

論 文

UDC 669.14.018.25-155.2 : 621.785.53 : 661.872.61

電解ほう化処理された鋼の性質

鳥井 強三**・朝倉 巽**・仲川 政宏**
小松 登***・新井 透***・遠藤 淳二****

Properties of Electrolytically Boronized Steels

Kyozo TORII, Tatsumi ASAKURA, Masahiro NAKAGAWA
Noboru KOMATSU, Tohru ARAI, and Junji ENDO

Synopsis:

With the purpose of clarifying the effect of the boronizing on properties of steels, tests were made on the hardness, wear resistance, deflective strength, oxidation resistance, and corrosion resistance of electrolytically boronized carbon and alloy steels.

The following results were obtained.

- (1) The boronized layers had high hardness values at both low and high temperatures.
- (2) The boronized layers had remarkably better wear resistance than that of heat-treated cold work die steels.
- (3) Oxidation resistance below 800 °C was improved by boronizing.
- (4) Corrosion resistance against some acids was also improved.
- (5) Toughness was reduced by boronizing.
- (6) The variation of the boronizing condition had only a little effect on the wear resistance, oxidation resistance, and corrosion resistance.

(Received Dec. 8, 1972)

1. 結 言

鋼の表面にほう素(B)を拡散させると、FeB あるいは Fe₂B なる鉄のほう化物が形成される。このほう化物は鋼にくらべて非常にかたく、FeB で Hv 1 800~2 000, Fe₂B で Hv 1 400~1 500 あると言われている¹⁾²⁾。したがって摩耗の激しい機械部品、金型、冶工具類の耐摩耗性の向上に有効であると考えられる。

われわれはこのほう化物のすぐれた耐摩性を有効に利用することを考えて種々の検討を行なった結果、熱間鍛造型などへの実用に成功して大きな成果を納めている。

本報告は実用を考えるための基礎資料を得ることを目的として行なった耐摩耗性、靱性、耐食性および耐酸化性に関する研究結果に関するものである。

2. 実 験 方 法

2.1 電解ほう化処理

電解ほう化処理の方法は、さきの報告³⁾に用いたものと同じである。

Fig. 1 に示すように、耐熱鋼容器にほう化処理剤であるほう砂、またはほう砂と ZrO₂ の混合物を入れて電気炉で加熱し、ほう化処理剤を溶融させ、この浴の中央にほう化処理試片を挿入し、これを陰極、容器を陽極として電解した。電解処理後、試片を取り出して空冷し、温水中に浸漬して表面に付着している処理剤を除去した。また、抗折試験片には後述のようにほう化処理後に、焼き入れ、焼戻しを施した。

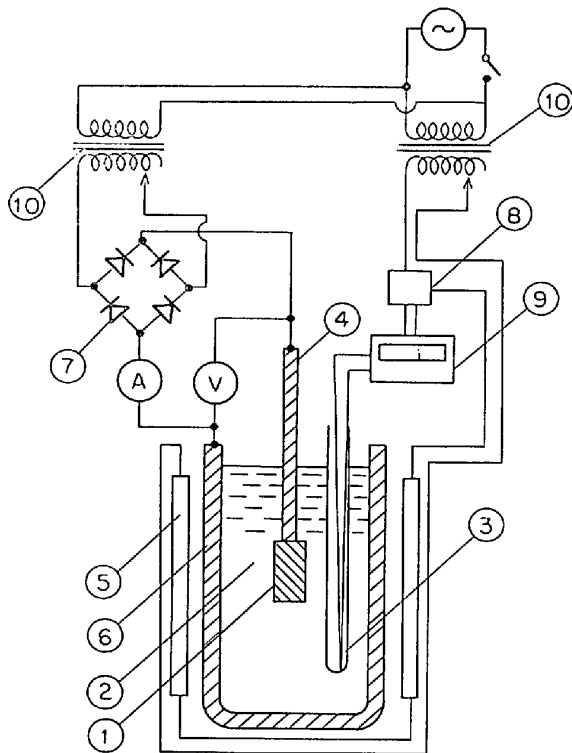
電解ほう化処理剤としては一般にほう砂のみが用いられるが^{1)2)3)~7)}、本研究でほう砂と ZrO₂ の混合物を一部に使用した。また、ごく一部にはほう砂と MgO の混合物を用いた。これらの混合物を用いたのは ZrO₂ あるいは MgO の添加によって浴の劣化速度がおそくなることが先の研究で認められた³⁾ からである。

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表
昭和47年12月8日受付

** トヨタ自動車工業(株)

*** (株)豊田中央研究所 工博

**** (株)豊田中央研究所



- | | |
|--------------------------|-------------------|
| 1. Specimen | 2. Salt |
| 2. Thermo-couple | 4. Electrode |
| 5. Heating element | 6. Steel pot |
| 7. Rectifier | 8. Magnetic relay |
| 9. Temperature regulator | 10. Transformer |

Fig. 1. Apparatus for electrolytic boronizing.

ほう化処理の条件については結果とともに述べる。

2.2 組織調査およびかたさ測定

ほう砂、ほう砂と MgO およびほう砂と ZrO₂ の混合浴を用いて、各種の大きさの S40C や S55C などに電解ほう化処理したものについて、断面のかたさ分布を微小硬度計で測定した。

また、ほう化物層の常温かたさに対する高温加熱の影響を見るために、ほう砂+5%ZrO₂ 浴中で 950°C 2hr, 0.25 A/cm² 空冷の条件でほう化処理した 15φ×30 mm の S55C を 200~1000°C の温度に 1hr 10⁻⁴ Torr の真空中で加熱、炉冷した後、表面かたさを測定した。

またほう化物層の高温かたさを知るために、ほう砂+15%ZrO₂ 浴中で 950°C, 2hr, 0.25 A/cm² 空冷の条件でほう化処理した 11φ×24 mm の S55C および比較のために高周波焼き入れした S55C, および SKD61 について 300~800°C の高温かたさを測定した。Ar 雰囲気中で、各測定温度で 10 min 保持しながら、順次昇温(昇温速度はほぼ 100°C/30 min)させて測定した。

2.3 摩耗試験

15×8×80 mm の大きさに切り出した構造用炭素鋼 S15C, S45C 合金工具鋼 SKD1, SKD11 および SKD

61 にほう砂のみの浴中で 950°C, 1~5hr, 0.1~1.0 A/cm² の条件で電解した後空冷した試片を用いた。試片の表面に形成されたほう化物層の厚さは S15C で 40~200 μ, S45C で 70~100 μ, SKD61 で 20~60 μ, SKD11 および SKD1 で 20~60 μ である。この厚さは処理時間の長いほど厚くなっている。比較用として S45C については 880°C, 30 min, 油冷 180°C, 1hr 空冷, SKD1 については 1000°C, 30 min 油冷, 180°C, 1hr 空冷, 2回, SKD61 については 1050°C, 30 min 油冷, 580°C, 1hr 空冷 2回の条件で焼き入れ焼戻して、かたさをそれぞれ HRC 55.9, HRC 59.6, HRC 48.8 とした試片を用いた。

