Mn-Cr-B ばね鋼の疲労き裂進展挙動に及ぼす オースフォームの影響*

大 森 宮 次 郎** 川 又 清 弘**

Effect of Ausforming on Fatigue Crack Growth Behaviour of Mn-Cr-B Spring Steel

by

Miyazirō ŌMORI and Kiyohiro KAWAMATA

(Faculty of Engineering, Ibaraki University, Hitachi)

An investigation has been made on the influence of ausforming of stable austenite at a comparatively low temperature on the fatigue crack growth behaviour of Mn-Cr-B spring steel under alternate bending stress. The following results have been obtained.

(1) The fatigue strength of the notched specimen is improved by this ausforming, and about 20-35% improvement in the endurance limit has been realized within 56% reduction in thickness. It seems that ausforming has no influence on the fatigue notch sensitivity.

(2) Ausforming is an effective treatment for lowering the crack growth rate in the range of stable propagation from the early stage to the middle stage. In the range of unstable propagation, however, the crack growth rate of the ausformed specimen is higher than that of the conventionally heat-treated one, and in this case, the power m in the Paris' formula increases with the reduction ratio in ausforming process, while the coefficient c drops gradually.

(3) The fractography reveals that the fracture surface of the conventionally treated sample consists of both the intergranular and the transgranular fracture, while the ausformed specimen gives only the transgranular fracture. The lowering of the crack growth rate by ausforming is related to the disappearance of the intergranular fracture, and this improvement of the fracture mode may be attributed to the precipitation tendency of carbide.

(Received June 21, 1975)

1 緒 言

筆者らは、オースフォームによる低合金鋼の強じん化を目的として、これまでに Mn-Cr-B ばね鋼を試料としていくつかの実験研究を行なってきた^{1)~4)}。Mn-Cr-B ばね鋼のように TTT 曲線上に示される準安定オーステナイト域の比較的せまい鋼種では、加工温度を安定オーステナイトの比較的低い温度範囲にえらび、オースフォームと類似の処理をするのがよいことを指摘し

⁵⁾ た。Mn-Cr-B ばね鋼では、このような安定オーステナイト域におけるオースフォームによって、延性はわずかに低下するけれども、かたさ、降伏強度、引張強度などの強度性能が大きく改善される。とくに、耐疲労性の改善には著しいものがあり、疲労限の向上は、最大で約30%にも達し、疲労寿命は著しく延長される。⁶⁾ また、前報では、オースフォームしたマルテンサイトを焼もどした場合、通常の熱処理材に比べ、炭化物の析出位置、形状および分散状況の変化することに着目して、その分布の疲労限への影響について検討した。そして、炭化物の平均間隔と疲労限の間に Petch 型の関係式の成立することを実験的に示した。

オースフォームはまた、疲労き裂の進展挙動にも少なからぬ影響を与えることが予想される。黒木らは、⁷⁾ 13Cr ステンレス鋼に準安定オーステナイト域にてオースフォームを施し、引張圧縮応力に対する疲労き裂

* 本報を「はね鋼の加工熱処理に関する研究(第7報)」(Study on the Thermomechanical Treatment of Spring Steel, VII)とする

原稿受理 昭和50年6月21日

** 正 会 員 茨城大学工学部 日立市中成沢町

*1 本論文におけるオースフォームとは、比較的低温の安定オーステナイト域において行なうオースフォームに準じた処理のことを呼ぶ。本文中においても、この処理を拡大解釈して単にオースフォームと呼ぶことにする。

*2 以後この処理を拡大解釈して単にオースフォームと呼ぶ。

の進展挙動を調べ、オースフォームが疲労き裂の進展速度を低下させる効果のあることを報告している。しかし、疲労き裂の進展挙動に及ぼすオースフォームの影響に関する研究は、まだ開始された段階であり、まして低合金鋼や安定オーステナイト域におけるオースフォームの影響に関する研究は、現在のところ皆無といってよいほどである。

