浸炭処理鋼の疲労強度に及ぼす残留オーステナイトの影響*

山 崎 嘉 啓** 長 谷 川 潔*** 中 西 博****
岡 崎 章 三***** 鈴 木 恵**** 中 村 宏*****

Effect of Retained Austenite on Fatigue Strength of Carburized Steel

by

Yoshihiro YAMAZAKI

(Graduate School, Kyoto Institute of Technology, Kyoto)

Kiyoshi HASEGAWA

(Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Akashi)

Hiroshi NAKANISHI

(Kyoto Institute of Technology, Kyoto)

Shozo OKAZAKI

(Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Akashi)

Megumu SUZUKI

(Kyoto Institute of Technology, Kyoto)

and Hiroshi NAKAMURA

(Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Akashi)

In order to evaluate the effect of retained austenite on the fatigue strength of carburized steels, the rotating bending fatigue tests were carried out by the steel used for marine propulsion gears.

It was found that the fatigue strength has a maximum value at a certain quantity of retained austenite in the specimen with an effective carburized depth. The reason for the presence of this optimum retained austenite quantity is considered on the basis of the residual stress, microstructure and the fracture surface of the carburized surface layer.

(Received Sep. 22, 1981)

キー・ワード：浸炭処理鋼，疲労強度，残留オーステナイト

1 緒 言

浸炭処理材の疲労強度に影響する重要な因子としては、有効浸炭深さ、芯部硬さなどとともに残留オーステナイト（以下 r_R と記す）の量が重要である。しかし、 r_R 量を変化させると、硬さ分布、残留応力などの他の疲労強度に影響を及ぼす因子も変化していると考えられ、 r_R 量のみの変化に対する差異かどうか判断することは困難のようである。

つぎに現在の熱処理では、特に大形部品では r_R を全くなくすることはできず、ある程度の含有を認めざるを得ない。特に船舶用大形歯車では均一な冷却ができないため、 r_R が重要な問題となっている。したがっ

て、 r_R の許容含有量の範囲を明確にすることは、工業上大変有益である。

以上のことを考え、本報では実際に船舶用大形歯車に使用される材料と同じ浸炭処理材に対して、疲労強度に及ぼす要因の幾つかを一定にし、特定の要因の影響について研究する。すなわち、有効浸炭深さや芯部硬さを一定にするため処理時間を調節して固溶炭素濃度を変化させることにより r_R 量を変化させた場合、および焼入温度を変化させることにより r_R 量を変化させた場合、これらのいずれの場合も r_R 量の変化で残留応力も変化するが実験を行い、 r_R の疲労限度に及ぼす影響は約10%という報告はあるが、さらに r_R 量と疲労強度の関係、 r_R の疲労中の挙動および r_R の疲労破面に及ぼす影響について考察する。

2 実験試料および実験方法

2.1 供試材

供試材は SCM420 鋼でその化学成分を Table I に

* 原稿受理 昭和56年9月22日

** 京都工芸繊維大学大学院（現在、川崎重工(株)）

*** 川崎重工(株)技術研究所 明石市川崎町

**** 正 会 員 京都工芸繊維大学工学部

京都市左京区松ヶ崎御所海道町

***** 正 会 員 川崎重工(株)技術研究所 明石市川崎町

Table I. Chemical composition of specimen.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.21	0.25	0.72	0.013	0.015	0.15	0.15	1.06	0.19

(wt %)

N normalizing process GFC gas furnace cooling
 Q quenching process AC air cooling
 T tempering process OQ oil quenching

Fig. 1. Conditions for heat treatment of specimen.

Table II. Mechanical properties of specimen.

Yield stress* (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
58.5	84.1	15.1	40.5

* 0.2% Proof stress

Fig. 2. Shape and dimension of specimen.

