

UDC 669.14.018.8 : 539.388.1 : 539.67 : 620.186.4 : 669.112.227.34

論 文

ステンレス鋼の疲労過程における内部摩擦の変化

藤田 春彦*・田中 学*・神谷 修*²

On the Change in the Internal Friction of Stainless Steels in the Fatigue Process

Haruhiko FUJITA, Manabu TANAKA, and Osamu KAMIYA

Synopsis :

The internal friction has been measured on the specimens of repeat-bend fatigue test with constant strain amplitude using austenitic SUS316, ferritic 11Cr-0.4Ti and semi-austenitic SUS631 steels. A discussion was then made on plastic deformation, initiation and propagation of cracks, and martensitic transformation of these steels during fatigue test.

It was considered that in 11Cr-0.4Ti and SUS316 steels the internal friction increased owing for the most part to an increase of dislocation density by the plastic deformation during fatigue test. In SUS631 steel, the internal friction increased markedly due to martensitic transformation rather in the earlier stage of fatigue. The internal friction increased more strongly owing to the initiation and propagation of cracks in these steels. The initiation and propagation of cracks in these steels was also examined by means of both optical and scanning electron microscopy.

1. 緒 言

疲労は局所的な破壊現象であり、とくに低サイクル疲労におけるき裂の伝播挙動については、近年、フラクトグラフィを含めたミクロな現象論的研究、およびマクロな側からの破壊力学的研究が広く行われている。しかし、疲労き裂発生までの疲労過程についてはまだ不明の点が多く、材料の疲労現象を十分定量的に把握するまでには至っていない。疲労によつて材料の電気抵抗、ヤング率、内部摩擦、硬さなどの物理的・機械的性質は変化するが¹⁾、純鉄および低炭素鋼では内部摩擦は疲労による材料の塑性変形や微視き裂の発生によつて大きな変化を示す¹⁾²⁾。内部摩擦にはさまざまな原因によるものがあるが、とくに転位による内部摩擦と0.2%耐力、塑性変形量、減衰能などとの関連という、材料工学的研究への応用例もいくつかあり^{3)~5)}、内部摩擦を測定することによつて疲労過程における塑性変形や、き裂の発生および伝播の過程を調べることができると考えられる。

本研究ではオーステナイト系の SUS 316 鋼、フェライト系の 11Cr-0.4Ti 鋼、および準安定オーステナイト系の SUS 631 鋼の3種類のステンレス鋼を用いて、定ひずみ振幅の繰返し曲げ疲労試験を行い、内部摩擦を

測定して疲労中の塑性変形の進行およびマルテンサイト化について調べた。さらに、顕微鏡および走査電顕観察の結果をもとに、疲労き裂の発生と伝播の過程につき考察した。

2. 供試材および実験方法

本研究では供試材として、Table 1 に示した化学組成の SUS 316 鋼、SUS 631 鋼および 11Cr-0.4Ti 鋼の約 1.0~1.5 mm の板厚の薄板を用いた。SUS 316 鋼は熱間圧延材をさらに冷間圧延後、これに JIS 規格の溶体化処理を施したのち調質圧延したもの、11Cr-0.4Ti 鋼は熱間圧延材をさらに冷間圧延し、1050°C での溶体化処理のち酸洗したもの、また、SUS 631 鋼は熱間圧延材にさらに、冷間圧延、1050°C での溶体化処理および酸洗を組み合わせた工程を2回行つたのち調質圧延したものである。

つぎに、Fig. 1(a) に本研究で用いた疲労試験機の構造を、Fig. 1(b) に試験片の形状寸法を示した。疲労試験機は両振りの繰返し曲げ試験機で、繰返し速度はスライダックによつて設定されるが、本研究では 160 cpm 一定とした。曲げ部分は半径 R の円弧状になっており、試験片はこれにそつて Fig. 1(b) の矢印の方向に

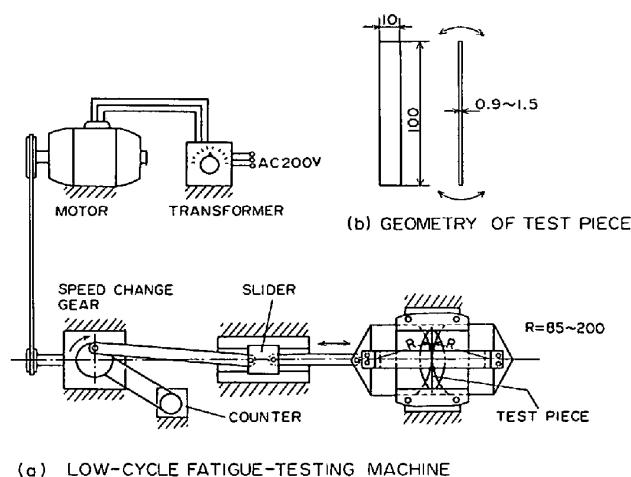
昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 5 月 28 日受付 (Received May 28, 1980)

* 秋田大学鉱山学部 工博 (The Mining College, Akita University, 1-1 Tegatagakuen-cho Akita 010)

*² 秋田大学鉱山学部 (The Mining College, Akita University)

Table 1. Chemical compositions of steel used (wt%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Mo	Al
11Cr-0.4Ti	0.028	0.34	0.28	0.016	0.012	0.09	10.97	0.40	—	—
SUS 316	0.05	0.61	1.74	0.031	0.007	11.53	17.05	—	2.74	—
SUS 631	0.06	0.44	0.50	0.036	0.006	7.14	16.66	—	—	1.07



(a) LOW-CYCLE FATIGUE-TESTING MACHINE

Fig. 1. Structure of low-cycle fatigue-testing machine and geometry of test piece.

