

学術論文

SUS304 鋼の高温疲労損傷初期段階における磁気特性変化

Magnetic Property Change of SUS304 Stainless Steel at
Initial State of Fatigue Damage in High Temperature Environment

日本原子力研究開発機構 高屋 茂 Shigeru TAKAYA Member

日本原子力研究開発機構 永江 勇二 Yuji NAGAE Member

Developing a precise nondestructive estimation method of material degradation before crack initiation will contribute to enhancement of safety and economical efficiency of a fast breeder reactor plant. Magnetic property is expected to be an effective indicator. In this study, fatigue tests on SUS304 stainless steel at 650°C were conducted until transition hardening region, 25% and 50% of the number of cycles to fracture and the distribution of magnetic flux density from each sample was measured to reveal relationship between magnetic property and initial fatigue damage in high temperature environment. As the number of cycles increased, local changes appeared in the distribution of magnetic flux density and its maximum value increased linearly. In addition, magnetic Kerr effect microscopy observation showed that microscopic magnetic phases were induced in the samples. It was confirmed that the number of the magnetic phase increased and its size became bigger as the number of cycles increased. These results showed the possibility of nondestructive estimation of material degradation before crack initiation by a magnetic method.

Keywords: Nondestructive Estimation of Material Degradation, Magnetic Property, SUS304 Stainless Steel, Fatigue Damage in High Temperature Environment

1. 緒言

我が国においても、破壊力学に基づく欠陥評価を適用した維持規格が導入され、一定期間後も原子力発電プラントの健全性に影響しないき裂に関しては、その存在が許容されることとなった。これによりプラント機器の補修・交換作業時に生じる環境への負荷が低減するとともに、プラントの稼働率が高まることにより経済性が向上すると期待されている。

しかしながら、もしき裂が顕在化する以前においても材料劣化を簡易にかつ正確に把握できうるならば、保守・補修手法の選択肢がさらに広がり、より一層、原子力発電の安全性や経済性が高まる可能性があるだ

ろう。

き裂発生前の劣化診断手法としては、超音波やX線を利用したものなどがいくつか提案されているが^[1]、中でも磁気的手法は、磁気特性が転位や局所的な化学組成変化などの材料劣化と密接に関係しており、また非破壊・非接触での測定に適していることから有望であると考えられ精力的に研究・開発が行われている^[2]。しかし、その多くは液体窒素温度等の極低温環境下や室温環境下における劣化を対象としており、例えば、高速増殖原型炉「もんじゅ」冷却系配管のような高温環境下（約 300～550°C）での劣化事象へ適用した例はこれまでほとんど報告されていない^{[3][4]}。

我々は最近、「もんじゅ」の一次・二次冷却系配管材にも採用されている代表的な高温構造材料である SUS304 鋼が、高温環境下における疲労損傷により、き裂発生以前から磁気特性変化を示すことを明らかにした^[5]。本論文では、この磁気特性変化をさらに詳細に調べるために実施した、高温疲労損傷初期段階における漏洩磁束密度分布測定および磁気カー効果顕微鏡に

◆連絡先：高屋 茂

〒311-1393 茨城県東茨城郡大洗町成田 4002
日本原子力研究開発機構 次世代原子力システム研究開発部門 炉心・構造材料グループ
Tel: 029-267-4141
E-mail: takaya.shigeru@jaea.go.jp

よる微小磁性相観察の結果について報告する。

2. 実験方法

2.1 試験片

供試材には、熱間圧延した後、1050°Cで 0.2 時間保持し、その後水冷することによって溶体化処理を施した SUS304 鋼を用いた。化学組成を Table 1 に示す。溶体化状態の SUS304 鋼は、常磁性体であるオーステナイト相中に少量の強磁性体である δ フェライト相を含んだ組織となっている。

次に試験片形状を Fig.1 に示す。試験片は軸方向が素材の圧延方向と一致するように採取した。また漏洩磁束密度の測定を容易に行えるように、平行部を平板形状とした。

Table 1 Chemical Composition of SUS304 Stainless Steel used in This Study

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.05	0.57	0.86	0.027	0.002	8.92	18.43

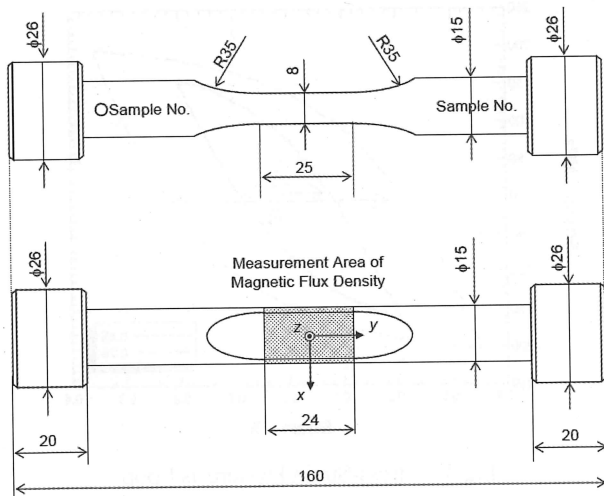


Fig. 1 Geometry of a Specimen

Table 2 Conditions of Low-cycle Fatigue Test in High-temperature Environment

Temperature (°C)	650
Atmosphere	Air
Total strain range (%)	0.4, 0.7
Strain rate (%/s)	0.1
Strain waveform	Triangular

