- (16) 高橋忠義：日本金属学会会報, **16**(1977), 823.
- (17) 高橋忠義, 工藤昌行：日本金属学会会報, **11**(1972), 601.
- (18) H.D.Brody and M.C.Flemings: Trans. Met. Soc. AIME, **236**(1966), 615.
- (19) M. Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, Book, (1958).
- (20) 高橋忠義, 工藤昌行, 吉年慶一：日本金属学会誌, **43**(1979), 1086.
- (21) S.Engler and L.Henrichs: Giessereiforschung, **25**(1973), 101.
- (22) G.H.Gulliver: J.Inst. Metals, **9**(1913), 120; **11**(1914), 252; **13**(1915), 263.
- (23) 美馬源次郎：金属組織学, 朝倉書店, (1965), 317.
- (24) 千々岩健児：東大生研報告, **5**(1956), 249.
- (25) 西 成基, 篠田武雄, 寺部哲史：軽金属学会第43回大会講演概要集, (1972), 111.
- (26) 磯部俊夫, 久保田昌男, 北岡山治：鋳物, **47**(1975), 345.
- (27) 林 清蔵, 中田 毅, 村田 清：日本鋳物協会第78回講演大会概要集, **42**(1970), 753.
- (28) M.C.Flemings: Brit. Found., **52**(1964), 312.
- (29) S.Feliu, M.C.Flemings and H.F. Taylor: Brit. Found., **53**(1960), 413.
- (30) 沢村 宏, 森田志郎：日本金属学会誌, **6**(1942), 28.
- (31) R.Kummerle: Metall, **11**(1957), 848.
- (32) 高橋忠義, 工藤昌行, 芳野文人：学振19委凝固現象協議会資料 No. 9400, (1972).
- (33) 木口昭二, 佐藤博之, 加山延太郎：鋳物, **50**(1978), 8.
- (34) 高瀬孝夫, 万谷泰一郎：鋳物, **32**(1960), 191.
- (35) 小林俊雄, 大平五郎：鋳物, **38**(1966), 795.
- (36) 磯部俊夫, 久保田昌男, 北岡山治：鋳物, **50**(1978), 235.
- (37) W.I.Pumphery and J.V.Lyons: J.Inst.Metals, **73**(1947), 439.
- (38) 磯部俊夫, 久保田昌男, 北岡山治：鋳物, **50**(1978), 425.
- (39) 高瀬孝夫：金属の研究, **3**(1926), 53, 114.
- (40) A.J.Davis, M.P.Harding and P.M.Robinson: Mat. Sci. Eng., **15**(1974), 67.

日本金属学会誌 第44巻 第10号 (1980)1097~1104

Al-Si 合金の固-液共存層における空隙の healing 現象*

高橋 忠義** 工藤 昌行** 吉年慶一***

On the Healing Phenomena of a Hole in the Solid-Liquid Coexisting Zone in an Al-Si Alloy

Tadayoshi Takahashi**, Masayuki Kudoh** and Keiichi Yodoshi***

Using the authors' method that an artificial hole was made in the solid-liquid coexisting zone, the interdendritic liquid was allowed to flow into the cylindrical hole or the wedgewise concavity for different fractions of solid. The healing phenomena in relation to hot tearing were pursued by the formation mechanism of dendrites within the liquid flowing into the hole.

The results on an Al-3 mass%Si alloy are summarized as follows.

(1) When the diameter of the cylindrical hole was above 4 mm, the occurrence of crystals was recognized in the hole and the hole was healed. In case of the hole of 2 mm diameter, a narrow shrinkage pipe was observed in the central part of the hole.

(2) The formation of the dendrites within the hole becomes possible with increasing diffusion distance of solute in the liquid in front of the dendrites developing from the wall of the hole towards the center of it, because the degree of constitutional undercooling in the central part of the hole increases with increasing the diffusion distance. In the hole of 2 mm diameter without crystallization, the liquid in front of growing dendrites is promoted to be enriched in solute and the solute-rich liquid is utilized as the source of feeding against the solidification contraction of the specimen, so that a shrinkage pipe is formed.

