



オーステナイト系ステンレス鋼を 対象とした損傷非破壊検出技術の開発

永江 勇二* 青砥 紀身 陳 振茂*¹

大洗工学センター 要素技術開発部

Development of Non Destructive Damage Evaluation Technique for Austenitic Stainless Steel

Yuji NAGAE Kazumi AOTO Zhenmao CHEN

Advanced Technology Division, O arai Engineering Center

高速増殖炉プラントの長寿命化を実現する技術開発の一環として、損傷に対する非接触非破壊検出法の開発を行っている。供用中材料のき裂発生前からの損傷を非破壊的に検出することが可能となれば、高速増殖炉プラントの健全性維持や信頼性を飛躍的に向上させることができる。

本報告では、高速増殖炉プラント機器の代表的材料であるオーステナイト系ステンレス鋼を対象として、室温での引張損傷及び疲労損傷による磁気特性変化、及び高速炉プラントにおいて重要であるクリープ損傷による磁気特性変化について報告する。いずれの損傷負荷においても、損傷の初期から磁気特性が変化することが分かった。このことは、磁気特性変化によりき裂発生以前の損傷を非接触非破壊で捉えることが可能であることを示している。

A non destructive evaluation method is being developed in series of research for the realization of the longer life nuclear power plants. The detection of damage before cracking and initiation by a non destructive test could enhance the reliability of nuclear power plants. However, the developed non destructive techniques focus on the detection of damage after crack initiation. The developments of an innovative technique is strongly required to detect damages before crack initiation.

In this study, the change in natural magnetization was investigated as tensile damage, fatigue damage and creep damaged progress in the paramagnetic material, in order to develop the reliable, non contact type and non destructive testing method for the structural components and piping systems. As results, it was found that the magnetic field changes as damage progresses, obviously from the early stage of damage level.

キーワード

SUS304, 非磁性, オーステナイト相, 漏えい磁束密度, 非破壊検出技術, 引張, 疲労, クリープ, き裂発生, 損傷

SUS304, Non magnetic, Austenitic Phase, Leakage Flux Density, Non destructive Technique, Tensile, Fatigue, Creep, Crack Initiation, Damage



永江 勇二*

工学博士
構造材料の損傷評価にかかわる業務に従事



青砥 紀身

要素技術開発部 新材料研究グループリーダー
構造材料の損傷評価にかかわる業務に従事



陳 振茂*¹

工学博士
電磁非破壊検査及び逆解析技術開発にかかわる業務に従事

* 現在：本社 社内公募型研究推進室 Presently, Innovative Research Promotion Office, Head Office

*¹ 現在：(株) 普遍学国際研究所 Presently, International Institute of Universality

1. はじめに

高速増殖炉プラントの長寿命化を実現する技術開発の一環として、非接触非破壊検出法の開発を行っている。供用中材料のき裂発生前からの損傷を非破壊的に検出することが可能となれば、高速増殖炉プラントの健全性維持や信頼性を飛躍的に向上させることができる。

これまでに開発されている非破壊検出手法には、超音波、放射線、渦電流などを用いたものがある¹⁾。米国NASAによる非破壊検出技術の基本分類を表1に示す²⁾⁻³⁾。これらの方法を用いることにより、プラントの健全性を評価することが可能となっている。しかし、これらはいずれもき裂発生後の損傷、つまりき裂を非破壊的に検出する方法である。プラントの信頼性・安全性を向上させる上では、き裂発生以前からの損傷を検出する必要があると考える。これまでのところ、き裂発生以前の損傷を検出する技術は確立されていない。したがって、き裂発生以前からの損傷を検出できるような非破壊検出技術法の開発が必要となる。

ここでは、高温構造材料として使用されているSUS304鋼に着目する。この材料は、「高速増殖原型

炉「もんじゅ」の主要構成材料である。本鋼はオーステナイト相を有しており、非磁性である。しかし、室温やそれよりも低い温度での引張損傷や疲労損傷により、磁性相であるマルテンサイト相が生成すると報告がある⁴⁾⁻⁶⁾。あるいは、負荷により磁気モーメントが同方向に揃い、磁性を生じる可能性がある。このような変化を、外部から非破壊的に磁気特性変化として検出することにより損傷を把握できる可能性がある。これらの現象の模式図を図1に示す。このような磁性の発生はき裂発生以前から観察され、磁性発生による材料の磁気特性変化を非破壊的に検出することにより、き裂発生以前の損傷状況を把握できる可能性があると考えられる。

本報告では、最初に室温での引張損傷及び疲労損傷による磁気特性変化について報告する。また、引張損傷を受けた時の金属組織観察結果について報告する。

しかし、室温での損傷による磁気特性変化に関する研究のみでは高速炉構造材料に適用可能性について判断することはできない。それは、高速炉プラントは500 前後の高温で運転されるため、変形（ひずみ）が時間経過とともに進行し、破損に至るクリープが問題となるからである。しかし、き裂発生以前のクリープ損傷を磁気特性変化に基づいて捉えようとする試みは、これまで行われていない。そこで次に、SUS304鋼において、クリープ損傷進行による磁気特性変化、並びに磁気特性変化と金属組織との関連について検討した結果について報告する。

2. 試験方法

2.1 損傷負荷試験

損傷負荷試験片は、圧延方向が応力軸と同じになるように採取し、磁気特性変化測定が可能なよ

表1 NASAによる非破壊検出技術の基本分類

分類	試験方法	
機械的 - 光学的技法	<ul style="list-style-type: none"> 目視 - 光学的方法 光弾性皮膜法 ストレーンゲージ 液体浸透法 フィルター粒子法 	<ul style="list-style-type: none"> ホログラフ式干渉法 応力塗料 微小硬度 揮発液法 漏洩検出
透過放射線技法	<ul style="list-style-type: none"> X線透過試験法 中性子ラジオグラフィ 後方散乱放射線法 放射化ガス浸透法 	<ul style="list-style-type: none"> 線ラジオグラフィ 透過放射線測定法 オートラジオグラフィ 陽電子消滅法
電磁氣的 - 電氣的技法	<ul style="list-style-type: none"> 静磁場法 核磁気共鳴法 渦流法 帯電粉末法 誘電法 マイクロウェーブ放射 	<ul style="list-style-type: none"> 磁粉探傷法 バルクハウゼン効果 電気抵抗法 コロナ放電法 自然電子放射
熱的技法	<ul style="list-style-type: none"> 接触測温 赤外線放射測定 エレクトロサーマル法 	<ul style="list-style-type: none"> 熱起電力法 液晶法
音響 - 超音波技法	<ul style="list-style-type: none"> 音響衝撃法 アコースティックエミッション法 渦流音響振動法 超音波透過法 超音波表面波法 	<ul style="list-style-type: none"> 音響振動法 超音波パルス反射法 超音波共振法 超音波臨界角法
化学 - 分析法	<ul style="list-style-type: none"> 化学スポットテスト レーザープローブ法 イオンプローブ法 蛍光X線法 荷電粒子放射化法 	<ul style="list-style-type: none"> 電解プローブ法 イオンスカッター法 オージェ分析法 中性子放射化法

