

浸炭焼入鋼の衝撃疲労強度におよぼす 合金元素とショットピーニングの影響

田中 広政*・小林 俊郎*²・中里 福和*³・宇野 光男*³

Effects of Alloying Elements and Shot Peening on Impact Fatigue Strength of Carburized Steels

Hiromasa TANAKA, Toshiro KOBAYASHI, Fukukazu NAKASATO and Mitsuo UNO

Synopsis : Impact fatigue tests were carried out using various kinds of carburized steels. It was shown that internal oxidation was remarkably reduced with decreasing Si and Mn contents, and resulted in higher impact fatigue strength. The effects of residual stress, retained austenite, hardness near the surface, and fatigue fracture toughness were investigated. The difference of the fatigue strength in various carburized steels could be explained in terms of those effects.

The effect of shot peening application to carburized steel was investigated using JIS standard type steels. As a result, high cycle impact fatigue strength increased 40 to 60% gain by shot peening. This improvement was caused by increase of hardness near surface and compressive residual stress. On the other hand, low cycle fatigue strength showed no gain. For this phenomenon, it was suggested that decrease of the amount of retained austenite by shot peening showed negative effect for fatigue strength. Further, the difference of the fatigue strength in shot peened steels was very slightly. For this reason, it was considered that the life of shot peened steel was influenced by releasing its compressive residual stress rather than the effect of alloying elements.

Key words : impact fatigue ; carburized steel ; shot peening ; internal oxidation ; residual stress ; retained austenite.

1. 緒言

自動車の高出力化および低燃費化にともない、自動車構成部品の多くに使われている浸炭焼入鋼の耐衝撃性および疲労強度の向上が望まれている。疲労強度の向上については、古くから多くの研究がなされてきた¹⁾が、その要点は浸炭層の硬さ分布および残留応力分布の適正化にあるといえる。また化学成分²⁾³⁾、熱処理⁴⁾、残留オーステナイト(γ)^{4)~6)}などの影響についても多くの報告がなされてきた。一方、耐衝撃性の向上に対しては、シャルピー衝撃試験による浸炭鋼の靱性評価⁷⁾や、浸炭歯車の衝撃強度に関する研究報告例⁸⁾があり、耐衝撃性向上に対する取り組みも活発化している。しかしながら、浸炭鋼の衝撃疲労に関する報告例は少なく、実際に繰り返し衝撃荷重が加わる浸炭部品(例えば自動車部品用の歯車など)があることを考えると、実働荷重下での疲労強度を考える上で、浸炭鋼の衝撃疲労に関する研究の重要性が注目される。

著者らの一人は過去において、浸炭鋼SCM415の衝撃疲労

に関する研究を行い、低応力側で衝撃疲労強度が通常疲労強度よりも下回ることを示し、おおよそ衝撃疲労のき裂進展速度は通常疲労のそれよりも高いことを示し、さらに、衝撃疲労は粒界を選択的に損傷させることを明らかにした⁹⁾。

本研究は浸炭焼入鋼の衝撃疲労強度向上に関するものであるが、強化方法としては、浸炭鋼の化学成分調整による浸炭異常層(粒界酸化、不完全焼入層)の低減と、浸炭後にショットピーニングを加えるという二点を考えた。前者では、鋼材の化学成分調整(Si, MnおよびCr低減)により浸炭異常層を完全に防止できたとの報告¹⁰⁾もあるので、本研究ではSi, Mnを極力低減し、その他、Ni, Cr, Mo等、合金添加量を変えた浸炭鋼4種類と、従来から用いられているJIS規格鋼3種類(SCM420, SCr420, SNCM420)の計7種類の浸炭鋼を用いて、衝撃疲労強度に対する浸炭異常層低減の効果を調べた。また、浸炭処理後にショットピーニングを加える効果についてはJIS規格鋼を用いて調べた。本研究では、このような浸炭異常層の影響を調べるのが目的のため、前報⁹⁾の様に異常層の除去は行わない状態で試験を行

平成4年3月16日受付 平成4年9月4日受理 (Received on Mar. 16, 1992; Accepted on Sep. 4, 1992)

* 豊橋技術科学大学大学院 (現: NTN(株)自動車製品研究所) (Graduate School, Toyohashi University of Technology, now Research & Development Automotive Products, NTN Corporation, 1578 Higashikaizuka Iwata 438)

* 2 豊橋技術科学大学 (Toyohashi University of Technology)

* 3 住友金属工業(株)小倉製鉄所 (Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

った。

2. 試験方法

2・1 供試材

本研究で用いた鋼材の化学成分をTable 1に示す。表中のA, B, C, D鋼がSi, Mn低減鋼であり, A, B鋼にはNiとMoが, C, D鋼にはCrとMoが添加されている。C量はA, C鋼が0.18%であり, B, D鋼はそれぞれ0.20および0.21%である。E, F, G鋼はJIS鋼であり, それぞれSCM420, SCr420, SNCM420である。C量は0.22ないし0.23%である。

これらの鋼材は, 溶製, 鍛造後, 925℃で1h焼ならしを行い, JIS Z 2274号試験片に準じた砂時計型の試験片(長さ116mm, 最小直径4mm, 曲率半径35mm)に機械加工した。その後熱処理は, 925℃, C.P.(カーボンポテンシャル)=0.9%で2h保持, 続いて850℃, C.P.=0.8%で1h保持した後, 850℃から油温70℃の油槽中に冷却という浸炭処理を行い, 170℃で1hの焼戻しを行った。JIS鋼については浸炭処理後にショットピーニングを加えたものも作製した。ショットピーニングは, ショットの粒径が0.5~0.6mmでその硬さがHRC62~63のものを用い, アークハイト0.75mmA, カ

