

抄 録

耐火物一

耐火煉瓦の熱伝導率

(E. RUH and J. S. McDOWELL: J. Am. Ceram. Soc. 45 (1962) 4, p. 189~195)

市販耐火煉瓦の熱伝導率の測定を目的とし、ASTMC 201-47 の熱伝導率測定装置によつて、高アルミナ質、粘土質、珪石質、クロム質、マグネシア質、耐火断熱質シルコン質、SiC 質などの耐火煉瓦の熱伝導率を測定した。

I. アルミナ質、粘土質について

アルミナ質で同じ気孔率を有する場合、熱伝導率はアルミナ量の増大によつて大きくなる。同じアルミナ量の時、気孔率の低下、密度の増大によつても大きくなる。

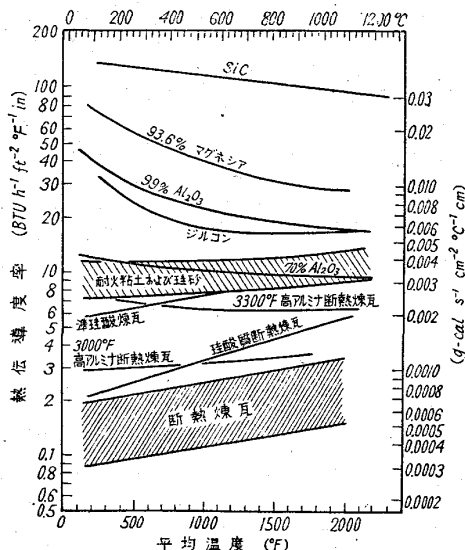
粘土質の熱伝導率は、温度上昇によつて僅かに大きくなり、同じ原料粘土でつくられた場合、高密度化によつて増大する。

II. 珪石質について

熱伝導率は嵩比重の増加、温度の上昇によつて増大する。温度による熱伝導の変化はガラスに似ているがこれは珪石質の中にガラス質が8~10%、非品質が25~30%存在するからである。

III. 塩基性、その他の耐火煉瓦について

粘土結合の SiC 耐火煉瓦は、もつとも大きな熱伝導率を持ち、高マグネシア質は塩基性煉瓦中でもつとも大きい。つぎに焼成クロム質、第三番目は焼成クロマグ、マグクロ質であり、第四番目はフォルステライト質である。これらの熱伝導率は温度の上昇によつて低下する。



種々の耐火煉瓦の熱伝導率 (宗宮重行)

製 鉄

熔融 MnO-SiO₂ スラグにおける MnO の活量

(HERMAN SCHENCK et alii: Arch. Eisenhüttenw., 32 (1961) Heft 8, p. 509~511)

さきに著者等は C 飽和溶鉄と CaO-SiO₂ スラグ間の Mn の分配について報告したが、その結果によれば補正分配比 $N_{(MnO)}/a_{[Mn]}$ はスラグの MnO 含量によつては殆ど影響されない。したがつて MnO-SiO₂ 系では $\gamma_{(MnO)} \cdot \gamma_{(SiO_2)}$ の積がほぼ一定であろうと推論した。しかしこの結果とむじゆんする新しい報告もあるので、この点を検討するため C 飽和溶鉄と純 MnO-SiO₂ 系スラグとの間の Mn の分配平衡を計画し本研究を行なつたものである。

前の研究と同様の実験装置、操作により 1550°C において 25 対のメタル-スラグ系について測定を行なつた。

まず補正分配比 $N_{(MnO)}/a_{[Mn]}$ を求めるため実験結果より、溶鉄中の Mn の活量係数を次式によつて計算した

$$\gamma_{Mn} = \gamma_{Mn}^{(Mn)} \cdot \gamma_{Mn}^{(Si)} \cdot \gamma_{Mn}^{(C)}$$

かくして得た γ_{Mn} より $a_{[Mn]}$ と $N_{(MnO)}$ との関係を調べると両者の間には明瞭な相関性が認められる。この関係を利用して前報では求められていない $N_C = 0.21 \sim 0.24$ における $\gamma_{Mn}^{(C)}$ を求め、 N_C との関係をみると前報の $N_C < 0.21$ の曲線と良好な連続性を示すことがわかつた。