定ひずみ振幅の繰り返し曲げ変形を受ける。このときの試験片表面での全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ は試験片の厚さ W と曲げ部分の曲率半径 R によって、 $\Delta\epsilon_t = W/(2R+W) \times 100(\%)$ で表される。また、試験片は上述の素材から長手方向が圧延方向に直角であるように採取した。試験片はすべて 20% 過塩素酸 + 70% エチルアルコール + 10% グリセリン溶液を用いて電解研磨し、鏡面にした。

内部摩擦は電磁式の横振動型内部摩擦測定装置を用い、Köster 効果を考慮して疲労試験中断後 2 min 以内に大気中で測定した。内部摩擦の測定振動数と振幅は試験片の厚さによって異なるが、前者は 440~550 Hz、後者は試験片表面で約 $(2\sim5) \times 10^{-6}$ であった。また、非磁性の SUS 316 鋼については内部摩擦を電磁式の装置で測定するために、励振される部分（両端から 10 mm のところ）に 2 mmφ の軟鋼のネジを埋め込んだ試験片を用いた。さらに、11Cr-0.4Ti 鋼を 500 回の繰り返し曲げ後、常温から 100°C までの各温度に急加熱後保持し、内部摩擦の減少量が最終的な値の 90% になる時間を求め、その温度依存性から Köster 効果の活性化エネルギーを求めた。

光学顕微鏡による試験片表面の組織と微視き裂の観察およびき裂密度の測定には、試験前に 10% クロム酸水溶液によって表面を電解腐食した試験片を用い、一部の

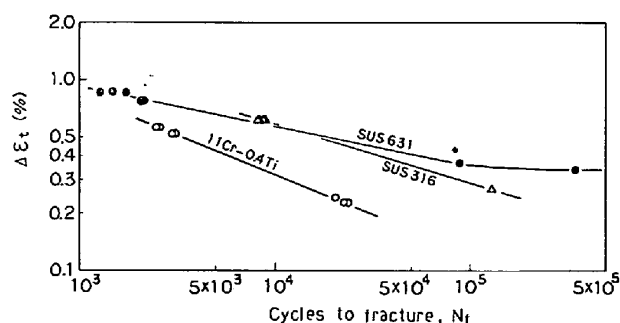
試験片ではさらにこれに 50% クロム酸水溶液による電解腐食を行ってエッチピットを発生させ、転位密度の変化を調べた。また、表面硬さの測定は荷重 1 kg のマイクロビッカース硬度計を用いて行つた。このほか、疲労試験を中断して試験片を厚さ方向に切断し疲労き裂の寸法と成長の様子を光学顕微鏡で調べた。また、破断後の試験片につき走査型電子顕微鏡によって破面観察を行い、ストライエーション間隔、き裂長さ、繰返し数と内部摩擦の相互関係を求め、疲労き裂の伝播挙動について考察した。

3. 実験結果および考察

3-1 疲労過程における内部摩擦の変化

Fig. 2 に各鋼の試験片表面での全ひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_t$) と破断寿命の関係を示した。疲労強度は SUS 631 鋼が最も高く、SUS 316 鋼、11Cr-0.4Ti 鋼の順に低くなり、 $\Delta\epsilon_t$ の減少にともなう破断寿命の増加の割合もこの順に小さくなる。また、SUS 631 鋼は高サイクル側で繰返し数の増加にともなつて一定の $\Delta\epsilon_t$ の値に漸近する傾向にある。

Fig. 3 に各鋼の疲労試験中の内部摩擦の変化を示した。図中の矢印はき裂の発生を示す。Fig. 3(a) の 11Cr-0.4Ti 鋼では、低サイクルの $\Delta\epsilon_t = 0.53\%$ においては内部摩擦は初期に繰返し数の増加とともにわずかに増したのち、繰返し数 100 回付近で著しく増加する。その後、内部摩擦はほとんど増加しないが、繰返し数 1300 回付近で試験片表面に微視き裂が生じたのちは急

Fig. 2. Total strain range on the surface of specimen ($\Delta\epsilon_t$) vs. cycles to fracture (N_f) in steels.

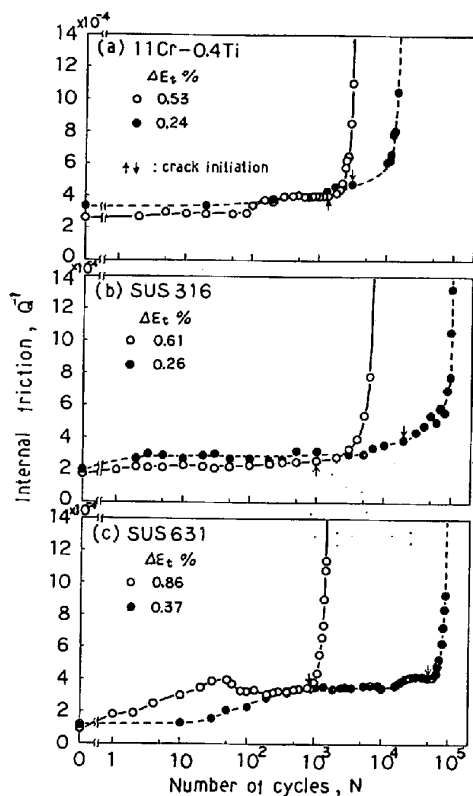


Fig. 3. Change in internal friction of steels during fatigue test.