2.2 高温環境下低サイクル両振り疲労試験

高温環境下低サイクル両振り疲労試験の試験条件を Table 2 に示す。温度は高温環境の効果を促進するために 650°Cに設定した。また全歪み範囲 (ϵ_t) は 0.4%と 0.7%の二条件とし、各々の条件に関して、それぞれ遷移硬化領域、破損推定サイクル (N_f) の 1/4 サイクルおよび 1/2 サイクルまでの試験を別々の試験片を用いて実施した。ここで、破損サイクルは、引張側最大応力が定常値から 25%低下するサイクル数と定義した。今回試験に供した素材の破損サイクルは、全歪み範囲が 0.4%の場合、約 68,000 サイクル、0.7%の場合には約 4,800 サイクルと推定される。なお、各疲労試験は、昇温後 16 時間以上経過し、伸び計が安定していることを確認した後に開始した。

2.3 磁気特性変化測定

サイクル数の増加に伴う疲労損傷の蓄積および疲労損傷領域の局在化による磁気特性変化を調べるために、疲労試験実施前後に漏洩磁束密度分布の測定を行った。測定領域は Fig.1 に示したとおりである。また、座標原点は測定領域の中心とした。変動交流磁場により試験片を消磁した後、約 0.1T の外部磁場により軸方向に着磁処理を実施し、残留磁化状態で漏洩磁束密度の軸方向成分を測定した。今回、漏洩磁束密度の測定には、島津製作所製薄膜フラックスゲートセンサ⁶⁾を用いた。センサの検出感度は 5×10^{-4} gauss、センササイズは 2.5mm×2.5mm である。試験片表面—センサ間の距離は 0.5mm とした。測定は試験片を疲労試験機から取り外し、パーマロイ製磁気シールドボックスの中で室温・大気中にて実施した。

また、高温環境下における疲労損傷により導入された磁性相の形状・分布等を明らかにするために、全歪み範囲 0.4% の試験片に関して、磁気カー効果顕微鏡観察を実施した。ここで、磁気カー効果顕微鏡とは直線偏光が磁性体の表面で反射する際に主軸の向きが傾いた楕円偏光に変化することを用いて磁化分布の観察を簡便に行うことのできる光学顕微鏡の一種である。同じく磁化分布を観察するために用いられる磁気力顕微鏡に比べて空間分解能は劣るものの、広範囲の観察を短時間で行えるという長所がある。磁気カー効果顕微鏡観察用試料は、エメリー紙およびダイヤモンド粒子で研磨した後、研磨による加工層の影響を取り除くために化学エッチングを施した。

3. 実験結果

3.1 高温環境下低サイクル両振り疲労試験

試験終了サイクル数をTable 3に、応力幅とサイクル数の関係をFig.2にそれぞれ示す。全歪み範囲が0.4%および0.7%の両条件で、終了サイクル数の異なる3本の試験片がほぼ同じ挙動を示していること、また終了サイクル数を遷移硬化領域までとした試験片が確かに遷移硬化領域で終了していることを確認できる。次に、 $1/2N_f$ サイクルまで疲労試験を実施した試験片に関する終了サイクル付近での応力-歪み履歴曲線をFig.3に示す。この図から、塑性歪み範囲および引張側最大応力の定常値は、全歪み範囲が0.4%の試験片については0.173%および160MPa、0.7%の試験片については0.431%および198MPaであることがわかる。但し、塑性歪み範囲は、図中に示した矢印A、Bの幅から求めた。得られたこれらの値はいずれも、破損サイクルを推定する際に用いたデータから予想された値とほぼ同じである。以上のことから N_f も推定どおりであると判断した。

3.2 高温疲労損傷による磁束密度分布の変化

SUS304 鋼は常磁性体であるオーステナイト相になるが、わずかながら強磁性体である δ フェライト相も含んでいるために、損傷前でも残留磁化が測定され、またその値は場所によって多少異なっている。疲労試験後の磁束密度分布の測定結果から、このような受入時から存在する磁束密度分布の影響を取り除き、高温環境下における疲労損傷によって生じた変化を簡易的に明らかにするために、本研究では疲労試験実施前後の差分を取った。Fig.4, 5にそれぞれ全歪み範囲が0.4%と0.7%に関して疲労試験実施前の磁束密度分布から試験実施後の磁束密度分布を差分した結果を示す。ただし、凡例を正の範囲内で変化させていることに注意する必要がある。凡例を正の範囲内で変化させたのは、次のような理由からである。まず、後のき裂発生につながるような疲労損傷の蓄積は、局所的に起こると考えられる。局所的な疲労損傷の蓄積と対応した局所的な磁化が存在する場合、今回の測定のように試験片を軸方向に着磁して、漏洩磁束密度の軸方向成分を測定すると、磁束密度は局所磁化の直上で負となる (Fig.6 参照)。ただし、着磁方向を正とした。したがって試験実施前後で漏洩磁束密度が負に変化した箇所、言い換

Table 3 The Numbers of Cycles to Finish Fatigue Tests

	$\epsilon_t=0.4\%$	$\epsilon_t=0.7\%$
Transition Hardening Region	100	54
$\sim 1/4N_f$	14910	1204
$\sim 1/2N_f$	33005	2405

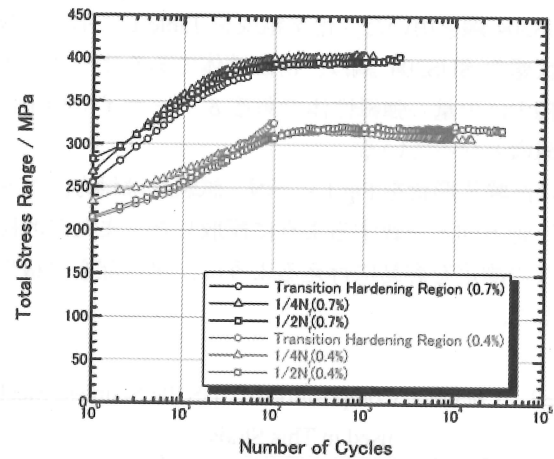


Fig.2 S-N Curves.

