軟鋼・高張力鋼クラッド材の疲労破壊について*

本田 和 男** 鳥居 太 始 之**

On Fatigue Fracture of the Clad Plate between Mild Steel
and High Strength Steel

by

Kazuo HONDA and Tashiyuki TORII

(Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama)

This paper is concerned with the fatigue fracture of the clad plate between mild steel and high strength steel, which is considered to be one of the simple examples of the laminated inhomogeneous metals such as the induction hardening specimens, the carburized hardening specimens, the preliminary working specimens and other surface treated specimens.

The results obtained are as follows: Although the static tensile strength of the clad plate can be expressed by the law of mixture, its fatigue strength can not. It is expected that the proper composite ratio exists in order to obtain the maximum fatigue limit of the clad plate which has high strength steel layers on the surfaces of the mild steel.

(Received Sep. 3, 1973)

1 結 言

高周波焼入材、表面塑性加工材および浸炭材などの表面硬化材の疲労破壊に関しては、すでに多くの研究が報告され、巨視的な観点から、表面硬化させる条件と疲労強度との関係が主として求められている^{1)~4)}。最近、表面硬化に伴う材質変化と残留応力とを分離して、それぞれが疲労強度に及ぼす影響について、2, 3 報告されている^{5)~7)}。しかしながら、その場合、表面硬化領域の疲労強度を求める方法において、今なお困難があるようである。すなわち、従来行なわれているかたさ分布よりの推定は間接的であり¹⁾、また内部の軟化領域を中空にし、残留応力を解放する方法では、表層部と内部との境界部による効果などが無視される恐れもある^{6,7)}。

したがって、上述のような不均質層を有する金属材料の疲労破壊の究明に対しては、不均質の各層が結合した状態で、材質および初期の残留応力を定量的に変えうる方法が何よりもまず必要と思われる。その方法の一つとして、2 種類以上の金属をはり合わせたクラッドによる形式を用いれば、組合せの方法、材料の種

類、その割合およびクラッド後の熱処理を適当に選択することにより、一応上述の目的を達成することができると考えられるが、表面硬化材のそれぞれとどのような対応があるかについては、検討されねばならない重要な問題である。

一方、見方を変えれば、クラッド材は最も単純な幾何学的条件を有する複合形式であり、種々の方位をもった多くの結晶粒よりなる多結晶体であると同時に、多相の合金よりなる一般の金属材料および機械的性質の異なる材料が複雑な形式で人工的に結合された、いわゆる複合材料⁹⁾においての基礎的資料を得ることもできると考えられる。

ここでは、第一段階として、炭素量がほぼ等しく強度的に著しく異なる材料すなわち軟鋼と80キロ級高張力鋼を用い、軟鋼の両側面を高張力鋼でクラッドさせた表面硬化型と高張力鋼の両側面を軟鋼でクラッドさせた表面軟化型の2種類の形式の不均質層を有する金属材料について、初期に残留応力のほとんどない場合、疲労強度と静的引張強度との関連性およびその疲労破壊について検討したので、その結果を述べる。

2 実 験 方 法

2・1 供試材および試験片

使用した材料は、2 種類の軟鋼 (SM41 材と SS41 材)、80 キロ級高張力鋼 (HT 80) およびそれらを

* 本報を「不均質層を有する金属材料の疲労破壊に関する研究(第1報)」(Study on Fatigue Fracture of Laminated Inhomogeneous Metals, 1) とする。

原稿受理 昭和48年9月3日

** 正 会 員 岡山大学工学部 岡山市津島

Table I. Chemical composition.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
SM 41	0.12	0.23	0.80	0.010	0.007	0.46	0.47	—
SS 41	0.19	0.03	1.01	0.014	0.016	—	—	—
HT 80	0.13	0.80	0.88	0.012	0.005	0.40	0.44	0.028