激に増加する。 $\Delta\epsilon_t=0.24\%$ でも繰返し数は異なるが同様の内部摩擦の変化を示し、き裂発生の少し前からの内部摩擦の増加が明らかである。Fig. 3(b)のSUS 316鋼においては、低サイクル側の $\Delta\epsilon_t=0.61\%$ では内部摩擦は繰返し数とともに増加し続け、とくに最初の数回と約50回から500回付近で比較的大きな増加を示し、き裂が発生する1000回以後は内部摩擦の増加がさらに著しい。全体の傾向は $\Delta\epsilon_t=0.26\%$ でも同じである。Fig. 3(c)のSUS 631鋼については、低サイクル側の $\Delta\epsilon_t=0.86\%$ では繰返し数約50回までに内部摩擦の著しい増加が起こる。その後、内部摩擦は一度減少するが、繰返し数約400回付近から再び増加し始め、約750回でき裂が発生したのちはさらに急激な内部摩擦の増加が生じる。 $\Delta\epsilon_t=0.37\%$ では疲労の初期には内部摩擦の極大はみられないが、全体として $\Delta\epsilon_t=0.86\%$ の場合と同様の变化を示す。このように、疲労試験中に11Cr-0.4Ti鋼では2度の、SUS 316鋼とSUS 631鋼では3度の比較的大きな内部摩擦の増加が認められた。

つぎに、Fig. 4に上述の各鋼の低サイクル側の内部摩擦、表面硬さおよび表面き裂密度と繰返し数の関係を示した。11Cr-0.4Ti鋼では疲労の初期においても内部摩擦の増加とともに表面硬さはわずかに増すが、これは

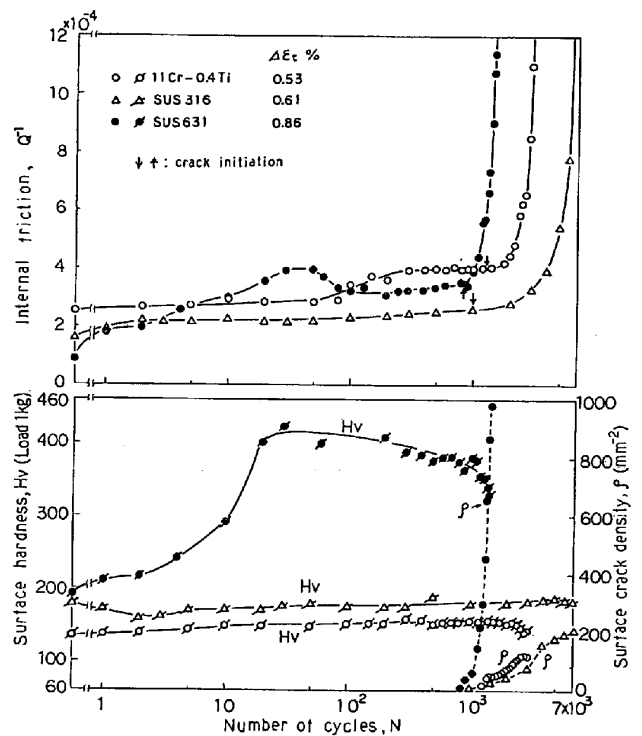


Fig. 4. Change in internal friction, surface hardness and surface crack density of steels during low cycle fatigue test.

疲労にともなう塑性変形によつて転位密度が増すためと考えられる。繰返し数50回付近から起こる内部摩擦の急激な増加は、表面観察から明らかとなつたすべり帯の形成時期と一致している。さらに、き裂発生後き裂密度の増加とともに内部摩擦は著しく増大し、表面硬さは減少してゆく。き裂密度は繰返し数2400回付近になるとほぼ一定となるが、内部摩擦は破断まで増加し続ける。また、SUS 316鋼ではきわめて初期の内部摩擦の増加に対応して表面硬さの減少が起こる。この加工軟化の原因は、素材の調質圧延で導入された転位が疲労の初期に動きやすくなるためであろう。この鋼では以後き裂発生までは内部摩擦の増加とともに表面硬さも単調に増し、転位密度の増加にともなう加工硬化が起こると考えられる。表面硬さはき裂密度の増加がほぼ飽和する5000回付近からは減少し始める。SUS 631鋼では初期の繰返し数約50回まで内部摩擦の増加とともに表面硬さは著しく増す。これは後述するように準安定オーステナイトのマルテンサイト化がおもな原因である。内部摩擦は繰返し数約50回から400回付近までは後述のひずみ時効によつて一度減少するが、表面硬さはこの範囲ではほとんど変化しない。この鋼ではき裂発生 of の少し前、すなわち、繰返し数約400回から表面硬さは減少し始める。また、他の鋼に比べてき裂密度は著しく大きく、

