

ナトリウム中におけるMod. 9Cr-1Mo鋼の
低サイクル疲労及びクリープ疲労特性
(研究報告書)

2001年1月



核燃料サイクル開発機構
大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村大字村松4-49

核燃料サイクル開発機構

技術展開部 技術協力課

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to :

Technical Cooperation Section,

Technology Management Division,

Japan Nuclear Cycle Development Institute

4-49 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki, 319-1184

Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)

2001

ナトリウム中における Mod. 9Cr-1Mo 鋼の
低サイクル疲労及びクリープ疲労特性
(研究報告書)

加藤 章一*、吉田 英一*、青砥 紀身*

要 旨

高速炉の有力な蒸気発生器用材料である Mod. 9Cr-1Mo 鋼について、高温流動ナトリウム環境下での低サイクル疲労試験及びクリープ疲労試験を実施し、疲労及びクリープ疲労特性に及ぼすナトリウム環境の影響を評価した。

本試験において得られた結果を要約すると、以下のとおりである。

- (1) Mod. 9Cr-1Mo 鋼のナトリウム中疲労寿命は、同一条件下の大気中疲労寿命よりも長くなる傾向が認められ、ナトリウム環境の影響による寿命低下は生じないことが分かった。ナトリウム中疲労寿命の増大は、2・1/4Cr-1Mo 鋼と同様に、主として試験片表面における酸化がナトリウムの還元作用により抑制されるため、その結果疲労き裂の発生寿命が増加したことによるものと考えられる。
- (2) 引張保持のナトリウム中クリープ疲労寿命は、同一条件下の大気中と比較して有意差は認められなかった。これは、ナトリウム中では酸化が抑えられること、大気中では表面き裂が停留してしまうことから、両者とも内部のクリープ損傷が支配的となったためと考えられる。
- (3) 圧縮保持のナトリウム中クリープ疲労寿命は、最適疲労破損線（疲労寿命）に近づく傾向になった。これは、ナトリウム環境により酸化がほとんどないこと、圧縮保持中のクリープ損傷は小さいことによるものと考えられる。
- (4) ナトリウム中疲労及びクリープ疲労寿命は、現行の大気中データをベースにした評価法によって保守的に予測可能であることを明らかにした。

* 大洗工学センター 要素技術開発部 機器・構造安全工学グループ

Fatigue and Creep-Fatigue Properties of Mod.9Cr-1Mo steel in Sodium

Shoichi KATO *, Eiichi YOSHIDA *, Kazumi AOTO *

Abstract

In this report the effects of sodium environment on the low-cycle fatigue and creep-fatigue behavior of Mod.9Cr-1Mo steel, which is a promising material for steam generator of future large scale FBR, was evaluated.

The main results obtained were as follows ;

- (1) The low-cycle fatigue lives in sodium were longer than those in air, which is the same as results on 2·1/4Cr-1Mo steel and no strength reduction effect could be detected. It was considered that the increase of fatigue life in sodium was mainly based on the extension of crack initiation life caused by restrained oxidation of specimen surface.
- (2) The creep-fatigue life of tensile hold tests in sodium was within the scatter of that in air under the same conditions. It is because creep damage in the bulk of the specimen was dominant in both environments due to the limited oxidation in sodium and the arrest of surface cracks in air. On the other hand, the creep-fatigue life of compressive hold tests in sodium tended to be closer to the average fatigue life in air. It is because oxidation in sodium was negligible and creep damage during a compressive hold time was small.
- (3) The fatigue and creep-fatigue life in sodium calculated using usual rule showed good agreement with experimental results.

* Advanced Technology Division, Structure Safety Engineering Group

目 次

1. はじめに	1
2. 試験方法	2
2.1 供試材及び試験片形状	2
2.2 試験方法	2
2.3 試験後の材料分析	3
3. 試験結果	4
3.1 ナトリウム中疲労特性	4
3.2 ナトリウム中クリープ疲労特性	4
3.3 試験後のミクロ組織及び破面観察結果	4
4. 考 察	6
4.1 ナトリウム中疲労寿命	6
4.2 ナトリウム中クリープ疲労寿命	6
4.3 疲労及びクリープ疲労特性に対するナトリウム環境効果評価法	7
5. おわりに	8
謝辞	9
参考文献	10

表リスト

表 2.1-1	供試材の化学成分	2
---------	----------	---

図リスト

図 2.1-1	試験片形状	1 1
図 2.1-2	試験片の製作方法	1 2
図 2.2-1	ナトリウム疲労試験ループ2のフローシート	1 3
図 2.2-2	疲労試験部	1 4
図 2.2-3	ひずみ較正曲線 (450℃)	1 5
図 2.2-4	ひずみ較正曲線 (500℃)	1 5
図 2.2-5	ひずみ較正曲線 (550℃)	1 6
図 2.2-6	ひずみ較正曲線 (600℃)	1 6
図 3.1-1	Mod. 9Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労寿命 (450℃)	1 7
図 3.1-2	Mod. 9Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労寿命 (500℃)	1 7
図 3.1-3	Mod. 9Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労寿命 (550℃)	1 8
図 3.1-4	Mod. 9Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労寿命 (600℃)	1 8
図 3.1-5	繰返し応力変化の代表例 (500℃)	1 9
図 3.1-6	繰返し応力変化の代表例 (550℃)	1 9
図 3.1-7	動的応力ひずみ関係 (450℃)	2 0
図 3.1-8	動的応力ひずみ関係 (500℃)	2 0
図 3.1-9	動的応力ひずみ関係 (550℃)	2 1
図 3.1-10	動的応力ひずみ関係 (600℃)	2 1
図 3.2-1	Mod. 9Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労寿命 (550℃)	2 2
図 3.2-2	繰返し応力変化の比較	2 2
図 3.2-3	ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=1cycle)	2 3
図 3.2-4	ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=1600cycle)	2 3
図 3.2-5	ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=3000cycle)	2 3
図 3.3-1	ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (450℃)	2 4
図 3.3-2	ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (500℃)	2 5
図 3.3-3	ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)	2 6
図 3.3-4	ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (600℃)	2 7
図 3.3-5	大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (450℃)	2 8
図 3.3-6	大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (500℃)	2 9
図 3.3-7	大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)	3 0

図 3.3-8	大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (600℃)	3 1
図 3.3-9	ナトリウム中クリープ疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)	3 2
図 3.3-10	大気中クリープ疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)	3 3
図 3.3-11	ナトリウム中疲労試験後の破面 (450℃)	3 4
図 3.3-12	ナトリウム中疲労試験後の破面 (500℃)	3 5
図 3.3-13	ナトリウム中疲労試験後の破面 (550℃)	3 6
図 3.3-14	ナトリウム中疲労試験後の破面 (600℃)	3 7
図 3.3-15	大気中疲労試験後の破面 (450℃)	3 8
図 3.3-16	大気中疲労試験後の破面 (500℃)	3 9
図 3.3-17	大気中疲労試験後の破面 (550℃)	4 0
図 3.3-18	大気中疲労試験後の破面 (600℃)	4 1
図 3.3-19	ナトリウム中クリープ疲労試験後の破面 (550℃)	4 2
図 3.3-20	大気中クリープ疲労試験後の破面 (550℃)	4 3
図 4.1-1	ナトリウム中クリープ疲労試験片の炭素濃度分析結果	4 4
図 4.1-2	試験片表面のき裂発生状況 (き裂の数とひずみ範囲との関係)	4 4
図 4.2-1	ひずみ保持位置によるクリープ疲労寿命	4 5
図 4.2-2	大気中クリープ疲労試験片(圧縮保持、引張保持)の表面き裂観察例	4 5
図 4.2-3	クリープ疲労試験片断面の SEM 観察結果	4 6

1. はじめに

高速増殖炉「もんじゅ」では分離型蒸気発生器が採用され、蒸気器には耐応力腐食割れ（以下「耐 SCC」と称す）性に優れた 2・1/4Cr-1Mo 鋼が、過熱器には耐 SCC 性と高温強度に優れた SUS321 が構造材料に使用されている。次期高速炉では、システム合理化の観点から、一体型蒸気発生器を対象に高温強度と耐 SCC 性がさらに優れた材料を採用する方向で検討が進められており¹⁾、Mod. 9Cr-1Mo 鋼はその有力な材料の一つである。

高速炉構造材料は、供用期間中、高温ナトリウムに晒されるため、強度特性に及ぼすナトリウム環境の影響を適切に評価することが、高速炉の健全性を確保する上で極めて重要である。「もんじゅ」では、高速原型炉第 1 種機器の高温構造設計方針（以下「BDS」と称す）²⁾の中で、原型炉使用材料（SUS304、SUS316、SUS321 及び 2・1/4Cr-1Mo 鋼）に対するナトリウム環境効果の評価法が定められている。

核燃料サイクル開発機構（以下、「サイクル機構」と称す）では、次期高速炉用候補構造材料である Mod. 9Cr-1Mo 鋼に対するナトリウム環境効果評価法を確立するために、系統的な研究を進めてきた^{3)~8)}。これまでに、ナトリウム中における Mod. 9Cr-1Mo 鋼の腐食・脱浸炭挙動、短時間強度及びクリープ強度についての評価^{3)~8)}がなされている。腐食については、BDS で定められるくされ代評価式が準用され保守的な評価が与えられている。また、Mod. 9Cr-1Mo 鋼はナトリウム中の炭素活量によって脱炭あるいは浸炭現象を示し、その現象が短時間強度やクリープ強度に影響を及ぼすものではないことが明らかになっている。このように、これまでの評価結果からは設計上大きな問題となる結果は得られていない。

本報告は、Mod. 9Cr-1Mo 鋼の疲労及びクリープ疲労特性に対するナトリウム環境の効果について検討したものである。

2. 試験方法

2.1 供試材及び試験片形状

供試材には、Mod. 9Cr-1Mo 鋼の伝熱管相当板(板厚 12t)を用いた。供試材の熱処理は、焼き入れ焼き戻し(NT)後、740℃×8.4 時間の応力除去焼鈍(SR)を施した。供試材の化学成分(ミルシート値)を表 2.1-1 に示す。

表 2.1-1 供試材の化学成分

認識 No.	ヒート No.	製品 形状	寸法 (mm)	分析 区分	化学成分(wt%)											
					C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	V	T.AL	Nb
F2	A5B1303	伝熱管 相当板	1000*1000 *12t	レートル	0.10	0.39	0.41	0.013	0.001	0.06	8.77	0.96	0.050	0.20	0.011	0.087
				チェック	0.10	0.40	0.43	0.014	0.001	0.07	8.73	0.96	0.051	0.22	0.013	0.090

試験に使用した試験片の形状を図 2.1-1(a)に示す。ナトリウム中試験片は、平行部長さ 30mm、直径 10mm の中実丸棒型であり、ベローズが試験片平行部を覆うように設けられている。試験片の軸方向は、供試材の圧延方向と平行である。また、試験片平行部の表面は、加工キズを除去するために、エメリー紙#400 で軸方向に研磨し、最終表面仕上げを行った。なお、試験片採取前に、供試材の両端に厚肉材(Mod. 9Cr-1Mo 鋼)を溶接した(図 2.1-2 参照)。これは、試験片のつかみ部(24φ)が素材よりも厚肉のためである。溶接部は試験片の R 部に位置しており、溶接施工方法は試験片平行部への熱影響を極力小さくするために、EB 溶接(Electron Beam welding)を用いた。なお、試験片加工後の熱処理は行っていない。

ナトリウム中試験との比較評価のために、大気中試験に用いた試験片の形状を図 2.1-1(b)に示す。ベローズ等のナトリウムバウンダリを形成する部位以外は、ナトリウム中試験片と同一の形状及び製作方法である。

2.2 試験方法

本試験には、ナトリウム疲労試験ループ 2 を用いた。試験ループのフローシートを図 2.2-1 に示す。試験中におけるナトリウム中の溶存酸素濃度は約 1 ppm(酸素溶解度式より推定)、試験片平行部表面のナトリウム流速は 1m/sec である。

ナトリウム中疲労試験装置(2台)は、上記のナトリウム疲労試験ループ 2 に設置されており、最大負荷容量±10ton の電気油圧サーボ型である。試験部の詳細を図 2.2-2 に示す。本試験装置は、ナトリウム中と大気中の試験を同一条件で行える構造となっている。

ナトリウム中疲労及びクリープ疲労試験でのひずみの測定・制御は、試験片のペロ

一ズ両側のつばにアームを取り付けて計測する方式のアーム型ひずみ計で行った。ひずみ制御方式は、平均ひずみ"0"の定ひずみ範囲の繰り返し制御である。負荷波形は三角波及び台形波、ひずみ速度は0.1%/secとした。また、熱電対をナトリウム中試験がナトリウム出入口部(図2.1-1(a)参照)に、大気中試験が試験片平行部とR部(図2.1-1(b)参照)にそれぞれ取付け、試験温度を±3℃以内に制御した。なお、試験片平行部の温度分布は、同一条件で温度分布測定試験を実施し、上記の精度内であることを確認している。

ナトリウム中試験のひずみ結果と比較評価するため、大気中においても試験を実施した。大気中試験のひずみの測定・制御は、アーム型ひずみ計で行い、試験片平行部のひずみの測定には、標点間距離27mmの押し当て型ひずみ計を用いた。

ナトリウム中試験時における疲労強度を正確に評価するには、アーム型ひずみ計で測定したつば間ひずみ量から、試験片平行部のひずみ量を精度良く予測する必要がある。このため、ナトリウム中と大気中の材料の応力-ひずみ挙動は、ほとんど変わらないこととし、大気中試験でのつば間変位量(ΔLT 、 ΔLP :単位mm)と試験片平行部の変位量(ΔLG 、 ΔLGP :単位mm)との関係を求め、ナトリウム中でのつば間変位量を代入することで、試験片平行部の全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ (%)及び塑性ひずみ $\Delta \epsilon_p$ (%)を算出した。なお、 $\Delta \epsilon_t$ 及び $\Delta \epsilon_p$ は、破損繰り返し数(Nf)^{注)}の1/2における値である。疲労試験(三角波)におけるひずみ較正曲線を図2.2-3~図2.2-6に示す。なお、クリープ疲労試験(台形波)の場合、データ数が少なく、ひずみ較正曲線は得られていない。上記のひずみ較正曲線に大気中クリープ疲労試験データをプロットしたところ(図2.2-5参照)、有意な差はなかったことから、ナトリウム中クリープ疲労試験のひずみ算定には、上記の較正曲線を用いた。

注)破損繰り返し数(Nf)の算出方法は、日本鉄鋼協会のVAMAS低サイクル疲労部会のMethod IV(寿命中期の引張側応力振幅から25%低下した時点をもNfとする。)⁹⁾を用いた。

2.3 試験後の材料分析

光学顕微鏡による試験片平行部断面(軸方向)のマイクロ組織観察を実施した。エッチングには、エチルアルコール100ccに対してピクリン酸1g及び塩酸5ccの割合で混合した腐食液を用いた。エッチング時間は約10秒である。観察は、ナトリウム中試験片と大気中試験片の表面き裂の発生状況に着目した。

走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて、ナトリウム中試験片と大気中試験片の破面を観察し、両者の破損形態に差が生じているかを確認した。

ナトリウム環境効果として、ナトリウム接液面での脱・浸炭が考えられる^{3), 5), 7)}。このため、ナトリウム中試験片の表面から中心方向における断面の炭素濃度を分析した。分析法は、発光分光分析法(Q.V分析法)とした。また、分析試料の調整には、機械研磨法及びベルダー研磨法を用いた。

3. 試験結果

3.1 ナトリウム中疲労特性

(1) ナトリウム中疲労寿命

ナトリウム中の疲労寿命を大気中のそれらと比較して、図 3.1-1～図 3.1-4 に示す。ナトリウム中の疲労寿命は、各温度とも大気中の疲労寿命よりも長く、低ひずみ範囲側ほどその差が大きくなっていた。なお、図中には参考として、大気中の Mod. 9Cr-1Mo 鋼の最適疲労破損線¹⁰⁾を示している。

(2) 繰り返し応力変化

代表的な Mod. 9Cr-1Mo 鋼のナトリウム中における繰り返し応力挙動を大気中と比較して、図 3.1-5、図 3.1-6 に示す。いずれの温度、ひずみ範囲においても繰り返し軟化による応力の減少傾向が認められた。これらの繰り返し応力挙動は、ナトリウム中と大気中を比較した場合ほぼ同様であり、ナトリウム環境による影響は認められなかった。破損繰り返し数 (Nf) の 1/2 におけるひずみ範囲と応力範囲の関係を図 3.1-7～図 3.1-10 に示す。いずれの温度においてもナトリウム中と大気中で有意な差はみられなかった。

3.2 ナトリウム中クリープ疲労特性

(1) ナトリウム中クリープ疲労寿命

ナトリウム中におけるクリープ疲労寿命を大気中と比較して、図 3.2-1 に示す。引張ひずみ保持時間 1h のナトリウム中と大気中のクリープ疲労寿命を比較した場合、両者とも保持効果を考慮した最適疲労破損線¹¹⁾の近傍で破損しており、有意差は認められない。また、圧縮ひずみ保持時間 1h の試験については、ナトリウム中のみであるが、引張保持の試験よりも長寿命側となっており、最適疲労破損線¹⁰⁾近傍の繰り返し数に至っても破断しなかった。

(2) 繰り返し応力変化及び保持中の応力緩和挙動

引張保持のナトリウム中クリープ疲労試験の繰り返し応力挙動を同一条件の大気中と比較して、図 3.2-2 に示す。疲労試験の場合と同様にナトリウム環境による明瞭な差はみられなかった。これは保持中の応力緩和挙動についても図 3.2-3～図 3.2-5 に示すように、有意差は認められなかった。

3.3 試験後のミクロ組織及び破面観察結果

(1) 疲労試験後のマイクロ組織及び破面

ナトリウム中、大気中疲労試験片の破断位置は、すべて平行部内であった。試験片の表面は、ナトリウム中では比較的光沢を有しているのに対し、大気中では酸化皮膜により変色していた。

Mod. 9Cr-1Mo 鋼のナトリウム中及び大気中疲労試験後の代表的な試験片の断面マイクロ組織を図 3.3-1～図 3.3-8 に示す。組織は、焼き戻しマルテンサイトの単相組織であり、ナトリウム中試験片と大気中試験片の組織に差異はみられなかった。また、大気中の試験片表面には、ナトリウム中よりも表面き裂が多く観察された。これらの表面き裂は、試験片表面から内部へと試験片軸方向にほぼ直角に粒内を進展している。一方、ナトリウム中試験片には、表面き裂がほとんど観察されなかった。これは、ナトリウム中ではき裂が発生しにくく、かつき裂が発生した場合、これが主き裂として成長し、そのまま破損に至るものと考えられる。

代表的な疲労試験後の破面の SEM 観察結果を図 3.3-11～図 3.3-18 に示す。ナトリウム中及び大気中試験後の破面は、各温度ともストライエーションが認められ、粒内破壊の様相を呈していた。また、ナトリウム中の破面はやや不鮮明であり、大気中の破面では全面に酸化皮膜が見られた。

(2) クリープ疲労試験後のマイクロ組織及び破面

引張保持の大気中及びナトリウム中のクリープ疲労試験片の破断位置は、両者とも平行部内であった。ナトリウム中と大気中の試験片の表面色は、疲労試験片と同様である。

ナトリウム中及び大気中クリープ疲労試験片の断面マイクロ組織を図 3.3-9、図 3.3-10 に示す。両者とも大気中疲労試験片でみられたような顕著な表面き裂の発生は認められなかった。

ナトリウム中クリープ疲労試験後の破面（図 3.3-19 参照）は、粒界と粒内の混合破壊の様相を呈しており、また明確なストライエーションは観察されなかった。これは大気中クリープ疲労試験片（図 3.3-20 参照）も同様である。

4. 考察

4.1 ナトリウム中疲労寿命

本鋼のナトリウム中と大気中の疲労寿命を比較すると、ナトリウム中の寿命が大気中の寿命よりも同一ひずみ範囲で約2倍以上長くなる傾向を示した。ナトリウム環境効果として、ナトリウム接液面の脱・浸炭による影響が考えられる^{3), 5), 7)}。脱・浸炭は時間の経過とともに増大する。ナトリウム中疲労試験片のナトリウム浸漬時間は最長約250hと短いため、より顕著に表れ易いと考えられる長時間(約3400h)ナトリウム浸漬されたナトリウム中クリープ疲労試験片を用いて、炭素濃度をQ.V分析法により分析した。この結果を図4.1-1に示す。試料の調整には、約25 μ m間隔で分析可能な機械研磨法と分析間隔は粗いが分析精度の期待できるベルダー研磨法を用いた。試料調整方法により炭素濃度の絶対値に差が生じているが、表面からの炭素濃度は受入れ時とほぼ同等であり、脱・浸炭が寿命に影響を及ぼしているとは考えにくい。

長さが5 μ m以上の表面き裂の数をSEMにより測定し、ひずみ範囲で整理した結果を図4.1-2に示す。高ひずみ範囲側では、いずれの温度においてもナトリウム中試験片は、大気中に比べて表面き裂の数が少なく、ナトリウム中の方がき裂の起点となる微小き裂が発生しにくいと考えられる。また、低ひずみ範囲側では両者ともき裂の数は少なかった。ナトリウム中では酸素濃度が約1ppmであり強還元雰囲気となるため、試験片表面での酸化(酸化皮膜の形成)が抑制される。一方、大気中では試験片表面の酸化が著しい。これまでのSUS304や2・1/4Cr-1Mo鋼に関する報告^{12)~14)}では、試験片表面の酸化皮膜は脆いため、繰り返しひずみにより割れ易く、その割れがノッチ効果となって微小き裂が多数発生するとされている。また、低ひずみ範囲側において大気中のき裂発生数が少なくなる傾向は、SUS304でも同様に認められている¹³⁾。加藤らによれば、SUS304ではナトリウム中と大気中のき裂進展速度に差がなかったことから、局所的な酸化皮膜の割れを要因としている。また、一般的にき裂発生寿命比(き裂発生寿命 N_c /疲労寿命 N_f)は低ひずみ範囲側ほど小さくなり、き裂発生後のき裂進展速度が同じである場合、低ひずみ範囲側ほどき裂発生寿命の差が疲労寿命に大きく影響することになる。本試験結果は、その傾向が認められており、低ひずみ範囲側ほど環境による疲労寿命の差が大きくなっていた(図3.1-1~図3.1-4参照)。これらのことを考慮すると、本鋼の疲労寿命の差は、試験環境(酸素供給量)の差異によるき裂発生までの寿命の差が主たる原因であると考えられる。

4.2 ナトリウム中クリープ疲労寿命

図4.2-1に示すように、大気中では引張保持よりも圧縮保持の方が短寿命になる結果が得られている¹¹⁾。青砥らは、この圧縮保持による寿命低下の要因として、
・圧縮保持中では、き裂は閉口し外部からの酸素の供給が抑制され、比較的薄い酸化

