鋼の低温域における硬さと引張応力および衝撃値との対応性*

迎 静雄** 藤原 諒*** 芹野 正幸****

Shizuo Mukae, Makoto Fujiwara and Masayuki Serino : Correlativity between Hardness and Tensile and Impact Properties in Steels at Low Temperature. Up to the present, there are many investigations on the temperature dependences of mechanical properties of steels at low temperatures. However, the temperature dependences have been divided into three or four regions by merely thinking of the deformation mechanisms which depend on wavy slip or twinning. As a result, there are unsolved problems such as considerations of the differences in expressive equation and in strain rate and the application of dislocation theory.

In this study, the correlativity between temperature dependences on Vickers hardness, the tensile properties and the impact energy for several kinds of commercial steels was examined, and some considerations were given to the deformation mechanism in each region.

The results obtained are as follows :

(1) $\sigma_{0.2\%}$ vs $T^{1/2}$ curve and V^* vs $T^{1/2}$ curve consist of three straight lines whose gradients change at the temperatures $T_{0\cdot}$, $T_{1\cdot}$ and $T_{V\cdot}$, $T_{V\cdot}$. Each region of the three straight lines are named Regions I, II and III, respectively. Region I corresponds to the athermal deformation field, Region II to the cross slip field, and Region III to the Peierls deformation field.

(2) While, both Hv vs $T^{1/2}$ curve and log Hv vs $1/T$ curve have four straight lines, i.e., Regions, I, II, III and IV. Region IV is considered to correspond to the twinning deformation field.

(3) The correspondence between the mutation temperatures H^*T_0 and H^*T_1 in the log Hv vs $1/T$ curve and vT_1 and vT_2 in the log E vs $1/T$ curve is very good for the case of $1/H^*T_0$ vs $1/vT_1$ and $1/H^*T_1$ vs $1/vT_2$ and the correspondence between the transition temperature vT_{rE} or vT_{rS} in the impact test and H^*T_0 or H^*T_1 is better at $1/vT_{rE}$ or $1/vT_{rS}$ vs $1/H^*T_1$.

(Received May 31, 1976)

I. 緒 言

今日、低温域における金属材料の強度、延性、靱性などの簡易な評価法として、小型試験片による引張試験、硬さ試験、衝撃試験は重要視されている。

引張応力と硬さとの関係については Tabor による次式が有名である⁽¹⁾。

$$H_v = C \sigma_f \quad (1)$$

ここで H_v はビッカース硬さ、 C は定数、 σ_f は流動応力である。

これまでに著者らは、Fe-Ni 合金を用いて H_v と σ_f の関連性に及ぼす温度、組成、歪量、結晶粒径の影響を詳細に検討して来た。その結果、20～80°C の温度域においては C は温度、組成、結晶粒径にほとんど依存せず、歪量が 0～10% の範囲内では $C \approx 2.5 \sim 4.0$ となることを明らかにした⁽²⁾。

低温域における流動応力の温度依存性については実験式ではあるが、次式が成立する⁽²⁾⁽³⁾。

$$\sigma_f = A + B T^{1/2} \quad (2)$$

ここで A , B は材料定数、 T は絶対温度である。

また別途に引張応力の温度依存式として次式が提案されている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

$$\sigma_f = \bar{A} \dot{\epsilon}^n \exp(Q/T) \quad (3)$$

ここで $\dot{\epsilon}$ は歪速度、 $\bar{A}$, n , Q は材料定数である。

式(1)と式(2)より式(4)が導かれる。

$$H_v = A' + B' T^{1/2} \quad (4)$$

式(1)と式(3)より式(5)が導かれる。

$$H_v = C' \exp(Q/T) \quad (5)$$

式(4)～(5)において $A' = AC$, $B' = BC$, $C' = \bar{A} \dot{\epsilon}^n C$ は各々定数である。

佐藤、奥ら⁽⁶⁾⁽⁷⁾は式(5)を用いて、各種軟鋼における log H_v 対 $1/T$ の関係を室温から液体窒素の温度域で検討している。それによると、log H_v 対 $1/T$ 曲線は直線性を示すが、ある温度で折点が存在し、折点を境にして3領域に分割される。またそれらの折点と衝撃試験によるエネルギー値および延性破面率との関連性を求めており、高温側の折点は全エネルギーの2ないし12 ft-lb (平均 6 ft-lb)

