タフトライド処理鋼の繰返し応力による 組織変化と疲労強度*

浅 見 克 敏**

Fatigue Strength and Change in Microstructure of Tufftrided Steel by Reversed Stressing

by

Katsutoshi ASAMI

(Musashi Institute of Technology, Tokyo)

Fatigue tests were conducted on tufftrided low carbon steel specimens with various notch conditions. The notch radii were 13.5, 4.3, 1.9 and 0.8 mm, and the values of stress concentration factor α were 1.1, 1.3, 1.6 and 2.0, respectively. Fatigue test on the smoothed specimen was also carried out. The hardness distribution and the microstructure of each specimen were investigated before and after the fatigue tests. Based on these results, the discussion was carried out on the improvement mechanism of fatigue strength in tufftrided steel. The conclusions were summarized as follows:

(1) The fatigue limits of notched specimens with α of 1.1 and 1.3 are larger than that of a smoothed specimen in case of tufftrided steel.

(2) When tufftrided specimens are subjected to reversed stress, the hardness and the hardened depth at the inner part of the specimens increase and nitrogen precipitates as Fe_4N at the same time.

(3) The increasing rate of hardness and the amount of nitrogen precipitated by reversed stressing decrease with an increase of α , and these phenomena are hardly observed in case of the notched specimen with α of 2.0.

(4) The increase in hardness and hardened depth by reversed stressing contributes to the improvement of fatigue strength in tufftrided steel, and the degree of contribution is influenced by the amount of nitrogen precipitated by reversed stressing.

(Received Oct. 30, 1976)

1 緒 言

タフトライド処理による鉄鋼材料の疲労強度向上は、(1)「窒素による材質上の強化¹⁾」および(2)「圧縮残留応力の発生²⁾」の2因子のみでは説明できず、(3)「繰返し応力による硬化」を考慮すべきことが指摘されている。そして、(3)の因子を疲労限度とたたさの関係式を用いて考慮すると、タフトライド処理鋼平滑材の疲労強度向上³⁾⁴⁾が多くの場合に説明できることが著者らおよび中村らによって明らかにされた。「繰返し応力による硬化」は他の表面硬化処理による疲労強度向上では問題となっておらず、タフトライド処理の特長と考えられる。

タフトライド処理鋼におけるこのような「繰返し応力による硬化」は当然何らかの組織の変化(材質の変

化)を伴い、疲労強度にも影響があると予想される。すでに筆者らは細束X線による下部組織観察を行い、繰返し応力によって硬化すると下部組織にも変化が生じることを報告した³⁾。また、喜多らは塩浴処理後の水冷により過飽和固溶された窒素が繰返し応力の負荷によって析出することを報告している⁷⁾。しかしながら、「繰返し応力による硬化」と組織変化、そして疲労強度との相互の関連についてはほとんど明らかにされていないのが現状である。

一方、中村らはタフトライド処理鋼では平滑材の疲労強度よりも鈍い切欠き材(形状係数 $\alpha=1.2\sim1.4$)の疲労強度⁵⁾のほうが高いといった興味ある実験結果を報告している。そして、このような切欠き材においても(3)の因子である「繰返し応力による硬化」は認められるが、平滑材の場合に「繰返し応力による硬化」を考慮するのに適用できた一般の鉄鋼材料にみられる疲

* 原稿受理 昭和51年10月30日

** 正 会 員 武蔵工業大学 東京都世田谷区玉堤

疲労限度 σ_w と硬さ H_v との関係式 $\sigma_w = 0.155 H_v$ ではその理由が説明できないとしている。

以上の二点はタフトライド処理による疲労強度向上の機構解明の上で重要な問題点と考えられる。そこで本報では平滑材と種々の切欠き材について繰返し応力による硬化と組織変化を調べ、疲労強度との関連を検討する。そして、タフトライド処理鋼の疲労強度向上の機構について一つの提案を行う。なお、疲労強度としては 10^7 回の負荷で破断しない疲労限度を取り上げた。

2 材料および実験方法

実験に供した材料は S15C 相当の低炭素鋼で、その化学成分を Table I に、機械的性質を Table II に示す。試験片の形状は Fig. 1 に示す平滑材と Fig. 2 に示す 4 種の切欠き材である。各切欠き材の形状係数 α は Fig. 2 の表に示すとおりで、Neuber の三角則より求めた。なお、 α が 2.0 の試験片は $60^\circ V$ 形環状切欠きとし、その切欠き半径 ρ が 0.8 mm となっている。このように機械加工後、 900°C 、40 分の真空焼なましを行い、その後タフトライド処理した。タフトライド処理条件は、処理温度が 570°C 、処理時間が 90 分、冷却は水冷とした。比較のため焼なましのみの無処理材も用意した。

疲労試験には 10 kg-m の小野式回転曲げ疲労試験機 (約 3000 rpm) を用いた。疲労限度は 3～5 本の試験片を用い、応力階差約 0.5 kg/mm^2 で決定した。

Table I. Chemical composition of specimen used (%).

