

論 文

オーステナイト系ステンレス鋼の低サイクル
疲労における繰返し軟化柴田浩司*・名村夏樹*²・岸本康夫*²・藤田利夫*

Low Cyclic Fatigue Softening of Austenitic Stainless Steels

Koji SHIBATA, Natsuki NAMURA, Yasuo KISHIMOTO, and Toshio FUJITA

Synopsis :

Low cyclic fatigue behavior of some 18Cr-8Ni and 25Cr-20Ni austenitic stainless steels has been studied. Cyclic softening was observed after the initial cyclic hardening in all the steels investigated. The formation of α' martensite during the cyclic deformation depressed the softening and introduced the second hardening. The softening was revealed remarkably by nitrogen addition, and solute carbon also produced large softening but to a lesser degree than nitrogen. The cyclic softening occurred especially in the surface layer of the specimens, and more slip bands were observed at the surface of the specimens showing the remarkable softening. A planar structure of dislocations was produced and a cell structure was scarcely observed in all the steels showing the large softening, while dislocations tended to form a cell or a band structure in the steels showing the small softening. The planar structure might enhance the cyclic softening through increasing the Bauschinger effect, the density of mobile dislocation, and/or the number of the slip band. The tendency of dislocations to form the planar structure could not be explained only with the stacking fault energy. The large cyclic softening observed in this study seemed to increase the fatigue life. In the case of stress controlled tests, however, the lives of the steel showing the significant softening were shorter, when they were compared at about the same strength ratio of the applied stress to 0.2% proof stress or ultimate tensile strength.

1. 緒 言

金属材料の疲労過程はき裂の発生までの段階（疲労損傷過程）とその後のき裂の成長の段階（き裂伝ば過程）に大別できる。一般に疲労寿命の大部分がき裂の伝ばに費やされることから、き裂の伝ばに関して多くの研究がなされているが、材料の安全性に対する要求がますます高まっている今日、疲労損傷過程を十分明らかにしておくことも重要である¹⁾。

従来金属材料の疲労損傷過程については、主として Cu 合金、Al 合金において詳しく調べられている。鉄鋼材料に関する研究は、純鉄、炭素鋼などで比較的多くみられるが、オーステナイト (γ) 系鋼に関する研究は少なく不明の点が残されている。例えば γ 系ステンレス鋼の溶体化処理材は繰返し硬化を示すという報告^{2)~4)}の他に、繰返し軟化も示すという報告^{5)~8)}があるが、系統的な研究はなく繰返し軟化の生成条件、生因などについてはほとんど検討されていない。 γ 系鋼の溶体化処理材が繰返し軟化を示すということは、疲労損傷に関する一般的な説明で単純に理解できる現象ではなく、ま

た疲労特性が本系鋼を用いる際の重要な設計基準となる場合もあることを考えると、繰返し軟化の生因、寿命に及ぼす影響などを明らかにすることは重要であると考えられる。そこで本研究では、各種 γ 系ステンレス鋼の低サイクル疲労挙動とくに繰返し塑性挙動を主として室温で観察し、繰返し軟化に関する詳細を明らかにすることを目的として実験を行った。

2. 実験方法

Table 1 に供試鋼の化学成分を示す。304, 310S 鋼はそれぞれ SUS 304, SUS 310S 鋼に相当する鋼, 304

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

steels	C	Ni	Cr	Al	N
304	0.049	8.84	18.44	0.014	0.009
304N	0.051	8.82	18.51	0.024	0.160
310S	0.027	19.84	24.96	0.007	0.010
310SN	0.034	20.18	24.53	0.011	0.174
310L*	0.011	20.11	25.06	0.004	0.008
310C*	0.180	19.91	24.91	0.003	0.007
310N*	0.013	20.21	24.85	0.004	0.170

Si : 0.75~0.79, Mn : ~1.0 (304, 304N), ~1.5 (others),
P : 0.003~0.004, S : 0.002~0.010

* : vacuum melt

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 1 月 20 日受付 (Received Jan. 20, 1983)

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

*² 東京大学大学院 (現: 川崎製鉄(株)) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kawasaki Steel Corp.)

N, 310SN 鋼はそれぞれ 304, 310S 鋼にNを添加したものである。310L, 310C および 310N 鋼はCとNの影響を分離してみるために真空溶解したもので、それぞれ低C低N, C添加低N, N添加低Cの 25Cr-20Ni 系鋼である。鋼塊を鍛造, 圧延して得られた 15 mm 厚の板あるいは 13 mmφ の棒を 1323K あるいは 1573 K で 1 h 溶体化処理後水冷したのち試験片に加工した。試験片は平行部径 5 mmφ, 平行部長 10 mm の丸棒でネジ部は外径 12 mmφ である。加工後クロム酸+りん酸液にて電解研磨してから試験に供した[†]。

疲労試験および引張試験はインストロン型試験機を用いクロスヘッド速度 2 mm/min で行つた。疲労試験は完全両振りの引張り・圧縮三角波を与え, 応力振幅あるいは全ひずみ振幅を一定に制御して行つた。ひずみは試験片の平行部にとりつけたクリップオンゲージにて検出した。疲労試験後透過電子顕微鏡を用いて繰り返し変形材の微視組織を観察した。また走査型電子顕微鏡による試験片表面の損傷の観察も行つた。繰り返し変形中に α' マルテンサイトが生じたかどうかは, 振動型磁力計を用いて測定した繰り返し変形材の磁化率および透過電子顕微鏡観察による組織から判断した。