つぎに $N_{(MnO)}/a_{[Mn]}$ と $N_{(MnO)}$ の関係についてみると $N_{(MnO)} < 0.48 (=52\% \text{ MnO})$ では MnO-SiO₂ 系の二相範囲に入るため分配比は MnO 濃度によつて変化しないが、 $N_{(MnO)} > 0.48$ では分配比は MnO 濃度の増加と共に直線的に低下する。この原因は $\gamma_{(MnO)}$ が MnO 濃度の増加するにつれて増大するためと考えられる。この結果から $\gamma_{(MnO)}$, a_{MnO} ならび a_{SiO_2} を求めることができる。ここに得た a_{MnO} を文献の値と比較すれば F. D. RICHARDSON が状態図から求めたものとよく一致する。

以上の結果から $\gamma_{(MnO)} \cdot \gamma_{(SiO_2)}$ の値を調べると MnO 濃度によつて僅かに変化するにすぎない。したがつて前報の推論は妥当であることが裏付けられた。(坂尾 弘)

製 鋼

キルド鋼上注ヘグラファイト敷板の応用

(B. M. TSIRLIN, et alii: Stal in English, (1962) 4, p. 267~268)

1959年ザポロズ製鋼工場では 10~17 t キルド鋼上注の際、鋼塊底に敷く鉄板製敷板の代りに、グラファイト製敷板を使用始めた。敷板重量は 120~125 kg で 0.1 ルーブル/kg のコストであるため、鋼塊 t 当りでは 1.0~1.3 ルーブルとなる。

グラファイトの質は圧縮強さ 166 kg/cm², porosity 28.8% 炭素含有量 99.6% である。

一方、グラファイトと粘土の練成物も試験されたが、これは porosity 30.0% 成分 Al₂O₃ 31.1 Fe₂O₃ 4.8 C 24.7 であつた。形状は定盤に、約 160mm のウエルがついているため、それに沿つて U 形をしているもの或は定盤のウエルにはめこみ、グラファイトにウエルを

つけたものなどである。

鋼種は 14 khGS を注入したが、注意深く注入面のクラックなどを修理したにも拘らず、鋼塊に焼付いたものもあり、これらは酸素吹によつて落された。

グラファイト上に注入された鋼塊の底部は、やや滲炭されており 0.15C の鍋分析に対し 0.01~0.04% 高目となつていた。

敷板形状の内 \square 形のは 1 回毎に鋼塊に焼付き定盤にはめ込んだものは数回の使用に耐えたが、3 回の注入により 80~90mm の損傷があつた。

今後の方針として、グラファイト粘土系の敷板が、定盤保護のため使用されるべきであるが、更に耐熱強度の向上が必要である。(河野拓夫)

マグネシウム—石灰混合物の添加による鋼の脱硫

(W. B. BROOKS, J. C. ROBERTSON, & J. L. NICHOLS: Proc. Electr. Furn., 18 (1960), p. 136~149)

本法によると S は急速に除去されて 0.010% 以下になり費用は t 当り約 \$3.00 である。この脱硫作用はマグネシウム処理による脱酸作用と共に鋼の清浄度の向上に大いにあずかっている。更に熱間における延展性の改善も顕著である。

マグネシウム処理は塩基性還元スラッグの下で充分脱酸された溶鋼の場合にのみ有効である。

精錬時間は大抵の工場では 25~30% 短縮可能である。

残留 Mg は 0.002~0.010% の間であつて、マグネシウム処理は結晶粒度調整に用いられる残留 Al の代用ではない。

マグネシウム—石灰混合物の添加は今日迄は工業的にはほとんど考慮されていなかったが、ここに脱硫の実際的方法の一つであることが実証された。鋼質の改善、溶接性、鑄造性、熱間加工性、表面状況、などについても効果が見られたがその工業的評価は今後に残されている。

装置は Air Reduction Co. および Petrocarb Inc. 製 ABC 液化機で、混合比は石灰 4 : Mg 1 で、これを液化し加圧して炉挿入用パイプに送り込む。添加量は t 当り 12.5 lb, 速度は 5~10mn で添加が完了するようになる。

今日迄凡そ 4,000 t がこれによつて処理されており、最終 S 量は 0.003~0.009% で鋼種は 1020, 1045, 4140, 4340, 4620, 8620, 52100 などで、また 1 回の処理 t 数は 1~100 t である。(上正原和典)

低 C-Fe-Cr-Si の 1 段精錬法

(W. R. MEREDITH: Proc. Electr. Furn., 18 (1960) p. 444~455)

