

炭素鋼の衝撃値に及ぼす砒素の影響

(昭和 27 年 11 月本會講演大會にて發表)

澤 村 宏*・盛 利 貞**

EFFECT OF ARSENIC ON IMPACT VALUES OF CARBON STEELS

Hiroshi Sawamura, Dr. Eng. and Toshisada Mori, Dr. Eng.

Synopsis:

This paper gave results which show the effect of arsenic on the impact values, austenite and ferrite grain sizes, hardness and microscopic structures of carbon steels. For these studies nineteen kinds of specimens killed with aluminium were used, which contained respectively 0.05, 0.25, 0.55, 0.85% C and 0.0, 0.35, 0.55, 0.8, 1.0% As. The results were as follows:

(1) Charpy impact values of carbon steels containing 0.05 and 0.25% C showed a marked decrease within the range from room temperature to 500°C as the content of arsenic increased, but showed almost no difference at elevated temperatures higher than 500°C.

(2) In case of the specimens containing 0.55 and 0.85% C, the impact values showed a slight decrease at temperatures below 500°C and the temperature at which the impact values showed a sudden increase, rose considerably as the content of arsenic increased. The finishing temperature of forging, therefore, must be kept somewhat higher than ordinary temperature, otherwise there might be a danger of cracking.

(3) All of the specimens showed high impact resistance at temperatures higher than 750°C.

(4) The specimens showed no influence of arsenic on austenite and ferrite grain sizes except the dead soft steel in which coarse grains of ferrite were found as the content of arsenic increased.

(5) The banded structure composed of ferrite and pearlite becomes clear and the boundary cementite in the dead soft steel became long as the content of arsenic increased.

(6) The hardness of specimens gradually increased as the content of arsenic increased.

I. 緒 言

鋼の諸性質に及ぼす As の影響の中で最も問題となるのは As による衝撃値の低下である。As を含む極軟鋼を酸化性雰囲気中で高温に長時間加熱すると As が鋼材表面に濃化するが筆者等はこの濃化層の組織を究明し又これが鋼材の加工に際し表面龜裂の原因となることを指摘したり。然し乍ら鋼材に As が含有せられると斯様な濃化層を有しない場合においても衝撃値が低下し脆化の現象が見られるので今回は 4 種類の炭素鋼につきその As 含有量を 1% 迄種々に變化せしめこれ等の試料の常温及び高温加工性に及ぼす As の影響を調査するため常温より 900°C 迄の間の各種温度における衝撃値を求めた。一般に衝撃値の大なる鋼材は靱性が大で延伸性も良好であるから衝撃の大小により加工性の難易を略々測定することが出来る²⁾譯である。

II. 試料の作製

スエーデン炭素鋼 (C=0.05, 0.42, 0.71, 0.90, 1.12% の 5 種類) を原料として 100KVA の高周波電気爐にて 1 熔解 80kg を熔融しこれに兼二浦純白鉄 (C=4.0%), 金屬 Mn (Mn=96.5%), フェロシリコン (Si=75.0%), 金屬 As (As=99.9%) の適當量を配合し Al 線で脱酸した後第 1 圖に示す如き鋼塊試料 5 個を順次に鑄造した。鋼塊 1 個の重量は 12kg でこの中本體重量は 8.2kg である。4 熔解で合計 20 種類の試料を作つたが但しこの内の 1 種類は注湯後凝固直前に噴いたため以下の實驗に供したのは 19 種類である。試料の分析値を第 1 表に示したが A 系列は極軟鋼, B 系列は C=0.25% 炭素鋼, D 系列は C=0.55% 炭素鋼, E 系列は共析鋼にそれぞれ

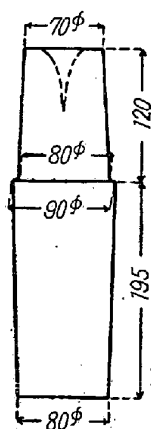
* 京都大學教授工博, ** 京都大學助教授工博

第 1 表

試料	C	Si	Mn	P	S	Cu	As	O ₂ *	脱酸用 Al 使用量**
A 0	0.06	0.25	0.42	0.006	0.028	0.025	0.018	0.0075	0.05
A 1	0.05	0.25	0.40	0.006	0.027	0.025	0.35		0.05
A 2	0.06	0.25	0.41	0.008	0.027	0.023	0.61		0.05
A 3	0.06	0.23	0.38	0.008	0.025	0.022	0.84		0.05
A 4	0.06	0.21	0.37	0.008	0.026	0.040	0.07		0.05
B 0	0.28	0.04	0.25	0.029	0.021	0.036	0.011	0.0047	0.02
B 2	0.26	0.06	0.25	0.028	0.022	0.018	0.59		0.04
B 3	0.24	0.04	0.26	0.029	0.020	0.024	0.79		0.04
B 4	0.23	0.05	0.25	0.032	0.022	0.022	1.01		0.04
D 0	0.57	0.26	0.37	0.028	0.020	0.018	0.018	0.0039	0.04
D 1	0.56	0.23	0.39	0.028	0.022	0.017	0.34		0.04
D 2	0.59	0.22	0.38	0.026	0.018	0.015	0.54		0.04
D 3	0.54	0.21	0.38	0.028	0.018	0.018	0.87		0.04
D 4	0.55	0.23	0.38	0.029	0.017	0.020	1.04		0.04
E 0	0.85	0.30	0.43	0.024	0.015	0.014	0.014	0.0036	0.04
E 1	0.84	0.25	0.43	0.024	0.017	0.014	0.34		0.04
E 2	0.85	0.26	0.43	0.025	0.014	0.014	0.54		0.04
E 3	0.85	0.27	0.42	0.025	0.015	0.015	0.80		0.04
E 4	0.83	0.27	0.43	0.025	0.015	0.015	0.98		0.04

