

極軟鋼の衝撃値に及ぼす As, Cu, Sn, Mo の影響†

沢村 宏*・盛 利貞**・城戸敬一***・藤田清比古***

EFFECT OF ARSENIC, COPPER, TIN AND MOLYBDENUM
ON IMPACT PROPERTIES OF DEAD SOFT STEEL*Hiroshi Sawamura, Dr. Eng., Toshisada Mori, Dr. Eng.,
Keiichi Kido and Kiyohiko Fujita*

Synopsis:

The effects of alloying elements on Charpy U-notch impact properties were investigated in the range from room temperature to 900°C. Arsenic, copper, tin and molybdenum were added singly or simultaneously to a base composition of 0.04% carbon, 0.2% silicon and 0.4% manganese. Ferrite and austenite grain sizes, hardness and microscopic structures of the specimens were also examined. The results obtained are as follows:

1) Copper less than 0.35% or tin less than 0.1% has no effect on impact property of dead soft steel when either of these is added to the steel.

2) When copper and tin are added together to a steel, the temperatures in which the impact value becomes maximum and minimum respectively move to higher temperature range.

3) When arsenic, copper and tin are added together to a steel, transition temperature of the steel is increased as the content of arsenic increases. When a steel contains less than 0.25% arsenic, 0.35% copper and 0.1% tin, any serious effect is not observed on impact properties at room temperature and these values may be the maximum limit of the allowable content.

4) Molybdenum has the tendency to lower impact value at room temperature, inhibits the decrease of minimum impact value in blue shortness range and also inhibits the temperature of maximum impact value to move to higher temperature range.

5) Ferrite and austenite grains are fine and neary similar in all specimens, but ferrite grains of the specimens which showed brittle fractures at room temperature are somewhat larger than the others.

6) Hardness of annealed specimens increases as the content of arsenic, copper, tin and molybdenum increases.

7) From the results obtained above, the maximum allowable content of arsenic, copper and tin are estimated for the deformability of dead soft steel. The form of ingots, heating temperature and its time etc. must also be considered for the determination of the allowable limit.

I. 緒 言

各種炭素鋼の常温及び高温加工性に及ぼす As の影響については先に発表した¹⁾がこの結果によると低炭素鋼特に極軟鋼の場合に 400°C 以下では As が 0.3% 以上含有せられると著しく脆化すること及び C が 0.3% 以上の場合は低温側では As の影響は余り著しくはないが 600°C 附近の衝撃値を恢復する温度が As 含有量の増加するにつれて高温側に移動し従つて鍛造の打上温度を高めないと亀裂を生ずる危険があることが判明した。そこで今回は極軟鋼について As と同様な影響を鋼材に与

える Cu, Sn を単独に又は同時に添加してこれらの元素が鋼材の各種温度における衝撃値に及ぼす影響を調べ又一部の試料には Mo 0.3% を添加してその影響をも調査した。これらの結果から極軟鋼の加工性に対する As, Cu, Sn の許容含有量を推定した。

II. 試料の作製

極軟鋼を原料として 100 KVA の高周波電気炉にて

† (昭和 28 年 10 月本会講演大会にて講演)

* 京大教授, 工博 ** 京大助教授工博 *** 京大工学部冶金学教室

第1表 装入原料の化学成分

%	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mn	Al
原料 鋼	0.05	0.14	0.21	0.006	0.016	0.06	0.03	0.09	—	—
金属 Mn	0.90	0.06	96.5	0.050	0.008	0.14	—	—	—	—
フェロシリコン	0.37	75.0	0.38	0.030	0.011	—	—	—	—	—
フェロモリブデン	0.05	0.60	tr.	0.009	0.382	—	—	—	68.14	2.18
Al 線	0.04	0.03	0.02	—	—	—	—	—	—	99.91
電解 Cu	0.01	0.01	—	—	—	99.98	(As, Sb, Bi 含有せず)			
金属 As	99.9	—	—	—	—	—	—	—	—	—

