論 説

肌焼鋼の回転曲げ疲れ特性に及ぼす合金元素の影響*

磯川憲二**, 並木邦夫**

Effects of Alloying Elements on the Rotating Bending Fatigue Properties of Carburized Steels

Kenji Isokawa and Kunio Namiki

Synopsis

A study was made on the effects of alloying elements such as Si, Mn, Cr, Ni and Mo on the rotating bending fatigue properties of carburized steels.

At first, the effect of Si was studied using commonly used grades, SCM 420 and SNCM 420. It was shown that decreasing the Si content remarkably reduced internal oxidation and resulted in higher fatigue limit. Next, in order to clarify the effects of other alloying elements fatigue testings were carried out on low Si steels, where the Si content was less than 0.15%. Internal oxidation was reduced and fatigue strength rose with increasing of Ni, Mo contents and with decreasing of Cr, Mn contents, when maintaining the constant core hardness. 0.2%C-3%Ni-0.45%Mo steel, for example, showed the highest fatigue limit of 100kgf/mm². High Ni-high Mo-low Mn-low Cr steels are considered to exhibit superior fatigue resistance by suppressing the internal oxidation and by the greater fracture toughness of carburized case.

1. 結 言

機械構造部品の小型, 軽量化にともない浸炭して用いる肌焼鋼についても高強度化, すなわち耐衝撃性および疲れ強さの向上が望まれている。疲れ強さの向上については古くより多くの研究がなされているが¹⁾, その眼目は浸炭層の硬さ分布および残留応力分布の適正化といえることができる。また化学成分²⁾~⁴⁾, 熱処理⁵⁾,⁶⁾, 残留オーステナイ

ト⁷⁾~¹⁰⁾などの影響についても多くの報告がなされている。いっぽう, 通常ガス浸炭処理において浸炭層表面に形成される粒界酸化は浸炭部品の疲れ強さを著しく低下させることが確認されている¹⁴⁾,¹⁵⁾。粒界酸化とは浸炭処理中に酸素との親和力の強い元素, Si, Mn および Cr などが優先的にオーステナイト粒界に拡散し浸炭ガス中の酸素と結びつき酸化物を形成する現象であって, これらの元素は焼入性向上元素でもあるため粒界酸化近傍では焼入性が低下し, 不完全焼入れ組織が出現して強度が低下するとされている。さらに真空浸炭を施したり¹⁶⁾, 浸炭後, 研磨によって粒界酸化層を除去すれば¹⁷⁾疲れ強さも改善されることが報告

昭和60年10月21日 受付

*鉄鋼協会第109回講演大会にて発表

**大同特殊鋼株式会社中央研究所

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol.Al
SCM 420	0.20	0.04	0.72	0.003	0.001	<0.01	<0.01	1.00	0.20	0.027
	0.21	0.14	0.72	0.002	0.002	<0.01	<0.01	1.01	0.20	0.028
	0.21	0.26	0.71	0.003	0.001	0.01	0.01	0.99	0.20	0.025
SNCM 420	0.21	0.05	0.55	0.002	0.001	<0.01	1.81	0.55	0.20	0.028
	0.21	0.15	0.56	0.002	0.001	<0.01	1.81	0.55	0.20	0.029
	0.21	0.24	0.55	0.002	0.001	<0.01	1.82	0.55	0.20	0.028

Table 2. Chemical composition of test steels (wt.%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol.Al
A	0.25	0.13	0.80	0.006	0.018	0.03	0.02	0.99	0.39	0.038
B	0.22	0.06	0.71	0.005	0.014	<0.01	1.00	0.73	0.30	0.024
C	0.21	0.06	0.29	0.003	0.017	<0.01	2.00	0.30	0.75	0.033
D	0.21	0.06	0.29	0.003	0.016	<0.01	2.99	0.31	0.45	0.033
E	0.22	0.24	0.86	0.021	0.019	0.11	0.05	1.19	0.02	0.027
F	0.19	0.26	0.59	0.017	0.026	0.14	1.64	0.47	0.20	0.022