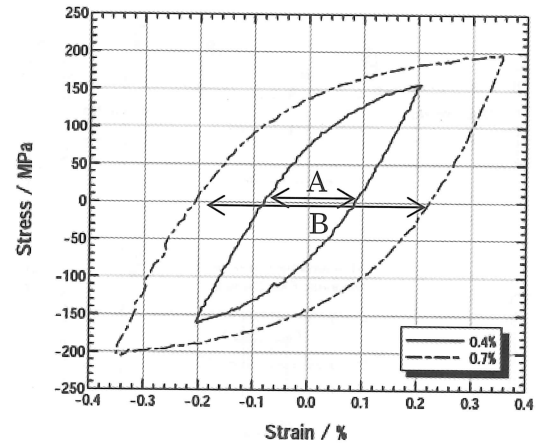


Fig.3 Stress-Strain Hysteresis Loop

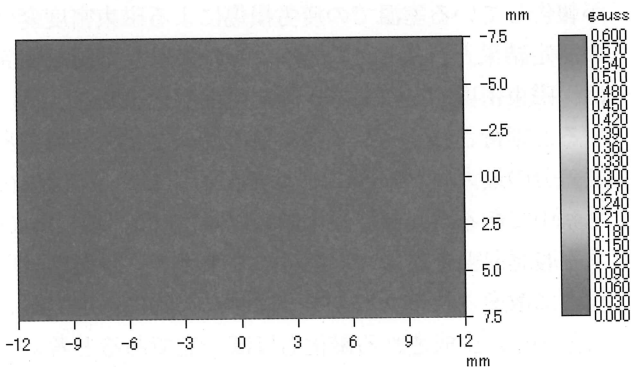
えれば試験実施前の磁束密度から試験実施後の磁束密度を引いた値が正になる箇所に注目することで、高温環境下疲労損傷により集中して磁化が増加した領域を推定可能となる。また、ここには表側に関する結果のみを示したが、裏側でも同様の傾向が得られた。ただし、表側、裏側は、試験片を疲労試験機に取り付けた際の位置関係から便宜的に定義した。

Fig.4, 5 から、全歪み範囲が0.4%、0.7%のものとも、遷移硬化領域においては、疲労の蓄積と関連するよう

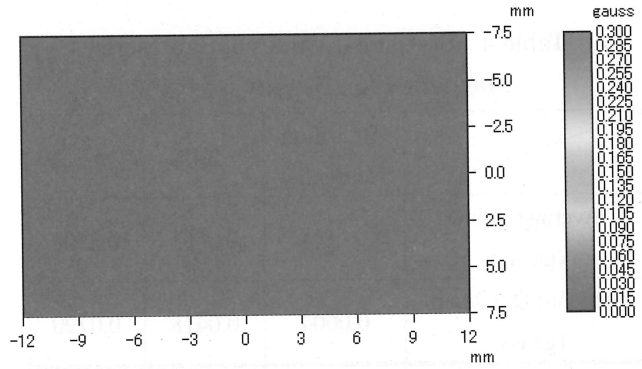
な局所的な磁化の増加はほとんどないことがわかる。しかし、遷移硬化領域を過ぎると局所的な磁化の増加が見られるようになり、 $1/4N_f$ サイクル、 $1/2N_f$ サイクルとサイクル数が増加するにしたがって磁束密度差分の絶対値が大きくなっている。

Table 4、5 に、全歪み範囲が 0.4%と 0.7%の試験結果に関する磁束密度差分値の測定領域内全体での平均値および標準偏差のサイクル数変化を示した。また合わせて、疲労損傷の集中と関係していると思われる磁束密度の局所的变化を調べるために、測定領域内で磁束

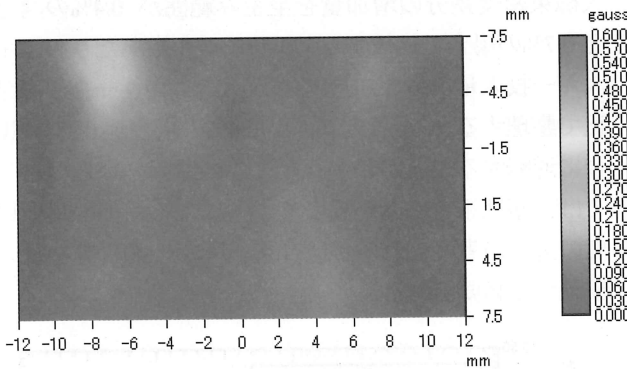
密度差分値が極大となる箇所の数、およびその極大値の平均値と標準偏差を示した。ただし、標準偏差を求める際に、差分値が負である測定点については値を 0 と置き換えた。まず、測定領域内全体での磁束密度差分値の平均値および標準偏差について、全歪み範囲が 0.4%と 0.7%のものとも、両者はサイクル数とともに単調に増加しており、試験片内部の磁化もサイクル数とともに単調に増加していることがわかる。ただし、Fig.4、5 に示した磁束密度分布測定結果から明らかなように、磁化は試験片内部で一様ではなく、その場合には磁束



