

© 1988 ISIJ

オーステナイト系ステンレス鋼の低サイクル 疲労軟化に及ぼす炭素の影響

論文

柴田浩司*・小北雅彦*²・陳成樹*³・藤田利夫*

The Effects of Carbon on Low Cycle Fatigue Softening of Austenitic Stainless Steels

Koji SHIBATA, Masahiko KOGITA, Cheng-shu CHEN and Toshio FUJITA

Synopsis :

Effects of carbon on low cycle fatigue behavior of 20Cr-15Ni and 15Cr-15Ni stainless steels have been investigated at room temperature. Thin foils from the cyclically deformed specimens were subjected to electron microscopy. Single crystals produced by remelting some of the steels were also tested. They were deformed by compression sliced in the predetermined directions, and their dislocation configurations were observed in electron microscope. The effects of carbon and/or silicon addition on proof strength, cyclic deformation behavior and dislocation configurations were also studied. It was shown that the carbon alloyed steels showed fatigue softening as reported previously in a 0.18C-25Cr-20Ni steel. The softening was observed even at the small number of cycles, and was enhanced by an increase in carbon content and a decrease in strain amplitude. Carbon also reduced the trend of dislocations to form cellular configurations. It was revealed that such effects of carbon were increased by Si addition and that Si increased the solid solution hardening by carbon. All these results were qualitatively consist with the concept that solid solution hardening by some complexes between carbon and chromium atoms existed in the as-solution treated condition and broke down during cyclic deformation to induce fatigue softening.

Key words : stainless steel ; fatigue ; softening ; carbon, silicon ; solid solution ; strength ; microscopy.

1. 緒 言

極低温用オーステナイト (γ) 系鋼の強度を上げるのに N, C の添加が有効であることが知られている¹⁾。しかし著者らは各種ステンレス鋼, 高マンガン鋼において N を添加すると低サイクル疲労試験時に著しい軟化が生じることを明らかにした^{2)~5)}。C 添加の効果についてみると研究例が少なく, 著者らにより, C を 0.18% 添加した SUS 310 系 (25 Cr-20 Ni) 鋼において溶体化処理を十分行くと N 添加の場合ほど顕著ではないが疲労軟化が生じること, 高マンガン鋼においてはマンガン量によって疲労軟化が生じないものもあるが, 18% Mn 付近では大きな疲労軟化が生じることが見出されている²⁾³⁾程度である。また著者らも C 添加の効果については N 添加の効果ほど詳しい観察を行つておらず, 同じステンレス鋼でも Cr 量, Ni 量, C 量あるいは歪み振幅の影響などについては調べていない。この疲労軟化は, 高強度

極低温用鋼を使用するうえで無視できない現象であるばかりでなく, 現在においても不明の点の多い⁶⁾⁷⁾ C, N による固溶強化機構に関する知見を与えるものであるとも考えられる⁴⁾。そこで本研究においては, 20 Cr-15 Ni 系および 15 Cr-15 Ni 系ステンレス鋼を用い室温における低サイクル疲労挙動に及ぼす C の影響について観察するとともに, 疲労軟化機構に関する検討を行つた。

2. 実験方法

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。A シリーズは

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

Steels	C	Mn	Si	Ni	Cr	N
A-1	0.01	1.00	0.77	15.21	19.84	0.0061
A-2	0.20	1.53	0.80	15.67	20.19	0.0056
A-3	0.29	1.50	1.80	15.42	19.47	0.0048
B-1	0.006	1.55	0.01	15.02	15.13	0.0040
B-2	0.005	1.50	1.85	15.30	15.61	0.0025
B-3	0.27	1.48	0.06	15.11	15.30	0.0037
B-4	0.30	1.49	1.97	15.27	15.27	0.0023

P: ~0.003, S: ~0.007

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 3 月 5 日受付 (Received Mar. 5, 1987)

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

*² 東京大学大学院 (現: (株)神戸製鋼所) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kobe Steel, Ltd.)

*³ 東京大学研究生 (現: 中国西南交通大学) (Foreign Research Student, The University of Tokyo, Now Xi Nan Jiao Tong University)