バレージ300%という条件で行った。

浸炭後の試験片の組織をnital液で腐食後, 光学顕微鏡で観察したところ, JIS鋼には浸炭異常層がみられ, 粒界酸化層深さは最大で10~12μm, 不完全焼入層の深さは約20μmであった。浸炭後にショットピーニングを加えたものにも同様に浸炭異常層がみられた。一方, Si, Mn低減鋼は, 浸炭異常層はみられず, 最表面まで均一なマルテンサイト組織になっていた。浸炭処理後の試験片表面の組織をA鋼とF鋼を代表としてPhoto.1に示す。

試験片の硬さはビッカース硬度計を用い, 荷重300gで測定した。表面硬さは, 表面から50μmの位置で測定した値とした。浸炭のままの場合, Si, Mn低減鋼, JIS鋼でそれぞれHv735~770, Hv710~717であった。JIS鋼ショットピーニング品の場合, 表面硬さはHv908~937となっていた。有効浸炭深さは, Hv550までで, Si, Mn低減鋼, JIS鋼共に0.97~1.09mmであった。

旧オーステナイト粒径はSi, Mn低減鋼, JIS鋼でそれぞれ7.8~9.2, 7.9~9.0であった。

なお, 浸炭層の各種特性については, 芯部の硬さも含めて, Table 2にまとめて示した。

2・2 衝撃疲労試験

Table 1. Chemical composition of test steels. (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Remarks
A	0.18	0.04	0.33	0.009	0.008	2.00	0.08	0.78	0.027	
B	0.20	0.03	0.47	0.018	0.012	2.08	0.02	0.82	0.029	
C	0.18	0.03	0.37	0.017	0.012	0.22	0.67	1.03	0.032	
D	0.21	0.03	0.46	0.017	0.013	—	0.63	1.01	0.028	
E	0.23	0.25	0.81	0.013	0.020	—	0.98	0.15	—	SCM420
F	0.22	0.23	0.83	0.021	0.016	—	1.12	—	—	SCr420
G	0.22	0.31	0.60	0.020	0.016	1.61	0.61	0.15	—	SNCM420

Table 2. Carburized case properties of test steels.

Steel	Surface hardness (Hv)		Case depth (mm)	Core hardness (Hv)	Depth of internal oxidation (μm)		Austenite grain size (JIS)
	as carburized	shot peened			as carburized	shot peened	
A	735	—	0.97	425	0	—	9.2
B	758	—	1.09	474	0	—	8.7
C	752	—	0.97	443	0	—	7.8
D	770	—	1.07	486	0	—	8.6
E(SCM420)	710	937	1.07	468	12	11	8.9
F(SCr420)	717	932	1.02	469	11	11	7.9
G(SNCM420)	715	908	0.97	444	12	12	9.0

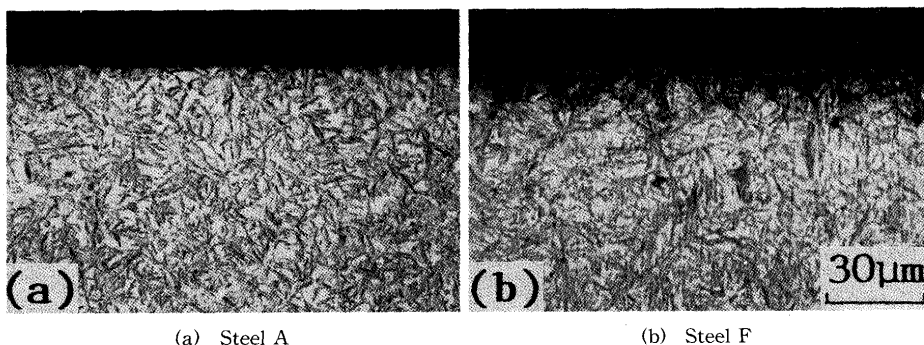


Photo. 1. Typical microstructures near the surface after heat treatment.

衝撃疲労試験は前報で報告した回転円盤型衝撃引張疲労試験機を用いて行った⁹⁾。なお、本試験機の構造原理については、別報¹¹⁾に記載されているのでここでの記載は割愛する。荷重の測定は、試験機のロードセルにより行い、ひずみの測定は、試験片中央部に貼付したひずみゲージにて測定した。1回の衝突で得られる衝撃荷重の負荷時間はおよそ2 msであった。今回の試験条件は、荷重の繰り返し速度が10 c.p.s.、応力比 ($R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$) は $R = 0.1$ 、試験温度は室温とした。

3. 試験結果および考察

3.1 浸炭異常層低減の効果

3.1.1 試験結果および破面観察結果

Fig. 1にSi, Mn低減鋼の、Fig. 2にJIS鋼のS-N線図をそれぞれ示す。実験は、破壊までの繰り返し数が $10^3 \sim 10^6$ 回の範囲で行った。縦軸、横軸両対数をとれば、試験結果は、ほぼ直線状に表すことができる。前報⁹⁾で述べた様な屈曲点は現れていないが、これは本実験では試験片表面を研磨仕上げしていないため、あるいはJIS鋼のように浸炭異常層が存在するため、破壊が常に試験片表面より発生し、いわゆるフィッシュ・アイ型の内部破壊がなかったことによると思われる。

最高強度を示したものはA鋼であり、最低強度を示したF鋼 (SCr420) と比べると、約30%高強度であるといえる。一般的にみてSi, Mn低減鋼の方が高強度であるが、G鋼 (SNCM420) はSi, Mn低減鋼なみの強度であった。