(3) The experimental results of the healing phenomena in case with holes of several diameters could be reappeared with the wedgewise concavity which was made by the procedure similar to the formation of the cylindrical hole in the solid-liquid coexisting zone.

(Received December 7, 1979) J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No. 10 (1980), pp. 1097~1104

** 北海道大学工学部 (Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

*** 北海道大学大学院, 現在: 三洋電機株式会社 (Graduate School, Hokkaido University, Sapporo. Present address: Sanyo Electric Co., Ltd., Osaka)

* 1979年10月日本金属学会名古屋大会に発表

I. 緒 言

鑄造割れ防止は健全な鑄塊の製造において考慮しなければならない基本的要素である。したがって鑄造割れ現象の把握およびその生成要因に関する研究が多角的に行なわれている^{(1)~(11)}。一般には鑄塊製造上の制約から凝固過程の鑄塊に加わる応力が、発達するデンドライト構造のつくる強度を越えると割れが発生する。凝固過程で割れが生じて、その生成段階がデンドライト間液相の流動が可能であれば液相は割れ部分へ侵入し、割れ部分は healing され、結果として鑄造割れは生じないものであると考えられている。しかしながらこれまでこの healing 現象は実用鑄塊の凝固後の組織観察から判断されているものであり、healing 過程の実験的把握は行なわれていないのが現状である。

本研究では固-液共存層における結晶間の液相の流動性を検討するために用いた著者らの実験手法⁽¹²⁾を応用して、固-液共存層に人工空隙を生じさせ、空隙径の大きさ、形状および空隙形成時の固相率を変化させて healing 過程を追求したものである。

II. 実験方法

試料は Al-3 mass%Si 合金を用いた。実験装置の概略を Fig.1(a) に示す。電気抵抗炉に内径 60 mm、肉厚 5 mm の黒鉛ルツボを設置し、溶湯高さは 80 mm とした。固-液共存層に人工空隙を形成させるため、あらかじめルツボの中心にアルミナ管を直立させ、その先端部に Fig.1(b) に示すような熱電対挿入用の穴をあけたアルミナセ

ント製の栓をして熱電対の保持と溶湯が管内に侵入することを防止した。用いたアルミナ管の直径は 2, 4, 6 mm と変化させている。

実験手順として、溶湯を 973 K より 0.017 K/s で冷却し、所定の固相率となる固-液共存層温度でアルミナ管を引き上げて空隙を形成し、その後炉冷した。形成した空隙には空隙外のデンドライト間液相が流入することになる。空隙は鑄塊底部から 20 mm 高さを基点としてそれより上方に 2 cm 引き上げることによって形成した。

試料の温度コントロールはルツボ壁から 15 mm の距離で鑄塊底部から 30 mm 高さにセットした C-A 熱電対で行なった。空隙へ流入した液相の温度変化の把握は、空隙中心に位置するようにあらかじめセットした先端露出の C-A 熱電対で行なった。

さらに空隙の形成形態が実際の割れ現象のモデル実験と見なせるものも行なった。一定空隙径を得るときと同様な冷却条件で形成した固-液共存層内に、あらかじめ鑄塊底部の 20 mm 高さにセットしてある黒鉛製クサビ(上面の厚み: 6 mm, 幅: 20 mm, 高さ: 50 mm)を 5 cm 引き上げることによってクサビ形状の空隙をつくった。

試料は凝固後鑄塊の中央縦断面または横断面で切断し、デンドライト組織の顕出と、XMA による初晶濃度の同定を行なった。また固-液共存層における固相率の決定にあたっては、生成する結晶の溶質拡散を考慮する式⁽¹³⁾を適用することによって行なった。その際に用いた Al-3 mass%Si 合金の Si の平衡分配係数は 0.13⁽¹⁴⁾であり、本実験条件における凝固パラメーター α ⁽¹³⁾は 0.28~0.36 の範囲のものである。

