

抄 録

— 耐 火 物 —

高純度ペリクレスの発達

(M. L. Van DRESER: Am. Ceram Soc. Bull., 46 (1967) 2, p. 196~201)

最近数年間に耐火物用のペリクレスは 95% 以上の MgO を含むようになり、これらの高純度品は塩基性酸素製鋼炉に使用されるようになった。

ここでは 10 種のペリクレス粒の化学組成、この粒から製作した煉瓦の熱間曲げ強さ、高温クリープ、スラッグによる侵食、微構造などについて述べている。

試験したペリクレス粒の化学分析は表 1 のとおりで、MgO 93.0~99.9%、CaO/SiO₂ は 0.19~3.57、すべて水酸化物の脱水物である。

かかるペリクレス粒による煉瓦は、球状粒と角粒の 2 種の微構造組織を示している。1260°C、1400°C における熱間曲げ強さは、大体同じ傾向で CaO/SiO₂ 比の大きいものほど、また MgO 98% 以上になると強度が増大する傾向にある(図 1)。強度の増大、熱伝導率の向上はスポーリング抵抗を著しく改善した。

高温クリープ試験を 1600°C、25 psi の荷重下で 72hr 実施した結果、CaO/SiO₂ < 1.7 の場合よりも CaO/SiO₂ > 1.7 の場合の方がよい。また MgO 98% 以上に

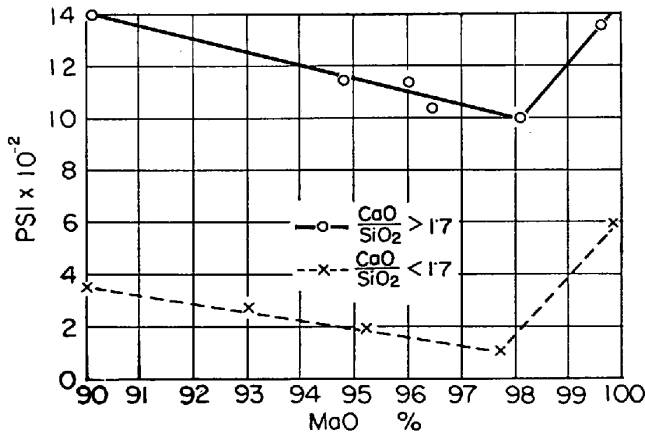


図 1 1260°C におけるペリクレス耐火物の曲げ強さ

なると変形量はきわめて小さくなる。

酸素製鋼スラッグとの反応はタール結合耐火物よりタール含滲耐火物の方が侵食に強い。

(宗宮重行)

— 製 鋼 —

中周波誘導炉溶融石灰ルツボを用いた特殊鋼の溶解

(W. A. FISCHER and D. ETTERICH: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 1, p. 28~34)

粒度を種々に変えた結晶質石灰でライニングした中周波誘導炉を用いて溶解実験を行なった結果を報告している。特にルツボの充填法および溶解方法について詳細に記述されている。

用いた結晶質石灰は電気アーク炉で溶融した石灰であり、所定の粒度に破碎した。粉碎の大きさは 2~4 mm, 1~2 mm, 0.5~1.0 mm, 0.25~0.50 mm, 0.12~0.25 mm, 0.12 mm 以下の 6 種類とした。これらの混合の割合を種々に変えて最大密度を得られるような粒度の比を決定した。ルツボの焼結は 1650°C で 1hr 保持した。

350 kg 中周波誘導炉を用いて試験を行なったところ、この溶融石灰ルツボによつて 50 溶解までは安定な操業のできることがわかつた。

また、同様に石灰でライニングした 1 t および 1.4 t 炉において高合金鋼の溶解を行なった場合、脱硫と脱酸について興味ある結果が得られた。すなわち、硫黄含量 0.005% 以下、酸素量 0.003% 以下という高ニッケル・クロム合金が得られたことである。この結晶質石灰ルツボを用いて脱酸処理した高合金鋼中の酸素と硫黄含量の間には、脱酸剤の種類によらず、ほぼ %[S] = 2%[O] なる関係が認められる。