皮膜がき裂先端の新生面に形成されること。

- ・引張変形過程中に薄い酸化皮膜に大きな変形が加わりき裂が進展すること（図 4.2-2(a)参照）。

を示唆している¹¹⁾。また、引張保持については、

- ・き裂は、開口していることから酸素の供給が盛んであり、酸化皮膜の成長は促進されること。

- ・酸化皮膜が厚く形成されるため、き裂先端の滑り変形は抑えられ、さらに酸化層の成長が生じること。

- ・き裂先端の酸化皮膜に加わる引張変形は、圧縮保持に比較して小さく、き裂は停留し、き裂内部は酸化物で満たされてしまうこと（図 4.2-2(b)参照）。

- ・き裂の停留で試験片内部のクリープ損傷（キャビティ生成）が支配的となること。

を併せて説明している¹¹⁾。

本試験では引張保持のナトリウム中クリープ疲労寿命は、大気中と比較して有意差は認められなかった。また、ナトリウム中の圧縮保持の寿命は、最適破損線（疲労寿命）に近づく傾向となった。ナトリウム中と大気中の引張保持の寿命が同等になった要因としては、ナトリウム中では表面き裂の発生に起因する酸化皮膜の形成が抑制され、大気中では表面き裂が停留してしまうことから、両者とも内部のクリープ損傷が支配的となるためと考えられる。これは、図 4.2-3 に示すように、ナトリウム中及び大気中の試験片内部に同様なクリープキャビティが認められことから裏付けられる。ナトリウム中圧縮保持が最も長寿命になった要因としては、大気中では薄い酸化皮膜の形成によりき裂が発生・進行し寿命低下を生じるが、ナトリウム中ではき裂発生の起点となる酸化皮膜の形成が抑制されること、引張保持と比較して保持中のクリープ損傷が小さいことが考えられる。

4.3 疲労及びクリープ疲労特性に対するナトリウム環境効果評価法

ナトリウム中における Mod. 9Cr-1Mo 鋼の疲労強度は、大気中と比較して増加する傾向を示した。これは、ナトリウム中は強還元雰囲気のため、酸化皮膜の形成が抑制されるためと考えられる。以上の知見からはナトリウム中疲労強度は、大気中と同等として扱えば設計上保守的になると考えられる。

ナトリウム中クリープ疲労強度は、大気中とほぼ同等であった。これは、両者とも試験片内部のクリープ損傷（キャビティ生成）により、破損に至ったものと考えられる。実機のような低ひずみ・長時間保持の条件下では、大気中においても引張保持時のクリープ効果が圧縮保持時の酸化効果に優ることが報告されている¹¹⁾。また、上記疲労強度やクリープ強度⁷⁾についてもナトリウム環境によって有意な強度低下を示さないことが分かっている。以上から、ナトリウム中クリープ疲労強度を大気中の疲労強度とクリープ強度に基づき評価することは妥当と考えられる。

5. おわりに

高速炉の有力な蒸気発生器用材料である Mod. 9Cr-1Mo 鋼について、高温流動ナトリウム環境下での低サイクル疲労試験及びクリープ疲労試験を実施し、疲労及びクリープ疲労特性に及ぼすナトリウム環境の影響を評価した。

本試験において得られた結果を要約すると、以下のとおりである。

- (1) Mod. 9Cr-1Mo 鋼のナトリウム中疲労寿命は、同一条件下の大気中疲労寿命よりも長くなる傾向が認められ、本試験の温度域ではナトリウム環境の影響による寿命低下は生じないことが分かった。ナトリウム中疲労寿命の増大は、2・1/4Cr-1Mo 鋼と同様に、主として試験片表面における酸化がナトリウムの還元作用により抑制されるため、その結果疲労き裂の発生寿命が増加したことによるものと考えられる。
- (2) 引張保持のナトリウム中クリープ疲労寿命は、同一条件下の大気中と比較して有意差は認められなかった。これは、ナトリウム中では酸化が抑えられること、大気中では表面き裂が停留してしまうことから、両者とも内部のクリープ損傷が支配的となったためと考えられる。
- (3) 圧縮保持のナトリウム中クリープ疲労寿命は、最適疲労破損線（疲労寿命）に近づく傾向になった。これは、ナトリウム環境により酸化がほとんどないこと、圧縮保持中のクリープ損傷は小さいことによるものと考えられる。

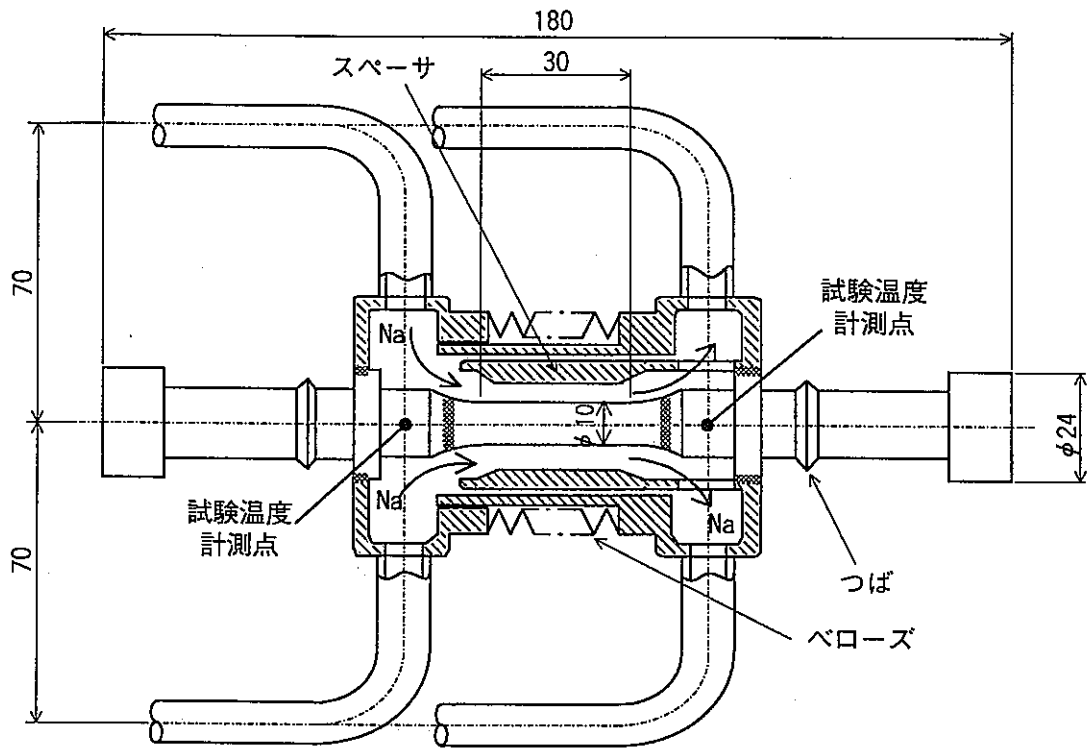
以上の試験結果から、Mod. 9Cr-1Mo 鋼のナトリウム中疲労及びクリープ疲労強度は、大気中と同等以上と判断できるものと考えられる。

謝 辞

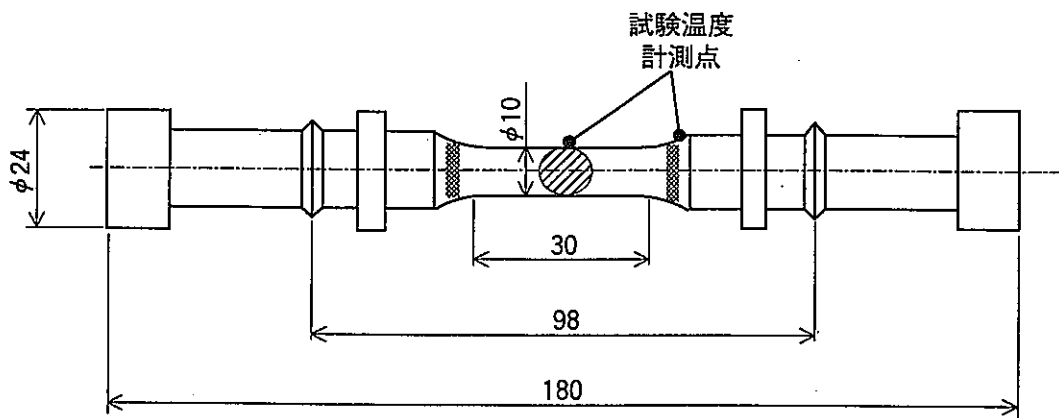
本報を作成するに当たり、浅山泰研究主幹（構造材料技術開発 Gr）、小峰龍司副主研（現；危機管理整備室）、ならびに常陽産業株式会社の松本好市氏、川島成一氏、高森裕二氏、石上勝夫氏には、多大なご協力をいただきました。ここに深謝の意を表します。

参考文献

- (1) 三浦正憲、稲垣達敏、他、トップエントリー型 FBR 実証炉の概要、原子力学会誌、35-4、p 268 (1993)
- (2) 動力炉・核燃料開発事業団、高速原型炉第 1 種機器の高温構造設計方針 (1984)
- (3) 伊藤卓氏、加藤信一郎、他、9Cr 系鋼の FBR 大型炉構造材料への適用に関する研究 (その 1) 9Cr 系鋼のナトリウム中腐食及び炭素移行挙動、原子力学会、秋の年会要旨集、p294 (1988)
- (4) 青木昌典、丸山敏治、他、9Cr 系鋼の FBR 大型炉構造材料への適用に関する研究 (その 4) Mod. 9Cr-1Mo 鋼溶接部の高温材料強度に及ぼすナトリウム環境の影響、原子力学会、秋の年会要旨集、p297 (1988)
- (5) 伊藤卓氏、吉田英一、他、9Cr 系鋼の FBR 大型炉構造材料への適用に関する研究 (その 9) ナトリウム中における Mod. 9Cr-1Mo 鋼の脱浸炭挙動、原子力学会、春の年会要旨集、p649 (1991)
- (6) 加藤章一、青木昌典、他、9Cr 系鋼の FBR 大型炉構造材料への適用に関する研究 (その 10) Mod. 9Cr-1Mo 鋼の引張及び衝撃特性に及ぼすナトリウム環境の影響、原子力学会、春の年会要旨集、p650 (1991)
- (7) T. Ito, S. Kato, et al., Evaluation of Carburization and Decarburization Behavior of Fe-9Cr-Mo Ferritic Steels in Sodium Environment, Journal of Nuclear Science and Technology, 29-4, p367 (1992)
- (8) S. Kano, T. Maruyama, et al., In-Air Mechanical Properties and Sodium Compatibility of Mod. 9Cr-1Mo steel for Large Scale Fast Breeder Reactor, Proceedings of Fourth International Conference on Liquid Metal Engineering and Technology, Vol. 3, p536-1 (1988)
- (9) 北川正樹、山口弘二、低サイクル疲労に関する VAMAS ラウンドロビン試験、日本鉄鋼協会、技術資料、p25 (1992)
- (10) K. Aoto, R. Komine, et al., Creep-Fatigue Evaluation of Normalized and Tempered Modified 9Cr-1Mo, Nuclear Engineering and Design, 153, p97 (1994)
- (11) Mod. 9Cr-1Mo (NT) 鋼のクリープ疲労評価、材料、4-496、p23 (1995)
- (12) D. L. Smith, K. Natesan, et al., Effect of Sodium on The Low-Cycle Fatigue Behavior of Austenitic Stainless Steel, Proc. ASME Symp. Structural Materials for Service at Elevated Temperatures in Nuclear Power Generation, MPC-1, ASME (1975)
- (13) 加藤信一郎、小峰龍司、他、SUS304 の高温流動ナトリウム中における低サイクル疲労特性、材料、37-414、p328 (1988)
- (14) 平野正敦、白土陽治、他、高温流動ナトリウム中における 2.1/4Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労特性、PNC ZN941 82-205 (1982)