III. 実験結果

1. 空隙径と healing

本実験で適用した固-液共存層の固相率は 31% から 67% の範囲であり、それぞれの固相率で空隙を形成した。

Photo.1 (a)~(c) は 6 mm 空隙径で固相率 31% (a), 39% (b), 50% (c) における場合の凝固組織である。組織写真の中央領域に空隙形成場所が観察される。(a), (b), (c) いずれも周囲のデンドライト間の液相が空隙に流入して、周囲と同様な分散した微小空隙を残してはいるが、全体としては healing されていると見られる。なお healing されている領域の下部に見える黒い部分は熱電対があったためにできた空隙である。(a)の空隙領域におけるデンドライト形態は周囲のデンドライトとあまり大きな変化は認められないが、(b)では周囲よりも相対的に微細化されている。(c)では空隙周囲より発達したデンドライトと内部に独立に存在するデンドライトとが共存しているとともに、デンドライトが(b)より粗くなっている。これは周囲が高固相率のために空隙へ流入する液相の速度が遅くなり、周囲の

Fig.1 Experimental apparatus to make a hole in the solid-liquid coexisting zone, (a), and temperature measurement in the hole, (b).

1. Alumina tube.
2. Thermocouple.
3. Furnace.
4. Solid-liquid coexisting zone.
5. Graphite crucible.
6. Hole.

Photo.1 Dendrite morphology formed in the liquid having flowed into a hole of 6 mm diameter at different fractions of solid, f_s , in an Al-3 mass%Si alloy. ($\times 2.5$)
 (a) $f_s=0.31$, (b) $f_s=0.39$, (c) $f_s=0.50$.

Photo.2 Dendrite morphology formed in the liquid having flowed into a hole of 4 mm diameter at different fractions of solid, f_s , in an Al-3 mass%Si alloy. ($\times 2.5$)
 (a) $f_s=0.31$, (b) $f_s=0.39$, (c) $f_s=0.50$.

Photo.3 Dendrite morphology formed in the liquid having flowed into a hole of 2 mm diameter at different fractions of solid, f_s , in an Al-3 mass%Si alloy. ($\times 2.5$)
 (a) $f_s=0.31$, (b) $f_s=0.39$, (c) $f_s=0.50$.

デンドライトの発達をうながしながら流入したためと考えられる。

Photo.2(a)～(c)は空隙径が4 mm の場合の凝固組織である。(a)は固相率31%、(b)は39%、(c)は50%で空隙を形成したものである。6 mm 空隙径と同様に空隙内には分散した微小な空隙を残してはいるが、空隙周囲と比較すればほぼ healing された状態であると認められる。

Photo.3(a)～(c)は空隙径2 mm の場合で(a)は固相率31%、(b)は39%、(c)は50%で空隙を形成して得た凝固組織である。周囲が高固相率になるほど空隙を形成させた後の中心部に、より明確な直線状の新たな空隙領域を残存し、かつ空隙周囲のデンドライトを基盤として空隙中心方向に向って均一にデンドライトが成長しており、新たなデンドライト生成はほとんど見られない。この2 mm 径の

最終結果として見られる直線状の新たな空隙の形成は healing 過程を理解するうえで重要な現象であると考えられる。

2. 空隙流入液相の温度変化とデンドライト生成

空隙 6 mm 径で固相率 50% の段階で空隙を形成したときの冷却曲線を Fig.2 に示す。この冷却曲線において T_a と T_u に温度変化が見られる。 T_a は液相線温度 T_E より約 1 K さがった温度での変曲点であるので空隙周囲のデンドライトが生成したときの温度と見なされ、 T_u は空隙を形成したあとにみられる温度の停滞であるので、空隙内に流入した液相でのデンドライト生成に関連した温度変化と見られる。この温度の停滞は固相率 31% および 39% でも認められ、また空隙径が 4 mm の場合でも固相率によらず認められた。しかし 2 mm 径の空隙にはこのような明確な温度の停滞は認められなかった。このことは新たなデンドライト生成が空隙内に見られなかった事実とも一致する。

Fig.3 は空隙径 6 mm、固相率 50% で空隙を形成して得た鋳塊の空隙壁から空隙中心に向かって成長しているデンドライト (Photo.1(c) の矢印で示した破線内のデンドライト) のその長さ方向の中心部を走査させた XMA 結果の一例である。デンドライトの溶質濃度は空隙壁面から 180 μm の距離までは 0.70 mass% のほぼ一定濃度で推移し、その後しだいに増加している。この壁面近傍での固相溶質濃度 0.70 mass% は、周囲の固相率 50% と共存する液相濃度から平衡分配されるときに初晶溶質濃度とほぼ一致す

Fig.2 Cooling curve of a specimen when a hole of 6 mm diameter is made at the fraction of solid of 0.50.