本法は Interlake Iron Corp. で行なつている Cr 礦と珪石とよりコークスを還元剤として直接 1 段の精錬で低 C-Fe-Cr-Si を製造する方法の紹介で、Cr 40% (39~41%), Si 42% (41~44%), Fe 16~17%, C 0.03~0.04% を含むものを代表例として採り上げている。

[原料] Cr 鉱は金属含有量高く、塊状で精錬容易、また Cr : Fe 比が適切でなければ所期成分に調整し難い。代表的組成例としてローデシヤ Cr 鉱は(軟質~硬

質) Cr₂O₃ 47.0~45.7%, Fe 10.4~9.9%, Cr : Fe 3.10~3.16, SiO₂ 5.2~6.9%, Al₂O₃ 11.7~12.8%, MgO 17.5~15.9%, MgO : Al₂O₃ 1.49~1.24, またトルコ Cr 鉱は Cr₂O₃ 51.2~45.6%, Fe 10.3~9.3%, Cr : Fe 3.40~3.35, SiO₂ 2.8~8.5%, Al₂O₃ 13.5~8.5%, MgO 20.0~21.1%, MgO : Al₂O₃ 1.48~2.48% である。

[装置] トランス—油絶縁・水冷式・ Δ - Δ 結線, 1 次側は 13,800V, 9000 kVA, 2 次側 39,000~32,000A/相, 102.5~162.5V.

炉体—三角形形・頂部装入式・固定炉・炉殻の最大半径 12 ft (隅部迄), 最小半径 10 ft (側壁迄), 深さ 12 ft, ライニングは耐火煉瓦および炭素で、有効半径は最大 9 ft, 最小 7 ft, 深さ(タップ孔迄) 7.5 ft.

電極—35 in ϕ 無定形炭素電極 3 本.

原料装入装置—炉上に鉱を置き、振動式フィーダーで運搬し樋により炉の隅部に落下後シュート(ユニバーサルジョイント使用)により手動で炉表面に散布。

取鍋—50 ft³ (耐火粘土煉瓦の上に炭素により強化された粘土耐火材によりライニング) の取鍋で一旦受けた後 27 ft³ の円錐状鑄鉄製ポットに移す。

[操業] 145V (相間) で 8000~8200kW, 電極電流密度 37 A/in² で極表面間距離 30 in, 浸漬深さ 36 in, 先端とタップホール間距離 54 in. 電極位置の調整は最も重要な要因の一つである。

珪石 : 鉱石比も要因の一つで、<1 : 1 が 44% Si を得る安定な状態である。(上正原和典)

— 加 工 —

新しい黒板の連続焼鈍サイクル

(S. GARBER: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) Part 6, p. 466~471)

ブリキ板を製造する場合に、冷間加工を受けた黒板を臨界温度以下で連続焼鈍するが、この連続焼鈍炉は規模が大きく高価である。しかし焼鈍時間の大部分はコイルの冷却に費されており、冶金学の立場で検討の余地がある。もし冷却時間が合理的に短縮できればそれだけ焼鈍炉の規模は縮少でき、建設費は安くなる筈である。

現在 Velinder で現場的に実施している熱サイクルは 500 ft/mn の速度で加熱、均熱および冷却にそれぞれ約 25, 10 および 105 s を要している。そこで次のような実験を行なつた。試験に用いた黒板は C 0.06, S 0.023, P 0.011, Mn 0.35, Ni 0.04, Cu 0.04, Sn 0.01, N 0.003~0.004 の化学成分を有し、板厚 0.014 in, 冷間加工度 81.7%, 硬さ 240 DPN (10kg 荷重) のものである。冷却を早くするには焼鈍温度から酸化を起さない温度まで急冷する方法が最も時間の短縮になるが、あとでコイルを過時効させる操作が必要となり面白くない。そこで考えられる方法は、酸化しない温度に急冷する前に中間の温度に一度急冷する方法である。

700°C で再結晶させた後 300~700°C の範囲に 5~6 s で急冷し、つぎにこの温度から室温に急冷する方法 (a) と、700°C で再結晶させた後 300~700°C に急冷してその温度で 1/2~3 h 時効させる方法 (b) とを試験した。

加熱，急冷には塩浴と油浴を使用して実験した。700°Cの浴中に浸漬する時間は，加熱と再結晶に10sあれば充分であることを予め確めた。熱処理後直ちに硬度を測定した。