20 Cr-15 Ni 系鋼で、C量の影響を見るために用意した。Bシリーズは 15 Cr-15 Ni 系鋼で、疲労軟化機構に関する知見を得るためCの効果に加え Si の効果を調べる目的で用意した。いずれも室温加工ではマルテンサイトを誘起しないオーステナイト鋼であり、高純度の原料を用い真空誘導炉にて溶解した。熱間鍛造、熱間圧延により 15 mm 厚の板にした後、十分にCを固溶させるため 1300°C 1 h (水冷) の溶体化処理を行った。溶体化処理後平行部直径 5 mm、長さ 10 mm の試験片に加工シクロム酸りん酸溶液で表面を電解研磨してから室温での引張試験、疲労試験に供した。引張試験、疲労試験はインストロン型試験機を用い、平行部の長さ変化をクリップゲージにて検出した⁵⁾。歪み速度はいずれもおよそ $3.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ とした。疲労試験においては、完全両振り全歪み振幅一定試験、塑性歪み一定試験を行って繰返し数に対する応力振幅の変化を観察した。全歪み一定試験時の荷重方向の反転は試験機に付属している自動装置を用いたが、塑性歪み振幅一定試験時の荷重の反転は上記自動装置の設定値を手動により頻繁に調整することにより行った。適当な繰返し数まで試験した試験片の平行部より薄片を軸方向に直角に切り出し、透過電子顕微鏡にて転位配列の観察を行った。電解研磨は、過塩素酸 10 + グリセリン 20 + エタノール 70 溶液を用いツイングジェット法にて行った。疲労材の転位配列の電子顕微鏡観察は、このような多結晶材を用いて数多く行い組織の平均的な特徴をとらえようとした。また、荷重付加方向および薄膜の切り出し方向を決めて加工材の転位配列を観察するため、A-1、A-3 鋼よりブリッジマン法にて単結晶を作製し、2%の圧縮変形後の転位配列の観察も行った。この場合荷重付加方向は $\langle 100 \rangle$ とし、この方位とおよそ 54° の角度をなす $\{111\}$ 面に平行に薄膜を切り出し、電子顕微鏡観察した。その際、X線ラウエ法により方位の決定を行ったが、エッチング法⁹⁾にて方向性ピット⁹⁾を単結晶表面に生じさせ、切り出し方向決定の補助手段とした。

3. 実験結果および考察

3.1 Aシリーズ (20 Cr-15 Ni 系) 鋼の低サイクル疲労挙動に及ぼすC量と歪み振幅の影響

Fig. 1 に全歪み振幅一定低サイクル疲労試験結果を示す。全歪み振幅が 5.0×10^{-3} の場合、疲労軟化 (歪み振幅一定試験を行った場合応力振幅の減少) は A-1 鋼においては観察されず、A-2、A-3 鋼とC量が増すにつれ初期疲労硬化後大きな軟化が観察されるようになる。しかし A-2 鋼も全歪み振幅が 1.0×10^{-2} と大きく

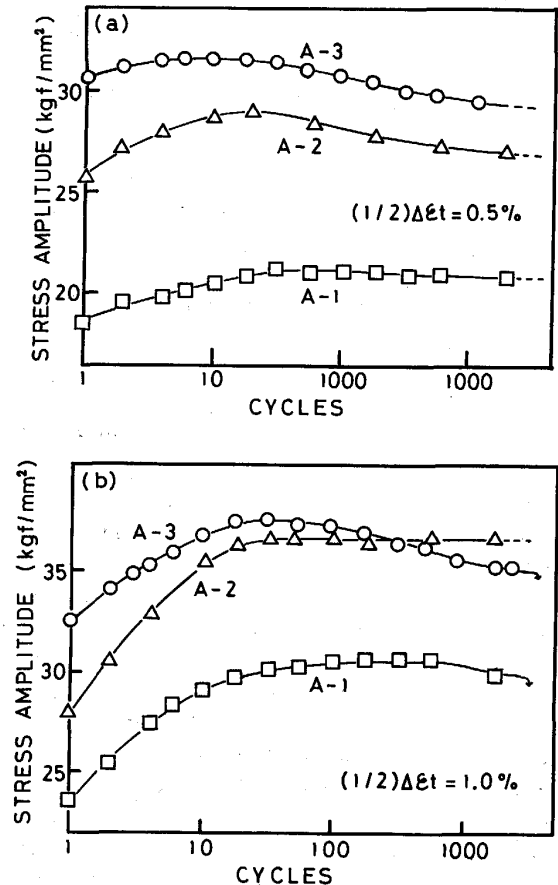


Fig. 1. Stress amplitude response in constant total strain amplitude tests of the A-series steels. The values of constant strain amplitude are (a) 5.0×10^{-3} and (b) 1.0×10^{-2} .

なると応力振幅は初期硬化の後減少せずほぼ一定の値となる。A-3 鋼では全歪み振幅が 1.0×10^{-2} の場合でも疲労軟化が観察される。このように、疲労軟化の程度は、C量が多く歪み振幅が小さいほど大きい。また疲労軟化はかなり少ない繰返し数より生じる。こうした疲労軟化挙動はNを添加した各種ステンレス鋼や高マンガン鋼において観察される²⁾⁻⁵⁾疲労軟化の特徴と良く似ている。ただし、A-2 鋼のC量と同程度のNを添加したステンレス鋼において、全歪み振幅が 1.0×10^{-2} でも疲労軟化が見られる²⁾ことから、C添加の影響はN添加の影響より小さいことが推察される。つぎに疲労変形材の転位配列を詳細に観察した。その結果、Nを添加した各種ステンレス鋼、高マンガン鋼²⁾⁻⁵⁾、およびCを添加したSUS 310 系鋼²⁾³⁾同様、A-2、A-3 鋼とC量が増すに従い平面状の転位配列が形成される傾向が強まることが分かった。ただし著者らの従来の観察結果²⁾⁻⁵⁾同様、それは疲労軟化が生じている場合に限り、歪み振幅が大きくなって軟化が認められなくなると転位はほとんどセル状配列になる。Photo. 1 に、それぞれ A-1、A-3 鋼を全

