

論文

液体窒素および液体ヘリウム中における
32%Mn 非磁性鋼の低サイクル疲労挙動
と C, N の影響

柴 田 浩 司*・藤 田 利 夫*

Low Cyclic Fatigue Behavior of 32%Mn Nonmagnetic Steel and the Effects
of C and N in Liquid Nitrogen and Liquid Helium

Koji SHIBATA and Toshio FUJITA

Synopsis:

The effects of testing temperature, C, and N on the low cyclic deformation behavior of 32% Mn non-magnetic steels have been investigated in ambient air, liquid nitrogen, and liquid helium. It was observed that several problems existed in fatigue tests in liquid helium due to special phenomena occurred at very low temperatures. The steel containing 0.3% N, which showed large fatigue softening at room temperature, increased the trend toward the softening at low temperatures. The steel containing 0.14% C and 0.13% N also increased the tendency of softening with the temperature decrease, while it was not so large at room temperature. Dislocation configuration in steels showing the softening tended to be mainly planar at very low temperatures as same as at room temperature. The steel with a very low content of C and N, the 0.3% C steel, and the 0.12% N steel did not show the softening at low temperatures, but showed only fatigue hardening. The hardening of the former two steels increased remarkably as the temperature decreased. This phenomenon was attributable to ϵ martensite induced by the cyclic deformation. The fatigue softening behavior observed at low temperatures could qualitatively be explained with the hypothesis that the softening occurred through the breakdown of solid solution strengthening due to IS complexes during the cyclic deformation.

Key words: steel for low temperature service; fatigue; softening; high manganese steel; solid solution; carbon; nitrogen; liquid helium; strength; microscopy.

1. 緒 言

核融合炉や超電導発電機、大型粒子線加速器などの大型超電導磁石に関連して使用される極低温構造用鋼は、静的強度、靱性、電気的・磁氣的性質、熱的性質等にすぐれていることのほか、疲労に対しても強いことが要求されている^{1)~3)}。現在、静的強度、靱性にすぐれた極低温用鋼が開発されつつあるが⁴⁾⁵⁾、極低温用鋼の疲労に関する研究は極低温はもちろん室温におけるものも報告例が少なく^{1)~3)6)}、とくに低サイクル繰返し塑性変形挙動に関する研究は従来ほとんど見られない。著作らは現在までに、オーステナイト (γ) 系極低温用鋼の最も有効な強化手段である N, C の添加が、室温における低サイクル疲労挙動に及ぼす影響を詳細に調べてきた^{7)~10)}。その結果、Cr-Ni ステンレス系鋼、高 Mn 系

鋼を問わず、N 添加により強化した鋼は溶体化処理状態で大きな疲労軟化を示すこと、C を添加した Cr-Ni ステンレス鋼も C を十分固溶させれば比較的大きな疲労軟化を示すこと、C を添加した高 Mn 鋼は Mn 量によっては大きな疲労軟化を示すこと等の知見を得た。また、疲労軟化は低サイクル疲労寿命に対して大きな悪影響を及ぼさないことを示す結果も得られたが⁸⁾、疲労軟化が生じるとせつかく強化した材料の耐力が著しく低下することを明らかにした。さらにこうした疲労軟化の機構を、C, N による固溶強化機構と関連づけて、いろいろな角度から考察した^{8)~10)}。

本研究の目的は、第一に室温における研究⁹⁾に引き続き、極低温において 32%Mn 系非磁性鋼の低サイクル繰返し塑性変形挙動を観察し、極低温における低サイクル疲労軟化に及ぼす N, C の影響及び試験温度の影響に

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 5 月 2 日受付 (Received May 2, 1986)

* 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

関する知見を得ることである。第二に、前報⁹⁾及び前々報⁸⁾で推察した疲労軟化の機構を、本研究で得られた知見にてらして検討することである。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。L 鋼, C 鋼, N 鋼, NC 鋼は、おのおの C, N 無添加鋼, C 添加鋼, N 添加鋼, C, N 添加鋼である。N 鋼については N 量の多い N (h) 鋼, 中程度の N (m) 鋼の 2 鋼種を用意した。NC 鋼は市販鋼¹¹⁾で大気溶解材である。他は高純度の原料を用いて実験室的に真空溶解したものである。NC 鋼においては、供与された 1313 K×2 h 溶体化処理材を加工して試験片を作製した。他鋼においては、17 kg の鋼塊を熱間鍛造・圧延により 13×13 mm² の棒あるいは 13 mm 厚の板にし、溶体化処理の後試験片に加工した。溶体化処理条件は、1313 K×2 h 水冷, 1473 K×1 h 水冷および 1573 K×1 h 水冷の 3 条件である。引張試験片, 疲労試験片はともに平行部長 10 mm, 平行部直径 5 mm の丸棒試験片である。前報⁹⁾及び前々報⁸⁾同様クロム酸＋りん酸液にて表面を電解研磨してから試験に供した。

2.2 疲労試験, 引張試験

試験は、液体ヘリウム中, 液体窒素中, 室温の大気中

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steels	C	Mn	Cr	N
L*	0.02	31.2	6.94	0.007
C*	0.32	31.8	7.01	0.012
N(m)*	0.03	31.8	6.50	0.12
N(h)*	0.03	31.2	7.51	0.30
NC	0.14	31.6	7.04	0.133