** 九州工業大学金属工学科 (Department of Metallurgy, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

*** 九州工業大学金属工学科, 現在: 株式会社高田工業所 (Department of Metallurgy, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu. Present address: Takada Industries Ltd., Kitakyushu)

**** 九州工業大学金属工学科, 現在: 久留米工業大学 (Department of Metallurgy, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu. Present address: Kurume Institute of Technology, Kurume)

* 1975 年 10 月金属学会札幌大会に発表

に、延性破面率の 0 ないし 6% (平均 2.5%) に対応することを示している。

Nunes らは⁽⁸⁾、低温域において軟鋼、Al 合金、Cu、Fe、Ti の場合、硬さの温度依存性は H_v 対 $1/T$ 曲線で示され、直線性が成立し、その間に折点が存在することを認めており、低温域におけるこの折点は変形機構の変化(すべりと双晶)によるものと考えている。

以上のことから、低温域における硬さの温度依存性を考えるに当たり、下記の事項についてなお検討の余地があるように思われる。

(1) $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線にあらわれる折点は式の表示法に因するのか、それとも変形機構の変化によるものか。

(2) $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線にあらわれる折点に対応する温度と衝撃試験によるエネルギー遷移温度との関連性を考える場合、歪速度の影響を考慮する必要がある。

著者らは上述の項(1)、(2)を考慮して、各種合金鋼を用いて 373°K から 77°K までの温度域において、硬さ試験、引張試験および衝撃試験を行ない、硬さの折点の意義ならびに折点による靱性評価の可能性について検討を行なった。

II. 実験結果

1. 試験片の作製

本研究に使用した試験片およびその化学組成を Table 1 に示す。Fe-3% Si 合金は真空溶解後、熱間鍛造したものであり、その他はボイラー用圧延鋼材(SB 42; JIS G 3103)と溶接構造用圧延鋼材(SM 41 A, SM 50 B; JIS G 3106)および市販高張力鋼(HT 60, HT 80 として示す)を使用した。いずれも板厚 20 mm 前後の鋼板であり、表面を機械切削して中心部より硬さ試験片、引張試験片および衝撃試験片を作製した。

Table 1 Chemical compositions for specimens. (wt%)

	C	Si	Mn	P	Si	Cr	Cu	V	Mo	B
Fe-3% Si	0.02	3.13	Tr	0.010	0.008	—	—	—	—	—
SM 41 A	0.21	0.06	0.74	0.032	0.021	—	—	—	—	—
SB 42	0.23	0.25	0.70	0.020	0.017	—	—	—	—	—
SMA 50 B	0.16	0.44	1.16	0.027	0.012	0.49	Tr	Tr	—	—
HT 60	0.14	0.47	1.18	0.024	0.005	0.17	—	0.05	—	—
HT 80	0.15	0.25	0.84	0.015	0.007	1.07	0.23	—	0.32	0.001

2. 硬さ試験

市販のビッカース硬さ試験機を用いて低温槽内において圧こんを作るため圧子軸を延長して硬さ試験を行なった。試験荷重は 30 kg で行ない、各試験温度下で 3~4 回硬さ試験を行ない平均して硬さ値を求めた。低温槽用冷媒としては液体窒素とイソペンタンを使用した。

3. 引張試験

島津オートグラフ (IS-5000) を用いて歪速度 3.3×10^{-4}

sec^{-1} で引張試験を行なった。また歪速度変化試験として、各種温度下で降伏後、基本歪速度 $\dot{\epsilon}_1 = 3.3 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ と第 2 歪速度 $\dot{\epsilon}_2 = 3.3 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ との間でサイクリングした。引張試験片は試験片の長手方向が鋼材の圧延方向と一致するように幅 4 mm、長さ 50 mm に切断し、化学研摩して引張試験に供した。

低温槽用冷媒は 298°K 以上はシリコン油、173~273°K ではエチルアルコールと液体窒素、77°K では液体窒素を用いた。試験片の測温は別に試験片と同一種類の小片に熱電対をパーカッション溶接したものを試験片つかみ位置に固定して行なった。

4. 衝撃試験

市販の 30 kg-m シャルピー衝撃試験機を使用し、JIS 4 号試験片を用いて各試験温度下で 2~3 回試験を行ない平均して衝撃値を求めた。試験片は鋼材の圧延方向が長手方向に一致するように採取した。低温槽用冷媒としてはドライアイスとエチルアルコールを用いた。

