

抄 録

—耐火材—

MgO-Al₂O₃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) 2, 63~70).

著者等の FeO-Al₂O₃ 系に関する実験 (同誌, 26 (1955) 1, 43~50) と全く同様な方法を本系に拡張したものである。この系の平衡状態図としては, 1,800°C 以上における G. A. Rankin & H. E. Merwin の与えたものしか見当たらないが, これを基にして 1,500°C における諸相の関係を明らかにし, スピネル MgO·Al₂O₃ の格子常数を求めた。ただし, Al₂O₃ と MgO とが相互に溶解度をもたないこと, スピネルは Al₂O₃ だけを溶解し, MgO に対しては溶解能力のないことを前提としている。又起電力を測定した電池は, $\ominus\text{Pt} | \text{Al}_2\text{O}_3 | \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3 | \text{Pt} \oplus$ の構成に従うものであり, mV 対 % MgO 図のプロットに際して MgO の添加量 0.5, 1, 10 及び 15% は, X 線的にきめたスピネル固溶体中の 2, 5, MgO 濃度によつて補正した。これによつて次のような結論が得られた。

(1) 0~19.5% MgO では Al₂O₃ とスピネル (Al₂O₃ で飽和されている) の 2 相が共存し, 起電力は 66mV で不変である。19.5~28.3% ではスピネル固溶体のみとなつて, その中の % MgO の増加に伴い 66~270mV と急激に大きくなる。28.3~100% MgO ではスピネルの他に MgO 相が共存するのみで, 起電力は 270mV のまま変わらない。

(2) スピネルの格子常数は 19.5~28.3% MgO に伴い $8.006 \pm 0.001 \sim 8.066 \pm 0.002 \text{ \AA}$ のように変わる。

(3) スピネルから純 Al₂O₃ への Mg の拡散は, FeO-Al₂O₃ 系と異り測定にかからないほどわずかである。

(4) 本実験方法は FeO-Al₂O₃ 系のように固溶範囲のごく狭いものでも, 本系のようにかなり広いものでも適用できる。耐火材料侵蝕試験法としても役立つ。

(松下幸雄)

—性質—

反撥硬度標準化の研究 (Hans Schmitz u. Wilhelm Schlüter: Stahl u. Eisen, 75 (1955), Nr. 7, 7 April, SS 411~416).

この報告は 31 個の反撥硬度試験機を以て HRC40~67 の 8 個の鋼製試片と HRC 48~61 の 3 個のチルド鉄試片との反撥硬度を測定し測定結果の硬度分布状態を確認するため, 各試片に就て試験機毎に 5 回測定を行つて算術平均値を求め, 又試験機の型による測定値を分類し, 反撥硬度とロックウェル C 硬度間の関係曲線を作り目的的反撥硬度標準化の可能性を検討したものである。

試片は 135 mm × 80 mm × 60 mm のサイズで鋼製の成分は C 0.9%, Si 0.25%, Mn 0.3%, Cr 1.75%, 及び C 1.0%, Si 0.6%, Mn 1.1%, Cr 1.5% である。

試験機の型は 1930~1950 年のもので, 試片の測定面積は 1 個所 6 mm × 6 mm で各試片に就て 155 回の測定を行つている。

鋼質片の測定値は鉄片のものより同じ HRC に対しショアー単位で 3° 程度高くなつている。又硬質の測定値はショアー試験機の標準曲線より Reindl & Nieberding 試験機の標準曲線に近い値を示している。

結論として次の事が示されている。

(1) 各試片に就て各試験機毎に測定した算術平均の分散範囲は 15° ショアーである。

(2) HRC の試片を各種反撥硬度試験機で測定した反撥硬度と HRC との関係曲線は種々な傾向のものになつた。

(3) 全体に亘る測定分散範囲と反撥硬度試験機毎に測定した平均測定値の分散範囲とは殆ど同様なものである。

(4) 最近型の 5 個の反撥硬度試験機 (製造者は同じもの) で各試片を 5 回測定した分散範囲はショアー 3°~8° である。

著者は以上の結果より標準化統一が容易に達成されるものでない事を述べ, 只標準化の残された問題として反撥硬度試験機の基準片を作り, その基準片により各試験機の補正曲線を制定することを推奨している。

