

# 連続帯溶融法によるロータス型ポーラス ステンレス鋼の作製

池田 輝之\*・青木 健\*<sup>2</sup>・中嶋 英雄\*

Fabrication of Lotus-type Porous Stainless Steel by Continuous Zone Melting Technique

Teruyuki IKEDA, Takeshi AOKI and Hideo NAKAJIMA

**Synopsis :** Lotus-type porous stainless steel (SUS304L) rods were fabricated by continuous zone melting technique under pressurised gases of hydrogen and inert gas such as argon or helium. The pores with cylindrical shape, whose growth direction is parallel to the solidification direction, were observed in the rods. The dependence of the porosity and pore diameter on the partial pressure of hydrogen or the total pressure and on the transference velocity of rods was investigated. It was found that the porosity increases with increasing partial pressure of hydrogen under the constant total pressure and the pore diameter decreases with increasing transference velocity. The maximum porosity was about 60% under the experimental conditions in the present work. The observation of the microstructure and the measurement of the tensile strength were also carried out.

**Key words :** porous metals; zone melting technique; tensile strength; hydrogen; solidification; porosity.

## 1. 緒言

最近、既存の金属材料を多孔質化することにより、付加価値の高い機能性金属材料を開発する研究が盛んに行われるようになってきた。もし、機械的強度に優れたポーラス金属を作製することができれば、軽量化構造材料あるいは医療材料等として、また、多孔性、巨大表面を利用したフィルター、電極材料などへの広範な用途が開けてくる。ステンレス鋼は汎用構造材料として非常に多くの分野で使用されているが、多孔質化により軽量性や多孔性等の新たな機能性を付与させれば用途はさらに拡大すると考えられる。

従来のポーラス金属<sup>1-3)</sup>は、焼結法やチタン水素化物などの発泡剤を用いた発泡法等で作製されていた。このような方法で作製されたポーラス金属においては、球状あるいはびつな形状のポアが無秩序に配列している。このようなポーラス金属に荷重がかかると、ポアの周囲に応力が集中しクラック発生の原因となるなど、従来のポーラス金属はいずれも強度の低いものであった。

これに対し、金属に溶解していた水素等のガスが凝固時に凝固方向に伸張したポアを形成することについて、いくつかの研究<sup>4-12)</sup>がある。我々のグループでは、このことを利用し水素あるいは窒素ガス中で金属を溶融させ十分にガス原子を溶かし込み、その後、凝固させ固体中に固溶しきれないガス原子をポアとして分散させたポーラス金属を開

発してきた<sup>10-21)</sup>。この方法では、凝固方向を制御するとポアは円柱状となりその伸張方向は凝固方向に揃う。このようなポーラス金属は、ポアの伸張方向の荷重に対しては、ポアが応力集中の発因とならず、比強度が保持され、発泡金属や焼結金属よりも高い強度を有する<sup>17,19,21,22)</sup>ことが知られている。我々は、このように円柱状のポアの向きを一方に制御したポーラス金属が蓮根 (lotus root) に似ていることから、「ロータス型」ポーラス金属と呼んでいる。現在、この方法を用いてポーラス化した金属は、銅<sup>17)</sup>、鉄<sup>19)</sup>、ニッケル<sup>23)</sup>、マグネシウム<sup>24)</sup>などの金属およびそれらの合金である。

我々は、ステンレス鋼もこの方法により水素雰囲気下でポーラス化が可能であることを報告した<sup>25)</sup>。しかし、鑄造法により一方向凝固を行うと、後述するように鑄型内の冷却部からの距離が長くなるにつれ、凝固速度が小さくなるためポアが粗大化し、凝固方向に均質な形状のポーラスステンレス鋼は得られない。

これを克服するため、本研究では、新たに「連続帯溶融法<sup>26)</sup>」を開発し、それを用いてステンレス鋼のポーラス化を試みた。連続帯溶融法により、全圧・分圧を制御した水素-アルゴン (あるいはヘリウム) 雰囲気下でさまざまな凝固速度のもとでロータス型ポーラスステンレス鋼 SUS304L を作製し、雰囲気圧力や凝固速度がポロシティあるいはポアサイズに及ぼす影響を調べたので、その結果について報告する。さらに、微細組織とポアの成長と