T_E : Equilibrium liquidus temperature.

T_a : Solidification temperature of the ingot.

T_u : Solidification temperature of the liquid having flowed into the hole.

Fig.3 Distribution of Si concentration in a dendrite growing into the hole. The dendrite is enclosed by the dotted line in Photo.1(c).

るものである。これらのことは空隙内に流入する液相溶質濃度は周囲の固相率に応じて濃化し、空隙壁面からのデンドライトの成長とともに、さらに空隙内液相は濃化され、それと共にデンドライトの溶質濃度は増加することを示している。

また空隙内に独立的に存在しているデンドライトの溶質濃度の最低値が流入した液相濃度を初期濃度として平衡分配したときの値に近い値を示したことは、その存在形態とともに空隙に液相が流入後の初期段階で新たに生成したものと考えられる。

IV. 液相の空隙流入初期における組成的過冷却

空隙径 6 mm から 2 mm までの空隙内における結晶生成上の相違で注目すべきことは、空隙径 4 mm 以上では空隙周囲からのデンドライトの成長と、空隙内部での新たなデンドライトの生成とが観察され、一方、空隙径 2 mm では空隙周囲から成長するデンドライトのみが観察され、中心部には細い直線状の空隙が残されていることである。

空隙径の大小に依存するデンドライトの生成形態に相違の生じる要因を把握することは healing の可否を明確にする上で重要なことである。各径いずれにおいても空隙周囲からのデンドライトの成長は認められるのであるからその発達過程で空隙径の大小によって新たなデンドライトの生成を生む条件があるかどうかを判断すればよい。それには空隙へ流入した液相は同一温度にあると見なせるので、その液相の中心領域に溶質の拡散距離の相違によって組成過冷がどの程度生じるかを具体的に明らかにすればよいことになる。一般に空隙周囲からの固相の成長とともにその前面にある液相での溶質拡散距離は短くなり、溶質拡散層は空隙中心部まで広がることになる。その後空隙中心部の濃度は徐々に高まり、さらに拡散距離の減少によって、残液相の溶質は均一化される。この過程を考えるならば、組成過冷が最大となるのは、固-液相界面前方に生じる溶質拡散層が空隙中心部まで広がった段階にあたり、それは固-液相界面の液相濃度と空隙中心にある液相濃度との差

が最も大きくなるときに対応するものである⁽¹⁵⁾。かかる観点より空隙形成後における空隙内液相の濃度分布と空隙周囲から発達する固相の溶質濃度分布とのマスマランスを、空隙内液相での溶質拡散が空隙中心におよぶ段階において求め、空隙径の大小による空隙の中心領域にある液相の組成過冷の程度を比較した。

解析にあたっては空隙周囲から固相が成長する前に液相は空隙を満たし、そのときの濃度は均一であり、空隙内の上下方向の溶質拡散は無視し、空隙における凝固は空隙中心に向って逐次的に進行するものとみなした。

いま円柱座標の原点を空隙中心にとり、半径方向を r 軸とすれば、空隙内液相の溶質拡散は次式のように表わされる。

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} = D_L \left(\frac{\partial^2 C_L}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_L}{\partial r} \right) \quad (1)$$

ここで C_L は液相濃度、 D_L は液相内溶質拡散係数、 t は時間である。式(1)を積分プロファイル法で表わすと次式のように示される。

$$\begin{aligned} & \frac{d}{dt} \int_0^{r_i} C_L dr - C_L|_{r=r_i} \frac{dr_i}{dt} \\ &= D_L \left(\frac{\partial C_L}{\partial r} \Big|_{r=r_i} - \frac{\partial C_L}{\partial r} \Big|_{r=0} + \int_0^{r_i} \frac{1}{r} \frac{\partial C_L}{\partial r} dr \right) \quad (2) \end{aligned}$$