破断の直前まで増す。

さらに, Fig. 3 では各鋼において微視き裂の発生の少し前から内部摩擦の増加がみられるが, 上述の Fig. 4 のようにこれは 11Cr-0.4Ti 鋼, SUS 316 鋼では表面硬さの増加に, また, SUS 631 鋼では逆に硬さの減少に対応している. 3・2 でも述べるが, Fig. 3, 4 のように 11Cr-0.4Ti 鋼と SUS 316 鋼では SUS 316 鋼の疲労の初期を除けば内部摩擦の増加と表面硬さの増加はよく対応しており, 塑性変形による転位の増加とそれともなう加工硬化の過程でき裂が形成されると考えられる. 一方, SUS 631 鋼では後述の疲労試験中に起こるマルテンサイト化で増加した転位のために著しく硬化し, 内部摩擦も増す. その後, マルテンサイト化と繰り返し曲げによる転位密度の増加が飽和し, 後述のひずみ時効も起こるために, 内部摩擦は減少し硬さはほぼ一定となる. SUS 631 鋼でき裂発生の少し前から内部摩擦が増加し始めるのは, 表面硬さの低下からみて, 繰り返し曲げ変形によつて動的回復による転位密度減少などの転位組織の変化が生じることと, 転位がひずみ時効の原因となる C 原子の固着を脱して動くことによつて, 転位のピン止め間の距離が大きくなることがおもな原因と考えられる. 内部摩擦の変化をさらに詳しく調べることによつて, き裂発生に至るまでの疲労損傷の進行をある程度定量的に知ることができると思われる.

3・2 き裂発生以前の内部摩擦の変化について

つぎに, 各鋼のき裂発生以前の内部摩擦変化の原因について少し詳しく考察する. 微小振幅の場合には内部摩擦 Q^{-1} は振幅に依存せず, Granato-Lücke の理論によつて次式で与えられる³⁾.

$$Q^{-1} = \overline{C} B \omega \rho L^4 \dots \dots \dots (1)$$

ここで, \overline{C} は定数, B は結晶格子の摩擦係数, ω は角周波数, ρ は転位密度, L は転位のピン止め間の平均長さで,

$$1/L = 1/L_C + 1/L_N \dots \dots \dots (2)$$

である. L_C は不純物原子による弱いピン止め間の, L_N は転位節のような強いピン止め間の平均距離である. 本研究では供試材の C 量から $L_C \ll L_N$ と考えられ, $L = L_C$ とみなせるが, とくに, ひずみ時効の起こらない SUS 316 鋼と, 室温でひずみ時効の影響があまり大きくない 11Cr-0.4Ti 鋼では, L_C はほぼ一定と思われる. すなわち, 内部摩擦の主な原因は不純物原子によつてピン止めされた転位の共鳴振動と考えられる. この場合, (1) 式から内部摩擦 Q^{-1} は転位密度 ρ に比例することがわかる. また, 加工による転位密度の増加を $\Delta\rho$ とすれば, 加工硬化量 $\Delta\tau$ は次式で表される³⁾.

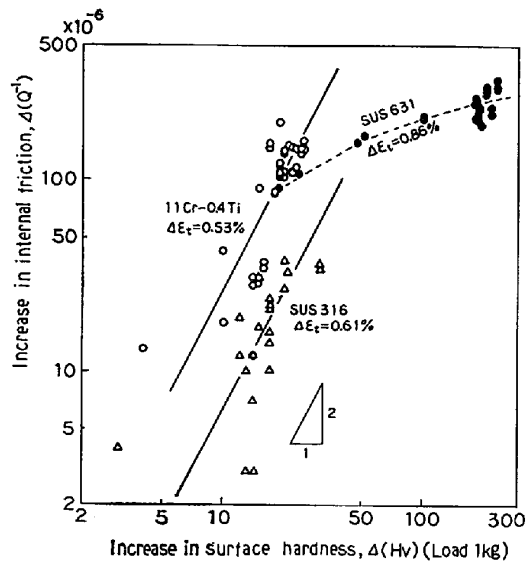


Fig. 5. Relationship between increase of internal friction and that of surface hardness in steels at low cycle fatigue test.

