- (24) J. G. W. van de Waterbeemd and G. W. van Oosterhout : Philips Res. Rep., **22** (1967), 375.
 (25) P. K. Dutta and H. Wilman : J. Phys. D : Appl. Phys., **4** (1971), 1971.
 (26) K. Okamoto, K. Hara, H. Fujiwara and T. Hashimoto : J. Phys. Soc. Japan, **40** (1976), 293.
 (27) L. G. Schulz : J. Appl. Phys., **20** (1949), 1030.
 (28) R. R. Verderber : J. Appl. Phys., **30** (1959), 1359.
 (29) R. R. Verderber and B. M. Kostyk : J. Appl. Phys., **32** (1961), 696.
 (30) A. Yelon, J. R. Aski and R. W. Hoffman : J. Appl. Phys., **33** (1962), 949.
 (31) K. Kimoto, Y. Kamiya, M. Nonoyama and R. Uyeda : Japan. J. Appl. Phys., **2** (1963), 702.

Al-Cu 系合金の凝固時のみかけの固相域について

山 内 勇* 岸 田 宏 司**
 大 中 逸 雄* 福 迫 達 一*

Isamu Yamauchi, Koji Kishida, Itsuo Ohnaka and Tatsuchi Fukusako : Apparent Solid Region of Al-Cu Alloys during Solidification. Some factors affecting the apparent thickness of the partially solidified layer on the original metal rod surface in the dip-forming process of the skin freezing process were investigated experimentally by dipping tests using 99.99% Al, Al-0.5% Cu, Al-2% Cu and Al-4.5% Cu alloy. Solid fraction was calculated by Scheil's equation from the temperature distribution measured in the partially solidified region. The shear stress acting on the interface during the raise of the metal rod was estimated under some simple assumptions. The calculation of the solidification profile in this experiment was done by the finite difference method. The results obtained were as follows :

(1) In pure Al and Al-Cu alloys without Ti, the apparent solid layer was columnar structure and corresponding to the position of 0~30% solid fraction in Al-2% Cu alloy and 0~15% in Al-4.5% Cu alloy.

(2) The shear stress acting on the partially solidified region in raising the rod from the bath was much lower than the apparent strength of the region. Therefore the apparent thickness was decided by such a low solid fraction region.

(3) Interface heat conductances h between the metall rod and the solid layer were obtained by comparing the experimental and calculated values. In the concentrated heat flow condition, h decreased with Cu content and increased with dipping time.

(4) The apparent thickness was thicker with Cu content in the short dipping time and then this relation was reversed after a prolonged dipping time. This was caused by the difference in the partially solidified temperature range and in the thermal condition due to Cu content.

(Received October 15, 1976)

I. 緒 言

ディップ・フォーミングプロセス^{(1)~(3)}のように固体金属棒を熔融金属内に浸漬して、溶湯を金属表面上に凝固させて太くする場合、浸漬時間に対する凝固付着厚さの変化を知ることが必要である。また、スラッシュ・ Casting とか真空吸引法^{(4)~(6)}のような未凝固溶湯を排出することによって中空品を作る場合とか、著者らが研究を行なっている中子を使わない引上げ式のパイプの連続製造法^{(4)~(7)}などの場合においては、見かけ上固相とみなせる部分が製造品の厚さとなるので、保持時間に対してのみかけ上の固相部分の変化を知ることが重要である。

表皮形成型凝固をする純金属の場合には、Horvay によって解析されている⁽⁸⁾。彼は、付着金属を浸漬棒と同じ材料であると仮定して、その厚さを融液中に存在する時間、棒の昇速度および融液の温度、熱物性値の関数として計算している。固液共存領域をもって凝固する合金の場合には解析した例は殆んどないようである。

本研究では、デカンテーションと精密な温度測定が同時に行なえ、熱流条件がディップ・フォーミングプロセスと同じである浸漬法を使って付着厚さに及ぼす因子について検討した。また、温度と固相率の係に Scheil の式⁽⁹⁾を用いて、合金の凝固潜熱を比熱に置き換えた凝固計算を行