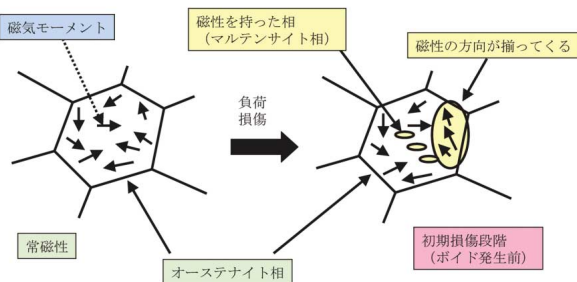


図1 非磁性材料における損傷による磁性変化

うに平板形状とした。

引張試験及び疲労試験を室温で行った。引張試験は、ひずみ速度0.01%/sで、ひずみ9%まで行われた。引張損傷の進行による磁気特性変化を検討するために、(1)ひずみ3%、(2)6%及び(3)9%で試験を中断させた。疲労試験は、中央部に長さ3mmの切り欠きを有する試験片を用いて行った。疲労試験は、ひずみ範囲 $\pm 0.25\%$ 、ひずみ速度0.1%/sで行われた。

また、クリープ試験を、大気中、温度923K、応力118MPaで行った。損傷進行による磁気特性変化を調査するために、クリープ中断試験を行った。本試験条件でのクリープ曲線を図2に示す。クリープ試験の中断は、(1)負荷直後、(2)二次クリープ開始時点(100時間)、(3)三次クリープ開始時点(740時間)、(4)三次クリープ域(1269時間)で行った。また、同温度での熱時効試験を行い、クリープ損傷材との比較を行った。

2.2 漏えい磁束密度分布測定

磁気特性変化は、試験片からの漏えい磁束密度を測定することにより評価した。

漏えい磁束密度を測定するセンサには、ホール磁気センサ、フラックスゲート磁気センサ(Flux Gate Sensor、FGセンサ)、超伝導量子干渉磁気センサ(Superconducting Quantum Interference Device、SQUID)⁷⁾などがある。ホール磁気センサは地磁気[0.5 Gauss(Gs)程度]の測定までが限度であり、それ以下の微弱な磁気変化を検出することは困難である。また、SQUIDは冷媒を入れるデュワーが必要であり、試験片を冷却させない

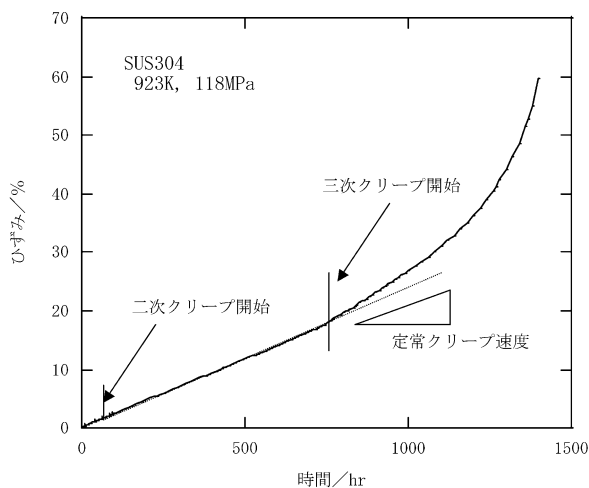
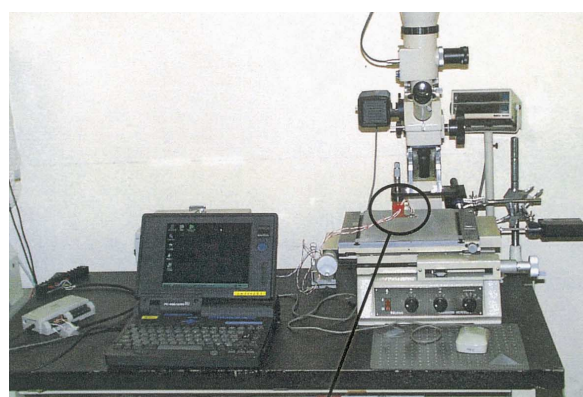


図2 クリープ曲線

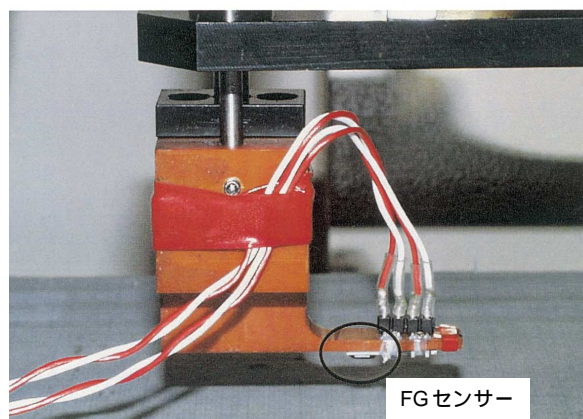
ようにするため試験片とセンサの距離を離す必要がある。試験片を冷却させることにより、金属組織が変化する可能性がある。つまり、SQUIDを用いると損傷とは関係のない現象を捉える可能性がある。そこで、漏えい磁束密度の測定には、薄膜タイプのFGセンサ⁸⁾を用いた。本FGセンサは、地磁気以下の微弱な磁気変化を検出することができ、冷媒を必要としない。また、FGセンサの分解能は0.001 Gaussである。ただし、使用温度は60までである。したがって、クリープ試験を行いながら、その場で漏えい磁束密度測定を行うことは、現在のところ不可能である。

いずれの損傷負荷試験においても、試験を中断し、または破損させた後、試験機から試験片を取り出し、試験片の二次元漏えい磁束密度分布を測定した。二次元漏えい磁束密度測定装置の外観写真を写真1に示す。FGセンサを試験片上で走査させて二次元漏えい磁束密度を測定した。

また、室温で行う引張試験及び疲労試験では、試験中にその場で漏えい磁束密度の測定を行っ



FGセンサー部の拡大



FGセンサー

写真1 二次元漏えい磁束密度測定装置

た。その場での漏えい磁束密度測定システムの概略を図3に示す。6個のFGセンサを用いて、損傷の進行による漏えい磁束密度変化の測定を行った。

その場測定及び中断後の測定でのFGセンサと試験片との間隔（リフトオフ距離）はいずれも0.5mmとした。

2.3 金属組織観察

引張試験において、磁気特性変化と関連する金属組織観察として、局所すべり帯及びマルテンサイト相に着目した。局所すべり帯の観察には走査型電子顕微鏡を用い、またマルテンサイト相の観察には透過型電子顕微鏡を用いた。金属組織観察は、磁気特性変化の大きい領域と、ほとんどない領域で行った。

