

る。この傾向は殊に傾動鑄型を用ひる場合とか型の一方から単一流湯を注ぐ如き場合に於て著しい。

著者は更に攪亂の影響や、濃度勾配、温度分布、鋼塊の凝固様式等につき詳しく研究した。(石山)

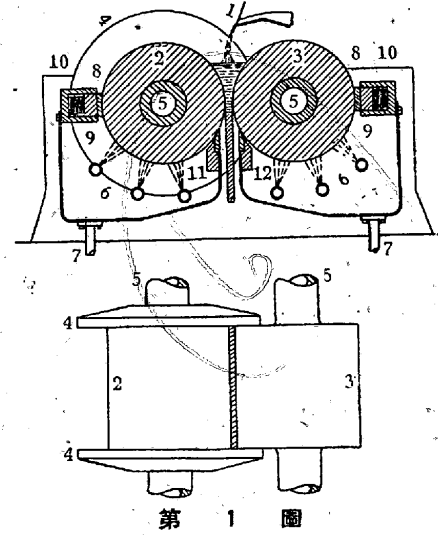
6) 鐵及び鋼の加工

熔鋼の直接壓延法 (Naeser, G.: Stahl u. Ei. 61 (1941), 409~416) ガラス工業で熔融物より直接帯、纖維等を連続的に製造する方法が偉大な成果を収めてゐるのに刺戟され、熔融金屬を直接壓延する方法が數年前より再び研究されるやうになつた。この方法は普通法に比較すれば造塊上の缺陷を免れ、廢却を減じ、多大の熱節約が可能であるの外、材料の均一性が期待出来る利點がある。輕金屬に就ては早くより注入壓延法が實施され成功を見てゐる。熔鋼に就ては米國で相當の成果が得られてゐる。

直接壓延法は造塊法に比し、凝固速度が極めて早いから、偏析、氣泡等の發生を防止出来る。又全装置を保護ガスで圍繞して作業の出来る利點があるが、最大の難點は、極めて迅速に多量の熱を奪ふ方法と全装置を極めて緊密に調節する方法に在る。

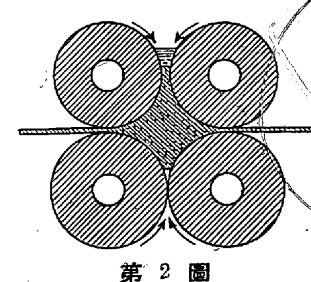
直接壓延法はこれを2つに分類出来る。即ち(1)注入壓延法(Giess-Walz-Verfahren)と(2)帶狀に鑄造し壓延する方法(Stranggiessverfahren)である。

注入壓延法として Bessemer の案出した装置は第1圖の如くである。熔鋼は湯溜から直径3~4mのロール間に注入される。ロールは外部に熔鋼の流出しないやうに1本のロールにフランジを附し、又内外を水冷してゐる。刷毛(8)は冷却水を阻止するフェルトである。熔鋼は直ちに凝固し(11)及び(12)で剝離され、連続的に板となる。この装置で1mm板が製造されたと言ふ。この場合注入量とロールの冷却効果、凝固速度等が不均衡に失すれば、



第1圖

ロールの過熱を生じ連續作業が困難となる。Norton 及び Hodgson は軌條を、Norton 及び Adcock は管の装置を企圖し、村上氏もこれと同様な特許を得てゐる。Harris は注入方法に多くの改良を示してゐる。その後 Low はロール2組を合せ第2圖の如き装置を



第2圖

Thibaudier はロール間に帶板を2枚挟みこの間に注入して回轉せ

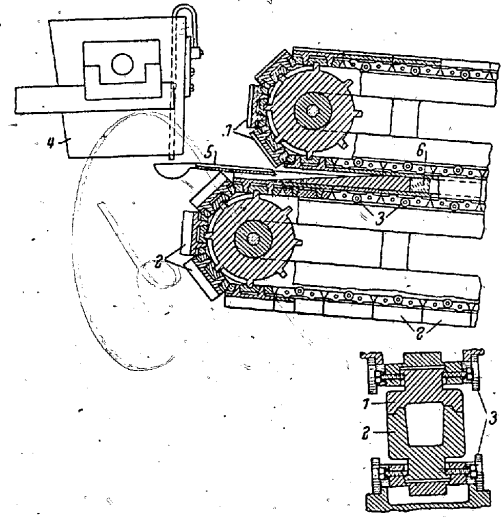
案出した。熔鋼は1對のロールより4本のロールの構成する空間に注入され、各上下2本のロールで連続的に壓延する着想である。

凝固速度、ロールの回轉速度、注入速度等の不調和の際は作業は成功せず又ロールに凝固金屬の密着する場合等の困難を生ずるが、

しめ合せ板とする方法を考へ、American Rolling Mill 會社でも同様な合せ板の製造を企圖した。Ulitosky はロールの壓延方向を傾斜せしめた装置を考案してゐる。

現在この方法に依る成果は肉厚0.3~3mm長さ4mの板の製造で、普通法で壓延困難な脆硬金屬、例へばニッケルアルミニウム磁石鋼の壓延も可能であると言ふ。

第2の帶狀の鑄造する方法は、適當な装置に依り先づ素材を鑄造し直ちにこれを壓延するのであるから、前述の全装置の調整を完全とすると云ふ困難は相當解除される。Wood は早くより角型の鑄型に無限ベルト4個を装置し、このベルトが鑄型壁を構成する如くしてこれに連続的に注湯し、ベルトの回轉と共に鑄造物が連続的に排出する方法を考へた。Kreidler, American Rolling Mill 會社等は鑄物肌を平滑無疵とする爲に平滑剤やメツキ方法を考案してゐる。第2法の代表的な装置は第3圖に示す Matthes 及び Lash の方法である。鑄型は無限軌道に依つて構成され注湯と型の移動が連続的

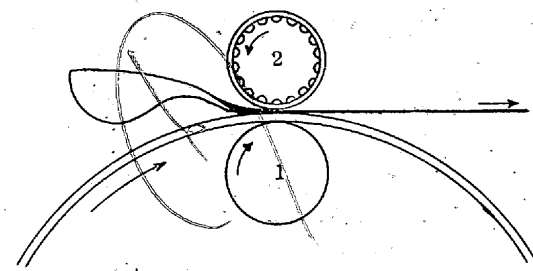


第3圖

に行はれる。

第2法はアルミニウム、マグネシウム、銅等の連續鑄造に現在應用せられてゐるが、鐵鋼への應用は未だ實現されてゐない。

最近 Hazlett は注入壓延法で初めて商業的な成功を収めてゐる。且その詳細は他方法が發表されてゐないに反し、Mech.