(a)のサイクルでは硬度が現場焼鈍の場合に比較して高目であり工業的に採用できないが(b)の方法は中間温度を300°Cにとつた場合に現場焼鈍の硬さとほとんど変わらない位まで軟化していることがわかつた。つぎに700°Cに加熱焼鈍後直接200~400°Cに急冷してその温度に1~420mn時効させる方法(c)について試験した。300~400°Cに1h保持した場合に満足すべき軟化が得られた。なお，加熱と均熱に要する時間を顕微鏡組織の調査で試験したが700°Cで10s以上保持で充分再結晶し，これ以上保持しても結晶粒の生長には効果のないことが明らかとなつた。

エリクセン，曲げなどの試験も実施したが軟化試料の成績は現場焼鈍材に遜色がなかつた。

結局，今回の研究で700°Cで再結晶させた後約300°Cに急冷し，この温度で捲取つて自己時効させる方法が最も工業的に焼鈍時間の短縮，ひいては炉体の縮少(長さが約1/3になる)に有効であることが判つた。但し300°Cの捲取，時効，200°C以下までの冷却は非酸化性の雰囲気で行なう必要がある。(堀川一男)

一 性 質

軟鋼の表面高温脆性

(D. A. MELFORD: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) Part 4, p. 290~299)

軟鋼を酸化性の雰囲気中で加熱するとNi, Cu, Sn, SbおよびAsなどいわゆる残留元素はFeより酸化され難くスケール層の下に富化し，Cuは鋼材の加熱温度(1100~1300°C)では溶融するので γ 相の粒界に侵入して赤熱脆性を起し鍛圧時に割れの原因になると云われている。Sn, AsおよびSbは単独ではそれ程赤熱脆性を起さないのでCuの溶融点を低下させる意味で有害だと考えられている。

しかし従来これらに関する研究報告には矛盾する点があつた。そこで今回，最近発達したX線走査型マイクロアナライザーを活用し，スケール下に溶融相の生成する過程や個々の残留元素の役割などについて詳細に調査した。研究はまだ続行中でSb, Asなどについてはまだ実験中であるが既に判明した部分について報告する。

Ni 0.14, Cu 0.20, Sn 0.059, As 0.037 (各%)の鋼材のスケール下残留元素富化層をX線マイクロアナライザーで調べた所平均してNi 5.6, Cu 7.0, Sn 1.0, Sb 0.2, As 1.15 (各%)に富化しており，富化層が分離してスケール中に島状に包蔵されていること，Niは層の全面に大体一様に富化しているがCuとSnは局部的に濃化していることが判つた。また各元素の富化率は場所によつて異なつていた。Cuは他の元素に無関係にMnおよびSの富化に伴つて起る場合があるがこれはMnSとCuとO₂が反応してCu₂SとMnOを生じたためでありCu₂SはCu自体より溶融点が高いので少量のSはむしろ赤熱脆性を軽減すると思われる。

Ni 0.2, Cu 0.31, Sn 0.071の軟鋼を空气中で1250

°Cで2h加熱した処，富化層は大体Cu 70, Ni 15, Sn 10, Fe 5の組成であつた。これは820°C位で溶融する。Sn, Sb, Asは富化して1100~1300°Cで γ 中への溶解度を超すと α 相を析出し， α 相への溶解度を超して始めて溶融相を生ずるがCuは γ 相中への約9%の溶解度を超すと直ちに溶融相を生ずる。従つてSn, Sb, AsなどがCuの害を助長するのはSnがCuの融点を下げるとか γ の粒界へ浸透するのを助けるとか報ぜられているが，Cuの γ への溶解度を減ずる作用による方が重要と考えられる。

富化層と同じ成分のFe-Cu-Sn三元合金を高温から焼入れて金相学的に調べた結果，Cu/Snが4より大きい場合はEを富化係数とするとEは加熱条件によつて決まるがCu+6(Sn+aSb+bAs)<9/E以下に鋼材の成分を保持しないとCu疵を生ずることが推論できる。なおNiは特に溶融相へ選択的に濃化する傾向も認められず，余り影響のないことが判つた。(堀川一男)

Cb添加が炭素鋼の性質におよぼす影響

(F. E. VAN VORIS: Metal Progress, 82 (1962) 2, p. 84~87)