このような硫黄および酸素含量の非常に低いものが大気中の溶解で得られたことにも注目する必要がある。

以上のように結晶質石灰ルツボを用いて高純度でしかも非常に品質の優れた合金鋼を製造できることがわかつた。

(渡辺靖夫)

— 鑄 造 —

連続鑄造によるビレットの製造について

(W. J. BURCHAM: Blast Furn. & Steel Plant., 55

表 1 焼結ペリクレス原料の化学組成

	A	B	C	D	E	F	G	H	J	K
MgO	93.0	95.0	95.7	96.0	96.5	96.8	97.7	98.1	99.6	99.9
SiO ₂	5.4	3.2	2.1	0.7	1.8	0.8	0.7	0.3	0.05	0.03
CaO	1.0	1.0	1.0	2.5	1.0	1.7	0.9	1.0	0.17	0.05
Fe ₂ O ₃	0.3	0.3	0.4	0.3	0.3	0.2	0.2	0.2	0.04	
Al ₂ O ₃	0.2	0.2	0.4	0.2	0.2	0.2	0.2	0.1		
Cr ₂ O ₃		0.1	0.3	0.1				0.1		
Ratio CaO/SiO ₂	0.19	0.31	0.48	3.57	0.61	2.12	1.29	3.33	3.40	1.67
Porosity (%)	9.0	11.0	12.0	9.0	12.8	8.5	11.0	8.0	5.0	4.7

(1967) 2, p. 133~139)

Armco 社における 1965 年 2 月以降のピレット連続
 鑄造実績をもとにして、その生産技術の問題点、改良点
 を記述している。

原料は全てスクラップを用い 70 t 電気炉にて溶解す
 る。溶鋼中の微量元素の存在は流動性、温度範囲に影響
 するので十分に管理調整する必要がある。有害成分とし
 て硫黄、アルミニウム、銅があげられるが、銅の場合は
 鋼浴内で除去できないので原料選定に特に注意する必要
 がある。

炉から鑄造機への取鍋移動時間はおよそ 8 min であ
 り、タンディッシュへの注入は Auto-Pour によつて行
 なわれる。鑄造機は 6 基であり、タンディッシュの形、
 大きさは溶鋼の量、ノズルの形、位置などによつて異な
 っている。

鑄造に際してまず問題になるのはタンディッシュ内の
 鋼浴の深さを一定に保つことである。これはノズルの大
 きさに関連して溶鋼流を決定するが、流動性と温度によ
 つて変化するため、自動制御方式を用いている。

鑄型内の溶鋼レベルのコントロールには γ 線計を用い
 ている。彎曲型の場合、銅鑄型の損耗も問題となり、寿
 命が短かくしかも予備が入手しにくい欠点がある。

最も重要なことの 1 つに冷却水の良否がある。化学的
 に純度の高い水でないとい鑄型やパイプ系が酸化したり、
 噴射ノズルが塞がる恐れがある。また冷却量は鑄型の寿
 命、鑄込み速度、ピレットの品質を左右する。

鑄造機に続く設備は圧延と切断であるが、鑄造速度お
 よびピレットの冷却速度に合わせて、破断あるいは変形
 の生じないように注意を要する。

以上の結果、生産量は増大し、歩留りが非常に良くな
 り、将来の鉄鋼業界において重要な地位を占めると考え
 られる。(渡辺靖夫)

— 性 質 —

Cr-Ni-Mo オーステナイト鋼のクリープ性質と組織との関係

(L. M. T. HOPKIN and L. H. TAYLOR: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 1, p. 17~27)

Electrical Research Association (英国) は Cr-Ni-Mo 鋼 (316 鋼) の設計資料を得るため、溶解時期の異なる多くの鋼塊から作られた棒、板、管材より試験片を採集し (1050°C 溶体化処理)、広範囲のクリープ破断試験を行なっている。その結果、600~700°C でのクリープ破断強さは応力で最大 30% ものばらつきが生じた。しかもこのばらつきはクリープ破断強さのみではなく、クリープ強さにおいても同様に生じており、したがって、単に粒界での破断抵抗の差によるものではなく、粒内での転位の動きを阻止する作用の相違によるものと思われる。そのため、ばらつきの上限の溶解 (AN 鋼) と下限の溶解 (BL 鋼) について透過電顕法により微細組織を観察し、変動の原因を究明した。

