

技術報告

UDC 669.15'26'28-194.2 : 621.793.2 : 669.26 : 539.431.016.3

ガスクロマイジングした Cr-Mo 鋼の疲れ強さに 及ぼす熱処理の影響*

金武 典夫**・森 田 勝 行***・武藤 功****

Effect of Heat Treatment on Fatigue Strength of Gas-Chromized Cr-Mo Steel

Norio KANETAKE, Katsuyuki MORITA, and Isao MUTO

Synopsis:

For the purpose of clarifying the effect of heat treatments on the fatigue strength of gas-chromized Cr-Mo steel, three kinds of samples of Cr-Mo steel SCM22, that is, one annealed, quenched and tempered, diffusion treatment after gas-chromizing with CrCl_2 , and the other gas-chromized, quenched and tempered after a preliminary carburizing, have been subjected to a rotary bending test in the ambient atmosphere, and the results are as follows:

- (1) Annealing after gas-chromizing provides a fatigue strength lower than that without gas-chromizing.
- (2) Quenching and tempering after gas-chromizing provides a fatigue strength lower than that without gaschromizing.
- (3) The lower fatigue strength of chromized samples is considered to be due to decarburized zone under the Cr diffusion layer.
- (4) Therefore, through the diffusion treatment followed by the gas-chromizing, fatigue strength of the steel is improved.
- (5) Furthermore, it has been confirmed that the gas-chromizing after carburizing have increased fatigue strength of the steel.

1. 緒 言

近来、クロマイジングした鋼の耐食性や耐熱性などが優れていることは種々研究され、また実用上利用されるようになってきた¹⁾²⁾³⁾。

しかしながら、クロマイジング鋼を機械部品として使用する場合、その疲れ強さの挙動について明確しておくことは重要であるにもかかわらず、クロムめつき鋼⁴⁾などに比較してまだ少ないようである。

クロマイジング鋼の疲れ強さについては、例えば炭素鋼の場合、クロマイジングにより疲れ強さが向上するものと、その影響を受けないか、または逆に疲れ強さが低下する場合とが報告されている⁵⁾⁶⁾。またあらかじめ浸炭することによりクロマイジング後焼入焼もどしをした鋼の疲れ強さが向上することも研究されている⁷⁾。

しかしながらこれらの研究は、Cr または Fe-Cr と

NH_4Cl などのハロゲン化アンモニウムをクロマイジング剤とした粉末パック法によるものであり、ガスクロマイジングによる場合の研究は見当たらないようである。

疲れ強さに対するクロマイジングの影響としては、前述のように相反する挙動を呈することがあり、その原因として残留応力の効果とみなす考えもある⁵⁾¹⁾。しかし、これのみでは説明できない現象もある。この他クロマイジング後の各種熱処理による表面層近傍の金属組織の影響については、まだ十分に検討がなされていない。

本報では、機械部品として一般的に用いられる Cr-Mo 鋼 SCM 22 について、 CrCl_2 をクロマイジング剤とするガスクロマイジング後、焼なまし、拡散処理、焼入焼もどしなどを施した場合について、常温大気中で回転曲げ疲れ試験を行い、クロマイジング鋼の疲れ強さに及ぼす各種熱処理による影響について検討を行った。

* 昭和 51 年 6 月 11 日受付 (Received June 11, 1976)

** (株)キトー 工博 (Kito Corp., 1084 Nakanoshima Tamaku Kawasaki 214)

*** (株)キトー (現 ライオン油脂(株)) (Kito Corp.)

**** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

2. 試料および実験方法

2.1 試料

試料は Table 1 に示す Cr-Mo 鋼 SCM 22 で、あらかじめ 900°C で焼なましを行った後、つぎの試験片に加工した。すなわち引張試験片は 8φ mm × 標点距離 28.3 mm の JIS 4 号試験片、また疲れ試験片は Fig. 1 に示す 8φ mm × の平滑試験片である。

2.2 ガスクロマイジングおよび熱処理

Fig. 2 はガスクロマイジング装置の概要図で、チャンバーはステンレス鋼 SUS 308 よりなり、その加熱帯の容積は 850 ml、クロマイジング後 試料を冷却するための冷却装置が設けられている³⁾。

クロマイジング剤は CrCl₂ の微粉末で一定量づつチャンバーに添加され、キャリアーガスとして Ar を用いた。脱脂洗滌された試料はチャンバーに装入して、Ar 500 ml/min を流し、これに CrCl₂ を 50 g/h の割合で

Table 1. Chemical composition of specimen(wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM 22	0.23	0.23	0.75	0.017	0.025	1.04	0.17

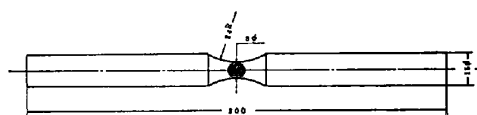


Fig. 1. Shape of specimen.

