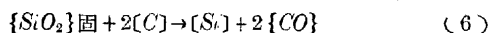


中の Mn 量は脱炭の始まりを決定する要素である。更にその代りに還元された Si は脱炭の始まりを妨げるから湯を沸騰せしめる爲に鑛石の添加又は過剰空気に依つて強酸化状態にすることが必要となる。Aの場合には沸騰はその結果として非常に速に始まり湯は非常に吸熱的なるが、Bの場合には温度上昇速度は脱炭の遅延の爲に小であるが他の方面に於て利益がある。通常の酸性熔解法に於ては脱炭が始つて後は鋼滓を反応力あるやうに保つために適当な酸化状態が低炭素に到る迄維持されねばならぬ。この爲に必要な方法即ち鑛石添加或は過剰の空気等は鋼浴を容易に汚穢する。酸性法の可能性に依つて十分な品質の軟鋼の製造法として、なほ次に示す如き酸性爐中の脱炭と Si 還元的基本的な原理を以て出發する方法がある。著者の考へは又同時に硬鋼製造にも適用出来る。

鹽基性爐に於ける如く脱炭の程度は先づ(3)式に依つて滓から浴へ移動する FeO に依て決定される。沸騰が始まつて後爐床が多少珪酸マンガンの皮膜を分離するやうになつた時に珪酸還元が爐床面に於て起るに相違ない。Cは固相の SiO_2 と反應して珪酸を還元し同時に CO を生成することが出来ると假定されねばならぬ。即ち次式の如し。



この反應は著者に依てルツボ反應と呼ばれ、全脱炭は式(3)及び(6)の反應の集計である。この反應は還元される珪酸量を平衡値以上となし Si の酸化となる。形成された珪酸は鋼滓に吸収されるから滓中の SiO_2 濃度は段々と上昇して $FeO-MnO$ 珪酸鹽が固相珪酸にて飽和される迄上昇する(但他の反應に依て妨げられぬものとして)。浴中の Si の動作はかく(2)及び(6)式に依て決定さる。軟鋼の正常な熔製に於ては常に珪酸の増加は制せらる。これは滓が酸化性状態に維持され適當な方法に依て容易に流動性が良くされるからである。著者が實際作業にて試験した方法では逆に電極用炭素或は少量の銀砂を全鋼滓の反應性を減じ、浴への O_2 の供給を減ずるために滓中に加へる。かくしてCに依る O_2 の減少は FeO が滓に依て供給されるより速に起る。滓中の FeO は特に滓と浴との接觸面に於て減少する。浴中の O_2 が充分に減少された時反應の方向が(6)式に依り轉換しCは専ら滓中の固相 SiO_2 及び爐床 SiO_2 と反應し始める。沸騰の初期に於ては炭素平衡とは逆かに離れて居た O_2 の値は SiO_2 の還元が進むにつれ段々と Vacher & Hamilton の O_2 平衡曲線へと近づく。之は Herty 法に依て採つた試料の O_2 に依て示されたのである。上述の状態が眞のものであると假定すると酸性爐中の脱炭は少くとも沸騰期の終りに向つては一般に認められて居るやうなものではない。充分な利用し得る O_2 がなほ存在する初期に於ては脱炭速度は鹽基性法で得られる値に匹敵するものと見られることは眞實であるが、良好な熔解に於てはもつと遅く 0.002 %/min 或はもつと低い。その時起る浴の沸騰は單に SiO_2 の還元が進行して居ることに依るものである。滓が全く反應に加はらない證據は、 Si が對應する Si 平衡値よりもつと高い値へ向ふのは事實であつて流動性良き反應力ある滓が維持される湯は平衡値以下の Si 量を示すであらう。爐床の特性が式(6)の進路を決定するもので床は暫らくして FeO が少し加つてからは數年間一定の成分であると思はれる。上述に依ると Mn と C は逆に爐床を侵すものである。珪酸還元は密接に温度に依り左右される故、爐床温度は還元程度に著しい影響を與へる。強烈な沸騰期に於けるやうに床の温度を上昇することは SiO_2 還元を促進せしめる。云ふ迄もなく酸性平爐滓は $FeO-MnO-SiO_2$ が基調となつて居り滓中の CaO を増加すれば