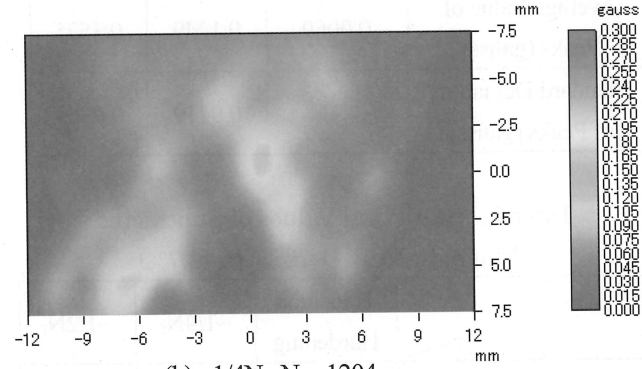
(a) Transition Hardening region: N = 100.



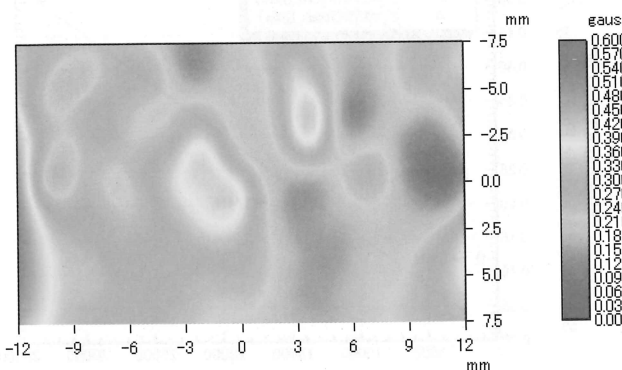
(a) Transition Hardening region: N = 54.



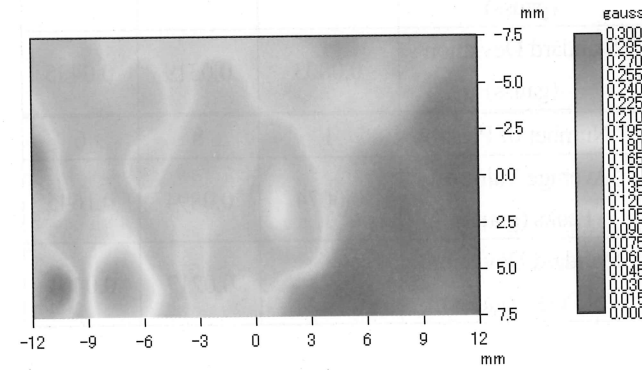
(b) $\sim 1/4N_f$: N = 14910.



(b) $\sim 1/4N_f$: N = 1204.



(c) $\sim 1/2N_f$: N = 33005.



(c) $\sim 1/2N_f$: N = 2405.

Fig.4 Subtracted Distribution of Magnetic Flux Density (Total Strain Range : 0.4%).

Fig.5 Subtracted Distribution of Magnetic Flux Density (Total Strain Range : 0.7%).

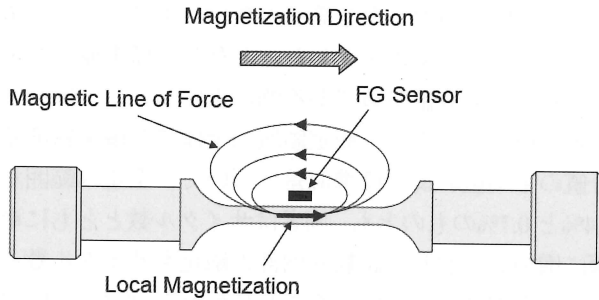


Fig.6 Direction of Magnetic Line of Force due to Local Magnetization.

Table 4 Statistical Values of Subtracted Magnetic Flux Density ($\epsilon_t=0.4\%$)

	Transition Hardening	$\sim 1/4N_f$	$\sim 1/2N_f$
Average Value (gauss)	~ 0	0.0561	0.2508
Standard Deviation (gauss)	0.0004	0.0418	0.0790
Number of Peaks	1	5	8
Average Value of Peaks (gauss)	0.0069	0.1249	0.3575
Standard Deviation of Peaks (gauss)	-	0.0419	0.0962

Table 5 Statistical Values of Subtracted Magnetic Flux Density ($\epsilon_t=0.7\%$)

	Transition Hardening	$\sim 1/4N_f$	$\sim 1/2N_f$
Average Value (gauss)	~ 0	0.0428	0.0994
Standard Deviation (gauss)	0.0003	0.0319	0.0495
Number of Peaks	1	8	6
Average Value of Peaks (gauss)	0.0074	0.0894	0.1645
Standard Deviation of Peaks (gauss)	-	0.0217	0.0461

密度差分値平均値と試験片内部に存在する磁化量との関係は比例関係ではないことに注意する必要がある。極大値の平均値についても、二つの全歪み範囲とも、

サイクル数とともに単調に増加していた。また、その増加程度は標準偏差に比べて2倍以上であり、一方、極大となる箇所数は、遷移硬化領域を除いていずれも5個から8個とあまり変化していないことから、磁化はサイクル数の増加と共に局所的にも単調に増加していることがわかる。