3. 実験結果および考察

3.1 繰り返し硬化・軟化挙動と微視組織

Fig. 1 に 304 鋼の室温および 458 K における応力一定試験の結果を示す。縦軸は塑性ひずみ振幅であるが, 458K においては初期繰り返し硬化ののち繰り返し軟化が観察される。この温度では α' マルテンサイトの生成は認められない。室温においても初期繰り返し硬化ののち軟化が認められるが, 再び硬化する。磁化率の測定, 組織観察から, 繰り返し軟化後再び硬化する段階では α' マルテンサイトが盛んに生じていることがわかつた。

Fig. 2 は 304N 鋼の全ひずみ一定試験結果である。初期繰り返し硬化ののち軟化が著しい。この鋼においても応力一定試験を行つたが, 304 鋼の場合より著しく大きな繰り返し軟化が観察された。他の鋼においても認められることであるが, 繰り返し軟化の程度は一般に応力一定試験におけるほうがひずみ一定試験におけるより明瞭にあらわれる。これは前者の繰り返し変形の場合繰り返し軟化が生じるとひずみの振幅が大きくなり, ますます軟化を助長することによるものと考えられる。

304 鋼の室温における繰り返し変形材の微視組織は繰

[†] 加工あるいは電解研磨の影響をみるため 試験片を電解研磨後石英管に真空封じし, 溶体化処理 (氷水中に焼入れ) したのものについても繰り返し塑性挙動を観察したが相違はほとんど見られなかつた。

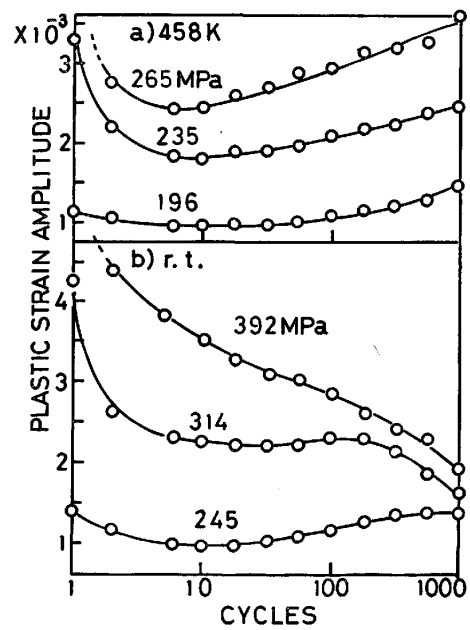


Fig. 1. Plastic strain amplitude response of 304 steel for constant stress amplitude tests at (a) 458 K and (b) room temperature (r. t.).

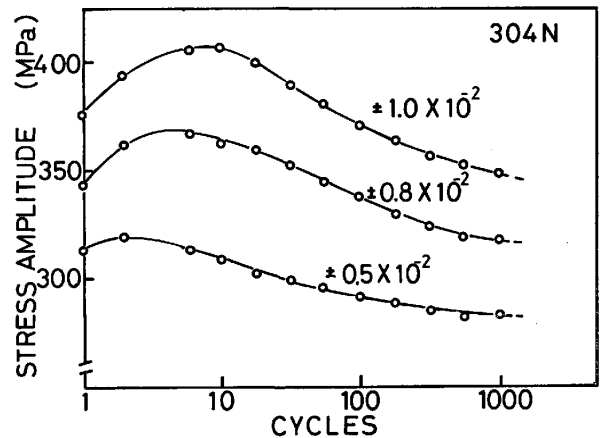
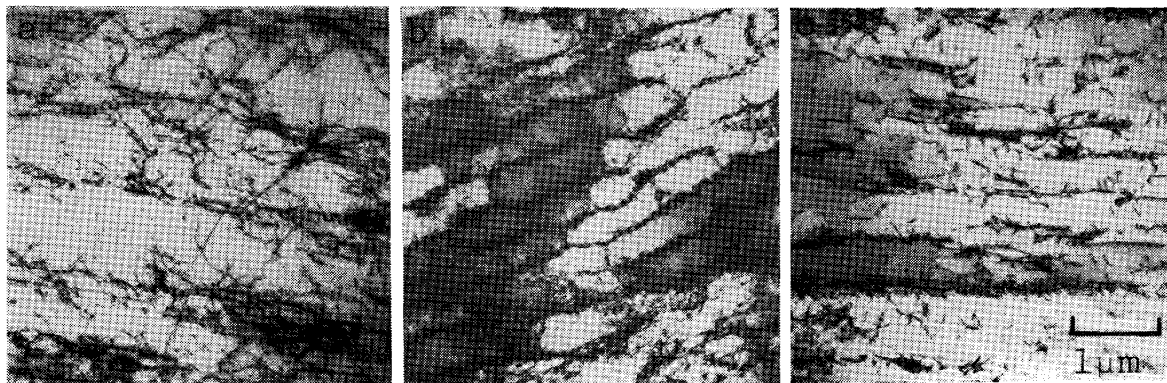


Fig. 2. Stress amplitude response of 304N steel for constant total strain amplitude tests at room temperature.