Si: 0.5~0.7, P: 0.002~0.02, S: ~0.01

Ni: 0.2~0.6, Al: 0.01~0.04

* Vacuum melt

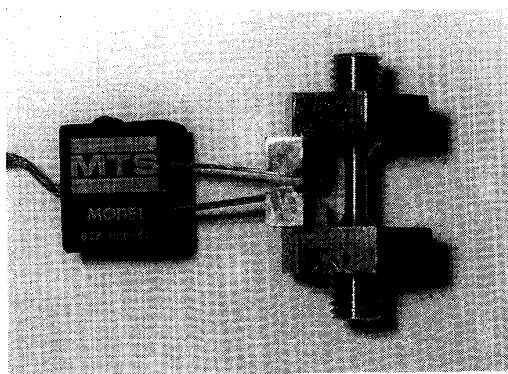


Photo. 1. Clip gage used for tensile and fatigue tests, shown mounted on test specimen.

で行った。疲労試験に関しては、液体窒素中での塑性歪み振幅一定試験, 室温における試験はインストロン型試験機を用い, 液体ヘリウムおよび液体窒素中での全歪み振幅一定試験は、クライオスタットを取り付けた油圧式試験機を用いて行った。完全両振りの引張・圧縮変形を与え, 全歪み振幅一定あるいは塑性歪み振幅一定条件下の繰返し変形に伴う応力振幅の変化を観察した[†]。

液体ヘリウム中での試験では、歪み速度が 10^{-2}s^{-1} のオーダーになると繰返し変形中試験片の温度が恒常的に上昇するおそれがあるので、歪み速度は他の試験温度の場合を含めておよそ $3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ とした。歪みの検出は Photo. 1 に示すように、試験機に取り付けたクリップオンゲージにて試験片の長さ変化を測定することによって行った。荷重方向の反転は自動荷重方向反転装置を用いたが、塑性歪み振幅一定試験においては、歪みの調整を手動により行った。

液体ヘリウム中での疲労試験では、試験に供したすべての鋼で繰返し数にかかわらず、断続的に可聴音を伴う速度の速い変形が生じ、ヒステリシスループ上に荷重の低下と上昇の繰返し（セレーション）が観察された。この急速変形による荷重低下が荷重方向の反転歪み付近で生じると、ヒステリシス曲線から応力振幅をどう読み取ればよいか問題になる。また、荷重方向が設定歪みでうまく反転せず、歪みがオーバーシュートして、歪み振幅一定という条件を維持することが困難になることがあった。このような場合のデータの処理方法に関しては、現在定まったものが無い。そこで試みに、応力振幅は、荷重低下やオーバーシュートが生じていても、補正などをせずに設定歪みにおける荷重から求めた。さらに、繰返し数が 10 回以上の場合には、連続する 5 回の繰返し変形の応力振幅を上述したような方法で求め、それらの平均値をこの 5 回の繰返し変形の真ん中の繰返し数に対応する応力振幅とした。このような方法を採用しても疲労硬化・軟化挙動を鋼種間で比較するには問題が少ないと考えられる。

引張試験も疲労試験と同様な条件で行った。用いた試験機は、液体窒素中および大気中の試験ではインストロン型、液体ヘリウム中の試験では油圧式試験機である。

2.3 組織観察

繰返し変形を与えた試験片の平行部より円盤状に試料を切り出し、機械研磨、電解研磨により薄膜とし、透過電子顕微鏡にて組織観察を行った。電解研磨は、過塩素酸 5%＋グリセリン 10%＋エチルアルコール 85% 液、

† 歪み振幅一定試験の場合、繰返し変形とともに応力振幅が増加するとき疲労硬化、低下する場合を疲労軟化と呼ぶ。

または過塩素酸 5% + 酢酸 95% 液を用い、Twin jet 法にて行つた。

3. 実験結果

3.1 引張試験

前報⁹⁾ 及び前々報⁸⁾ で、疲労軟化と C, N による固溶強化との関係を議論したが、C, N による固溶強化は試験温度が低くなるほど大きくなることが知られている^{12)~15)}。しかし、C, N の固溶強化の大きさ及びその温度依存性に関しては、定まつた結果が得られていない⁹⁾。そこで、L 鋼, C 鋼, N (h) 鋼を用いて、0.2% 耐力を各温度で測定した。結果をすでに前報⁹⁾ で報告した室温における結果とともにまとめて Fig. 1 に示す。Fig. 1 では前報⁹⁾ における検討にもとづいて、横軸を $C + 2.4N$ (C, N はおのおの炭素、窒素の重量%) で整理した。そのように整理しても、液体窒素温度、液体ヘリウム温度における 0.2% 耐力が、ほぼ直線にのることが分かる。また、試験温度が下がると C, N の添加、とくに N の添加により、0.2% 耐力が著しく高くなることが分かる。かなり高い温度でも溶体化処理した理由は、前報⁹⁾ で述べたように C を十分固溶させるためと、強度に及ぼす結晶粒径の影響を小さくするためである。

3.2 全歪み振幅一定疲労試験

前報⁹⁾ の研究により室温では以下のような結果が得られている。すなわち、① N (h) 鋼で大きな疲労軟化が認められる。② N (m) 鋼, NC 鋼も疲労軟化を示すが、程度は小さい。③ 大きな疲労軟化を示す N (h) 鋼も、歪み振幅が大きくなると疲労軟化の程度が小さくなる。

