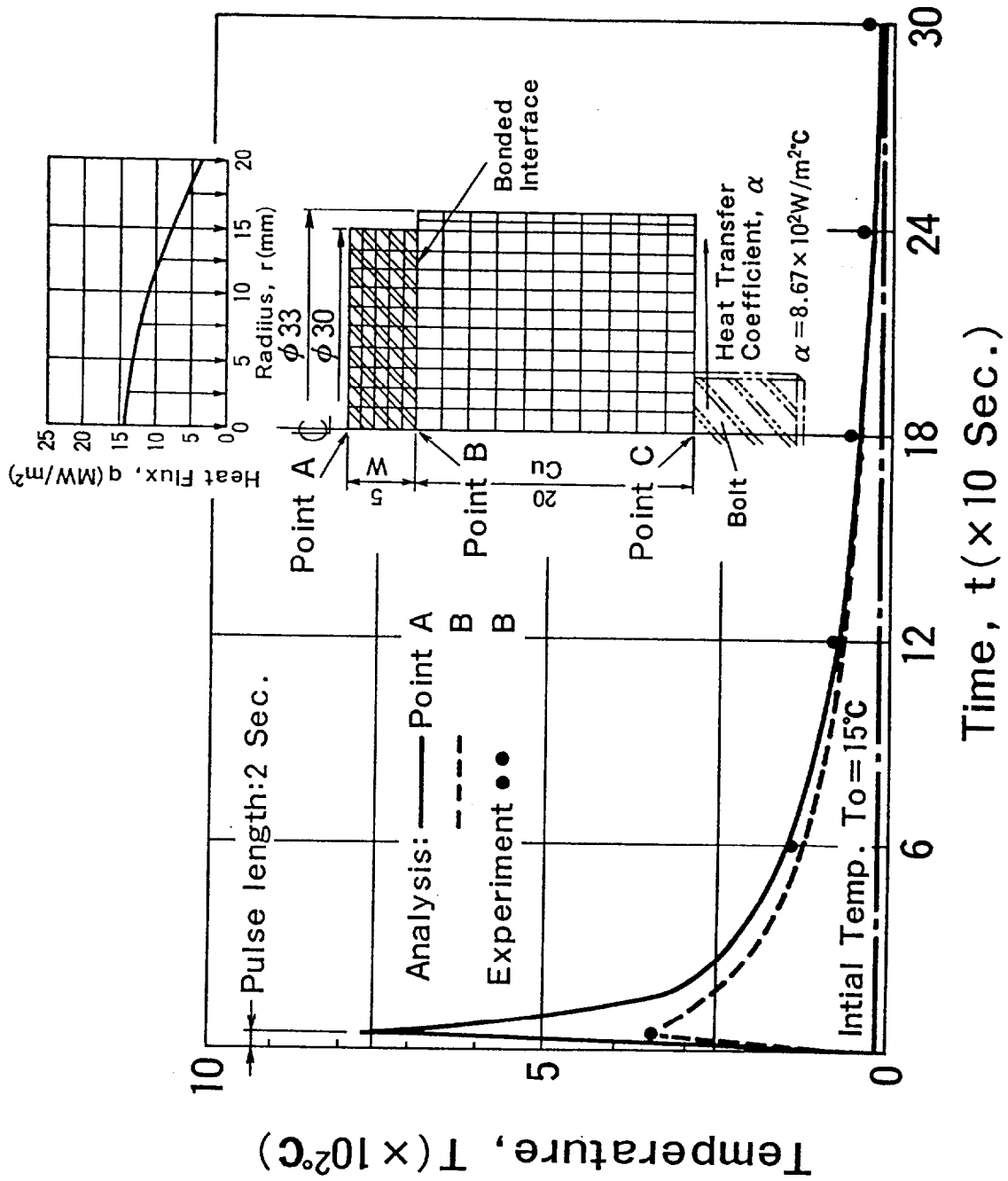


Fig. 3- 6 Time variation of the temperature in W-Cu test specimen due to a heat load of 14 MW/m^2 -2 sec.

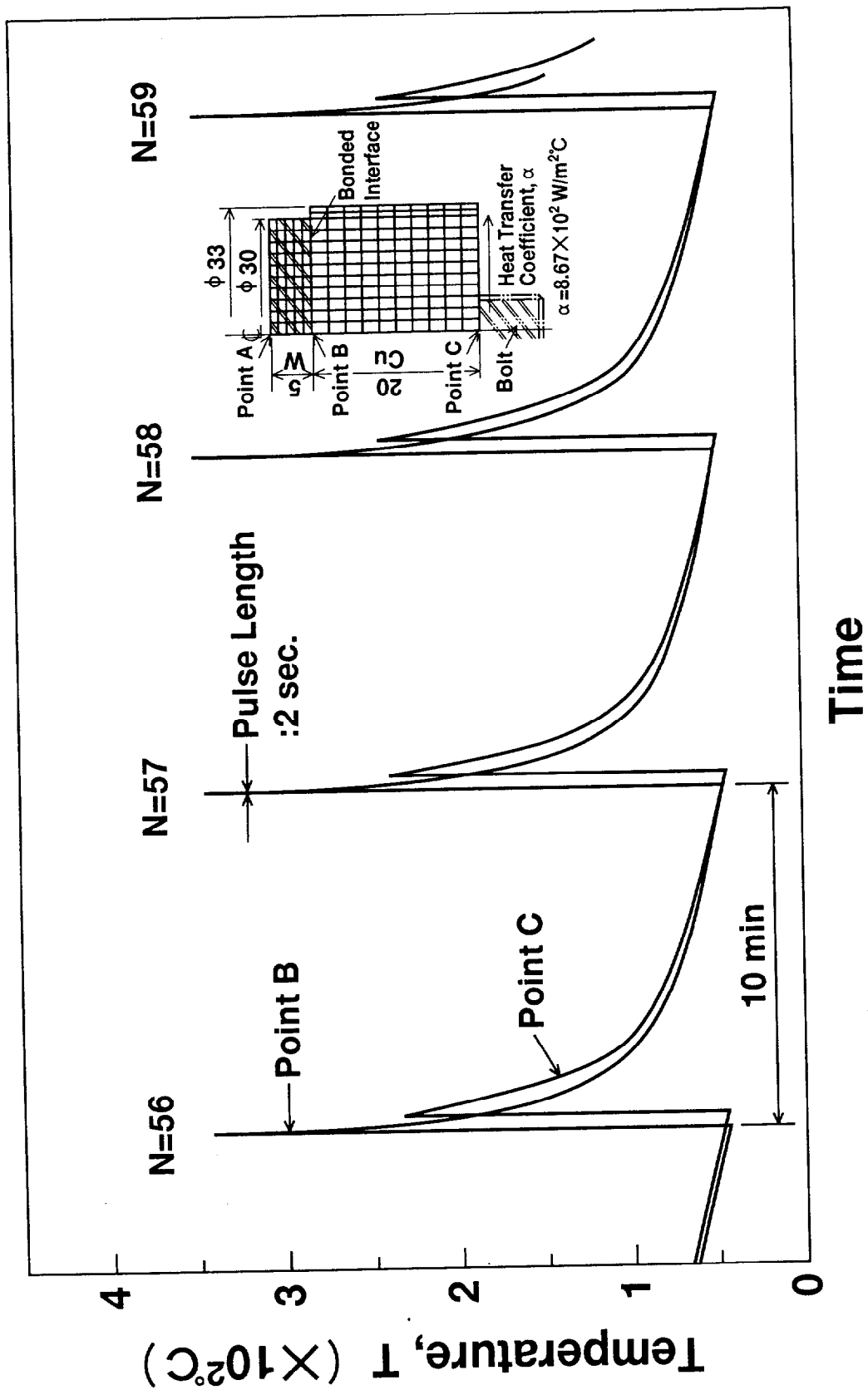


Fig. 3- 7 Temperature responses in W-Cu test specimen during cyclic heat load.

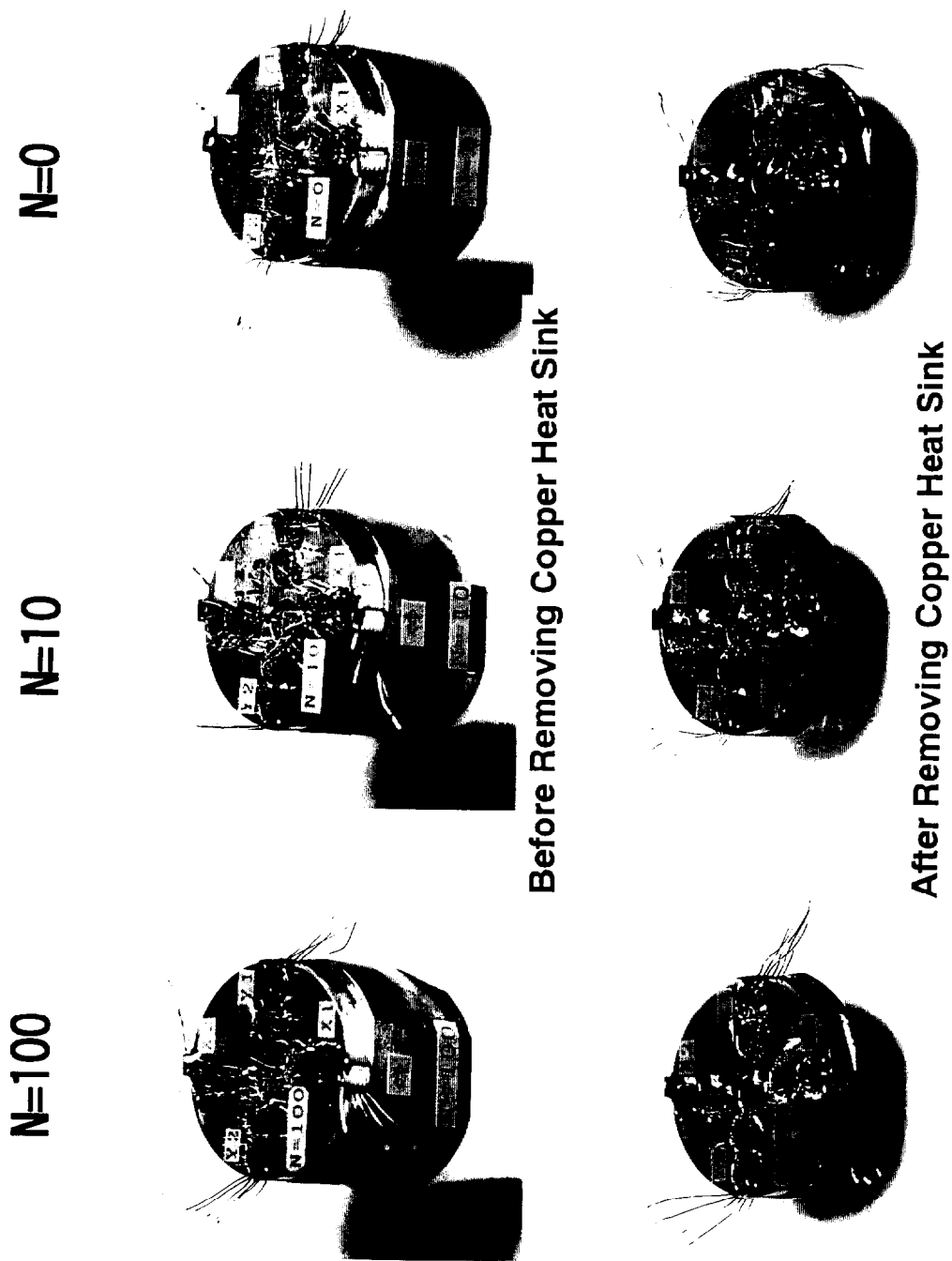


Fig. 3- 8 W-Cu test specimens with strain gauges on the top and side surfaces of the W plate after cyclic heat loads with different number of cycles.

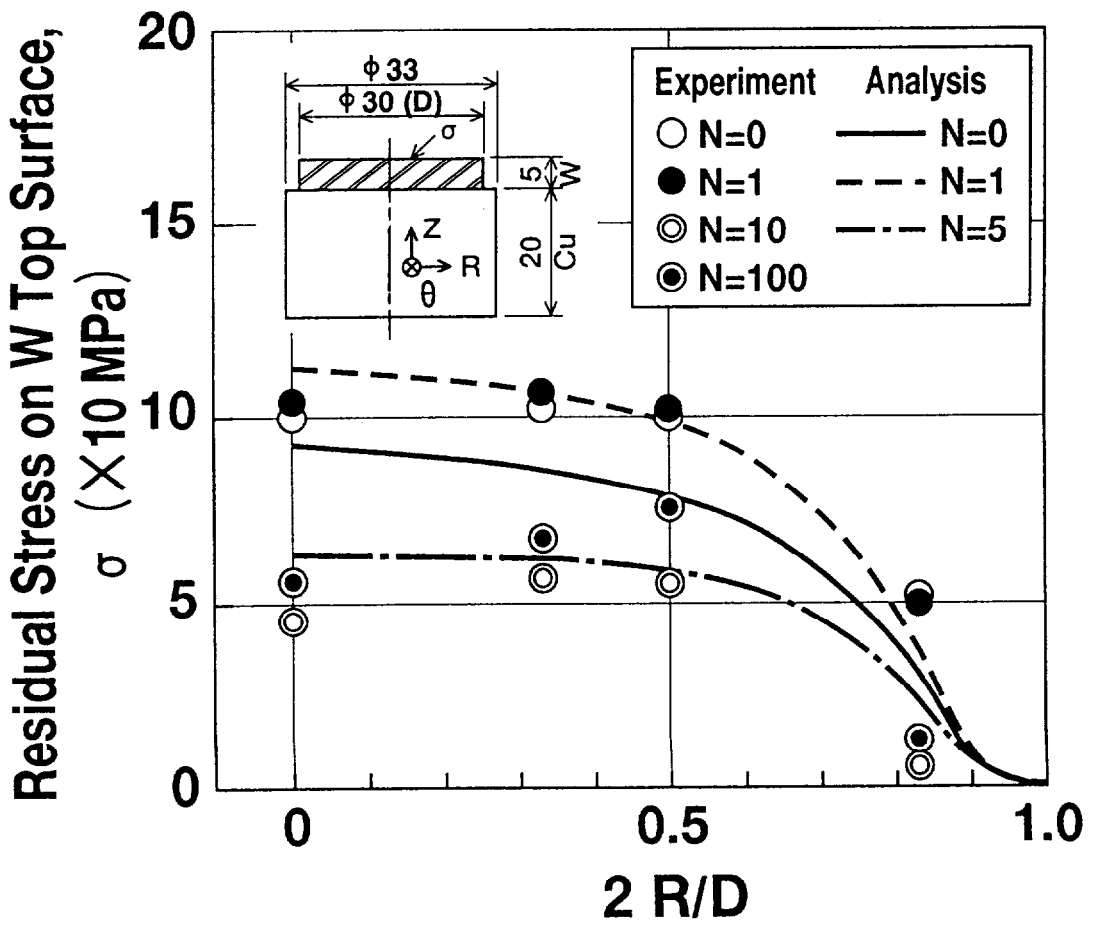


Fig. 3- 9 Distribution of radial stress component on the W top surface as a function of number of heat load cycles.

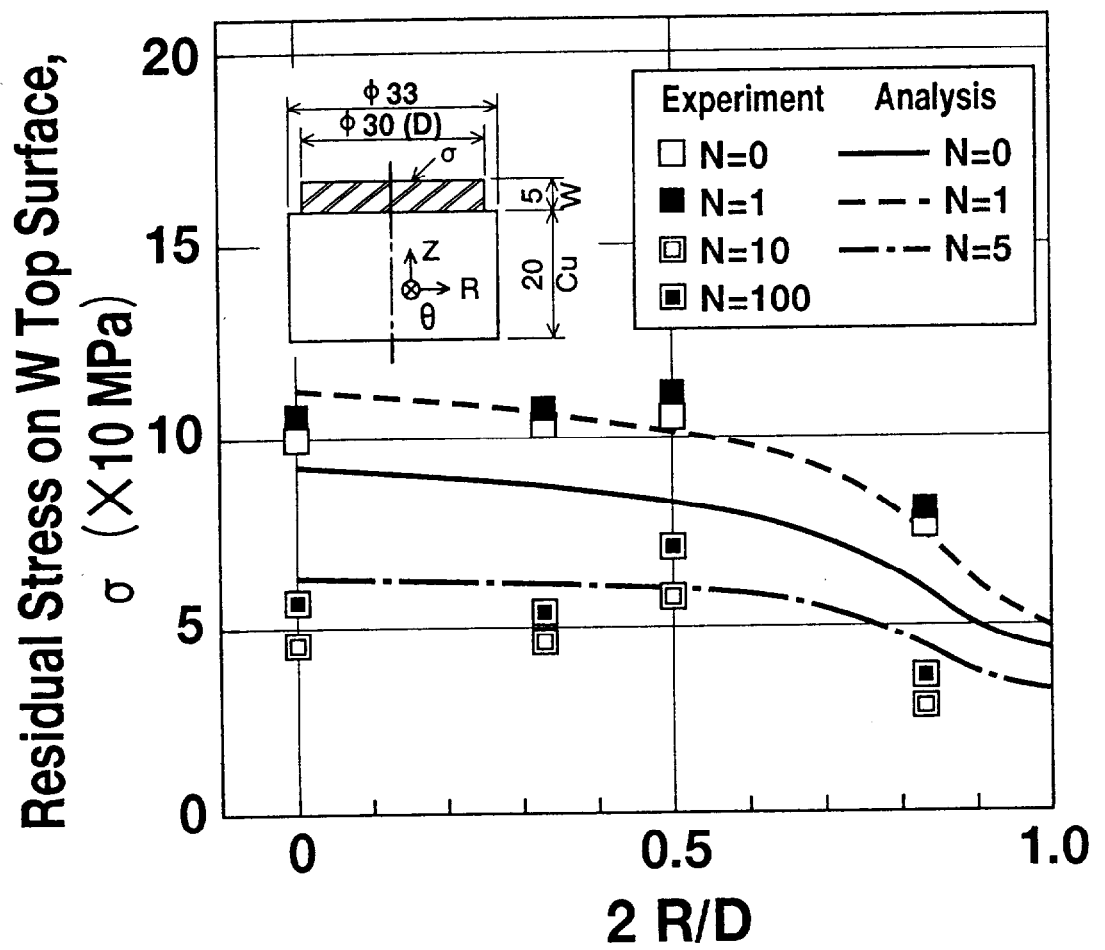


Fig. 3-10 Distribution of hoop stress component on the W top surface as a function of number of heat load cycles.

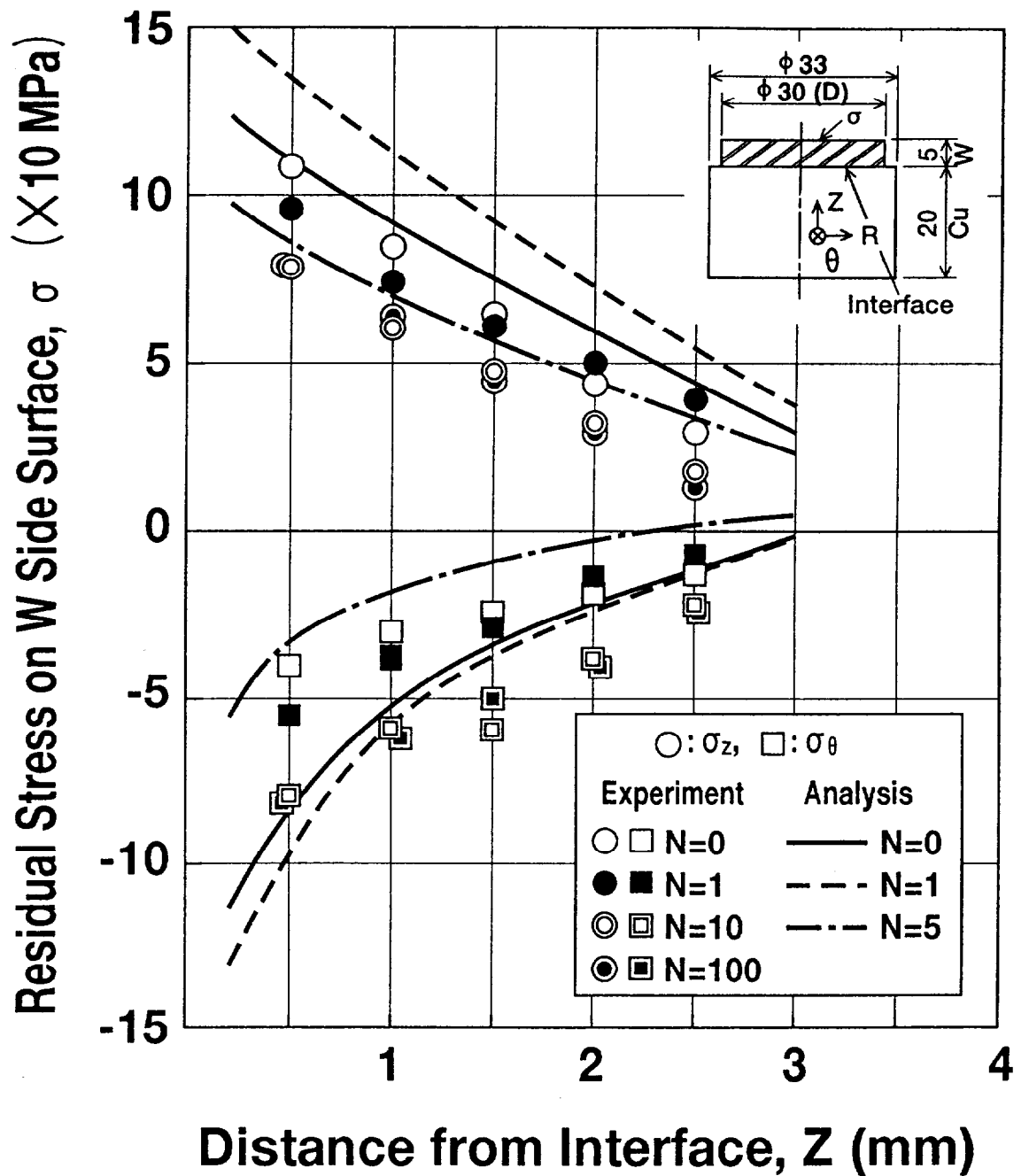


Fig. 3-11 Residual stress distributions of axial and hoop stress components on the W side surface as a function of number of heat load cycles.

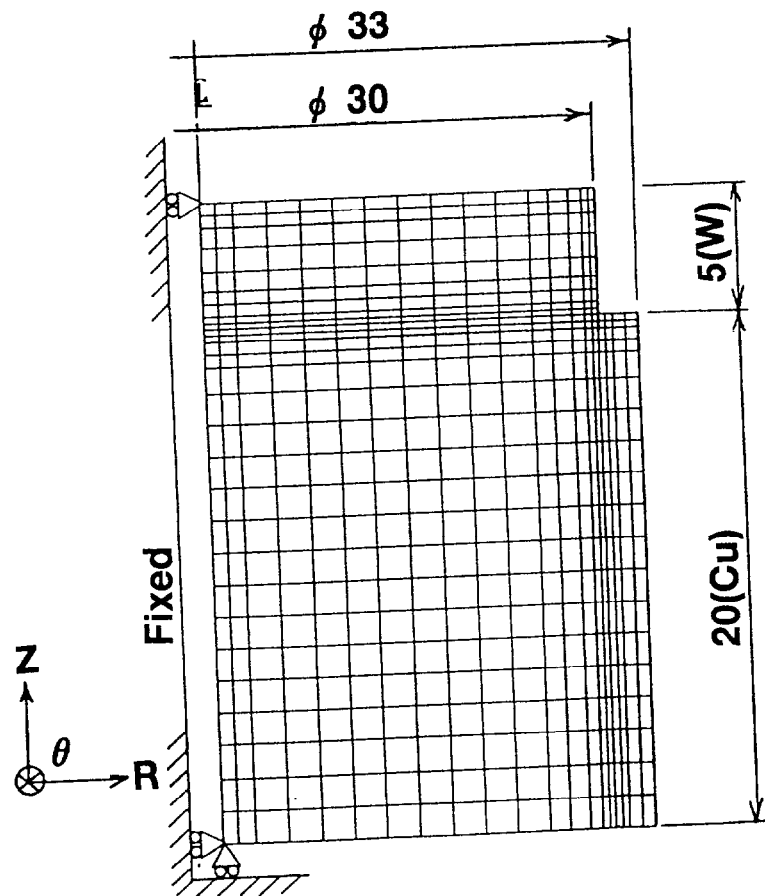
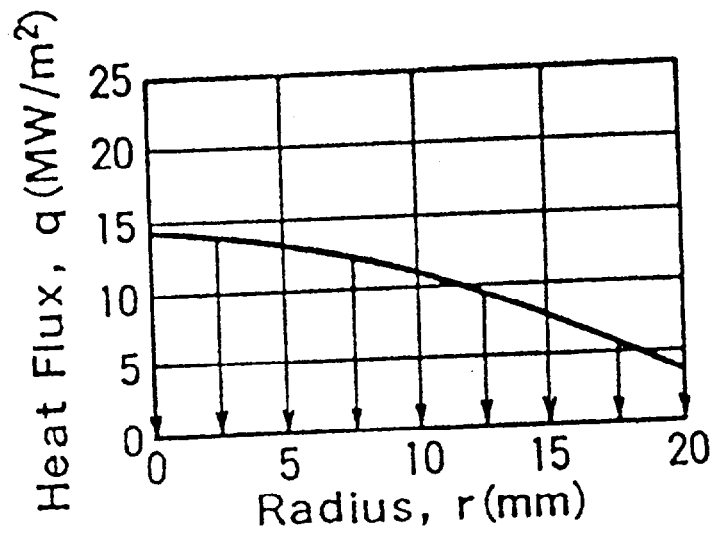


Fig. 3-12 Axisymmetric model of residual stress analysis of W-Cu test specimen.

第4章 タングステン・銅接合体の機械的疲労強度

4.1 緒言

ダイバータ板は高熱負荷と高粒子負荷を受けるため、ダイバータ板の設計では、通常運転時におけるスパッタリング防止とプラズマ崩壊（デイスラプション）時の溶融防止用に高融点材料のアーマ材と高熱伝導特性材の冷却用熱シンク材との接合構造が採用されている。核融合実験炉（FER）では、アーマ材にタングステン（W）を、熱シンク材に無酸素銅（Cu）が採用され、これらの接合にはろう接合が適用される [1-2]。上記 FER のダイバータ板のプラズマ側表面には、 2MW/m^2 -2000 秒の繰り返し高熱負荷を受けるため、ダイバータ板、特に W アーマと Cu 熱シンク材間の接合領域には高い機械的健全性が要求される [2-4]。このような W-Cu 接合体では、プラズマからの表面熱負荷時に両部材の熱膨張差によって接合界面近傍に過大な熱応力が発生する。このことは、接合構造の様なダイバータ板の疲労寿命は W アーマ材の疲労損傷の蓄積よりも W-Cu の接合部又は銅熱シンク材の熱疲労寿命によって決まる [2]。

熱負荷に対するダイバータ板構造の寿命設計では、直接的に熱負荷を受ける W アーマ材と Cu 熱シンク材の評価に加えて、特に W-Cu の接合部の熱疲労によるき裂初生、き裂進展の評価が重要である。接合界面には部材の接合時に微小欠陥の発生が予想されるため、接合部のき裂進展特性の取得は機器寿命評価上、特に重要な課題といえる。しかしながら、異種接合体の接合層や完全焼鈍銅材の疲労強度特性に関する研究は余り多くはなく [2-3,5-6]、W-Cu 接合体のき裂進展特性に関する研究は殆どない。

そこで、W-Cu 接合体のろう接合部のき裂初生、き裂進展について機械的疲労試験を実施し、接合体のろう接合部のき裂初生、き裂進展に関する基本的疲労強度特性を把握すると共に、併せて接合体のろう接合部に微小欠陥が存在するダイバータ板の寿命評価法について検討した。

4.2 機械的疲労試験

ダイバータ板に掛かる機械的荷重としては、機器全体に繰り返し荷重として掛かるプラズマ崩壊時の電磁力および冷却配管に定常的に掛かる冷却水圧力考えられる。核融合炉 FER, ITER 等のダイバータ板設計では電磁応力も熱応力に劣らず構造強度的には

厳しいレベルにあるが、電磁応力を発生させるプラズマ崩壊頻度は通常運転回数の1-5%程度であるので、電磁力荷重の厳しさは熱荷重同様に総合的な機器の疲労解析によって評価する必要がある。ここでは、W-Cu 接合体の基本的な疲労強度特性取得を明らかにする目的で上記機械的疲労試験を実施した。

4. 2. 1 試験体材料

疲労試験に用いたタングステン材および無酸素銅は2章で記述したものと同一である。熱シンク材としては、無酸素銅の1/4硬化材を用いた。ろう接合による熱サイクル後の常温における銅材の引張強度特性は、0.2%耐力で67 MPa、引張強さで247 MPa、伸びで40%、絞りで75%であった。粒界の平均径はおよそ0.4 mmであった。Table 4-1 に試験片に使用したWとCuの常温での機械的強度を示す。

4. 2. 2 試験体製作

試験体はタングステン及び銅材を概略寸法に機械加工後、最高温度940℃でろう接合した。タングステン・銅のろう接合は、アモルファスNiろう(AWS, BNi-6相当：組成含有率10-12%P, 0.1%C, 残りNi)の非結晶質ろう材を用いた。Niろう層の平均厚さは32 μmであった。接合は水素雰囲気中で850℃—20分、940℃—20分の温度保持にて行った。Table 4-2 に試験片のろう接合条件を示す。

試験体として2種類の形状、砂時計型平滑接合試験片と両側面の接合部に切欠きを施した平板型切り欠き接合試験片を製作した。平滑接合試験片は直径24 mm x 長さ85 mmの2本の銅材間に直径16 mm x 厚さ10 mmのタングステン板をろう接合した後、接合面から長さ35 mmの銅領域を砂時計型に機械加工する。又、切り欠き接合試験片は板厚12 mm x 幅40 mm x 長さ100 mmの2枚の銅板間に板厚5 mm x 長さ40 mmのタングステン板をろう接合した後、接合面から長さ30 mmの銅領域を厚さ5 mmに機械加工する。機械加工後800番のエメリ紙を用いて接合部の幅約10—15 mmを研磨した。切り欠き接合試験片では、接合面の銅側の両側面に接合面に沿って深さ5 mm x 幅0.2—0.3 mmの切り欠きをワイヤカットで形成する。Fig. 4-1 に両接合試験片の接合・機械加工後の形状・寸法を示す。平滑接合試験片はき裂初生疲労試験用に、切り欠き接合試験片はき裂進展疲労試験用として用いた。

なお、銅材のき裂初生疲労試験およびき裂進展疲労試験については、それぞれ銅単体

の Fig. 4-1(a)と同形状の試験片、Fig. 4-1(b)と同形状で且つ銅材両側面に切り欠き加工を施した試験片を用いて実施した。

Fig. 4-2 にアモルファス Ni ろうで接合されたタンゲステン・銅接合部のミクロ組織を示す。銅は Ni ろう材の中に拡散して固溶体を形成し、又、Ni ろうはタンゲステンの粒子間に拡散して W-Ni の化合物が生成されている。タンゲステン側界面に上記化合物と思われる比較的粗大な粒子が認められる。この領域はタンゲステンの組織と異なっているため準界面と呼ぶことにする。又、接合層内には銅とニッケルの内部拡散定数の差によって生ずるカーケンダル・ポイドが見られる [8]。

又、W-Cu 接合試験片の接合層近傍について、W, Cu, Ni, P 元素の拡散状況を EPMA によって分析した。これらの面分析、ライン分析から Cu は Ni ろう部へ、Ni は W 側へ拡散していることが分かった。Fig. 4-3 にろう接合部の硬度分布測定結果を示す。Ni ろう材部が最も硬く、次に W、Ni へ Cu が固溶した領域は Cu よりもやや硬くなっていることが分かる。

なお、本試験では W-Cu 接合体に Ni ろうを適用しているが、Ni は中性子照射による材料劣化が大きく、脆性材料である W-Ni 化合物を界面近傍に形成するため、核融合炉への適用性から決して好ましくないものの、製作時の両部材の濡れ性が良い点から選定された。また、Ni ろう接合体の疲労強度特性への影響は、ろう層の材料依存性よりもアーマ／熱シンク材の材料組み合わせ依存の方が大きいいため、ろう材が変わっても疲労強度特性は実機設計へ適用可能であり、特に、本研究での疲労寿命評価法の考え方には影響はないと考える。

4. 2. 3 試験方法

き裂初生疲労試験及びき裂進展疲労試験とも電気油圧サーボ式の最大 98 kN 容量の疲労試験機を用いて行った。試験は常温、大気中と 200℃、アルゴンガス雰囲気との 2 条件で実施した。これらの温度条件は核融合実験炉 FER におけるダイバータ板のアーマ／熱シンク材間接合領域で運転時に予想される温度範囲である [1-2]。き裂初生疲労試験は 25mm ゲージ長さでの一方向変位制御条件で実施した。接合部のタンゲステン領域はゲージ長さの中央部に位置する様に試験片を設置した。き裂初生疲労試験には完全両振り三角波形の歪み-時間波形を用い、歪み速度は 0.1%/s を選択した。

き裂進展疲労試験は 10-15Hz の片振り荷重条件 (R 比 0.05) 下で実施した。スリットの底部から初生したき裂長は 100 倍の拡大鏡で読みとり、所定の繰り返し回数毎にき裂のレプリカフィルムを採取した。特に、応力拡大係数増分の下限界 ΔK_{th} の同定に対しては、 ΔK 値を減少させて行き、き裂の進展が無くなった点を求めた。

Fig. 4-4 にタングステン・銅接合試験片のき裂進展疲労試験状況を示す。

4. 3 試験結果

4. 3. 1 疲労き裂初生

W-Cu 接合体疲労試験の前に接合平滑試験片による静的引張試験を実施した。試験片には歪みゲージを貼り付け、W と Cu 部の伸びを求めた結果である。Fig. 4-5 に W-Cu 接合試験片の静的引張強度特性を示す。Cu の 0.2%耐力は約 40MPa と低く、破断強度は 58MPa であった。Fig. 4-6 は W-Cu 接合体静的引張試験片の破断面を拡大したミクロ組織であるが、破壊は Ni ろうが W 側に拡散した最終域で起きていることが分かる。これは、W-Ni の金属間化合物によりこの準界面域がやや脆化し、強度が低下しているものと思われる。

平滑試験片を用いて歪み制御条件下で実施した、焼鈍された無酸素銅材とタングステン・銅接合体接合部の常温及び 200℃における疲労寿命試験結果を Fig. 4-7 に示す。常温(RT)と 200℃における疲労強度は両部材とも温度による差はなく同一の値となった。疲労強度結果に温度による差がなかったことは、高温側の 200℃でも銅材の再結晶温度以下であったためであると判断される。Fig. 4-7 に示す低サイクル領域では、タングステン・銅接合部の剥離疲労強度は銅材単体の疲労強度に比べて大きく下回った。しかし、ろう接合体や溶接接合体の歪み制御条件下での疲労強度はゲージ長さに大きく依存し [9]、特に試験片のタングステン部の長さに依存するため、ゲージ長さから計算される公称歪みは余り意味がない。Fig. 4-8 は、Fig.4-7 の歪み制御条件下で負荷荷重(ヒステリシスカーブ)から得られる応力振幅と繰り返し疲労寿命の関係を、銅材単体とタングステン・銅接合体について示したものである。Fig. 4-7 と Fig. 4-8 の結果を比較すると、特に、Fig. 4-8 では、両部材とも試験温度による疲労寿命の大きな差がみられるが、銅材の試験温度による縦弾性係数 E の相違($E_{RT} \cong 1.5 \cdot E_{200C}$)によるところが大きいためである。本結果より、タングステン・銅接合部の剥離疲労強度は銅単体の疲労強度

のおよそ70%であるといえる。また、Fig.4-8の応力振幅 σ_a の値がFig.4-5に示すW-Cu接合試験片の静的引張強度58MPaより高いのは繰り返し負荷による銅材の歪硬化によるものである。Fig.4-8を外挿して引張強度を求めると、横軸1/4サイクル時点の疲労強度220MPa(at R.T.)、180MPa(at 200°C)になる。Fig.4-5の静的引張強度試験では破断歪限界が約2%であるのに対し、Fig.4-7の疲労試験では最大歪振幅は0.2%程度である。

4. 3. 2 疲労き裂進展

焼鈍された銅単体の常温及び200°Cにおける疲労き裂進展の試験結果、 $da/dN-\Delta K_I$ をFig. 4-9に示す。本試験条件範囲では、常温及び200°Cの疲労き裂進展カーブ da/dN とも応力拡大係数 ΔK_I に対して直線的であるが、200°Cの da/dN カーブは常温の結果に比べて若干高い結果を示した。200°Cの da/dN カーブの常温での値より高いのは、高温時の銅材のヤング率の低下と繰り返し耐力の低下に密接な関係がありそうである[10]。試験後の銅材の破断面の多くは典型的な粒間破壊の様相を示した。銅材の粒界内の滑り抵抗が銅材の焼鈍時の高温加熱によって低減されたためである[11]。