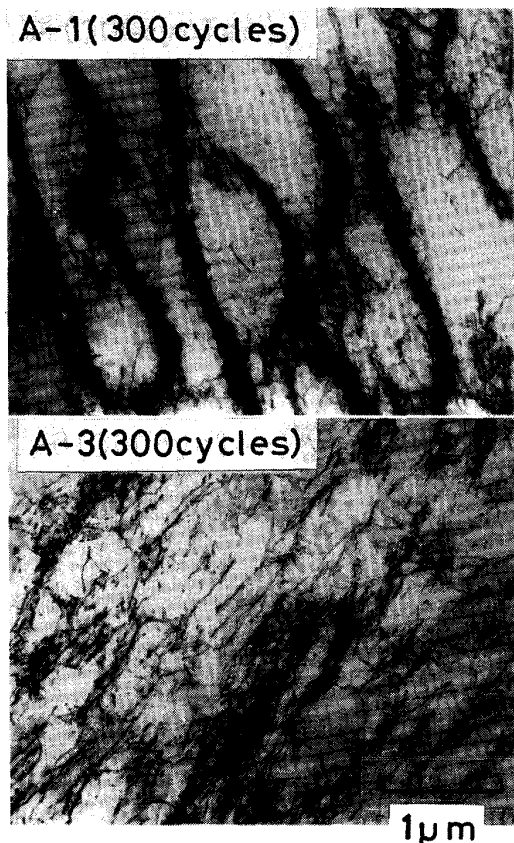


Photo. 1. Dislocation configurations of the steel A-1 and A-3 cyclically deformed under the constant total strain amplitude of 1.0×10^{-2} .

歪み振幅 1.0×10^{-2} で 300 回まで繰返し変形した場合の代表的な電子顕微鏡組織を示す。

一方、疲労材の転位配列は、観察面が応力の付加方向に対してどのような関係にあるかによって異なることが考えられる¹⁰⁾。そのため上に述べた電子顕微鏡観察結果は、観察例を多くして代表的な転位組織を比較したものである。しかし、従来、荷重付加方向および薄膜の切り出し方向をそろえたうえで、加工材の転位配列を調べた例は少ない。そこで次に単結晶を用いて、圧縮変形材の転位配列の観察を行った。単結晶試験片のC量は、A-1 鋼より作成したもの 0.0046%、A-3 鋼より作成したもの 0.253% であつた。圧縮軸方向はほぼ $\langle 100 \rangle$ としたので、その方向とおよそ 54° の角度をなす四つの $\{111\}$ 面で等価なすべりが生じることになる。薄膜はこれらのうちの一つの $\{111\}$ 面に平行に切り出した。Photo. 2 に観察結果の一例を示す。電子ビームは膜面である $\{111\}$ 面にほぼ垂直である。このように A-3 鋼中の転位に比べ A-1 鋼中の転位はもつれ合っており、C 添加材中の転位が交差すべりにくい様子が観察された。

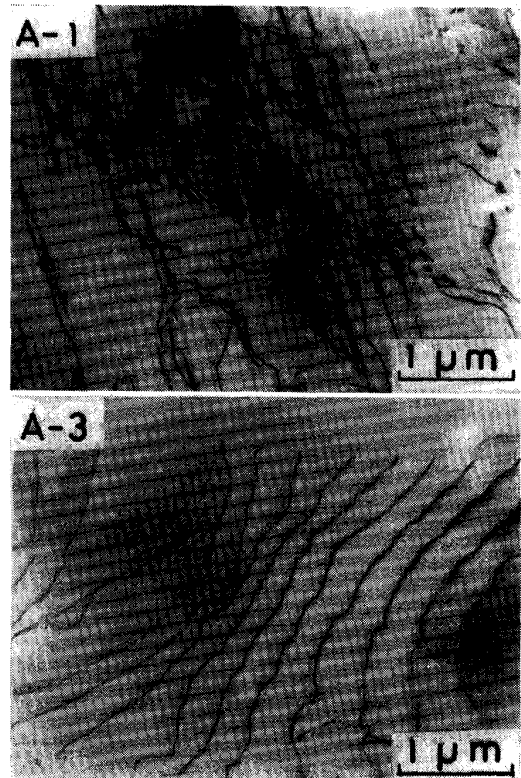


Photo. 2. Comparison of dislocation configurations using single crystals produced by remelting the A-1 and A-3 steels. Crystals were deformed by compression in $\langle 100 \rangle$ direction and foils were sliced to be parallel to $\{111\}$ plane.