更に, 討論の所で Walter Hengemühl が完全な弾性変形のみ為されるもので反撥硬度試験の其の変形に及ぼす弾性率 (反撥硬度が同じでも弾性率により変形量が異なる) と, 同じ弾性率のものを荷重~変形~曲線で弾性変形量の相違による反撥硬度が異なるものとを図説している。そしてその弾性変形は①ハンマーの先の形, ②ハンマーの重量, ③ハンマーの落下高さ, ④ハンマーの落下速度, 等に微妙に影響されること, そして個々の機械に就てその影響が非常に異なる事を述べ結論的に機械の構造部分の統一, 特に自働指示機の摩擦の状態, ハンマー自体の弾性等に就て注意を促している。

参照欄には独逸でのロール検査用反撥硬度試験機は, HRC との標準関係曲線によつて補正されたものが使用されると言う協定になつている事が述べられている。

(谷 昌博)

鉄の性質に影響する痕跡不純物に就て (N. P. Allen: Iron & Steel, 28 (1955), No. 3, pp. 85~88).

この論文は英国国立物理研究所の金属部門で過去 8 年間に実施されたものの一部である。初め, 鉄鋼の結晶自身に及ぼす合金元素の影響を検討する目的であつたのが研究の進捗するにつれて, 鉄の結晶中に結合してしまつている不純物の極く僅かな量が靱性に影響し, 合金元素は結局この不純物の状態に及ぼす影響であることが分つた。

実験には, 次の成分範囲の純鉄が用いられた。C 0.002~0.004%, Si 0.002~0.003%, Mn 0.004%, S 0.004~0.006%, P < 0.001%, Ni 0.005~0.007%, Cr 0.001

%, Cu 0.004~0.007%, Al 0.001% 又はそれ以下, O 0.001~0.002 wt. %, N 0.001~0.002 wt. %, H 痕跡 (<0.000005%)

先づ基礎試料たる純鉄の -200°C~室温迄の抗張力試験を行つた所、室温で非常に延性のものが低温に行くにつれて硬化するが -140~-196°C に於ても幾分の延性は残る事が分つた。所がこの材料に衝撃試験を行うと -15°C で靱性から一躍脆性に移行してしまふのである。斯様に抗張力と衝撃試験で靱性から脆性への転移温度の異なる理由は、純鉄の割れ口に延性型と脆性型とがあるからで、前者は結晶粒の塑性変形に対し広範囲な塑性変形が先行するもので、後者は劈開割れが塑性変形に先立つものである。而も前者は高温に後者は低温に起るのが特徴とされている。次に合金元素 (例えば Ni) の衝撃試験に於ける転移温度に及ぼす影響を示せば Table 1 の如くである。

この表から単に Ni のみならず、酸素、炭素の極く少量添加が転移温度を著しく左右する事が分る。しかも合金元素の影響は痕跡不純物の影響が理解されて初めて明らかになつた。なお、多くの実験から酸素は 0.004% で劈開から粒界に割れ口の型が変り、炭素は鉄中に溶け込むものは靱性を、セメントイト層に現われるものは脆性を増すものである事が分つた。Table 2 は 0.012% N を含有する材料の三条件下の抗張力を示す。

以上に述べた靱性と脆性は要するに次の三因子の結果である。即ち、塑性変形への抵抗、劈開割れへの抵抗、粒界割れへの抵抗で何れも純度が強く影響するものである。例えば塑性変形は dislocation (転位) の運動で、その転位附近への不純物の惹引力はその運動に対する転位の抵抗であるし、結晶粒界脆性は粒界への不純物の惹引力と考えられる。また、不純物は固溶体中に残留するが粒界を弱化する部分歪を生ずるものと思われる。斯くして我々は何故に不純物が狭い温度範囲内で結晶粒界に行かねばならないか、何故に高温より低温において脆化を誘導するか、何故にその移動速度が他の溶質の存在によつて感度が高まるかという理由を発見しなければならぬ。(谷 昌博)

鋼の焼戻脆性に対する感受性におよぼす化学組成の影響 (Relph Hultgren & John Chuan Chang: Trans A.S.M. 46 (1954) p. 1298~1317.