平成 15 年 8 月 29 日受付 平成 15 年 10 月 16 日受理 (Received on Aug. 29, 2003; Accepted on Oct. 16, 2003)

\* 大阪大学産業科学研究所 (The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University, 8-1 Mihogaoka Ibaraki 567-0047)

\* 2 大阪大学大学院工学研究科 (現: (株)豊田自動織機) (Graduate School of Engineering, Osaka University, now Toyota Industries Corp.)

Table 1. The chemical composition of stainless steel SUS304L rods.

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	N	O
mass %	0.018	0.24	1.58	0.024	0.018	9.43	19.1	0.35	0.16	0.078	0.016

の関係や引張強度についても調べたので、併せて報告する。

## 2. 実験方法

本研究におけるポーラスステンレス鋼の作製実験には、高圧ガス雰囲気下で棒材を帯溶融法により一方向凝固させることのできる連続帯溶融型ロータス型ポーラス金属作製装置を使用した。この装置では、2.8 MPa の圧力までのガスを導入可能な高圧容器内に、高周波誘導加熱コイル、試料棒の上下取り付けチャック、ガス循環ブロワーが設置されている。また、容器にはガス導入・排気用のステンレス鋼製配管、真空排気配管が導入されている。容器内で、試料棒を上下のチャックに取り付け、高周波誘導加熱により棒を部分溶解させながら移動させることが可能である。必要に応じてコイルの下部に設置したブロワーにより試料溶融部の下端にガスを吹付け、強制冷却を行うことができる。試料棒を部分溶解しつつ下方に移動させる場合、溶解部では雰囲気中のガス原子が吸収され、溶解部下端の凝固界面では固相に溶解しきれないガスがポアとして排出され、ポーラス金属が作製される。本方法によるロータス型ポーラス金属作製の原理を Fig. 1 に示す。

本装置を用いて、直径 10 mm のステンレス鋼 SUS304L 製の丸棒を連続的に帯溶融凝固させた。Table 1 に実験に使用したステンレス鋼 SUS304L の化学分析値を示す。雰囲気は水素およびアルゴンあるいはヘリウムの混合ガスとし、棒状試料の下方への移動速度は  $160 \mu\text{m s}^{-1}$ 、 $330 \mu\text{m s}^{-1}$  および  $500 \mu\text{m s}^{-1}$  の 3 種類に設定した。冷却用ガスブロワーは、試料の溶融部の下端にチャンバー内の雰囲気混合ガスを吹付けることにより溶融部の凝固速度を制御するために用いた。このブロワーを使用する場合としない場合の両方でポーラスステンレス鋼の作製を試みた。ただし、冷却用ガスブロワーを使用する場合は、ブロワーを駆動するための電力は雰囲気によらず一定とした。

また、試料棒表面の温度分布を、放射温度計（東京精工株式会社製 炉内監視装置）を用いて測定した。測定は、溶融帯から下方へ 1.176 mm 間隔で合計 11 点を同時に測定した。

作製した試料棒は、ワイヤーカット放電加工機（Sodick 社製 A320D）を用いて、棒の移動方向に平行な断面あるいは垂直な断面を切り出し、光学顕微鏡（キーエンス社製 デジタルマイクロスコープ）を用いてポアの生成形態を観察した。また、棒の移動方向に垂直な断面の写真をパーソナルコンピュータ上に取り込み、画像解析ソフト（三谷商