(a) ナトリウム中試験片



(b) 大気中試験片


 EB溶接部

図-2.1-1 試験片形状

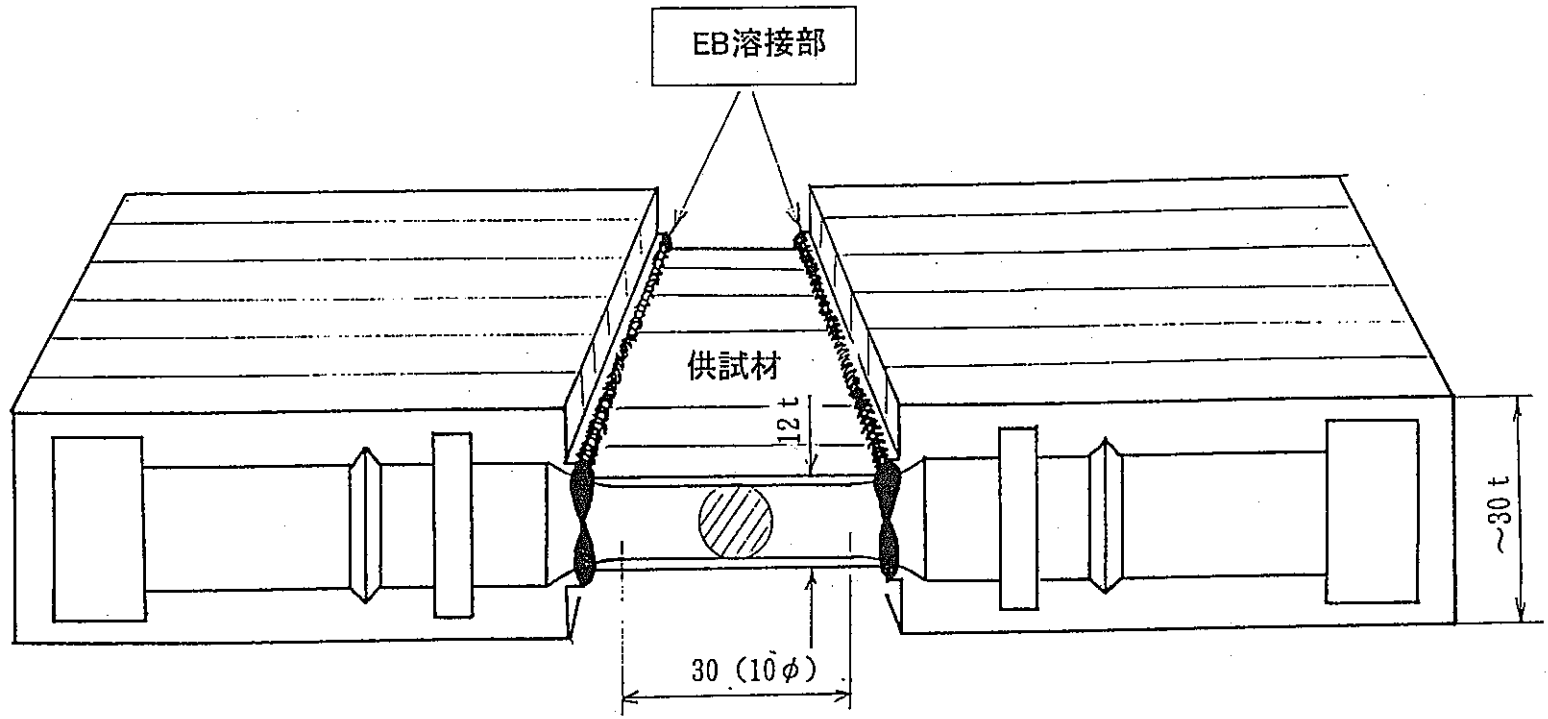


図2.1-2 試験片の製作方法

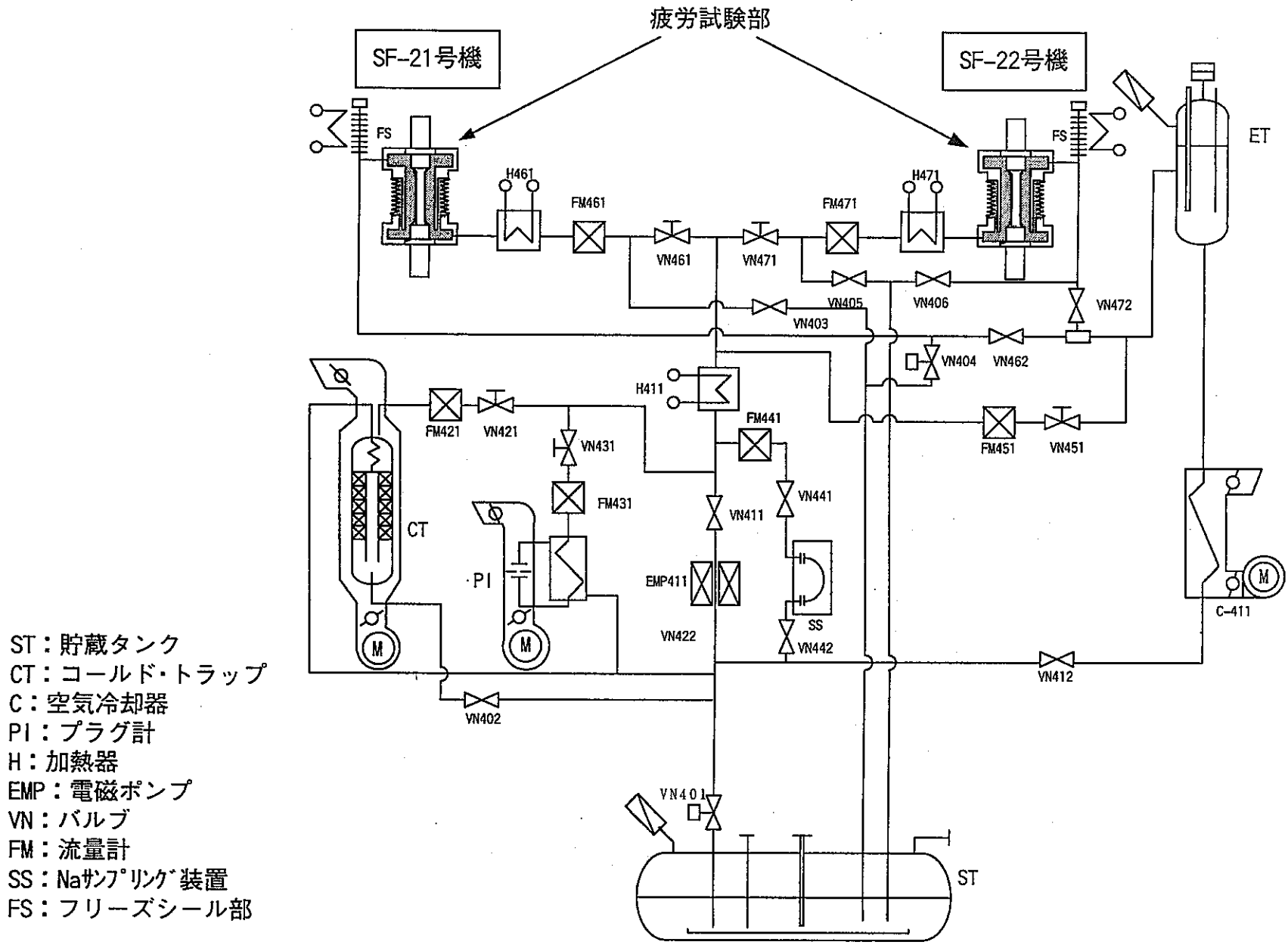


図2.2-1 ナトリウム疲労試験ループ2のフローシート

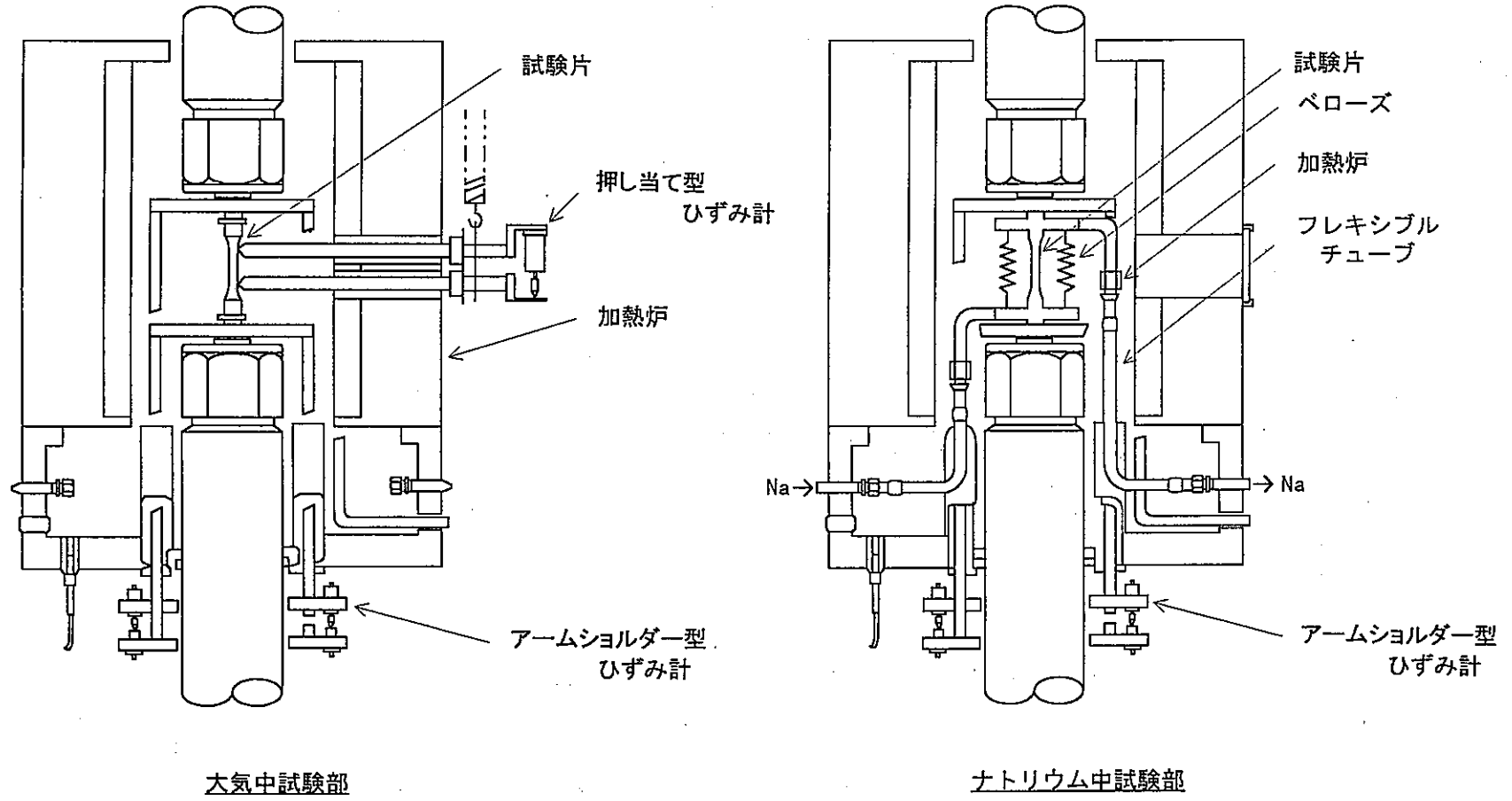


図2.2-2 疲労試験部

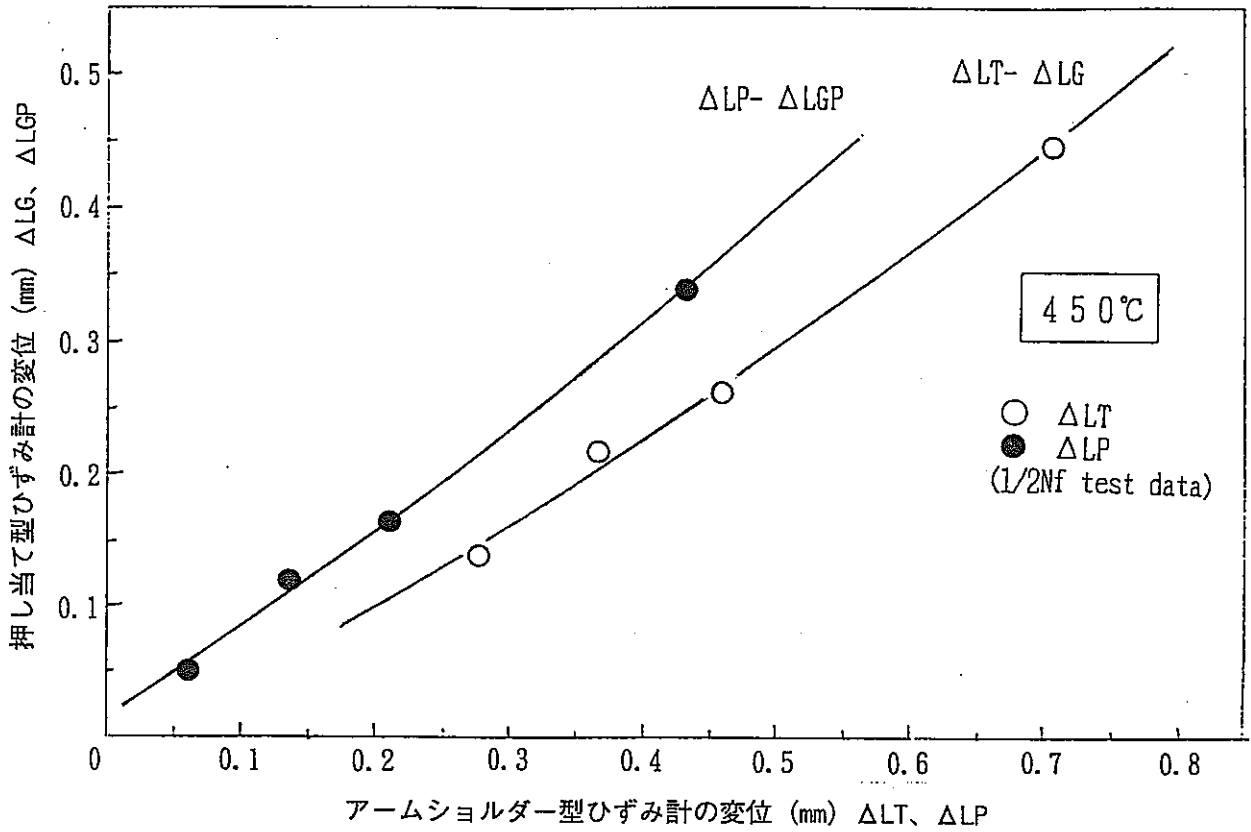


図2.2-3 ひずみ較正曲線 (450°C)

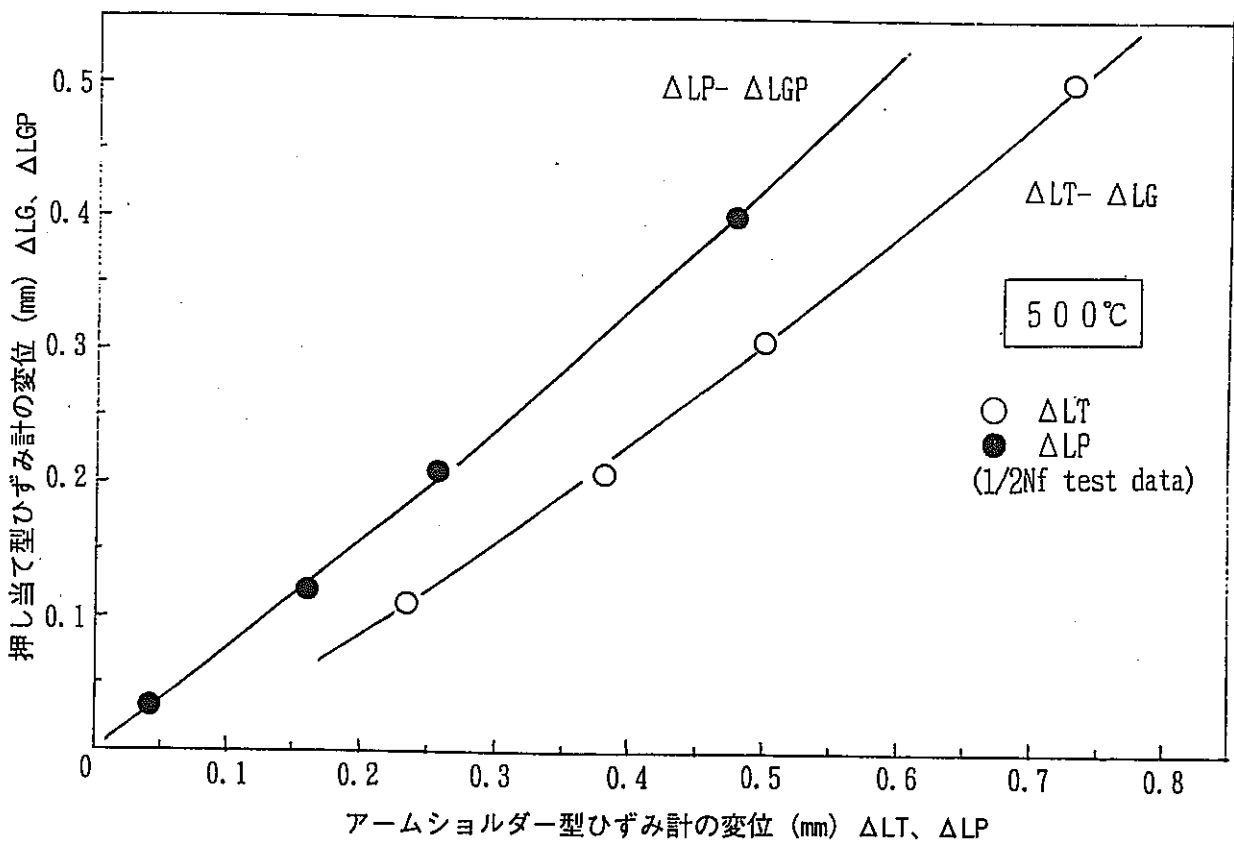


図2.2-4 ひずみ較正曲線 (500°C)

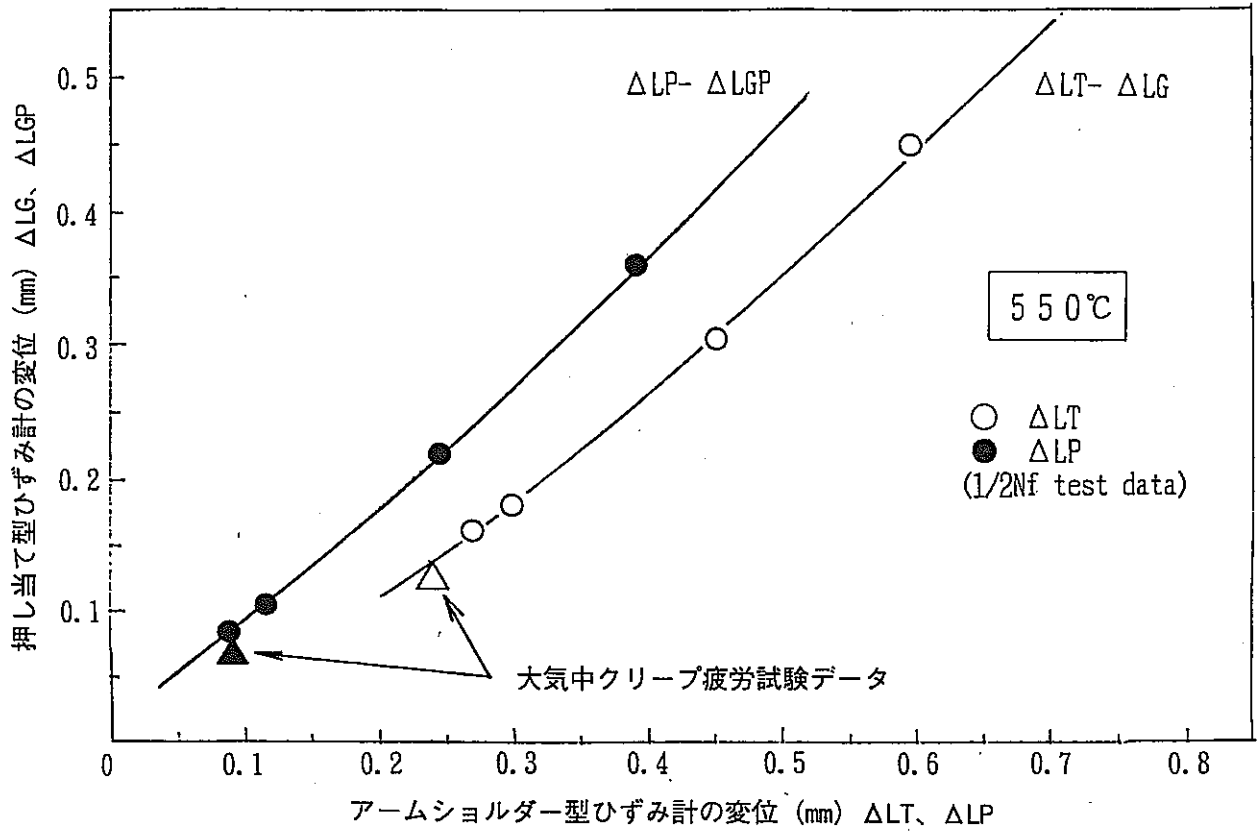


図2.2-5 ひずみ較正曲線 (550°C)

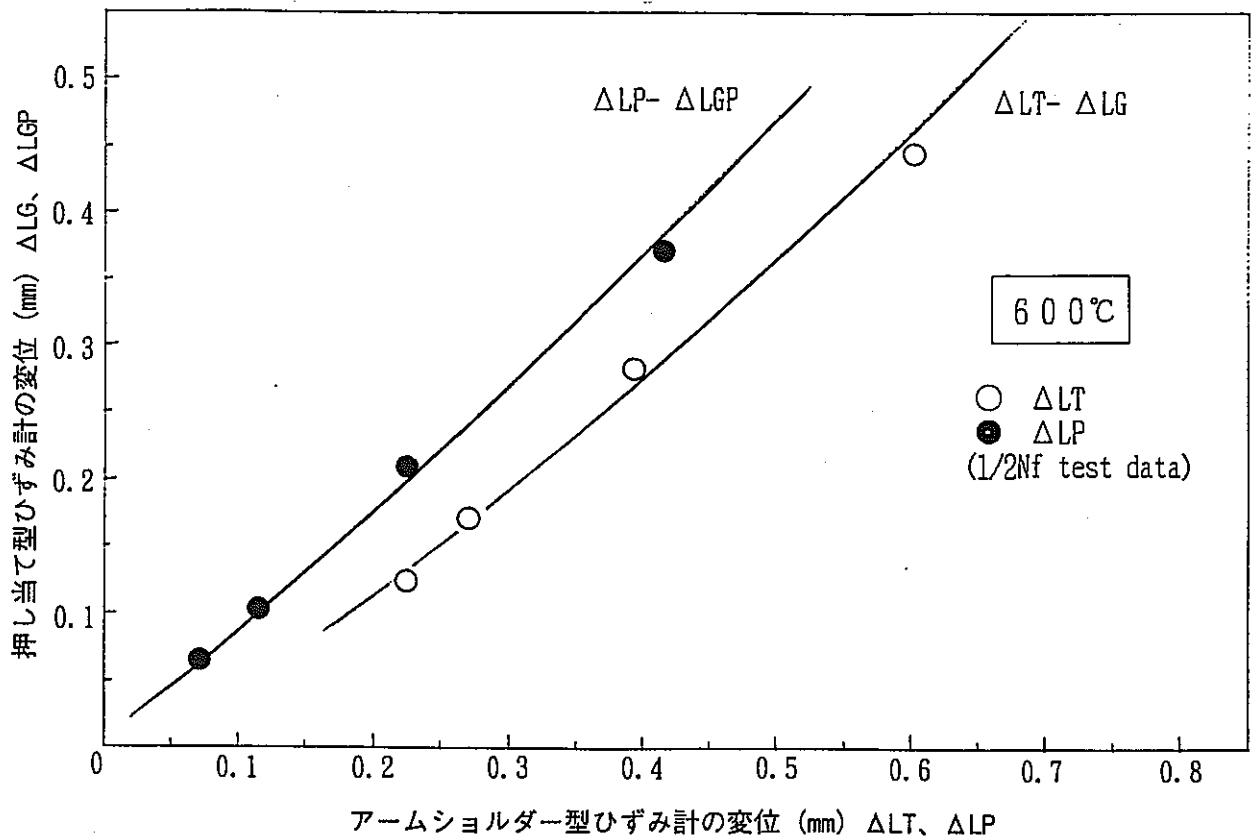


図2.2-6 ひずみ較正曲線 (600°C)

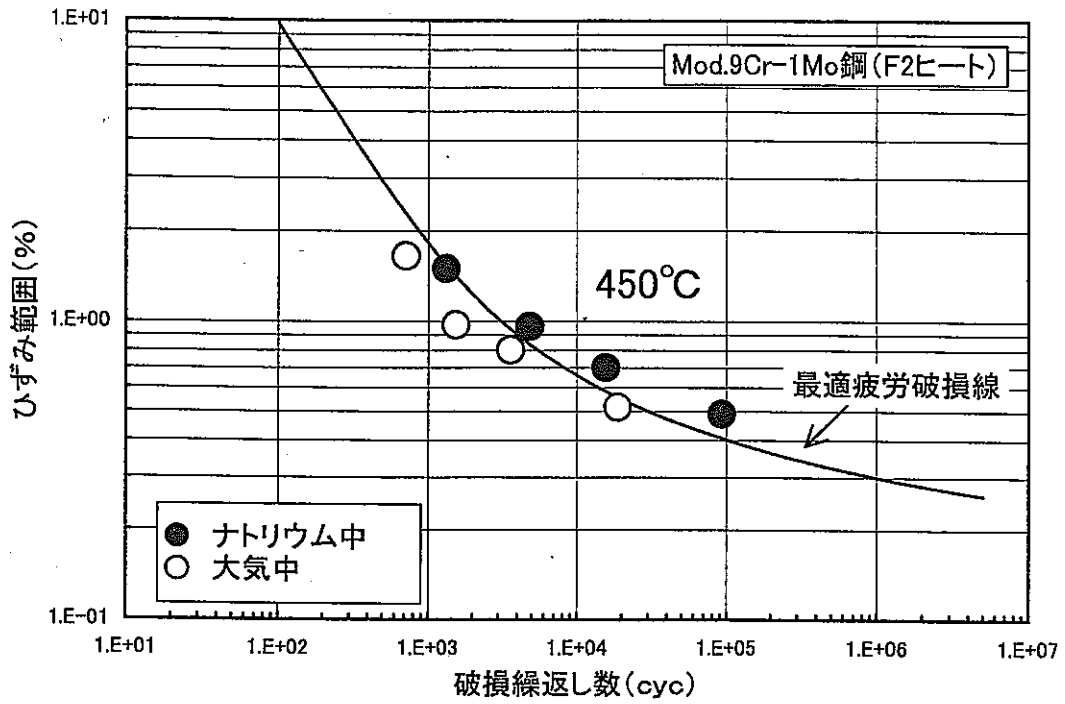


図3.1-1 Mod.9Cr-1Mo鋼の低サイクル疲労寿命(450°C)

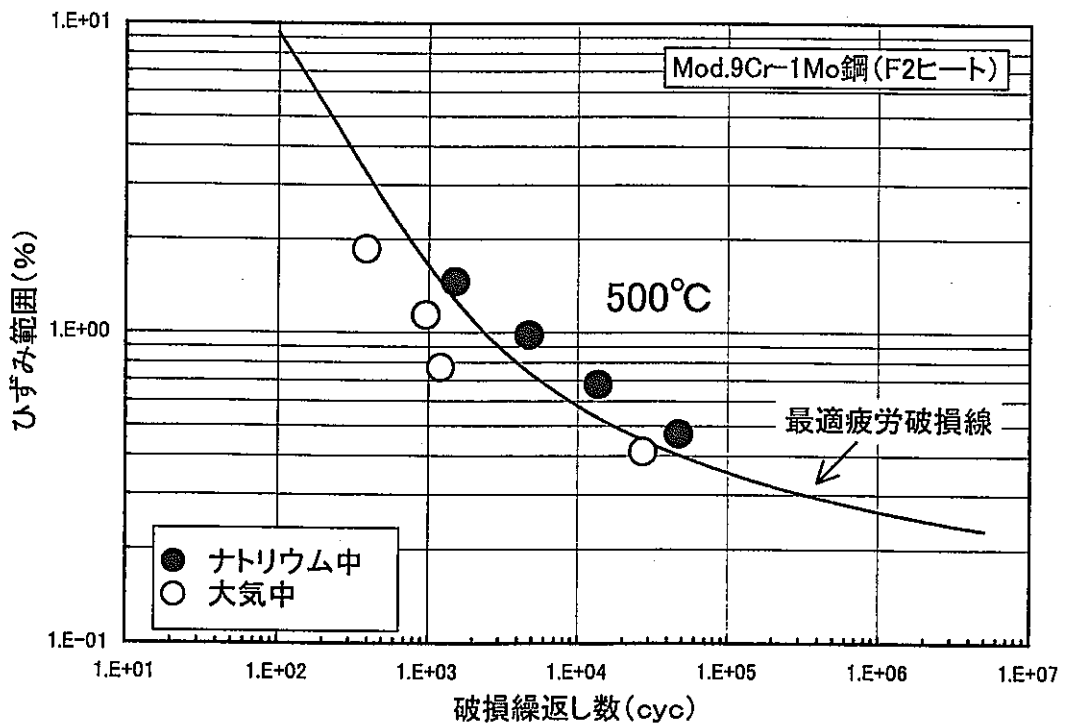


図3.1-2 Mod.9Cr-1Mo鋼の低サイクル疲労寿命(500°C)

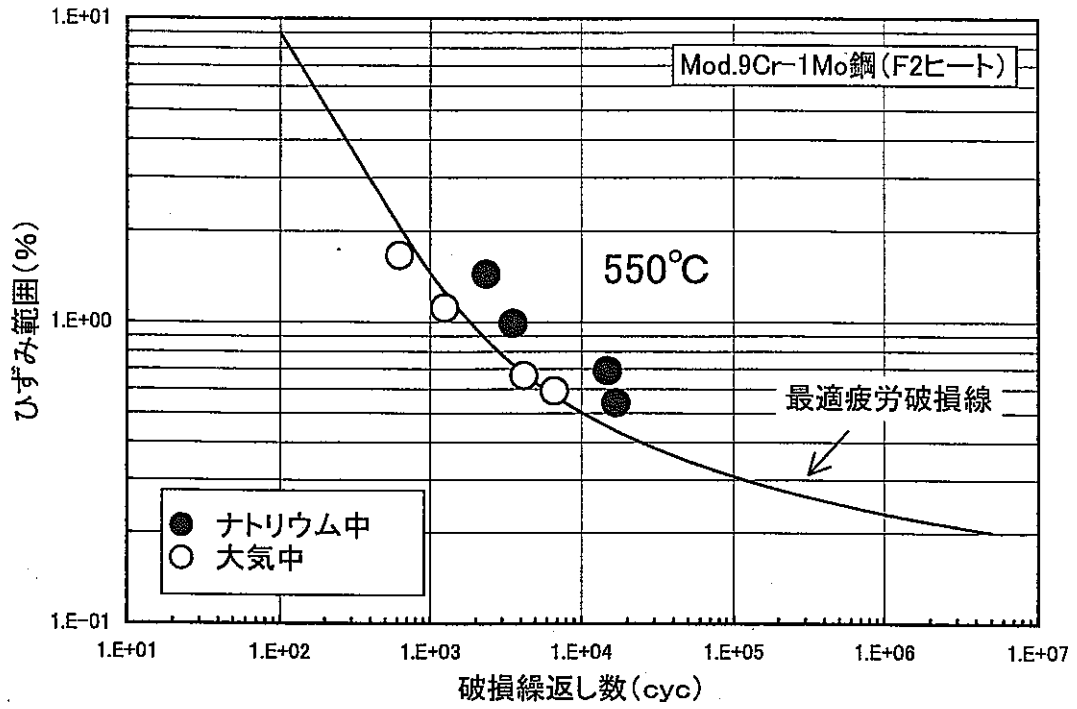


図3.1-3 Mod.9Cr-1Mo鋼の低サイクル疲労寿命(550°C)

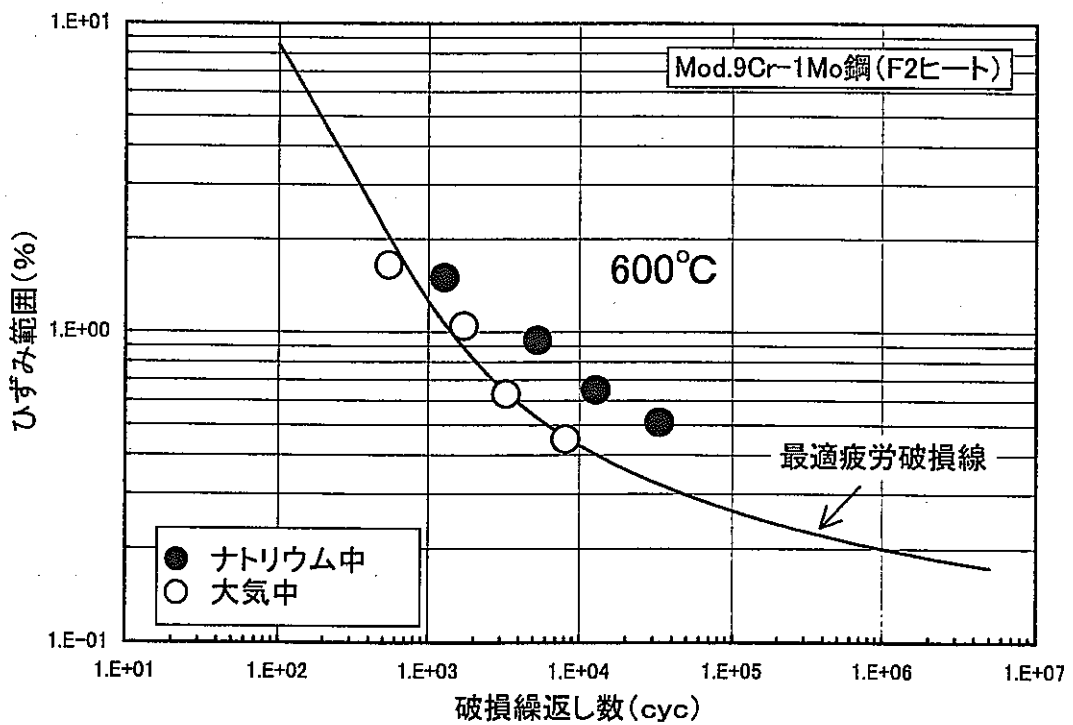


図3.1-4 Mod.9Cr-1Mo鋼の低サイクル疲労寿命(600°C)