本研究では、Mn-Cr-B ばね鋼に比較的低温の安定オーステナイト域にてオースフォームを施し、焼もどしを行なった試片に両振りの平面曲げ応力（面外曲げ）を加え、疲労き裂の進展挙動を通常の焼入れ、焼もどしを行なった試片と比較した。また、組織およびフラクトグラフの観察を通じてオースフォームの効果を検討した。

2 実験方法

実験に使用した Mn-Cr-B ばね鋼の化学組成を Table I に示す。これは厚さ 22 mm、幅 150 mm の市販のばね鋼材である。鋼材の製鋼時における圧延方向と試片の長さ方向を一致させ、適当な寸法の長方形試片を切断し、熱間圧延によって所要の厚さまで圧下した。これらの試片には、すべて 850℃×1 hr の条件で窒素ガス中で焼なましを施した。

Table I. Chemical compositions of the spring steel investigated (wt. %).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	B
SUP 11	0.56	0.25	0.87	0.022	0.015	0.19	0.71	0.0019

このようにして準備した試片は次の手順で熱処理を行なった。通常の焼入れ試片は、温度 880℃で 25~30 分間オーステナイト化し、ただちに油中焼入れを行なった。また、オースフォーム処理は、オーステナイト化条件は通常の焼入れ材と同様にし、そのオーステナイト化温度より圧延によって塑性加工を行ない、加工後ただちに油中に焼入れした。この場合、加工度（圧下率）45%の試片までは 1 パスで加工し、50%以上の試片は 2 パスで加工した。使用した圧延機は、これまで使用してきたものと同じである。¹⁾ なお試片の発色状況から判断してオースフォーム中の温度降下はわずかであった。

オースフォーム鋼の焼もどしは、温度 500℃で 1 時間の保持とし、焼もどし後の冷却は水中急冷とした。普通焼入れ材の焼もどしは 500℃×1 hr および 450℃×1 hr の 2 種の条件で焼もどし、水中急冷した。

試片は研削によって黒皮および表面脱炭層を除去し、耐水研摩紙を用いて研摩してのち、さらにバフ研摩仕上げを行なった。Fig. 1 に試片の形状および寸法を示す。なお、オースフォーム試片は、オースフォームに

Fig. 1. Fatigue test specimen.

における圧延方向に採取した。切欠きは、直径 1 mm の銅線を電極とし放電加工によって成形した。

疲労試験には、容量 10 kg・m、繰返し速度 2 000 cpm の曲げ・ねじり疲労試験機を用いた。本機は偏心重錘を用いた定モーメント型の試験機である。疲労試験は、試片に面外曲げの両振りの応力を加えて実施した。疲労き裂の進展挙動は、切欠き底における公称応力で 30, 32 および 35 kg/mm² の 3 段階の応力振幅に対し観察、測定した。疲労き裂長さは、読取り顕微鏡（10倍）を用い、試験機の運転を停止して測定した。

組織およびフラクトグラフは、2 段カーボンレプリカ法によってレプリカを作成し、電子顕微鏡（JEM-30B）を用いて観察した。

3 実験結果および考察

3・1 切欠き感受性について

Fig. 2 に疲労試験結果を示す。応力振幅は、切欠き底における公称応力で表わしてある。また、図中の CHT (I) および (II) はそれぞれ 500℃×1 hr および 450℃×1 hr の焼もどし条件の普通熱処理材を示す。CHT (I) 試片の疲労限は 20 kg/mm²、オースフォーム試片の疲労限は 24~27 kg/mm² であり、オースフォームによって疲労限が 20~35% 向上しており、平滑試片の場合と同様の結果が得られた。加工度と疲労限の関係は、Fig. 3 に示すように加工度 37% の試片が最も高くなっている。また、試片のかたさと疲労限

Fig. 2. S-N curves.

Fig. 3. Effect of reduction in thickness on fatigue limit.

Fig. 4. Relation between hardness and fatigue limit.

