

## 抄 録

## —製 鋼—

FeO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系における起電力の測定 (1,500°C) と X 線的研究 (W. A. Fischer & A. Hoffmann: Arch. Eisenhüttenw., 26 (1955) 1, 43~50)

さきに著者の1人と共同研究者によつて考案された固体酸化物及びそれらの化合物から可逆電池を作る方法 (W. A. Fisher & Schäfer: 同誌 24 (1953) 307~314) を本系に再び適用し、多少装置にも改良を加えて、一層精細に吟味した。

測定の方法は、純 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と FeO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の粉体を截頭円錐体状に接触させておき、両端に Pt-Pt-Rh 熱電対を挿入して温度制御を計ると共に、2本の Pt 線が両極となつて真空管電圧計に導かれることになつている。すなわち  $\ominus \text{Pt} | \text{Al}_2\text{O}_3 | \text{FeO} + \text{Al}_2\text{O}_3 | \text{Pt} \oplus$  の起電力を 1,500°C ± 10°C (タンマン電気炉使用, アルゴン気流中) で測定した。

実験後の試料は、Al を標準物質としてデバイ・シェラー・カメラの対象集注法 (背面反射) 及び 1,500°C における高温カメラ法を用いて、諸相の格子常数を計算した。この2種のデータから次のように結論した。

(1) FeOの格子欠陥, FeO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系における FeO の有効濃度補正を考慮して次のようになる。0~1.5% FeO では起電力 (最高値, 以下同じ) が 0~120mV まで急激に増し, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 中への FeO の固溶飽和限を示す。1.5~48.8% FeO では起電力が 173mV までゆるやかに増加し, FeO で飽和された Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> とスピネル FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が共存している。このスピネルは Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> (スピネル FeO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) を固溶している。48.8~50% FeO の間で起電力が 270mV まで急激に増し 50~63% FeO ではもはや変化がない。こゝでは FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を溶解した FeO (液体) が共存している。

(2) スピネル FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の格子常数は  $8 \cdot 134 \sim 8 \cdot 177 \pm 0 \cdot 002 \text{ \AA}$  であり, 生成熱は 1,500°C において 7,500~15,000 cal/Mol である。

(3) スピネル FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> から純 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> への Fe の拡散恒数は約  $4 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{sec}^{-1}$  である。(松下幸雄) (抄録者註) この実験における Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 及びスピネルの境界面の収縮と膨脹 (Kirkendall 効果) については, Naturwissensch., 41 (1954) 7, 162~163 に簡単な説明がある。

## —鑄 造—

遠心鑄造の一方法 (A. J. Gibbs Smith: Iron & Steel, 27 (1954), 13, pp. 577~578)

この遠心鑄造法は、初め、鑄鉄の Spun pipe 製造に計画されたものであるが、最近、合金成分の分離を一応克服して以来かなり分野が拡張される様になつて今では耐熱耐蝕の鋼や鑄鉄及び合金に利用され、薄肉のパイプや接続器、即ピストンリング、ポット、シングルリング、シリンダーライナー、ベアリングブッシュ等の製造に使

用されている。

遠心鑄造機の回転軸は horizontal なものと vertical なものとあつて前者は長さが直径の数倍のものに、後者は長さに比べて直径の比較的大きなものに使用されている。

鑄造設備であるが、モールドを支えて四つのローラーで回転する鑄造機はベアリングのついた基盤上に出てくる。そしてベアリングの間には水圧シリンダーが有りモールドの挿入及び抽出を司つている。二つの固定した蝶番形アームが回転時にはローラーをしつかりと交えてくる。注入装置はルール上を手押車で移動される様になつており、受け取鍋と、その下方に spout (長い湯道) を持つた注入取鍋とから出来ている。モールドから鑄造パイプを引抜く装置は鉄挾と取出す為の斜溝がついて居て電氣的に操作出来る様になつている。四つのモールドの容量を有するモールドマガジンには鋼枠の中に冷却用のエヤーブラストとモールドを予熱するガスバーナーとが装置してある。