AN 鋼は BL 鋼より C, N, B などの侵入型元素の量が多い。また、AN 鋼は溶体化処理後、故意にはなく軽い冷間加工を受けている。この冷間加工は高温強度を高めるが、ばらつきのすべてを説明できるほど大きなも

のではない。また、再び溶体化処理を行なつても、不純侵入型元素の量が多いため AN 鋼の降伏点は BL 鋼より強い。

クリープ試験中、BL 鋼より AN 鋼で $M_{23}C_6$ は細かく、多量析出する。しかし、この粒子の成長速度は大きく、粒子間隔も大きいので、この析出現象が強化に寄与しているとは考えられない。AN 鋼は BN 鋼より、冷間加工後のクリープ中の軟化とセル形成が著しく遅く、すなわち回復速度が遅い。この現象が強化に最も寄与している。しかし、この回復速度および影響は両鋼種の積層欠陥エネルギーとは関係ない。

クリープ試験前に時効処理を行なうと AN 鋼のクリープ抵抗は減少する。この原因は、前時効処理中 B が析出してしまつたためであり、そのため B 量が著しく低い BL 鋼では前時効処理を行なつても強度は低下しない。しかし、すべての B の析出が完了している 700°C, 20,000hr での強度でも依然として差があることは B 量の影響のみでは変動を説明できず、N 量もまた強化に寄与していると思われる。

結局、固溶している不純侵入型元素 B, N がクリープ中の回復速度に影響をおよぼしていることが、クリープ破断強さの変動のおもなる原因である。(阿部義邦)

鉄のクリープにおける回復速度とまさつ力におよぼす N と Mn の効果

(Y. ISHIDA and D. McLEAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 1, p. 88~93)

純鉄に Mn, N を複合添加すると、クリープ強度が、非常に増大するが、その効果を、転位のまさつ力におよぼす効果と回復速度におよぼす効果とにわけて考察した。用いた試料は、純鉄 (99.97%) に 0.75% Mn, 0.01% N を添加したもの (Fe-Mn-N 系)、0.75% Mn を添加したもの (Fe-Mn 系) および純鉄である。クリープ試験は、500°C, 3~20 kg f/mm² の一定荷重試験である。

変形応力 σ が理論的に

$$\sigma = \sigma_0 + Gb(\alpha_1 \rho^{1/2} + \alpha_2 n_a^{1/3} + \alpha_3 n_j^{1/3} + \alpha_4 n_r^{1/3}) \quad (1)$$

で与えられている、ここで ρ = 動転位密度、 n_a = 転位節密度、 n_j = ジョグ密度、 n_r = 転位が反発的に接合している点の密度、 σ_0 = 転位まさつ力、 $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$ = 定数、 G, b は通常の意味である。直接観察結果によると、 $n_a^{1/3}/\rho^{1/2}$, $n_j^{1/3}/\rho^{1/2}$, $n_r^{1/3}/\rho^{1/2}$ は、ほぼ一定であるので、(1) 式は、 $\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2}$ と表わされる。実験値もこの関係を満足し、Fe-Mn-N 系の σ_0 は、Fe-Mn, Fe 系のそれに比べ 5 kg f/mm² 大きい。一方 Fe-Mn 系の σ_0 と純鉄のそれとは、等しいので、Mn-N の複合添加によつてのみ、まさつ力が増大することがわかる。

Mn-N の複合添加により純鉄のクリープ強度 (一定の定常クリープ速度を与える応力) は、8~12.5 kg f/mm² 増大するが、そのうちの 5 kg f/mm² は、上に述べたごとく、まさつ力の増大によつて説明される。残りの 3~7.5 kg f/mm² の増大は、次に述べるように、複合添加が、回復速度を非常に下げることから説明されると考えられる。