クリーブ損傷において、磁気特性変化と関係する金属組織因子として、まずCr量に着目することとした。Cr量に着目した理由については4.3章で述べることにする。

Cr量は走査型電子顕微鏡 - エネルギー分散型X線分光法（SEM EDS）を用いて測定した。Cr

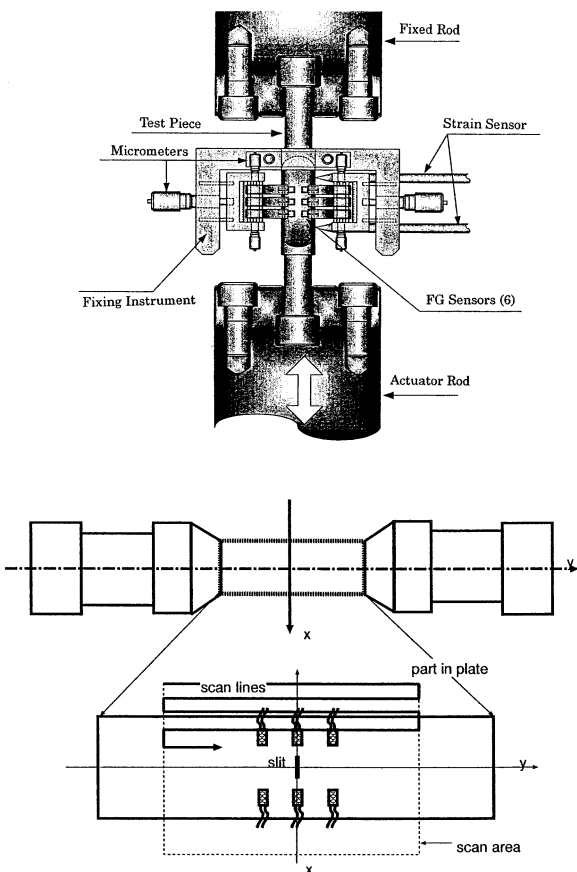


図3 その場漏えい磁束密度測定

量の測定はクリーブ破断試験片に対してのみ行った。破断面からの距離がクリーブ損傷過程の経時変化と対応していると考え、(1)破面、(2)破面から8.5mm離れた領域で組成分析を行った。破面は損傷が最も激しい領域であり、破面から8.5mm離れた領域は破面に比べれば損傷を受けていない領域であると考えられる。破面または結晶粒界に沿って長さ500 μm 内において1~2 μm ピッチで組成分析を行った。組成分析はスポット分析を行い、各スポットでのCr濃度を定量的に求めた。

3. 漏えい磁束密度分布測定結果

3.1 引張損傷

まず、3%引張損傷負荷を行った場合の、引張損傷負荷試験中におけるその場での漏えい磁束密度測定の結果を図4に示す。この測定結果から、引張損傷の進行により磁性を生じることが分かる。特に、変形初期の弾性領域で漏えい磁束密度が急激に増加していることが分かる。その後の塑性領域は弾性領域と比較して、緩やかに漏えい磁束密度が増加することが分かる。

次に、ひずみ(1)3%、(2)6%及び(3)9%で中断させた時の二次元漏えい磁束密度分布を図5(a)~(c)にそれぞれ示す。非常に大きな漏えい磁束が試験片平行部端に観察されている。その他の領域での漏えい磁束密度は低く、一様な分布となっている。負荷を除いた後も、引張損傷による漏えい磁束密度を生じていることが分かる。ひずみ6%及び9%というように、ひずみを増加させても、二次元漏えい磁束密度分布は3%でのそれと大きな変化がない。この傾向は、その

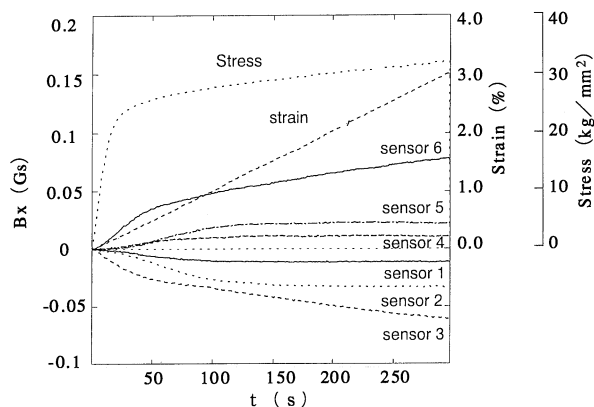


図4 引張損傷におけるその場漏えい磁束密度測定（ひずみ3%まで）

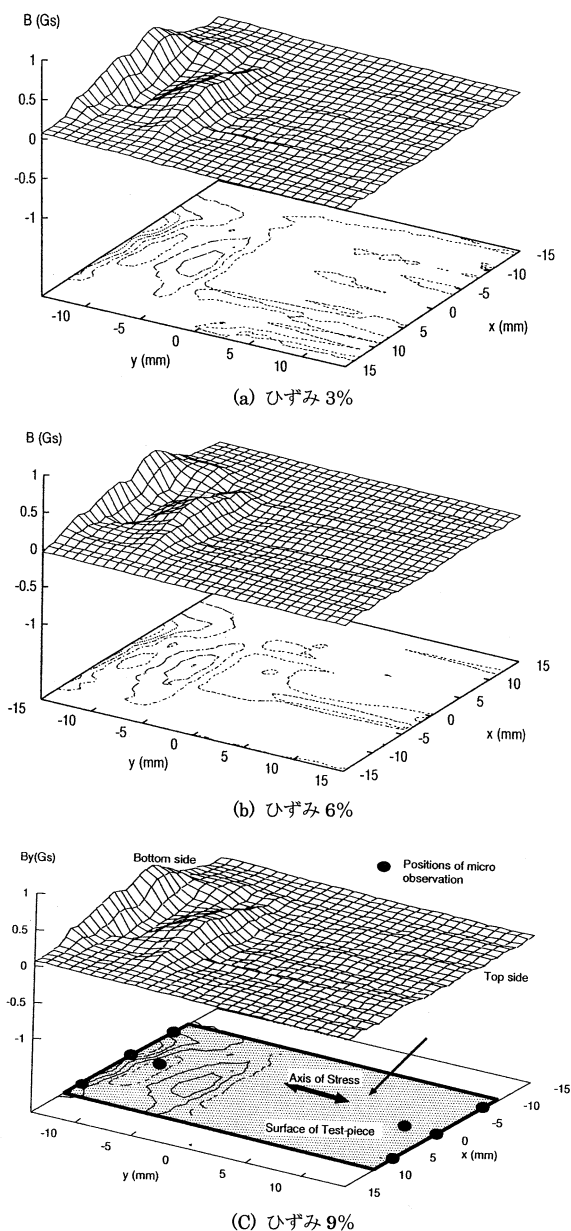


図5 引張試験を行った時の二次元漏えい磁束密度分布

場での漏えい磁束密度測定での結果と同様である。

このように、引張損傷においては損傷の初期から磁気特性が変化することが分かった。

3.2 疲労損傷

疲労損傷による漏えい磁束密度変化を検討するために、その場漏えい磁束密度測定を行った。任意のサイクル数での漏えい磁束密度のヒステレシス曲線を図6に示す。サイクル数の増加とともに、ヒステレシス曲線の面積及び振幅が増加していることが分かる。サイクル数の増加によるヒステレ