Fig. 4-10に常温及び200°C条件下でのタンゲステン・銅接合試験片表面のき裂進展経路の拡大写真を示す。Fig. 4-10(a)から、常温ではき裂は初期にはスリット底部からタンゲステン側に進展し、次に接合層を横切って銅材側へ進み、そしてジグザグ状に接合界面に沿って進展することが分かる。一方、アルゴンガス雰囲気での200°C条件下では、Fig. 4-10(b)に示す様にき裂進展の様相は常温時に導入した予き裂の先端接合界面に沿うことなく銅側へ接合界面から離れる方向にジグザグモードで進展している。常温でのき裂進展予備試験では、き裂は全て接合界面に沿うか、または界面近傍で進展した。しかし、200°C条件下では、常温でのき裂進展予備試験時と同一負荷条件にも係わらず、き裂は接合界面に対しおよそ45°の角度で銅内へ進展した。このため、200°C条件下での接合ろう層の疲労き裂進展データは得られなかったが、この理由として、一様加熱によって接合ろう層近傍の熱応力場が変化したためか、高温時の接合ろう層の機械的強度が銅材より高いためか、または200°Cにおいて銅材のき裂進展抵抗の低下によるためか、のいずれかが考えられる。いずれにしても、接合ろう層の疲労き裂進展抵抗は本試験のような比較的low荷重条件下では銅材の疲労き裂進展抵抗よりも上回っていることが分かった。

4. 4 考察

4. 4. 1 接合界面の応力拡大係数

ヤング率の異なる材料間の接合層における破壊靱性、疲労およびクリープ強度特性の評価では、接合界面き裂の破壊力学パラメータの適用が必要である。しかし、界面き裂に対する解析的破壊力学パラメータはその振動特異性のため信頼出来る手法はないのが現状であった [12]。近年、山崎、結城、北川等が光弾性試験と有限要素法解析によって、異材接合境界の界面き裂に対する応力拡大係数(SIF)は一様材料内のき裂と仮定して近似出来ることを発表した [13]。

本研究では、上記に述べたアプローチを基にして接合層の応力拡大係数、 K_I , K_{II} の値を有限要素法の変位法で計算した [14]。接合領域ではき裂は複雑なジグザグ様相で進展するため、接合層内やタングステン／銅材の界面でのき裂の応力拡大係数 K 値を計算するのは余り意味がない。接合ろう層厚さに比べてき裂長が比較的大きい場合では、薄い接合層は異なる複合材料における K 値に影響しない [15]。従って、接合層内の K_I , K_{II} の値は異なる 2 材料の界面でのき裂を仮定することにより計算できる。即ち、接合ろう材で構成される薄い接合層を無視することである。有限要素法解析でき裂先端の K 値を推定するには、Dundurs 定数 [16] と呼ばれる等価ヤング率 E_{eq} が適用される。

$$E_{eq} = \frac{4g_1g_2\{g_1(\kappa_2+1)+g_2(\kappa_1+1)\}}{(g_1+\kappa_1g_2)(g_2+\kappa_2g_1)} \dots\dots\dots (4-1)$$

ここで、 g_1 , g_2 は剪断弾性係数、 $\kappa_i = (3-\nu_i)/(1+\nu_i)$ は平面応力場に対して、 $\kappa_i = 3-4\nu_i$ は平面歪み場に対して適用する。 ν_i ($i=1,2$) はき裂の両サイドにおける W , Cu のポアソン比を示す。有限要素法で接合界面のき裂解析から応力拡大係数 K 値を求める手順は、Fig. 4-11 に示す様に負荷時におけるき裂後端部の開口量 ΔZ , 食い違い量 ΔR を各メッシュ節点で求め、 $\Delta Z/\sqrt{r}$, $\Delta R/\sqrt{r}$ を求め、 $r \rightarrow 0$ での極値、 $\lim(\Delta Z/\sqrt{r})$, $\lim(\Delta R/\sqrt{r})$ を外挿から求め、き裂長 a での見掛けの K 値を以下の式から求める。

$$K_{Iapp} = \frac{\sqrt{2\pi} \cdot E_{eq}}{4P_v} \cdot \frac{\Delta Z}{\sqrt{r}} \dots\dots\dots (4-2)$$

$$K_{IIapp} = \frac{\sqrt{2\pi} \cdot E_{eq}}{4P_v} \cdot \frac{\Delta R}{\sqrt{r}} \dots\dots\dots (4-3)$$

ここで、 $P_{\nu} = 1 - \nu_m^2$ は平面歪み場に対して、 $P_{\nu} = 1$ は平面応力場に対して適用され、 $\nu_m = (\nu_1 + \nu_2)/2$ である。上記の手法から求めた K_I , K_{II} を接合界面の見掛けの応力拡大係数 K_{Iapp} , K_{IIapp} として定義する。

Fig. 4-12 に均質材料 $E_1/E_2=1$ 及び異種材料 $E_1/E_2=3.7$ の場合におけるダブルノッチ平板試験片の見掛けの応力拡大係数 K_{Iapp} と、異種材料 $E_1/E_2=3.7$ の場合における見掛けの応力拡大係数 K_{IIapp} の計算結果を示す。均質材料及び異種材料の見掛けの応力拡大係数 K_{Iapp} はほとんど同じであり、また、試験片幅 B に対するき裂長 a の比 a/B の増加による K_{Iapp} の変化も余り顕著ではない。図中の K_I 値に対する比を $f = K_{Iapp} / \sigma \sqrt{\pi a}$ とすると、均質材(ヤング率比 $E_1/E_2=1$)の f 値, 1.12-1.20 に対して接合材(W/Cu; $E_1/E_2=3.7$)の f 値, 1.10-1.19 との差は 0.02-0.01(1-2%)程度であり、十分小さい。従って、接合材の K_I 値は均質材の K_I 値として扱っても、実質的には問題ない。一方、異種材料 $E_1/E_2=3.7$ の場合における見掛けの応力拡大係数 K_{IIapp} はき裂長 a の増加とともに急激に増加することが分かる。同様な結果は、Sawyer [17] によっても報告されている。

4. 4. 2 接合界面のき裂進展速度

W-Cu 接合体および銅材の疲労き裂進展速度 da/dN を見掛けの応力拡大係数範囲 ΔK_{Iapp} の関数で示すと Fig. 4-13 の様になる。W-Cu 接合体の da/dN と ΔK_{Iapp} の関係にはかなりのバラツキが見られるが、これは両部材間の熱膨張係数及びヤング率の相違による残留応力や、接合ろう層の Cu-Ni 固溶体や W-Cu 金属間化合物の形成量に依存するものと考えられる。Fig. 4-13 から W-Cu 接合体のき裂進展速度 da/dN を最小二乗法で近似すると以下のようなになる。

$$\frac{da}{dN} = 3.01 \times 10^{-12} (\Delta K_{Iapp})^{6.8} \dots\dots\dots (4-4)$$

接合層の da/dN の傾きは式 (4-4) の右辺の 6.8 に相当し、銅材 da/dN の傾きの約 2 倍である。接合層及び銅材の da/dN カーブは約 $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$, $5 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$ の点で交差し、高応力拡大係数領域では接合層の疲労き裂進展速度 da/dN は銅材のき裂進展速度よりも大きい。これは、高応力拡大係数 K_{Iapp} 領域での接合層の疲労き裂進展速度 da/dN は接合層および W 側の準界面のき裂進展抵抗に大きく依存することを意味している。

4. 4. 3 ダイバータ板の疲労寿命

FER の定常運転条件下での熱荷重によるダイバータ板の W-Cu 接合体における見掛けの応力拡大係数は、上述した手法により計算で求められる。片面熱負荷 2 MW/m² のダイバータ板（2次元モデル）に対する応力拡大係数 ΔK_{Iapp} 、 ΔK_{IIapp} を上述の手法で求めた結果を Fig. 4-14 に示す。接合層の応力拡大係数はダイバータ板の熱応力分布に依存するため、Fig. 4-14 に示すように ΔK_{IIapp} の値は ΔK_{Iapp} の値より 2～3 倍大きい。このような混合モードき裂の破壊靱性や疲労き裂進展は多くの研究者により研究され、 $\sigma_{\theta \max}(K_{\theta \max})$ 理論 [18]、 S_{\min} 理論 [19]、 g_{\max} 理論 [20]、 $(K_I^2 + K_{II}^2)^{1/2}$ 理論 [17] 等が報告されている。比較的広く適用されている、 $K_{\theta \max}$ 理論を本研究のダイバータ板の疲労き裂進展評価にも適用した。 K_I, K_{II} を同時に考慮した破壊力学パラメータとして、 $K_{\theta \max}$ を適用し、次式によって求めた。

$$K_{\theta \max} = \text{Cos} \frac{\theta_0}{2} \cdot (K_{Iapp} \text{Cos}^2 \frac{\theta_0}{2} - \frac{3}{2} K_{IIapp} \text{Sin} \theta_0) \quad \dots\dots\dots (4-5)$$

ここで、

$$\theta_0 = \mp \text{Cos}^{-1} \frac{3K_{IIapp}^2 + K_{Iapp} \sqrt{8K_{IIapp}^2 + K_{Iapp}^2}}{9K_{IIapp}^2 + K_{Iapp}^2} \quad \dots\dots\dots (4-6)$$

$K_{\theta \max}$ の値を Fig. 4-14 に合わせて示した。

ダイバータ板の接合層での疲労き裂進展寿命は、式(4-4)を積分し、Fig. 4-14 に示すき裂長 a と ΔK_{app} の関係を使って評価出来る。このとき、き裂進展に伴うダイバータ板内の温度分布の変化はないものとした。Fig. 4-15 に、初期欠陥長さ 0.5mm, 1.0mm, 2.0mm に対して、式(4-4)、Fig. 4-14 より計算される疲労き裂進展寿命カーブを示す。核融合実験炉 FER で予想される運転回数は 1.6×10^4 回であるから、Fig. 4-15 の結果から、ダイバータ板の接合層は繰り返し熱負荷疲労に対しても十分な裕度を持つことが分かる。この結果は、Horie 等 [2] の W-Cu 接合体熱負荷疲労試験結果と一致している。

4. 4. 4 残留応力の疲労寿命に及ぼす影響

前項 4. 3 で取得した、W-Cu 接合試験片の疲労強度特性 (Fig.4-8 および Fig.4-13) では試験片内の接合時残留応力の存在は無視していた。これは W-Cu 接合試験片製作時における接合面端部近傍の機械加工によって端部残留応力が解放されたものとした

めである。特に、き裂進展特性試験用の切り欠き接合試験片では W-Cu 接合面両端部の銅側に深さ 5mm-幅 0.2-0.3mm の切り欠きをワイヤカットで形成した。このため、2章の Fig.2-19 に示された W-Cu 接合体接合端部近傍の残留応力分布より、接合端面から深さ 5mm の位置では軸方向残留応力はほぼ零である。実際、端部残留応力集中部の機械加工による残留応力の解放または再配分は予想されるものの [21-22]、4.3 項で取得した W-Cu 接合試験片の疲労強度特性 (Fig.4-8 および Fig.4-13) は残留応力が無い場合、即ち応力比 $R=0$ として寿命評価設計にとって安全側に考え、実際の W-Cu 接合体での残留応力の疲労寿命に及ぼす影響について検討した。

(1) 疲労強度特性の修正

(a) き裂初生 S-N カーブの修正

Fig.4-8 に示した S-N カーブを取得した W-Cu 接合平滑試験片は試験片製作時に接合界面近傍の機械加工を最小限に抑えて製作した。W-Cu 接合後、接合面近傍の Cu 材を W 材寸法に合わせて加工し、界面端部をエメリ紙で磨き上げて接合面の段差を無くしフラット化したものである。従って、W-Cu 接合界面近傍には接合時の残留応力がほぼ保持された状態、つまり、Fig.4-8 の S-N カーブは残留応力を含む応力状態であり、即ち、平均応力効果を含む疲労限度カーブと考えられる。ここでは、Fig.4-8 の S-N カーブが残留応力が除去された試験体による疲労限度と考えたと、残留応力による疲労限度の低下を見極めるのは機器強度設計上有効な手段である。そこで、Fig.4-8 の W-Cu 接合試験片の S-N カーブを敢えて平均応力効果の無いデータとし、これに残留応力による平均応力効果を考慮すると、どの程度の疲労限度の低下になるか検討した。修正グッドマン線の考え方を拡張した疲労限度線図 [23] を用いて補正する方法が考えられる。

平均応力 σ_{m1} と応力振幅 σ_{a1} での条件下において、その限界疲労寿命は以下の式から求められる。応力振幅 σ_{w1} が $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の組み合わせ応力の寿命と等価な完全両振り応力振幅として与えられ、 σ_{w1} に対応する疲労寿命が、 $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の状態での寿命として規定される。

$$\sigma_{w1} = \sigma_{a1} / (1 - \sigma_{m1} / \sigma_B) \quad \dots\dots\dots (4-7)$$

ここで、 σ_B は引張強さを示す。

即ち、 $(\sigma_{m1}, \sigma_{a1})$ の組み合わせ応力下での疲労寿命は式 (4-7) の σ_{w1} に対応する完全両振り S-N 線図上の寿命となる。

平均応力値を2章の解析結果、Fig.2-19を参照に接合端部の軸方向残留応力を $\sigma_{res}=100-200$ MPaと考え、 σ_B をFig.4-8を外挿して横軸1/4サイクル時点の疲労強度220MPa(at R.T.)、180MPa(at 200°C)として上記手法で補正すると、疲労寿命Nfは数回または数十回のオーダーになり、疲労限度は大幅に低減し現実的ではない。従って、Fig.4-8のW-Cu接合平滑試験片のき裂初生疲労寿命カーブは試験片製作時の残留応力を含んだ組み合わせ応力条件下でのき裂初生疲労寿命カーブと判断される。

(b) き裂進展特性 da/dN— ΔK カーブの修正

また、Fig.4-13に示すW-Cu接合試験片のき裂進展特性 da/dN— ΔK カーブについても応力拡大係数増分比 $R=K_{min}/K_{max}$ を用いて残留応力効果を考慮した補正が出来る。

疲労き裂進展速度 da/dN は応力比 R の影響を顕著に受け、一般に応力比 R が高くなる程 da/dN は大きくなり、逆に下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は低下する。Fig.4-16は太田等[24]によるHT80鋼母材の疲労き裂進展特性に及ぼす応力比 R の影響を調査した結果である。応力比 R=0 の da/dN カーブを基本にして、R>0 の範囲では R の増加に伴い ΔK_{th} は大きく減少し、da/dN は増加している。da/dN の増加は ΔK_{th} 近傍の領域では大きいが da/dN の傾きが一定になる領域では、応力比 R=0 の da/dN カーブに漸近しその差は小さいものになる。

ΔK_{th} 、da/dN いずれも Walker [25] による補正を適用すると、き裂進展解析に用いる ΔK について以下の式による $(\Delta K)_{eq}$ に換算して用いる。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K / (1-R)^\gamma \quad \dots\dots\dots (4-8)$$

$$R = K_{min} / K_{max} (= \sigma_{min} / \sigma_{max}) \quad \dots\dots\dots (4-9)$$

$$(\Delta K_{th})_{eq} = \Delta K_{th} \cdot (1-R)^\gamma \quad \dots\dots\dots (4-10)$$

ここで、 γ は材料定数であるが一般の鋼材では概略0.5が妥当な値である。接合端部の軸方向残留応力 $\sigma_{res}=100-200$ MPaとすると、 $R = 0.74-0.85$ となり、補正された da/dN カーブは式(4-11)のようになる。

$$da/dN = (2.95 \times 10^{-10} - 1.96 \times 10^{-9})(\Delta K_{Iapp})^{6.8} \quad \dots\dots\dots (4-11)$$

式(4-11)は応力比 R=0 の da/dN カーブと比べると傾きが同値のため平行になり、前述の太田の結果と大きく異なり、da/dN 値は安全側過ぎる考え方である。実際、式(4-11)を用いて da/dN— ΔK カーブを求めると Fig.4-17 のようになり、残留応力を考慮しない Fig.4-13 と比較すると、大幅なき裂進展速度の増加になり、現実的ではない。

そこで、 ΔK_{th} に関しては式(4-10)は適用し、 da/dN カーブの傾きの修正には以下のような方法で行った。Fig.4-14の「W-Cu 接合体への片面熱負荷照射」時のK値解析では、 ΔK の有効範囲は $\leq 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。また、5章で述べる「W-Cu 接合体の様な2温度(90℃—250℃)に交互に曝す熱サイクル」時のK値解析では、 ΔK の有効範囲は $\leq 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である(Fig.5-20参照)。応力比 $R=0$ の da/dN — ΔK カーブ、Fig.4-13における $\Delta K \sim 20\text{--}25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に相当する da/dN 値は約 $1 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ である。従って、式(4-10)から求められる ΔK_{th} の点と $da/dN=1 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ の点を直線で結んで、応力比 R を考慮した修正 da/dN — ΔK カーブを求めた。Fig.4-18に応力比 $R=0, 0.74, 0.81, 0.85$ の da/dN カーブを示す。また、修正された da/dN — ΔK カーブは式(4-12)で表される。

$$\begin{aligned}
 da/dN &= 3.01 \times 10^{-12} (\Delta K_{\theta})^{6.8}, \Delta K_{th} = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} && \text{for } R=0 \\
 &= 4.17 \times 10^{-10} (\Delta K_{\theta})^{5.1}, \Delta K_{th} = 3.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} && \text{for } R=0.74 \quad \dots \quad (4-12) \\
 &= 7.31 \times 10^{-10} (\Delta K_{\theta})^{4.9}, \Delta K_{th} = 2.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} && \text{for } R=0.81 \\
 &= 1.10 \times 10^{-9} (\Delta K_{\theta})^{4.7}, \Delta K_{th} = 2.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} && \text{for } R=0.85
 \end{aligned}$$

(2) 修正疲労カーブを用いた W-Cu 接合体寿命評価

修正された Fig.4-18 と K 値解析から得られた Fig.4-14 を用いて、片面熱負荷時の W-Cu 接合体ダイバータ板のき裂進展解析を行うと、初期き裂長さ a_0 に対してき裂進展長さ a は Fig.4-19 のようになり、残留応力を考慮しない接合体寿命 Fig.4-15 に比べてかなりな寿命低減(約 1/10～1/5 程度)になるが、十分な裕度を持つことを確認した。

4. 5 結言

常温及び 200℃ 条件下で、完全焼鈍無酸素銅材と W-Cu ろう接合体に対して疲労き裂初生、疲労き裂進展特性試験を行い、基本的な疲労強度特性を取得するとともに、核融合実験炉 FER の繰り返し熱負荷に対するダイバータ板の疲労寿命を評価した。

その結果、以下の事が明らかとなった。

- (1) アモルファス Ni ろう接合の W-Cu 接合体では、接合層と銅母材間の界面機械強度は高延性で非常に高いものの、タンゲステン側の界面ではむしろ脆性であった。
- (2) 歪み制御条件下での W-Cu 接合体のき裂初生寿命は、常温と 200℃ の結果はほとんど差違は無かった。接合層の剥離疲労強度は銅材の疲労強度の約 70% であった。

- (3) W-Cu 接合体の接合層に沿う $\Delta K-da/dN$ カーブのき裂進展速度の傾きは銅材の傾きの約2倍であった。2章の残留応力結果を適用して、W-Cu 接合体の疲労強度特性に及ぼす残留応力の影響を検討した。
- (4) 接合界面に対して見掛けの応力拡大係数を求める手法を提案し、接合界面き裂進展評価、接合体寿命評価への適用を提案した。。
- (5) 核融合実験炉 FER のダイバータ板の疲労寿命を評価し、接合時の残留応力効果を考慮してもダイバータ板の接合層は繰り返し片面熱負荷に対して十分な裕度を持つこと確認した。

第4章の参考文献

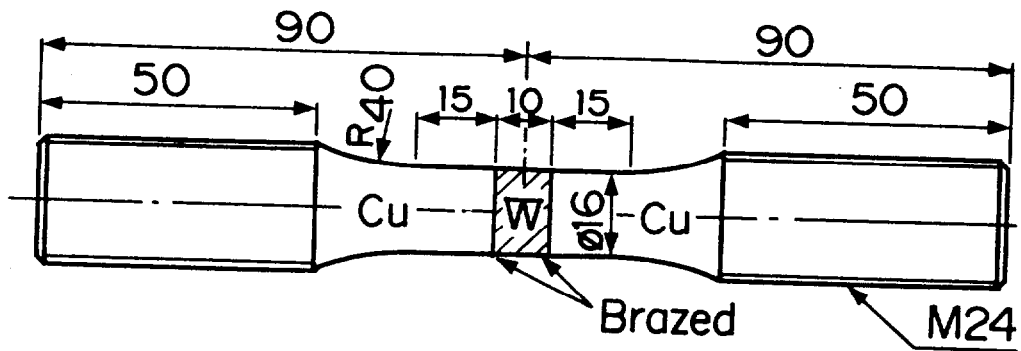
- [1] T.Tone et al., Fusion Technol. 8(1985)214.
- [2] T.Horie, M.Seki, A.Minato and T.Tone, Fusion Technol.10(1986)753.
- [3] F.Brossa, P.Ghiselli, G.Tommei, G.Piatti and P.Schiller, Fusion Technol. 1(1982)491.
- [4] F.Brossa, G.Federici, V.Renda and L.Papa, Proc. 11th Sympo. On Fusion Engrg.(IEEE, 1985)928
- [5] K.C.Liu, and C.M.Loring, Jr., J. Nucl. Mater. 122& 123(1984)783.
- [6] G.Wigmore and G.C.Smith, Met. Sci. J. 5(1971)58.
- [7] N.Decristofaro and C.Henschel, Welding J. 57(7)(1978)33.
- [8] Y.Iijima, K.Hirano and M.Kikuchi, Trans. Japan Inst. Met.23(1)(1982)19.
- [9] J.Fukakura and T.Mori, J. Testing and Evaluation 14(1)(1986)7.
- [10] L.P.Pook and N.E.Frost, Int. J. Fract. 9(1)(1973)53.
- [11] P.K.Liaw, T.R.Leax, R.S.Williams and M.G.Peck, Metall. Trans. 13A (1982)1607.
- [12] J.R.Rice and G.C.Sih, J. Appl. Mech. 32(1965)415.
- [13] 山崎、結城、北川、日本機械学会論文集、52巻476号、A(1986)963.
- [14] S.K.Chan,I.S.Tuba and W.K.Wilson, Engrg. Fract. Mech. 2(1)(1970)77.
- [15] G.G.Trantina, J. Composite Mater. 6(April 1972)192.
- [16] A.F.Mak, L.M.Keer, S.H.Chen and J.L.Lewis, ASME, J. Appl. Mech. 47(June 1980)347.
- [17] S.G.Sawyer and R.B.Anderson, Engrg. Fract. Mech. 4(1972)605.
- [18] F.Erdogan and G.C.Sih, J. Basic Engrg. 85(1963)519.
- [19] G.C.Sih, Int. J. Fract. 10(1974)305.
- [20] K.Kageyama and H.Okamura, Trans. Japan Soc. Mech. Engrs. 48-430, A(1982)783.
- [21] 佐藤、小林、荒居、日本機械学会論文集、57巻540号、A(1991)115.
- [22] 小林、中村、轟、朴、小出、谷合、日本機械学会論文集、60巻569号、A(1994)65.
- [23] SAE, Fatigue Design Handbook, (1968)
- [24] 太田、佐々木、各種アーク溶接法による溶接構造用高張力鋼溶接継手の疲れき裂伝播特性、金材技研疲れデータシート資料3、金属材料技術研究所(1984)26.
- [25] K.Walker, ASTM STP, 462(1970)1.

Table 4-1 Mechanical strengths of tungsten and copper used in bonded test specimens at R.T.(20°C).

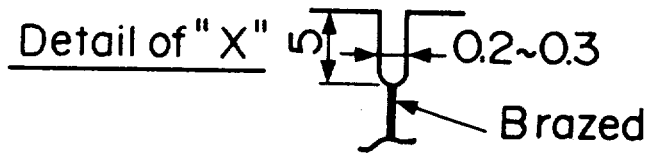
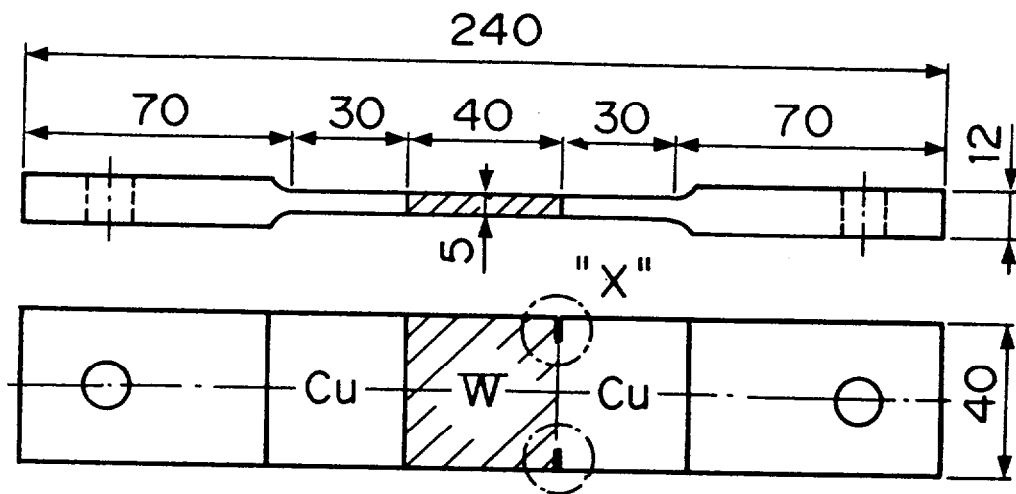
Material	Heat treatment	0.2% Proof Stress	Tensile Strength
		$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)
W	As-sintered 3000°C	-----	740
	Fast forging 1600°C		
OFCu	25% hard works	67	247

Table 4-2 Brazing conditions on W-Cu test specimens

Brazing Temperature	940°C-20 min.
Atmosphere	H ₂ Gas
Load on Brazing Surface	30 g/cm ²
Braze Alloy : Material	Ni + 10-12%P + <0.1%C
Thickness	32 μ m Thick Sheet x 2 Sheets



(a) Brazed smooth specimen



(b) Brazed specimen with double notches

Fig. 4- 1 Dimensions of W-Cu bonded test specimens.

(a) Brazed smooth specimen, (b) Brazed specimen with double notches at the bonded interface edges.

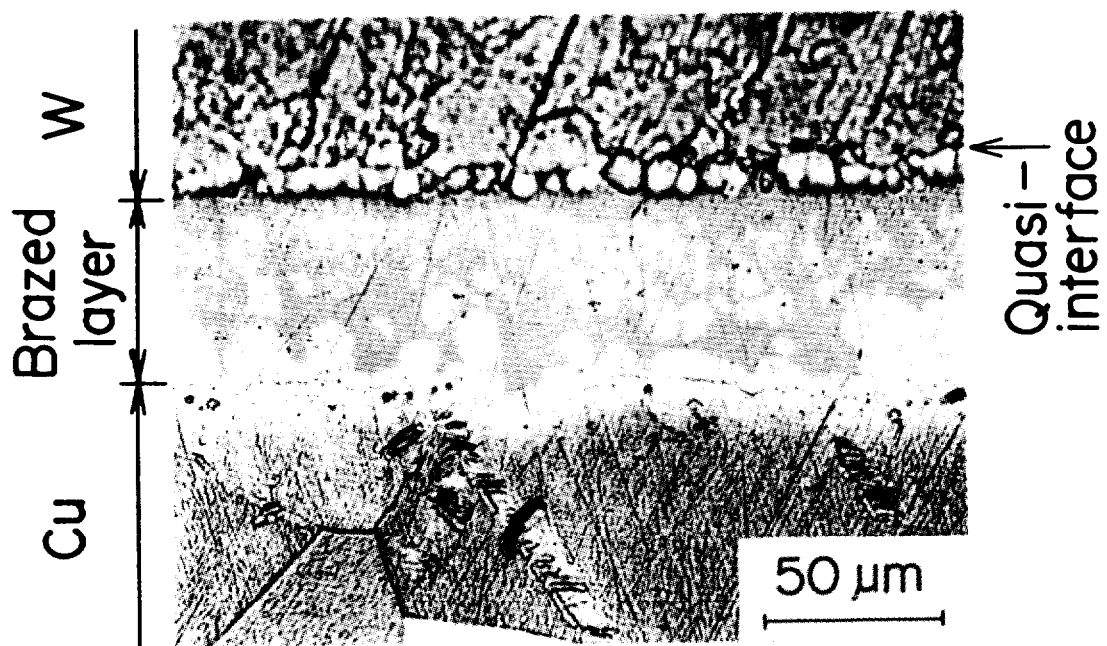


Fig. 4- 2 Microstructure around W-Cu brazed layer with amorphous nickel braze alloy.

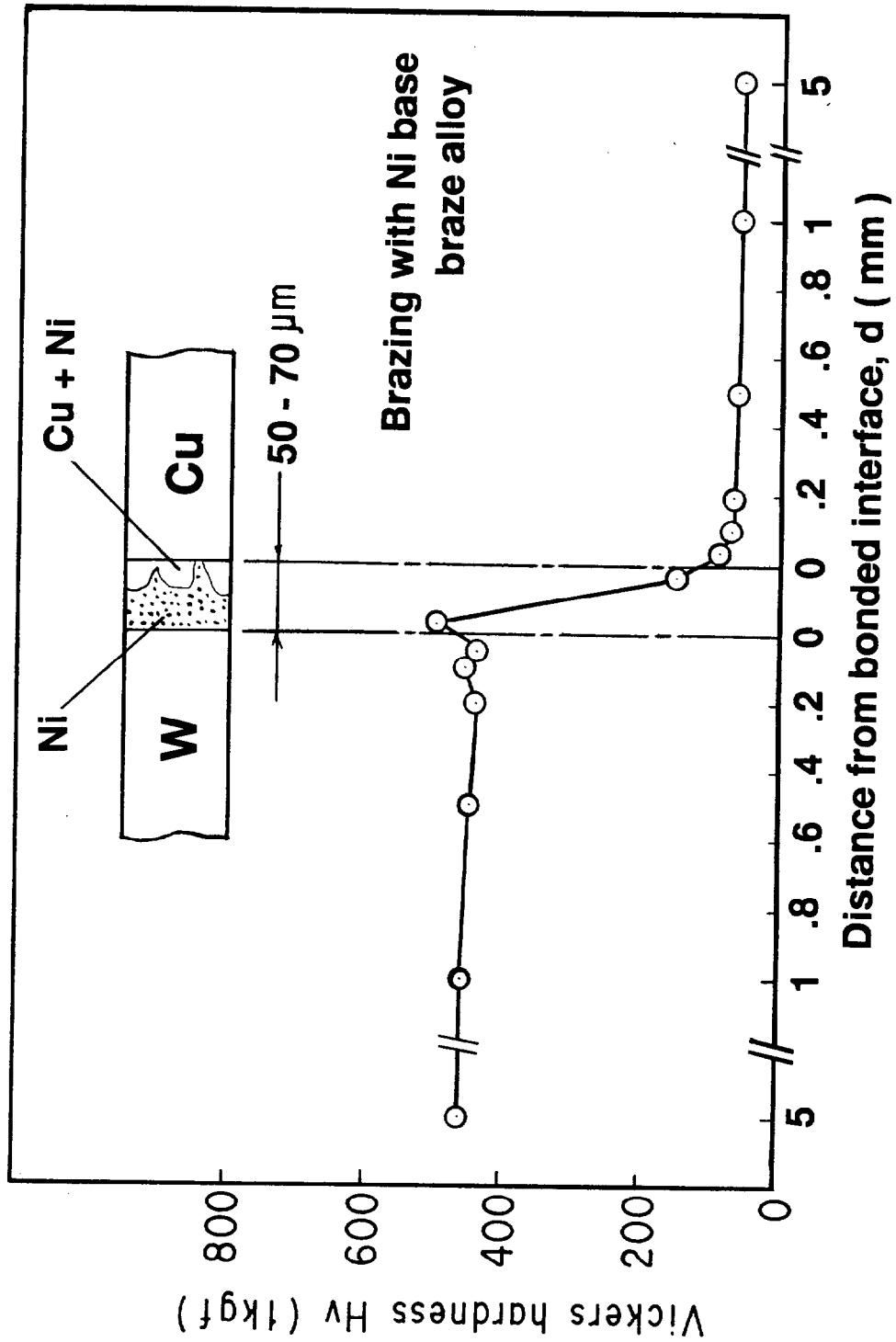


Fig. 4- 3 Hardness distribution around brazed layer in the W-Cu bonded specimen.



Fig. 4- 4 Fatigue crack propagation testing of W-Cu bonded test specimen brazed with Ni braze alloy.

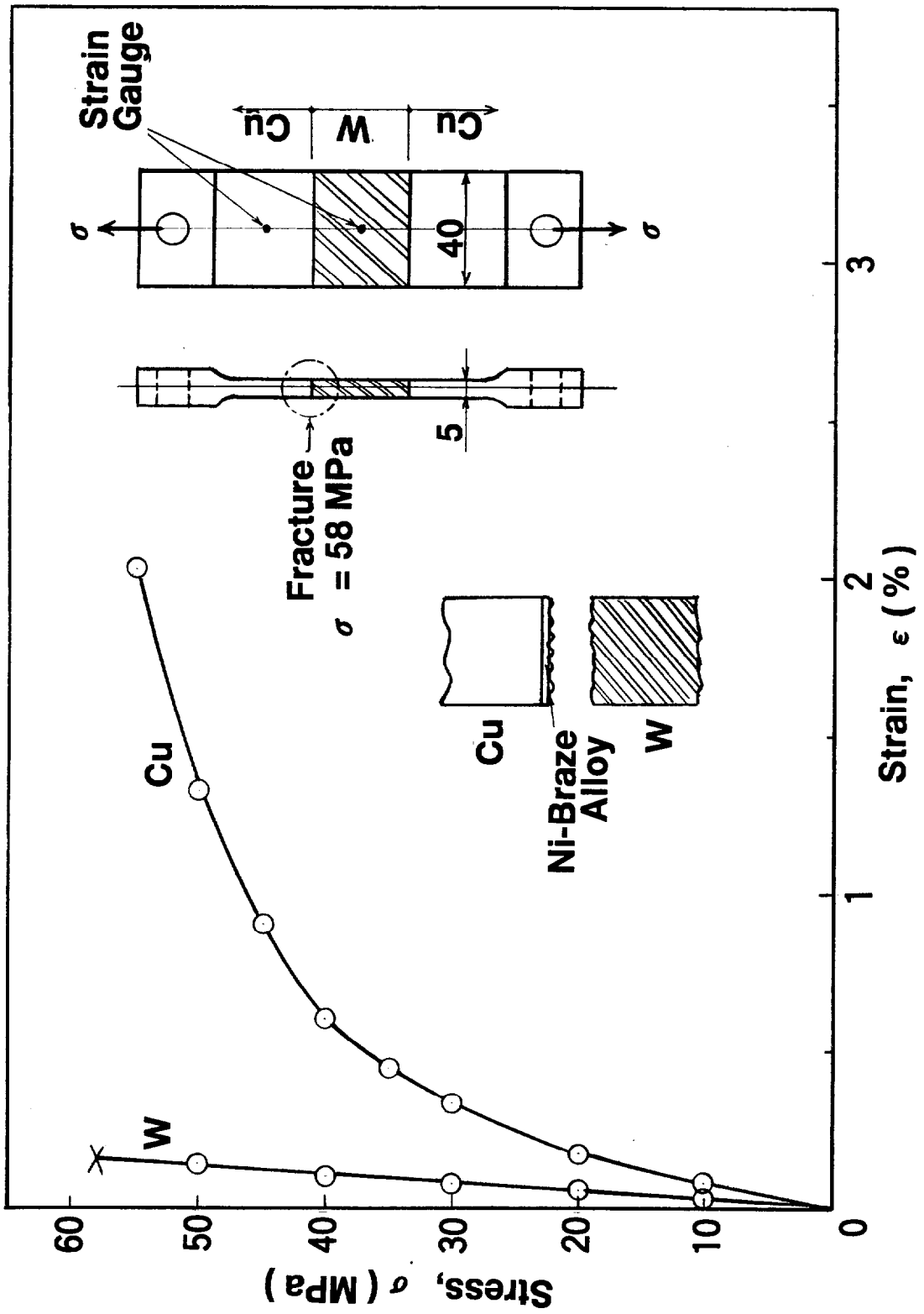


Fig. 4- 5 Static tensile characteristics of W-Cu bonded test specimen.