実験によると、Fe-Mn-N 系試料において、10.0 kg

f/mm^2 の応力は $3.26 \times 10^{-6}/min$ の歪速度を与え、このときの回復速度は $1.5 \times 10^{-2} kg f/mm^2/min$ である。(回復速度 r は $r = \Delta\sigma/\Delta t$ と定義する。ここで Δt は定常クリープ状態にある試料に $\Delta\sigma$ の応力変化を与えた時、試料が他の定常クリープ状態に達するまでの時間とする。) 今、Mn-N の複合添加が、まさつ力を $5 kg f/mm^2$ 増大させることがないとすると、 $10.0 - 5 = 5.0 kg f/mm^2$ の応力で Fe-Mn-N 系試料は $3.26 \times 10^{-6}/min$ の歪速度を得、回復速度は $1.5 \times 10^{-2} kg f/mm^2/min$ のはずである。なぜなら、Bailay-Orowan の式によると $\dot{\epsilon} = r/h$ (h : 加工硬化率) が成り立ち、本実験条件では三試料とも $h = 1800 kg f/mm^2/unit strain$ 一定であるので、回復速度は歪速度によつて、一義的に決まるからである。一方、純鉄に、同じ $5.0 kg f/mm^2$ の応力を与えたときの回復速度は $0.85 kg f/mm^2/min$ であつた。すなわち Mn-N の複合添加により、回復速度が非常に小さくなるが、これがクリープ強度を高めるもうひとつの理由と考えられるのである。(宮原一哉)

ニッケルを含まないオーステナイト系ステンレス鋼

(B. R. NIJHAWAN et al.: J. Iron & Steel Inst., 205 (1967) 3, p. 292~304)

薄板、管、棒材としてのオーステナイト系ステンレス鋼の需要の増大に伴い、ニッケル資源のないインドにおいては、ニッケルを含まない Cr-Mn-N 系のステンレスで代用させるべく研究が行なわれてきた。その結果実験室のみならず工業的、商業的規模で安定なオーステナイト Cr-Mn-N ステンレス鋼が生産できるようになつた。溶解も特に困難はなく、キャップド技術を用いて歩留りを向上させている。標準組成は 17~20%Cr, 13~15%Mn, および 0.5~1.0%N である。

Cr-Mn-N ステンレス鋼は優れた機械的性質、延性、深絞り性を示している。溶体化処理後の引張り強さ $91 \sim 94 kg/mm^2$ 、伸び 50~55%、30%冷間圧延を行なうと引張り強さは $126 kg/mm^2$ になる。衝撃遷移温度も低く、種々の冷間加工を行なつた場合、標準の 18-8 型のものに較べてはるかに強度が大きいことがわかつた。加工硬化の割合は 301 型のものと同等である。また、X線回折結果から 30% 冷間加工を行なつた場合でもオーステナイトは十分に安定であることが示された。

高温試験の結果も良好なことが示され、応力 $5.7 kg/mm^2$ $650^\circ C$ でクリープを行なつたところ、18-8 ステンレス鋼で得られた結果よりも優れていることがわかつた。

さらに重要な性質として時効処理による耐蝕性の問題がある。 $400^\circ C$ 以下の場合には変化なく、 $600^\circ C$ が最も悪く、それ以上高温にすると再び回復した。耐酸化性はマンガン量が高いため 18-8 Cr-Ni 型ほど良くはない。

18-8 Cr-Ni の代用として開発したこの Cr-Mn-N ステンレス鋼は、家庭用品、自動車および鉄道用、病院用器具、日用品などとしての用途を持つている。

(渡辺靖夫)

アルミキルド鋼とリムド鋼板の再結晶と異方性におよぼす加熱速度の影響

(W. JOLLEY: J. Iron & Steel Inst., 205 (1967) 3, p. 321~328)