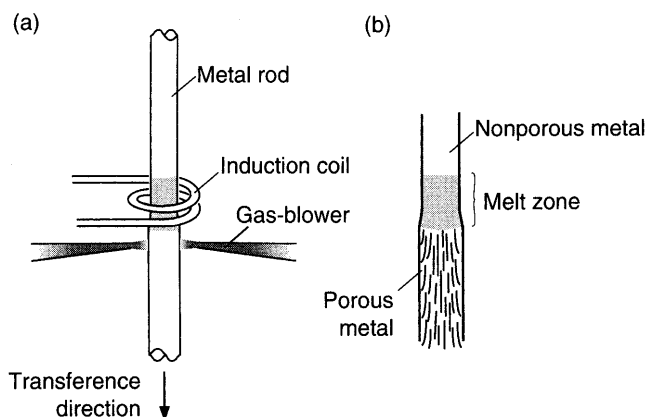


Fig. 1. Schematic drawing of the principle for fabricating lotus-type porous metals by continuous zone melting technique. (a) Heating zone of the apparatus and (b) fabricated lotus-type porous metal.

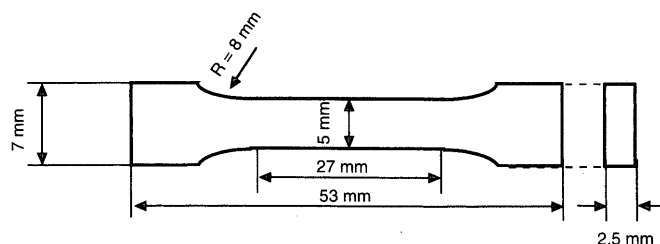


Fig. 2. Sample shape used for tensile tests. The tension direction is parallel to the pore growth direction.

事社製 Mac scope) を用いて解析し、ポロシティおよび平均ポア径を決定した。

さらに、ワイヤーカット放電加工機を用いて、ポアの成長方向と引張方向が平行になるようにロータス型ポーラスステンレス鋼の引張試験試料を切り出した。用いた試験片の形状および寸法は、日本工業規格 (JIS) の規格番号 Z2201 に定める比例試験片 14 B 号に則っており、Fig. 2 に示す通りである。ただし、引張試験試料の荷重を担う断面の面積が小さすぎると引張強度が低く測定されてしまう可能性がある<sup>27)</sup> ため、いくつかの試料は厚さを他の試料の 2 倍の 5 mm に切り出して、測定を行った。引張試験の試料として作製したロータス型ポーラスステンレス鋼の作製条件を Table 2 に示す。引張試験試料のポロシティ  $p$  (%) は、試験片の寸法と重量より求めた密度  $\rho$  とノンポーラスステンレス鋼の密度  $\rho_0$  から、次式により換算した。

$$p = (1 - \rho/\rho_0) \times 100 \dots \dots \dots (1)$$

引張試験は、インストロン社製引張試験機 (model 4482) を用いて室温にて行った。歪み速度は 0.1 mm/min とした。試料の伸びは、歪みゲージ式伸び計を用いて測定した。

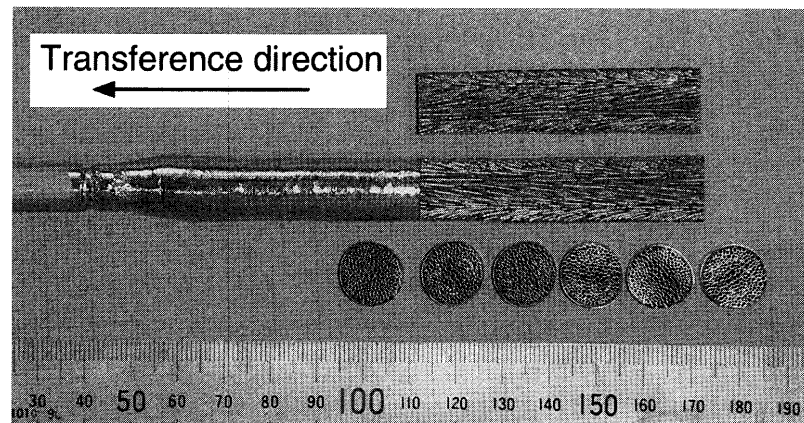
### 3. 結果および考察

#### 3.1 連続帯溶融法によるロータス型ポーラスステンレス鋼のポアの生成の均質性

Fig. 3 に、一例として、水素 2.0 MPa の雰囲気下でプロワワーからガスを吹付けることによって冷却を行いつつ速度  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  で移動させて作製したロータス型ポーラスステンレス鋼 SUS304L の移動方向に平行および垂直な断面を

Table 2. The fabrication condition and the porosity,  $p$ , of the lotus-type porous stainless steel for tensile tests.  $P_{\text{H}_2}$  and  $P_{\text{He}}$  are the partial pressure of hydrogen and helium, respectively, and  $v$  is the transference velocity of the sample rod in the fabrication of porous stainless steel rod by the continuous zone melting method.