示す。素材のインゴットは (1/1.5) U, 12.4 S, (1/1.5) U の順に鍛造し, その後 950°C で 6 時間保った後空冷焼ならしをし, 650°C で 9 時間保った後空冷焼もどしを行った。この素材から鍛伸方向に 70 mm × 240 mm の試験片を切出し, Fig. 1 のような熱処理を施し, その機械的性質を求めた。その結果を Table II に示す。疲労試験片の形状と寸法を Fig. 2 に示す。その試験片は中央部の直径を 8 mm になるように仕上げた後次に述べる浸炭処理を施し, 処理後つかみ部の直径を 15 mm となるように研磨して仕上げた。

2.2 浸炭処理方法

浸炭処理方法は種々の条件を調節するために, 真空浸炭法を用いた。真空浸炭処理は Fig. 3 に示す手順で行った。図中の T_c は浸炭温度, T_Q は焼入温度, C は浸炭時間, D は拡散時間, T_c, T_Q, C, D は γ_R 量以外の要因 (硬さ分布や芯部硬さ) が変化しないように選んだ。有効浸炭深さや芯部硬さを変化させず γ_R 量のみを変化させるために, Table III のように浸炭時間, 拡散時間を 6 種類変化させた試料と, 焼入温

*1 U はすえ込鍛錬 (upsetting forging), S は実体鍛錬 (solid forging), 数字は鍛錬成形比を示す²⁾。

Fig. 3. Conditions for carburizing treatment of specimen.

Table III. Heat conditions for changing carbon density and quenching.

Specimen	T_c (°C)	C (min)	D (min)	T_Q (°C)
C variable	1040	6	62	830
		9	51	
		13	32	
		17	22	
		23	13	
T_Q variable	1040	13	32	810
				830
				850
				870

度のみを 4 種類変化させた試料とを作製した。

2.3 実験方法および各種測定法

疲労試験は 10 kgf・m 小野式回転曲げ疲労試験機を用いて繰返し速度毎分 3 400 回で行った。 γ_R 量は X 線回折法により Mo 対陰極を用いて試験片の α -Fe (200) 面と γ -Fe (220) 面の回折線積分強度を測定することにより求めた。試験片の残留応力は X 線法により測定した。硬さ分布はマイクロビッカース硬度計により荷重 1 kg で測定し, 炭素濃度は試験片外面から 0.2 mm づつ切削してその切片を化学分析により求め, 切削した 0.2 mm 間の平均値を用いた。

3 実験結果

浸炭時間, 拡散時間を変化させた試料の炭素濃度と表面 γ_R 量の測定値と, 焼入温度を変化させたときの試料の表面 γ_R 量の測定値を Table IV に示す。以下,

Table IV. γ_R values at surfaces of specimens changed carbon density and quenching temperature.

Specimen	C (wt. %)	T_Q (°C)	γ_R (Vol %)	Effective carburized depth h (mm)
C variable	0.70	830	10.7	0.84~0.9
	0.87		13.6	
	1.01		16.6	
	1.25		23.0	
	1.44		25.0	
T_Q variable	1.01	810	12.1	0.9~0.95
		830	16.6	
		850	18.5	
		870	21.7

Fig. 4. Hardness distribution curves of C variable specimens and T_Q variable ones.

Fig. 5. S-N diagrams of C variable specimens and T_Q variable ones.

炭素濃度が変化している試料をC変化, 焼入温度が変化している試料を T_Q 変化と略記する。C変化試料と T_Q 変化試料の硬さ分布の測定値を Fig. 4 に示す。これらの図より硬さ分布は各 r_R 量によってあまり変化はなく, Table IV に示す有効浸炭深さもほぼ等しいため, r_R 量以外の因子を変化させないという初期の目的を達している。C変化試料と T_Q 変化試料の疲労試験結果を Fig. 5 に示す。図中の“f”印は疲労破面にフィッシュアイが観察されたものである。

4 実験結果に対する考察

4・1 r_R 量と疲労強度および残留応力との関係

Fig. 6 は有効浸炭深さ 0.8 mm の試料についての表面 r_R 量と疲労限度 σ_w ($N_f=10^7$ における応力) との関係を示す。Fig. 5, 6 からわかるように, r_R 量が 16.6% のときに疲労強度は最も高く, それより r_R 量が少い場合も多い場合も疲労強度は低下するが, 特に r_R 量が 20% を超えると疲労強度は著しく低下する。 r_R 量が 16.6% より少い場合も疲労強度は低下しているが, その低下割合は r_R 量が 20% を超える場合に比

Fig. 6. Relation between γ_R value and fatigue limit, σ_w or residual stress, σ_{RS} .