* 大阪大学工学部冶金工学教室 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

** 大阪大学大学院、現在：新日本製鉄株式会社名古屋製鉄所 (Graduate School, Osaka University, Suita. Present address : Nagoya Works, Nippon Steel Corp., Tokai)

ない、実験と比較することにより浸漬法における熱的条件について検討した。

II. 実験方法

Fig.1 に本研究で使用した実験装置の概略を示す。装置は溶湯保持炉と浸漬用丸棒の昇降駆動部から成っている。浸漬用丸棒は直径 32ϕ 、長さ 100 mm の低炭素鋼 (JIS-SS 41) であり、浸漬に先だってその表面をエメリーパーの 0 番で研磨し、トリクロロエチレンで脱脂後、濃塩酸で酸洗いをした。合金溶湯として、凝固温度範囲の異なる Al-0.5% Cu, Al-2% Cu および Al-4.5% Cu を使った。なお、一部の実験において、結晶粒微細化剤として Ti を 0.05% 添加した Al-2% Cu-0.05% Ti 合金も使った。これらの合金溶湯はいずれも 99.99% Al, Al-33% Cu, Al-3.61% Ti から配合溶解した。また、浸漬法における付着厚さの推定の妥当性を検討するために、Engler⁽¹⁰⁾ の分類によると表皮形成型の凝固をするといわれている 99.99% Al の溶湯也使った。これらの金属材料は 4 番黒鉛のつば内で溶解 (溶解量約 750 g) され、各々の液相線温度 (もしくは融点) 上約 100°C まで一度加熱し、その後保持炉内で約 $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の速度で浸漬開始温度まで冷却した。このときの浸漬開始温度を各々の組成において過熱度が 10°C になるように選んだ。

浸漬時間の制御は室温の丸棒がサイリスタ制御の直流モータによって溶湯に浸漬されると同時に装置上部に取り付けたリミットスイッチにより、所定の浸漬時間に設定さ

れたタイマーが作動し始め、設定の時間経過後丸棒を自動的に引上げることにより行なった。そのときの平均上昇速度は約 $230\text{ mm}/\text{sec}$ であった。丸棒に付着した凝固層を速やかに氷水中で急冷し、付着厚さをノギスで測定した。

また、溶湯に丸棒を浸漬したときの凝固の進行状態を知るために、 0.32ϕ 素線のガラスウール被覆 CA 熱電対を丸棒の浸漬開始約 5 min 前にあらかじめ溶湯内に 5ヶ所セットしておく。丸棒浸漬後の各点における温度変化を自動平衡型直流電圧記録計 (入力インピーダンス $1\text{ M}\Omega$) に記録した。このとき、すべての熱電対に基準電圧発生装置により一定の逆電圧を印加し、記録計のフルスケールを 2 mV に拡大して測定した。各熱電対の熱接点の位置は垂直方向には丸棒の中央付近で一定とし、水平方向 (半径方向) の位置は温度測定の場合に限り、丸棒を引上げずにそのままの静止状態で凝固させて完全に凝固完了後試料を切りだして、丸棒表面からの距離をノギスにて実測した。丸棒の温度変化を知るために、丸棒中に 1.6ϕ のシース熱電対を 1ヶ所だけ挿入した。その正確な位置は同様にして実験終了後切りだして実測した。なお、溶湯中の熱電対の場合、応答性が問題であるので、熱接点にアルミナゾルにジルコンプラワーを溶いたスラリーを薄く塗布したものと無コーティングな状態の 0.32ϕ CA 熱電対の $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ 間での応答性を測定したところ、各々、約 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ および $70^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ という値を得たので、本実験では熱電対に何もコーティングせずに使った。

III. 実験結果および考察

Fig.2 に浸漬時間による付着厚さの変化を示す。この結果、短時間浸漬時の付着厚さは 99.99% Al が最大であり、Ti 無添加合金に関しては Cu 濃度の低いものほど厚かった。しかし、浸漬時間が長くなるとこの関係は逆転し、Cu 濃度の高いものの方が付着厚さが厚くなる傾向が認められた。なお、Ti 無添加の場合、付着厚さのばらつきは最大 10% 以内 (Fig.2 には平均値でプロット) であるのに対し、Al-2% Cu-0.05% Ti の場合にはばらつきが最大 40% にも達したので Fig.2 には示さなかった。

Fig.1 Dipping test apparatus.