摩耗試験に供した面はほう化処理前に研削仕上げしておき、さらにほう化処理後 800# エメリーペーパーで研摩した。

摩耗試験は大越式迅速摩耗試験機によって、相手材 (30φ×3 mm): SCM3 焼なまし, すべり距離: 600m, 最終荷重: 3.3 kg, すべり速度: 0.22~4.6 m/sec, 無潤滑の条件で実施した。はじめに S45C, SKD1 および SKD61 の代表的なほう化処理試片および非処理試片について、すべり速度を変化させて摩耗量と速度の関係を求め、つぎに代表的に選んだ 0.32 m/sec および 3.0 m/sec の速度で、ほう化処理条件を変化させた試片を試験して、ほう化処理条件の影響を見た。速度との関係を見る試験は同一速度について 1回, ほう化処理条件の影響を見る試験は 3~4 回繰返して行ない、平均値を取った。摩耗量としては荷重 1 kg, すべり速度 1m あたりの摩耗体積を取り、これを比摩耗量と呼ぶことにした。

2.4 抗折試験

研削仕上げした 6.5φ×100 mm の炭素工具鋼 SK4 を、ほう砂のみの浴中で 950°C, 0.25 A/cm², 1~10h の条件, またはほう砂+20%ZrO₂ 浴中で 950°C, 2hr, 0.1~4.0 A/cm² の条件で電解処理した後空冷し、さらに真空中で 810°C, 30 min 加熱後、炉から取り出して水冷, 油中 180°C, 2hr 油冷の条件で焼き入れ、焼戻した。形成されたほう化物層の厚さは結果とともに示してあるが 40~360 μ である。比較用として、950°C の焼入浴融塩中にほう化処理と同じ時間保持後空冷の焼き入れ、焼戻しを加えた試片も準備した。これらの試片は、焼き入れ、焼戻し後光沢が出る程度までバフ研摩した。

試験はアムスラー試験機を用いて、2点支持・1点負荷法によって実施した。交点間距離は 50 mm である。たわみは差動トランスで検出した。試片は 1条件について各 3本準備した。

2.5 耐酸化性試験

ほう砂のみの浴中で 900°C または 950°C, 3hr, 0.1~1.0 A/cm² の条件でほう化処理した 30×1×50 mm の低炭素鋼 SPCC を用いた. 比較用には同寸法の SUS 27 材を使用した.

これらの試片をアルミナボートに乗せ, 700~900°C に加熱された横型の管状炉に装入し, 所定時間保持後, 取り出して空冷した. 雰囲気は大気であるが, 試験中は炉心管の両端をイソライトレンガ製の蓋で閉じておいた.

耐酸化性の判定は重量変化, 外観観察, および X線回折によつて行なつた. X線回折は 20hr 加熱後の試片について行なつた. 700°C および 800°C 試験のものについては表面から実施したが, 900°C では大量のスケールが発生したのでスケールを粉末にして試料とした.

2.6 耐食性試験

耐酸化性試片と同じようにして製作した試片を広口ビンに入れた室温の 10% HCl, conc HCl, 10% H₂SO₄, conc H₂SO₄ あるいは 10% HNO₃ 溶液の中に浸漬し, 所定時間保持後取り出して水で洗滌, 乾燥した.

3. 実験結果

3.1 組織およびかたさ

Fig. 2 は 10φ×20 mm の S55C 試片を, 5% MgO を添加したほう砂浴で処理した試片のかたさ分布である. 組織観察を照合してみると, 外側の FeB 層の部分が Hv 1500 程度, 内部の Fe₂B の部分が Hv 1200 程度である. このかたさはほう砂のみの浴で処理したもの

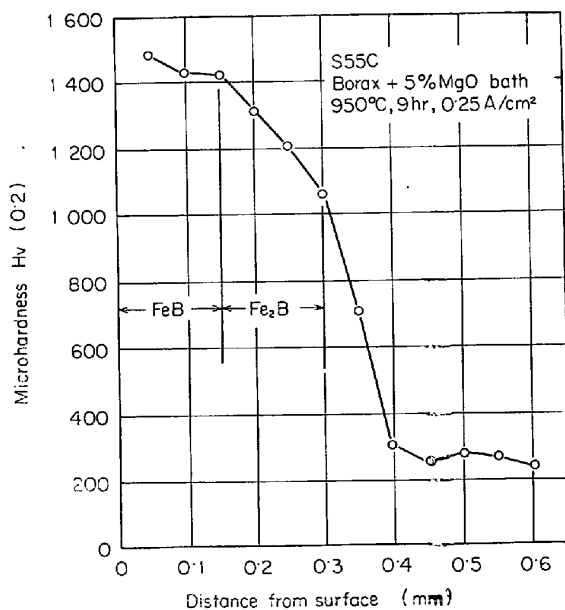


Fig. 2. Microhardness distribution from surface of boronized S55C.

でも, ZrO₂ を添加した浴で処理したものでも, あまり差がなかった.

Photo. 1 はこのかたさ分布を測定した試片の顕微鏡組織であつて, 針状の FeB および Fe₂B の層が形成されている.

Fig. 3 は FeB 層の常温かたさに対する高温加熱の影響を見た結果である. 700°C までの加熱ではほとんどかたさは変化しないが, 800~1000°C の加熱によつてわずかに低下した. ほう化処理温度によつてほう化物層のかたさが変化することや, 拡散処理によつてほう化物層内のかたさの勾配がなくなつたり⁸⁾ することが報告されているので, FeB および Fe₂B 中の B 量や固溶している C 量にはほう化物層の表面と内部で多少の差があり, これが加熱中に均一化することによつて表面かたさの低下が起こつたのであろう. 表面からの脱 B もまったく考えられないこともないが, 顕微鏡的には確かめられな

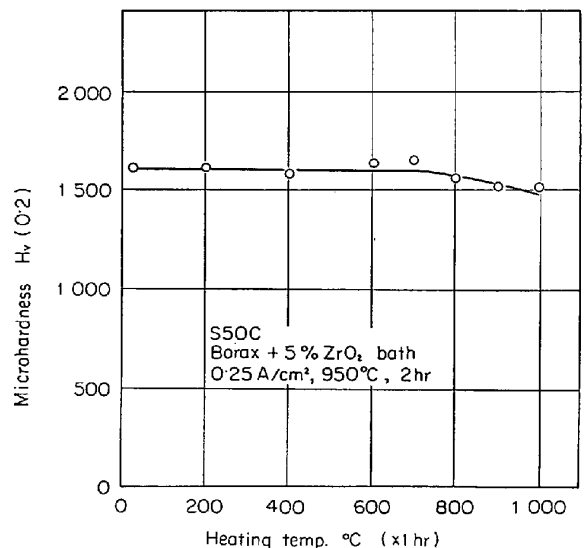


Fig. 3. Relationship between microhardness of boride layer and heating temperature.

