

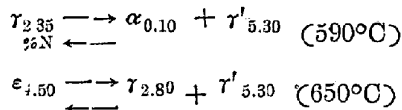
抄 録

鐵鋼の性質及表面處理

鐵-窒素系狀態圖 V. G. Paranjpe, Morris Cohen, M. B. Bever & C. F. Floe, J. of Metals. Feb. 1950, P. 261.

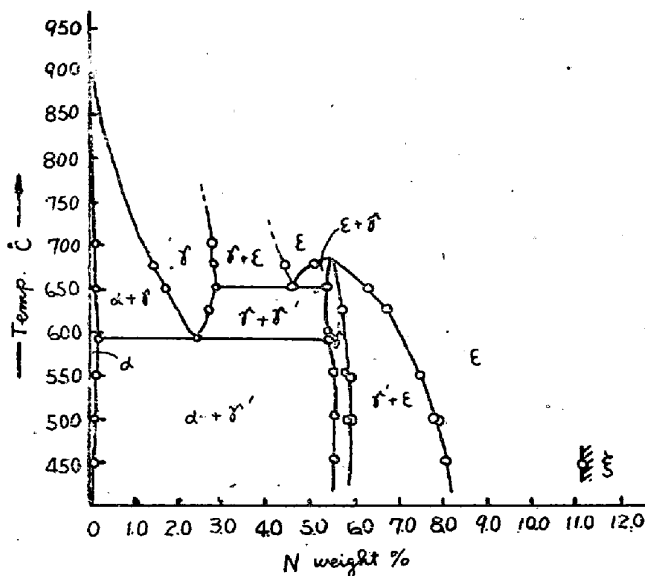
鐵-窒素系狀態圖をX線回折法及び新に考案された相境界決定法により決定した。この方法は、 NH_3+H_2 混合ガスの窒化力が窒化により生成した鐵窒素合金中の窒素%によつて異なる點を利用して居る。本研究によつて決定された狀態圖は下の如きものであり、 $\alpha, \gamma, \gamma', \epsilon, \delta$ 各相の構造及び存在範圍は別表の如くである。

圖より明かな如く、 γ, α, γ' 及び $\epsilon, \gamma, \gamma'$ 間に2種の共析反應



の存在することが確認された。(高橋 久)

相	構造	存在範圍
α	B.C.C., $A_0=2.86$ kx units	最大固溶限 $N=0.10\%$, $590^\circ C$
γ	F.C.C., $A_0=3.61_3$ (1.45%N) 3.64_8 (2.79%N)	最大固溶限 $N=2.80\%$, $650^\circ C$
γ'	F.C.C., $A=3.78_3$ 乃至 3.79_3	$N=5.30\sim 5.75$ の範圍で一相
ϵ	C.P.H., $C=4.37_3$ 乃至 4.41_4 $A=2.70_2$ 乃至 2.76_4	$N=4.35\sim 11.0\%$ の範圍で一相
δ	Orthorhombic, $A=2.75$ $B=4.82, C=4.43$	低窒素側一相範圍下 限 $11.1\% = N$, $450^\circ C$



Fe-Co, Fe-Co-Ni 磁性合金に對する磁場内燒

鈍の影響 J. F. Lifsh, E. Bath, G. W. Beckman, D. Warren and R. J. Franklin. Journal of Metals Feb. 1950, 188 No.2 287~296.

燒結によりつくつた Fe-Co 及び Fe-Co-Ni 合金に對する磁場燒鈍の影響を研究した論文である。磁場燒鈍の磁氣的性質に及ぼす影響は残留磁氣の著しい増加、飽和磁氣の僅かの増加及び抗磁力の減少が認められる。磁場燒鈍の影響は合金の組成により異なり、最適の磁性は50% Fe, 50% Ni の場合に得られた。この合金の $\alpha-\gamma$ 變態溫度及び線形磁歪は高く、體積磁歪は最大であるが、磁氣異方性は最小ではない。Ni の添加の影響を調べたが Ni の少量の添加により抗磁力の増加、残留磁氣及び飽和磁氣の減少をもたらす。Ni が多くより30~50% になると抗張力は再び低くなるが、飽和及び残留磁氣は50% Fe, 50% Co のそれよりも高くない。