Condition	$P_{\text{H}_2}$ / MPa	$P_{\text{He}}$ / MPa	$v$ / $\mu\text{m s}^{-1}$	Gas-blow cooling	Porosity (%)
1	0.0	2.0	330	○	0
2	1.25	0.75			29
3	1.5	0.5			36
4	2.0	0.0			48



- (i) Pore growth direction in the vicinity of the surface
- (ii) Pore growth direction in the center

Fig. 3. The cross sections parallel and perpendicular to the solidification direction of the lotus-type porous stainless steel fabricated under hydrogen gas of 2.0 MPa by continuous zone melting technique. The transference velocity is  $330 \mu\text{m s}^{-1}$ . The pore growth direction is inclined against the transference direction in the vicinity of the surface of the rod (i), while the pore growth direction is almost parallel to the transference direction in the center (ii).

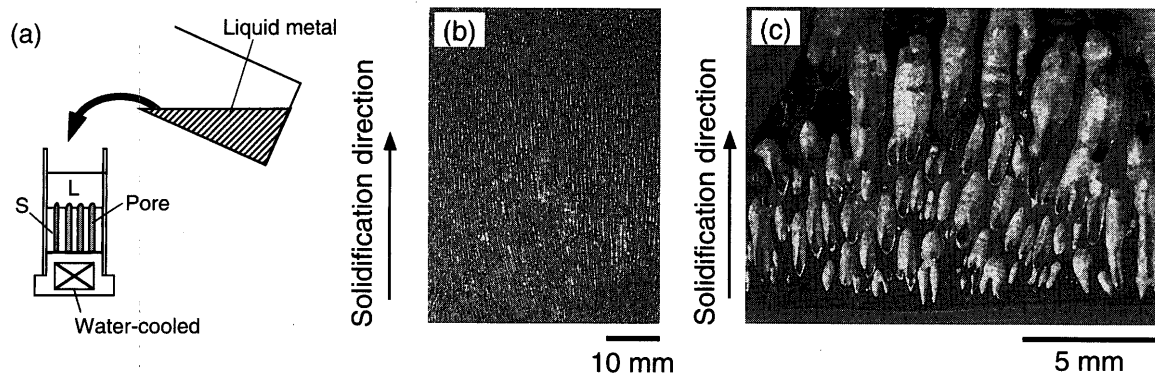


Fig. 4. (a) Schematic drawing of the principle of fabricating lotus-type porous metals by casting technique. S: solidified metal. L: liquid metal. (b) and (c) are, respectively, the microphotographs of the cross sections parallel to the solidification direction of the lotus-type porous copper<sup>18)</sup> and stainless steel<sup>25)</sup> fabricated by casting technique under hydrogen gas.