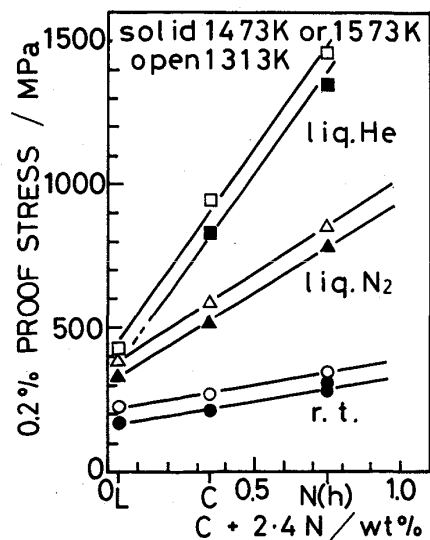


Fig. 1. The influence of C and N, and testing temperature on 0.2% proof stress of 32%Mn steel.

④ C あるいは N による固溶強化が大きいほど疲労軟化の程度が大きい。⑤ 積層欠陥エネルギー (s. f. e.) の効果は明らかでないが、s. f. e. が低いと疲労軟化が促進されることも考えられる。

前節で述べたように試験温度が下がると C, N による固溶強化が大きくなる。また、高合金では一般に温度が低くなると s. f. e. が低下すると言われている¹⁶⁾¹⁷⁾。したがって疲労軟化の程度は低温ほど大きくなることが予

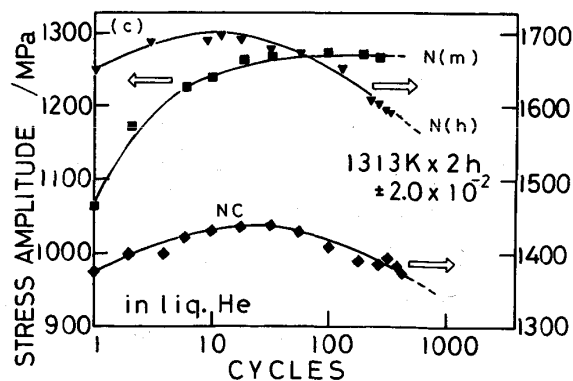
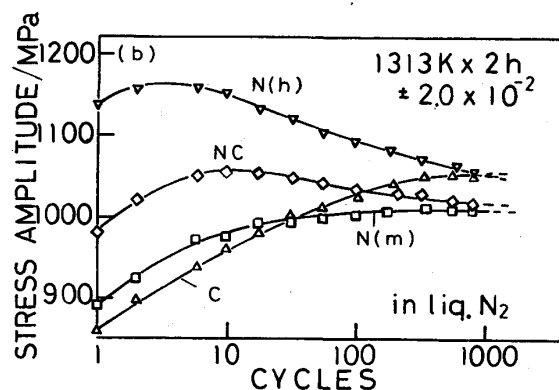
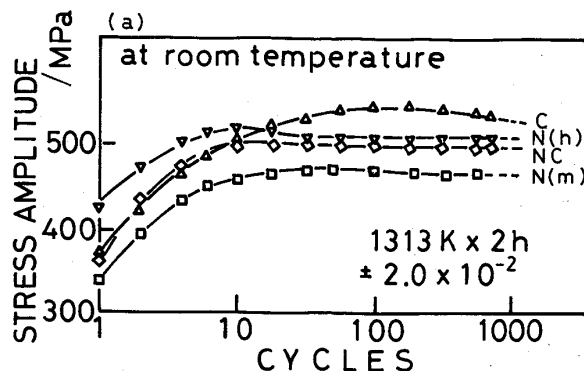


Fig. 2. The effect of testing temperature on the cyclic deformation behavior at constant total strain amplitude.

測される。そこで、歪み振幅を 2.0×10^{-2} と大きくしたときの各供試材の繰返し塑性変形挙動を、室温の大気中、液体窒素中、液体ヘリウム中で比較した結果を Fig. 2 に示す。L 鋼は歪み振幅が小さくても疲労軟化しにくいことが前報⁹⁾ でわかっているため除外した。また、Fig. 2 は 1313 K $\times$ 2 h 溶体化処理材の結果であるが、1473 K $\times$ 1 h, 1573 K $\times$ 1 h 溶体化処理材の場合でも傾向は同様であつた。ただし、溶体化処理温度が高くなると応力振幅が全体に小さくなる。まず、室温においては、Fig. 2 (a) に示すように歪み振幅が大きくなると N (h) 鋼でも疲労軟化が抑制され、初期疲労硬化ののちわずかに軟化するだけで、その後は応力振幅がほとんど一定となるいわゆる飽和状態となる。他鋼はほとんど疲労軟化を示さない。液体窒素中で試験した結果 (Fig. 2 (b)) と室温での結果とを比べるとたしかに N (h) 鋼で疲労軟化の程度が大きくなっている。NC 鋼も疲労軟化の程度が少し大きくなっているようである。しかし N (m) 鋼の曲線の様子は室温の場合とほぼ同様で、C 鋼では試験温度が下がるとむしろ疲労硬化が高サイクル数まで続き飽和状態となるのが遅れる様子を示す。液体ヘリウム中にて試験した結果 (Fig. 2 (c)) は大略液体窒素中における結果と同様である。ただし、液体窒素から液体ヘリウムへの温度低下が繰返し塑性変形に及ぼす影響を、詳細に議論することは難しい。その理由は、一つには液体ヘリウム中での試験では、セレーションに起因して前章で述べたような問題点が生じ、繰返し塑性変形挙動に及ぼす歪み振幅、試験温度の影響を詳しく検討するには限界があるからである。さらにセレーションに関連して、同じ平行部でも場所により変形量が異なることも問題となる。この点に関しては次章で詳しく検討する。