次に、サイクル数と磁束密度差分の最大値の関係をFig.7に示す。どちらの条件に関してもサイクル数と磁束密度差分の最大値との間に非常に良い線形性が成り立っていることが明らかになった。この結果は、陳らが報告している室温での疲労損傷による磁束密度変化の測定結果と一致している^[7]。このような単純な関係は、磁束密度測定によるき裂発生前劣化診断を容易にすると期待される。サイクル数の増加とともに磁束密度差分の最大値が線形に増加する原因については現在考察中であるが、遷移硬化領域以降は一定の応力ひずみ履歴曲線を描き、したがって1サイクル間に試験片内に散逸されるエネルギーはマクロ的に一定であることから、生成される磁化もほぼ一定であると考えられ、妥当な結果だと思われる。サイクル数あたりの最大磁束密度差分の増加量を全歪み範囲が0.4%の場合と0.7%の場合で比較すると、サイクル数あたりのエネルギー投入量が多い0.7%の方が大きい一方、寿命比で整理すると、全歪み範囲が0.4%の場合が0.7%の場合に逆転することがわかった。この原因のひとつとしては、塑性歪み範囲が異なることによる損傷の集中度の違いが考えられるが、今後、弾塑性解析等を行い検証する必要がある。

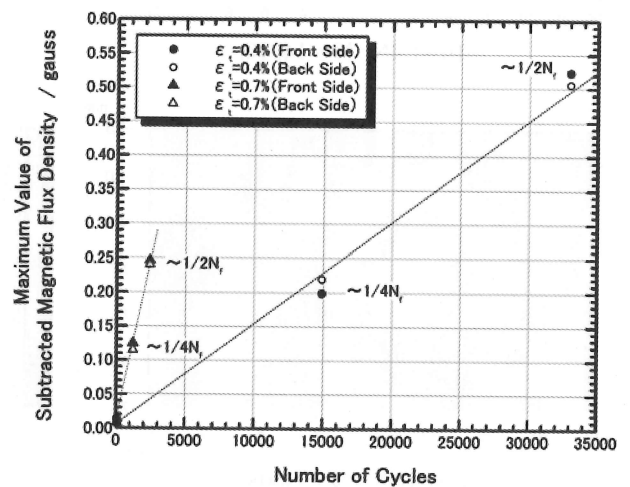


Fig.7 Number of Cycles vs. Maximum Value of Subtracted Magnetic Flux Density.

3.3 高温疲労損傷材中の微小磁性相

全歪み範囲0.4%の試験片に関する磁気カー効果顕微鏡観察結果をそれぞれの終了サイクル数につき2例ずつFig.8に示す。応力負荷方向はいずれの場合も水平方向である。観察は、磁束密度差分が極大値をとった点を中心に約1mm²の領域で実施した。また観察面はFig.1に示した座標軸でXY面とした。ここで磁化部分は、Fig.8(a)中に例示したように、比較的颜色が濃くなっている部分である。

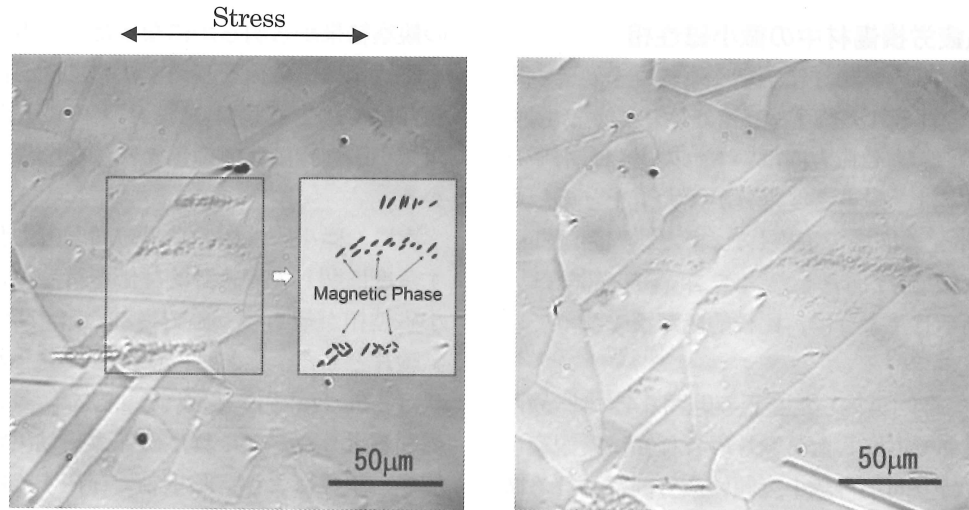
我々は最近、今回実施した全歪み範囲0.4%の試験と同条件で破損まで実施した試験片の各種顕微鏡観察を行い、応力負荷方向から数十度傾いた方向に伸びる微小磁化が応力負荷方向に沿って帯状に存在していること、その微小磁化は室温で常磁性を示すオーステナイト相から同じく室温で強磁性を示す体心立方格子構造をもつ相へ変態したことにより生じたものであることを明らかにした^{[8][9]}。