低炭素 Al キルド鋼とリムド鋼の 70% 冷延板を用いて、再結晶挙動におよぼす加熱速度の影響をひつぱり試験、X線回折、光学・電子顕微鏡により調べた。加熱速度として通常の箱型焼鈍に類似した $28^\circ C/hr$ を用いて $730^\circ C$ に加熱する場合と塩浴中に入れて約 $550^\circ C/sec$ で $730^\circ C$ に急熱し恒温焼鈍後 $540^\circ C$ に焼き入れ続いて空冷する場合の 2 とおりをとりあつた。徐熱の場合、双方とも約 11.5hr 後、 $430^\circ C$ において回復が生じるがサブグレンの合体やその後の成長はリムド鋼の方がはるかに著しい。完全なポリゴン比や再結晶に必要な条件はリムド鋼で 6hr, $550^\circ C$ 、Al キルド鋼で 24hr, $730^\circ C$ であつた。Al キルド鋼で AlN 析出が分析的ならびに電子顕微鏡的にみとめられるのは、再結晶が完了してからであることから、回復後の加熱途中で Al と N は冷延後の結晶粒界やポリゴン化したサブグレンに集まり析出前クラスタまたは雰囲気を形成してこれら粒界の移動を妨げる結果再結晶を遅らせる。この粒成長阻止の効果は {111} 方位とそれに近い方位の結晶粒に小さくそのため異方性 R 値が増大し深絞り性が向上すると思われる。また冷延後の結晶粒界が保存される傾向があるため伸張粒が観察された。しかし AlN 析出後は粒界移動を妨げる効果が小さく粒は等方的に成長すると考えられ、軸比も 1.5 から 1.3 に減少した。急熱による恒温焼鈍では再結晶速度が非常に大きく Al や N が雰囲気を形成して粒の成長に関与することができないため、Al キルド鋼とリムド鋼の集合組織や顕微鏡組織に大差がなく、Al キルド鋼にも等軸晶がみとめられた。この場合焼鈍初期において R 値が高く以後時間とともに減少する理由としては、{111} とそれに近い方位、たとえば {332} を持つ粒が形成されても粒成長の過程でより低い R 値を与えるような方位の粒に食われてしまうことが考えられる。これら結果から、実用的に深絞り性の良い Al キルド鋼とリムド鋼板を連続焼鈍により製造するためのヒントが得られる。

(橋田 坦)

クロマイズド鋼

(R. M. WILLISON et al.: Metal Progress, 91 (1967) 1, p. 99~107)

クロマイズド鋼板は現在自動車の排気系、熱交換器、炉のパッフルに使用されている。この鋼板の表面は 25% Cr 合金で、Cr の拡散層は約 13% 位あり、一般に拡散層が $0.04 \sim 0.05 mm$ の板が延性に富んでいる。また原板は C が 0.05% 以下であるがクロマイジング中に C が表面に拡散しないよう $0.25 \sim 0.30\% Ti$ で安定化してある。

クロマイズド鋼板の加工性はステンレス、アルミ被覆鋼板より優れ、表面に割れを生ずることなくリムド鋼板と同程度の深絞りができる。高温強度は $820^\circ C$ で $5.6 kg/mm^2$ でステンレスと同じ位である。また $94^\circ C$ の水、20% HNO_3 、20% 酢酸、1.25N NaOH に対し良好な耐蝕性を示し、塩水噴霧に対しても 20% HNO_3 、 $65^\circ C$ 、30 min の受働態処理で耐蝕性が向上する。さらにマフラー凝縮液 (10 l の水に 0.01N HBr 100 ml, 0.05N H_2SO_4 100 ml 添加) を用い、 $85^\circ C$ における蒸気-液浸漬の循環試験を行なうと、亜鉛鉄板、アルミ被覆鋼板、409 ステンレスよりも耐蝕性が優れていた。高

温酸化試験 (820°C, 500hr 加熱) でアルミ被覆鋼板, 亜鉛鉄板は酸化が著しいのに対し, クロマイズド鋼はステンレスよりも酸化されやすいが, 120hr 以後の酸化増量は小さい. この初期の酸化はミクロ的な表面粗さ起因するが, 酸化膜は熱変化で剝離しない.

