2 相 ステンレス 鋼 の 疲 勞 強 度 に つ い て *

泉 久 司** 砂 田 久 吉** 篠 田 軍 治***

Hisashi Izumi, Hisakichi Sunada and Gunji Shinoda : Fatigue Strength of Austenitic-Ferritic Stainless Steel. The present work was carried out so as to investigate the change in fatigue strength by pre-working, welding of stainless steel which has two phases, austenite and ferrite. The fatigue test was done by pulsating tension and the structural changes associated with the fatigue were also examined by means of X-ray, electron-microscopy and EPMA.

The results obtained are summarized as follows :

(1) The fatigue strength of austenitic-ferritic stainless steel was considerably stronger than that of austenitic stainless steel and that a definite fatigue limit was obtained similarly with carbon steel by means of age-hardening of ferrite during the fatigue test. The influence of martensitic transformation by pre-working on the fatigue strength was negligibly small.

(2) In the γ -phase Cr was lower than Ni, while in the α -phase Ni was rather lower. The variation of composition by welding was considerably violent in the heat affected zone.

(3) This alloy was not sensitive to a mechanical or welding notch. The decrease of fatigue strength was due largely to the change of composition and structure by welding heat.

(4) The change of fatigue strength of this alloy was little by welding. Moreover the solution-treatment temperature of about 1100°C after welding was deemed adequate.

(5) As stainless steel with two phases was relatively unstable in structure, a complicated striation pattern was observed in the fatigue fractured surface.

(Received November 9, 1970)

I. 緒 言

最近、オーステナイトステンレス鋼の Ni の一部を Cr に置きかえた低炭素のオーステナイト、フェライト両組織からなる 2 相ステンレス鋼がいくつか開発されている^{(1)~(3)}。これら合金の特性は、従来オーステナイト系の欠点とされている塩化物を含む環境での応力腐食割れ抵抗が非常に優れていることである。このほか常温付近において引張強度とか疲労強度が高いので、耐食構造用材としてもかなり注目されているが、溶接、加工等の前処理による強度変化についてはほとんど明らかにされていない。

本研究は 2 相ステンレス鋼の溶接による微細組織の変化およびその溶接部の疲労強度を調べると共に、疲労試験中の組織変化、さらに疲労破面のフラクトグラフィも観察し、本鋼の強度特性を検討し、強度と組織変化の関連性について調べたので報告する。

II. 試料および実験方法

供試材はアーク炉で大気溶解したスラブ型鋼塊を圧延、焼鈍等により、厚さ 2.7 mm の冷間圧延焼鈍板にしたものである。その化学組成および機械的性質の一部を Table 1 に示す。

** 姫路工業大学金属材料工学科 (Department of Material Science, Himeji Institute of Technology, Himeji)

*** 日本女子大学 (Physics Institute of Japan Women University, Tokyo)

* 1969 年 4 月本会東京大会および一部は 1969 年 10 月本会広島大会に発表

用いた疲労試験機は容量 1 t の引張圧縮型疲労試験機で負荷方法は片振引張りおよび部分片振りとし、その繰返速度は 1800 cpm である。試験片は母材、溶接材ともに Fig. 1 に示す形状に機械加工したままのものをを用いた。なお疲労限度は原則として繰返数 10^7 サイクルで破壊しない最高応力の値をとった。

溶接は TIG 溶接法を採用し、溶接電流を変えることによって溶接余盛りの形状およびその組織にも変化を与え 170 A での溶接材は余盛角が大きいため、これを大余盛材、一方 140 A のものを小余盛溶接材とした。溶接条件その他は Table 2 の通りである。組織変化には顕微鏡のほか X 線ディフラクトメータならびに EPMA も併用して調査した。

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of austenitic-ferritic stainless steel

	C	Si	Mn	Cr	Ni
Specimen	0.026	0.63	1.40	21.70	5.25
Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Vicker's hardness (with 500g)		
55.5	81.5	43.8	252		

Tensile speed; 5 mm/min

(1) M.G.Fontana, F.H.Beck and J.W.Flowers : Metal Progress, **80** (1961), No.6, 99.

(2) J.O.Edstrom and B.Lofblad : Werk.u.Korr., **18** (1967), 769.

(3) 鈴木, 長谷川, 渡辺, 金属学会誌, **11** (1968), 1171.

