

抄 録

—製 鋼—

溶鉄中の C-O 反応の速度論

(M. Y. SOLAR and R. I. GUTHRIE: Met. Trans., 3 (1972) 5, pp. 713~722)

溶鋼中の C-O 反応の速度論に関する基礎データを得る目的で、静止溶鉄中への純 CO ガスの吸収速度実験を行ない、溶鉄中の C, O の物質移動律速に基づく理論吸収速度式との比較を行なった。

実験はガス相の物質移動抵抗と溶鉄の流動を無規できる条件とした。まず、静止溶鉄と接する雰囲気を実験室に保ち、その後、雰囲気中に純 CO ガスを一定圧力に充填し、CO ガスの溶鉄中への溶解反応を進行させる。反応の進行速度は CO ガス相の圧力減少速度の測定で求めた。このような系の CO ガスの吸収速度はガス-メタル界面から溶鉄中への C, O の拡散速度が律速段階になるものと考え、界面での $C+O=CO$ なる反応の平衡の成立および鋼浴深さは無限大との仮定のもとに、非定常拡散式に基づいて C, O の溶鉄中の濃度分布と CO ガスの吸収速度式を求めた。吸収速度式は次式で定義される拡散係数 D_{CO} を使用すると、みかけ上半無限体中への CO の非定常拡散による吸収速度式と同一となる。

$$D_{CO} = \sqrt{D_O D_C} \left[\sqrt{(\gamma C_O^\infty - C_C^\infty)^2 / 4\gamma K P^\circ - 1} - \sqrt{(\gamma C_O^\infty + C_C^\infty)^2 / 4\gamma K P^\circ} \right]$$

ここで、 D_O, D_C : O, C の溶鉄中の拡散係数、 $\gamma = \sqrt{D_O/D_C}$ 、 K : $C+O=CO$ 反応の平衡定数、 P° : 初期圧力、 C_C^∞, C_O^∞ : C, O の初期濃度。測定値と計算値はよい一致を示し、 $D_{CO} = 9.8 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ なる値が得られた。 D_{CO} の活性化エネルギーは 13872 cal/g mol となり、 D_O, D_C の活性化エネルギーを使用して上式から求めた活性化エネルギーとほぼ一致した。メタル-ガス界面の C 濃度の測定値と D_{CO} の値を使用すると D_C, D_O の値が算出可能であり、 $D_O = 5.2 \times 10^{-5}$ 、 $D_C = 41.2 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ なる値を得、従来の測定値との比較を行なった。また、工業装置における脱炭反応について考察し、C 濃度が 0.1% 以上の場合には、O の物質移動が反応の律速段階となることを示した。(藤井徹也)

転炉における溶鋼中酸素におよぼすマンガンの影響

(S. G. APHANASIEV and P. I. YUGOV: Stal, (1972) 3, pp. 213~216)

10トン転炉で、低マンガン銑 (0.2% 以下) および通常銑を中炭素鋼 (0.16~0.25% C) あるいは低炭素鋼 (0.1% C 以下) に吹錬する場合の metal の酸化度について研究した。中炭素鋼に吹錬する場合、両銑で酸化度に差は見られないが、低炭素鋼に吹錬する場合は酸化度は低マンガン銑では若干高い。[C] > 0.16% : [O] は [C] に支配される。低マンガン銑と通常銑とで [O] の挙動に差はない。したがって中炭素鋼に吹錬する場合 [Mn] を考慮する必要はない。[C] = 0.08~0.16% : [O] は [C] と [Mn] に支配される。[O] は [Mn] 量に応じて C-O 平衡と O-スラグ平衡との間にある。[C] < 0.08% : [O]

は [C] に支配されない。通常銑では [O] は C-O 平衡より低い。これは [Mn] による脱酸のためであろう。

metal の過酸化を防ぐための必要最小限の [Mn] は 0.13% である。すなわち [Mn] > 0.13% であれば [C] < 0.08% になつても [O] は [Mn] に支配される。[Mn] < 0.13% のとき、[C] < 0.08% では [O] は (Fe) に支配され、(Fe) > 15% の場合 metal の酸化は著しい。したがって低マンガン銑から低炭素鋼に吹錬する場合は、(Fe) < 15% にする必要があり、さもなくば、マンガン、冷鉄あるいはコータスで脱酸しなければならない。