$$\Delta\tau = 0.5\mu b\sqrt{\Delta\rho} \dots \dots \dots (3)$$

ここで, μ は剛性率, b はバーガースベクトルの大きさである. 一方, ビッカース硬さ Hv と降伏応力 σ_Y の間に

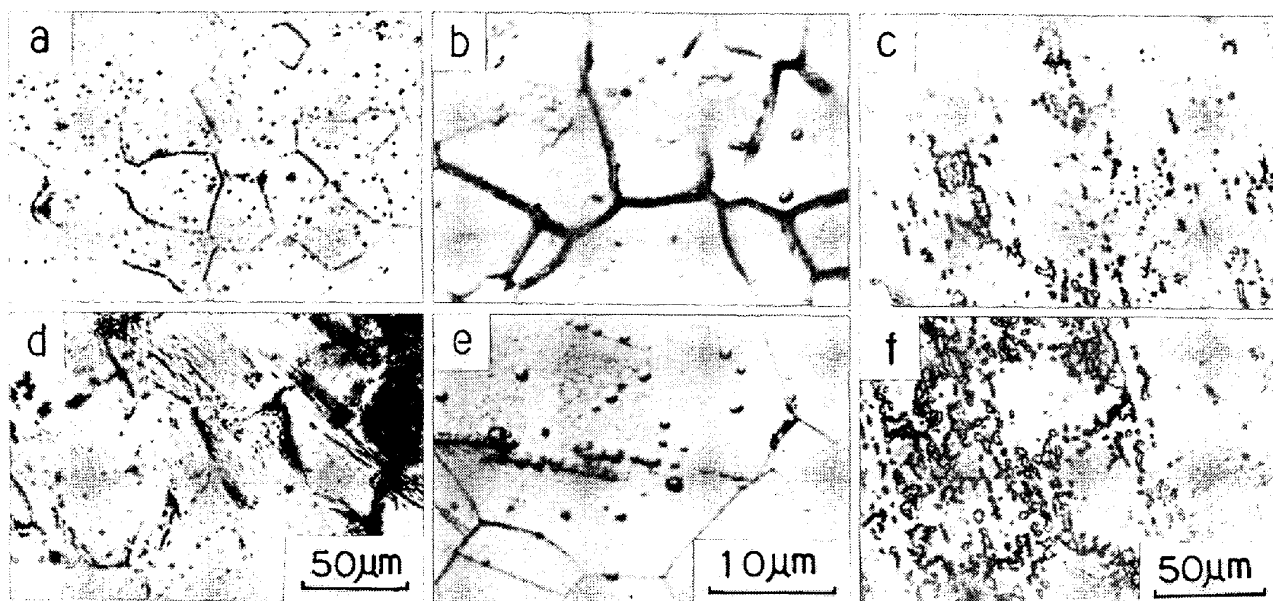
$$Hv = 3\sigma_Y \dots \dots \dots (4)$$

という関係がある⁶⁾. 硬さの増加 $\Delta(Hv)$ と降伏応力の増加 $\Delta\sigma_Y$ についても同様の関係が成立すると仮定すれば, 転位密度の増加 $\Delta\rho$ による内部摩擦の増加を $\Delta(Q^{-1})$ として,

$$\Delta(Q^{-1}) = \overline{C} B \omega \Delta\rho L^4 \propto \{\Delta(Hv)\}^2 \dots \dots \dots (5)$$

Fig. 5 に各鋼の低サイクル側でのき裂発生までの $\Delta(Q^{-1})$ と $\Delta(Hv)$ の関係を示した. 実験値のばらつきはあるが, SUS 316 鋼と 11Cr-0.4Ti 鋼では (5) 式の関係と一致した傾向がみられる. 内部摩擦と表面硬さの間の定量的な対応関係について単純には議論できないが, 上述の二鋼では疲労にともなう転位密度の増加が内部摩擦の増加の主な原因であることは明らかである. 一方, SUS 631 鋼では (5) 式のような関係はないが, これは後述のマルテンサイト変態による転位密度の増加とひずみ時効がおもな原因と考えられる.

オーステナイト系の SUS 316 鋼では認められないが, フェライト系の 11Cr-0.4Ti 鋼と準安定オーステナイト系の SUS 631 鋼では, 疲労試験を中断して常温に試験片を放置すると, Köster 効果によつて時間の経過とともに内部摩擦が低下する. SUS 631 鋼で疲労試験中にみられたひずみ時効もこれと関係がある. Fig. 6 に本研究で求めた 11Cr-0.4Ti 鋼の Köster 効果の活性化エ



(a) 11Cr-0.4Ti, $N=0$ (b) SUS 316, $N=0$ (c) SUS 631, $N=0$
 (d) 11Cr-0.4Ti, $N=1300$ cycles, $\Delta\epsilon_t=0.53\%$
 (e) SUS 316, $N=500$ cycles, $\Delta\epsilon_t=0.61\%$ (f) SUS 631, $N=50$ cycles, $\Delta\epsilon_t=0.86\%$

Photo. 1. Change in surface microstructure of steels during low cycle fatigue test.

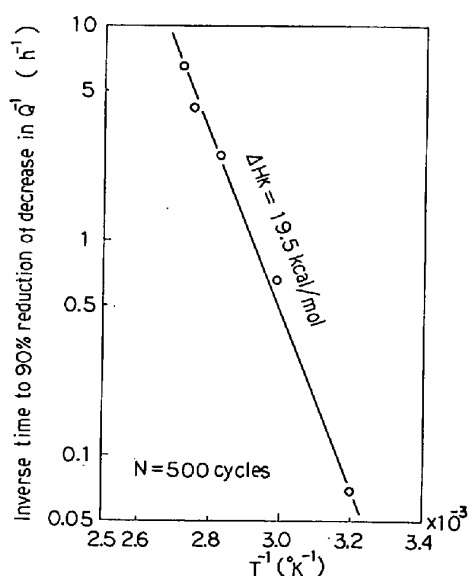


Fig. 6. Activation energy of Köster effect (ΔH_K) in 11Cr-0.4Ti steel.