試験片の破面は、走査型電子顕微鏡を用いて観察した。全試料とも破壊は試験片の表面から発生しており、破壊起点の近傍は、Photo.2(a)に示されるように、Si, Mn低減鋼の高サイクル品以外は粒界破壊であり、以降、内部にいくにしたがって、擬へき壊、ディンプルへと移行していくのが観察された。Si, Mn低減鋼の高サイクル品の破面はPhoto. 2(b)に示すように、起点近傍は粒内破壊とみられる平滑な破面であるが、以降、内部に行くにしたがって粒界破壊、擬へき壊、ディンプルへと移行していくのが観察された。

Photo.2(c)に示すように、破面を低倍率で観察すると、疲労き裂が進展した部分と、急速に破壊した部分とを明瞭に見分けることができる。そこで、Fig. 3に模式的に示すように、衝撃疲労による破壊を、き裂の発生、き裂の伝播、急速破壊の3つに分けて、衝撃疲労強度に影響を与える要因について以下に考察する。

3.1.2 き裂の発生

き裂の発生に関しては、浸炭異常層の有無に起因する試

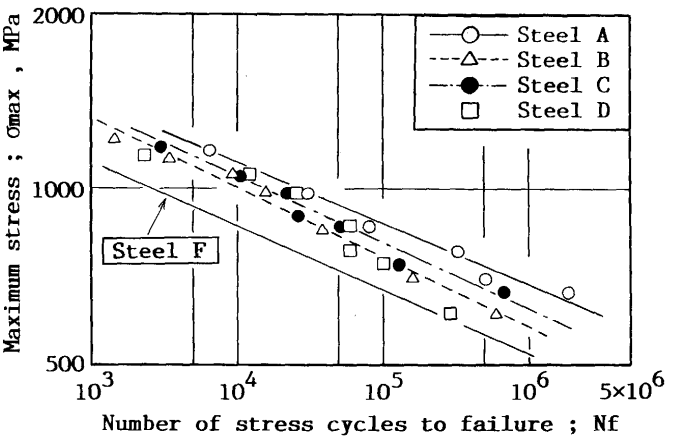


Fig. 1. S-N curves under impact fatigue tests.

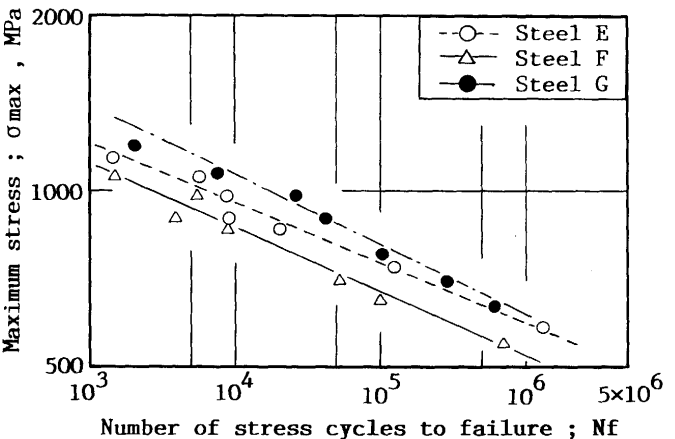


Fig. 2. S-N curves under impact fatigue tests.

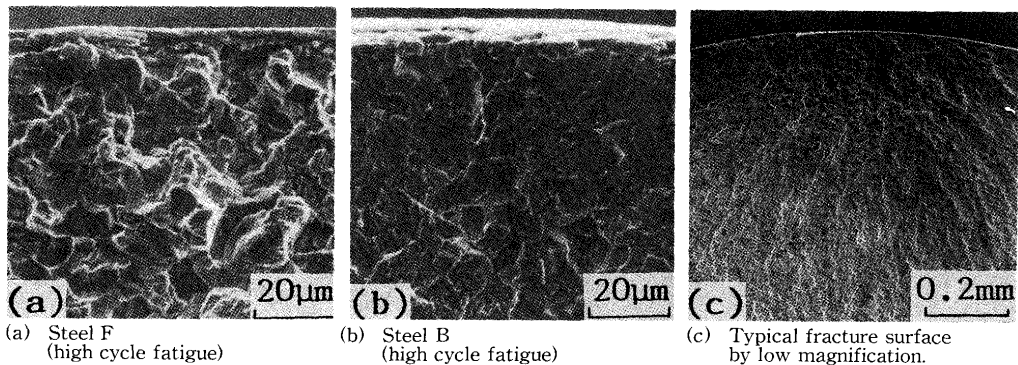
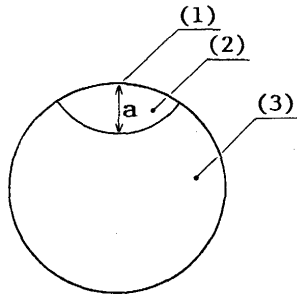


Photo. 2. Typical views of fracture origin on impact fatigue fracture surfaces.



- (1) Fatigue crack initiation : microhardness near the surface
 (2) Fatigue crack propagation : residual stress, retained austenite
 (3) Fast fracture : K_{fc}

$$K_{fc} \approx K_C, \quad K_C = C \sigma_{\max} \sqrt{\pi a}$$

Fig. 3. Schematic drawing of fracture surface after impact fatigue.