されている。

そこで本研究では浸炭鋼の粒界酸化に注目し、粒界酸化および回転曲げ疲れ特性におよぼす Si, Mn, Ni, Cr, Mo など主要合金元素の影響について検討した。

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1, 2 に示す。Table 1 は SCM 420 および SNCM 420 の化学成分であって酸化物形成傾向の最も大きい Si の影響を調べたものである。すなわち Si 量は 0.05, 0.15 および 0.25% の 3 水準とした。なお、不純物元素の影響を避け Si 単独の影響を調べるため S, P はそれぞれ 0.003% 以下とした。この実験の結果, Si 量の低下にともない著しく疲れ限度が向上することがわかったため、つぎに Table 2 に示すごとく Si を 0.15% 以下に低下させた肌焼鋼を溶製し、その他の合金元素の影響を調べた。Table 2 の A~D は Ni を 0 から 3% まで Mo は 0.3 から 0.75% まで変化させたものである。なお心部硬さをそろえるため焼入性は他元素で調整した。供試材はいずれも真空誘導炉で溶製したのち 30kg 鋼塊とし、25mm の丸棒に熱間加工後、焼ならしを施して試験片の

Fig. 1. Carburizing, quenching and tempering conditions.

加工を行った。なお、Table 2 の E, F は比較鋼, SCr 420, SNCM 420 であり、148mm 角のビレットを入手後、同様に 25mm の丸棒に熱間加工した。

回転曲げ疲れ試験片は JIS Z 2274 に準じて作製した平行部が直径 8mm の平滑試験片である。試験片は平行部のみ仕上げ加工、研磨ののち、Fig. 1 に示す条件で浸炭焼入れ、焼もどしをほどこし最

Photo. 1. Internal oxidation observed in the rotating bending fatigue specimens.

(a) SCM 420 : 0.04Si (b) SCM 420 : 0.14Si (c) SCM 420 : 0.26Si

(d) SNCM 420 : 0.05Si (e) SNCM 420 : 0.15Si (f) SNCM 420 : 0.24Si

後につかみ部の仕上げ加工を行って試験に供した。試験片はミクロ組織観察を行い、硬さ、残留オーステナイト、残留応力を測定するとともに、試験後、走査型電子顕微鏡で破面の観察をおこなった。

3. 結果および検討

3.1 Si の 影 響

まず合金元素の中で最も酸化物形成傾向の大きい Si の影響について検討した。試験片平行部の横断面を研磨し腐食せずに粒界酸化層を観察した結果を **Photo. 1** に示す。表層の白色層は観察を容易にするため施した Ni メッキである。通常の Si 量である 0.25% では SCM 420, SNCM 420 とともに深さ 10 数 μm の粒界酸化層が存在する。Si 量の減少とともに粒界酸化層の深さは浅くなり 0.05% Si では 5 μm 以下に軽減される。なおレプリカ法による電子顕微鏡観察を行って粒界酸化層を観察した

ところ酸化物の近傍に不完全焼入れ組織はほとんど認められなかった。これは試験片の直径が 8mm と細いために粒界酸化近傍で焼入れ性が低下したとしても十分な冷却が行われたためと考えられる。

試験片の硬化状況をまとめて **Table 3** に示す。表面硬さは HV650~700, 心部硬さは HV400~450 であるが、有効硬化層深さは SCM420 のほうがわずかに深くなっている。残留オーステナイト量、オーステナイト結晶粒度および残留応力に両鋼種間の差は認められず、さらに Si 量の影響も認められない。

回転曲げ疲れ試験結果を **Fig. 2** に、繰り返し数 10^7 における疲れ限度と Si 量の関係を **Fig. 3** に示す。いずれの鋼種においても Si 量の減少にともなう疲れ強さの向上が認められ、これは粒界酸化層の軽減によるものと考えられる。さらに同一 Si 量で比較すると SCM 420 に比べ SNCM 420 のほう

Table 3. Carburized case properties of SCM 420 and SNCM 420.