(小林三郎)

溶鉄中における脱酸剤の拡散

(D. Ya. POVOLOTSKIĭ, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 4, pp. 5~8)

真空中で還元した 0.003~0.010% O の鉄および 0.010~0.020% O の工業用純鉄に 1.5~2% に相当する Al, Si, Mn を合金鉄あるいは Al-Si-Mn の形で添加し、各脱酸元素の拡散係数を測定した。1550~1700°C に加熱した多量の金属中に直径 4~5 mm のアランダム管を入れ、その中で鉄を溶融して脱酸剤を添加した。

2種類の溶鉄に各脱酸剤を添加したときの拡散係数 D を各温度について求め、それらの値を用いて活性化エネルギー E を求めた。 D および E の値は酸素含有量および添加する脱酸剤を含む合金の種類によつて相違した。[O] が 0.003~0.010% の溶鉄について得られた活性化エネルギー E は Al で 34700, Si で 29000, Mn で 24100 cal/mol となつた。これは酸素との結合エネルギーが大きい元素ほど拡散の活性化エネルギーが大きいということの説明された。

拡散係数におよぼす [O] の影響を知るためにデシェメナの式

$$D = \frac{Ed^2}{Nh} e^{-\frac{E}{RT}}$$

を利用した。ここで d は原子間距離、 N はアボガドロ数、 h はプランク恒数、 R はガス恒数を示す。活性化エネルギー E は [O] の増加とともに上昇して極大となり、それ以上の [O] では逆に減少した。[O] は脱酸剤の拡散を困難にするので活性化エネルギーは増大するが、[O] が多くなつて多量の脱酸生成物が生成すると拡散が乱れ見かけの活性化エネルギーは減少する。(郡司好喜)

溶鉄粒による平炉鋼浴への窒素の輸送過程

(V. G. SERGIENKO, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 4, pp. 72~74)

平炉鋼浴がボイルしているときには N は吸収と除去の 2過程が同時に起こっている。鋼浴から発生する CO ガス中には数%の N_2 があることから脱炭と同時に脱窒の起こっていることは明らかである。

N の挙動におよぼす溶鉄粒の役割を明らかにするため、炉内雰囲気およびスラグ中が溶鉄粒を採取し、同時に鋼浴の試料を採取した。いろいろな時期に採取した溶鉄粒中の N 含有量は鋼浴のそれより相当高かつた。これは炉

内雰囲気からのNの溶解および溶鉄粒が雰囲気とスラグに酸化されて鉄損失が起こるためと考えられた。

Cr-Ni 鋼の Ni のバランスから溶鉄粒の鉄損失 κ を求めたが κ はスラグの (FeO) および溶鉄粒の直径 d の関係

$$\kappa = 0.78 \Sigma (\% \text{FeO}) d^{-0.5} \dots \dots \dots (1)$$

と表わされた。この式を利用し、溶鉄粒の分析値 $[N]_K$ から真の窒素含有量 $[N]_I$ を

$$[N]_I = \left(1 - \frac{\kappa}{100} \right) [N]_K \dots \dots \dots (2)$$

として計算することができた。

溶鉄粒の窒素吸収に影響する因子として p_{N_2} 、比表面積、物質移動係数などがあるが、 p_{N_2} は 0.65~0.72 atm の狭い範囲に変動するだけなので重要な因子として溶鋼の N 含有量 $[N]_0$ が考えられた。

雰囲気から吸収量 $\Delta[N]$ は溶鋼の $[N]_0$ の増加とともにほぼ直線的に減少することが確かめられた。

(郡司好喜)

一 性 質

介在物の周囲の応力場とそれらの機械的特性に対する関連について

(D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: JISI, 210, (1972) 4, pp. 246~255)