次に操業であるが、メタルは最初注入装置の受け取鍋に入れられ、ルール上を走りつゝ、既に回転中のモールドの端に注入取鍋の spout がとどくと受取鍋は自動的に傾いてメタルは注入取鍋に入り spout を通つて回転中のモールドに流入される。そうすると同時に注入取鍋はルール上を後退する。注入されたメタルは遠心力によつてモールドの内壁に拡げられパイプが次第に出来上るわけである。注入装置が元の位置にかえる頃には凝固したパイプが引抜合に取出される。この場合の注入温度は 1,200~1,260°C で注入作業には約6秒かかる。生産は 30~40パイプ/h の割合である。人手は作業の調節者、注入手、モールドの交換手、の三名ですむ。電力は 20 K.W.H. でモールドの寿命は鑄鉄製 1,000 回、鋼製で 1,500~2,000 回と言われている。

利点は著しく組織が改善される事でピストンリングなどでは普通の砂型鑄物では見られない特別に細かいパーライト組織が得られるし又鋼の薄肉リングやフランジでは (特に Ni-Cr 鋼で) 偏析やパイピングがのぞかれる事は何としても大きな特典である。又湯上りや押湯は必要でないので、それだけ歩留がよい。遠心鑄造法によるのは、一般の鑄造法による製品に比べて同じ材質のものでも 20~50% 程、抗張力が増加していると言われている。(谷 昌博)

B-V 真空鑄造法に就て (R. Sewell: Iron & Steel, 28 (1955), 3, p. 111)

この方法は独乙の Bochumer Verein が熔鋼中の脱ガスを目的として考案した真空容器中で注入、鑄造等を行う新しい方法である。大体、35t 位の鋼塊に高さ 13ft 内径 7ft 9in の真空容器が用いられ、最近 150t 迄の大きな鋼塊を扱う様になつてから高さ 30ft、内径 14ft 4in の真空器が用いられる様になつた。真空ポンプは Leybold 会社製のものを 3 個使用し、0.2 Torr. (1 Torr =

Hg 柱 1mm, 気圧 760mmHg)迄の真空が得られる。高真空の密閉には莫大な圧力に堪え、加熱期間中も破損されず、しかも容易に取付け、取はずしが出来るもので石英硝子の窓を通して作業過程がよく観察される事を条件としている。

真空鑄造方法には、取鍋中脱ガス、湯出し中脱ガス、鋼塊鑄造中脱ガスの三通りがある。

取鍋脱ガスは、熔鋼とスラグを満した取鍋を真空容器に入れ、真空ポンプにより脱ガスする方法で、石英硝子を通して観察するとスラグから火山の噴出の様に盛んに脱ガスする貌が見られる。湯出し中の脱ガスは真空容器中に空の取鍋を置き、密閉にはアルミシートを使用する。[このアルミは最後に熔けて真空状態を破る。] 注入時間は 40t 装入で 8 分間、その間の熔鋼温度降下は約 30°C である。取鍋注入後は大気中で普通に鑄造される。この方法は高合金鋼に適している。と言うのは V, Ti, Nb, Al の如き元素の酸化損失を防止出来るからである。真空中での鋼塊鑄造では 150t の大きな鍛造用鋼塊迄鑄造可能となつた。

この B-V 法は次の利点がある。

1. 損業者が密閉された容器によつて高熱から保護され、しかも熔鋼からの煙霧 (fume) は常にポンプで抽出されておること。
2. 鑄造中の圧力、ポンプで抽出されるガス量、熔鋼の温度、注入速度などを測定したり調節したりする事が可能なこと。
3. 石英硝子の窓から真空容器内の観察が容易なこと。

鑄造中に真空容器から抽出されるガスを分析した所、平均成分として次の如き結果になつた。[容量%を示す]

H<sub>2</sub> 20%, CO 45%, CO<sub>2</sub> 5%, 残 N<sub>2</sub>

真空中に 100t 鋼塊から得たガス試料の分析を見ると下表の如くである。[重量%を示す]

脱ガス開始後の時間	Torr	CO <sub>2</sub> %	CO%	H <sub>2</sub> %	残%
10分	2	1.0	0.8	1.2	97.0
25分	1	4.8	3.0	8.6	83.6
60分	0.5	5.0	4.4	9.0	81.6
240分	0.4	1.6	2.2	4.4	91.8

