SUS 304 の真空油焼入れ途中に起こる浸炭現象と その防止法について

石 神 逸 男* 綱 沢 栄 二* 山 中 久 彦*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 12 (1982), pp. 1168-1173

Carburization during Vacuum Oil-Quenching of SUS 304 and a Proposal of Prevention of It

Itsuo Ishigami*, Eiji Tsunasawa* and Kyuhiko Yamanaka*

Plates of SUS 304 up to 4.8 mm in thickness were quenched in an oil after having been annealed at temperatures from 1173 to 1473 K for 1.8 ks in 5.33 Pa. Surface brightness was measured by an optical microscope equipped with a silicon photocell. The carburization occurred on the plate surface oil-quenched from temperatures above about 1300 K. The case depth increased with increasing quenching temperature and increasing thickness of plate. The carburization brought about deterioration in corrosion resistance (in boiling 65% nitric acid) and in brightness which was caused by the formation of carbides ($M_{23}C_6$, M_7C_3) and/or by sooting. The two-stage cooling, that is, oil-quenching subsequent to the gas-cooling to about 1200 K is proposed as a method to prevent the carburization. No carburization was observed on the two-stage cooled plates. This cooling method extremely improved the brightness and corrosion resistance of SUS 304 plates. A comparison in the calculated cooling rate between the oil-quenching and the two-stage cooling showed little difference. A practical application of the two-stage cooling method was made. All the results showed that it was possible to prevent the carburization during oil-quenching by the two-stage cooling.

(Received July 1, 1982)

I. 結 言

ステンレス鋼に対する容易で、かつ確実な光輝熱処理法を確立することを狙いとして、真空熱処理法を取り上げ、とくに熱処理後の鋼表面の光輝性に注目しつつその適応性を検討してきた。まず前報^{(1)~(3)}では、加熱中に起こる鋼表面での諸現象ならびにそれらが光輝性に及ぼす影響を調べるとともに、良好な光輝性を得るための加熱条件および加熱方法を明らかにした。ただしこれらの実験は加熱後の冷却中に鋼表面が汚染されないように工夫して行われたものである。したがってそこで得られた知見は冷却中の汚染が余り問題にならない真空ガス冷却に対してはほぼそのまま適用しうるけれども、ガス冷却は冷却速度が小さいため、大きい冷却速度を必要とするときには種々の焼入冷却剤を使用せねばならず、その場合は冷却剤による鋼表面の着色、汚染^{(4)~(7)}といった新たな問題が生じてくる。ステンレス鋼の固溶化処理での冷却剤としては通常水が使われているが、水は空気を吸蔵しやすく、また蒸気圧も高いため真空熱処理炉には適していない。これに対して焼入油では、その選択および取り扱いに十分留意した上で使用する限り、加熱中の光輝性にかなり近い状態を維持できると考

えられる^{(4)~(7)}。むしろ焼入油の場合に懸念されるのは油中での浸炭現象である⁽⁸⁾⁽⁹⁾。ひとたびこの現象が起こると、鋼表面の光輝性が極度に劣化するばかりではなく、その表層も著しく変質してしまう⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

本報では SUS 304 を真空油焼入れしたときの浸炭現象に関連して、光輝性、浸炭深さ、浸炭層の組織および耐食性などを調べ、それらの相互関係を論議した。一方では浸炭を防止するための焼入方法を考案するとともに、その方法と油焼入れとの結果の比較を行い、その有効性および実用性について検討を加えた。

II. 実 験 方 法

試料は市販の SUS 304 で、その化学組成は Table 1 に示す通りである。試片の形状は 20 mm × 30 mm の平板とし、その厚さを 0.5~4.8 mm の範囲で変えた。これらをバフ研磨 (0.3 μm 粒度のアルミナ剤使用) 後、アセトン中で超音波洗浄を行ない、脱脂した。

焼入装置ならびに焼入操作は前報⁽⁸⁾と全く同様である。真空度は 5.33 Pa とした。焼入直前に炉内を大気圧にもどすための backfilling gas には公称純度 99.99% のアルゴンガスを水酸化カリウム、シリカゲル、およびスポンジチ

* 大阪府立工業技術研究所 (Osaka Prefectural Industrial Research Institute, Osaka)

Table 1 Chemical composition of SUS 304 used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
0.04	0.64	1.62	0.02	0.007	9.0	18.4	0.08	0.02