10~20% Ni を含む Fe-Co-Ni 合金の高抗磁力と磁場處理の非感應性はこの範圍に存在する不均一な二相の存在のためである。

磁場燒鈍に對する磁場の強さ、冷却方法、磁場内の保持溫度と保持時間の影響を調べた結果によると、200e の磁場の中で $\alpha-\gamma$ 變態溫度の上から $900^\circ C$ まで徐冷し、續いて磁場の中で $900^\circ C$ に $1\frac{1}{2}$ 時間保持して後 $230^\circ C$ まで毎分 $20\sim 25^\circ C$ の割合で冷却するのが最良であることが到つた。(牧野 昇)

強磁性微粉體の抗磁力 Charles Guiland; Comptes rendus de l'Academie des Sciences, 1949, 229, No. 17. 818~19

著者は一連の研究により、極めて細かい微粉體より成る強磁性體は塊状の同種の金屬又は合金とは非常に異なつた舉動を磁化に際して持つてゐることを發表した。そして抗磁力の最大は微粉が一つの素磁域より大きくない時に得られるが、實際に10,000 エルステッドを起える抗磁力(Hc)が得られている。單一磁域より成る粒子の抗磁力は $Hc=2k_1/Is$ により與えられる。著者はこの機構を確めるために Mn_2Sb 合金について抗磁力と異方性エネルギーとの間の關係を實驗し、その相關性を確認している。(譯者註 この驚異的な抗磁力を持つ微粉磁石は永久磁石材料に新しい發展をもたらすもので、佛國で最も盛んに研究されている。)(牧野 昇)

鐵及びニッケルの熱弾性効果に対する温度の影響
 R. Rocca and H. B. Bever. Journal of Metals
 Feb. 1950, 188 No. 2, 327~333

断熱的な弾性変形によつて温度変化が起るが、この現象は熱弾性効果といはれる。この熱弾性効果に對し Lord Kelvin が熱力學の基礎的理論を用いて次の方程式を導いた。

$$dT_s = - \frac{\alpha_e}{C'_\sigma} T d\sigma_s$$

こゝに T は絶対温度、 S はエントロピー、 α_e は線熱膨張係数、 C'_σ は一定應力下の單復體積當りの熱容量、 σ は應力(張力では正の値)。この方程式は多くの材料について確められたが、ある温度範囲にわたつての測定の結果は無い。著者はニッケル及びアームコ鐵に對して、温度及び應力の函数としての熱弾性の變化を研究した。

どの實驗温度に於いても上の方程式を満足する結果が得られた。Curie 點附近では熱弾性効果の大きさは可成り變化が認められる。計算の結果から、鐵の熱膨張係数は Curie 温度附近で減少することが確められたが、これは強磁性の理論から豫測される所である。(牧野 昇)

α -鐵及び γ -鐵中の自己擴散 C. E. Birckenall & R. F. Mehl, J. of Metals, Jan. 1950, 145.

半減期が夫々 4 年及び 44 日の放射性鐵 Fe^{55} 及び Fe^{59} を用ひて α 鐵及び γ 鐵の自己擴散を研究した。前者は K 電子を捕へ X 線を放射し、後者は 2 種の β 線、最大エネルギー夫々 0.26 Mev, 0.46 Mev. 及び 1.1 並びに 1.3 Mev. の γ 線を放射する。

兩放射性鐵の混合物を鹽化物の形から、1" 徑の鐵板上に厚 0.02 μ 以下に電着せしめたものを試料とする。

Steigman, Schockley & Nix に依れば時間 t の間擴散を行はしめた後に表面で測つた放射能強度を初期放射能強度に對して採つた値 F と、擴散恒數 D 、該金屬中の放射線吸收係數 μ との間には $F = e^{-\mu^2 Z} [1 - \phi(\sqrt{Z})]$

ϕ はガウスの誤差函数。 $Z = \mu^2 Dt$ の關係がある。 F , t , は測定量 μ は β 線に對しては Al と Fe とが略々同一値を示す事を利用して Al に對して、測定した値を用ひ、X 線に對しては計算値を用ひて兩者の綜合値を得る。即、未知量 D を算出出来る。本法で D を求めるに當り、 μ^2 に 15~20%, 擴散温度に 3% 前後、放射能測定、幾何學的條件等に 3% 位の誤差が含まれ、又擴散處理は H_2 氣流中に行つたにも不拘酸化の起ること並びに試料の取扱の際形狀が壞れる點等から個々の算出値には $\pm 25\%$ の誤差が見込まれる; 結晶粒の影響