この方法は、パテントになつていて、アメリカ、インドその他の国で非常に関心をよせている。(谷 昌博)

## 一加工一

### 連続鑄造鋼のビレットに起る裂開に就て

(J. Savage & W.H. Pritchard: Iron & Steel, 27 (1954), 14, pp. 649~652, 667~669)

連続鑄造の確考者達は必ずビレットに起る“裂開”を問題にする。Greenidge は連続鑄造ビレット外殻の裂開発生後のモールドの過程を最初に明かにした人である。彼の考は英国鉄鋼研究会 [B.I.S.R.A.] で採り上げられ、更に進展されて、現在も尙支持されている。

裂開の現象はモールド壁を通しての熱移換状態を測定する事に依つて証明されるもので、この裂開がモールドに沿うて起る時、その熱移換状態は裂開が通過する場所で最高に達する事になる。

このビレットの裂開を防ぐ方法は、今日迄発達したものに二つの方法がある。最初の方法は Junghaus 法でこの方法の主なる点はモールドが約 1 inch 程ビレットと同じ速度で動き、その段階でモールドはビレットが引かれる速度の約 3 倍の速きでもとの位置に復する事である。ビレットを引く事を調整する機械的動作は同時にモールドの動きも調整出来る。

次に、固定したモールドと引かれるビレットを断続的に使用する方法は Jacquet に依つて最初に示唆されたもので、基本的には Junghaus 法と同じ様なものである。この二方法は夫々迅速な加速度が加はる時は裂開の起りそうな状態にさらされるが、兎に角連続鑄造過程を鋼にうまく適用し且つ非常に好調な進歩を遂げる事が出来たものである。

モールドとビレット間の摩擦がビレットの裂開には相当な因子となるもので特に摩擦の測定には精度の高い実験装置によつて行われた。その結果、Cr 鍍金モールドの如く低剪断弾性係数の鍍金を使用せるものは低い摩擦が得られる結果となり、又モールド測面より規則正しく植物性又は動物性の油が注入される事は終始一貫して低い値の摩擦が期待される事が分つた。

連続鑄造ビレットの外皮が摩擦に対して耐える抗張力は鋼の強度に関係し、それは鑄造される鋼の種類、凝固の厚さ、鋼の温度に依存するのである。要するに、ビレットの外皮はモールド中で凝固した鋼の強度が其の部分の摩擦力より小さい時に裂開を起すもので、ビレットの外皮の強度を算定するために、凝固の割合を支配する熱移換現象について測定が行われ、その結果次の式が得られた。

即ち、 $H = 64 - 8\sqrt{t}$ 、ここで  $H =$  熱移換率、Cal/cm<sup>2</sup>, sec,  $t =$  凝固開始からの時間 sec.

又、連続鑄造ビレットの外皮の強度が時間と共に増加する事は、外皮の厚さとモールドに沿う各点の平均温度から出来る。

尙、モールドとビレット間の摩擦を測定するために装置されたスプリング上のモールドを用いて鑄造実験を行っている内に固定したモールドに比較して“裂開”の可能性が減じている事に気が付いた。(谷 昌博)

冷間引抜の研究 (I) 鋼に及ぼす冷間引抜の影響 (H. Majors: Trans ASME 77 (1955) 37~48)

著者は冷間引抜の研究として、第 1 報には鋼棒の冷間引抜、第 2 報には Al 棒の冷間引抜、第 3 報には冷間引抜に於ける摩擦係数の測定を行つたが、ここに抄録するものは、この一連の研究の第 1 報である。

試験法は外径 1 in の SAE 1020 をボードウィン試験機で連続折返し引抜を行い、引抜方法を Table 1 に示すように種々変えた場合、機械的性質、残留応力、transition temp., 組織に及ぼす影響を調査した。