べ小さい。また, r_R 量が 10.7% 試料の試験結果のうち, 10^5 サイクル程度で破断した試験片が多かった原因は, 焼入れ時に試験片表面にマイクロクラックが発生したためであるが, この論文の本質からはずれるので Fig. 5 では省いてある。有効浸炭深さに 0.4 mm の試料 ($T_c=930^\circ\text{C}$, $C=22$ min, $D=22$ min, $T_Q=830^\circ\text{C}$, $c=0.84$ wt. %) では, r_R 量が 14.8% の疲労限度 σ_w は 50 kgf/mm² と最も高く, それより r_R 量が多

*2 有効浸炭深さ h は硬さ分布で表面からピッカース硬さが 550 (mHV) になる位置までの深さである。

くても少くとも疲労限度は低下した。³⁾⁴⁾

このようにある γ_R 量で疲労強度は最大値を示すが、過去の γ_R の有益説や有害説のいずれをも実証するものでない。しかし、前述のように γ_R 量の変化で残留応力も変化すると考えられているため、疲労強度に及ぼす残留応力の影響について考察する。

Fig. 6 から圧縮残留応力 σ_{RS} 値は γ_R 量が16.6%で最も大きく、それより γ_R 量が増加または減少しても残留応力は小さいことがわかる。この原因は次のように考えられる。すなわち、炭素濃度の増加はマルテンサイト変態時の体積膨張を増加させ、その結果圧縮残留応力を大きくする。また、炭素濃度が高くなると γ_R 量も増加する。一方、オーステナイトはその比容積がマルテンサイトに比べて小さいため圧縮残留応力を低下させる。したがって、 γ_R 量が16%程度までは炭素量の増加による体積膨張の増加の影響が主になり圧縮残留応力が増し、 γ_R 量がそれ以上になると比容積の小さな γ_R の影響により圧縮残留応力が小さくなったものと考えられる。

このように、 γ_R 量が16.6%までは圧縮残留応力が

Fig. 7. Relation between fatigue limit, σ_W and residual stress, σ_{RS} .

Fig. 8. Comparison of fatigue limits determined experimentally with estimated ones of C variable specimens.

*3 T_Q 変化試料の場合、焼入温度が高くなるほど結晶中に固溶する炭素濃度が高くなる。

大きくなり疲労強度は高くなる。 γ_R 量が16.6%を超えると γ_R 量の増加で圧縮残留応力は低くなり、疲労強度は低下する。したがって、圧縮残留応力と疲労強度とは関係があるように思われ、この関係を Fig. 6 から求め Fig. 7 に示す。しかし、 γ_R 量が20%を超える場合には、Fig. 8 に示すように表面硬さと残留応力とを用いて推定した疲労限度と実験で求めた疲労限度との差は、16.6%までに求めた両者の差に比べて大きく、疲労強度の減少を残留応力の減少だけで説明するのは困難のようである。

4・2 疲労中の γ_R の挙動

γ_R は静的負荷のみならず繰返し荷重によりマルテンサイトに変態することがよく知られている。¹⁰⁾ 前節で示したように、 γ_R が変態して生じたマルテンサイトはぜい性を高め、サブクラックが発生しやすくなり疲労強度を低下させる。そのため、疲労前後の γ_R 量を測定し、 γ_R の変態の影響について考察する。