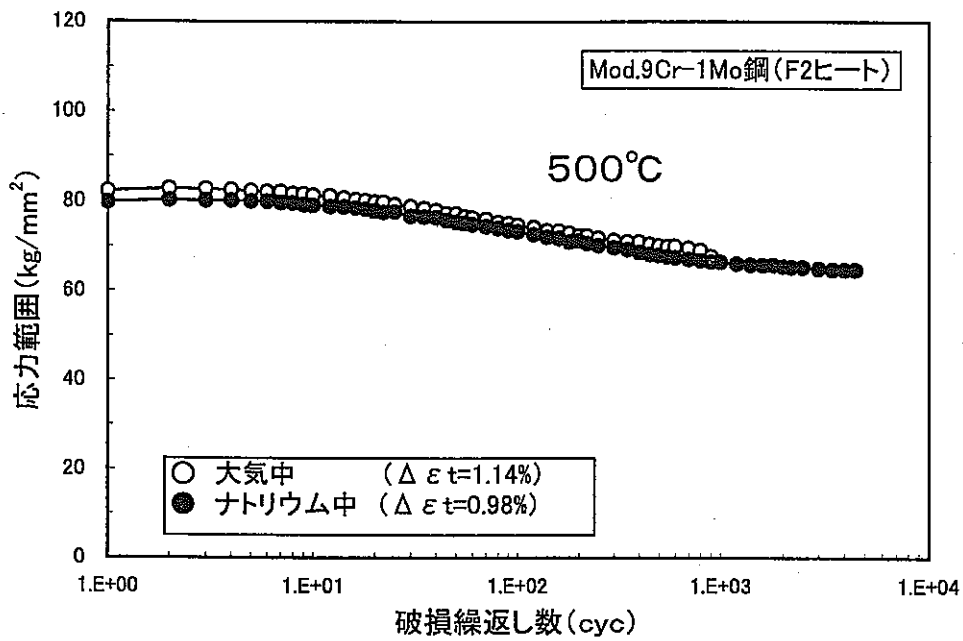


図3.1-5 繰返し応力変化の代表例(500°C)

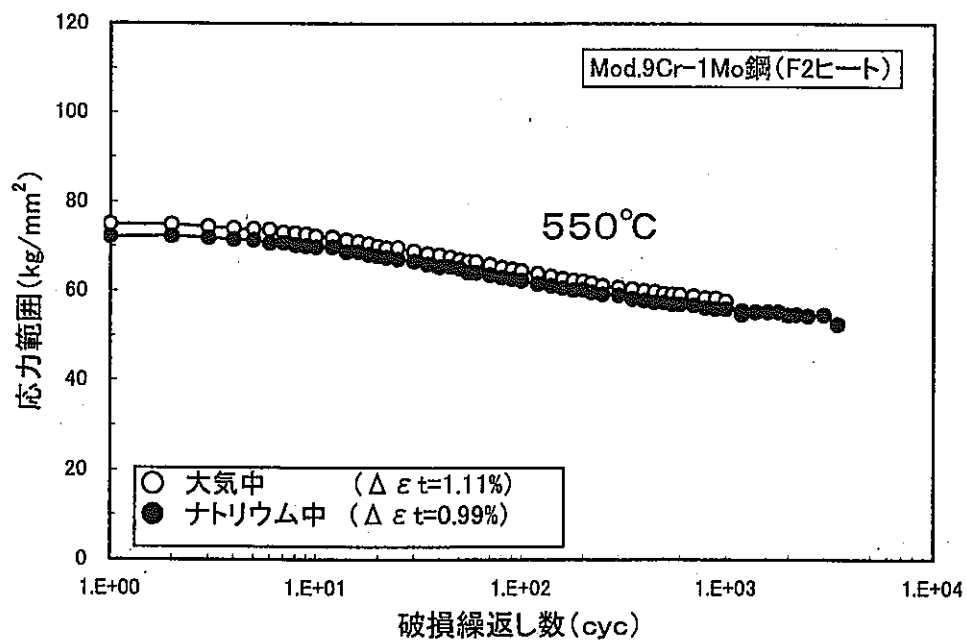


図3.1-6 繰返し応力変化の代表例(550°C)

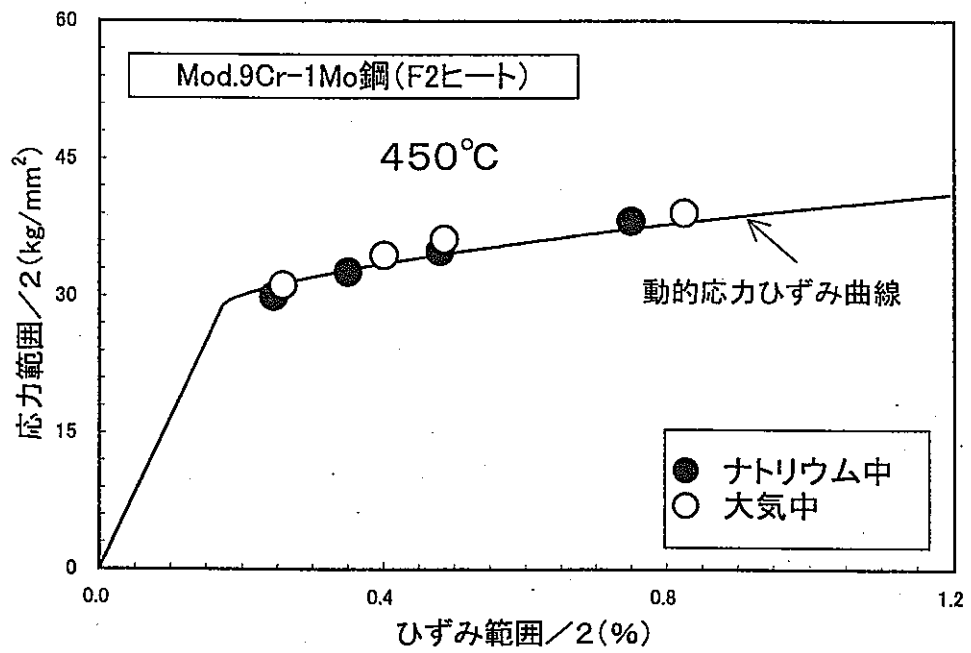


図3.1-7 動的応力ひずみ関係(450°C)

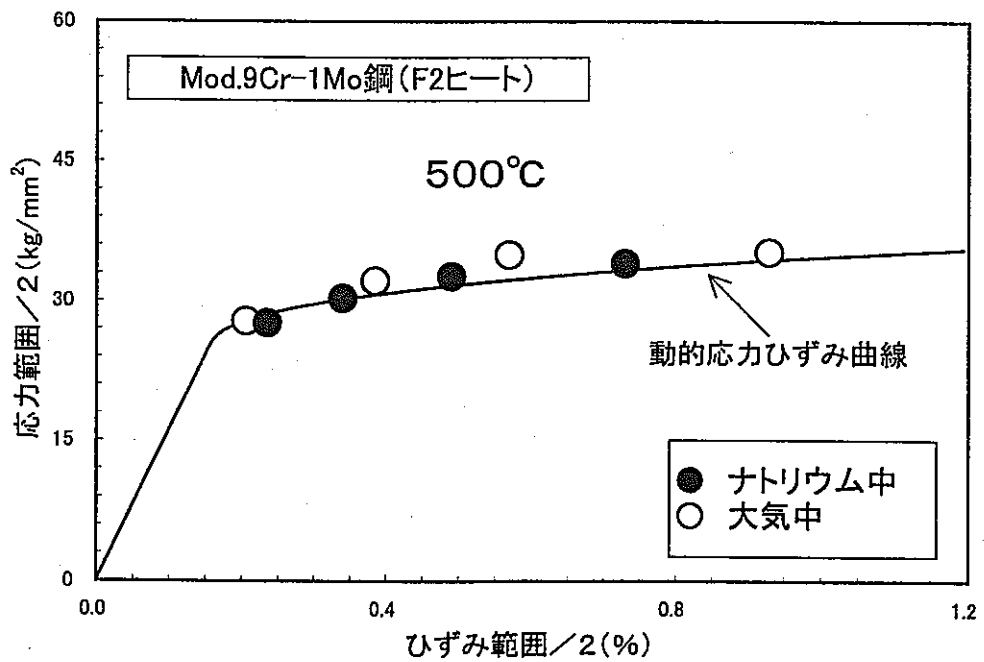


図3.1-8 動的応力ひずみ関係(500°C)

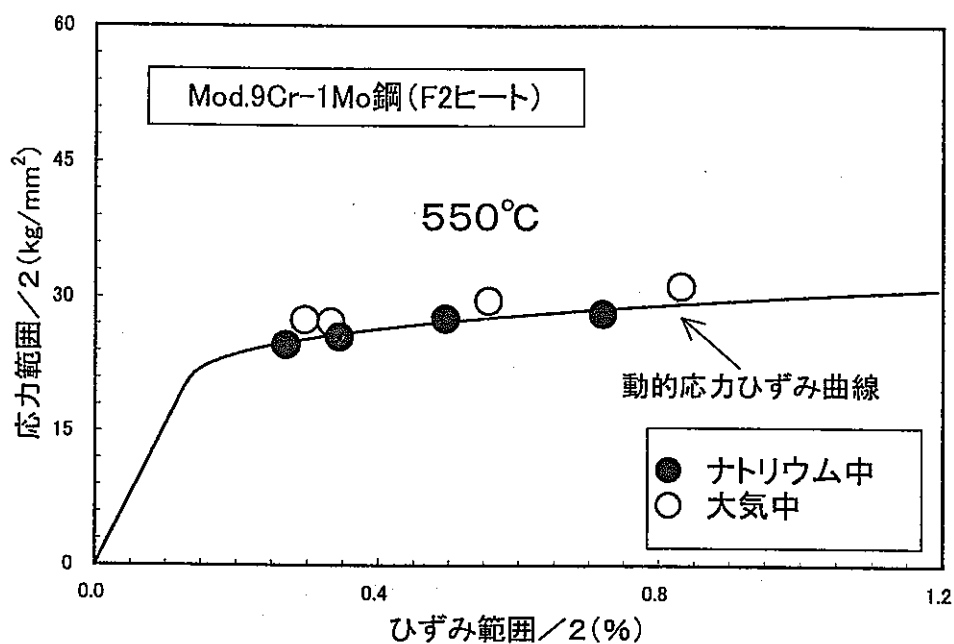


図3.1-9 動的応力ひずみ関係(550°C)

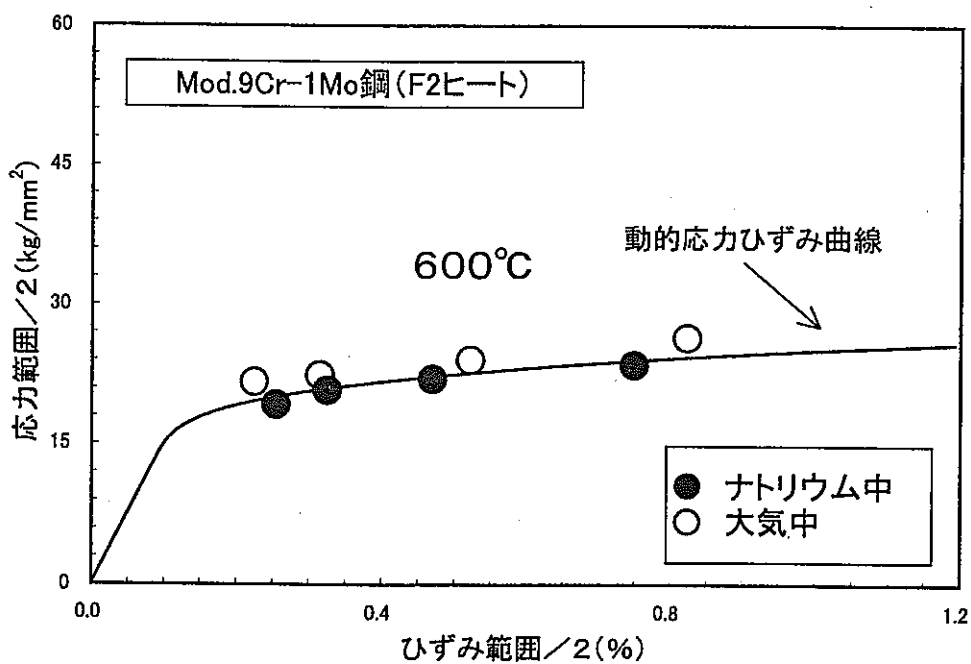


図3.1-10 動的応力ひずみ関係(600°C)

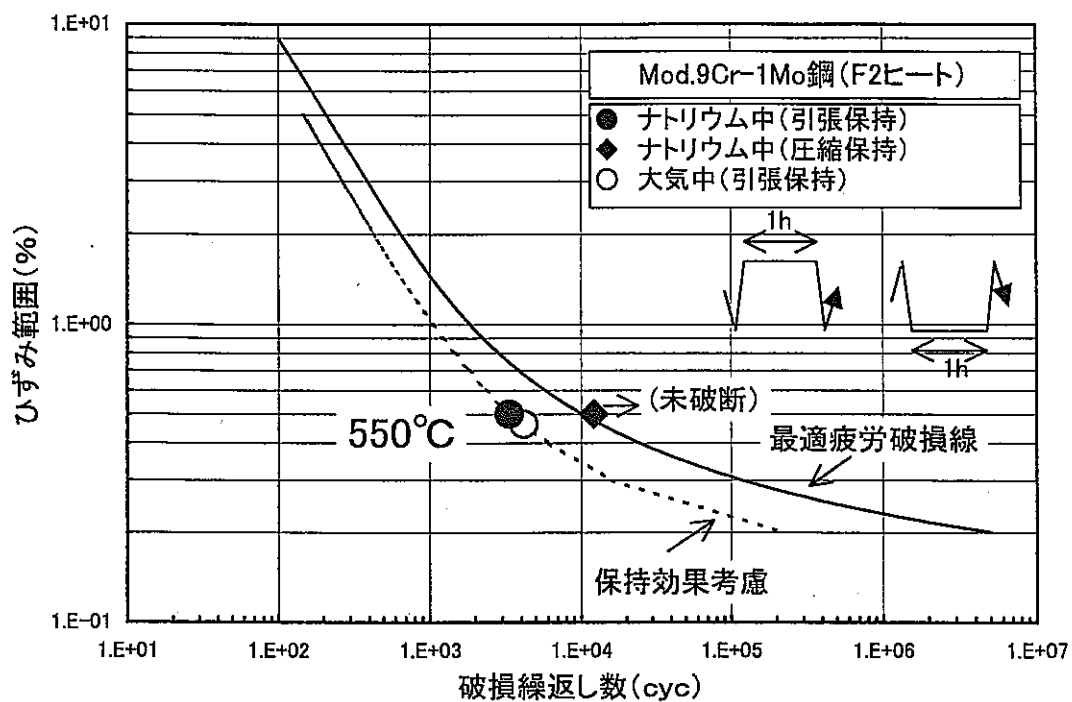


図3.2-1 Mod.9Cr-1Mo鋼のクリープ疲労寿命(550°C)

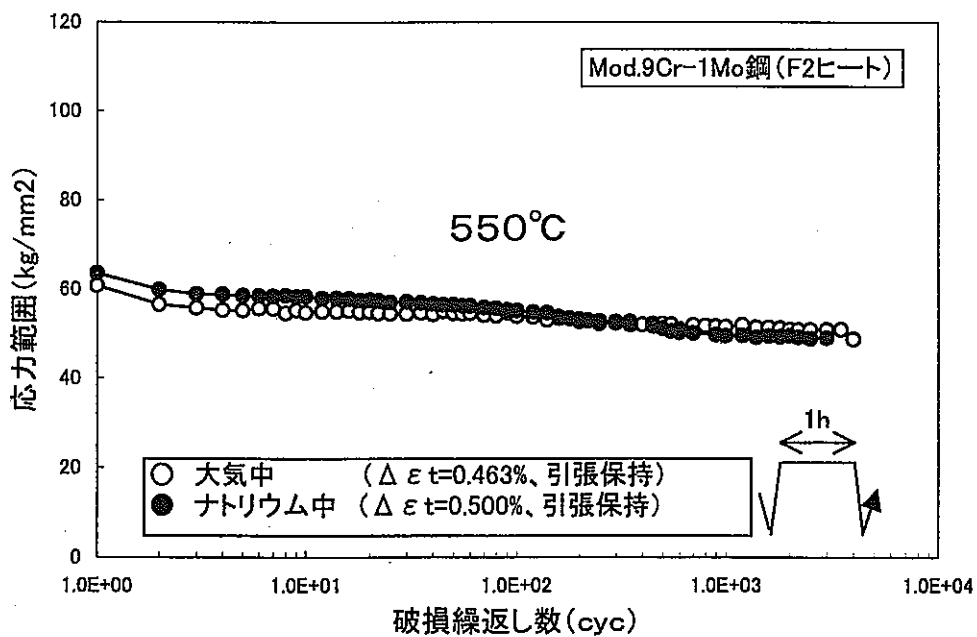


図3.2-2 繰返し応力変化の比較

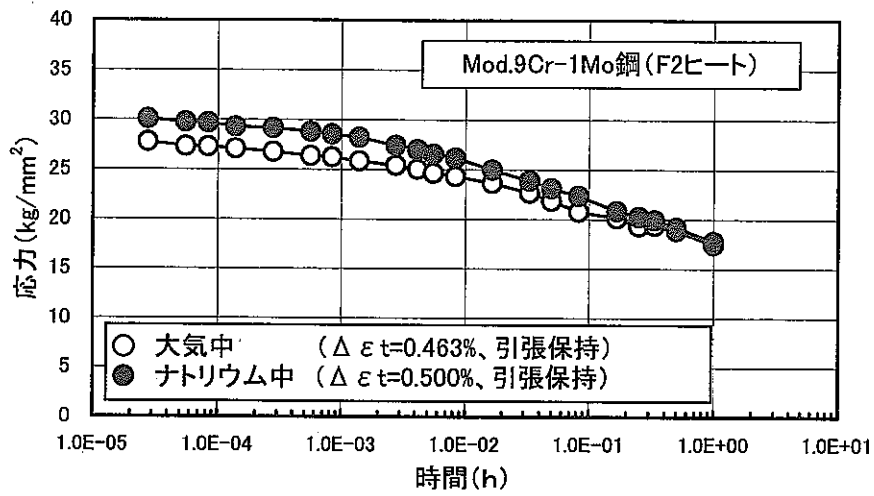


図3.2.3 ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=1cycle)

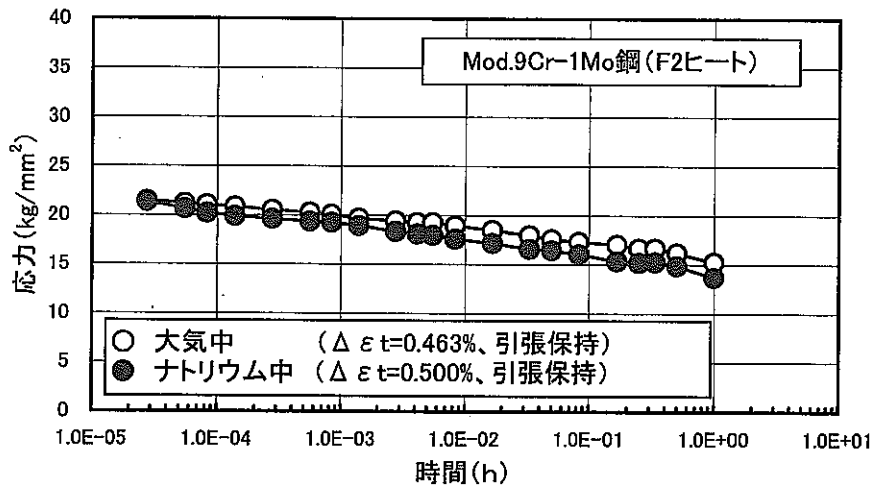


図3.2.4 ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=1600cycle)