の関係は、Fig. 4 に示すようにオースフォーム鋼は、CHT (I) と (II) 試片の間のかたさをもっているが、疲労限はこれら普通熱処理材より大きい。

さて、切欠き感度係数 q は、

$$q = \frac{\beta - 1}{\alpha - 1} \quad (1)$$

で与えられる。⁸⁾ ここで β は切欠き係数、 α は切欠き部の応力集中係数である。本実験に使用した疲労試片の平面曲げ応力に対する応力集中係数 α は約 2.4 である。⁹⁾ 切欠き感度係数に及ぼすオースフォームの影響を Fig. 5 に示す。Borik らは、オースフォームした H-11 鋼の切欠き感度係数が普通熱処理材と変わらないことを示しているが、ばね鋼の場合も図にみられるようにオースフォームによって切欠き感受性は変化しないものとみなせる。

3・2 疲労き裂の進展挙動

3・2・1 疲労き裂進展曲線 Fig. 6 に応力振幅 35 kg/mm² の場合のき裂進展曲線 ($I-N$ 曲線) の例を

Fig. 5. Effect of reduction in thickness on fatigue notch sensitivity.

Fig. 6. Fatigue crack growth curves.

示す。ただし、 σ_n は応力振幅で、切欠き底における公称応力で表わしてある。き裂長さは、切欠きを含む値である。普通熱処理材とオースフォーム鋼の間には、 $I-N$ 曲線に次のような相違がある。すなわち、普通熱処理材の $I-N$ 曲線には、ほぼ放物線状を呈し、き裂は進展初期から急激に増大する。オースフォーム鋼では、き裂進展の初期から中期 (図中の A～B 間) にかけて $I-N$ 曲線は、こう配のゆるい直線状を呈している。しかるに、き裂進展の後期 (B～C 間) においては、き裂が急速に拡大する。すなわち、オースフォーム鋼には、き裂はその進展の初期から中期において非常にゆっくり成長し、後期では急速に拡大する傾向がある。この初期から中期までの応力繰返し数は、疲労寿命の大半を占めている。普通熱処理材とオースフォーム鋼のこのようなき裂進展挙動の相違は、他の応力振幅の場合も同様である。

3・2・2 疲労き裂進展速度 応力繰返しの 1 サイクル当たりの疲労き裂の進展速度 dl/dN は、多くの場合き裂先端における応力拡大係数 K を用いて整理される。Fig. 1 に示す試片の曲げ応力に対する応力拡大係数 K は次式で与えられる。¹¹⁾

$$K = 1.005 \sigma_n \sqrt{l} \quad (2)$$

Fig. 7. Crack growth rate as a function of stress intensity factor. CHT (I) specimen.

Fig. 8. Crack growth rate as a function of stress intensity factor. 37% ausformed specimen.

Fig. 9. Crack growth rate as a function of stress intensity factor. 56% ausformed specimen.

ここで σ_a は切欠きより十分に離れた位置の試片表面の曲げ応力で、 l は切欠きを含むき裂長さである。き裂進展速度 dl/dN を l - N 曲線より図式微分して算出し、応力拡大係数 K との関係を示すと Figs. 7~9 を得る。ただし、 $K=K_{\max}$ である。図中の実線は、データの重心を通るように引いた線である。Fig. 7 は普通熱処理材 CHT (I) の結果であり、多少バラツキはあるが、 $\ln(dl/dN) \sim \ln K$ 曲線は $K=60 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 付近に折曲点をもつ二つの直線となる。CHT (II) 試片の場合も CHT (I) とほぼ同様である。オースフォーム鋼は、 $K=35 \sim 60 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲でき裂進展速度は一定であり、 $\ln(dl/dN) \sim \ln K$ 曲線はこの間で K 軸に平行な短い直線となって現われ、また、 $K > 60 \text{ kg/mm}^{3/2}$ では急激に増大する直線となっている。すなわち、 l - N 曲線 (Fig. 6) の A~B および B~C 区間は、 $\ln(dl/dN) \sim \ln K$ 曲線ではそれぞれ A'~B' および B'~C' 区間 (Fig. 9) に対応する。これらを図中の実線で代表し、一括して示すと Fig. 10 のようになる。普通熱処理材とオースフォーム鋼の $\ln(dl/dN)$

Fig. 10. Comparison of crack growth rate.