1 000℃ の温度で熱間圧延にてサンドウィッチ状に接合したクラッド材である。高温での酸化物およびその他の不純物の付着を防ぐため、圧延前に周囲を溶接することにより境界部を密封した。本実験の大部分は HT80-SS41 クラッド材を使用した。疲労試験の一部に HT80-SM41 クラッド材も付け加えた。各素材の化学成分を Table I に示す。クラッド材の複合比の測定は、試験片断面をバフ研磨した後、3%硝酸アルコール液で腐食し、各層の厚さを光学顕微鏡を用いて測定した。

引張試験片および疲労試験片は、側面に高張力鋼内部に軟鋼を3層にクラッドした HSH 型と、側面に軟鋼内部に高張力鋼を同じく3層にクラッドさせた SHS 型の2種類用意し、Fig. 1 に示す形状寸法に機械加工後、850℃油焼入れ、真空中にて 600℃、1 hr 保持の焼なましを行ない、最後に電解研磨にて表面を仕上げた。

Fig. 1. Dimension of specimens.

2・2 かたさ測定および残留応力測定

クラッド材試験片をマイクロカッターで切断した後、切断の際に生じた加工層を除くため、100 μ 以上エメリー紙で研磨し、最後にバフ研磨にて仕上げた断面内のマイクロビッカースかたさ $Hv(50\text{ g}/30\text{ sec})$ を測定した。測定位置を確認するため、バフ研磨後3%硝酸アルコール液で軽く腐食した。測定値は接着方向と平行な線に沿って3～5点の平均値である。特に、境界部付近の測定値はできるだけ小さい間隔で行なった。

残留応力の測定は、東芝製 X線応力測定装置を使用し、平行ビーム方式の GM 計数管法を用いた。ピーク位置の決定は半価幅法で行なった。X線使用条件については、5×10 mm² の X線照射面積、Cr のターゲット、30 KV および 4.0 mA の管電圧および管電流

である。試料断面内の残留応力分布は、試料表面から逐次電解研磨し、試験片の縦方向および横方向について求めた。

2・3 引張試験および疲労試験

引張試験は、Fig. 1 (a) に示す形状寸法の試験片をチャック間距離 80 mm、0.5 mm/min の引張速度で島津製オートグラフ IS-5 型を用いて行なわれた。ひずみは平行部の標点距離 50 mm に対して求められた値である。

疲労試験は島津製油圧制御方式のサーボバルサ10型を用い、繰返し速度 20 Hz の両振り引張圧縮荷重正弦波形で、応力振幅一定の条件で行なわれた。なお、チャックを、従来のボルト締付け方式から油圧方式に改め、チャックの際に生ずる外力による誤差をできるだけ少なくするよう配慮した。

3 実験結果

3・1 クラッド材断面内のかたさ、残留応力および光学顕微鏡組織

クラッド材を 850℃油焼入れ、600℃ 1 hr 保持の真空中焼なましさせた後の境界部付近の光学顕微鏡組織写真の一例を Fig. 2 に示す。図において、(a)および(b)は、それぞれ HT80-SS41 材および HT80-SM41 材の場合である。いずれにおいても境界部はきわめて鮮明で、軟鋼境界領域において結晶粒は幾分粗大化し、フェライト相が幾分多くなっていることがわかる。

Fig. 2. Optical microstructure near the interface in the clad plate (×150).

つぎに、このような組織を有する試料内のかたさ分布および X線によって測定した残留応力分布の例を、それぞれ Fig. 3 および 4 に示す。かたさは、軟鋼境界部において小さくなり、高張力鋼境界部において上昇する傾向にあることが、SHS 型および HSH 型のいずれにおいても認められる。一方、Fig. 4 からわかるように、試験片全体をみればそれほど大きな残留応力は生じていない。しかし、微少ではあるが、SHS 型の軟鋼境界部に引張残留応力が生じているのに対して、HSH 型の高張力鋼境界部には圧縮の残留応力が生ずる傾向にあることが、圧延方向 (Longitudinal) およ

Fig. 3. Distribution of hardness.

Fig. 4. Distribution of residual stress.