タン (1173 K に加熱) の充填層を順次通過せしめて浄化したものを用いた。焼入油は真空熱処理用焼入油で前報⁽⁸⁾の A 油と同一油である。

光輝度はタングステンランプを光源とする光学顕微鏡にシリコン光電池を取り付けた装置で測定した⁽¹¹⁾。その値は焼入れ前の試片表面の反射率を 100 としたときの焼入れ後の表面の相対反射率で表示した。浸炭層の解析には光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡、X 線ディフラクトメータ、ヌーベカたさ計およびクロマチック C (電量滴定法による炭素分析装置) を用いた。耐食性は 65% 硝酸腐食試験法 (JIS G 0573) で評価したが、腐食減量を測定する際の腐食生成物の除去には塩基性過マンガン酸カリ水溶液とクエン酸アンモン水溶液による処理法⁽¹²⁾を採用した。

III. 実験結果および考察

1. 焼入条件による浸炭深さと光輝性の变化

Photo.1 に浸炭層の斜断面の組織を示す。均一な厚さの層のほかに、粒界に沿った優先的な浸炭が認められるが、ここでは均一な層の厚さを浸炭深さとした[†]。Fig.1 と Fig.2 にそれぞれ浸炭深さと焼入温度および試片厚さの関係を示す (図中 ●, ▲)。既報⁽⁸⁾の鉄試片での傾向と全く同様に、焼入温度および試片厚さの増加に伴い浸炭深さも増大している。なお Fig.1 で 1323 K より低温の加熱では酸化膜が生成していることが予測されるため⁽¹⁾⁽²⁾、あらかじめ 1323 K-1.8 ks の加熱により酸化膜を消失させ、その後所定の温度で 0.9 ks 均熱してから焼入れた。一方

Photo.1 Microstructure of an oblique section (X/Y $\approx$ 3) of a 20×30×4.8 mm SUS 304 plate oil-quenched from 1423 K. Holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa.

[†] 浸炭層は組織としては現出しえない固溶部分の存在も予想されるが、焼入れ後 873 K-3 ks で鋭敏化させた試片での測定値は焼入れたままの試片での値と有意差はなかった。

Fig.1 Changes in case depth and brightness of SUS 304 plates oil-quenched (O.Q.) and two-stage cooled (T.S.C.) with quenching temperature. Holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa. In two-stage cooling a change-over from furnace cooling to oil-quenching was made at 1223 K. ●○ for 20×30×4.8 mm plates; ▲△ for 20×30×2.5 mm plates.

Fig.2 Changes in case depth and brightness of SUS 304 plates oil-quenched (O.Q.) and two-stage cooled (T.S.C.) with plate thickness. Quenching temperature, 1423 K; holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa. In two-stage cooling a change-over from furnace-cooling to oil-quenching was made at 1223 K.

Fig.1, 2 には焼入試片をアセトン中で超音波洗浄した後、光輝度を測定した結果を○と△で示した。浸炭を生じた試片の表面は強固に焼付いた煤で覆われており (Photo.2(a) 参照)、その光輝度は非常に低い。

さて、以下ではこのような浸炭現象の防止方法を考えてみる。浸炭が起こるためには (i) 鋼の表面が清浄加熱されること、(ii) 焼入冷却過程に蒸気膜段階が存在すること、(iii) 冷却剤の熱分解ガスが浸炭性であること、(iv) 鋼中の炭素量が冷却途中に未飽和であること、のすべてが満たされる必要がある⁽⁸⁾。逆に言えば、これらの条件のいずれか一つを除けば浸炭を阻止できることになる。しかしながら焼入油を用いて光輝焼入れする以上は条件 (i)、(iii) を除く方法は望めず、また (iv) は鋼自身の組織上の状態特性であり、人為的な操作はなすべくもない。結局、条件 (ii) を消去する方法を採らざるを得ない。その一方法として、まず焼入温度からガス冷却により、油焼入れしても蒸気膜段階が出現しない温度まで冷却し、その後油焼入れに切り換える方法 (二段冷却法と呼ぶ) が考えられる。そこで Fig.1, 2

Photo.2 Typical surface appearance of 20×30×4.8 mm SUS 304 plates (a) oil-quenched from 1423 K and (b) two-stage cooled from 1348 K. Holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa. In two-stage cooling a change-over from furnace cooling to oil-quenching was made at 1223 K.