1% C, 1.5% Cr 軸受鋼における介在物の周囲に存在するミクロの応力を計算式により算出し、介在物の疲労特性に及ぼす影響について述べている。

介在物の周囲に存在するミクロの応力は一般には $\pm \Phi (\alpha_2 - \alpha_1) T$ で示される。(Φ : 介在物とマトリックスの弾性係数および介在物の形状、大きさ、分布の関数。 α_2 と α_1 はそれぞれマトリックスと介在物の熱膨張係数。 T : 温度変位。 $\alpha_1 < \alpha_2$ の介在物 (たとえば $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 系, Al_2O_3 , スピネル, シリケート, TiN など) は疲労に有害である。球状介在物に存在する応力はマトリックスとの境界で最大となり、介在物およびマトリックスの直径をそれぞれ 1.6μ および 20μ と仮定すれば、残留剪断応力は Al_2O_3 , $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ および TiN の場合はそれぞれ約 83, 68, 49 tf/in^2 ($1 \text{tf/in}^2 = 1.57488 \text{kg f/mm}^2$) となる。また酸化物系介在物の周囲を厚さ数 μ の硫化物系介在物が取り囲む場合はマトリックスとの境界における応力は酸化物だけのときより減少し、硫化物系介在物がクラックの発生を減少させることが予想される。

球状の介在物は形状だけからみると疲労に有害であるが、FeOのようにマトリックスの熱膨張係数 (α_2) に近い場合は疲労に悪い影響を与えるとは言えない。また、CeS は変形しにくい熱膨張係数が α_2 に非常に近いので疲労に対しては非常によい効果を与える。このように介在物の鋼の性質に及ぼす影響は清浄度だけではなく、形状ならびに組成の面からも評価すべきである。

(内堀勝之)

共析鋼の超塑性

(G. R. YODER and V. WEISS: Met. Trans., 3(1972) 3, pp. 675~681)

超塑性は微細結晶粒型塑性和変態型塑性に分類されているが、これらの関連を研究する目的で2種類の共析鋼

(C: 0.91%, Mn: 0.45% パテンティング鋼およびC: 0.79%鋼) を用いて引張試験を行なった。実験によると共析鋼は3種の異なった条件下で超塑性を示す。第1は微細結晶粒型のもので、変形応力のひずみ速度依存性指数 m が 0.42 と大きいことで生ずる。すなわちフェライトとセメンタイトの混合状態の試料をひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 4.4 \times 10^{-3} \text{min}^{-1}$ で、716°C において変形させると 133% の伸びを生じた。この m および伸びの値は従来報告されている値より大きい。第2はもつと大きいひずみ速度、 $\dot{\epsilon} = 25 \text{min}^{-1}$ で、927°C のオーステナイト状態の材料を変形したときに生じたもので、破断までの伸びは 142% であつた。第3は新しい型の変態型のもので、変形における局部収縮 (不安定変形) 条件の検討から予期されるものであつて、また実験的にも確かめられたものである。試料はまず 815°C に加熱保持された後 732°C にして 0.58min^{-1} のひずみ速度で不安定変形を生じない範囲で変形される。ついで 538°C まで冷却したのち再び 815°C に加熱するという操作を繰返した。このように A_{c1} 温度をはさんで 21 回の繰返しを行なったとき、490% の伸びを生じた。この場合、第1の型の超塑性と区別するために、 $m = 0.20$ といった第1の超塑性が生じない条件を採用した。この結果、この第3の型のものは変形により生ずる加工硬化に起因するもので、第1のものとは異なり、したがって $\dot{\epsilon}$ や m には無関係であることがわかつた。これは相変態によつて加工硬化が回復し、加工硬化する能力が再生されるためと考えられる。

(小口 醇)

Ni-6%W 固溶体合金のクリープ挙動におよぼす雰囲気と結晶粒の影響

(W. R. JOHNSON, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 3, pp. 695~698)