珪酸に對する飽和限界を上昇し熔融點を低下する。かくしてもつと強い SiO_2 還元を促進する。 Al_2O_3 は同様な作用を有す。尙 CaO の添加は滓中に $CaO \cdot SiO_2$ を形成し滓中の遊離 FeO を増加し、之が存在する C と共に鋼中の FeO を減少する。

精鍊初期に非常に流動性ある鋼滓は反應が進むにつれ粘くなる。脱炭或は差物添加前には滓は平均 55% SiO_2 , 15~25% MnO , 5~10% FeO で残は CaO, MgO, Al_2O_3 からなる。鋼滓は反應帶を包含せぬ故分析及び固態の外観は反應状態の信頼し得る標準とはならぬ。滓の破面は冷却條件に依りガラス質或は結晶質となる。ガラス質鋼滓は不透明で MnO が大なるときは輝綠色で Fe 多きときは黑色乃至暗綠色であり、 Fe 大なる結晶質鋼滓は褐黑色であつて、 MnO に富む淡綠色鋼滓は淡褐色結晶を示す。精鍊の終りには鋼滓は淡綠色で珪酸還元が進むにつれて益々蒼白色となる。酸性平爐操業を調節する最善の方法は依然として柄杓試験に依る Si の變動の正確なる見積りであつて、熟練者には困難でない。その後の冶金學的段階には2つの根本的に異つた方法がある。即ち、(1)反應力ある同質の流動性ある鋼滓に依る普通法、(2)精鍊末期に全體として鋼滓は反應性なく、反應は爐床珪酸及び鋼滓に限定される。珪酸還元は $C-Si-O_2$ 間にて平衡に達すると終る。還元される最高 Si は C が減少するにつれ落ちる故、軟鋼製造の場合鎮靜熔解 (Dead Melt) になる危険がある。このことは軟鋼製造を非常に困難ならしめ、適當な冶金學的條件は非常に際どいものとなる。

精鍊初期に於ける珪酸形成は非金屬介在物を最大ならしめる。 Si に依る脱炭を研究して C. H. Herty は熔鋼中に懸吊せる SiO_2 粒子は凝集せぬ故唯沸騰を延ばすことに依てのみ除き得ることを觀察した。沸騰中介在物の大部分は自然に除去されるが鑛石と共に少量の Mn を添加することに依り促進されるが、 MnO は SiO_2 粒子に反應し Stoke の法則に依り凝集力を増加する。即ちこの最低から珪酸鹽の増加は爐床から離れて熔鋼中に上昇する珪酸粒子に因る。爐床は沸騰が進むにつれ一層軟くなるも、これが唯一の原因とは認められないと云ふのは、最大値に達した後珪酸含有量は出鋼される迄再び減少するからである。この珪酸含有量の變動を珪酸還元より考へるに、還元が爐床にて始まるや否や FeO に依る Si の一部分の酸化が起る。反應(6)の速度は爐床温度の上昇につれ増加する故沸騰が長い程、形成される珪酸粒子の数は、酸化鋼滓の場合、最低に達して後再び増加するであらうことは、得られる珪酸鹽の特殊な状態及び SiO_2 量の大なることに依り支持される。故に酸性爐に於て清淨鋼を得んとせば滓中の FeO に注意が肝要である。珪酸がこのやうにして形成されるも、されなくとも、その量は全くその作業中の冶金學的條件に依るものであつて、鋼滓中の固相珪酸の還元が起る場合に、このやうなことが殆ど起らないことは、湯が最終の鋼滓から分離される後は Si が殆ど酸化される機会がないからである。著者の酸性平爐鋼中の非金屬介在物の濃度の變動に關する見解は C. H. Herty 一派及び J. E. Jacobs 及び P. N. Iwanow に依て求められた曲線に依て確められて居る。(尾崎)

6. 鐵及び鋼の加工

モリブデン高速度鋼の熱處理

(Steel, September 8, 1941) モリブデン高速度鋼の熱處理は脱炭さへ完全に防げるならばタングステン高速度鋼と大して異なる所はない。OPM 委員会によるモリブデン高速度鋼の種別は次の2種類である。即ち (i) A 級 $\dots C > 0.6\%$, $Mo > 3.0\%$, 又は $C > 0.6\%$,

