

(34) 極軟鋼の衝撃値に及ぼす As, Cu, Sn, Mo の影響

Effects of Arsenic, Copper, Tin and Molybdenum on the Impact Properties of Dead Soft Steel

澤村 宏* ○盛 利貞** 城戸 敬一***
藤田清比古***

I. 緒 言

前報¹⁾において各種炭素鋼の衝撃値(以下 I. V. と略記)に及ぼす As の影響を述べたが今回は極軟鋼に As

極軟鋼を原料として 100KVA の高周波電気炉にて 1 溶解 100kg を溶解しこれにフェロシリコン, 金属 Mn の適当量を補給して鋼浴の Si 及び Mn 含有量を一定に保持しつつ電解銅, 金属 Sn, 金属 As 及びフェロモリブデンを順次に投入配合し Al 線で脱酸した後前報¹⁾と同様の 12kg 丸型鋼塊を鑄造した. 4 溶解で合計 28 種類の試料を作つたがその分析成分は第 1 表の通りである.

これを 20×20mm の角材に鍛造したが鍛造中何等の支障もなく角材試片の表面状態も健全で龜裂は認められなかつた. 次にこれを鉛浴中で焼鈍した. 即ち 920 (±5)°C に 1hr 保持後炉冷し 600°C 以下は空冷した. これ等の試料をシャルピー試験片に機械加工した.

第 1 表 試 料 分 析 表

試料	%													O	HCl		
	C	Si	Mn	P	S	As	Cu	Sn	Mo	Ni	Cr	Al	soluble N		soluble N	total N	
F 0	0.04	0.23	0.40	0.008	0.017	0.002	0.07	tr.	tr.	0.03	0.08		0.0073	0.0143	0.0046	0.0189	
F 1	0.04	0.21	0.40	0.008	0.016	0.004	0.18	tr.	tr.	0.03	0.08						
F 2	0.03	0.21	0.40	0.008	0.017	0.004	0.18	0.06	tr.	0.04	0.08						
F 3	0.04	0.19	0.40	0.012	0.014	0.11	0.18	0.05	tr.	0.03	0.08		0.0062				
F 4	0.04	0.19	0.41	0.011	0.015	0.25	0.18	0.06	tr.	0.03	0.08						
F 5	0.04	0.21	0.38	0.013	0.017	0.43	0.17	0.05	tr.	0.03	0.08						
F 6	0.05	0.23	0.37	0.012	0.014	0.44	0.19	0.04	0.26	0.03	0.08	0.016					
G 0	0.04	0.18	0.43	0.008	0.014	0.008	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	none	0.0066				
G 1	0.04	0.23	0.46	0.009	0.017	0.007	0.07	0.14	tr.	0.03	0.08						
G 2	0.04	0.21	0.43	0.009	0.016	0.007	0.15	0.15	tr.	0.03	0.08						
G 3	0.03	0.20	0.44	0.011	0.016	0.11	0.17	0.10	tr.	0.02	0.07		0.0055				
G 4	0.03	0.18	0.41	0.011	0.017	0.26	0.19	0.11	tr.	0.03	0.09						
G 5	0.03	0.17	0.39	0.012	0.016	0.43	0.17	0.09	tr.	0.02	0.07						
G 6	0.03	0.15	0.34	0.013	0.016	0.42	0.18	0.11	0.31	0.03	0.08	0.024					
H 0	0.03	0.17	0.33	0.008	0.017	0.005	0.07	tr.	tr.	0.01	0.06	none	0.0115	0.0139	0.0034	0.0173	
H 1	0.03	0.16	0.39	0.009	0.015	0.007	0.35	tr.	tr.	0.03	0.08						
H 2	0.04	0.17	0.38	0.011	0.017	0.005	0.34	0.14	tr.	0.03	0.07						
H 3	0.03	0.18	0.35	0.011	0.014	0.10	0.33	0.11	tr.	0.03	0.07		0.0036				
H 4	0.03	0.18	0.36	0.010	0.015	0.26	0.37	0.11	tr.	0.02	0.07						
H 5	0.03	0.18	0.30	0.011	0.015	0.43	0.34	0.10	tr.	0.03	0.08			0.0134	0.0021	0.0155	
H 6	0.03	0.15	0.27	0.012	0.016	0.45	0.33	0.08	0.28	0.03	0.07	0.002					
J 0	0.04	0.21	0.35	0.009	0.016	0.007	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	none	0.0145				
J 1	0.04	0.23	0.39	0.011	0.016	0.005	0.07	0.05	tr.	0.03	0.07						
J 2	0.04	0.23	0.39	0.010	0.015	0.007	0.35	0.04	tr.	0.03	0.07						
J 3	0.04	0.21	0.39	0.011	0.017	0.11	0.36	0.06	tr.	0.03	0.07		0.0087				
J 4	0.04	0.21	0.37	0.011	0.016	0.26	0.34	0.06	tr.	0.03	0.07						
J 5	0.04	0.21	0.35	0.012	0.016	0.45	0.35	0.05	tr.	0.04	0.08						
J 6	0.04	0.18	0.31	0.012	0.014	0.46	0.35	0.05	0.30	0.02	0.07	0.018					

Cu, Sn, Mo を添加してその影響を調査して極軟鋼の加工性に対する As, Cu, Sn の許容含有量を決定する資料を得んと試みた.