エネルギーを示した。図中の 19.5 kcal/mol という値は C の α 鉄中の拡散の活性化エネルギー 20.1 kcal/mol⁴⁾ にほぼ等しく、Köster 効果は転位の周囲に C の雰囲気形成され、転位がピン止めされるために起こると考えられる。

3.3 疲労過程における表面組織の変化

Photo. 1 に疲労試験の低サイクル側における表面組織の変化の一例を示した。Photo. 1(a)～(c)は試験前の表面の顕微鏡写真である。Photo. 1(a)の 11Cr-0.4Ti 鋼は均一なフェライト組織であり、Photo. 1(b)の SUS

316 鋼はオーステナイト単相の組織である。後者ではとくに 50% クロム酸水溶液によつてエッチピットを発生させてあり、大きなエッチピットは JIS 規格の溶体化処理後に存在する転位に、また、微小なものは冷間加工によつて導入された転位にそれぞれ対応する⁷⁾。これに対し、Photo. 1(c)の SUS 631 鋼ではオーステナイトとマルテンサイトの母相中に粒状の残留析出物がみられる。11Cr-0.4Ti 鋼では内部摩擦の増加が顕著な繰返し数 50 回付近で粒内にすべり帯が生じ、繰返し数 1300 回では Photo. 1(d) の中央部のような粒内き裂がおもに発生する。SUS 316 鋼および SUS 631 鋼でも表面き裂は結晶粒内に多く観察された。SUS 316 鋼ではすべり線はき裂の発生まではほとんど観察されないが、Photo. 1(e) と Photo. 1(b) の比較からわかるように、繰返し数が 500 回程度になると疲労試験中に生じたきわめて微小な転位のエッチピット群が粒内にみられる。SUS 631 鋼では内部摩擦が極大となる繰返し数 50 回付近で、Photo. 1(f) に示したようなマルテンサイト葉が多数みられる。また、この鋼では疲労試験中のマルテンサイト化によつて試験片の伸びを生じる。Fig. 7 は同じ鋼の内部摩擦および伸びと繰返し数の関係で、内部摩擦と伸びの増加の傾向はよく一致している。

3.4 疲労き裂の発生および伝播について

Photo. 2 に低サイクルで疲労破壊した各鋼の破面を示した。き裂の伝播方向は写真の上から下方向である。SUS 316 鋼においては疲労き裂伝播の初期には Photo.

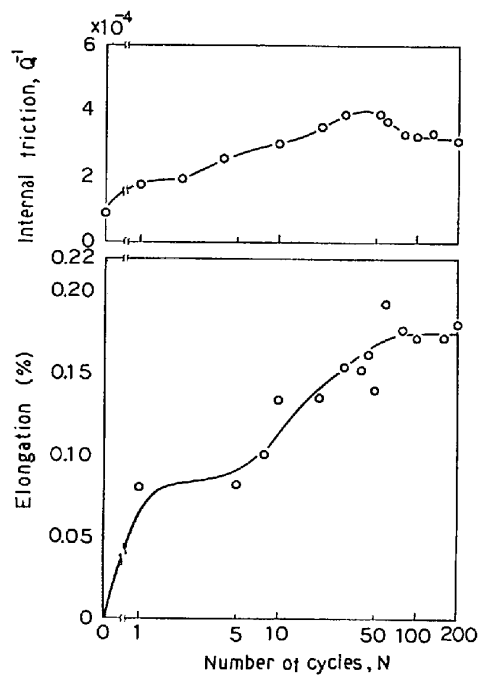


Fig. 7. Increase of internal friction and elongation in SUS 631 steel due to martensitic transformation during low cycle fatigue test.

2(a) のように破面上にラブマークがみられるが、き裂の伝播とともに Photo. 2(b) のような明瞭なストライエーションが現れる。き裂の伝播とともにストライエーション間隔は増大し、最終的には延性破断が起こって、Photo. 2(c) に示したように破面に dimple が形成される。き裂伝播の過程は 11Cr-0.4Ti 鋼でもほぼ同様で、Photo. 2(d) のようにストライエーションが認められたが、SUS 631 鋼では明瞭なストライエーションではなく、Photo. 2(e) のようなストライエーション状模様が部分的に観察された。この写真にみられる大きな凹凸は Photo. 1(e) のマルテンサイト葉の幅にほぼ等しいことから、疲労試験中に生じたマルテンサイト葉の内部およびそれらの境界を疲労き裂が不規則に伝播したと考えられる。

つぎに、同じく低サイクル疲労の寿命の約 83% の時点での、断面内で最も長いき裂の顕微鏡写真を Photo. 3 に示した。疲労き裂はいずれも両側の表面から生じ、内部摩擦の増加が顕著なこの時点では、SUS 316 鋼と 11Cr-0.4Ti 鋼ではそれぞれ Photo. 3(a), (b) のように粒内を通る長い主き裂のほか、やや短いき裂も少し認められる。一方、SUS 631 鋼ではこのような疲労過程の