添加し、クロマイジング温度 1000°C、処理時間 5 h でガスクロマイジングを行った。試料は、処理後 Ar 中で炉冷した。

ガスクロマイジング後の熱処理は、焼なまし、焼入焼もどし、および拡散処理と焼入焼もどしの 3 種類で、加熱は Ar 中で行ない Table 2 に示す各条件の下で処理を行った。なお比較のためにクロマイジングを行なわない試料についても同一条件で熱処理を施した。

また、930°C × 1 h ガス浸炭後炉冷して、表面 C 含有量 0.8 wt%、全浸炭層深さ 0.7 mm とした試料につき、ガスクロマイジングと焼入焼もどし、およびこれと対比するためにガスクロマイジングと同一の加熱温度と時間による拡散処理と焼入焼もどしを施して、ガスクロマイジングの影響を検討した。これらの処理条件を Table 2・C-1, C-2 に示す。

2.3 試験方法

ガスクロマイジングと熱処理を施した疲れ試験片断面

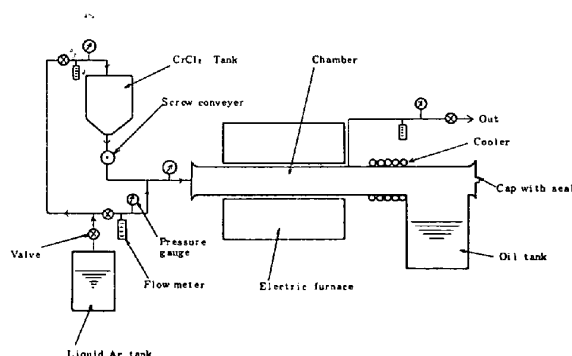


Fig. 2. Experimental gas chromizing apparatus.

Table 2. Process of heat treatment.

Specimens	Treatment	Process of heat treatment
A-1	Annealing	900°C × 20 min F.C. (in Ar)
A-2	Gas chromizing → Annealing	1 000°C × 5h gas chromizing F.C. → 900°C × 20 min F.C. (in Ar)
B-1	Quenching → Tempering	900°C × 20 min oil quenching → 180°C × 60 min tempering (in Ar) (in Ar)
B-2	Gas chromizing → Quenching → Tempering	1 000°C × 5h gas chromizing F.C. → 900°C × 20 min oil quenching (in Ar) → 180°C × 60 min tempering (in Ar)
D	Gas chromizing → Diffusion → Quenching → Tempering	1 000°C × 5h gas chromizing F.C. → 900°C × 3h diffusion F.C. (in Ar) → 900°C × 20 min oil quenching → 180°C × 60 min tempering (in Ar) (in Ar)
C-1	Gas carburizing → Diffusion → Quenching → Tempering	930°C × 60 min carburizing F.C. → 1 000°C × 5h diffusion F.C. (in Ar) → 900°C × 20 min oil quenching → 180°C × 60 min tempering (in Ar) (in Ar)
C-2	Gas carburizing → Gas chromizing → Quenching → Tempering	930°C × 60 min carburizing F.C. → 1 000°C × 5h chromizing F.C. (in Ar) → 900°C × 20 min oil quenching → 180°C × 60 min tempering (in Ar) (in Ar)