第4圖

Engg. 61 (1939) 823~824 に記述されてゐる。装置の概略は第4圖に示す如く、山型ロール間に薄板製の溝型リングがあつて、このリング上に注湯し、上方の水冷式ロールで表面加工を行ふ方法である。注入壓延法の最大難點である多量の熱を奪取する問題は、これで解決されてゐる。又リングの直径を大とすれば、回轉速度を更に高め、生産力を向上出来る。ロールは徑60mm大型リングは徑6mで、現在の回轉速度は150m/minである。Hazelettの研究は蓄電池用鉛板、黃銅板(幅300mm重量1'4), アルミニウム(幅600mm)より低炭素鋼、ニッケルクロム鋼の壓延に迄及び成品は肉厚最小0.26mmのストリップが製造されてゐる。

以上記述した諸方法は Hazelett 法の外は、未だ熔鋼の直接壓延として工業的規模で成功してゐないが、近くこれを期待して宜いと思はれる。(前田)

鹽浴に依る熱處理 (Raymond, E.: Iron Age Apr. 3, 1941, April 10, April 17; Metals and Alloys, June, 1941) 鹽浴中に存在する NaCN の量は滲炭部の化學成分, 滲炭深度, 滲炭部の硬度に影響を與へる。青化物の少ない鹽浴は, 多いもの程有効に滲炭しない事が研究に依つて示された。即ち滲炭の深さは同一であつたが, 滲炭部の分析に依ると炭素及び窒素の全硬化層は少ない事を示した。鹽浴による温度が高い程深く滲炭され温度が低いと炭素の擴散が徐々で, 最外周部の炭素含有量が亜共析成分であつた。一定温度一定鹽浴に於て, 滲炭時間が増加する程滲炭の深さは亦増加した。鋼の結晶粒は滲炭速度に影響を及ぼし荒い結晶粒程早く滲炭される。

滲炭部の深さを調節するには, 最初の標準を推薦する。

著しく帶狀組織になつて居る鋼は, 低温で滲炭される場合多少點々に滲炭される。これはフェライト帶狀のものが滲炭を防止し, その結果表面に平行に生じ, これと直角の面に對しては軟點となる。フェライトがオーステナイトに變ずる温度で滲炭するとかゝる困難を生じない。最近發達した“activated” bath は低炭素鋼の滲炭部に更に少ない窒素を含有させる作用をなす。この鹽浴は青化ソーダに Ba 又は Ca 鹽類を含み一般の鹽浴よりも高い温度で滲炭操作が出来るので多量生産に適する。青化バスは 45% NaCN 55% NaCl の混合物が使用され, 又 96% 或は 75% の青化物を添加する事も出来る。最良の操作法は作業中 1h に重量で 1~2% 青化物を添加する事である。もし青化物の濃度が減少する傾向があれば, 1,300°F で長時間鹽浴を保持して蘇生させる事が出来る。鹽浴の有効性は NaCN が NaCNO (青酸ソーダ) に連続的に酸化される事に依る。空氣中の酸素が唯一の青化物酸化剤であるから, 鹽浴上の多量の空氣の流れを邪魔をなす如き覆は避けねばならぬ。黑色の滓の生成は炭素であるから極力防止すべきで, これを生ずると滲炭能力を低下する。この除去法として頂上に laundry 又は穀物より出来た澱粉を加へる事によつて達し得る。之等は滓の量を増加して凝集させ容易に掬み取る事が出来るからである。

鋼を焼入或は焼鈍する際に鹽浴を使用すると, 鉛浴よりも鋼の表面に固着しないといふ利點を有する。之等は木炭を以て覆ふ必要なく, 1,600°F に或はそれ以上の温度で使用しても有毒ガスを發生する心配がない。1,200~1,650°F 用としては, アルカリ炭酸鹽類と鹽化物の混合物, アルカリ鹽化物の混合物は 1,400~1,650°F に使用される時である。Na, Ba, K 鹽化物の混合物は 1,200~1,800°F の時使用され, 上記前二者は酸化鐵を還元する爲に 2% の硼砂を加へる。高速度鋼用としては珪酸鹽類のバスが發達して居る。(高瀬)

クロム擴散に依る鋼の表面處理 (Becker, G.: Stahl u. Ei. 61 (1941) 289/94) 従來のクロムの被覆法例へばセメンテーション法では充分厚い擴散層を形成せしめるには高温で長時間を要する。滲炭に於て CO ガスが有効である事から考へて Cr の擴散に含クロム揮發性ガスを利用したらと思ひ鹽化クロムを見出した。先づ實驗室的に水素ガスを濃鹽酸中を通過せしめて鹽化水素を負帶せしめ硫酸と鹽化カルシウム瓶を通して加熱せるフェロクロム上に至らしめ鹽化クロムを含みたるガスを鋼試料に觸れしめた。かくすると結晶格子の中の鐵原子とクロム原子に置換が行はれクロムが固溶されて鐵原子は鹽化鐵となり容易に揮發除去され次第に内部へ擴散置換が進行し最高 35% Cr に達する。擴散處理したものを腐蝕してみると硝酸アルコールでは擴散層以外の部分のみが腐蝕されステンレス腐蝕剤では全部腐蝕されクロム擴散層と内部の境界で結晶粒が

