繰返し予ひずみを受けた SUS304 の高サイクル疲労挙動 に及ぼす加工誘起マルテンサイト変態の影響†

植松 美彦* 柿内 利文* 秋田 正之*
中島 正貴** 中村 裕紀** 矢島 拓美***

Effect of Strain-Induced Martensitic Transformation on High Cycle Fatigue Behavior in Cyclically-Prestrained Type 304

by

Yoshihiko UEMATSU*, Toshifumi KAKIUCHI*, Masayuki AKITA*
Masaki NAKAJIMA**, Yuki NAKAMURA** and Takumi YAJIMA***

The effects of the cyclic prestrain on the fatigue behavior in type 304 austenitic stainless steel were investigated. Rotating bending fatigue tests have been performed in laboratory air using the specimens subjected to $\pm 5\%$ cyclic prestrain at room temperature (R.T.) and -5°C . Martensitic phase volume fraction of the prestrained specimen at -5°C was 48% and larger than 3.8% at R.T. The prestrained specimens exhibited higher fatigue strengths than the as-received ones, and larger volume fraction of martensitic phase resulted in the higher fatigue limit. EBSD analysis revealed that the martensitic phases were more uniformly distributed in the austenitic matrix in the cyclically-prestrained specimens than in the monotonically-prestrained ones. Fatigue crack initiation from inclusion was observed only in the cyclically-prestrained specimens at -5°C . High volume fraction and uniform distribution of martensitic phase induced the transition of crack initiation mechanism and led to the higher fatigue limit. In type 304 stainless steel with high volume fraction of strain-induced martensitic phase, the prediction of fatigue limit based on Vickers hardness could give unconservative results.

Key words : Fatigue, Type 304 stainless steel, Prestrain, Strain-induced martensitic transformation, Crack initiation

1 緒 言

SUS316 や SUS304 に代表されるようなオーステナイト系ステンレス鋼は、優れた特性から様々な分野で利用されている。実際の機器で利用される場合、何らかの形で加工を受けるが、これらの材料は加工硬化しやすいという特性がある。そこで著者らの一部は、SUS316^{1), 4)} や SUS304^{2)~4)} の疲労強度に及ぼす予ひずみの影響について検討してきた。特に SUS304 は耐食性や耐酸化性に優れ、原子力発電プラントでは配管用部材として使用されるが、オーステナイト相が準安定であり、予ひずみによって加工誘起マルテンサイト変態を生じる⁵⁾ したがって、実機での使用に際しては、予加工の影響のみでなく、例えば地震などにより大きな予ひずみが繰返し付与された後の健全性評価が重要である。マルテンサイト (α) 相はオーステナイト (γ) 相と比べて硬い組織であるため、疲労強度に影響を及ぼすと考えられている^{6), 7)}。過去に筆者らは、予加工の影響を評価するため、一方向に単一の予ひずみを付与した SUS304 を用いて疲労試験を行い、予ひずみとマルテンサイト変態との関係およびそれらが疲労強度

に及ぼす影響について検討し、マルテンサイト体積率が疲労強度に影響を及ぼさないことを明らかにした³⁾。しかし、地震荷重のように大きな予ひずみが繰返し付与される場合のマルテンサイト変態や疲労強度との相関については明らかになっていない。

そこで本研究では、繰返し予ひずみを与えた SUS304 を用いて疲労試験を行い、繰返し予ひずみによって生じる加工誘起マルテンサイト相を同定するとともに、疲労挙動に及ぼす影響について検討した。

2 試験方法

2・1 供試材料および試験片形状

供試材は、原子力プラントで主として配管として利用されるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 である。化学成分および機械的性質を Table 1, 2 に示す。疲労試験片形状は、Fig. 1 に示すような最小断面部直径が $\phi 5\text{mm}$ の砂時計型である。なお予ひずみを与えていない試験片では、試験片つかみ部直径を $\phi 10\text{mm}$ とした。

予ひずみについては、Fig. 2 に示すような平行部を有する試験片に対し、容量 98kN の電気油圧サーボ疲労試

† 原稿受理 平成 25 年 3 月 25 日 Received Mar. 25, 2013 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 岐阜大学工学部機械工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. Mech. Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

** 正 会 員 豊田工業高等専門学校機械工学科 〒471-8525 豊田市栄生町, Dept. Mech. Eng., Toyota National College of Tech., Eisei-cho, Toyota, 471-8525

*** 海上自衛隊 〒737-2195 江田島市江田島町, Japan Maritime Self Defense Force, Edajima-cho, Edajima, 737-2192

Table 1 Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.05	0.35	1.47	0.026	0.001	9.21	18.25	Bal.