返し変形の初期では平面状の (planar) 転位構造となり, 繰り返し数が増えるにつれてバンド状⁹⁾の転位構造へ移行する。ひずみ振幅, 応力振幅が大きいと ε マルテンサイト, α' マルテンサイトが多く生じる。458K ではマルテンサイトは生じず, Photo. 1 に示すように応力 (あるいはひずみ) 振幅が小さいと平面状組織あるいはバンド状組織が, 振幅が大きいとセルができやすい。Photo. 1 には 304N 鋼の室温における結果も示すが, この鋼では応力 (あるいはひずみ) 振幅が大きくてもセルは生じにくく平面状の転位構造が多く観察される。

Fig. 3 は 310S 鋼と 310 SN 鋼の全ひずみ一定試験の結果を比較して示したものである。この場合も N 添加



(a) 304, 458K, ±196MPa, 1000 cycles, (b) 304, 458K, ±274MPa, 1000 cycles, (c) 304N, room temperature, ±323MPa, 4000 cycles.

Photo. 1. Microstructure observed after cycling.

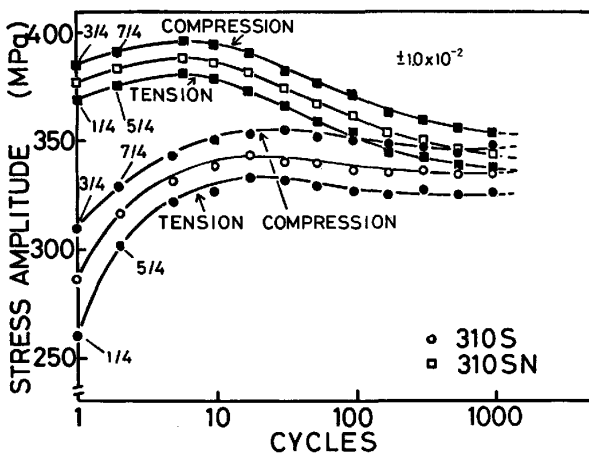


Fig. 3. Stress amplitude response of 310S and 310SN steels for constant total strain amplitude tests at room temperature.

鋼の繰返し軟化が大きい。この図には繰返し変形中の最低応力（絶対値）および最高応力の変化をそれらの平均値すなわち応力振幅の変化とともに示した。これらは繰返し変形中にはほぼ同様の挙動を示すことがわかる。

Fig. 4 は 310L, 310C, 310N 鋼の 1323K 溶体化処理材の全ひずみ一定試験の結果である。310L, 310C 鋼では 310S 鋼と同様な応力振幅の変化がみられ繰返し軟化はほんのわずか認められる程度である。一方、310N 鋼では 310SN, 304N 鋼同様初期繰返し硬化のち顕著な軟化が認められる。

310C 鋼の 1323K 溶体化処理材では未固溶炭化物が多く観察され、結晶粒径も他の 2 鋼が 40 μ 程度であるのに対し約 10 μ と著しく小さい。そこで炭化物を固溶させた場合の効果、結晶粒径の効果をも明らかにするために、1573K × 1 h の溶体化処理材についても疲労試験を行った。結晶粒径は 3 鋼種ともおよそ 350 μ となる。疲労試験結果を Fig. 5 に示す。310L, 310N 鋼の繰

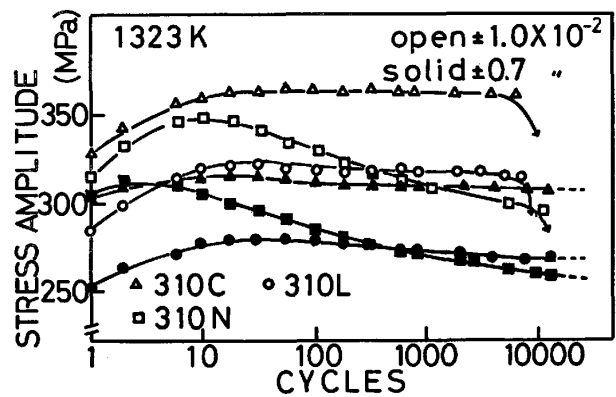


Fig. 4. Stress amplitude response of 310L, 310C, and 310N steels solution treated at 1323K for constant strain amplitude tests at room temperature.