3.3 全歪み振幅一定疲労試験材の組織観察

著者らは各種 γ 系鋼の室温における疲労試験材の組織観察より、疲労軟化が進行している状態での転位は、平面状に配列している傾向が強く、疲労軟化せず応力振幅が飽和している状態での転位は、セルを形成している傾向が強いことを見いだした^{7)~10)}。そこでまず N (h) 鋼を用い、歪み振幅が同じ試験でも応力振幅が飽和状態に

ある室温試験材の組織と、疲労軟化状態にある液体窒素中、液体ヘリウム中試験材の組織を比較した。その結果、液体窒素中、液体ヘリウム中で試験した場合には、セル状組織はほとんど観察されず平面状組織がおもで、室温試験材では逆に平面状組織はほとんど観察されずセル状組織がおもであつた。液体ヘリウム中で試験したものに關しては、局所変形に起因して場所により組織が異なることも考えられたので、電子顕微鏡観察用試料の採取場所をいろいろ変えてみたが、セル状組織はほとんど見られなかつた。なお形態から判断して ϵ マルテンサイトと考えられる板状の組織もところどころに観察された。これは他の鋼でも同様であつた。N (h) 鋼以外の供試鋼では室温における疲労材の転位組織はほとんどセル状である。C 鋼の液体窒素中、N (m) 鋼の液体窒素中、液体ヘリウム中疲労材の転位組織も同様にセル状であつた。NC 鋼の液体ヘリウム中試験材では、セル組織も観察されたが平面状あるいは帯状 (バンド状)¹⁸⁾ の転位組織も多く観察された。

Photo. 2 に観察結果の一例を示す。

3.4 塑性歪み一定疲労試験

3.1 に述べたように試験温度が低くなると強度レベルが上がるので、同じ全歪み振幅で比較したのでは塑性歪み振幅が小さくなる。このことが N (h) 鋼や NC 鋼の試験温度の低下による疲労軟化傾向及び平面状転位配列の形成傾向を増加させている可能性も考えられた。そこで、この点を確認するため L 鋼、C 鋼、N (h) 鋼において塑性歪み振幅一定疲労試験を行つた。液体ヘリウム中での試験では、上に述べたようにセレーションの発生にともなつてさまざまな問題を生じるので、試験は室温の大気中と液体窒素中で行つた。

塑性歪み振幅が 2.0×10^{-3} の結果を Fig. 3 に示す。(a) は室温における結果で、(b) は液体窒素中での結果である。N (h) 鋼では、 2.0×10^{-3} という小さな塑性歪み振幅でも大きな疲労軟化が生じることがわかる。また、試験温度の効果についてみると室温に比べ液体窒素中では、繰返し数が多くなつても軟化傾向が衰えない。L 鋼は室温で疲労硬化を示し、液体窒素中でその程度を



(a) N (h), 320 cycles (b) NC, 415 cycles
(c) N (m), 270 cycles

Photo. 2. Microstructures of the steels cyclically deformed at total strain amplitude of 2.0×10^{-2} in liquid helium.

著しく増す。C鋼は、室温、液体窒素中とも初期疲労硬化後、応力振幅がほとんど一定の領域が続く、液体窒素中では再び硬化するようである。後者の硬化は歪み振幅が大きくなると繰返し数の少ない段階から生じる。

Fig. 4 は塑性歪み振幅を 7.5×10^{-3} と Fig. 3 の場合より大きくしたとき、N(h) 鋼の繰返し塑性変形挙動に及ぼす試験温度の効果を示したものである。塑性歪み振幅をこの程度に大きくしても、室温での結果に比べ液体窒素中での結果は、繰返し数が多くなっても疲労軟化傾向がなかなか衰えない様子がわかる。