Fig.1 Fatigue specimens

Table 2 Welding conditions of austenitic-ferritic stainless steel

	Current (A)	Speed (m/min)	Filler wire	Bead angle (mean value)	Number of layer
Large bead specimen	170	200	310 S 3.2 ϕ	37°	1
Small bead specimen	140	200	310 S 2.0 ϕ	18°	1

III. 実験結果

1. 前処理による変化

Fig.2 は 2 相ステンレス鋼の引張加工による硬度変化を同一試料を用いて調べた結果である。図より加工度 0~30 % の範囲における硬化率と約 30 % 以上における硬化率では明らかに異なり、低加工度側における硬化率の大きいことがわかる。これは 2 相ステンレス鋼が加工硬化性の小さいフェライトを多量に含んでいるためである。この硬化現象は加工硬化と変態にもとづく硬化が重畳された結果によるものと思われる。

Fig.3 はこれらの試料について X 線ディフракトメータを用い、 γ (111) と α (110) からの回折強度比から、 γ 量と α

Fig.2 Changes in micro-hardness caused by cold-stretching of specimen

量の定量測定⁽⁴⁾を行なった結果で、 α 量と加工度はほぼ直線的に増加し、約 30 % の引張加工度においては α 量が 70 % 近くにもなる。一方、2 相ステンレス鋼では α 量が 50 % を越えると、塩素雰囲気中での抵抗が低下するので⁽³⁾、本鋼の特性を保持するためには予加工度を 20 % 以下に制限すべきであろう。

Fig.3 Changes in ferrite contents due to cold-stretching of austenitic-ferritic stainless steel

2. 溶接による組織変化

一般にステンレス鋼は溶接構造物として使用されることがきわめて多く、しかも応力腐食割れの事故も溶接構造のものに多く発生している⁽⁵⁾。ところが 2 相ステンレス鋼では高温に加熱すると α 量が増加する⁽⁶⁾ので、溶接による微視組織の変化についても検討した。焼入温度と組織変化、すなわち α 量と γ 量との関係を示したものが Fig.4 である。 α 量は焼入温度にも影響され、加工と同様、ほぼ直線的に増加することがわかる。また空冷材は水冷材よりいくらか γ 量が少ない。Photo.1 は 2 相ステンレス鋼に TIG 溶接したときの光学顕微鏡組織の一例である。(a) はボンド部および約 0.8 mm にわたる熱影響部であり、(b) は母材組織を示した。

Fig.4 Changes in ferrite contents due to quenching temperatures

(4) 川崎, 篠田: 金属学会誌, 22(1953), 489.

(5) ASTM: Report on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Cr-Ni Stainless Steels, (1960), 25.

(6) 水野, 鈴木: 金属学会会報, 8(1969), 716.

Photo.1 Microstructures of weld joint of austenitic-ferritic stainless steel

(a) Bond and heat affected zone (b) Base metal

粗粒化部分が比較的広範囲にわたっており、この部分を2段階レプリカ法によって電子顕微鏡で拡大すると、 α 内に粒状あるいは長形の析出物が認められた。これらは溶接時の加熱によってCr炭化物が析出したものと推測できる⁽⁷⁾。Fig.5には溶接材のボンド近傍を板厚方向に測定した硬度分布曲線を示す。図の如く溶接電流の大きい方が硬度の変化も大きいことがみられた。これも溶接熱による組織変化が直接原因であろう。

Fig.6は溶接部分の微視的变化について調べるため、ボンド部および熱影響部のマイクロアナリシスした場合の一

Fig.5 Microhardness distributions after weld of austenitic-ferritic stainless steel

Fig.6 Concentration distribution patterns for weld joint of austenitic-ferritic stainless steel

例である。測定はFe, Cr, Niについて行ない、同じ場所を走査し、これらについて別々に記録をとるようにした。実験条件は加速電圧 30 kV, カウンター電圧 1550 V, ベースレベル 10 V, ゲイン×8, スリット巾 300 μ , タイムコンスタント 2 sec とし, NiK α にはLiF, CrとFeには水晶を分光結晶として使った。ボンド部分は各成分とも比較の変動が少なく、それぞれの曲線はほぼ平坦に近い。 α と γ の組成の差はNi; 0.5%, Cr; 0.84%で、これは後で示す母材の $\frac{1}{4}$ 程度であった。なおボンドの組成はCr; 21.2%, Ni; 4.8%である。次に熱影響部では組成の変動が相当著しいが、母材よりは多少小さいようである。すなわちマイクロアナリシスで決定した組成はCr; 20.5%, Ni; 5.3%であり、その変動はCrでは $\pm 2.1\%$, Niで $\pm 1.0\%$ である。また α と γ の組成は相対応する結晶粒についていえばTable 3の如くである。表からわかるように α 相と γ 相では組成の差が相当あり、Niが少ない相ではCrが多くなっている傾向がある。Fig.7は母材から得られた曲線の一つで、マイクロアナリシスで決定した組成はCr; 21.0%, Ni; 5.0%であり、変動はCr; $\pm 4.2\%$, Ni; $\pm 1.4\%$ で、