Table 1. 引 抜 方 法

- |    |            |            |             |
|----|------------|------------|-------------|
| A. | 1 方向にのみ引抜、 | 外径 22/32in | 迄 12 回折返引抜。 |
| B. | 逆方向に交互に引抜、 | " "        | " "         |
| C. | 1 方向にのみ引抜、 | 外径 22/32in | 迄 6 回折返引抜。  |
| D. | 逆方向に交互に引抜、 | " "        | " "         |

### 実験結果

- a) 上に示した引抜方法の影響を次に示す。
- 1) 引張試験の応力—歪曲線に於て、降伏点迄は少し影響するが、それから破断迄は影響がない。
  - 2) ビッカール硬度には影響がない。
  - 3) 表面残留応力には影響がある。C及びDの方法はAの方法より表面の残留応力が少い。
  - 4) 組織に目立つた影響はない。
- b) 加工度の影響は、引張試験の破断の時の応力には影響しないが、歪は断面減少率の増加と共に減少する。又最大荷重に於ける歪は、減少率15%迄は減少するが、それ以上は殆ど変らない。
- c) 捻り試験も行ったが試験数が少なかった為、満足な結果は得られなかった。捻り試験では表面の残留応力の影響が大きく、試験片を切削加工すると降伏点が高くなる。
- d) Transition temp に及ぼす影響も試料の不足から完全な結果は得られなかったが、冷間加工により、transition temp. は上昇するようである。(三角親慶)

### 不銹鋼線引抜の際の各種造膜剤の比較

(A. Pomp: Stahl u. Eisen, 74 (1954) 1325~1334)

線引きの場合、ダイス材料の接触面では、高温、高圧の状態となつているので潤滑剤だけで作業を行う事は困難であり、潤滑剤を固着させる造膜剤を用いる事によつてのみ引抜が可能である。

不銹鋼に用いる造膜剤として、食塩-石灰被膜、蔞酸鉄を主体とした Bonder-188 被膜、酸化膜を変化させた SB 被膜の3種に潤滑剤としてステアリン酸カルシウムを塗附したものについて、比較実験を行った。

直径 5mm の線材を 2.1mm 迄連続 6 回の工程により、34m/mn の速度で引抜いた。使用したダイスは、Werth が述べた方法に依り、予め計算した寸法にアルファ・メーター、ゼット・メーターを用いて測定しながら精確に造つた。

一定長さ引抜いた後のダイスの拡張量、アルファ・メーターの観察によるダイスの摩耗程度引抜力の実測と Siebel の理論式より計算した引抜力との割合から求めた変形工率、プロフィール・メーターの記録から得た表面平滑度等の比較の結果は、食塩-石灰被膜が最も優れている。又、ダイスとの摩擦により生ずる表面疵、引抜力、Siebel の式から求めた摩擦係数、Anstrengungsgrad 等を比較すると、Bonder 被膜の方がよい結果を示す。Bonder 被膜、SB 被膜の場合、表面平滑度が劣る原因を著者は、これらの造膜剤は地金と化学的結合をしている為と推論している。

以上の結果を総合すると、Bonder 被膜、食塩-石灰被膜は、殆ど同じ程度であり、いずれの場合も SB 被膜が一番劣っている。条任がよければ、食塩-石灰被膜が有利であるが、再現性、均一性の乏しい事、乾燥の管理が面倒な事、線引後被膜除去が困難な事、これが材料に残っていると焼鈍により表面劣化を生ずる事、又製品のピッチングの原因となる事等の欠点があり、結局 Bonder 被膜が造膜剤として優れていると結言している。

(三角親慶)

### 800-ton 水圧式鋼板引張矯正機

(Welding and Metal Fabrication: 23 (1955) 3, pp. 86~87)

鋼及び非鉄合金の薄板をその弾性限以上迄引張る事により矯正を行う方法は實際上金属加工業に於て広く用いられて居る。この方法はローラー・レベリングの場合に比して残留応力が少い為、薄板をより平坦にする事が出来る。又この方法によれば表面疵を生ずる事が避けられると共に、特に低炭素鋼焼鈍材の場合には「降伏点伸び」の発生を強度に抑制するので、材料がプレス或いは深絞り用として用いられる場合には「ストレッチャー・ストレイン」の発生を防止するのに役立つ。