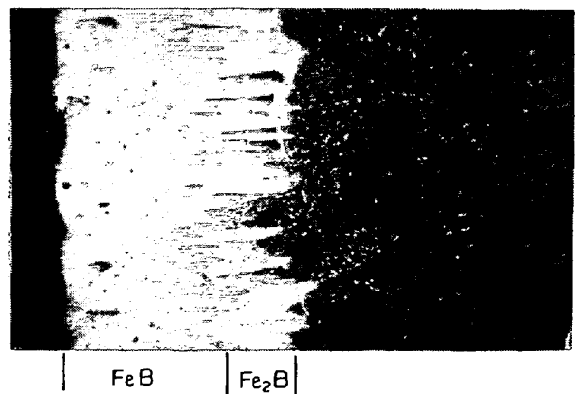


Photo. 1. Microstructure of boronized S55C used in Fig. 2. ×100 (7/8)

つた。

Fig. 4はFeB層の高温かたさの測定値であつて、ほ

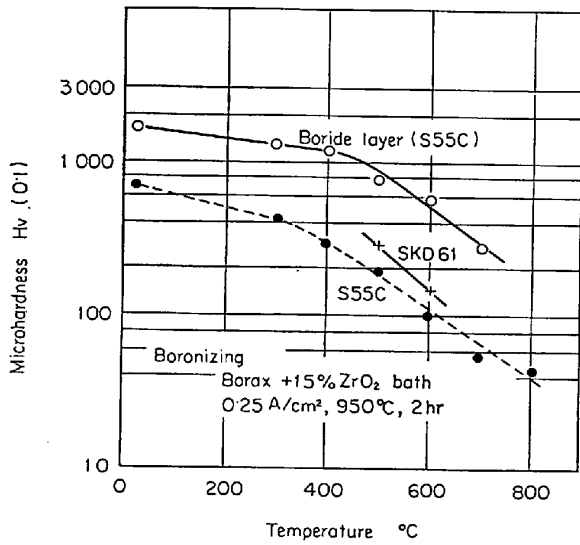


Fig. 4. Change of microhardness of boride layer of S55C and heat-treated S55C, SKD61 with temperature.

う化物層は焼き入れ、焼戻しのS55Cはもとより、ダイス鋼に比べても著しく高いかたさを持っている。ほう化物層がこのような高い熱間かたさを持っていることは他の研究者によつても認められている⁹⁾。

3.2 耐摩耗性

Fig. 5はすべり速度と摩耗量の関係を求めた結果である。非処理材とほう化処理材はまったく異なつた速度-摩耗量曲線を示しているが、1m/sec付近を除いてはほう化処理材はすべての速度で非処理材よりも摩耗量が小さい。速度の影響がまったく逆なので、速度が1m/secよりおそいほど、また逆に速いほどこの差は大である。ほう化処理材は0.1m/secの速度で非処理材の約1/10以下、4.6m/secの速度で1/29~1/30の摩耗しかささない。

ほう化処理材における鋼種と摩耗量の関係を見ると、全速度範囲において摩耗量はS45Cが大きくSKD1が小さい。炭素鋼に比べて冷間ダイス鋼および熱間ダイス鋼のほうが摩耗量の小さいことは、次のFig. 6からも明らかである。

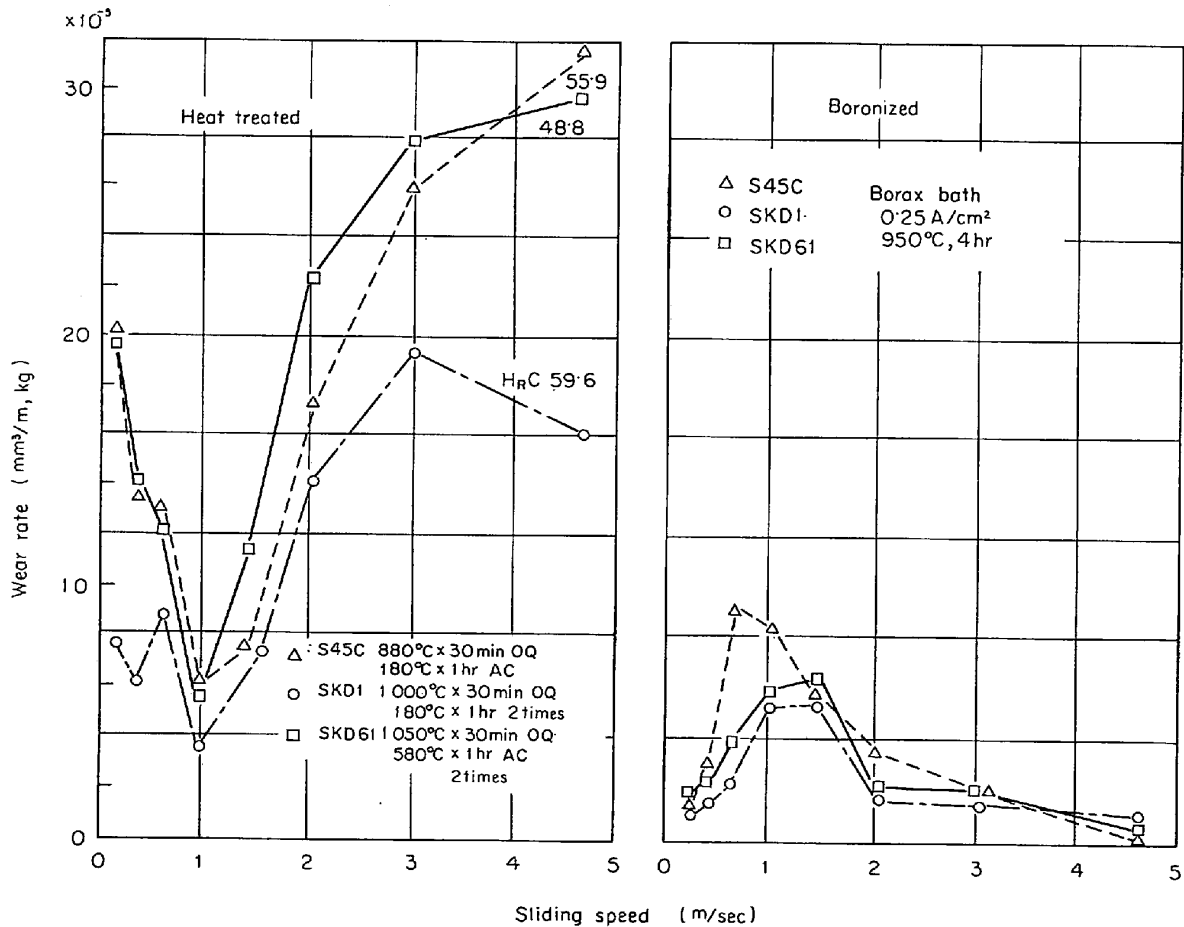


Fig. 5. Relationship between wear rate and sliding speed in the boronized and heat-treated steels.