Note, F. C. : Furnace-Cooling

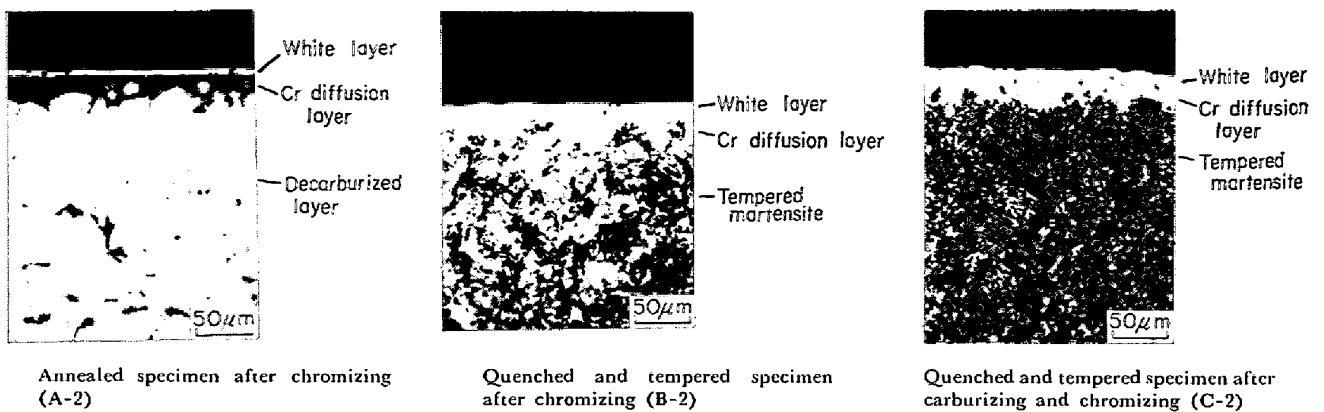


Photo. 1. Microstructure of chromized specimen.

Table 3. Characteristics of chromized layer.

Specimens	Depth of Chromized layer (μm)			Cr concentration at the surface (wt%)	Surface hardness Hv(100g)
	Average	Min.	Max.		
A-2	22	15	30	70	1 680
B-2	22	15	35	71	1 730
D	23	16	36	68	1 660
C-2	20	15	28	76	1 850

の表面層とその近傍について、金属組織の観察、X線回折による炭化物判定、XMA（日本電子製、加速電圧 25 kV、試料電流 2×10^{-8} A、ビーム径 $1 \mu\text{m}$ 以下）を用いた Cr-K α 線分析および微小ピッカース硬さ測定（荷重 100 g）などを実施した。強度試験としては、静的引張試験と疲れ試験を行った。疲れ試験は小野式回転曲げ疲れ試験機により、常温大気中において、3 000 rpm の繰返し速度で試験し、疲れ破壊面は走査電顕による観察を行ない、破壊挙動について検討した。また、疲れ試験片を外層より HCl 腐食で逐次に除去して、残留応力を B. Z. WEISS⁹⁾ と同様に X線 $\sin^2\psi$ 法で測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 ガスクロマイジング後の熱処理による組織

Photo. 1 はガスクロマイジング後 (A-2)、焼入焼もどし (B-2)、および浸炭してからガスクロマイジング後焼入焼もどし (C-2) の処理を施した試料の断面についての表面層近傍の金属組織 (3% ナイタル腐食) である。試料 A-2 は表面にエッチングされ難い白層、つぎに炭化物の存在する Cr 拡散層、さらにフェライト層からなる。フェライト層は母材の C が Cr 側に拡散したためのできるもので、クロマイジングにおける脱炭層¹⁰⁾ である。X線回折の結果、白層には Cr_2C 、Cr 拡散層には $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ が認められた。従来の粉末バック法では、クロマイジング剤に Cr または Fe-Cr と NH_4Cl

などのハロゲン化アンモニウムを使用するため、クロマイジング処理中に N が発生し、そのため白層には $\text{Cr}_2(\text{N}, \text{C})$ または $\text{Cr}_4(\text{N}, \text{C})$ ができるが⁹⁾、本報では CrCl_2 と Ar によるガスクロマイジングであるため、このような炭窒化物は生成されなかつた。

つぎにガスクロマイジング後焼入焼もどしをした試料 B-2 の表面層近傍の組織は、白層、Cr 拡散層および焼もどし低炭素マルテンサイトよりなる。

またガスクロマイジング後拡散処理した試料 D もこれと類似の組織を呈していた。

あらかじめ浸炭してからガスクロマイジング、焼入焼もどしをした試料 C-2 表面層近傍の組織は、白層、Cr 拡散層と、焼もどし高炭素マルテンサイトである。なお白層の炭化物はいずれの試料も試料 A-2 と同様であつた。