引張矯正機の主要部分は薄板を均一且強固に保持する為の「ツカミ」部分と、必要量の引張歪を薄板に与える為の水圧装置とであるが、斯様な矯正機は Joshua Bigwood & Son Ltd. に於て 40 年以上に亘り製造されており且その製品は全世界に行き亘つて居る。この長年の経験は同社の製品に反映されており、その特徴として「ツカミ」部(特許)、水圧装置、薄板を「ツカミ」に嚙込ませる為の装置、及び集中制御法等が挙げられる。当論文に於ては、800-ton の最新式の同社製引張矯正機に就いて、その構造及び制御法の特徴を紹介して居り、最後にその性能を掲げて居る。その中から主要なものを挙げて見ると以下の如くである。

最大引張力: 1,792,000 lbs,

引張速度: 0.039inch/sec

最小材料長: 59 inch

主動電動機: 80HP, 1,440 r.p.m.

最大材料長: 315 inch, 最大材料巾: 90½ inch

尙この型のもは現在歐洲では最大であるが、米国には 800-ton 以上の大容量のもが使用されて居る。

(財前)

### 珪素鉄単結晶の冷間圧延集合組織

(P. K. Koh, C. G. Dunn: Journal of Metals, 7 (1955) 2-II, 401)

珪素含有量 3.25% の珪素鉄単結晶を種々の結晶方位に約 70% の冷間圧延を行い集合組織をガイガー計数管廻折装置で定量的に決定した。

圧延前の結晶方位が、 $[1\bar{1}0]$  軸が圧延方向に平行で、圧延面が (111) 面と (001) 面とのなす鋭角内にある結晶面に平行である場合には、冷間圧延によつて殆ど結晶方位が変らない。この事は C.S. Barrett 等が 1941 年に行つた実験結果と同じである。

圧延前の結晶方位が、 $[1\bar{1}0]$  軸が圧延方向に直角で、圧延面が (112) 面と (001) 面とのなす鋭角内にある結晶面に平行である場合には冷間圧延後 (001)- $[1\bar{1}0]$  方位となり、圧延面が (112) 面と (111) 面とのなす鋭角内にある結晶面に平行である場合には冷間圧延後 (111)- $[1\bar{1}2]$  方位となり、又圧延面が殆ど (112) 面に平行である場合には圧延の際巨視的変形帯を生じて結晶方位の分裂が起り圧延後 (001)- $[1\bar{1}0]$ , (111)- $[1\bar{1}2]$  の二方位を示す。

冷間圧延中の結晶方位の分散は Hibbard-Yen の幾何学的考察によつて説明される。即ち珪素鉄結晶の入り

方向—[111] が圧延板の縦断面内にある場合には分散が最も小さく、これより外れる程分散が大きくなる。

一次再結晶の傾向は、冷間圧延集合組織が (111) 面が圧延面に平行な場合、例えば (111)—[11 $\bar{2}$ ], (111)—[1 $\bar{1}$ 0] 等の場合には短時間で微細な再結晶粒を生ずるのに対して、冷間圧延集合組織が [1 $\bar{1}$ 0] が圧延方向に平行な場合、例えば (001)—[110], (114)—[1 $\bar{1}$ 0] 等では非常にゆつくりと大きな再結晶粒を生ずる。

上述の基礎的諸現象は異方性珪素鉄板の製造上重要な意味を有する。(阿部)

### —性 質—

#### オーステナイトの分解に及ぼす硼素の影響

(C. R. Simcoe, A. R. Elsea, G. K. Manning: Journal of Metals, 7 (1955) 1-II, 193

0.22 C, 0.51% Ni, 0.41% Cr, 0.14% Mo の組成の SAE-8620 鋼及び 0.38% C, 0.50% Ni, 0.34% Cr, 0.14% Mo の組成の SAE-8635 鋼に夫々 0.001% 及び 0.002% の硼素を添加して変態に及ぼす影響に就て研究した。

その結果、硼素を添加すると、フェライト及びベイナイトの核生成度を減ずるために焼入硬化能を増すことが明らかになった。この場合フェライト及びベイナイトの生長速度には殆ど影響がない。