シス曲線の面積及び振幅の変化を図7及び8にそれぞれ示す。ヒステレシス曲線の面積は、疲労損傷初期で急激に増加していることが分かる。10000サイクルを超えると、ヒステレシス曲線の面積の増加は緩やかになる。一方、ヒステレシス曲線の振幅は、面積の変化とは異なり、疲労損傷初期に急激な増加は見られず、サイクル数の増加とともに単調に増加している。

これらの結果より、ヒステレシス曲線の面積は疲労損傷のモニタリングに適用することができると考えられる。つまり、ヒステレシス曲線の面積の変化が緩やかになってきたら、それは疲労寿命の限界になってきていることを意味している。

さらに、疲労き裂を磁気特性変化により検知可能か判断するために、破損まで試験を継続させた。疲労破損後、表面に2mmのき裂が観察された。そのき裂を漏えい磁束密度の測定により検知できるかどうか検討するために、破損後の二次元漏えい磁束密度を測定した。その結果を図9に示す。図中矢印で示した部分にき裂が観察されているが、その部分でわずかではあるが漏えい磁束密度の変動が見られる。つまり、漏えい磁束密度によりき裂を検知可能であることが分かる。

以上のように、疲労損傷においても引張損傷と同様に、損傷の初期から磁気特性が変化することが分かった。また、磁気特性変化によりき裂を検知することができることが分かった。

3.3 クリープ損傷

本章では、受け入れ材、クリープ中断材及び熱時効材の二次元漏えい磁束密度分布の結果について示す。二次元漏えい磁束密度分布の測定の前に、試験片の磁化を増加させ試験片からの漏えい磁束密度を増加させるために、試験片に着磁を施した。

まず、受け入れ材の測定結果を図10に示す。受け入れ時には、漏えい磁束密度に大きな変動のない様な分布となっている。漏えい磁束密度の絶対値は0.05ガウスである。SUS304鋼の場合、受け入れ時点で磁性を示す相が存在する。受け入れ時における相の量は、0.1~0.2%である。しかし、受け入れ材の漏えい磁束密度測定結果から、この程度の相の量であれば、着磁を施しても微小な漏えい磁束密度でしかないことが分かる。