本稿にてはリウムガスの下で熔解した高純度合金の焼戻脆性におよぼす各種元素の影響について報告されている。

各試料はオーステナイト領域より焼入され、600°C で1時間焼戻処理されている。焼戻処理後一つの試料は炉より取出して急冷し、他の試料は徐冷した。この2種の試料を同じ温度で衝撃試験した。そして若し徐冷した試料の衝撃値が低いとするならば、この鋼は焼戻脆性に対して敏感であると考えた。この結果 C-Cr-Ni-Mn 鋼、即ち SAE 3312 はこの脆性に非常に敏感であることが明らかとなつた。この脆性は不純物によるのではなくして、主要元素によるのである。そしてこの主要元素のいずれも脆性に影響するのである。Fe-C の二元合金では C 量が 0.11% 程度でも脆性を示す。Ni は中程度の脆性に対する感受性を有する。即ち Ni が 4.2% 以上で C が 0.2% 含有する合金鋼では脆性がみとめられる。

2% 以上含有される Mn は非常に脆性に対する感受性を有するが、Cr は 10% 以上含有されるのでなければ感受性があきらかでない。また Cr は Mn の脆性に対する影響を増加させるが、Ni はその影響を減少させる。P は非感受性の Fe-Cr-C 合金鋼の焼戻脆性に対する感受性を増加させる。

若し脆性が析出によるのであれば、その析出物は Fe-C の化合物であるように思われる。(上野 学)

黒鉛化現象における Al と N の役割 (E. J. Dulis & G. V. Smith: Trans A.S.M. 46 (1954) p. 1318~1330)

N の添加は高純度 Fe-C 合金鋼のセメントイトの黒鉛化傾向を阻止する。然し Al はこの Fe-C 合金鋼の黒鉛化反応に直接作用するのではない。Al の添加によつて鋼中の N は Al と反応して AlN を析出する時に鋼中の黒鉛化反応が進行するのである。それ故に普通程度に N と Al を含有している市販の鋼の黒鉛化の感受性は AlN を形成していない N の含有量によつて左右され

Table 1. Transition temperature in impact of 1% Ni, 1% Ni-O₂, and 1% Ni-C alloy.

Mark	Composition	Transition temperature °C	
		Normalized at 950°C	Normalized, tempered at 600°C for 4hr aircooled
79 AF 1	1% Ni	-3	+11
34 AF 3	1% Ni+0.01% O ₂	+290	
73 AF 2	1% Ni+0.005% C	-42	-52
62 AF 1	1% Ni+0.013% C	-17	-10

Table 2. Tensile properties of material in three conditions of heat-treatment.

°C	Not embrittled F.C. 950°C			Partly embrittled W.Q. 950°C			Fully embrittled W.Q. 600°C		
	P. S.	T. S.	E%	P. S.	T. S.	E%	P. S.	T. S.	E%
-196	—	36.2	0	—	18.4	0	—	5.0	0
-73	12.4	22.8	59	16.6	24.2	19	—	8.1	0
20	6.7	16.0	64	11.4	18.3	60	8.0	15.9	3

る。即ち AlN にならないで鋼中に固溶している N が少い程、N による黒鉛化傾向阻止の影響が僅かとなるために黒鉛化の感受性に敏感となるのである。

以上の如く、N は $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{C} + \text{Fe}$ に分解する反応を阻止し、Al はこの N と結合して AlN となり N の影響を少なくする傾向を示すのである。(上野 学)

低炭素鋼の組織に関係する AlN の固溶と析出について (W. C. Leslie, R. L. Rickett, C. L. Dotson & C. S. Walton: Trans. A.S.M. 46 (1954) p. 1470 ~1499)

0.020% から 0.079% までの“酸に溶解する” Al と 0.0053% から 0.088% までの“酸に溶解する” N とを含有する 5 種の Al キルド鋼の AlN の挙動、即ち固溶化と析出について本稿に報告されている。5 種の内 3 種は塩基性平炉にて熔製され、他のものは 100lbs の実験用高周波電気炉で熔製されたものである。この研究結果を総括すると、

(1) オーステナイト中に AlN が完全に平衡状態で固溶するに必要な温度は鋼中の Al と N の濃度によつて左右される。この Al と N が増加するにつれて固溶温度が高くなる。鋼中の Al 含有量が増加するにつれて完全固溶化温度が増加して、低温で固溶し得る N 含有量が減ずる。

(2) 実際の場合比較的短時間焼鈍するし、また鋼中における Al が不均一に分布しているので、AlN を完全に固溶するに要する温度は平衡状態の場合よりも可成り高くなる。

(3) AlN の等温析出速度は組成と固溶温度に左右される。この 2 つの要素と固溶温度における加熱時間が低い温度で析出する AlN の核の数を決定する。

(4) AlN の等温析出現象は過飽和の金属固溶体からの析出現象とよく似ている。析出速度は高温側では遅く、中間温度範囲で非常に速く最大速度を示し、低温側では速度が遅くなる。AlN の析出は約 815°C で最も速くなる。