クロマイズド鋼板はスポット, シーム, フラッシュ, 自動, 手動のガス被包アーク溶接のいずれも可能である. しかし耐蝕性を考慮すると, ラップ継手では板のエッジが腐蝕しやすいのでマッシュ・シームのような溶接が良く, またフラッシュのような突合せではアップセットにより溶融金属がはみ出し耐食性が失われるので溶接部にステンレスのワイヤ, フェロクロム粉を装入するか, エッジを 20% HNO₃ で処理し表面を合金層のみにすると良い. (小池一幸)

銅の定常クリープにおよぼす粒度と焼鈍処理の影響

(C. R. BARRETT, et al.: Trans. Met. Soc., Amer. Min., Met. & Pet. Eng., 239 (1967) 2, p. 170~180)

高純度 OFHC 銅を用いて, 歪速度におよぼす粒度の影響およびその機構を考察した. 最初に, 歪速度の粒度依存性が, 結晶粒成長のための加工熱処理方法の違いによつて, どのように変わるかを調べた. 加工熱処理方法としては, 次の3つを選んだ. ①種々の加工度で, 冷間圧延した後, 特定の温度で1次再結晶させる方法, ②一定の加工度の冷間圧延後, 特定温度で, 種々の時間焼鈍する方法, ③一定の加工度の冷間圧延後, 種々の温度で一定時間焼鈍する方法. その結果, 試験中に粒成長がない限り, 熱処理方法の違いによつて, 歪速度の粒度依存性は変化しないことがわかった. その粒径依存性は, 粒径が 0.1 mm 以下 0.03 mm 以上では, 歪速度は, 粒径の増大とともに, 少しずつ減少し, 0.1 mm 以上, 0.5 mm 以下では, ほぼ一定であつた. 次に, 隣り合う粒の方位差が歪速度におよぼす効果について調べた. 用いた試料は, 粒度はほぼ等しいが, なたらめ方位を持つものと [001] (100) の集合組織を持つものである. その結果は, 前者の歪速度が, 後者のその約2倍であつた. また, 全歪に対する粒界亡りの寄与の粒度依存性を調べた. これは試料の表面の観察結果ではあるが, 粒径が 0.04 mm から 0.22 mm に増大するとともに, 34% から 13% に減少した. 以上の実験結果を説明する粒界機構として次の3つのモデルを考えた. I: 粒界が転位移動の障壁として働らくとする機構, II: 粒界が, 転位および空孔の発生源として働らくとする機構, III: 粒界亡り機構, そしてその中で実験結果を説明するのに最も妥当なのは次に述べる事実から粒界亡り機構であると結論された. Iの機構では, 歪速度は粒径に無関係か, あるいは粒径の平方に比例するはずである. IIの機構では, 粒界が転位の発生源とすると, $\dot{\epsilon}_s = k_1/d + k_2d^2$ ($\dot{\epsilon}_s$: 歪速度, d : 平均粒径, k_1, k_2 : 定数) が成り立ち, 空孔の発生源とすると, PARKERの説では, 粒径の減少とともに, 歪速度は増大するがこれらは実験事実とあわない. 一方IIIにおいては, 大傾角粒界のすぐ近くの局部的高変形も粒界亡りと広く定義することにより

$$\dot{\epsilon}_s = \dot{\epsilon}_c + (\dot{\epsilon}_{gb} - \dot{\epsilon}_c) \alpha d_{sg}/d$$

が成り立つ. ここで d_{sg} : 平均サブ粒径, $\dot{\epsilon}_{gb}$: 大傾角粒界亡り変形速度, $\dot{\epsilon}_c$: 粒内変形速度, α : 定数, であ

る. これは, 歪速度の粒度依存性, 集合組織を持つ試料に粒界亡りが見られないこと, したがつて, 大傾角粒界を持つ試料に比べて歪速度が小さいこと, また粒界亡りの全歪に対する寄与が粒径が小さくなるにつれて大きくなることなどをよく説明する. (宮原一哉)