連続してゐるのが見られる。半工業的試験としては 130φ×650mm の管狀爐及び 290mmφ×3m の處理室を設けたる水平レトルトにポンプに充めた鹽化水素ガスを用ひた。又ガスの濃度を一樣にする爲に 450mmφ×3.8m の堅型爐を用ひ鹽化クロムガスが自重で管に沿ふて下るやうにした。フェロクロムの代りに常温で固態の鹽化クロムを用ひられると便利であるが吸濕性で空中で潮解する爲不適當であるが或る種の磁性容器に濃縮含有せしめ容器内で軟鋼試料を加熱すれば充分クロム擴散層を作り得る。

クロムの擴散層の深さは鋼の炭素量が増すにつれ減少し C は 0.1~0.2% 程度を適當とする。又特種元素を含みぬ炭素鋼は可成り深い擴散層は得られるが永續的耐蝕性がないクロムの擴散と共に地の炭素が擴散してくるもので炭素量が多い程斷面積大なる程この傾向著しくこの場合少量の Ti , Mo , Mn 等の炭化物安定化作用を有するものを入れると表面の擴散層の脆化を防ぎ得て耐蝕性の外に機械的性質をも改良し得る。尙特種元素に依つてクロムの擴散の程度は何等妨げられぬ。

結局このクロム擴散法は主として軟鋼に僅か合金元素を含有するものに適し冷間, 熱間加工可能にして普通の不銹鋼では容易に得られぬ強い表面耐蝕性を與へ得る。繼目無鋼管の表面に約 0.5mm の厚さに耐蝕性を與へ耐蝕と同時に耐熱を要するタービン羽根等にも利用し得る。或場合には擴散層の耐蝕性を變化せしめず冷間加工もなし得る。クロム擴散層は耐酸化性も大で 800°C 以上では表面のクロムが内部へ次第に擴散して擴散層のクロムが減少して來るが 800°C 迄なら長時間加熱で全然酸化しない。一般に表面處理は製品に施すものであるから製品の表面に確實にクロム處理しなければならず處理後の加工は耐蝕性を失はしめぬ範圍なる事を要す。クロム處理した部分は電氣抵抗溶接も可能であるがこの場合擴散層のクロムが心部へ移動せぬやう電流時間等を注意する必要がある。

クロムの消費量は耐蝕層 0.1mm に對し 150~160g/m² でクロムの歩留は至極良好で普通最高 200g/m² のクロムを用ひればよい。厚さの大なるものには殊にクロムの節約になる。(根守)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

屋鑄鐵に於けるオーステナイトの等温變態 (Clinton, Hilliker, & Cohen: Found. Tr. J. 64 (1941) 239) 3.63% C , 1.75% Si の普通鑄鐵及びこれに 2.0% Ni を附加したものに就て實驗した。鑄鐵を 845°C に 20mn 保持してオーステナイト組織にし, この状態から變態點以下の種々の温度に加熱した鹽浴又は熔融鉛中に入れ或る一定時間保持してオーステナイトの等温變態を起させた後試料を取り出して, 室温迄急冷してその組織及び硬度を測定して變態の開始, 50% 變態完了後, 及び變態終了の變態温對時間曲線を求めた。ニッケル含有鑄鐵の方は普通鑄鐵よりも變態は緩慢に起ることは各曲線によく現はれた。即ち 565°C に於ける變態開始は普通鑄鐵では 2s, ニッケル鑄鐵では 6s, 50% 變態完了は普通鑄鐵は 5s, ニッケル鑄鐵は 14s である。又變態終了後の硬度對變態温度曲線を求めた。この曲線は連続的では無く 510~455°C の間はその上下の温度範圍より僅か硬度は低い。組織は 565°C 以上ではオーステナイトの分解生成物はパーライトであるが, それ以下の温度では Davenport が見出した針狀フェライト (acicular ferrite) に相當するものである。この組織を X 線廻折法にて試験し, 又重酒石酸鹽カリ液で腐蝕したるに選擇的に腐蝕されるのを認めた。この點からこの組織に就て次の如く推察してゐる。565°C 直下にて變態の初期

にはフェライトのみが析出して炭素のオーステナイトへの擴散が起るが變態が進みオーステナイトとフェライトとの接觸面が大となるに従ひセメントライトが堆積する爲めピクリン酸ソーダで腐蝕されるやうになる。455° から 260°C へ變態温度の下るに従ひこの針狀フェライト組織は次第に黒く腐蝕され易くなる。これ所謂 Bainite である。炭化物はフェライト中に極めて微細な散亂状態で存在するものであらう。(田中)

鑄鐵の凝固と黒鉛化 (D'Amico C. and R. Schneidewind: Trans. A.F.A. 48 (1941), June 775~803) 本研究は鑄鐵中の黒鉛の形は前に行つた研究結果から冷却速度、過冷の度合、凝固時の特性等に依り定まるものであると云ふ考へを5種の成分の鑄鐵の過冷試験に依り確めやうとしたものである。試料はルツボ爐で熔解し 1,454°C に過熱し、1,371°C で鑄造す。鑄型は耐熱合金製で特殊な形を使用し種々の温度に保ち充分過冷試験が行ひ得るやうにした。冷却曲線はアルメル・クロメル熱電對と電位差計に依り求めた。過冷の程度が大きいとその曲線の變化が明白でないで時間に対する温度變化の割合の曲線から明瞭な點を求め且凝固に要する一定時間に於て過冷の影響を識るために各試料に付き凝固始めと終りの時間の對數に對して温度曲線を求めると、これは Bain の發表のものと同様に S 字型曲線となり、このものゝ表す意味は充分顯微鏡組織を満足せしめるものである。尙脱酸劑としてカルシウムシリサイドを使用した場合の S 曲線及び組織は明かに脱酸したものは黒鉛化の作用の強い事を示してゐる。