(5) 冷間加工の影響は僅かであるが、然し明らかに、AlN の等温析出速度を増加させる。

(6) Al₁ 変態温度以下で析出する AlN は選択的にフェライト結晶粒界に析出する。

(7) 冷間加工されて後に箱焼鈍された Al キルド鋼板のフェライト結晶構造は過飽和固溶体からの AlN の析出によつて左右される。

(8) Al キルド鋼板において細長い結晶粒をつくるためには焼鈍温度まで加熱中に AlN は析出しなければならない。そして焼鈍温度に保持中に析出した AlN を完全に固溶させることが大切である、そのために次の注意が必要。

(a) 鋼は最後の熱間圧延前に 1095°C 以上の温度に加熱しなければならない。

(b) 冷却を 595°C ~ 1040°C の温度範囲で遅らせてはならない。特に 815°C 附近の AlN の析出速度の早い温度は気付けるべきである。熱間圧延したストリップは相当低い温度で巻取るべきである。

(9) 細長い結晶粒は Al キルド鋼板では“酸に溶解

する” Al の含有量が約 0.015% ~ 0.08% の範囲にあるときにのみにあらわれる。

(10) 約 0.001% までの N は冷間圧延鋼板に固溶し得る。そして AlN としては存在しない。

(11) フェライト結晶粒の形は AlN の初期段階の析出に影響される。そしてこの段階では窒化物は化学的な分離方法ではみとめ得ることができない。(上野 学)

4 種類の炭素鋼の遷移温度におよぼすパーライト層の間隔の影響について (John A. Rinebolt: Trans. A.S.M. 46 (1954) p. 1527 ~ 1543)

0.01%, 0.20%, 0.40% および 0.80% の炭素鋼の遷移温度におよぼすパーライト層の間隔の影響が本稿において報告されている。パーライト層の間隔は、480°C ~ 675°C の鉛浴に 900°C より焼入して、各温度に 15 分間保持して後水冷することによつて、粗から密に種々に変化させた。そして V 形切欠のシャルピー試験を実施して上記影響をしらべている。その結果は次の通りである。

(1) 0.01% C 鋼では、パーライト層の間隔が変つても遷移温度に何等の影響はない。

(2) 0.02% と 0.4% の C 鋼ではパーライト層の間隔が小さくなるにつれて、遷移温度は低くなる。この遷移温度の定義として、20ft-lb. の値の所の温度を遷移温度とした。

(3) 0.8% C 鋼では、遷移温度の定義として 20ft-lb を採用すると、パーライト層の間隔が小さくなるにつれて遷移温度は低くなるが、然し定義として平均エネルギーを採用すると、この低下は明らかでない。

(4) 以上の如く定義として 20ft-lb を採用すると、0.2%, 0.4%, 0.8% の C 鋼におけるパーライト層の間隔の変化によつて遷移温度が変化する。然し定義として平均エネルギーを採用すると、パーライトとフェライトが共存する鋼においてのみパーライト層の間隔が遷移温度の変化に影響する。このことは遷移温度の定義を如何に決定するかによつて結果が異なることを意味する。

(上野 学)

ブリキの耐蝕性算定に関する考察 (W. E. Hoare, Sheet Metal Industry, 32 (1955) Mar. 176 ~ 178.)

ブリキ罐材として使用される場合、その耐蝕性は地鉄の化学組成、組織、地鉄の表面の特性、錫-鉄合金の量および錫表面の物理的・化学的特性などにより評価される。そしてこれ等の個々の性質の測定が研究や検査の目的で行われてきた。

著者は上述の要因に関連した一組の値を得る試験方法を考え、現在研究の途上にあるが、2, 3 の興味ある結果を得た。

実験方法についてはその正確な条件や方法はまだ完成されていない。ここで著者が用いた方法は、ブリキが酸により侵された時の水素の発生量とブリキの電極電位の同時測定を行う方法である。酸としては塩酸を用いる。これは化学的に純粋で濃度は 10 mol/l のものである。これは使用するに先立つて多孔性の槽中にて電解する。この処理は酸を水素で飽和させると同時に溶けた錫と多量の水素の発生を妨げる酸化剤を還元するという二重の効果をもっている。

用いた装置は自動温度調節計を有する反応槽と記録式容積計および高速度記録式電位差計より成る。反応槽の側面には銀—塩化銀電極が封じ込まれており、この端子と試料とが電位差計に接続される。試料は実験に先立つて稀アルカリ液により陰極処理を行い汚れや酸化皮膜を除いておく。試料の大きさは直径 45mm の円板でありこれに切口の影響をなくするために特別のガスケットリングを当て反応槽の開放端にとりつけるので試料の片面のみが試験され、実際に酸に曝される試料面積は 13.5cm^2 である。実験は 20°C にて行われた。