第2表 試料の分析成分

%	C	Si	Mn	P	S	As	Cu	Sn	Mo	Ni	Cr	Al	total O	HCl soluble N	HCl insoluble N	total N
F0	0.040	0.230	0.40	0.008	0.017	0.002	0.07	tr.	tr.	0.03	0.08	0.017	0.0073	0.0143	0.0046	0.0189
F1	0.040	0.210	0.40	0.008	0.016	0.004	0.18	tr.	tr.	0.03	0.08	0.040				
F2	0.030	0.210	0.40	0.008	0.017	0.004	0.18	0.06	tr.	0.03	0.08	0.055				
F3	0.040	0.190	0.41	0.012	0.014	0.11	0.18	0.05	tr.	0.03	0.08	0.051	0.0062			
F4	0.040	0.190	0.40	0.011	0.015	0.25	0.18	0.06	tr.	0.03	0.08	0.041				
F5	0.040	0.210	0.38	0.013	0.017	0.43	0.17	0.05	tr.	0.03	0.08	0.060				
F6	0.050	0.230	0.37	0.012	0.014	0.44	0.19	0.04	0.26	0.03	0.08	0.019				
G0	0.040	0.180	0.43	0.008	0.014	0.008	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	0.017	0.0066			
G1	0.040	0.230	0.46	0.009	0.017	0.007	0.07	0.14	tr.	0.03	0.08	0.036				
G2	0.040	0.210	0.43	0.009	0.016	0.007	0.15	0.15	tr.	0.03	0.08	0.030				
G3	0.030	0.200	0.44	0.011	0.016	0.11	0.17	0.10	tr.	0.02	0.07	0.028	0.0055			
G4	0.030	0.180	0.41	0.011	0.017	0.26	0.19	0.11	tr.	0.03	0.09	0.028				
G5	0.030	0.170	0.39	0.012	0.016	0.43	0.17	0.09	tr.	0.02	0.07	0.047				
G6	0.030	0.150	0.34	0.013	0.016	0.42	0.18	0.11	0.31	0.03	0.08	0.037				
H0	0.030	0.170	0.33	0.008	0.017	0.005	0.07	tr.	tr.	0.01	0.06	0.008	0.0115	0.0139	0.0034	0.0173
H1	0.030	0.160	0.39	0.009	0.015	0.007	0.35	tr.	tr.	0.03	0.08	0.023				
H2	0.040	0.170	0.38	0.011	0.017	0.005	0.34	0.14	tr.	0.03	0.07	0.038				
H3	0.030	0.180	0.35	0.011	0.014	0.10	0.33	0.11	tr.	0.03	0.07	0.022	0.0036			
H4	0.030	0.180	0.36	0.010	0.015	0.26	0.37	0.11	tr.	0.02	0.07	0.020				
H5	0.030	0.180	0.30	0.011	0.015	0.43	0.34	0.10	tr.	0.03	0.08	0.024		0.0134	0.0021	0.0155
H6	0.030	0.150	0.27	0.012	0.016	0.45	0.33	0.08	0.28	0.03	0.07	0.015				
J0	0.040	0.210	0.35	0.009	0.016	0.007	0.07	tr.	tr.	0.03	0.07	0.009	0.0145			
J1	0.040	0.230	0.39	0.011	0.016	0.005	0.07	0.05	tr.	0.03	0.07	0.045				
J2	0.040	0.230	0.39	0.010	0.015	0.007	0.35	0.04	tr.	0.03	0.07	0.045				
J3	0.040	0.210	0.39	0.011	0.017	0.11	0.36	0.06	tr.	0.03	0.07	0.041	0.0087			
J4	0.040	0.210	0.37	0.011	0.016	0.26	0.34	0.06	tr.	0.03	0.07	0.038				
J5	0.040	0.210	0.35	0.012	0.016	0.46	0.35	0.05	tr.	0.04	0.08	0.048				
J6	0.040	0.180	0.31	0.012	0.014	0.46	0.35	0.05	0.30	0.02	0.07	0.020				

1 溶解 100 kg 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熔鋼中の Si 及び Mn 含有量を極力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 12 kg 丸型鋼塊を鑄造した。鑄込温度は 1560~1640°C で 4 溶解で合計 28 種類の試料を作った。使用原料の化学成分は第 1 表に又熔製試料の分析成分は第 2 表に示すごとくである。

鋼塊は押湯を切断し皮むき後ガス炉で加熱し空気中に

* 0.05% づつ添加した。

て 3 回の鍛造によりほぼ 20×20 mm の角材とした。鍛造温度は各回共 1,100~750°C の間であつたが鍛造中何らの支障もなく角材の表面状態も健全で亀裂は認められなかつた。次にこれらを 113 mm 長に切断し同一成分の試料を同時に鉛浴中で焼鈍した。焼鈍方法は前報と同様であるがその温度は 920 (±5) °C に一定した。これは焼鈍温度を高くするとフェライト粒の成長を起す懸念があり¹⁾又 As, Cu, Sn 共存の場合の A₃ 点の温度変化が不明であるからである。又前報の場合は空冷温度が試料によつてやや異なるが今回は正確に 600°C 一定と