C	Si	Mn	P	S
0.16	0.24	0.48	0.016	0.023

Table II. Mechanical properties of specimen used.

Yield strength (kg/mm^2)	Tensile strength (kg/mm^2)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
25.7	41.5	46.4	64.1

Fig. 1. Shape and dimension of smoothed specimen.

Fig. 2. Shape and dimension of notched specimen.

疲労前後の断面のかたさ分布と組織を調べた。かたさ分布測定は寺沢式微小硬度計 (荷重 100 g) で、断面組織観察はダイヤモンド・ペースト研磨、ピクリン酸溶液腐食後、主として光学顕微鏡で行った。なお、本報でいう疲労後とは疲労限度の応力を 10^7 回負荷した場合を意味する。

3 実験結果

3.1 疲労試験

疲労限度 σ_w を形状係数 α で整理した結果を Fig. 3 に示す。ここで、 σ_w は破断に対する疲労限度である。無処理材では α が大きくなるほど σ_w は低下するが、タフトライド処理材では中村らの実験結果と同様に α が小さい範囲 (鈍い切欠き材) で平滑材より高い疲労限度を示す。本実験条件では $\alpha=1.3$ で最高の疲労限度 41.3 kg/mm^2 を示し、平滑材の疲労限度 35.1 kg/mm^2 に比べ約 6 kg/mm^2 高い。

Fig. 3. Relation between fatigue limit and stress concentration factor.

3.2 かたさ分布

タフトライド処理した平滑材の疲労前後のかたさ分布を Fig. 4 に、切欠き材の疲労後のかたさ分布を Fig. 5 に示す。なお、疲労前のかたさ分布は切欠きの有無による差はなく、平滑材とほぼ同じであった。平滑材、切欠き材とも繰返し応力による硬化が認められる。しかし、 α が大きくなるほどその程度は小さくなり、 $\alpha=2.0$ では繰返し応力による硬化はほとんどみ

Fig. 4. Hardness distributions before and after fatigue test in tufftrided smoothed specimens.

Fig. 5. Hardness distributions before and after fatigue test in tufftrided notched specimen.

られない。したがって、平滑材だけでなく α が小さい範囲の鈍い切欠き材でもタフトライド処理による疲労強度向上に関し「繰返し応力による硬化」を考慮すべきであろう。

3.3 断面組織

タフトライド処理材における疲労後の断面組織の一例として $\alpha=1.3$ の場合をFig.6に示す。疲労前の拡散層の組織はすでに報告されているように水冷され

Fig. 6. Sectional microstructure after fatigue test in tufftrided specimen ($\alpha=1.3$, $\sigma=41.3 \text{ kg/mm}^2$, $N=10^7$)

た場合には窒素が α -Fe中に固溶したり、非常に微細な $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ として析出しているため無処理材と光学顕微鏡的に差はない。しかし、繰返し応力が負荷されるとFig.6に示したような組織的变化、すなわち拡散層内にかなり大きな析出物の発生がみられる。なお、本実験の光学顕微鏡観察では化合物層に繰返し応力による特別の組織的变化はみられなかった。繰返し応力によるこのような析出物の発生は $\alpha=2.0$ の切欠き材を除き、平滑材を含めてすべてに観察されたが、タフトライド処理材を 300°C で焼もどしたときにみられる析出物の発生に比べると量的には少いようである。析出物の発生箇所は切欠きの α の大小によって異っていた。各材の析出物の発生箇所は後述のFig.8~11に示す。なお、この析出物は従来の実験結果からみて Fe_4N と考えられる。タフトライド処理鋼では過飽和固溶している窒素を焼もどしにより強制的に Fe_4N として析出せしめると疲労強度は低下する。したがって、繰返し応力による析出物の発生（組織的变化）はタフトライド処理鋼の疲労強度向上の機構上、当然考慮すべき重要な問題といえよう。

Fig. 7. Non-propagating fatigue crack in non-tufftrided specimen ($\alpha=1.3$, $\sigma=14.8 \text{ kg/mm}^2$, $N=10^7$).