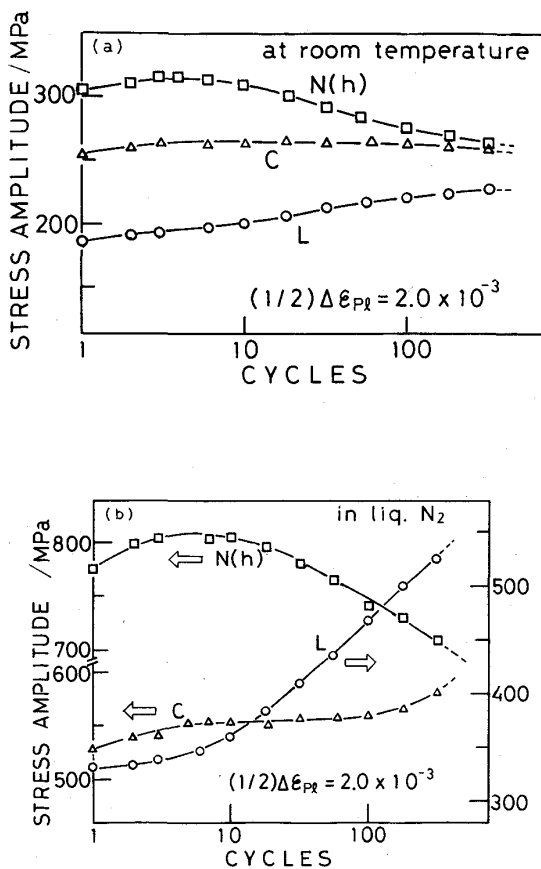


Fig. 3. The effect of testing temperature on the cyclic deformation behavior at constant plastic strain amplitude. Steels L and N(h) were solution treated at 1473 K and steel C at 1573 K.

3.5 塑性歪み振幅一定疲労試験材の組織観察

全歪み一定試験の場合と同様の観察結果が得られた。すなわち、N(h) 鋼では転位は平面状の配列をとる傾向が強く、C鋼、L鋼ではセルを形成する傾向が強い。

疲労材の転位組織に及ぼす試験温度の影響についてみると、L鋼、C鋼については試験温度が低くなっても転位配列はおもにセル状で、試験温度の影響は明らかでなかった。一方、Photo. 3 に示すように、L鋼では液体窒素中で試験したものは、 2.0×10^{-3} という小さな歪み振幅の場合でも、 ϵ マルテンサイトが多く誘起されることが観察された。C鋼、N(h) 鋼でも液体窒素中での試験では歪み振幅が 7.5×10^{-3} 程度に大きくなると、 ϵ マルテンサイトが誘起されるようになる。しかしその量はL鋼と比べればかなり少ない。C鋼とN(h) 鋼では、N(h) 鋼のほうが ϵ マルテンサイトを生じやすいようであったが、詳しい定量は行っていない。

4. 考 察

4.1 液体ヘリウム中での低サイクル疲労試験の問題点

Fig. 5 に疲労試験中に生じたセレーションの例を示す。供試鋼はNC鋼である。セレーションの大きさは、一般に繰返し初期に大きくしだいに小さくなった。また、繰返し初期を除きセレーションは比較的規則的に生じ、

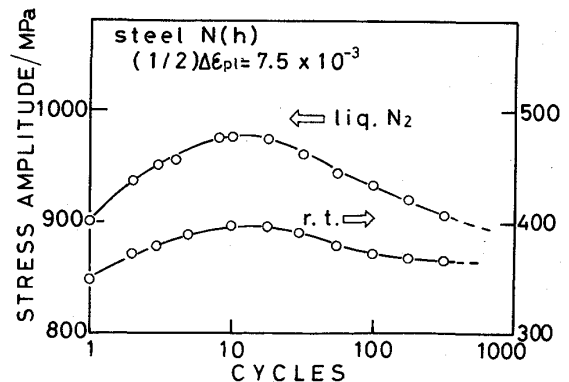


Fig. 4. The effect of testing temperature on the cyclic deformation behavior of steel N(h) under constant plastic strain amplitude condition.

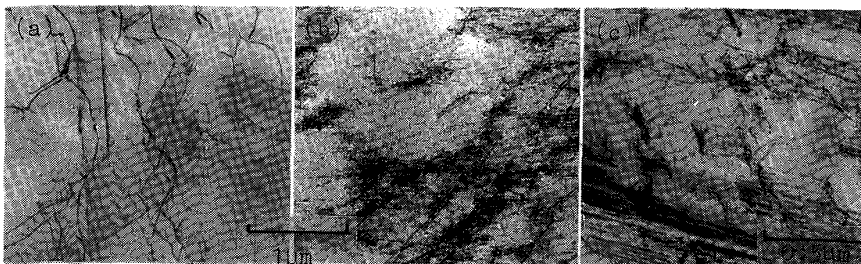


Photo. 3. Microstructures of steels (a) N(h), (b) C and (c) L cyclically deformed at plastic strain amplitude of 2.0×10^{-3} for 320 cycles in liquid nitrogen.

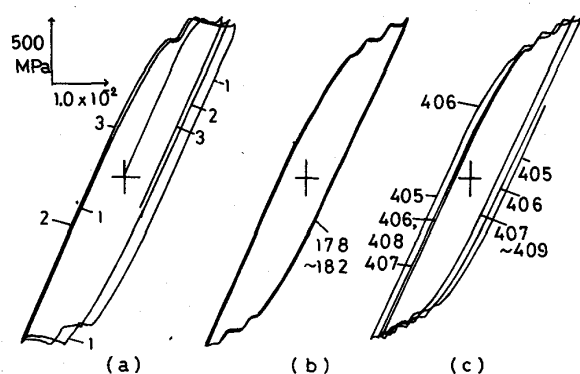
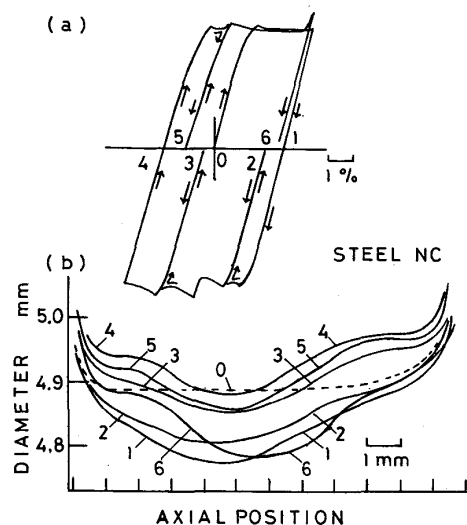


Fig. 5. Hysteresis loops of steel NC cyclically deformed in liquid helium.