これらの実験結果からみて明らかなように、Cr 拡散は粒界拡散が顕著であり、クロマイジング層 (白層と Cr 拡散層を一括したもの) は同一試料においても差異がある。Table 3 に各試料のクロマイジング層深さを示したが、試料 D は拡散処理の影響で B-2 より多少厚くなつており、また試料 C-2 は A-2 または B-2 よりも薄い。これは浸炭層の存在のため Cr が炭化物を多く生成することにより、Cr 拡散を阻害しているものと思われる。

Fig. 3 は試料断面のクロマイジング層における Cr の拡散状態を XMA により Cr-K α 線分析した一例で、

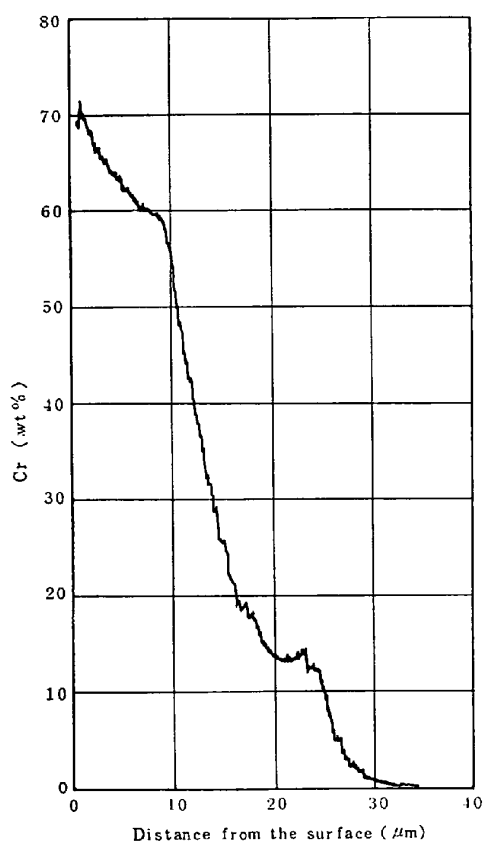


Fig. 3. Cr concentration distribution in chromized layer. (Specimen : B-2)

試料 B-2 の場合である。表面 Cr 濃度は Table 3 に示したが、68~71 wt% で従来報告されているガスクロマイジングの場合³⁾の 31 wt%Cr よりも高い。これは著者らのガスクロマイジングでは、 $\text{CrCl}_2 + \text{Fe} \rightarrow \text{Cr} + \text{FeCl}_2$ の置換反応において反応を妨害する FeCl_2 を反応系外に排除しているためである⁸⁾。

3.2 表面層の硬さ変化に及ぼすガスクロマイジングの影響

各試料に対して断面硬さを微小ビッカース硬さ試験機で詳細に測定した結果はつぎのごとくである。

すなわち、Fig. 4 は焼なましのままの試料 A-1、およびガスクロマイジング後焼なましを施した試料 A-2 の硬さ曲線であるが、試料 A-2 は、表面硬さは Hv 1680 であり、白層、Cr 拡散層においても前記のごとく、 $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ 、 $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ などの炭化物の存在により、高い硬さを示すが、表面より 0.034~0.12 mm の深さでは A-1 硬さ曲線よりも軟化が認められる。この箇所は Photo. 1 の脱炭層に対応している。

つぎに Fig. 5 は焼入焼もどし状態の試料 B-1 と、ガスクロマイジング後焼入焼もどしの試料 B-2 の硬さ曲線であるが、B-2 は前図のように、脱炭層に相当す

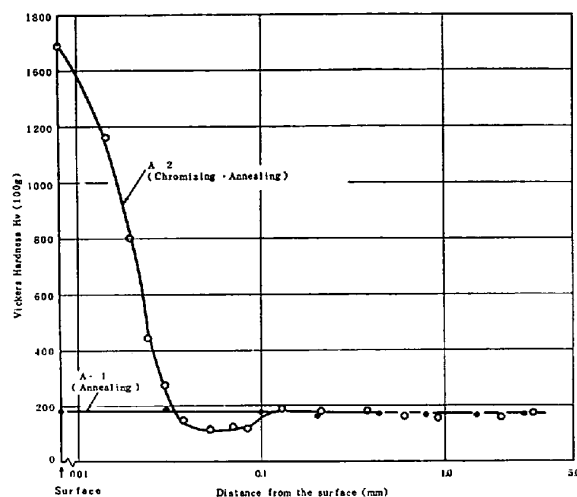


Fig. 4. Variation of microhardness in cross section (A-1 and A-2).