次に、クリープ損傷を受けた時の漏えい磁束密度分布として、二次クリープ開始時点で中断させ

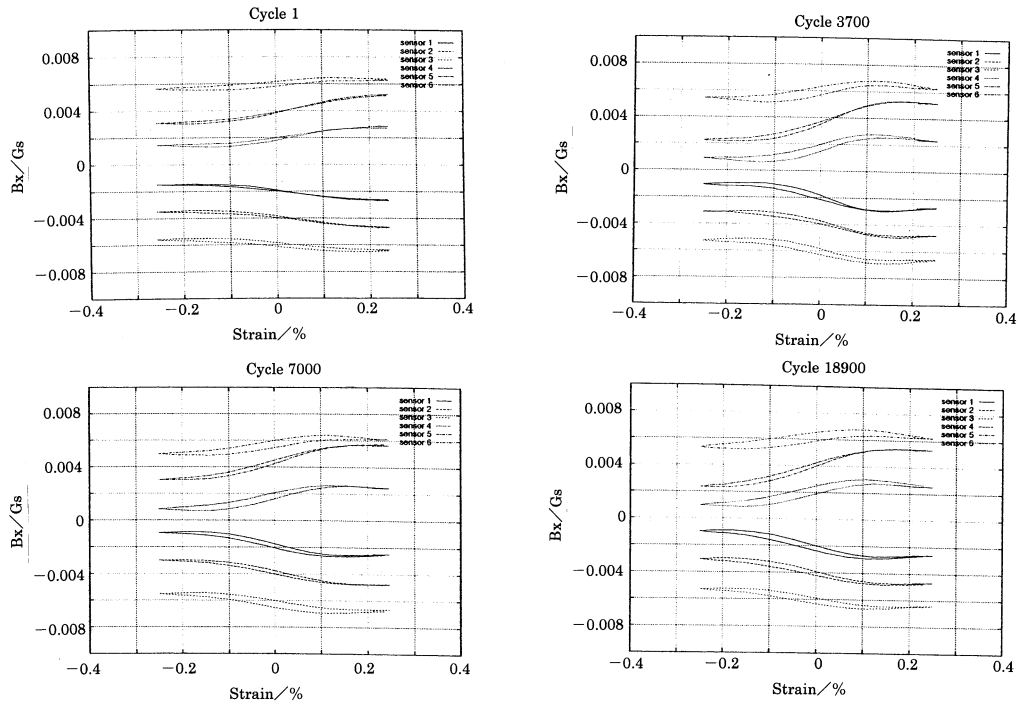


図6 疲労損傷における任意サイクル数での漏えい磁束密度

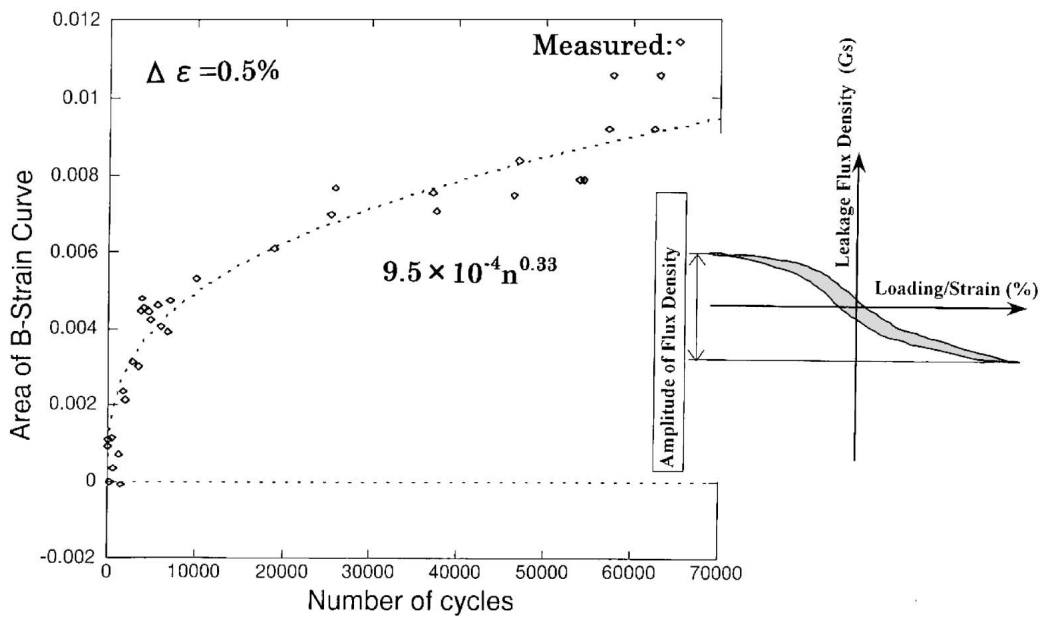


図7 疲労サイクル数に伴うヒステリシス曲線の面積変化

た試験片の測定結果を図11に示す。また、比較として100時間(二次クリープ開始時間相当)の熱時効材の測定結果を図12に示す。二次クリープ開始時点では、試験片中央部に漏えい磁束密度変化の激しい領域が見られる。その領域での漏えい磁束密度の絶対値は0.35 Gaussである。この値は、受け入れ時の7倍の漏えい磁束密度である。一方、二次クリープ開始時点と比較して熱時効材では、

漏えい磁束密度の大きな変動は見られない。しかし、受け入れ材の漏えい磁束密度分布と比較すると、漏えい磁束密度が増加しており、漏えい磁束密度にも変動があることが分かる。また、熱時効材の漏えい磁束密度の最大絶対値は、0.15 Gaussである。この値は、二次クリープ開始時のそれと比較して小さい値となっている。