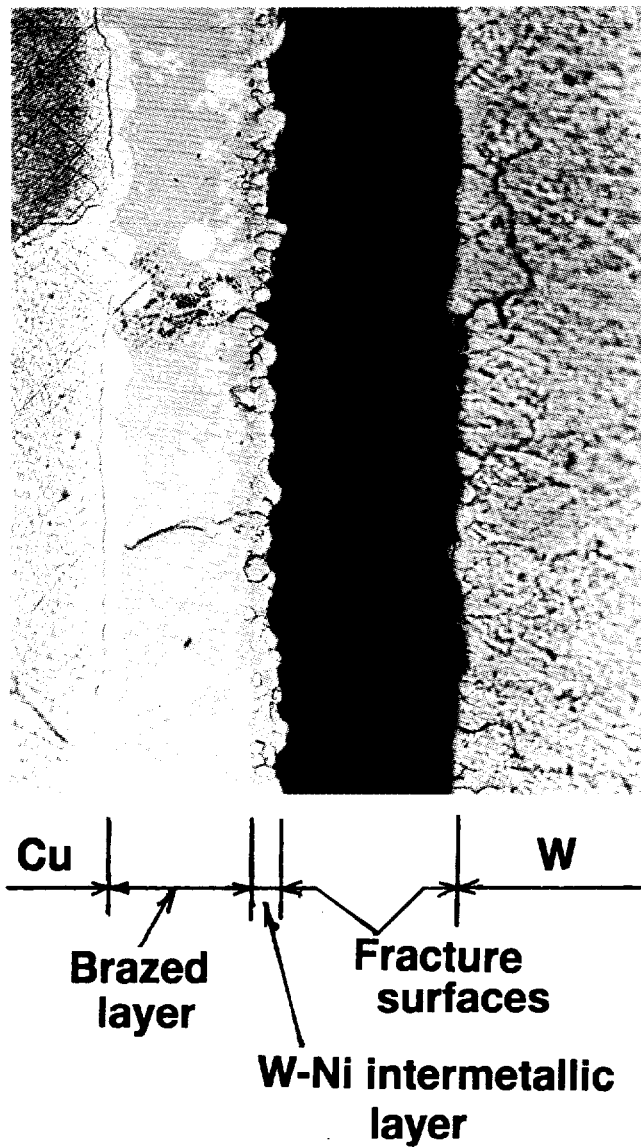


Fig. 4- 6 Microstructure of debonding surface on W-Cu bonded test specimen due to static tensile testing.

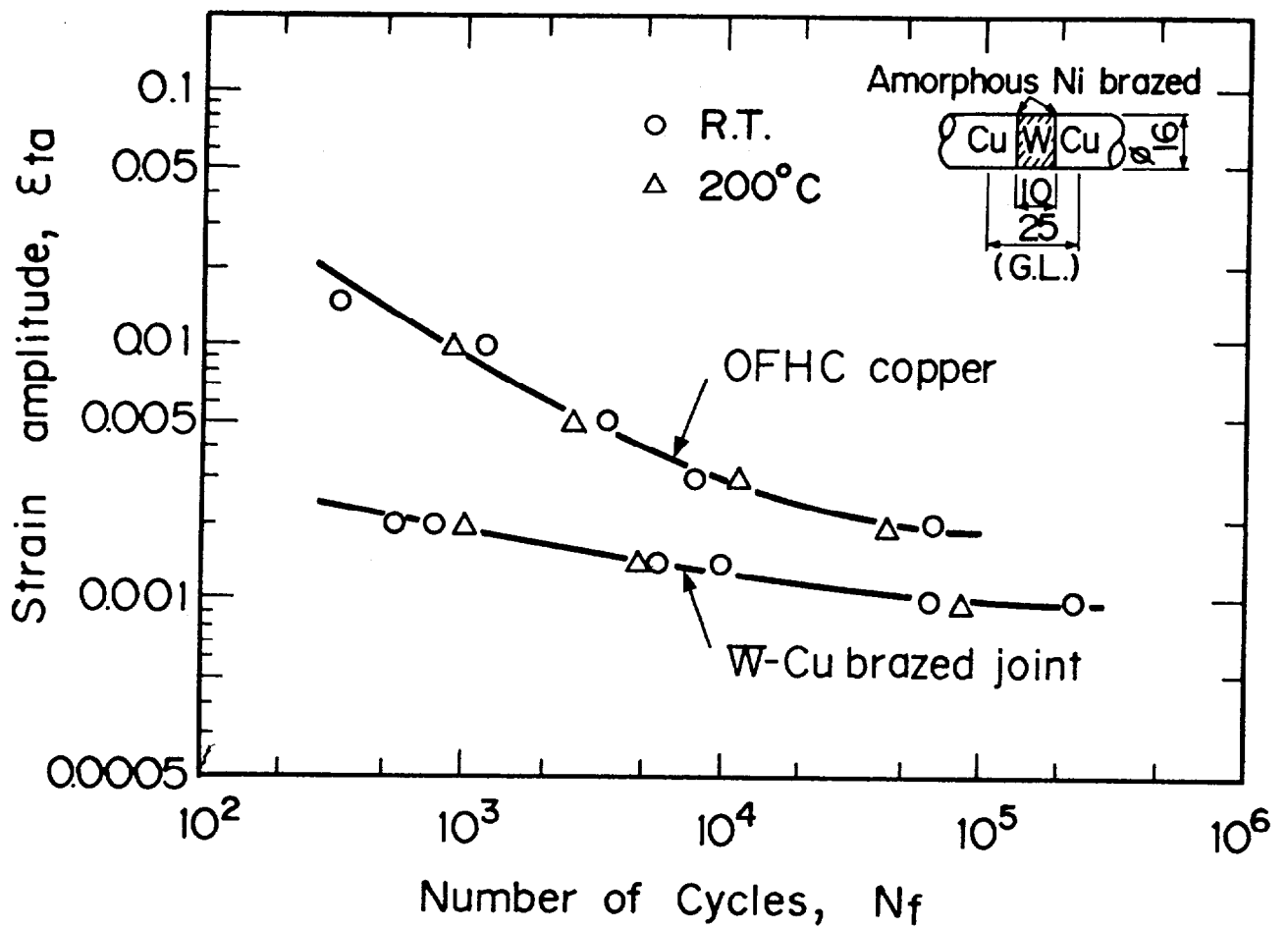


Fig. 4-7 S-N curves on fatigue strengths of fully-annealed OFCu and W-Cu brazed specimens at room temperature and 200°C under fully reversed strain controlled cycling.

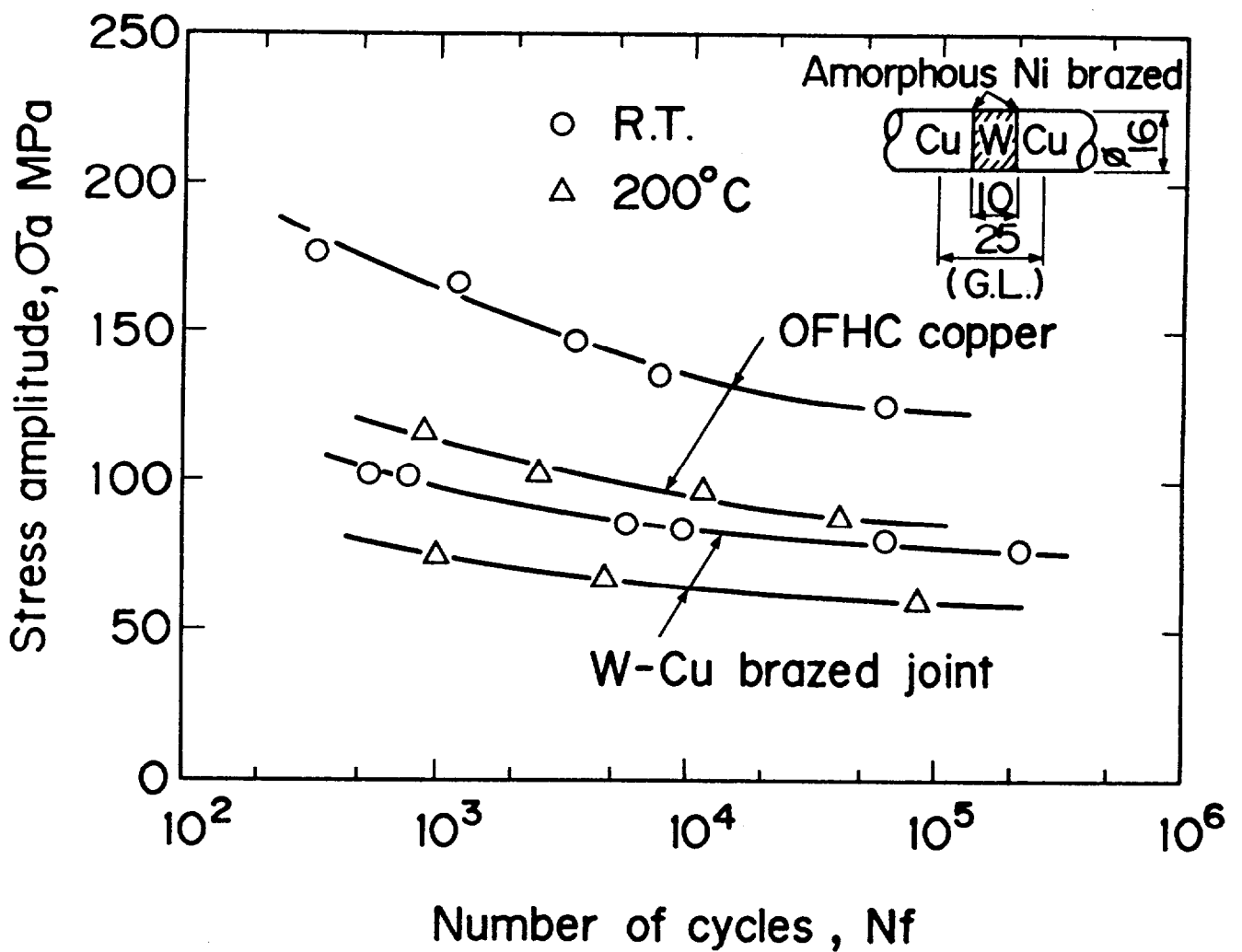


Fig. 4- 8 Relationship of number of load cycles and steady state stress obtained from strain-controlled fatigue test for OFCu and W-Cu brazed specimens.

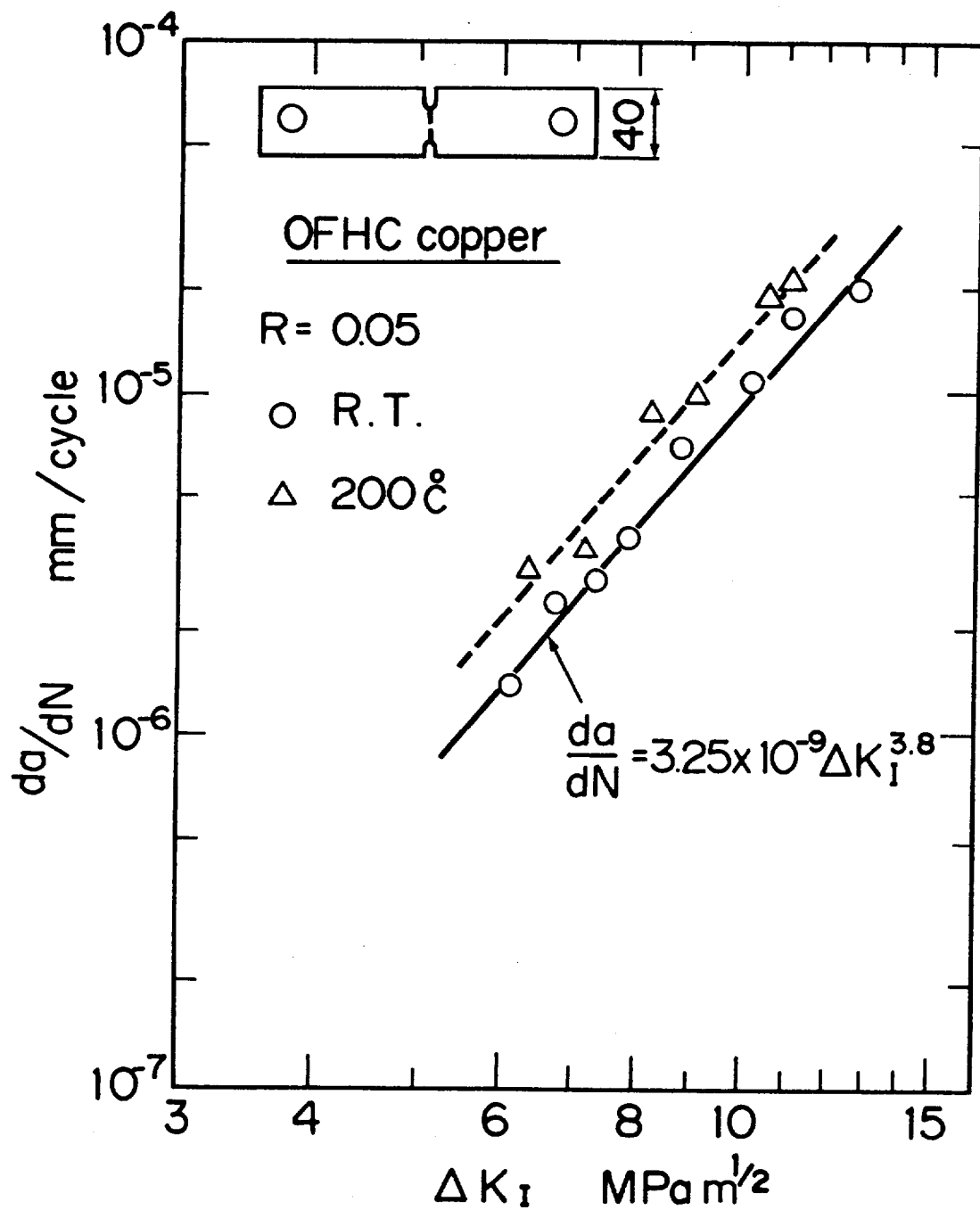
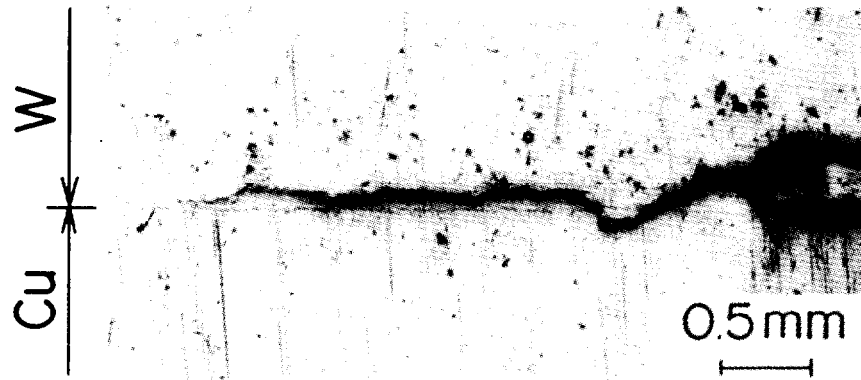
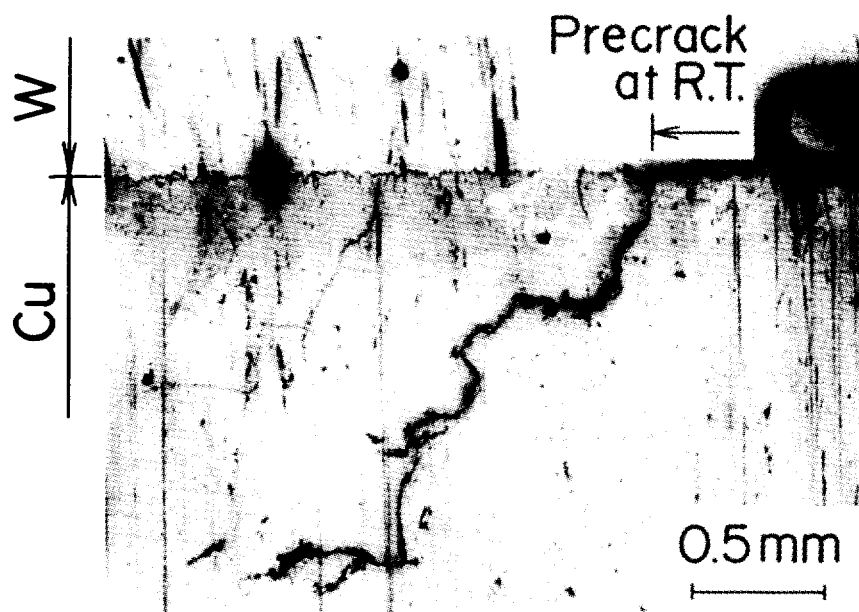


Fig. 4- 9 Fatigue crack growth rates, da/dN , of fully-annealed OFCu test specimens at room temperature and 200°C.

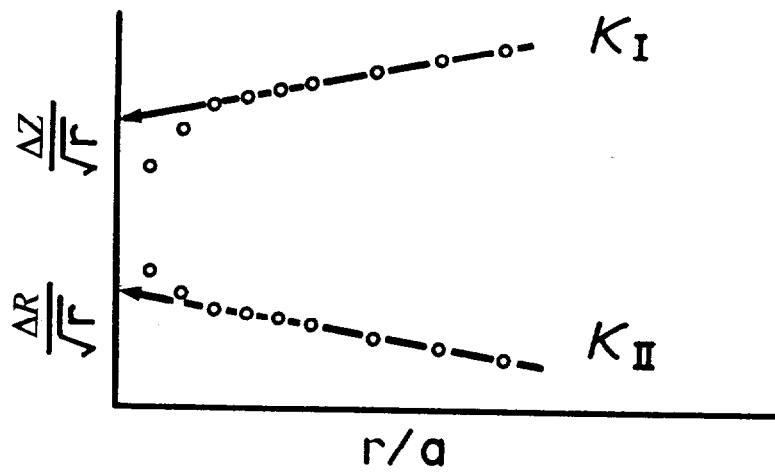
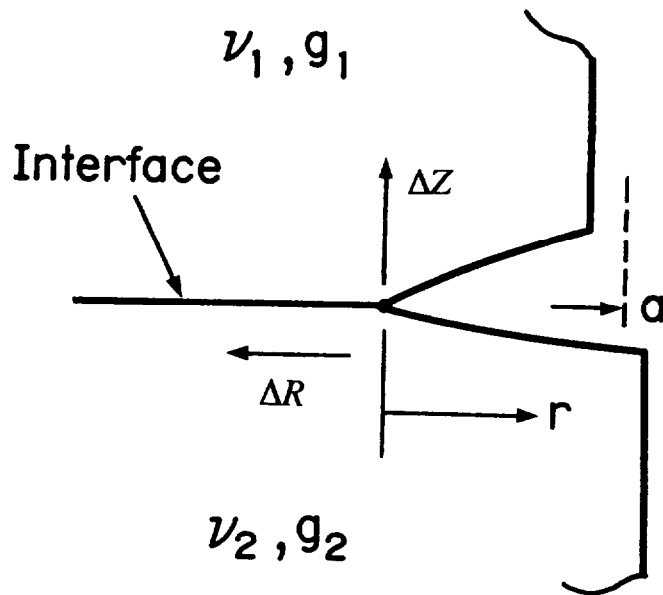


(a) at R.T.



(b) at 200°C

Fig. 4-10 Optical micrographs on fatigue crack propagation path in the W-Cu brazed region at room temperature and 200°C.



Extrapolation to crack tip

Fig. 4-11 Displacement method for apparent stress intensity factors on the interface crack in W-Cu brazed specimen.

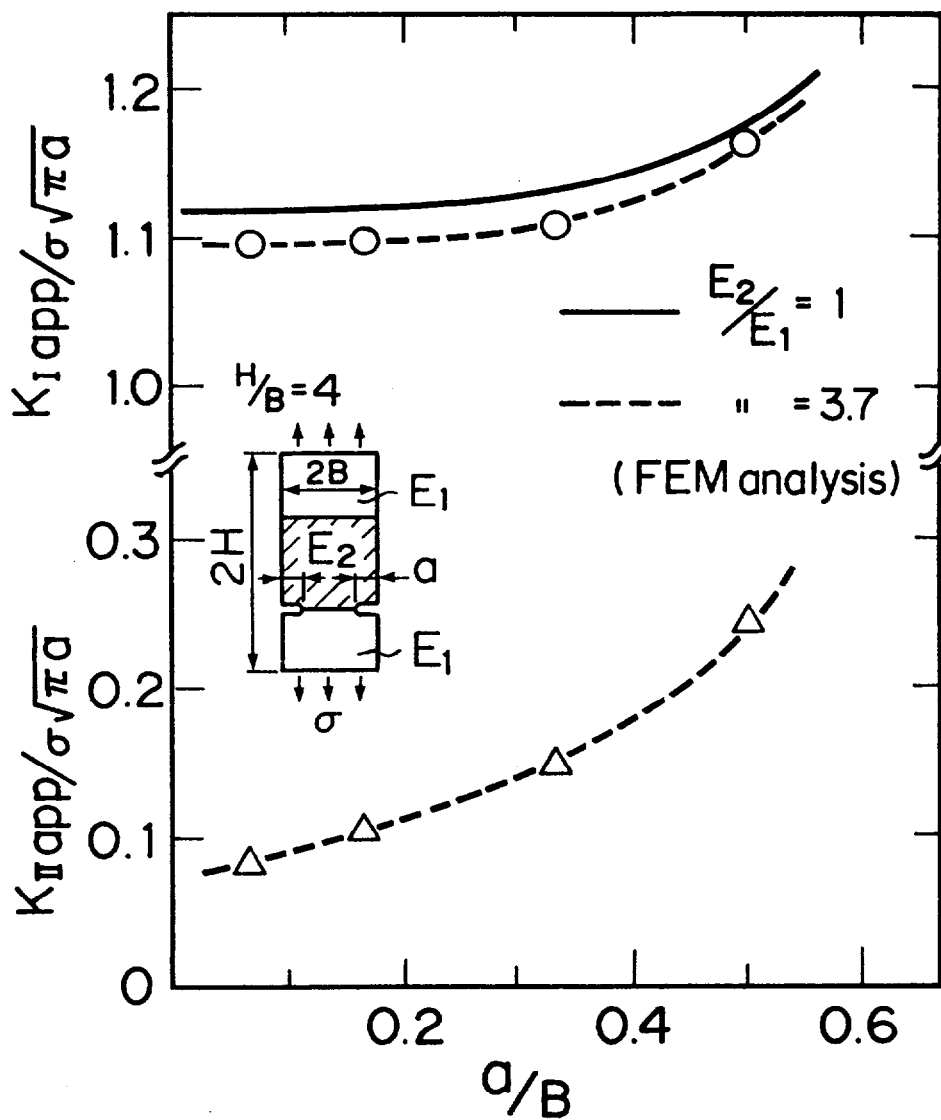


Fig. 4-12 Apparent stress intensity factors calculated for bonded interface cracks in double edge cracked plate specimen of homogeneous material with Young's modulus ratio of $E_1/E_2=1$, and heterogeneous one with $E_1/E_2=3.7$.

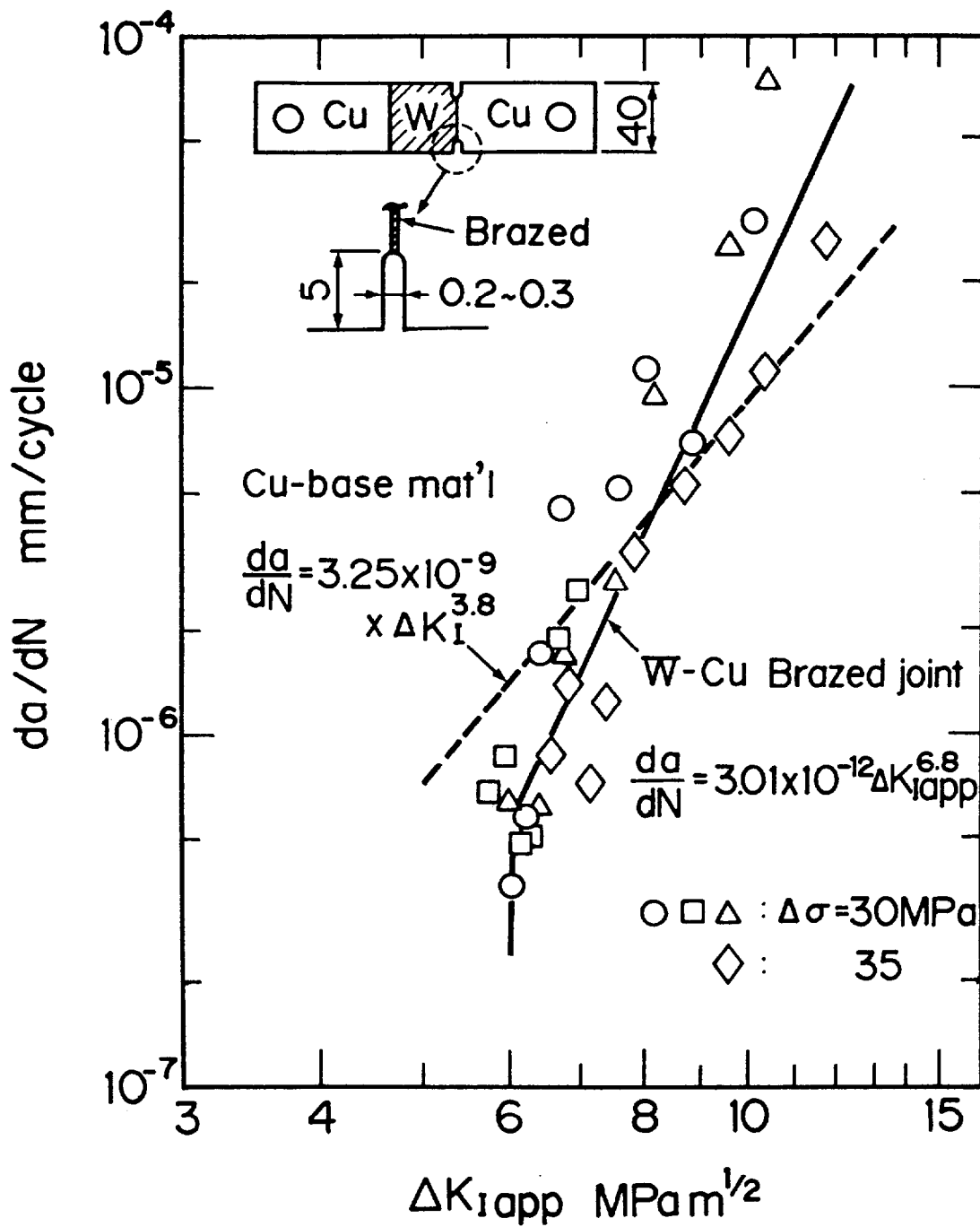


Fig. 4-13 Fatigue crack growth rate along the bonded interface of a W-Cu butt brazed joint specimen and the rate for fully-annealed OFCu specimen.

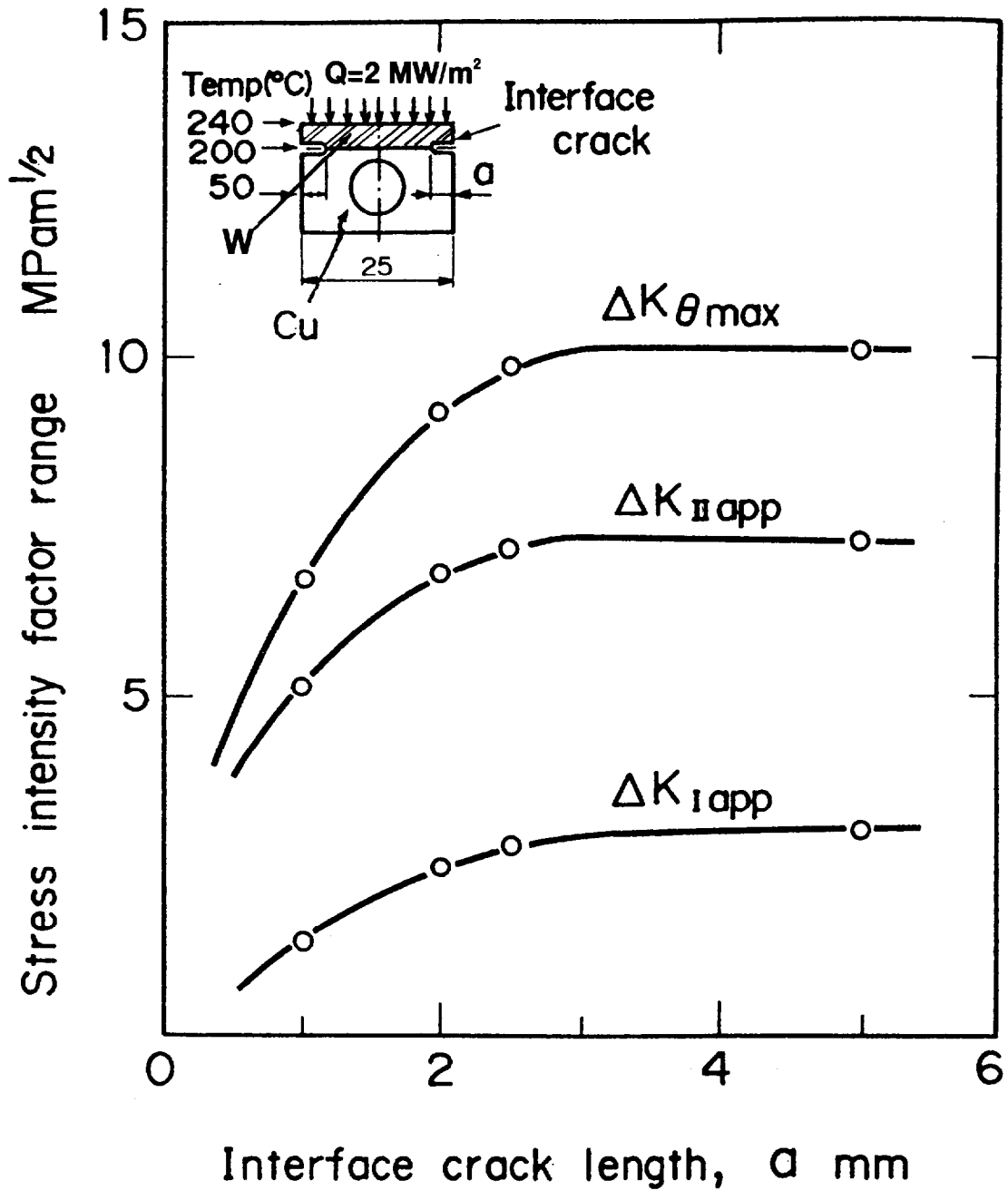


Fig. 4-14 Apparent and maximum stress intensity factors, $\Delta K_{I \text{ app}}$, $\Delta K_{II \text{ app}}$ and $\Delta K_{\theta \max}$, calculated for interface cracks in the W-Cu bonded divertor plate for the FER.

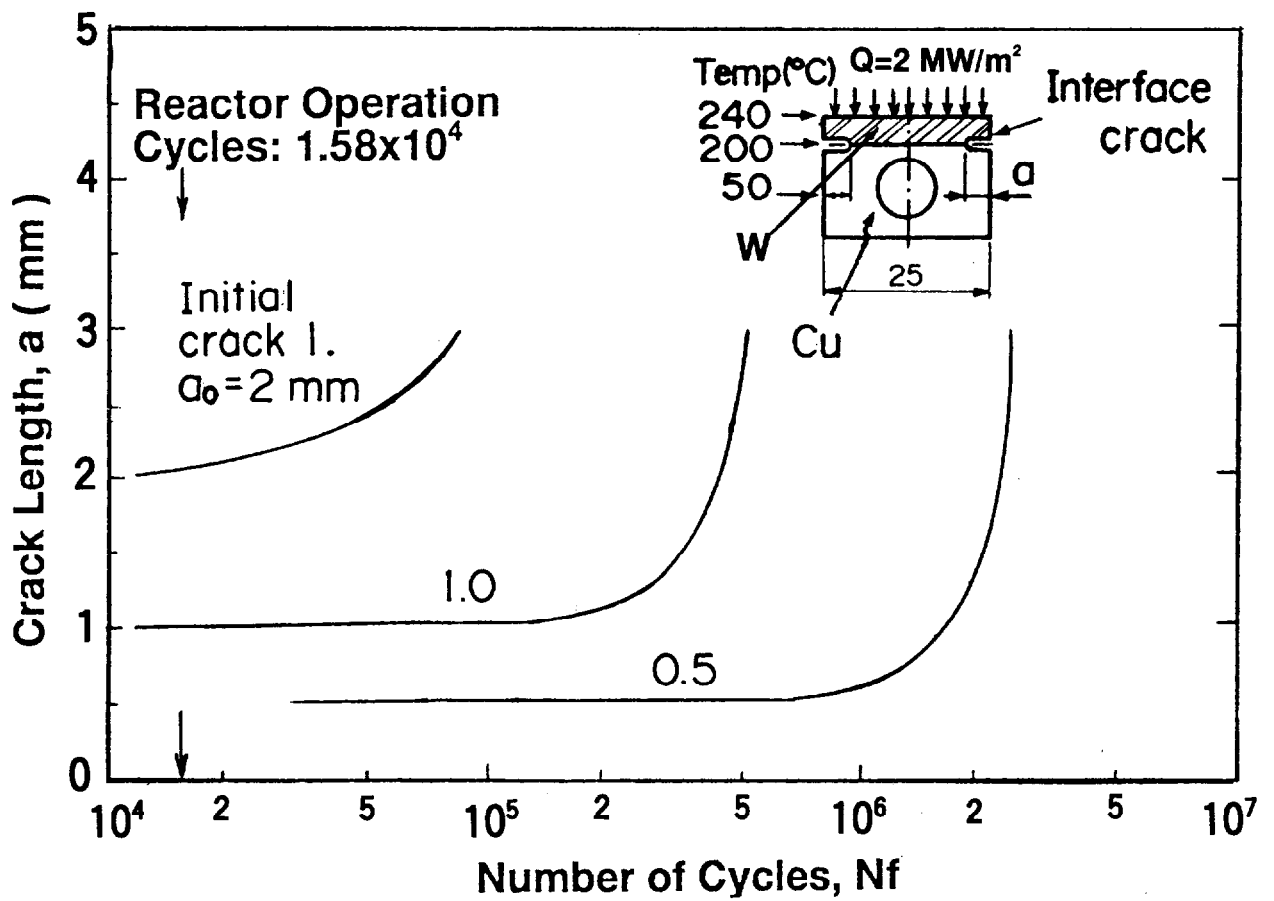
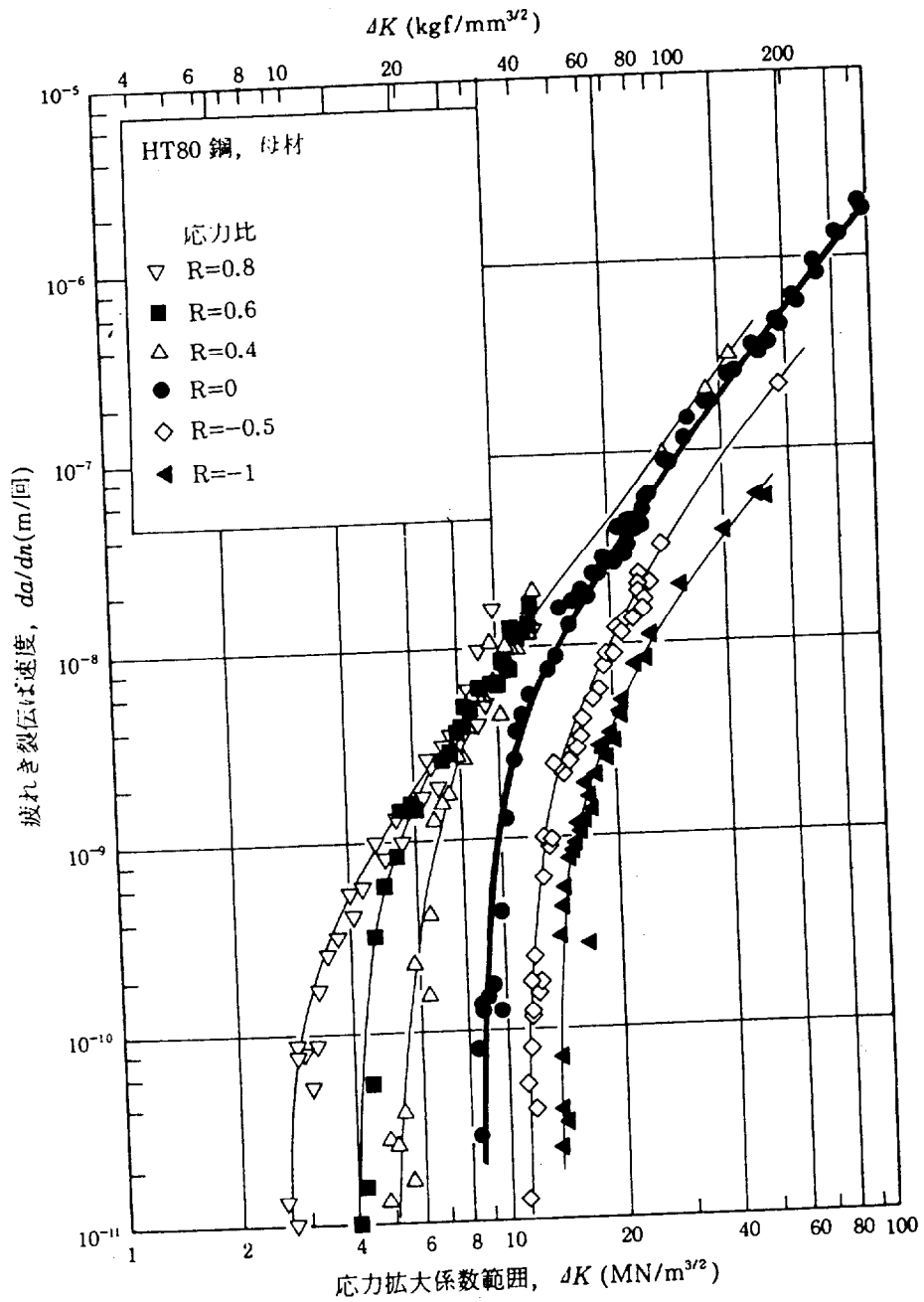


Fig. 4-15 Fatigue crack growth curves on small initial crack lengths of 0.5, 1.0 and 2.0 mm in the divertor plate for the FER.