他金屬の鐵中への擴散との比較も行つて居り、主要結果は次の如くである。

$$\left. \begin{aligned} 1) \quad D_\alpha &= 2.3 \times 10^3 \times e^{\frac{-73,200}{RT}} \\ D_\gamma &= 5.8 \times e^{\frac{-74,200}{RT}} \end{aligned} \right\} 720 \sim 1357^\circ C$$

- 2) 活性化熱 $Q_\alpha = 73 \text{ Kcal/mol}$. $Q_\gamma = 74 \text{ Kcal/mol}$,
- 3) α -鐵中では Carbonil は結晶粒度によつて擴散の難易は不變である。Puron 及び工業的純鐵では粒が細くなる程、擴散は増大し、之は粒界不純物に歸因するらしい。

4) 擴散恒數 $D_{\alpha-Fe}$ は Mo の α -鐵中への擴散恒數、又、 $D_{\gamma-Fe}$ は Mo, Mn, Ni. 等の γ -鐵中への擴散恒數と略等しい値を與へる。(高橋 久)

γ -鐵中の炭素の擴散恒數 Cyril Wells, Walter Batz & R. F. Mehl, J. of Metals, Mar. 1950 553.

750~1300 $^\circ C$ の温度、1~7 原子 % の組成範囲に於ける擴散恒數 D 、活性化熱 Q 、擴散式中の常數 A を統計的方法を活用して決定した。使用材料は高純度アームコ鐵及び實驗室で作つた炭素鋼である。

HrD の値は $\pm 10\%$ の範囲内で $\frac{1}{T}$ と直線關係を示し、 D は又炭素濃度の増加と共に最初徐々に、6 原子 % 程度から急激に増加する。 Q の値は炭素原子濃度増加と共に直線的に減少し、又 A も濃度増加と共に減少する。

他元素の影響に就いては、0.009% 迄の B, 及び 2% 迄の Si の存在によつて D は稍減少するが未だ確定的とは云へぬ。

D , A , Q , の炭素原子濃度による變化は下表に示す。

原子濃度	1	2	3	4	5	6	7
$D \times 10^7 \left(\frac{cm^2}{sec} \right)$	12	13	14.2	16.3	19.6	25	35
$A \left(\frac{cm^2}{sec} \right)$	0.37	0.27	0.20	0.14	0.10	0.075	
$Q \text{ (Calories)}$	36,000	34,000	33,000	32,000	30,300	30,500	

尙 Fick の擴散式の解法として Grube 法と俣野法とを共に使用した結果濃度變化による D の變化を指示するには俣野法の優越して居ることが明かとなつた。

(高橋 久)

1949 年度の金屬表面仕上げの發達 A. Bergman. Iron Age, Mar. 1950, 165, No. 11

表面仕上げの發達を振り返つてみると、現代の著しい傾向の一つは所謂手仕事による研磨、琢磨及びバフ磨き

作業が次第に委を消して来ていることである。磨面による研磨、化学的研磨、電解研磨、光輝鍍金、周期的反轉鍍金及び滑面化溶液の使用が機械的仕上げ作業に取つて換り、労働力の節約に役立つ。上記の諸方法の發達に就き種々説明しているが、その中の二三を上げると、先ずニッケル鍍金の場合に仕上げ面が基面よりも滑らかになる滑面化法、周期的反轉電流による鍍金（例えば陽極對陰極の時間の周期が15:3秒）、化学溶液の中に數秒浸けられただけで美しい光澤を得る化学研磨法などである。最後に非金屬仕上げ即ちワニス、エナメル及び合成樹脂の使用による方法に就いて述べている。

(牧野 昇)

新式亞鉛メッキ爐 Mario Tama; Iron Age, April 13, 1950 93~96.

米國に於ける亞鉛生産量の45%即ち約36萬tが年々亞鉛メッキ用に使用されてゐるが、その中約5萬tは、ドロス(dross)となつて消耗されてゐる。

ドロスの成因に関しては、既に W. G. Imhoff (Iron Age; Jan. 23 Feb. 27, Mar 27, 1930) 及び E. J. Daniell (J. Inst. Metals vol. 46, 1931 p. 81) 等の研究で明かなる如く、溶融亞鉛中に鐵が溶込んで、Fe約4%のZn合金を作る爲である。そして、此のドロスの生成量は、亞鉛浴の温度が850~950°Fを起すと急に増加する。

現在亞鉛メッキに使用されてゐる溶槽は、鐵製であるために直接ドロスの原因となるばかりでなく、構造上下部から石炭、重油等で加熱する爲に、過熱に陥り易くて加工品からも鐵が溶込み易く、ドロスの生成に對して宿命的缺點を有してゐる。又槽の壽命も3~18ヶ月で極めて短い。