で浸炭が起こった焼入条件について、その焼入温度から浸炭を生じなかった温度 (1223 K) まで炉冷し、その温度で 0.9 ks 均熱後、油焼入れをしてみた。その結果、浸炭の痕跡が全く認められず、光輝性も著しく回復することがわかった (Fig.1, 2 の ●, Δ)。ただし 1373 K 以上ではもともと加熱中に肌荒れを生じているため、それらの光輝度は加熱前の値 (100%) にまでは回復しない⁽³⁾。ここでは比較的肌荒れの少ない 1348 K から二段冷却したときの表面状態を Photo.2 (b) に示す。粒界に少々の着色が認められる部分もあるが、全体的には加熱中の光輝状態 (例えば前報⁽³⁾の Photo.1 (a)) がほぼ維持されている。

2. 浸炭層の組織解析

Photo.3 は走査型電子顕微鏡による観察結果の一例である。多量の析出物が認められる。この層について X 線回折分析を行なったところ **Fig.3** (a) に示すように、 $M_{23}C_6$ および M_7C_3 型の炭化物に相当する回折線が検出された。これに対して二段冷却した浸炭層のない試片はオーステナ

Photo.3 A scanning electron micrograph of a carburized layer in cross section. A 20×30×2.5 mm SUS 304 plate was oil-quenched from 1423 K. Holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa.

Fig.3 X-ray diffraction patterns obtained from 20×30×2.5 mm SUS 304 plates oil-quenched (O.Q.) and two-stage cooled (T.S.C.) by the use of CrK α -ray. Quenching temperature, 1423 K; holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa. In two-stage cooling a change-over from furnace-cooling to oil-quenching was made at 1223 K. Sensitization (S.) was made at 923 K for 7.2 ks.

イト (γ) とフェライト (α) のみである (Fig.3 (c))。この α は加熱中に Cr, Mn の蒸発によって表層の γ が不安定となり、その後の焼入れでマルテンサイト (α') に変態したためである⁽³⁾。同図にはこれらの試片をさらに 923 K-7.2 ks の鋭敏化処理を施したものについての分析結果も示した (Fig.3 (b), (d))。

つぎに浸炭層の炭素濃度をクロマチック C によって分析を行なった。この分析装置では分析に供した試料全体の平均値 C_a しか知ることができない。いま厚さ t の試片の片面のみに厚さ x なる浸炭層が生成したものを考え、それより **Fig.4** に示すように試料を採取したとすると、浸炭

† 本実験の焼入炉はガス冷却の機能を有していないので炉冷で代用したが、二段冷却の原理には何ら反しない。なお 1223 K での均熱中に試片内部での炭化物析出がないことはあらかじめ確認しておいた。

Fig. 4 Preparation of sample for analysis of carbon content.

層内の平均炭素濃度 $\bar{C}$ は次式によって与えられる。

$$\bar{C} = \{(C_a - C_0)t + C_0x\} / x \quad (1)$$

ここで C_0 は基地の炭素濃度 (0.04 mass%) である。ところで分析の際に高い計数値を得るには x/t がなるべく大きい方がよい。しかしながら t を小さくすると x も小さくなる (Fig. 2 参照)。そこで厚さ 0.7 mm の分析用の薄板を厚さ 4.8 mm の試片に張り付けたものを焼入れすることにより x/t の増大をはかった。1423 K からの 4 回の焼入れで得られた薄板には 14.4~15.2 μm の浸炭層が片側の面だけに生成していた。表面に析出した炭をバフ研磨で除去して行った分析の値 C_a を式 (1) に代入して求めた $\bar{C}$ は 1.61, 1.67, 1.70, 1.82 mass% であった。これらの値はいずれも SUS 304 の炭素固溶限をはるかに越えており、平衡状態図の上では γ , M_{23}C_6 および M_7C_3 の共存域内の値である⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。

さらに 1423 K から油焼入れした 4.8 mm 厚さの試片の断面でヌープかたさ分布 (荷重 25 gf) を測定したところ基地の $H_k 200$ に対して浸炭層では最高 $H_k 535$ を示した。