ここで r_i は固-液界面までの距離である。

一方、液相濃度分布を次式で表わす。

$$C_L = a_0 + a_1 r + a_2 r^2 \quad (3)$$

ここで a_0, a_1, a_2 は定数である。また空隙の中心部では次の条件が成り立つ。

$$r=0 \text{ で } \partial C_L / \partial r = 0 \quad (4)$$

また固-液界面においては次の関係も成り立つ。

$$\frac{dr_i}{dt} C_L^* (1 - k_0) = -D_L \frac{\partial C_L}{\partial r} \Big|_{r=r_i} \quad (5)$$

ここで k_0 は平衡分配係数、 C_L^* は固-液界面における液相濃度である。したがって式(2)、(4)、(5)を用い、また $r=r_i$ で $C_L = C_L^*$ の条件を用いて a_0, a_1, a_2 を求めると液相濃度は式(6)のように表わされる⁽¹⁶⁾。

$$C_L = C_L^* + \frac{1-k_0}{2D_L} r_i C_L^* \frac{dr_i}{dt} - \frac{1-k_0}{2D_L} \frac{C_L^*}{r_i} \frac{dr_i}{dt} r^2 \quad (6)$$

一方、空隙内に流入した液相におけるデンドライトの成長速度は次のように表わされる。

$$dr_i/dt = \varepsilon \cdot (dg_s/dT) (dg_s/dr_i) \quad (7)$$

ここで ε は空隙の冷却速度、 g_s は空隙内の固相率、 T は温度である。

ここでの dg_s/dT の評価にあたっては、冷却速度の小さい条件における凝固初期のことであるので平衡状態図の関係を用いた。

$$dg_s/dT = \{1 - (1 - k_0)g_s\}^2 / (1 - k_0) \cdot (T_0 - T_u) \quad (8)$$

ここで T_0 は純金属の凝固温度、 T_u は空隙内での結晶生成温度である。

また空隙内での固相率は次式のように表わされる。

$$g_s = 1 - (r_i/R)^2 \quad (9)$$

ここで R は空隙の半径である。

式(7)、(8)、(9)を用いて式(6)を整理すると、液相濃度分布が次式のように示される。

$$C_L = C_L^* [1 - \eta \{1 - (r/r_i)^2\}] \quad (10)$$

ただし、

$$\eta = \{\varepsilon R^2 / 4 D_L (T_0 - T_u)\} [1 - (1 - k_0) \{1 - (r_i/R)^2\}]^2$$

他方、固相濃度分布を次式のようにおく。

$$C_s = b_0 + b_1 r \quad (11)$$

ここで b_0, b_1 は定数である。また式(11)の初期条件および境界条件は次式のように与えられる。

$$r=R \text{ のとき, } C_s = k_0 C_0 \quad (12)$$

$$r=r_i \text{ で, } C_s = k_0 C_L^* \quad (13)$$

ここで C_0 は空隙に流入した液相の初期濃度である。式(12)、(13)を用いて b_0, b_1 を求めると式(11)は次のようになる。

$$C_s = k_0 C_0 - k_0 (C_0 - C_L^*) \{(R-r)/(R-r_i)\} \quad (14)$$

つぎに空隙内の固相前面にある溶質拡散層が空隙中心まで広がったときの液相濃度分布および固相濃度分布を求める。そのときの固-液相界面における液相濃度 C_L^* は式(10)において $r=0$ 、 $C_L = C_0$ として求められる。

$$C_L^* = C_0 / (1 - \eta) \quad (15)$$

したがって式(15)を式(10)および式(14)に代入し、そのときの r_i を r_0 とすると液相濃度分布および固相濃度分布は次式のように示される。

$$C_L = C_0 [1 + \eta / (1 - \eta)] (r/r_0)^2 \quad (16)$$

$$C_s = \{k_0 C_0 / (1 - \eta)\} \{(R-r)/(R-r_0)\} \quad (17)$$

式(16)と式(17)を用いると空隙内の液相と固相の溶質バランスは次式によって求められる。

$$\int_{r_0}^R r (C_0 - C_s) dr = \int_0^{r_0} r (C_L - C_0) dr \quad (18)$$

式(18)より r_0 が求められるので、そのときの C_L^* は式(15)からまた決められる。したがって空隙壁からのデンドライトの成長過程において空隙中心に生じる最大の組成的過冷度 ΔT は次式によって求めることができる。