上述の如き実験方法によりブリキの溶解に伴う水素発生量の時間的変化曲線、即ち水素発生速度曲線とブリキの電極電位—時間曲線が得られる。前者の水素発生速度曲線は錫溶解に相当する部分と錫—鉄合金および地鉄の表面層の溶解に相当する部分と地鉄の溶解に相当する部分の3つに分けられる。電極電位曲線においても、同様であり錫および錫—鉄合金が溶解終った点で急激な変化がある。

錫の溶解時間は地鉄が同じ場合は錫付量に支配される事がわかった。併し地鉄の化学組成その他が異なる場合には錫付量が等しくても、錫の溶解速度に大いなる差がある事が記録された。この差がピンホールの分布の様子およびその大きさから起るか、或いは曝された地鉄または合金表面の化学的或いは物理的特性の差から起るかについては知られていない。

何れにしても錫の溶解時間が、耐蝕性に影響ありと考えられる要因により異ると考える事は全くの見当違いではないと考えられる。

錫—鉄合金および地鉄表面層の溶解期は複雑で可成り進んだ研究が必要である。この期間の反応速度は地鉄および錫—鉄合金の曝露面積の著しい増加および特別の地鉄の表面の効果により影響される事は確かと思われる。最後の地鉄の溶解速度は地鉄の種類により可成り変わる。そして $0.80\text{ml}/\text{mn}$ のものから $2.5\text{ml}/\text{mn}$ のものまであつたが、この $2.5\text{ml}/\text{mn}$ は比較的燐含量の多い地鉄 (0.08%) で得られた。(日戸 元)

異方性珪素鉄板のワット損失におよぼす引張応力の影響 (P. W. Neurath, R. E. Waite: Journal of Metals, 7 (1955), No. 3, 480)

珪素含有量約 3%, 厚さ 0.35mm の異方性珪素鉄板から巾 3cm 長さ 40cm の帯状試片を切り取り、これに 18 乃至 $25\text{kg}/\text{m}^2$ の引張応力を加え、引張方向に交番磁場を加える時のワット損失の変化について実験した。

焼鈍状態でのワット損失は約 $1.56\text{W}/\text{kg}$ であるがこれに約 $2\text{kg}/\text{m}^2$ の引張応力を附加した状態では約 $1.65\text{W}/\text{kg}$ となる。 $2\text{kg}/\text{m}^2$ 以上 $25\text{kg}/\text{m}^2$ 程度までの引張応力を更に加えた状態でもワット損失は変わらず $1.65\text{W}/\text{kg}$ であるが、引張荷重を取り去るとワット損失は約 $1.95\text{W}/\text{kg}$ まで増加する。更に再び $2\text{kg}/\text{m}^2$ 以上約 $18\text{kg}/\text{m}^2$ までの荷重を加えた状態ではワット損失は約 $1.66\text{W}/\text{kg}$ に下るが再び荷重を取り去ると約 $2.5\text{W}/\text{kg}$ に増加する。更にこれに約 $18.5\text{kg}/\text{m}^2$ の荷重を加えた状態ではワット損失は約 $1.7\text{W}/\text{kg}$ に減少するが荷重を取ると再び約 $2.5\text{W}/\text{kg}$ になる。(阿部秀夫)

オーステナイト不銹鋼に対する中性子照射の影響 (M. B. Reynolds, T. R. Low, Jr. L. O. Sullivan: Journal of Metals 7 (1955) No. 4, 555.

10.9% Ni, 20.5% Cr の組成の AISI-347 不銹鋼中に普通約 0.02% 程度存在するフェライト相の量が中性子照射により僅かに増加することを磁気的方法で確認した。

試片をまず 1066°C の温度から水中に焼入れた後種々の加工度に冷間圧延を行つた。焼入れ状態ではフェライト存在量は 0.02% であるが、これに約 50% の冷間圧延を行うとフェライト存在量は 0.19% に増加する。これ等の試片に 1.8 乃至 $110\text{kw}\cdot\text{hr}/\text{cm}^2$ の中性照射を行つたところ、焼入れ試片のフェライト存在量は $0.021\sim 0.023\%$ 程度に増加し、50% 加工度の試片のフェライト存在量は $0.197\sim 0.247\%$ 程度に増加した。

(阿部秀夫)

Ms 点附近の温度における恒温オーステナイト変態についての実験 (O. Schaaber: Journal of Metals, 7 (1955) No. 4, 559.