Fig. 6 はほう化処理条件と摩耗量の関係を求めた結果である。個々に見ると傾向らしいものは見られるが、全体

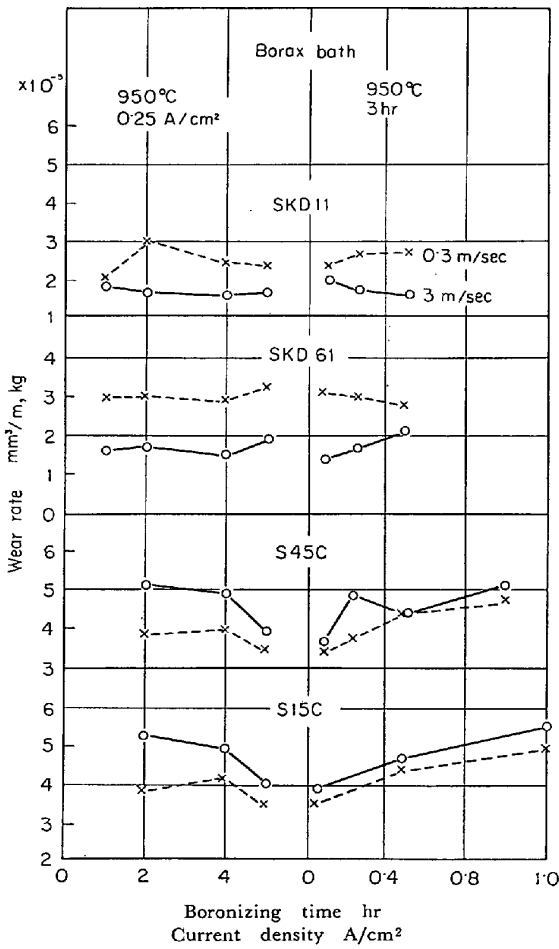


Fig. 6. Relationship between wear rate and boronizing conditions.

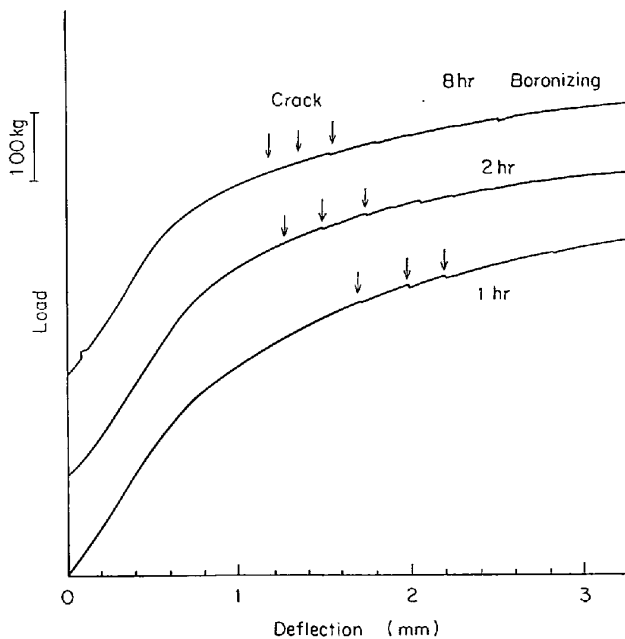


Fig. 7. Examples of load-deflection curves.

を通してみると、処理条件と摩耗量の間には各鋼に共通した明確な関係はないようである。なお、本実験における摩耗痕の深さは計算上約 $10\sim 38\mu$ で、すべて試片において摩耗痕はほう化物層内にとどまっていると判断される。

3.3 靱性

Fig. 7 はほう化処理後不完全焼き入れした試片について、抗折試験によつて得られた荷重-たわみ曲線の一例である。荷重をしないで大きくすると、初め圧縮応力側に微細な多数のクラックが発生し、やがて引張応力側にも大きな少数のクラックが発生し、これが荷重-たわみ曲線上に不連続点となつて現われている。ほう化処理後完全焼き入れした試片では、クラックの発生が見られずに破断にいたる。不完全焼き入れ材の荷重-たわみ曲線上に不連続点の現われるときのたわみ量は Fig. 7 に見られるようにほう化処理時間とともに減少する傾向がある。完全焼き入れ材は 0.4 mm 程度のたわみ量で破断した。

Fig. 8 はほう砂のみからなる浴を用いて 950°C , 0.25 A/cm^2 で $1\sim 10\text{ hr}$ 処理後、完全焼き入れした試片についてのほう化処理時間と破断荷重の関係である。同図にはほう化物層厚さも併記してある。図は省略したが、ほう化処理なしで保持時間を $1\sim 10\text{ hr}$ に変化させて焼入した試片の破断荷重は、保持時間にかかわらず一定で、約

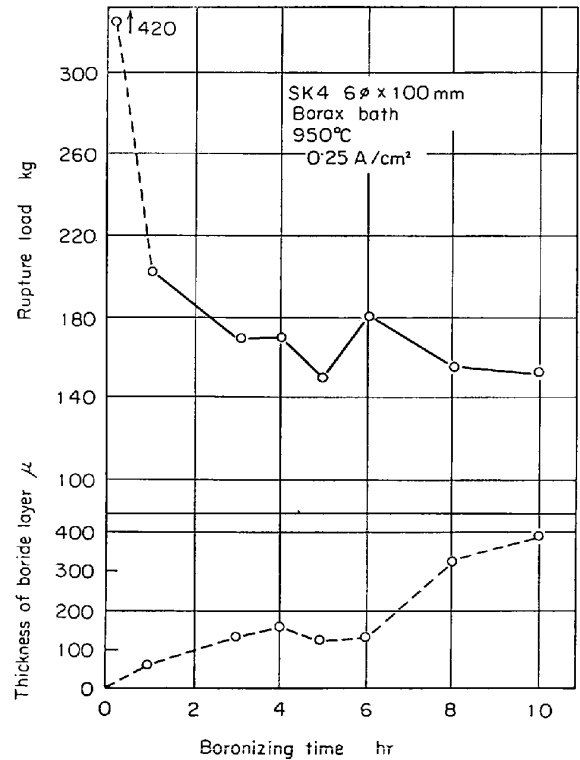


Fig. 8. Change of thickness of boride layer and rupture strength with boronizing time.