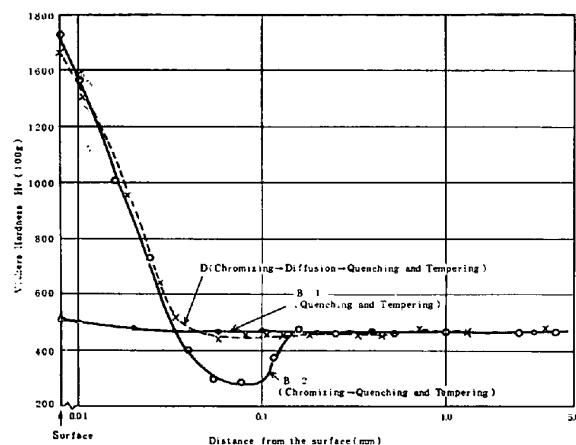


Fig. 5. Variation of microhardness in cross section (B-1, B-2 and D).

る領域で硬さが、B-1 に比較して Hv 180 程度の低下が認められた。

また、ガスクロマイジング後、 $900^\circ\text{C} \times 3\text{h}$ 拡散処理を行つてから焼入焼もどしをした試料 D の硬さ曲線は Fig. 5 に図示したように、軟化層の存在はほとんど認められなかつた。この現象は拡散処理により脱炭層に母材側からの C の拡散がなされたためである。

さらに Fig. 6 は浸炭後 $1000^\circ\text{C} \times 5\text{h}$ の拡散処理と焼入焼もどしを施した試料 C-1 と、浸炭とガスクロマイジングおよび焼入焼もどしを施した試料 C-2 の硬さ曲線である。C-1 は、表面硬さ Hv 713 で、拡散処理により浸炭層は著しく拡大され、有効浸炭層深さ (Hv 550 に対応する深さ) が 2.4 mm である。C-2 は、表面硬さは高炭素の影響により Hv 1850 と他の熱処理の場合よりも高値を示し、また Cr 拡散層下の領域では軟化は認められず、ほぼ試料 C-1 とほぼ同様な曲線を示

している。

3-3 疲れ強さに及ぼす熱処理の影響

はじめに静的強さについて検討した。Table 4はその結果を示したものでガスクロマイジングを施すことにより、焼なましおよび焼入焼もどしでは降伏点、引張強さ、伸びおよび絞りには低下の傾向がある。この現象は粉末パック法の場合⁹⁾と同様で、硬いクロマイジング層の存在と脱炭層における硬さ曲線の不連続により、引張荷重で試験片表面にクラックが発生し、その切欠きの影響によるものと考えられる。

また、ガスクロマイジング後拡散処理を行うと試料Dのごとく、拡散処理をしない試料 B-2 よりも引張強さ

は向上するが、これは拡散処理による脱炭層の回復により硬さ曲線が連続になったためと思われる。

あらかじめ浸炭してからクロマイジング後焼入焼もどしの試料 C-2 は、クロマイジングを施さない試料 C-1 よりも引張強さは高い。すなわち、一般的に浸炭された鋼は浸炭層の厚いほど引張強さは低下する¹¹⁾。試料 C-1 は、1000°C × 5h の拡散処理のため、Fig. 6 に示すように有効浸炭層深さは 2.4 mm と著しく拡大されており、この浸炭層深さの影響によつて引張強さが低下した。これに比較して試料 C-2 では、浸炭層中に Cr 炭化物が生成し、このためクロマイジング処理中に浸炭層の C が芯部方向へ拡散することが阻害されるため、有効浸炭層深さも 1.3 mm と薄いために引張強さは高いものと思われる。