時には引張時と圧縮時とで同様に生じたり、数サイクルにわたりヒステリシス曲線が重なるような場合があることも観察された。なお、C, N量が多いものほどセレーシヨンの大きさが大きくなる傾向が見られた。極低温で生じるセレーシヨンの発生機構に関しては、今日までにいくつかの説が提唱されている¹⁹⁾が、上に述べたような現象を十分説明できるほどには研究が進んでいない。著者らは転位の運動方程式と熱バランスの式よりセレーシヨンを良く再現できる計算機シミュレーション法を見出している¹⁹⁾。極低温で生じるセレーシヨンに関する理解を深めるためには、今後実験事実の一層の収集と同時にこうした計算機シミュレーションの利用等を含めた理論的研究が必要と考えられる。

セレーシヨンが生じると低サイクル疲労試験時に歪み振幅（応力振幅一定試験の場合は応力振幅）を一定に保つことが困難となることを前に述べた。そうした様子は Fig. 5 の (a) や (c) にも観察される。またセレーシヨンに伴って不均一変形が生じて問題となることにも触れたが、以下この点について検討する¹²⁾。

セレーシヨンのおのおのの荷重低下に対応する急速変形が、局所的に生じることは単軸引張変形において以前から観察されている²⁰⁾²¹⁾が、繰返し変形の場合にセレーシヨンと不均一変形の関係を観察した例は見られない。そこで液体ヘリウム中で引張あるいは圧縮変形を与えセレーシヨンを生じさせては試験片を試験機からとりはずし、室温にて試験片の平行部直径が長手方向にどのように変化しているかを同一試験片で繰返し調べた。結果の一例を Fig. 6 に示す。直径は投影顕微鏡 (Shadowgraph) を用いて測定した。変形が局所的に生



(a) Load-elongation curves
(b) Profiles of specimen diameter observed at room temperature after each deformation shown in (a) by small numerals

Fig. 6. Serration and local deformation occurred during accumulative tensions and compressions in liquid helium.

じていることがわかる。室温や液体窒素温度ではこのような局所変形は観察されず、変形は平行部ではほぼ均一に生じる。Fig. 6 に示した結果から、繰返し数をさらに多くした場合、以下のようなことが生じるものと推察される。すなわち、歪み振幅をある値に一定にして疲労試験を行つても、平行部の場所により歪み振幅の大きさが異なること、平行部の任意の場所について着目するとおのおののサイクルで歪み振幅が変動することである。これらはセレーシヨンが生じる液体ヘリウム中での疲労挙動とセレーシヨンの生じない温度での疲労挙動を単純に比較することはできないことを意味する。こうした問題を避けるには、歪み速度を非常に遅くしてセレーシヨンの発生を抑える²¹⁾ことが考えられる。しかし、この方法では試験時間が非常に長くなることを覚悟しなければならず実用的でない。いわゆる砂時計型の試験片を用いて変形箇所を限定してしまうのも他の方法として考えられる。しかしセレーシヨンの生じ方は試験片形状により異なる¹⁹⁾し極低温におかれる構造物には平滑部も存在するので、平行部を有する試験片を用いた試験も実用上意味がある。目的に応じて試験法を使い分ければ良いのであろうが、セレーシヨンあるいは不均一変形が生じる場合の疲労試験法及び結果の解析法は、今後さらに検討が加えられ標準化される必要がある。

4.2 低サイクル疲労挙動に及ぼす試験温度の影響と疲労軟化機構

前報⁹⁾で、Cr-Ni 系鋼を含め C, N で強化したオー

¹²⁾ 転位や双晶による変形は微視的に見れば不均一に生じるものであるが、ここではさらに巨視的な観察を行つた場合に変形が不均一に生じることを意味する。

ステナイト鋼の疲労軟化は、溶体化処理まま材でも観察されること、塑性歪み振幅が小さい場合のほうが顕著なこと、数回の繰返し変形から認められることなどから、C, N原子とCrあるいはMn原子との強い吸引相互作用により生じたIS (Interstitial-Substitutional) 結合体による固溶強化が、繰返し変形によつて破壊されて生じる可能性があることが考察された。 γ 系鋼におけるIS結合体の存在及びその構造に関する直接的な証拠は現在までのところ得られていない。しかし、SWANN²²⁾、DYSON²³⁾によつても指摘されているように、この強化機構を考えると他の強化機構にくらべ、強度特性に関する多くの実験事実を定性的にはあるがよく説明できる⁸⁾⁹⁾。さらにIS結合体の存在は熱力学的データからも予測されている²⁴⁾。そこで本節ではIS結合体による固溶強化が存在することを前提にして考察することにする。その前にIS結合体に関し説明を補足しておく。規則不規則変態において異種原子が結びつきやすい場合を規則化傾向にあるということと対応させると、このIS結合体はSWANN²²⁾のように短範囲規則化が生じた状態と考えることもできる⁹⁾。また、窒化物や炭化物の析出の前段階とみなせば、DYSON²³⁾のようにクラスタリングと呼ぶこともできよう⁹⁾。IS結合体を形成している侵入型原子と置換型原子との間の吸引相互作用による結合を切断するのには抵抗が働くので、IS結合体はそれを切断するような転位の運動の障害となる。侵入型原子が複数近接して結合する²⁵⁾などして非球状対称の格子歪みを生じるならば、転位との間に大きな弾性的相互作用を生じる²⁶⁾ことも推察される。