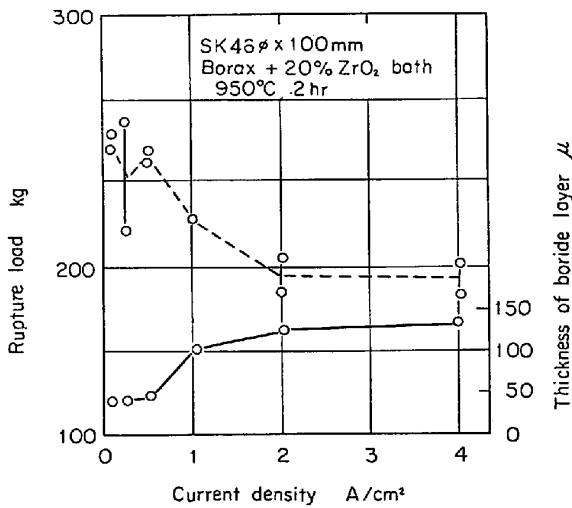


Fig. 9. Effect of current density on rupture strength and thickness of boride layer.

420 kg であつた。したがつて破断荷重が著しく低下するのはほう化物層が形成されるためであつて、950°C に長時間加熱されて母材の材質が劣化するためではないと考えられる。処理時間が長くなるにつれて破断荷重は低下する傾向であるが、ほう化物層厚さの増加のわりには低下の程度は著しくない。

Fig. 9 はほう砂に ZrO_2 を 20 wt% 添加した浴を用いて、950°C、2hr の条件で電流密度を 0.1~4A/cm² に

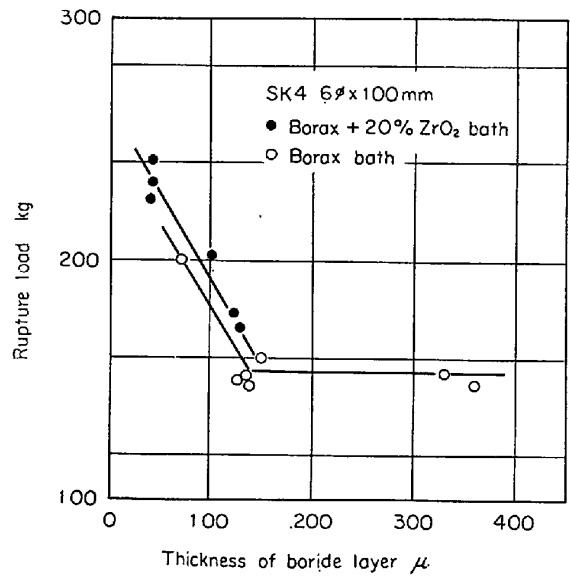


Fig. 10. Effect of thickness of boride layer on rupture strength of boronized SK4.

変化させた試片について得られた電流密度と、破断荷重の関係である。同図にはほう化物層の厚さも記入してある。電流密度の増大とともに破断荷重は減少している。電流密度の増大にともなつてほう化物層厚さも増大するので、前図の結果も含めてほう化物層厚さと破断荷重の関係で整理すると Fig. 10 のようになる。150 μ の厚さ

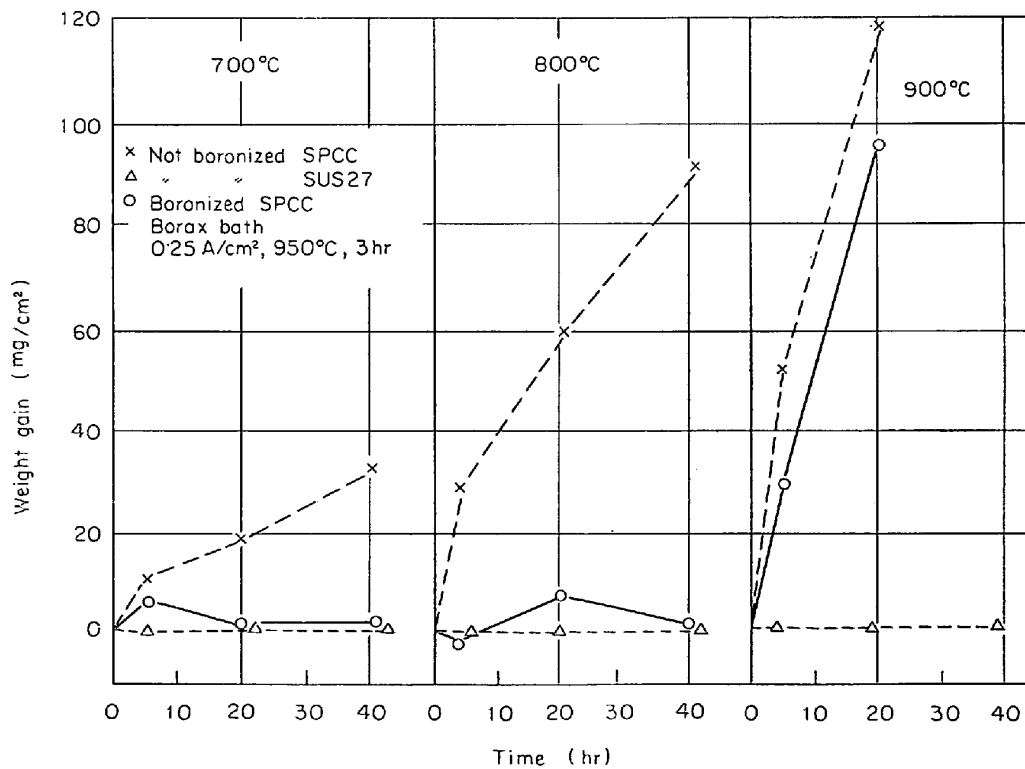


Fig. 11. Oxidation rate of boronized SPCC and not boronized SPCC and SUS27 at 700°C, 800°C and 900°C in air.

Table 1. X-ray diffraction line spacings and intensities obtained from specimens after oxidation test.