$$\Delta T = m_L (C_L^* - C_0) \quad (19)$$

ここで m_L は液相線の勾配である。計算に用いた数値は $D_L = 5.8 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ ⁽¹⁷⁾、 $m_L = 6.7 \text{ K/mass\%}$ ⁽¹⁴⁾ である。

また空隙内での結晶生成温度(T_u)と空隙の冷却速度(ε)は空隙内の測温より、空隙形成の固相率が0.31のとき905.7 K、0.0049 K/sであり、0.39では902.5 K、0.0062 K/s、0.50では896.2 K、0.0083 K/sである。

Fig. 4 は空隙中心において組成過冷が最大となる場合の固相と液相の溶質バランスから得られる固-液相界面における液相濃度と初期濃度との比 C_L^*/C_0 を空隙径との関係で示したものである。溶質バランスのとれる位置は空隙径が大きくなるとともに空隙壁面からの距離が約 $2 \mu\text{m}$ から $67 \mu\text{m}$ に遷移するとともに、界面濃度も上昇すること

になる。この図をもとにして式(19)で組成的過冷度を求め、空隙径との関係を示したのが Fig.5 である。空隙径 2 mm では空隙形成時の固相率 31%, 39%, 50% における空隙内液相で生じる最大の組成的過冷度は 0.21 K, 0.27 K, 0.35 K となり、一方、空隙径 4 mm では固相率 31%, 39%, 50% に応じて組成的過冷度は 0.86 K, 1.09 K, 1.42

K となっている。6 mm 径ではさらに組成的過冷度は増加する。したがって本解析では少なくとも組成的過冷度は空隙径が小さくなるほど小さくなり、新たなデンドライトの生成を生む要因は少なくなる傾向にあることを明らかにした。

V. クサビ形状の空隙形成における healing

これまで一定空隙径における healing 現象を観察し、かつデンドライトの生成現象を考察した。ここでクサビ形状の空隙をつくることは、実際鑄塊における表層割れは空隙の厚みがクサビ状に変化する場合の多いことが考えられることと、直径を変化させた場合の healing 現象を一つの空隙形成で総合的に把握することになり、一定径の成果の確認にもなる。

Photo.4(a), (b)は固相率 40%(a)と 49%(b)で空隙を形成したときの鑄塊縦断面組織である。(a)では空隙内のデンドライトの生成形態は空隙の上下で異なっている。クサビの厚みが狭い空隙の下部領域では空隙径 2 mm のと

Fig.4 Relation between the ratio of C_L^* to C_0 when the diffusion of solute in liquid reaches the center of the hole and the hole diameter at different fractions of solid, f_s .

C_L^* : Solute concentration in liquid at the solid-liquid interface.

C_0 : Solute concentration in liquid having flowed into the hole.

Fig.5 Relation between the degree of constitutional undercooling, ΔT , obtained from C_L^*/C_0 and the hole diameter at different fractions of solid, f_s .

Photo.4 Dendrite morphology formed in the liquid having flowed into a wedgewise concavity at different fractions of solid, f_s , in an Al-3 mass%Si alloy. ($\times 2.7$)

(a) $f_s = 0.40$, (b) $f_s = 0.49$.