IV<70%, Mo>3.0%のもの, (ii) B級...C>0.55%, IV>12.0%

第1表は一般に使用せられてゐるモリブデン高速度鋼の組成を示すものである。モリブデン高速度鋼の使用に際して注意すべき事柄を列挙すれば次の如くである。(1) 使用目的に応じて適當なる組成を有するモリブデン高速度鋼を選ぶこと。小型工具の熱処理は迅速に行ふこと。(2) III型モリブデン高速度鋼はI及びII型よりも脱炭が少ない。従て熱処理に際してその表面を保護する必要なくタングステン高速度鋼と同じやうに取扱ふことが出来る。(3) 製造者とよく相談し適當なる指示を受けること。(4) 適當なる熱処理装置を整備すること。

第1表 モリブデン高速度鋼の成分

型 式	C	W	Cr	V	Mo	Co
I 型 Mo-W	a 0.70	1.25	3.00	0.90	8.00	※
	~0.85	~2.00	~5.00	~1.50	~9.50	
II 型 Mo-V	b 0.76	1.60	3.70	1.05	8.00	4.50
	~0.82	~2.30	~4.20	~1.35	~9.00	~5.50
III 型 W-Mo	0.70	—	3.00	1.50	7.50	※
	~0.90	—	~5.00	~2.25	~9.50	
IV 型 W-Mo	0.75	5.00	3.50	1.25	3.50	※
	~0.90	~6.00	~5.00	~1.75	~5.50	

※ Co は用途により 9.00% 迄, V は 2.25% 迄添加せられることがある。III型に Co が添加せられれば脱炭を生じ易くなる。Ib 型は U. S. 海軍規格 46S37 の T10 に該当す。

第2表 モリブデン高速度鋼の熱処理温度 (°C)

型 式	火造	焼鈍	軟化	焼熱	焼入 ※	焼戻 (鹽浴)	焼戻
I 型 Mo-W(a, b)	1010	790	620	680	1180	1180	510
II 型 Mo-V	~1100	~840	~730	~820	~1230	~1210	~590
III 型 W-Mo	1040	"	"	680	1190	"	"
	~1120	"	"	~840	~1245	"	"

※ 大型工具には上限, 小型工具には下限を採用す

火造: 火造はタングステン高速度鋼と餘り異なる所はない。唯火造温度が多少低目である。(第2表参照) 火造温度に保持する時間は出来るだけ短い方がよい。大型工具に対しては 540~650°C に豫熱することが望ましい。爐内は多少酸化性気圏なることが必要である。

尙大型工具の場合には表面保護被覆剤として硼砂を使用することが有効である。併し硼砂を使用すれば鋼の表面が滑り易くなるため火造に際して充分なる注意を拂はねばならず且爐壁を損ずる缺點がある。

火造後は藁灰, 雲母, 粘土粉等に入れて 150°C 迄徐冷する。然る後に機械加工を施す。

焼鈍: 火造後並に焼入前に於ては必ず焼鈍を施すことが必要である。それには箱鈍がよい。パック剤には鑄鐵切粉, 鋼切粉等が適當である。加熱及び冷却は徐々に行ひ, 540°C 以下に冷却してから取出すやうにする。機械加工を施したものに對しては内部歪を除去する目的で 620~730°C に焼鈍することが望ましい。

焼入: 焼入温度はタングステン高速度鋼よりも多少低い(第2表参照) I 及び II 型鋼に對しては特に表面脱炭を生じないやうに注意しなければならぬ。このためには鹽浴並に氣圈調整用爐を使用するのが望ましい。豫熱温度としては 680~820°C が適當で, 直ちに高熱爐に移すやうにする。裸火加熱又は普通電氣爐加熱によつてはタングステン高速度鋼のやうに汗かき (Sweating) 現象を起すことがない。従て焼入温度保持時間は經驗によつて決めるより外はないがタングステン高速度鋼と大體同一でよい。焼入後は破面並に硬度

によつてその適否を判断する。

冷却方法: 冷却は油, 空氣, 鹽浴によつて行ふ。複雑な形状の工具や焼割れの惧のある工具に對しては 590°C の熱浴によつて冷却することが望ましい。油焼入の場合には 590°C 位になつた時に取出して空冷するやうにする。焼入後は直ちに焼戻を行ふ。このやうにすれば龜裂の發生を防ぐことが出来る。