最近 G. V. Kurdjumov, O. P. Maksimova, R. E. Cech, J. H. Hollomon 等によつて 6% Mn, 0.6% C の組成の鋼および 23% Ni, 3.5% Mn の組成の鋼には恒温マルテンサイト変態が存在することが認められた。また J. C. Fisher の理論的考察によれば恒温マルテンサイト変態はごく狭い組成範囲内で起ることが結論されている。

著者は $0.36\sim 1.08\%$ C, $0.22\sim 1.86\%$ Si, $0.30\sim 1.82\%$ Mn, $0.08\sim 1.43\%$ Cr, $0.12\sim 0.16\%$ V の組成範囲の低合金鋼について Ms 点附近の温度におよぼす恒温オーステナイト変態の実験を行つた。ベイナイト範囲においては Austin-Rickett の式に従つて全変態過程が進行するが Ms 点附近の温度では二段階の変態が認められた。この二段階の変態は既に 1944 年に報告したように何れも Austin Rickett の式で表わされる。このような二段階の変態が起り得る最高限界温度およびこれ等の変態反応速度はオーステナイト化の温度によつて変りオーステナイト化温度が高いほど最高限界温度は低くなり反応速度は減少する。第一段の変態 (これを initial transformation と名付ける) は恒温変態温度および試料の組成によつて影響を受ける。

この実験結果は athermal martensite formation によつて説明することは不適當であると思われるので、恒温マルテンサイト変態 (isothermal martensite) というよりは初期変態 (initial transformation) というべきであらう。(阿部秀夫)

オーステナイトの結晶粒界エネルギーにおよぼす珪素の影響 (A. M. Adair, J. W. Spretnak, R. Speiser: Journal of Metals, 7 (1955) 2-II, 353

珪素を含有しない鋼と珪素を含有する鋼とを真空中で加熱し、オーステナイトの結晶粒界に生ずる溝の角度によつて粒界エネルギーの相異を調査した。その結果は珪素は粒界エネルギーを減ずる傾向があるが、その相異は統計的に有意義であるとは断定できなかった。

従つて珪素を含有することにより鋼の焼入硬化能が変

化する現象をオーステナイト粒界のエネルギーの大小に原因すると結論するわけにはゆかぬ。

酸素原子がオーステナイト粒界に集り易いという事は重要な現象である。(阿部秀夫)

不銹鋼の分解アンモニアガス中での焼結 K. S. Kalish, E. N. Mazza: *Journal of Metals*, 7 (1955), 2-II, 304.

不銹鋼を分解アンモニアガス中で焼結を行う場合には窒素が重大な作用をおよぼす。-100mesh の 18-8 不銹鋼および 16Cr 不銹鋼の粉末を 1200°~1300°C で 1/2~1 時間分解アンモニアガスおよび水素中で焼結する時の焼結体の諸性質を比較した。アンモニアが完全に分解した状態でも焼結中に窒素は不銹鋼中に吸収され焼結の進行を減退する。

18-8 不銹鋼の場合焼結の際アンモニアガスを使用すると焼結体の密度は小となり伸びおよび耐蝕性を減ずる。また多くの場合抗張力も減じる一方硬度は増加する。

窒素を含有したためにオーステナイトが安定化するが窒化クロムの析出硬化が起る。(阿部秀夫)

— 雑 —

疲労とコメットの遭難事故 (T. Bishop: *Metal Progress*, 67 (1955) No. 5, 79~85)

1954 年 1 月 10 日エルバ; 4 月 8 日ナポリにおけるコメットの事故以来、その原因を追求するために膨大な一連の研究が行われた。ここに国立航空研究所 (RAE) の A. Hall によつて提出された報告の概要について述べる。

