

Table 1. Experimental values.

		Flash current A/mm <sup>2</sup>			4.8			5.1			5.5		
Item													
Passing time of upset current 0.063	Upset current A/mm <sup>2</sup>	16.5	17.4	12.5	16.5	17.4	18.5	16.5	17.4	18.5	16.5	17.4	
	Rockwell hardness (B)	74.5	79.0	73.4	76.1	76.8	77.0	73.8	76.0	82.9	76.0	82.9	
	Difference of hardness (B)	17.8	21.5	14.9	18.8	18.6	18.2	17.3	18.4	25.1	18.4	25.1	
	Tensile strength kg/mm <sup>2</sup>	48.2	47.8	48.2	47.8	47.0	49.0	48.3	48.7	46.3	48.3	46.3	
	Erichsen test	{ Rim Core	0/2 0/2	0/2 1/20	0/2 1/20	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	0/2 1/20	0/2 1/2Δ	0/2 1/20	0/2 1/20	0/2 1/1×	
Passing time of upset current 0.123	Up set current A/mm <sup>2</sup>	29.8	32.9	34.1	30.7	34.1	37.6	30.7	32.9	34.1	30.7	32.9	
	Rockwell hardness (B)	75.4	78.7	76.0	78.8	79.6	77.8	76.5	79.1	77.3	76.5	79.1	
	Difference of hardness (B)	17.2	20.7	16.9	20.2	22.3	20.4	19.3	22.3	20.1	19.3	22.3	
	Tensile strength kg/mm <sup>2</sup>	49.2	50.1	49.6	48.3	49.3	47.3	49.6	50.3	49.8	49.6	50.3	
	Erichsen test	{ Rim Core	0/2 0/2	0/2 0/2	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	0/2 2/2Δ0	0/2 0/2	0/2 0/2	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	
Passing time of upset current 0.200	Up set current A/mm <sup>2</sup>	37.6	42.5	47.9	39.7	44.5	47.9	37.6	42.5	47.9	37.6	42.5	
	Rockwell hardness (B)	80.3	80.6	77.3	78.9	78.8	79.4	78.4	77.6	78.7	78.4	77.6	
	Difference of hardness (B)	23.5	22.5	20.3	21.0	21.6	19.8	20.4	19.7	20.7	20.4	19.7	
	Tensile strength kg/mm <sup>2</sup>	52.2	49.8	50.3	49.0	49.0	50.0	49.6	49.2	50.0	49.6	49.2	
	Erichsen test	{ Rim Core	0/2 0/2	0/2 0/2	0/2 0/2	0/2 1/2	0/2 2/2×0	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	0/2 0/2	0/2 1/2Δ	0/2 1/2Δ	

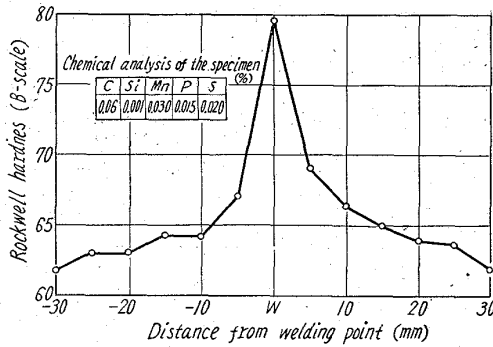


Fig. 3. Hardness of a specimen:

上のフラッシュが飛び材料の不足をもたらすと同時に熱容量の過剰をまねき溶接不良を起こすものと考えられる。また逆にフラッシュ電流密度が少ない場合には必要以下にフラッシュ量が少なくアセット寸前には熱容量も少なくしかも必要以上の材料が残りがいに突込み合つて溶接不良を起こす。またこの場合偏析の多い材料と少ない材料の溶接には特にこのような現象が起こるものと思われる。またアセット電流通電時間が長くなれば溶接部の冷却速度が遅くなり焼鈍に十分な時間が与えられるから、良好な結果が得られるものと思われる。しかしながらアセット時の電流密度はフラッシュ時の約10倍もの容量であるためにあまり長くすると溶接部に穴があき逆効果をもたらす。いずれにしても最終の目的は母材と溶接部の硬度差の少ない溶接を行なうことであるが以上述べたことは数ある溶接条件の中で2~3の条件のみの調査であつてソフトな溶接を行なうためのすべてではない。

文 献

- 1) Strip Welding, Steel, (1939) Aug., 21, p. 48.
- 2) Strip Welding, Steel, (1939) Aug., 28, p. 42.
- 3) Flash Trimmers, Steel, (1939) Sep., 4, p. 54.