III. 実験結果および考察

1. 引張応力および硬さの温度依存性

Fig. 1 から Fig. 3 に式(2)と式(4)より求めた $\sigma_{0.2\%}$ (0.2% 耐力) 対 $T^{1/2}$ および H_v 対 $T^{1/2}$ 曲線を示す。 $\sigma_{0.2\%}$ 対 $T^{1/2}$ の関係を模式的に表わすと Fig. 4 に示すごとく、温度 T_0 , T_1 を境にして Region I, Region II, Region III の 3 つの領域に区分出来る。Region I は非熱的成分領域、Region II, III は熱的成分領域に相当すると考えられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。さらに Region II は交叉変形領域(Intersectional Region)⁽¹¹⁾、Region III はパイエルス変形領域で、粗結晶粒の試験片ではしばしば変形双晶を伴う領域と考えられる⁽⁹⁾⁽¹²⁾。

別途に歪速度の変化試験により求めた熱活性化体積 V^* を V^* 対 $T^{1/2}$ 曲線⁽¹³⁾ として同様に Fig. 1 から Fig. 3 の中に示した。 V^* 対 $T^{1/2}$ 曲線も温度 T_{V^*0} と T_{V^*1} を境にして $\sigma_{0.2\%}$ 対 $T^{1/2}$ 曲線の場合と同様に 3 領域に区分出来る。

V^* を歪量 ϵ に対してプロットすると Fig. 5, Fig. 6 のようになり、Region I, Region III においては歪量の増加にともない V^* は不変または減少する傾向にあるが、Region II においては歪量の増加にともない V^* は増加する傾向があり、Region II は交叉変形領域と考えられる別証がある⁽¹⁴⁾。

Fig.1 H_v , $\sigma_{0.2\%}$, and $(V^*/b^3)_{8\%}$ vs the square root of temperature for SM 41 A.

Fig.2 H_v , $\sigma_{0.2\%}$, and $(V^*/b^3)_{8\%}$ vs the square root of temperature for SB 42.

Fig.3 H_v , $\sigma_{0.2\%}$, and $(V^*/b^3)_{8\%}$ vs the square root of temperature for HT 60.

Fig.4 Schematic figure of $\sigma_{0.2\%}$ vs the square root of temperature.

Fig.5 V^*/b^3 vs strain for SM 41.

Fig.6 V^*/b^3 vs strain for HT 60.

また Fig.7 は H_v 対 $T^{1/2}$ の関係を模式的に示したものである。Type I では Region I ~ Region III の3領域に区分され、Type II では Region I ~ Region IV の4領域に区分される。Fig.1 ~ Fig.3 において、それらの区分点を高温側より温度 HT_0 , HT_1 , HT_2 として示した。

Fig.7 Schematic figure of H_v vs the square root of temperature.

以上のごとく引張試験と硬さ試験の温度依存性に表わされるいくつかの領域にはそれぞれ類似性が認められる。すなわち、Region I と Region II の区分点の温度である T_0 と T_{V*0} および HT_0 , Region II と Region III の区分点の温度 T_1 と T_{V*1} および HT_1 あるいは Region III と Region IV の区分点の温度 HT_2 の間には相関性があるものと考えられる。この場合、引張試験と硬さ試験における歪速度を考慮する必要がある。破壊理論によれば延性-脆性遷移温度と歪速度の関係は次式により示される⁽¹⁵⁾。

$$1/T_e \approx D \ln \dot{\epsilon} + F \quad (6)$$

ここで T_e は遷移温度、 D , F は定数である。

式(6)を考慮して Fig.8 に温度の逆数で相関性を検討した。この結果、 T_0 と HT_0 , T_1 と HT_1 はよい対応が認められる。また Fig.9 の結果でも T_{V*0} と HT_0 , T_{V*1} と HT_1 はよい対応性を示す。このことは従来、引張試験により材料の低温域における変形機構を考察していたことと同様の考察が硬さ試験により可能であることを示すものと考えられる。なお Fig.7 における Type II 中の区分点 HT_2 については、双晶の発生により HT_2 が表われた結果、Type I における Region III が Type II において Region III と Region IV にわかれたものと考えられる。すなわち Region III (バイエルス変形領域; Type I) → Region III (バイエルス変形領域; Type II) + Region IV (バイエルス + 双晶の

Fig.8 Correlations between T_0 and HT_0 , or T_1 and HT_1 , obtained from $\sigma_{0.2\%}$ vs $T^{1/2}$, or H_v vs $T^{1/2}$.