* 真空熔融法による全酸素値

** 鋼塊に對する重量%



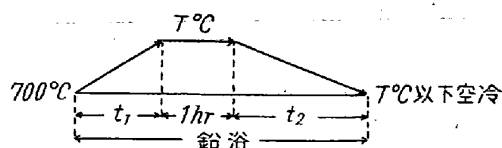
第 1 圖 鋼塊試料の形状 (單位 mm)

As を 0~1% の範圍で 4 種類に變化せしめてある。

これ等の鋼塊を先ず押湯を切斷し皮むき後ガス爐で加熱し 1/4t ベツヘ式空氣槌にて 3~4 回の鍛造により、15×15mm の角材とした。鍛造溫度は略々 1,100~750°C の間で行つたが鍛造中何等の支障もなく又鍛造試片の表面状態も健全で龜裂は認められなかつた。この角材を 112mm 長さに切斷し同一試料を同時に鉛浴中で焼鈍した。焼鈍溫度及び操作は第 2 表に示す如くである。次にこれ等の試料を舊 JES 239 第 3 號試験片の規定するシャルピー試験片 (10×10×55mm, U ノッチ) に機械加工した。

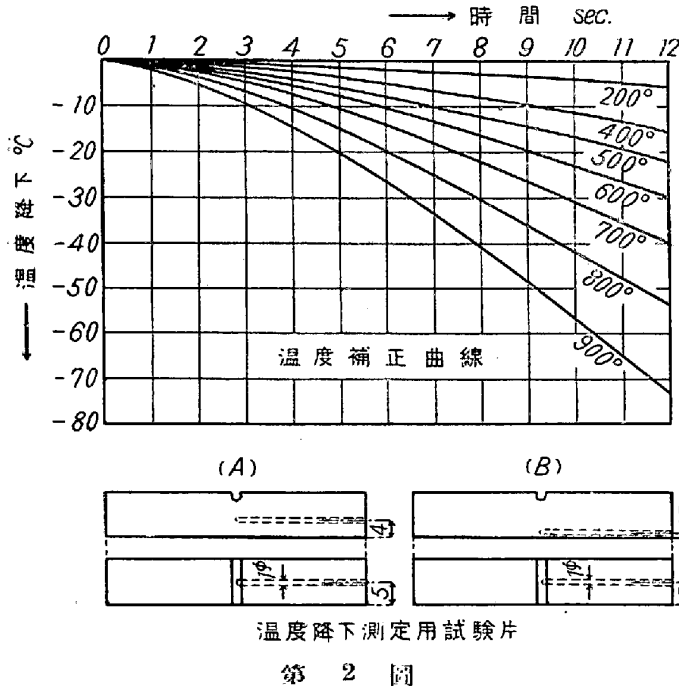
第 2 表 焼鈍方法

試料	加熱時間 t ₁	焼鈍溫度 T°C	爐冷時間 t ₂	空冷溫度 T°C
A 0	1 30'	920	2 40'	620
A 1	1 55	935	3 30	610
A 2	1 40	950	2 50	650
A 3	1 50	970	3 10	630
A 4	1 50	990	3 0	640
B 0	2 10	865	2 50	650
B 2	1 50	895	2 40	630
B 3	1 30	915	3 10	620
B 4	1 55	930	3 27	580
D 0	1 8	790	3 2	600
D 1	1 0	800	3 20	570
D 2	1 40	812	3 0	600
D 3	1 20	820	2 25	650
D 4	1 30	830	3 10	600
E 0	1 30	760	3 0	610
E 1	1 45	765	3 7	630
E 2	1 30	765	3 0	600
E 3	1 5	765	3 20	640
E 4	1 30	765	3 0	620



III. 試 験 方 法

高温衝撃試験は水平断面で上下の2つに割れ自由に開閉し得るニクロム電気爐に試験片を入れその試験片の中央直下に熱電對の熱接點を固定し所定温度に加熱後試験片を取出し衝撃試験機に取付け手早く打撃槌を落下せしめ衝撃試験を行つた。高温衝撃試験を行うに當つては試験片を加熱爐より取出した後の温度降下と試験片表面の酸化とに注意を拂ふ必要があるがこの實驗の最高加熱温度である 900°C 迄は酸化は殆んど問題とならない³⁾ので空气中で加熱することとした。次に試験片の温度降下を調べるため第2圖の如く試験片Aには中心に又Bには側面より 1.5mm の箇所それぞれ 1mmφ の孔をあけ 0.1mmφ の Pt-Pt-Rh 熱電對を差込み抜け落ちない様に孔の入口に石綿を充填して固定した。