4) Strip Welding Practice, Steel, (1939) Nov., 13, p. 46.

669.14:669.046.558.7:669.046  
 (116) 合成固形スラグ処理した炭素鋼 546.2  
 について 62296

(合成スラグによる溶鋼処理に関する研究—II)  
 大同製鋼研究所 ○加藤 剛志

On the Carbon Steel Treated with  
 Synthetic Solid Slag. 1118~1122  
 (Study on the treatment of molten steel  
 with synthetic slag—II)

Kōshi Kato

I. 緒 言

前報において軸受鋼の合成酸性溶滓処理に関する介在物の変化について報告したが、今回は更に簡便な方法を旨とし、合成した固形スラグを出鋼時、溶鋼に添加、攪拌することによつて溶鋼を処理した。

合成固形スラグによる溶鋼処理のねらいは迅速脱硫あるいは脱酸にあるので当然、介在物の変化がある筈であり、しかも好ましい方向への変化が期待される。

そこで筆者が各種の合成したスラグにより、溶鋼を短時間、処理することによつて、それが介在物の挙動および鋼の品質におよぼす影響ならびに諸々の merit を調査する研究の一環として行なつた実験の結果について報告する。

II. 炭素鋼の合成固形スラグ処理

1) 実験試料の溶製

小型の塩基性高周波誘導炉(雰囲気調整可能)を用いて、約6kgの炭素鋼(C, 0.17%)をアルゴンガス中にて溶解し、溶け落ち後、硫黄を添加(約0.02%)して、若干、高目になるようにした。次いで炉蓋を開放し

Table 1. Conditions for treatment with synthetic slag.

Charge No.	Composition of synthetic slag (%)	Added slag (%)	Temperature on slag mixing (°C)	Slag treating time (mn)
V 863	CaO 45, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 40, CaF <sub>2</sub> 8, Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 7	3	1560	3
V 864	CaO 30, SiO <sub>2</sub> 5, CaF <sub>2</sub> 65	2	1540	2
V 865	CaO 53, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 43, SiO <sub>2</sub> 1	3	1590	3
V 866	CaO 72, Al 3, CaF <sub>2</sub> 25	1	1560	4
V 867	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 100	3	1520	5

Table 2. Chemical composition, %.

Charge No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	sol. Al	insol. Al	N	O	[H] cc/100g
Raw materials	0.17	0.21	0.46	0.013	0.012	0.15	0.09	0.11	—	—	—	—	—
V 863	(A)	0.13	0.27	0.56	0.012	0.024	—	—	0.048	0.006	0.006	0.0102	0.9
	(B)	0.13	0.24	0.51	0.014	0.012	—	—	0.023	0.003	0.010	0.0072	0.5
V 864	(A)	0.13	0.22	0.53	0.013	0.025	—	—	0.004	<0.002	0.006	0.0076	1.0
	(B)	0.13	0.17	0.49	0.013	0.017	—	—	<0.002	<0.002	0.009	0.0070	0.5
V 865	(A)	0.12	0.26	0.48	0.014	0.028	—	—	//	//	0.005	0.0050	0.9
	(B)	0.11	0.21	0.42	0.014	0.022	—	—	//	//	0.010	0.0066	0.7
V 866	(A)	0.14	0.26	0.53	0.013	0.024	—	—	//	//	0.006	0.0041	1.2
	(B)	0.14	0.13	0.49	0.014	0.014	—	—	//	//	0.011	0.0082	1.0
V 867	(A)	0.13	0.24	0.55	0.014	0.026	—	—	//	//	0.010	0.0094	1.1
	(B)	0.14	0.05	0.49	0.012	0.021	—	—	//	//	0.014	0.0181	1.1

Table 3. Oxide-type inclusions detected by HNO<sub>3</sub> method.

Charge No.		Oxide type inclusions (%)					Calculated ΣO (%)	O(%) as (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + SiO <sub>2</sub> )
		SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	FeO	Total		
V 863	(A)	0.0233	0.0025	tr.	0.0019	0.0277	0.0138	0.0134
	(B)	0.0216	0.0037	tr.	0.0010	0.0263	0.0132	0.0130
V 864	(A)	0.0149	0.0044	0.0008	0.0024	0.0225	0.0106	0.0099
	(B)	0.0164	0.0007	0.0006	0.0015	0.0192	0.0094	0.0089
V 865	(A)	0.0250	0.0050	0.0042	0.0016	0.0358	0.0166	0.0153
	(B)	0.0141	0.0007	0.0006	0.0015	0.0168	0.0081	0.0077
V 866	(A)	0.0202	0.0032	0.0035	0.0006	0.0275	0.0130	0.0121
	(B)	0.0171	0.0019	0.0013	0.0019	0.0222	0.0106	0.0098
V 867	(A)	0.0179	0.0032	tr.	0.0018	0.0229	0.0113	0.0109
	(B)	0.0303	0.0007	0.0053	0.0015	0.0378	0.0177	0.0162