—物理冶金—

Fe-X-N 三元系合金における Snoek ピーク

(I. G. RITCHIE and R. RAWLINGS: Acta Met., 15 (1967) 3, p. 491~496)

置換型の固溶原子を含む Fe-N 合金で内部摩擦を測定すると, Fe-N 2 元素合金でみられる通常の Snoek ピークの外に別のピークが観察されることが知られている. この原因について検討を加えた. 供試材は C をわずかに含んだ (置換型固溶元素以外の不純物は <0.005%) Fe-0.2%Mn, Fe-0.9%Mn, Fe-2%Mn, Fe-0.94%Cr, Fe-4.2%Cr および Fe-2.29%Ni 合金でいずれも 99% N₂-1%H₂ ガス中で 950°C に加熱して加窒した後急冷した 3 元素合金である. 内部摩擦の測定には逆吊り振り振動法を用いた. 試験片は長さ 73.5 mm で 0.49~0.98 mm φ の針金状である. 実験的に得た曲線をそれぞれの Snoek ピークに分離するために, その曲線が次のような単一緩和曲線の和で表わされるものと仮定した. $\log e$

$$\text{dec.} = \delta = \sum_{i=1}^n A_i \cdot \{(T_{pk})_i/T\} [\omega\tau_i / \{1 + (\omega\tau_i)^2\}] + W$$

ここで $W = a + bt$ はバックグラウンドの減衰で, a, b は定数, t は温度 (°C) である. n : ピークの数, $(T_{pk})_i$: 各々のピークの温度 (°K), T : 測定温度 (°K), $\omega = 2\pi f$: 角周波数, $\tau_i = [\tau(\infty)]_i \exp Q_i/RT$: それぞれのピークに対する緩和時間で, Q_i は活性化エネルギー, $[\tau(\infty)]_i$ は定数である. ピークの温度の確認のため, 動弾性率の全変化は各々の緩和に起因する変化の算術的な総和からなつているという仮定のもとで, 動弾性率の温度変化からピーク温度を求めた. Fe-Mn-N 系および Fe-Cr-N 系における内部摩擦の測定の結果, Fe-N の Snoek ピーク以下の温度のところはかなり高い少なくとも2つのピークが観察された. これらのピークの高さは1個の Mn または Cr と N の相互作用によるピークと同様な変化をせず, Nに起因する全ピーク高さに対する比率が Mn または Cr 量とともに均一にはないが增加している. このことから, これらのピークは Mn 原子対または Cr 原子対の近くにある N 原子がまわりでジャンプすることによるものと考えられる. この2つの主ピークが存在することは, それらが異なつた位置からのジャンプを行なうかあるいは同じ位置からの2つの異なるジャンプを行なうことを示している. Fe-Ni-N 系では Fe-N のピーク以外のピークはなかつた. つまり Ni 原子のまわりには N 原子が偏析することはないことを示している. Fe-Mn-N 系および Fe-Cr-N 系のいずれにおいても 66°C において C 原子対に起因すると考えられる内部摩擦のピークが観察された. (渡辺忠雄)

—その他—

金属工業用の新形デジタル式板幅計

(D. M. KRAUSS and J. J. TRACE: Iron & Steel Eng., 44 (1967) 3, p. 93~99)

Granite City Steel 社の現用ホットストリップミルに新方式の非接触デジタル板幅計が 1964 年 10 月に取り付けられ、18カ月間の運転結果をのべた。設計にあたりストリップの温度に影響されないこと、安定性がよいこと、故障が少なく、保守が容易であることに重点を置いた。

測定原理は光学系と光電管とによりストリップの幅方向に走査してストリップの幅に比例した幅の電気パルス信号を得る。同時に 1.6 または 0.8 mm 走査するごとに基準パルス信号を発生させ、前述のパルス幅内に入った信号を計数することによつて求める。ストリップの熱と周囲光に影響されないようストリップの下側に緑または青の蛍光灯を置き、緑から赤外線的全光を遮断するフィルターを検出器側にかけて紫外線に近い光だけを検出する。照明装置や検出器は水冷され、照明の窓には油やスケールの付着を防ぐため高速の水スプレーを行なっている。計数回路などの電気部分はすべてトランジスタ化