此の缺點を除く爲に考へられたのが耐火煉瓦で内張した低周波誘導爐である。誘導加熱の方式は、一般に用ひられてゐる非鐵合金用爐と變らないが、加熱された溶湯が浴の上層部に進行する様にしてあり、爐底に沈んだドロスを攪拌させぬ様に考慮が拂はれてゐる。浴中には熱電對式温度計が取付けてあり、自動的に温度調節が出来る。此の爐を用ふれば、鐵槽を用ひてゐない事と、浴湯を自由に調節出来る事とにより、ドロスの生成量の35%は確實に防止し得る。火焰や廢ガス等が無く、工場が清潔となり衛生上申分が無い。電力の消費量は100KWh/t(メッキ製品)位であり、2000KW(生産量20t/h)容量までの爐が製作可能である。

(堀川一男)

“鋼へのAlの被覆” P. T. Stroup, G. A. Purdy, Metal Progress, Jan. 1950, 59.

鐵鋼にAlを被覆させる場合最も注意せねばならないのはFe-Al化合物の生成でありこれが表面に出来る事は耐蝕性を目的とする場合特に望ましく無い事であり又Al表面と鐵との中間層として發生すると脆く曲げ等により破壊する。今Al被覆の各種方法を比較して見ると下表の様になる。

方 法	被覆厚さ mils	Fe-Al化合物 中間層の有無	表面のAl の粗密	價格
どぶ漬け法	0.5 ~ 3.0	2	2	1
合せ板	0.4 ~ 5.0	3	1	2
電氣鍍金	0.1 ~ 2.0	1	3	3
吸付け	2.0 ~ 20.0	1	4	4
化学反應法	0.05 ~ 0.1	4	—	3
カロライジ ング	10.0 ~ 40.0	4	—	3

(順位は良好なものを1とする)

表の様に鹽化アンモンとの化学反應による場合は被覆は化合物のみからなり最も良くない。又電氣鍍金、吸付けの場合は化合物は生じないが表面が粗くなる。これ等の諸點及び價格から考へると所謂どぶ漬け法即ち熔融Al中に鐵を漬す方法が最も良い。然もこの場合Al中に少量のSiを添加する事及び處理温度により化合物層は最小限度になし得る。その一例を示すと下表の様である。

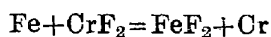
處理温度と中間層厚さ mils

	1250°F	1300°F	1350°F	1400°F	1450°F	1500°F
純 Al	0.8	1.2	1.6	2.1	2.7	3.5
Al+5% Si	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7

(石野 亭)

クロム擴散による表面處理法 M.P. Galmiche, Comptes Rendus, 230, Jan. 1950 89~90

クロム被覆(chromisation)に對する従来より遙かに簡単な方法が報告されている。試料は微粉のCr又はフェロクロム、礬土又はカオリン、ハロゲンアンモニウム等を混合したものに接觸させるか又はその上の蒸氣中で加熱する。その際ハロゲンアンモニウムの熱分解により生じたハロゲン酸との反應でハロゲン化クロムを生じ、次の様に鐵と反應する。



この様にして生じた發生期状態のCrは鐵中に容易に滲入する。クロムの滲入した層(表面はCr50%)は基金屬より靱性が有り稍や硬い。その耐蝕性及び耐酸化性も優秀である。この様な原理に基く表面處理は他の金屬にも應用できる。

(牧野 昇)

“Cr 及び Cr-Al 被覆管” M. K. Shelud'ko, Stahl 7. 1947. 519.

擴散によつて Cr を鐵管表面に被覆させる場合マグネサイト 55%, Fe-Cr 40%, NH_4Cl 5% の配合の充鎮物を用いた場合が最も結果が良かった。即ちこの配合物の中に 1000°C で 10 時間保持すると 70—80 ミクロンの擴散層を得た。又温度を高くすると層の厚みは非常に増す。例へば 1100°C にすると同じ時間でも 200 ミクロンの厚みを得る。擴散層の均一性は鋼性により異なる。種々の大きさ、長さの管を作り種々の条件例へば舟の復水管、飛行機の排氣管、 HNO_3 の輸送管等に使用してみたが Cr 被覆管は 800°C 以上で高度の抵抗を示し、排氣管として使ふ場合はステンレスの 2—3 倍以上耐へる。又ガスタービンでも Cr 被覆のものは 800°C でも點蝕の發生がない。海水や新しい水には餘り良くないので冷却管には適當でない。