硼素のためにフェライト及びベイナイトの核生成度が減ずるのは、硼素原子が格子欠陥部分に集りそのエネルギーレベルを下げるために核生成が起り難くなると考えられ、又或る程度以上に多くの硼素原子が格子欠陥部分に集るとそのエネルギーレベルは逆に高くなつて再び核生成が起り易くなるものと考えられる。此の考え方は実験事実をよく説明することができる。(阿部)

#### 共析鋼の Ar<sub>1</sub> 変態に及ぼす張力附加の影響

(L. S. Birks, E. F. Bailey: Journal of Metals, 7 (1955) 1-II, 179

共析鋼の Ar<sub>1</sub> 変態点附近の温度に於ける  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  の変態に及ぼす引張応力の影響に就て研究した。試料としては、900°C で焼鈍した AISI-1090 鋼を用い、変態過程は高温 X 線廻折スペクトロメーターを用いて  $\gamma$  相の (111) 又は (200) 廻折線、 $\alpha$  相の (110) 廻折線の強度変化を測定した。主な実験結果は次の如くである。

(1) 試片を 900°C に加熱後、Ar<sub>1</sub> 変態点よりも僅か高い温度 (740°C) に保持して 7000 psi の引張荷重を加えた。荷重を加えぬ時は  $\gamma$ -(111) 廻折線強度 80,  $\gamma$ -(200) 廻折線強度 53 であつたのが、荷重を加えると  $\gamma$ -(111) は 42,  $\gamma$ -(200) は 76 になつた。

(2) 730°C から 50°F/mn の速度で 670°C 迄冷却する場合、荷重のない時には約 708°C で変態を開始したが、10700 psi の荷重を加えると約 718°C で変態を開始するようになる。このように引張応力は Ar<sub>1</sub> 変態を促進する作用があることが確認された。(阿部)

オーステナイト不銹鋼の特性に及ぼす深冷温度加工の影響 (K. Bungardt, R. Oppenheim u. R. Scherer: Archiv f. d. Eisenhüttenw. 24 (1953) 423~430

Cr-Ni, Cr-Mo-Ni 及び Cr-Mn オーステナイト不銹鋼を常温以下の温度で線引或いは圧延し、加工温度、加工度及びその後の焼戻が抗張特性、組織、飽和磁気、化学的安定性に及ぼす効果を研究している。加工温度は -70° (液体酸素とアセトンの混合浴) 及び -180° (液体酸素)、線引速度は 1.5m/sec、初めの径は 2.3~4mm 又圧延は 350φ×480mm の研究用ロールを用い初めの厚さは 2.75~3mm。加工及びその後の焼戻に伴う抗張力、降伏点の増加は加工度の大きい程、又加工温度の低い程著しい。Si 2.54%, Mo 2.15% を含みオーステナイトの比較的不安定な Cr-Mo-Ni 鋼では、-180°C, 60% の線引で抗張力 210 kg/mm<sup>2</sup>, これを 400°C に 24h 焼戻すと 260 kg/mm<sup>2</sup> に達する。Ni 含量の少ない鋼もオーステナイトが不安定で加工によつて抗張性質は甚だ向上し加工温度の効果も亦顯著である。Nb, Ta を添加すると加工初期の硬化を促進し焼戻効果も著しくなるが、これは Nb, Ta の合金化の直接的影響か或いは  $\alpha$  生成量が増すことによる間接的な効果なのか明かでない。Ti についても同様の効果が認められる。

Cr-Mn 鋼は Cr-Ni 鋼と良く似た結果を示し、加工焼戻の効果何れも顯著であるが、18.52% Mn, 12.37% Cr 鋼では深冷温度及び焼戻の効果殆ど無く、オーステナイトが極めて安定であることを示している。

一般に深冷温度で加工した場合は常温に較べて同一抗張力でも伸びが大きい。然し絞りは殆ど影響されない。

加工に伴うこの様な抗張性質の著しい向上は磁性の変化から  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態に基因することは明かである。常温で加工してから -60°C に長時間冷却しても殆ど変態は起らないので、深冷温度加工による変態はその低温と加工との同時作用の結果と考えられる。