矯正方法: 曲り直しの必要ある場合には焼入直後冷え切らない中に行ふことが必要である。

焼戻: 焼戻は 510~590°C 迄徐々に均熱する。焼戻時間は少くとも 1h が必要で, 一般には 2~4h が適當である。衝撃を受けるやうな工具に對しては繰返焼戻を行ふことが有効である。

鹽浴: OPM 鹽浴委員會の報告を参照せよ。

加熱爐: OPM 加熱爐委員會の報告を参照せよ。

被覆剤: 脱炭防止用被覆剤としては硼砂が好適で, 工具が 650~750°C の時に振りかけて使用する。小型工具に於ては硼砂粉末中に挿入するやうにする。その他精密工具類に對しては硼砂又は硼酸飽和水溶液を適用するのがよい。この場合液温を 80~110°C に保ちこの中に工具を浸漬するか又はブラシにて塗布するのが普通である。その他特殊なる被覆剤が発賣せられてゐる。

其他の注意: 工具に銳角隅或は斷面の急激なる變化等のある場合には焼割れを生ずる惧があるから焼入の際には冷えきる迄油の中に入れて置くことなく 550~600°C になつた時に油から取出して空冷するやうにする。或は 590°C 位の鉛浴又は鹽浴によつて焼入を行ひ, 後空冷するのよい方法である。

劍バイト等の焼入温度は第2表の上限が適當で, 衝撃を受ける工具若しくはドリル, カッタ, リーマ, 矢等に對してはその中間温度が好適である。靱性を要するものに對しては最低焼入温度を採用するのがよい。

パック焼入を行ふ場合には 1010°C 位の温度が最適當である。

モリブデン高速度鋼はタングステン高速度鋼と同様に青化浴にて窒化を行ふことが出来る。

被覆剤として硼砂又は硼酸を使用する時には耐火煉瓦を損ずる惧があるから鉄板若しくは不銹鋼板を下敷に使用することが望ましい。

(橋本)

顯微鏡組織と機削性との關係

(Norman E. Waldman: Iron Age, June 26, 1941, p. 44~49) 弧光爐製 SAE 3250, SAE 4350 及び SAE 6150 の3鋼種に就き, 傘齒車製作各工程中の機削性と顯微鏡組織との關係を調査した。

鋼種	成分%							
	C	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
SAE 3250	.47	.44	.017	.012	1.81	1.0	—	—
SAE 4350	.47	.65	.015	.020	1.80	.84	120	—
SAE 6150	.50	.59	.018	.016	—	.95	—	.19

各鋼種共, 變態點以上にて焼鈍して得られたる層狀パーライト組織のもの, 變態點附近又はその直下にて長時間焼鈍により得られたる球狀パーライト組織のもの及び焼入・焼戻せる細微なる球狀パーライト組織のもの等3状態に就き試験した。尙其等の機削性は各工具による削屑並に表面仕上状態により比較した。

齒車素材を機削するには, 端ぐり, 削り形成, 心立てぐり, 中ぐり及び切り離し等の加工をするのであるが, 其等の綜合結果を見ると, SAE 3250 及び SAE 4350 は焼入・焼戻のもの最良の成績を

示し、球状パーライト焼鈍のものに次ぎ、層状パーライト焼鈍のものが最悪であり、SAE 6150 は球状パーライト焼鈍のものが最良で、焼入・焼戻のものは稍劣り、層状パーライト焼鈍のものが同様最悪であった。鋼種別に之を見る時は SAE 4350, SAE 3250, SAE 6150 の順序であつて、切削速度を變更しても以上の傾向は變らなかつた。

次に如上の齒車素材は矢通し並に正面削りされたのであるが、本工程では何れも層状パーライト焼鈍のものが最優秀であつた。次に荒並に精齒切り作業をしたのであるが、結果は之亦層状パーライト焼鈍のものが最優秀であつた。

最後に熱処理をしたが、此の時成生された歪みを測定すると、3者共略同様であつたが、其の中でも球状パーライト焼鈍のものが最も至少なく、焼入・焼戻のものが之に次ぎ、層状パーライト焼鈍のものが最大であつた。(加藤)