した。これらの試料を JIS B 7703 3号試験片の規定するシャルピー試験片 (10×10×55 mm, Vノッチ) に機械加工した。

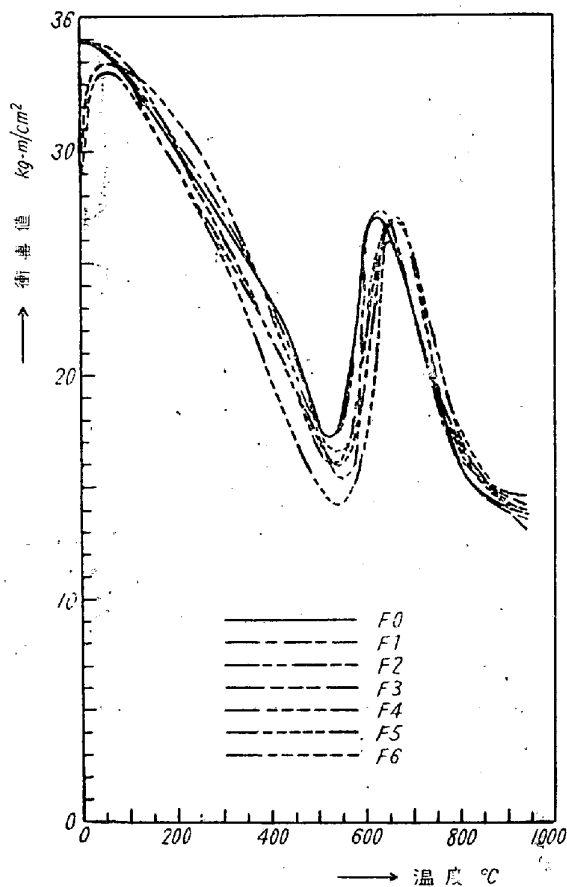
III. 試験方法

高温衝撃試験, フェライト及びオーステナイト粒度, 硬度の測定を行い又顕微鏡組織を検討したがその方法は総べて前報と同様である。

IV. 試験結果及び考察

衝撃試験

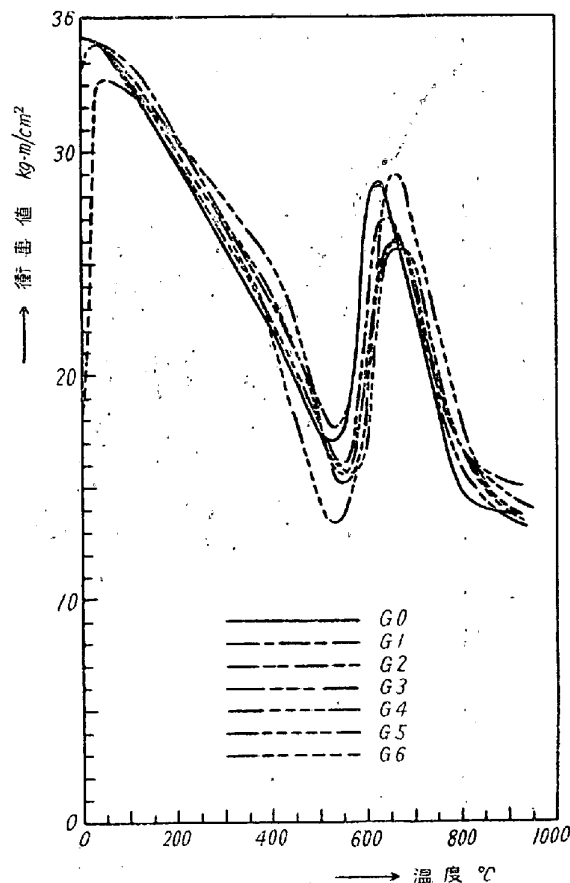
衝撃値* (以下 I.V. と略記する) と衝撃試験温度 (以下 T と略記する) との関係曲線を同一溶解毎に図示すると第 1~4 図の通りである。



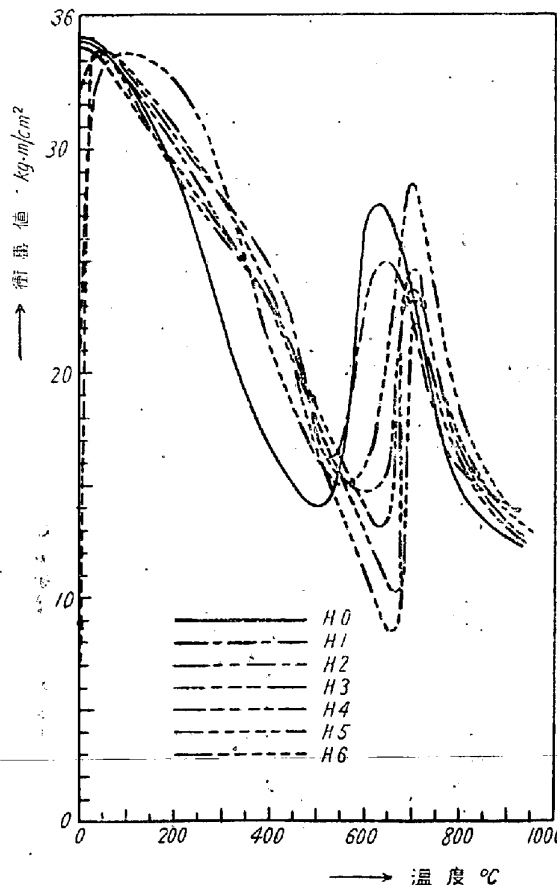
第 1 図

このうちで F5, G5, H5, J5, G6 及び H6 の試料では常温 (14~17°C) の I.V. が著しく低値を示したものが各 1 ケづつあつたがこれは As 含有量の増加によ

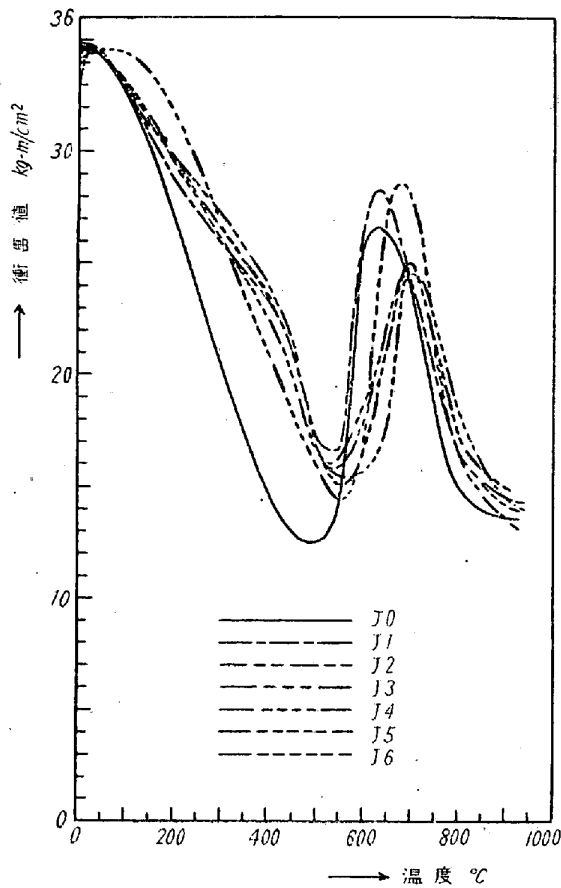
* 破断しなかつた試料については衝撃抵抗値を示す訳であるが以下簡単のため総べて衝撃値 (I.V.) と記する。破断した試料と破断せずに折れ曲つた試料との区別は第 3 表を参照。