Fig.2 Variation of the apparent thickness with dipping time.

付着層の横断面のマクロ組織を **Photo.1** に示す。99.99% Al および Ti 無添加の Al-Cu 合金のマクロ組織はいずれも柱状晶であるが、Al-2% Cu-0.05% Ti においては微細な等軸晶であった。Photo.1 の場合、いずれも 6 sec 浸漬したときのものであるが、浸漬時間の長短にかかわらずマクロ組織的には大きな変化は認められなかった。Ti 添加の場合の付着厚さのばらつきの理由として、次のように考えられる。Engler⁽¹⁰⁾ が述べているように、等軸

Photo.1 Macrostructure in cross-section parallel to the freezing direction (dipping time 6 sec).

(a) 99.99% Al, (b) Al-0.5% Cu,
(c) Al-2.0% Cu, (d) Al-4.5% Cu

晶凝固には、ペースト状凝固とシェール状凝固が考えられる。本合金の場合にどちらの凝固タイプであるかは確認されていないようであるが、おそらく、ペースト状凝固をするものであろう。したがって、ペースト状凝固の場合には、成長しつつある結晶粒子相互間の結合力が弱いために丸棒の浸漬時あるいは引上げ時の対流などの乱れによって各粒子が比較的自由に移動し得るためであろう。

温度測定の結果を **Fig.3** に示す。本実験においては、溶湯の浸漬開始時の温度から凝固開始温度までの最大冷却速度は丸棒から 2 mm 離れた所では、約 25°C/sec であり、この程度の冷却速度では市川ら⁽¹¹⁾ により報告されているような過冷現象は認められず、すべての熱電対は平衡状態図の液相線温度 (図中に破線で示す) で冷却曲線に変化を生じている。丸棒の温度上昇の測定結果を **Fig.4** に示す。溶湯組成の違いにより、丸棒の温度上昇曲線に差が認められ、99.99% Al の場合がもっとも温度上昇速度が大きく、Al-0.5% Cu, Al-2% Cu と続き、Al-4.5% Cu の場合が最も小さい。これは各金属の浸漬開始温度が異なる結果ではなく、金属によって丸棒-凝固金属層間の熱コンダクタンス (接触熱抵抗の逆数) の大きさが異なることを示唆しているものと思われる。

丸棒への付着厚さすなわち固液共存領域の見かけの固相域厚さに影響を及ぼすものとして次の 3 つの因子が考えられる。

1. 丸棒と凝固金属界面における熱コンダクタンス

本実験における熱流条件は集中型熱流といわれているものであり、このような場合における表面熱コンダクタンス

Fig.3 Variation of metal bath temperature with dipping time.

Fig. 4 Variation of steel rod temperature with dipping time.

h に関しては丸棒の温度測定結果と h を仮定した加熱曲線の計算機によるシミュレーションを比較することにより適当な h が求まると Sun が報告⁽¹²⁾している。彼によると、鑄鉄、銅などの丸棒をハステロイ X とかアルミニウム浴に浸漬し、その結果、浴の金属が変わっても同じ h で表わされ、浸漬時間 t による h の変化は 1 次関数的に増加し、 $h=at+b$ なる関係で表わされるとしている。

本実験における浸漬後の各時間における凝固金属内の温度分布を Fig. 5 に示す。この図から、温度勾配は丸棒浸漬後数 sec で最大に達した後、徐々に低下して均一化の傾向を示す。また、温度勾配が最大値に達するまでの時間は 99.99% Al が最も短く、Cu 濃度が増すほど長くなって

いる。このことと前述した溶湯組成によって丸棒の温度上昇速度が異なるという事実から、丸棒浸漬直後の丸棒-凝固金属層間の熱コンダクタンスは一定でなく、99.99% Al が最も大きく、Cu 濃度が増すほど小さくなると推定される。そこで、この熱コンダクタンスの値を種々変化させて、丸棒の温度と溶湯の温度変化を差分計算法⁽¹³⁾によって求め、実験値と比較することによって最適の熱コンダクタンスの値を決定した。