きに見られたのと同じように空隙周囲のデンドライトを基盤として成長するデンドライトのみが観察され、空隙中心には上下方向に細い直線状の新たな空隙が見られる。一方、クサビの厚みが広い空隙の上部領域では空隙の中央部に空隙外のデンドライトよりも微細で独立した新たなデンドライトの生成が観察される。この新たなデンドライトの生成をとまなう領域と生成をとまなわない領域との境界はクサビの厚みで 1.8 mm にあたり、空隙径を一定としたときの 2 mm に近似するものである。(b)では空隙の周囲が高固相率であるため、流入した液相高さは(a)に比較して低く、かつ周囲のデンドライトをもととした成長が主体となって空隙内部にデンドライトが張り出しているが、完全にうめることなく空隙中央部に収縮孔を残している。

Photo. 5 は Photo. 4(b) のクサビの厚みが 1.0 mm における鋳塊底面に平行な横断面組織で、クサビ幅の $\frac{1}{2}$ を示している。縦断面の空隙領域で観察されたごとく、0.25 mm の収縮孔が直線状に存在している。

これらの結果は空隙径一定の場合における 2 mm 径とそれ以上の径で見られる healing 現象の相違が、クサビ形状の空隙で総括的に再現され、一般性のある現象であることが確認された。

空隙径 2 mm およびクサビ厚み 1.8 mm 以下において観察される直線状の収縮孔の生成理由はつぎのように考えられる。空隙へ流入した液相の凝固は空隙壁面より行なわれるが、その凝固面前方への溶質拡散距離が短いと組成的過冷度はあまり大きくならないため、新たなデンドライトの生成を生むことなしに空隙壁面からのみの成長がつづくことになる。そのため空隙内の残液相には溶質がしだいに濃化され、凝固点は降下するようになる。その過程に鋳塊全体の温度降下にともなって凝固収縮が生じ、そのため溶質が濃化された残液相はその凝固収縮の給湯源になり、そ

の結果として微小な直線状の収縮孔が形成されたものと理解される。直線状の収縮孔の存在は、空隙厚みの大きい場合に見られる新たなデンドライトの生成によってもたらされる分散型の収縮孔の存在よりも一般的に試料強度を低下させる存在状態にあると認められるので、そのため鑄造割れを促進する傾向の大きいことが考えられる。

VI. 結 言

固-液共存層に人工的な空隙を形成させる著者らの実験手法を用い⁽¹²⁾、空隙周囲のデンドライト間に存在する液相を空隙に流入させることによって healing 現象を追求した。実験には Al-3 mass%Si 合金を試料として用い、空隙形成時における固相率、空隙径および空隙形状を変化させて行ない、以下の結果を得た。

(1) 空隙径 4 mm 以上では空隙周囲から発達するデンドライトのみならず、空隙内部で新たに生成したデンドライトも観察される。その領域には分散した収縮孔も認められるが、全体的に healing されている。

(2) 空隙径が 2 mm では空隙周囲のデンドライトをもととした成長のみとなり、空隙周囲の固相率が高くなるほどそのデンドライトの進行面は上下方向に整列して停止し、その前面に直線状の微小収縮孔を残し、healing されない。収縮孔の形成は空隙中心部の残液相に溶質が濃化して凝固点は降下し、その液相が鋳塊の凝固収縮の給湯源になった結果によるものと理解される。

(3) 空隙径の大小による healing の相違は空隙周囲から発達するデンドライト前面の濃化液相の拡散距離にもとづいて生じる組成的過冷度の大小に起因するものであることを明らかにした。

(4) クサビ形状の空隙を形成させることによって空隙径単一の実験事実をクサビの厚み変化で統一的に再現させることに成功した。

文 献

- (1) A. R. E. Singer and S. A. Cottrell : J. Inst. Metals, **73**(1946), 33.
- (2) A. R. E. Singer and P. H. Jennings : J. Inst. Metals, **73**(1946), 197.
- (3) H. F. Bishop, C. G. Ackerlind and W. S. Pellini : Trans. A. F. S., **65**(1957), 247.
- (4) R. A. Rosenberg, M. C. Flemings and H. F. Taylor : Trans. A. F. S., **68**(1960), 518.
- (5) J. C. Borland : Brit. Weld. J., **7**(1960), 508.
- (6) J. H. Rogerson and J. C. Borland : Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 2.
- (7) W. Patterson, S. Engler and R. Küpfer : Giesereiforschung, **19**(1967), 151.
- (8) V. de L. Davis : Brit. Found., **63**(1970), 93.
- (9) T. W. Clyne and G. J. Davis : Brit. Found., **68**(1975), 238.
- (10) T. W. Clyne and G. J. Davis : *Solidification and Casting of Metals*, The Metals Society, (1979), 275.