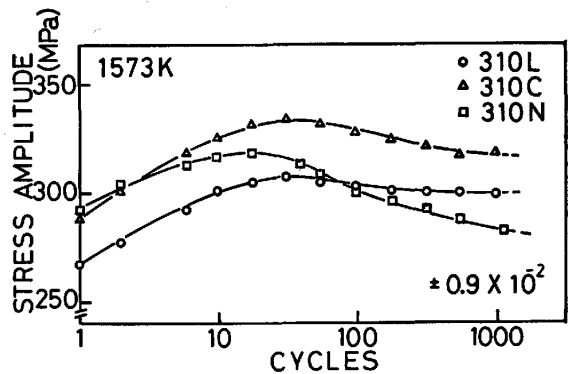
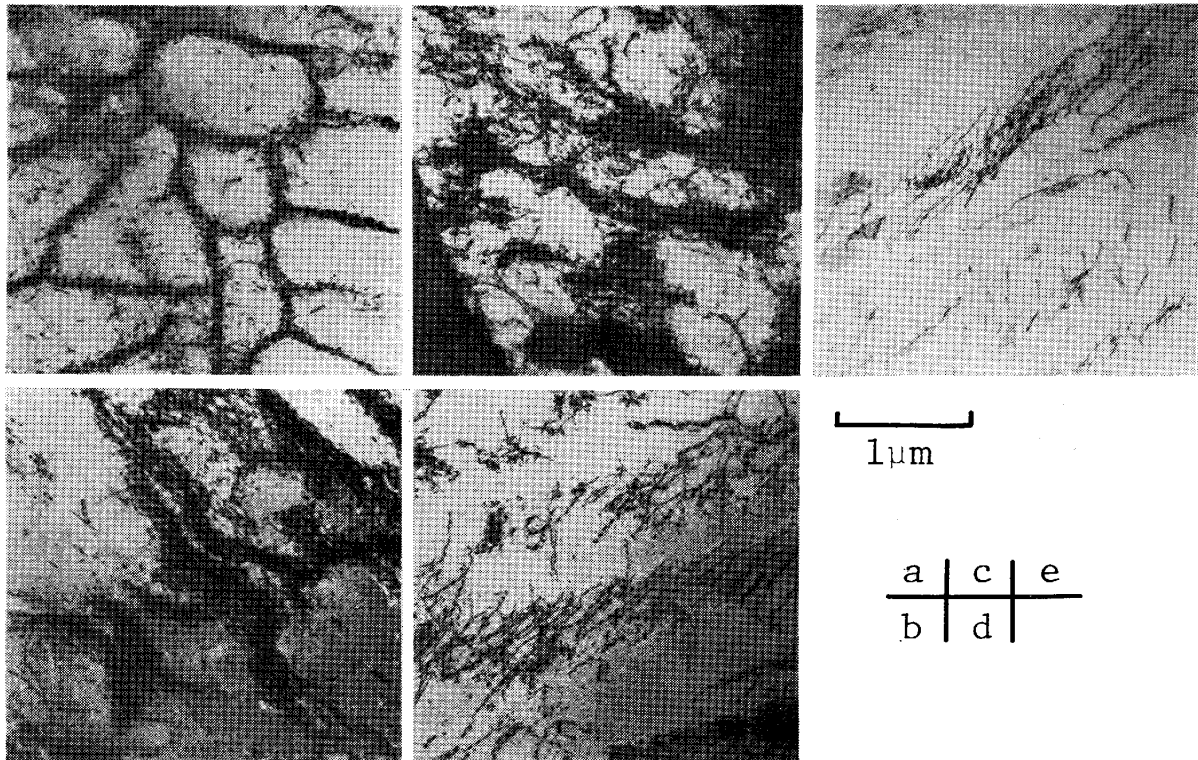


Fig. 5. Stress amplitude response of 310L, 310C, and 310N steels solution treated at 1573K for constant strain amplitude tests at room temperature.

返し塑性挙動は 1323K 溶体化の場合とあまり変わらないのに対し、310C 鋼では 310N 鋼ほどではないが比較的大きな繰返し軟化が生じるようになる。

Photo. 2 は 310 系鋼の繰返し変形材の微視組織である。310L 鋼では 1323K, 1573K 溶体化材ともセルの形成が著しく、結晶粒が大きくなっても転位が平面



(a) 310L(1323K), 13 000 cycles, (b) 310L(1573K), 1 000 cycles, (c) 310C(1323K), 13 000 cycles, (d) 310C(1573K), 8 300 cycles, (e) 310N(1323K), 13 000 cycles.

Photo. 2. Microstructure observed after cycling at 0.7×10^{-2} strain amplitude.

状に配列しやすくなるというような傾向¹⁰⁾は認められなかつた。310C 鋼では 1 323K 溶体化の場合セルが多く見られたが、1 573K 溶体化の場合には平面状の転位配列が多くなりセルは少なくなる。310N 鋼では溶体化温度によらず平面状の転位配列がおもに観察される。以上から固溶Cも程度は小さいがNと同様の効果を有すること、結晶粒径の効果は大きくないことがわかる。

3.2 繰り返し軟化とバウシinger効果

前加工、析出、マルテンサイト変態などで強化されていない材料の繰り返し軟化の生因としては、①可動転位密度の増加、②塑性変形領域(リュウダース帯)の拡大、③ごく初期の繰り返し変形により導入された転位の再配列、④軟化領域である表面のすべり帯の増加、などが提唱されている¹¹⁾。また⑤バウシinger効果が大きいことが繰り返し軟化の一因となることも考えられる¹²⁾。これらのうち②については、室温におけるγ系ステンレス鋼の応力-ひずみ曲線にリュウダース伸びが認められないことなどから除外できる。③についても、本研究で用いたN添加鋼で繰り返し変形のごく初期から平面状の転位配列が観察されたことから、それらの鋼の著しい繰り返し軟化の主要な原因とは考えられない。しかし初期繰り返し硬化のちわずか軟化し飽和状態に移るような場合は、初期の繰り返し変形によつて導入された転位

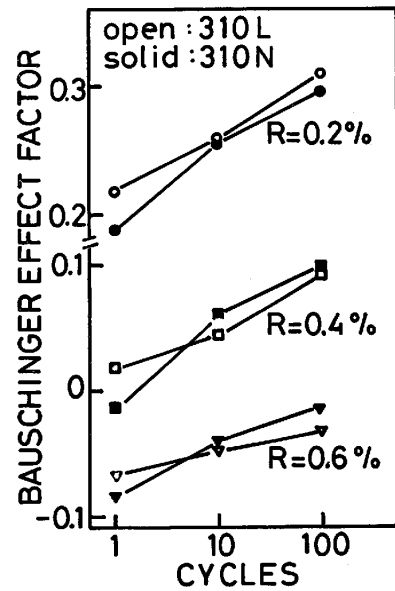


Fig. 6. Change in the Bauschinger effect factor¹⁴⁾ during cyclic deformation at 0.9×10^{-2} total strain amplitude.