Cbを少量添加した炭素鋼の機械的性質について紹介している。

C 0.20%, Mn 0.45% および 1.50%, Cb 0.01~0.10%のセミキルド鋼の熱延材では，Cb 0.10%の添加で，フェライト粒度は1番だけ小さくなり，Cb 0.03%で，降伏点はおおよそ10kg/mm²，引張強さはおおよそ7kg/mm²増加する。これに対して伸びはわずかに減少する。また，Cb 0.03%で，Tr 15 (Vノッチシャルピー値が15ft-lbとなる温度)はおおよそ16°C上昇した。

このセミキルド鋼の熱延材に870°C，1hの焼準処理を行なうと，伸びはCbの増加とともにわずかに向上する。Tr 15は，Cb 0.05%まではいちじるしく低くなるが，この効果はMn 1.50%の方が大きい。フェライト粒度はおおよそ2番だけ小さくなる。

板厚1 $\frac{1}{2}$ inのセミキルド鋼板(C 0.17%, Mn 0.44%, Si 0.062%, Cb 0.026 および 0.055%)を，試験室において，1回の加熱で5/8inに熱延し，圧延条件の影響を調査している。圧延温度が1200°Cからおおよそ1300°Cに上がると，降伏点および引張強さは増加し，伸びは減少し，Tr 15はわずかに上昇する。工場圧延では，仕上り温度が980°Cを超えると，衝撃値がかなり低下した。熱延後の冷却速度の影響については，炉冷すると，空冷のものよりは降伏点がおおよそ4kg/mm²減少するが，Tr 15は低くなつている。水冷すると，さらにTr 15は低くなり，一方降伏点と引張強さは増加している。

Cbを添加したAlキルド鋼についての調査結果はつぎのようである。Cbの添加はオーステナイト結晶粒の粗大化温度をおおよそ1100°Cまで高める。このため焼入性は低下する。しかし，熱延材では，衝撃値遷移温度が上昇する。低炭素鋼では，Cbは最大0.02%添加されるが，熱延の仕上り温度を925°C以下に押え，なお水冷処理を行なうのが有効である。Cb添加Alキルド鋼の熱延材は，衝撃値が低く，その遷移温度が高いのが問題であるが，これは焼準処理を加えることによつて充分

改善される。

Cb 添加の炭素鋼は、今日のところ板厚は 3/8 in までで、トラックフレーム、パイプライン、酸素容器などに使用されている。低衝撃値の問題が解決されれば、さらに厚板のものまで使用されるであろう。

(長谷部茂雄)

砲身用超高抗張力鋼

(C. M. CARMAN, D. F. ARMIENTO & H. MARKUS: Metal Progress, 82 (1962) 1, p. 86~89)

銃砲においても軽くて運搬が容易であることが益々要求されている。特に無反動砲用砲身の軽量化に降伏点 22 万 psi で切欠感受性が小で、疲労強度が大で、しかも重要な合金量が少く、製造し易い鋼が要求されている。

この目的に従って超高抗張力鋼の研究結果から高い靱性と、焼戻抵抗を得るには低 C, 高 Si が必要であると考えられるので 0.30/0.35 C, 1.40/1.70 Si, 0.75/1.00 Mn, 1.50/2.00 Ni, 0.80/1.10 Cr, 0.40/0.60 Mo, 0.08/0.12 V 鋼を選び、実用試験を含む各種試験を行なった。

この鋼の特徴は Si の添加により焼戻の第 3 段階が高温になり、高い焼戻温度が使用できることである。450~650°F の広い温度範囲にわたって抗張力、降伏点が一定であり、降伏点は 22 万 psi 以上となる。650°F 以下の焼戻では低 C であるために切欠付引張試験で 29 万 psi $\sqrt{\text{in}}$ と云う高い Fracture Toughness を有し、Fracture Toughness が最低となるのは焼戻温度 750~950°F と高温になっている。

その他低温衝撃試験の結果は降伏点 22 万 psi で -100°F でも完全な靱性破断を示し、実物の水圧破断試験でも全て靱性破断であつた。一方回転曲げ疲労試験の結果 10^5 回以下で破断する応力範囲では切欠付きは平滑試験片の寿命の 1/35 になるが高応力 (15 万 psi 以上) で充分 1000 回以上 (設計寿命は 1000 発) であつた。またこの鋼は焼戻脆性には敏感であるが高温の機械的性質は方向性に比較的鈍感であつた。

この鋼の 20 t 熔解 (塩基性電気炉) 2 ch. の結果は製造が容易で機械的性質の変動が少く、実用試験は充分満足な結果を示した。(加藤 直)