HT80 鋼母材 (データシート材と別チャージ) の疲れき裂伝は特性に及ぼす応力比の影響.

Fig. 4-16 Effect of stress ratio on fatigue crack growth rate characteristics of HT80 steel specimen, cited from reference [24].

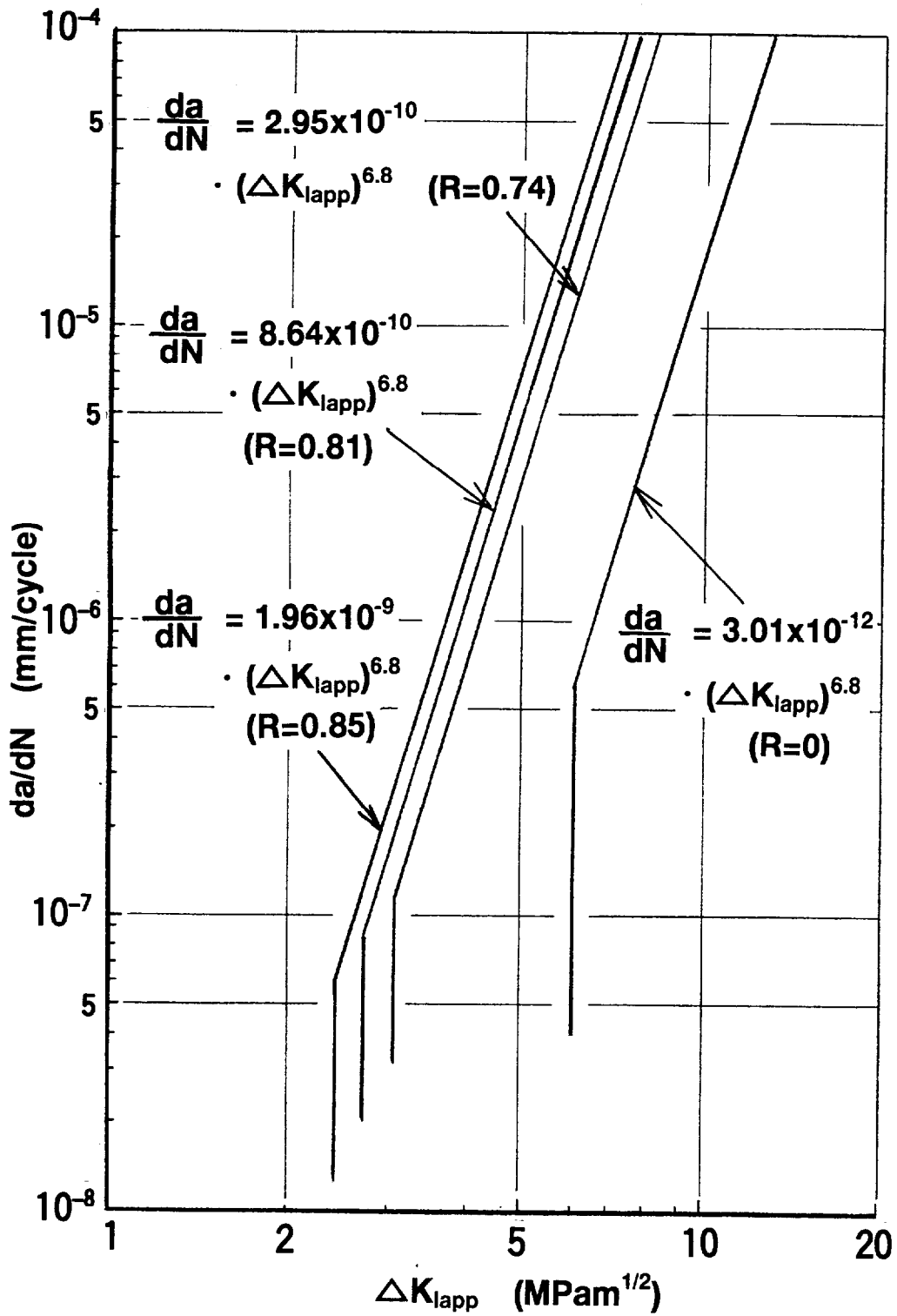


Fig. 4-17 Fatigue crack growth rates along bonded interface of W-Cu brazed specimen, taking account of residual stress around the interface edge based on Walker's method.

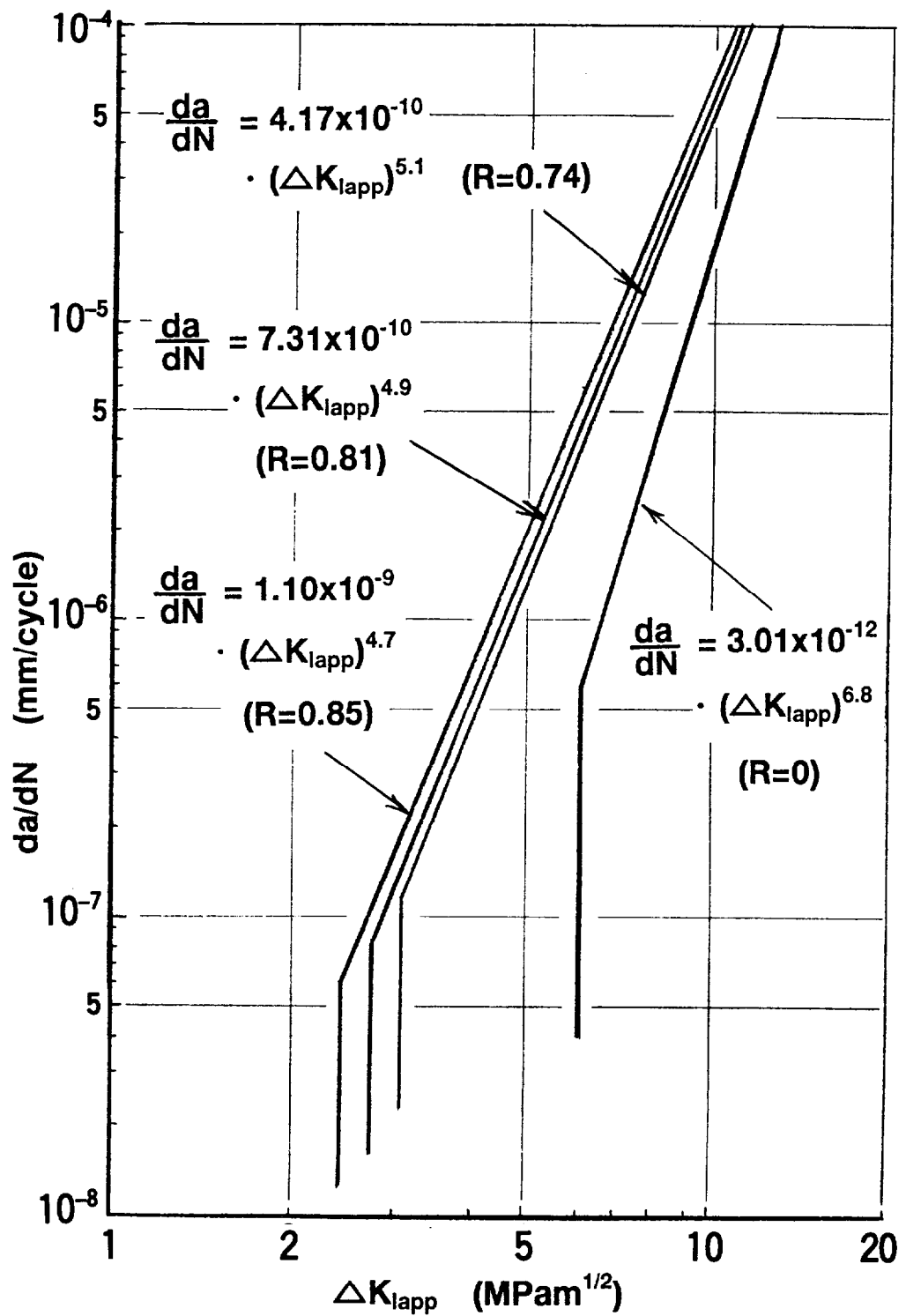


Fig. 4-18 Fatigue crack growth rates along bonded interface of W-Cu brazed specimen, taking account of residual stress around the interface edge based on Ohta's method

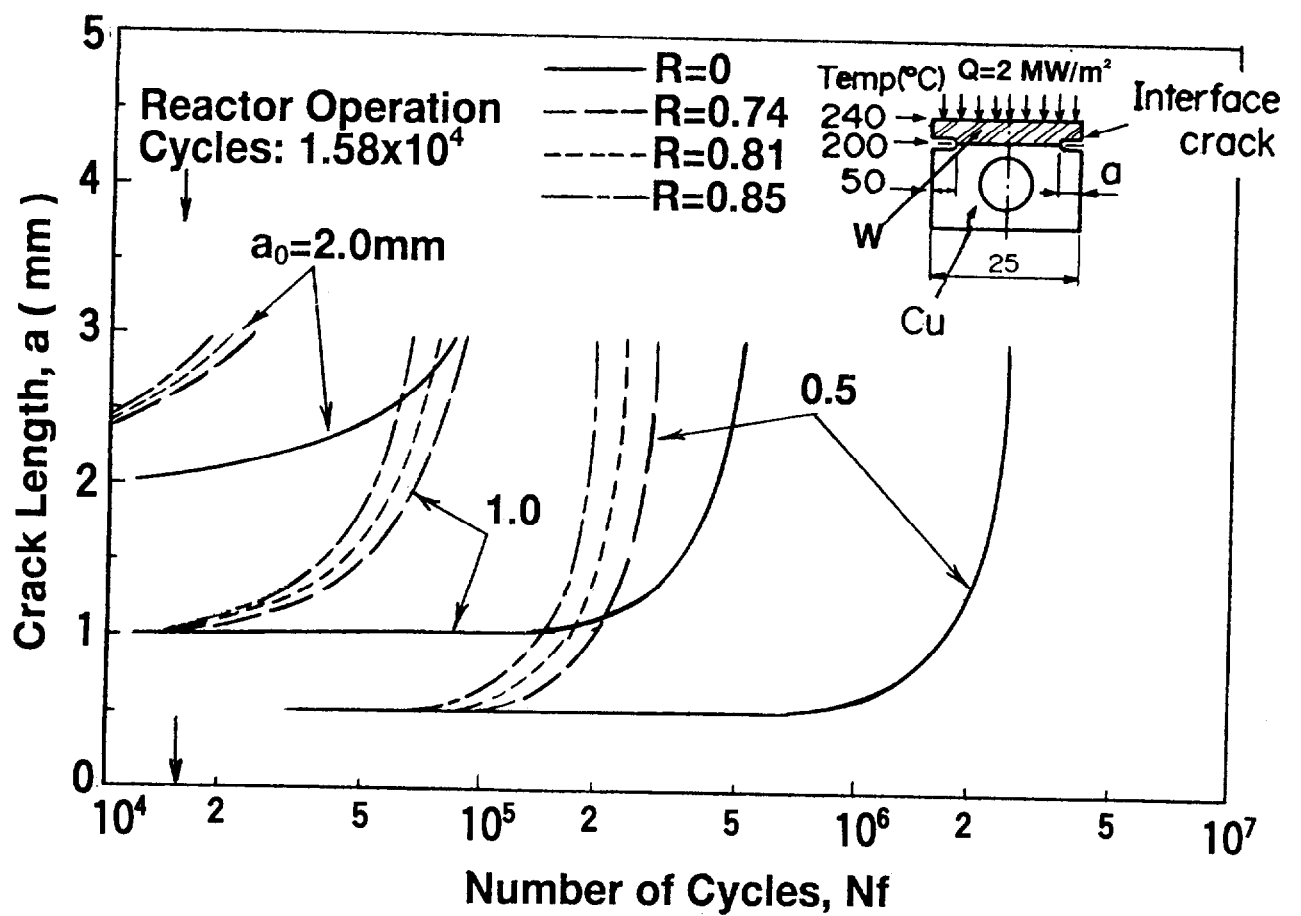


Fig. 4-19 Fatigue crack growth curves on small initial crack lengths of 0.5, 1.0 and 2.0 mm in the divertor plate for the FER, taking account of mean stress effect due to residual stress around interface edges.

第5章 タングステン・銅接合体の熱疲労強度

5.1 緒言

核融合炉のダイバータ板には、プラズマから高エネルギー粒子が衝突し、また、プラズマからの輻射による熱流束と併せて、高粒子負荷と高熱負荷を受ける。このため、ダイバータ板は表面損耗が小さく高熱負荷に対する構造強度上の要求を満たす材料を表面材に設置する必要がある、また、受けた熱エネルギーを効率良く除熱するため熱伝導率の高い材料を配する必要がある。これらの条件を満たす構成として、プラズマ側表面材にタングステン等の高融点材料とヒートシンク材として銅や銅合金を冶金的に接合する2層構造が提案されている [1]。核融合炉用の銅熱シンク材へタングステン板をろう接合する構造のダイバータ板の設計には、接合層の疲労強度特性の詳細なデータベースが必要とされる。しかし、接合層の疲労強度特性、特に熱疲労強度特性についての研究は、余り多くは見あたらない [2-3]。

4章で W-Cu ろう接合体の機械的疲労強度特性を調査したが、本章では、W-Cu ろう接合体の熱疲労強度特性調査を目的に、以下の2つの方法による熱疲労試験を実施した。

- 1) W-Cu 接合試験片を一様な2温度 (50℃および200℃) 雰囲気内に交互に曝す、熱サイクル試験
- 2) W-Cu 接合試験片の片面からイオン/電子ビームやプラズマジェット等による熱流束負荷を繰り返し照射する、熱負荷照射疲労試験

1) の熱サイクル試験は比較的簡易な試験装置で効率的に熱疲労試験が実施できるが、ダイバータ板の様な片面から熱負荷をうける条件、即ち、接合体の板厚方向の温度勾配による影響を考慮することが出来ない。これに対して、2) の熱負荷照射疲労試験は核融合炉内でダイバータ板が受ける熱負荷環境を模擬出来るものの、真空容器、真空排気装置、イオン源や電子銃等の装置の製作に多大な労力を要する。しかし、2) の熱負荷照射疲労試験でも減圧プラズマジェットを用いれば中レベル範囲の熱流束負荷に限定されるが、比較的簡易な装置で片面熱負荷条件が得られる。

そこで、上記、1) および2) の2方式による W-Cu 接合試験体の熱疲労試験を実施し、4章で提案した接合体の寿命評価法を適用して W-Cu 接合体の熱疲労寿命を評価した。

5. 2 接合体熱サイクル試験

核融合実験炉 FER 通常運転時のダイバータ板の温度領域はタングステンアーマ表面で 240℃、アーマ／銅接合界面で 200℃、銅冷却管冷却表面で 50℃である [4]。

そこで、核融合実験炉 FER のダイバータ板を対象に、上記経験温度範囲内の熱負荷でタングステン・銅のろう接合試験片による熱疲労試験を行った。熱負荷は一様温度 50℃ および 200℃のアルゴンガス雰囲気内に上記接合試験片を交互に出し入れする装置を用いた一様温度熱サイクル試験で行った。

ろう接合試験片には、2種類の接合ろう材、ニッケルろう材及びチタン入り銀ろう材によるタングステン・無酸素銅の接合試験片を用いた。き裂初生寿命及びき裂進展寿命における試験結果とその現象について、4章で提案した接合体の疲労寿命評価法、即ち、熱応力解析及び接合層の見掛けの応力拡大係数、 K_{Iapp} , K_{IIapp} の計算結果を用いて議論する。

5. 2. 1 試験体および試験体製作

(1) 試験片材料

試験片に用いたタングステンおよび銅材は純タングステン（東芝製、W32）と無酸素銅（OFCu）の 1/2H 硬化材を加熱炉にて焼鈍した軟化材で、4章で用いた材料と組成および機械的強度特性は同じである。

(2) 接合条件

接合用ろう材を以下の2種とし、接合時の温度及び保持時間を変えた試験片を製作した。

i) アモルファス Ni ろう（MBF-60 相当、日本非晶金属（株）製）

- ・組成：Ni + 10-12%P + <0.1%C
- ・JIS 規格 BNi-6 相当品にて平均厚さ 32 μ m のシート状ろうシートを2枚重ね条件で接合

ii) Ti 入り銀ろう（TFC-710, 田中貴金属（株）製）

- ・組成：Ag + 2%Ti + 27.5%Cu
- ・平均厚さ 0.15mm のシート状ろう材1枚

iii) 上記、i), ii)の接合温度条件を各2条件、計4条件で接合した。Fig.5-1 に試験片の接合温度条件を示す。

(3) 試験片形状

核融合実験炉 FER のダイバータ板形状を基本に、W-Cu の接合試験片形状を Fig. 5-2(a)に示す形状とした。FER 実機ダイバータ板のアーマ接合部の形状は 50x50mm の矩形であるが、試験現象把握の明確化のため、 ϕ 50mm の円形とした。銅熱シンク材背面は、試験片取り付け座へのネジ止めのため M12 のネジ加工を施した。試験片取り付け座は矩形断面の直方体形状をしており、各面に試験片を 3 個上下方向に合計 12 個取り付けられる。Fig 5-2(b)にアモルファス Ni ろう材による W-Cu 接合試験片の外観写真を示す。アモルファス Ni ろう接合試験片では、Ni ろうと W との濡れ性が良く接合時に W の上面まで Ni ろうが流れ出している。一方、Ti 入り銀ろう接合試験片では、銀ろうと W との濡れ性が Ni ろう程良くないため、ろう材の W 側への流れ出しはなかった。

ろう接合条件は、接合後の冷却方法として通常の方法である炉冷と、ろう接合部の残留応力緩和を目的とし、冷却時に 500℃x20 分の保持によるクリープ効果を設ける 2 条件とした。Fig. 5-3 と Fig. 5-4 は、Ni ろう接合と銀ろう接合した時にろう接合の温度条件の違いがろう接合層のミクロ組織に及ぼす影響を調べた結果である。Fig.5-3(a)の炉冷では、Ni と銅の全率固溶体部分が接合層の銅側界面に見られるが W 側界面まで達していない。しかし、Fig. 5-3(b)の 500℃x20 分保持条件では、炉冷よりもかなりその固溶体の成長が認められるばかりでなく、W 側界面においては、W 組織が Ni に浸食され、遊離した W 粒子がろう層内にやや多く見られる。一方、Fig. 5-4 は銀ろう接合した試験片接合層近傍のミクロ組織である。ろう接合条件の違いによるミクロ組織の差違は殆ど認められない。また、W 側界面に接している元素は Cu と Ag が多く、Ti は殆ど Cu と合金を形成しているため、活性元素として添加した Ti の効果がミクロ組織上には現れていない。Fig. 5-5 は Ni ろう接合層と Ag ろう接合部の硬さ分布を示す。Fig. 5-5(a)より、Ni ろう接合層は W よりも硬度が高く極めて脆いことが分かる。しかし、Fig. 5-5(b)に示す Ag ろう接合部の硬さは 150Hv 以下であり、理想的な軟質接合状態になっていることが分かる。直径 50mm の W と Cu を Ni ろう接合した試験片外周部の液体浸透探傷試験(カラーチェック)を行った結果、炉冷及び 500℃x20 分保持条件ともに、接合ろう層に接する W 側に微細な割れが見られた。接合ろう層から 1mm 以内に割れが多発し、割れの状況は接合ろう層の厚さとは無関係の様に思われる。このため、外周部の割れをワイヤカットによって除去し、 ϕ 40mm の試験片を製作し熱サイクル試験に用いた。Fig. 5-6 は Ni ろう接合と Ag ろう接合試験片の接合状態を超音波探傷検査結果である。両ろう接合試験片ともに外周部

の欠陥は認められないが、Niろう接合試験片（ ϕ 40mm）については内部にろう接合不良と思われる部分が観察された。

5. 2. 2 試験装置および試験方法

Fig. 5-7 に本 W-Cu 接合体熱サイクル試験用に設計・製作した熱サイクル試験装置の縦断面図を示す。試験装置は図に示す様に試験片加熱用の高温保持容器（加熱チャンバー）、試験片冷却用の低温保持容器、試験片支持座、試験片駆動空圧シリンダー、駆動制御盤から構成される。高温保持容器で常時加熱保持された高温容器部と常温保持された低温保持容器部の間で、試験片支持座を空圧シリンダーで上下に駆動させる。試験片支持座の下降時には、試験片支持座内に冷却水を流し強制冷却させる。上昇時には、支持座内の冷却水を水抜きし試験片の加熱速度を早める構造とした。試験片の加熱・冷却を効率良く行うため、高温容器部、低温容器部間は試験片支持座の上下に取り付けられた仕切り版によって高温及び低温アルゴンガスの移動を遮断し、アルゴンガスの熱移動による加熱・冷却のロスを抑える構造とした。試験片支持座は 50x50mm の角パイプの 4 側面上にそれぞれ 3 個所に ϕ 50mm の試験片固定座（中央に M12 のネジ穴）を設け、試験片取付ネジによって試験片を固定する。支持座内部は 2 重冷却管構造の冷却流路を設け、内管から入った冷却水は支持座上部で 4 側面へオーバーフローし、4 側面に設置された試験片を内面から同一条件で冷却する構造としている。Fig. 5-8 に試験装置外観写真と W-Cu 接合試験片の支持座への取付状態写真を示す。

加熱・冷却の試験間隔時間や加熱チャンバー内保持温度を決定するために、試験片の加熱・冷却予備試験を実施し、得られた特性データをもとに、試験片の高温域および低温域保持時間を決めた。Fig. 5-9 に試験装置内の試験片の温度履歴を示す。加熱・冷却の試験間隔時間や加熱チャンバー内保持温度は、それぞれ 20 分間隔（加熱時間 17.5 分、冷却時間 2.5 分）、500℃とした。

試験は、これら保持時間、冷却水切換弁の作動、試験片支持座の上下移動等の駆動シーケンスをプログラムした駆動制御盤によって自動運転され、初期設定された規定繰り返し回数後に装置は停止する機構とした。

核融合実験炉 FER のダイバータ板が受ける温度範囲は、概ねタングステン表面で 240℃、銅熱シンク材の冷却部で 50℃であり、タングステン表面が最高温度に達した時で

両部位間に 190℃の温度勾配が生じる [4]。この温度変化による熱疲労損傷をタンゲステンと銅が均一に加熱・冷却される試験装置によって、把握することが本研究の目的であるから試験温度は出来るだけ上記温度に近ずける。

試験片支持座の上部と下部の温度変化は、以下の様にした。

上部： 90℃ → 250℃、 $\Delta T=160^\circ\text{C}$

下部： 40℃ → 190℃、 $\Delta T=150^\circ\text{C}$

上部と下部での最高温度には約 60℃の開きがあるが、温度の変化範囲、 ΔT 、はほぼ同一の 150℃—160℃であるから、試験片が受ける熱疲労損傷は、上下部で大きくは変わらないと判断した。

銅材は 190℃以上の大気雰囲気では急速に酸化が進行するため、高純度のアルゴンガスを 1.5 l/min. 流し、試験片全体を不活性ガス雰囲気内とした。

試験中は試験片のろう接合部および加熱チャンバー内の温度を連続モニターした。又、試験サイクルは 20 分に 1 回で行い、所定の繰り返し回数毎に試験を中断し、試験片支持座から試験片を取り外し、試験片全体の液体浸透探傷試験（カラーチェック）を行い、ろう接合部側面のレプリカフィルムを採取した。

5. 2. 3 試験結果

本研究での総熱サイクル数は $N=3000$ 回である。この間、55, 505, 1010, 1505, 2090, 2520 回で試験を中断し、ろう接合層のき裂発生状況を液体浸透探傷試験（カラーチェック）で調査した。 $N=0$ では、Ni ろう接合試験片の $\phi 50\text{mm}$ から $\phi 40\text{mm}$ にワイヤカットした 4 個の試験片を除いて、 $\phi 50\text{mm}$ の銀ろう接合試験片、Ni ろう接合試験片ともろう接合層部に微小な欠陥が見られた。銀ろう接合試験片の場合はろう接合層部の界面にインデケーションが見られるが、Ni ろう接合試験片の場合は W 側に微細なき裂が生じていることが両ろう接合試験片の大きな差違である。 $N=55$ 回では、銀ろう接合試験片については初期の円周上欠陥が成長したものと、初期に無欠陥であったものでも小さなインデケーションがあった。一方、Ni ろう接合試験片では、W 側のき裂が更に拡大し、又、 $\phi 40\text{mm}$ の無欠陥試験片についてもろう接合層や W 側に小さな欠陥が認められつつある。これらの欠陥は繰り返し回数の増加とともに拡大し、 $N=2090$ 回以後のチェックではほぼ全周にインデケーションが見られるが、試験片支持座上の上段、中段、下段に設置の試

試験片の状態を比較すると、上段設置の試験片が最も厳しく、下段の試験片の欠陥はやや小さめであった。

Fig. 5-10に炉冷条件でのNiろう接合試験片のN=0, N=1010, N=2090回毎の採取したレプリカフィルムの拡大写真である。ろう接合層部より0.1-0.3mm上部のW側に多数発生していたき裂は、繰り返し回数の増加とともに1本の主き裂に成長し、その開口量も大きくなっている。炉冷と500℃x20分保持条件について、いずれの条件でもき裂はW側の全周に生じているが、ろう接合界面及びCu側には全くき裂は認められない。

一方、Fig. 5-11は銀ろう接合試験片のろう接合層近傍のレプリカフィルムの拡大写真である。Wとろう接合界面に欠陥(き裂)らしきものは認められるが、明らかなき裂とは断定出来ない。そこで、N=2090、3000回における試験片の外周部を拡大すると、Fig. 5-12に示す写真になる。ろう接合条件は炉冷条件のものである。ろう接合層とWとの界面に一様な欠陥が生じており、ろう接合層の欠落も一部に生じているが、き裂の開口量が小さいため、その深さも小さいものである。

Fig. 5-13はNiろう接合試験片、Fig. 5-14は銀ろう接合試験片を3000回のヒートサイクル試験後切断して、き裂の位置と進行方向を調査した結果である。Niろう接合試験片のき裂は、ろう接合層より50μm以上W側に入った位置を進展し、外表面から入ったき裂は一度ろう接合層に近ずき、更にき裂が長くなるとろう接合層から離れてW側に進行している。W内のき裂は全て粒界を進行している。しかし、ろう接合層には、特にWとNiろう接合層との界面には全くき裂は認められず、ろう接合性の良好なことが分かる。同図で、ろう接合層の外周部がいずれも銅側に変形している。これは、ヒートサイクルに伴う銅材の塑性変形に起因するものであるが、この変形量がW側き裂の開口量となっているものと思われる。

Fig. 5-14に示す銀ろう接合試験片のき裂は、Niろう接合試験片とは対照的にWとろう接合層に発生したき裂は約0.2~0.4mmその界面を進行した後、W側に屈折し、Niろう接合試験片の場合と同様な進行状況を示している。このことは銀ろう接合層の接合強度はNiろう接合層よりも低いことを示唆している。

Fig. 5-15(a)―(b)はNiろう接合、銀ろう接合試験片について、3000回のヒートサイク

ル後のき裂の進行方向とその長さをまとめた図である。銀ろう接合試験片の場合はき裂の長さ（深さ）はある方向に片寄っているが、Ni ろう接合試験片では、き裂は全周一様に進展している。Table 5-1 は、Ni ろう接合試験片及び銀ろう接合試験片の N=3000 回後の平均き裂長さを、接合条件の異なる試験片、即ち炉冷、500℃x20 分保持の試験片も合わせて、示す。Ni ろう接合、銀ろう接合試験片ともに、炉冷と 500℃x20 分保持との差は見られないが、銀ろう接合試験片の方が、Ni ろう接合試験片よりも 1.5 倍ほど長いき裂に達していることが分かる。

5. 2. 4 接合体の FEM 解析および考察

Ni ろう接合試験片及び銀ろう接合試験片のき裂初生寿命、き裂進展寿命は、予想以上にこれらの寿命が短かった。試験片製作時の接合面近傍観察で分かるように接合面近傍に微小初期欠陥が存在したことにより、主としてき裂進展寿命による寿命となったと判断される。そこで、応力解析とき裂の応力拡大係数（K 値）の解析による評価を行った。

(1) W 側のき裂初生と進展

W と Ni ろう接合体の引張強度が高く、その上 Ni ろう接合層の硬度が高いので、Ni ろう接合層の変形が生じにくいために W 側にき裂が多発し、き裂が大きく成長したものと判断される。熱サイクルによって W 側の応力分布がどのように変化するかを FEM 解析によって評価した。Fig. 5-16(a)は温度上昇過程、90℃→250℃での最大主応力分布を示す。このときの最大主応力はろう接合層端部近傍の W 側に接合面に平行な方向の応力として発生する。この温度上昇中に銅側の塑性変形又は短時間クリープ変形が生じ、ろう接合層端部近傍の歪みは平衡状態に達しようとする。次に、温度降下過程(250℃→90℃)に入ると、Fig. 5-16(b)に示す様な応力分布になり、W 側に欠陥が多発し、主き裂に成長した部位の外周面上の軸方向応力が最大に達する。このため、熱サイクルによってこの部位のき裂が大きく増大するものと思われる。また、この応力分布状態はろう接合過程（温度降下過程）においても生ずるため、微細な割れがこの付近に発生したものである。

(2) ろう接合層部のき裂の進展性

ろう接合層の疲労き裂の進展性を検討するためには、材料定数、特に縦弾性係数の異なる境界部の応力拡大係数、又は、それに代わるエネルギー解放率や J 積分値を求める必要があるが、この様な異材の接合界面き裂には振動性の特異性があるため、種々の評価方法

が研究されつつある [5]。ここでは、4 章で行った同様の手法で、Dundurs 定数 [6] を用い、FEM 解析によって K_I , K_{II} を求める [3], [7-9]。

(a) 一様加熱・冷却試験条件下の W-Cu 接合体の K 値解析

Fig. 5-17 に FEM 解析によって温度変化に伴うき裂端部近傍の開口変位を計算した。Fig. 5-17(a) は温度上昇に伴うき裂の閉口状態を示す。このき裂閉口によりき裂面は大きな塑性変形を受け、潰される様な状態になる。き裂面が潰されるため、き裂面に沿った変形、即ち、 K_{II} モードが生じやすくなる。次に、同図(b) に示す降温過程に入るとき裂は開口する様な状態になり、 K_I モードが生ずる。同図(a) の変形によって完全に塑性又はクリープ変形が生じて、理想的な同図(b) の開口状態が起こるとは思われませんが、少なからずこの様なき裂面の変形が生じていると考えられる。これは、試験片のき裂面を観察することによって確認できる。

Fig. 5-18 は一様温度変化(250℃→90℃)が起きたときのき裂後端の開口と食い違い量、 ΔZ , ΔR を求めた結果である。き裂が長くなる程開口量は減少し、 K_{II} モード主体の剪断変形が大きくなる。

次に温度降下過程における見掛け上の応力拡大係数 K_{Iapp} , K_{IIapp} を求める。ろう接合層の材料定数が不明確であり、又その厚さがき裂長さよりも小さいため、ろう接合層を無視し、W-Cu の理想接合状態を考える。W, Cu の材料定数を用いて変位法によりき裂長さ $a=0.5, 1.0, 2.5, 5.0\text{mm}$ に対するき裂先端の変形量、 $\Delta R/\sqrt{r}$, $\Delta Z/\sqrt{r}$ を Fig. 5-19(a), (b) の様に算出し、き裂先端へ外挿する。その外挿値より、 K_{Iapp} , K_{IIapp} を 4 章に示す(4-2)および(4-3)式を用いて求める。

この様にして求めた見掛け上の ΔK_{Iapp} , ΔK_{IIapp} を Fig. 5-20 に示す。 K_I , K_{II} を同時に考慮した破壊力学パラメータとして、最大主応力拡大係数 $K_{\theta \max}$ についても 4 章の(4-5)式によって求めた [10]。 $\Delta K_{\theta \max}$ の値を Fig. 5-20 に合わせて示した。Fig. 5-20 と 4 章で求めた片面熱負荷照射による W-Cu 接合界面の見かけの応力拡大係数 ΔK_{Iapp} , ΔK_{IIapp} および $\Delta K_{\theta \max}$ の値(Fig. 4-14 参照)と比較すると、Fig. 5-20 の一様加熱・冷却負荷条件による K 値の方が大きく、特に $\Delta K_{\theta \max}$ の値では約 3 倍大きい。即ち、実機の片面熱負荷による接合界面へのダメージより本一様加熱・冷却試験条件の方が厳しい評価であることが分かる。

このため、4 章で評価した片面熱負荷条件の接合体疲労寿命(Fig. 4-15, Fig.4-19 参照)

に比べて、上記一様加熱・冷却負荷条件の接合体疲労寿命は大幅に低減することが予想される。

(b) 一様加熱・冷却試験条件下の W-Cu 接合体の疲労寿命

Fig. 5-21 に 4 章で求めた、常温における Cu 及び Ni ろう接合による W-Cu 接合体の Ni ろう接合層のき裂進展速度曲線を示す [3]。Fig.5-21 の $da/dN-\Delta K_{Iapp}$ のき裂進展特性は W-Cu 接合体の残留応力効果を考慮しない結果（応力比 $R=0$ ）および W-Cu 接合体の残留応力効果（応力比 $R=0.74-0.85$ ）を考慮したき裂進展特性を合わせて示す。Fig.5-21 のき裂進展特性と Fig. 5-20 の一様加熱・冷却負荷条件による K 値を用いて、W-Cu 接合試験体の疲労寿命を評価する。なお、Fig. 5-21 のき裂進展特性は Ni ろう接合 TP に対する結果であるが、Ag ろう接合 TP の疲労寿命に対しても同特性を適用して評価した。Fig.5-21 の $da/dN-\Delta K_{Iapp}$ のき裂進展特性の残留応力効果を考慮しない結果（応力比 $R=0$ ）を用いて、初期き裂長さ a_0 をパラメータにした W-Cu 接合試験体の寿命評価結果を Fig.5-22 に示す。4 章で求めた片面熱負荷照射による W-Cu 接合界面の疲労寿命 (Fig. 4-15, Fig.4-19 参照)と比較すると、一様加熱・冷却負荷による疲労寿命の方が大幅に低くなり、負荷条件として厳しいことが分かる。

一様加熱・冷却負荷 3000 回後の接合界面に沿ったき裂長さの測定結果は、Fig.5-15 から Ni ろう接合 TP の平均き裂長さは 1.46mm, Ag ろう接合 TP の平均き裂長さ 2.13mm であった。

そこで、初期欠陥長さ a_0 をパラメータにして進展欠陥長さ $a=1.5\text{mm}, 2.0\text{mm}$ になる繰り返し負荷回数 N を下式を使って求めると、

$$\begin{aligned}
 da/dN &= 3.01 \times 10^{-12} (\Delta K_{\theta})^{6.8} && \text{for } R=0 \\
 &= 4.17 \times 10^{-10} (\Delta K_{\theta})^{5.1} && \text{for } R=0.74 \quad \dots\dots\dots (5-1) \\
 &= 7.31 \times 10^{-10} (\Delta K_{\theta})^{4.9} && \text{for } R=0.81 \\
 &= 1.10 \times 10^{-9} (\Delta K_{\theta})^{4.7} && \text{for } R=0.85
 \end{aligned}$$