	Si content (%)	Surface hardness (HV)	Case depth (mm)	Core hardness (HV)	Retained austenite (%)	Depth of internal oxidation (μm)	Austenite grain size (JIS)
SCM 420	0.04	663	0.75	423	14.9	4	8.2
	0.14	678	0.61	408	16.3	10	8.2
	0.26	704	0.75	449	19.0	12	8.2
SNCM 420	0.05	649	0.50	416	16.6	5	9.0
	0.15	650	0.50	422	16.3	10	8.8
	0.24	639	0.55	422	16.5	10	8.5

Fig. 2. S-N curves of SCM 420 and SNCM 420.

が高く、0.05% Si 鋼では98kgf/mm²の疲れ限度を示している。これらの破面を観察した結果、破壊はすべて表面から生じておりフィッシュアイは認められなかった。起点近傍の走査型電子顕微鏡による観察例を Photo. 2 に示す。Si 量および鋼種間に破面形態の差が認められる。すなわち起点部は粒界破壊を呈しているが SNCM 420 に比べ

Fig. 3. Effect of Si content on the fatigue limit of test steels.

SCM 420 が、また Si 量の高いほうが粒界破面が明瞭に認められる。表面近傍には粒界酸化層が識別でき、これを起点として疲労き裂が発生したと考えられる。なお、SNCM 420 の0.05% Si 鋼では粒界破面はほとんど認められなかった。

3.2 Ni, Mn, Cr, Mo の影響

以上のように Si の低下によって粒界酸化が軽減し疲れ強さが向上することが確認されたため、次に Table 2 に示した低 Si 鋼を溶製し、Ni, Mn Cr, Mo の影響を調べた。

Table 4 に浸炭後の硬化特性を示す。A～D 鋼の有効硬化層深さは0.65～0.85mm、心部硬さはHV420～450である。粒界酸化層の深さはいずれも浅く6 μm 以下であった。また Ni 量の高いC, D鋼では残留オーステナイト量が増加している。

回転曲げ疲れ試験による疲れ限度に及ぼす各合

Photo. 2. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces of SCM 420 and SNCM 420.

(a) SCM 420 : 0.04Si (b) SCM 420 : 0.26Si (c) SNCM 420 : 0.05Si
(d) SNCM 420 : 0.24Si

Table 4. Carburized case properties of test steels.

	Surface hardness (HV)	Case depth (mm)	Core hardness (HV)	Retained austenite (%)	Depth of internal oxidation (μm)	Austenite grain size (JIS)
A	656	0.75	450	16.6	5	9.2
B	641	0.65	426	16.9	6	8.8
C	666	0.84	446	25.1	4	8.9
D	690	0.85	449	30.1	3	9.0
E	692	0.78	421	14.3	10	9.2
F	632	0.60	428	19.3	8	9.4

金元素の影響を Fig. 4 に示す。Ni, Mo 量の増加にともない疲れ限度は高くなり、いっぽう Cr, Mn は疲れ限度を低下させることがわかる。なお、

心部硬さ、すなわち焼入性を一定とするため Ni, Mo の高いものでは Cr, Mn を減少させており、これらの傾向がより顕著に現れたものと考えられ

Fig. 4. Effects of Mn, Cr, Ni and Mo contents on the fatigue limits of test steels.

Fig. 5. Variation of internal oxidation depth with composition parameter $10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr}$ (in wt.%).

る。

これらの合金元素の影響を明らかにするため、まず粒界酸化層の深さと合金元素量の関係を調べた。粒界酸化を形成する元素 Si, Cr, Mn について粒界酸化層深さとの線形回帰分析を行った結果、

Si の寄与率は Mn, Cr の約10倍であることがわかった。そこで合金元素パラメータとして $10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr}$ (%) を定め粒界酸化層深さとの関係をもとめた。この結果を Fig. 5 に示すが比較的良い直線関係が得られている。

次に粒界酸化層深さと疲れ限度の関係を Fig. 6 に示す。ほぼ直線関係が得られ、粒界酸化層が深くなるほど疲れ限度が低下することがわかるが、直線は2つにわかれ、Ni 含有鋼は Cr および Cr-Mo 鋼にくらべ等しい粒界酸化層深さであっても疲れ限度が高いことを表している。すなわち疲れ特性に対しては粒界酸化のみならず合金元素そのものの影響があることを示すものである。

そこで、粒界酸化と合金元素独自の効果を含むパラメータ、 $(\text{Ni} + \text{Mo}) / (10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr})$ を設定し疲れ限度との関係を求めた。この結果を Fig. 7 に示すが比較的良く整理できることがわかる。このように疲れ強さに及ぼす合金元素の影響を整理すると、Si, Mn, Cr は粒界酸化を助長することに

Fig. 6. Effect of internal oxidation depth on fatigue limit.