つぎに、各試料についての常温大気中における回転曲げ疲れ試験の結果は Fig. 7~9 のごとくである。すなわ

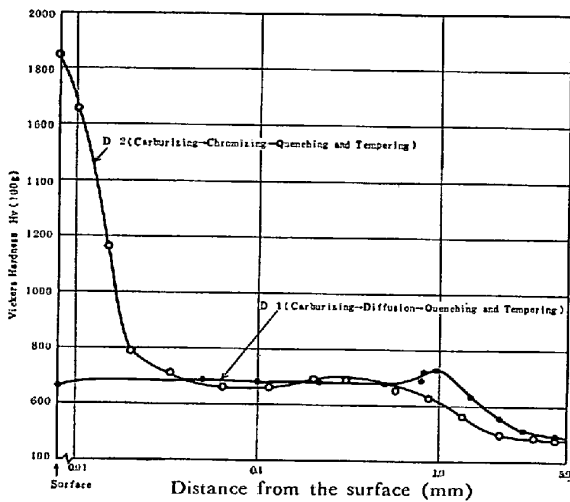


Fig. 6. Variation of microhardness for cross section. (D-1 and D-2)

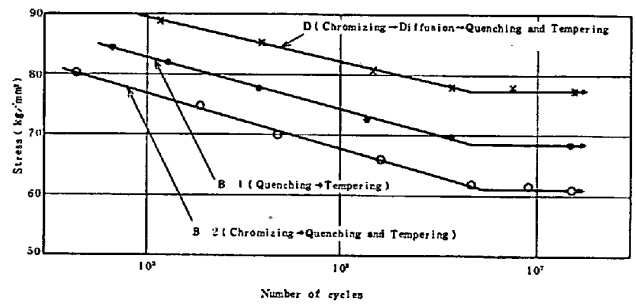


Fig. 8. S-H diagram of B-1, B-2 and D specimens.

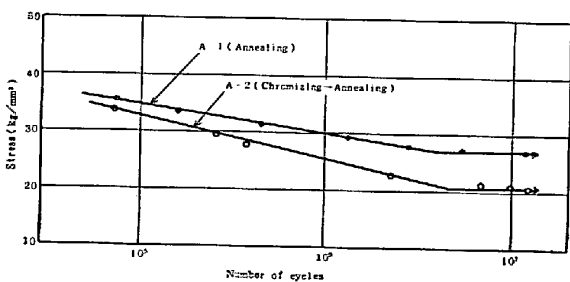


Fig. 7. S-N diagram of A-1 and A-2 specimens.

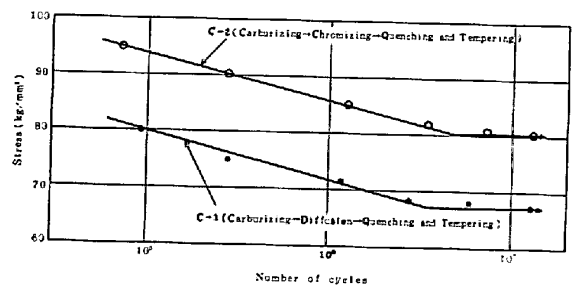


Fig. 9. S-N diagram of C-1 and C-2 specimens.

Table 4. Mechanical properties of specimens.

Specimens	Yield strength (kg/mm²)	Tensile strength (kg/mm²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness in core Hv (300g)	Fatigue limit (kg/mm)
A-1	33.2	53.3	32	62	167	27.2
A-2	33.4	50.3	32	61	166	20.5
B-1	134	158	12	46	461	68.5
B-2	123	136	10	43	467	61.2
D	133	151	11	45	460	77.3
C-1	109	126	9	42	471	67.1
C-2	148	168	7	40	473	80.3

ち、Fig. 7 の試料 A-1 と A-2 の S-N 曲線において、ガスクロマイジングにより疲れ強さは従来の報告⁶⁾にあるように低下した。

また Fig. 8 の試料 B-1 と B-2 の S-N 曲線においても、ガスクロマイジングを施すことにより疲れ強さは低下する。ただしガスクロマイジングの場合でも、拡散処理を施した試料 D では、疲れ強さは、焼入焼もどし試料 B-1 よりも向上することが認められた。

さらに Fig. 9 の試料 C-1 と C-2 の S-N 曲線では浸炭後ガスクロマイジングを施した方が疲れ強さは高い。なお Table 4 に疲れ限度を併記した。