本報告はアルゴンガス雰囲気中でのクリープ挙動が真空中でのそれと比較して、どのように異なるかを Ni-6 wt% W 固溶体合金を用いて、とくに結晶粒の大きさに着目して研究したものである。

クリープ試験の雰囲気は 10^{-5}mmHg 真空中 ($p_{O_2} \approx 2.5 \times 10^{-6} \text{atm}$, $p_{N_2} \approx 10^{-8} \text{atm}$, $p_{H_2O} < 10^{-10} \text{atm}$) および 1 atm アルゴンガス中 ($p_{O_2} \approx 10^{-6} \text{atm}$, $p_{N_2} \approx 2 \times 10^{-6} \text{atm}$, $p_{H_2O} < 10^{-6} \text{atm}$) で行なった。試験中は板状で標点距離 43.1 mm, 幅 4.56 mm, 厚さ 1.7 mm である。試験温度は 900°C, 応力は 3.52 kg/mm^2 。結晶粒の大きさが 0.07~0.26 mm の範囲の7種類の試料について試験を行なった。

得られた結果を列挙すると次のようになる。

(1) 真空中の定常クリープ速度は試料の結晶粒が大きくなると 0.14 mm までは減少するが、これ以上ではほとんど一定である。結晶粒が小さいと定常クリープ速度が大きくなるのは、変形量に対する粒界すべりの寄与が大きいことによると考えられる。

(2) アルゴンガス中では結晶粒が 0.14 mm まではクリープ伸びは真空中より少ないが、定常クリープ速度は真空中とほぼ同じで結晶粒が大きくなると減少する。結晶粒が 0.14 mm 以上になるとクリープ曲線には定常クリープが認められなくなる。結晶粒が 0.14 mm 以上では最小クリープ速度は結晶粒が大きくなると増加し、この

ときクリープ伸びは著しく減少する。これは結晶粒界に空洞が形成されやすくなり、定常クリープが開始する以前に試料が第三次クリープに入ってしまうためである。

(3) アルゴンガス中では試料中に空洞が形成されやすいが、これがいかなる機構によるかは実験的に確認することはできなかった。(菊池 実)

低炭素キルド鋼の再結晶に及ぼす前焼戻し処理の影響 (P. FUNKE, et al.: Stahl u. Eisen, 92(1972) 5, pp. 181~185)

著者らは前報 (Stahl u. Eisen, 91(1971)924) において、リムド鋼とキルド鋼の等温加熱に関する硬さ曲線から再結晶の活性化エネルギー Q_R に対して異なる2つの値が得られることを示した。その場合 580°C 以下の温度範囲における Q_R の値の方が大きい。また2つの Q_R の値の差はキルド鋼において大である。この結果は再結晶が第二相粒子に影響を受けることを示唆している。

本報では再結晶化加熱を行なう前に焼戻し処理を与えた試料について、その再結晶挙動を検討した。従来の 500°C 付近の前焼戻し処理に関する研究においては、再結晶を加速するとする報告と遅延させるとする報告がなされており、まだ統一した解釈は存在しない。

実験試料としてアルミニウム・キルド鋼 (C=0.045%, Si=0.02%, Mn=0.37%, P=0.020%, S=0.014%, N=0.005%, Al=0.1%, Cu=0.03%) を使用し、70%冷間圧延した厚さ0.5mmの板材から試験片を加工した。前焼戻し処理は 450°C , 500°C , 520°C において30sec~100min行ない、再結晶処理としては 600°C で100sec加熱した。引張試験および組織観察の結果から、一定の前焼戻し条件の下では再結晶過程が加速されることを示した。この結果は従来の報告と矛盾するものではない。本研究の結果から、前焼戻し組織は再結晶を促進する効果を有するためには、前焼戻し処理においてある定まった活性化エネルギーが必要であると思われる。本研究の試料について観察された挙動は前焼戻し処理過程における α 固溶体の構造変化に起因すると考えることができるから、この場合の活性化エネルギーの大きさと再結晶温度がいかなる関係にあるかはまだ明らかでない。

(和田 仁)