Table 2 Mechanical properties.

0.2% proof Stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile Strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)
246	594	80

Fig. 1 Specimen configuration for fatigue tests.

Fig. 2 Specimen configuration for pre-straining.

験機によって付与し、その後 Fig. 1 の疲労試験片形状に加工した。繰返し予ひずみは、試験片軸方向に $\pm 5\%$ （全ひずみ範囲 10%）のひずみを 10 サイクル付与した。なお、ひずみは公称ひずみである。SUS304 のマルテンサイト変態は温度の影響を受け、低温での変態量が大きい。この性質を利用し、同一の予ひずみ量で異なる量のマルテンサイト変態を生じさせるために、予ひずみの付与は室温および -5°C の低温環境下にて行った。 -5°C の低温環境は、試験片をドライアイスで冷却した。試験片およびチャック部における熱容量のため、温度を -5°C 以下に長時間保つことが難しかったため、試験片に熱電対を装着し、温度が -5°C 一定の状態で予ひずみを付与した。以下、室温で繰返し予ひずみを付与した試験片を室温材（ $\pm 5\%$ pre-strain R.T.）、 -5°C で付与した試験片を -5°C 材（ $\pm 5\%$ pre-strain -5°C ）、予ひずみを付与していない試験片を無予ひずみ材（Unprestrain）と呼ぶ。いずれの試料についても、試験部はエメリー紙で順次 2000 番まで研磨後、バフ研磨を行い鏡面仕上げしてから疲労試験に供した。

2・2 実験方法

疲労試験には 4 連式片持ち回転曲げ疲労試験機を用い、繰返し速度 $f = 53\text{Hz}$ で室温大気中にて行った。硬さ測定はマイクロビッカース硬さ試験機を用いた。マルテンサイト相の測定には X 線回折（XRD）法を用い、 γ (220) 面と α (211) 面の回折プロファイルを元に積分強度を求めて体積分率に換算した⁸⁾また、局所的なマルテンサイト相の同定には電子線後方散乱回折（EBSD）法を用いた。

3 実験結果

3・1 微視組織様相

Fig. 3 に無予ひずみ材および予ひずみ材の組織観察結果を示す。無予ひずみ材ではすべり帯は見られないが、予ひずみ材ではひずみの付与温度によらず多数のすべり帯が確認された。また、繰返し予ひずみ付与による結晶粒径の変化は観察されなかった。Fig. 4 は、SEM によるすべり線の観察結果である。前報³⁾で報告した SUS304 に室温および -25°C の環境下で、一方向に 20% の予ひずみを付与した場合のすべり線様相を Fig. 5 に示す。Fig. 4 と 5 ではロットが異なるが、繰返し予ひずみを付与した場合、ひずみ範囲が狭いにもかかわらず、一方向余ひずみ材よりも多数のすべり線が、より均一かつ密に存在していることがわかる。

(a) Unprestrain

(b) $\pm 5\%$ prestrain at R.T. (c) $\pm 5\%$ prestrain at -5°C

Fig. 3 Microstructures observed by an optical microscope.

(a) $\pm 5\%$ prestrain at R.T. (b) $\pm 5\%$ prestrain at -5°C Fig. 4 Slip lines observed by an SEM in cyclically $\pm 5\%$ prestrained type 304.

(a) 20% prestrain at R.T.

(b) 20% prestrain at -5°C

Fig. 5 Slip lines observed by an SEM in monotonically 20% prestrained type 304.