また、ガスクロマイジングした試料の疲れ破壊面について、走査電顕による観察の結果では、いずれの試料でも破壊起点は Cr 拡散層の下にあり、Photo. 2 にその代表例として試料 B-2 の場合を示した。

以上のように本実験ではガスクロマイジングした Cr-Mo 鋼の疲れ強さは、焼なましおよび焼入焼もどしのいずれにおいても低下した。

この原因としてはつぎのように考えられる。すなわち、一般的に表面硬化鋼の回転曲げ疲れ強さは、表面状態、硬化層の状況、芯部強さならびに残留応力などの影響を受ける。本実験では熱処理に各々の試料とも Ar ぶ

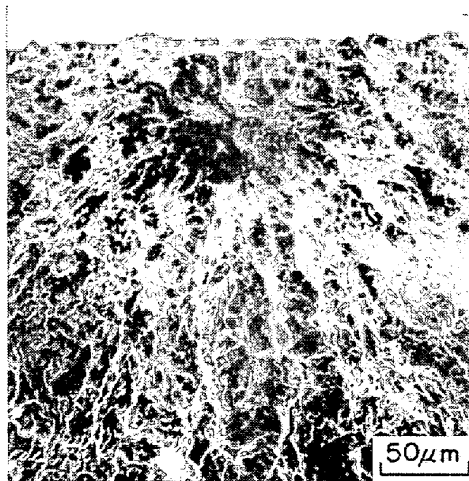


Photo. 2. Scanning electron micrograph of fracture of quenched and tempered specimen after chromizing.

Table 5. Residual stresses in surface of chromized layer.

Specimens	Residual stress (kg / mm ²)
A-2	-75
B-2	-67
D	-60
C-2	-65

ん囲気加熱のため、表面は酸化されておらず、芯部硬さも同一熱処理条件では Table 4 に示すようにほぼ同じである。

また、ガスクロマイジングした試料表面の残留応力は Table 5 に示すように、いずれも圧縮応力で 65~75 kg/mm² の範囲にあり、DUBIN¹²⁾、GRIBOEDOV⁷⁾ らの報告とほぼ同じ水準であつた。

Fig. 10 に一例として試料 B-2 の表面層近傍における軸方向の残留応力分布を示す。なお、他のガスクロマイジング処理した試料も、ほぼ同じような分布状態であつた。焼なまし試料 A-1 では残留応力はほとんど認められず、したがって表面に圧縮残留応力の存在するガスクロマイジングを施した試料 A-2 の場合の方が疲れ強さが高くなければならないにもかかわらず、逆の結果が得られたことは、クロマイジングによる脱炭層の生成により Fig. 4 に示すように硬さの低下、すなわち強度極小域ができ、また残留応力でもこの区域で圧縮から引張りに変化するためであり、また破壊起点もこの領域にある。

つぎに、焼入焼もどしをした試料 B-1 の表面圧縮残留応力は 12 kg/mm² であり、ガスクロマイジングを施した試料 B-2 は Fig. 10 に示すように圧縮残留応力は極めて大きいにもかかわらず、疲れ強さは後者が低いのは、これも脱炭層領域での強度低下と、この区域における残留応力の圧縮応力から引張圧力への変化によるためと考えられる。

なお、ガスクロマイジング後拡散処理を施してから焼入焼もどしをすると、クロマイジングにより生じた脱炭層が回復され、強度低下はなく、かつクロマイジング層の生成による圧縮残留応力の効果により疲れ強さは向上する。またこのように、クロマイジング後に拡散処理することにより、焼なまし、焼ならしなどの熱処理におい

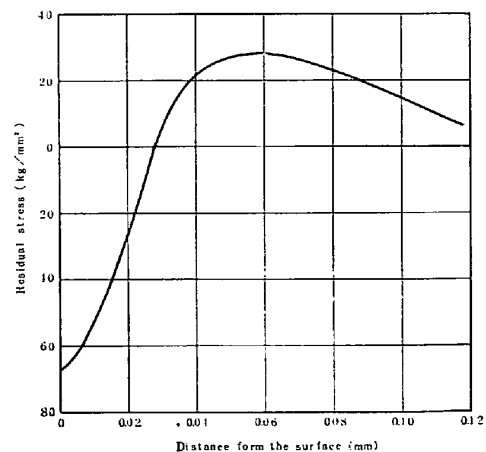


Fig. 10. Variation of residual stress of B-2 specimen.