Observed d value (Å) and Intensities			d value (Å) and intensities in ASTM cards								
700°C 20 hr	800°C 20 hr	900°C 20 hr	α -Fe	FeB	Fe ₂ B	α Fe ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	B ₂ O ₃	B ₂ O ₃ (hex.)	B ₇ O	Fe ₃ BO ₆
—	—	7.58(6)					4.85(40)			4.34(60)	
—	—	4.18(21)								4.11(80)	
—	—	4.08(9)									4.06(20)
—	4.04(5)	—						3.80(25)			
—	—	3.70(80)								3.71(60)	
					3.61(7)	3.66(25)					3.69(80)
3.51(80)	3.52(55)	—							3.42(50)		
—	3.21(80)	—		3.26(60)							
3.19(80)	—	3.19(13)						3.21(100)			
—	—	3.10(5)									
2.97(6)	—	2.96(44)					2.97(70)				2.96(100)
—	—	2.95(70)									
								2.92(12)			
				2.74(80)					2.78(90)		
2.69(80)	2.70(62)	2.68(18)				2.69(100)				2.68(40)	2.68(20)
2.63(6)	—	2.62(39)									
—	—	2.59(12)						2.60(9)			
—	—	2.58(23)								2.57(100)	
2.56(8)	—	2.56(46)			2.56(15)						2.56(60)
—	—	2.52(80)				2.51(50)	2.53(100)				2.52(20)
—	—	2.48(19)						2.48(10)			2.48(30)
				2.38(80)							2.37(70)
2.31(21)	2.32(14)	—									
—	—	2.27(12)		2.28(80)				2.26(13)		2.28(100)	
—	2.24(8)	—							2.23(70)	2.25(40)	2.24(20)
—	—	2.21(10)									
—	—	2.19(14)		2.19(100)		2.20(30)				2.18(40)	
—	—	2.17(20)							2.17(10)		2.17(30)
2.13(80)	2.13(80)	—			2.12(25)						
							2.10(70)		2.10(100)		
2.09(35)	2.09(20)	2.09(10)									
—	—	2.08(4)									
2.03(80)	2.03(80)	—	2.03(100)								
2.02(80)	2.02(61)	—		2.01(100)	2.01(100)						
—	—	2.00(5)									
1.93(19)	—	—						1.98(8)			
—	—	1.89(5)		1.90(100)					1.92(20)		1.89(30)
1.84(36)	1.84(20)	1.84(69)			1.83(6)	1.84(40)				1.86(40)	
1.81(6)	—	1.81(7)		1.81(80)					1.82(20)		
1.75(10)	1.76(6)	—							1.71(50)		
—	—	1.70(80)								1.69(40)	
—	1.69(5)	—				1.69(60)					
—	—	1.68(12)		1.67(80)							
1.67(22)	1.67(14)	—									
—	—	1.66(12)							1.66(10)		1.66(60)
1.65(10)	1.65(7)	—								1.65(40)	
1.64(17)	1.64(12)	1.64(4)									
1.63(11)	—	—			1.63(18B)						
1.62(11)	1.62(8)	—									
—	1.60(7)	1.60(19)		1.60(80)			1.61(85)				
—	—	1.59(6)									

までは、ほう化物層厚さの増大とともに破断荷重は減少して、処理時間や電流密度による破断荷重の変化は、ほう化物層厚さの変化によると判断される。また同一厚さで比較すると、ほう砂のみからなる浴で処理したものより、 ZrO_2 を添加した浴で処理したもののほうが破断荷重が大きいことが注目される。

3.4 耐酸化性

Fig. 11 はほう砂のみの浴で $950^{\circ}C$ 3hr, $0.25 A/cm^2$ の条件でほう化処理した SPCC および処理なしの SPCC および SUS27 について酸化増量と時間の関係を求めた結果である。 $700^{\circ}C$ および $800^{\circ}C$ ではほう化処理材は SUS27 なみに酸化増量は小さいが、 $900^{\circ}C$ ではほう化処理なしの SPCC と大差がない。試験後の表面を観察すると、 $700^{\circ}C$ では試片の全面が黄褐色で手でふれると剝離する。 $800^{\circ}C$ では黄緑色を呈し、手でこすつても手に粉が付着する程度の緻密に固着した酸化層が見られる。 $900^{\circ}C$ になると全面に黒色の厚い酸化物が発生し部分的にふくれが見られるとともに試験中に相当の剝離がある。これらの酸化層を X線回折したところ Table 1 のような回折線が得られた。 X線回折は Co ターゲット、 Fe フィルターを使用し、印加電圧 30kV で行なつた。 $700^{\circ}C$ と $800^{\circ}C$ では大きな差がなく、 αFe , Fe_2B

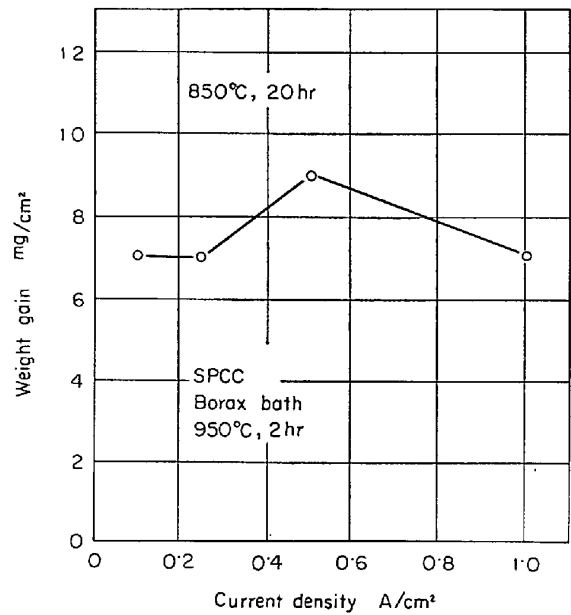


Fig. 12. Relationship between current density and weight gain of SPCC in oxidation test.

が同定されるほか、 αFe_2O_3 , Fe_3O_4 , B_2O_3 , B_2O_3 (hex) の存在の可能性が認められる。また共通した未知の強度のあまり強くない回折線が数本存在した。 $900^{\circ}C$ では FeB , αFe_2O_3 , Fe_3O_4 , B_2O_3 , B_7O が同定されるほか、 Fe_3BO_6 の可能性も認められる。また $700^{\circ}C$ および 800