窒素添加および窒素無添加の Cr-Ni-Mo オーステナイト鋼の溶接部の性質におよぼす熱処理の影響

(H. BECKER, et al.: Stahl u. Eisen, 92(1972)9, pp. 400~405)

化学工業用の耐食鋼および比較的高い温度で使われているオーステナイト鋼を、より強度の高い窒素を含む鋼で置換えるためには、溶接性についていくつかの疑問がある。たとえば、溶接部の機械的性質におよぼす溶接棒の種類や熱処理の影響などである。そこで本実験では窒素を含む X2-18Cr-14Ni-2.7Mo-0.2N 鋼, Ti を含む X10-18Cr-12Ni-2.7Mo-0.3Ti 鋼および X5-18Cr-18Ni-2Mo-2Cu-0.3Ti 鋼の溶接試験を行ない、溶接部の 0°C ~ 500°C における機械的性質、熱処理後の性質および粒界腐食性を検討した。その際の前焼戻し処理としては窒素を含まずフェライトを含む X5-19Cr-12Ni-3Mo-1Nb 鋼および窒素を含み純オーステナイト系である X4-20Cr-16Ni-7.5Mn-3Mo-0.2N 鋼の2種類を用いた。実験結

果をまとめると次のようになる。a) 窒素を含む鋼は窒素を含まない X5 および窒素を含む X4 のどちらの溶接棒でも十分溶接できる。b) 窒素を含む鋼と Ti で安定化した鋼とをたがいに溶接する場合は窒素を含む溶接棒を用いれば欠陥は認められない。c) フェライトを含む溶接棒を使用した溶接部を $900\sim 950^\circ\text{C}$ で焼なましすると脆化する。d) もしこの熱処理が避けられない場合は完全オーステナイトの X4 を溶接棒として用いるとよい。e) フェライトを含み窒素を含まない溶接棒 X5 で窒素を含む鋼を溶接すると σ 相が析出して脆化するが、この脆化は $1050\sim 1100^\circ\text{C}$ で固溶化熱処理することにより回復する。

以上の結果から窒素を含む鋼の溶接性は十分であるが、 $900\sim 950^\circ\text{C}$ の焼なましはできるかぎり行なわず、その後の熱処理も避ける方がよい。それらが不可能な場合は窒素を含む純オーステナイト系の X4 を溶接棒として用いるとよい。(石井友之)

Cr 鋼と Ni 鋼における残留オーステナイトと非可逆ぜい性との関係

(V. I. GRIGORKIN, et al.: Steel in the USSR, 1(1971)8, pp. 667~668)

炭素含有量を $0.05\sim 1\%$ まで変えた Cr 鋼 (18% まで) と Ni 鋼 (15%) の未変態オーステナイトの安定性と衝撃延性に対する焼もどし温度の影響を研究した。

オーステナイト化温度は 980°C である。残留オーステナイトの安定度は $Q = n - n' / n \times 100$ (%) で与えられる。ただし n は残留オーステナイト量、 n' は安定化処理を行なったのち -180°C へ冷却しその後室温で測定した量である。オーステナイトの安定度はマルテンサイト量が増すと増加するので、最初の組織中のマルテンサイト量を70%一定とした。衝撃延性はオーステナイト安定化に一致する温度から得られた。

18Cr 鋼系において残留オーステナイトの安定性は焼もどし温度に対し最大値を持った曲線で変化し、C含有量の減少と共に最大値は小さくなった。一方衝撃延性は最低値を持った曲線で変化し、この最大値と最低値を示す温度範囲は一致した。

0.05C を含む鋼ではわずかのオーステナイトの安定性を示したが、この温度範囲で衝撃延性の最低値は見られなかった。また、0.1C で 12Cr 鋼と 18Cr 鋼を比較すると、Cr 含有量の少ない鋼種ではオーステナイトの安定性は大きく、最大値の現われる温度は低温側へ移った。