変形材の転位配列は一般に s. f. e. が低いほど平面状になるとされている。従来オーステナイト系ステンレス鋼の積層欠陥エネルギー (s. f. e.) は、C 添加によつてわずか上がる¹¹⁾¹²⁾か変化しない¹³⁾といわれている。従つて、著者らによる C 添加材の組織観察結果は、s. f. e. におよぼす C の影響に関する従来の報告が間違つているか、s. f. e. 以外に転位の交差すべりの頻度を左右するものが存在することを示すことになる。前者の可能性に関してみると、従来のデータは現在最も確からしい s. f. e. の測定法と言われている¹⁴⁾¹⁵⁾弱ビーム法を用いた電子顕微鏡観察によるものではない。また C 原子と積層欠陥との相互作用¹⁶⁾を十分考慮して求められたものでもない。すなわちオーステナイト系ステンレス鋼の s. f. e. におよぼす C の影響に関する従来の報告は再検討する必要があるものと考えられる。後者に関しては、IS 結合体の可能性が考えられる。IS 結合体とは、溶体化処理状態ですでに存在していると考えられる Cr あるいは Mn と C あるいは N の間で吸引相互作用に起因する結合体のことで、SWANN¹⁷⁾、DYSON ら⁶⁾はそれらをそれぞれ短範囲規則格子、クラスターリングと呼んでいる。また

そうした結合体の存在は熱力学的にも予想されている¹⁸⁾が、その構造は、溶体化処理を十分高い温度で行っているのであまり複雑ではないと考えられるものの、具体的には明らかではない。そのため、著者らはそのような結合体を、溶体化処理状態で存在する侵入型固溶原子(I)と置換型固溶原子(S)との間の何らかの結合体と言う意味で、とりあえずIS結合体と呼ぶことにした⁴⁾。N添加鋼においては、平面状の転位配列の形成傾向が必ずしもs.f.e.の高低と対応しないことが以前より指摘されているが、SWANN¹⁷⁾、DOUGLASSら¹⁹⁾はこれをIS結合体の存在から説明している。N添加鋼においてIS結合体が存在するとすれば、上に述べたように、本研究においてC添加の効果は程度の差はあるもののN添加の効果とよく似ていることを示す結果が得られたことから、C添加鋼においてもIS結合体が存在することが類推される。そのように考えるとオーステナイト鋼においてC添加による固溶強化よりもN添加による固溶強化のほうがかなり大きい¹⁴⁾⁷⁾こと、C、N添加鋼でその固溶強化の大きさに対応して疲労軟化することも、一応説明できる⁵⁾。

3.2 Bシリーズ(15Cr-15Ni系)鋼の低サイクル疲労挙動に及ぼすC、Siの影響

オーステナイト系ステンレス鋼におけるSi添加は、s.f.e.およびC、Nの活量に影響する。s.f.e.に及ぼす影響についてみると、Si添加によつてs.f.e.がかなり低下することが多く報告されている¹⁵⁾²⁰⁾。前述したようなIS結合体が存在するとすれば、短範囲規則格子の強化理論から、一度転位がIS結合体の結合を切ると、同じすべり面上を次の転位がすべるときの抵抗が小さくなることが類推される。そのため転位は平面状に配列しやすくなると考えられるが、s.f.e.が低ければ転位が同一すべり面上をすべる確率がより高くなるので一層この傾向が強まり、変形抵抗の低下(軟化)が促進されるようになるものと考察される。またSiはC、Nの活量を増すとされている¹⁸⁾。したがつて、IS結合体が形成されるとするとSiの添加によりその傾向が促進され、強度がそのぶん高くなり疲労軟化の割合も大きくなることが考えられる。いずれにしても、疲労軟化あるいは転位配列に及ぼすC添加の影響を検討する場合には、ステンレス鋼に通常含まれているSiの影響を無視することはできないものと予測される。しかし、この点を考慮した研究は従来見られない。そこでC、Si無添加鋼(B-1)を基本鋼として、Si、C単独添加鋼(B-2、B-3)および複合添加鋼(B-4)の疲労挙動、引張変形挙動、転位配列を比較、検討した。

Fig. 2 全歪み振幅一定疲労試験結果の一例を示す。全歪み振幅が 6.0×10^{-3} あるいは 8.0×10^{-3} と小さい場合、C単独添加鋼(B-3)、C、Si複合添加鋼(B-4)で明瞭な疲労軟化が見られるが、軟化の程度はB-4鋼のほうが大きい。全歪み振幅が 1.2×10^{-2} と大きくなるとB-4鋼でのみ軟化が観察されるようになる。B-1、