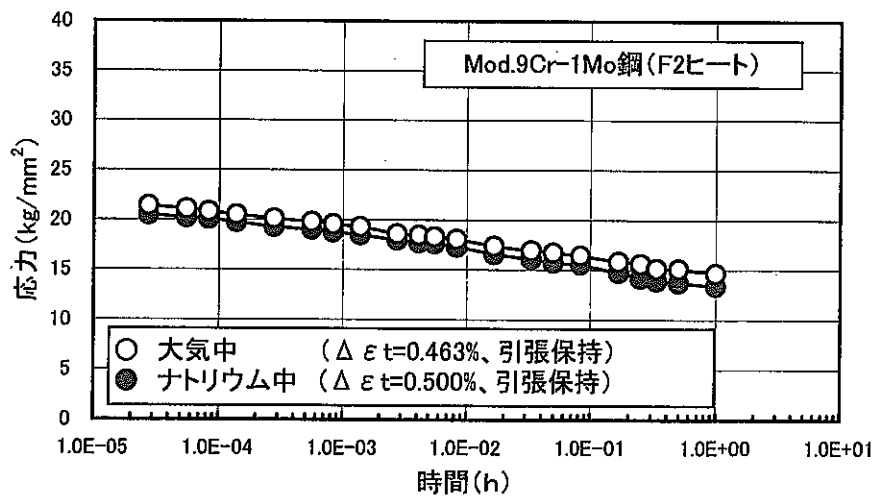
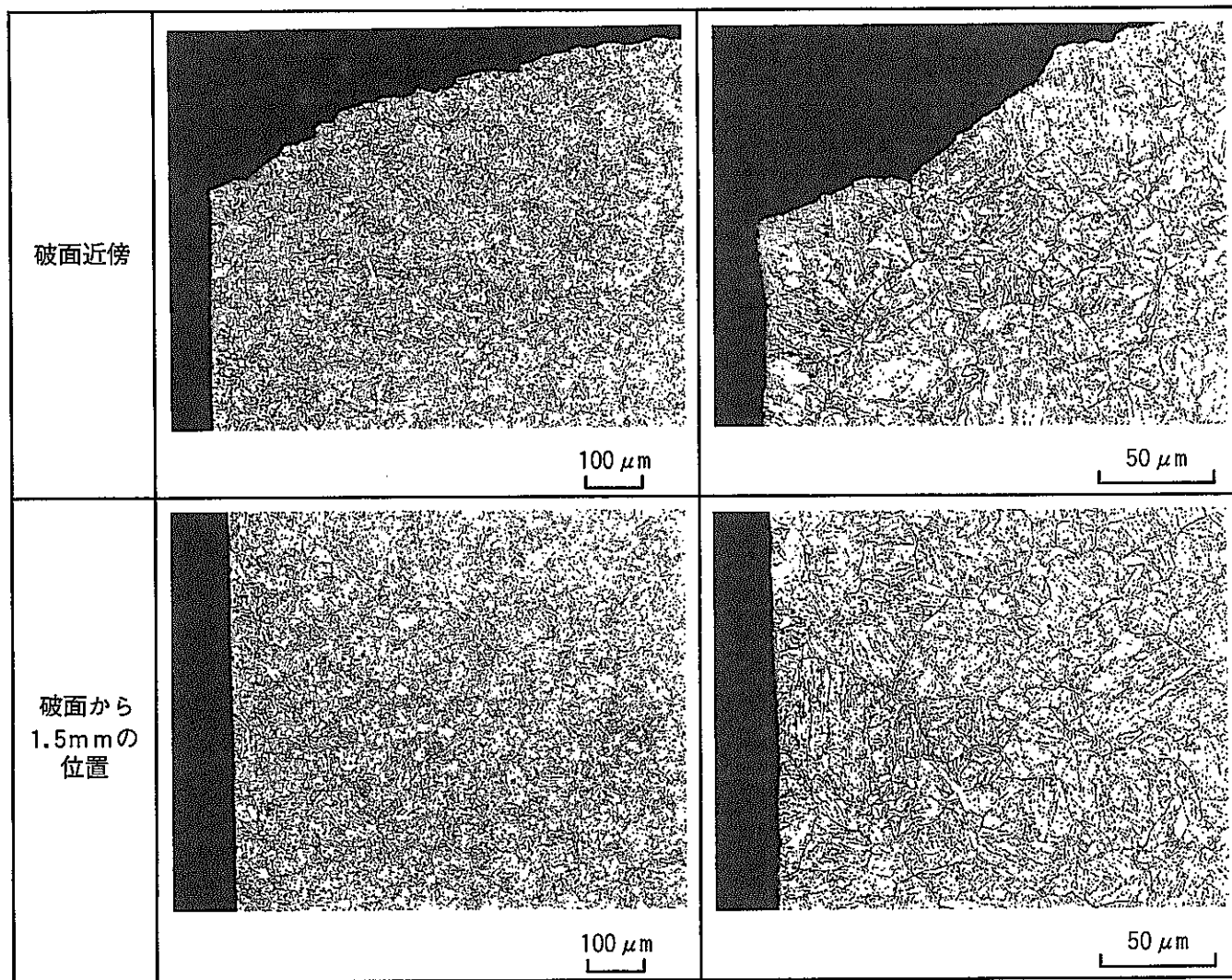


図3.2.5 ひずみ保持中の応力緩和挙動 (N=3000cycle)



試験片No. : HUS6A1
試験雰囲気 : Na中
試験温度 : 450°C
 $\Delta \epsilon t$: 0.96%
Nf : 4859

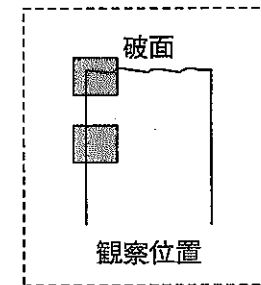
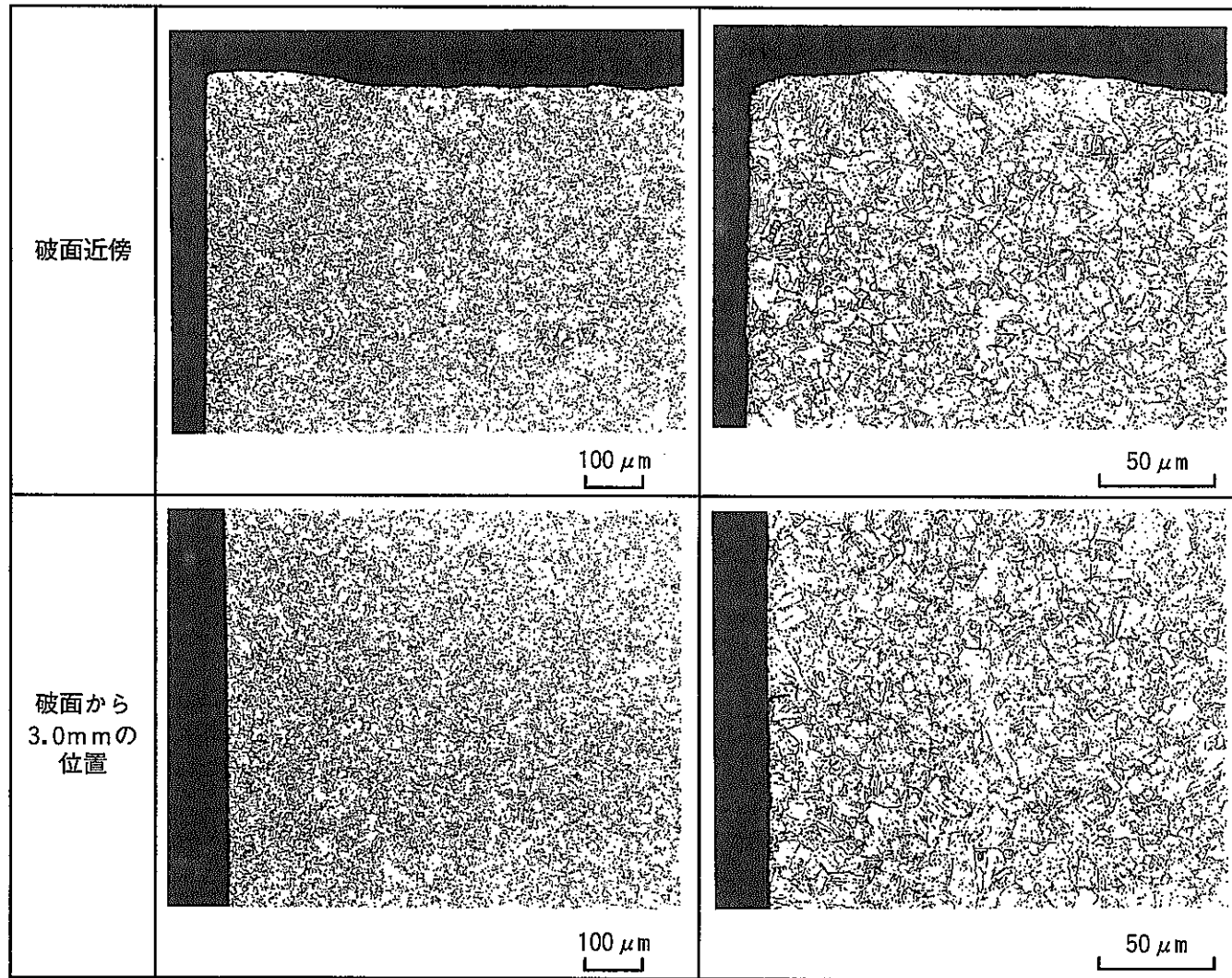


図3.3-1 ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (450°C)



試験片No. : HUS6A6
試験雰囲気 : Na中
試験温度 : 500°C
 $\Delta \epsilon t$: 0.98%
Nf : 4749

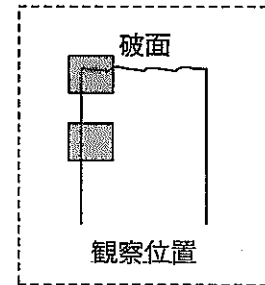


図3.3-2 ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (500°C)

試験片No. : HUS6B1
 試験雰囲気 : Na中
 試験温度 : 550℃
 $\Delta \epsilon t$: 0.99%
 Nf : 3565

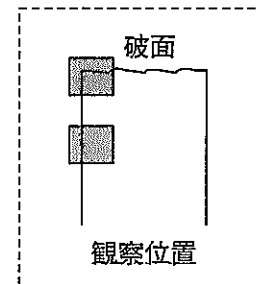
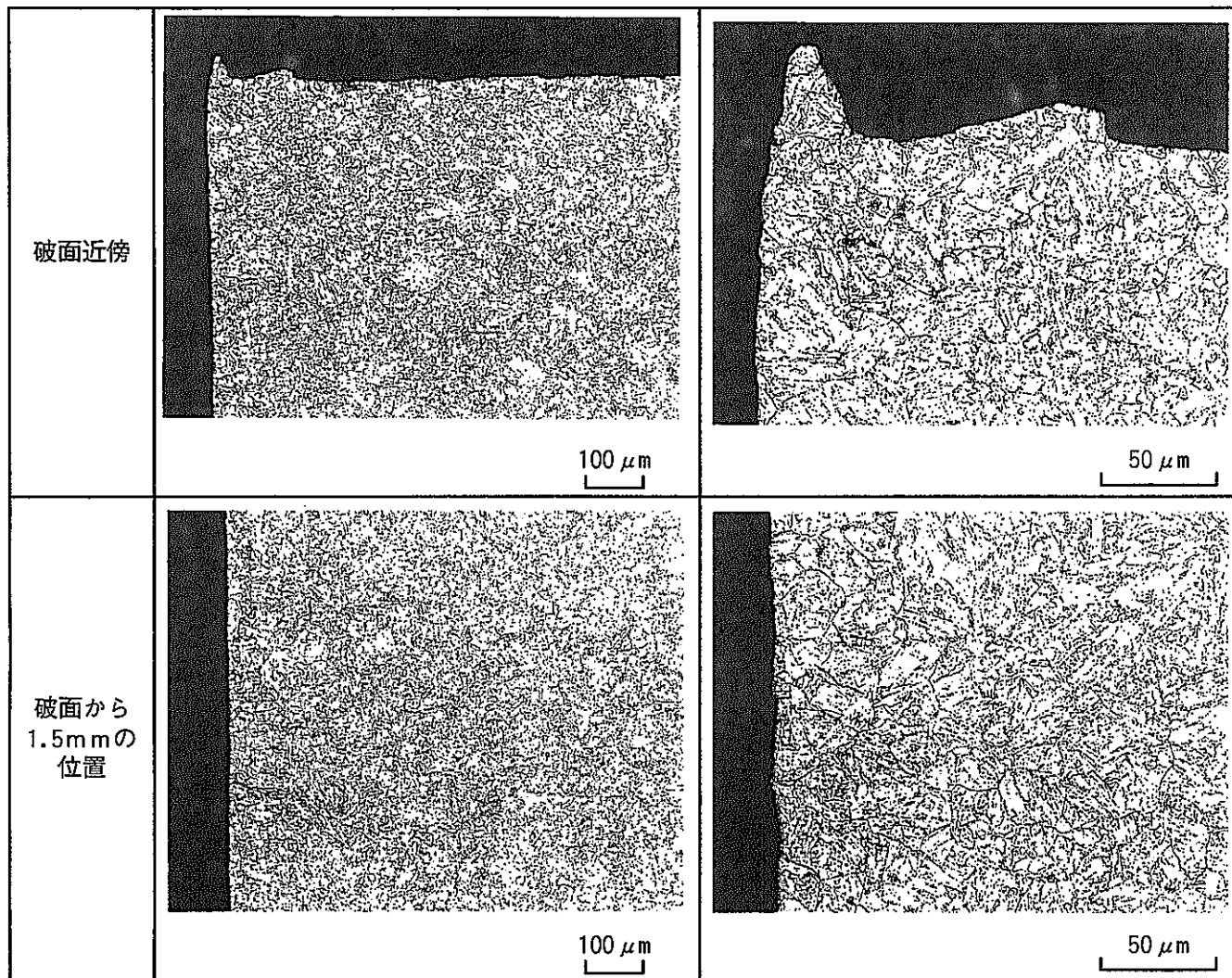


図3.3-3 ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)

試験片No. : HUS6B6
試験雰囲気 : Na中
試験温度 : 600°C
 $\Delta \epsilon t$: 0.94%
Nf : 5320

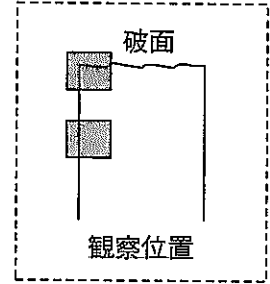
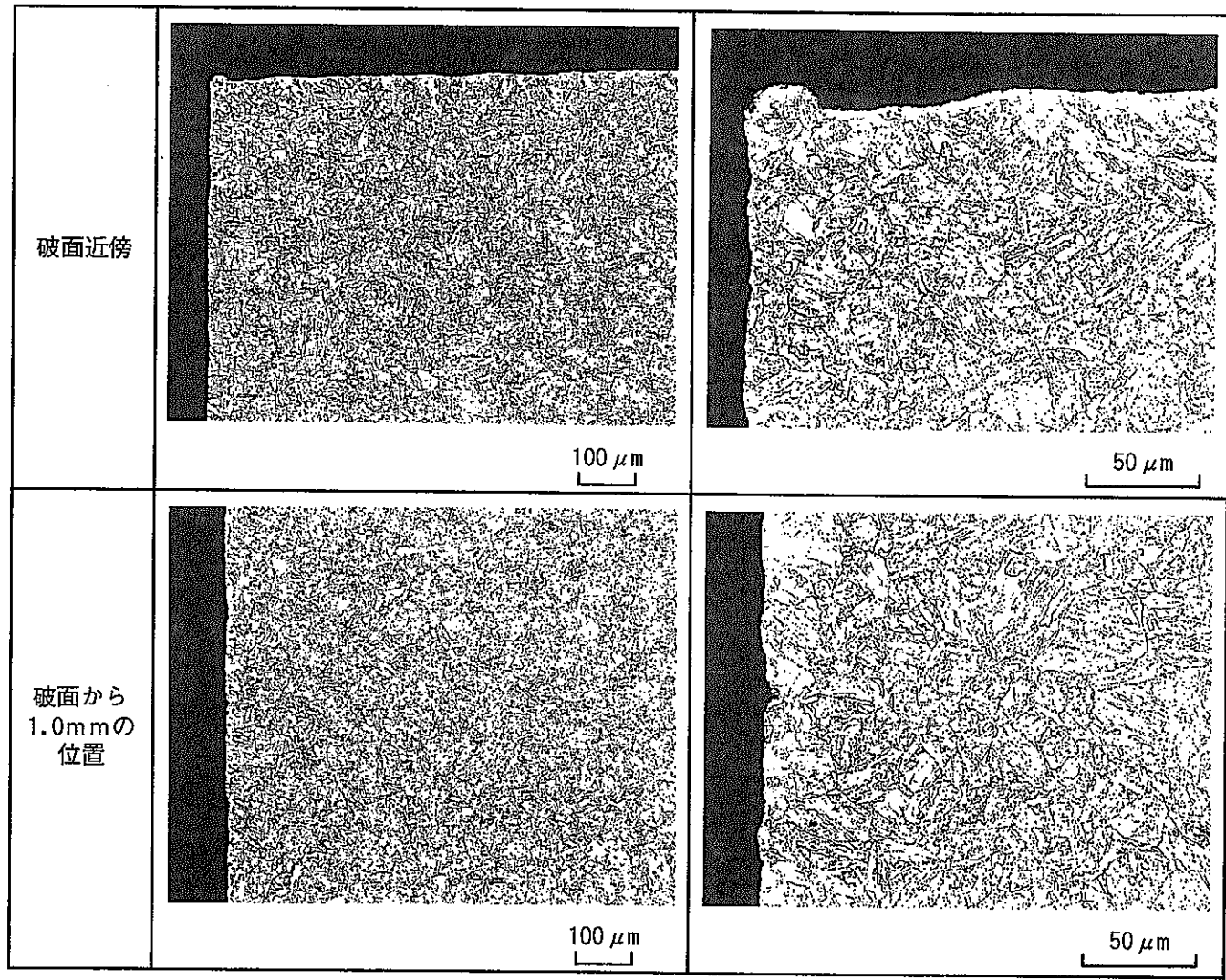


図3.3-4 ナトリウム中疲労試験後の断面ミクロ組織 (600°C)

試験片No. : RUG6C7
試験雰囲気 : 大気中
試験温度 : 450°C
 $\Delta \epsilon t$: 0.97%
Nf : 1547

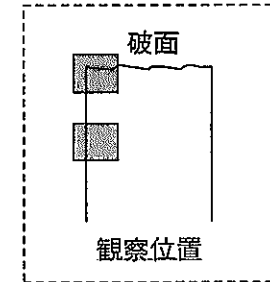
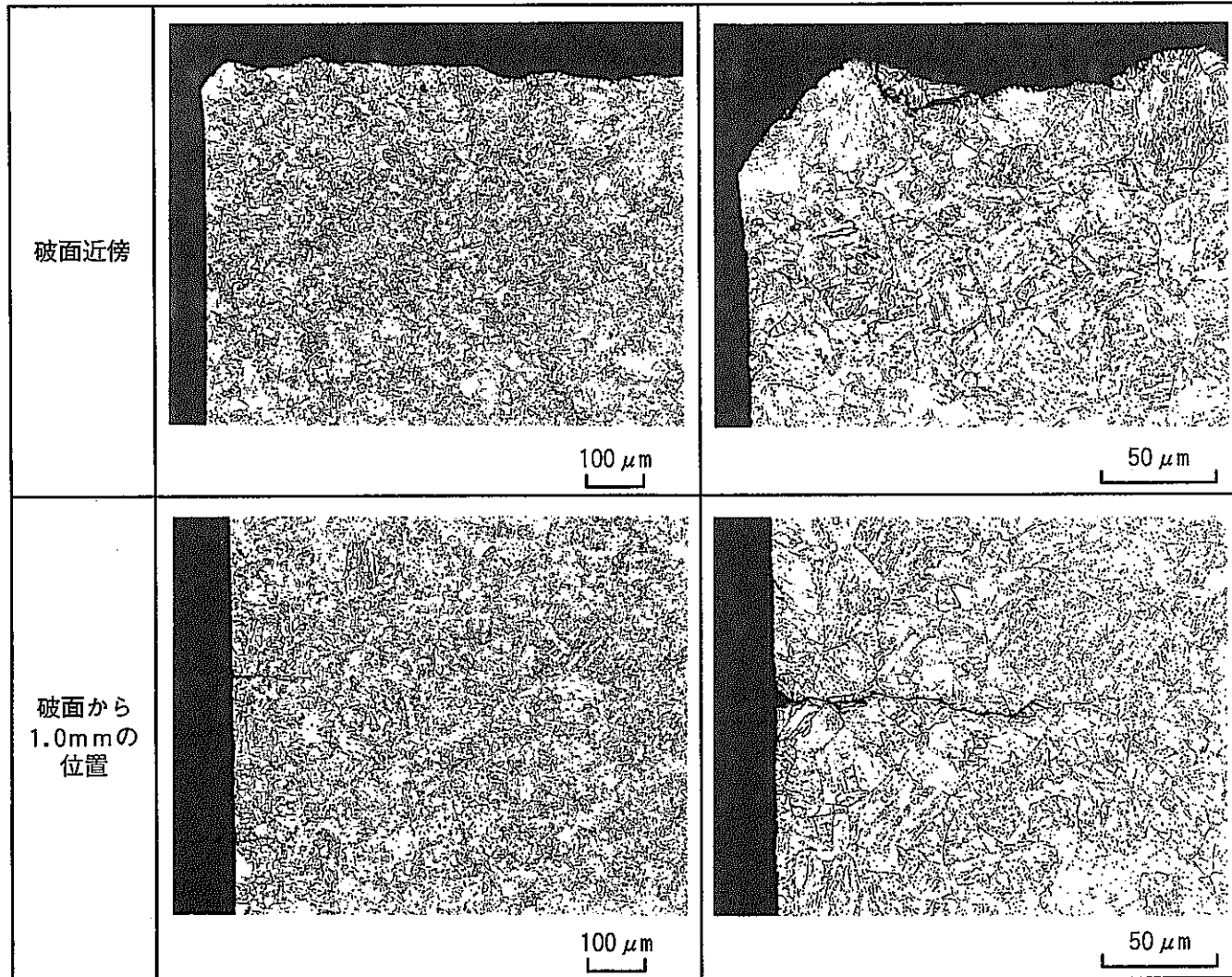
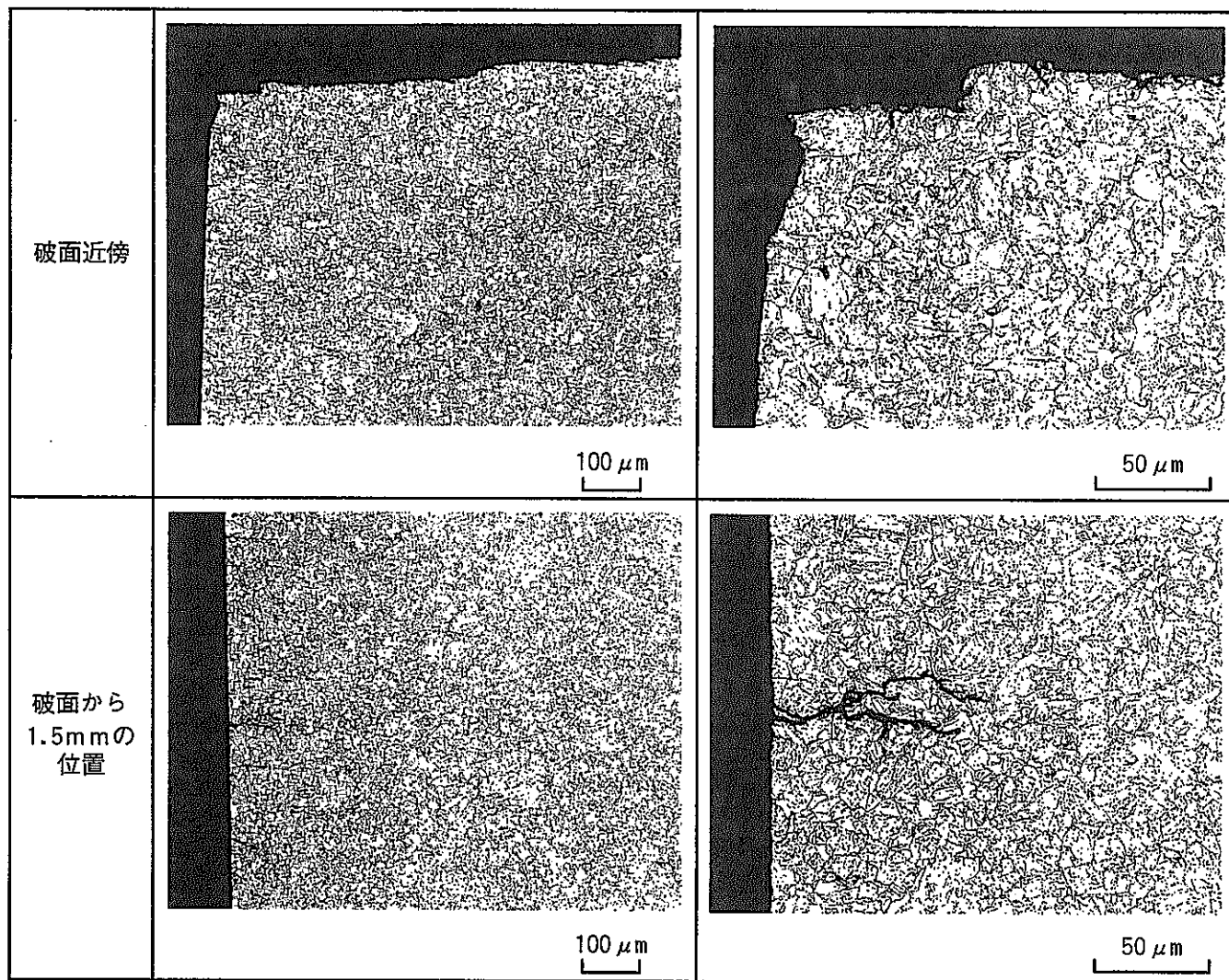
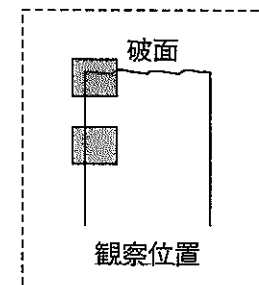