各々 Fig.2-23, Fig.2-24 のようになる。

従って、繰り返し回数 $N=3000$ 回時でき裂長さ $a=1.5\text{mm}, a=2.0\text{mm}$ になる初期欠陥長さ a_0 の値は以下のようなになる。

応力比 $R=0$ では、	$a=1.5\text{mm}$ に対し	$a_0=0.59 \text{ mm}$
	$a=2.0\text{mm}$ に対し	$a_0=0.62 \text{ mm}$

応力比 $R=0.74-0.85$ では、 $a=1.5\text{mm}$ に対し $a_0=0.45\text{ mm}$
 $a=2.0\text{mm}$ に対し $a_0=0.46\text{ mm}$

W-Cu 接合体内の残留応力効果を考慮すると、接合体の初期欠陥 a_0 は約 0.45mm 存在していたことになる。また、残留応力効果によって進展欠陥長さ a に至る繰り返し寿命回数 N は約 6000 回 ($a_0=0.45\text{ mm}\rightarrow a=1.5\text{ or }2.0\text{ mm}$, $R=0$ 時の予想寿命回数) から 3000 回に半減したことになる。

従って、本試験における W-Cu 接合体の疲労寿命は、一様加熱・冷却の負荷条件による K 値の増加による要因が大きく影響し、さらに試験体の接合時の残留応力効果が加味され、このため $N=3000$ 回という非常に低い寿命になったと考えられる。

5. 3 接合体の熱負荷照射疲労試験

タングステンはその高融点金属であること、比較的高熱伝導率を有すること、核融合周辺プラズマの低温領域で高いスパッタリング損耗抵抗を持つことからダイバータ板のアーマ材への適用性が高いと考えられている [11]。核融合実験炉 FER では、ダイバータ板は $2\text{MW}/\text{m}^2$ の高熱負荷を 800-2000 秒受けると予想されるため、タングステン・銅接合体の接合界面の機械的健全性は重要な課題である。核融合炉用の銅熱シンク材へタングステン板をろう接合する構造のダイバータ板の設計には、接合層の疲労強度特性の詳細なデータベースが必要とされる。しかし、接合層の機械的疲労強度特性の研究はあるものの、熱疲労強度特性についての研究、特に片面熱負荷による熱疲労強度特性の研究は余り多くは見あたらない [2-3] , [12-13] 。

そこで、最大出力 30MW のアルゴンガス・プラズマジェット装置を用いて、W-Cu 接合試験体を W 表面側から繰り返し熱負荷照射し、W-Cu 接合試験体、特に接合部近傍の健全性評価を行った。合わせて FEM 熱応力解析による接合部の健全性を評価した。

5. 3. 1 試験体および試験体製作

前節同様に、試験片に用いたタングステンは高純度タングステン（東芝製、W32）であり、熱シンク材は無酸素銅 (OFCu) の 1/2H 硬化材を加熱炉にて焼鈍した軟化材 (850℃—30 分) を用いる。

タングステン板と銅材とのろう接合は、外径 20 ϕ mm—厚さ 7mm のタングステン板と外径 20 ϕ mm—厚さ 28mm の銅材を Ti 入り銀ろう (TFC-710, 田中貴金属 (株) 製、組成: Ag + 2%Ti + 27.5%Cu、0.15mm のシート状ろう材 1 枚) を用いて、850℃—10 分の温度、真空雰囲気 (10^{-5}Torr) 条件で行った。ろう接合層の平均厚さは概ね 50—100 μm であった。試験片は接合ろう層外周形状の熱疲労強度への影響を調べる目的で、2 種類の形状の試験片、即ち、タングステン板と銅材をフラットに接合した通常試験片とろう接合層外周に半径方向深さ 1mm、軸方向ギャップ 0.1—0.2mm 設けた切り欠き試験片を各々用意した。上記スリットの形成にはろう接合時に、スリット領域に離型材をモールドして行った。Fig. 5-25 に W-Cu ろう接合試験片 (平滑試験片) の断面を示す。試験片の W-Cu 接合界面の温度測定のため、図中に示す様に、銅側側面から接合界面中心に向かって斜めに 1.5 ϕ mm の穴を明け、アルメルクロメルの熱電対を差し込みセラミッ

ク接着剤で固定した。試験片の接合状態は超音波検査によって確認したが、検出可能な大きさの欠陥は両試験片接合面には発見出来なかった。Fig. 5-26 は、両試験片の接合面における超音波探傷検査のエコーイメージである。接合面の中央部にいくつかの小さなボイドが観察されるが、この程度のボイドは接合体の熱疲労強度への大きな問題にはならないと考えられる。

5. 3. 2 試験装置

試験片の加熱源として、最大出力 30 KW のアルゴン・プラズマジェット装置を用いた。Fig. 5-27 に試験装置の形状と外形寸法を示す。又、Fig. 5-28 に試験装置の全体写真を示す。試験装置は、タングステン電極から成る 250A-50V のプラズマトーチ 3 本、750A-50V の電源、800 ϕ mm-1700mm 長さのステンレス製真空容器、排気容量 1500 l/min. のロータリー真空ポンプ、銅製の試験片固定座、試験片固定座を外部から駆動する駆動装置、自動試験制御装置および試験片温度、プラズマ電流、電圧を記録するデータ計測装置から構成される。銅製の試験片固定座には、3 個の試験片が 200mm 間隔で固定され、試験片各々は冷却水にて背面を直接冷却される。又、試験片固定座は、長尺ベローズを設置された空圧シリンダーで外部より駆動され、各試験片が一定時間毎にプラズマトーチの真下に来る様に制御される。3 個の試験片固定座の 1 つには、20 ϕ mm の銅製のカロリメーターを設置し、毎回照射されるプラズマからの試験片上での熱流束を計測する様にした。Fig. 5-29 に銅製のカロリメーターの形状を示す。

5. 3. 3 試験結果

(1) 試験片表面の熱流束測定

カロリメーターは底部をステンレス構造にし、その上に円周方向に 4 分割された銅ブロックをクランプボルトで固定し、各々の銅ブロックには、熱流束測定用の熱電対（アルメルクロメル）が埋め込まれている。これらの 4 分割銅ブロックは各々のブロック間にギャップを設けて熱的に絶縁され、ステンレスベースからも絶縁された構造になっている。Fig. 5-30(a) は予備試験におけるカロリメーターの銅ブロックの代表的な温度履歴を示したものである。カロリメーター 20 ϕ mm の領域ではほぼ一様な熱流束で、Fig. 5-30(a) に示す銅ブロックの平均温度上昇 125 $^{\circ}$ C からおよそ

1.2MW/m²と推定された。

(2) 熱疲労試験結果

核融合実験炉 FER は 800—2000 秒の間隔で繰り返し運転され、2MW/m² の熱流束を受けるダイバータ板の W-Cu 接合界面は 50-200℃ の温度履歴を受ける [8] 。そこで、核融合実験炉 FER のダイバータ板温度と同じ条件で試験片を繰り返し熱負荷試験を行う様に、負荷時間及び冷却時間を設定した。その結果、負荷時間は 60 秒間、冷却休止時間を 240 秒と設定した。試験片の温度は、繰り返し熱負荷試験の間、接合界面に埋め込まれた熱電対でモニタされた。Fig. 5-30(b) に試験片の W-Cu 接合界面の温度履歴を示す。接合界面温度は冷却時の 25℃ から熱負荷時の 210℃ まで変化した、繰り返し回数毎にその温度は一定で大きな変化は無かった。

上記の条件で 120 回熱負荷照射を行った時点でプラズマトーチの電極損耗により、プラズマ方向が曲がったため、試験を中止し接合面の観察を先に述べた超音波探傷検査と拡大鏡によって行った。Fig. 5-26 に超音波探傷検査による、120 回熱負荷照射後の W-Cu 接合面のエコーイメージを熱負荷照射試験前の結果と一緒に示す。又、Fig. 5-31 に光学顕微鏡による 120 回熱負荷照射後の W-Cu 接合面近傍の拡大写真を示す。Fig. 5-26、Fig. 5-31 のどちらの図からも、熱負荷試験前後の接合面近傍の状態に大きな差は無かった。又、スリットの有無による試験片についても大きな差は無かった。

5. 3. 4 接合体の FEM 熱応力解析と考察

(1) 片面熱負荷時の接合体熱応力

W-Cu ろう接合試験体の熱負荷照射試験結果の評価検討のため、FEM による熱解析および熱応力解析を実施した。Fig. 5-32 に W-Cu ろう接合試験体の軸対称モデルを、接合面端部にスリット有無の両モデルを示す。特に、本解析モデルの様な接合面端部の自由境界形状では応力特異性 [14] が生じることを考慮に入れた解析評価が必要とされるが [15-16] 、ここでは簡易評価として W 表面に 1.2MW/m² の熱負荷を受けた時の接合試験体の熱応力分布について線形弾性解析を行った。

Fig. 5-33 にスリット有無の両接合試験体の熱負荷照射 60sec 後の断面内温度分布を示す。スリット有無の試験体内温度分布はスリット深さ 1mm 程度では全体的に余り大きな

差違は無く、接合面端部近傍で若干数℃の温度上昇がスリット試験体に見られる程度であり、概ね W 表面温度で 260℃、接合面端部近傍で 210℃である。

Fig. 5-34 にスリット有無の両接合試験体の熱負荷照射時の断面内主せん断応力分布を示す。スリット無し試験体では接合端部近傍に、スリット有り試験体ではスリット底部近傍に応力集中が生じ、スリット有り試験体に高応力が発生している。

(2) 接合界面に沿うスリット長と端部熱応力

一方、Fig. 5-35 はスリット深さをパラメータにして、熱負荷時及び接合時の接合端部近傍の接合面に平行な応力成分 σ_x 、垂直な応力成分 σ_y 、せん断応力成分 τ_{xy} を求めたものである。接合時の残留応力では、スリットを開口する要素となる垂直な応力成分 σ_y はスリット無し試験体の方が大きくスリット深さの増加とともに減少するが、熱負荷時には、スリット無し試験体は平行な応力成分 σ_x が引っ張り応力で最高で、垂直な応力成分 σ_y は圧縮方向で最大となり、スリット深さの増加とともに減少する。即ち、接合時の接合端部に発生する残留応力は熱負荷照射によって緩和されることが予想され、従って、幅 0.2mm 程度のスリットの接合端部への設置は接合体の機械強度上有功であると言える。

(3) 接合試験体の熱疲労寿命

4 章では接合体の形状寸法は異なるものの、片面熱負荷 (2 MW/m²) 時の W-Cu 接合体に対する応力拡大係数 ΔK 値 (Fig. 4-14) および ΔK 値を用いたき裂進展寿命 (Fig. 4-19) を求めた。プラズマジェットによる W-Cu 接合体の熱負荷照射試験では、W 表面の熱負荷も 1.2 MW/m² と減少していること、Fig. 5-31 の照射前接合界面近傍の欠陥調査から初期欠陥は少なくとも $a_0 < 0.5\text{mm}$ と考えられること、等から判断して、上記 W-Cu 接合体の熱負荷 1.2 MW/m² に対する寿命 N_f は、残留応力効果を考慮しても $N_f > 10^5$ 回と予測される。

5. 4 結言

核融合実験炉 FER のダイバータ板を構成する W-Cu 接合体について、Ni ろう及び Ti 入り銀ろうによる W-Cu ろう接合体の熱疲労強度特性を調べる目的で、熱疲労試験効率の良い一様加熱・冷却タイプの熱サイクル試験装置を開発し、W-Cu ろう接合層の熱疲労き裂初生寿命および熱疲労き裂進展寿命並びにそのき裂進展挙動を明らかにした。

その結果以下のことが分かった。

(1) Ni ろう及び Ti 入り銀ろうによる W-Cu 接合体のろう接合性

直径 50mm の W-Cu を Ni ろう (Ni+10-12%P) 付けされた W-Cu 接合体のろう接合層近傍の W 側には微細な割れが多発する傾向にある。一方、Ti 入り銀ろう (Ag+27.5%Cu+2%Ti) による W-Cu 接合体の場合では、ろう接合層及び W 側にも明かな欠陥は認められなく、後者のろう材を用いた軟質接合の方がより優れていることが明らかになった。

(2) 熱疲労強度特性

W-Cu ろう接合体の一様な温度変化 (90℃—250℃) により、Ni ろう接合試験片のろう接合層近傍に発生したき裂は、繰り返し回数の増加とともに成長し、3000 回でのき裂長さは、最大で 2mm, 平均で 1.5mm であった。一方、銀ろう接合試験片については、ろう接合層と W との界面全周に沿ってき裂が発生し、き裂長さは、最大で 5.5mm, 平均で 2.2mm と Ni ろう接合試験片の場合よりも 1.5 倍長かった。

(3) 接合部の応力解析と破壊力学的評価

試験条件に対する W-Cu 接合部の熱応力解析により、Ni ろう接合試験片の W 側に割れの発生することが確認出来た。又、核融合実験炉 FER のダイバータ板が受ける熱的ダメージよりも本試験の一様加熱・冷却条件の方が厳しいことが応力拡大係数 K 値解析から明らかになった。

(4) W-Cu 接合体の一様加熱・冷却による寿命予測

4 章で提案した W-Cu 接合体の疲労寿命評価法を適用して、本試験の接合試験体の疲労寿命を解析評価した結果、初期欠陥深さを 0.45mm とすると、試験結果と良く一致し W-Cu 接合体の疲労寿命評価法の妥当性を確認できた。また、本試験における W-Cu 接合体の疲労寿命は、一様加熱・冷却の負荷条件による K 値の増加による要因が大きく影響し、さらに試験体の接合時の残留応力効果が加味され、このため N=3000 回という非

常に低い寿命になった。

また、W-Cu 接合体についてアルゴンガスのプラズマジェット熱負荷照射試験装置を用いて 1.2MW/m^2 -60 秒の繰り返し熱負荷による熱疲労試験を行った。 $\phi 20\text{mm}$ の W-Cu 接合試験体は平滑試験片と接合層外周に深さ 0.5mm のスリットを施したスリット試験片の 2 形状について実施し、その形状と疲労強度の関係を調査した。その結果以下のことが明らかになった。

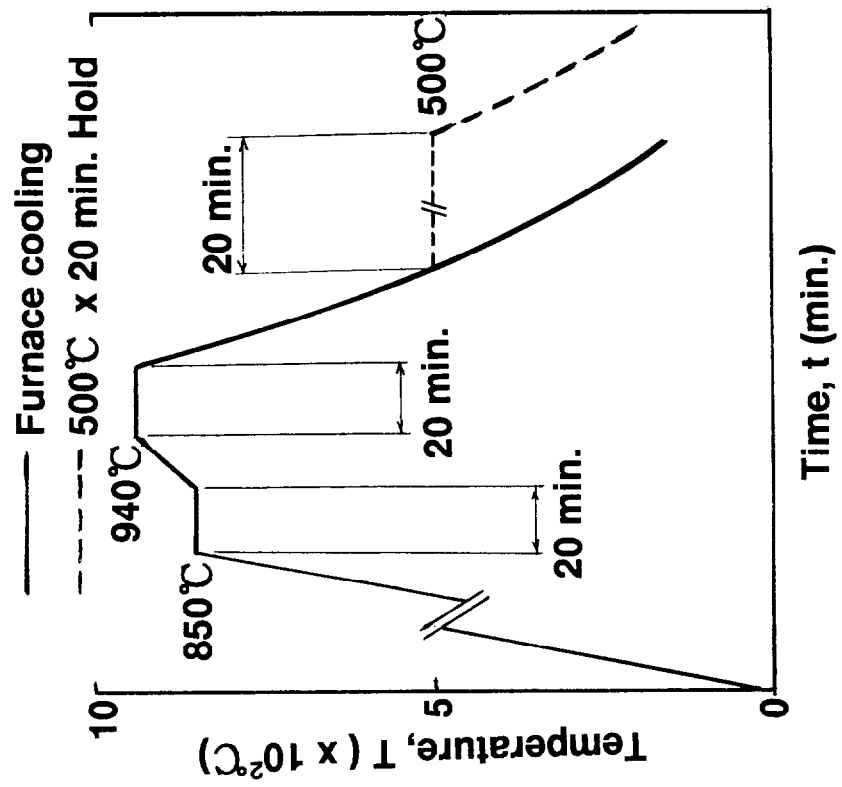
- (5) 120 回の熱負荷照射試験後両試験片の接合層を拡大鏡及び超音波検査で調査したが、両試験片とも欠陥は見られず、又、両試験片の形状による顕著な差異は見られなかった。また、4 章で求めた、片面熱負荷の W-Cu 接合体の寿命評価結果から判断して、上記 W-Cu 接合体の熱負荷 1.2MW/m^2 に対する寿命 N_f は、残留応力効果を考慮しても $N_f > 10^5$ 回と予測される。
- (6) FEM 解析を通して両試験片の熱負荷時および W-Cu 接合時の試験片内応力をスリット深さを変えて比較した結果、スリット無しの場合平滑試験片の接合端部により高応力が発生し、スリット深さの増加とともに応力値は減少する。特に、平滑試験片の接合時の端部軸方向応力成分が最大で、熱負荷照射時には上記残留応力の緩和する方向に挙動することが予想される。

第5章の参考文献

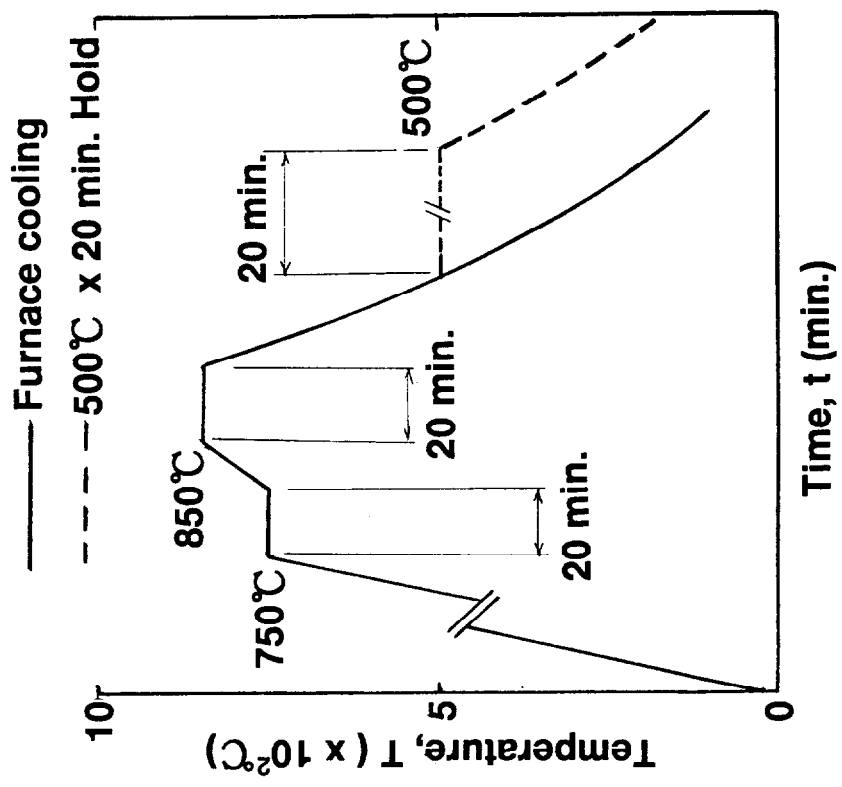
- [1] T.Tone et al., Fusion Technology, Vol. 8 (1985)214.
- [2] T. Horie et al., Proc. 11th Symp. Fusion Engrg., IEEE(1986)937.
- [3] M.Seki et al., Nucl. Mater., 155-177(1988)392.
- [4] K.Kitamura et al., Japan-US Workshop on PFC, Tsukuba, Feb.(1986)395.
- [5] 小川 他、日本原子力学会誌、28-11(1986)1038.
- [6] 山崎、結城、北川、日本機械学会論文集、52-476, A(1986)963.
- [7] A.F.Mak, L.M.Keer, S.H.Chen and J.L.Lewis, ASME, J. Appl. Mech. 47(June 1980)347.
- [8] S.K.Chan,I.S.Tuba and W.K.Wilson, Engrg. Fract. Mech. 2(1)(1970)77.
- [9] G.G.Trantina, J. Composite Mater. 6(April 1972)192.
- [10] S.G.Sawyer and R.B.Anderson, Engrg. Fract. Mech. 4(1972)605.
- [11] F.Erdogan et al., J. Basic Engrg., 85(1963)519.
- [12] Report of INTOR Workshop, Phase Two A, Part I, IAEA(1983)195.
- [13] T. Horie et al., Fusion Technol., 10(1986)753.
- [14] F. Brossa et al., Proc. 11th Symp. Fusion Engrg., IEEE(1985)928.
- [15] D.B.Bogy, J. Appl. Mech., 35(1968)146.
- [16] J.D.Whitcomb et al., Computers & Structures(1) (1982)23.
- [17] K.Mizuno, K.Miyazawa and T.Suga, Journal of the Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Vol. XXXIX, 4(1988)401.

Table 5-1 Crack Depths along circumference of W-Cu Bonded Specimens
after Cyclic Thermal Testing

Braze Alloy	Specimen Diameter(mm)	Furnace Cooling	500°C x 20 min. Hold Cooling	Averaged Crack Length(mm)
Ag	50	1.79	2.48	2.14
Ni	40	1.33	1.35	1.34
	50	1.55	1.36	1.46

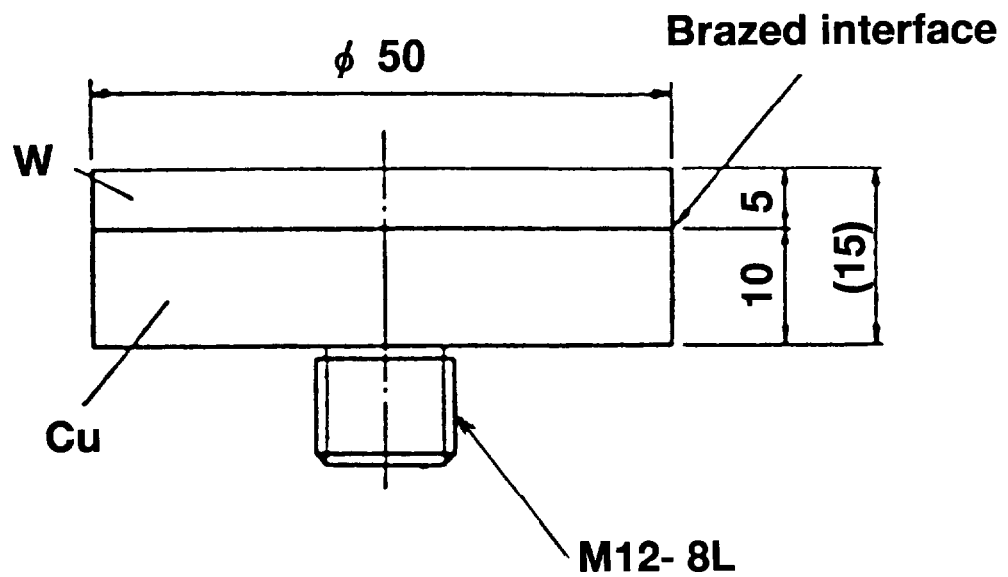


(a) Brazing with Ni base braze alloy



(b) Brazing with Ti-Cu-Ag braze alloy

Fig. 5- 1 Brazing temperature conditions of W-Cu bonded specimens with Ni based braze alloy and with Ti-Cu-Ag braze alloy.

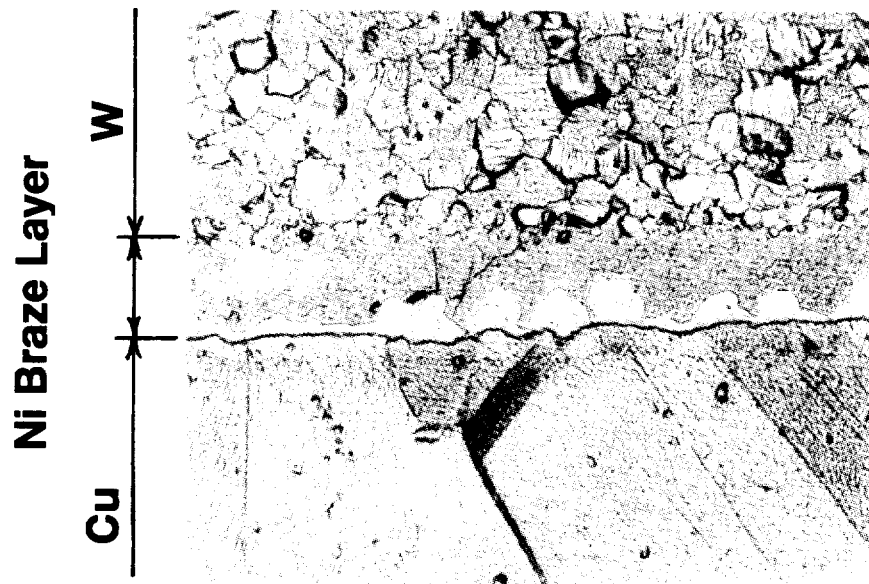


(a) Dimensions of W-Cu brazed specimen

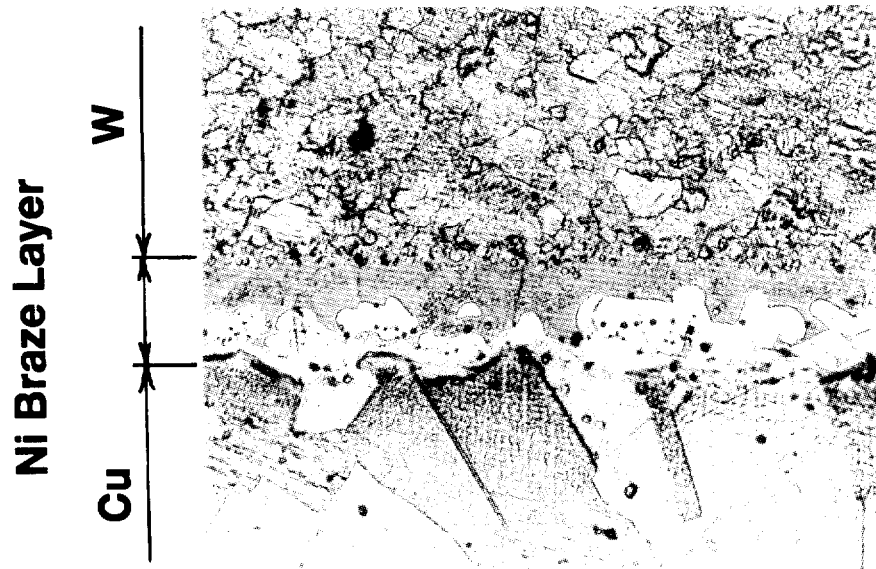


(b) Overview of W-Cu brazed specimen with Ni base braze alloy

Fig. 5- 2 Configuration and dimensions of W-Cu bonded test specimen.



(a) Furnace cooling X 400



(b) 500°C x 20 min. Hold X 400

Fig. 5- 3 Microstructures of brazed layer in W-Cu bonded specimen with Ni based braze alloy.

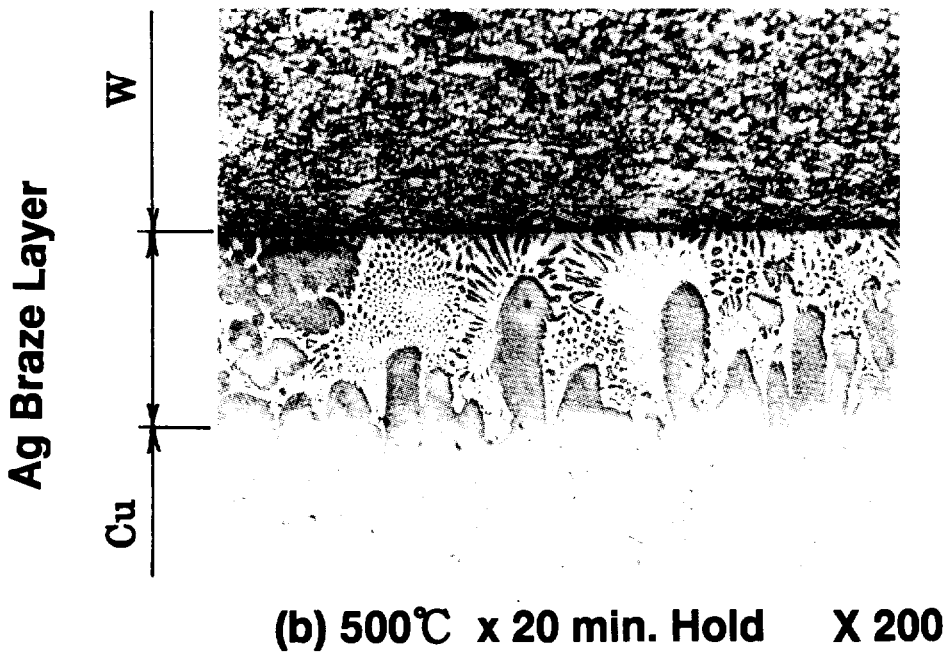
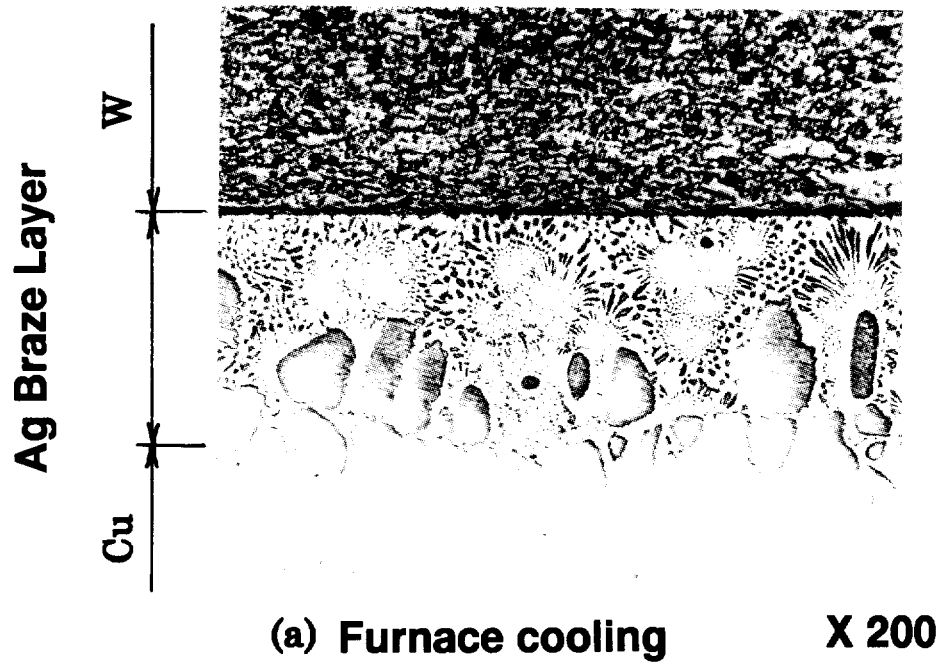
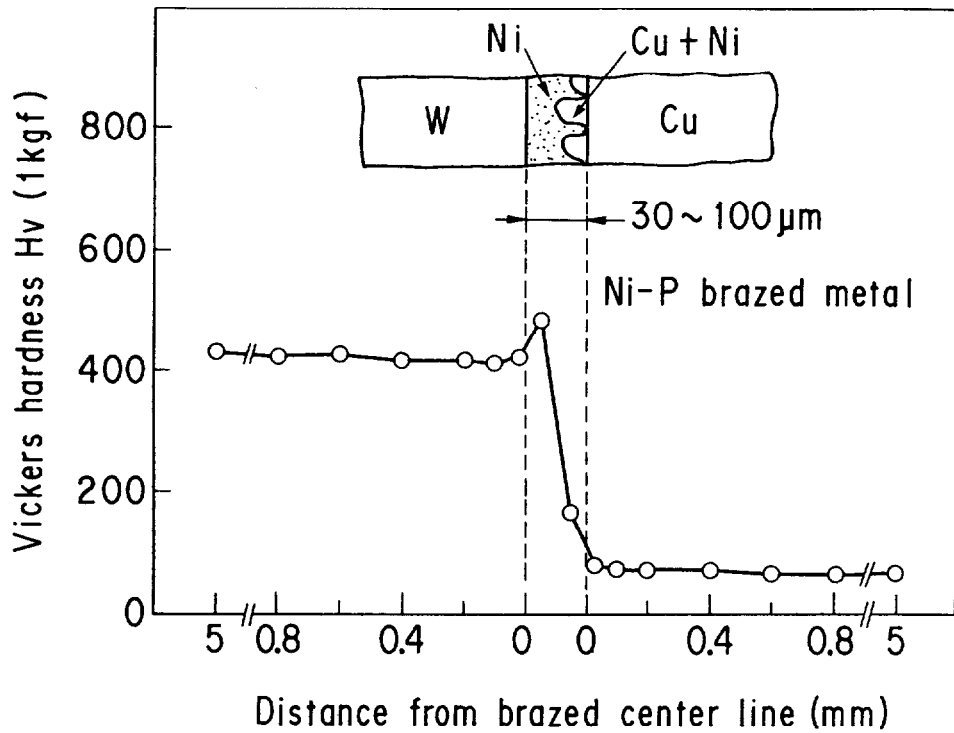
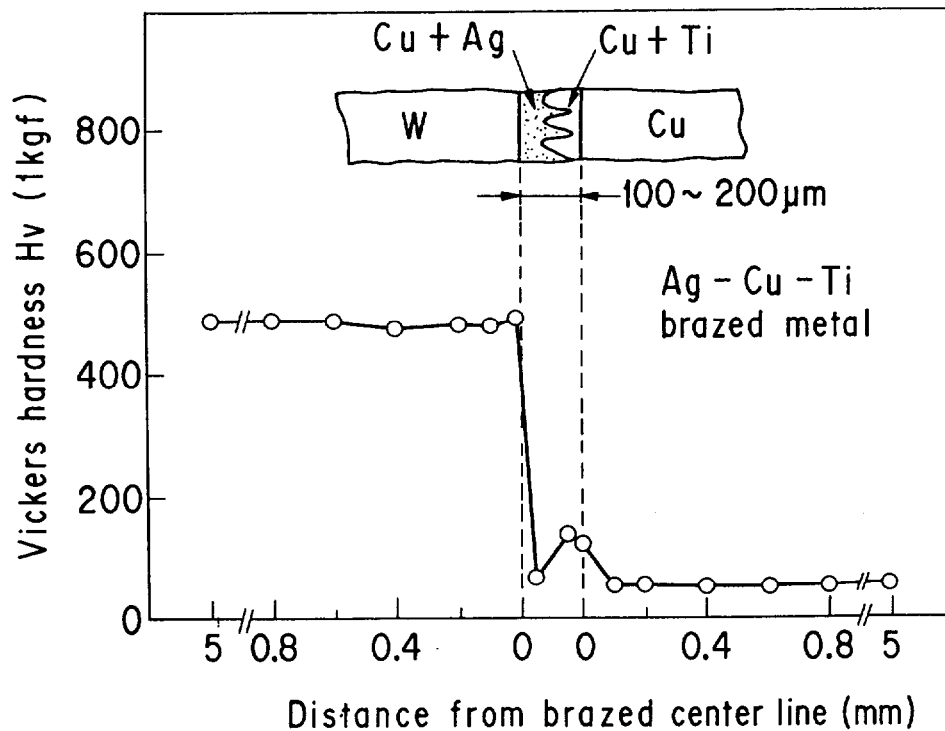


Fig. 5- 4 Microstructures of brazed layer in W-Cu bonded specimen with Ti-Cu-Ag braze alloy.