加工材を 400°C 附近に焼戻すと抗張力、降伏点、硬度等何れも更に増加するが、これは所謂 475°C 脆性や  $\sigma$  相の析出と密接な関係があるものとして種々考察している。 $\sigma$  相の析出は加工に伴う  $\alpha$  相の生成によつて促進され、Cr-Mo-Ni 鋼を -180°C, 60% 加工後 550°C で 2200h の焼戻によつて明かに  $\sigma$  相が確認されている。硫酸に対する耐蝕性は実用の範囲内では深冷温度加工によつて殆ど劣化しないことを認めている。(田中良平)

微鉄粉耐久磁石の (B×H)max に及ぼす他元素添加の影響 (E. W. Stewart, G. P. Conard II, J. F. Libsch: Journal of Metals: 7 (1955) 1-II, 152

C. Kittel, E. C. Stoner, E. P. Wohlfarth, L. Neel 等の理論的考察によつて、約 160Å よりも僅か大きい程度の微細な鉄粉を固めた材料は著しく大きな抗磁力を有することが明らかになり、R. S. Dean, C. W. Davis (米国特許第 2,239,144~1941年4月); フランスの Ugine Co. (英国特許 590,392~594,681~596,875), B. Kopelman 等によつて実際に製造された。

著者等は Ferrous formate を 20cm<sup>3</sup>/sec の乾燥水素気流中で加熱還元して作った 200乃至 1000Å の大きさの微鉄粉材料に 10% 以下の Mg, Cd, Sn を添加する場合の磁性の変化に就て研究した。その結果、之等元素の添加によつて (B×H)max を約 1.5 倍に高めると

とができた。(阿部)

マルテンサイトの硬さ、その炭素含量に対する依存性 (Muzaffer Sagisman: Arch. f. d. Eisenhüttenw 25 (1954), S. 271)

焼入鋼が著しく硬い原因はマルテンサイトの存在によるものと一般に考えられている。そしてこのマルテンサイトの高硬度は E. Maurer によれば  $\alpha$ -Fe への C 原子の強制固溶に基因するとされている。実際に C の固溶によつて  $\alpha$ -Fe が正方晶に歪み、その歪が近似的に C 量に比例することは Kurdjumow u. Kaminsky 以来多くの人々によつて確認されている。従つてマルテンサイトの硬さは格子の歪に比例し、更には C 量にも比例することが期待されるが、Scheil u. Tonn の研究は、引掻硬度では 0.8% C 以上でマルテンサイトの硬さが一定となり、ブリネル硬度では 0.8% C 以上で却つて硬度が減少することを示している。この期待と事実との相違は測定方法に基因しているかも知れないので著者はマルテンサイトのマイクロ硬度を測定した。一連の C 量の高純炭素鋼を 1100°C より焼入し、(A) Vickers 硬度計 (10 kg)、(B) Hanemann u. Bernhardt のマイクロ硬度計 (97gr) 及び (c) Bergsman のマイクロ硬度計 (100 gr. と 200gr.) を用いてマルテンサイト硬度と C 量との関係を求めた。(A) ではオーステナイトを含む混合組織の硬度を測ることになり、硬度値最も低く、使用硬度計によつて (A)、(B)、(C) の順に硬度値は高くなっているが、C 量に対しては何れも同様の傾向を示し、0.8~1.0% C で最高硬度が得られ、これより C 量が増せば硬度は却つて低くなる。而してマルテンサイトのマイクロ硬度は残留オーステナイトによつて何等影響されていない。

先の考え方は恐らく正しいと思はれるので、上の実験事実を説明するにはマルテンサイトの硬度に影響を持つ第二の因子を考える必要がある。注意深く組織を観察すると高 C マルテンサイトは各々の板状晶が互に明かに識別される。同様の組織変化は Fe-Ni 合金にも認められ Scheil は Ni の多少によつて変態機構が異なり、低 Ni では連続的 (stetig) 変態が、又高 Ni では急転変態が起るためと説明している。而してその場合の  $\gamma$ - $\alpha$  変態に伴う硬度増加は変態過程に原因し、連続的変態の方が急転変態よりも硬化は著しいと述べている。著者はこの Scheil の説を引用して炭素鋼の場合にも変態機構の変化があり、その影響が前述の固溶炭素による硬化と重つて 0.8% C 附近で最高硬度を現わすのではないかと考えている。(田中良平)