今回実施した中断試験片の観察結果から、破損材で観察されたものと同様の微小磁性相は、ごくわずかであるものの遷移硬化領域までで試験を中断した試験片中にも既に存在していることが明らかになった。ただし、破損材中のように、複数の結晶粒にわたって連続的に分布している様子は観察されなかった。遷移硬化領域までの試験片と同様、1/4N_fサイクルで中断した試験片に関しても、図中に矢印Aで示したように、微小磁性相の多くは一結晶粒内にとどまっていたが、矢印Bで示したように複数の結晶粒にわたって分布する微小磁性相も一部観察された。さらに、矢印Bで示した右側の粒や、矢印Cで示した粒のように、粒内の大部分が磁化している結晶粒が見られるようになり、遷移硬化領域までの試験片と比べて微小磁性相が存在する領域が広がっていた。1/2N_fサイクルまでの試験片に関しては、写真から明らかなように、さらに広い領域で微小磁性相が観察されるようになり、また微小磁性相の大きさも遷移硬化領域までの試験片中および1/4N_fサイクルまでの試験片中で観察された微小磁性相と比べて、大きくなっていることがわかった。微小磁化の形状および分布は3次元的であるため、XY面での観察結果からだけでは、Fig.7に示した疲労試験実施前後の磁束密度の最大変化とサイクル数の関係を定量的に説明することは出来ない。しかしながら、定性的には高温環境下での疲労損傷による磁束密度の増加は、この微小磁化が存在する領域の増加によるものであることが今回

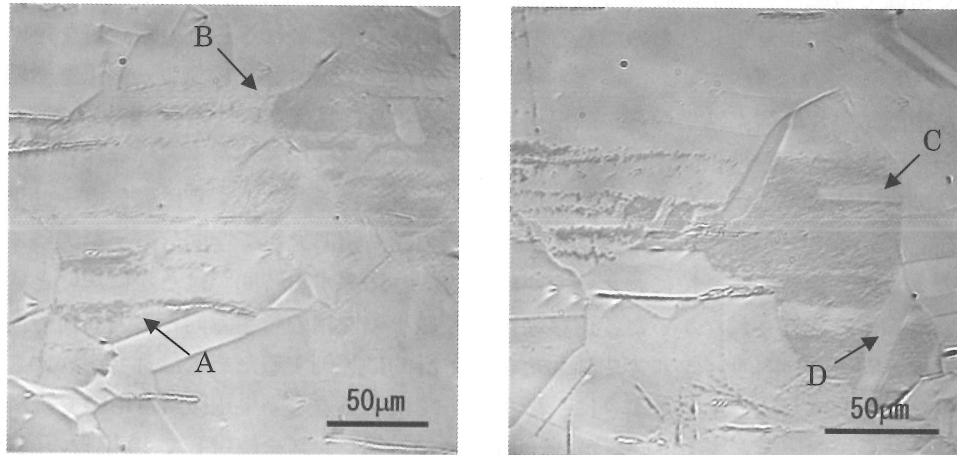
の観察結果から明らかになった。一方、このような微小磁性相は、負荷を与えずに単に高温環境下に保持しただけでは生成しない^[9]。以上のことから、観察された微小磁性相は疲労損傷と密接な関係があることがわかる。

次に、微小磁性相の長手方向と応力負荷方向とのなす角度についての統計的評価を行なった。対象は、微小磁性相が最も多く確認された1/2N_fサイクルまでの試験片とした。なお、Fig.8(c)中に見られる磁性相の形状は、Fig.8(a)中に見られるような細長い形状とは一見異なるようだが、これは磁気カー効果顕微鏡の空間分解能の限界により、密集して存在する細長い微小磁性相を分離することが難しいためである。例として、全歪み範囲0.4%で破損まで疲労損傷を加えた試験片の同一箇所(25μm角)を、磁気カー効果顕微鏡および空間分解能に優れた磁気力顕微鏡を用いて観察した結果をFig.9に示すが、磁気カー効果顕微鏡ではひとつであるように見えた磁性相も、磁気力顕微鏡観察結果から、細長い磁性相がかたまっている存在していたものであることがわかる。このように磁気カー効果顕微鏡は、磁気力顕微鏡に比べて空間分解能が劣ってはいるものの、観察に要する時間ははるかに短いという利点があり、微小磁性相の長手方向と応力負荷方向のなす角度を統計的に評価するためには都合がいいことから、本研究では磁気カー効果顕微鏡を用いて観察を行った。50倍の対物レンズを使用して10視野の観察を行い(1視野の面積:約80×100μm²)、明確に分離できる微小磁性相に関して、その長手方向と応力負荷方向とのなす角度を測定した。

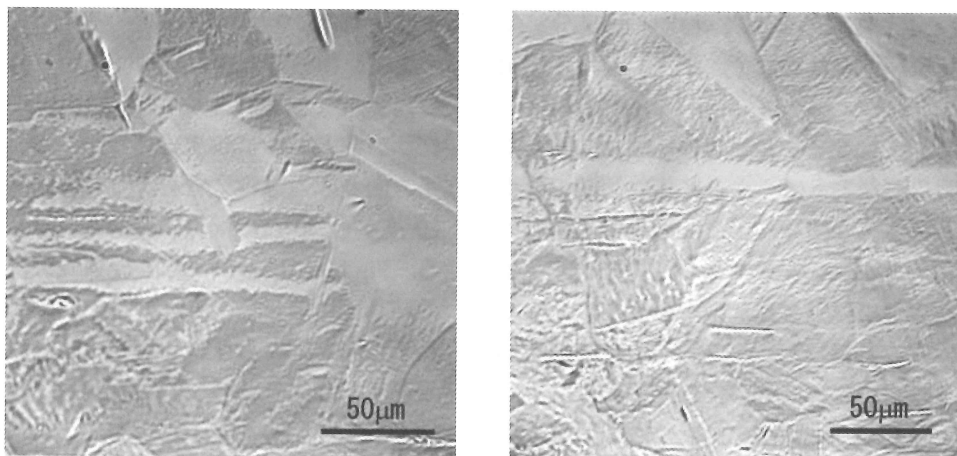
まず、横軸に角度、縦軸に長手方向と応力負荷方向のなす角度がその角度になる微小磁性相の数をとったグラフをFig.10に示す。この図から、微小磁性相の長手方向と応力軸のなす角の分布はランダムではなく、20度から30度の間に明確なピークを示すことがわかる。Fig.11には、例として観察視野内でみられた3つの結晶粒に関して、それぞれの粒内での微小磁性相の長手方向と応力負荷方向のなす角度の分布を調べた結果を示した。各結晶粒内では、さらに明瞭な角度依存性を示していることがわかる。これらの結果から、微小磁性相の長手方向は、結晶方位等の結晶学的パラメータと関係していることが示唆される。また、このことは、Fig.8(b)中に矢印C、Dで示した箇所のように、左右どちらか片側、あるいは両側で微小磁性相が多数