7. 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

オーステナイトクロム・ニッケル鋼中のニッケルの一部を窒素で置換した場合

(W. Tofaute u. H. Schottky: Archiv f. d. Eisenh. Bd. 14, Nr. 2, S. 71~76) 1933 年に 18% Cr 鋼に多量の窒素を添加することに依て鑄造状態に於けるのみならず加熱或は熔接に際しても結晶粒子の成長を抑壓することが出来ることと云ふ報告がアメリカであつて以來、高 Cr 又はオーステナイト Cr-Ni 鋼に對する N₂ の影響に關して二、三報告が出てゐるが現在までオーステナイト Cr-Ni 鋼中の Ni を N₂ にて代用し節約すると云ふ計畫は發表されて居ない。本論文は普通の 18/8 Cr-Ni 不銹鋼と 23% Cr, 3~5% Ni, 0~0.3% N₂, <0.06% C の鋼とを顯微鏡組織、機械的性質、磁氣的性質及び耐腐蝕性の諸方面より比較検討せるものである。

著者等は N₂ 添加に多量の N₂ を含有するフェロクロムを用ひ先づ豫備實驗を 50 珪爐で次に現場の 1~1.5 珪の高周波爐で熔解を行つてその各々に就き次に述ぶるが如き諸實驗を行つた。

(1) 50kg 熔解の豫備的實驗結果 最初 23% Cr, <0.06% C の熔湯を作りこれに Ni 及び N₂ を添加した。試験片としては厚さ 2~6mm の板型を用ひ先づ磁氣的性質及び硬度を調べた。その結果は第 1 表の如くである。

急冷温度 °C	0% Ni, 0% N ₂					1% Ni, 0.26% N ₂					3% Ni, 0.27% N ₂					5% Ni, 0.26% N ₂				
	磁氣飽和 (gauss, H=10,000 oersted)					ブリネル硬度 (5/750)														
950	14300	13650	9750	1250	470	14300	13700	4750	975	250	14300	13700	4750	975	250	14300	13700	4750	975	250
1100	14325	13700	4750	975	250	14325	13700	4750	975	250	14325	13700	4750	975	250	14325	13700	4750	975	250
950	163	177	229	260	262	163	177	229	260	262	163	177	229	260	262	163	177	229	260	262
1100	230	230	240	232	235	230	230	240	232	235	230	230	240	232	235	230	230	240	232	235

顯微鏡組織的には 1% Ni 迄は完全にフェライトであるが 3% Ni, 0.27% N₂ のものを 1,100°C から急冷したものはオーステナイトの部分が 90% 以上あり、5% Ni, 0.26% N₂ のものは殆ど完全にオーステナイトである。次に第 1 表の諸成分のものに就き抗張試験及び各温度に焼戻せる場合に就き磁氣的性質及びブリネル硬度の變化を測定してゐる。

(2) 1t の現場的熔解の結果 3~5% Ni, 0.28~0.29% N₂ の 3 ケの鋼塊を作りそれより厚 6mm の板型を得、抗張試験を行つた所、降伏點 56~58 kg/mm², 抗張力 82.0~88.5 kg/mm², 伸 (l=5.65

√f) 48.0~50% であり、電極として 18% Cr, 8% Ni 及び 23% Cr, 4% Ni, 0.29% N₂ のものを用ひて突合熔接を行つた試片の成績も全く満足すべきものであつた。

次にこの 1 珪の爐で作つた 23% Cr, 4% Ni, 0.29% N₂ の鋼と普通の 18% Cr, 8% Ni 鋼との機械的性質の比較試験結果は次の如くであつた。

- i) 抗張力は常温に於ても高温に於ても含窒素鋼の方が大である。
- ii) 降伏點も同様である。
- iii) 以上のことが冷間加工を行へるものに就ても云ひ得る。
- iv) 伸率は含窒素鋼の方が僅に劣る。
- v) 18% Cr, 8% Ni は高温で長時間焼鈍すると脆化する傾向があり 800°C で最低の衝撃値を示すものであるが含窒素鋼では 500°C で脆化傾向が最も大である。

最後に含窒素鋼の耐腐蝕性を 50% 硝酸の沸騰液と 80°C の混合酸で試験した結果は第 2 表の如くで硝酸に對しては少しく 18% Cr, 8% Ni 鋼に劣るが混合酸に對しては却つて安定であることが知られた。