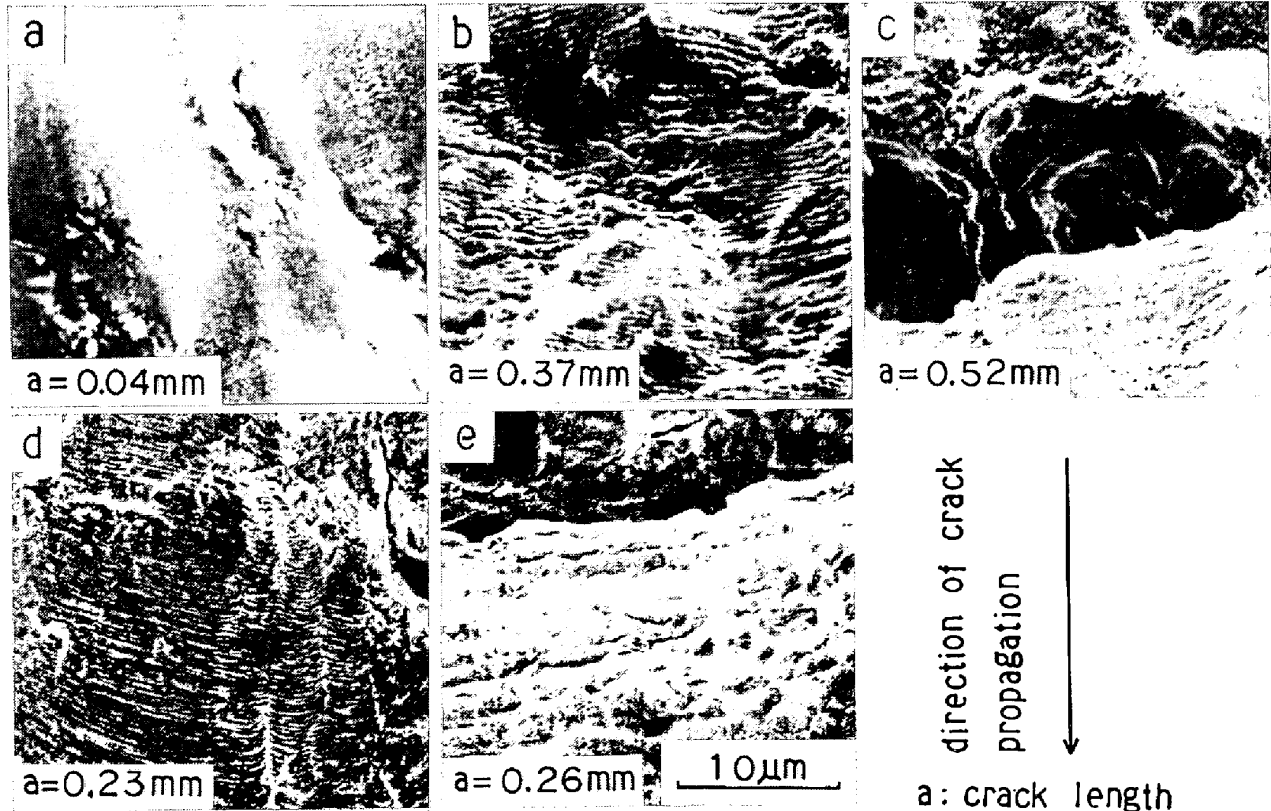


Photo. 2. Fracture surface of steels at low cycle fatigue test.

(a), (b) and (c) are rub mark, striation and dimples at final fracture surface of SUS 316 steel at $\Delta\epsilon_t = 0.61\%$ ($N_f = 9\,100$ cycles), respectively. (d) and (e) are striation of 11Cr-0.4Ti steel at $\Delta\epsilon_t = 0.53\%$ ($N_f = 3\,000$ cycles) and striation-like pattern of SUS 631 steel at $\Delta\epsilon_t = 0.86\%$ ($N_f = 1\,300$ cycles).

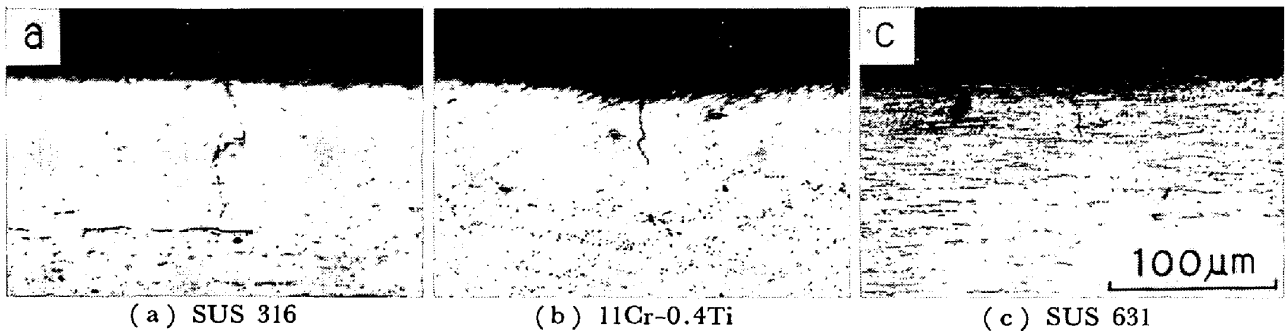


Photo. 3. The longest crack observed in cross section of specimens tested up to about 83% of fatigue life at low cycles.

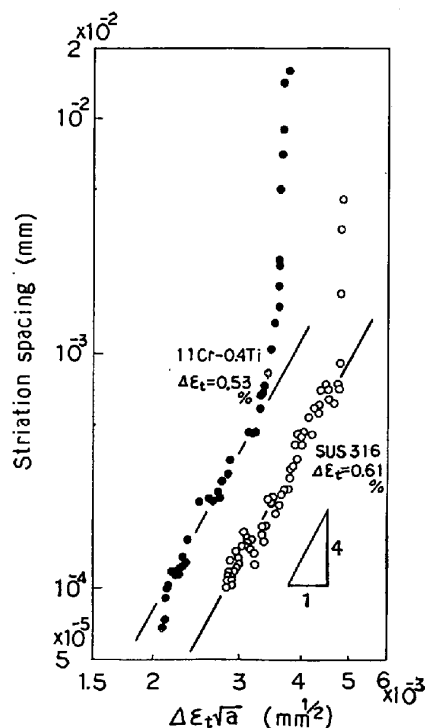


Fig. 8. Relationship among striation spacing, crack length and total strain range on the surface of specimen ($\Delta\epsilon_t$) in 11Cr-0.4Ti and SUS 316 steels at low cycle fatigue test.