第 2 圖

先ず豫め爐を所定温度迄加熱しておき試験片を爐に入れ試験片内部の温度と爐内温度との一致するに要する時間を測定し以後行う本實驗の加熱時間を決定した。この結果によると加熱時間は 15~20min で充分である。

さて試験片内部の温度が所定温度に達してから3分間同温度に保持した後爐を開き試験片を試験機に取付けたがこの間メトロノームを用いて 2sec 毎の温度を讀取つた。この操作をA及びBの試験片につき各温度において2回以上測定したが試験片を爐より取出す瞬間の時間的誤差が讀取り温度に相當影響し又爐外における冷却速度が大なるため温度の測定位置による温度差は殆んど問題

にならないことが判明したのでA, B兩試験片の測定結果の平均をとり第2圖の如き時間—温度降下曲線を作製し本實驗の衝撃温度を補正した。尙本實驗において試験片を爐より取出し衝撃を與える迄に要した時間は 6~8 sec であつた。試験温度は常温, 100*, 200, 400, 500, 600, 650*, 700, 750*, 800, 900°C の各温度であるが 700°C 以下は同種のもの各3本, 750°C 以上は各2本ずつ試験した。

以上の衝撃試験と共にオーステナイト粒度, フェライト粒度, 焼鈍硬度を測定し又顯微鏡組織を調べて衝撃値との關係を檢討した。

IV. 試 験 結 果 及 び 考 察

1. 衝撃値に及ぼす温度並に As の影響

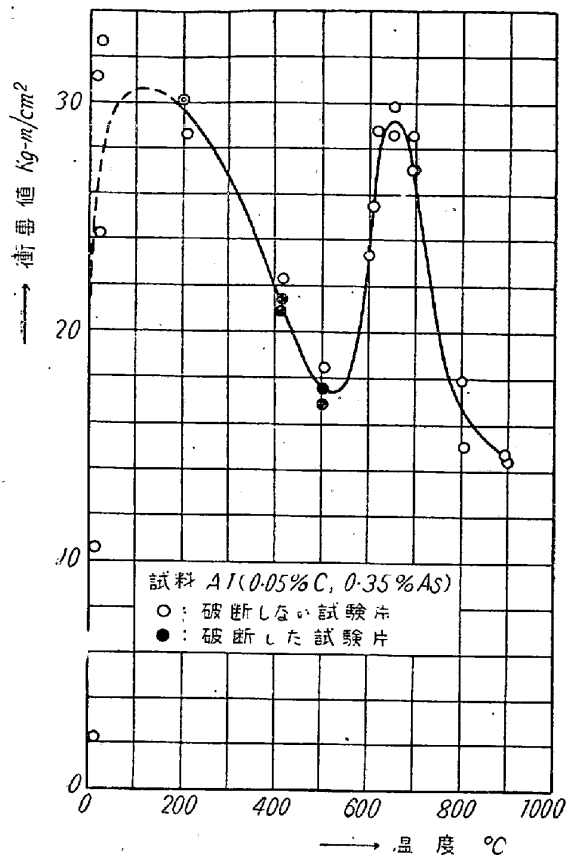
紙面の都合上代表例として A1 (0.05% C, 0.35% As) 及び D1 (0.56% C, 0.34% As) の試験結果を第3圖 a, b に示した。

同圖 (a) 即ち A1 の場合は衝撃値が最も散亂した例で同圖 (b) 即ち D1 の場合は比較的良く一致した例である。但し A1 の常温に於ける衝撃値は甚しく散亂しているがこれは例外でその理由については後述する。衝撃を與えた結果試験片は破斷したものと破斷せずに單に折れ曲つたものと2種類があり後者の場合は従つて衝撃抵抗に類する數値を示す譯であるが便宜上以下は總べて衝撃値として記することにする。第3圖における黒丸は破斷試験片を又白丸は破斷しなかつた試験片を示している。