(a) Transition Hardening Region



(b) $1/4N_f$



(c) $1/2N_f$

Fig.8 Magnetic Kerr Effect Microscopy Results on Fatigue Test Samples under the Total Strain Range of 0.4%.

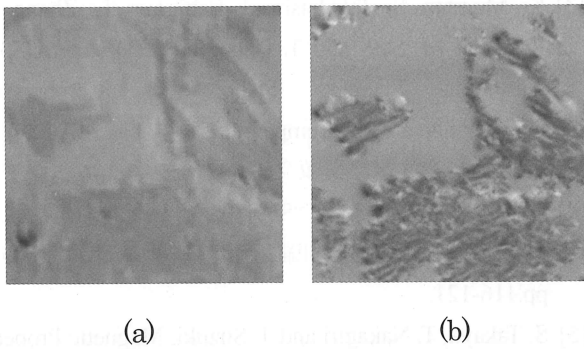


Fig.9 Observation Results of Micro-magnetic Phases at the Same Region by Different Microscopes. (a) Magnetic Kerr Effect Microscopy Image, (b) Magnetic Force Microscopy Image.

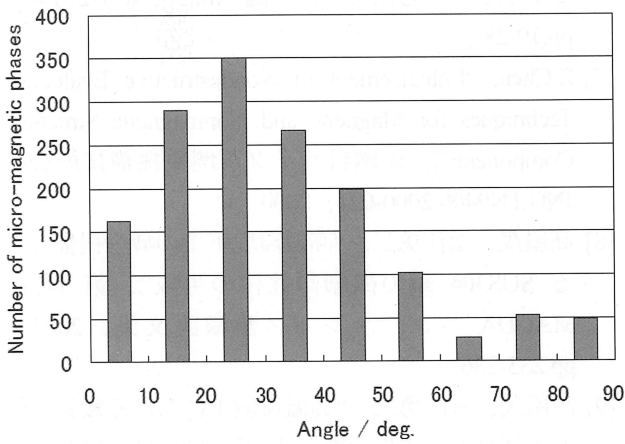


Fig.10 A Distribution of Angle of Micro-magnetic Phases to Loading Direction

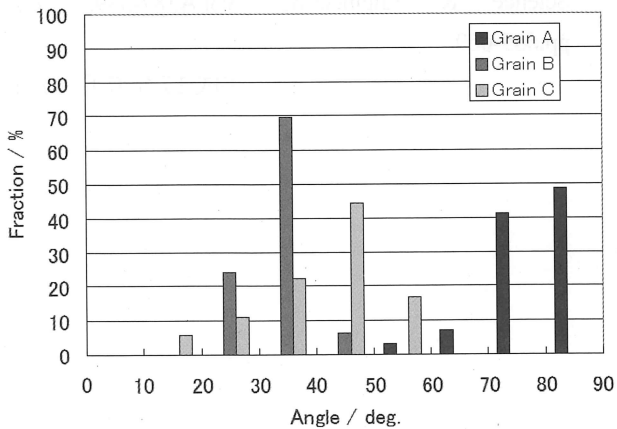


Fig. 11 A Distribution of Angle of Micro-magnetic Phases in Each Grain to Loading Direction.

生成されているにも係わらず、同一結晶粒内の他の部分と方位が異なっている双晶部分において全く観察されていないことから同じく推測できる。

疲労損傷と結晶学的パラメータの代表的な関係のひとつとしては、主すべり系が挙げられ、微小磁性相の長手方向がすべり線と一致している可能性が考えられる。しかし、すべり系とせん断応力の関係から、SUS304鋼のように面心立方構造を持つ多結晶体の場合、すべり線と応力負荷方向のなす角度は、理想的には45度近傍でピークを示すことが知られており、Fig.10 でみられた微小磁性相の長手方向と応力負荷方向のなす角度のピークからは約20度異なっていた。その原因を調べるために、Fig.11 に示した各結晶粒内での微小磁性相の長手方向が、全体での結果に比べてより鋭いピークをもっていることに注目した。なぜならば、Fig.10 中で示した分布は、約1500個の微小磁性相について測定した結果であり、微小磁性相の測定数としては十分であると考えられるが、その一方、同一粒内では微小磁性相の長手方向が応力負荷方向となす角度はほぼ一定であるため、結晶粒径の不均一さに結果が影響されている可能性もあるからである。そこで、横軸に Fig.10 と同じく角度、縦軸に各結晶粒内での微小磁性相の長手方向と応力負荷方向がなす角度のピーク値がその角度となる結晶粒の数をとり、粒内で5つ以上の微小磁性相が観察された結晶粒に関して整理した。結果を Fig.12 に示す。このグラフに関しても、微小磁性相と応力負荷方向がなす角度の分布はランダムではなく、明確にピークを示すことがわかったが、一方、ピークの位置も20度から30度の間と、Fig.10の結果と変わらなかった。