II. 試 料 の 作 製

* 京大教授, ** 京大助教授
*** 京大工学部冶金学教室

III. 試験結果及び考察

試験方法はすべて前報¹⁾と同様である.

衝撃試験: 常温~700°Cの間では個々の試料における I. V. のバラツキの程度は平均 ±1kg-m/cm² で 800~900°Cの間では平均 ±0.3kg-m/cm² である. 但し例外として F5, G5, H5, J5 及び G6, H6 の試料では 14~17°C の I. V. が著しく低値を示したものが各 1ヶ

宛あつた。

さて F0, G0, H0, J0 は原料鋼に Si 及び Mn を同一量配合したものであつてこれ等4試料の I. V.—T (温度) 曲線は一致することが望ましい。然るにこれ等の曲線は常温附近及び 600°C 以上では殆んど一致しているが 400~550°C の間においては F0, G0 は共に I. V. が高く, H0, J0 は共に I. V. が前2試料より可成り小である。この原因については明かでないが Al による脱酸の程度即ち含有ガスの差異或いは固溶セメント量の差異によるものではないかと思われる。然しながら F1, G1, H1, J1 を比較すると 400~550°C の I. V. はほぼ同一となつて H0, J0 に見られた低下は認められない。1~6 の符号を有する試料はすべて取鍋中で Al 脱酸を行つたが 0 の符号を有する試料は熔解炉中で Al 脱酸を行つた。これが脱酸の程度に不同を来たしたのではないかと考えている。とも角以上のガスの影響を考慮に入れて以下 As, Cu, Sn, Mo の影響を検討した。

Cu の影響: Cu が単独に含有せられる場合の影響を調べると Cu 0.2% では全く影響がなく Cu 0.35% で衝撃極大値 (以下 I. V. max. と略記) が僅かに低下するのみでこれ以外は全く影響がない。

Sn の影響: Sn 影響を調べると Sn 0.1% 迄は影響がなかったが 800°C 以上における I. V. が極めて僅かに増加するだけである。

Cu+Sn の影響: Cu 及び Sn が共存する場合の影響を調べると 550°C 以下では全く影響はないが Cu 0.35%, Sn 0.04% で衝撃値が極大となる温度 (以下 Tmax と略記) が約 70°C 高温側にずれ Cu 0.34%, Sn 0.14% になると衝撃値が極小となる温度 (以下 Tmin と略記) も同程度高温側に移動する。

As+Cu+Sn の影響: As が 0.45% で Cu 及び Sn を同時に含有する場合は常温で異常に低い I. V. を示すものを生ずることは前述の通りである。Cu 0.35%, Sn 0.1%, As 1.0% 迄が夫々単独に含有されていても Tmin 及び Tmax は変化しない又 As 0.43%, Cu 0.18%, Sn 0.05% 以下の場合 (F系列) も同様であるが, Cu 0.18%, Sn 0.1% で As が 0.1% 以上では Tmax が約 50°C 高温側に移動し Tmin も余り変化しない。Cu 0.35%, Sn 0.05% に As が加わると Tmin も次第に高温側に移動する。Cu, Sn 含有量の共に大なる H系列の試料においては Tmax, Tmin が高温側に移動する傾向は更に顕著となり前述の通り Cu 0.34%, Sn 0.14% で Tmin は約 80°C 高温側に移動しているが、これに As が加わると Tmax は 700°C 以上にはならな

いが Tmin は更に移動し As が 0.3% 及び 0.5% の場合は Tmin は約 140°C 高温側にずれると共に I. V. min. も相当に低下する。然しこれ等の温度範囲以外では前述の常温における異常例を除いて I. V. には殆んど影響がないことが判る。

Mo の影響: As, Cu, Sn の共存下における Mo 0.3% 添加の影響を見ると F6~J6 何れの場合も常温の I. V. が小となる。即ち Mo を添加すると転移温度が高温側に移動す傾向が認められる。I. V. max. に対しては As 0.43%, Cu 0.17%, Sn 0.05% の場合は殆んど影響は認められないが As 0.43%, Cu 0.17%, Sn 0.1%; As 0.43%, Cu 0.34%, Sn 0.1%, As 0.45%, Cu 0.35%, Sn 0.05% の場合は I. V. max. を増大する傾向があり又特に As, Cu, Sn の含有量が大きなる場合 (H6) は I. V. min. の低下を防止すると共に Tmin の温度を再び低温側に戻して As+Cu+Sn の悪影響を防止している。この結果から判断すると Mo は As+Cu+Sn の含有量が小なる場合は余り有効に作用しないがこれ等の同時含有量が大きくなるとやゝ有効に働く様である。

