

Fig. 1. Yielding stress of shear plane.

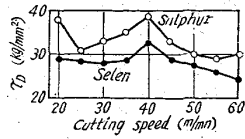


Fig. 2. Breaking shear stress of tool-chip contact plane.

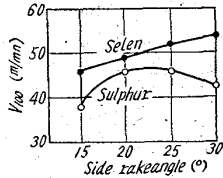


Fig. 3. Cutting speed of 100 mn tool-life.

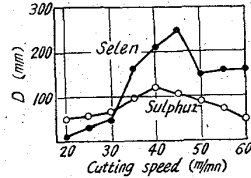


Fig. 4. Curling diameter of chips.

断応力は切削熱および凝着部剪断時の歪速度に関係する外は工具と被削材または切屑間の固有の親和性を示し、切削力、切屑厚さ、工具、切屑接触長さの実測値から算出出来る。この値を Fig. 2 に示す。セレン鋼の破壊剪断応力は切削速度にかかわらず硫黄快削鋼より大きく、摩擦面の発熱、工具の摩耗はすくない筈である。したがってセレン鋼の工具寿命は硫黄快削鋼よりよいと考えられ、工具寿命試験結果から工具寿命100mnに相当する切削速度 (V 100) で両鋼種を比較すると Fig. 3 のようになり、工具のすくい角にかかわらずセレン鋼がまさっている。

IV. 切屑の破碎性

切屑の破碎性は一般に切屑が小さくまるまるかどうかができまり、切削時剪断面における歪が剪断面全体に拡がる場合は直線的な切削が出、歪が局部にとどまる場合はまるまる。この歪の局所化の程度を切屑の形状、その他の実測値から算出すると、セレン鋼の剪断歪の局所化の程度は切削速度 30 m/mn 以下で硫黄快削鋼より強く、それ以上では弱い。したがってセレン鋼の切屑の破碎性は硫黄快削鋼に比し切削速度 30 m/mn 以下でよく、以上でわるい筈で、切屑のまるまりの直径を測定した結果を Fig. 4 に示すが、上述の剪断歪の局所化の程度の傾向とはほぼ合っている。

V. 仕上面あらさ

仕上面あらさは構成刃先生成領域ではその生成がほしいほどわるく、また構成刃先が消滅するような切削速度の高い領域では破壊剪断応力が大きいものほど仕上面はわるくなる。構成刃先はある一定の切削温度範囲で生成する。さきに述べたようにセレン鋼の降伏剪断応力は硫黄快削鋼よりひくいから当然切削温度もひくいはずで、切削温度を等しくするには切削速度をあげなければならない。したがってセレン鋼は硫黄快削鋼に比し高速域で構成刃先を生じ、仕上面もまた高速域で劣化する。またセレン鋼の破壊剪断応力は硫黄快削鋼よりひくいから構成刃先の影響のない切削速度域ではセレン鋼の仕上面あらさはよくなるものと思われる。仕上面の測定結果を Fig. 5 に示す。セレン鋼の仕上面あらさは切削速度 30~40 m/mn で悪く、硫黄快削鋼では 20~30 m/mn で悪い、これはいずれも構成刃先の影響である。なお図

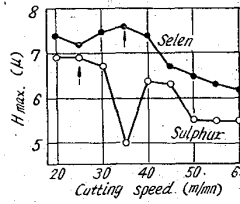


Fig. 5. Surface roughness parallel to feed mark.

からセレン鋼は切削速度が 80 m/mn 付近から高速側では硫黄快削鋼より仕上面がよくなるものと考えられ、ほぼ前述の考察と合っている。しかし硫黄快削鋼の切削速度 35 m/mn および 45 m/mn における仕上面あらさの変化の原因は今のところわからない。

VI. 結 言

セレン快削鋼は高速度鋼工具による仕上旋削において硫黄快削鋼に比し工具寿命はややよく、切屑の破碎性、仕上面あらさは劣る。しかし降伏剪断応力、破壊剪断応力が硫黄快削鋼に比しひくいこと、剪断歪の局所化の程度が切削速度 40 m/mn 以上で硫黄快削鋼にくらべ小さい点はさらに切削速度の高い領域で工具寿命が一層よくなることを示している。また仕上面あらさは破壊剪断応力が小さいので当然高速域ではよくなる。なお切削の破壊性は硫黄快削鋼より高速化によりよくなることはないと思われるが改善されるはずである。つぎにセレン鋼の降伏剪断応力が硫黄快削鋼に比しひくい原因ははつきりしないが、破壊剪断応力がひくいのはセレン介在物の潤滑性が硫黄に比しよいためであり、また剪断歪の局所化の程度がすくないのはセレンが硫黄より金属的なためその弾性係数が生地のものに近い上に介在物の形状がやや小型のためと思われる。要するにセレン快削鋼は硫黄快削鋼が低速域に適するのに対し高速域に適するもので、今後発展すべきものと考えられる。

620.193, 96:546.221
620.199:669.1574-199

(177) 硫化水素による鋼の腐食挙動の観察 P. 645~647
日本製鋼所室蘭製作所研究所
石塚 寛・○千葉 隆一
Some Observations on Corrosion Behavior of Steels by in Contact with Hydrogen Sulfide.