三次クリープ開始時点での漏えい磁束密度分布

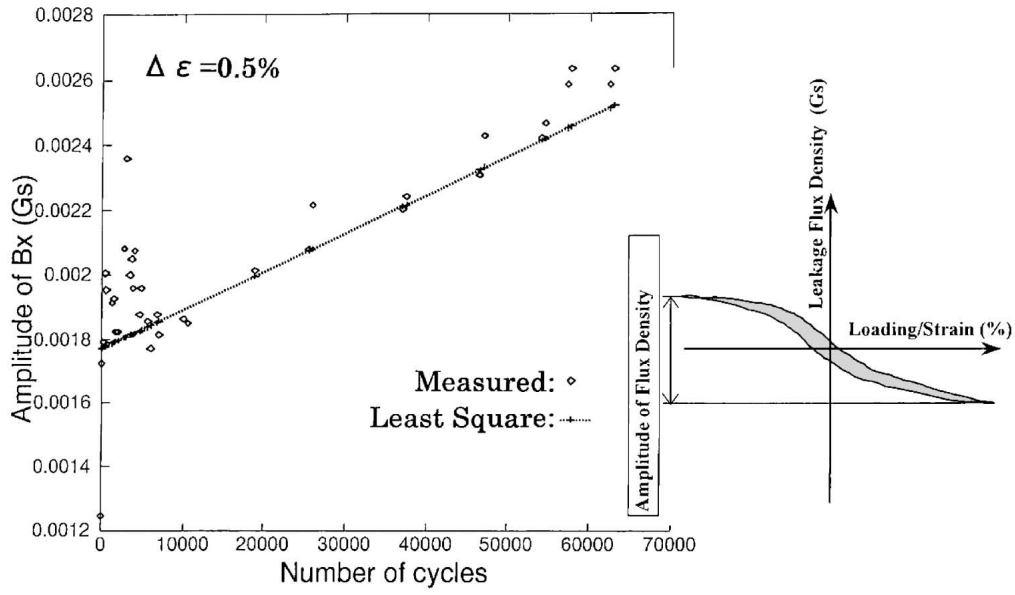


図8 疲労サイクル数に伴うヒステリシス曲線の振幅量変化

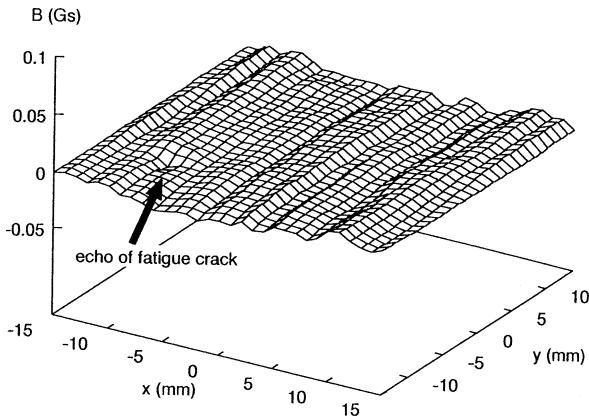


図9 疲労損傷後の二次元漏えい磁束密度分布

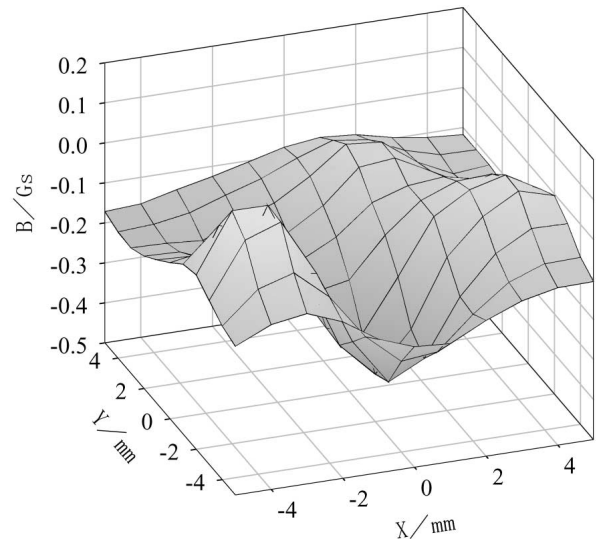


図11 二次クリープ開始時中断材の二次元漏えい磁束密度分布

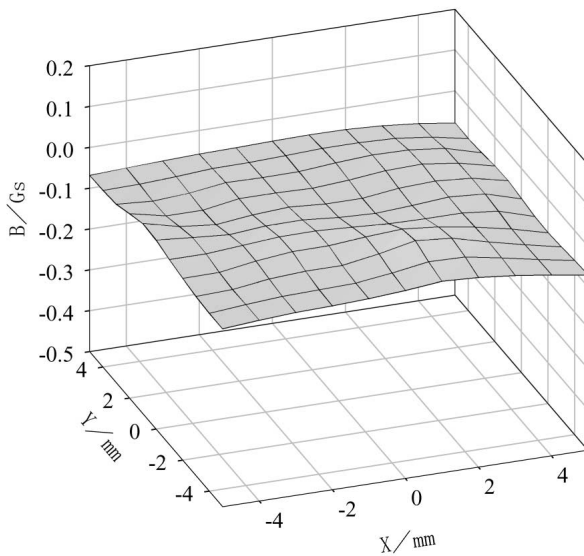


図10 クリープ試験用受け入れ材の二次元漏えい磁束密度分布

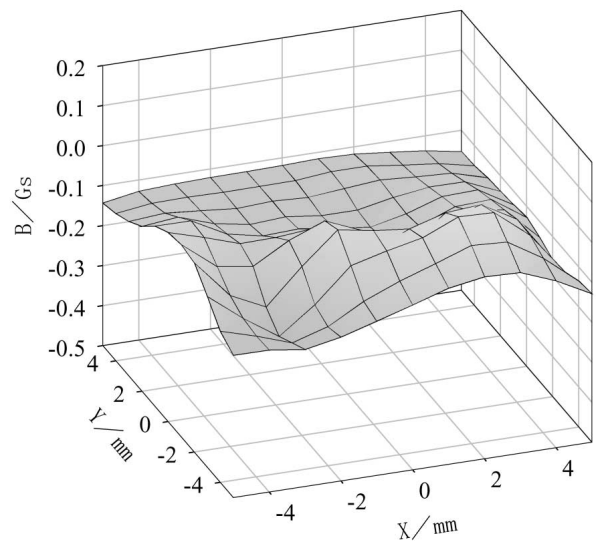


図12 100時間熱時効材の二次元漏えい磁束密度分布

においても、二次クリーブ開始時点でのそれと同様に、漏えい磁束密度の大きな変動が見られた。これらの結果から、クリーブ損傷を受けることにより、クリーブ損傷の初期段階から磁気特性が変化することが分かった。

4. 考 察

4.1 引張損傷における磁気特性変化と金属組織変化

3.1で示したように、引張損傷により漏えい磁束密度が変化し、その分布は一様でないことが分かった。そこで、漏えい磁束密度発生原因を検討するために、漏えい磁束密度が測定された領域とそうでない領域において金属組織観察を行った〔図5(c)参照〕。

まず、走査型電子顕微鏡による金属組織観察結果を写真2に示す。局所すべり帯が多くの結晶粒内に観察される。漏えい磁束密度に及ぼす局所すべり帯の影響を検討するために、局所すべり帯が観察される結晶粒数を求めることとした。その結果を表2に示す。低い漏えい磁束密度領域と比較して、高い漏えい磁束密度が測定されている領域では、局所すべり帯を有する結晶粒の数は約2倍となっている。

このような局所すべりに誘起されて磁性相（例えば、マルテンサイト変態）が析出し、局所すべり帯が多く発生している場所で高い漏えい磁束密度を示す可能性がある。そこで、透過型電子顕微鏡を用い、局所すべり帯にマルテンサイト相が析出しているかどうか検討することとした。高い漏えい磁束密度を示した領域における、透過型電子顕微鏡による金属組織観察の結果を写真3に示す。局所すべり帯が黒い線として観察されている。その局所すべり帯の中にマルテンサイト相が観察された。したがって、局所すべり帯が多く存在すると、マルテンサイト相も多く観察されると考えられる。このようなマルテンサイト相により、引張損傷において漏えい磁束密度が観察されると考えられる。

4.2 磁気特性変化によるクリーブ破断位置の推定

3.3で示したように、クリーブ損傷進行による漏えい磁束密度変化を測定したところ、クリーブ損傷を受けることにより漏えい磁束密度が変化することが分かった。さらに漏えい磁束密度の変化によりクリーブ損傷を検出可能かどうか判断するた

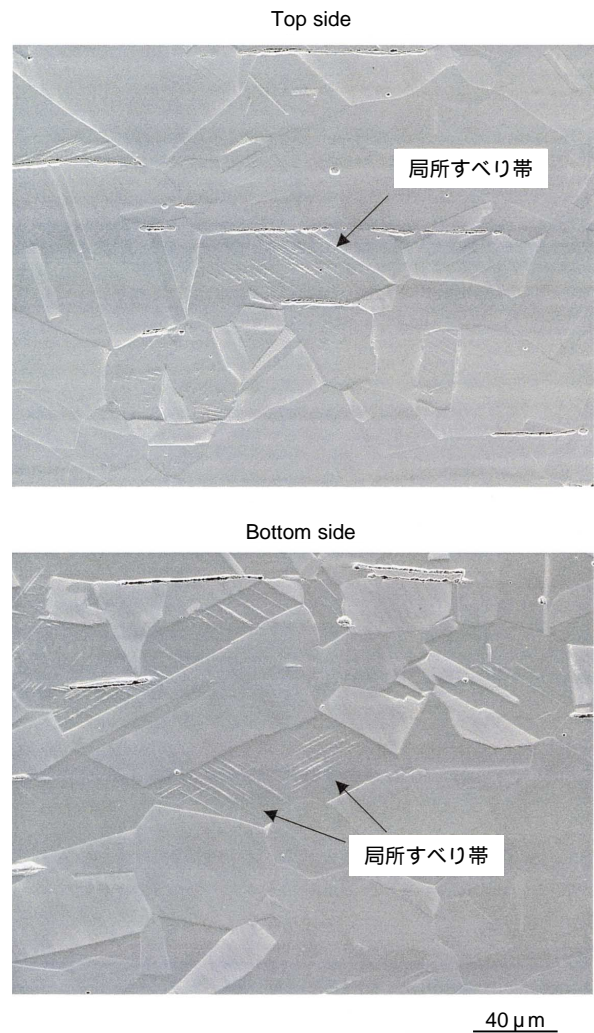


写真2 引張試験片の金属組織観察結果（ひずみ9%）

表2 局所すべり帯が観察された結晶粒の数

領 域	位 置	局所すべり帯を有する結晶粒の数
Bottom Side	edge site	32
	central site	71
Top Side	edge site	16
	central site	36

めには、漏えい磁束密度変化によりクリーブ破断位置を推定することが可能かどうか検討する必要がある。そこで、三次クリーブ域中で中断させた試験片（通算試験時間：1269時間）の漏えい磁束密度を測定し、その後クリーブ破断までクリーブ試験を行い、クリーブ破断位置を特定した。そして、漏えい磁束密度変化とクリーブ破断位置との比較を行った。

まず、三次クリーブ域中で中断させた試験片の二次元漏えい磁束密度分布を図13に示す。なお、

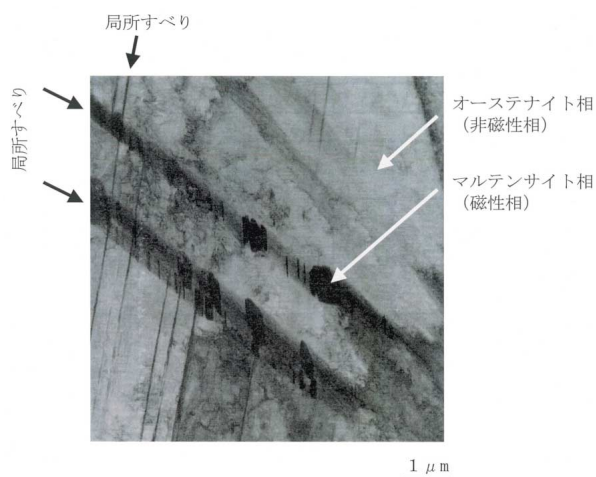


写真3 透過型電子顕微鏡による引張試験片の金属組織観察結果

この結果は着磁を施していない場合の結果である。この結果から、図中丸印で囲んである領域における漏えい磁束密度が急激に変化していることが分かる。

図2のクリーブ曲線からも分かるように、三次クリーブ域では急激なひずみの増加があり、三次クリーブ域中での中断時の標点間距離と比較して、クリーブ破断時のそれはさらに長くなる。従って、三次クリーブ域での漏えい磁束密度分布上のどの位置で破断したかを推測する必要がある。