オーステナイトの安定性と焼戻しぜい性の起こる温度範囲が一致する理由は完全には理解されなかった。

高 Ni 系鋼種の挙動は高 Cr 系鋼種と同様であった。

70%マルテンサイトを形成した 0.1C-18Cr 鋼を 500°C , 30min 保持したのち安定化とぜい化が増加した温度範囲に冷却した試料からは安定化と衝撃延性の焼もどし温度依存性が直線となった。この理由も明らかではないが、炭素を固定した試料で抑制され、C量の増加で著しい上述の現象はCの拡散過程が関連しており、また α と γ 相の間でこれらの元素の再分配がベイナイト変態に似ていることを示唆している。(金尾正雄)

変圧器用鋼の高温無酸化加熱

(A. I. VASHCHENKO, et al.: Steel in the USSR, 1

(1971)9, pp. 752~754)

現在行なわれている変圧器用珪素鋼の熱処理は品質の改良に不十分で、雰囲気酸化性であるため酸化損失が2~3%にもなり、炉床の清掃のため火を落さねばならない。著者らは天然ガスの部分燃焼ガスで珪素鋼の無酸化加熱の研究を行ない、連続加熱炉のデザインと操作について検討した。

0.03~0.05% C, 約 3% Si で 25φ の円筒状試料を使用し、恒温加熱は 950°C, 1050°C, 1280°C で 45 min 間加熱し、また連続加熱は 900°C~1000°C 25 min, 1250°C まで 40 min, 1280°C~1300°C まで 60 min の加熱を行なった。さらに雰囲気中の空気消費係数 n を変え表面の脱炭、酸化について調べた。恒温加熱では 950°C, 1050°C で n の影響はなく表面で炭素量 0.045% から 0.015% に脱炭されるが 1280°C で $u=0.5, 0.7$ のときは脱炭, $u=1.2$ のときは酸化により浸炭がおこる。また雰囲気中のメタン量が 2% 以上になると浸炭がおこるがスス量は鋼の炭素量に影響せず燃焼生成物 m^3 当たり約 1~1.5 g にすると熱伝導を増す。0.3 mm の珪素鋼帯の 900~950°C から 1250~1280°C まで無酸化加熱は n を 0.45~0.50 で行なえばよく、それ以下の温度では n を若干増加させるとよい。 n 値が 0.5 以下の状態で燃料の酸化、ススの発生、換熱器の浸炭なしに 650~800°C に昇温することはできないことがわかった。

以上から実用的に改造された炉は 800~900°C で空気を、600~650°C で燃料ガスをそれぞれ予熱して 1:1 に混合すること、加熱室へ燃焼ガスの流入を防ぐため予熱室と加熱室の間を狭くすること、1~1.5 g/m² のスス量になるよう炉の天井と床からのガス補給を調整すること、炉の密閉と換気を十分にし、さらに雰囲気中の酸素ポテンシャルの検知と制御のため TiO₂ の検出器を使用することなどを特徴としている。このように炉を無酸化加熱用に改造すれば年間 75 000~115 000 千円の節約になり一年で改造費を十分おぎなえる。(石川 準)

加工熱処理における熱間塑性変形と鋼強化機構

(M. L. BERNSHTYN: *Stal'*, (1972)2, pp. 157~165)

高温加工熱処理により得られる高強度鋼 ($\sigma_B \geq 180 \sim 200 \text{ kg/mm}^2$) の強化機構を現在までの多数の研究結果をもとに結晶学的に解析した。

一般に合金の熱間加工硬化(変形抵抗)は変形段階に依り3段階に分けられる。すなわち、段階Ⅰ:熱間加工硬化期。変形初期の最高応力値までの急激な上昇区間。転位、転位密度、空孔密度が無秩序に分布し、試料は強度上昇し脆性破壊抵抗が低下する。段階Ⅱ:動的回復期。変形が増加し応力は急激に低下する。組織は段階Ⅰの状態を残しながらも転位の横滑りと上昇および再配列によりサブ粒界形成開始。試料は強度低下し、塑性、粘性、脆性破壊抵抗が上昇する。段階Ⅲ:平衡期。応力はほぼ一定で変形大。段階Ⅰ, Ⅲがある平衡をもつて同時進行。試料は処理に対し鋭敏だが最適条件で安定したサブ組織を成長させたとき最高の強度と塑性の組合わせを得る。