Table 3 The comparison of composition between α and γ phase by EPMA (%)

Elem.	Part Bond		Heat affected zone					
	Phase		α		γ		γ	
Cr			21.6	20.8	21.7	22.0	21.5	19.5
Ni			4.5	5.0	4.7	4.4	4.5	6.0

ボンド部、熱影響部より著しいことがわかった。また図より明らかな如く、相当大きな結晶粒子も存在し、このような粒子ではNiは少なく、Crは多くなる傾向がみられ、図中の大きな粒子ではNi; 3.5%, Cr; 25.1%であった。 γ 相ではNi量は α 相よりも多く、Crは少ない。いずれにしても母材では熱影響部より α 相ではCrが多く、 γ 相ではCrの少ないことが目立つ。Fig.7にみられる最も大きな α 粒子の成分分布をとり出して描くとFig.8(a)のようになる。最も注目すべきことは相境の近くにNi量の極小が存在し、それから相境にかけて、成分濃度の勾配が認められることである。これは拡散速度と結晶成長速度の差に起

因するものであろう。 γ 相でも Fig.8(b) に示すように、よく似た傾向がみられるが α 相ほど顕著でない。

Fig.7 Concentration distribution patterns for base metal of austenitic-ferritic stainless steel

Fig.8 Schematic representation of concentration distribution of α and γ phase

3. 疲労試験

Fig.9 は 2 相ステンレス鋼の前加工による疲労強度を常に同じ平均応力と応力振巾を付加した片振引張疲労した場合の S-N 曲線である。一般にステンレス鋼は加工硬化性が高いので、疲労限度はともかくとし、疲労寿命は予加工によって若干の増加が期待される。本鋼でも Fig.2 に示した如く、10% 加工材では受入材に比し、約 15% 程度の硬化がみられたが、Fig.9 より疲労寿命、疲労限度共に若干の低下が認められた。一方、25% 加工材は 10% 加工材とほぼ同じ疲労限度を示し、受入材までには回復しない。これは予加工による加工ひずみ、変態あるいは残留応力などの相互作用による影響であろうと考えられる。いずれにしても本鋼は予加工によって疲労強度の変化が極めて少ないことが明らかになった。

Fig.10 は本鋼の受入材(母材)、溶接材および応力集中係数 $\alpha=5.43$ の V 切欠材について片振引張疲労試験したときの S-N 曲線である。溶接材の疲労破壊はほとんどの場合、余盛止端部からき裂が発生し、熱影響部を余盛りに沿って

伝播する。しかし小余盛材では、比較的高応力の繰返しを受けた試料に限り、母材破断を示した(図中の×印)。また Fig.9, 10 から明らかなように本鋼の S-N 曲線は炭素鋼の場合と同様に 2 本の直線でこれを表現することができ、疲労限度の存在が認められた。これは主として後述する疲労試験中のフェライトの硬化現象が寄与しているものと思われる。

Fig.9 S-N curves for cold stretched specimens of austenitic-ferritic stainless steel

Fig.10 S-N curves of welded and notched specimens for austenitic-ferritic stainless steel

軟鋼や高張力鋼の溶接部については余盛角と疲労限度との関係を求めたいいくつかの研究があり^{(8)~(10)}、一般に余盛角が大きく、余盛止端半径が小さいほど切欠係数 β は大きくなって、疲労強度低下率の大きいことが認められている。しかるに本実験では余盛角の小さい方がわずかであるが疲労限度が低い。これは両者の溶接止端半径がほぼ同じ

(8) R.P.Newman and T.R.Gureney : British W.J., 6 (1959), 569.

(9) T.R.Gureney : *ibid.*, 12 (1965), 457.

(10) 川崎, 沢木, 八木 : 溶接学会誌, 37 (1968), 1353.