がセルへと整理されていくのが観察されるので、この機構が軟化の1つの原因として考えられる。④については次節で検討することにして、ここでは①および⑤について考察する。

前節で述べたように大きな繰り返し軟化を示す鋼では

繰返し変形をうけても転位はセルやバンド状組織をつくりにくく、主として平面状の配列となることが確かめられた。繰返し変形をうけた鋼中の可動転位密度を正確に知ることは難しいが、例えば Photo. 2 からわかるように平面状の配列をとる鋼のほうがもつれ合っていない転位の密度が高いように観察される。そのうえ繰返し数が多くなつてもそのような状態が維持されていることから、①が繰返し軟化の一因となつている可能性も考えられる。

一方、転位が平面状に配列した場合、セルとなる場合より大きなバウシinger 効果を生じると言われている¹³⁾。繰返し変形の場合もそれまでの繰返し変形を前加工と考えれば一種のバウシinger 効果が生じることが考えられる。Fig. 6 は 310L, 310N 鋼においてそのような効果が繰返し変形によつてどう変化するかを MATAYA らの方法¹⁴⁾にならつて示したものである。縦軸は引張応力のピーク値を σ_P 、圧縮時の塑性ひずみ R に対する圧縮応力の値を σ_R としたときの $(\sigma_P - \sigma_R) / \sigma_P$ なるバウシinger 効果因子 (B. E. F.) である。同じ R で比較したときこの値が大きいほどこの種のバウシinger 効果が大きいと言える。両鋼とも R の大きさにかかわらず B. E. F. ははじめ小さく繰返し変形とともに増加するが、繰返し初期では 310L 鋼の B. E. F. のほうが大きく繰返し数が増すと逆転する傾向が見られる。とくに R が大きい場合その傾向が大きい。両鋼のこうした B. E. F. の挙動は、転位組織の形態・応力反転に対する安定性などと密接に関連している¹⁴⁾ものと考えられる。

3.3 試験片表面層の疲労損傷

材料の表面層は材料内部の塑性変形挙動と関連した塑性挙動を示すが、これらの間には多少差があることが報告されている¹⁵⁾。繰返し変形に関してもすべり様式の相違 (セル型か平面状型か) が試験片表面の凹凸あるいは損傷の程度に影響すること^{16)~18)}や、損傷が表面層においてとくに激しく生じることが報告されている。また前節でふれたように繰返し軟化は表面のすべり帯の増加によるという考えもあるので、1000 サイクル繰返し変形材の表面を走査型電顕で観察し繰返し軟化との対応を調べた。

Photo. 3 に 1573K で溶体化処理した 310 系鋼の結果を一例として示す。310L 鋼では観察されるすべり帯の数が比較的少なく、直線性が 310N 鋼より小さいすべり帯も見られる。互いに交差するすべり帯も見られるが一方のすべり帯は全体に 310N 鋼の場合ほど明瞭には観察されない。310N 鋼では直線性のよいすべり帯が多く見られ、また互いに交差するすべり帯は双方とも全体に明瞭である。310C 鋼のすべり帯は 310L 鋼と 310N 鋼の場合の中間的な様相を示している。すべり帯に沿った入り込みあるいは微視き裂、突き出しと考えられる箇所は、310L 鋼において他の鋼より多く観察された。

表面にぬける転位が多いことはすべり帯の数を増す要因となるであろうから、310N 鋼で多くのすべり帯が観察されることは、この鋼の繰返し変形材で可動転位密度が高いように見られた組織観察の結果と対応するように考えられる。しかし平面状の転位配列をとる場合、すべり帯の凹凸が鋭くなり¹⁶⁾観察にかかりやすくなつていることも考えられる。いずれによりすべり帯が多く観察

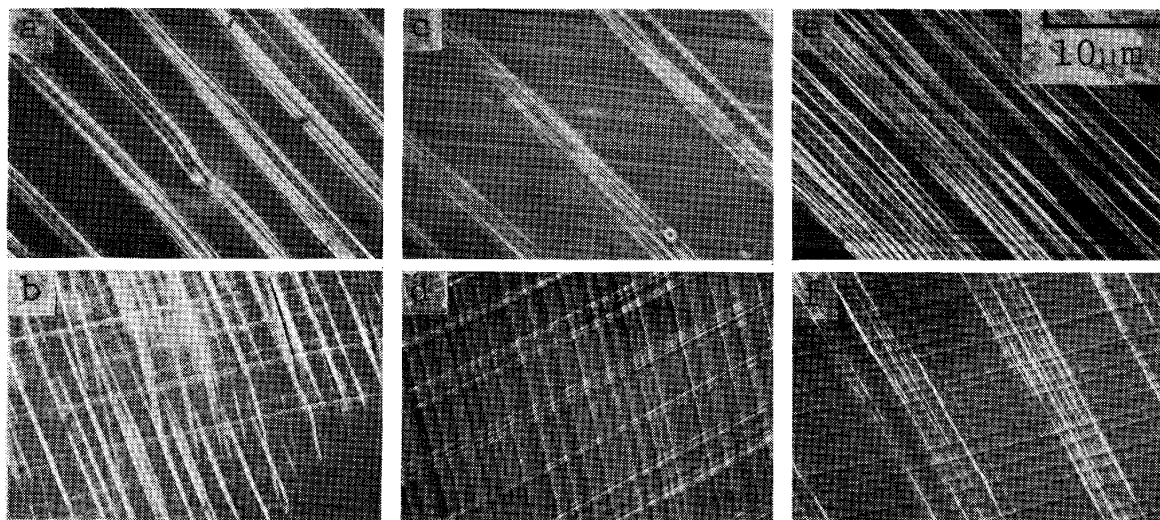


Photo. 3. Slip bands on the surface of (a, b)310L, (c, d)310C, and (e, f)310N steels after 1000 cycles at 0.9×10^{-2} strain amplitude. (solution treatment : 1573K \times 1 h)