高張力鋼製 Penstock の爆破試験結果

(A. J. BLOCK u. D. A. Schaitberger: Metal Progress, 82 (1962) 1, p. 68~72)

高張力鋼で作られた水力発電所用 Penstock が何らかの事故で Water-hammer を受けた時にどのような挙動を示すかを実物大の Pipe に水圧をかけておいてそのなかで火薬を爆発させて Water-hammer に近い状態とした時の変形、破断状況を調べた。

供試鋼は N-A-XTRA 100 (0.17 C, 0.84 Mn, 0.65 Si, 0.69 Cr, 0.24 Mo, 0.15 Zr) で水焼入、焼戻を行なっており、降伏点は 105,000 psi 以上である。この鋼の 11/16" 厚の板を用いて熔接により内径 45", 長さ 18 ft の Penstock を 4 本製作して試験に供した。

試験は 0°C で行なわれ、1 本は設計時に考慮する事故時の応力に対応する条件 (使用応力の 2 倍) で試験を行なったが傷の発生は認められなかつた。

No. 2, 3, 4 は設計応力以上にどの程度耐えられるか

を試験し、特に No. 4 は破断に当つてどの程度のエネルギーを吸収できるかを試験したがその結果、破断には設計応力の 2 倍以上を要し、脆性破面は認められず完全に靱性破断であることを示した。

高速度映画の記録によると破断は熔着鋼と母材の融合部から始まり、母材へと進行している。

以上の試験結果から、この鋼が設計上の緊急事態に発生する応力以上に充分の余裕があり、脆性破壊に対しても安全であつて、高応力で使用しても充分安全であることが明らかとなつた。又天然ガス Line の事故で認められる破断後に、そこから逃げるガスのエネルギーによる破断が事故を大きくすると云うことは、高張力鋼ではその危険のないことが明らかとなつた。この例からも明らかのように、この種の高張力鋼に対して ASME の従来の設計基準が保守的過ぎ、脆性破壊を起し難い高張力鋼に対しては設計応力を高くすることによつて、高張力鋼を使用することによつて得られる利益が更に増大する。

(加藤 直)

超高抗張力の構造用鋼

(H. TAUSCHER, H. FLEISCHER: Maschinenbau-technik, 10 (1961) Heft 11, p. 599~604)

航空機材その他に、(抗張力/重量) の比の高い性能が要求されアルミ、チタンなど軽合金の抗張力ないし降伏点の向上が計られている。特殊鋼の超強力鋼 (Hochfest =) もこれらを大きく上廻る力/重量比をもつたものが最近開発されつつある。

大別してつぎのごとく分類する。

- 1) ステンレス鋼
- 2) 熱間工具鋼
- 3) 低合金調質鋼

ステンレス系の超強力鋼の代表的なものを挙げると：析出硬化系では

マルテンサイト系 17-4 PH など
(0.2% 耐力 125 kg/mm²)

半オーステナイト系 17-7 PH など
(同上 130~154 kg/mm²)

オーステナイト系 17-14 Cu Mo など
(550°C 以上でのクリープ良好)

いずれも金属間化合物の析出硬化処理が中心になつており耐食性もかなり良好である。特に半オーステナイト系は焼入後の被加工性もよく強度も高く優秀である。

また、冷間加工硬化により通例の 18-8 や 17-7 系のもも利用され、通常 18-8 の構造用としての例では 0.2% 耐力 130 kg/mm², 抗張力 150 kg/mm², 伸び 5%, 絞り 45% の辺である。この場合あまり加工度を挙げると靱性が劣悪となる。

クロム系焼入硬化ステンレス鋼は、13 Cr では耐食性や熱処理性が充分でないため、17 Cr, 2 Ni 系のもものが良好に用いられる。結局偏析を除く工夫をすれば非常に優秀な性能がえられ、抗張力 140 kg/mm² で絞り 60% を示し、横方向の靱性も良好である。

2) の熱間工具鋼は日本の SKD 6 や Mo ハイスに類するものが多く用いられるが、焼もどし 510°C で 215 kg/mm² と非常に高い抗張力が得られ昇温強度や靱性も良好である。