Hiroshi ISHIZUKA and Ryuichi CHIBA.

I. 緒 言

多くの石油精製工業において、原油中に存在する S および S 化合物による鋼構造物の損害が非常に大きいことは古くからよく知られている。H₂S は原油中に最初から含まれているものもあるが、精製過程で S およびその他の S 化合物も、種々なる化学反応によりそのほとんどが H₂S に変化する。H₂S または H₂S 水溶液中の鋼の腐食については多くの試験結果が発表されているが、その腐食に関する諸因子について組織的に研究したものは比較的少なく、かつ H₂S と種々の酸または塩化物とが共存する環境における鋼の腐食現象について研究した報告は余りない。筆者らは H₂S の醋酸水溶液中で、数種の鋼について実験室的浸漬試験を行ない、それらの耐食性を比較し、さらに鋼中の各種合金元素の影響および熱

処理の影響を調査して、2, 3 の興味ある結果を得たので報告する。

II. 供試料および試験方法

(1) 供試料

高周波誘導電気炉により 5kg 鋼塊を溶製し、それを鍛造して板材にした。そして所定の熱処理を施した後、機械削りして 125×50×5mm の試験片を作製し、さらにこれを #100 エメリペーパーにて表面を研磨仕上げした。各試験片の化学組成と熱処理は Table 1 に示す通りである。steel No. 1~5 は現用のある鋼と同成分を有し、No. 6~11 は合金元素の影響を調べるために、低炭素 Mn 鋼をベースにしてこれに P, Ni, Cr, Mo, Cu および Zr などの特定の元素のみを単独に多く添加したものである。

(2) 試験方法

H₂S による鋼の腐食反応を加速せしめるために、H₂S ガスの吸収液として 5% CH₃COOH を用いた。すなわち、H₂S を飽和せしめた 5% CH₃COOH 中に、あらかじめ脱脂洗滌し表面積および重量を測定した試験片を各鋼種ごとに浸漬した。室温において一定時間保持後その試験片を取り出し、腐食生成物を除去した後重量損失量を測定した。また試験後の試験片の表面状況および内部亀裂の状態を詳細に観察した。

III. 試験結果

(1) 現用鋼についての試験結果

No. 1~5 の試験片について、11 日間および 30 日間浸漬試験を行なった結果を Fig. 1 に示す。Mn-Ni-Cr-Mo 系 (No. 4) が最

も腐食量少なく、13% Cr 鋼 (No. 5) はこの種の腐食媒中では最も腐食量が多かつた。

また 13% Cr 鋼 (No. 5) を除く他の鋼には、多少の差はあるが試験片の表面に blister を生じた。その表面の状態を Photo. 1 に示す。低炭素鋼 (No. 1, 2) および低炭素 Mn 鋼 (No. 3) に

は無数の blister がみられるが、Mn-Ni-Cr-Mo 鋼 (No. 4) ではその数が非常に少なくなっている。

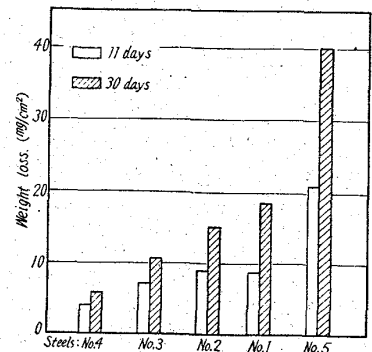


Fig. 1. Results of total immersion test in 5%-CH₃COOH saturated with H₂S.