$\sim \ln K$ 曲線は、 $K=60 \sim 70 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲で交差する。そのため、 $K < 60 \sim 70 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲では、オースフォーム鋼の方が普通熱処理材よりき裂進展速度が小さくなり、 $K > 60 \sim 70 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲では、その逆の傾向になる。

Figs. 7~9 において、き裂進展速度と応力拡大係数の間には、おおむね次の関係が成り立つ。

$$\frac{dl}{dN} = CK^m \quad (3)$$

(3)式の m 、 C の値を図の実線に対して求めたものを図中に示してある。(3)式の m 、 C は材料のいかなる性質を示す量であるかは必ずしも明確ではないが、疲労き裂の進展速度を左右する材料学上の重要な量である。そのため、これまでに m 、 C に影響する諸因子について理論的ならびに実験的に多くの検討がなされ、次のような結果が得られている。はじめに $m=4$ となる、いわゆる 4 乗則¹²⁾であり、この場合、 C はき裂進展速度を支配する重要な因子となり、材料の弾性係数、降伏強度、引張強度、破断ひずみあるいは破壊じん性などの影響を受け、これらの諸量の増大により C は低下することが示されている。¹³⁾ つぎに、 m 、 C は材料の強度に依存し、その場合 $m=r \cdot s \cdot \sigma_s$ 、 $\ln C = t \cdot \sigma_s - u$ (r ,

Fig. 11. Effect of reduction in thickness on m and C in Paris' formula.

Fig. 12. Relation between yield strength and m , C .

s , t , u は定数) に従うという結果が示されている¹⁴⁾¹⁵⁾。また, m の強度依存性をさらに発展させ, m の組織定数説が提唱されている。この説によれば, 引張強度が約 120 kg/mm² 以下では, 強度が上昇すると m は低下するが, 強度がさらに増加すると m が再び上昇する傾向を示し, それが破壊モードの変化に帰着される。オースフォームの m および C に及ぼす影響を Fig. 11 に示す。図中には引張圧縮応力に対する 12Cr ステンレス鋼に関する黒木らの結果も描いてある。ばね鋼は, 化学組成, オースフォーム条件および応力条件など黒木らの 12Cr ステンレス鋼と異なるにもかかわらず, オースフォーム鋼と普通熱処理材の m および C の相違は両鋼種とも同様である。オースフォームによる共通した組織上の変化が推察される。また, Fig. 12 は降伏強度と m , C の関係である。降伏強度の上昇によって m は増大し, C は低下する傾向を示している。この場合, ばね鋼の引張強度は, CHT (I) で 120 kg/mm², 37%, 45% および 56% オースフォーム鋼ではそれぞれ 127, 128 および 132 kg/mm² であり, 荒木らの m の上昇を示す強度範囲内にある¹⁶⁾。

3・3 組織およびフラクトグラフ観察

3・3・1 炭化物の析出傾向 Fig. 13 は, 疲労試片の横断面について観察した組織で, (a) は CHT (I) 試片, (b) は 45% オースフォーム鋼の例である。普通熱処理材とオースフォーム鋼の主な相違は, マルテンサ

イト結晶の大きさと炭化物の分散状況の 2 点にある。普通熱処理材のマルテンサイトは, (a) の中央に明りょうに観察されるように結晶粒がオースフォーム鋼に比べてはるかに大きい。また, 普通熱処理材では, 炭化物がマルテンサイト境界に析出する傾向が強く, その境界に列をなして並び, 形状は境界に沿って長い片状を呈しており, そのため炭化物の分布が比較的不均一となっている。しかるにオースフォーム試片では, マルテンサイト結晶粒が小さいため, 炭化物がその境界に析出しても列状に並ぶ傾向はなく, また粒内にも多く析出するため普通熱処理材に比べてその寸法が小さく, 分布が均一になる。

3・3・2 フラクトグラフ フラクトグラフの観察位置は Fig. 14 に示すように, 試片表面より厚さ方向に 0.3~0.5mm の深さで, き裂進行方向に切欠き底より 1mm 以内の P 位置と 7~9mm の範囲の Q 位置であ

Fig. 14. Positions for observation of fractograph.