Photo. 5 Shrinkage pipe in the transverse section at thickness of 1.0 mm of the wedge-shaped concavity of the specimen of Photo. 4(b). It shows an example of the specimen without healing. ($\times 4.0$)

- (11) 高橋忠義, 工藤昌行, 市川 洵: 学振 19 委凝固現象協議会, No.10197(1979).
 (12) 高橋忠義, 工藤昌行, 吉年慶一: 日本金属学会誌, 43(1979), 1086.
 (13) 高橋忠義, 工藤昌行: 日本金属学会会報, 11(1972), 601.
 (14) M.Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill Book, (1958), 132.
 (15) 高橋忠義, 工藤昌行: 学振 19 委凝固現象協議会, No.9624, (1973).
 (16) 渡辺一雄: 鉄と鋼, 64(1978), 42.
 (17) 小坂岑雄, 町田充秀, 平井幸男: 日本金属学会誌, 33(1969), 465.

日本金属学会誌 第 44 卷 第 10 号 (1980)1104~1111

Fe-Cr 合金の塑性変形におよぼす固溶水素の効果*

浅 野 滋** 小 栗 和 幸**

Effect of Dissolved Hydrogen on the Plastic Deformation of Fe-Cr Alloys

Shigeru Asano** and Kazuyuki Oguri**

The influence of hydrogen charging on the mechanical properties of several Fe-Cr alloys was examined in detail, in order to investigate some fundamental aspects of hydrogen embrittlement of iron and steel. The change in flow stress caused by electrolytic hydrogen charging was analysed with special attention to the role of an alloying element of chromium and compared with available data on hydrogen diffusion and internal friction. The results obtained are summarized as follows: (1) The fracture elongation of Fe-Cr alloys, containing up to 20 mass% chromium, was always decreased by the introduction of dissolved hydrogen. Such a hydrogen embrittlement became more pronounced with the increase in chromium content. (2) The flow stress of Fe-Cr alloys was always increased by the introduction of dissolved hydrogen. Such a lattice hardening was observed in all the alloys used but no softening was detected. (3) The lattice hardening due to dissolved hydrogen in these alloys became more remarkable with the increase in chromium content, but it was apparently independent of the other minor impurities in the alloys. There is therefore a close phenomenological relationship between hydrogen embrittlement and lattice hardening. (4) The lattice hardening can be explained in terms of the dislocation model adopted so far for the explanation of hydrogen diffusion and internal friction. The increase in flow stress can be expressed as $\Delta\sigma \approx 6 r_e c E_B / b$, where c is the lattice concentration of dissolved hydrogen, E_B the binding energy of hydrogen with dislocations, and r_e and b the effective radius and the Burgers vector of dislocations, respectively.

(Received December 22, 1979) J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No. 10 (1980), pp. 1104~1111

I. ま え が き

一般の鉄鋼材料は、固溶水素の導入によって著しく脆化することが知られている。これは水素脆性と呼ばれ、工学的にきわめて重要な現象である。この水素脆性は、いまのところ機構が十分に解明されていないが、現象的には実験室の引張試験において、破断時の伸びの減少として容易に検知される。ところが破断以前の塑性変形の過程については、固溶水素の作用が現象的にあまりよくわかっていない点がある。つまり、固溶水素の存在によって、鉄鋼材料の

変形応力(あるいは降伏応力)が上昇するのか低下するのかという問題である。

鉄鋼材料の変形応力におよぼす固溶水素の効果については、従来からさまざまな結果が報告されてきたが^{(1)~(3)}、現在に至ってつぎのような実験事実がほぼ確実とされるようになった⁽⁴⁾⁽⁵⁾。通常の純鉄や軟鋼、低合金鋼の変形応力は、固溶水素を導入することによってつねに上昇する。つまり、水素によって、これらの鉄鋼材料は固溶硬化する。ところがこのような一般的事実に対しては、二つの例

** 名古屋工業大学金属工学科(Department of Metallurgical Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

* 1979年4月日本金属学会東京大会に発表