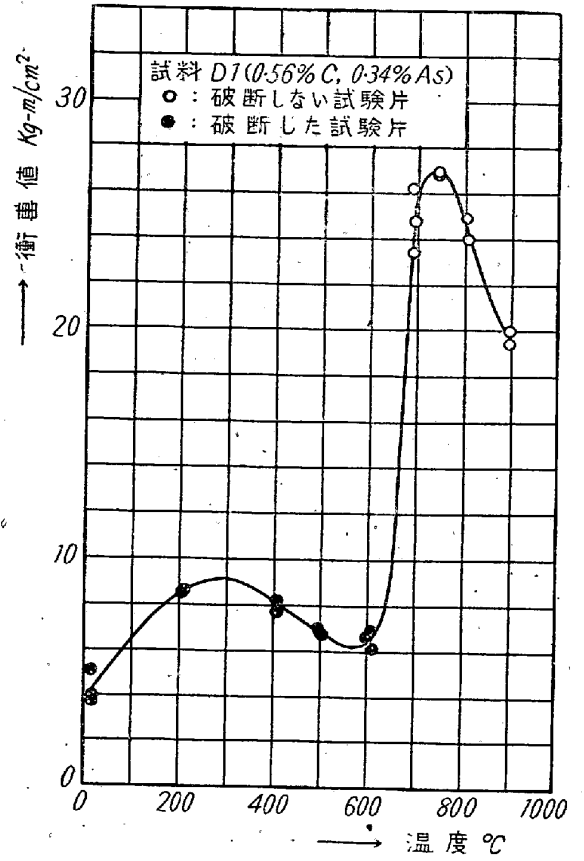
以上の如くにして求めた衝撃値—温度曲線を A, B, D 及び E の4系列に分類するとそれぞれ第4圖 (a, b, c, d) の如くである。

(a) A 系列即ち 0.05~0.06% C の極軟鋼においては As を殆んど含有しない試料 A0 の常温における衝撃値は極めて高く 30kg-m/cm² 以上を示し且つ試験片は破斷しないが As の増加するに従い衝撃値は急激に低下し As が 0.6% 以上になると 2~3kg-m/cm² 程度となる。極軟鋼に As が含有せられると A₃ 點が可成り急激に上昇する⁴⁾ため焼鈍或は焼準温度は As の含有量に應じて高温にする必要がある。従つて第2表に示した如く A 系列の試料においては As の増加に従い焼鈍温度を高くしたがこのためにフェライト粒の粗大化を來し衝撃値が低下したとも考えられる。粗大化の原因が焼鈍温度によるのか或は As によるものであるかを確かめるため A0~A4 の試料を同時に鉛浴中において 920°C に 1hr

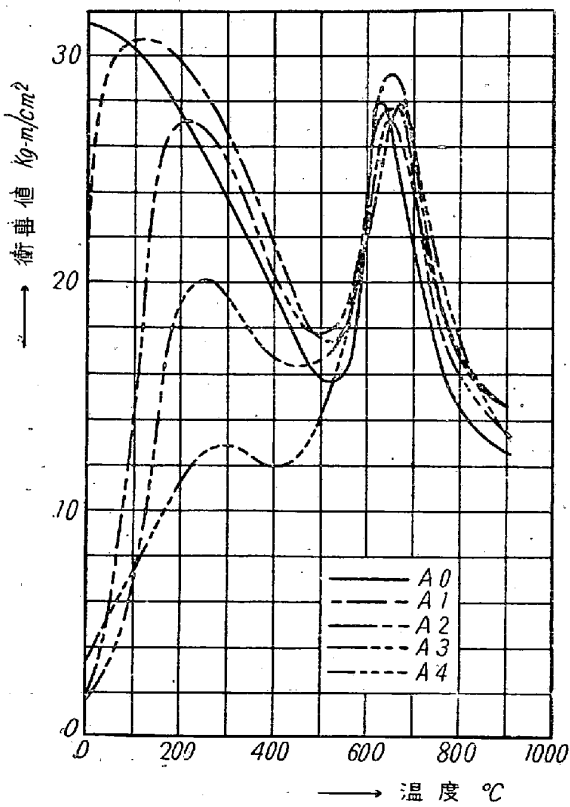
* 一部の試料についてのみ行つた。



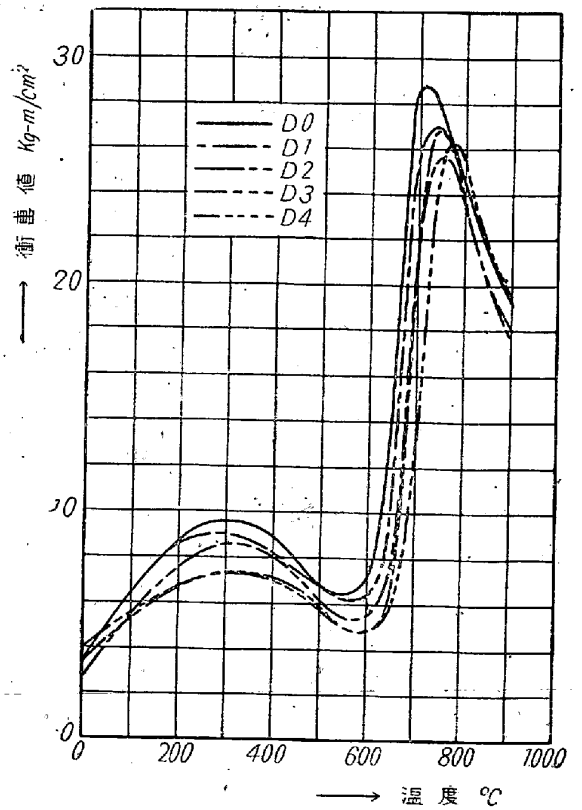
第3圖 (a)