なお、計算に際しての仮定は次のとおりである。

- (1) 軸方向の熱移動はない。
- (2) 熱物性値は凝固温度範囲を除いて一定。
- (3) 溶湯と黒鉛のつば間には熱移動はない。
- (4) 溶湯内に対流はない(これは浸漬後の付着厚さが軸方向に均一であったことから妥当な仮定と思われる⁽¹⁴⁾)。

また、凝固の潜熱については純金属の場合には、千々岩ら⁽¹⁵⁾の温度回復法を使い、合金の場合には、等価比熱法を使った。従来の等価比熱法では、比熱を凝固温度範囲で矩形近似したりあるいは三角形に近似する方法がとられていたが、物理的な意味が不明瞭である。ここでは、半径方向のマクロ偏析がなく凝固方向に溶質の濃化が起らず、凝固が比較的速くて固相内の拡散が無視でき、液相内では完全に混合されている場合を考える。すなわち、温度と固相率の関係が式(1)で示されるような Scheil の式⁽⁹⁾に従うとする。

$$f_s = 1 - \left(\frac{T - T_p}{m c_0} \right)^{1/k_0 - 1} \quad (1)$$

ただし

f_s : 固相率, c_0 : 初期溶湯濃度, T_p : 純金属の融点, m : 液相線の傾き, k_0 : 平衡分配係数, T : 固液共存内の温度

このときみかけの比熱 $\bar{C}$ は式(2)で与えられる。

$$\bar{C} = C_m + L \frac{df_s}{dT} \quad (2)$$

ただし

C_m : 液相と固相の平均比熱, L : 凝固の潜熱

よって式(1), (2)から,

$$\bar{C} = C_m - L / \left\{ m c_0 (1 - k_0) \right\} \left(\frac{T - T_p}{m c_0} \right)^{(k_0 - 2)/(1 - k_0)} \quad (3)$$

式(3)を使って計算すると矩形近似法と三角形近似法に比較して、固液共存領域を除いて温度分布はほとんど変わらないが、固液共存領域内における固相率分布がかなり異なる⁽¹⁶⁾。

ここで、式(2)のような考え方から、従来の矩形近似法は固相率が固液共存温度範囲で直線的に変化することを仮

Fig. 5 Temperature distribution in metal bath.

定しており、また、三角形近似法は固相率が固液共存温度範囲で温度に対して2次関数的に変化することを仮定しており、いずれの場合も凝固理論との関連性は少なく、本実験のような固液共存域での固相率分布などを問題にする場合には不適当であると思われる。

Fig.6 に計算結果と実験値との比較を示す。このように実験値と計算値とは比較的良好一致を示している。たとえば、Al-4.5% Cu 合金の場合には、界面熱コンダクタンス $h=0.02+0.01t$ が求まる。同様に求めて求めた熱コンダクタンスを Table 1 に示す。すなわち、熱コンダクタンスは Cu 濃度が高くなるにつれてその値は小さくなり、また、時間とともに大きくなる傾向を示している。

Fig.6 Comparison between calculated and measured temperature variations in metal bath of Al-4.5% Cu alloy.

Table 1 Heat conductance h between steel rod and solidified layer.

Metal	h (cal/cm ² ·sec·°C)
99.99% Al	0.2
Al-0.5% Cu	$0.06+0.005t^*$
Al-2.0% Cu	$0.04+0.01t^*$
Al-4.5% Cu	$0.02+0.01t^*$

t^* : dipping time(sec)

この結果は Sun⁽¹²⁾ の報告とは異なっている。一方、竹内⁽¹⁷⁾は発散型の熱流条件のもとで鋳型-鋳物間の熱移動に及ぼす Al 合金溶質量の影響に関する報告で次のように述べている。表皮形成型凝固合金では、鋳型近傍の凝固層が早い時期に完全に凝固するのに対して、固液共存域の長い合金系では、鋳型近傍の凝固層は比較的遅い時期まで固液が共存し、いわゆるデンドライト間隙部に濃縮液が残存して、鋳型との“ぬれ”が良い状態にあり、接触熱抵抗が小さいと述べている。これに反し、本実験のように、集中型熱流になる場合には、鋳型と鋳物間の熱移動を支配する因子としては、鋳物の凝固収縮によるエア・ギャップの減少が考えられる。表皮形成型凝固をするものでは、丸棒浸漬直後に強固な凝固殻が形成されるため、丸棒と凝固殻間の接触圧力が Al-Cu 合金に比べて著しく大きいためと思われる。いわゆる“マッシー”状凝固をする Al-Cu 合金では、浸漬直後における凝固殻の強度が弱いため、 h も小さな値であるが、浸漬時間の増加とともに丸棒と凝固層