上記の結果から次の事柄が言ひ得る。即ち黒鉛の大きさは凝固中の冷却速度、過冷の度合、その材質の凝固時の特性に左右され、且脱酸に依る影響のある事を確めた。脱酸は主として凝固時の鑄鐵の特質に影響するものであつて凝固温度には殆ど影響がないと考へて良い。鑄鐵の凝固と黒鉛化に於ける過冷の影響は前述の如く S 型曲線で表はされる。而して曲線の上部では黒鉛は不規則に分布し中央部では共晶黒鉛となり、下部に於ては白鉄となる事を示すもので、これは種々の成分の各々異つた型の S 型曲線に於て共通するものである。而して黒鉛片の大きさは凝固温度が下るに従つて小さくなる。本研究に於て行はれた方法は鑄鐵鑄物の製作に應用する事は複雑困難である。然し乍ら鑄鐵の凝固過程に於ける作用を充分明白にしてゐる。(田邊)

變速齒車用珪素マンガン鋼 (Metal Progress, Jan. 1941, 73)
この報告はトラクタ用としての研究結果である。この研究は1935年に T. N. Armstrong によつて、合金鑄鋼の研究に於て Mn が 1% 以上もあれば比較的合金鋼であつても優秀な性質が見出された事に基礎としたものである。鍛造、熱處理された低クロムマンガン及びクロムマンガン珪素鋼は變速齒車用としての S. A. E 3300. 高ニツケルクロム鋼に對してさへも代用出来るし又他の重要な機械部品にも代用出来る。鍛造及び壓延は困難なく出来るが、銅を含むものは過熱されると表面龜裂を生ずる危険を生ずる。普通の焼入、滲炭その他の熱處理は龜裂を生ずる事なく出来る。5種の鋼に就て研究され、北米合衆國、英國、獨逸に使用されて居る合金と比較した。下表はその鋼種で A, B, E は滲炭部分品として適當して居る。銅が存在すると鍛造、壓延作業が變化する。

鋼種	C	Cr	Mn	Si	Cu
A	0.24	1.16	1.37	1.16	0.56
B	0.23	0.84	1.02	0.92	—
C	0.38	1.27	1.30	1.36	0.56
D	0.37	—	1.33	1.33	0.48
E	0.21	0.50	0.94	0.33	—

A, C, D の鍛造は 2,100~2,150°F (1,149~1,177°C) 以下で始め 1,700°F (927°C) 以上で終らなければならぬ。急に加工度を増加するより徐々に變へた方がよい。加熱は中性或は少し還元性雰囲気で行ふべきで、これを誤ると、表面酸化物、表面龜裂を生ずる。之等はよく知られた銅の影響である。銅を含有せざる鋼 B 及び E は別に六ヶしい事はなく、安全加工温度は 2,300~1,650°F (1,260~899°C) である。

上記の5種の加熱 Ac₃ 變態は 1,510~1,560°F (821~849°C) で、爐冷で A 鋼種の Ar₁ は 1,185°F である。上記の鋼種に就き油焼入、焼戻を行つて、その機械的性質を調査した。

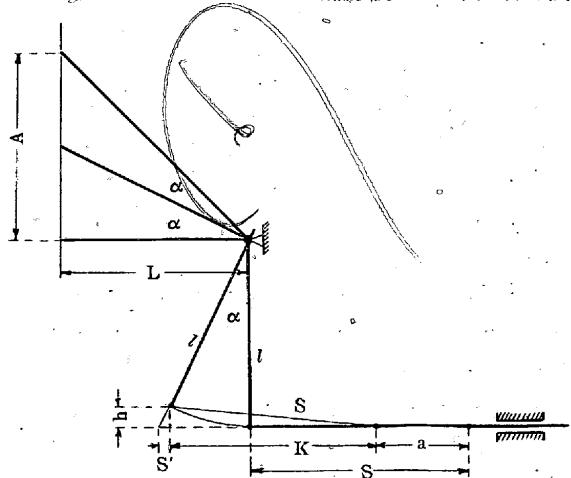
中位の炭素・クロム・マンガン・珪素・銅鋼 (C) は高い抗張力と比例限を有し、一般にその性質は 3.5% Ni, 1.5% Cr 鋼, S. A. E. 3335 に匹敵する。油焼入後低温で焼戻したものは微細針狀のマルテンサイト組織を示す。D 鋼種は特に靱性に富み、衝撃値は 5.3 kgm/cm² である。鋼の機械的性質は焼入した後の焼戻温度によつて變化する事大であるが、鋼種 C はその變化の傾向が徐々であるといふ特徴を有する。依つて焼戻操作し易い事になる。C 及び D は大形トラクタ用運轉齒車に使用される。A, B 及び E は一般に滲炭されるものであつて、試験は 1,700°F (927°C) で 10h 加熱された棒に種々焼入されたものに就て行はれた。

滲炭試験は 1,715°F (935°C) で 6, 10, 14h, 木炭 : 炭酸ソーダ = 10 : 1 の混合物によつて行はれた。14h 滲炭後は特徴ある組織を示した。これは銅を含むものゝ特徴である。結果を總括すると、

- 1) 14h 滲炭が最良で過共析層 0.015 in, 共析晶 0.05 in.
- 2) A は B 及び E より多少弱く滲炭される。
- 3) A は最も小さい結晶粒を有する。
- 4) B は最も均一な共析層を有する。

變速齒車は A を滲炭して使用され、C 及び D を油焼入した齒車はニツケルクロム鋼で作られたものに匹敵し、耐磨耗性を有する部分に良好な結果を與へる。(高瀬)

改良された熱膨脹計による二、三金屬及び合金の熱膨脹の研究 (Bollenrath, F. : Archiv, Eisenh. 14 (1941) 577) Esser と Eusterbrock が Chevenard と Boenrath の光學的熱膨脹計の誤差の可能性に就ての論文 (Archiv, Eisenh. 14 (1940/41) 341) に對する回答である。Bollenrath 式熱膨脹計では圖の如く試料の



膨脹を光學的テコに傳へるに振子装置を用ひる。乾板上の読み A、傾き角 α 、鏡の回轉軸と乾板との距離 L、小なるテコの腕の長さ l、振子装置の臺の長さ S、試料の熱膨脹 a との間に次の關係がある。

$$A = L \cdot \tan 2\alpha, \quad a = l \sin \alpha + S - \sqrt{S^2 - [l(1 - \cos \alpha)]^2}$$