動的回復はポリゴニゼーションと動的再結晶でなされる。前者はきわめて安定したサブ粒界を形成し、しかもそれが静的再結晶温度をはるかにこえた温度での長い繰返し加熱にても保持される。サブ粒界は転位の移動を阻

止し早期脆性破壊の防止に役立つ。後者はサブ粒界の合併や多結晶粒界の移動としてあらわれ、一部余剰転位がサブ粒界の合併で消滅したり、動的再結晶域内に新しい転位をとり入れたりするために組織の安定性を欠く。

低・中合金鋼の大加工率は動的再結晶が著しく成長するため不適で、小加工率を何度も繰返し変形終了後直ちに焼入れする。高合金鋼では拡散過程にあるため大加工率は低温加工に近い加工硬化状態となり不適で、その緩和のために変形終了後保持時間(20~40 sec)をおいてから焼入れする。一般にサブ組織の安定性を得るには、加工硬化と回復の兼ね合いで最適の変形速度が存在する。

(本多徹郎)

—物理冶金—

いくつかの焼戻しパラメーターの有効性について

(S. MURPHY and J. H. WOODHEAD: *Met. Trans.*, 3(1972)3, pp. 727~735)

焼入れ鋼の焼もどし強度を図示する場合に用いられるいくつかの焼もどしパラメーター(Tempering Parameter)について、その中に含まれる物理的な仮定を検討しかつ実験的にそれらの優劣を比較している。比較のための焼もどしの実験は、試料として約 0.39% C の炭素鋼を用い、850°C から焼入、残留オーステナイトを除くためにサブゼロ処理した後に 200~700°C で 4~4¹⁰ sec の焼もどしを行ない、強度測定としてはピッカース硬さ試験を行なっている。

Larson-Miller によつて支持され、広く使われている Hollomon-Jaffe のパラメーター [$T(\log t + C)$]、(以下 b, C は定数, t は時間, T 絶対温度, R 気体定数, Q 見かけの活性化エネルギー)は $te^{-Q/RT}$ が一定であるような強度の関数 Q を仮定している。この場合、各強度についての $\log t$ と $1/T$ のプロットは $1/T=0$ で一点に集まるはずであるが、実験的にはむしろ $1/T > 0$ で集まる場合が多い。この観点から筆者による経験的パラメーター [$(\log t + C)/(1/T - b)$] が導かれる。他方、FULLMAN によるパラメーター [$(\log t - (b/T))$] は $te^{-Q/RT}$ 自身が直接強度の数を表わすものと考え、すべての強度に対して一定の活性化エネルギー Q を仮定しているが、実験的に各強度における Q は必ずしも一定値を示さない。MANSON-HAFERD によるパラメーター [$(\log t - C)/(T - b)$] は筆者によるものと類似のものと考えられるが、むしろ経験的、実用的な意味を持つと考えられる。

以上の各パラメーターは実験値と比較した場合必ずしもその由来する物理的仮定を満足してはいない。しかしながらこれらを実用的に検討する意味から実際にプロットしてみた結果は、HOLLOMON-JAFFE による [$T(\log t + 14.5)$] は各パラメーター中最も広範囲な強度に対してバラッキの少ないプロットが可能であること、筆者による [$(\log t + 6.8)/((1/T) - 7.75 \times 10^{-4})$] は 300~450 Hv で非常によい結果を示すが、より低い硬さでバラッキが大きいこと、FULLMAN による [$\log t - (14.03/T) \times 10^3$] は 450 Hv 以下でよい結果が得られ、400 Hv 以下では直線性もよいこと、および MANSON-HOFERD による [$(\log t - 14.1)/(T - 350)$] も 400 Hv 以下で比較的バラッキの少ないプロットが可能なが確かめられた。(藤井昭男)