このようなIS結合体による固溶強化が支配的であると考え、CrとC, Nとの結合力はMnとC, Nとの結合力より強く、Cr, Mnとの結合力はCよりNのほうが強いと考えられる²⁴⁾ことから、C, Nによる固溶強化がCr-Ni系ステンレス鋼で高Mn系鋼より大きい⁹⁾こと、CよりNの固溶強化のほうが大きいことが定性的に理解できる⁹⁾。さらに、IS結合体による固溶強化は、以下に述べるようにNあるいはCとくにN添加材の強度の温度依存性が大きいこととも矛盾しない。すなわち、前述したような非球状対称の格子歪みと転位との間の大きな弾性的相互作用は、強度の温度依存性を大きくすることが考えられる。またTAKEMOTO²⁷⁾は、Nを添加した γ 系ステンレス鋼の強度の大きな温度依存性は、Nによる短範囲規則領域(前述のIS結合体と同様のものと考えられる)が可動転位に働く短範囲の抵抗となるとすると説明できることを示している。

疲労軟化に関してみると、IS結合体による強化が大

きな材料ほど繰返し変形によつてIS結合体が破壊されたときの軟化の程度が大きいと考えられる。このことは、C添加鋼よりN添加鋼のほうが、また高Mn系鋼よりCr-Ni系ステンレス鋼のほうが疲労軟化の程度が一般に大きいことと対応する⁹⁾。また、IS結合体による強化機構は、短範囲規則化による強化機構の類推から転位の配列を平面状にすると考えられる²²⁾²³⁾が、これは、疲労軟化材中の転位は平面状となる傾向が強いという観察結果と対応する。

試験温度を低くした場合、すでに述べたように強度が上昇し、 ϵ マルテンサイトも生じやすくなる。さらにs. f. e. が低下することも考えられる。上にのべたような疲労軟化機構が働くとした場合、これらのことが疲労軟化挙動にどのような影響を与えるかは以下のように考察される。まず強度についてであるが、上述のように強度の大きな温度依存性もIS結合体によるところが大きいと考えることができる。とすれば、低温になるほどIS結合体の破壊による疲労軟化の程度も大きくなることが推察される。s. f. e. の効果については、温度の影響を考える以前の問題としてs. f. e. の効果自体に不明の点が多い。例えば著者らは、s. f. e. が低いと考えられる18Mn 0.4C鋼で大きな疲労軟化が見られるのに対して、s. f. e. が高いと推察される32~35Mn 0.4C鋼では疲労軟化は見られない⁷⁾¹⁰⁾こと、またC添加Cr-Niステンレス鋼においてs. f. e. を著しく下げると言われている²⁸⁾²⁹⁾Siの添加が疲労軟化を顕著に促進する³⁰⁾ことをみいだしている。これらはs. f. e. が低いと疲労軟化が促進されることを示しているようにもみえる。しかし、前者の結果に関してはIS結合体による固溶強化および疲労軟化・硬化に対するMn量そのものの影響について明らかでなく、後者の実験結果に関してもSiがs. f. e. だけでなくCの活量(IS結合体の形成傾向を左右する)に対しても影響することが考えられる。

ϵ マルテンサイトの効果に対しては、変形中誘起される ϵ マルテンサイトが加工硬化を大きくすることが例えばTOMOTA³¹⁾によつて報告されている。観察される疲労軟化・硬化挙動は繰返し加工硬化成分と繰返し加工軟化成分が合成された結果であると考え³²⁾と、繰返し変形中誘起される ϵ マルテンサイトは転位の増殖などとともに加工硬化成分を増大させるものと考えられる。

本研究においては、N(h)鋼の疲労軟化傾向が試験温度の低下により大きくなることがわかった。また、低温になることによつて疲労軟化が促進されているときの転位組織は、セル状ではなく平面状となる傾向があることもわかった。これらの実験結果は、NのIS結合によ

る固溶強化が低温になると大きくなる（すなわち繰返し加工軟化成分が大きくなる）と推察されること、この鋼では ϵ マルテンサイトによる加工硬化成分が比較的小さいと考えられることから、上記疲労軟化機構と矛盾しない。N (m) 鋼、C 鋼では試験温度を低くしても疲労軟化が認められなかった。C 鋼ではむしろ疲労硬化が大きくなる。これは IS 結合体の破壊による加工軟化成分より ϵ マルテンサイトを含めた加工硬化成分のほうが大きいためと考察される。L 鋼では加工軟化成分がないのに対して ϵ マルテンサイトによる加工硬化が大きいため、大きな疲労硬化が観察されるものと考えられる。