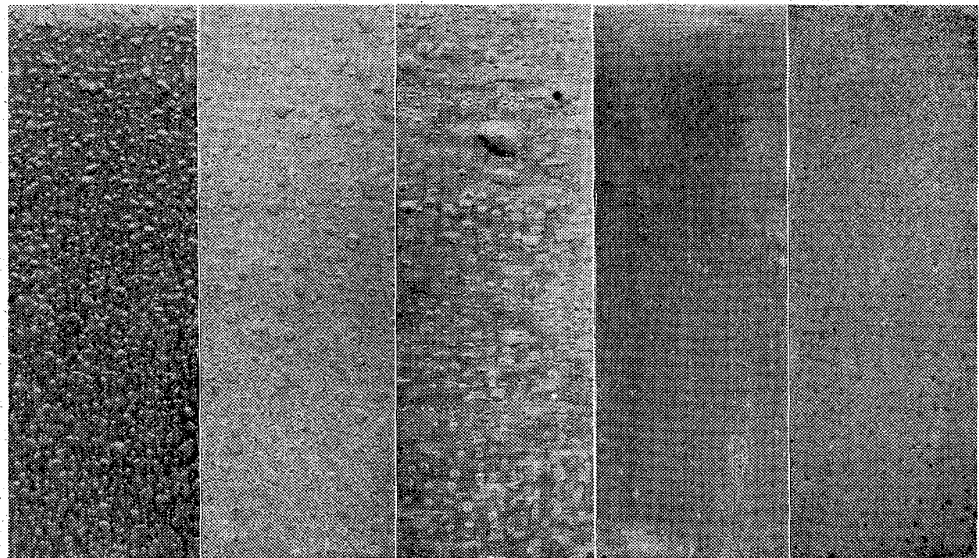


Photo. 1. Surface appearances of various steels after immersion for 11 days in 5%-CH₃COOH saturated with H₂S.

Table 1. Chemical composition (%) and heat-treatment of specimens.

Steel No.	Types	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Zr	Heat-treatment
1*	Low C-Si-Mn	0.03	0.01	0.10	0.004	0.024	0.12	0.05	0.19	0.02	—	880°C W. Q., 650°C A. C.
2	0.1% C.	0.14	0.24	0.69	0.014	0.019	0.19	0.03	0.19	0.04	—	
3	Mn	0.13	0.32	1.10	0.017	0.011	0.15	0.06	0.21	0.03	—	900°C W. Q., 670°C A. C.
4	Mn-Ni-Cr-Mo	0.11	0.35	0.85	0.029	0.011	0.90	0.42	0.14	0.34	—	
5	13% Cr	0.06	0.80	0.59	0.016	0.004	0.24	12.9	0.17	0.09	—	{ 920°C A. C. 920°C W. Q., 680°C A. C.
6	Mn-P	0.12	0.04	0.53	0.278	0.029	0.08	0.17	0.06	0.03	—	
7	Mn-Cu	0.18	0.20	0.85	0.021	0.028	0.10	0.14	0.91	0.05	—	{ 920°C A. C. 890°C W. Q., 680°C A. C.
8	Mn-Ni	0.16	0.49	1.10	0.010	0.013	1.87	0.04	0.16	0.02	—	{ 920°C A. C. 850°C W. Q., 680°C A. C.
9	Mn-Cr	0.14	0.49	1.15	0.011	0.014	0.14	1.94	0.17	0.02	—	{ 920°C A. C. 870°C W. Q., 680°C A. C.
10	Mn-Mo	0.17	0.29	1.15	0.013	0.018	0.12	0.07	0.17	0.74	—	{ 920°C A. C. 920°C W. Q., 680°C A. C.
11	Mn-Zr	0.13	0.43	1.24	0.010	0.016	0.12	0.05	0.17	0.02	0.56	{ 920°C A. C. 920°C W. Q., 680°C A. C.

* Vacuum-melted

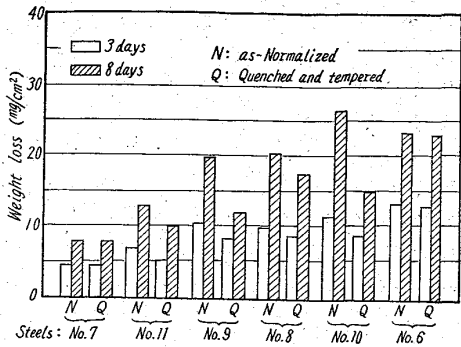


Fig. 2. Results of total immersion test in 5% CH₃COOH saturated with H₂S.