Table V にC変化試料の疲労前後の γ_R 量の測定値を示す。 γ_R 量が13.6%の試料は疲労前後で γ_R 量は減少してないが、16.6%以上の試料ではかなりの減少がみられる。表の右欄はC変化試料に対する疲労後の γ_R 量の減少率を示す。疲労前の γ_R 量が16.6%以上の試料では、破断繰返し数が多いほど減少率が大きく、変態する割合が大きいことがわかる。また、 γ_R 量が多い場合は破断繰返し数が非常に少い $10^4 \sim 10^5$ サイクル程度の場合においても、疲労前に比べ40%以上変態している。

Fig. 9 に疲労中の γ_R 量の測定値を示す。○印はC変化の $\gamma_R=28.1\%$ の試験片に対する結果、●印は T_Q 変化の $\gamma_R=21.7\%$ の試験片に対する結果である。両試験片とも 10^7 サイクルで破断しなかったが、図からわかるように、 γ_R の変態が起きるときは、繰返し数の非常に少い段階において起きることがわかる。

Table V. γ_R values before and after fatigue of variable carbon density specimens, and decreasing rate of γ_R .

σ_a (kgf/mm ²)	N_f (cycles)	γ_R (Vol %)		Decreasing rate of γ_R (%)
		Before fatigue	After fatigue	
80	5.3×10^4	13.6	12.6	7
70	7.3×10^6		13.4	1
90	6.4×10^4	16.6	9.8	41
75	$10^7 \rightarrow *$		5.6	66
50	3.4×10^6	23.0	9.3	60
70	3.9×10^6	25.0	14.0	44
58	$10^7 \rightarrow *$		8.3	67
70	2.0×10^4		12.5	56
60	4.4×10^4	28.1	10.3	63
50	6.7×10^6		7.8	72

* Non failure

Fig. 9. γ_R behavior during fatigue.

γ_R の変態については、低サイクル疲労において焼きもどし温度によって変態量、変態状態が異なること、また固溶炭素濃度が高いほどオーステナイトが安定化するため、 γ_R の変態する割合が小さくなることが報告されている。本研究においては、C 変化試験片の破断繰返し数の場合について比較すると、変態する割合はほぼ60~70%となり、固溶炭素濃度の影響はわからなかった。また、C 変化試験片では γ_R の変態はみられたが、 T_Q 変化試験片では $\gamma_R=16.6\%$ の試験片を除いて γ_R はほとんど変態が見られないことから、 γ_R 量が多い場合の疲労強度の低下は、 γ_R の変態によって生じたぜい性の高いマルテンサイトの影響によるものでなく、マルテンサイト相より強度の低い γ_R 相に疲労損傷が集中し、その結果 γ_R 相が疲労破壊の起点となったものと考えられる。

4・3 浸炭表面層のミクロ組織と疲労破面の観察

Fig. 10 (1) は C 変化試料の浸炭表面層のミクロ組織の観察図である。 γ_R 量が25.0, 28.1% (表面炭素濃度1.44, 1.76%) と多い場合は、粒界に炭化物が析出している。これらの炭化物は浸炭時に試料表面の炭素濃度が高くなり、過剰浸炭となった結果析出したものである。Fig. 10 (2) は T_Q 変化試料の浸炭表面層のミクロ組織の観察図である。 γ_R 量が多い場合でも炭化物は析出していない。このため、 γ_R 量が多い場合の疲労強度の低下の原因は、粒界の析出物に無関係で、 γ_R が低強度であるため γ_R 量が多すぎると疲労強度が低下するようであるが後述のように粒界に炭化物が析出し、これにともない破面の様相も異なるなどの観察がなされており、今後の検討を要する。しかし、 γ_R 量が少ない場合は残留応力が低いため疲労強度が低下すると思われる。

つぎに、疲労破面について走査電子顕微鏡を用いた観察結果について考察する。Fig. 11 (1) は C 変化試料の破面写真で、撮影位置は破壊が開始したと思われる表面部である。 γ_R 量が10.7%の試料の破面は粒内破壊と粒界破壊の混合状態がみられ、 γ_R 量が13.6, 16.6, 23.0%の試料では粒内破壊となっている。さらに、 γ_R 量が増加した25.0, 28.0%の試料では粒界破壊となり、結晶粒の大きさも γ_R 量10.7%の試料に比べてかなり大きい。これら粒界破壊となっている試料は疲労強度も低い。このように破面形態が変化する原

(1)

(2)

Fig. 10. Photographs of micro-structure at carburized surface of C variable specimens (1) and T_Q variable ones (2).