であるため、ビードの小さい方が切欠効果が大きく現われたものと考えられる。また溶接材の組織変化がかなり著しいにもかかわらず、疲労限度の低下率が比較的小さいのは粒界あるいは粒内に析出した炭化物の析出硬化の影響⁽¹¹⁾によるものと思われる。

Fig. 11 は母材および大余盛溶接材について平均応力を一定にし、応力振幅を変化させたいわゆる部分片振り引張疲労試験によった S-N 曲線である。平均応力 σ_m はそれぞれ 21.0~22.0 kg/mm² および 11.0 kg/mm² とした。図のように σ_m の小さいほど、見掛けの疲労限度は低くなる。ことに溶接材での変化が大きいようである。すなわち破壊までの繰返数 $10^6 \sim 10^7$ 回の範囲内においても破壊が起こるようになり、S-N 曲線の“knee”が対数で 1桁高繰返数側に移動すると同時に測定点のばらつきも大きくなる。また溶接による疲労限度の低下率は平均応力の小さいほど大きくあらわれるが、S-N 曲線の傾斜は片振りの場合と同様に、溶接によって顕著な変化は認められなかった。Fig. 10 から大余盛材、小余盛材および V 切欠材の切欠係数を計算すると、それぞれ 1.1₄、1.1₇ および 1.7₉ となり、比較的小さい値が得られた。ことに同一引張強度レベルをもつ 80 kg/mm² 高張力鋼溶接鋼材に比し疲労限度の低下は非常に少ない。これは本鋼が多くフェライト相を含んでいるためであろう。したがって 2 相ステンレス鋼は疲労強度の面から溶接性が非常に優れており、かつ切欠感受性の小さいことを本鋼の特性の一つとしてあげることができる。

Fig. 11 S-N curves under pulsating stress for welded and base metal

しかし溶接材は溶接熱影響により、かなりの組織変化をうけており、耐食性、強度等にも当然影響を与える。そこで溶接試料に対し、900° および 1100°C の各温度で 1 hr の後熱処理を行ない、片振り疲労試験を実施したときの S-N 曲線を Fig. 12 に示した。後熱温度は高い方が疲労強度も高くなる。これは前述した如く、加熱温度が高いほど α 量

が増すとともに熱影響部組織の均一化、さらに溶接による引張残留応力の除去がその原因であろう。

2 相ステンレス鋼はその化学組成から準安定組織をもつ鋼であるため、加工によって比較的容易にその γ 相は α 変態を起こすことがわかった。そこで疲労試験中の組織変化を検討するため、電解腐食し検鏡できる状態の試料を一定の繰返数ごとに試験片を取りはずし、常に同一粒子につい

Fig. 12 Change in fatigue strength for post-heated of weld specimens

Mark	A	B	C
	Before test	After test	
Stress kg/mm ²	—	$\sigma_m = 10.5$ $\sigma_a = 26.5$	$\sigma_m = 10.5$ $\sigma_a = 24.6$
Number of cycles	—	1.76×10^5 (fracture)	2.0×10^7 (nonfracture)
$\frac{I_{\alpha(110)}}{I_{\alpha(110)} + I_{\gamma(111)}}$	0.45	0.53	0.57
Ferrite %	22	30	35

X-ray; Co, K α , 25 kV, 10 mA

Fig. 13 Comparison of X-ray diffraction patterns for before and after the fatigue test

(11) 篠田, 桜井, 川崎, 泉: 材料試験, 9(1960), 113.

て光学顕微鏡で調査したが、その特定粒子には顕著な変化が認められなかった。一方、Fig.3 と同じ方法を用い、X 線ディフラクトメータで疲労試験中に生ずる $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態量を測定した。Fig.13 は母材についての一例で、図の如く $\gamma(111)$ と $\alpha(110)$ からの回折強度比は繰返数と共に大きくなり α 相の増加がみられ、 2×10^7 回で破壊しなかった試料では試験前に比し約 10% 以上の α 生成が認められた。この変態量は数%程度の引張加工した場合に相当することもわかった。

いずれにしても本鋼の S-N 曲線は近似的に折線となって一定の疲労限度が認められるようである。このように一定の疲労限度をもつのは、時効性合金特有のものと考えられているが⁽¹²⁾、本鋼の場合、2 相のうち 1 相はフェライトでその量も前述の如く数十%となり、かなりの量である。したがって、疲労試験中フェライト自身の時効硬化による

強化、さらに変態にともなう硬化による強化が重畳された結果、炭素鋼と同じ型の S-N 曲線が得られたものと考えて差支えなからう。また切欠材においては Fig.10 に示した如く、S-N 曲線の“knee”が低繰返数側、溶接材は高繰返数側に移動している。これは切欠底付近の粒子の変態が促進され、加工硬化が平滑材より短時間内に生じたためであり、後者の場合、溶接熱による α 量の増加で変態による硬化量が少ないものと考え、定性的には条件を満足されるように思われる。

最近、電子顕微鏡による破面の研究は長足の進歩を示し、破壊機構の解明あるいは破壊事故原因の推定等各方面に活用されている^{(13)~(15)}。筆者らも本鋼の疲労破面に対し、プラスチック・カーボンレプリカ法によるフラクトグラフィを観察した。Photo.2 は平滑材および V 切欠材の破面の一例で、striation の方向、間隔は破面上様でな