A系列 (前報) との比較: A, F, G, H, J の5系列を比較して As 単独の場合と As, Cu, Sn 共存の場合との差異を調べると As 単独の場合 As の増加するにつれてフェライト粒が大となり粒間セメントも長大となつて常温の I. V. は著しく低下したが As, Cu, Sn 共存の場合はむしろ As による悪影響を緩和した形となつている。後述するが F, G, H, J の各系列共フェライト粒の粗大化が認められず又粒間セメントも As 単独の場合程長大とはならないことがこの差異を生じた原因であろう。尙又 H4, H5 の試料における I. V. min の著しい低下も As 単独では認められない現象であるが 700°C 以上の I. V. はこの5系列を通じて余り差異がないことも注目し値する。

破断面の状況: 脆化破面を呈した試料は次の6試料のみでこれ以外はすべて靱性破面であつた。脆化率は夫々次の通りである。

F5=50%, G5=40%, H5=90%, J5=80%, G6=50%, H6=20%

800°C 以上ではすべて曲つた丈で龜裂の認められるものは1本もない。

粒度, 顕微鏡組織及び硬度: フェライト粒度はいづれも粒度番号 7~8 程度でオーステナイト粒度も G7~8 である。但し脆化破面を呈した試料ではオーステナイト粒度の差異はないがフェライト粒が明らかに粗大で脆化破面部分がフェライト粒の大なる部分に大体一致し即ち

第 2 表

	單獨の場合			共存する場合		
	As%	Cu%	Sn%	As%	Cu%	Sn%
高温加工	+1.0	+0.35	+0.10	+0.45	+0.35	+0.10
常温加工	<0.3	+0.35	+0.10	<0.25	<0.35	>0.10

但し+は許容限度が上記の数値以上であることを示す

第 3 表

		單獨の場合			共存する場合		
		As%	Cu%	Sn%	As%	Cu%	Sn%
キルド鋼	高温加工	+0.71	+0.32	+0.067	+0.32	+0.32	+0.067
	高常温加工	<0.21	+0.32	+0.067	<0.18	+0.32	<0.067
リムド鋼	高温加工	+0.59	+0.27	+0.056	+0.26	+0.27	+0.056
	高常温加工	<0.18	+0.27	+0.056	<0.15	<0.27	<0.056

第 4 表

	單獨の場合						共存する場合					
	(a) 偏析を考慮した場合			(b) 偏析を考慮しない場合			(a) 偏析を考慮した場合			(b) 偏析を考慮しない場合		
	As%	Cu%	Sn%	As%	Cu%	Sn%	As%	Cu%	Sn%	As%	Cu%	Sn%
キルド鋼	<0.14	+0.29	+0.039	<0.20	+0.32	+0.059	<0.09	<0.29	<0.039	<0.17	<0.32	<0.059
リムド鋼	<0.12	+0.25	+0.033	"	"	"	<0.08	<0.25	<0.033	"	"	"

脆化破面はフェライト粒界の破断面を示している。顕微鏡組織を調べた結果は前報¹⁾のA系列と全く同様で脆化試料のみ粒界セメンタイトが長大であった。As, Cu, Sn の含有量が大きくなっても特別の相は表われない。焼鈍硬度は As, Cu, Sn, Mo の増加と共に次第に増大する。

加工性について：以上の結果及び前報¹⁾の結果を纏め又種々の文献より鋼塊中におけるこれ等元素の偏析%並びに酸化性雰囲気中で鋼材を加熱した場合の鋼材表面に於けるこれ等元素の濃化%を考慮して高温及び常温加工性に及ぼす As, Cu, Sn の許容含有量を推定した。

偏析及び濃化を考慮しない場合は第2表の通りである。

偏析を考慮した場合は第3表の通りである。

1200°C に 3~4hr 加熱した後常温加工する場合は第4表の通りである

但し鋼塊中における As, Cu, Sn の偏析は主として鋼塊内部が大であるから鋼材表面の濃化に対して偏析を考慮する必要がないとすれば上記 (b) 欄の許容限度で充分である。

文 献

1) 澤村, 盛: 鐵鋼協會秋季講演大會 (1952) に發表鐵と鋼に投稿中

(35) 酸素富化吹錬を行つたトーマス鋼の低温切欠脆性に就て

(On the Notched-Bar Impact Properties at Low Temperatures) of Thomas-Steel Blown by Oxygen-Enriched Air)

日本鋼管川崎製鐵所 技術研究所 工 耳 野 亨

最近、特に造船技術の分野では溶接構造が広く採用され、切欠感度の優れた構造用鋼が要求されている。この要求に応じてトーマス鋼の材質を改良することに努力した結果、送風に酸素を富化して精錬を行い、或は又非常に低温で吹錬し良好な造塊性を得る為に最後にカルシウムシリサイドを投入し昇熱する方法によつて、良好な成績を得ることが出来た。これ等の製鋼法によつて製造したトーマス鋼の低温切欠脆性を従来のトーマス鋼及び平炉鋼と比較試験した結果を次に報告する。