試験片最表面の硬さの違いが大きく影響する¹²⁾と考えた。Fig. 4およびFig. 5に試験片の表面近傍における断面硬さ分布を示す。硬さの測定はビッカース硬度計を用い、荷重25gで測定した。Fig. 4に示されるように浸炭異常層がないSi, Mn低減鋼は、表面から5 μ m程度の内部でもHv700以上の硬さが得られているが、浸炭異常層があるJIS鋼の硬さ分布は、Fig. 5に示すように、20 μ m程度内部の位置から表面に向かって硬さが低下しており、最表面近傍ではHv400~500程度になっている。

鋼の硬さが増加すれば、引張強さや降伏強さは大きくなり、平滑材の疲労強度も増大することはよく知られている。しかし、ある硬さ以上ではかえって引張強さや疲労強度が低下し、強度の上から最適の硬さが存在することが報告されている^{13)~15)}。

Borikら¹³⁾はSAE51100鋼の回転曲げ疲労試験を行い、硬さと疲労限強度の関係を示しているが、それによると、Hv700の硬さでは800MPa程度の疲労限強度となっているが、Hv450では680MPaとなっている。このことから、浸炭異常層がある部分の疲労強度は、正常に焼入れされた部分の疲労強度より劣っていると言える。衝撃疲労においても同様の傾向があると考えられ、このことから、き裂の発生抵抗は、Si, Mn低減鋼の方が大きいと考えられる。

3.1.3 き裂の伝播

き裂の伝播に関しては、残留応力、残留 γ が大きく影響する考えた。残留応力、および残留 γ 量はX線を用いて、疲労試験前の試験片について測定した。残留応力の測定方向は試験片の長手方向である。また、測定後、試験片表面を逐次電解研磨していくことにより、両者の断面方向の分布を調べた。

Fig. 6に残留応力と衝撃疲労強度との関係を示す。衝撃疲労強度を、低サイクル強度と高サイクル強度に分け、それ

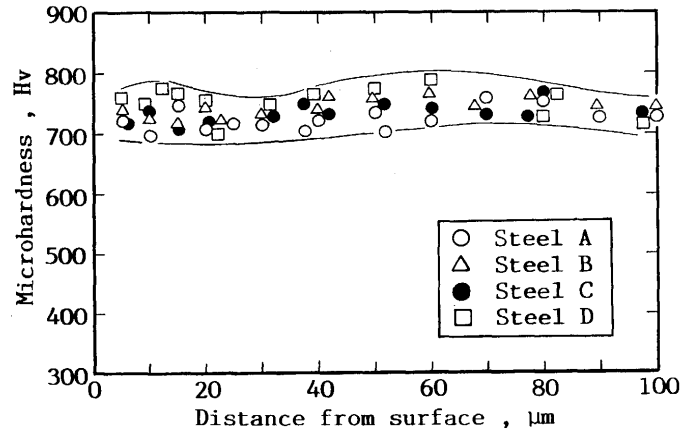


Fig. 4. Microhardness distributions near the surface of test steels.

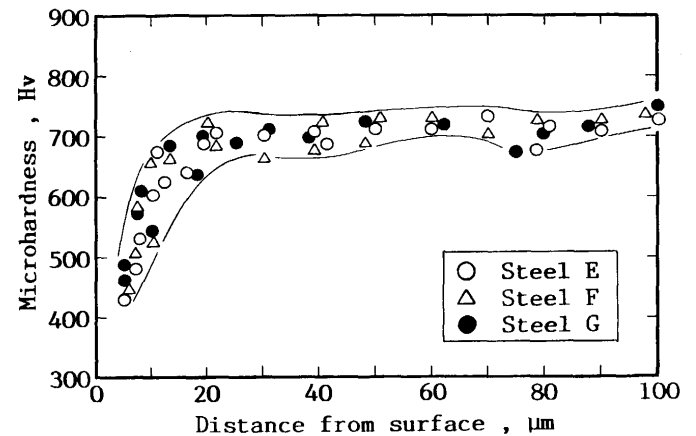


Fig. 5. Microhardness distributions near the surface of test steels.

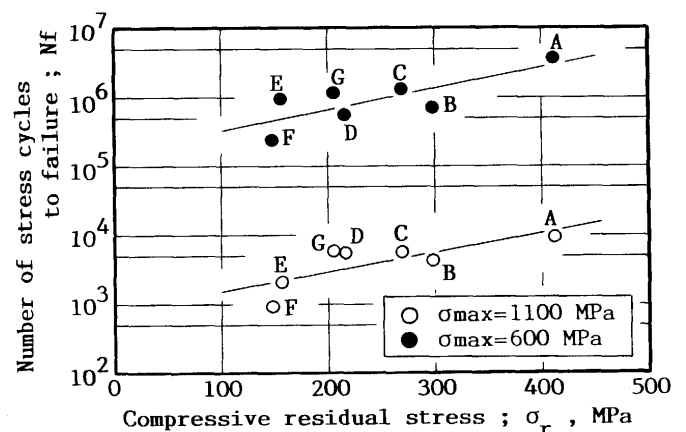


Fig. 6. Effect of residual stress on the fatigue strength of test steels.

ぞれ、 $\sigma_{\max}=1100$ MPa、 $\sigma_{\max}=600$ MPaのときの破壊までの繰返し数をS-N線図から読み取った。残留応力としては疲労き裂が進展すると予測される部分（試験片の最小径部）での圧縮残留応力の最大値を採用した。図に示されるように、低サイクル域、高サイクル域共に衝撃疲労強度と

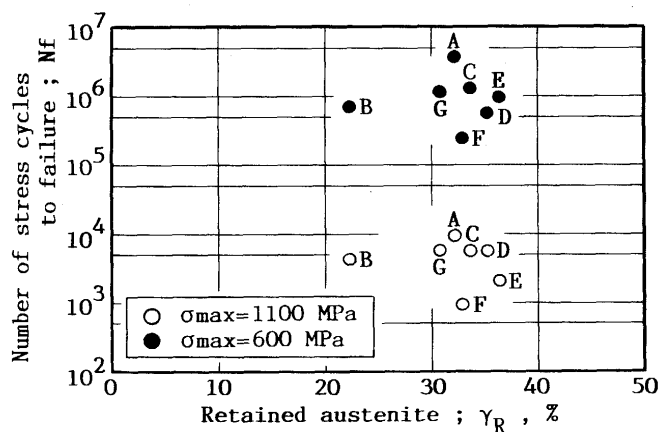


Fig. 7. Effect of retained austenite on the fatigue strength of test steels.