Fig.9 Correlations between T_{V*0} and HT_0 , or T_{V*1} and HT_1 .

変形領域; Type II) となったものと考えられ、このことについては2項で述べる。

2. 硬さおよび衝撃値の温度依存性について

式(5)により $\log H_v$ 対 $1000/T$ 曲線として硬さ値をプロットした結果を Fig.10 から Fig.15 に示す。 $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線においては Fig.16 に模式的に示すごとく Region I ~ Region IV の4領域に区別される。

Fig.10 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for Fe-3% Si.

Fig.7 と Fig.16 から式の表示法に基づくと考えられる相違点を列記すると次の通りである。

(i) 区分点 HT_1 は H_v 対 $T^{1/2}$ 曲線に明瞭に表われるが, $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線では不明瞭であり, 注意しないと見落しやすい。

Fig.11 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for SM 41 A.

Fig.12 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for SB 42.

Fig.13 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for SMA 50 B.

Fig.14 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for HT 60.

Fig.15 Arrhenius plots of H_v and E against temperature for HT 80.

Fig.16 Schematic figure of $\log H_v$ vs the reciprocal of temperature.

(ii) 区分点 HT_2 は $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線に明白に表われるが, H_v 対 $T^{1/2}$ 曲線では不明瞭である。

上記(i), (ii)の事項を考慮して区分点の対応性を検討した結果を Fig.17 に示した。同図において HT 60 の HT_0 にバラツキが見られるほかは良い対応性をみたことより, 式の表示法によらず硬さは温度 HT_0 , HT_1 により Region I ~ Region III の 3 領域か温度 HT_0 , HT_1 , HT_2 により Region I ~ Region IV の 4 領域に区分されるものと考えられる。

HT_2 点の解釈については明らかでないが, 1項で述べたごとく Region III のパイエルズ変形領域中で, 極低温における変形の困難性に伴う変形双晶の発生に起因するものと推察され, 事実 HT_2 点の附近における圧痕の周辺に双晶が観察されている⁽¹⁶⁾。

Fig.17 Correlations of HT_0 or HT_1 or HT_2 obtained from $\log H_v$ vs $1000/T$ or H_v vs $T^{1/2}$.

いっぽう本研究においては $H T_2$ 温度附近のデータ不足もあるが、 $\sigma_{0.2}$ 対 $T^{1/2}$ 曲線においては $H T_2$ に相当する τT_2 点は見出せない。Sleeswyk らによれば⁽¹⁷⁾、 α -Feにおいて断面収縮率が約 20% 以下になる低温下では結晶粒中の双晶の発生率は 40~80% に達している。著者ら⁽¹³⁾による Fe-Si 合金の研究においても、Fe-3.59% Si 中に $H T_2$ 点が認められ(断面収縮率が約 17~18%)、 $H T_2$ 点直前では波状すべり、直後の低温側では変形双晶が認められた。

また $\{110\}$ と $\{112\}$ における臨界せん断応力比の測定結果⁽¹⁸⁾によれば、 τ_{011}/τ_{121} が温度の低下につれて増大し、 τ_{011}/τ_{121} はむしろ減少する傾向があり、双晶の発生面として $(\bar{1}21)$ 面が重要な役割をはたしているものと考えられる。

衝撃値の温度依存性については以下の理由により、衝撃値の対数を温度の逆数についてプロットし検討した。すなわち衝撃値は次式により近似できると考えられる。

$$E \approx 1/2 m v_1^2 - 1/2 m v_2^2 \quad (7)$$

ここで E は衝撃エネルギー、 m はハンマーの質量、 v_1 は試験片を打撃する直前のハンマーの速度、 v_2 は打撃直後のハンマー速度であり、 $1/2 m v_1^2 = E_0 = \text{定数}$ となる。すなわち次式を得る。

$$E - E_0 \approx -1/2 m v_2^2 \quad (8)$$

また転位の運動理論より式(9)が示されている⁽¹⁹⁾。

$$\dot{\epsilon} = \rho b s \nu^* \exp(-Q'/RT) \quad (9)$$

ここで ρ は可動転位密度、 b はバーガースベクトル、 s は各熱振動毎の転位の平均移動距離、 ν^* は転位片の振動数、 R は気体定数、 Q' は定数である。