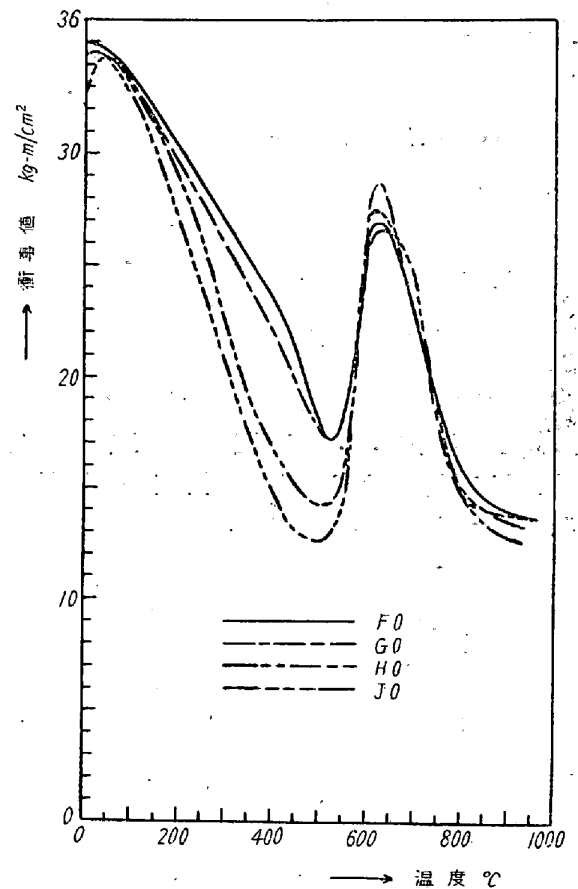
第 2 図



第 3 図



第4図



第5図

り遷移温度が上昇したためである*。その他の試料では I.V. のバラツキの程度は常温~700°Cの間では平均±1 kg-m/cm² で 800 及び 900°C では平均±0.3 kg-m/cm² 以下であつた。混乱を避けるために I.V. の個々の点は図示を省略した。

試験片の破断状況は第3表に示す通りである。

さて FO, GO, HO, JO は第2表に示した通り原料鋼に Si 及び Mn を同一量配合したものであつてこれら4試料の I.V.-T 曲線は一致することが望ましい。しかるに第5図に示すごとくこれらの曲線は600°C以上ではほとんど一致しているが 300~550°Cの間においては可成り異なり FO, GO は共に I.V. が大で HO, JO は

第3表 衝撃試験片の破断状況

試料	温度 °C										
	常温 (脆化%)	200	400	500	550	600	640 又は 660	700	800	990	
F0	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F1	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F2	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F3	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F4	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F5	○ ⁽⁵⁰⁾	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
F6	○	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G0	○	○	●	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G1	○	○	●	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G2	○	○	●	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G3	○	○	●	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G4	○	○	●	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G5	● ⁽⁴⁰⁾	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	
G6	● ⁽⁵⁰⁾	○	○	●	●	○	◎	◎	◎	◎	

* 続報にて発表

(第3表つづき)

H0	○	○	●	●	●	○	○	○	○	○
H1	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
H2	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
H3	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
H4	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
H5	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
H6	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
J0	○	○	●	●	●	○	○	○	○	○
J1	○	○	○	●	●	○	○	○	○	○
J2	○	○	○	○	●	○	○	○	○	○
J3	○	○	○	○	●	○	○	○	○	○
J4	○	○	○	○	●	○	○	○	○	○
J5	○	○	○	○	●	○	○	○	○	○
J6	○	○	○	○	●	○	○	○	○	○

●：破断したもの ○：破断しないが亀裂のあるもの ◎：破断せずに曲つた丈で亀裂のないもの ○●：●と○との両方がある場合、Ⓟ：○と◎との両方がある場合 () 内の数値は破断試料の脆化パーセント

共に I.V. が小である。この原因については明らかでないが第2表より推定すると FO, GO は HO, JO に比較して Al 含有量が大きく O 含有量が小である。全 N 量は恐らくほぼ同量と考えられるから FO, GO で N は AlN 型となつており HO, JO では N は AlN 型は少く恐らく一部分は Si₃N₄ となつてゐる²⁾であろう。脱酸不十分の場合に 300~550°C の間における I.V. が低下する原因としては従つて Al₂O₃, FeO, AlN, Si₃N₄ 等が考えられるがそのいずれが主な原因であるかはわからない。一応学振法による清浄度を調べてみると第4表の通りである。