これらの blister の内部でみられる sulfide corrosion cracks は一般に試験片の表面から約 1.5~2mm 程度までの深さに生じている。なおこの割れは硫化物系介在物の多い部分に比較的多数発生し、また割れと介在物が連らなっている例も数多く観察された。

(2) 各種元素の影響および熱処理の影響

Table 1 の No. 6~11 の試料の焼準ままおよび焼入れ焼戻しを施した 2 種の状態のものについて、各種元素添加の影響ならびに熱処理の影響を調べるために同様の試験を行なった。Fig. 2 に腐食量を測定した結果を示す。すなわち熱処理状態のいかにかわらず、Mn-Cu 系 (No. 7) が最も腐食量が多く、ついで Mn-Zr 系 (No. 11) が良結果を示し、Mn-P 系 (No. 6) は最も腐食量が多かった。また一般に、Mn-P 系 (No. 6) および Mn-Cu 系 (No. 7) 以外の他の鋼種においては、焼準ままの状態よりも調質後の状態のものの方が耐食性は良くなっているのがわかる。

つぎにこれらの鋼の表面に形成した blister の数にも、添加元素の種類による相違が認められた。すなわち Mn-Ni 系 (No. 8) および Mn-Cr 系 (No. 9) ではその数が非常に少なく (No. 9 は焼準ままの状態では全く認められなかった)、Mn-Zr 系 (No. 11) および Mn-Cu 系 (No. 7) ではやや多く、Mn-Mo 系 (No. 10) および Mn-P 系 (No. 6) では非常に多く観察された。しかし blister の発生数におよぼす熱処理の影響は明瞭ではなかった。

なお以上の結果において、腐食減量と blister の発生数との間には特に関連性は認められないようである。ただ Mn-Mo 系 (No. 10) および Mn-P 系 (No. 6) については、腐食減量と blister の数はともに他よりも多かつた。

IV. 結 言

H₂S 飽和 5% CH₃COOH による鋼の腐食挙動を観察するため、種々なる鋼について実験室的浸漬試験を行なった。

(1) 数種の現用鋼についての試験の結果、調質を施した低炭素 Mn 鋼の耐食性は良く、またこれに Ni, Cr および Mo の少量を加えた低合金鋼はさらに耐食性が良く、かつ sulfide-corrosion cracking に対しても感受性は少なかった。一方 13% Cr 鋼は sulfide-corrosion crack は全く生じなかつたが、この腐食媒剤中で腐食量は多かつた。

(2) 低炭素 Mn 鋼をベースとして、これに単独に P, Ni, Cr, Mo, Cu および Zr などの元素を添加し、その影響を調べた。その結果、耐食性については Cu および Zr の添加が好結果を示し、また sulfide-corrosion cracking に対しては Ni および Cr がその感受性を小さくした。一方、P および Mo はその感受性を増す。なおこの試験において、焼入れ焼戻しを施したものは焼準ままの状態のものに比べて一般に耐食性は良いが、sulfide-corrosion cracking に対する感受性は改善されない。

62/795.3:667.633.266:620.191.36
669.146.9-415:669.686.5

(178) ブリキ塗装時のアイホール発生について P.647~649

八幡製鉄所技術研究所

工博 豊島 清三・工博 瀬川 清

○朝野秀次郎・兼近 勝則

Occurrence of Eye-Holes in Lacquering on Tinsplate.

Dr. Seizo TESHIMA, Dr. Kiyoshi SEGAWA, Hidejiro ASANO and Katunori KANECHIKA.

I. 緒 言

蒸メッキブリキの使用量が増大するとともに、ブリキにラッカーを塗布して用いることが多くなつてきた。しかし、ラッカー塗布する上で大きな問題になるのがアイホール発生である。そこでアイホールの発生しやすいラッカーを用い、ブリキ製造上アイホール発生に関係ある要因を検討した。取り上げた因子は、塗油量、油の種類、酸化錫量、ラッカー種類、温度などであり、また時効によるアイホール性の変化も調べた。つぎにアイホールの発生原因について赤外線分析などを行ない反応速度論的検討を加えた。

II. 実験方法および結果

(1) 試験方法

試験ラッカーにはフェノリック系試験用ラッカー (N 社製) 1 容に対し 2 容のブタノール混合溶液を用い、これに浸漬塗布後、210°C で 10 分間焼付ける。判定法はアイホール部分面積に対する割合を以つて表わすことにした。

(2) 時効とアイホール

塗油直後のブリキではアイホールは発生し難く、従来からアイホール研究の障害をなしていた。これは試験用ラッカーでも同様である。しかし綿実油塗布ブリキは塗油後、日数が経過するとともに漸次ラッカー塗布によるアイホール発生が起りやすくなることが判つた。

(3) 他のラッカーとの比較

実用ラッカー 10 種類と試験用ラッカーのアイホール性について比較実験を行なった所、フェノールエポキシラッカー 1 種を除いて他の実用ラッカーはアイホールが発生せず、アイホール発生したラッカーと試験用ラッカーとは時効に対しアイホール発生率が同様な傾向を示した。このことよりアイホールはラッカーの種類が最も大きく影響するものであり、試験に用いたフェノール系ラ