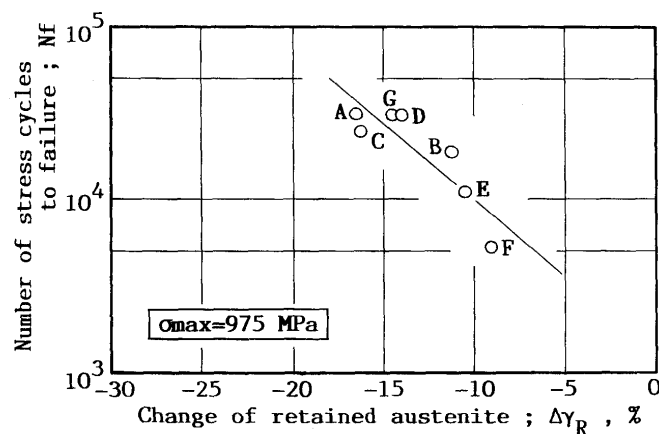


Fig. 8. Relation between relative change of retained austenite ($\Delta\gamma_R$) and the impact fatigue strength of test steels.
 $\Delta\gamma_R = (\gamma_R \text{ after test}) - (\gamma_R \text{ before test})$

残留応力との間には相関性がある。すなわち、疲労き裂進展部分に存在する大きな圧縮残留応力は、き裂の進展を遅らせるものと考えられる。

Fig. 7に残留 γ 量と衝撃疲労強度との関係を示す。ここで残留 γ 量とは、残留応力の場合と同様に、疲労き裂進展予測部分での最大値を採用した。図に示されるように両者の間に明瞭な相関性は認められない。

残留 γ は疲労試験中に応力誘起変態することが考えられるので、同一負荷条件 ($\sigma_{max} = 975 \text{ MPa}$) で試験した破面近傍の残留 γ 量を測定した。測定方法は前述のように断面方向の分布を取り、その最大値を採用した。その結果をFig. 8に示す。横軸は疲労試験前後での残留 γ 変化量であり、縦軸は破壊までの繰返し数である。両者の間には相関があり、残留 γ の変化量が多いほど衝撃疲労強度は大となっている。

この理由として、残留 γ の応力誘起マルテンサイト変態に伴う体積膨張や、相変態に要するエネルギーの損失がき裂の伝播を遅らせるものと考えられる。

3.1.4 急速破壊

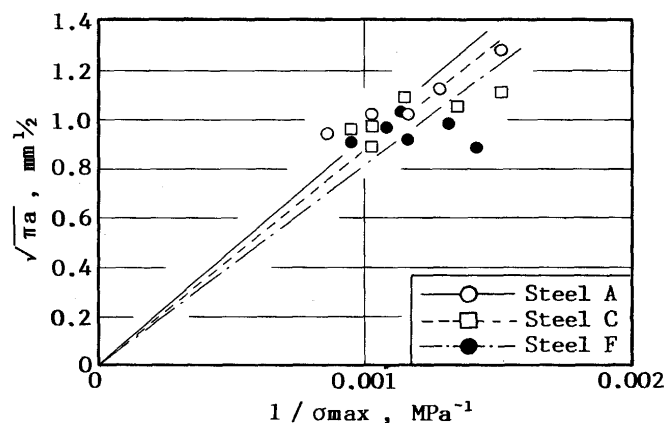


Fig. 9. Relation between $\sqrt{\pi a}$ and $1/\sigma_{max}$.

急速破壊に影響を与えるのは、疲労破壊靱性値 K_{fc} であると考えられる。今回の場合、全試料が表面から破壊しており、しかも、疲労き裂の進展部分と急速破壊した部分とを明瞭に見分けることができるので、中西らの手法¹⁶⁾により K_{fc} 値を求めた。すなわち、表面からこの境界までの距離を a とし、応力振幅値を σ_{max} とすると、両者の間には (1) 式が成立する。

$$K_c = C \sigma_{max} \sqrt{\pi a} \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで $K_c \equiv K_{fc}$ とし、 C の値は今回の場合、 $C = 1.16^{17)}$ とした。

Fig. 9は、A, C, F鋼の試験片の a を測定し、 $1/\sigma_{max}$ との関係を整理した結果である。この図より直線の傾きを求め、 K_{fc} 値を算出すると、A, C, F鋼でそれぞれ1083, 1015, 940 MPa mm^{1/2} が得られた。この値は他の研究者ら¹⁸⁾ による値と大差が無い。

このことから、急速破壊に至るときの抵抗も鋼種間で差がみられ、衝撃疲労強度へも影響を与えるものと考えられる。

3.2 ショットピーニングの効果

3.2.1 試験結果および破面観察結果

Fig. 10に浸炭まま材とショットピーニングを加えたもののS-N線図を示す。実験は繰返し数が $10^3 \sim 10^6$ 回の範囲で行った。縦軸、横軸両対数をとれば、試験結果はほぼ直線状に表すことができる。

ショットピーニングの効果は高サイクル域で認められ 10^6 回付近での衝撃疲労強度は40~60%高まった。また、鋼種間の強度差が小さくなったという特徴がある。

浸炭まま材の破面は、負荷応力の大きさに関係なく表面に破壊起点が1箇所あり、起点の近傍は粒界破壊であることが観察された。一方、ショットピーニング材の破面には、浸炭まま材でみられなかったようなき裂が停留した跡がみられ、疲労き裂が複数箇所生じているのが観察された。その代表例をPhoto.3に示す。