Fig. 11. Microfractographs under fatigue of carburized specimens, C variable specimens (1) and T_q variable ones (2), by scanning electron microscope.

因は次のように考えられる。すなわち、結晶中に固溶した炭素は粒界付近に多く集まり、粒界に存在する炭化物の影響もあり粒界を強化すると考えられる。そのため、疲労破壊は結晶粒内におけるき裂の発生と伝ばによって起り、結晶粒界はき裂の伝ばを阻止する障害物の役割を果たす。 γ_R 量が13.6と16.6%の試料の場合がこれに相当すると考えられる。 γ_R 量が10.7%の試料のときは、顕微鏡観察によると炭化物がほとんど存在しないことから、結晶中に溶け込んでいる炭素量もあまり多くないと考えられる。そのため、粒界があまり強化されず粒界破壊と粒内破壊の混合様式になったものと考えられる。 γ_R 量が25.0、28.1%と多い試料の場合には、炭素量も多く粒界、粒内ともに強化されると考えられるが、粒界に非常に多くの炭化物が析出していることが顕微鏡で観察され、炭化物がき裂を阻止すると、応力集中源として働くとも現時点でははっきりいえないが、それらの炭化物の切欠き効果により粒界の強度が低下し粒界破壊が生じたものと考えられる。 γ_R 量が23.0%の試料の場合は粒界への多量の炭化物は見られず、破壊形態も粒内破壊であるにもかかわらず疲労強度も低く、この原因については今後の研究課題と考えている。

Fig. 11 (2)は T_q 変化試料の破面写真で、 γ_R 量が16.6%の試料のときはC変化試料と同じである。 γ_R 量が20%を超えない試料で、疲労強度があまり低いときは粒内破壊が観察された。また、 γ_R 量が21.7%になり疲労強度が著しく低下するときは、破面形態は粒界破壊になっていることがわかる。すなわち、 γ_R 量が21.7%の試料が粒界破壊となったのは、顕微鏡観察によると炭化物はほとんど見られず、炭素のほとんどすべてが、結晶中に固溶しているように考えられるため粒内が強化されることによるものと考えられる。

また、同じように破面形態も粒界破壊となったC変化の $\gamma_R=28.1\%$ と T_q 変化の21.7%の試料の破面を比べると、同じ粒界破壊にもかかわらず、結晶粒の表面はC変化試料では非常に凹凸がはげしく、 T_q 変化試料ではなめらかである。これはC変化試料の結晶粒表面の凹凸は炭化物の析出によるものであり、 T_q 変化試料の結晶粒表面のなめらかであるのは炭化物がほとんど析出してないためと考えられる。

5 結 論

浸炭処理鋼の疲労強度について、疲労中に複雑な挙動を示すためその影響が明らかにされなかった残留オーステナイトの影響について研究した。得られた結果を以下に示す。

(1) 有効浸炭深さ 0.8 mm 試料では、 γ_R 量が16.6%で疲労強度が最も高く、その γ_R 量よりも高くても低くても疲労強度は低下する。この傾向は他の有効浸

炭深さの試料でも同じである。

(2) γ_R 量が少い場合には, γ_R 量の増加にともない疲労強度は高くなるが, これは浸炭により生成される圧縮残留応力の上昇によるものと考えられる. γ_R が多すぎる場合には, γ_R が低強度であるため疲労強度が低下するが, これに関してはさらに検討する必要があるように思う。