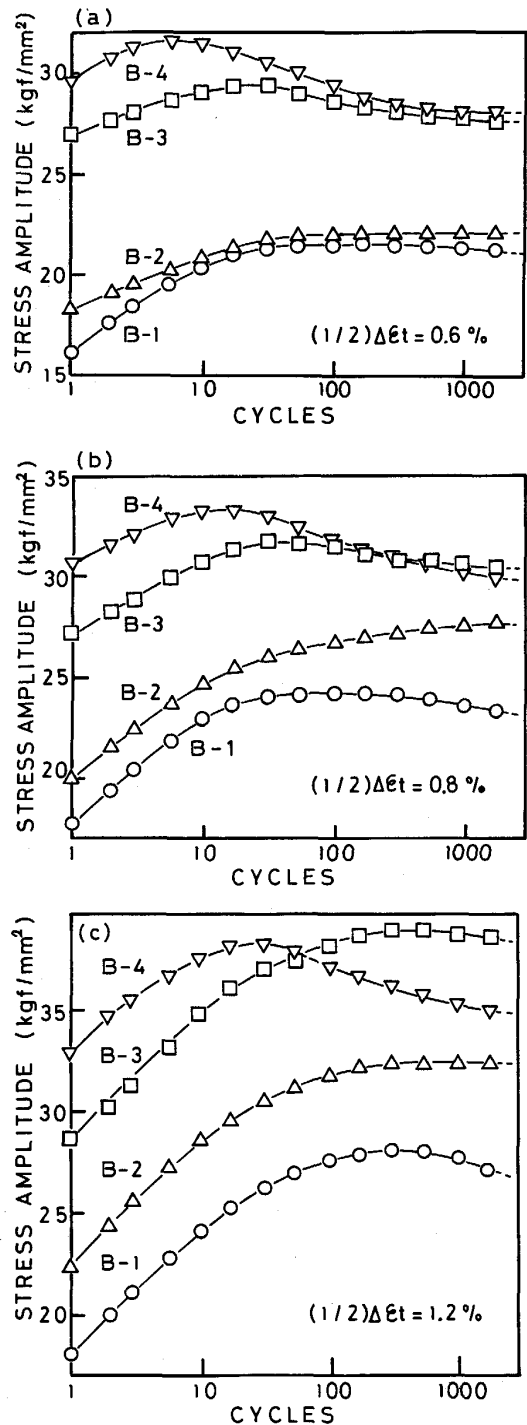


Fig. 2. Stress amplitude response in constant total strain amplitude tests of the B-series steels. The values of constant strain amplitude are (a) 6.0×10^{-3} , (b) 8.0×10^{-3} and (c) 1.2×10^{-2} .

B-2 鋼 (低C, 低N) について見ると, Si を添加していない B-1 鋼では, 高サイクル側でわずかの軟化が見られる. この軟化は歪み振幅が大きくなるほど程度を増す傾向にあることから, 従来著者らが注目してきた軟化と異なるものであると考えられる. この軟化の詳細については現在検討中である. Si を添加した B-2 鋼では軟化は見られず, 硬化が多くの繰返し数まで続く傾向にある. 一方, Fig. 2 は B-1~B-4 鋼で強度水準が異なることも示している. そのため, 全歪み振幅一定試験では, これらの鋼の間で塑性歪み振幅が異なってしまう. そこで, 塑性歪み振幅一定条件下での低サイクル疲労挙動も調べた. 結果を Fig. 3 に示す. この場合, 塑性歪み振幅は 2.0×10^{-3} とした. 測定した繰返し数の範囲で, C 無添加鋼では疲労軟化は観察されず, C は単独添加でも疲労軟化を生じさせるが, Si と共存すると疲労軟化の程度を大きくすることが分かる.

組織観察結果の一例を Photo. 3 に示す. この場合繰返し変形条件は, 全歪み振幅 6.0×10^{-3} , サイクル数 100 回である. C, Si 無添加鋼 (B-1) では, 転位がセルを形成する傾向が強く, Si 単独添加鋼 (B-2) の転位は, B-1 鋼と比べセル形成傾向が弱い. C 単独添加鋼 (B-3) の転位は, B-2 鋼よりさらにセル形成傾向が

弱くなる. しかし, 明瞭な平面状転位組織は多くは見られない. C, Si 複合添加鋼 (B-4) では, 平面状の転位組織が多く観察される. 他の条件下で繰返し変形したものについても, 基本的に同様な傾向が観察された.

以上の観察結果をまとめてみると, ①C は単独添加でも疲労軟化を生じさせ, また転位のセル形成を妨げる方向に働く, ②Si の単独添加も転位のセル形成の妨げる方向に働くが, 疲労軟化は生じさせない, ③Si は C と

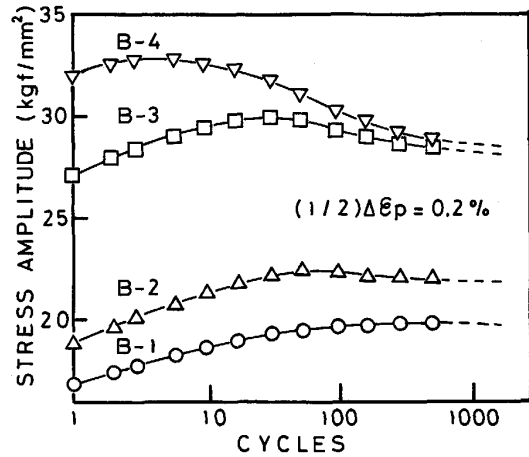


Fig. 3. Stress amplitude response in constant plastic strain amplitude tests of the B-series steels.