より粒界を脆化させ、いっぽう Ni, Mo は粒界酸化を助長せず、疲れ強さを高めるといえる。

4. 考 察

本実験において回転曲げ疲れ特性に及ぼす合金元素の影響が明らかになったので、ここでは破面の解析から合金元素の効果を考察してみたい。

まず E 鋼 (SCr 420) の走査型電子顕微鏡観察結果を Photo. 3 に示す。応力 87kgf/mm², 繰返し数 1.87×10^6 で破損したものである。(a) は低倍で観察したものであるが、破壊は表面から生じ一定の深さまでクラックが進行したのち急進していることがうかがえる。(b) は起点近傍の拡大写真であり、表層の粒界酸化層を起点として粒界破壊が生じている。(c), (d) はそれぞれ起点直下と急速破壊部の拡大写真である。いずれもストライエーションが認められる疲労破面からなるが、起点直下では疲労破面が主体であるのにたいし急速破壊部では粒界破壊の割合が増えているのが特徴である。なおこれより内部では C 量および硬さが低下するため延性破面となり最終破断部は(e)に示すようにデンプルが観察される。

次に本実験の中で 100kgf/mm² という最も高い疲れ限度の得られた D 鋼の破面観察例を Photo.

Fig. 7. Variation of fatigue limits with composition parameter $(\text{Ni} + \text{Mo}) / (10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr})$.

4 に示す。応力 103kgf/mm², 繰返し数 8.19×10^6 で破損したものである。これも同様に表面から破壊が発生しているが(b)に示すように起点近傍には粒界破面は認められず最表層からストライエーションが観察される。また急速破壊破面における粒界破壊の割合は E 鋼に比べて少ないのが特徴である。なお、本実験においては破壊のほとんどが表面からでありフィッシュアイが認められたものはわずかに 1 割程度であった。

これらの破面観察の結果から次のことがいえる。すなわち、粒界酸化層の最も深い D 鋼 (SCr 420) では粒界破壊が顕著であることから、粒界酸化は応力集中源として働きクラックの発生を容易にしていると考えられる。さらに浸炭層そのものの粒界強度、靱性にも両鋼の差があると考えるのが妥当である。シャルピー衝撃試験および破壊靱性試験において、Ni, Mo 富化鋼では靱性値が高く、粒界破面の割合も減少していることに対応しており¹⁹⁾、粒界酸化というようにないわば潜在欠陥が存在する場合には浸炭層の靱性が疲れ強さに大きな影響を与えていると考えてよからう。

つぎに、Photo. 3, 4 の低倍の破面観察写真から疲労クラックの進展領域と急速破壊領域の境界がおおよそ把握できるため、中西らの手法で急速破壊クラックが進行するための破壊靱性値をもとめた¹⁵⁾。いま、表面からこの境界までの距離を a とし、応力振幅値を $\sigma_{\max}$ とすると、両者の間には(1)式が成り立つ。

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

Photo. 3. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surface of E steel tested at 87kgf/mm^2 and fractured at 1.87×10^6 cycles.