試験のうち特色のあるのは、水タンクを使用して機体実体に実際の飛行時と同様の変動する力を加えて試験をしたところである。そしてクラックの発生ならびに進行を詳細に調査した。くわしく調べてみると、小さい疲労によるクラックがハッチの枠の隅に見つかったが、これを出発点として破壊が迅速に進行したものと考えられた。また窓の隅にあたるキャビンの壁にも他のクラックが見つかった。クラックは、実験室で本材料の鋳 (D. T. D. 546, Al 被覆鋳) について試験した場合のそれと形態的に一致していた。また沈頭鋳の表面は粗く黒化していたが、磨耗と侵蝕を受けたことがわかり、これもまた疲労抵抗を低下せしめたと考えられる。この事実にもとづいて、抵抗線歪計によつて窓の周囲一面にわたつて調査を行った。最大応力は 45,700psi で一飛行に 2~3 回はこの値に達する。D. T. D. 546 の静的強度は約 65,000 psi であるから実に 70% に達する。リベット孔は、測定できないほどの小さい領域にわたつて局部的な応力増加を来たしめる。実際飛行中の応力も抵抗線歪計によつて測定した。

調査結果を総合的に判断した RAE の意見は、エルバの事故の原因は、疲労によるキャビンの破壊であるということである。その理由として、1) 試験によつてキャビンの疲労抵抗が小さいことがわかった。またエルバのものの総飛行時間では、疲労破壊の明らかな危険があつた。2) キャビンはエルバの事故でまず破壊すべき場所だつた。3) 事故後の破壊片について調べてみると、試

験によつてできたのと同じ基本的な型をしていた。4) このように説明すると、すべての状況と一致するように思える。5) 試験で見つかった他の欠陥はエルバのものには関係がなかつた。審問にあつた Cohen は、この報告の結論を受け容れた。ナポリのものについては破壊片が入手できぬので、同様の原因であろうとする RAE の示唆は受け容れられなかつた。

この調査研究の結果得られた新しい知識は世界の航空界に貢献するであろう。コメット製作の de Havilland 社は、キャビンにもつと厚い材料を用い、窓や開閉器を強化再設計して、局部的な応力集中が危険をこえぬように応力を下げることが提言すると述べている。また局部的な応力集中についても調査検討にとりかかっている。交通省は最近更新設計せるコメットⅡおよびⅢを大規模に採用してこれで進んでいくことを発表した。

(鬼武立郎)

アークキャストしたモリブデンの大型鑄塊 N. L. Deuble (*Metal Progress*, 67 (1955) No. 4 p. 87~90.

10年前迄 Mo は粉末冶金法によつてしか成型できなかつた。Mo は熔融点が高く、熔解中に不純物が混入しない様な坩堝が得られなかつたからである。1946 年に Climax Mo 社が真空中で電弧熔解した Mo を水冷銅鑄型で凝固させて Mo 鑄塊を作る法を発表してから、従来使用されていた電子管用等の小型製品の外に高温用として軍および民間への用途が開けた。Mo は弾性係数熱伝率が高くかつ膨脹係数が低いのみならず、同社の研究した Mo 合金は他の金属より高温で高い強度を有している。Mo は高温における構造用および機械用の利用は活目すべきであろう。Climax Mo 社の発展したアークキャスト法は PSM (プレス、シッター、メルト) 3 または 4 型の装置によるものである。この方法では Mo 粉末に少量の C が混合され真空容器中で上記三工程を経て鑄塊となる。即ちプレスで成型された Mo は直接通電抵抗加熱により焼結され自重を支える強度を与えられ、これが電極となり水冷銅鑄型中の鑄塊との間の電弧により熔融されて鑄塊となる。

以上の操作が連続的に行われ鑄塊は最大 9 吋径 4 呎長さのもの迄作られており、現有の設備で 18 吋径 5 呎長さの鑄塊の製造も可能である。この方法の原料となる Mo 粉末は適当な粒度をもち貯蔵中に酸化或いは吸湿するような細かいものは不適當である。現在ではモリブデン酸アンモニウムを水素還元した粉末を使用し、各ロット毎に顕微鏡により粒の大きい組織が検査され、また 1950°F 加熱時の重量損失、スタンプされたときの耐圧強度を検査している。

アークキャストした Mo は鑄造状態で理論比重値に略々近い値を有しガス含有量が低く大型かつ均質であり、鑄塊の鍛造、圧延、押出等の熱間加工ができる。

(長谷川太郎)

アークキャストした Mo 鑄塊から棒、板、線へ N. L. Deuble: *Metal Progress* 67 (1955) No. 5, 89~92 Mo 鑄塊の最良の鍛造温度は 2200~2400°F で鍛造性は脱酸法と関連がある。鍛造割を生じた時破面を顕微鏡で見ると Mo 酸化物が認められ脱酸が充分で

ないことを示している。鑄塊は鍛造前に皮削されるが、この削粉は再熔解される。Mo 鑄塊を鍛造するとき 1800°F 以上では Mo の酸化が著しく、この酸化物は直ちに気化せず鑄塊表面にすべり易い液体となるので鍛造操作が困難となる。ハンマーにしるプレスにしる Mo 鑄塊を鍛造する時は端末のわれと酸化損失のため歩留は良好でない。