した論理回路とし、プラグインボードに組立てられている。機構部分は簡単で、できるだけ可動部を少なくし、保守の手数をはぶいている。この装置の誤差は光学系の精度と基準パルス信号の周波数で定まるが、実際の運転結果ではストリップの冷却による収縮を補償すれば、最大 3.2 mm 以内であつた。本装置の仕様は下記の通りである。

走査時間	約 0.006 sec/2032 mm
走査回数	20回/secまたは60回/sec
応答時間	デジタルでは走査終了後0.002 sec アナログ出力では0.007 sec
測定範囲	254~2134 mm
ストリップの振れ	エッジが測定範囲内にあれば可
分解能	1.27 mm
精度	±2.54 mm

(斧田一郎)

書 評

技術英文のすべて

《研究論文の書き方から実務に必要な知識まで》

平 野 進 著

これは大変な労作である。第1部 英文の書き方 (133頁)、第2部 研究論文・技術資料の書き方 (49頁)、第3部 特殊技術資料の書き方 (33頁)、第4部 技術事務に必要な英語の知識 (61頁)、および付録 (98頁)、索引 (9頁) からなり、非常に基本的な英作文論から「国際会議の運営の仕方」、「手紙の折り方」、「電話の会話」に至るまで、表題・副題に謳つてある通り、《研究論文の書き方から実務に必要な知識》の一切が、全 422 頁に一応網羅されている。本書に貯えられている情報の量は非常なもので、永年「英文」で苦勞された著者の苦心のほどが偲ばれ、これだけの本をものされた業績に、心からなる敬意を表する次第である。

このように、本書には莫大な量の有用な記事が凝集されていて、また、まだ不十分とはいいながら、類書の数々よりはずつとていねいな索引によつて、ほぼ希望の情報を拾い出せるように配慮してある。《まえがき》に謳つてある「この本だけでたいの用件は果せるようにする」との目的は、一応達せられている。

しかしながら、「研究論文の書き方」の指導書としては、もう少し書きこんで欲しかつた点なしとはいえない。これは、本書の対象とする学徒の英語力的種類があまりはつきりとしなない、つまり著者のいわれるように、“本来英文は最初から英文で書きおろすべき”であるのは全く同感であるが、これが多少ともできる人々があり、一方に、“最初和文で資料をまとめ、後になつてこれを英訳する”人々の二種類に分けてみると、そのどちらを対象としているかによつて、構成は変わらなければならないと考えるのであるが、本書はその中間位置に留つているように思われる。たとえば本書の第1部—これは要するに 132 頁の簡約文法書なのであるが—は、第一種の人々にとつては喰い足りないであろうし、また第二種の人々用としては、もつと親切であるべきであろう。すなわち、本書の構成は、基本的には「文法定理」—「誤訳例(×印)」—「正訳例(○印)」となつていて、これは良く考えられていると思う。しかし、第 15.8 節 (C)には二種の「正訳例」、つまり「I. 正訳なれど硬い」と「II. 洗練された表現」、が与えられているが、これを主構成とした方が良かったのではなからうか。現行では、「正文例」が第二種の人々用としてはあまりにも良くでき過ぎている場合 (また逆に、「誤文例」が第一種の人々には elementary であり過ぎる場合) が多い。また、第二種の人々にとつては、本書の「日本語に対する反省」と「英語における発想」の両章で教えられるところが多いと思うのであるが、これには、他の個處を削つても、もつと多くの紙数を費して欲しかつた。正確な英文が書ける前提条件は正確な日本語が英文になり易い形でできていることで、これは著者が指摘される通りであるからである。

さて、総合的な評価であるが、まず「現地で航空機利用が多」く、どれか一冊だけ、と覚えておられるような方々には、間違いなくお薦めできる。他の方々に対しては“Well, you'd have to decide for yourself,” と申し上げる他あるまい。(氏家信久)

(丸善・昭和42年1月発行、A5判、422 ページ、価格 1500 円)