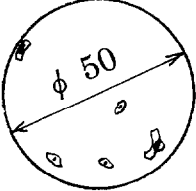
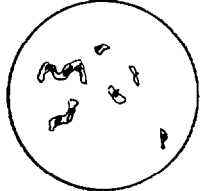


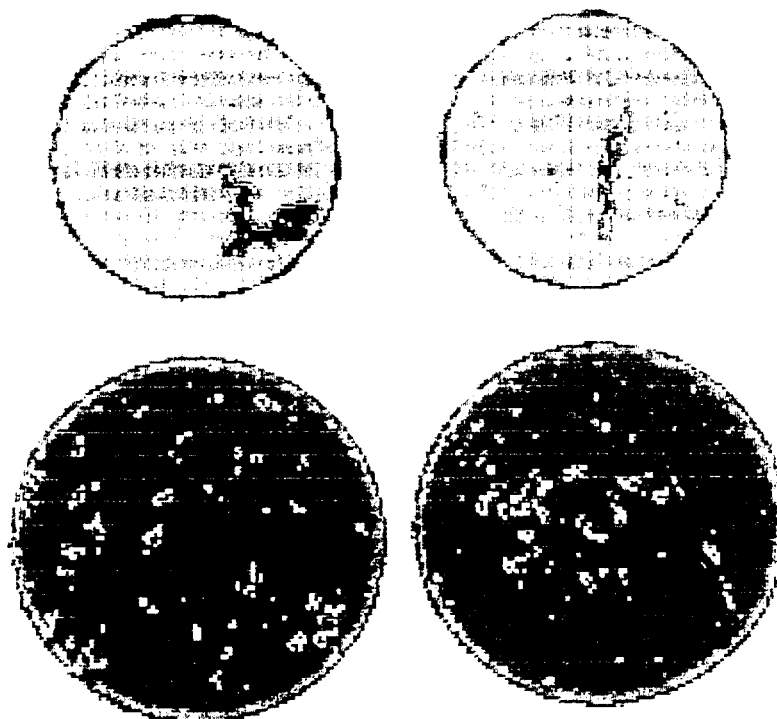
(a) Brazing with Ni base braze alloy



(b) Brazing with Ti-Cu-Ag braze alloy

Fig. 5- 5 Hardness distributions around brazed layers in the W-Cu bonded specimens with Ni base braze alloy and with Ti-Cu-Ag braze alloy.

	500°C x 20 min. Hold	Furnace Cooling
Ni braze alloy		
Ag braze alloy		



W-CU-2/880129

110.

110.

.5

UL-14/UR-10

LL- 6/IR- 2

USIP-12

42

V311/F-2"

10

HWP

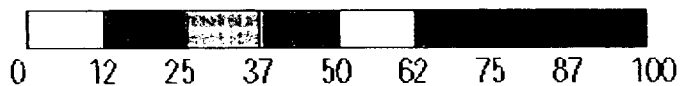


Fig. 5- 6 Echo images(C-scope image) at brazed interface of W-Cu bonded specimens by ultrasonic examination.

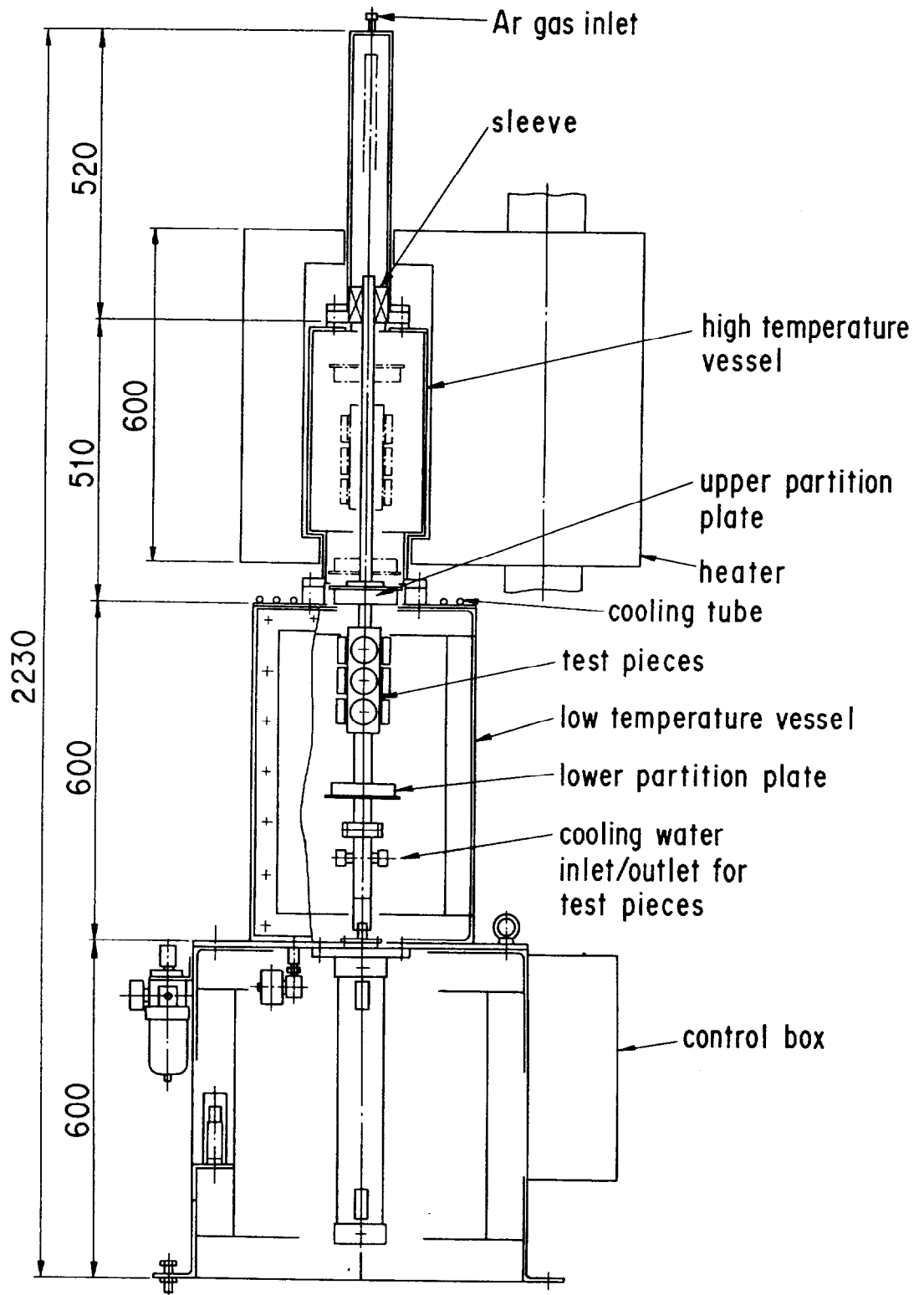
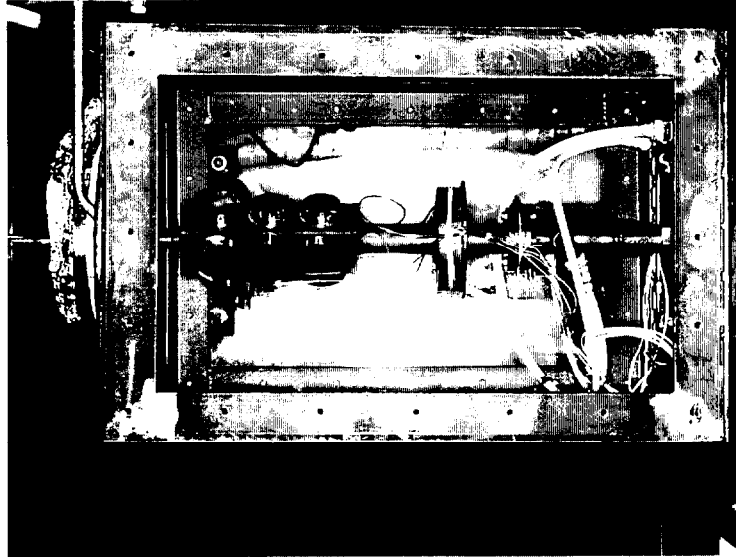
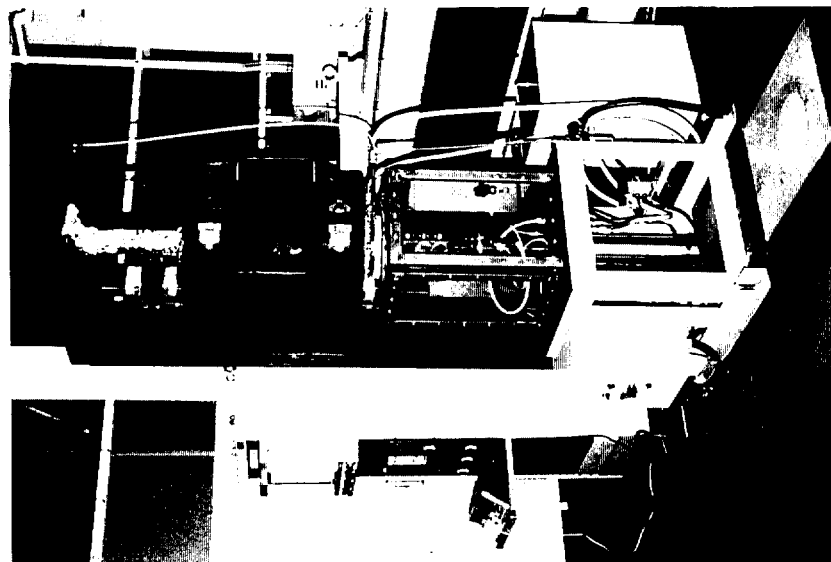


Fig. 5- 7 Mechanical configuration and dimensions of experimental apparatus for heat cycle testing of W-Cu bonded specimens.



(b) Mounting of W-Cu Specimens



(a) Overview of Apparatus

Fig. 5- 8 Photographs of test apparatus for heat cycle testing of W-Cu bonded specimens((a) Overview of test apparatus, (b) Mounting of W-Cu specimens on Cu base plate).

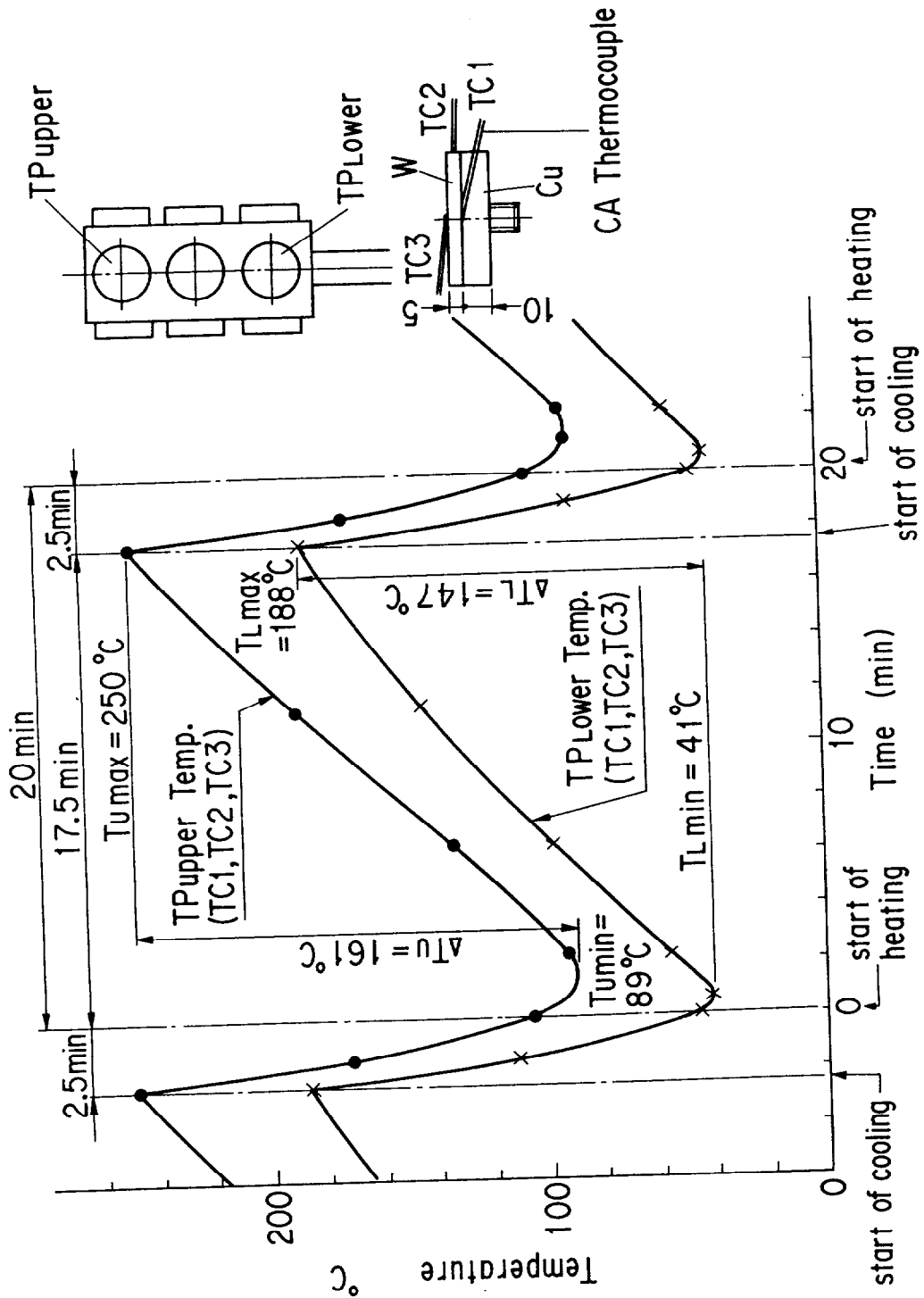


Fig. 5- 9 Temperature responses on W-Cu bonded specimens during heat cycle testing in the test apparatus.

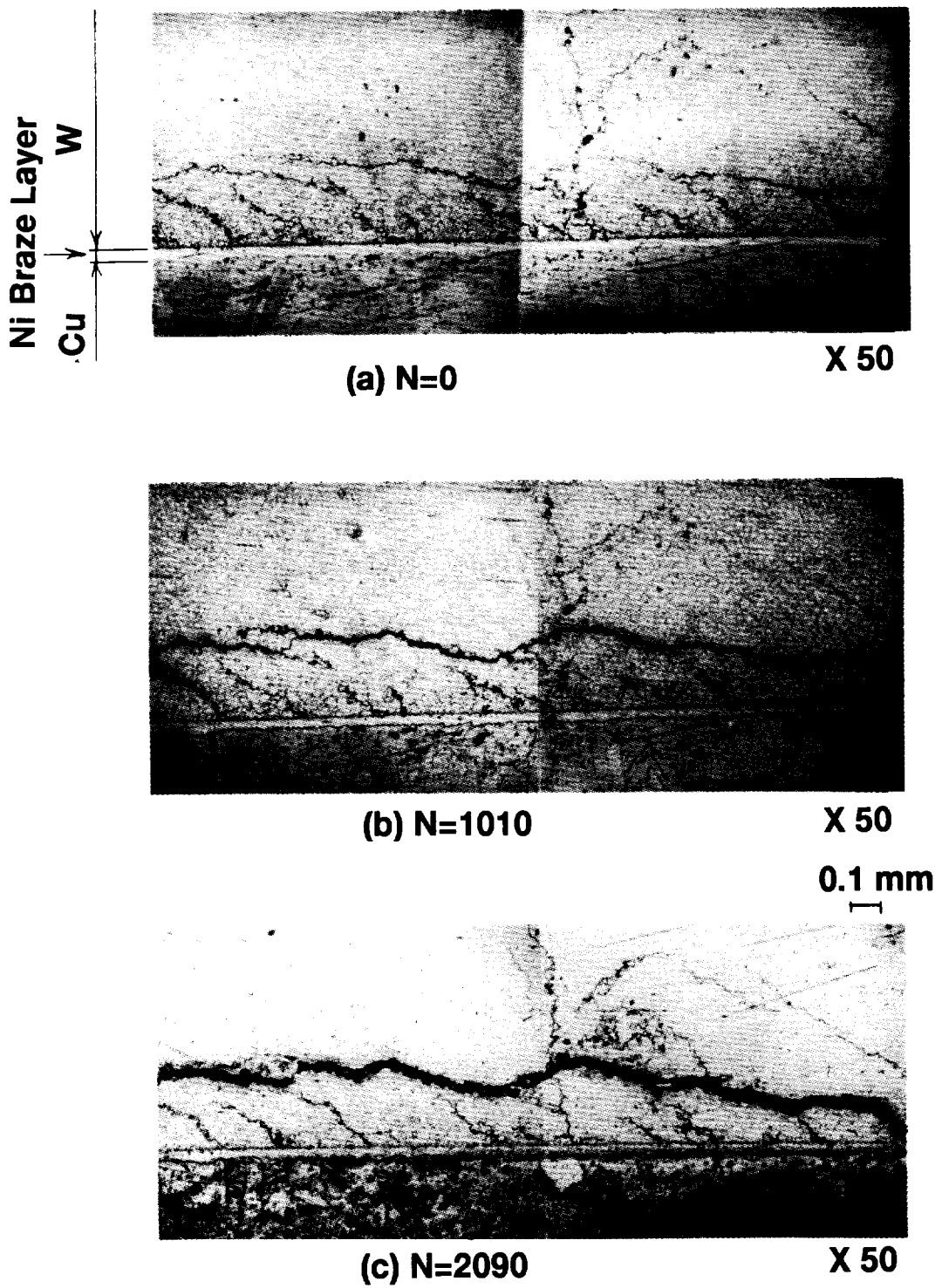
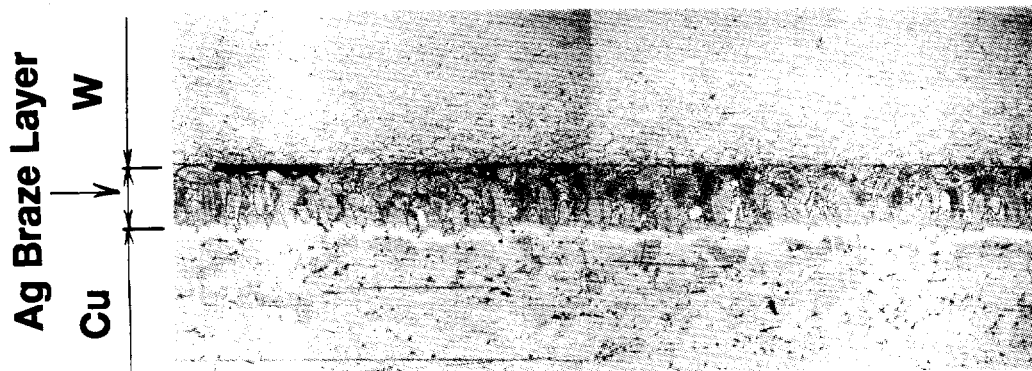


Fig. 5-10 Optical micrographs on crack variations around brazed layer in W-Cu bonded specimen with Ni base braze alloy during heat cycle testing(Furnace cooling condition).



(a) N=0

X 50



(b) N=1010

X 50



(c) N=2090

X 50

Fig. 5-11 Optical micrographs on crack variations around brazed layer in W-Cu bonded specimen with Ti-Cu-Ag braze alloy during heat cycle testing(Furnace cooling condition).

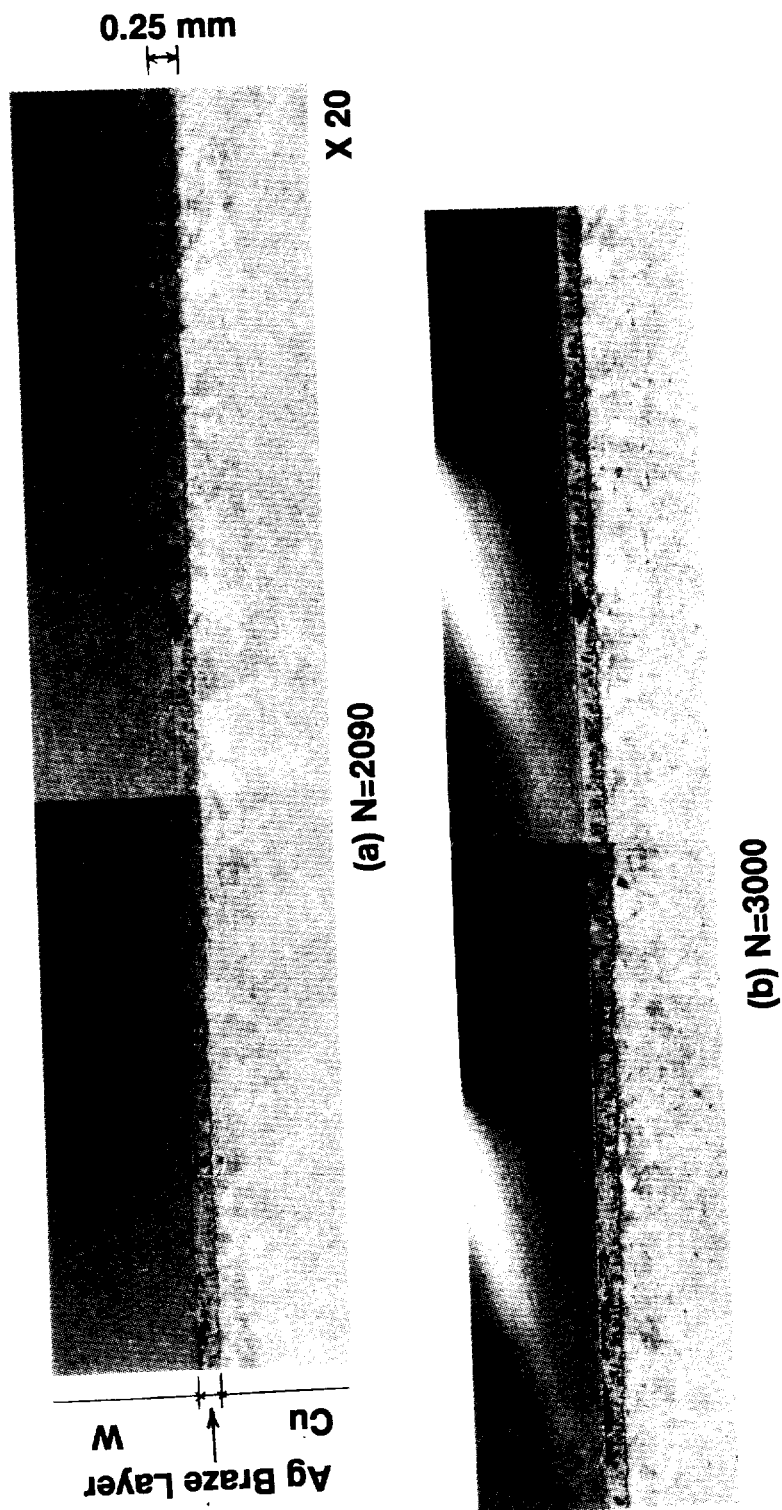


Fig. 5-12 Optical micrographs of crack variations around brazed layer in W-Cu bonded specimen with T-Cu-Ag braze alloy under furnace cooling condition after heat cycle testing, N=2090, 3000 cycles.

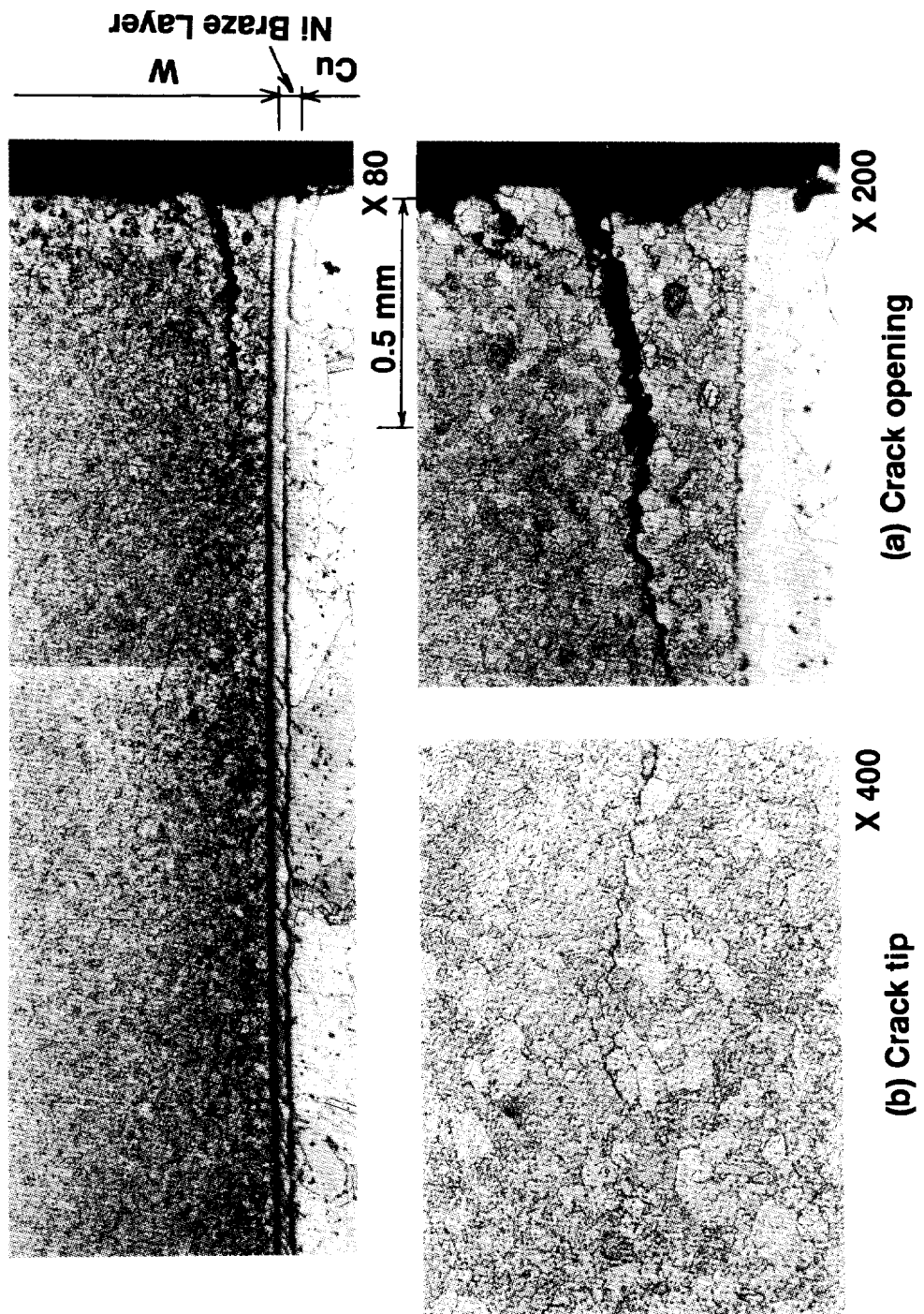


Fig. 5-13 Optical micrographs of crack variations around brazed layer in the cross section of W-Cu bonded specimen with Ni base braze alloy under furnace cooling, after machine cutting of specimen at N=3000 cycles.

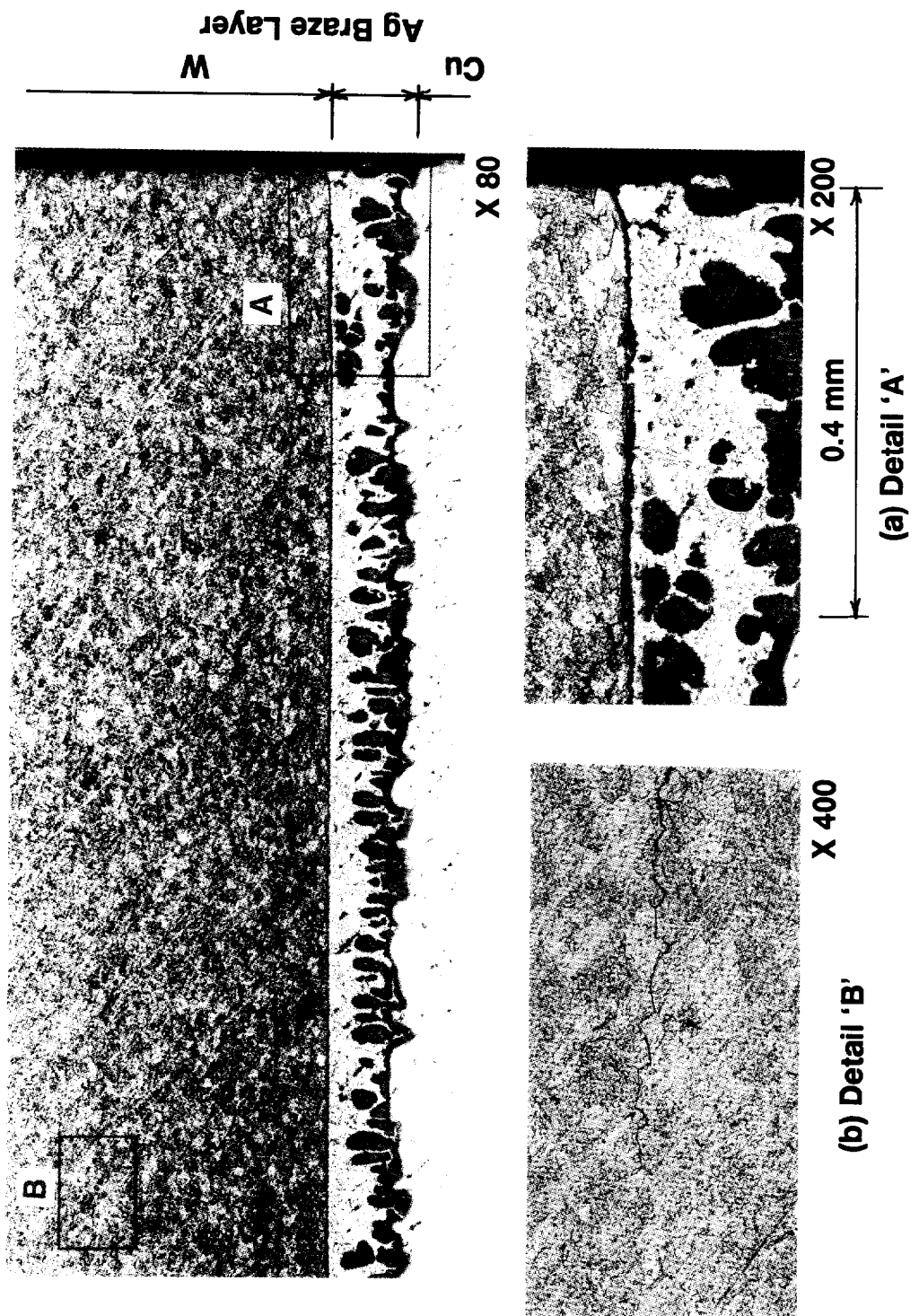
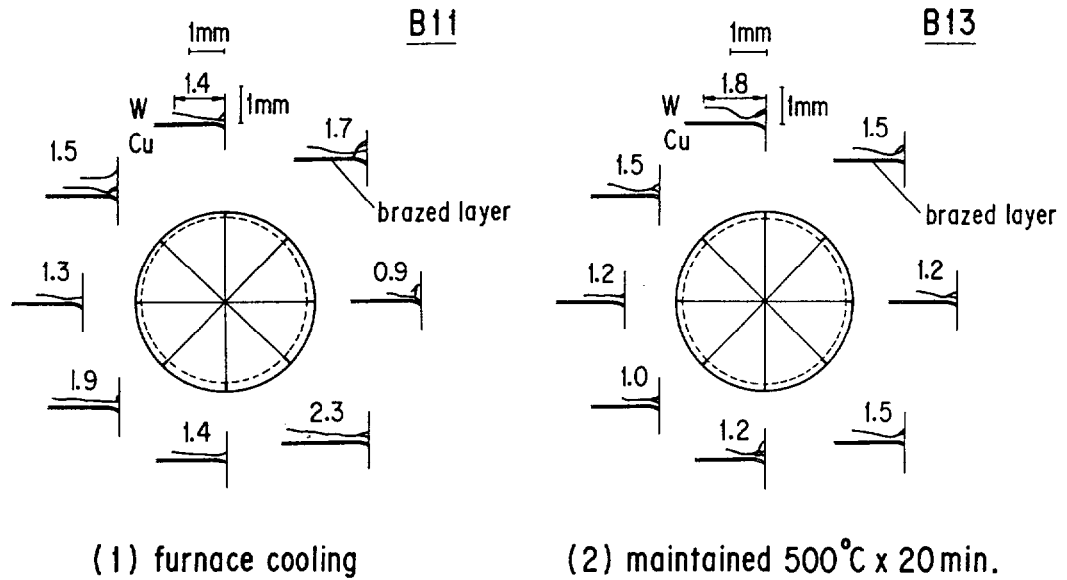
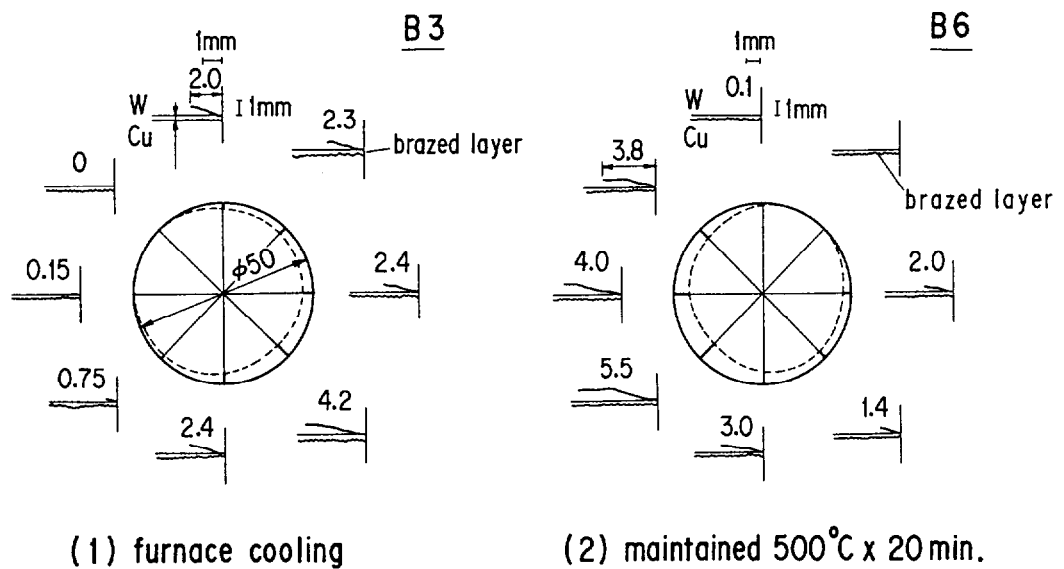


Fig. 5-14 Optical micrographs of crack variations around brazed layer in the cross section of W-Cu bonded specimen with Ti-Cu-Ag braze alloy under furnace cooling, after machine cutting of specimen at N=3000 cycles.

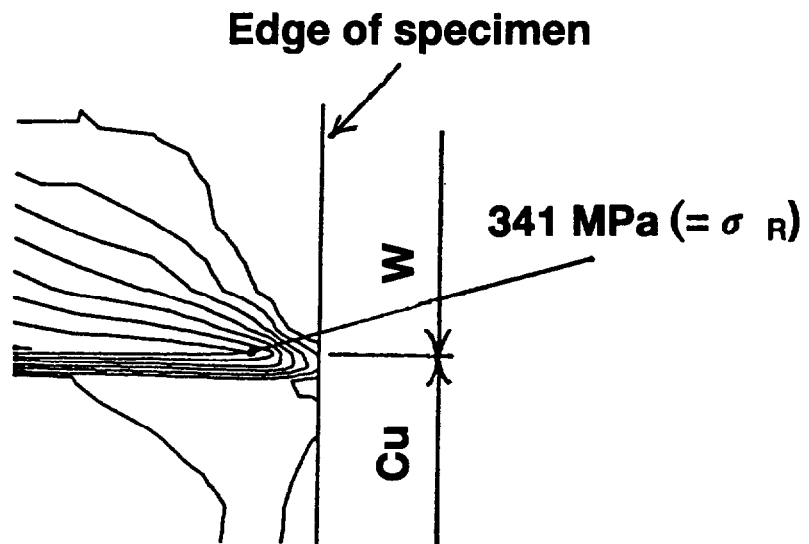


**Crack length and direction at nickel brazing region
(ϕ 40, 3000 cycles)**

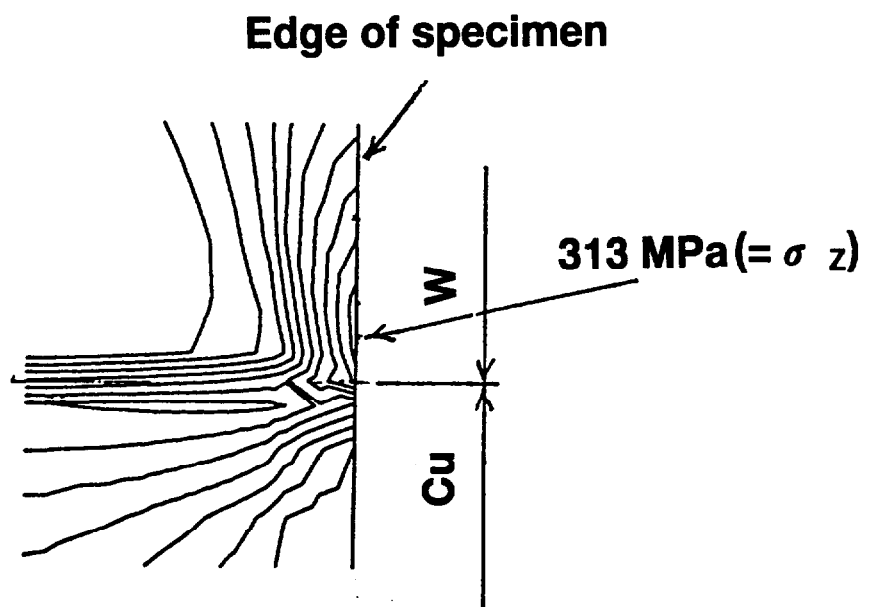


**Crack length and direction at silver brazing region
(ϕ 50, 3000 cycles)**

Fig. 5-15 Crack depths and directions on brazed layer in W-Cu bonded specimens with Ni base braze alloy and with Ti-Cu-Ag braze alloy after heat cycle testing, at N=3000 cycles.