熱間押出による加工は Mo をあらゆる方向から圧力を与える加工法であるので極めて有利である。押出前の加熱は塩浴加熱では 2300°F、ガス加熱の場合は 2600°F で潤滑剤にはガラスを使う。押出比は Mo では 4:1、Mo 合金では 3:1 で B & W 社では高周波加熱によれば更に押出比は大になると予想している。今日では 6⁵/₈ 吋径に皮削した Mo または Mo 合金鑄塊は 4 吋径に押出加工される。この方法では 1 回の加熱で加工するので酸化損失は著しく少く、割れのない素材がえられる。ス様にしてできた素材は皮削して 3³/₄ 吋径となり 5⁵/₈ 吋径迄圧延される。これ以下の寸法に対しては 0.1 吋径迄は自働据込機で鍛伸され、更に細い線にする時には特殊の潤滑剤を使うダイヤモンドダイスで熱間線引きされ、0.0012 吋迄の線が得られる。

板を作る時は 3³/₄ 吋径の押出材を 1×3³/₄ 吋のシートバーに圧延し再結晶させた後適当な長さに切断する。シートバーの初期の圧延は 2500~2200°F に加熱され、面積比で 50% の加工後は加工温度は次第に低下し、たとえば 0.06 吋の板では 1500°F となる。これより薄い板の加工は粉末冶金により板を作るのと同様の工程をとる。

熱間仕上品の表面にはスケールは余り附着しないが、必要により蒸気ブラスト、グリットブラストを行う。

(長谷川太郎)

アーケキャストした Mo の部品加工 (N. L. Deuble: Meltal Progress, 67 (1955) No. 6 p. 101~105)

Mo およびその合金の加工については次のことを考えねばならぬ。Mo およびその合金の機械的性質は再結晶温度以下での加工度に左右される。最良の靱性には少くとも 50% の warm working を必要とする。完全に再結晶処理した時強度は低くなるので容易に加工されるが、この状態では引張試験では伸は大きい、屈曲性

は良好でない。従つて深絞や屈曲加工が行われぬ時に再結晶処理を行う。Mo およびその合金は鋼の極低温におけると同様に常温で靱性が高くないが、僅かに高温となると急に靱性が増加する。従つて加工に際しては適当に加熱することが望ましい。Mo は熱伝導率大且比熱が少いので加熱された Mo は鋼より早く冷却する。最後に Mo および Mo 合金は高温の強度が大であるから普通の金属より大きい press や hammer により加工せねばならぬ。

加工のための加熱に際しては 700°F 以下では酸化は殆んど問題とならぬが高温加熱の際は雰囲気調整炉、塩浴誘導加熱が用いられる。雰囲気調整炉としては真空、不活性ガス、還元雰囲気等が用いられる。Mo は 2600~2800°F で最も鍛造性が良好であるが、機械的性質が問題となるときは再結晶温度で 50% の加工を要する。Mo は 1700°F、Mo 合金は 1900°F 以上での鍛造が可能で、鋼同様の型打鍛造が行われるが、鍛造中の冷却が早いので大きい変形は与えられない。この材料を成型、屈曲、深絞等の加工を行うときは製品も工具も 200~1000°F に加熱することが望ましい。

アーケキャストした Mo は粉末冶金法で製造したものと同様に機械加工されるが、後者に比べ加工中にはげたりわれないことがない。鍛造または warm work した状態で Mo はブリネル硬さ 196~275 であるが同一硬度の鋼に比べると大変削り難い。切削工具としては高速度鋼または焼結炭化物が用いられ、工具の角度、切込等は鑄鉄の場合に類似し、また切削油として 3 塩化エチレンと高度に塩化した油の混合物がよい。研磨は特に困難で特に軽い研磨では割れを生ずる怖があり、適当な研磨条件、冷却剤を必要とする。

Mo は少量の酸素が混入しても脆くなるので、原子水素溶接、不活性ガス溶接によつても溶接部の脆化は免れ得ない。低い温度で鋲付できる鋲をえらぶとよいが、高温で使用するには不適當である。

Mo の再結晶処理温度はたとえば 2150°F×1h で行われ、応力除去焼鈍は 1830°F 以下で行われる。これ等の温度、時間は前の加工状態、成分によりかわる。

(長谷川太郎)