以上の結果はすべて浸炭層内での炭化物の析出を支持するものである。しかしながら以前に報告したように SKH 9 の場合は浸炭による新たな炭化物析出は認められなかった⁽⁹⁾。そしてその理由は炭化物が析出するにはあまりにも短時間の浸炭であるためと推察した。ところが短時間であるという事情は同じであるにもかかわらず、SUS 304 では確かに析出が起きている。この相違を議論するには、それらの鋼での炭化物の析出速度などに関する基礎資料が不足しており、非常に困難である。ただ SUS 304 の γ の炭素固溶限⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾は SKH 9 の M_6C 型炭化物と共存する γ 基地の炭素固溶限⁽¹⁵⁾よりもはるかに狭く、しかも SKH 9 では温度低下に伴うその固溶限の変化に対応して固溶炭素量が增大するのに対して SUS 304 では逆に急速に減少することが理由の一つとしてあげられる。

3. 二段冷却の有効性

(1) 耐 食 性

Fig. 5 に 4.8 mm 厚さの試片を焼入れ温度を 1423 K とし、

Fig. 5 A comparison of corrosion resistance of 20 × 30 × 4.8 mm SUS 304 plates oil-quenched (O.Q.) and two-stage cooled (T.S.C.). Quenching temperature, 1423 K; holding time, 1.8 ks; pressure, 5.33 Pa. In two-stage cooling a change-over from furnace-cooling to oil-quenching was made at 1223 K.

油焼入れ (○), 二段冷却 (△: 1223 K まで炉冷後, 油焼入れ) したもの, およびそれらの表層を約 0.2 mm 研削後, バフ研磨 (●, ▲) したもののについて 65% 硝酸の沸騰液中で腐食試験を行なった結果を 48 時間浸漬ごとの平均腐食速度として示す。油焼入れした試片は初期での腐食速度が非常に大きい。これは浸炭層内の炭化物形成にクロムが消費され、炭化物周辺の固溶クロムの量が低下しているためと推察される。勿論、浸漬時間の延長によって浸炭層が溶失し尽くせば、当然腐食速度は低下するはずであり、得られた結果もこれを裏付けている。一方、二段冷却すると初期の耐食性は著しく改善される。しかしそれでもなお表層を研削したものよりはわずかに劣る。これは真空加熱中の蒸発による表層のクロム濃度の減少が原因と考えられる⁽³⁾。

(2) 冷 却 速 度

板厚が 4.8 mm の SUS 304 について、焼入れ温度を 1423 K としたときの油焼入れ、ガス冷却ならびに二段冷却における表面部の冷却曲線を算出し、比較してみる。

油焼入れの場合、銀試片での実測曲線に冷却母曲線の原理⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾を適用して求めた。具体的な手順はすでに前報⁽⁸⁾で述べた。一方ガス冷却の場合は、次式に示す無限平板の非定常熱伝導に対する理論解⁽¹⁸⁾から計算した。

$$\theta = 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \partial_n \cos \partial_n X}{\partial_n + \sin \partial_n \cos \partial_n} e^{-\partial_n^2 \tau} \quad (2)$$

ただし ∂_n は $\partial \tan \partial = B$ の n 番目の正根であり、無次元数は $\theta = (T - T_1) / (T_q - T_1)$, $X = x/l$, $\tau = \kappa t / l^2$, $B = \alpha l / \lambda = h l$ で定義される。ここに T : 時間 t での試片温度, T_1 : 冷却ガスの温度 (293 K), T_q : 焼入れ温度, x : 板厚 ($2l$) の中心からの距離, κ : 温度伝導率 ($\lambda / \rho c$), λ : 熱伝導率, ρ : 密度, c : 比熱, α : 熱伝達率, h : 熱伝達比である。計算に引用した熱的物性値などを Table 2 に示す⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。SUS 304 の ρ は室温での値と線膨張係数から算出した⁽²⁰⁾。また h については、山口ら⁽²¹⁾の自然冷却時の α の測定値および

Table 2 Values of density, specific heat, thermal conductivity, V/S , and size factor used in the calculation of the cooling curves shown in Fig. 6.