この式から a と A との数学的關係が見出される。この場合の誤差 D_1, D_2 は次式で示される。

$$D_1 = f(a)_{(a)} - \frac{dA}{da} (a=0, a=0) \cdot a_{(a)}$$

$$D_2 = f(a)_{(a)} - n(A=112mm) \cdot a_{(a)}$$

この a に $1^\circ, 2^\circ, 3^\circ$ 等の値を入れて計算せる D_1, D_2 の値が曲線として示してある。 D_1 によれば膨脹計の構造自體による誤差は読み A が中央位置より $100mm$ の場合に 0.6% である。 D_2 は $A_{(a=4^\circ)}$ を $a_{(a=4^\circ)}$ で除して得られる關係係数 $n(A=112mm)$ を用ひ $n(A=112mm)a_{(a)}$ の $\%$ で誤差を示したものである。 D_1 は $\frac{dA}{da} (a=0, a=0) \cdot a_{(a)}$ の値の $\%$ で誤差を示したのである。 D_2 によると最大誤差は $\alpha = \pm 1^\circ$ の場合で $\pm 0.7\%$ であり $A = \pm A_{max}$, $A = 0$ の場合は誤差は零である。

關係係数 $n(\pm A_{max}) \cdot 0.9965$ で計算すれば誤差は $A = \pm 30mm$ の時に 0.3% $A = \pm 110mm$ で 0.35% であり $A = 0$, 及び $\pm 75mm$ の時には誤差は零である。

この構造誤差以外に讀取誤差がある。これは乾板上の曲線の太さや讀取の方法即ち視差や尺度の目盛に起因する。

乾板上の曲線の太さ $0.2mm$ とした時の誤差を Ballenrath は計算して本論文中に曲線がのせてある。

この外に膨脹係数測定の場合に於ての温度變化速度のとり方を述べ最後に試料の大きさの影響を述べてある。温度變化は $5 \sim 10^\circ/mn$ と Esser は述べたが熱傳導その他から考へて $1^\circ/mn$ 以上は無理である。 $0.3 \sim 0.4^\circ/mn$ をすゝめるとなした。尙末尾に Esser と Eust erbrock のこの論文に對する批判がのせてある。(三橋)

Ti, Zr, Nb(Cb), Ta と鐵屬元素との系に就て (Wallbaum, H. J.: Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) 521) $Mg, Cu, Mg, Ni_3, MnZn_2$ 型の3個の類似構造を持つ結晶系に於て認められる Laves 相の存在條件は Schulze によれば“金屬と結合する傾向の強い A 原子が、外側から二番目の電子殻の閉ぢられて居らず且 20% だけ半径の小なる B 原子と共存する”ことである。

鐵屬元素 Fe, Mn, Co, Ni に對しては Ti, Zr, Nb, Ta がこの條件を満足する。故にこれ等の系には AB_2 なる化合物が存し、これ等が Laves 相の三つの型のどれかに結晶すると考へられる。これを確める爲めに各系に就て實驗を行つた。

$Fe-Ti, Co-Ti, Ni-Ti$ 系は状態圖を全系に亘つて求めることが出來た。この系は構造が極めて類似し同じ組成の相は同じ結晶系を示す。 $Fe-Ti$ 系には $Fe_2Ti, FeTi, FeTi_2$ なる化合物が存し、 $Co-Ti$ 系には $Co_2Ti, CoTi, CoTi_2$ が存し、更に Co の多いも一つ of Laves 相 η 相が存してゐる。 $Ni-Ti$ 系では $Ni_3Ti, NiTi, NiTi_2$ が存し Ni の場合には Ni_2Ti の代りに Ni_3Ti が出現する。この事は鐵屬元素に於ける Ni の特殊地位により認められる。又 Zr, Nb, Ta とも同様に Ni_3A なる化合物を作る。 $Co-Ti$ 系では η 相は $\epsilon \approx \eta$ なる變態で生ずる。

鐵屬元素と Nb, Zr, Ta との系は合金の融點の高い爲に全系を實驗することは出來なかつたから $20 \sim 40\%$ 原子のものに就て實驗した。 Mn, Fe, Co との化合物は凡て Laves 相を現はし AB_2 なる成分に應ずる構造を持ち或は一部分 B に過剰で安定である。又凡ての場合 Ni は Ni_3d なる化合物を作る。合金の内 Ti, Nb, Ta は大體同一の原子半径を有して一つの群をなし Mn, Fe, Co に對

する Laves 相の三つの構造型の分布は全く同一である。特に Co 合金に於て $MgCu_2, MgNi_2$ なる二つの結晶型の出現がある。 Zr は獨特であるがこれは半径大なる爲めと考へられる。次表は B 金屬に最も富む鐵屬金屬間化合物の組織で實驗により求めた化合物の比較である。

	Mn	Fe	Co	Ni
Ti	Mn_2Ti	Fe_2Ti	$\epsilon - Co_2Ti$	Ni_3Ti
Zr	Mn_2Zr	$\epsilon - Fe_2Zr$ (Fe_3Zr_2)	Co_2Zr (Co_4Zr)	Ni_3Zr
Nb	Mn_2Nb	Fe_2Nb (Fe_3Nb_2)	$\epsilon - Co_2Nb$ (Co_4Nb_2)	Ni_3Nb
Ta	Mn_2Ta	Fe_2Ta	$\epsilon - Co_2Ta$ (Co_4Ta_2)	Ni_3Ta

組成が AB_2 なる ϵ 相の近くに B 金屬の多い所に第2の結晶型 η 相の存することは X 線及び組織により確められた。然しこれは今迄は発見されなかつたがそれは二つの相の間にエネルギーの差が少ない爲めであると思はれる。 η 相は次の包晶反應により出来る。