セミキルド鋼板の脆化温度に及ぼす熱処理の影響 (R. H. Frazier, F. W. Boulger, C. H. Lorig: Journal of Metals, 7 (1955) 2-II, 323)

平炉製鋼せる 0.25% C, 0.49% Mn, 0.011% P, 0.045% S, 0.04% Si, 0.004% N の組成のセミキルド鋼の厚さ 3/4 インチの熱間圧延板を 816°C 乃至 1038°C の温度に 1h 加熱後、種々の冷却速度で冷却し、それ等のフェライト結晶粒の大きさ及びパーライトの分布

状態と脆化温度 (Transition temperature) との関係性を求めた。脆化温度の決定には Navy tear test とシャルピー衝撃試験の二種を用いた。

フェライト粒の大きさは 100 倍の倍率で 4 平方インチの面積内に含まれる結晶粒数を数え、それを 4 で除して 1 平方インチあたりの結晶粒数で示した。パーライトの分布状態は同様に 1 平方インチの面積内に含まれるパーライトの斑片の数で示した。

フェライト粒の大きさとパーライト片の密度は、試料の加熱温度及び冷却速度によつて変り、それに依つて脆化温度も変る。脆化温度は上述の 2 種の決定法の間には相異があり、

(1) Navy tear test の場合には脆化温度はフェライト粒の大きさのみの函数でパーライト片密度には無関係である。フェライト粒数が 12 個/平方インチ (100 倍率) だけ多くなると脆化温度は約 0.55°C だけ低くなる。この関係は冷却速度には無関係である。

(2) シャルピー衝撃試験の場合には脆化温度はフェライト粒の大きさのほかにパーライト片の密度等冷却速度の相異に基づく諸条件によつて変る。急冷した場合には脆化温度は主としてフェライト粒の大きさの函数であり、ASTM-結晶粒番号が 1 だけ異ると脆化温度は約 16.7°C だけ変る。(阿部)

クロム鋼及びモリブデン鋼の焼戻脆性 (G. Bhat, J. F. Libsch; Journal of Metals, 7 (1955) 2-II, 330)

0.45% C, 0.77% Mn, 0.35% Si, 0.72% Cr の AISI-5140 鋼と、0.48% C, 0.83% Mn, 0.28% Si, 0.14% Ni, 0.13% Cr, 0.25% Mo の AISI-4047 鋼を先づ 680°C に 5 秒保持した後急冷し、次に 425°C ~ 680°C の範囲の種々の温度で 5 秒から 100 時間加熱後水中に急冷した。之等の試料から多くのシャルピー衝撃試験片を切り取り種々の温度で衝撃試験を行ひ脆化温度を決定した。

之等の実験結果を、焼戻温度を縦軸に、焼戻時間を横軸にとり、脆化温度一定の多くの曲線で表した。(之を等脆化温度曲線—(Isoembrittlement curve) と云ふ。)

4047 モリブデン鋼の等脆化温度曲線の形状は炭素鋼と似ているが 5140 クロム鋼の方は非常に異り 425°C ~ 540°C と 680°C 直下の二つの温度範囲で脆性が認められる。

一般にクロムを含有すると、425°C ~ 540°C の温度範囲で焼戻す時の脆化を著しく助長すると言える。例えば上記 5140 クロム鋼を 480°C で 1 時間焼戻す時は脆化温度は約 13°C である。

一方 680°C 附近の焼戻しによる脆性は、モリブデン鋼又はクロム鋼では炭素鋼の場合よりも軽減されている。

【参考】 AISI-1050 炭素鋼の等脆化温度曲線は次の文献に記載されてゐる。

J. F. Libsch, A. E. Powers, G. Bhat; Trans. A.S.M., 44 (1952), 1058. (阿部)