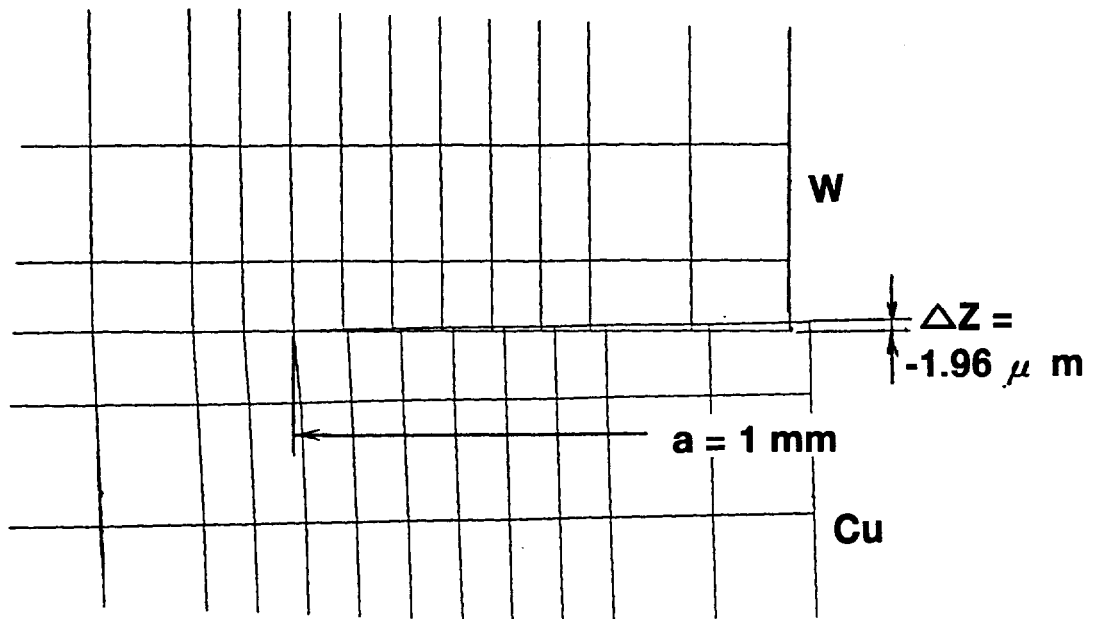


(a) During temperature rise from 90°C to 250°C

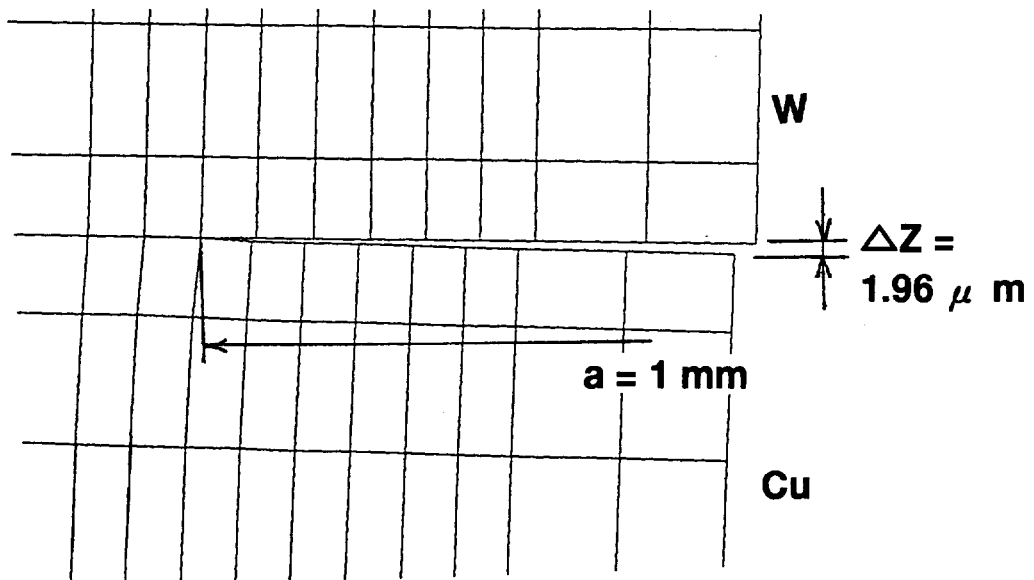


(b) During temperature drop from 250°C to 90°C

Fig. 5-16 Maximum principal stress profiles around the bonded interface edge of W-Cu bonded specimen.



(a) Crack closure at heat-up of $90^\circ\text{C} \rightarrow 250^\circ\text{C}$



(b) Crack opening at cool-down of $250^\circ\text{C} \rightarrow 90^\circ\text{C}$

Fig. 5-17 FEM analytical results on crack end displacements during heat-up and cooldown with uniform temperature changes in case of crack length of 1 mm.

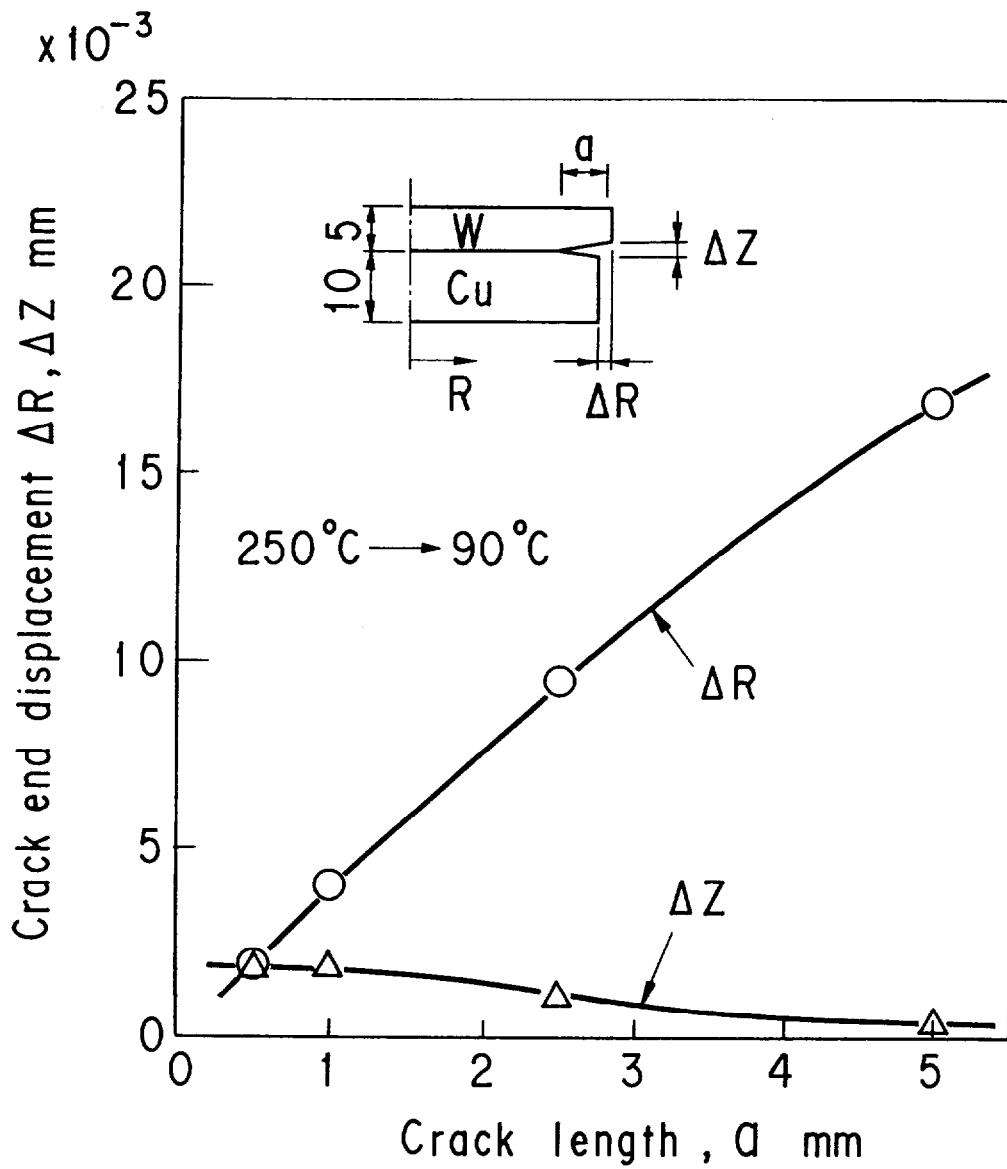
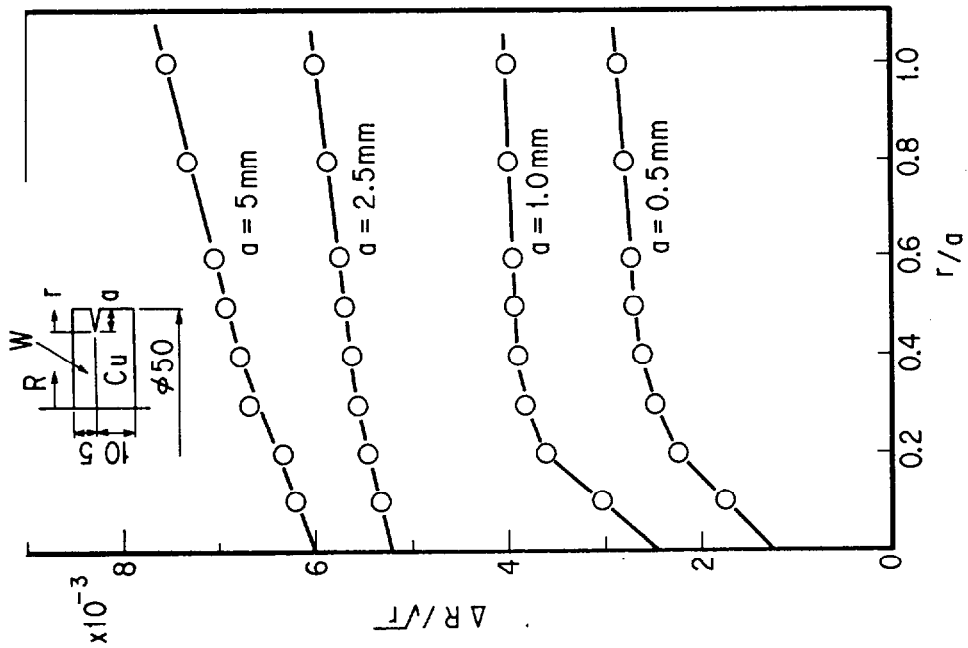
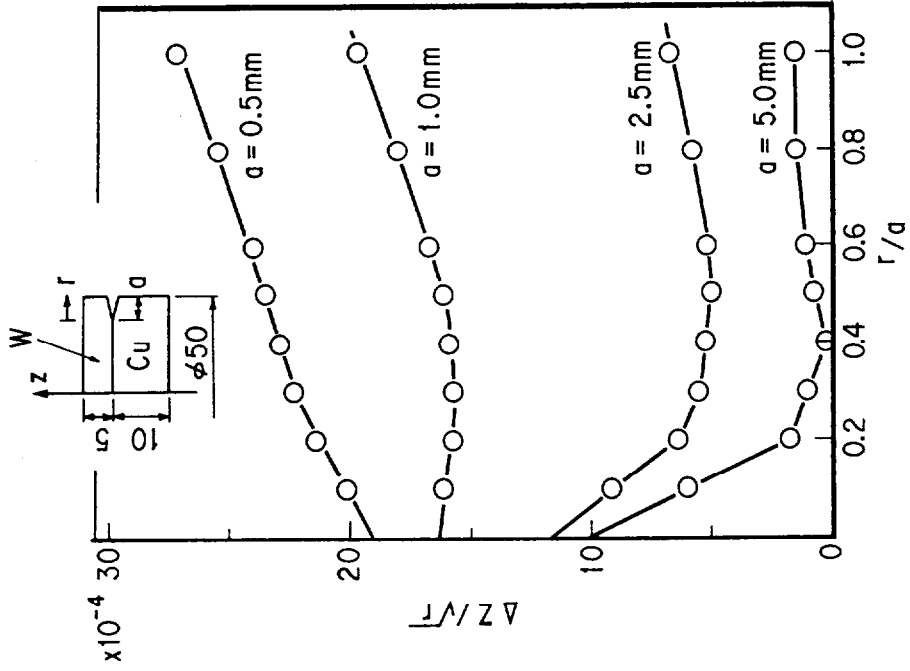


Fig. 5-18 Crack end displacements, ΔZ and ΔR , as a function of crack length due to uniform temperature change.



(a) Shear displacement of crack tip



(b) Crack tip opening displacement

Fig. 5-19 Opening and shear displacements of crack tip on W-Cu bonded layer.

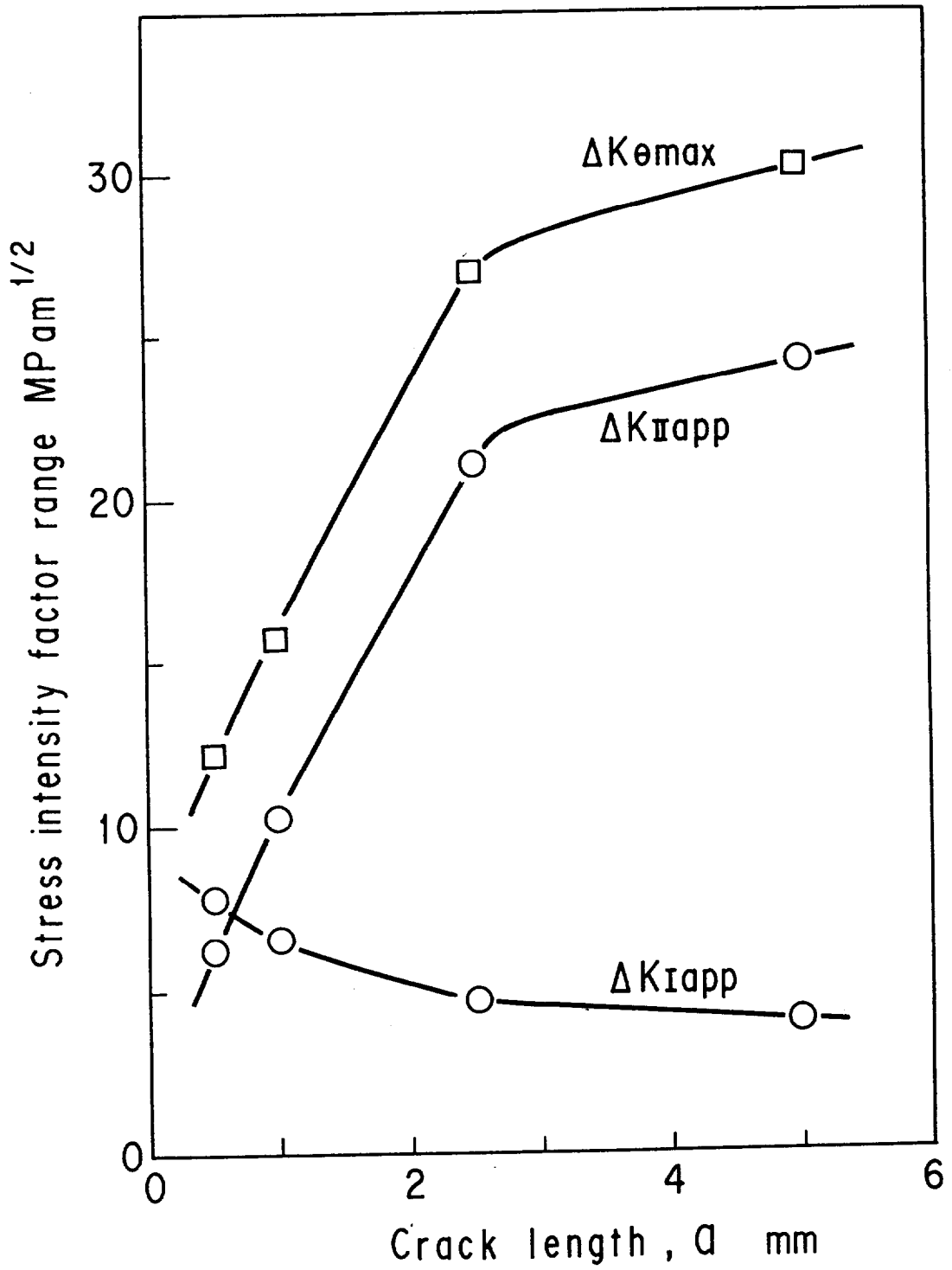


Fig. 5-20 Apparent stress intensity factors, $\Delta K_{I \text{app}}$, $\Delta K_{II \text{app}}$ and $\Delta K_{\theta \max}$ for the interface crack on W-Cu specimen.

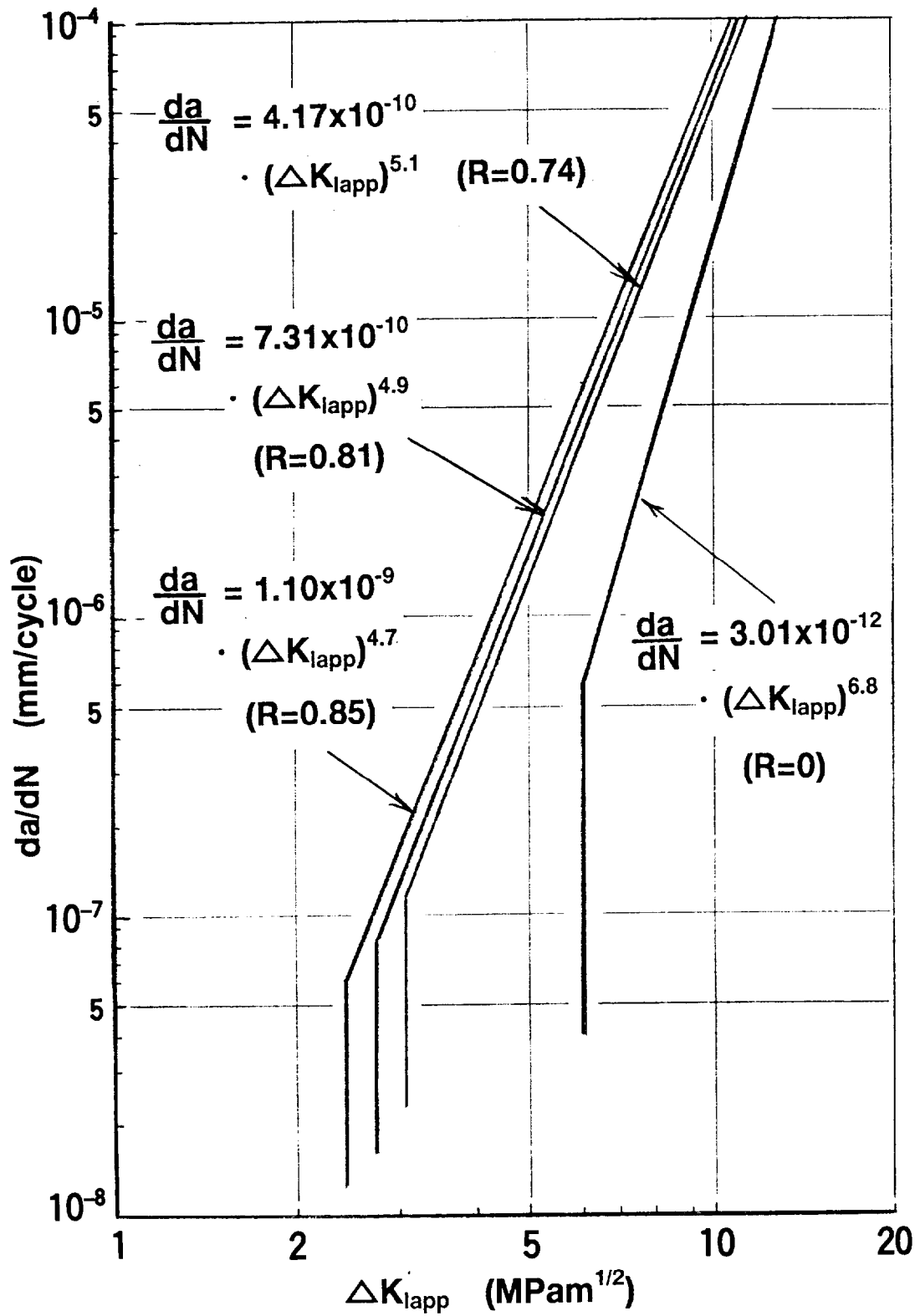


Fig. 5-21 Fatigue crack growth rate along the interface of a W-Cu butt brazed joint , taking into account residual stress around interface edge.

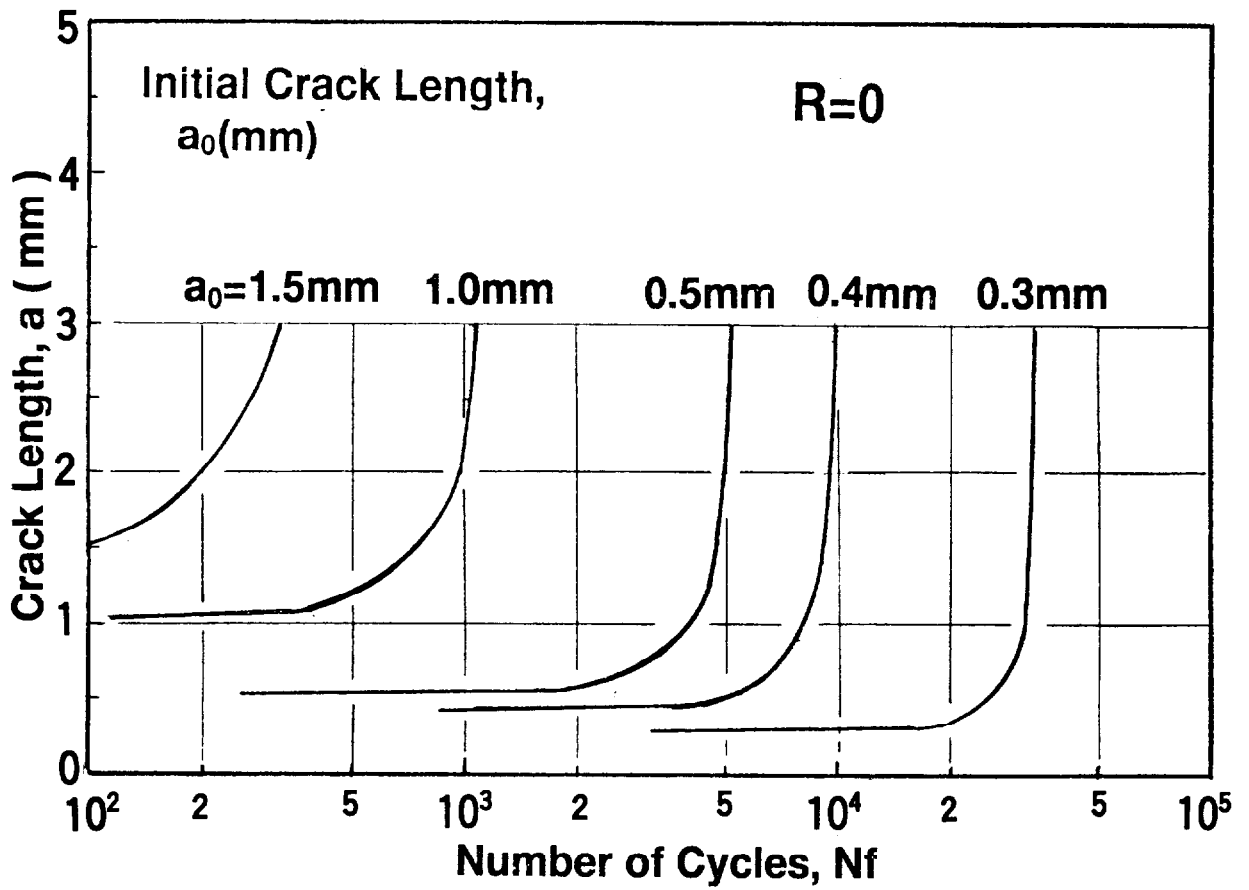


Fig. 5-22 Fatigue crack growth curves on small initial crack lengths of 0.3-1.5 mm in the W-Cu test specimen under thermal cycle test condition of heat-up(90°C) and cool-down(250°C) with uniform temperature change.

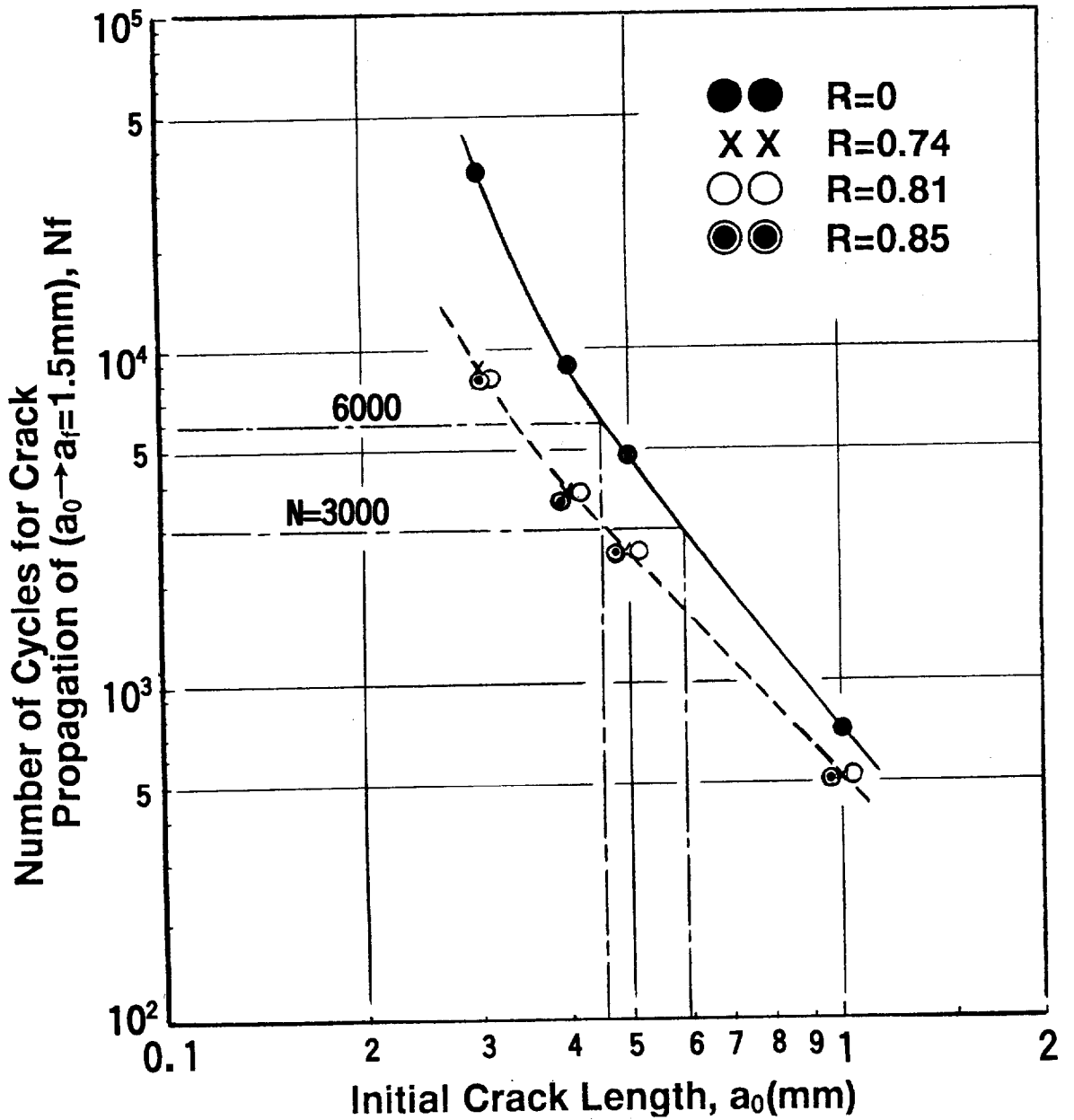


Fig. 5-23 Number of cycles for crack propagation from initial crack length of a_0 to crack length $a=1.5$ mm, as a function of stress ratio of R

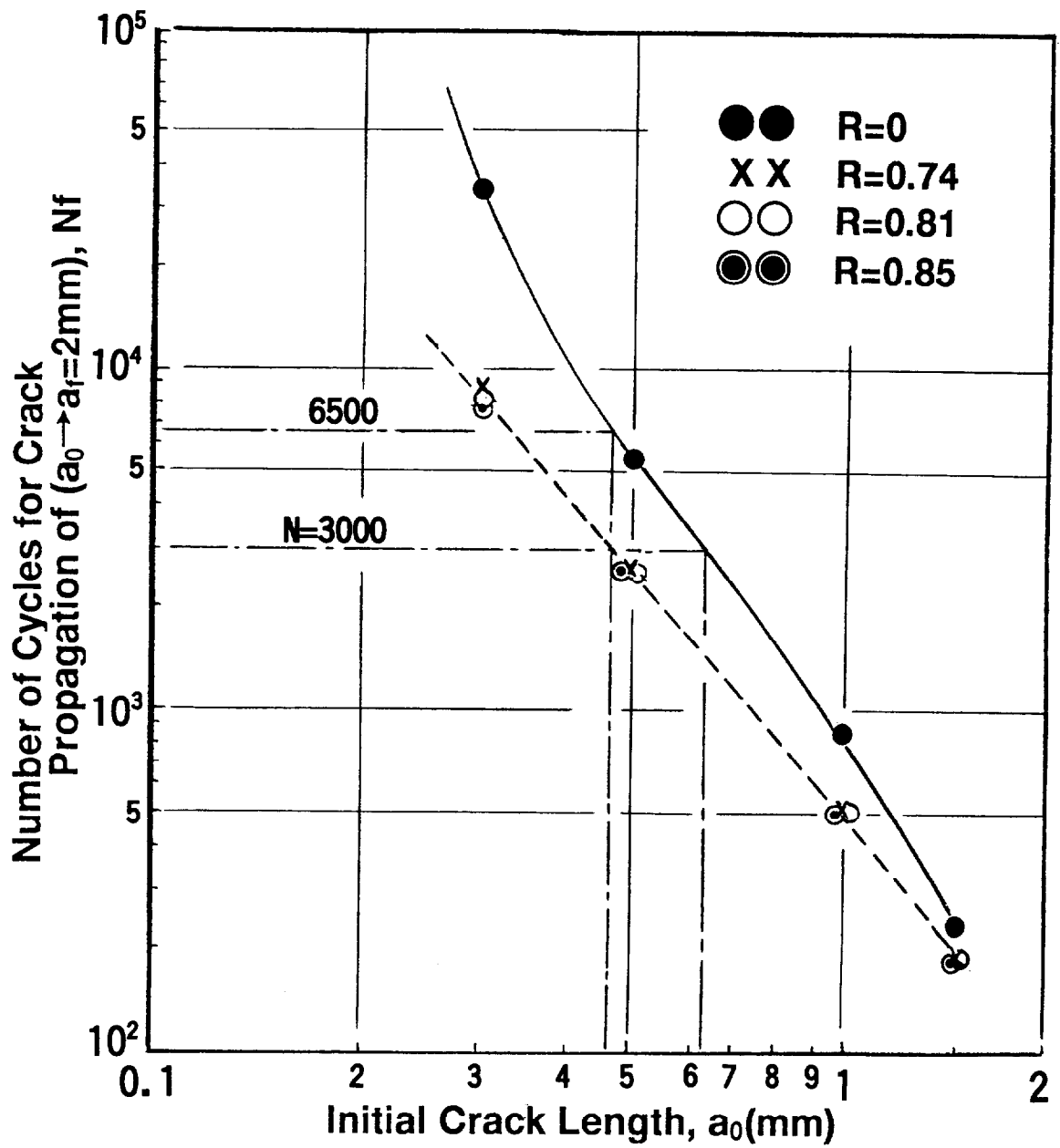


Fig. 5-24 Number of cycles for crack propagation from initial crack length of a_0 to crack length $a=2.0$ mm, as a function of stress ratio of R .

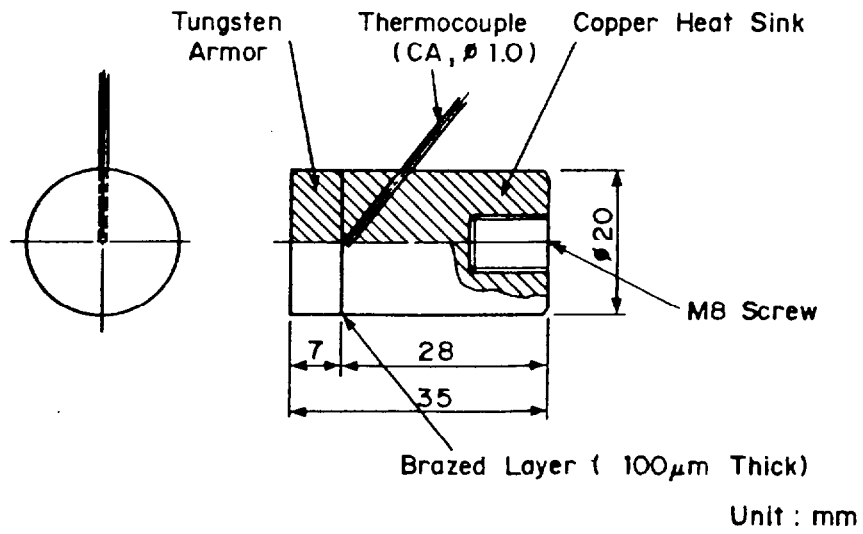


Fig. 5-25 W-Cu bonded specimen for thermal fatigue test by Ar plasma jet apparatus.

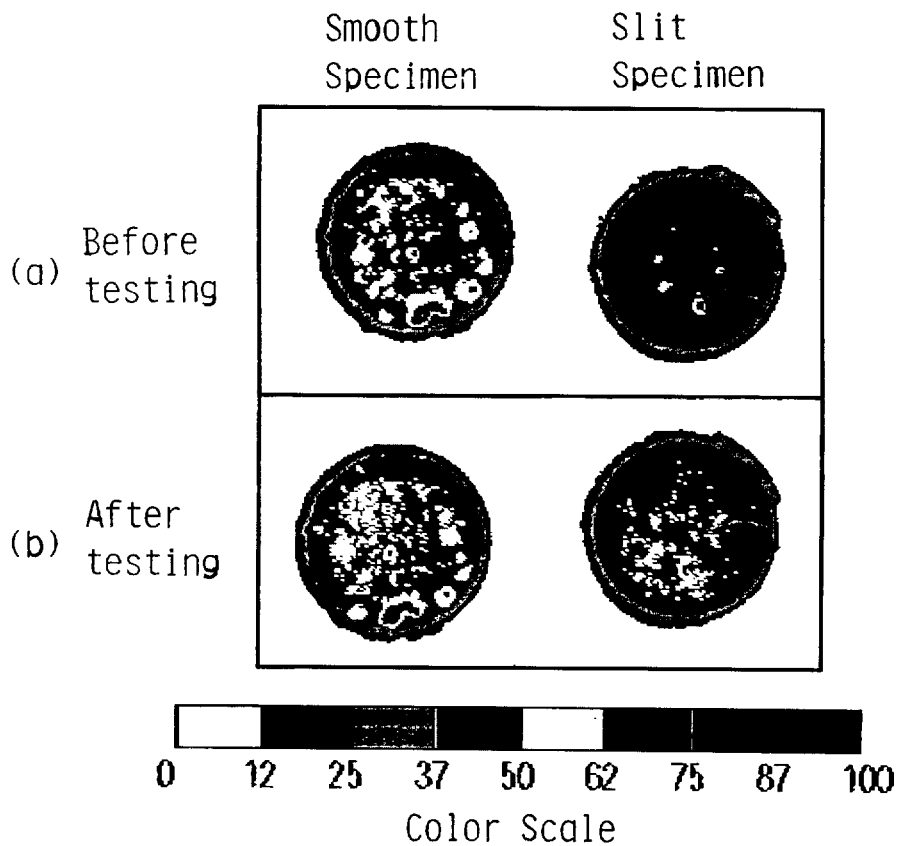


Fig. 5-26 Echo image(C-scope image) at brazed interface by ultrasonic examination.