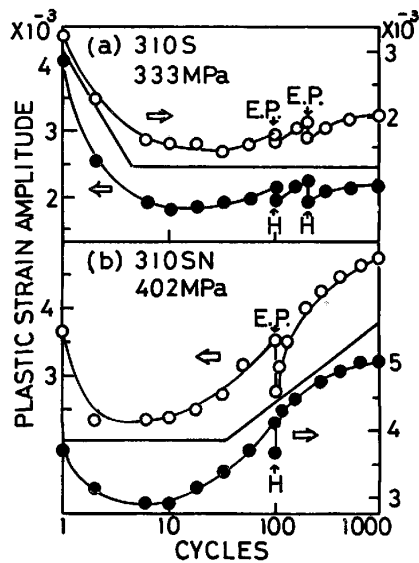


Fig. 7. Effect of intermediate surface removal on strain amplitude response. (E. P.=electrolytic polishing, H=heating at 353K for 30 min)

されるのかは、表面近傍での転位配列やすべり帯のさらに微細な構造を観察していないので明らかではない。どちらにしても繰り返し軟化の大きな鋼ほど明瞭に観察されるすべり帯の数が多いことがわかったので、つぎに表面における損傷と繰り返し軟化との関係を明らかにするため以下のような実験を行った。

すなわち応力一定試験において繰り返し軟化を示す繰り返し数で試験を中断し、試験片の表面を約 100 μ 電解研磨した後再び繰り返し変形を加えてひずみ振幅の変化を観察した。電解研磨の際の温度上昇の効果をみるため電解研磨時と同様の加熱処理をほどしたものについても同じような試験を行った。Fig. 7 に 310S, 310SN 鋼の結果を示すが、310S 鋼では電解研磨を行ったものと加熱だけのものとの間で、繰り返し変形を再開した後の曲線の様子にほとんど差が見られない。またこれらの曲線と繰り返し変形中断前の曲線の延長線との間にずれが認められるが、この程度のずれは試験片を取りはずしただけで研磨も加熱も行わずに繰り返し変形を再開した場合でも認められる。他方 310SN 鋼では表面層を除去すると加熱だけ行ったものよりも大きなひずみ振幅の減少が認められる。また加熱だけの場合は繰り返し変形再開の際、ひずみ振幅の曲線が繰り返し変形中断前の曲線の延長線のレベルあるいは形状まですみやかにもどるのに対して、電解研磨した場合はより多くの繰り返し数が必要である。以上より繰り返し軟化はとくに試験片の表面層で著しく生じていることが示唆される。

3.4 転位の平面状配列と積層欠陥エネルギー

前述したように顕著な繰り返し軟化が認められる場合

転位はおもに平面状に配列する。また平面状の転位配列はパウシンガー効果、可動転位密度あるいはすべり帯の密度を増大させ繰り返し軟化に寄与する可能性のあることが考察された。繰り返し変形材の転位配列の様式を決める因子として積層欠陥エネルギー (s. f. e.) が重要であることはよく知られており^{19)~22)}、例えば LUKAS らは低 s. f. e. 材では平面状の転位配列となり、高 s. f. e. 材ではひずみが大きいときセル組織が、ひずみが小さいとき葉脈状組織 (vein) やバンド状組織が形成されるとしている。

比較的最近の報告^{23)~25)}によると、SUS 304 鋼の室温における s. f. e. は 15~25 erg/cm²、SUS 310S 鋼の s. f. e. は 30~45 erg/cm² 程度であり、γ 系ステンレス鋼の s. f. e. に及ぼす N 添加の影響についてみると s. f. e. は低下するとする報告がほとんどである²⁶⁾²⁷⁾。したがって本研究で観察された N 添加鋼の平面状転位配列は、N 添加による s. f. e. の低下から説明できるようなにも考えられる。他方 310 系鋼で C を十分に固溶させると繰り返し軟化の程度が増大するとともに、転位はセルを形成するより平面状に配列する傾向を強めることが観察された。しかし C の添加により γ 系ステンレス鋼の s. f. e. が低下するという報告はみられない。すなわち s. f. e. だけで転位配列の形態の違いを説明することはできない。SWANN¹⁰⁾、DOUGLASS ら²⁸⁾も γ 系ステンレス鋼の転位配列は s. f. e. の高低だけで説明できないとして、Cr あるいは Fe 原子と N 原子との強い親和力による短範囲規則格子の形成とその効果から転位が平面状に配列する機構を説明しようとしている。それは一般に転位が一度通過して短範囲規則格子が壊れると同じすべり面を他の転位が通りやすくなるため、平面状の転位配列となるとされているからである。一方西沢²⁹⁾は γ 鋼中の金属元素と N, C との結合エネルギーの文献値を整理して示しているが、それによると N, C は Cr と強い結合力を有するが Cr と N の結合力のほうが強い。したがってもし短範囲規則格子が形成されるのならば N のほうがその傾向が強いこと、しかし C も同様の作用を有することが推察される。この推察は 310N 鋼や C を十分に固溶させた 310C 鋼における転位配列および繰り返し軟化の程度に関する本研究の観察結果と定性的に一致する。しかしこのような短範囲規則格子が γ 系ステンレス鋼で生じることは実証されておらず、また γ 系鋼における C, N の固溶強化機構に関しては不明の点が多い³⁰⁾ことを考えると、さらに詳しい研究を行う必要がある。