Specimen	Density (kg/m^3)	Specific heat ($\text{kJ/kg} \cdot \text{K}$)	Thermal conductivity ($\text{W/m} \cdot \text{K}$)	V/S (mm)	Size factor
Silver	9.95×10^3 (1173 K)	0.285 (1173 K)	—	2.5	1
SUS 304	7.59×10^3 (1273 K)	0.649 (1123 K)	23.86	2.4

Fig. 6 A comparison in the cooling rate between oil-quenching (O.Q.) and two-stage cooling (T.S.C.) of SUS 304 plate 4.8 mm in thickness. The curve for oil-quenching was calculated from the master cooling curve. The curve for gas-cooling (G.C.) was calculated on the assumption that the heat transfer ratio was 0.1 cm^{-1} .

Carney と Janulonis⁽²²⁾ の衝風冷却時の焼入強度の測定値を参考にして $h=0.1 \text{ cm}^{-1}$ とした。 α_n は数表⁽²³⁾ から求め、2 項近似で計算した。 Fig. 6 に計算結果を示す。二段冷却の曲線は油焼入れの曲線を時間軸に沿って平行移動し、ガス冷却の曲線と任意の温度 (Fig. 6 では 1323, 1223, ..., 823 K) で接続することによって求まる[†]。それによると二段冷却でもなるべく早期に油焼入れに移行すれば、油焼入れに遜色のない冷却速度が得られるようである。他方、二段冷却の冷却速度が油焼入れより多少劣るとは言っても、そのことが実用化の支障となる場合は少ないと考えられる。それは浸炭が起こるほどの高温 (約 1300 K 以上) から焼入れするのは高合金鋼に限られるが、それらは一部を除くと低合金鋼ほど大きな冷却速度を必要としないからである。

ところで Fig. 6 の 923 K 以上で油焼入れに切り換えた曲線には蒸気膜段階が存在し、あたかも浸炭の可能性があるかのような結果を示しているが、実際には 1223 K で切り換えても浸炭は起こらない (Fig. 1, 2 参照)。この矛盾は、Fig. 6 の油焼入れの冷却曲線には初期急冷段階⁽²⁶⁾ の存在および銀と鋼での特性温度の相違などが考慮されてい

ないために生じたものと考えられる。これらの事情をも考慮した取り扱いについては追って報告する。

(3) 工業用真空焼入炉への適応性

用いた炉は中外炉工業 (株) 製の VIBO-452 型真空熱処理炉⁽²⁷⁾ である。試片は市販の SUS 304 のうち、冷却中に炭化物が析出しやすいように、JIS 規格の上限の炭素量を有する鋼 (C: 0.08, Cr: 18.5, Ni: 8.2 mass%) をとくを選んだ。試片の寸法は $37 \text{ mm} \times 113 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ で、表面を #180 のエメリー紙で研磨した。焼入油は前項までと同一の油、冷却ガスは公称純度 99.99% の窒素を使用した。焼入条件は 1423 K-1.8 ks-1.33 Pa とし、油焼入れ、ガス冷却、二段冷却を行なった。これらの試片について光輝性、浸炭層および試片中心部での炭化物析出の有無を調べた。油焼入れでは試片表面に灰黒色の煤が析出し、光輝度は 20.4% であった。浸炭は局部的で、かつわずかしき認められず、Fig. 1, 2 からの予想とはかなり食違う結果を示したが、これは試片が加熱室から別の油焼入室へ搬送される間に試片表面の温度が降下したためと考えられる⁽⁸⁾。これに対してガス冷却では、光輝度は 103.9% と良好であったが、試片の全断面で冷却速度不足に基因した炭化物の粒界析出が観察された。一方、二段冷却は炉の指示温度が 1073 K に降下するまでガス冷却し、その後油焼入れに切り換えて行なった。切換温度を前項までの 1223 K より低くしたのは熱電対の熱慣性が試片のそれよりもかなり小さ

Oil-quenching	Gas-cooling	Two stage cooling
1423 K-1.8 ks-1.33 Pa		1423 K-1.8 ks-1.33 Pa → G.C. → 1073 K → O.Q.

Photo. 4 A comparison in the surface appearance among $37 \times 113 \times 12 \text{ mm}$ SUS 304 plates oil-quenched, gas-cooled, and two-stage cooled.