間の接触圧力が増すことによって、 h の値も浸漬時間の増加にしたがって大きくなるものと考えられる。

2. 凝固金属層内の固相率分布

付着厚さに影響を及ぼすものとして、凝固金属層内の固相率分布を考える。温度と固相率との関係については、実験的に求める方法として、試料を水中に急冷し、マイクロ組織を観察したが急冷された組織と急冷以前に存在していた固相とを明確に区別できなかった。そこで式(1)の Scheil の式を使って Fig.5 の温度分布から Fig.7 に示すような固相率分布を得た。なお Fig.7 には実測による付着厚さと固相率分布曲線との交点を○印で示した。温度を固相率に換算する際、実際の固相率と Scheil の式で求めた固相率との間には、大平ら⁽¹⁸⁾によると固相率 20% 以下では殆んど差がないと報告されている。したがってマクロ偏析による濃度変化がないのであれば、このような計算によっても固相率はかなり精度よく計算できるものと考えられる。

Fig.7 から○印の位置の固相率すなわち引上げられた先端の固相率が求まる。Al-2% Cu の場合には、その固相率は 0~15% であり Al-4.5% Cu の場合には 0~5% 位になっている。しかしながら、温度測定の際のばらつきおよび熱電対の位置の測定誤差などを考慮すると Al-2% Cu の場合には、引上げられる先端での固相率は 0~30% 内にあり、Al-4.5% Cu の場合には 0~10% 内にあるといえる。このように、Cu 濃度の低い場合、固相率のばらつきが大

Fig.7 Solid fraction distribution in the partially solidified region.

きくなるのは固液共存領域の温度勾配すなわち固相率勾配が大きくなるからである。本実験では、引上げられる固相率の限界を一概に何%であるかを決定できず、溶質濃度の変化によって、引上げられる固相率が変化するか否かは興味ある問題であるが明らかにすることができなかった。ただし、引上げられる固相率を5%とすると付着厚さは±6%以下の範囲で推定でき、固相率を0%(液相線温度)とすると10%以下の範囲で付着厚さを推定できる。

従来、固液共存領域の強度については種々研究されており、大別して次の4種類がある。

(1) 特定の鋳型に鋳込んだ試料につき、高温亀裂発生の有無を調べたもの⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。

この場合、亀裂発生の有無は固液共存領域の強度よりも、デンドライトの局部的な再配列および残存液体の移動の容易さによるという報告⁽²¹⁾もあり、亀裂発生と固相率の関係はそのままでは本研究に適用できないであろう。

(2) 試料を凝固温度範囲まで加熱して引張試験を行なったもの⁽²²⁾⁽²³⁾。

この場合、Singer⁽²²⁾はAl-Si合金での実験で70%の固相が生じるとデンドライトのネットワークが生じ、強度をもつと報告しているが、凝固過程での引張り変形に対する抵抗と溶解過程での引張り変形に対する抵抗が等しいか疑問であり、直接本研究には適用できないと思われる。

(3) 凝固時の収縮もしくは収縮応力を連続的に測定できる鋳型に試料を鋳込みそれらの温度による変化を調べたもの^{(20)(24)~(28)}。

この場合、小林⁽²⁴⁾は急冷による平衡状態からのずれを加味した状態図を作製し、これと割れ発生時の温度から固相率75%以上になるとデンドライトが部分的に接着して強度をもつと述べ、また、高瀬ら⁽²⁵⁾はAl-Cu合金で約55%、Al-Si合金で約45%で強度をもちはじめると述べている。大平ら⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾も同様な結果をAl-Cu合金の場合に得ている。Kubotaら⁽²⁸⁾は、冷却速度が約30°C/secでAl-Cu合金を凝固させた実験で約60~70%の固相率で強度をもつと報告している。しかしながら、これらの実験で問題となるのは鋳物の温度を一点しか測定しておらず温度分布をもつ場合には適用できないこと、および冷却速度によってデンドライトのネットワークの状態が異なると思われるがそれについての考慮が十分でないことである。