びそれと直角方向 (Transverse) のいずれにおいても認められる。以上の結果は、HT80-SS41 クラッド材についてであるが、HT80-SM41 クラッド材においても全く同様の傾向が認められた。

3・2 引張試験および疲労試験

SHS 型および HSH 型において、試験片板厚を種々変化させることによって得た高張力鋼の複合比 R_H が応力-ひずみ曲線に及ぼす影響を Fig. 5 および 6 にそれぞれ示してある。SHS 型においては、強度部材である高張力鋼が増加するほど、降伏点および引張強度は増加し、破断までの全伸びは逆に減少している。すなわち、高張力鋼が増加するほどクラッド材の機械的性質は高張力鋼のそれに近似してくることがわかる。

一方、HSH 型においては、降伏点および引張強度

Fig. 5. Stress-strain curve for SHS in HT80-SS41 clad plates.

Fig. 6. Stress-strain curve for HSH in HT80-SS41 clad plates.

に関しては、SHS 型と同様であるが、全伸びは R_H が増加するほど幾分大きくなる傾向にさえある。これらの図から、降伏点 σ_s および引張強度 σ_B と複合比 R_H との定量的な関係を Fig. 7 に示す。これより、複合比の両極端においてはさらに検討の必要があるが、巨視的な観点から、クラッド材の静的引張強度は、図中直線で示されている単純に複合比と比例関係にあるとする混合則が 3 層重ね合せ順序にかかわらず成立することがいえる¹⁰⁾。しかしながら、応力-ひずみ曲線の形は SHS 型と HSH 型とは異なり、クラッド材の塑性変形挙動は重ね合せ順序によって異なり、複雑であることが予想される。

Fig. 8 は、SHS 型において、高張力鋼複合比 R_H が 0.45 および 0.3 の場合の S-N 曲線を高張力鋼および軟鋼の両素材と比較して示したものである。図において、 R_H が増加するほど疲労強度は上昇するが、その度合は同一の複合比においても応力振幅の大きさに依存している。すなわち、 $R_H=0.3$ の場合において、疲労限度は軟鋼素材とはほとんど同じであるが、高応力振幅ほどその時間強度上昇の度合は大きい。

Fig. 7. The relationship between static tensile strength and composite ratio.

Fig. 8. S-N diagram for SHS in HT80-SS41 clad plates.

一方, HSH 型においては, Fig. 9 に示すように, $R_H=0.3$ で疲労強度は最大となり $R_H=0.45$, $R_H=0.55$ と高張力鋼が増加するほど疲労強度は小さくなっている. さらに, Fig. 10 に示した HT80-SM41 クラッド材についても同様の傾向である. この傾向は, SHS 型とは異なる傾向であり, クラッド材の疲労強度は 3 層重ね合せ順序の相違によって著しく影響を受けることがわかる.

3・3 疲労過程および疲労破面の顕微鏡組織観察

3・2 で述べたように, 表面硬化材に対応する HSH 型クラッド材の疲労強度は, 高強度部材である高張力鋼が増加するほど減少する範囲の存在することが認め

Fig. 9. S-N diagram for HSH in HT80-SS41 clad plates.

Fig. 10. S-N diagram for HSH in HT80-SM41 clad plates.

られた. ここでは, 特にこの点に注目して, HSH 型クラッド材において, いかなる領域が疲労によって最も損傷を受けやすい状態にあるのか, および疲労破壊の起点はどこから発生するかについて, 顕微鏡組織観察を行なった.

Fig. 11 は, 走査型電子顕微鏡による疲労破面観察

Fig. 11. Microstructural observation after fatigue fracture ($\times 30 \times 2/3$).

Fig. 12. Change of optical microstructure in fatigue ($\times 150$).