式(9)を積分し、式(8)に代入すると次式を得る。

$$E = E'_0 - G \exp(-2Q'/RT) \quad (10)$$

ここで E'_0 , G は定数である。

したがって $\log E$ 対 $1/T$ 曲線は直線性を示すことが考えられ、以前にも田村らの試みがある⁽²⁰⁾。Fig.10 から Fig.15 に $\log E$ 対 $1/T$ 曲線もあわせて示した。上図において吸収エネルギーは upper shelf エネルギー領域、遷移エネルギー領域、lower shelf エネルギー領域の 3 領域に、それぞれ区分点 $v T_1$ と $v T_2$ により分けられる。

3. 硬さ試験における区分点 $H T_0$, $H T_1$ とエネルギー遷移温度、破面遷移温度の相関性

Fig.18 において $v T_1$ と $H T_0$, $v T_2$ と $H T_1$ の対応性を求めるため、式(6)より歪速度の差を考慮して温度の逆数でプロットして示した。双方とも良い対応性を示すことが認められる。なお、この場合に応力集中またはひずみ集中の差も考慮すべきであるが、不明な点が多く、ここでは式(6)中の定数 D , F に含まれるものとする。

次にエネルギー遷移温度 $v T_{rE}$ 、破面遷移温度 $v T_{rS}$ と $\log H_0$ 対 $1/T$ 曲線より求めた $H T_0$, $H T_1$, $H T_2$ の相関性を検討した結果、 $v T_{rE}$, $v T_{rS}$ と $H T_0$, $H T_2$ の間には対応性が見い出せなかったが、 $v T_{rE}$, $v T_{rS}$ と $H T_1$ の間にはある程度の良い対応性を認めた。この結果を Fig.19 に示す。

Fig.18 Correlations between $v T_1$ and $H T_0$, or $v T_2$ and $H T_1$.

Fig.19 Correlations between $v T_{rE}$ or $v T_{rS}$ and $H T_1$.

なお $v T_{rE}$, $v T_{rS}$ は組織に非常に鋭敏であるが、一方 $H T_1$, $H T_2$ は比較的鈍感であると考えられる。しかし $H T_1$, $H T_2$ は予歪、熱処理、中性子照射などにより影響を受けることが報告されており⁽²¹⁾、今後これらの因子を考慮して両者間の対応性を検討する必要がある。

IV. 結 言

低温域における鋼の硬さ値の温度依存性については現在まで種々検討され報告されている。しかしながら、その温度依存性が 3~4 領域に区分されることについては、変形機構が波状すべりや双晶によるものと理解されているにすぎず、表示式による差異あるいは歪速度のちがいに對する考慮や、転位論の適用などまだ未解決の問題があるように思われる。

著者らは Fe-Si 合金および市販の軟鋼、高張力鋼を用いて、硬さ試験、引張試験、衝撃試験を行ない、硬さ試験と引張試験の結果、硬さ試験と衝撃試験の結果を対比する

ことにより、二者間の対応性を検討した。その結果、下記に示すような二、三の結論を得た。

(1) $\sigma_{0.2}$ 対 $T^{1/2}$ 曲線, V^* 対 $T^{1/2}$ 曲線および H_v 対 $T^{1/2}$ 曲線から検討すると、温度 T_{T_0} , T_{V^*0} , H_{T_0} を境にして Region I と Region II に区分され、温度 T_{T_1} , T_{V^*1} , H_{T_1} を境にして Region II と Region III に区分される Type I と、更に温度 H_{T_2} により Region III と Region IV に区分される Type II に代表される。

Type I においては、Region I は非熱的成分領域、Region II は交変変形領域、Region III はバリエルス変形領域と考えられる。Type II においては、Region I と Region II は Type I と同一であるが、Region III と Region IV は双晶の発生により H_{T_2} が表われた結果、Type I における Region III が Region III と Region IV にわかれたものと考えられる。すなわち Region III (バリエルス変形領域: Type I) → Region III (バリエルス変形領域: Type II) + Region IV (バリエルス + 双晶変形領域: Type II)