3・2 硬さおよびマルテンサイト変態量測定

無予ひずみ材の硬さが 164HV0.5 であるのに対し, 室温材および -5°C 材の硬さは, それぞれ 297HV0.5 および 368HV0.5 であり, いずれの温度でも予ひずみの付与に伴う硬さの上昇が見られた。

Fig. 2 の試験片から機械加工によって Fig. 1 の試験片を採取し, 最小断面部でマルテンサイト相の体積分率 V_m を測定したところ, 室温材および -5°C 材でそれぞれ 3.8% および 48% であった。いずれの温度でも予ひずみの付与により V_m は増加したが, 特に -5°C 材でのマルテンサイト変態が顕著であり, 硬さの増加に寄与していると考えられる。また, 室温および -25°C の環境下で, 一方向に 20% の余ひずみを付与した場合の V_m は, それぞれ 2.2% と 42% であった。³⁾温度と V_m の傾向は繰返し予ひずみと同様であるが, 予ひずみ付与条件によらず, 室温下では顕著なマルテンサイト変態は生じないことがわかる。しかし, -5°C で $\pm 5\%$ 繰返し予ひずみを 10 回与える条件の方が, -25°C で 20% の一方向予ひずみ付与の場合よりも最終的な V_m は大きかった。

3・3 疲労挙動

Fig. 6 に疲労試験結果を示す。無予ひずみ材の試験データが少ないため, 同一ロットの SUS304 を用いて小野式回転曲げ疲労試験機で得たデータも併示した。⁹⁾今回

Fig. 6 S-N diagram.

の片持ち式と小野式の疲労強度はほぼ一致していることがわかる。繰返し数 10^7 回に対する無予ひずみ材の疲労限度 σ_w は 260MPa であるのに対し, 室温予ひずみ材は 380MPa, -5°C 予ひずみ材は 430MPa であり, 無予ひずみ材に比較して, 予ひずみ材では疲労強度が大きく上昇した。また, 室温材よりも -5°C 材の方が疲労限度はより大きく上昇した。

Fig. 7 に各材における疲労き裂発生起点近傍の SEM 写真を示す。無予ひずみ材 (Fig. 7 (a)) および室温材 (Fig. 7 (b)) のき裂発生起点は平坦であり, 繰返しすべり変形によってき裂が発生したことを示している。一方, Fig. 7 (c) で示す -5°C 材のき裂発生起点でのみ, 図中矢印で示すように直径 $10\mu\text{m}$ 程度の微小な介在物が確認された。なお, 10^7 回を超える高サイクル領域まで試験を行っても, 内部起点型のき裂発生はいずれの試料でも認められなかった。

疲労限度応力での疲労試験については, 試験を適宜中断して XRD により試験片のマルテンサイト体積分率を測定した。 V_m と繰返し数との関係を Fig. 8 に示す。無予ひずみ材では疲労試験中のマルテンサイト変態は生じなかったが, 室温材では 3.8% から 5.2% へ 1.4%, -5°C 材では 48% から 54% へ 6% と, わずかにマルテンサイト体積分率の増加が確認され, 一方向予ひずみ材³⁾と同様に, 疲労試験開始時のマルテンサイト体積分率が疲労試験中のマルテンサイト変態量に影響を及ぼすことがわかる。

Fig. 8 Relationship between volume fraction of martensite and number of cycles.

Fig. 7 SEM micrographs showing crack initiation site.

4 考 察

4・1 マルテンサイト変態の影響

本研究の結果から、SUS304 に繰返し予ひずみを与えることにより疲労強度は大きく上昇することがわかった。予ひずみ材同士の比較においては有限寿命域の疲労強度に大きな差は無いものの、低温で繰返し予ひずみを付与し、マルテンサイト体積率が大きい材料で疲労限度はより大きく上昇した。過去に筆者らが行った研究³⁾では、一方向予ひずみを付与した SUS304 の疲労限度は、予ひずみ量が同じ場合には、マルテンサイト体積率によらず同一であった。すなわち疲労限度は、マルテンサイト体