結果の一例として、高張力鋼複合比 $R_H=0.3$ の HSH 型クラッド材に、応力振幅 $\sigma_a=35.4 \text{ kg/mm}^2$ を加えた結果、応力繰返し数 $N_f=4.77 \times 10^4$ で疲労破壊した場合を示す。この写真において、内部の軟鋼において疲労破壊の起点が生じていることが認められる。この傾向は、応力振幅の大きさおよび高張力鋼複合比の大きさに関係なく、HSH 型クラッド材において共通してみられる現象であった。

それでは、内部の軟鋼のいかなる領域において疲労損傷が最も生じやすいかを調べるために、組織観察の容易な突合せ式のクラッド試験片を用い、応力振幅 $\sigma_a=38.0 \text{ kg/mm}^2$ の同様の疲労試験について、疲労過程における光学顕微鏡組織変化を観察した。その一例を Fig. 12 に示す。この写真において、(b)に示されているように、応力繰返し数比 $N/N_f=0.1$ ($N_f=5 \times 10^5$) で境界部より軟鋼側へ $1 \sim 2$ 結晶粒程度の領域において、すでにすべり線が観察されるが、その他の場所では何ら変化はみられない。さらに疲労が進行するにつれて軟鋼境界部付近においてのみ著しくすべりが進展することが認められる。

4 実験結果の考察

いままで述べたように、クラッド材の疲労強度は、複合比、応力振幅および3層重ね合せ順序によって著しく異なる。そこで、疲労限度を採り上げて複合比との定量的な関係について検討する。

まず、クラッドによる疲労限度の上昇率 α として次式のように考える。

$$\alpha = \frac{\sigma_{wC} - \sigma_{wS}}{\sigma_{wH} - \sigma_{wS}} \quad (1)$$

すなわち、軟鋼の疲労限度 σ_{wS} を基準にとり、クラッド材の疲労限度 σ_{wC} が高張力鋼の疲労限度 σ_{wH} と比較してどれだけ上昇したかを示す値である。本実験において得られた α と複合比 R_H との関係が Fig. 13 に示されている。図において、SHS 型においては R_H の増加につれて α は増大するが、一方、HSH 型においては逆の傾向にある。すなわち、疲労限度上昇と複合比との関係は3層重ね合せ順序によって異なり、特に、

Fig. 13. The relationship between increasing ratio of fatigue limit and composite ratio.

両側面を高強度材料でクラッドさせることによって疲労限度を上昇させる場合、比較的薄い層の最適厚さの存在が予想される。この傾向は、浸炭材、高周波焼入材および表面塑性加工材においても、しばしば報告されている¹¹⁾⁻¹⁴⁾。一般に、これらの表面硬化材の表層部は、高強度材質であると同時に大きな圧縮の残留応力をもっているのに対して、本実験においては、初期にほとんど残留応力は生じていないことを、すでに Fig. 4 に示した。したがって、疲労限度上昇を最大にさせる最適硬化層の厚さが存在することに対しては、表面の初期残留応力以外の要因が重要と考えられる。

そこで、表面硬化型の HSH 型クラッド材の疲労限度上昇を最大にさせる最適複合比が存在する現象について以下のように考察した。

一般に、疲労損傷が試料表面において最大で内部に向かって減少する分布を有することはよく知られている¹⁵⁾¹⁶⁾。したがって、高強度部材を配置する位置によってその補強の効果は異なるものと考えられる。そこで、Fig. 14 に示すように、疲労損傷の分布を便宜的に2

Fig. 14. Distribution curve of fatigue damage.

次曲線で近似して考える．図において，斜線で示す部分が高張力鋼の領域である．軟鋼複合比 R_s および高張力鋼複合比 R_H は図示のようになり，疲労損傷分布からのみ検討した補強の効果の割合を示す β は，疲労損傷分布曲線に沿って高張力鋼が占める面積を全面積で除した値として次式で表わせる．

$$\beta = \frac{\int_{R_s}^1 y dx}{\int_0^1 y dx} = 1 - R_s^3 = 1 - (1 - R_H)^3 \quad (2)$$

一方，すでに 3・3 で述べた疲労破面の組織観察において，内部の軟鋼から先に疲労破壊が生じていると思われること，および Fig. 13 に示したように， R_H が増加するほど疲労限度上昇率 α は減少していることから，高張力鋼の増大はかえって軟鋼を弱化させる結果となっている．そこで，Fig. 15 に示すように， R_H の増加につれて増大する疲労破壊の拘束係数 η を考えると，前述した β をこの η で除した値が，実際の疲労限度上昇率 α と考えることができる．すなわち，

$$\alpha = \frac{\beta}{\eta} \quad (3)$$

Fig. 15. The relationship between constraint ratio of fatigue fracture and composite ratio.