疲労後の断面組織観察において無処理材では析出物の発生のような組織的变化は認められなかった。しかし、 $\alpha \leq 1.6$ の場合には第1段階き裂での停留き裂が、 $\alpha=2.0$ では第2段階き裂での停留き裂が観察された。なお、第1段階で停留している一例として $\alpha=1.3$ の場合をFig.7に示す。一方、タフトライド処理材では明確な停留き裂が観察されなかった。この点についてはタフトライド処理鋼の問題点というだけでなく、疲労破壊の本質の問題を含んでいると考えられ、現在検討しているので別の機会に報告したい。

4 考 察

タフトライド処理鋼平滑材では疲労後のかたさ分布を多くの鉄鋼材料の疲労試験より実験式として得られている $\sigma_w=0.155H_v$ の関係をを用いて疲労限度分布に

換算し、それに残留応力を考慮して疲労限度を推定すると実験値によく一致し、タフトライド処理による疲労強度向上はこの機構で説明できるとされている。そこで Fig. 4, 5 に示した疲労後のかたさ分布を $\sigma_w = 0.155H_v$ を用いて疲労限度分布に換算したのが Fig. 8~12 の破線である。図中の実線は実際の疲労限度に対する負荷応力分布である。切欠き材の負荷応力分布は公称応力ではなく応力集中を考慮したもので、中村の式より求めた。平滑材 (Fig. 8) では前に本実験と類似の試料で測定した残留応力分布を適用し、残留応力が平均応力と同じ効果があると仮定し、負荷応力分布曲線 (実線) を下方に移行させると、従来の報告と同様に実験値とはほぼ一致する結果といえる。一方、切欠き材 (Fig. 10~12) では $\sigma_w = 0.155H_v$ から換算した疲労限度分布が残留応力が引張りとなっていると推測される試験片のかなり内部まで負荷応力分布を下回っている。したがって、平滑材のように残留応力の効果も期待できず、 $\sigma_w = 0.155H_v$ から換算した疲労限度分布では実験値より低くなる。このように平滑材に適用できた疲労強度向上の機構では切欠き材の結果が説明できないことになる。その点に関し本実験結果

と従来の実験結果に基づいて検討し、以下にタフトライド処理鋼の疲労強度向上の機構について一提案を行う。

Fig. 10. Change in fatigue limit at inner part in tufttrided specimen with α of 1.3.

Fig. 8. Change in fatigue limit at inner part in tufttrided specimen with α of 1.0.

Fig. 11. Change in fatigue limit at inner part in tufttrided specimen with α of 1.6.

Fig. 9. Change in fatigue limit at inner part in tufttrided specimen with α of 1.1.

Fig. 12. Change in fatigue limit at inner part in tufttrided specimen with α of 2.0.

平滑材と切欠き材で上述のような矛盾が生じた理由として(1)一般の鉄鋼材料で得られている $\sigma_w=0.155H_V$ の関係がタフトライド処理鋼には適用できない場合が予想されること、(2)繰返し応力による組織の変化(析出物の発生)が考慮されず、かたさの面からのみ議論されていることの二点が考えられる。(1)の点については中村らの実験結果が一つの示唆を与えている。すなわち、母材のかたさ(S15C相当の材料なのでそのかたさ値は約 $140H_V$ と考えられる)に一致するところまでタフトライド処理により表面に形成される窒化層を除去し、かつ残留応力も存在しないと考えられる場合でもその疲労限度(25 kg/mm^2)は母材の疲労限度(22 kg/mm^2)より高いことである。この結果からは $\sigma_w=0.179H_V$ となり、前述の $\sigma_w=0.155H_V$ に比べ同一かたさではタフトライド処理鋼のほうがより高い疲労限度を有することを意味する。なお、 $\sigma_w=0.179H_V$ の関係がすべてのタフトライド処理鋼(炭素鋼、合金鋼)に適用可能かどうかは今後の課題となるが、本実験と同様の材料であることから適用可能と考え、 $\sigma_w=0.179H_V$ を用いてFig. 4, 5に示した疲労後のかたさ分布から疲労限度分布を換算したのがFig. 8~12の一点鎖線である。 $\alpha \leq 1.3$ では疲労限度分布が実際の負荷応力分布を上回り、実験値と一致しない。しかし、 $\alpha=1.6, 2.0$ では残留応力を考慮するとほぼ一致するといえる。したがって、(1)の点だけでは説明ができない。