焼もどし後の残留歪、応力や残留オーステナイトは完全に除かれており、力/重量比でも最高のものである。欠点としては耐食性が充分でないことである。

つぎに、低合金調質鋼としては従来のものも焼戻温度を低めに調節して用いるが、さらに Si, Mo, V など焼戻耐性を良くした新種が開発されつつある。東独の試作鋼種例では、Si 1.7%, Mo 0.35%, V 0.25% などを含む低 Ni Cr Mo 強靱鋼であるが、350°C 焼もどしで 0.2% 耐力 168 kg/mm², 抗張力 195 kg/mm², 伸び 10%, 絞り 40%, シャルピー 6 kg-M/cm² 以上を示し米露英のものに遜色なかつた。

なお真空熔解鋼はこれら鋼種の利用率を向上させる。
(荒木 透)

一分 析一

合金鋼の蛍光X線分析

(MERBERT DE LAFFOLIE: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962) 2, p. 101~106)

合金鋼ではあらかじめ分析すべき元素の大略の含有量が知れている場合が多いので、この点を生かすと蛍光X線法による定量分析は容易になることが予想される。

本論文では、まず分析すべき元素の特性 X 線の強度 (i) と濃度 (C) との関係、A. GUINIER の与えた理論式

$$C = Ki/1 + (K-1)i \dots\dots\dots (2)$$

と実験的に得られた結果とを Fe-Ni 合金について比較し、入射線および特性線の質量吸収係数から決まるべき K に適当な値を決めるとよく実験結果が説明されることを示している。

さらに (2) 式の関係は適当な濃度範囲では

$$c = a i^\alpha \dots\dots\dots (3)$$

と書くことができる。(ここで、 a , α はともに定数と見なせる。) 標準試料を用いて、その試料についての特性線の強度、濃度を各々 i_s , C_s とすると、(3) 式は

$$c = \alpha (i/i_s) C_s + (1-\alpha) C_s \dots\dots\dots (6)$$

と書くことができることが示され、(6) 式を実際に用いる場合、濃度変化による α の値の変化および特性線の強度と Background との関係を検討を加えている。

多元系の合金鋼についても、(3) 式の α は二元系の場合のそれと等しくなり、このことから (6) 式の有効性

が知れるが、標準試料として二元系のものを使つた場合には他の合金元素の吸収の効果を二元系のものに換算する必要があり、この換算表を与えている。

以上の手続で特殊鋼 5 種について定量分析を行ない、湿式の化学分析の結果と比較しているが、充分良好な結果を得ている。
(菊池 実)

一その他一一

渦流試験のための標準試験片

(HOWARD J. BOWMAN: Metal Progress, 82 (1962) 1, p. 78~79)

溶接されたステンレス鋼のパイプは化学装置、原子炉、航空機など重要なところに使用されているので厳重な検査が必要である。パイプの内外面の欠陥を精密に、しかも早く検査する方法に渦流試験法がある。この渦流試験法において重要なことはパイプに人工欠陥をほどとした標準試験片の作製である。すなわちこの人工欠陥は微小亀裂、小さい切りこみなどに相当するものであるが、この欠陥を作製する際に組織が機械的に乱されていると同一深さの欠陥でも渦流試験によつて異なつた信号を送ることがあり不都合である。

この論文は上記の如き異状の観察結果およびこのような異状をなくした人工欠陥の作製技術についてのべている。すなわち、帯鋼に機械的にノッチをいれてそれをパイプに成形、溶接、冷間加工を行なうと、同一ノッチのものについて渦流試験の感応性に異なりを生じることを見出し、最初その原因を物理的变化のためと考えたが、調査により、或る目に見えない変化がノッチの根元に生じたためと考え、著者はこれを金相的变化と名付けている。

この異状の解決法として採用したのが放電加工による欠陥の作製であり、装置の大略を図で説明している。この放電加工法によつて深さがパイプ肉厚の 1, 2, 3, 5, 8, 12%, ノッチの巾 0.003~0.005 in, 長さ 1/2 in, でパイプの内、外面に人工欠陥が作製されている。パイプの材質は黄銅、ステンレス鋼で種々の寸法のパイプについてである。この放電加工法で人工欠陥を作製すると結晶粒界に変化した形跡は全く認められず、また再結晶、結晶成長、熱影響部は全く認められず上述の金相的变化はなく標準試験片として採用しうることが示されている。
(小野通夫)

正 誤 表

「鉄と鋼」第 48 年 (1962) 第 12 号 掲載技術資料

1600 ページ文献中 (14) 脱落のため、下記を追加いたします。

(14) 荒川, 小田: 学振19委 6407