(4) 凝固温度範囲内のある温度に試料全体を等温保持し、剪断力もしくは圧縮応力をかけた時の変形抵抗を測定したものの⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

この場合、Metzら⁽²⁹⁾は等温圧縮および剪断実験の結果から、粗粒のAl-Cu合金の場合、固相率が25%でデンドライトのネットワークが形成され、微細粒の場合は個々のデンドライトが粗粒のものに比べて互いに独立に動き得るため固相率40%で強度をもちうると報告している。

このように従来の研究では、固相率が25~70%で強度

をもつといわれており、本研究の結果とはかなりの差が認められる。

3. 引上げ時に凝固層に働く剪断応力

デンドライト状界面をもつ場合の溶湯流動による剪断応力の推定はあまりないが、定常流における粗い面をもつ平板での局所表面摩擦係数はSchlichting⁽³¹⁾によれば、

$$C_f = (2.87 + 1.58 \log \alpha)^{-2.5} \quad (4)$$

で表わされる。

ただし、

C_f : 局所表面摩擦係数

α : 局所における相対粗さを示すパラメータであり、通常1よりはるかに大きな値である。

したがって、

$$C_f < (2.87)^{-2.5} \quad (5)$$

が成立していると考えられる。

また、剪断応力は定義より

$$\tau = 1/2 \cdot \rho \cdot C_f' u_0^2 / g \quad (6)$$

で表わされる。

ただし、

τ : 剪断応力, ρ : 溶湯の密度

g : 重力の加速度, u_0 : 丸棒の平均引上げ速度

式(6)において、 $C_f = (2.87)^{-2.5}$, $\rho = 2.274 \text{ g/cm}^3$, $g = 980 \text{ cm/sec}^2$, $u_0 = 23 \text{ cm/sec}$ を代入すると、 $\tau \approx 0.05 \text{ g/cm}^2$ なる値が得られる。

この剪断応力が固液共存領域のどこに作用するか問題であるが、仮に上の剪断応力の値の100倍の応力が作用しても、MetzらによるとAl-4.0% Cu合金の25%以上の固相率をもつデンドライトネットワークを破断させることはできないが固相率25%以下のデンドライトネットワークを動かせる可能性がある。したがって、溶湯から丸棒を引上げた時に低い固相率の所がみかけ上界面となったのはこのような低い剪断応力のためであろうと考えられる。

IV. 結 論

熔融金属中に固体金属丸棒を浸漬した場合の時間による付着金属層の厚さの変化を調べ、凝固時のみかけの固相域について検討を加えた結果、次のようなことが明らかにになった。

(1) 純Al, Al-Cu系合金の場合には、付着金属層のマクロ組織は柱状晶であり、付着厚さのばらつきは最大10%以内で均一であった。温度測定の結果、付着層先端の位置の温度はほぼ液相線温度であった。

(2) Tiを添加したAl-2% Cu-0.05% Ti合金の場合には、付着金属層のマクロ組織は微細な等軸晶であり、ペースト状凝固をするものと考えられ、付着厚さはかなりばらつき(最大40%)付着厚さの推定は困難であった。

(3) 柱状晶をもつ合金の場合、どの程度の固相率がみかけ上固相として引上るかという点については、Cu濃度に

より異なった。たとえば、2% Cu の場合にはその固相率は0~30%であり、4.5% Cu の場合には0~10%であると考えられる。

(4) 固相率のかなり低い所までがみかけ上固相として引上げられるのは、本実験での引上げ時にデンドライトに加わる剪断応力が小さいためであると考えられる。

(5) 付着厚さの推定において、引上げられる固相率を5%とすると±6%以下の精度で、固相率を0%(液相線温度)とすると10%以下の精度で付着厚さを推定できる。

(6) 非定常伝熱モデルを考え、凝固計算と実験値を比較することにより、丸棒-凝固層間の界面熱コンダクタンスの値が得られた。本実験のように集中型熱流条件のもとではその値はCu濃度がますにつれて小さな値になり、また、時間が長くなるにつれて大きくなることがわかった。これは純Alが表皮形成型の凝固を行ない、浸漬直後に強固な凝固殻が形成され、丸棒と凝固殻間の接触圧力がAl-Cuに比べて大きく、Al-Cu系合金では“マッシィ”状凝固のため、浸漬直後における凝固殻の強度が弱く、時間の経過と共に接触圧力がますためであると思われる。