(3) 破壊開始点と思われる部分の疲労破面の観察によると, γ_R 量が少い試料の場合には粒内破壊と粒界破壊の混合状態が, γ_R 量がそれより多く疲労強度が高くなる試料では粒内破壊が, さらに γ_R 量が多くなると一種類の試料を除き粒界破壊が観察されたが, このときには疲労強度が著しく低下することがわかった。

終りに, 実験に協力して下さった岩本正治技官, 榎田克茂, 久保勝裕両君に感謝します。

(昭和56年5月19日 日本材料学会第30期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 西岡邦夫, 平川賢爾, 外山和男, 第12回疲労シンポジウム前刷 p.16 (1978).
- 2) 鍛造ハンドブック編集委員会編, “鍛造ハンドブック”, p.51 (1971) 日刊工業新聞社
- 3) 岡崎章三, 長谷川 潔, 日本機械学会講演論文集, No. 804-7, 97 (1980).
- 4) 山崎嘉啓, 京都工芸繊維大学修士論文 p.41(1981).
- 5) 菊池麟平, 熱処理, **10**, 207 (1970).
- 6) 菊池麟平, 熱処理, **10**, 348 (1970).
- 7) French, H. J., Trans. A. S. S. T., **21**, 899 (1933).
- 8) Frankel, H. E., J. A. Benett, and W. A. Pennington, Trans. A. S. M., **52**, 257 (1960).
- 9) Mocarski, S., Metal Progress, **98**, 96 (1970).
- 10) 今井勇之進, 熊谷真一郎, 材料, **20**, 1285 (1971).
- 11) 岡崎章三, 長谷川 潔, 芳野兵衛, 岡本康治, 第4回特別講習会教材 “表面硬化処理に関する最新技術” 21, (1981) 日本機械学会関西支部

書 評

“接 着 の お は な し”

文 永田 宏二 絵 村井 鈍

(1982年, 日本規格協会発刊, B 6 判, 165ページ, 1100円)

本書は全体で165ページの小冊子である。しかも, そのうちイラスト風のさし絵だけのページが40ページ程度ある。推薦文にも, まえがきにも, わかりやすい入門書ないしは肩のこらない読みものとなるよう心がけたと書いてある。本の題名もいかにもそうである。この理由からこの本の紹介は本誌にはふさわしくない, と最初考えた。しかし読んでみてこの予想は完全な間違いであることに気づいた。本書の内容は極めて高度でしかも著者のただならぬ見識と経験の吐露であり, 将来の接着(学)への願望が集約されているのである。口語体の文章, 大きい活字, 楽しいイラスト, 数式も化学式もない, これらはすべて擬装にすぎない。真意は別にして, 著者が意図している, 一般の人々に接着を知ってもらい, 接着剤を正しく利用するために役立つ本ではなく, 接着を専門とする研究者, 技術者, 接着の周辺分野の専門家のために書かれたものである。

小冊子で少いページ数の中に, 極めて多くの内容が盛り込まれている。接着の歴史, 接着理論の概略, 接着剤の用途とその使用限界, 接着剤の種類とその工業的応用, さらには将来の接着剤としての機能性などが切手の接着からスペースシャトルのタイルの接着にいたるまで実に適切な, しかも興味深い例をあげながら“おはなし”が進んでいる。しかし文中には高度な学術用語がほとんど説明なしに, (逐一説明しておればページ数は僅に5倍にはなろう)使われている。これは“おはなし”と“学術用語”との構造接着の例なのであろうか。巻末には, 総合接着技術学校の設立構想が述べられ, 著者の夢が語られている。高分子材料物性の一分野を専攻する研究者である評者も, この本に啓蒙されて, 接着の研究を始めたようになってきた。本書はそういう本なのである。井本・黄両先生の本(岩波新書)もそうであったが, 接着の本はどうしてこのように面白いのであろうか。

(京都大学工学部 升田利史郎)