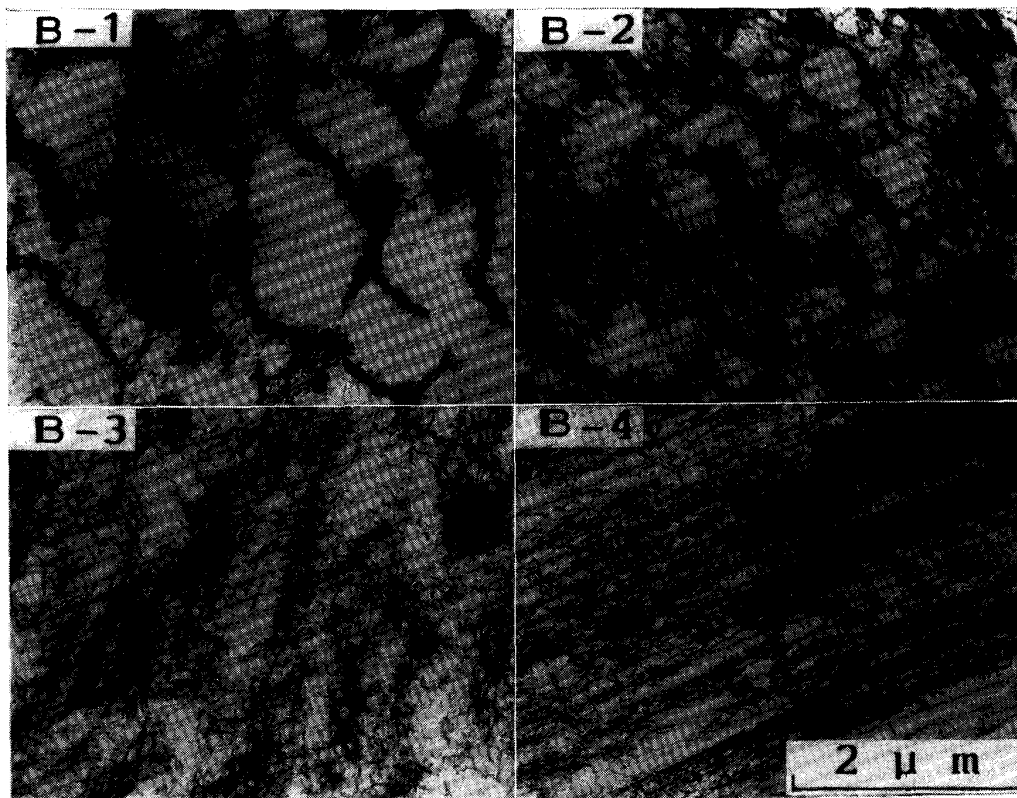


Photo. 3. Dislocation configurations of the B-series steels cyclically deformed for 100 cycles under 6.0×10^{-3} total strain amplitude.

複合添加すると疲労軟化の程度を増加させ、転位の平面状配列を生じやすくする。①に関しては、IS結合体の存在を仮定することにより説明できることを、前節で述べた。②に関しては、Siがs.f.e.を低下させることにより、セル形成が妨げられるものと考えられる。③に関しては、本節の初めに述べたように、その原因がSiのs.f.e.に及ぼす効果とCの活量に及ぼす効果のいずれによるのか明らかでないが、Si添加の効果はIS結合体の存在を前提にした予測と一致する。そこで次に、Bシリーズ鋼の引張変形時の強度および加工硬化挙動に及ぼすC、Siの影響を調べることによつて、IS結合体の存在に関する検討を行った。

Fig. 4は、Bシリーズ鋼の真応力-真歪み曲線(a)とそれらより求めた加工硬化率-真歪み曲線(b)である。加工硬化率-真歪み曲線を見ると、B-1鋼に比べB-2鋼の加工硬化率が全体に大きい。これは、Siによりs.f.e.が低下するためと考えられる。B-1鋼とB-3鋼を比較すると、B-2鋼ほどではないがB-3鋼の加工硬化率のほうが大きい。この結果だけからみると、従来の報告に反しCもs.f.e.を低下させることを示しているようにも考えられる。B-3鋼は疲労軟化を示すのに、本研