そこでまず、三次クリーブ域中断後のクリーブ破断試験を行う前に、三次クリーブ域中断試験片の外観観察を行うこととした。外観観察の結果を写真4に示す。この観察結果から、三次クリーブ域中断時に、左側のツバ部から9～10mm（標点間の中心から13～14mm）の領域を中心にくびれを生じていることが分かった。したがって、この中断時点で巨視的に均一変形とはなっておらず、クリーブ破断までくびれ付近を中心に両側に変形をしていくものと予想される。つまり、くびれ付近がクリーブ破断位置となることが推測される。図13に示した漏えい磁束密度分布は、写真4に示した試験片において標点間の中央をX軸の原点とし左側を負の値としている。したがって、図13において -13～-14mm がくびれ (necking) の位置と考えられる。この位置は、漏えい磁束密度が急激に変化している領域とほぼ同じ位置にあることが分かる。

次に、クリーブ破断位置を特定するために、クリーブ破断後の外観観察を行った。その結果を写

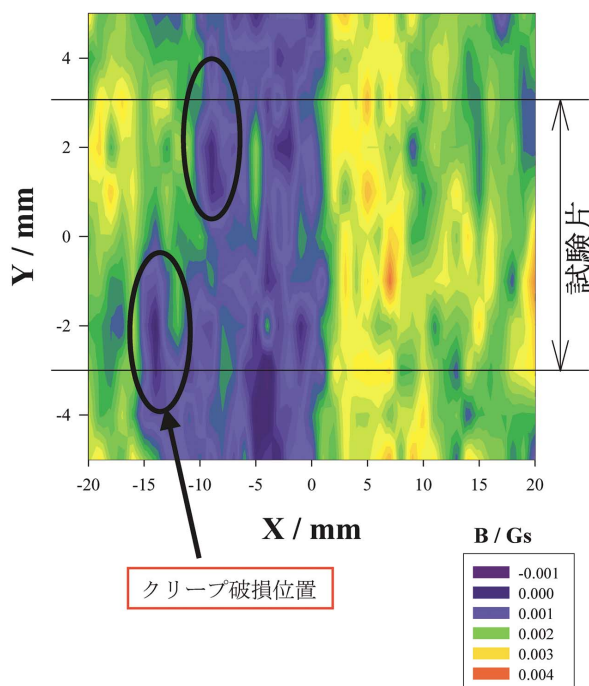


図13 三次クリーブ域内（1269時間）で中断させた試験片の二次元漏えい磁束密度分布

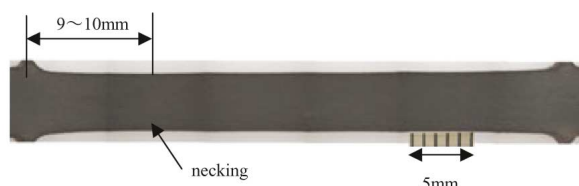


写真4 三次クリーブ域内（1269時間）で中断させた試験片の外観観察結果

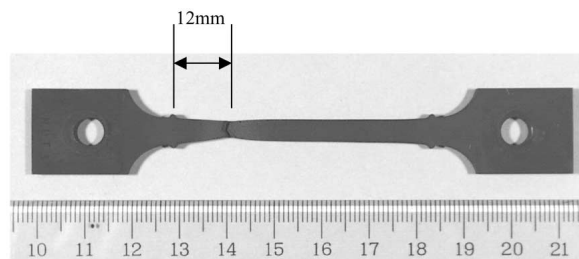


写真5 クリーブ破断後の外観観察結果

真5に示す。外観観察の結果、クリーブ破断位置は図において左側のツバ部から約12mmの位置であった。三次クリーブ域中断での標点間距離は46mm、クリーブ破断後のそれは53mmであった。したがって、三次クリーブ域中での中断から、7mmほど伸びてクリーブ破断したことになる。くびれを中心に両側に伸びて破断したとすれば、

くびれを中心に両側に3.5mmずつ伸びたことになる。三次クリープ域中断でのくびれ位置は左側のツバ部から、9～10mmであるので、クリープ破断位置は左側のツバ部から12.5～13mmと推測される。これは、クリープ破断後のクリープ破損位置である12mmとほぼ一致する。つまり、くびれ位置でクリープ破断したと考えられる。

これらの結果は、漏えい磁束密度変化からクリープ破断位置を推定することができることを示している。

4.3 磁気特性とCr量との関連性の検討

磁気特性変化と関連する金属組織因子として、ここではCr量に着目している。まず、Cr濃度に着目した理由を示す。

材料が磁性を持つためには、まず磁気モーメントが存在し、更にその磁気モーメントが同方向に向く必要がある。これにより、自発磁化を生ずることになる。

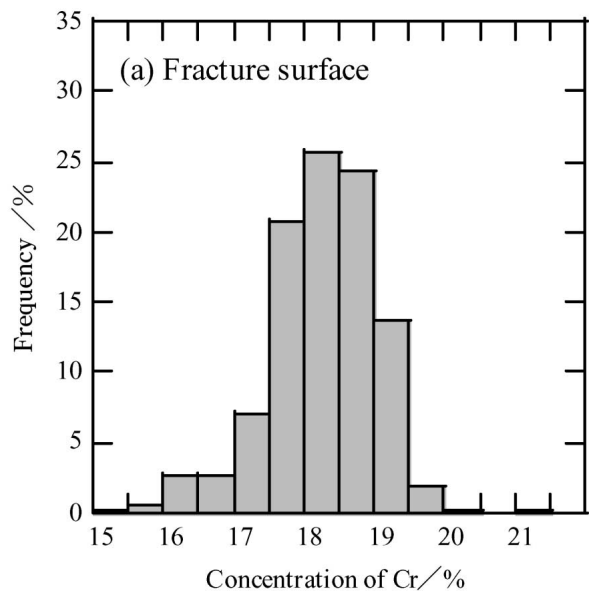
SUS304鋼の主成分は、Fe、Cr及びNiである。この中でCrの磁気モーメントは非常に小さく(ほとんど零)、一方FeやNiは大きな磁気モーメントを持つ⁹⁾。また、磁気モーメントの方向性は原子間距離に依存している¹⁰⁾。つまり、磁気モーメントを有しても、原子間距離により自発磁化を示したり示さなかったりする。理論的に考えて、臨界原子間距離を超えると自発磁化を示すようになる。通常、オーステナイト相の原子間距離は臨界値よりも小さいために自発磁化を示さない。これらを基に、次に示すようにSUS304鋼における磁性発生について推論することができる。