図3.3-5 大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (450°C)



試験片No. : HUS6C3
試験雰囲気 : 大気中
試験温度 : 500°C
 $\Delta \epsilon t$: 1.14%
Nf : 962



JNC TN9400 2001-025

図3.3-6 大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (500°C)

試験片No. : HUS6C9
試験雰囲気 : 大気中
試験温度 : 550℃
 $\Delta \epsilon t$: 1.11%
Nf : 1250

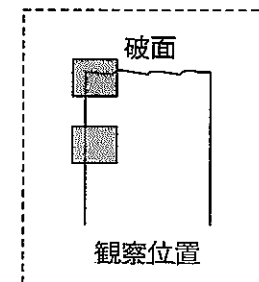
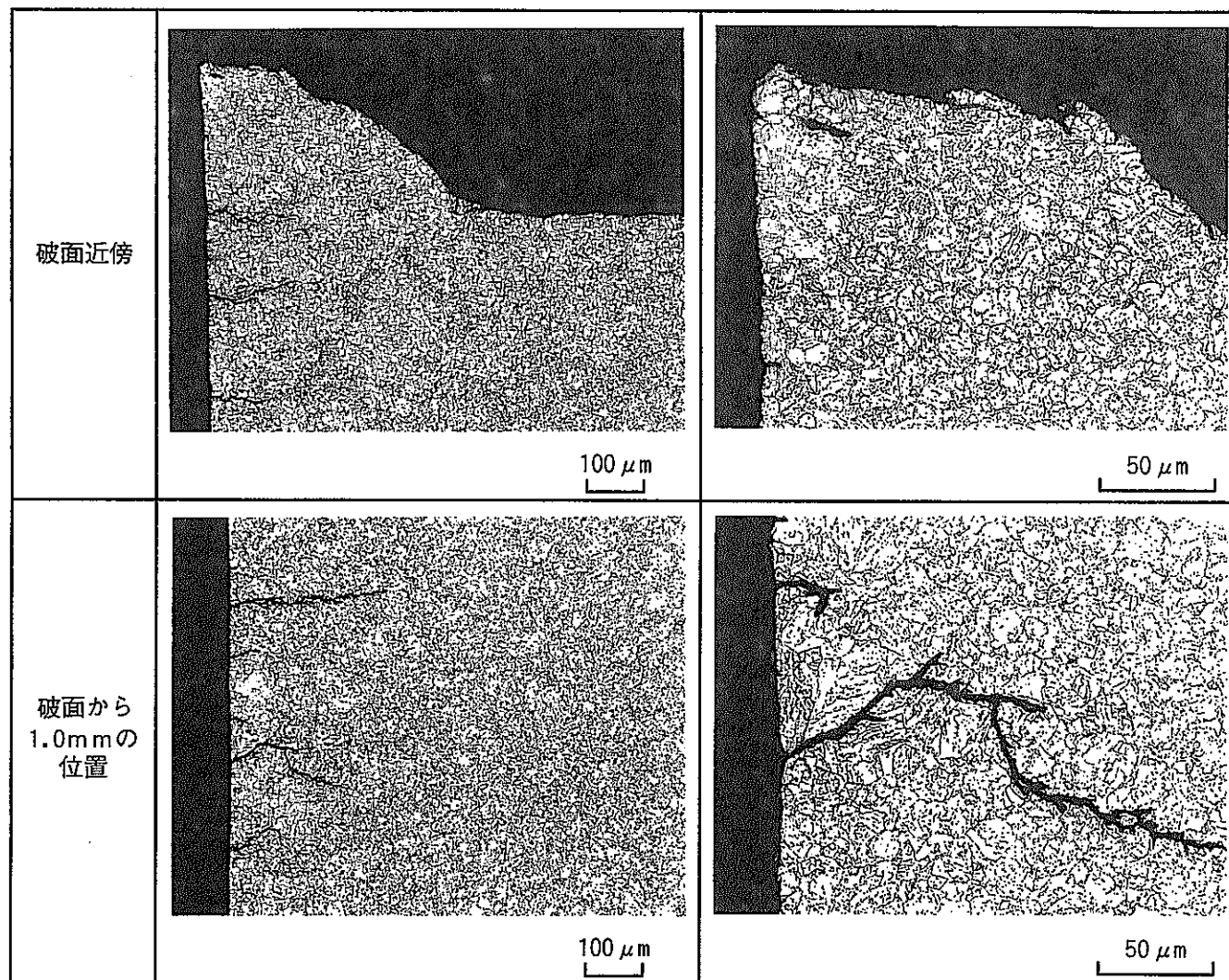


図3.3-7 大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)

試験片No. : RUG6D1
試験雰囲気 : 大気中
試験温度 : 600℃
 $\Delta \epsilon t$: 1.04%
Nf : 1721

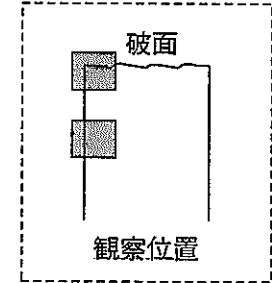
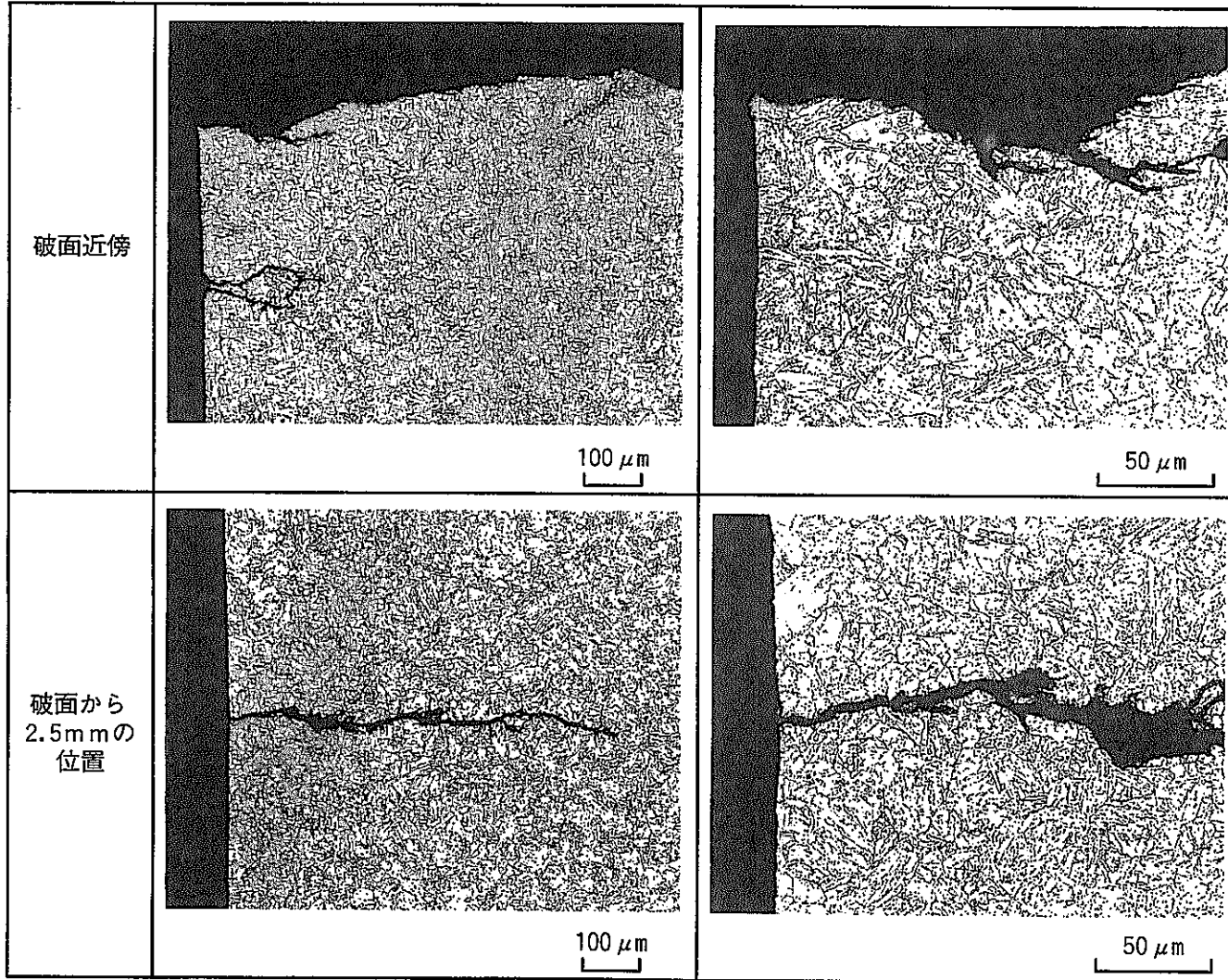
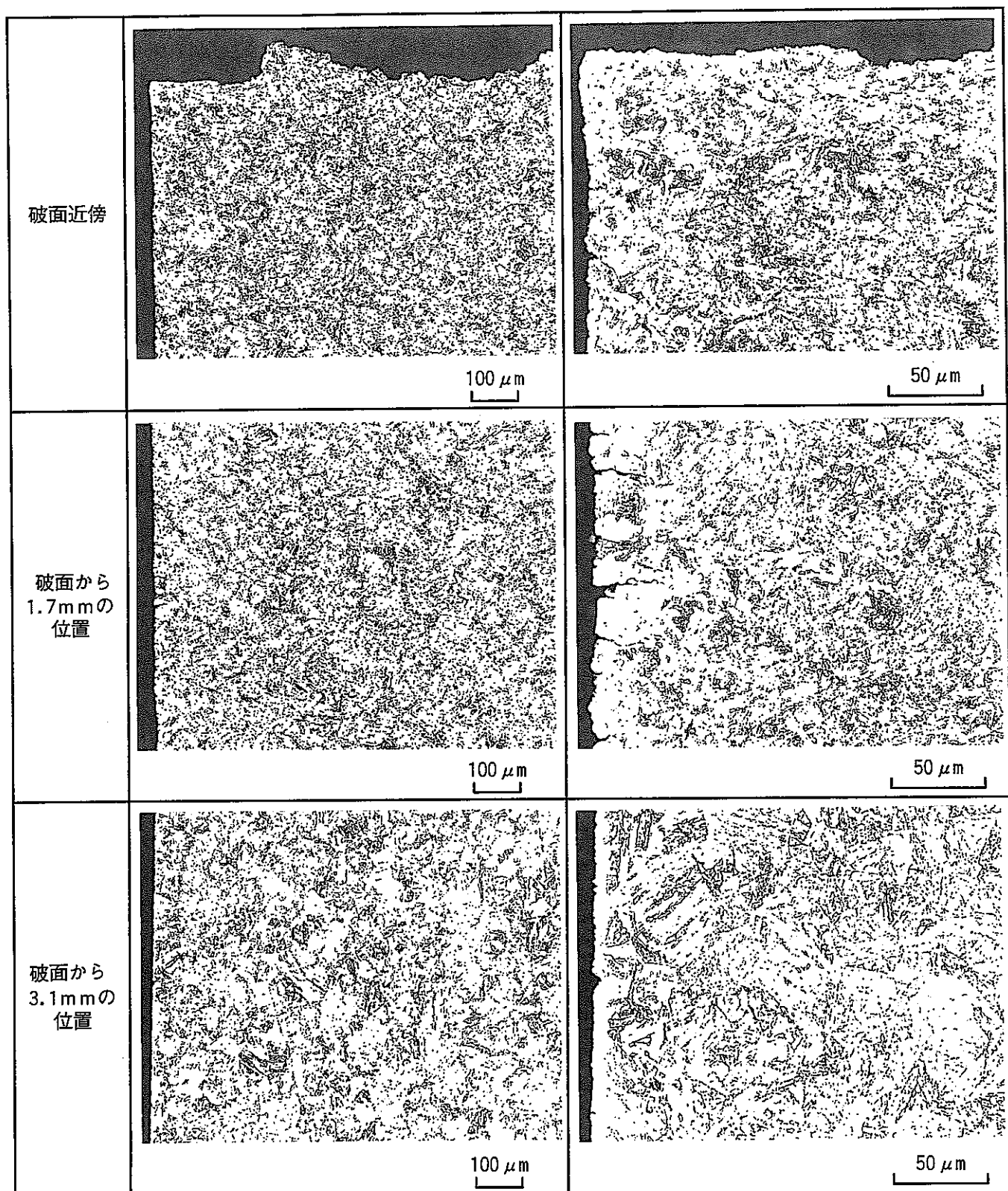
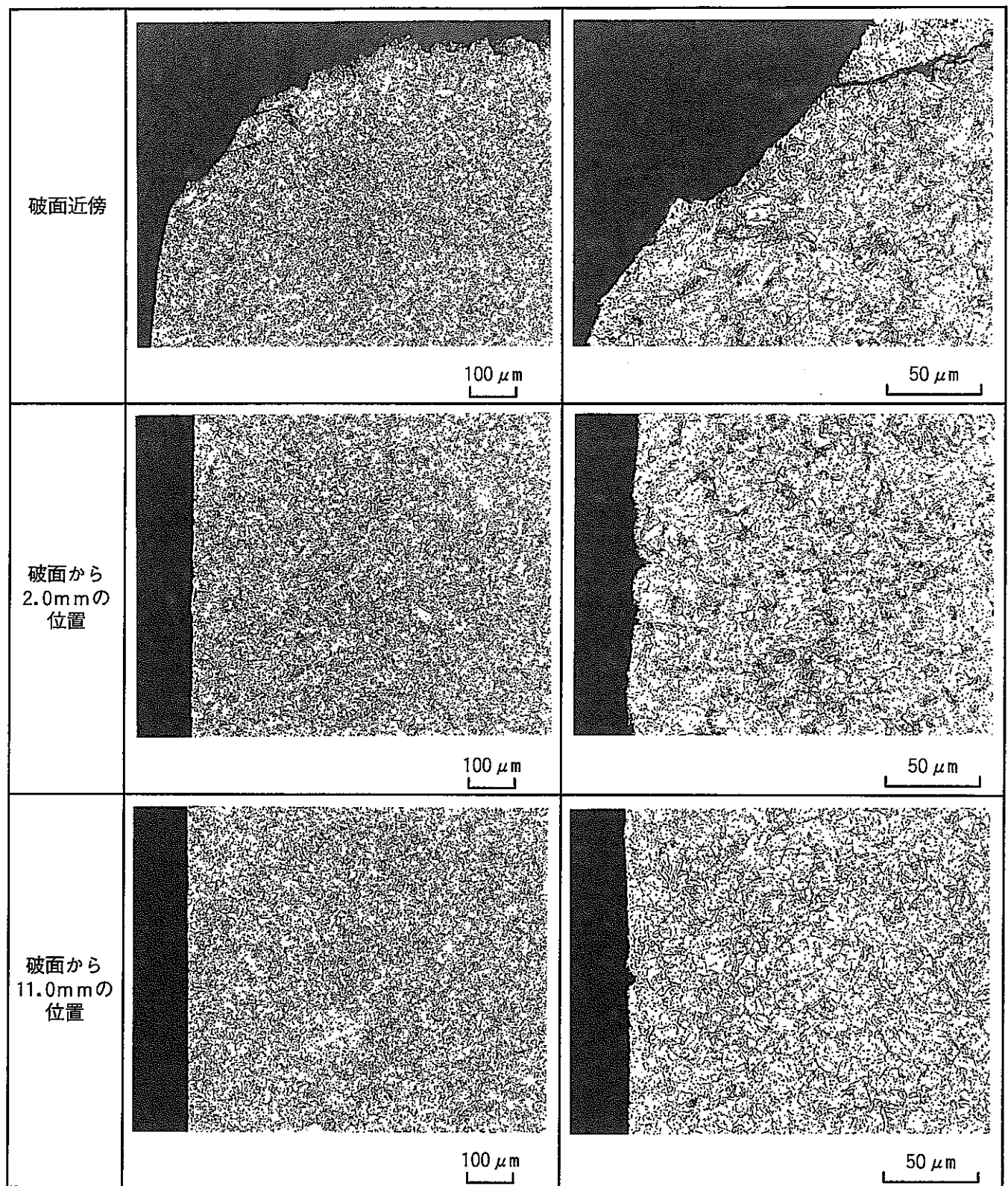


図3.3-8 大気中疲労試験後の断面ミクロ組織 (600℃)



試験片No. : HUS6A9 試験雰囲気 : Na中
 試験温度 : 550℃ $\Delta \epsilon t$: 0.50%
 保持時間 : 1.0h(引張側) Nf : 3346

図3.3-9 ナトリウム中クリープ疲労試験後の断面ミクロ組織 (550℃)



試験片No. : RUG6C4 試験雰囲気 : 大気中
 試験温度 : 550°C $\Delta \epsilon t$: 0.46%
 保持時間 : 1.0h(引張側) Nf : 4173

図3.3-10 大気中クリープ疲労試験後の断面マイクロ組織 (550°C)

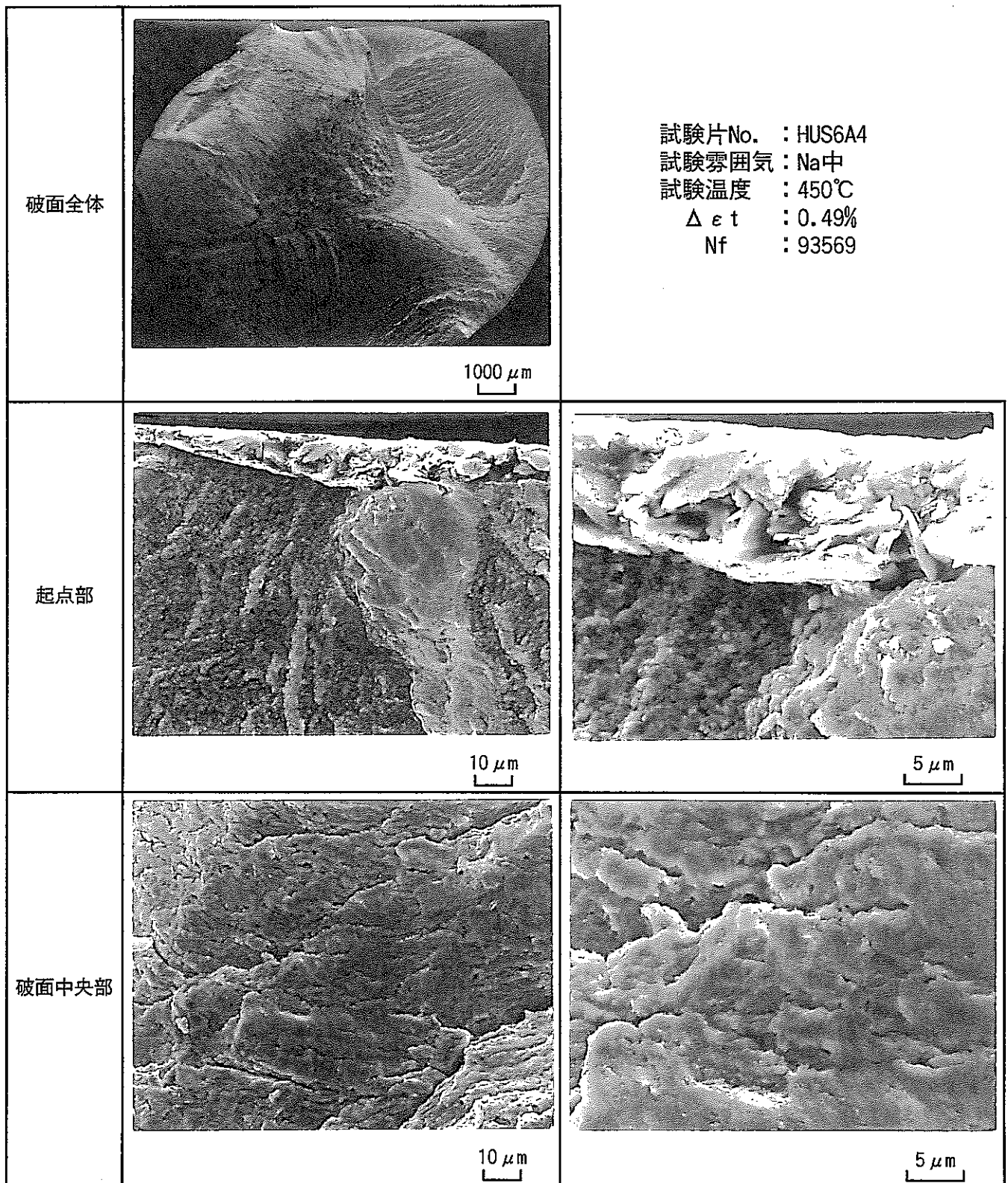


図3.3-11 ナトリウム中疲労試験後の破面 (450°C)