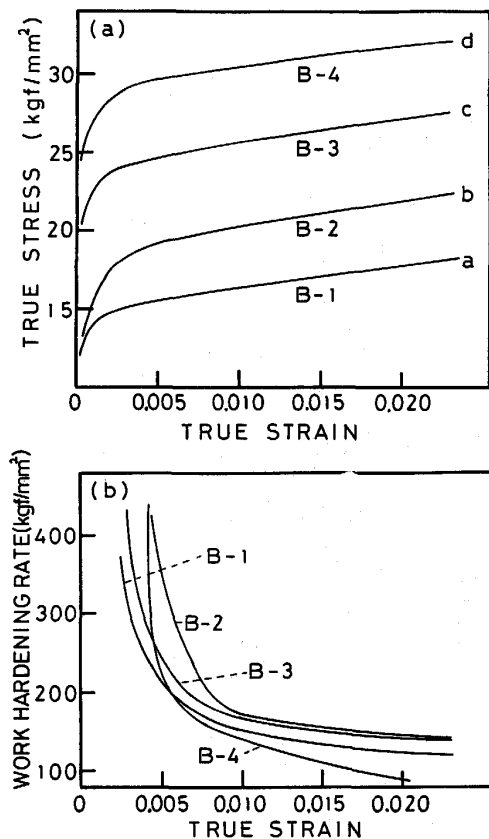
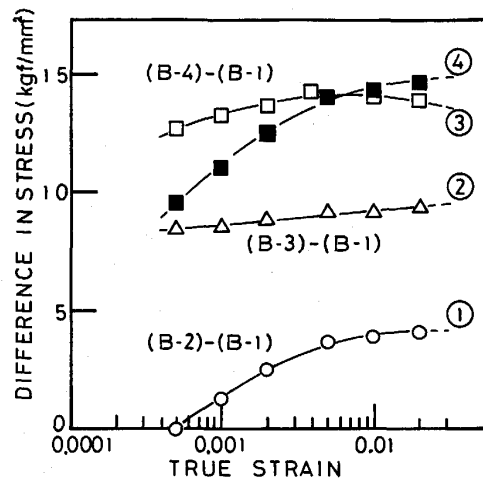


Fig. 4. (a) True stress-true strain and (b) work hardening rate-true strain curves of the B-series steels.

究で注目している疲労軟化を示さないB-1鋼に比べ引張変形時の加工硬化率が低下しないのは、引張変形と繰返し変形との相違によるものとも考えられる。しかし、s.f.e.に及ぼすCの影響とともに詳細は不明である。B-4鋼の加工硬化率について見ると、歪みの小さい範囲では大きな値を示すようであるが、急速に減少し0.4%歪み程度から最も小さくなる。この結果は、2%までのSi添加は加工硬化に効かないとしているSWANN¹⁷⁾の報告と一致しない。この不一致の原因は明らかでないが、SWANNも指摘しているように、Siの効果はCr量、Ni量によつて異なることによつても考えられる。また加工硬化率の急速な減少は、この鋼が大きな疲労軟化を示すことと対応する可能性も考えられる。次に、固溶強化と加工硬化率に及ぼすCの影響を区別して検討するため、Fig. 4(a)よりFig. 5を得た。Fig. 5の曲線①、②、③は、おのおのFig. 4の曲線bとa、cとa、dとaの差を、いくつかの真歪みにおいて読みとり真歪みの対数に対してプロットしたものである。曲線④は曲線①、②がおのおの強度に及ぼすSi、C単独添加の効果を示すものと考え、B-1鋼とB-4鋼の強度差をSi量、C量の相違のみから計算したものである。すなわち曲線④はSiとCに相互作用がない場合の、C、Si複合添加の影響を近似的に示すものである。この際、結晶粒径はB-1鋼でおよそ670 μm 、B-2~B-4鋼でおよそ600 μm であつたが、この程度の結晶粒径の相違は強度にほとんど影響を及ぼさない²¹⁾として無視した。



Curves ①, ② and ③ show the difference in the strength of B-2, B-3 and B-4 from that of B-1 steel, respectively. They were obtained from the results exhibited in Fig. 4(a) and are showing approximately the effect of Si, C, and Si + C, respectively. Curve ④ shows approximately the strength difference between B-4 and B-1 steels when the cooperative effect between Si and C does not exist.

Fig. 5. Strain dependence of the increase in strength by C and Si.

これらの曲線は、強度に及ぼす固溶元素の影響は歪みをとどこにとるかによつて異なることを示している。そのため、純粋に固溶強化の大きさを比較する場合にはできるだけ小さな歪みのところで比較するのが妥当と考えられる。いま 0.05% 真歪みにおいて強度に及ぼす C, Si の影響をみると、Fig. 5 から、固溶強化に及ぼす Si の効果はほとんど認められないこと、C は単独でかなり大きな固溶強化作用を有すること、C の固溶強化は Si が共存するとさらに大きくなることが認められる。Si が C の固溶強化を増加させることは、ステンレス鋼の固溶強化に関する従来の研究において見逃されていた点であり、Fig. 5 の曲線③と④を比べると、このことは少なくとも 0.2% 耐力においてもいえることが分かる。実際に、本研究で得られた Si 添加による 0.2% 耐力（2 回測定した平均値）の増分を、オーステナイト系ステンレス鋼における固溶体強化に関してよく引用される IRVINE ら²²⁾、DYSON ら⁶⁾の回帰分析結果を用いて得た計算値と比較すると、C が共存しない場合、実験値は計算値のおよそ 2 分の 1 となり、C が共存する場合は計算値とほぼ同じとなる。これは、IRVINE らや DYSON らが、Si と C の効果をそれぞれ C, Si との共存下で調べていることによるためと考えられる。