最終的に破壊に導いたき裂の起点(例えば, Photo.3でのA部)の近傍や, き裂が停留した跡を拡大して観察すると, 粒内破壊と思われる平滑な破面がみられた。

Fig. 11, 12, 13は, それぞれショットピーニングを加えたことによる表面硬さ, 残留応力, 残留 γ 量の深さ方向分布形態の変化を示したものである。ショットピーニングによる疲労強度向上は, 表面硬さおよび圧縮残留応力の増大に基づくものであるが, 今回の試験結果では, 低サイクル域でショットピーニングの効果が認められなかったことと, さらに, 浸炭まま材でみられた鋼種による衝撃疲労強度差がショットピーニング材にはなかったという特徴がある。以下, この2点に関して考察した。

3.2.2 低サイクル域での疲労強度

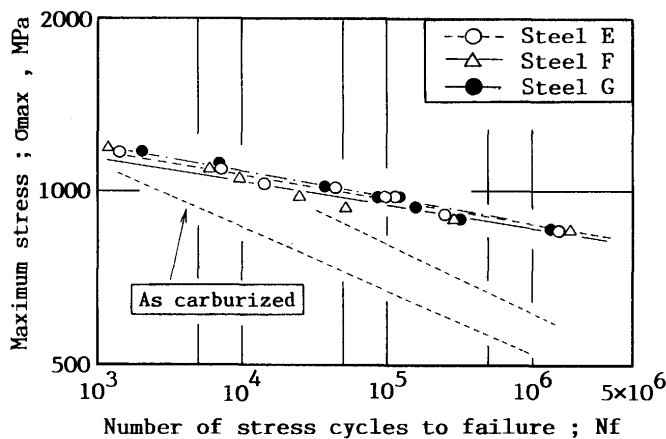


Fig. 10. S-N curves under impact fatigue tests.

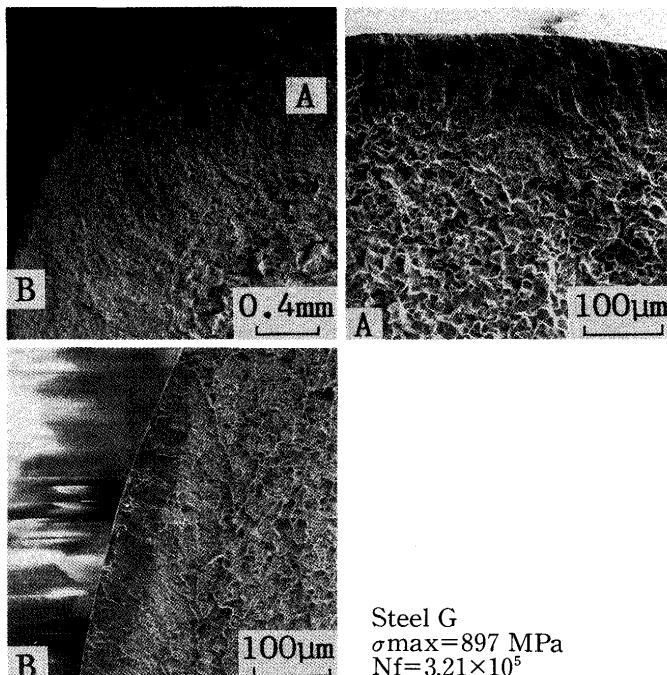


Photo. 3. Typical fracture surface of shot peened steel.

C. Kimら¹⁹⁾によれば, 浸炭したSAE4028について, 浸炭ままのものとショットピーニング処理を加えたものについて曲げ疲労試験を行い, 高サイクル域でショットピーニングの効果が認められたことが報告されている。Kimらが得た結果も, 今回のように低サイクル域でショットピーニング有無による強度差はなかった。しかしながら, この理由については言及されていない。

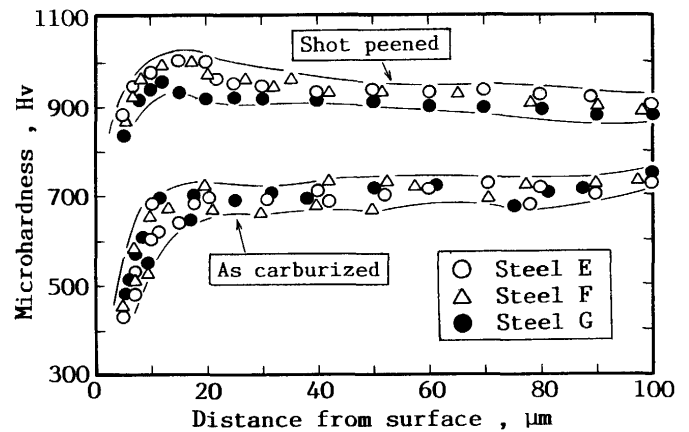


Fig. 11. Microhardness distributions near the surface.

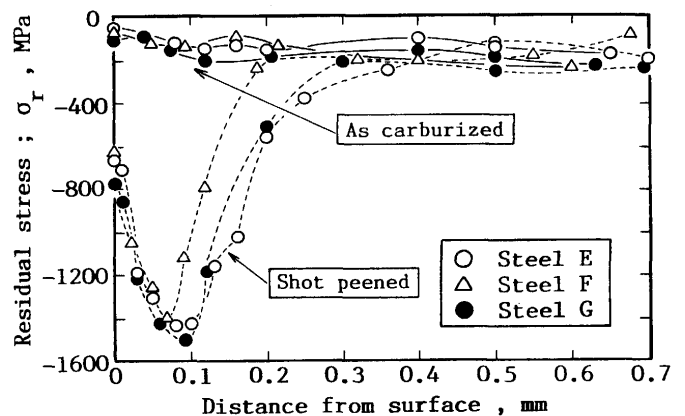


Fig. 12. Residual stress distributions.