積率の影響を受けないと報告したが、本研究の結果とは異なる。Fig. 9 は以前の研究³⁾の一部であり、 -25°C で一方向に 20% の予ひずみを付与した SUS304 の微小疲労き裂発生部位を EBSD 解析した結果である。なお、以降の EBSD 観察例はすべて、水平方向が試験片軸方向である。Fig. 9 (a) 中の矢印が疲労き裂発生位置であるが、疲労き裂は Fig. 9 (c) 中の赤い領域で示される柔らかいオーステナイト相が広く分布する領域で発生していた。Fig. 9 (c) におけるき裂縁の緑の領域は、き裂先端の強塑性変形による加工誘起マルテンサイト変態域を表している。また黒く示される領域は、き裂縁と、すべりによって表面の凹凸が大きくなり、結晶構造の同定が出来なかった領域である。Fig. 9 で示すように、前報の³⁾一方向予ひずみ材では、マルテンサイト相の分布に不均一性が強く、オーステナイトが多く偏在する部分でき裂が発生する。その結果、マルテンサイト体積率が疲労限度に影響を及ぼさないと報告している。そこで EBSD 解析により、繰返し予ひずみ材で加工誘起によって生じたマルテンサイト相の分布状態を調べた。

Fig. 10 に -5°C 材の試験片表面における EBSD 解析結果を示す。また、高倍率で観察した例を Fig. 11 に示す。Fig. 10 (c) および Fig. 11 (c) 中に緑の領域で示されるマ

Fig. 9 EBSD analysis of fatigue crack initiation site in type 304 (20% monotonic prestrain at -25°C) : (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution.

Fig. 10 EBSD analysis of type 304 ($\pm 5\%$ cyclic prestrain at -25°C) : (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution. Red and green area in (c) corresponds to γ - and α -phases, respectively.

Fig. 11 EBSD analysis of type 304 at high magnification ($\pm 5\%$ cyclic prestrain at -25°C) : (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution. Red and green area in (c) corresponds to γ - and α -phases, respectively.

Fig. 10 EBSD analysis of type 304 (20% monotonic prestrain at -25°C) : (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution. Red and green area in (c) corresponds to γ - and α -phases, respectively.

ルテンサイト相が、多くの結晶粒内ですべり帯に沿うように比較的均一に分布していることがわかる。Fig. 10と同程度の倍率で観察した、 -25°C 、20% 一方向予ひずみ材の様相を Fig. 12 に示すが、Fig. 12 (c) の下部では局所的に緑のマartenサイト相が存在せず、赤いオーステナイト相が多い領域が多数観察され、このような領域で優先的にき裂が発生したために、マルテンサイト体積率が疲労挙動に影響を及ぼさないと考えられた。³⁾一方、繰返し予ひずみ材では、Fig. 10 (c) に見られるように、マルテンサイト相が一方向予ひずみ材よりも均一に分布しており、マルテンサイト相がき裂の発生に影響を及ぼし、疲労限度が向上した可能性がある。そこでき裂発生とマルテンサイト相との相関を検討するため、 -5°C 材の疲労試験を適宜中断しながら表面を観察し、疲労き裂が発生した時点でき裂発生起点のEBSD解析を行った。その結果を Fig. 13 および 14 に示す。Fig. 13 では、き裂はすべり帯が集中している部分に存在し、一方向予ひずみ材と同様に、オーステナイト相が多い領域 (Fig. 13 (c) 中

Fig. 13 EBSD analysis of crack initiation site of type 304 ($\pm 5\%$ cyclic prestrain at -25°C): (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution. Red and green area in (c) corresponds to γ - and α -phases, respectively.

Fig. 14 EBSD analysis of crack initiation from inclusion in type 304 ($\pm 5\%$ cyclic prestrain at -25°C): (a) SEM image, (b) IPF image, (c) Phase distribution. Red and green area in (c) corresponds to γ - and α -phases, respectively.