以上のように、引張変形挙動の観察より、C による強化が Si 添加により増加することが明らかにされた。別の見方をすれば、これは C によるおもな固溶強化が Si 添加により増加するような機構によつていることを示すものと考えられるが、IS 結合体による強化が Si 添加により増加する可能性のあることはすでに述べた。一方、C によるおもな固溶強化機構は、また、疲労軟化挙動、変形材における転位の平面状組織への配列傾向の原因となるものと考えられる⁴⁾⁵⁾。さらにその機構は N による機構と同様なものと考えられるが、C の効果と N の効果の大きさの相違をも説明できるものでなければならぬ⁴⁾⁵⁾。これらのことを総合すると、現在までのところ C によるおもな固溶強化機構を IS 結合体によるものとするのが最も考えやすい。

4. 結 論

20Cr-15Ni 系及び 15Cr-15Ni 系ステンレス鋼の低サイクル疲労挙動に及ぼす C 添加の影響を調べ以下のような結論を得た。①すでに報告した 25Cr-20Ni 系鋼同様、C 添加鋼は低サイクル疲労軟化を示す。②この疲労軟化は、C 量が多いほどまた繰返し歪み振幅が小さいほど程度を増す。これは、N 添加したステンレス鋼及び高マンガン鋼における疲労軟化に及ぼす N 量と歪み振幅の効果

と同様である。③C 添加は、繰返し変形材における転位のセル形成を抑制し平面状組織形成を促進する傾向を有する。これも、ステンレス鋼および高マンガン鋼における N 添加の効果と同様である。④C 添加鋼の疲労軟化傾向、転位のセル状組織形成抑制傾向は、Si 添加によつて促進される。⑤C による固溶強化は Si が共存すると一層大きくなることが明らかにされた。⑥以上の結果は、溶体化処理状態で IS 結合体が存在し強化のおもな原因となり、疲労軟化はそれが繰返し変形によつて破壊されることによつて生じると考える疲労軟化機構から推察される結果と定性的に一致する。

終わりに、供試材の準備に御助力いただいた金属材料技術研究所の中川龍一所長、河部義邦部長、高橋順一氏、工業化研究部の方々、及び単結晶を作成していただいた日新製鋼(株)の星野和夫課長、武本敏夫氏に深謝致します。また研究費の一部は文部省科学研究費補助金（一般研究 C, 昭和 60, 61 年度）によつたことを付記します。

文 献

- 1) R. P. REED and N. J. SIMON: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **30** (1984), p. 127
- 2) K. SHIBATA, Y. KISHIMOTO, N. NAMURA and T. FUJITA: *Fatigue at Low Temperature (ASTM STP 857)* (1985), p. 31 [ASTM]
- 3) 柴田浩司, 名村夏樹, 岸本康夫, 藤田利夫: *鉄と鋼*, **69** (1983), p. 2076
- 4) 柴田浩司, 岸本康夫, 藤田利夫: *鉄と鋼*, **71** (1985), p. 1795
- 5) 柴田浩司, 藤田利夫: *鉄と鋼*, **73** (1987), p. 1178
- 6) D. J. DYSON and B. HOLMES: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), p. 401
- 7) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: *鉄と鋼*, **67** (1981), p. 587
- 8) 木下凱雄, 竹田誠一: *日本金属学会会報*, **18** (1979), p. 642
- 9) 昆 謙造: *防食技術*, **32** (1983), p. 593
- 10) H. J. KESTENBACH: *Phil. Mag.*, **36** (1977), p. 1509
- 11) P. J. BROFMAN and G. S. ANSCLL: *Metall. Trans. A*, **9** (1978), p. 879
- 12) R. FAWLEY, M. A. QUADER and R. A. DODD: *Trans. AIME*, **242** (1968), p. 771
- 13) R. E. STOLYZ and J. B. V. STANDE: *Metall. Trans. A*, **11** (1980), p. 1033
- 14) 吉田博行: *日本金属学会会報*, **13** (1973), p. 873
- 15) C. G. RHODES and A. W. THOMPSON: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 1901
- 16) H. SUZUKI: *Strength and Metals and Alloys*, vol. 1, ed. by R. C. GIFFKINS (1982), p. 327 [Pergamon Press]
- 17) P. R. SWANN: *Corrosion*, **19** (1963), p. 102
- 18) 西沢泰二: *日本金属学会会報*, **12** (1972), p. 401
- 19) D. L. DOUGLASS, G. THOMAS and W. R. ROSER: *Corrosion*, **20** (1964), p. 15
- 20) R. E. SCHRAMM and R. P. REED: *Metall. Trans. A*, **6** (1975), p. 1345
- 21) 藤倉正国, 加藤哲雄: *鉄と鋼*, **64** (1978), p. 2195
- 22) K. J. IRVINE, T. GLADMAN and F. B. PICKERING: *J. Iron Steel Inst.*, **207** (1969), p. 1017