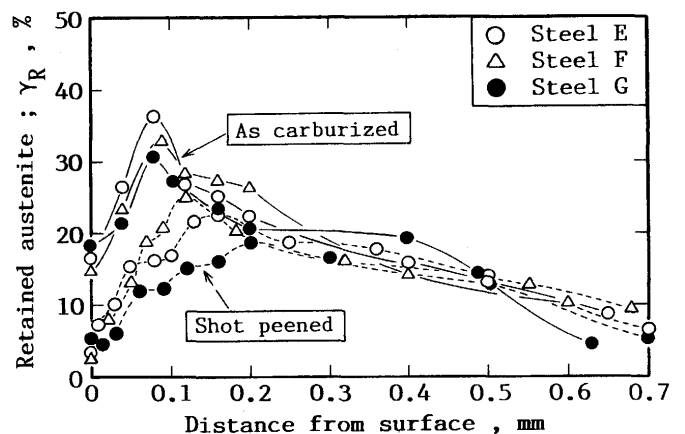


Fig. 13. Retained austenite distributions.

Table 3. Low cycle impact fatigue test results.

		As carburized	Shot peened
SCM420	σ_{max} (MPa)	1132	1171
	Nf	1.45×10^3	1.41×10^3
SNCM420	σ_{max} (MPa)	1194	1171
	Nf	2.03×10^3	2.03×10^3

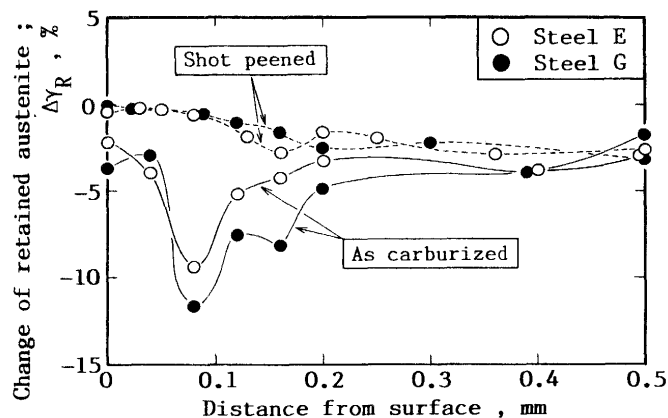


Fig. 14. Relative change of retained austenite ($\Delta\gamma_R$) distributions.
 $\Delta\gamma_R = (\gamma_R \text{ after test}) - (\gamma_R \text{ before test})$

今回、低サイクル域でショットピーニングの効果が認められなかったことについては、ショットピーニングを加えたことによって、疲労強度に対してマイナスになる要因を考えてみる必要があるであろう。ショットピーニングを加えることにより、表面近傍の残留 γ 量が減少することはFig. 13で示した。そこで、低サイクル域で疲労強度が同程度であった浸炭まま材とショットピーニング材を選び出し、衝撃疲労試験前後での残留 γ の変化量をX線を用いて測定した。Table 3はX線による測定を行った試験片の疲労強度を示したものである。

Fig. 14に残留 γ 変化量の測定結果を示す。浸炭まま材の場合、最大で約10%程度の残留 γ が減少しているが、ショットピーニング材の場合、表面近傍でほとんど変化していない。

本章1節3項で述べたように、疲労試験中、残留 γ が応力誘起によりマルテンサイトに変態することは、相変態の際の体積膨張や、相変態に要するエネルギーの損失がき裂の伝播を遅らせるものと考えられる。したがって、低サイクル域においてショットピーニングの効果が認められなかったのは、ショットピーニングしたことにより試験片の表面近傍の残留 γ が減少し、試験中にマルテンサイトに変態する量がほとんど無くなったため、疲労強度に対してマイナス要因として働き、表面硬さ、圧縮残留応力の増加というプラス要因と相殺し合い、浸炭まま材と同程度の強度になったためと考えられる。

高サイクル域でも、上述のようなマイナス要因があるのかを調べるため、高サイクル域で破壊したものについても

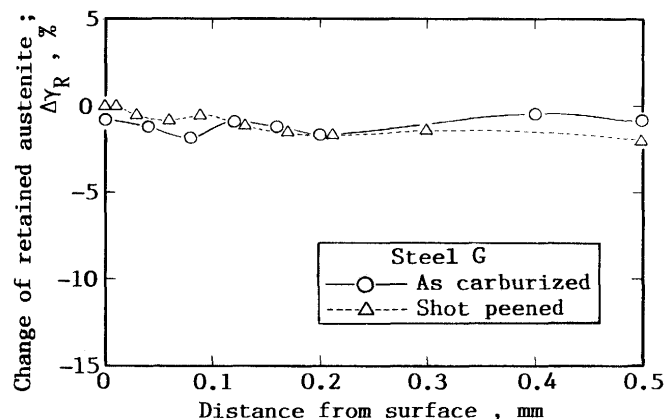


Fig. 15. Relative change of retained austenite ($\Delta\gamma_R$) distributions.