5. 結 論

室温から液体ヘリウム温度の範囲で 32%Mn 系非磁性鋼の低サイクル疲労試験を行い、繰返し塑性変形挙動に及ぼす試験温度および C, N の影響を調べ以下のような結論を得た。

(1) 室温において大きな疲労軟化を示す N (h) 鋼は試験温度が下がると軟化の程度をさらに増す。

(2) 室温では疲労軟化の程度が小さい NC 鋼も極低温では疲労軟化の程度を増す傾向が認められた。

(3) C 鋼と L 鋼は、試験温度が下がると疲労硬化の程度を増す。これには、加工によつて誘起される ϵ マルテンサイトが寄与しているものと考えられた。

(4) 低温においても疲労軟化している状態の転位は平面状となる傾向が強く、疲労硬化している状態の転位はセルを形成する傾向が強い。

(5) 以上の結果は、前報での結論同様、繰返し変形によつて IS 結合体が破壊されることによつて疲労軟化するという考えと矛盾しない。

(6) 液体ヘリウム中での疲労試験では、極低温であることに関係していくつかの問題が生じる。試験方法、結果の評価方法を標準化する必要がある。

最後に、供試鋼の準備にお世話いただいた科学技術庁金属材料技術研究所中川龍一所長、強力材料部河部義邦部長、高橋順一氏、工業化研究部の吉松史朗前部長をはじめとする方々、日本製鋼所大西敬三博士、三浦立氏、電子顕微鏡の保守に努力いただいた東京大学の中村光弘氏に深謝致します。また、液体ヘリウム中における疲労試験機の作製と試験の実施に御援助いただいた大学院生岸本康夫君、名村夏樹君（現川崎製鉄）、東伸工業、東京大学低温センターに感謝いたします。研究費の一部は文部省科学研究費補助金（一般研究 C、昭和 58、59 年度）によつたことを付記し感謝致します。

文 献

- 1) F. R. FICKETT, M. B. KASEN, H. I. MACHENRY and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **24** (1978), p. 52 [Plenum Press]
- 2) 石川圭介, 平賀啓二郎: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 692
- 3) 堀内健文: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 965
- 4) H. NAKAJIMA, K. YOSHIDA, Y. TAKAHASHI, E. TADA, M. OSHIKIRI, K. KOIZUMI, S. SHIMAMOTO, R. MIURA, M. SHIMADA, S. TONE, M. MASUMOTO and T. SAKAMOTO: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **30** (1984), p. 219 [Plenum Press]
- 5) 中嶋秀夫, 押切雅幸, 吉田 清, 島本進: 昭和 59 年度文部省科学研究費補助金研究成果報告書, 核融合炉における低温構造材料の現状と問題点 (1985), p. 1
- 6) 平川賢爾, 外山和男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 965
- 7) 柴田浩司, 藤田利夫, 岸本康夫, 名村夏樹: 鉄と鋼, **69** (1983), A93
- 8) 柴田浩司, 名村夏樹, 岸本康夫, 藤田利夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 2076
- 9) 柴田浩司, 岸本康夫, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1795
- 10) K. SHIBATA, Y. KISHIMOTO, N. NAMURA and T. FUJITA: *Fatigue at Low Temperatures (ASTM STP857)* (1985), p. 31 [ASTM]
- 11) R. MIURA, H. NAKAJIMA, Y. TAKAHASHI and K. YOSHIDA: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **30** (1984), p. 245 [Plenum Press]
- 12) M. FUJIKURA, K. TAKADA and K. ISHIDA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **15** (1975), p. 464
- 13) 向井孝慈, 星野和男, 藤岡外喜夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1756
- 14) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 2195
- 15) R. P. REED and N. J. SIMON: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **30** (1984), p. 127 [Plenum Press]
- 16) J. LACOMME and A. LASALMONIE: *Acta Metall.*, **26** (1978), p. 1337
- 17) 坂公彦, 井村徹: 日本金属学会会報, **19** (1980), p. 604
- 18) P. LUKAS and M. KLESNIL: *Physica Status Solidi*, **21** (1967), p. 717
- 19) K. SHIBATA and T. FUJITA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **26** (1986), p. 1065
- 20) D. T. READ and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **26** (1980), p. 91 [Plenum Press]
- 21) K. NAGAI, T. YURI, Y. NAGASONE, T. OGATA and K. ISHIKAWA: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **32** (1986), p. 313 [Plenum Press]
- 22) P. R. SWANN: *Corrosion*, **19** (1963), p. 102
- 23) D. J. DYSON and B. HOLMES: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), p. 469
- 24) 西沢泰二: 日本金属学会会報, **12** (1973), p. 401
- 25) 井野博満: 日本金属学会会報, **24** (1985), p. 386
- 26) 井村 徹: 結晶の強度 (1969), p. 42 [朝倉書店]
- 27) T. TAKEMOTO, K. MUKAI and K. HOSHINO: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **26** (1986), p. 337
- 28) C. G. PHODES and A. W. THOMPSON: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 1901
- 29) B. THOMAS and G. HENRY: *Mem. Sci. Rev. Met.*, **64** (1967), p. 625
- 30) 小北雅彦, 陳 成樹, 武田政樹, 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, **72** (1986), S508
- 31) Y. TOMOTA and J. W. MORRIS, Jr.: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 537
- 32) 横堀武夫: 金属材料の疲労 (日本金属学会編) (1973), p. 84