SUS304鋼は高温に晒されると炭化物や相が析出することがよく知られている¹¹⁾。しかし、炭化物及び相は非磁性である^{12),13)}。つまり、これらの析出物による磁性の発生はないと考えられる。

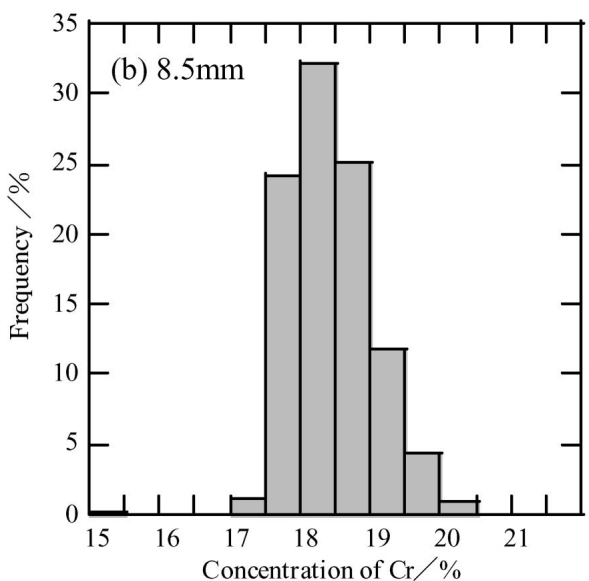
しかし、Crが炭化物や相などに供給され、母相中のCrが欠乏することが考えられる。これにより、母相中の空孔濃度が増加し、原子間距離が広がる可能性が考えられる。また、Crが欠乏した領域での局所的な変形による原子間距離の広がりも考えられる。これらCr欠乏により原子間距離が広がる可能性があり、これにより自発磁化を生じる可能性が考えられる。また、Cr欠乏により磁性を有するマルテンサイト相やフェライト相が析出することも考えられる。このような推論により、磁

気特性変化と関連する金属組織因子としてCr濃度に着目することとした。

次に、クリープ破断材のCr濃度の測定結果について示す。破面近傍及び破面から8.5mm離れた領域において、各スポットのCr濃度を度数分布でまとめた結果を、それぞれ図14(a)及び図14(b)に示す。破面から8.5mm離れた領域では、Cr濃度17.5wt%以上(通常のCr濃度は18～19wt%であるので、測定誤差などを考慮して、17.5wt%以下をCr欠乏と考えた)を示すスポット数が、全測定スポット数の99%を占めている。一方、破面近傍では、Cr濃度17.5wt%以上を示すスポット数が全



(a) クリープ破断面近傍のCr濃度



(b) 破断から8.5mm離れた場所のCr濃度

図14 クリープ破断材のCr濃度測定結果

測定スポット数の87%であり、それ以下のCr濃度を示すスポット数が全体の13%も占めている。クリーブ破断位置から離れた損傷の小さいと考えられる領域と比較して、Cr濃度17.5wt%以下の領域がかなり多くなっていることが分かる。

42で示しているように、破面近傍では漏えい磁束密度が急激に変化している領域である。従って、Cr欠乏と磁気特性変化は関連している可能性があることが分かった。また、破面近傍のような損傷の厳しい領域では、破面から離れた領域と比べCr欠乏領域が広いことが分かった。

5. おわりに

き裂発生以前からの損傷を非破壊的に検知可能な手法を開発する目的で、高温構造材料として広く用いられている非磁性材料であるSUS304鋼を対象に、引張、疲労及びクリーブ損傷による磁気特性変化を調査した。その結果、以下の知見を得た。

引張、疲労及びクリーブ損傷の進行により磁気特性が変化する。いずれの損傷においても、その磁気特性の変化は損傷の初期から観察される。これは、磁気特性変化がき裂発生以前からの損傷を検知できる可能性があることを示している。

引張及びクリーブ損傷材にて二次元漏えい磁束密度分布は一様ではなく、漏えい磁束密度を示す領域は限られていることが分かった。その原因について検討するために、磁気特性が大きく変化している領域で金属組織観察を行った結果、引張ではマルテンサイト相を、クリーブではCr欠乏を生じていた。これらの金属組織変化が磁気特性変化と関連しているものと考えられる。

疲労試験あるいはクリーブ試験では、磁気特性変化と疲労き裂発生位置あるいはクリーブ破断位置との比較を行った。その結果、磁気特性が急激に変化している領域で疲労き裂、あるいはクリーブ破断を生じていた。この結果は、磁

気特性変化により疲労き裂発生位置あるいはクリーブ破断位置をき裂が生じる前の早い段階で推定することができることを示している。

クリーブ損傷のみならず、クリーブ疲労損傷による磁気特性変化について検討を行い、実用への適用性を検討する。また、磁気特性変化と金属組織変化との関連についても検討を行う。

参考文献

- 1) 例えば、(社)日本非破壊検査協会：“非破壊検査技術の保守検査への適用例 - 検査と材料評価 - ”A9 (2000)。
- 2) 「ファインセラミックスの非破壊検査システムに関する研究調査報告書」(財)機械システム振興協会、(1987)。
- 3) 日本非破壊検査協会編：“新非破壊検査便覧”，日刊工業新聞社(1992)。
- 4) M.Bayerlein, H.J.Christ et al.：“Plasticity induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel”, Mater.Sci.Eng., A114, L11 (1989)。
- 5) K.Aoto, Z.Chen, et al.：“Detection of damage in type304 SS based on natural magnetization”, Proceedings of Relationship between Magnetic and Structural Properties, 125 (2000)。
- 6) 日本AEM学会：“電磁破壊力学を応用した劣化・損傷の非破壊評価技術に関する調査研究分科会報告書”，JSAEM R 9803 (1999)。
- 7) 茅根一夫，中山哲，他：“超伝導磁気センサー(SQUID)を用いた非破壊検出装置”，検査技術，2，(1997)59。
- 8) 務中達也，吉見健一，他：“薄膜フラックスゲート磁気センサーの試作”，島津評論，53，75 (1996)。
- 9) 岩波書店：“岩波理化学辞典(第5版)”291・Slater Pauling曲線(1998)。
- 10) (社)日本金属学会編：“講座・現代の金属学 材料編 1 材料の構造と物性”，185 (1994)。
- 11) 例えば，田中秀雄，村田正治，他：鉄と鋼，74，2009 (1988)。
- 12) ステンレス協会：“ステンレス鋼便覧”，104 (1995)。
- 13) 長谷部慎一，浅山泰：“ステンレス鋼溶接金属の熱・負荷履歴によるマイクロ組織変化”材料 A6 7 (1997)。