第4表 清浄度

	FO	GO	HO	JO
例1 A	0	0	0	0
B	2.9 3μ	4.9 3μ	5.9 3μ	5.9 3μ
例2 A	0	0	0	0
B	5.5 3μ	3.7 3μ	6.4 3μ	6.1 3μ
平均 A	0	0	0	0
B	4.2 3μ	4.3 3μ	6.2 3μ	6.0 3μ

すなわち第2表の分析結果より予想せられる通り HO JOの方が FO, GO に比較して非金属介在物 (B型) が多量に存在する。しかしながら B型介在物の多少が直接 I.V. に影響するものであるか或いは窒化物の形状及びその含有量の差異等が原因となつてゐるのであるかは更に研究を要する。次に F1, G1, H1, J1 の曲線を比較すると上記の温度範囲における I.V. の差異が認められない。第2表中 1~6 の符号を有する試料は総べて取鍋 (黒鉛坩堝) に湯を受けて後 Al 線 0.05% にて脱酸したのであるが FO~JO は溶解炉中に Al 線 0.05% を投入脱酸し取鍋脱酸を行わなかつた。従つて 1 以下の試料の方が脱酸条件がほぼ一定したのではないかと思われ

る。

前報では極軟鋼の場合に As が 0.3% 以上となると常温の I.V. が著しく低下したので今回は As 0.5% 迄とし Cu を 0.2%, 0.4% 又 Sn を 0.05%, 0.1% づつ添加したのであるが F 系列 (Cu 0.18%, Sn 0.05%) (第1図) においては各温度における I.V. はほとんど変化がなくただ F5 (As 0.43%, Cu 0.18%, Sn 0.05%) 及び Mo 0.26% を含む F6 では常温の I.V. が小なる場合が認められた。G 系列 (Cu 0.18%, Sn 0.1%) (第2図) においてもほぼ同様で I.V. はほとんど変化がなく G5 (As 0.43%, Cu 0.18%, Sn 0.1%) 及び Mo 0.31% を含む G6 では常温の I.V. が小なるものがあつた。H 系列 (Cu 0.35%, Sn 0.1%) (第3図) は As, Cu, Sn の含有量が最も大なる試料であるが H2 (As 0%, Cu 0.34, Sn 0.14% において 520 及び 630°C 附近の I.V.-T 曲線の極小値 (以下 I.V.min と略記する) 及び極大値 (以下 I.V.max と略記する) は高温側にそれぞれ約 100 及び 70°C 移動しこれに As を 0.25% 以下添加すると I.V.min はますます小となる。又 H5 (As 0.43%, Cu 0.34%, Sn 0.1%) 及び Mo 0.28% を含む H6 では常温の I.V. が小なるものが認められた。

次に J 系列 (Cu 0.35%, Sn 0.05%) (第4図) においては J2 (As 0%, Cu 0.35%, Sn 0.05%) 以下の試料では 630°C 附近の I.V. を回復する温度 (以下 T_{max} と略記する) が高温側に移動し又その I.V. も低下する傾向がある。J5 (As 0.46%, Cu 0.35%, Sn 0.05%) 及び Mo 0.30% を含む J6 では常温で I.V. の小なるものがあつた。

Cu の影響: FO, HO, F1, H1 を比較して Cu が単独に含有せられる場合の影響を調べると Cu 0.18% 迄は全く影響がなく Cu 0.35% で I.V.max が僅かに低下

するのみでこれ以外には全く影響がない。

Sn. の影響: GO, JO, J1, G1 を比較して Sn が単独に含有せられる場合の影響を調べると Sn 0.1% 迄は Sn の影響が認められない。

Cu, Sn 共存の影響: FO, GO, HO, JO と F2, G2, H2, J2 とを比較して Cu と Sn とが共存する場合の影響を調べると 550°C 以下及び 700°C 以上では全く影響がない。Cu 0.18% 以下, Sn 0.1% 以下では 550~700°C の間においてもほとんど影響がなく Cu 0.34% Sn 0.05% (J2) では T_{max} が約 70°C 高温側に移動し Cu 0.34%, Sn 0.14% (H2) になると T_{min} も同程度高温側に移動する。I.V.max はこれと共にやや小となる傾向がある。

As, Cu, Sn 共存の影響: As, Cu, Sn が共存する場合は前述の結果から判明する通り As が 0.45% 以上になると常温の I.V. が低下する傾向がありこれは As が遷移温度を上昇せしめるためであるが遷移温度に及ばず As, Cu, Sn の影響については続報にて詳述する。As, Cu, Sn 共存の場合に特に著しいのは I.V.min の著しい低下であるがこの青熱脆性温度附近及び常温附近以外の温度範囲ではほとんど影響が認められない。

Mo の影響: As, Cu, Sn の共存する極軟鋼に Mo 0.3% を添加してその影響を見ると F6~J6 いずれの場合も常温の I.V. が小となる。I.V. が低下しはじめる温度を基準にして遷移温度に及ばず Mo の影響を考えると J. A. Rinebolt and W. J. Harris, Jr.³⁾ の結果と同様に Mo 添加によつて遷移温度が高温側に移る傾向が認められる。又 I.V.max に対しては F6 (As 0.44% Cu 0.19%, Sn 0.04%) の場合はほとんど影響は認められないが G6 (As 0.42%, Cu 0.18%, Sn 0.1%), H6 (As 0.45%, Cu 0.33%, Sn 0.08%), J6 (As 0.46%, Cu 0.35%, Sn 0.05%) の場合は I.V.max を大にする傾向があり又特に H6 では As, Cu, Sn の共存による I.V.min の低下を防止し且つ T_{min} の温度を再び低温側に戻して脆化を防止している。これより判断すると Mo は As, Cu, Sn の含有量が小なる場合は効果はないがこれらの含有量が大きくなると青熱脆性区域でやや有効に作用する様である。