8) 非鐵金屬及び合金

鉛を含むアルミニウム軸受合金 (Ritzau, G.: Wissensch. Veröff. Siemens-W. Werkstoff-Sonderheft (1940) 73) 航空發動機用軸受合金としては現在主として銅・鉛合金が用ひられてゐるのであるが、アルミニウム・鉛合金の状態圖がこれに似て居り、而かも後者が輕量である爲最近注目されるに至つた。然し單純なアルミニウム・鉛合金は少し軟か過ぎるので、著者はこれに少量の珪素を混じてアルミニウム・珪素・鉛合金として優秀な成績を得た。鉛の量は約 5% である。この合金の組織はアルミニウム・珪素合金の地質に鉛が粒狀に散在したものであつて、組織としては軸受合金たるの條件を充分備へてゐる。著者はこの合金をデュラルミンの枠に入れて軸受を作り、軸受試験機を用ひて試験した所、馴染みもよく高荷重にも堪へて良好な結果を示した。(橋口)

冷間壓延及び焼鈍を施せる鋼の組織變化 (Cook, M. & T. Ll Richards: J. Inst. Metals 66 (1940) 1.) 著者は冷間壓延の加工度を種々に變化したもの及びこれを焼鈍したものに就いて鋼の組織が如何に變化するかを、X 線及び顯微鏡に依つて調査した。用ひられた鋼は市販の H. C. 鋼であつて純度 99.95% のものである。冷間壓延の加工度は $10 \sim 97\%$ である。先づ X 線廻折分析に依る結果を述べるならば、加工度 10% で廻折像のラウエ斑點は線狀となり、迂りが起つたことを示し、加工度が 25% となればこの變化は更に進む。然るに加工度が 50% になると線が次第に集つて所謂選擇定位 (preferred orientation) を示す。加工度がこれ以上更に進めば選擇定位はそれに従つて著しくなる。これ等の選擇定位は如何なるものかと云ふと、2 種類のものゝ混在しづれも (110) 面を壓延面に平行にし、一つは $[\bar{1}12]$ の方向方を壓延方向に向け、他の一つは $[1\bar{1}2]$ の方向方を壓延方向に向けてゐる。更に前者は $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 面を、後者は $(\bar{1}11)$ 面を夫々壓延面に直角で壓延方向を含む位置に置いてゐる。而してこれ等兩種のものは (111) 面を共通とする双晶の關係位置にある。

次に壓延板の表面を顯微鏡で見ると 50% 以下の加工度に於ては結晶粒が多少長くなる以外變化は認められない。加工度が 50%

を越えると結晶粒が長くなると同時に、**壓延方向に直角な筋**が現はれて来る、これは加工度と共に著しくなる。而して 97% に達すると個々の結晶粒の境が消失して上述の筋のみがはつきりする。この段階の X線寫眞はやはり結晶粒の個性の消失を示してゐる。

以上の實驗から**壓延の機構**を考へると、先づ加工度の少い簡單な場合には、**壓延は壓延面に直角な方向の壓縮と壓延方向への流れ**より成ると考へられる。この流れは**迂り面に沿ふ迂りに依つて起る**ので、これが進むに従つて**選擇定位**は著しくなる。第二の段階即ち**選擇定位が次第に著しくなり、壓延面に壓延方向と直角な筋が現れる段階**に於ては、第一段階に比し**壓延機構はやゝ複雑になる**。直角方向の筋の出現は結晶粒が破壊されることを示すものであり、この時期に於ては**流れの層は必ずしも所謂迂り面とは一致しない**。それ故**壓延率 50% を越えたこの段階に於ては壓延は恐らく小さい結晶のブロックが著しく加工された金屬の層に沿つて移動して行く**或は迂つて行くことに依つて行はれると考へられる。即ち所謂迂り面に沿ふ迂りではないのである。著者は第一段階を“slip に依る變形”と名づけ、第二の段階を“flock movement に依る變形”と名づけてゐる。

次に著者は焼鈍に依る再結晶に就いて實驗を行つた。焼鈍温度は 400, 500, 700°C であるが、結果は何れも同様であつた。唯温度が高い程結晶粒は大きくなる。今は 400°C のものに就いてのみ述べやう。結晶粒の大きさは 75% 壓延の時最小となり、それを越すとやゝ大きくなる。50% 壓延までのものは再結晶した結晶は全く不規則の方向であるが、50% 以上のものに於てはラウエ斑点が集る傾向があり、**選擇定位**を示す。これは加工度と共に著しくなる。こゝに注意すべき點は再結晶前に多少の**選擇定位があつた位では、焼鈍後これは消失するのであつて、焼鈍後までこれが残る爲には焼鈍前の選擇定位が相當著しくなければならぬ**。

再結晶後の**選擇定位**に關して著しい點は、この方向が**壓延時の選擇定位の方向と全く異なる點**である。即ち 97% 壓延のものは再結晶後に於て (100) 面を**壓延面に平行とし、[100] の方向を壓延の方向**に向けてゐる。而して**壓延時の 2 種の選擇定位は何れも上述の 1 種に再結晶してしまふ**。然し**壓延率がやゝ低い 85% 壓延のものに於ては 2 つの場合を示し、第 1 の場合は上述と同様であるが、第 2 の場合に於ては再結晶前と同様の 2 種の選擇定位を残してゐる**。(橋口)

壓延に依つて格子常数は變化せず (Kidani, Y.: Proc. Phys.-Math. Soc. Jap. 22 (1940) 750), 金屬の格子常数の變化は色々の物理的性質の變化からこれを知ることが出来るが、光線の反射率の極小が波長のどの部分に現れるかに依つても知ることが出来る。著者は先づ銀の表面の研磨度を種々に變化し、その表面に至り格子常数の變化を起さしめ、紫外線の反射に依つて歪の状況を試べてゐる。即ち反射紫外線を分光器にかけ、その寫眞より反射極小の波長の位置を求め、極小移動の大小に依り歪の大小を知るのである。これに依れば激しく研磨されたものは明かに大なる移動を示し、格子常数の變化の大なることを示してゐる。