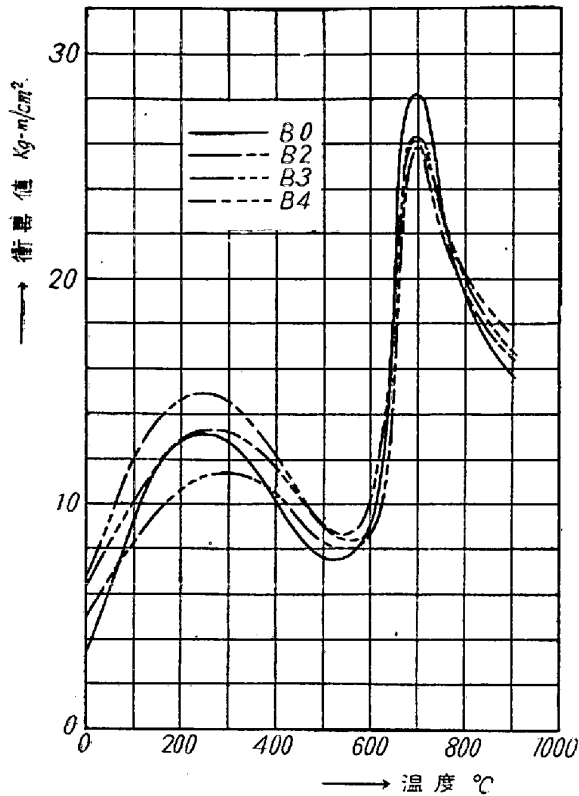
第3圖 (b)



第4圖 (a)



第4圖 (b)

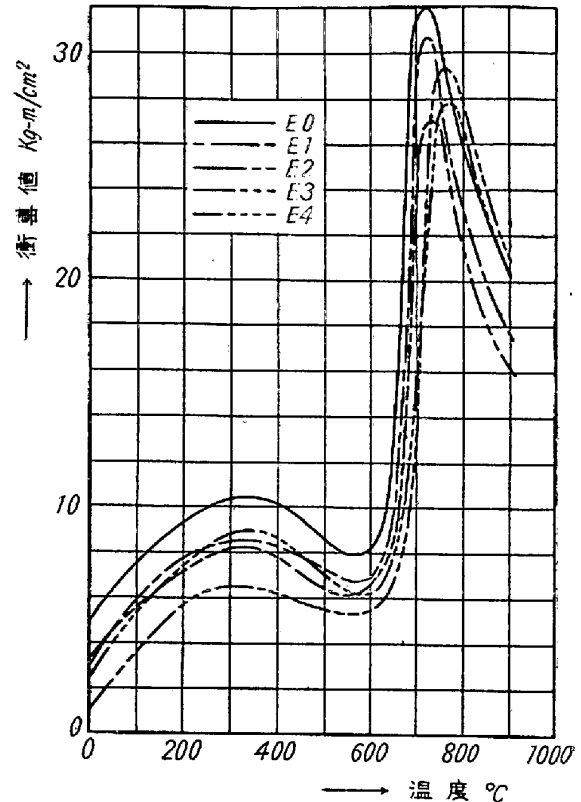


第4圖 (c)

保持し爐冷したものにつきフェライト粒度を測定した結果は前と同様で A_s の増加するに従いフェライト粒が粗大化するのを認めた。又 A_s が増加すると粗大化したフェライトの粒界にセメントイトが細長く發達しこれ等が衝撃値を低下せしめる主なる原因であると思われる。衝撃値—温度曲線における 200°C 附近の極大値は A_s の増加するに従い少々高温側に移動する傾向があり遷移温度は A_s の増加するにつれて高温側に移動する。

A1 の常温 (17 及び 23°C) における衝撃値が甚しく散亂した原因は丁度 20°C 附近がこの試料の遷移温度であり而もこの曲線の傾度が大なるためと考えられる。斯様に 500°C 以下においては A_s の影響は極めて著しく衝撃値は低下するが $500\sim 900^\circ\text{C}$ の間においては A_s の影響は殆んど見られない。即ち極軟鋼の場合は常温加工に際して A_s が 0.3% 以上では極めて脆性が大であるが 500°C 以上の場合は $A_s=1\%$ 迄は殆んど影響はないものと思われる。

(b) B系列即ち $0.23\sim 0.28\%$ C の低炭素鋼においては前項と同様に 500°C 以下において可成り A_s の影響が見られ A_s の増加するに従い衝撃値は低下するがその程度は極軟鋼に於ける程著しくはない。又 $600\sim 900^\circ\text{C}$ の間においては殆んど A_s の影響は見られない。B0 の試料における 500°C 以下の衝撃値が他の試料に比較し



第4圖 (d)

て低値を示しているのはC含有量が少々大なるため及び脱酸が不充分であつたためと思われる。B系列の試料は最初に熔解したため熔解中のCの歩留が不明であつた。そのためCは B0, B2, B3, B4 の順に次第に低下しているがC含有量が小なる程衝撃値は大であるから若しこの系列においてC含有量が略々同等であれば A_s の影響は更に明瞭に現われたであらう。