て約半分の量の溶湯を鋳型に出鋼し、続いて残った溶湯に Table 1 に示すような各種の合成スラグをそれぞれ、添加し、十分に攪拌した。なお、この間、再び通電し、immersionにより測温を行なうとともに2~5mn保持後、直ちに出鋼した。用いた坩堝はMgOである。

## 2) 実験結果および考察

**化学成分の変化** Table 2 に示すように(同じ溶解のスラグ処理したものを(B)、処理しないものを(A)で示した)合成スラグ処理により、各溶解ともに硫黄が顕著に減少している。すなわち、迅速脱硫作用が認められ

る。その他の成分の変化としてはSiおよびHが減少の傾向を示し、Nが増加している。O(真空溶融法)については減少しているものもあるが、増加しているものもある。ただ、Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>で処理したV 867においてはOの増加がいちじるしかった。

**介在物の変化** 最も期待される介在物の変化については化学成分の変化からまず、硫化物系介在物の減少が予想される。各溶解のas-castおよびas-forged(加工比8)における介在物の顕微鏡写真の一例をPhoto.1に示す。介在物の顕微鏡観察から次のことがわかった。

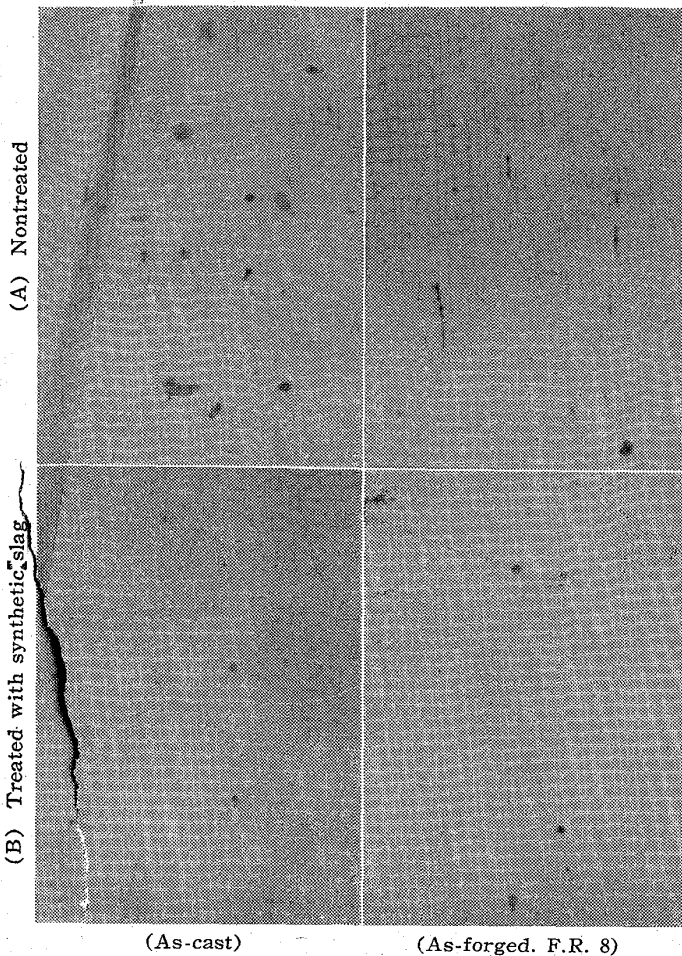


Photo. 1. Nonmetallic inclusions in the steels treated with synthetic slag.

① V867 (Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 処理) を除いて他の溶解では合成スラグ処理により、介在物の大きさが平均して小さくなっている。②特に、鍛造材で加工方向に伸びた介在物が処理しないもの(A)に比べ、(B)では短く細い。③合成スラグ処理した(B)の介在物にはガラス状球形 (2~3 μ) 介在物が比較的多いが、処理しない(A)には灰色大型の硫化物系介在物が多い。④Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 処理した V867 では数 μ 以上の大きな塊状介在物が処理した(B)にも多く認められた。

次に JIS 清浄度測定法により、各試料について清浄度を求めた。その結果によると、V867 以外では合成スラグ処理により、清浄度 d は向上している。その内訳は dA 乃至 dC の減少である。今一つ注目すべき点は合成スラグ処理したもの(B)には巨大介在物が認められないということである。以上の結果から、合成スラグ処理により、(V867 以外) 迅速脱硫作用、したがって硫化物系介在物の減少効果が認められた。