3.5 繰り返し軟化と疲労寿命

繰り返し軟化あるいは硬化が疲労寿命に及ぼす影響については、実用上重要な問題として繰り返し変形によって導入される転位構造の違いの効果などとも関連させて議論されている³¹⁾³²⁾。しかし γ 系ステンレス鋼に関する研究は、疲労き裂伝播速度に及ぼすN添加の影響について³³⁾わずか見られる程度で非常に少なく、繰り返し塑性挙動との関連など詳細については検討されていない。そこで、まず 310L 鋼と 310N 鋼を用い室温においてひずみ一定試験を行って寿命を比較した。結果を Table 2 に示すが、測定したすべてのひずみ振幅で、顕著な軟化を示す 310N 鋼の寿命が長いことがわかる。この結果は Al 合金、Cu 合金などで報告されている³²⁾寿命に及ぼす繰り返し軟化、平面状の転位構造の効果と対応している。

一方、低サイクル疲労寿命は材料の静的な強度、延性あるいは靱性と関連することが指摘され、静的な引張強度、延性・靱性から疲労寿命を推定する式がいくつか提唱されている²¹⁾。しかしこれらの式では寿命に影響するであろうと考えられる³²⁾繰り返し塑性挙動の相異が考慮されていない。そこで MANSON の式⁵⁾³⁴⁾を用いて寿命を計算し Table 2 に実測値と比較して示した。計算に

Table 2. Comparison of fatigue lives between 310 L and 310N steels under strain controlled tests at room temperature.

steels	$(1/2) \Delta \epsilon_t$	N_{fc}^1	N_{fc}^2	N_{fc}/N_{fc}
310L ³	1.43×10^{-2}	788	2280	2.9
	1.20 "	1105	2010	2.6
	0.97 "	1680	3760	3.4
	0.72 "	3102	3180	2.9
310N ⁴	1.43×10^{-2}	828	4410	5.3
	1.20 "	1175	2870	3.5
	1.06 "	1515	5170	4.4
	0.97 "	1824	6940	5.9
	0.72 "	4386	8100	5.3
			>13000	9940

1: calculated fatigue life

2: fatigue life obtained experimentally

3: $\sigma_u = 522 \text{ MPa}$, $\phi = 82.2\%$

4: $\sigma_u = 653 \text{ MPa}$, $\phi = 78.7\%$

Table 3. Comparison of fatigue lives between 310 S and 310SN steels under stress controlled tests at room temperature.

steels	$\sigma_{0.2}$	σ_u	$(1/2) \Delta \sigma_a$	$\sigma_a/\sigma_{0.2}$	σ_a/σ_u	N_f
310S	229	531	343	1.50	0.65	2910
			294	1.28	0.55	8800
310SN	340	691	490	1.44	0.71	910
			432	1.27	0.63	2440
			372	1.09	0.54	4100
			343	1.01	0.50	6590

(σ : MPa)

必要なヤング率は AISI 310 鋼を用いた LEDBETTER³⁵⁾の測定結果 (18760 kgf/mm^2) を採用した。N添加により多少この値が変わることが考えられるが結果に及ぼすヤング率の影響はそれ程大きくないので両鋼で同じ値を用いた。両鋼とも測定値は計算値より大きくなっているが、繰り返し軟化の著しい 310N 鋼のほうがその程度が大きい。すなわち寿命の推定には繰り返し塑性挙動も考慮されなければならないことが示唆される。

つぎに 310S 鋼と 310SN 鋼を用いて応力一定試験を行つた。結果を Table 3 に示す。0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$)、引張強さ (σ_u) が高いだけに同じ応力振幅 ($1/2 \times \Delta \sigma_a$) で比較すれば 310SN 鋼のほうが寿命が長い。しかし 0.2% 耐力あるいは引張強さに対する応力振幅の比がほぼ等しいところで比較すると、310N 鋼の寿命のほうが短いことがわかる。これは、繰り返し軟化する場合応力一定試験ではひずみ振幅が増大するので1サイクルの変形で材料に与えられる変形エネルギーが増すことと関連しているものと考えられる。

4. 結 論

18Cr-8Ni, 25Cr-20Ni 系ステンレス鋼の低サイクル疲労挙動をおもに室温において調べ以下のような結論を得た。

1) 程度の差はあるもののすべての供試鋼で初期繰り返し硬化ののちに繰り返し軟化することが認められた。N, C の固溶はこの繰り返し軟化を増大させるが、とくにNの効果著しい。

2) 大きな繰り返し軟化が認められる鋼の繰り返し変形材の転位配列はおもに平面状であり、他の鋼の転位配列はおもにセルまたはバンド状であった。

3) 繰り返し軟化はとくに試験片の表面層で激しく生じる。また大きな繰り返し軟化が認められる鋼におけるほど試験片表面にすべり帯がより多く観察された。

4) 繰り返し変形によつて平面状の転位配列が生じる場合、圧縮時の塑性ひずみ (R) を大きくとるほどいわゆるバウシinger効果と同様の効果が繰り返し変形にもなつて大きくなることが認められた。また平面状の転位配列が生じる場合、可動転位密度が繰り返し変形にもなつて増加して繰り返し軟化に寄与する可能性も示唆された。