(c) D系列即ち $0.54\sim 0.59\%$ C の中炭素鋼に就いては 500°C 以下においては A_s の増加するに従い衝撃値は少々低下する傾向があるがA及びB系列における程著しくはない。然るに $500\sim 900^\circ\text{C}$ の間において特に注目すべきは $600\sim 700^\circ\text{C}$ の間において衝撃値の恢復する温度が A_s の増加につれて次第に高温側に移動する傾向である。即ち A_s を殆んど含まない D0 の試料においては 550 及び 710°C 附近にそれぞれ衝撃値の極小及び極大を示しているが $A_s=1\%$ を含む D4 の試料においてはこれ等はそれぞれ 600 及び 780°C 附近にあり約 60°C 高温側に移行している。炭素鋼の A_c 、或は A_r 點は A_s の増加に従い次第に上昇するが然し乍ら 0.55% C, 1% A_s ではその上昇は精々 $20\sim 25^\circ\text{C}$ である⁵⁾。従つて約 60°C の移動は或は加熱時間の影響が加算されているのではないかとも考えられるが A_s による變態の遲滯現象は徐熱の場合には餘り認められないのでその理由は明か

第3表 衝撃試験片の破断状況

温度 °C	常温	100	200	400	500	600	650	700	750	800	900
試料											
A0	○	—	○	○	●	○	◎	◎	—	◎	◎
A1	○	—	○	○	●	○	◎	◎	—	◎	◎
A2	○	○	○	○	●	○	◎	◎	—	◎	◎
A3	●	●	○	○	○	○	◎	◎	—	◎	◎
A4	●	—	●	●	●	○	○	○	◎	◎	◎
B0	●	—	○	●	●	●	—	○	○	◎	◎
B2	●	—	○	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
B3	●	—	○	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
B4	●	—	○	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
D0	●	—	●	●	●	○	—	○	◎	◎	◎
D1	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
D2	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
D3	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
D4	●	—	●	●	●	●	—	●	◎	◎	◎
E0	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
E1	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
E2	●	—	●	●	●	●	—	●	◎	◎	◎
E3	●	—	●	●	●	●	—	○	◎	◎	◎
E4	●	—	●	●	●	●	—	●	◎	◎	◎

ない。この現象から判断して As を含む中炭素鋼は鍛造の場合に打上温度を高目にしなければ鍛造の終期において龜裂を生ぜしめる危険がある。

(d) E系列即ち 0.83~0.85% C の共析鋼においては前項のD系列の場合と殆んど同様の傾向を示しこの場合も As の増加するに従い A₁ 點附近の衝撃値の恢復する温度は次第に高温側に移動し As=1% にて 50~60°C 高温となっている。

次に衝撃により破断した試料と單に折れ曲つた丈で破断しなかつた試料とを總括すると第3表の如くである。同表において◎は破断せず又龜裂も認められない試料、○は破断しないが龜裂の認められた試料、●は破断した試料、◎は○と●との兩方ある場合を示している。○にて示した試料における龜裂の程度は As の増加に比例して増大している。この表と第4圖 (a, b, c, d) とを比較對稱すれば炭素鋼の靱性に及ぼす As の影響が良く理解せられる。

2. オーステナイト粒度、フェライト粒度、顯微鏡組織並に焼鈍硬度に及ぼす As の影響

オーステナイト粒度は學振法⁴⁾によつて測定しフェライト粒度は焼鈍試料につき同様にオーステナイト粒度圖を用いて測定した。その結果は第4表に示す如くである。同表によればオーステナイト粒度は何れも粒度番號 G6~7 程度である。

筆者等は以前に C=0~1.3%, As=0~1% の範圍において各種炭素鋼のオーステナイト粒度に及ぼす As の

第4表

	オーステナイト 粒度番號 G	フェライト 粒度番號	焼鈍硬度 R. B.
A0	6.7	6.5 (7.0)	54.8
A1	5.7	2.3 (4.7)	55.5
A2	6.0	2.2 (2.2)	58.6
A3	6.0	2.2 (2.0)	64.3
A4	5.7	5.8 (2.5)	67.0
B0	4.7	6.6	63.6
B2	6.7	7.1	70.4
B3	6.7	5.4	71.1
B4	5.7	5.4	73.5
D0	7.7	9.9	80.8
D1	6.9	9.9	83.9
D2	7.7	10.2	86.3
D3	7.0	9.1	87.9
D4	7.2	9.8	89.0
E0	7.7	—	84.1
E1	6.7	—	86.6
E2	6.6	—	89.6
E3	6.7	—	92.1
E4	5.7	—	93.0

影響を調査したがこの場合は A1 による脱酸を行わなかつた。その結果は第5表に示す如くで共析鋼の場合を除いては兩結果は略々一致している。いずれの結果によるもオーステナイト粒度に及ぼす As の影響は殆んどない。