一方、(2)の点についてはすでに述べてきたように組織変化と疲労強度との関連がほとんど考慮されていない。しかし、この点については従来の結果がある示唆を与えている。すなわち、焼もどしにより過飽和固溶されている窒素を強制的に Fe_4N として析出せしめると疲労強度は若干低下する。中村らはその場合にも繰返し応力による硬化は生じ、 $\sigma_w=0.155H_V$ を用いて説明できることを報告している。また、窒素を焼もどしにより析出させた場合の疲労試験と硬さ分布測定をした著者の実験結果からも同様の結論が得られる。繰返し応力による窒素の析出と焼もどしのそれとは喜多らおよび著者らの表面、断面観察から明らかなように析出する面が異なるようである。タフトライド処理による疲労強度向上の一因子は過飽和固溶されている窒素の転位の固着作用や微細な窒化物 Fe_{16}N_2 による転位の移動阻止作用である。窒素が Fe_4N として析出してしまうとこのような作用が弱まり、焼もどしによる疲労強度の低下は主としてこのためと考えられる。繰返し応力による窒素の析出物が Fe_4N であることから、繰返し応力による析出物の発生は転位の固着および移動阻止作用を弱め、疲労強度をやはり低下せしめると推察される。また、詳細は後日報告予定の破面観察か

らもき裂発生付近の破面上に析出物はほとんどみられず、窒素の Fe_4N としての析出によりすべり変形しやすくなったところにき裂は発生しているようである。そこで、繰返し応力による析出物の発生がみられるところでは $\sigma_w=0.155H_V$ の関係に近づき、析出物の発生がないところでは $\sigma_w=0.179H_V$ のごとき関係が適用されるという機構が提案される。Fig. 8~11で斜線部分が析出物の発生がみられたところである。Fig. 8~12から、ここで提案した機構に残留応力を考慮すれば平滑材および切欠き材の両者に対してタフトライド処理による疲労強度向上が同じ機構でほぼ説明できる。また、平滑材よりも鈍い切欠き材の疲労限度が高くなる点も繰返し応力による析出物の発生の相違と負荷応力分布との関連から説明できる。

本報で提案した機構によると疲労限度より若干高い応力が負荷された場合、Fig. 8, 9に示した疲労限度分布(破線)と負荷応力分布(実線)からみて、 $\alpha=1.0, 1.1$ では内部から破壊が生じ、またFig. 10~12から同様にして $\alpha=1.3, 1.6, 2.0$ では表面から破壊することが示唆される。そこで疲労限度より $0.5\sim 1\text{ kg/mm}^2$ 高い応力で疲労破壊した各材の破面を観察してみた。 $\alpha=1.0, 1.1$ ではFig. 13にその一例を示すような内部からの破壊を意味するフィッシュアイがみら

Fig. 13. Fatigue fracture surface in tufttrided specimen ($\alpha=1.0$, $\sigma=35.7\text{ kg/mm}^2$, $N_f=6.7 \times 10^6$).

れた。そして、Fig. 13のフィッシュアイの位置とFig. 8から予想される破壊起点とはほぼ一致している。一方、 $\alpha=1.3, 1.6, 2.0$ ではフィッシュアイはみられなかった。この破面観察より提案した機構はある程度妥当なものと判断できる。しかし、本報で提案した機構に関しては疲労限度 σ_w とかたさ H_V との関係式や疲労後の残留応力状態の詳細な検討などまだ多くの課題がある。また、破面観察をさらに詳細に行えば疲労強度向上の機構のみならず、疲労破壊の本質的問題がより明らかにできることが期待され、3・3で述べた停留き裂の問題などと合せて今後の検討課題としたい。

なお、Fig. 4, 5で明らかなようにタフトライド処

理鋼では繰返し応力による試料内部でのかたさ上昇が認められる。このような現象についてはすでに数多く報告されているが、この発生要因はあまり明確にされていない。この点について以下に若干の考察を述べる。