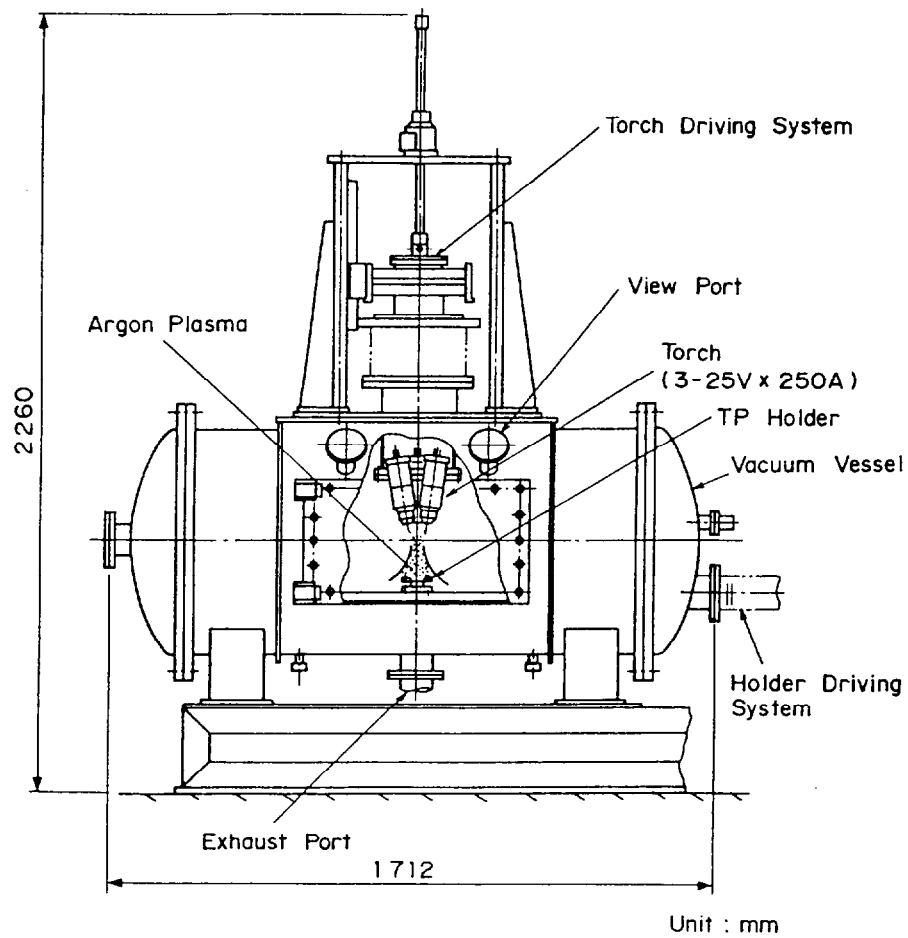


Fig. 5-27 Schematic drawing of high heat load test apparatus with Ar plasma jet.

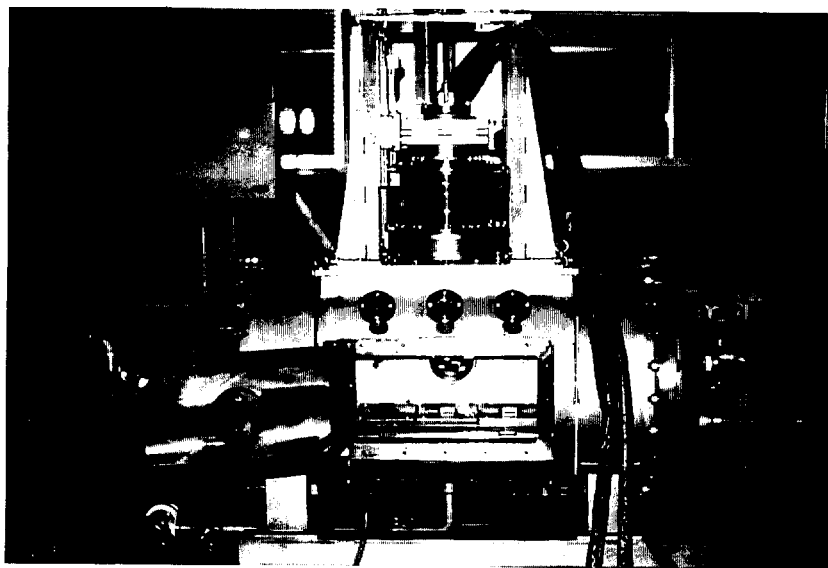


Fig. 5-28 Photograph of high heat load test apparatus with Ar plasma jet.

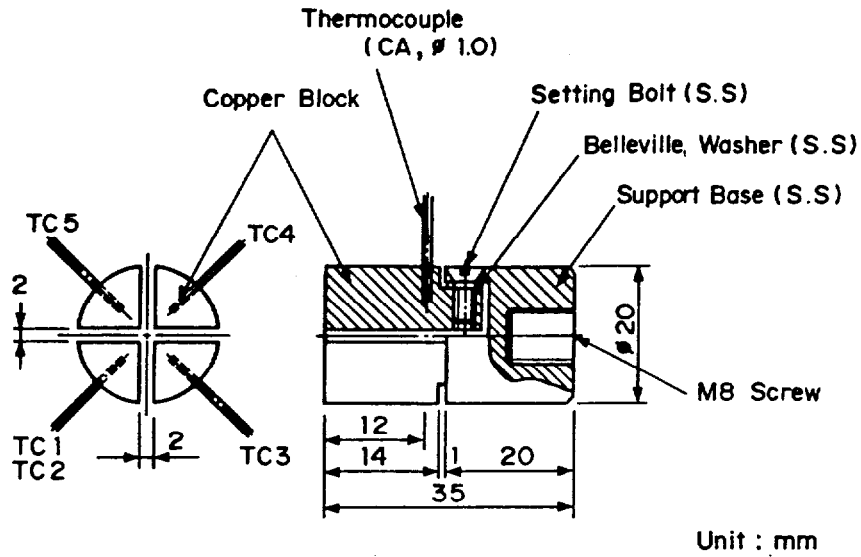


Fig. 5-29 Configuration of copper calorimeter mounting thermocouples.

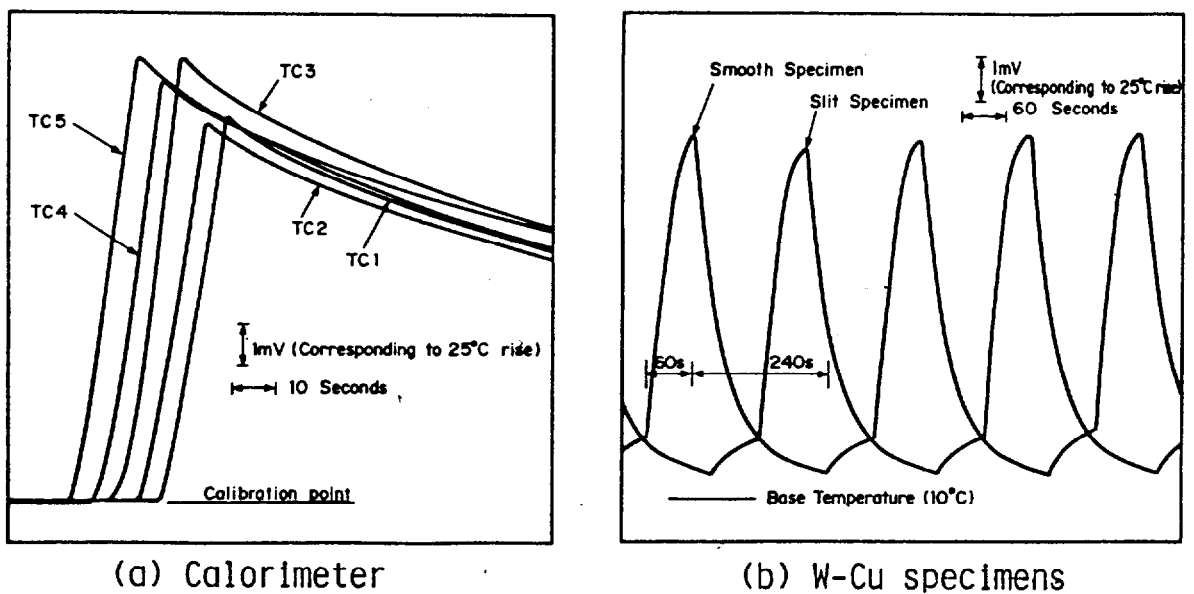
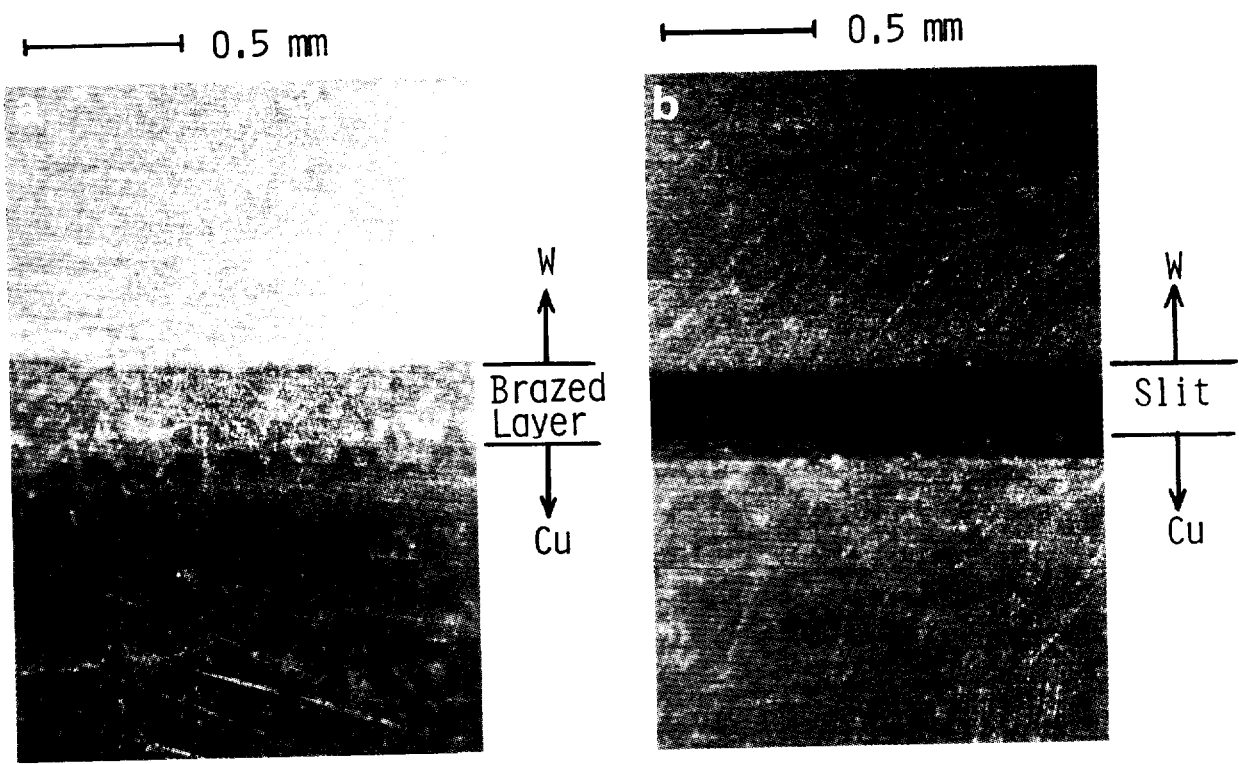


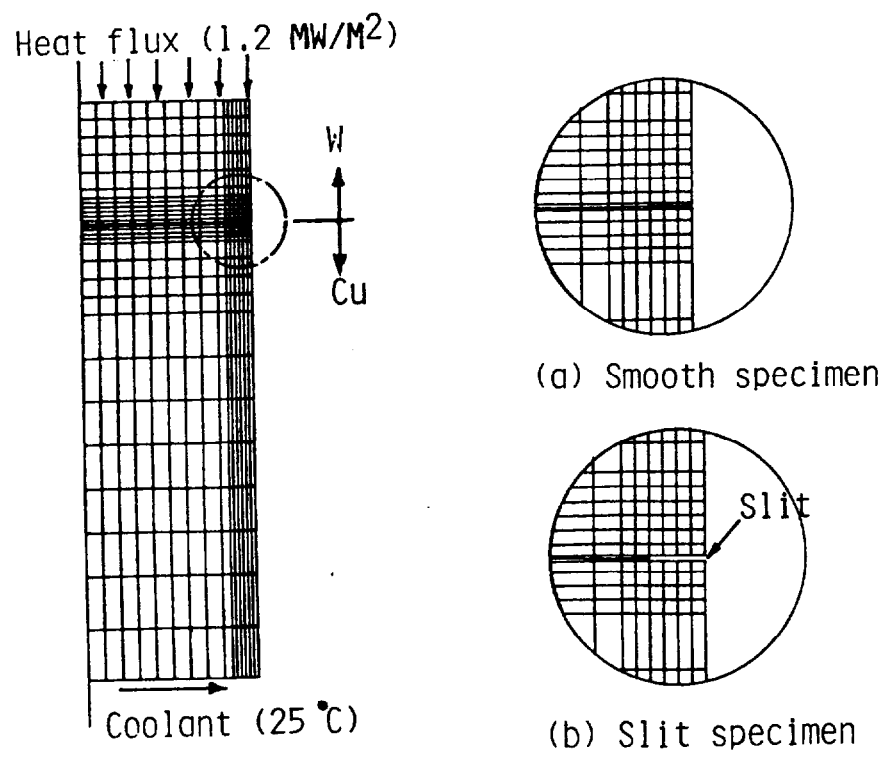
Fig. 5-30 Temperature responses in test specimens: (a) in copper block of calorimeter for pulse length of 10 seconds; (b) at the center of W-Cu brazed interface during thermal cyclic testing.



(a) Smooth specimen

(b) Slit specimen

Fig. 5-31 Optical micrographs around brazed region of test speimens after 100 thermal cyclic testing.



(a) Smooth specimen

(b) Slit specimen

Fig. 5-32 FEM mesh patterns of test specimens for thermo-mechanical analysis.

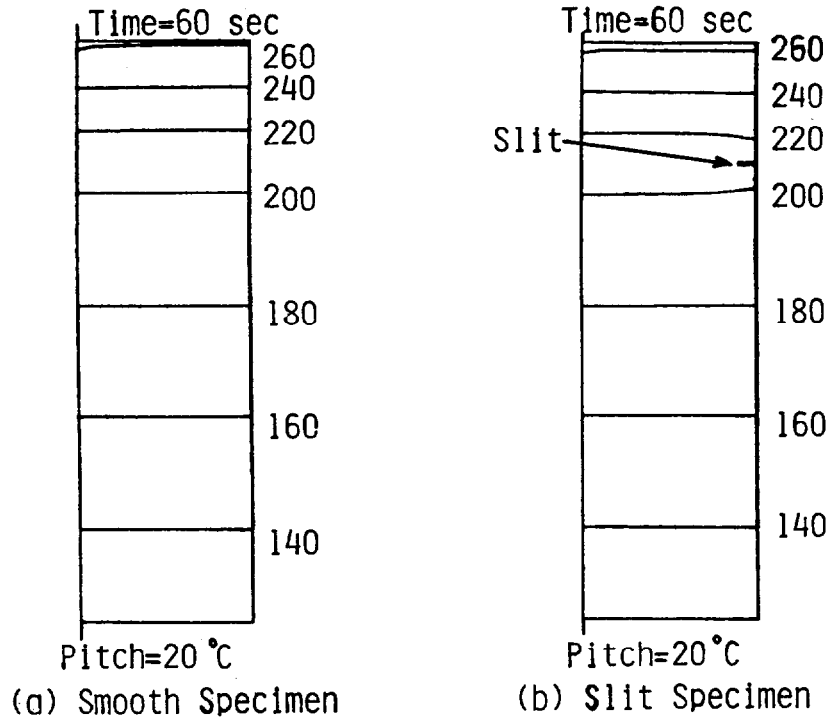


Fig. 5-33 Temperature profiles on test specimens at 60 seconds after radiation heating process with uniform heat flux of 1.2 MW/m^2 .

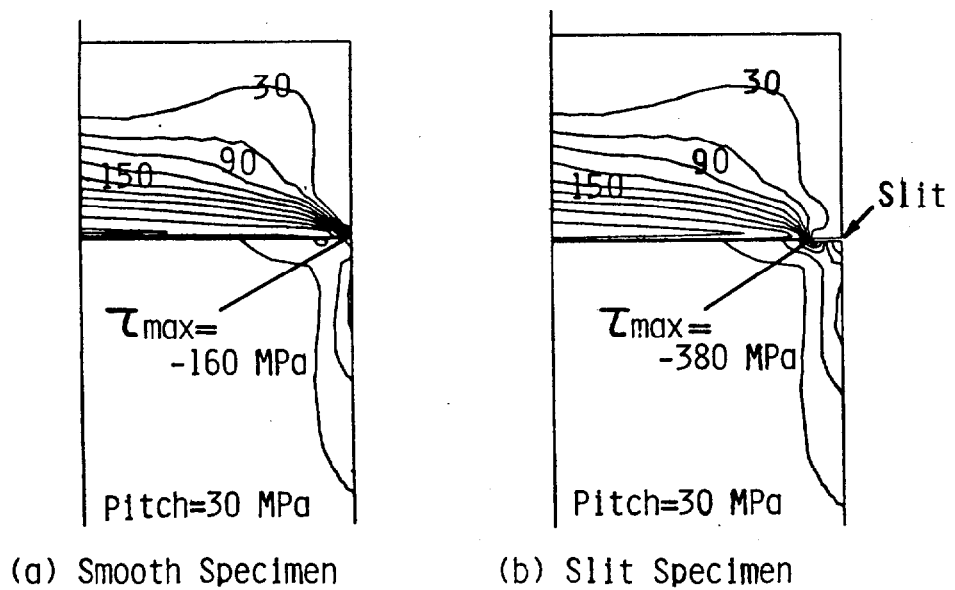
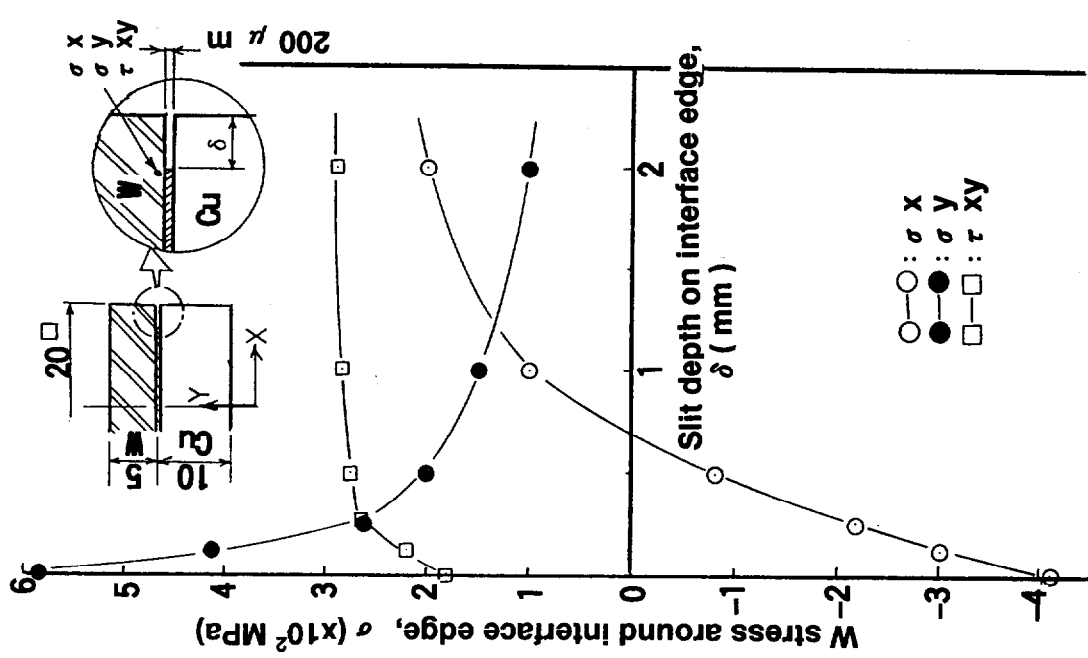
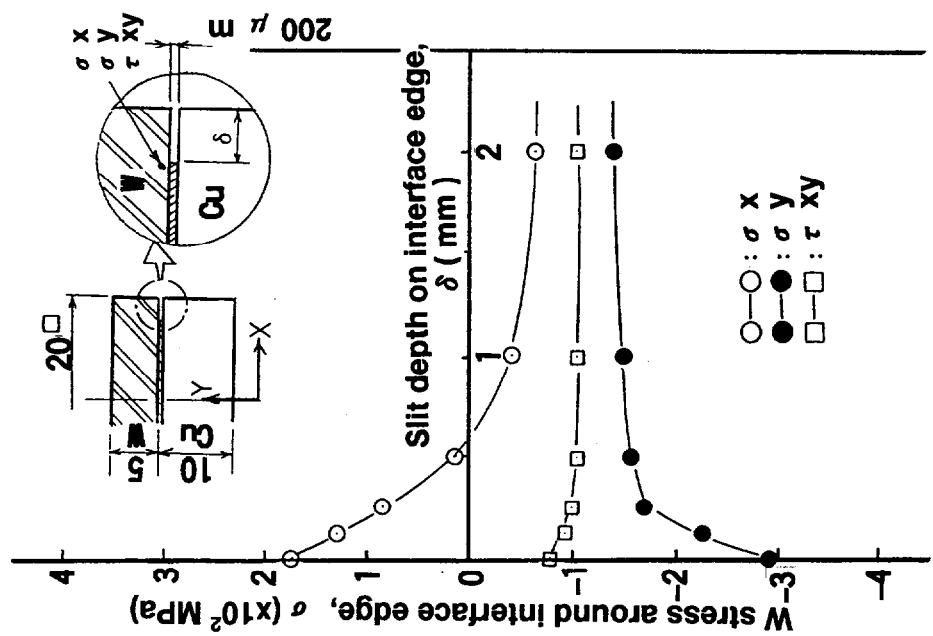


Fig. 5-34 Principal shear stress profiles on test specimens at the end of radiation heating.



(b) Residual stress after brazing (500°C → 20°C)



(a) Thermal stress during heating with a heat flux of $1 \text{ MW/m}^2\text{-1 sec}$.

Fig. 5-35 Effect of slit length on W stress around interface edge at both radiation heating and cool-down in brazing processes.

第6章 結 論

核融合炉内のプラズマ燃焼による不純物制御機器であるダイバータ板は、プラズマからの高熱負荷と高粒子負荷のため高融点材料アーマと高熱伝導率の熱シンク材の接合構造として開発が進められ、これらの要求を解決すべく接合ダイバータ板構造がこれまでに種々提案されているが、いずれも異材接合部の健全性評価が設計上の大きな問題となっている。このため、接合界面近傍の残留応力低減を目的にした各種接合構造体が提案され、また、電子ビーム照射装置やイオンビーム照射装置による繰返し高熱負荷によって、その接合面の熱的および構造的健全性評価試験が盛んに行われている。その中でも接合体の製作時の残留応力評価、熱負荷時の残留応力挙動評価、および接合体接合部の疲労強度特性把握とその向上がダイバータ板の構造強度設計にとって重要な課題とされている。

以上のような背景から、本研究では、核融合炉ダイバータ板の構造健全性確保と信頼性向上を目的に、主として接合構造体候補の1つである、タングステンと銅 (W-Cu) のろう接合体を対象に、接合体の残留応力と、同接合体の疲労強度に関する実験と解析評価を行った。特に、前者の残留応力に関する研究では、残留応力低減のための接合体形状効果や接合残留応力の繰返し熱負荷時の挙動を究明し、ろう接合型ダイバータ板構造の形状最適化を提案した。また後者の疲労強度に関する研究では、核融合炉ダイバータ板に想定される負荷条件で接合試験体の機械的疲労試験および熱疲労試験を実施し、上記接合体接合部のき裂初生、き裂進展の疲労強度特性を明らかにした。また、接合時の残留応力効果を考慮した疲労強度特性の評価と、得られた疲労強度特性から実機ダイバータ板の寿命評価法を提案し、ダイバータ板の疲労強度設計への適用性について検討を行った。

本研究で得られた主な結論を要約して以下に示す。

- (1) W-Cu 接合体の残留応力評価では、タングステン円板を銅熱シンク材にろう付けした各種形状の異なる接合試験体の残留応力を歪みゲージ法で計測し、FEM 熱弾塑性解析による結果と比較評価した。解析結果は、残留応力及び残留変形量とも実験結果と良く一致し、有限要素法を用いた熱弾塑性解析による、接合体の残留応力

評価法の妥当性が検証された。また、弾塑性解析においても、接合面端部応力は、タングステン側面の軸方向応力成分 σ_z 、周方向応力成分 σ_θ とも要素サイズの大きさに非常に敏感に影響し、接合面端部で応力特異性のあることが分かった。

(2) 有限要素法熱弾塑性解析を通して、残留応力低減と接合端部形状の最適化等について評価検討を行った。銅冷却管を含む3接合面形状、フラット型、モノブロック型、サドル型の接合構造の残留応力に対する比較検討結果では、サドル型接合構造が適度な機械的強度を持ち、且つ、接合施工性、アーマの交換性の点からも、最もダイバータ板への適用に妥当である。また、接合端部の傾角（アーマ材傾角）を 45° から 135° まで変えて接合端近傍の残留応力への上記傾角の及ぼす影響を評価した。C-Cuでは $\theta = 45^\circ$ で、W-Cu及びTZM-Cuでは $\theta = 135^\circ$ で端部残留応力が最小になり、機械強度上これらの傾角を持つ形状が最適な接合形状となる。いずれも弾性解析による応力特異性固有値解析結果の特異性の無い領域であることを示した。

(3) W-Cu 接合体について電子ビーム照射試験装置を用いて、 14MW/m^2 -2 秒の繰り返し熱負荷試験を実施し、負荷試験後の接合試験体の残留応力挙動、変化を歪みゲージ法で測定し、合わせて有限要素法による熱弾塑性解析結果と比較検討した。その結果、タングステン表面の残留応力および側面の軸方向応力成分は、半径方向応力成分及び周方向応力成分とも繰り返し熱負荷回数の増加とともに、減少した。また、タングステン側面の周方向応力成分は圧縮応力側に増加する傾向を示した。これは、接合時の冷却過程でタングステン・銅接合面に生じた軸方向の残留曲げモーメントが、繰り返し熱負荷による銅材の弾塑性変形の進行とともに、解放され、その結果、タングステンの残留応力が低減するものである。一方、繰り返し熱負荷による銅材の弾塑性変形の進行によって銅材は歪み硬化を生じ、銅材の周方向応力は次第に引張側へ増加する。その結果、タングステン側面の周方向応力成分は、タングステンの低線膨張係数と高温での弾性挙動のため、圧縮応力側へ増加すると考えられる。

- (4) W-Cu 接合体の機械的疲労強度に関する検討では、常温及び 200℃条件下で、銅材と W-Cu ろう接合体に対して疲労き裂初生、疲労き裂進展試験を行い基本的な疲労強度特性を取得した。2章の残留応力評価結果を適用して W-Cu 接合体の疲労強度に及ぼす影響を検討するとともに、接合時の残留応力効果を考慮した W-Cu 接合体の $da/dN-\Delta K$ カーブを求めた。
- (5) 機械的疲労試験で取得した W-Cu 接合体の疲労き裂進展特性データを用いて、接合界面に対して見掛けの応力拡大係数を求める手法を提案し、接合時の残留応力効果を考慮して、接合界面のき裂進展評価、W-Cu 接合体疲労寿命評価への適用性を提示した。提案された接合体疲労寿命評価法を核融合実験炉 FER のダイバータ板適用し、同ダイバータ板の接合層は繰り返し片面熱負荷に対して十分な裕度を持つことを確認した。
- (6) W-Cu 接合体の一樣加熱・冷却サイクルによる熱疲労強度に関する検討では、Ni ろう及び Ti 入り銀ろうによる W-Cu ろう接合体接合層の熱疲労き裂初生、熱疲労き裂進展について基本的な熱疲労強度特性をを明らかにした。接合層の断面観察から、Ni ろう接合体ろう接合層に比べて、銀ろうを用いた軟質接合の方がより優れている。W-Cu ろう接合体の一樣な温度変化 (90℃—250℃) により、Ni ろう接合試験片のろう接合層近傍に発生したき裂は、熱負荷繰り返し回数とともに成長し、3000 回後のき裂長さは、最大で 2mm 平均で 1.5mm であった。銀ろう接合試験片では、き裂長さは、最大で 5.5mm, 平均で 2.2mm であった。
- (7) 接合部の破壊力学的評価では、核融合実験炉 FER の片面熱負荷(2 MW/m²)によるダイバータ板が受ける熱的ダメージよりも本試験の一樣加熱・冷却条件の方が厳しいことが応力拡大係数 K 値解析から明らかになった。4章で提案した W-Cu 接合体の疲労寿命評価法を適用し、一樣加熱・冷却熱サイクル条件での W-Cu 接合試験体の疲労寿命を解析評価した結果、試験結果と良く一致し W-Cu 接合体の疲労寿命評価法の妥当性を確認出来た。また、本試験における W-Cu 接合体の疲労寿命は、一樣加熱・冷却の負荷条件による K 値の増加による要因が大きく影響し、さらに

試験体の接合時の残留応力効果が加味され、このため N=3000 回という非常に低い寿命になった。

- (8) W-Cu 接合体についてアルゴンガスのプラズマジェット熱負荷照射試験装置を用いて 1.2MW/m^2 -60 秒の熱負荷照射疲労試験を実施し、接合平滑試験片とスリット試験片の 2 形状について、その形状と疲労強度の関係を調査した。120 回の熱負荷照射試験後両試験片の接合層を拡大鏡及び超音波検査で調査したが、両試験片とも欠陥は見られず、両試験片の形状による顕著な差異は見られなかった。片面熱負荷の接合体寿命評価結果では、少なくとも 10^5 回以上の寿命が予想される。また、有限要素法解析から、スリット無し平滑試験片の接合端部により高応力が発生し、スリット深さの増加とともに応力値は減少する。特に、平滑試験片の接合時の端部軸方向応力成分が最大で、熱負荷照射時には上記残留応力の緩和する方向に挙動することが予想される。

以上、本研究により提案された、接合体の残留応力および接合体の疲労強度に関する設計評価手法および評価検討結果は、以下のような観点から核融合炉ダイバータ板の構造強度設計評価に極めて有用であると考えられる。

接合体の残留応力評価に関する検討では、

- ・ W-Cu 接合体の初期残留応力の歪ゲージ法による実験計測と FEM 熱弾塑性解析を通して、解析結果は、残留応力及び残留変形量とも解析結果と実験結果の一致から、有限要素法を用いた熱弾塑性解析による、接合体の残留応力評価法の妥当性を検証した。上記評価手法を適用して、接合端部残留応力の低減の観点から接合端部の最適化形状を提案するとともに、提案された最適形状は応力特異性の無い領域であることを明らかにした。
- ・ W-Cu 接合体における初期の残留応力は、繰り返し片面熱負荷により低減していくことを繰り返し熱負荷試験と解析評価から明らかにした。

接合体の疲労強度評価の検討では、

- ・ W-Cu 接合体の機械的疲労試験からき裂進展の基本特性 ($da/dN-\Delta K$) を取得し、接合界面に対して見掛けの応力拡大係数を求める手法を提案し、また、接合時の残留応力効果を考慮して接合界面のき裂進展寿命評価法を提案した。
- ・ 得られた W-Cu 接合体のき裂進展特性カーブを、一様加熱・冷却熱サイクル試験による W-Cu 接合体の疲労寿命を評価した結果、試験結果と良く一致し、W-Cu 接合体の疲労寿命評価法の妥当性を確認した。

謝 辞

本論文を上梓するにあたり、東京工業大学工学部機械宇宙学科教授 小林英男博士に格別な御指導、御鞭撻を仰いだ。ここに謹んで心から厚く謝意を表します。

又、論文審査にあたり同大学工学部機械宇宙学科教授 帯川利之博士、同大学工学部機械宇宙学科助教授 中村春夫博士、同大学工学部機械宇宙学科助教授 轟 章博士ならびに同大学工学部原子炉工学研究所教授 嶋田隆一博士から有益な御助言を賜りました。ここに謹んで感謝します。

本論文は、著者が株式会社東芝・重電技術研究所（現電力・産業システム技術開発センター・原子力技術研究所）において、核融合炉機器ダイバータ板の開発と信頼性向上の一環として遂行した研究業務の成果を集成したものである。

本論文の上梓を御許可頂いた株式会社東芝・電力・産業システム技術開発センター所長 松下徹志氏、電力・産業システム技術開発センター・原子力技術研究所所長 松浦宏之博士、電力・産業システム技術開発センター技監（前重電技術研究所所長）深倉寿一博士、並びに京浜事業所所長 原田清氏、京浜事業所技監 伊藤進氏、同技監 高野広久氏に深甚なる謝意を表します。深倉寿一博士、並びに原子力研究所主幹 石塚隆雄博士には論文作成中の励ましのお言葉と貴重なる御助言を頂いたことに、ここに心より感謝の意を表します。

株式会社東芝・電力・産業システム技術開発センター・金属／セラミック材料強度技術開発グループグループ長 永田晃則博士、京浜事業所機器装置開発部主幹 渋井正直博士並びに先端エネルギー開発部参事 立川信夫氏は、核融合炉機器ダイバータ板の開発研究を著者ととともに長年進めて来た共同研究者であり、研究開発の進め方、研究結果の評価等の議論の中で御協力頂いたこと、並びに本論文の作成にあたり貴重な御助言を頂いたことに、ここに心より感謝の意を表します。

又、日本原子力研究所・ITER 開発室研究主幹 関昌弘博士並びに同主任研究員 荒木政則博士に核融合炉ダイバータ板の開発研究で貴重な御助言を頂いたことに、ここに謝意を表します。

1998年 12月

喜多村 和憲

関連論文リスト

[第2章関連論文]

1. **K.Kitamura, K.Nagata, M.Shibui, T.Fuse, N.Tachikawa, M.Akiba, M.Araki and M.Seki, Experimental and analytical studies on residual stress in the tungsten-copper duplex structure for a divertor application, Fusion Engrg. Des., 18(1991)pp.173-178.**
2. 渋井、喜多村、永田、布施、立川、秋場、荒木、鈴木、プラズマ対向機器用接合体の残留応力、日本機会学会第69期全国大会講演会講演論文集、Vol.A. No.910-62(1991)250-252.
3. M.Shibui, K.Kitamura, K.Nagata, T.Fuse and N.Tachikawa, EDGE STRESSES IN BONDED ARMOR SYSTEM FOR DIVERTOR PLATE, Proc. 14th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1991)pp.368-371.
4. K.Kitamura, K.Nagata, N.Tachikawa, M.Shibui, M.Akiba and M.Araki, Optimization studies on Interfacial Mechanical Strength in the Graphite-Copper Bonded Structure for a Divertor Application, Proc. 15th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1993)pp.863-866.
5. **K.Kitamura, K.Nagata, M.Shibui, N.Tachikawa and M.Araki, Effects of Interface Edge Configuration on Residual Stress in the Bonded Structures for a Divertor Application, J. Nucl. Mater., 258-263(1998)pp275-280.**

[第3章関連論文]

6. **K.Kitamura, K.Ohsemochi, K.Nagata, J.Ohmori, M.Shibui and M.Seki, Mechanical Behavior on Residual Stress in a Tungsten-copper Duplex Structure after Cyclic Heat Loads for a Divertor Application, Fusion Engrg. Des., 39-40(1998)pp.529-535.**
7. K.Ohsemochi, K.Kitamura and J.Ohmori, Estimation on Interfacial Mechanical Strength in the W/Cu Bonded Structure for High Heat Flux Component, Proc. 16th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1995)pp.1119-1122.

[第4章関連論文]

8. M.Seki, T.Horie, T.Tone, K.Nagata, K.Kitamura, Y.Shibutani, M.Shibui and T.Araki, **FATIGUE STRENGTH OF TUNGSTEN-COPPER DUPLEX STRUCTURES FOR DIVERTOR PLATES**, J. Nucl. Mater., 155-157(1988)pp.392-397.

[第5章関連論文]

9. N.Tachikawa, K.Nagata, K.Kitamura, M.Shibui, M.Seki and T.Horie, **CRACK PROPAGATION BEHAVIOR OF A TUNGSTEN-COPPER DUPLEX STRUCTURE SUBJECTED TO THERMAL LOADING**, Proc. 13th Symp. Fusion Engrg., Oct.(1989)pp.662-665.
10. K.Kitamura, Y.Shibutani, M.Shibui, K.Nagata, T.Araki, Y.Sawada, M.Seki and T.Horie, **THERMAL FATIGUE TESTS OF A W-Cu DUPLEX STRUCTURE FOR A DIVERTOR APPLICATION**, Fusion Engrg. Des., 9(1989)pp283-287.