脱酸に関しては Table 2 の酸素分析値(真空溶融法)からは結論がえられなかつたが、清浄度における dA 乃至 dC の減少から酸化物系介在物の変化も期待される。Table 3 に各試料について温硝酸法により酸化物系介在物を定量した結果を示す。これによると V867 以外の溶解では酸化物系介在物は合成スラグ処理により、多少ながら減少していることが判かる。特に比較的、正確な

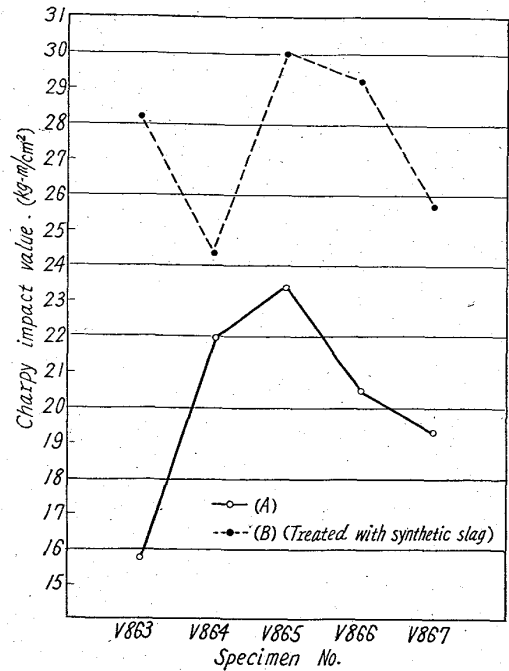


Fig. 1. Charpy impact test on the treated and non-treated steel with synthetic slag.

値を示すと考えられる Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> および SiO<sub>2</sub> の量 (O として換算) で比較してみると明らかにこれらの介在物は減少している。したがって、脱酸に関してはなお、断定はできないが、少くとも Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> あるいは SiO<sub>2</sub> 系介在物の減少は確かである。

機械的強度試験 上述のごとく、短時間 (2~5 mn) の合成スラグ処理により、介在物の減少あるいは変化という効果が認められたが、これが実際に鋼質にどんな影響を与えるかを調べるために機械的強度に関する試験を行なった。すなわち、各溶解の合成スラグ処理した(B)と処理しない(A)の各鍛造材より、引張試験については JIS 4 号試験片を、シャルピー衝撃試験については 3 号試験片をそれぞれ作成し、一次焼入 900°C × 30 mn 油冷、二次焼入 750°C × 30 mn 水冷、焼戻し 180°C × 30 mn 空冷の熱処理を施した後、それぞれの試験を行なった。えられた結果から次のことがいえる。①合成スラグ処理したもの(B)の耐力および引張強さは処理しないもの(A)と比べ、多少の差はあるが、同程度の水準の数値である。②伸び、絞りについては一般に合成スラグ処理したものの方が秀れた値を示している。③シャルピー衝撃値については(A)と(B)の間に顕著な差が認められ、合成スラグ処理したものが、何れもいちじるしく高値を示した。その結果を Fig. 1 に示す。なお、この場合、各試験片の硬度は 150~170 の間にあり、大差はなかつた。

### III. 合成スラグの脱硫、脱酸作用

上述の実験結果における合成スラグの脱硫、脱酸作用を確かめるために次のような実験を行なった。

1) 実験方法、前の実験と同じ炉を用い、低圧下 (10<sup>-2</sup> mmHg) で MgO 坩堝により、炭素鋼母材 (S20C) が溶けおちてから成分調整のため、Mn 0.1%、Si 0.05%、V 0.15% 相当量を添加した。添加後、直ちに清浄

Table 4. Changes of chemical composition during contacting of molten steel with synthetic slag.

Sampling time	Temp. (°C)	Chemical composition (%)						Characteristics of inclusions	
		C	Si	Mn	S	V	O		
3'00"	1590	0.20	0.16	0.52	0.033	0.15	—	A minority, 1~2μ, gray & black	
7'40"	//	0.19	0.13	0.52	0.016	0.17	0.0026	//	
11'25"	//	0.20	0.14	0.50	0.007	0.15	0.0026	//	
20'40"	//	—	—	0.50	0.005	0.17	0.0023	//	
23'01"	//	0.20	0.14	0.51	0.005	0.15	0.0014	//	
Ingot	—	0.19	0.13	0.50	0.004	0.18	—	A minority, about 20μ, massive	
Raw material (S20C)	—	0.21	0.21	0.42	0.035	—	—	—	
Slag composition (%) after cool down	{	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	ΣFe	S	MnO	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	CaF <sub>2</sub>
		40.28	14.58	0.86	0.90	0.06	0.23	0.30	0.08