Photo.2 Fractographs of fatigue fracture surface of austenitic-ferritic stainless steel
(a) Plain specimen. Ruptured after $N=2.7 \times 10^5$, $\sigma_{\max}=45.6 \text{ kg/mm}^2$ ($\sigma_m=\sigma_a$)
(b) V-notched specimen. Ruptured after $N=1.0 \times 10^6$, $\sigma_{\max}=21.8 \text{ kg/mm}^2$ ($\sigma_m=\sigma_a$)

Photo.3 Fractographs of fatigue fracture surface of welded specimen, ruptured after 6.16×10^5 cycles under the pulsating tension stress ($\sigma_m=11.0 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_a=25.0 \text{ kg/mm}^2$)
(a) Area located about 1 mm from starter crack (b) Area located about 4 mm from starter crack
(c) Area located at shear fracture

(12) J.C.Levy : Metallurgia, **56**(1957), 71.

(13) C.D.Beachem and R.M.N.Pelloux : ASTM Sept., 381, (1965), 210.

(14) A.Philips, V.Kerlins and B.V.Whiterson : *Electron Fractography Handbook*, AFML-TDR-64-416 (1965).

(15) 木村, 坂本 : 鉄と鋼, **55**(1969), 1051.

く、場所ごとに異なっているが、炭素鋼よりは、いわゆる parallel pattern の多い破面であった。

また片振りと部分片振りによる破面の相違は確認できなかったが、低応力による破面ではいずれが α 相、 γ 相であるかは指示できないが境相と思われるところで、striation が階段状に不連続的なものが多くみられた。一方、高応力側では striation が境相らしきところを貫いて連続している傾向が認められたのが特徴の一つである。

Photo. 3 は大余盛溶接材の部分片振りによる母材側の疲労破面である。いずれも同一破面から得た写真で、(a) はき裂伝播の比較的初期段階、すなわちき裂発生点より 1 mm 以内の部分で、かなり均一な striation が現われ、しかもそれらにはほぼ垂直方向にうねり状の別の striation もみられる。(b) はいわゆる fine parallel pattern を示しており、疲労の終期段階であろう。(c) は striation の明瞭な相と不明瞭な相とがあることから、(a) (b) にくらべて (c) は 2 相合金の特色を示しているとも考えられる。いずれにしても本鋼は 2 相組織をもち、組成上、準安定組織であるため、その疲労破面はかなり複雑である。しかし catapila pattern 等を含む疲労破面特有の pattern を示し、大部分は parallel pattern であることがわかった。

IV. 総 括

オーステナイト・フェライト 2 相ステンレス鋼について加工および溶接等の前処理による材質の変化ならびにそれらの疲労強度について片振り疲労試験で検討した結果、次の事実を明らかにすることができた。

(1) 本鋼はオーステナイト系ステンレス鋼に比し、かなり高い疲労強度をもち、疲労試験中に起こるフェライトの時効硬化と変態による硬化との重畳作用によって、炭素鋼と同様にほぼ一定の疲労限度の存在が確認された。また予加工によってかなりのマルテンサイト変態を起こし、硬化するが疲労強度に及ぼす影響はきわめてわずかである。

(2) 本鋼の γ 相は α 相に比べて Ni が多く、Cr が少ない。また溶接による α , γ 間の成分の変動はポンド部で最も少なく、熱影響部では相当著しいが、母材よりは多少小さい。さらに粒子内の相境近くに Ni の極小が存在し、それから相境にかけて成分の勾配が認められる。この傾向は γ 相でもみられるが、 α 相ほど顕著でない。

(3) 本鋼は切欠きに対し、相当に鈍感な材料で、溶接熱による組織変化に基づく強度低下因子の影響がかなり大きく作用する材料である。

(4) 溶接部の疲労強度の低下は比較的少ない。また後熱処理によって組織も均一化されると同時に残留応力も除去され、若干の疲労強度の改善が認められる。したがってオーステナイト・フェライト系材料の焼鈍は強度の面からは 1100°C 付近が適当である。

(5) 2 相ステンレス鋼はその成分上、準安定組織のため、その疲労破面はかなり複雑な striation がみられる。しかし、疲労破面特有の striation が大部分を占め、予加工による顕著な変化はみられなかった。

本研究に際し、実験試料の御提供を戴くとともに御助言を賜った日本金属工業株式会社鈴木隆志博士ならびに電子顕微鏡の使用に御便宜を戴いた山陽特殊製鋼株式会社結城 晋博士に深謝の意を表します。