5) 転位が平面状に配列するかセルまたはバンド状に配列するかは、従来報告されている s. f. e. の値だけからでは説明できない。

6) 本研究で観察された顕著な繰り返し軟化は、疲労寿命を長くする方向に作用する。ただし応力一定試験に

においては 0.2% 耐力あるいは引張強さに対する応力振幅の比がほぼ等しいところで比較すると、顕著な繰返し軟化を示す鋼の寿命は繰返し軟化の小さな鋼の寿命より短い。

終わりに供試鋼の準備に御助力いただいた日本冶金工業(株)の根本力男課長、高橋博喜氏、金属材料技術研究所の中川龍一所長、河部義邦博士、高橋順一氏、吉松史郎部長はじめ工業化研究部の方々に深謝致します。また研究費の一部は文部省科学研究費補助金(昭和 55, 56 年度一般研究 B)によつたことを付記し感謝致します。

文 献

- 1) M. KLESNIL and P. LUKAS: *Fatigue of Metallic Materials* (1980), p. 9 [Publishing House of the Czechoslovak Academy of Sciences]
- 2) H. B. ZEEDIJK: *Metal Sci.*, 11 (1977), p. 171
- 3) H. ADEL-RAOUF, A. PLUMTREE, and T. H. TOPPER: *Metall. Trans.*, 5 (1974), p. 267
- 4) N. NAGATA, K. FURUYA, and R. WATANABE: *J. of Nuclear Met.*, 85, 86 (1979), p. 839
- 5) S. S. MANSON: *Proc. of 1st Int. Conf. on Fracture*, 3 (1965), p. 1387
- 6) J. POLAK, M. KLESNIL, and P. LUKAS: *Mat. Sci. Eng.*, 15 (1974), p. 231
- 7) K. KANAZAWA and S. YOSHIDA: *Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications* (1974), p. 266 [Inst. Mech. Eng., London]
- 8) K. NISHIWAKI, N. OWADA, K. HINODE, S. TANIGAWA, K. SHIBATA, T. FUJITA, and M. DOYAMA: *Proc. of 5th Int. Conf. on Positron Annihilation* (1979), p. 177
- 9) P. LUKAS and M. KLESNIL: *Physica Status Solidi*, 21 (1967), p. 717
- 10) P. R. SWANN: *Corrosion*, 19 (1963), p. 102
- 11) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: *鉄と鋼*, 65 (1979), p. 80
- 12) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: *鉄と鋼*, 64 (1978), p. 268
- 13) 長谷川正: *日本金属学会報*, 15 (1976), p. 509
- 14) M. C. MATAYA and R. A. FOURNELLE: *Metall. Trans.*, 9A (1978), p. 917
- 15) 鈴木秀次: *金属の強さ* (1972), p. 10 [アグネ]
- 16) A. J. McEVILY and T. L. JOHNSTON: *Int. J. Fract. Mech.*, 3 (1967), p. 45
- 17) W. J. PLUMBRIDGE and D. A. RYDER: *Metallurgical Rev.*, 14 (1969), p. 119
- 18) P. LUKAS and M. KLESNIL: *Physica Status Solidi*, 37 (1970), p. 833
- 19) C. E. FELTNER and C. LAIRD: *Acta Metall.*, 15 (1967), p. 1633
- 20) P. LUKAS and M. KLESNIL: *Mat. Sci. Eng.*, 11 (1973), p. 345
- 21) S. KOCÁNDÁ (石井, 田中訳): *金属疲労の解析と応用* (1981), p. 200 [現代工学社]
- 22) C. E. FELTNER and C. LAIRD: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 242 (1968), p. 1253
- 23) P. J. BROFMAN and G. S. ANSELL: *Metall. Trans.*, 9A (1978), p. 879
- 24) C. G. RHODES and A. W. THOMPSON: 同上, 8A (1977), p. 1901
- 25) C. C. BAMPION, I. P. JONES, and M. H. LORETTO: *Acta Metall.*, 26 (1978), p. 39
- 26) R. E. STOLTZ and J. B. VANDER SANDE: *Metall. Trans.*, 11A (1980), p. 1033
- 27) M. FUJIKURA, K. TAKADA, and K. ISHIDA: *Trans. ISIJ*, 15 (1975), p. 464
- 28) D. L. DOUGLAS, G. THOMAS, and W. R. ROSER: *Corrosion*, 20 (1964), p. 15 t
- 29) 西沢泰二: *日本金属学会報*, 12 (1973), p. 401
- 30) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: *鉄と鋼*, 67 (1981), p. 587
- 31) R. W. LANDGRAF: *Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys*, ASTM STP467 (1970), p. 3 [ASTM]
- 32) C. E. FELTNER and P. BEARDMORE: 同上, p. 77
- 33) 石川圭介, 平賀啓二郎: *日本金属学会報*, 20 (1981), p. 692
- 34) S. S. MANSON: *Experimental Mechanics*, 5 (1965) 7, p. 193
- 35) H. M. LEDBETTER, W. F. WESTON, and E. R. NAIMON: *J. Appl. Phys.*, 46 (1975), p. 3855