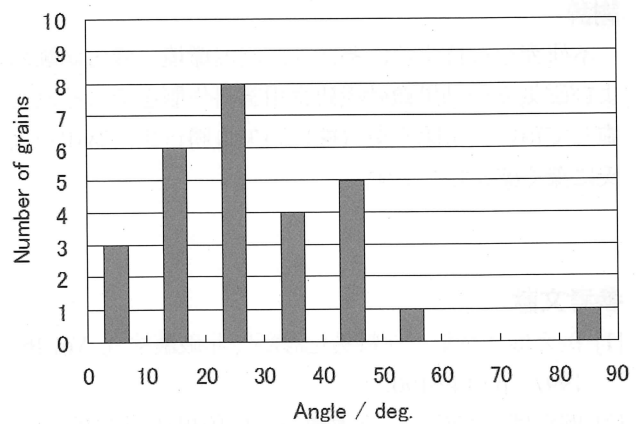


Fig.12 A Distribution of Peak Angle of Micro-magnetic Phases in Grains to Loading Direction

微小磁性相の長手方向が応力負荷方向となす角度のピークが、すべり線の理想的なピークである45度近傍に一致しなかった原因としては、隣接する結晶粒による拘束や、介在物の存在により、局所的な応力負荷方向がマクロな応力軸と一致していないことが考えられる。また、高温環境下で疲労損傷を加えることにより、結晶粒内にセル構造が形成されており、それが微小磁性相の長手方向の角度に影響を与えた可能性も考えられる。今後、透過型電子顕微鏡観察等を実施し、より詳細な微小磁性相の長手方向と結晶学的パラメータの関係についての検討を行なう。

4. 結言

大気中 650°C の環境下で SUS304 鋼について疲労中断試験を実施し、漏洩磁束密度分布測定および磁気カー効果顕微鏡観察を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) サイクル数の増加に伴い、漏洩磁束密度分布に局所的な変化が見られるようになる。これは損傷の局所的進行と関連していると考えられる。
- (2) 疲労試験実施前後での磁束密度差分分布の最大値は、サイクル数とともに線形に増加する。
- (3) 磁束密度の増加は、相変態により生じる微小磁性相が増加することによるものである。またこの微小磁性相の長手方向は、応力負荷方向に関して明確な角度依存性を示した。
- (4) 以上の結果から、磁束密度分布測定によって、高温環境下における SUS304 鋼の疲労損傷劣化をき裂発生前に評価できる可能性がある。

謝辞

本研究を遂行するにあたり、高温環境下疲労試験および磁気カー効果顕微鏡観察用試料作製をそれぞれ実施して頂いた常陽産業(株)の矢口勝己氏、富田正人氏に深く感謝致します。

参考文献

- [1] 例えば、“特集 材料劣化診断”、非破壊検査、Vol.46、1997、pp.149-196.
- [2] 例えば、宮健三、高木敏行、中曽根祐司編著、“材料劣化の電磁解明と電磁非破壊検査”、日本 AEM 学会／普遍学国際研究所、2001.
- [3] K. Mumtaz, S. Takahashi, J. Echigoya, L. Zhang, Y. Kamada, M. Sato and T. Ueda, The NDE of SUS304 Austenitic Stainless Steel after Compressive Deformation at High Temperature, 第11回MAGDA コンファレンス講演論文集, 2002, pp.193-196.
- [4] 永江勇二、青砥紀身、“SUS304 鋼の高温損傷による磁気特性および金属組織変化”、材料、Vol.54、2005、pp.116-121.
- [5] S. Takaya, T. Nakagiri and T. Suzuki. Magnetic Property Change of SUS304 Stainless Steel due to Fatigue at Elevated Temperature, Electromagnetic Nondestructive Evaluation (IX), IOS Press, Amsterdam, accepted.
- [6] 吉見健一、藤山陽一、務中達也、山田康晴、中西博昭、吉田多見男、“小型薄膜フラックスゲート磁気センサとその応用”、島津評論、Vol.56、No.1・2、1999、pp.19-28.
- [7] Z.Chen, “Enhancement of Nondestructive Evaluation Techniques for Magnetic and Nonmagnetic Structural Components”、核燃料サイクル開発機構技術資料 JNC TN9400 2000-021、2000.
- [8] 高屋茂、永江勇二、“高温環境下での疲労損傷による SUS304 鋼の微細磁性相の生成”、第 14 回 MAGDA コンファレンス講演論文集、2005、pp.233-236.
- [9] 高屋茂、永江勇二、“高温環境下における疲労損傷のき裂発生前劣化診断手法の開発”、核燃料サイクル開発機構技術資料 JNC TN9400 2005-006、2005.
- [10] Y. Nagae, “A Study on Detection of Creep Damage before Crack Initiation in Austenitic Steel”、Materials Science & Engineering, Vol.A387-389, 2004, pp.665-669.

(平成 17 年 6 月 10 日)