る。P および Q は $I-N$ 曲線 (Fig. 6) のそれぞれ A~B および B~C の範囲内の位置である。Fig. 15 に応力振幅 35 kg/mm² の場合の普通熱処理材 CHT (I) のフラクトグラフの例を示す。(a) は P, (b) は Q 位置に関するもので, (a) は粒界破壊が主となる部分で粒界には炭化物状の物体 (矢印) が観察される。また, (b) は, 粒内破壊をした部分である。このように普通熱処理材では, 結晶粒界および粒内を通過してき裂が進展する。つぎに, オースフォーム鋼のフラクトグラフの例を Fig. 16 に示す。(a) は 37% オースフォーム試片, (b) は 56% オースフォーム試片で応力振幅 35 kg/mm² の場

Fig. 13. Electron micrographs.

Fig. 15. Fractographs. CHT (I) specimen. Stress amplitude 35 kg/mm².

Fig. 16. Fractographs of ausformed specimen. Stress amplitude 35 kg/mm².

Fig. 17. Fractograph of 56% ausformed specimen. Position P, stress amplitude 35 kg/mm².

合でP位置に関するものである。これらは結晶粒内破壊をしている。また、Fig. 17は56%オースフォーム試片で応力 35 kg/mm² の場合のQ位置のフラクトグラフの例であり、この場合も結晶粒内破壊となっている。このように普通熱処理材では、粒界および粒内破壊をしてき裂が進展するのに対し、オースフォーム鋼では粒内破壊によってき裂が伝ばする。この傾向は応力振幅が変化しても同様である。また、オースフォーム鋼の場合、巨視的き裂進展速度は、P位置よりQ位置の方が急激に大きくなっているが、Figs. 16と17に示すように巨視的き裂進展速度の大きな変化に対応するフラクトグラフ上の変化は観察されない。なお、本鋼においては疲労破壊の特徴的模様である striation

は全く観察されなかった。

以上より、組織、破壊挙動およびき裂の巨視的進展挙動の関係は次のように考えることができる。すなわち、普通熱処理材は、マルテンサイト結晶が大きく、また炭化物の分布が不均一でマルテンサイト境界等に沿って長く片状に析出する傾向があり、粒界が弱化している。とくに、マルテンサイト境界とものオーステナイト粒界が一致するような場合、不純物元素の影響も加わって粒界破壊が生じやすくなる。そのため疲労き裂は粒界を通過する頻度が増し、粒内通過の混在するものの、き裂進展速度は粒内破壊のみの場合より大きくなる。しかるに、オースフォーム鋼では、マルテンサイト結晶が小さく、炭化物の分布が均一であり、片状の炭化物は少なく応力集中緩和に有利な組織である。また、オースフォームによる不純物元素の分散作用もあり、炭化物の析出傾向の改善とあいまって旧オーステナイト粒界のぜい化も起こりにくい。このような組織をもつオースフォーム鋼では、粒界破壊が生じにくく、き裂は結晶粒内を通過するため、き裂進展速度は普通熱処理材に比べて小さい。ところがオースフォーム鋼は炭化物が均一に分散し、応力集中の緩和に有利な組織である反面マトリックス中には高い転位密度を保持しているため一方では疲労き裂の進展を抑制する効果をもち、他方では、き裂先端のじん性が低下し、き裂進展に対する抵抗が小さくなるという二重性

をもった組織と考えられる。応力拡大係数の小さいき裂進展初期で、その速度が小さく、応力拡大係数のある程度大きくなった後期で、き裂進展速度が大きくなるオースフォーム鋼の疲労き裂の進展挙動は、このような組織の二重性に関連しているものと思われる。