カロライジングは Fe-Al 50%, 煅焼した白粘土 48%, NH_4Cl 2% の充鎮物中で $1050\sim 70^\circ\text{C}$ で 10 時間処理すると良い。

Cr 被覆上にカロライジングを行つたものは $1100\sim 200^\circ\text{C}$ にも充分耐へる。特にカロライジングは 1000°C 以上で Cr 又は Cr-Ni 鋼を保護する効果がある。

(石野 亨)

軟鋼表面へ Cu-Ti 合金の被覆 (E. J. Chapin and C. R. Haynard; Trans. Am. Soc. Metals, 38, 1947, 909—56)

Cu 鍍金を施した鋼に TiH_2 を接觸させ、 900°C 以上の温度で H_2 氣流中で加熱し、鋼の表面に Cu-Ti 被膜を形成させ、強い金屬光澤で銀色の、稠密な組織の面を生ぜしめる方法を考案した。一般に被膜は硬く、ヤムもすると剝落する傾向がある。Ti は Cu と融點が高く且つ脆い化合物を作る傾向がある。

別の方法として、Cu 粉末と TiH_2 粉末を、Cu 鍍金した鋼及びしない鋼に接觸して加熱した處、25% TiH_2 の混合で最も満足な結果を得た。Cu 鍍金した材料の方が Ti の濕潤し方が良かった。28% Ti-Cu 合金粉末の熔融したものを、Cu 鍍金した鋼及びしない鋼に作用させたが、この熔融した合金は材料の表面で良くは擴がらなかった。

被膜層の組織は白銑のチルされた肌の組織に似てゐる。亜共晶 Cu-Ti 合金は樹狀晶的に偏析する傾向があり、超共晶合金は表面に直角な單相の板狀晶となる傾向がある。パーライトの様な共析狀の組織が Cu に對

する Ti の α 固溶体内に見られた。腐蝕されず白く残る顯微鏡的な部分があるが、これは多分 Cu-Ti の金屬間化合物であらう。そして被膜中の高硬度の原因となり、又脆性の原因ともなつてゐる。超共晶の化合物は柔軟性を示すが、共晶に近いものは或る限られた角度迄しか屈曲出來ず、その最大角は 152° であつた。Cu 及び Ti は Fe 中に擴散し、柱狀フェライト的な硬い層を生ずる。又 Fe-Ti-Cu 化合物も析出される様に思はれる。 αFe 中への Ti の固溶度は 0.03% であつた。硬化された擴散層は窒化されるのに、硬化されぬフェライト的な部分では影響が認められなかつた。(葛生 秀)

鑄 鐵

球狀黒鉛鑄鐵による厚肉鑄物の試験 Ghent; Metal Progress, Jan. 1950 79.

フェライト系球狀黒鉛鑄鐵によつて、直徑 30, 80, 150, 250 及 350mm の圓柱及び、肉厚 150mm の中空圓筒を製造してみた。使用した鑄鐵はキューボラで熔解し C 3.60, Si 1.4, Mn 0.3, S 0.05—0.07 P. 0.07 の成分を有するものである。球狀化處理は、取鍋に熔湯 4t を受け、Si-60; Mg-20; Ni-10; Fe-10 の組成を有する合金 2% を特殊の方法によつて添加し、Mg を 0.06—0.10% 殘留せしめた。直徑 80mm 以上のものは黒鉛が完全に球狀化し、他の組織も亦、90% 以上がフェライトであつた。徑が大きくなると共に次表の如く黒鉛の形状が大きくなり且つ析出した黒鉛が群狀に集る傾向が認められた。

直 徑 (mm)	黒鉛の直徑 (μ)
80	55
150	90
250	120
350	130

又、過共晶系のもの (0.6% Si で Inoculate して Si を 3.0% としたもの) では、厚肉鑄物を作つた場合に黒鉛が上部の薄い層に偏析する事が認められた。次に機械的試験の結果を記す。

試験片採取位置	抗 張 力	伸	硬 度
150mm ϕ 圓柱の中心部	70,700 psi	8.4%	187ブリネル
250 " "	70,700 "	6.0 "	184 "
150mm ϕ の外周中心の中間部	72,500 "	5.5 "	180 "

(A. S. T. M. A 號試片)

(堀川一男)