Fig. 6 に示したようにかたさ上昇のみられるところでは析出物が発生し、このための硬化が考えられるが、析出物が Fe_4N であることから析出による硬化はまずないと思われる。また、固溶窒素の内部への拡散による硬化も予想されるが、試片の表面測定の結果からはこの程度の繰返し応力（疲労限）では発熱現象が認められず、このための硬化も少ないと思われる。一方、一般の低炭素鋼において安藤らは繰返し応力によるかたさ上昇を報告し、 31 kg/mm^2 の繰返し回転曲げ応力を直径 12 mm の平滑材に負荷すると表面から約 3 mm のところまでかたさが上昇することを明らかにした。この場合、その位置での繰返し応力は $31 \text{ kg/mm}^2 \times 3/6 \approx 15 \text{ kg/mm}^2$ である。そして、本実験におけるタフトライド処理した直径 10 mm の平滑材でも Fig. 4 に示したように疲労後には表面より約 3 mm のところまでかたさは上昇しており、その位置での繰返し応力は $35.1 \text{ kg/mm}^2 \times 2/5 \approx 14 \text{ kg/mm}^2$ である。この両者の結果より、繰返し応力によるかたさ上昇はタフトライド処理鋼の特長とはいえ、その原因は繰返し応力による加工硬化とわずすみ時効であろうと現在のところ推測される。

5 結 論

タフトライド処理した S15C 相当の平滑材および形状係数 $\alpha=1.1, 1.3, 1.6, 2.0$ の 4 種の切欠き材について疲労試験を行い、繰返し応力による硬化と組織変化を調べた。そして、この両者を考慮した疲労強度向上の機構を提案した。得られた結論は以下のごとくである。

(1) 鈍い切欠き材 ($\alpha < 1.6$) では平滑材より疲労限度が高くなることがありうる。

(2) $\alpha=2.0$ の切欠き材を除き、繰返し応力による硬化と組織変化（析出物の発生）がみられ、タフトライド処理による疲労強度向上の機構を考える場合にはこの両者を考慮に入れるべきである。

(3) 繰返し応力による硬化を考慮するのに従来は一般の鉄鋼材料で得られている疲労限度 σ_w とかたさ H_V の関係式 $\sigma_w = 0.155 H_V$ が用いられたが、この式では切欠き材での疲労強度向上が説明できない。

(4) そこで繰返し応力による硬化と析出物の発生の両者を考慮した機構、すなわち析出物の発生がみられ

るところでは $\sigma_w = 0.155 H_V$ の関係に近づき、析出物の発生がみられないところでは $\sigma_w = 0.179 H_V$ のごとき関係、すなわち同一かたさでは析出物が発生していないときより高い疲労限度を有するといった機構を提案した。

(5) 提案した機構に残留応力などを考慮すれば平滑材および切欠き材のタフトライド処理による疲労強度向上が同じ機構で説明でき、また平滑材よりも切欠き材の疲労限度が高くなることも説明できうる。

(6) 提案した機構の妥当性は破面観察などからある程度裏付けられたが、より一般的の適用には σ_w と H_V の関係式の係数や疲労後の残留応力状態など検討すべき問題が残されている。

本研究遂行にあたり実験に協力された武蔵工業大学学生（当時）原正信君に謝意を表する。また、タフトライド処理をご担当いただいた日本パーカーライジング会社ならびに鋼材をご提供くださった日本鋼管会社の関係者各位に感謝する。

（昭和51年5月21日 日本材料学会第25期総会学術講演会にて講演）

参 考 文 献

- 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **17**, 1114 (1968).
- 寺沢正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 材料, **16**, 991 (1967).
- Terasawa, M., Y. Yoshioka, and K. Asami, Proceedings 1971 ICM, Vol. 2, 90 (1972).
- 浅見克敏, 吉岡靖夫, 寺沢正男, 材料, **22**, 359 (1973).
- 中村 宏, 岡崎章三, 堀川 武, 柴尾勝耀, 日本機械学会論文集, **39**, 3519 (1973).
- 中村 宏, 岡崎章三, 堀川 武, 松田昭三, 荻野兵衛, 柴尾勝耀, 日本機械学会論文集, **41**, 351 (1975).
- 喜多 清, 荻野兵衛, 中村 宏, 岡崎章三, 日本金属学会誌, **38**, 852 (1974).
- Terasawa, M., Y. Yoshioka, and K. Asami, 15th, Proc. Japan Cong. Mat. Res., p.80 (1972).
- 喜多 清, 松田昭三, 荻野兵衛, 中村 宏, 堀川 武, 岡崎章三, 日本金属学会誌, **37**, 26 (1973).
- 中村 宏, “高周波焼入れと疲労強度”, p.30 (1963) 日刊工業新聞社
- 中村 宏, 堀川 武, 蔵田親利, 柴尾勝耀, 機械の研究, **22**, 1391 (1970).
- 浅見克敏, 材料, **25**, 138 (1976).
- 岡崎章三, 中川良治, 中村 宏, 鈴木 恵, 材料, **26**, 149 (1977).
- 安藤善司, 西野禎志, 日本機械学会論文集, **23**, 495 (1957).