第 2 表

鋼種	急冷温度 °C	重量損失 g/(m ² ·h) 沸騰硝酸			重量損失 g/(m ² ·h) 150h 後	
		1~50h	51~150h	151~250h	混合酸 a)	混合酸 b)
3% Ni, 0.29% N ₂	1100	0.21	0.16	0.14	0.07	0.08
4% Ni, 0.29% N ₂	1100	0.18	0.15	0.12	0.06	0.06
5% Ni, 0.28% N ₂	1150	0.17	0.13	0.12	0.05	0.07
8% Ni, 18Cr	1100	0.15	0.12	0.10	0.18	0.08

1) a=50 vol-% H₂SO₄, 20 vol-% HNO₃, 30 vol-% H₂O,
b=60 vol-% H₂SO₄, 20 vol-% HNO₃, 20 vol-% H₂O.

(早失仕)

9. 化學分析

偏析部の分析に對する分光寫眞法の應用

(Barker, F. C., J. Convey & J. H. Oldfield: Metallurgia Aug. 1941 p. 121) 偏析の研究に最も適當した技術を發達せしむると云ふ見地から、分光分析法を用ひて二三の實驗を行つて見た。先づ火花の影響を受ける面積を出来るだけ小ならしめる事が必要であるからこの點を研究した結果、試料に對する上部電極には銀を用ひ尖端に小突起を附したものが良い事が判つた。撮影條件は下記の如くである。

波長域	2200Å~3000Å	電壓	15,000 V
スリット幅	0.015 mm	乾板	コダック B 10
火花間隙	0.38 mm	露出時間	10 s
電極とスリットの距離	100 mm		

此の條件で放電させると磨いた試料上に徑 0.3mm, 深 0.018mm の火花穴が出来、此の容積に相當する試料重量は 0.000005g となる。此の部分のみがエミッションに關與してゐる事を確かめるべく次の實驗を行つた。厚 25mm, 30mm 平方の軟鋼板で Ni, Cr, Mo の痕跡をも含まぬものに徑 15mm の穴を穿ち、此れに Ni-Cr-Mo 鋼を埋め込む。此の 2 種の鋼の境界部附近で放電させて色々實驗した結果、火花穴の部分が Ni-Cr-Mo 鋼の内部に入らぬ限り、スペクトルに Ni, Cr, Mo は決してあらはれて來ぬことが確められた。

そこで愈々 Ni-Cr-Mo 鋼と Ni-V 鋼の大型鍛造品から切出した偏析部に就て實驗を行つた。偏析部はマクロ腐蝕を行つてよく見

えるやうにして置く。次にその成績を示す。

鋼・種 場 所	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
Ni-Cr-Mo 非偏析部	平 均	0.17	0.47	2.68	0.59	0.41
	最大偏差	0.03	0.05	0.22	0.10	0.16
(A) 偏析部	平 均	0.20	0.55	2.92	0.68	0.62
	最大偏差	0.02	0.26	0.31	0.14	0.37
Ni-Cr-Mo 非偏析部	平 均	0.17	0.47	2.61	0.62	0.42
	最大偏差	0.03	0.06	0.15	0.09	0.09
(B) 偏析部	平 均	0.20	0.65	2.86	0.66	0.60
	最大偏差	0.02	0.45	0.49	0.21	0.25
Ni-V 非偏析部	平 均	0.25	0.68	2.54	0.14	0.12
	最大偏差	0.06	0.14	0.16	0.02	0.09
鋼 偏析部	平 均	0.26	0.80	2.74	0.15	0.17
	最大偏差	0.04	0.12	0.13	0.04	0.07

最大偏差とは各 10 箇宛の分析値中最大値と最小値の開きである。

これが普通の分光分析の場合に比して稍大きくなつてゐるが、放電面積を減少させてゐる以上致し方がない。之等の結果に依ると、最

も偏析の著しいのは Mn, Mo, V 等で、偏析部と非偏析部の差違が 50% に及ぶものもある。

此の質験に於ては質験値の變動中どれだけが組成の實際の變化に基くものであるかを化學分析に依て決定出來ぬので、質験の正確度を見る爲に比較的均一であると思はれる材料を小棒にしその断面に就て同じ方法を用ひ、質験値の再現性を調べて見た。その結果、再現性は充分な程度に達してゐる事が知れたので上記の方法を偏析に應用して差支へない事が確められた。