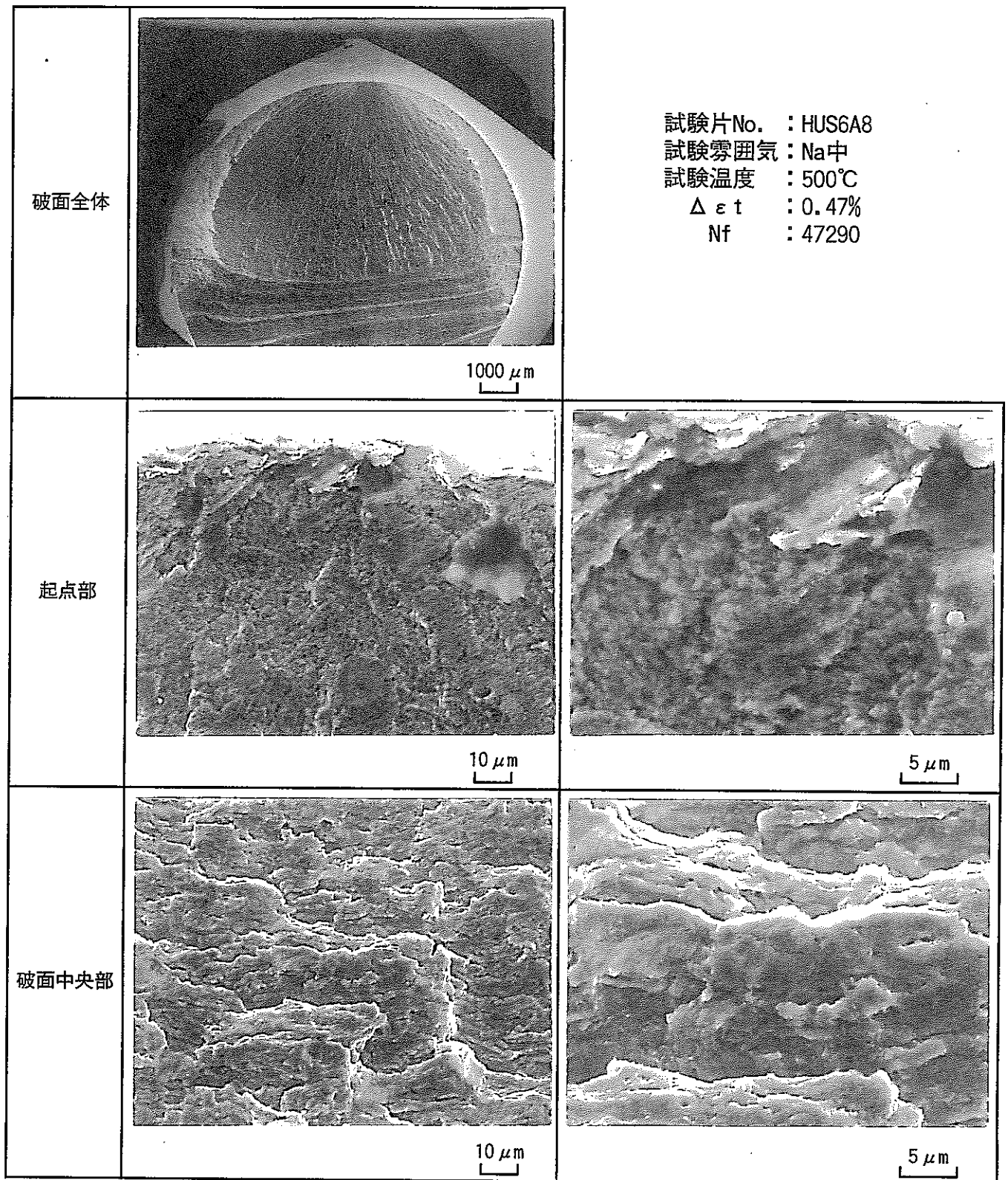


図3.3-12 ナトリウム中疲労試験後の破面 (500°C)

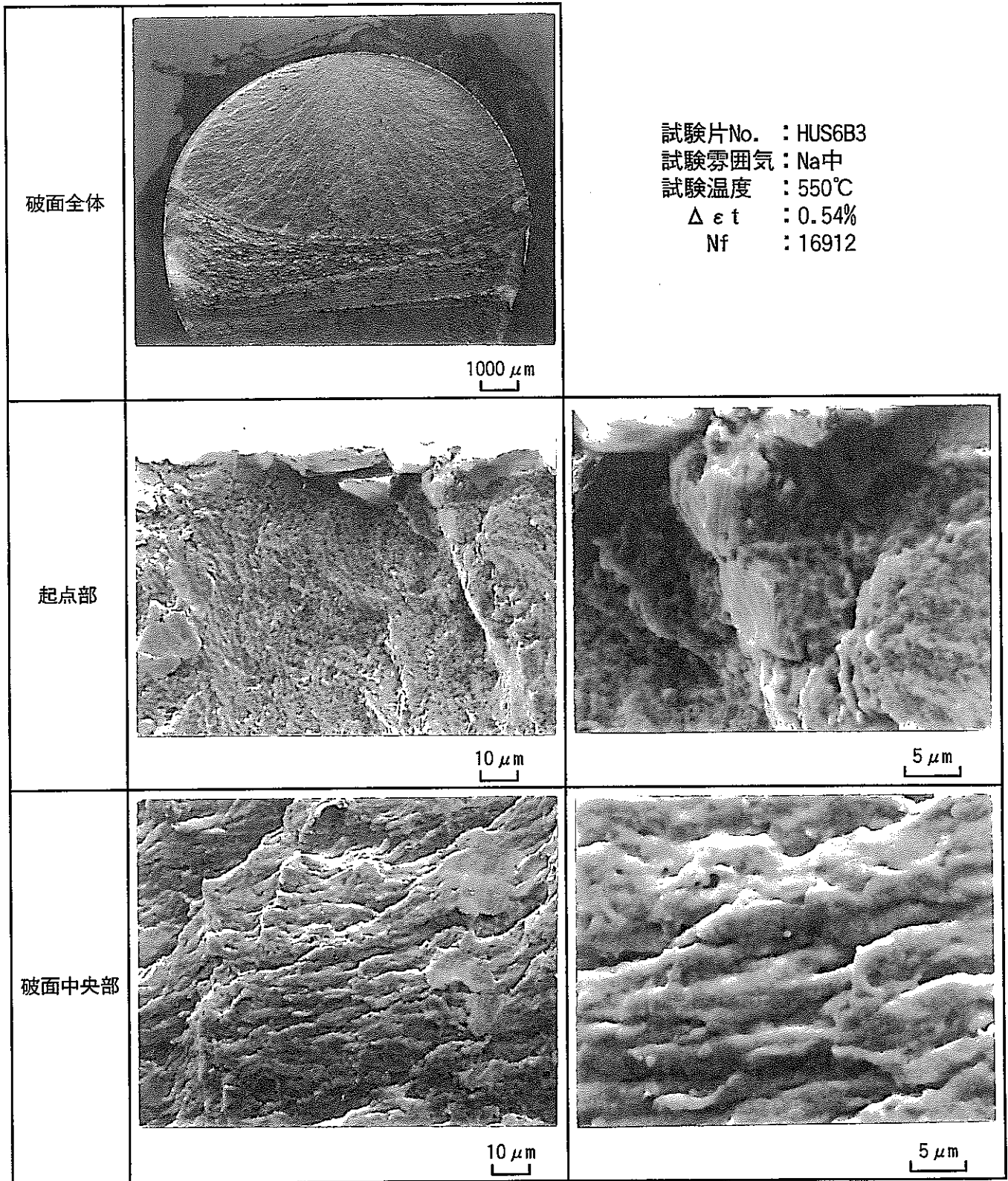


図3.3-13 ナトリウム中疲労試験後の破面 (550°C)

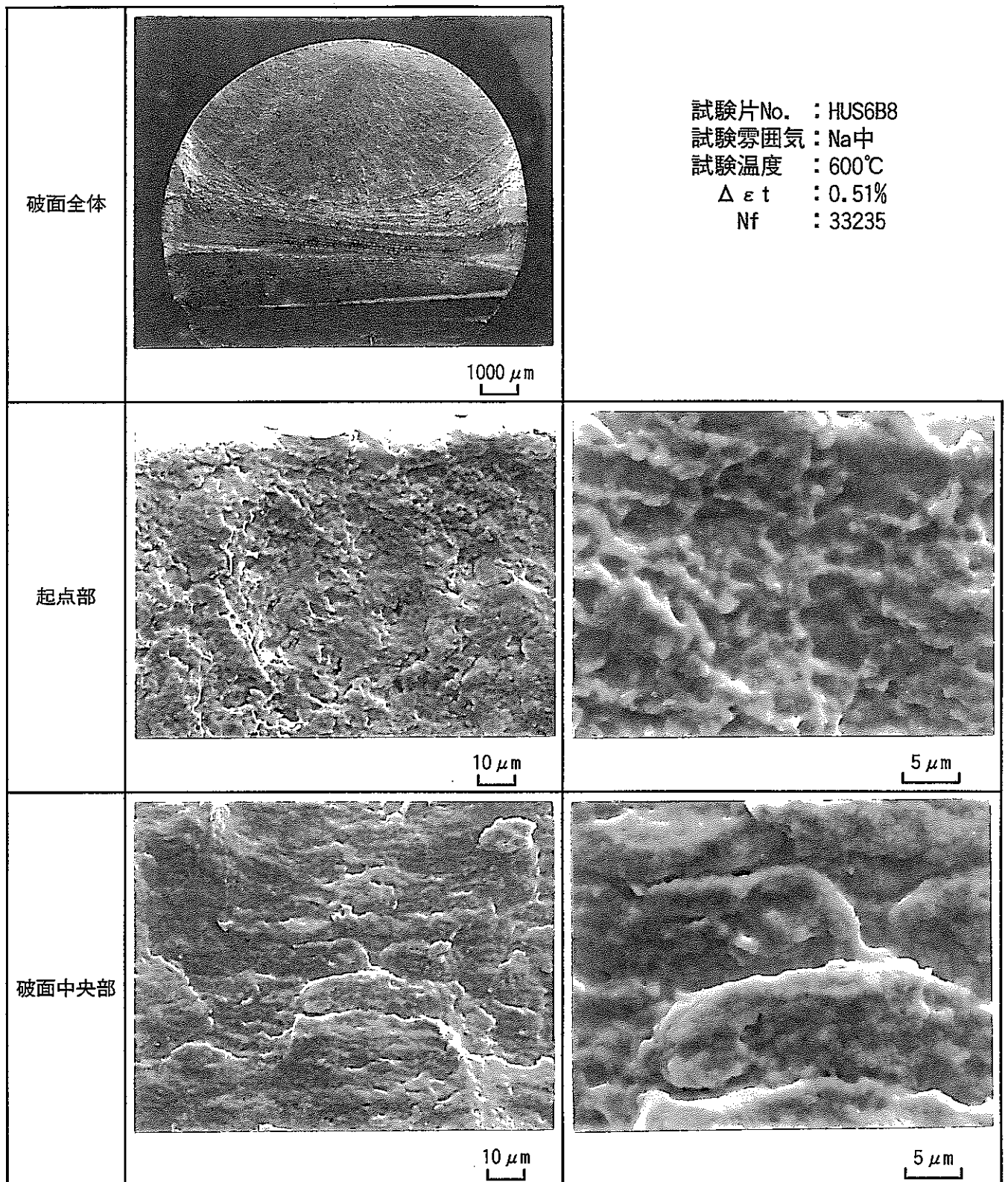


図3.3-14 ナトリウム中疲労試験後の破面 (600°C)

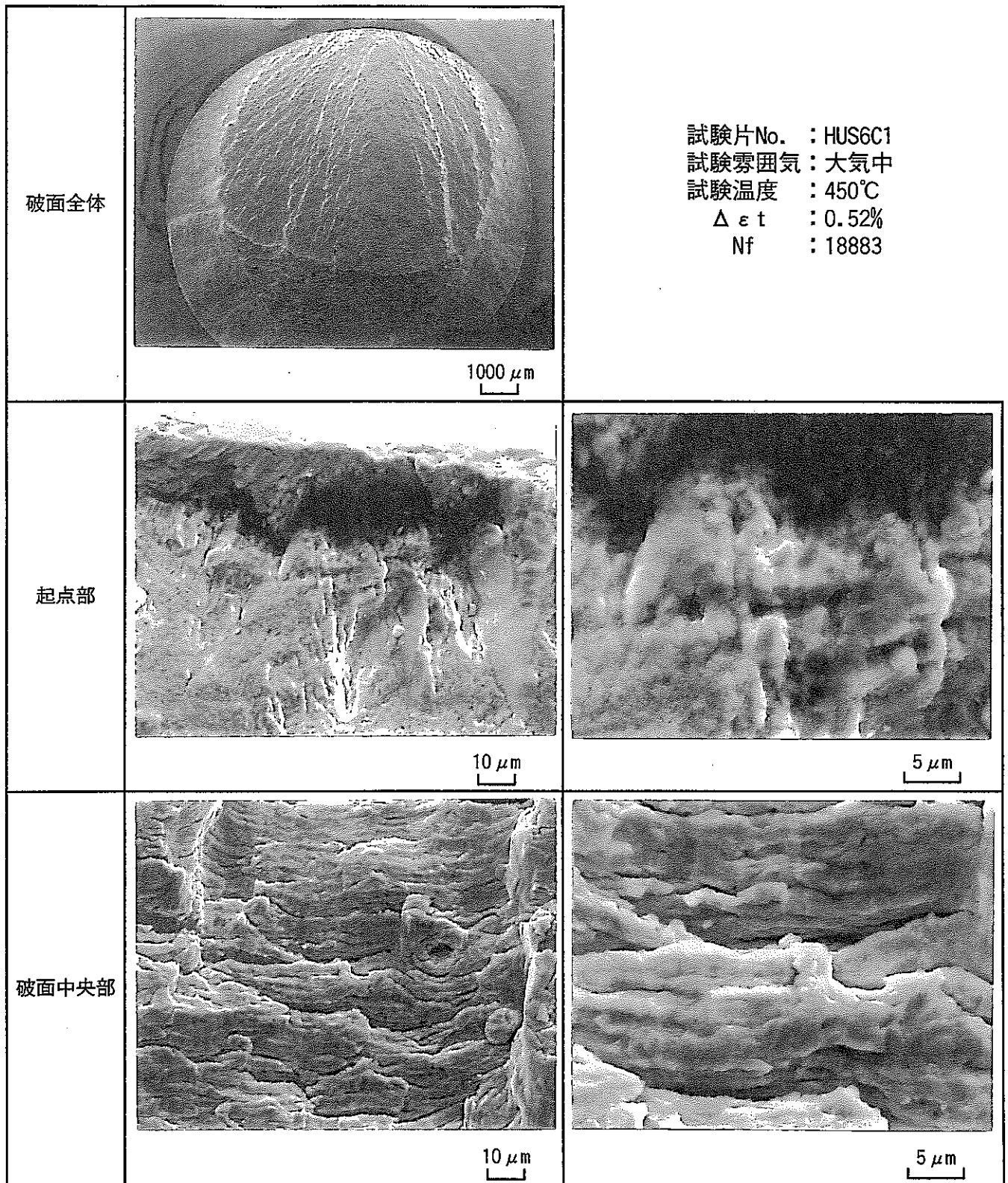


図3.3-15 大気中疲労試験後の破面 (450°C)

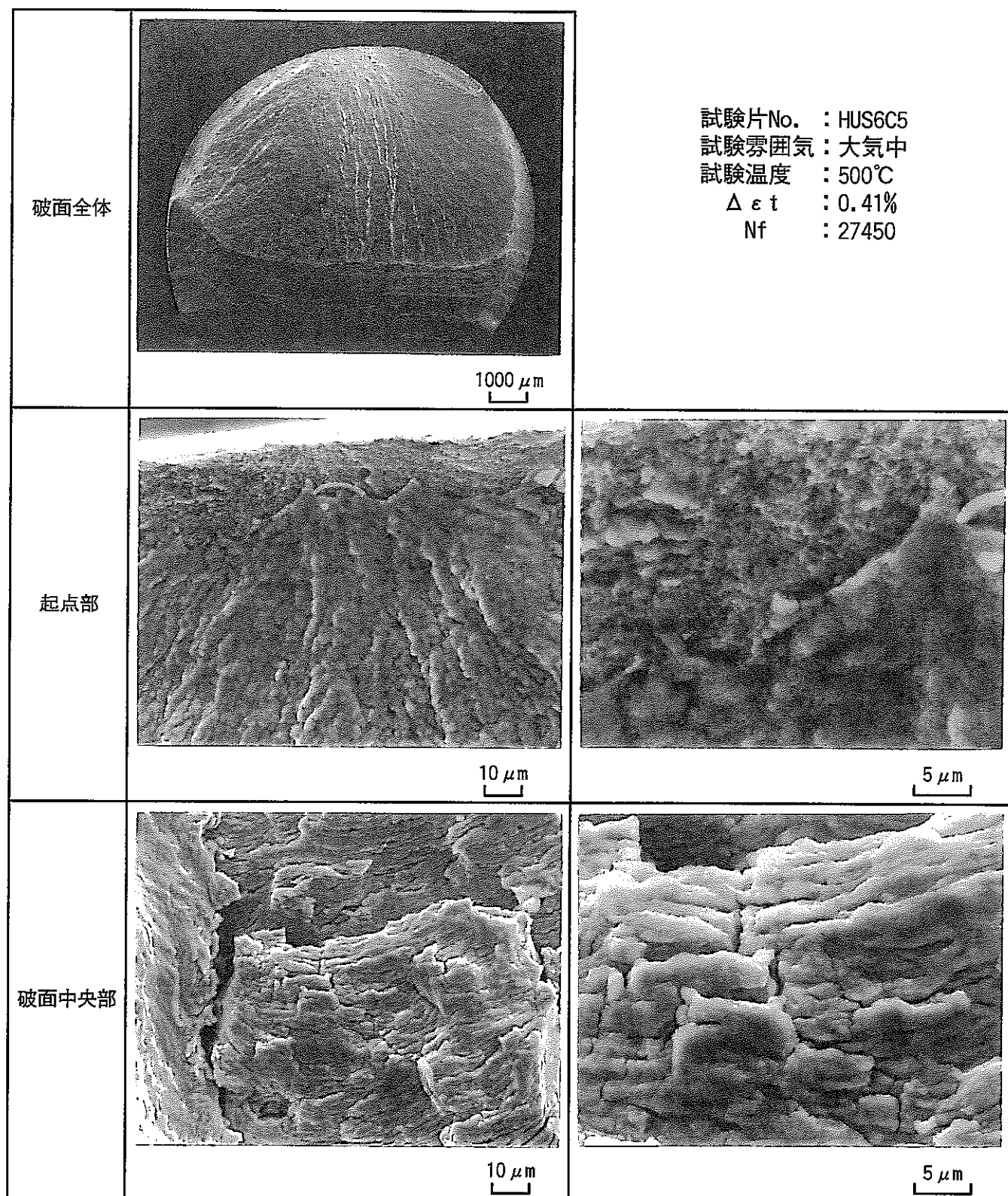


図3.3-16 大気中疲労試験後の破面 (500°C)

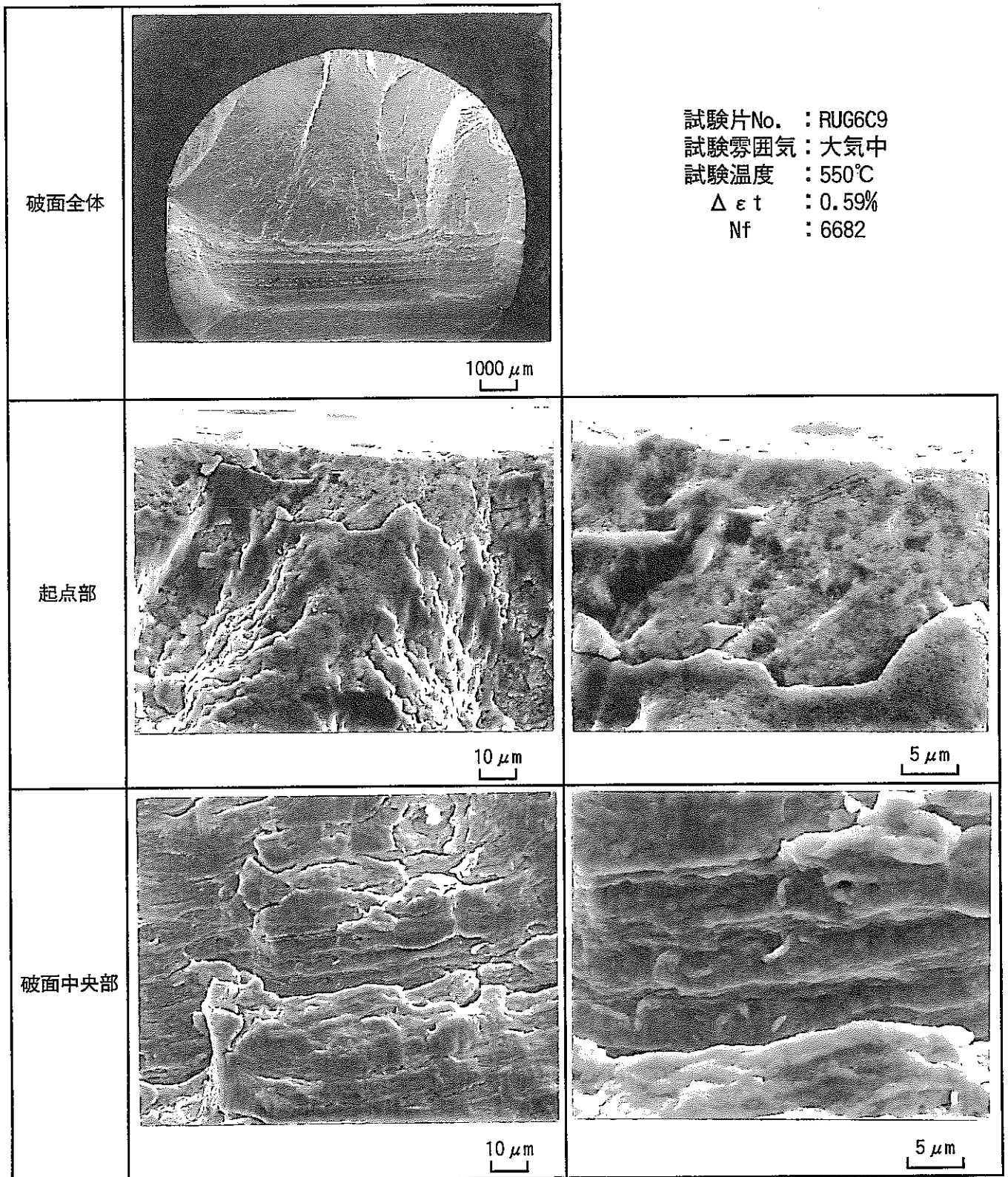


図3.3-17 大気中疲労試験後の破面 (550°C)