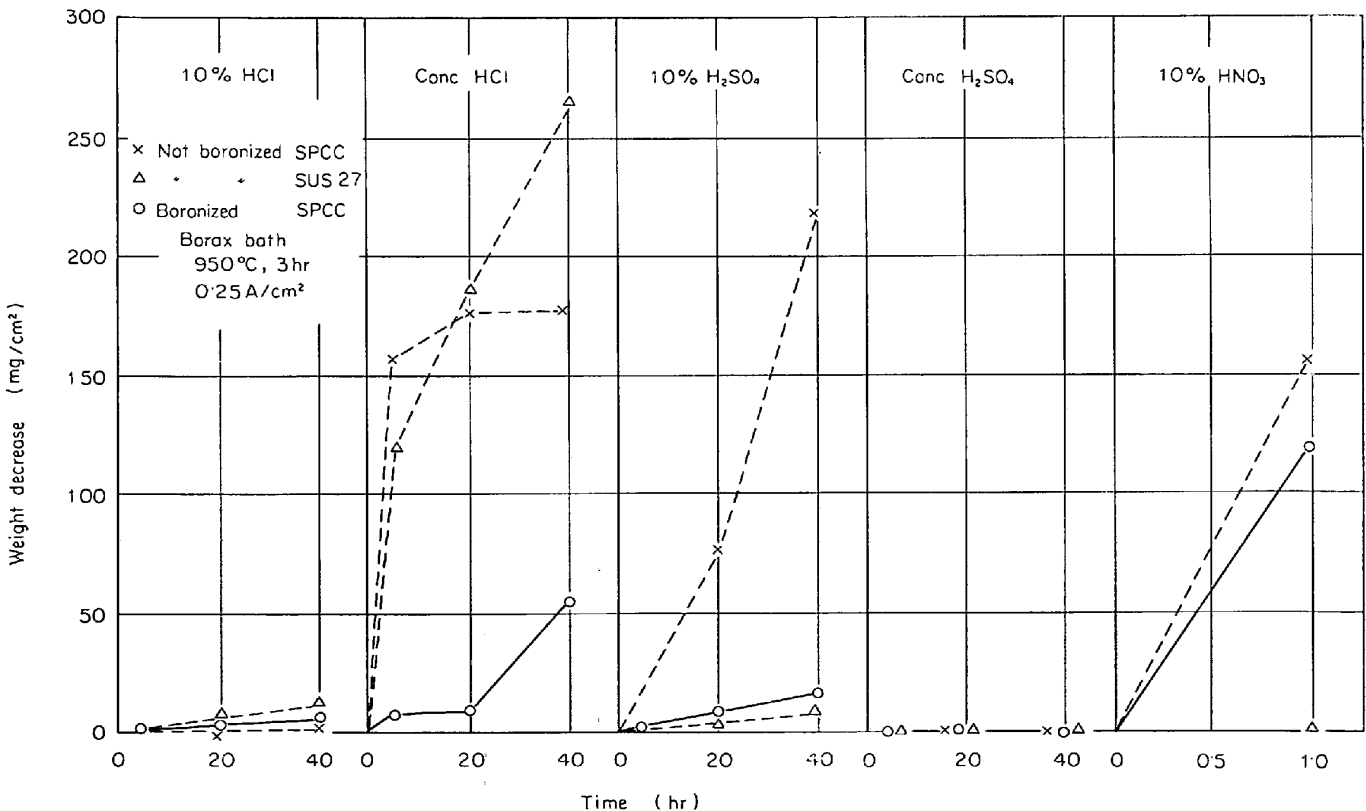


Fig. 13. Weight decrease of boronized SPCC and not boronized SPCC, SUS27 in HCl, H₂SO₄ and HNO₃.

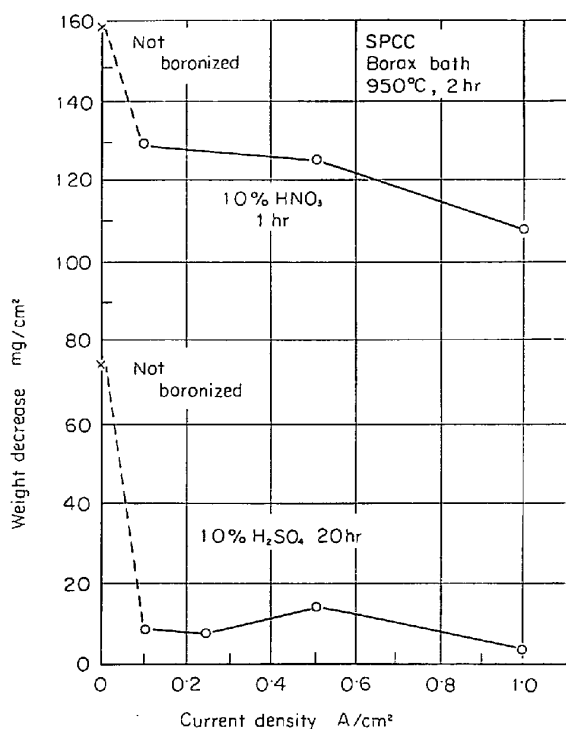


Fig. 14. Relationship between current density and weight decrease of boronized SPCC in 10% HNO₃ and 10% H₂SO₄.

°Cに見られたのは別の強い未知の回折線が存在した。700°Cおよび800°CでFeB, 900°CでFe₂Bが認められないのは疑問であつて、これについてはなお検討を要する。このように700°CですらBおよびFeの酸化物が形成されることから酸化増量は小さいながら、ほう化処理にそれほど大きな耐酸化性向上の期待を寄せることはできないであろう。

Fig. 12 はほう砂のみの浴を用いて950°C 2hrの条件で電流密度を0.1~1 A/cm²に変化させたSPCCについて850°Cで加熱したときの酸化増量と電流密度の関係を求めた結果である。電流密度の影響は明確に認められない。850°Cでの加熱では800°Cでの加熱と同じく黄緑色の厚い酸化物が発生した。

L. S. LYAKHOVICH らも0.45%Cの炭素鋼について耐酸化試験を行ない、700, 800, 850°Cでは非処理材に比べて酸化増量は小さいが、900°Cではほう化処理材の方が酸化増量はかえつて大きくなることを示している¹⁰⁾ われわれの結果とはほぼ一致している。ただ彼らの結果ではほう化物層の厚さが100μの場合には、150μ以上の場合に比べて酸化増量が大いだが、われわれの結果では明らかな差は見られない。なお河上は700~900°Cの温度での耐酸化性を試験し、5 A/dm²の電流密度で処理した方が、3 A/dm²で処理したものより耐酸化性がすぐれ

ていることを示している¹¹⁾。

3.5 耐食性

Fig. 13 はほう砂のみの浴を用いて950°C 3hr 0.25 A/cm²の条件でほう化処理したSPCCおよび非処理のSPCC, SUS27を各種の酸に浸漬したときの腐食減量である。10% HNO₃水溶液ではほう化処理材の表面はかなりあれていて、非処理材に比べて腐食減量はわずかに減少していない。しかし10% H₂SO₄水溶液およびconc HClでは非処理材に比べて腐食減量は小さくなり試片表面にも明確な外観の変化はなかつた。SUS27と比較して10% H₂SO₄水溶液では同等、conc HClでは著しく小さい腐食減量を示し、耐食性改善の効果は大きい。また10% HCl水溶液およびconc H₂SO₄でも腐食減量は小さかつた。

Fig. 14は10% HNO₃水溶液および10% H₂SO₄水溶液について、950°C 2hr処理のときの電流密度の影響を調べた結果であるが、明確な差は認められない。

このようにほう化処理によつて一部の酸に対する耐食性は著しく改善されたが、これと同じような結果は他の研究者によつて認められている¹¹⁾¹²⁾。

4. 考 察

以上の実験から、ほう化物層は常温、高温で高いかたさを持ち耐摩耗性にすぐれているばかりでなく、耐酸化性、耐食性もかなり優秀であることが確かめられた。靱性はよくないが、ほう化物が母材の中に舌状に入っているためか、多数のクラックが入つても剥離が起りやすい。したがつて常温でのすべり摩耗はもとより、たとえば熱間鍛造型のようなヒートチェックや、高温での摩耗が問題になるような用途に対しては有効であると考えられる。

耐食性を生かして腐食雰囲気で用いられる部品、耐酸化性を生かして高温雰囲気で用いられる部品への適用も条件によつて有効であろうが、摩耗を伴わない純粋な耐食、耐酸化の用途には、アルミナイジングやクロマイジングのようなこれらの特性にとくにすぐれた他の表面被覆法のほうがさらに有効な場合が多いであろう。