但炭素に就ては上記の條件では變動甚しく質用に供する事が出來ない。炭素の分析に最良の條件は目下研究中である。尙此の他偏析がどの方向に起つてゐるかを見る爲、放電中、試料と乾板を同期的に動かしながら寫眞撮影が出来るやうな方法を考案中である。

(安 田)

炭素鑄鋼中に於ける不純物として錫の二三の影響に就て

(高尾善一郎・伊勢末雄：神鋼 5(昭, 17) 第 20 號 85 頁) 鹽基性平爐製 0.3% C 鑄鋼に 0.05~1.5% Sn を含有せしめ、機械的性質、滲炭並に耐蝕性等の諸試験を行つた結果の要點は

- 1). 錫は A₁ 變態點には殆ど影響しないが、A₂ 點は Sn% と共に上昇、約 0.5% Sn 以上ではパーライト→オーステナイト變化の終點が明瞭に制定出來なくなる、即ち錫の多いものは一部の α 鐵は安定となり焼が入り難くなる事が想像される。
- 2). 抗張力、降伏點は少量の錫のため多少上昇する傾向を有すが 1% Sn では却て低下する。伸、絞及び衝擊値は少量の錫でも鋭敏に悪化し、0.2% 以上では著しく脆化する。
- 3). 錫の脆化現象は焼鈍の場合に最も著しく、又 Cr 鋼又は Ni Cr 鋼同様の焼戻脆性を呈する。
- 4). 錫は滲炭時炭素の擴散を妨げる傾向を示すが、之は 0.2% 以上で顯著で、約 1.0% Sn 以上では焼入硬度が不均等となる。
- 5). 錫は大氣、鹽水、稀酸等に對し、鋼に耐蝕性を與へる傾向があるが餘り實用價值あるものとは思へない。然し大氣並に稀鹽酸及び硫酸には 0.2% Sn 添加によりかなり耐蝕性を増す。
- 6). 以上要するに焼鈍状態で一般に使用される鋼鑄物に於ては、衝擊値の見地より含錫量の限界は 0.1% 以下に限定すべきであり、熱處理用材でも 0.1% 以上は危險である。
- 7). 屑鐵中の錫量については、外來 1 級及び 2 級鋼屑並に所内回收鋼屑並に脱錫プレス、黑板プレス屑等には最大 0.039% 程度含むに過ぎない。然るに一般プレス屑中には種々雑多なものを含み、錫鍍せるものも可成り混入する爲 0.8~1.221% の如きものあり、

かゝるものを製鋼原料として用ひる事は警戒を要する。最近 20 噸鹽基性平爐に就て、0.30% C 鋼鑄物の 76 熔解に於て一般プレス屑の配合割合を 0~10% に變化した場合の製品中の Sn 量は 70 プレス屑量の増加に従ひ 0.016% より 0.035% と明かに増加した。

強力アルミニウム輕合金ニデュラルに就て

(三浦三索：神鋼 5(昭, 17) 第 20 號 103 頁) Nidural は同社顧問西村博士の研究に係るものでそのイニシアルを取つて命名した。之はデュラルミン型合金を焼入時硬後過度の冷間壓延を行ひ、適當なる條件にて熱處理して得られるもので、其の機械的性質は亞鉛を含有する超々デュラルミン ESD に匹敵する値を有し、且つ板厚の 3 倍程度の屈曲に耐へ、時機割れを發生せず、156°C 以下ならば長時間加熱するも其の性能を低下せず、且つ合せ板に於ては極めて優秀な耐蝕性を有すものである。唯その缺點とする所は現在に於ては板の歪が幾分とりにくいと、此の製作法に基づく當然の現象として再熱處理を行ふと普通の SD (超デュラルミン) 材に返るから、其の用途は自ら制限される處もあるが、之を適所に使用するならば超超デュラルミンよりは却て安全にして優秀なる材料と謂ふ事が出来る。

今ニデュラル板の機械的性質に對する規格案を示すと

	識 別	耐 力 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	180° 屈曲
ニデュラル板	NDL	>45	>53	>10	γ=4t
ニデュラル合せ板	NDLC	>42	>49	>10	γ=4t