(2) H_v 対 $T^{1/2}$ 曲線と $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線から式の表示法による差違を検討すると、前者は H_{T_2} が明確でなく、後者では H_{T_1} が不明確で見誤りやすい。

(3) $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線では温度 H_{T_0} , H_{T_1} , H_{T_2} により、Region I ~ Region IV の 4 領域に区分され、各 Region は (1) 項の Type II のそれぞれに相当する。

(4) $\log H_v$ 対 $1/T$ 曲線での区分点 H_{T_0} と H_{T_1} および $\log E$ 対 $1/T$ 曲線での区分点 V_{T_1} と V_{T_2} の対応性を求めた結果、 $1/H_{T_0}$ 対 $1/V_{T_1}$, $1/H_{T_1}$ 対 $1/V_{T_2}$ がよい対応性を示した。また V_{T_E} , V_{T_S} と H_{T_0} , H_{T_1} , H_{T_2} の対応性については $1/V_{T_E}$ または $1/V_{T_S}$ 対 $1/H_{T_1}$ がもっともよい対応を示す。

最後に本研究の費用の一部は昭和 49 年度科学研究費補助金による。ここに謝意を表します。

文 献

- (1) D. Tabor: *Hardness of Metals*, Clarendon Press, Oxford, (1951), 107.
- (2) 迎 静雄, 藤原 諒: 金属学会誌, **40**(1976), 6.
- (3) 迎 静雄, 藤原 諒: 金属学会誌, **38**(1974), 885.
- (4) 金沢 武: 金属材料の強度と破壊, 金属学会強度委員会編, 丸善, (1972), 212.
- (5) 横堀武夫: 材料強度学, 技報堂, (1969), 72.
- (6) T. Oku, S. Sato and T. Fujimura: *Nuclear Structural Eng.*, **2**(1965), 282.
- (7) 佐藤千之助, 奥 達雄: 日本機械学会論文集, **34**(1968), 1.
- (8) J. Nunes and F.R. Larson: *J. Inst. Metals*, **91**(1962-63), 114.
- (9) H. Conrad: *J. Iron Steel Inst.*, **198**(1961), 364.
- (10) 迎 静雄, 藤原 諒: 金属学会誌, **38**(1974), 885.
- (11) Dorn, J. and S. Rajnak: *Trans. Met. Soc. AIME*, **230**(1964), 1052.
- (12) 鈴木正敏, 藤田充吉: 鉄と鋼, **50**(1964), 1957.
- (13) 迎 静雄, 藤原 諒: 金属学会誌, **39**(1975), 704.
- (14) S. K. Mitra, P. W. Osborne and J. E. Dorn: *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**(1961), 1206.
- (15) 幸田成康: 金属物理学序論, コロナ社, (1968), 354.
- (16) 河野隆之: 九州工業大学修士論文, (1972).
- (17) A. W. Sleeswyk and J. N. Helle: *Acta Met.*, **11**(1963), 187.
- (18) M. S. Duesbery and P. B. Hirsch: *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, (1967), 77.
- (19) H. Conrad: *J. Metals*, **16**(1964), 582.
- (20) 増淵興一, 楠田忠雄, 田村 博: 溶接学会誌, **21**(1952), 2.
- (21) 奥 達雄, 佐藤千之助: 材料, **15**(1966), 547.

Cu-Mn 合金の相互拡散

飯島嘉明* 平野賢一* 佐藤和生**

Yoshiaki Iijima, Ken-ichi Hirano and Kazuo Sato: Interdiffusion in Cu-Mn Alloys. Interdiffusion coefficient, $\bar{D}$, in Cu-Mn alloys has been determined by Matano's method in the temperature range between 748 and 930°C for the various couples consisting of pure copper and the Cu-Mn alloy. $\bar{D}$ increases with manganese content up to 30 at% Mn and decreases remarkably with further increase of manganese. Concentration dependence of the activation energy and the frequency factor for interdiffusion show a small peak at 20 at% Mn and a very large peak at 80 at% Mn; the former is attributed to the increase of rigidity of the alloy and the latter to the deviation from the ideal solution at respective concentration of manganese. It has been found that the Kirkendall marker moves toward the manganese-rich side and the

* 東北大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学工学部, 現在: 古河金属株式会社日光工場 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai. Present address: Nikko Works, Furukawa Metals Co. Ltd., Nikko)