次にフェライト粒度はC含有量の増加するに従い次第に小となつてはいるが As の影響は殆んどない様である。但し極軟鋼の場合のみは As の増加に従いフェライト粒

第 5 表

試料成分 (%)			オーステナイト粒度番号 (%)*							
C	Si	As	1	2	3	4	5	6	7	8
0.03	0.03	0			75	20		5		
0.10	0.15	0.24							25	60
0.05	0.07	0.52							80	20
0.03	0.03	0.92						5	40	55
0.28	0.60	0							60	40
0.31	0.56	0.25							70	30
0.40	0.72	0.24						30	55	15
0.48	1.07	0.52						25	65	10
0.57	0.73	0						25	65	10
0.47	0.61	0.27						27	50	23
0.58	0.57	0.43						10	68	22
0.73	0.58	0						25	70	5
0.72	0.53	0.24						15	68	14
0.67	0.80	0.50						15	48	30
0.71	0.52	0.90		15	30	10		18	10	17
0.86	0.47	0.26	10	63	22					
0.83	0.54	0.51	2	83	12	5				
0.82	0.53	0.85		75	25					
1.04	0.40	0	10	13	70	7				
1.00	0.64	0.26	50	35	15					
1.04	0.56	0.54	38	50	12					
1.01	0.66	0.86	5	43	40					
1.26	0.59	0	2	45	35					
1.20	0.80	0.28	7	68	25					
1.16	0.75	0.52	7	58	35					
1.18	0.91	0.91		53	40					

* 粒度番号の占める%は目測による平均値を示す。



写真1 $\times 100(2/3縮寫)$
0.28% C, 0.011% As
焼鈍後の組織ピクラルエッチ



写真2 $\times 100(2/3縮寫)$
0.2% C, 0.79% As
焼鈍後の組織ピクラルエッチ

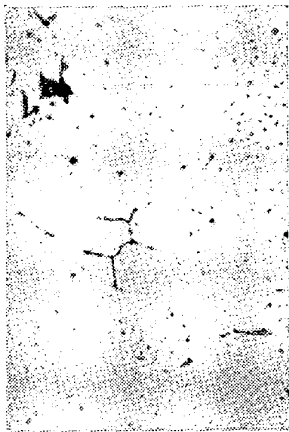
は粗大化する傾向が認められた。第4表のフェライト粒度番号の項に於ける()内の数値はA0~A4の試料を鉛浴中にて920°Cに1hr保持後徐冷し600°C以下空冷した場合のフェライト粒度番号を示した。フェライ

ト粒の粗大なる衝撃試験片の破断面は石垣状を呈し結晶粒界におい破断した。

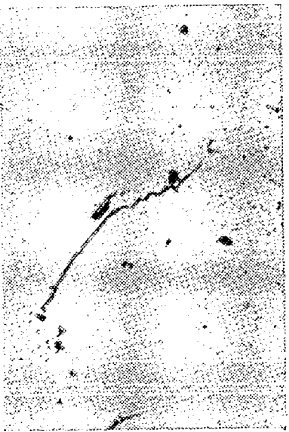
顕微鏡組織についてはAs=1%迄は組織に特別の變化は認められないが鍛造方向に平行した断面におけるフ

フェライトとパーライトとの帯状組織が As の増加するに従い顕著となる傾向がある。これを寫眞 1 及び 2 に例示した。1 は試料 B0, 2 は試料 B3 である。

極軟鋼 (A 系列) におけるフェライト粒間に生成したセメンタイトは As の増加するに従い長大となる傾向があり例えば寫眞 3 及び 4 に示す如く A3 (As=0.85%) の試料においては (A0 (As=0.018%)) に比較して粒間セメンタイトの長さは約 3 倍程度となつている。この粒間に析出した長大なるセメンタイトが衝撃値を低下せしめる主たる原因である。



寫眞 3 $\times 500$ (2/3縮寫)
0.06% C, 0.018% As
焼鈍後の組織ピクリン酸ソーダエッチ



寫眞 4 $\times 500$ (2/3縮寫)
0.06% C, 0.85% As
焼鈍後の組織ピクリン酸ソーダエッチ

尙 E4 の試料の低温側における衝撃値が少々高くなつてゐるのは他の試料が層状パーライト組織であるのに対し E4 はソルバイト状パーライトが層状パーライト組織に混在しているためと思われる。

参考のため焼鈍硬度を第 4 表に示した。焼鈍硬度は As の増加するに従い次第に大となるが硬度の増加する割合は C 含有量の小なる程顯著である。

V. 總 括

炭素鋼の各種温度における靱性に及ぼす As の影響を調査するため、C=0.06, 0.25, 0.55, 0.85% の 4 種類の炭素鋼に As=0.0, 0.35, 0.55, 0.8, 1.0% を添加して合計 19 種類の試料を熔製し 15×15mm 角材に鍛造し焼鈍した後シャルピー試験片に機械加工し常温より 900°C迄の各種温度において熱間衝撃試験を行い又オーステナイト粒度、フェライト粒度及び焼鈍硬度を測定し顯微鏡組織を調べた結果は次の通りである。