(7) 付着厚さは短時間浸漬の場合、Cu濃度の低い方が厚く、浸漬時間が長くなるとこの関係は逆転した。これは固液共存温度範囲の違いによる熱的条件と液相線の進行速度の違いから生じたものであろう。

文 献

- (1) R.P.Carreker : J.Metals, **15**(1963), 774.
- (2) R.P.Carreker : Wire and Wire Products, **39**(1964), 1161.
- (3) G.Suits : Charles M.Schwab Memorial Lecture AISI, May, (1963).
- (4) A.I.Veinik : *Thermodynamics for the Foundryman*, MacIaren and Sons Ltd., London, (1968), 220.
- (5) G.F.Balandin : *Skin-Freezing Casting*, Israel Program for Scientific Translation, (1964), 175.
- (6) 千々岩健児 : 鑄造加工, 誠文堂新光社, (1967), 85.
- (7) 山内 勇, 大中逸雄, 千々岩健児 : 鑄物, **44**(1972), 551.
- (8) G. Horvay : Trans. ASME Ser. C J. Heat Transfer, **87**(1965), 1.
- (9) E.Scheil : Z.Metallk., **34**(1942), 70.
- (10) S.Engler : Z.Metallk., **63**(1972), 375.
- (11) 市川理衛, 池田徹之, 大橋照男 : 鑄物, **46**(1974), 25.
- (12) R.C.Sun : AFS Cast Metals Res.J., **6**(1970), 105.
- (13) 藤川洋一(訳) : 電算機による偏微分方程式の解法, サイエンス社, (1970), 10.
- (14) G.S.Cole : *Solidification*, Ed.by T.J.Hughel and G.F.Bolling, ASM, (1970), 263.
- (15) 千々岩健児, 伊藤光男, 加藤正彦 : 鑄物, **42**(1970), 523.
- (16) A.I.Koler, J.D.Thomas and A.A.Tzavaras : AFS Cast Metals Res.J., **9**(1973), 156.
- (17) 竹内宏昌, 梅田高照, 加藤 寛, 檀山正孝 : 鑄物, **47**(1975), 809.
- (18) 平井正典, 佐藤 有, 大平五郎 : 金属学会誌, **38**(1974), 426.
- (19) R. A. Rosenberg, M. C. Flemings and H. F. Taylor : Trans.AFS, **68**(1960), 518.
- (20) H.F.Bishop, C.G.Alkerlind and W.S.Pellini : Trans.AFS, **65**(1957), 247.
- (21) S.A.Metz and M.C.Flemings : ibid., **74**(1970), 453.
- (22) A. R. E. Singer and S. A. Cottrell : J.Inst. Metals, **73**(1947), 33.
- (23) W.S.Pellini : Foundry, **80**(1952), 125.
- (24) 小林俊雄 : 軽金属, **36**(1959), 21.
- (25) 高瀬孝雄, 万谷泰一郎 : 鑄物, **32**(1960), 191.
- (26) 大平五郎, 小林俊雄, 坂本 昭 : 鑄物, **34**(1962), 160.
- (27) 小林俊雄, 大平五郎 : 鑄物, **38**(1966), 795.
- (28) M.Kubota and S.Kitaoka : Trans.AFS, **77**(1973), 427.
- (29) S.A.Metz and M.C.Flemings : ibid., **73**(1969), 329.
- (30) 木内 学, 福岡新五郎 : 金属, **44**(1974), 47.
- (31) H. Schlichting : *Boundary - Layer Theory*, McGraw-Hill, New York, (1968), 82.