前報の A 系列 (C 0.06%, Si 0.25%, Mn 0.40%, P 0.008%, S 0.027%, Cu 0.02%, O 0.0075%, As 0.02~1.07%) と今回の結果とを比較すると As 単独の場合と As, Cu, Sn 共存の場合との差異が概略明らかとなる。A 系列と F, G, H, J 系列との原料鋼の成分を比較すると C, S がやや異なるのであるがこの程度の C の

差異は I.V. に影響しない³⁾又 S についてもまず影響はない³⁾のではないかと思われる。それ故にこの 5 系列を比較して As, Cu, Sn の影響を判定しても余り大なる誤りはないであろう。As 単独の場合は前報に述べた通り As の増加するにつれてフェライト粒が大となり粒界のセメントイ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 共存の場合はフェライト粒も細かく (第 5 表参照) むしろ As の悪影響を Cu, Sn が緩和した形となつている。後述の通り F, G, H, J, の各系列共フェライト粒の粗大化は認められず又粒界のセメントイトも As 単独の場合程長大とはならないことがこの差異を生ぜしめた原因であろう。但しフェライト粒の粗大化を Cu, Sn が防止したものであるか又は Al 含有量の差異その他によつて粗大化が妨げられたものであるかについては更に研究を要する。なお又 H4, H5 の試料における I.V.min の著しい低下は As 単独の場合には認められなかつた現象であるが 700°C 以上の I.V. はこの 5 系列を通じて余り差異がない。

破断面の状況:

第 3 表に示した通り 400~600°C の間では破断したものが多く破面は焼戻色を呈するが脆化破面を呈した試料はなかつた。脆化破面を呈したものは前述のごとく常温における I.V. が小なる試料合計 6 ケのみであつてこの他はすべて靱性破面を呈している。第 3 表に記入した括弧内の数値は上記 6 ケの試料の脆化率 (%) である。第 3 表と第 1~4 図とを対照すれば各温度における I.V. と破断状況との関連性がよく了解せられる。

粒度及び顕微鏡組織:

フェライト粒度及びオーステナイト粒度の測定結果は第 5 表に示す通りである。

フェライト粒度はいずれも粒度番号 7~8, オーステナイト粒度も G7~8 程度である。但し脆化破面を呈した試料では第 6 表に示す粒度を得た。すなわち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前表のものより粗大であり脆化破面の部分がフェライト粒の大なる部分にはば相当している。従つて脆化破面はフェライト粒界の破断面を示すものでこの結果は B. C. Woodfine⁴⁾ の報告に一致する。顕微鏡組織を調べた結果脆化試料ではフェライト粒界のセメントイトが細長く延びており特にフェライト粒の大なる部分に著しい。その他の試料ではセメントイトが太短かいが、小なるフェライト粒に沿つて曲つているか又はその数が少いかいずれかである。これは前報の A 系列試料の場合と全く同様である。As, Cu, Sn の含有量が大きくなつても特別の組織は生

第5表 フェライト粒度及びオーステナイト粒度

試料	粒度番号		試料	粒度番号		試料	粒度番号		試料	粒度番号	
	フェライト	オーステナイト		フェライト	オーステナイト		フェライト	オーステナイト		フェライト	オーステナイト
F0	8.0	G7.5	G0	8.0	G8.0	H0	7.5	G6.5	J0	7.0	G6.5
F1	8.0	7.0	G1	8.5	8.5	H1	8.0	7.0	J1	7.5	8.0
F2	8.5	8.0	G2	8.0	7.5	H2	8.5	7.5	J2	8.0	8.0
F3	7.0	8.0	G3	8.0	7.0	H3	8.0	7.5	J3	7.5	8.5
F4	8.0	7.5	G4	8.5	7.5	H4	7.0	8.0	J4	7.5	7.5
F5	8.0	7.5	G5	8.0	7.5	H5	8.0	7.5	J5	7.5	7.0
F6	8.0	7.5	G6	8.0	7.5	H6	8.0	7.0	J6	7.5	8.0

第6表 異常衝撃値試料の粒度

試料	粒度番号			試料	粒度番号		
	フェライト		オーステナイト		フェライト		オーステナイト
	用辺部	中心部			周辺部	中心部	
F5-QP	8.0	6.0	G6.5	G6-C	6.5	6.5	G8.0
G5-2H	7.0	4.5	7.0	J5-XQ	5.5	6.5	7.0
H5-NX	6.5	4.5	7.0				

しない。さて前述の通り FO, GO に比較して HO, JO の 400~500°C 附近の I.V. は可成り小であつた。そこでこれらの温度で試験した試料の顕微鏡組織及びフェライト粒度を調べてみたが組織、フェライト粒共に何等の差異を認めず従つてこれらの差異は前述のごとく、Al, N, O 等の含有量の差異によるものと考えられる。

硬度:

焼鈍硬度測定の結果は第7表の通りである。同表にお

第7表 焼鈍硬度 (Rockwell B Scale)

試料	硬度	試料	硬度	試料	硬度	試料	硬度
F0	59.1	G0	56.9	H0	61.1	J0	64.0
F1	60.5	G1	60.7	H1	58.3	J1	60.1
F2	61.3	G2	62.8	H2	61.5	J2	63.5
F3	65.3	G3	63.2	H3	63.6	J3	64.1
F4	65.5	G4	64.0	H4	63.7	J4	66.6
F5	68.1	G5	68.8	H5	66.7	J5	67.3
F6	70.9	G6	70.0	H6	73.1	J6	71.2

いても HO と JO とが異常に高い硬度を示してこの2試料がやや他と異なる条件にあることを示している。全般的に見て As, Cu, Sn, Mo はすべて硬度を増加させる傾向を示し特に Mo による影響は大である。

加工性について:

一般に I.V. の大なる鋼材は加工性に富むからその破面を対称するとほぼその材料の加工性の難易を推定することが出来るのであるが以上の実験結果及び前報の結果から判断すると極軟鋼については高温加工性は本実験に

用いた成分範囲であれば何等の支障はない。又常温加工性については加工の程度が関係するから一概には言えないが上述の I.V. 及び試験片の亀裂の程度から推定すると第8表の成分範囲であれば差支えないと考えられる。

第8表 許含有量

	単独の場合			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事示す。

以上はキルド鋼でしかも偏析のない場合に適用し得る数値であるが As, Cu, Sn はいずれも鋼塊中で偏析する。その偏析の程度は勿論鋼塊の大きさ、形状によつて異なるが種々の文献⁵⁾⁶⁾⁷⁾⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾から推定すると 1~3t 鋼塊ではおよそ次の通りである。

	As	Cu	Sn
偏析パーセント {キルド鋼	+40	+10	+50
リムド鋼	+70	+30	+80

但し+は分析平均値より高値を示す意味である。

従つて偏析を考慮した場合のこれら元素の許含有量は第9表のごとくなる。リムド鋼の場合は含有ガスの影響を更に考慮しなければならないであろうから第9表の許容限度は更に制限を受けると思われる。

さて As, Cu, Sn が鋼材中に含有せられる場合にもし酸化性雰囲気例えば均熱炉とか焼鈍炉等の中で高温に長時間鋼材を加熱するとこれらの元素は総て鋼材表面に

第9表 許 容 含 有 量

		単 独 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	+0.066
	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
	常温加工	<0.18	+0.27	+0.056	<0.15	<0.27	<0.056

第10表 許 容 含 有 量

	単 独 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	<0.12	<0.29	<0.039	<0.11	<0.32	<0.059
リムド鋼	<0.12	+0.25	+0.033	"	"	"	<0.10	<0.25	<0.033	"	"	"

濃化し加工に際して表面亀裂を発生せしめる原因となるから¹¹⁾¹²⁾¹³⁾¹⁴⁾第8, 9表に示した許容含有量は鋼材表面に生ずる濃化層の限度である。すなわち加熱炉における温度及びその時間を考慮し鋼材の形状に応じて許容含有量を決定する必要があるのであつて常温加工々程中に焼鈍する必要があるれば濃化表面層におけるこれらの元素の含有量が上記の限度を超えないことが必要である。

1例として鋼材を1200°Cに加熱し3~4hr保持した場合を考えるとAs, Cu, Snが鋼材表面に濃化する程度はおよそ次の通りである¹¹⁾¹⁴⁾¹⁵⁾。

As Cu Sn
鋼材表面 1mm の平均濃化率 (%) 50 10 70

この濃化層は高温加工によつても完全には除去出来ないであろうからもし引続いて常温加工する場合のAs, Cu, Snの許容含有量を求めると第10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。

V. 結 言

極軟鋼の加工性に及ぼすAs, Cu, Sn, Moの影響を知るためにC 0.04%の極軟鋼にこれらの元素を添加して合計28種類の試料を熔製し常温より900°Cの間でシャルピー衝撃試験を行い又粒度, 硬度, 顕微鏡組織等を調査した結果次の結論を得た。

(1) Cu 0.35% 以下又は Sn 0.1% 以下が単独に極軟鋼に含有せられる場合は鋼の衝撃値に及ぼすこれら元素の影響は認められない。

(2) Cu, Sn が共存する場合は 550°C 以下及び700°C 以上ではほとんど影響がないが 550~700°C の間では Cu, Sn が増加すると T_{max}, T_{min} が高温側に移動する。

(3) As, Cu, Sn が共存する場合は As の増加するにつれて常温の衝撃値が小となるものを生じ, すなわち遷移温度が上昇する傾向がある。常温のI.V.を低下せしめない限度は As 0.25% 以下, Cu 0.35% 以下, Sn 0.1% 以下である。As, Cu, Sn の含有量が増加すると T_{min} 及び T_{max} は高温側に移動し I.V._{min} が低下する。

(4) As, Cu, Sn を含有する極軟鋼に Mo 0.3% を添加すると常温の I.V. がやや低下するが I.V._{min} の低下を防止し又 T_{min} が高温側に移動するのを防止する。