- (a) Low magnification (b) Origin of fatigue crack
 (c) Fatigue crack propagation (d) Fast fracture
 (e) Final fracture

ここでCは定数(1.04)である。Fig. 8はD鋼とE鋼について繰り返し数 10^7 未満で破壊した試験片についてaの距離を測定し、 $1/\sigma_{\max}$ 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_{IC} 値を算出するとD鋼、E鋼でそれぞれ96, 75kgf/mm^2 が得られる。この値は浸炭層を想定して求めた0.8% C鋼の値とほぼ同等であり¹⁹⁾、急速破壊に至るための抵抗もNi, Mo富化鋼のほうが大きいことを示すものである。なお0.8

%鋼においてはCrも靱性向上に効果が認められたが疲れ強さに対してはむしろ逆の影響を示した。これはNi, Moと異なり粒界酸化を助長する元素であるためと考えられる。すなわちこれらの知見を総合すると疲れ強さに対する合金元素の影響は心部硬さおよび硬化深さが同一の場合、粒界酸化形成傾向と浸炭層の靱性をとらえて現れると結論づけられる。

Photo. 4. Scanning electron micrographs of the fatigue fractured surfaces of D steel tested at 103kgf/mm² and fractured at 8.19×10^6 cycles.

- (a) Low magnification (b) Origine of fatigue crack
(c) Fatigue crack propagation (d) Fast fracture
(e) Final fracture

5. 結 言

肌焼鋼の回転曲げ疲れ強さにおよぼす主要合金元素, Mn, Cr, Ni, Mo の影響を調べ下記の結論を得た。

(1) 酸化物形成傾向の最も大きい Si の低減によって, 粒界酸化は著しく軽減し疲れ限度も大幅に向上する。

(2) 硬化特性すなわち心部硬さと硬化層深さが

等しい場合, Ni, Mo 量の増加, および Mn, Cr 量の減少によって, 粒界酸化層深さは浅くなり疲れ限度も高くなる。たとえば 0.2% C-3% Ni-0.45% Mo 鋼では疲れ限度が 100kgf/mm² にも達する。

(3) 破面観察の結果, 起点はいずれも表面であるが粒界酸化層の深い SCr 420 鋼などでは粒界破面を呈するのに対し, 高 Ni-高 Mo 鋼ではこの粒界破面率が著しく減少する。

(4) 高 (Ni-Mo) -低 (Mn-Cr) 鋼では粒界酸化

Fig. 8. Relation between $\sqrt{\pi a}$ and $1/\sigma_{\max}$.

の軽減によってクラックの発生が抑制されるとともに、浸炭層の靱性が高いため疲れクラック発生後の急速破壊への抵抗が大きく、高い疲れ強さを示すものと考えられる。

最後に本研究に当り、御指導、御支援を頂いた大同特殊鋼鋳取締役中央研究所所長 加藤哲男工学博士に謝意を表します。

(文 献)

- 1) たとえば、日本機械学会編：金属材料疲労強度の設計資料（昭和59年）
- 2) D.E.Diesburg: SAE Technical Paper Series, 780771
- 3) D.E.Diesburg and G.T.Eldis: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 1561
- 4) 古川, 小沼, 酒庭: 鉄と鋼, **65**(1979), 1024
- 5) 古川, 小沼, 西脇: 鉄と鋼, **67** (1981), 596
- 6) H.Wiegand and G.Tolasch: Harterei-Tech. Mitt., **22** (1967), 330
- 7) R.H.Richman and R.W.Landgraf: Metall. Trans. A, **6A** (1975), 955
- 8) H.Brandis and W.Schmidt: TMS Paper Selection, A83-3
- 9) 山崎ら: 材料, **31** (1982), 915
- 10) 岡崎, 長谷川: 関西造船協会誌, (1980), 178号 113
- 11) R.H.Fischer: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 1553
- 12) 市原, 各和: 日本金属学会誌, **30**(1966), 307
- 13) 市原, 各和: 日本金属学会誌, **32**(1968), 745
- 14) T.Naito, H.Ueda and M.Kikuchi: Metall. Trans. A, **15A** (1984), 1431
- 15) 中西, 植田, 梶浦: 材料, **26** (1977), 68
- 16) 礒川, 高田, 加藤: 熱処理, **22** (1982), 163
- 17) 増田, 石井, 田中: 鉄と鋼, **70** (1984), No. 13 S1226
- 18) R.C.Fischer: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 1553
- 19) 礒川, 並木: 電気製鋼, **57** (1986), 4