このような考えの下に，本実験結果から得られた η の値は次式で表わせる．

$$\eta = 1 + A(R_H)^m \quad (4)$$

ここで， A および m は定数で，本実験の場合はそれぞれ $A=10$ および $m=3.0$ となる．

したがって，(2) および (4) 式を (3) 式に代入すれば，表面硬化型の場合の疲労限度上昇率 α は，次式のように，高張力鋼複合比 R_H のみの関数となる．

$$\alpha = \frac{\beta}{\eta} = \frac{1 - (1 - R_H)^3}{1 + A(R_H)^m} \quad (5)$$

ここで， A および m は両側面からの拘束の状態を表わす定数であり，不均質層の複合状態，負荷応力形式などに依存するものと考えられる．すなわち， $\alpha - R_H$

曲線は定数 A および m の値によって種々変化することになるから，逆に，種々の条件の下で得られた $\alpha - R_H$ 曲線から，定数 A および m の変化を知ればそれらの物理的意味も理解できるものと考えられる．

5 結 言

本実験によって明らかになった点を要約すれば次のとおりである．

(1) 軟鋼と高張力鋼とのクラッド材を 850℃油焼入れ，600℃，1 hr 保持の真空焼なましさせた試料は組織分布およびかたさ分布において不連続型の境界を形成しており，軟鋼境界領域で幾分脱炭層を有する．

(2) クラッド材の静的引張強度は，巨視的には，複合比との比例関係のみによって定まる簡単な混合則が 3 層重ね合せ順序にかかわらず成立する．

(3) クラッド材の疲労強度においては，内部に高張力鋼を配した場合，高張力鋼による補強の効果はその量が増加するほど増大する．一方，軟鋼の両側面に高張力鋼を配した場合，疲労限度を最大にさせる最適複合比の存在が予想され，高張力鋼の増大はかえって軟鋼を弱化させる結果となる範囲がある．すなわち，(4) 式で示した高張力鋼複合比 R_H の増加につれて増大する疲労破壊の拘束係数が考えられる．

終わりに，試料用材料を提供してくださった日本鋼管株式会社福山製鉄所松藤和雄氏および三井造船株式会社玉野研究所大井利継氏に謝意を表する．

(昭和48年8月22日 第1回材料の力学的挙動に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 中村 宏，“高周波焼入と疲労強度”，p. 19 (1963) 日刊工業新聞社
- 2) 石橋 正，“金属の強さ”，p. 97 (1970) 養賢堂
- 3) 大内田久，日本機械学会論文集，19，No. 83，96 (1953)．
- 4) Lea, F.C., Engineering, **144**, 140 (1933)．
- 5) 林 建吉，土居俊一，材料，**19**，1075 (1970)．
- 6) 光永公一，福武 諄，日本機械学会論文集，39，No 317，42 (1973)．
- 7) 早山 徹，日本機械学会講演論文集，No. 720，73 (1972)．
- 8) 英 崇夫，藤原晴夫，材料，**19**，1022 (1970)．
- 9) たとえば Kelly, A., Proc. Roy. Soc., A282, 63 (1964)．
- 10) 田中英八郎，大山致知，“複合材料”，p. 89 (1969) 日刊工業新聞社
- 11) 林 建吉，土居俊一，材料，**20**，1300 (1971)．
- 12) 林 建吉，夏目喜孝，材料，**18**，1100 (1969)．
- 13) 林 建吉，夏目喜孝，材料，**19**，1081 (1970)．
- 14) 鮎谷清司，野田文好，材料，**17**，1125 (1968)．
- 15) 石橋 正，日本機械学会論文集，29，No 206，1693 (1963)．
- 16) 石橋 正，日本機械学会論文集，32，No. 242，1451 (1966)．