著者の實驗中面白いのは**壓延板に關する部分**である。2.88 mm の厚さの銀板を 2.40 mm まで**壓延**して、これの紫外線反射の極小が何れの波長にあるかを測定した。然るにその波長は 3214 Å であつて、全く正常な格子の状態を示したのである。著者は**塑性變形が單に迂りに依つて起り、格子常数の變化を伴はないことを指摘してこれを説明してゐる**。從來塑性變形を起した金屬の X線廻折像がボケることから、格子常数の變化が起ることが主張せられて來たのであ

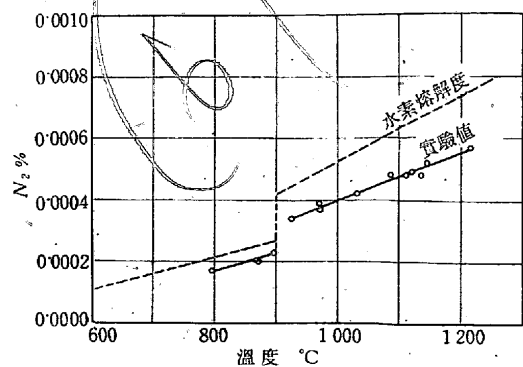
るが、N. P. Goss はこのボケが格子常数の變化に依るものでなく、結晶粒子が細分せられる爲に起るものであることを實驗的に證明してゐる (Metals Technology, 7 (1940) Aug). 著者の研究はこれを Goss の研究と共に併せ考へる時、**壓延機構の究明に關する興味ある暗示を與へるものと思はれる**。(橋口)

9) 化學分析

800°C に於ける真空抽出法並に真空熔融法に依る鐵合金の水素分析に就て (Vernon, C. F. and J. G. Thompson: Res. of N.B.S. Vol. 26, No. 3, p 245~259) 著者は鐵合金含有水素の分析方法として、**真空熔融法並に真空加熱法**を試験して次の結論を得た。

真空熔融法は電解鐵のやうに水素量が多く、且比較的安定である時には正確であるが、一般の市場鋼には不適である。これは水素のみならず多量の酸素及び窒素が混ぜられる爲と、分析施行に際して真空操作に長時間を要し不安定な水素が逸出する爲である。800°C に於て**真空抽出する方法は水素含有量の如何に關せず満足すべきものであつて、本法の利點は操作が手輕である爲逸出し易い水素の分析に利便があり、又酸素窒素量の多少に關せず水素の多いガスが抽出せられて有利である**。尙本方法の抽出時間は試料の厚さ 5mm 迄は 6mn でよく、5~13mm になると 15mn 掛る。

真空加熱抽出法の正確度を試験する爲に、電解鐵を再溶解した厚さ 2~5mm の試料 15~20g で次の實驗を行つた。即ち試料を一定温度で水素中に 1h 保持し、次いでその儘水中に急冷し、表面を清淨にし、アルコール及びエーテルで乾燥し直ちに分析した。結果は圖に示す通り、**水素溶解度の概ね 75~80% の水素値が得られたが、これは水素の幾分かは試料の急冷途中並に室溫に放置中逃げたものである**。今この常溫放置中の水素逸出量を例示すると、7mm 厚さの試料で急冷直後は 0.00041% であつたものが 2 日後は 0.00015% となり 5 日後は 0.00009% となり、常溫の水素溶解度に近附いた。水素中に加熱して含有せしめた水素は斯く不安定であるが、酸の電氣分解により水素を含有せしめた時も同様で、例へばかく含有せしめた 0.0030% の水素は 11 日常溫に放置すると 0.0012% に減少する。反對に電解鐵の水素は安定で、初め 0.0022% のものが 2 年後も尚 0.0013% 含有してゐる。加熱抽出法の信頼度を確めた後、鋼材の水素の偏析を調査する爲、1 吋丸棒の熔鐵及び市場低炭素鋼から 10 呎置きに試料を採り分析したが偏析は認められなかつた。燒入れた 18/8 鋼は多量の水素を含有し得て、11 日間これを放置するも逸出し難いと報告があるので、種々の試料を 1,100°C で水素中に加熱して試験したが、炭素鋼に於ては炭素その他の元素の影響は認められず 0.00031%~0.00046% で下圖に示す再溶解した電解鐵の結果よりは稍低値を示したが、Cr が 14~18%



になると 0.00071~0.00075% になつて約 2 倍の値を示した。

(加藤)

11) 雑

ソ聯に於ける製鐵製鋼業の趨勢 (Case, S. L.: Metals and Alloys 13 (1941) 419~423) 現在のソ聯は既設々備の能力増進と特に能力大なる新設備の設置に邁進してゐる。例へば 1,300t/日の熔鑪爐, 400t/日の平爐の如きはこの後者に屬し, 大規模な酸素送風を高爐に應用する如きは前者の例である。Dniepropetrovsk 工場の小高爐は酸素送風の試験爐として建設されてゐる。本論文は最近のソ聯の技術雑誌に現れたソ聯鐵鋼業の特異性を示すもので、從來の我々の見解と著しく異なるものがあり記述も極めて宣傳的である。

スターリン冶金工場で熔鑪爐の生産力増大を目的として行つた方法は所謂フェロコークスの採用である。フェロコークスはコークス爐の装入配合に 10% の煙塵を加へたもので、既に 40 萬t が製造された。この性質は高爐用コークスとして何等不都合は無く、15ヶ月の試験成績に依れば、生産能力は 3.2% 増加し、コークス消費量は 17% 低下し、銑鐵生産費は 5.6% 減少したと言ふ。Koloskov に依れば、熔鑪爐の廢ガス中の煙塵量を連続的に記録する装置を案出し、この記録を基礎としてコークス比、風壓、溫度等を調節して珪素量一定の銑鐵を増産し得たと言ふ。Chilkevich は更に大規模にこれを實施してゐる。Messlerle はガス分析に依る調節は餘り効果は無いことを述べてゐる。