同様に、残留 γ の変化量を調べた。

Fig. 15は浸炭まま材の高サイクル疲労材 ($\sigma_{max}=632$ MPa, $N_f=6.12 \times 10^5$) と、ショットピーニングを加えた高サイクル疲労材 ($\sigma_{max}=858$ MPa, $N_f=1.38 \times 10^6$) の残留 γ の変化量を示したものであるが、図から分かるように、浸炭まま材もショットピーニングを加えたものも変化量は少なく、両者の間で差はほとんどない。

負荷応力が小さい高サイクル疲労域では、応力誘起による残留 γ の変態は生じにくく、ショットピーニングによる表面硬さおよび圧縮残留応力増加の効果が主に作用すると考えられる。

3・2・3 ショットピーニング材の衝撃疲労強度

ショットピーニング材には鋼種間の強度差がわずかであったが、このことに対する考察は、主に破面観察から行った。

前述のように、浸炭まま材の破面はすべて試験片表面に起点が1箇所あり、その近傍は粒界破壊であった。

一方、ショットピーニングを加えたものは、疲労き裂が複数箇所発生しており、それらは停留した跡がある。その後、停留した複数のき裂のうちの1つが再度き裂進展を開始し、最終的に急速破壊に至ったと考えられる。

ここで、き裂が停留する理由は、表面近傍に大きな圧縮残留応力が存在するためであると考えられ、停留したき裂が再度進展する理由は、疲労による残留応力の解放²⁰⁾ であると考えられる。

破壊に至るまでの過程は、浸炭まま材とショットピーニング材とは異なっていると考えられ、浸炭まま材の場合、き裂が発生した後、き裂が伝播し、急速破壊に至るのに対して、ショットピーニング材の場合、き裂の発生、伝播の後、き裂が停留し、その後の残留応力の解放により再度、き裂が伝播し、急速破壊に至ると考えられる。ここで、停留したき裂が残留応力の解放により再度伝播するという過程が、ショットピーニング材の破壊までの寿命を大きく支配すると仮定すると、Fig. 12に示したように、残留応力の

大きさや分布形態が鋼種間で差がないため、疲労強度にも大差がなかったという結果が得られたと考えられる。つまり、ショットピーニング材の場合、破壊に導くき裂の進展に対して、残留応力の解放が大きく支配していて、合金元素添加の効果が目立たなくなっているのではないかと考えられる。

参考までに、停留した複数のき裂のうち、最終的に破壊へ導いたき裂の、起点近傍の平滑ゾーンの最大深さを測定した。結果として、負荷応力の大きさに関係なく平滑ゾーンの深さは110~120 μ mであり、圧縮残留応力のピーク的位置(70~90 μ m)よりも若干深い位置まで拡がっていたことがわかった。停留したまま、進展しなかったほかの疲労き裂は、いずれも残留応力のピーク位置より浅いところまでしか拡がっていなかった。

4. 結言

浸炭焼入鋼の衝撃疲労強度におよぼす浸炭異常層の低減効果と、浸炭処理後にショットピーニングを加えることの効果について検討し、以下の結論を得た。

(1)浸炭鋼の化学成分のうち、SiとMnを極力低減することにより粒界酸化層を完全に防止することができ、衝撃疲労強度は高まった。

(2)鋼種間の強度差は、表面近傍の硬さ、残留応力、残留 γ の変化量、および疲労破壊靱性値を用いて説明することができた。

(3)浸炭後にショットピーニングを加えると、表面硬さおよび圧縮残留応力が増大し、高サイクル域での衝撃疲労強度は40~60%高まった。

(4)低サイクル域でショットピーニングの効果が認められなかったことについては、ショットピーニングを加えるこ

とにより、表面近傍の残留 γ 量が減少し、それによってもって疲労による残留 γ の変化量が減少したためであると考えられた。

(5)ショットピーニング材には鋼種間の強度差はみられなかったが、その理由として、停留したき裂が疲労による残留応力の解放により再度進展するという過程が破壊までの寿命に大きく影響するため、合金元素添加の効果が目立たなくなったためではないかと考えられた。

文 献

- 1) たとえば、金属材料疲労強度の設計資料(日本機械学会編), (1984)
- 2) D. E. Diesburg: SAE Technical Paper Series, 780771, (1978)
- 3) 古川徹, 小沼静代, 酒庭秀康: 鉄と鋼, **65** (1979), p.1204
- 4) 古川徹, 小沼静代, 西脇寛: 鉄と鋼, **67** (1981), p.596
- 5) R. H. Richman and R. W. Landgraf: Metall. Trans. A, **6A** (1975), p.955
- 6) 山崎嘉啓, 長谷川潔, 中西博, 岡崎章三, 鈴木恵, 中村宏: 材料, **31** (1982), p.915
- 7) 並木邦夫, 磯川憲二: 鉄と鋼, **72** (1986), p.2117
- 8) 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, **59** (1988), p.5
- 9) 上井清史, 小林俊郎, 新家光雄, 安達修平: 鉄と鋼, **77** (1991), p.155
- 10) 宇野光男, 平井学, 中里福和: 住友金属, **41** (1989)2, p.161
- 11) 上井清史, 新家光雄, 小林俊郎, 岡原淳: 日本機械学会論文集, **55** (1989), p.1036
- 12) T. Naito, H. Ueda and M. Kikuchi: Metall. Trans. A, **15A** (1984), p.1431
- 13) F. Borik and R. D. Chapman: Trans. Am. Soc. Met., **53** (1961), p.447
- 14) 大内田久, 安藤司文: 日本機械学会論文集, **34** (1968), p.199
- 15) 西谷弘信, 緒方隆志, 遠藤正浩: 日本機械学会論文集A, **50** (1984), p.1104
- 16) 中西英介, 植田秀夫, 梶浦豪二: 材料, **26** (1977), p.68
- 17) H. Tada, P. C. Paris and G. R. Irwin: The Stress Analysis of Cracks Handbook, (1973) [Del Research Corporation]
- 18) 磯川憲二, 並木邦夫: 電気製鋼, **57** (1986), p.13
- 19) Chongmin Kim, D. E. Diesburg and R. M. Buck: J. Heat Treating, **2** (1981)1, p.43
- 20) 米谷茂: 残留応力の発生と対策, (1975), p.252 [養賢堂]