[†] 油焼入れとガス冷却では接続温度における試片内部の温度分布が異なるはずであり、この接続方法は合理的とは言えないが、簡単のため近似的にこれで行うとする⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾。

いと予想されるからである⁽²⁷⁾。このようにして得た試片の光輝度はガス冷却とほぼ同じ 103.5% であった。また浸炭および炭化物析出も完全に阻止することができた。なお **Photo. 4** に各試片の表面状態をマクロ写真によって示す。

本実験の結果から、真空油焼入れで起こる浸炭現象を阻止するのに二段冷却法は実用的に極めて有望な焼入れ法と言える。もし何らかの手段で最適な切換温度が予知できれば、その実用性は飛躍的に向上すると考えられる。

IV. 結 論

SUS 304 を真空油焼入れするとき、焼入温度がある温度以上になると浸炭現象が現われる。浸炭深さは焼入温度および試片厚さの増加とともに増大した。浸炭が起こると煤の析出によって試片表面の光輝性は著しく劣化する。浸炭層内には $M_{23}C_6$ 型、 M_7C_3 型の炭化物が多量に形成され、その周辺の基地のクロム濃度が減少するため耐食性は非常に悪い。この浸炭の阻止方法として、まず焼入温度から浸炭が起こらない温度までガス冷却し、その後油焼入れに切り換える方法(二段冷却法)を提案した。この方法によって光輝性および耐食性は著しく改善できた。二段冷却と油焼入れの冷却速度にはそれほど大差がないと考えられた。二段冷却法を工業用焼入炉に適用し、その実用性を確かめた。

終りに、腐食試験に関して種々便宜を賜った本所金属分析研究室の佐藤幸弘研究員に深く感謝します。

文 献

- (1) 石神逸男, 綱沢栄二, 山中久彦: 日本金属学会誌, **43**(1979), 392.
- (2) I. Ishigami, E. Tsunasawa and K. Yamanaka: Trans. JIM, **22**(1981), 337.
- (3) 石神逸男, 綱沢栄二, 山中久彦: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1318.
- (4) 多賀谷正義, 田村今男: 金属表面技術, **7**(1956), 261.
- (5) 多賀谷正義, 田村今男: 金属表面技術, **9**(1958), 126, および 448.
- (6) 多賀谷正義, 田村今男, 田中 貢: 金属表面技術, **11**(1960), 629.
- (7) 石神逸男, 綱沢栄二, 山中久彦: 真空, **22**(1979), 137.
- (8) 石神逸男, 山中久彦: 日本金属学会誌, **40**(1976), 69.
- (9) 石神逸男, 中村 衛, 山中久彦: 日本金属学会誌, **40**(1976), 61.
- (10) 石神逸男, 山中久彦: 日本金属学会誌, **41**(1977), 641.
- (11) 中村 衛, 山中久彦, 綱沢栄二: 大阪府立工業奨励館報告, **53**(1971), 43.
- (12) 前川立夫, 水田三千雄, 石原克巳: 日本金属学会誌, **25**(1961), 195.
- (13) H. Tüma, P. Gröbner und K. Löbl: Arch. Eisenhüttenw., **40**(1969), 727.
- (14) H. Tüma, M. Vycklický und K. Löbl: Arch. Eisenhüttenw., **41**(1970), 983.
- (15) E. Haberland, A. Rose und H. H. Weigand: Stahl Eisen, **93**(1973), 645.
- (16) 田村今男, 多賀谷正義: 日本金属学会誌, (1962), 651.
- (17) I. Tamura and M. Tagaya: Trans. JIM, **5**(1964), 67.
- (18) たとえば, T. F. Russell: Iron and Steel Inst. Special Report, No. 14(1936), 149.
- (19) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1974), p. 16.
- (20) 長谷川正義監修: ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社, (1976), p. 103.
- (21) 山口富夫, 福栄久宜, 重松広次, 原田和明: 三菱重工技報, **6**(1969), 30.
- (22) D. J. Carney and A. D. Janulonis: Trans. ASM, **43**(1951), 480.
- (23) H. S. Carslaw and J. C. Jaeger: *Conduction of Heat in Solids*, Clarendon Press, London, (1959), p. 491.
- (24) 多賀谷正義, 田村今男: 日本金属学会誌, **B-15**(1951), 589; **16**(1952), 107 および 342; **17**(1953), 217.
- (25) 橋 藤雄, 塩治震太郎: 日本機械学会論文集, **38**(1972), 1056.
- (26) 多賀谷正義, 田村今男: 日本金属学会誌, **B-15**(1951), 538 および 589.
- (27) 綱沢栄二, 山中久彦, 中村 衛: 大阪府立工業奨励館報告, **55**(1971), 1.