ても同様に疲れ強さの向上することが推察される。

DALISOV ら⁵⁾⁶⁾ は、クロマイジング後焼なましをした場合の疲れ強さについて検討し、疲れ強さの向上するとき、逆に低下する場合があることを報告している。その熱処理の詳細は不明であるが、クロマイジングにより疲れ強さが向上した場合は、脱炭層が焼なましにより回復したためと考えられる。

また、GRIBOEDOV⁷⁾ は浸炭焼入焼もどし鋼と、浸炭後クロマイジングと焼入焼もどしをした鋼の疲れ強さを比較しているが、両者の浸炭層深さは著しく異なるため、疲れ強さとしては浸炭層深さの影響をも考慮せねばならず、したがってこれよりクロマイジングの影響だけについての判断は困難と思われる。

このため、本報では、疲れ強さに対するガスクロマイジングの影響を知るために、浸炭後ガスクロマイジングと同一加熱条件下で拡散処理を施して、浸炭層深さをできるだけそろえた試料について検討した。その結果、クロマイジングの場合には脱炭層は生成されず、さらに浸炭後拡散焼入焼もどしの場合の圧縮残留応力 45 kg/mm^2 よりも、クロマイジングの方が圧縮残留応力が 65 kg/mm^2 と高いために疲れ強さが向上したものと考えられる。なお本報ではクロマイジングした Cr-Mo 鋼の疲れ強さに対する熱処理の影響を検討するためにクロマイジング層深さは一定とした。従来の報告^{8),9)} よりクロマイジング層深さが厚くなれば、疲れ強さは向上すると推察されるが、これについては今後さらに検討する必要がある。

4. 結 論

ガスクロマイジングした Cr-Mo 鋼の疲れ強さに及ぼす熱処理の影響を検討するために、SCM 22 材につき、 CrCl_2 によるガスクロマイジングと、焼なまし、焼入焼もどし、拡散処理およびあらかじめ浸炭した場合などの

熱処理を施した試料について、常温大気中での回転曲げ疲れ試験を行ないつぎの結果をえた。

- 1) ガスクロマイジング後焼なましを行なうと、クロマイジングしない場合よりも疲れ強さは低下する。
- 2) また、ガスクロマイジング後焼入焼もどしの場合でも同様に疲れ強さの低下が認められる。
- 3) これらガスクロマイジングと熱処理による疲れ強さ低下の原因は、クロマイジングにより Cr 拡散層下に脱炭層が生じて、ここに硬さ極小域ができ、疲れ破壊の起点になるためである。
- 4) したがって、ガスクロマイジング後拡散処理を施してから熱処理することにより疲れ強さは向上する。
- 5) また、浸炭後ガスクロマイジング焼入焼もどしの場合には、脱炭層も生ぜずクロマイジングの効果によって疲れ強さが向上することが併せ確認された。

文 献

- 1) 上田重明: 金属表面技術, 2 (1951), p. 35
- 2) M. L. BECKER and H. DORMER: Härt.-Techn., Mitt, 17 (1962), p. 229
- 3) A. L. BALDI: Metal prog., 96 (1964), p. 109
- 4) 日本機械学会: 金属材料疲れ強さ設計資料 I, (1965), p. 28 [日本機械学会]
- 5) 例えば, V. B. DALISOV, V. I. POHMURSKIY, and G. V. KARPENKO: Fiz.-Himi. Meha. Materi., 3 (1967), p. 172
- 6) V. B. DALISOV: Fiz.-Himi. Meha. Materi., 3 (1967), p. 494
- 7) Ju. N. GRIBOEDOV: Metalloved. i. Termices. Metal., (1970), No. 10, p. 61
- 8) 金武典夫, 白井 宏: 金属表面技術, 27 (1976), p. 455
- 9) B. Z. WEISS and M. R. MEYERSON: JISI, (1970), Dec. p. 1069
- 10) Y. KOMEN, B. Z. WEISS, and S. NIEDZWIEDZ: JISI, (1968), May, p. 487
- 11) 津村利光, 米谷 茂, 金武典夫: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 435
- 12) G. N. DUBIN: Russian Met. & Fuels, (1962), No. 4, p. 81