の赤い領域) でき裂が発生しているかに見える。しかし、Fig. 13 (a) 中の多数のすべり線部分では、前述のように表面の凹凸のために Fig. 13 (c) では結晶構造の同定が行われずに黒い領域となっている。Fig. 10, 11 では、繰返し塑性変形による顕著なすべり帯とマルテンサイト変態領域はほぼ一致しており、Fig. 13 のき裂発生部位においても、マルテンサイト変態が生じていることが予想される。

一方 Fig. 14 では、き裂発生起点に球状の介在物が確認された。近藤らは、本研究と同一ロットの試験片に超音波ショットピーニングを施して 300°C の高温下で回転曲げ疲労試験をしたところ、介在物起点の内部き裂発生が生じたことを報告し、EDX 分析によって介在物が Al, Ca, O が強く検出される金属間化合物と同定している。⁹⁾ 本研究では、Fig. 7 (c) の破面観察で示したように、 -5°C 材でのみ介在物起点型のき裂発生が確認された。Fig. 14 (c) では、硬化したマルテンサイト相内に存在する介在物からき裂が発生しており、 -5°C での繰返し予ひずみによってき裂発生機構が変化したことを示唆している。なお、き裂発生起点については、Fig. 7 (c) の破面観察および Fig. 13, 14 の表面観察例のみであるが、介在物起点型き裂発生が 2 例、非介在物起点型が 1 例であった。

以上の結果より、繰返し予ひずみ付与材の疲労強度については以下のように考えることができる。一方向予ひずみ材では、マルテンサイト相とオーステナイト相が不均一に存在するために、柔らかいオーステナイト相が多く偏在する部分で優先的に疲労き裂が発生する。しかし、繰返し予ひずみ付与材では、体積分率で 48% のマルテンサイト相がより均一に分布する。その結果、一方向予ひずみ材と同様にオーステナイト相で疲労き裂が発生する場合でも、Fig. 13 で示したようにごく近傍に存在する硬いマルテンサイト相のために疲労き裂発生抵抗が向上し、疲労限度が向上したと考えられる。また、硬さの程度は -5°C での繰返し予ひずみ材が 368HV0.5、 -25°C での一方向予ひずみ材が 348HV0.5³⁾と同程度であっても、 -5°C 材ではマルテンサイト相が均一に分布しているため、Fig. 14 で示したように、介在物に対する感受性が上昇し、マル

Fig. 15 Fatigue limit as function of Vickers hardness.

テンサイト相に囲まれる微小な介在物から疲労き裂が発生したと考えられる。このように、疲労き裂発生機構の遷移やき裂発生抵抗の上昇により、同一の繰返し予ひずみであっても、 -5°C 材の疲労限度が室温材よりも上昇したと考えられ、マルテンサイト相は体積率だけでなく、その分布状態も疲労強度に影響を与えることを示唆している。なおき裂進展抵抗については、SUS304 ではき裂先端の高ひずみ場でマルテンサイト変態を生じながらき裂が進展するため、予ひずみ付与によるマルテンサイト体積率の上昇はき裂進展抵抗に影響を及ぼさない事を前報³⁾で示した。したがって、疲労き裂発生抵抗が、疲労寿命の相違に最も大きな影響を及ぼす因子と考えられる。

4・2 硬さと疲労限度の関係

一般に疲労限度とビッカース硬さの間には、 $\sigma_w = 1.6 \times HV$ という簡便な関係が成り立つことが知られている。¹⁰⁾ Fig. 15 にビッカース硬さと疲労限度の関係を示す。図中の破線は西島らの研究¹⁰⁾によるばらつきの範囲を示している。図中には、20%の一方方向予ひずみを室温および -25°C で与えた試料の結果³⁾も併示している。一方方向予ひずみ材では、 -25°C で予ひずみを与えた場合にマルテンサイト体積率が42%あるために硬さが上昇するが、前述のように柔らかいオーステナイト相でき裂が発生するために、室温予ひずみ材と疲労限度は同じである。したがって、 -25°C で一方方向予ひずみを与えた試料では $\sigma_w = 1.6 \times HV$ の関係を大きく下回る。 -5°C で繰返し予ひずみを負荷した試料の疲労限度は、室温で予ひずみを付与した場合よりも向上している。しかし、その場合でも $\sigma_w = 1.6 \times HV$ の関係を下回っている。繰返し予ひずみ材ではマルテンサイト相が比較的均一に分布するため、疲労き裂発生抵抗を向上させたが、硬さ向上への寄与ほどは、き裂発生抵抗を向上させるわけではないことを示している。すなわち、マルテンサイト相が多量に存在する SUS304 では、硬さによる疲労限度予測は危険側となるために注意が必要である。