なお摩耗試験結果について多少の考察を加える。

Fig. 5の非処理材の速度-摩耗量曲線の形は鉄系によく見られる^{13)~16)}もので、摩耗量極小を示す速度付近が付着限界に相当し¹⁴⁾、これ以下の速度(非付着域)では雰囲気気体の吸着のために、摩耗粉が微細な酸化物として脱落するのに対して、これ以上の高速(付着域)では気体の吸着時間が短いために凝固が起りやすく、摩耗粉は大きな金属粉として発生すると考えられている¹⁷⁾。

本実験の場合も低速側では褐色の微細な酸化物と見られる摩耗粉が発生し、摩耗痕表面およびその付近にもこれが多量に付着した。高速側では金属色の摩耗粉が発生し、摩耗痕表面にも、円板表面にも、著しい付着物は認められなかつた。

ほう化処理材の場合には 1m/sec 付近までは非ほう化処理材の低速の場合と同じような状況であるが、1~1.4m/sec 付近では摩耗痕付近への摩耗粉の付着もなく、摩耗痕は金属光沢を呈している。速度がさらに上昇すると摩耗痕表面はやや黒ずんだ光沢となり、円板の表面も斑状に部分的に黒青色となる。この状況から判断すると、これも一般的に鑄鉄、その他に速度の影響としてよく認められている¹⁰⁾の一致して、0.6m/sec 付近までは酸化摩耗、1~1.4m/sec 付近は機械的破壊摩耗、2m/sec 以上では溶着溶融摩耗が主体となつていようである。

このように 1~1.4m/sec 付近では、ほう化処理材と非ほう化処理材の摩耗の機構が異なつているので、単純に摩耗体積をもつてほう化処理材の方が非ほう化処理材より耐摩耗性が劣ると判断することには問題がある。実用の摩耗の多くの場合は潤滑油が用いられるが、潤滑油が用いられない場合でも、相手材がひんぱんに取りかえられるいわゆる処女面摩耗であつて、摩耗粉が相手材および摩耗部表面に多量に固着して摩耗量に影響することは一般には起こらないからである。したがつて 1~1.4m/sec の速度でも実用の場合には、ほう化処理材の方が摩耗量が小さい結果になることが多いであろう。

非処理材とほう化処理材の差から比べれば小さいが、Fig. 6 に示すようにほう化処理条件は耐摩耗性に多少の影響を持つている。また影響の仕方も鋼種によつて多少差がある。これを理解するには形成されるほう化物の組成や構造、ほう化物層の残留応力など、耐摩耗性に関係する諸因子とほう化処理条件の関係を明らかにすることが必要であろう。なお、熱間鍛造型の寿命にはほう化処理の条件が著しく影響することも報告されているが¹⁹⁾、これが単に耐摩耗性の差によるのか、機械的衝撃あるいは熱衝撃など他の因子に関係したものか十分に明らかにされていない。

鋼種と耐摩耗性の関係について、本研究では炭素鋼よりもダイス鋼の方が耐摩耗性がすぐれている結果が得られたが、熱間鍛造型において合金鋼よりも炭素鋼の方が寿命が長いとの報告がある¹⁹⁾。本研究における摩耗の条件と熱間鍛造型が受ける摩耗の条件では差がある上に、熱間鍛造型では機械的および熱的衝撃など、研究室的な摩耗試片には見られない因子があるためであろう。

5. 結 論

炭素鋼および合金工具鋼に電解ほう化処理をほどこしこれについてかたさ測定、すべり摩耗試験、抗折試験、酸化試験および腐食試験を行ない、以下のような結論を得た。

(1) 炭素鋼の表面に形成されたほう化物層は、熱間ダイス鋼に比べて著しく高い高温かたさを持つている。

(2) 炭素鋼のほう化処理材よりも、冷間ダイス鋼のほう化処理材の方が耐摩耗性はすぐれているが、炭素鋼のほう化処理材でも熱処理された冷間ダイス鋼に比べて耐摩耗性は著しく優れている。

(3) ほう化処理によつて抗折力は低下する。

(4) ほう砂のみの浴よりも、ほう砂と ZrO_2 の混合浴で処理した方が抗折力は大きい。

(5) 800°C 以下の温度ではほう化処理によつて耐酸化性は改善されるが、700°C でも Fe および B の氧化物が形成され、耐酸化性に関しては大きな期待は持てない。

(6) 10% H_2SO_4 水溶液および conc HCl における耐食性は、ほう化処理によつて著しく改善される。

(7) 耐摩耗性、耐酸化性および耐食性に対するほう化処理条件の影響は小さい。

文 献

- 1) エリ・エス・リヤホヴィッチ, エリ・ゲ・ウォロシニン: 鋼の表面ほう化処理, (1967), [日ソ通信社]
- 2) ヴェ・ペ・プルホフ: 鉄と鋼のポロナイジング, (1971), [日ソ通信社]
- 3) 楠, 鳥居, 朝倉, 小松, 新井, 杉本: 投稿中
- 4) H. KUNST and O. SCHAABER: Härtereitechn. Mitt, 22 (1967) 4, p. 276
- 5) L. S. LYAKHOVICH and L. G. VOROSHININ: Protective coatings on metals, vol 1, (1969), [c/b Consultants Bureau]
- 6) L. S. DURAREVICH and M. A. BALTER: Protective coatings on metals, vol 1, (1969), [c/b Consultants Bureau]
- 7) I. S. DUKAREVICH: Metal Science and Heat Treatment, (1968) 9-10, p. 774
- 8) 片桐, 藤井, 高本: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 247
- 9) G. V. SAMSONOV and A. P. EPIK: Coatings of High Temperature Materials, (1966), [Plenum]
- 10) エリ・エス・リヤホヴィット, エス・エス・ブラギレフスカヤ: 金属の保護被覆, (1968), p. 127, [日ソ通信社]
- 11) 河上: 熱処理, 11 (1971) 1, p. 32
- 12) 牟田, 戸田, 島軒: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 296

-
- 13) 新井, 小松: 鉄と鋼, 59 (1973) 6, p. 738
14) 笹田, 喜熨斗, 江川: 潤滑, 11 (1966) 10, p. 427
15) 伊東: 機械試験所報告 41 号, 金属の摩耗機構に関する研究, (1961), p. 61 [機械技術協会]
16) 曾田, 笹田: 潤滑, 10 (1965) 2, p. 125
17) 笹田: 潤滑, 9 (1964) 2, p. 89
18) 朝倉: 日本学術振興会, 第 6 小委員会報告, 金属の摩耗, (1938), p. 18, [丸善]
19) L. M. SORKIN: Metal Science and Heat Treatment, (1969) 1-2, p. 35
-