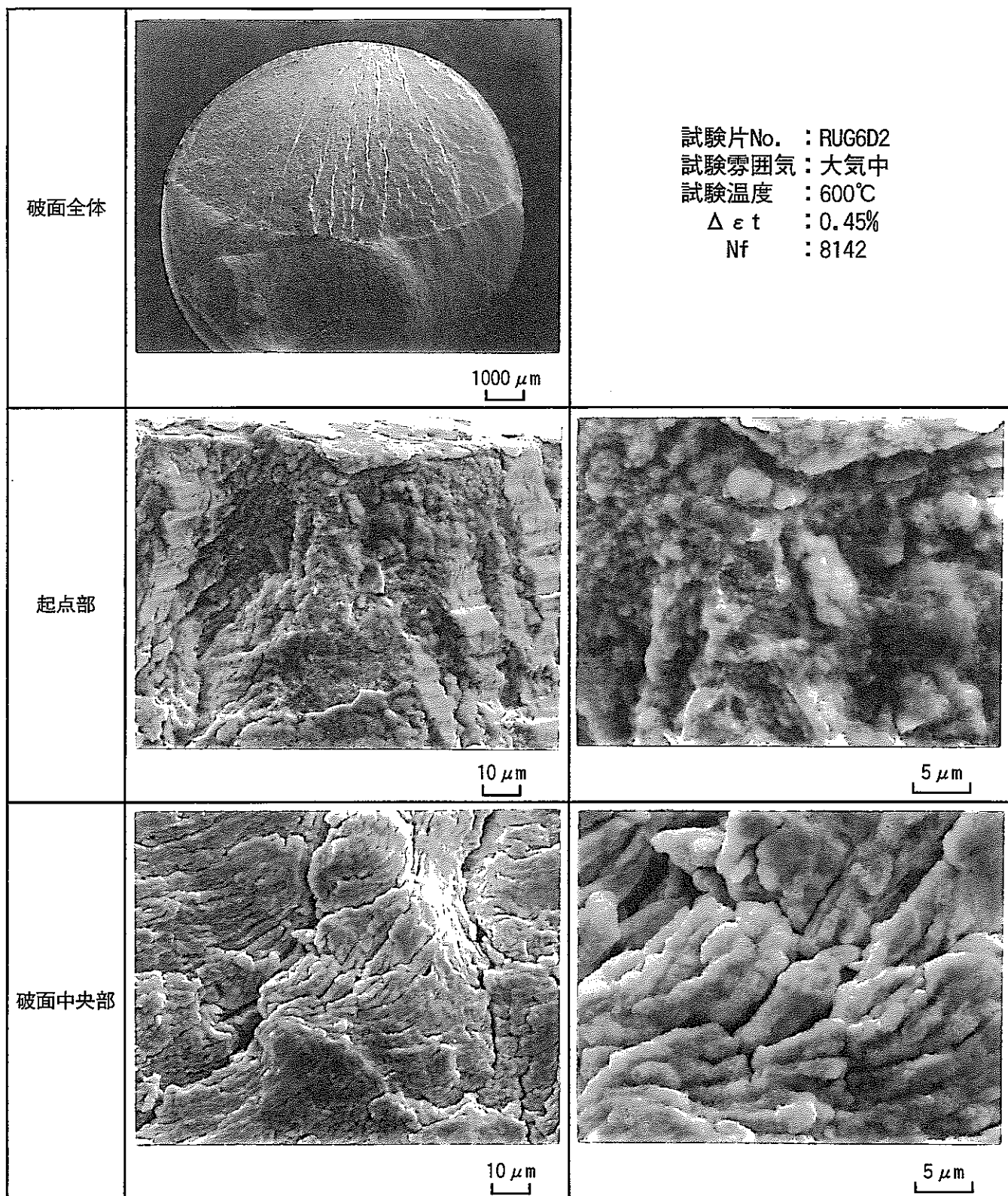


図3.3-18 大気中疲労試験後の破面 (600°C)

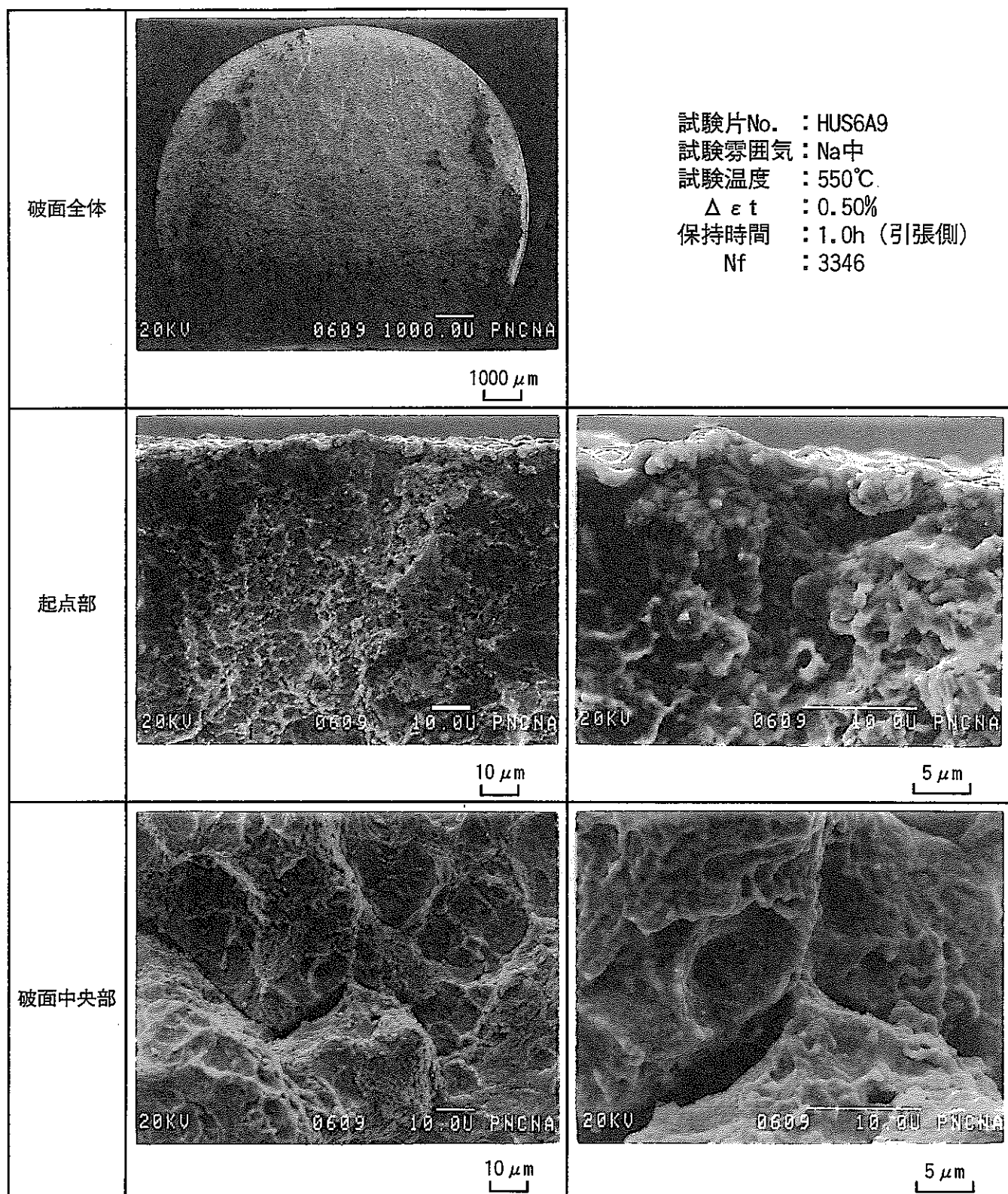


図3.3-19 ナトリウム中クリープ疲労試験後の破面 (550°C)

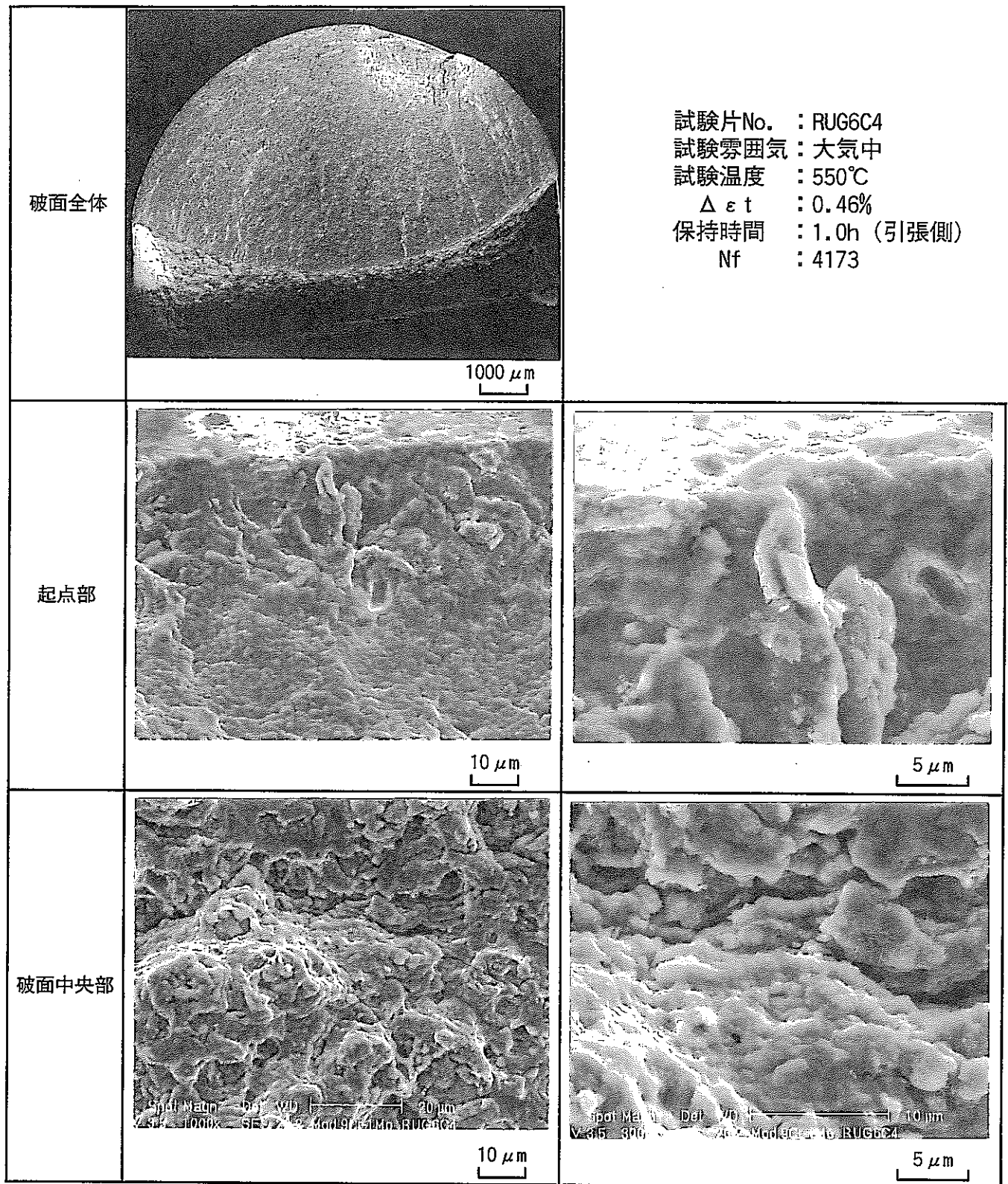


図3.3-20 大気中クリープ疲労試験後の破面 (550℃)

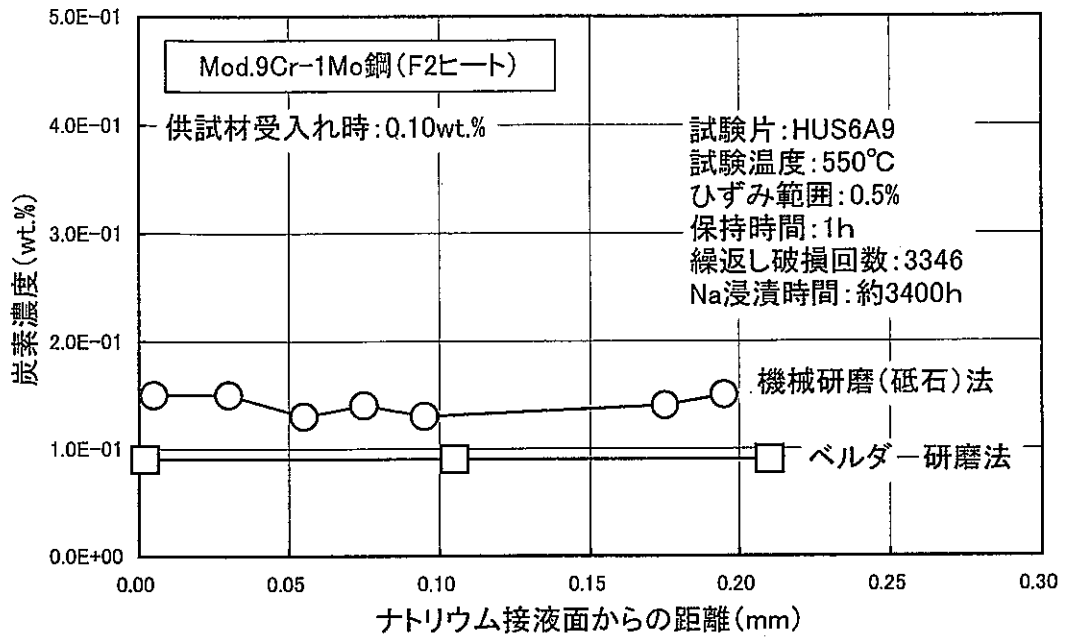


図4.1-1 ナトリウム中クリープ疲労試験片の炭素濃度分析結果

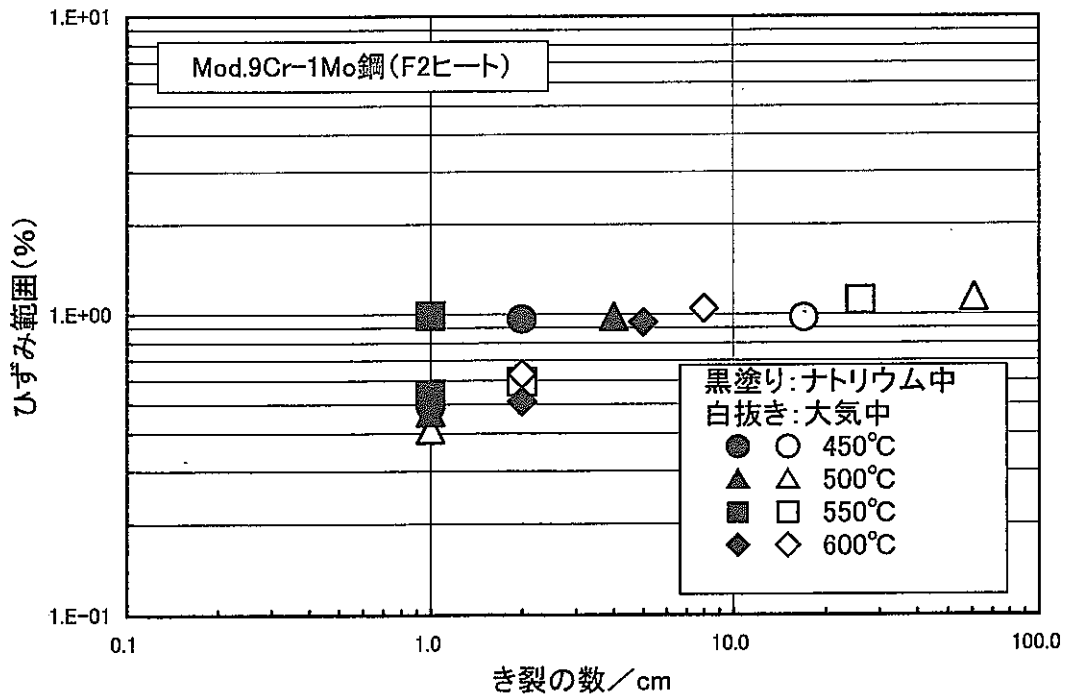


図4.1-2 試験片表面のき裂発生状況(き裂の数とひずみ範囲との関係)

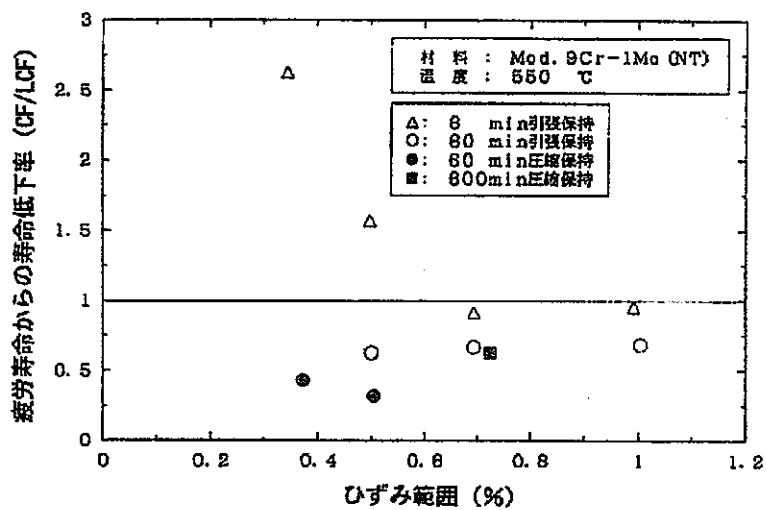
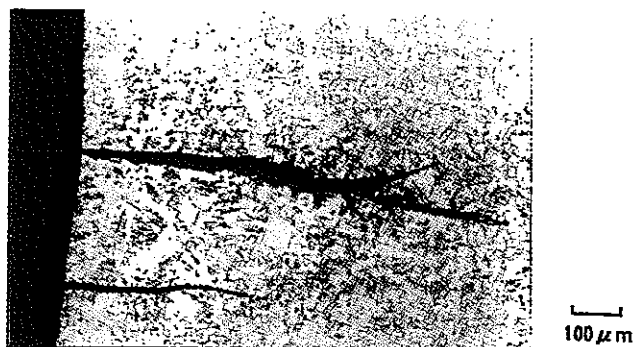
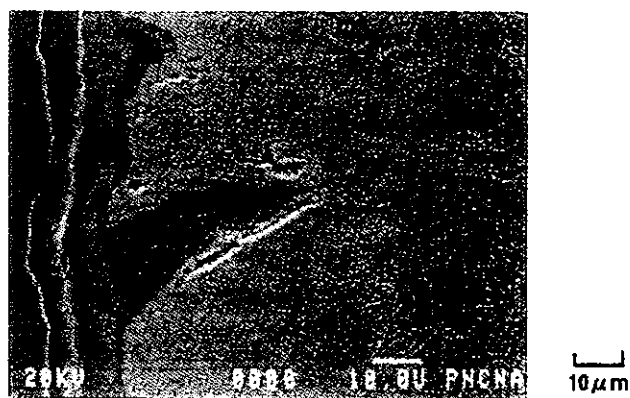


図4.2-1 ひずみ保持位置によるクリープ疲労寿命

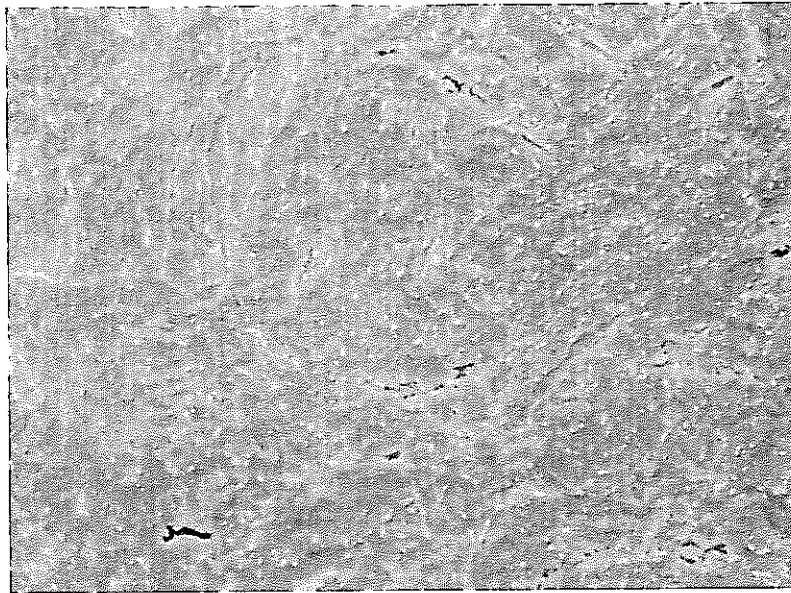


(a)圧縮側ひずみ保持の場合
($\Delta \epsilon : 0.72\%$, $\dot{\epsilon} : 0.002\%/sec$, $t_H : 600分$)



(b)引張側ひずみ保持の場合
($\Delta \epsilon : 0.5\%$, $\dot{\epsilon} : 0.1\%/sec$, $t_H : 60分$)

図4.2-2 大気中クリープ疲労試験片(圧縮保持、引張保持)の表面き裂観察例

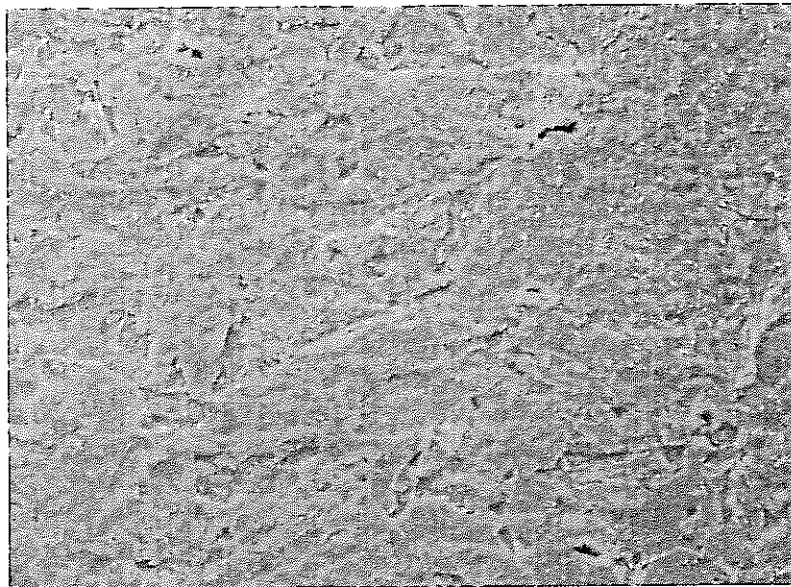


試験片No. : HUS6A9
試験温度 : 550°C
保持時間 : 1.0h(引張側)

試験雰囲気 : Na中
 $\Delta \epsilon_t$: 0.50%
Nf : 3346

10 μm

ナトリウム中



試験片No. : RUG6C4
試験温度 : 550°C
保持時間 : 1.0h(引張側)

試験雰囲気 : 大気中
 $\Delta \epsilon_t$: 0.46%
Nf : 4173

10 μm

大気中

図4.2-3 クリープ疲労試験片断面のSEM観察結果