後期でも、Photo. 3(c)のような短い主き裂のほかは断面内にほとんどき裂は認められない。

Fig. 8 にストライエーションが明瞭な SUS 316 鋼と 11Cr-0.4Ti 鋼の低サイクル疲労について、上述の破面および断面観察から求めたストライエーション間隔 s とき裂長さ a との関係を示した。図中の直線部分では両鋼において $s \propto (\Delta\epsilon_t \sqrt{a})^4$ の関係がある。1 回の繰返しで 1 つのストライエーションが形成されるとすると⁸⁾、き裂伝播速度 da/dN は s に等しいから、11Cr-0.4Ti 鋼と SUS 316 鋼では $da/dN \propto (\Delta\epsilon_t \sqrt{a})^4$ となり、また、前者は後者よりき裂伝播速度の大きいことがわかる。なお、Fig. 8 の結果は片側のき裂についてのものである

が、疲労き裂は本研究では両側からはほぼ同様に伝播するので、片側のき裂の結果のみを示した。

4. 結 言

オーステナイト系の SUS 316 鋼、フェライト系の 11Cr-0.4Ti 鋼および準安定オーステナイト系の SUS 631 鋼を用いて、定ひずみ振幅の繰返し曲げ疲労試験を行い、内部摩擦を測定して疲労中の塑性変形、およびマルテンサイト化との関係について検討した。さらに、試験片表面の顕微鏡観察および破面の走査電顕観察などをもとに、疲労き裂の発生および伝播の過程につき考察した。以下に得られた結果を要約する。

(1) 疲労試験中の内部摩擦の比較的大きな増加は、試験片の破断までに、11Cr-0.4Ti 鋼では 2 度、SUS 316 鋼と SUS 631 鋼では 3 度起こり、とくに疲労後期のき裂発生以後の内部摩擦の増加が最も著しい。

(2) 疲労き裂の発生する以前については、11Cr-0.4Ti 鋼および SUS 316 鋼では疲労による塑性変形にともない、おもに転位密度の増加によつて加工硬化が起こり、内部摩擦は増加する。これらに対して SUS 631 鋼では、疲労の比較的初期にマルテンサイト変態が起こるため、著しい内部摩擦の増加を示す。

(3) 疲労き裂は鋼種によらず試験片の両側表面の結晶粒内におもに生じ、これが試験片中央へ向かつて伝播し破断に至る。11Cr-0.4Ti 鋼と SUS 316 鋼においては破面にストライエーションが観察され、ストライエーション間隔 s 、試験片表面での全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{ts}$ とき裂長さ a の間には $s \propto (\Delta\epsilon_{ts} \sqrt{a})^4$ の関係が認められた。SUS 631 鋼では明瞭なストライエーションは観察されなかった。

(4) 内部摩擦は疲労き裂の発生の少し前からすでに増加するが、表面硬さの変化との対応から、11Cr-0.4Ti 鋼と SUS 316 鋼では疲労中の塑性変形による転位の増加と加工硬化が、SUS 631 鋼では繰返し曲げ変

形によつて、動的回復などの転位組織の変化が生じることと、転位がひずみ時効の原因のC原子の固着を脱して動くことによつて、転位のピン止め間の距離が大きくなることがおもな原因と考えられる。

(5) 11Cr-0.4Ti 鋼の Köster 効果の活性化エネルギーは 19.5 kcal/mol で、 α 鉄中のCの拡散の活性化エネルギー 20.1 kcal/mol にほぼ等しく、C雰囲気による転位のピン止めが Köster 効果の原因と考えられる。

終わりに、本研究の遂行にあたつて有益な助言を賜りました東京都立大学工学部 坂本庸晃助教授、実験について協力をいただいた秋田大学鉱山学部学生 田中勝男、高橋智彦の両君ならびに秋田大学鉱山学部 葦原文夫技官、および本研究の供試材を提供して下さった日新製鋼株式会社に心から感謝致します。

文 献

- 1) V. S. IVANOVA, 横堀武夫訳: 金属の疲労破壊, (1970), p. 102 [丸善]
- 2) 藤井光夫, 桂伊津美: 機械学会東北支部・精機学会東北支部米沢地方講演会論文集, No. 771-1 (1977. 6), p. 6
- 3) 土井英和: 日本金属学会会報, 11(1972) 10, p. 719
- 4) 荒木 透: 鉄鋼材料学, (1970), p. 79 [丸善]
- 5) 杉本孝一: 日本金属学会会報, 14 (1975) 7, p. 491
- 6) A. KELLY, 村上陽太郎訳: 複合材料, (1971), p. 37 [丸善]
- 7) V. S. IVANOVA, 横堀武夫訳: 金属の疲労破壊, (1970), p. 71 [丸善]
- 8) 北川英夫, 小寺沢良一共編: フラクトグラフィ, 破壊力学と材料強度講座 15, (1977), p. 83 [培風館]