な A ガスを炉内に導入して 1 atm としたる後、合成スラグ (CaO 45, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 40, CaF<sub>2</sub> 8, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 7%) を溶鋼表面に充分な量 (350 g) のせて湯を完全にカバーした。以後、炉の一部を開放して経過時間を測りつつ、随時、石英管を以て溶湯表面から約 3 cm の深さ位置より吸上試料を採取、急冷すると同時に immersion により測温した。約 30mn 後、切電して坩堝内凝固を行なわしめた。採取した各吸上試料および坩堝内凝固鋼塊試料について化学分析、ガス分析、および介在物の顕微鏡観察などを行なつた。これらの結果を Table 4 に示す。

2) 実験結果および考察、溶鋼中、S、O などの変化は Table 4 から明らかなように①S および O は合成スラグと溶鋼の接触時間が長くなるにしたがつて減少してゆく。特に S の減少は短時間のうちに進行する。②これに伴つて合成スラグ中に S および FeO が増加している。したがつて、前述の実験に用いた合成スラグによる溶鋼処理の脱硫、脱酸作用の顕著なことが確認できたわけである。なお、介在物は非常に少なかった。

IV. 結 言

合成固形スラグによる溶鋼処理は脱硫あるいは脱酸を迅速に進行させることを目標とするものであり、上述の炭素鋼に対する実験結果から、CaO を主体とする各種の合成固形スラグによる溶鋼処理により、脱硫および酸化物系介在物の変化、減少などの効果が認められ、かつ、これにより、鋼の機械的強度特に靱性がいちじるしく改善されることがわかつた。

I. 緒 言

さきに筆者らは、オーステナイト結晶粒度、あるいはオーステナイト結晶粒の成長特性が、鋼中の AlN 量のみならず、熱間加工時の終了温度、冷却条件、およびその後の熱処理などの前処理によつていちじるしい差があることを認め、これが AlN の分散状態の差に基因することを報告<sup>1)2)</sup>してきた。

本実験は、熱間加工および熱処理によつて生ずる AlN の分散状態を、いろいろな熱処理によつて再現し、同時にオーステナイト結晶粒度をいろいろ調整し、オーステナイト結晶粒度、その成長特性、および AlN の量ならびに分散状態が機械的性質に与える影響について調査するために企だてたものである。

また、従来オーステナイト結晶粒度は衝撃特性に影響をおよぼすといわれている。一方結晶粒を微細化する AlN も衝撃特性の改善に役立つことが古くから知られている。したがつて、両者のいずれが衝撃特性の改善に主役を演じているか今日まで明らかでない。本実験はこの点をも明らかにすることに努めた。

II. 供 試 材

供試材は 10 t 塩基性電気炉で溶製したクローム肌焼鋼 SCR22 である。

N 含有量を 0.010~0.012% の範囲に揃え sol. Al 含有量が 0.003% のものを供試材 No. 1, 0.015% のものを No. 2, 0.026% のものを No. 3, および 0.057% のものを No. 4 とし、これら 4 種類のを供試材とした。

III. 実験要領および実験結果

1) オーステナイト結晶粒度の影響

本実験は、同一素材を用い加熱により結晶粒の粗大化を起させ、焼入前の結晶粒度の影響を調べるのが目的である。供試材 No. 4 を用い、その結晶粒の粗大化曲線を利用して、1200°C, 1100°C, 1000°C および 900°C にて 2h 加熱した後 900°C 30 mn 保持後水冷し、オーステナイト結晶粒度番号を、それぞれ 3.5, 5.2, 6.5 および 7.2 に調整した。さらにこれを 900°C より焼入れ、180°C 2h の焼もどし後、引張試験、小野式回転曲げ疲労試験に供した。シャルピー衝撃試験のみは硬さの影響を除くために、450°C 2h の焼もどしを行ない試験した。

Fig. 1 の左図に示す通り、引張試験の結果に大きな

669.14.0117 = 620.1868 = 69.112, 227.1

= 546.623 171.1

(117) 機械的性質におよぼすオーステナイト結晶粒度および窒化アルミニウムの分散形態の影響

愛知製鋼

西川政一・小田昭午・滝川岩一

Influence of Austenite Grain Size and Aluminum Nitride Distribution on Mechanical Properties of Steel

Masakazu NISHIKAWA, Shōgo Oda and Iwakazu TAKIKAWA.