4 結 論

Mn-Cr-B ばね鋼を試料とし、比較的低温の安定オーステナイト域にてオースフォームを施した試片および通常の焼入焼もどしを行なった試片を用いて疲労き裂の進展挙動を比較した。得られたおもな結果をまとめると次のようになる。

(1) 切欠き試片の場合にも、オースフォームによって疲労強度の改善が得られ、加工度56%以内の範囲で疲労限はおよそ20~35%向上する。また、切欠き感度係数はオースフォームによって大きな影響を受けない。

(2) 応力拡大係数を用いて疲労き裂進展速度を整理すると、普通熱処理およびオースフォーム試片ともに $\ln(dI/dN) \sim \ln K$ 曲線は二つの折れ曲がった直線になる。き裂進展の初期から中期にかけてオースフォーム鋼のき裂進展速度は、普通熱処理試片より小さいが、後期ではその逆の傾向を示し、この段階におけるParisの式の指数 m はオースフォームにおける加工度とともに上昇し、係数 C は低下する。

(3) 普通熱処理材では、マルテンサイト結晶が大きく、炭化物はマルテンサイト境界等に長く片状に、列をなして析出する傾向があり、そのため分散は不均一になる。これに対しオースフォーム鋼では、マルテンサイト結晶が小さく、炭化物も比較的小さく、粒内にも多く析出するため、比較的均一な分布を示す。

(4) フラクトグラフの観察によれば、普通熱処理試片には粒界および粒内破壊が混在するが、オースフォーム鋼は粒内破壊のみである。オースフォームによる炭化物の形状、析出位置、分散状態の改善が、破壊挙動の変化をもたらし、き裂の進展速度の低下に有効に作用する。

終わりに、終始懇切なるご指導を賜りました京都大学田村今男教授、茨城大学黒木剛司郎教授、佐藤千之

介教授に心から感謝の意を表します。また、本研究に熱心に協力された中島久夫君(現在、吉田工業K. K.)および金子芳久君(現在、清水建設K. K.)に感謝します。

(昭和49年9月13日 第18回材料研究連合講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 大森宮次郎, 材料, **20**, 1018 (1971).
- 2) 大森宮次郎, 材料, **20**, 1024 (1971).
- 3) 大森宮次郎, 黒木剛司郎, 材料, **20**, 1107 (1971).
- 4) 大森宮次郎, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎, 材料, **21**, 665 (1972).
- 5) 星野明彦, 鉄と鋼, **48**, 571 (1962).
- 6) 大森宮次郎, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎, 材料, **22**, 353 (1973).
- 7) 黒木剛司郎, 北村悦夫, 白井清嗣, 材料, **23**, 646 (1974).
- 8) たとえば, 石橋 正, “金属の疲労と破壊の防止”, p. 55 (1967) 養賢堂
- 9) たとえば, 西田正孝, “応力集中”, p. 170 (1967) 森北出版
- 10) Borik, F., W. M. Justusson, and V. F. Zackay, Trans. ASM, **56**, 327 (1963).
- 11) たとえば, 石田 誠, 第13回強度と破壊国内シンポジウム集録, p. 59 (1968).
- 12) Paris, P., and F. Erdogan, Trans. ASME, **85**, D, 528 (1963).
- 13) たとえば, 北川英夫, 材料, **21**, 710 (1972).
- 14) Gurney, T. R., Metal Const. and British Weld Journal, **1**, 91 (1969).
- 15) 成本朝雄, 田中康浩, 船越督巳, 川崎製鉄技報, **6**, 38 (1974).
- 16) 荒木 透, 石 滋宣, 佐川竜平, 鉄と鋼, **57**, 182 (1971).
- 17) 上田実彦, 福島正治, 第71回日本金属学会講演概要集, p. 305 (1972).
- 18) たとえば, 田村今男, “鉄鋼材料強度学”, p. 215 (1969) 日刊工業新聞社