一般に米國その他の國では熔鑪爐の乾燥送風に注意してゐるがソ聯では反對に濕潤送風を試験してゐる。Ryedko は水蒸氣 5% を熱風爐格子積下で加入し、送風溫度を若干高めて試験した結果、出銑量を 12.6% 増加した。即ち普通送風の時の出銑量 988t/日に對し濕潤送風で 1,113t/日を示した。現在 Kuznetsk 工場でこれを實施してゐる。Smolyanitski は熔銑の豫備精鍊に、煙塵 4% を加入する方法を應用した。即ち注出中の熔銑に加入し、Si, Mn, C, S 等を低下し、銑鐵の歩留を 2.5% 高め、結局平爐精鍊に 15% の増産を齎す結果となつた。これに依る熔銑溫度の低下は認められないと言ふ。

Ivanov 及び Katzen は容量 120~400t、鋼浴深さ 36~68 in を有する各工場の平爐作業 939 熔解に就て、熔滓の鹽基度と脱炭速度との關係を統計的に研究した。脱炭速度は鋼浴深さと緊密な關係があるが、小型平爐には CaO/SiO_2 の比を 2.5、大型爐には 1.9 が最も有效である。又爐の熱容量との關係深く、入熱を 30% 増大すれば脱炭速度は 5 倍に到達することも判明した。Tedorov, Levin, Debokhotov 等は脱炭速度と鋼質との關係を研究し、何等惡影響の存しないことが明かとなつた。ソ聯の所謂スタハノフ製鋼法はこれに基礎を置く迅速製鋼法である。

米國の E. C. Smith は精鍊中の鋼滓を薄片とし、鑛物學的検査を行ふ方法を發表してゐるが、ソ聯の Umrikhin 及び Lapin は平爐鋼滓にこれを應用し、試料採取後 15mm で薄片を調製し、5~10mm で岩石學的組成を検査し作業の調節に應用した。この方法は粉末試料を屈折率既知の液體に浸漬する方法に代へることも出来る。この結果に依り適当な鋼滓を形成するに必要な石灰、ボーキサイト等の添加量を迅速に知り、作業を調節するに役立つ。

Zamoruev は鋼浴の酸化度を迅速に知る方法として、容量 0.75kg の多數のスプーンにアルミニウム 0.05g, 0.2g, 0.3g …… と入れて置き、これを爐側に併置し、熔鋼を汲み出して順次にこれに注加して鎮靜の程度を判定する簡易法を述べてゐる。又熔鋼中の全ガスを測定する爲め、米國の Hare, Peterson, Soler 等の装置と似た鋼製の眞空容器を用ひる方法がある。Samarin は 20min 以内にガス分析を完了し、再現性良好なるを報告してゐる。Dobrokhotoy は特に容量大なる豫備精鍊爐の作業を述べてゐる。容量は 1,400~2,880t/日で毎時又は 2h 毎に約 125t の熔銑が装入され、同時に別に設けて回轉爐内で 1,200°C に豫熱した鑛石、石灰石、ボーキサイト等を装入する、回轉爐の熱源は豫備精鍊爐の廢熱である。

Granat は偏心の鑄型を用ひて造塊試験を行ひ、種々興味ある報告をしてゐる。彼の結論に依れば、鋼塊鑄型は從來の見解とは反對に肉薄とすると共に鑄型頂部の肉厚を最大とし、壁の傾斜は可成的小とすべきであると言ふ。文献 18 を記してある。(前田)

VI. 熱處理に関する歐文參考書 (備付圖書紹介)

Amer. Soc. for Metals: Hardenability of Alloy Steels; Medium and low alloy steels up to 5% alloy. (The Symposium in 1938, 1939) 23×15 cm. pp. 318. A-23.

Amer. Soc. for Metals: Metals Handbook, 1939 Edition. 23×15cm. pp. 1,803. A-22.

Brearley, H.: The Heat Treatment of Tool Steel. 1928. 22×14cm. pp. 223. B-21.

Brearley, H.: The Case-Hardening of Steel. 2nd Ed. 1921. 22×14cm. pp. 207. B-22.

Bullens, D. K.: Steel and its Heat treatment. 4th Ed. 1938-39. 2 Vols. 23×15cm. pp. 936. B-24 & 25.

Campbell, H. L.: The Working, Heat Treating and Welding of Steel. 1935. 23×15cm. pp. 185. C-2.

Daevs, x.: Werkstoff-Handbuch, Stahl und Eisen. 1937. 20×15cm. D-6.

French, H. J.: The Quenching of Steels. 1930. 23×15 cm. pp. 177. F-3.

Guillet, J.: La Cémentation des Produits Métallurgiques et sa Généralisation. 1935. 2 Tomes. 25×16cm. pp. 870. G-13 & 14.

Hughes, T. P.: Principles of Forging and Heat Treatment of Steel. Revised Ed. 1937. 27×21cm. pp. 115. H-13.

Keller, J. F.: Lectures on Steel and its Treatment. 2nd Ed. 1930. 23×15cm. pp. 329. K-7.

Knowlton, H. B.: Heat Treatment, Uses and Properties of Steel. 1929. 23×15cm. pp. 437. K-8.

Leroyer, M.: La Malleable. 1936. 25×16cm. pp. 227. L-2.

Perry, E.: Press Tool Making including Hardening and Tempering. 1936. 18×12cm. pp. 92. P-1.

Reiser, O. F. u. F. Rapatz: Das Härten des Stahles. 8. Aufl. 1932. 23×15cm. SS. 200. R-7.

Sachs, G.: Praktische Metallkunde, 3ter Teil: Wärmebehandlung. 1935. 25×17cm. SS. 203. S-13.

Sauveur, J.: The Metallurgy and Heat Treatment of Iron and Steel. 4th Ed. 1935. 27×19cm. pp. 531. S-32.

Schüz, E. u. R. Stotz.: Der Temperguss. 1930. 23×16cm. SS. 390. S-17.

Sheery, R. H.: Steel Treating Practice. 1929. 23×15cm. pp. 399. S-27.

A.S.S.T.: Nitriding Symposium. 1929. pp. 222 A-8