(5) フェライト粒度, オーステナイト粒度は各試料ほとんど同一で細粒であるが脆化破面を呈した試料のフェライト粒は他の試料より大であつた。

(6) 焼鈍硬度は As, Cu, Sn, Mo の含有量の増加するにつれて大となる。

(7) 以上の結果より極軟鋼に含有せられる As, Cu Sn の許容含有量を推定した。但しこの許容含有量は鋼材の形状, 加熱温度及び加熱時間等によつて更に制限を受ける。

本実験を行うに当り研究費を御提供下された日本製鋼所常務取締役小林佐三郎博士, 試料の熔製及び鍛造に際し全面的に御援助を賜つた神戸製鋼所研究部々長高尾善一郎氏ならびに関係職員各位に深謝する次第である。

(昭和 29 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 沢村 宏, 盛 利貞: 鉄と鋼 **39** (1953) 418/426
- 2) " " : 未発表
- 3) J. A. Rinebolt and W. J. Harris, Jr.: Trans. Am. Soc. Metals **43** (1951) 1175/1214
- 4) B. C. Woodfine: J. Iron and Steel Inst. **173** (1953) pp. 240/255
- 5) E. Houdrement, H. Bennek und H. Neumeister: Arch. Eisenhüttenw., **12** (1938) 91
- 6) 小平 勇, 前田元三, 中尾常世, 太田 伝, 藤田 保: 八幡技研報告, 自発研究 28 号 (1950) 8
- 7) 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼要覧 (1948) 844
- 8) F. Wüst und H. L. Felser: Metallurgie **7** (1910) 363
- 9) P. Bardenheuer und C. A. Müller: Mitt. Kais. Wilh. Inst. f. Eisenfg., **11** (1929) 273
- 10) J. W. Halley: Trans. A.I.M.E. (1943) 374
- 11) 中川義隆: 鉄と鋼, **38** (1952) 228
- 12) 沢村 宏, 盛 利貞, 高田 昭: 鉄と鋼, **38** (1952) 557
- 13) 河合正吉: 鉄と鋼, **38** (1952) 709, 710
- 14) S. L. Gertsman and H. P. Tardif: Iron Age, Feb. 14 (1952) 136
- 15) 小平 勇: 八幡研究報告, **8** (1928) 25

書 評

“Die Edeltahlerzeugung”.

(by F. Leitner, E. Plöckinger)

Wiln Springer 出版社刊行 (1950) pp. 490. 図表 174.

表題は傍題も入れれば「特殊鋼の製造・溶解・鑄造・試験」となる。オーストリアの本で珍しい。内容を抜萃してみる。

溶 解 (pp. 1—358)

A. 特殊鋼製造の冶金学 (1~92) B. 冶金反応過程の測定 (91~111) C. 特殊鋼製造の実際 (112~358)

鑄 造 (pp. 359—403)

A. 凝固の過程. B. 鑄造の実際

試 験 (pp. 404—490)

1) 湯の化学成分. 2) 素鋼塊の判定. 3) 熱間加工性試験. 4) 熱間加工素材の欠点と組織. 5) 機械的試験.
6) 特殊目的への対応性.

我国では特殊鋼溶解についての成書が殆んどないので、この本は貴重な示唆を与える。溶解の反応の研究は Schenk 等の書物にもあるが、1930年代のデータが多く、この本には、1940 年以降の米国の研究が沢山に引用され、うまくまとめている。A-v に鋼中のガスの事が出ているが、我々としては見落しているデータもあり、非常に便利である。B の測定の所で、各種元素 (Cr, Ni, Si, Al) とか、平炉鋼の光学高温度計の輻射率に及ぼす影響がまとめてあり、又適当な計器が表示してある。分析の所では、迅速分析の精度などがまとめてある。次に、鋼とスラグの粘性の決定法がまとめてある。その他、数頁だが、溶鋼の酸化状態と純粋度の決定法が書いてあるのも面白く有益である。C の製造の実際のも、我々はよい教科書がないので非常に面白く読んだ。耐火物 (珪石, シヤモット, シリマナイト, マグネサイト, クロムマグネサイト, ドロマイト, クロマイト煉瓦, 炭化珪素煉瓦, ジルコン煉瓦, カーボン煉瓦, 断熱煉瓦) に就いてデータをまとめ、その使い方がのせてある。挿入物の中でも、スラグ形成剤 (石英, 石灰螢石, ポーキサイト, アルミナ, シヤモット, ガラス) についてデータをまとめ、加炭剤にはどういう時に何を用いるかを紹介している。あとは、平炉, アーク炉, 高周波炉, 坩堝炉の溶解作業を詳述し、のちに特殊溶解法として真空溶解法, ロッキンク炉の如き Graphitstabofen 溶解法, スラグ反応溶解法についてのべ、次に、多重溶解法をのべ、次に添加合金元素のロスのデータをまとめてある。次に面白いのは、鋼種別の溶解方法の選択法がのべてある。鑄造では、鑄造方法と、鋼の中のスラグ量との関係のデータなどは面白いし、我国でも参考になる工場が多いと思う。この本は理論的であると共に、実地操業のデータの多い事で、P. 227 のタングステン磁石鋼, P. 228 の軸受鋼の操業法などは、今迄見た事もない (少くとも筆者は) データなので、参考になった。

序文の中に、高名な Prof Dr. Franz Rapatz 先生に御世話になったと書いてある。原本は東大冶金及び機械試験所にある。(三橋鉄太郎)