5 結 言

本研究では、室温および -5°C で繰返し予ひずみを付与した準安定オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 を用いて疲労試験を行い、加工誘起マルテンサイト相が疲労挙動に及ぼす影響について検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) 同一の繰返し予ひずみ量であれば、 -5°C で予ひずみを与えた場合に、室温よりも加工誘起マルテンサイト変態が顕著に生じた。

(2) 繰返し予ひずみ材の疲労限度は、無予ひずみ材よりも大きく向上した。また、 -5°C で繰返し予ひずみを与え、マルテンサイト体積率が大きい場合により大きく向上した。

(3) 低温で繰返し予ひずみを与えた場合のマルテンサイト相は、一方方向予ひずみを与えた場合に比較し、同程度のマルテンサイト体積率であっても、マルテンサイト相がより均一に分布した。

(4) -5°C で繰返し予ひずみを与えた試料でのみ、介在物起点のき裂発生が認められ、マルテンサイト相の分布によるき裂発生機構の遷移が生じる場合があった。

(5) マルテンサイト相が多く存在する場合、一方方向予ひずみ材、繰返し予ひずみ材ともに硬さによる疲労限度予測は危険側の結果を与える。

本研究は、九州電力(株)、北海道電力(株)、東北電力(株)、東京電力(株)、中部電力(株)、北陸電力(株)、関西電力(株)、中国電力(株)、四国電力(株)、日本原子力発電(株)、電源開発(株)からの受託研究として(社)日本溶接協会原子力研究委員会 GCF3 小委員会で行われたものの一部である。ここに記して感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) M. Nakajima, M. Akita, Y. Uematsu and K. Tokaji, "Effects of prestrain on fatigue behaviour in type 316 stainless steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineering, Series A, Vol.73, No.731, pp.796-802 (2007).
- 2) M. Nakajima, M. Akita and Y. Uematsu, "Effect of strain-induced martensite transformation on fatigue behavior of prestrained type 304 austenitic stainless steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineering, Series A, Vol.75, No.759, pp.1591-1597 (2009).
- 3) M. Nakajima, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Akita, K. Tokaji and T. Murasaki, "Effects of strain-induced martensitic transformation on fatigue behavior of type 304 stainless steel and phase transformation analysis by EBSD", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.60, No.9, pp.796-802 (2011).
- 4) M. Akita, M. Nakajima, Y. Uematsu, K. Tokaji and J. W. Jung, "Some factors exerting an influence on the coaging effect of the austenitic stainless steels", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol.35, pp.1095-1104 (2012).
- 5) K. Datta, R. Delhez, P. M. Bronsveld, J. Beyer, H. J. M. Geijselaers and J. Post, "A low-temperature study to examine the role of ϵ -martensite during strain-induced transformations in metastable austenitic stainless steels", Acta Materialia, Vol.57, pp.3321-3326 (2009).
- 6) M. Topic, R. B. Tait and C. Allen, "The fatigue behaviour of metastable (AISI-304) austenitic stainless steel wires", International Journal of Fatigue, Vol.29, pp.656-665 (2007).
- 7) C. Müller-Bollenhagen, M. Zimmermann and H. J. Christ, "Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite", International Journal of Fatigue, Vol.32, pp.936-942 (2010).
- 8) H. Maruyama, Netsu Shori, Vol.17, No.4, pp.198-204 (1977).
- 9) E. Kondo, Y. Uematsu, T. Kakiuchi and N. Hasegawa, "High cycle fatigue behavior of ultrasonic shot peened type 304 stainless steel at room temperature and 573K", Proceedings of Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-5) (CD-ROM), Berlin, Germany (2011).
- 10) S. Nishijima, "Statistical analysis of fatigue test data", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.29, No.316, pp.24-29 (1980).