(1) C が 0.3% 以下の炭素鋼の場合は 500°C 以下においては As の増加するに従い著しく衝撃値は低下するが 500°C 以上においては殆んど As の影響はない。

(2) C が 0.5% 以上共析鋼迄の場合は 500°C 以下においては As の増加するに従い衝撃値は低下する傾向があるがその程度は僅かである。但し A₁ 點附近の衝撃値の恢復する温度は As の増加につれて次第に高温側に移動し As=1% で約 50~60°C 高温となる。従つて鍛造の際に打上温度を少々高くする必要があると思われる。

(3) いずれの場合においても 750°C 以上では試験片は破断せず As の影響は殆んどない。

(4) オーステナイト粒度、フェライト粒度に及ぼす As の影響は極軟鋼の場合を除いては極めて小である。極軟鋼の場合には As によりフェライト粒は粗大化する傾向がある。

(5) フェライトとパーライトとの帯状組織は As の増加するにつれて顯著になる傾向があり、又極軟鋼においてはフェライト粒間のセメンタイトが As の増加に伴い長大となる。極軟鋼の As による衝撃値低下の原因は主してこの粒間セメンタイトのためである。

(6) 炭素鋼の焼鈍硬度は As の増加するに従い上昇する。

試料の熔製及び鍛造のため種々御援助を賜うた神戸製鋼所研究所長高尾善一郎氏外關係職員各位並に實驗の大部分を擔當された柚山昭夫工學士に謝意を表す。尙又本研究は [鋼材の品質及び歩留向上に關する研究] なる總合研究課題の一部として行つたもので文部省科學研究費の援助を受けたことに對し併せて謝意を表す。

文 献

- 1) 澤村 宏, 盛 利貞, 高田 昭, 鐵と鋼, **38** (1952) 559.
- 2) 菊田多利男: 鐵と鋼, **23** (1937) 430.
- 3) A. Niedenthal: Arch. Eisenhüttenw., **3** (1929)

- /30) 81. 137 (英文).
- 4) 澤村 宏, 盛 利貞: 深瀬 徹, 山本俊二: 鐵と鋼, 38 (1952) 237. 6) 日本鐵鋼協會編: 鐵鋼要覽 (1948) 188. (昭和 27 年 12 月寄稿)
- 5) 澤 村宏, 盛 利貞: 京大工學部紀要, 14 (1952)

高速度鋼の Ms 點に及ぼす合金元素の影響に就いて

(昭和 27 年 11 月本會講演大會にて講演)

岡 本 正 三*・小 高 良 平**

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE Ms TEMPERATURE OF HIGH SPEED STEEL

Masazō Okamoto, Dr. Eng. and Ryōhei Odaka

Synopsis:

The Ms temperature due to additional elements of high speed steels having the base composition of 18-4-1 type was studied dilatometrically, and the relationship between the Ms temperature and the chemical composition of the austenite at the hardening temperature was discussed.

Ms temperature of the steel was lowered gradually as each content of carbon, tungsten, chromium or molybdenum was raised, and was almost independent from the content of aluminum, while with addition of vanadium, titanium or boron, Ms temperature is raised significantly, and was raised with cobalt content up to 6%, then lowered with more cobalt addition.

The effects of carbon, vanadium, chromium and titanium were presumed to be attributed to the variation in the amount of carbide $M_{23}C_6$, and these of tungsten and molybdenum were probably caused by the variation in the amount of carbide M_6C . The effect of cobalt was presumed to be related with the solubility change in the austenite of the other alloying elements which was caused by the cobalt addition.

I. 緒 言

熱處理論の進展に伴つて鋼の Ms 點は學問的意義と共にその實用的重要性も亦強調されて來た。特に近年提唱されている martempering なる熱處理法を利用するにはその鋼の Ms 點に關する知識が不可缺で、出來ればその化學組成及び熱處理條件から Ms 點を豫知し得ることが望ましく、低合金鋼に關してはその Ms 點と合金元素量との關係に就て既に幾つかの研究が報告されている。高速度鋼に於ても従來の熱浴焼入に代つてこの martempering を適用することが出來、むしろその適用が有利であると考えられるが測定上の困難の爲にその Ms 點に關する研究は極めて少く²⁾³⁾、且つそれも特定の鋼種のみを對象としている。併し高速度鋼は多種類且つ大量

の合金元素を含有するので、特定組成の鋼に就いてのみでなく、これら各種元素の Ms 點に及ぼす影響を系統的に調べることを望ましい。

著者等は熱浴焼入後膨脹計を利用する方法に依つて、18-4-1 型高速度鋼の Ms 點を測定して、C, W, V, Cr, Co その他の各種合金元素量の影響を調べ、併せて焼入温度に於けるオーステナイトの化學組成との相關性をも考究した。

II. 試料及び實驗方法

C 0.8%, W 18%, Cr 4% 及び V 1% の標準的

* 東京工業大學金屬工學教室, 工博

** 東京工業大學金屬工學教室, 工博