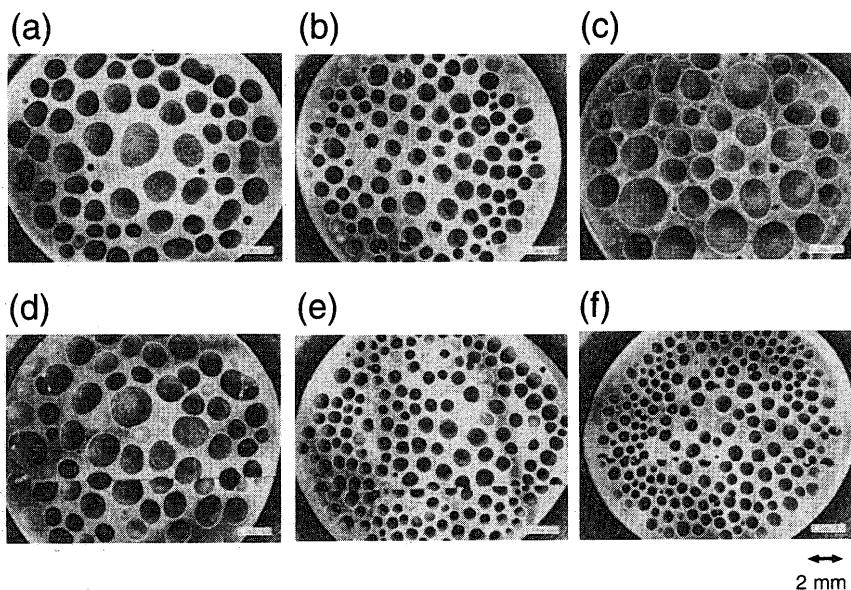


Fig. 5. The cross sections perpendicular to the solidification direction of the lotus-type porous stainless steel fabricated under hydrogen gas of 1.0 MPa by continuous zone melting technique. The upper figures (a), (b) and (c) are of the rods fabricated without gas-blow cooling and the lower figures (d), (e) and (f) are of those fabricated with gas-blow cooling. The transference velocities are  $160 \mu\text{m s}^{-1}$  for (a) and (d),  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  for (b) and (e) and  $500 \mu\text{m s}^{-1}$  for (c) and (f).

Table 3. Porosity and averaged pore diameter of the lotus-type porous stainless steel fabricated under hydrogen atmosphere of 1.0 MPa by continuous zone melting technique with/without gas-blow cooling.

Condition	Transference velocity / $\mu\text{m s}^{-1}$	Gas-blow cooling	Porosity (%)	Averaged pore diameter / $\mu\text{m}$
5	160	×	52	890
6	330		49	710
7	500		64	1070
8	160	○	59	1020
9	330		48	550
10	500		46	480

凝固速度が鋳型の底面水冷部からの距離に関わらず一定であり、その結果、Fig. 4(b) に示すように、大きなインゴットの全面でほぼ均質なサイズのポアが生成していることがわかる<sup>18)</sup>。しかしながら、Fig. 4(c) に示すように熱伝導度の低い合金であるステンレス鋼の場合は、冷却面から遠ざかるにつれてポアの粗大化が見られる。熱伝導度の低い合金では、冷却面から遠ざかるにつれ、放熱性が悪くなり冷却速度が次第に小さくなるためと考えられる。本研究で新たに開発した連続帯溶融法を用いれば、試料母材の熱伝導度の高低には関わらず、凝固速度は試料の移動速度でほぼ決めることができる。いま、長範囲にわたって均質サイズのポアを生成させるためには、凝固速度を一定に保持する必要があるが、本方法での移動速度を一定にすることにより、このことが達成される。

### 3.2 ポア径およびポロシティに対する移動速度の影響

Fig. 5 に、水素 1.0 MPa の雰囲気下でブロー冷却を行いつつ、あるいは行わずに作製したロータス型ポーラスステンレス鋼の移動方向に垂直な断面を示す。Fig. 5 に示す移動方向と垂直な断面図の画像解析により平均ポア径とポロシティを評価した。その結果を Table 3 にまとめている。移動速度により、ポロシティは大きな違いはないが、平均ポア径はより顕著に変化しており、特にブロー冷却を

行った場合、移動速度が大きくなるにつれ平均ポア径は小さくなることを見出された。Fig. 6(a) は、試料表面の温度計測の結果である。この図より、移動速度が増加すると温度分布が棒の移動方向にずれ、温度勾配がややなだらかになっている。この傾向は、特に、ブロー冷却を行わない方が著しい。Fig. 6(a) の温度分布の測定より、冷却速度  $R$  を次式により求め、温度に対してプロットしたのが Fig. 6(b) である。

$$R = dT/dx \times v \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $T$  は温度、 $x$  は位置、 $v$  は移動速度を示す。この図から、移動速度が大きい方が冷却速度が大きいことがわかる。ただし、このことはブロー冷却を行った場合に顕著であり、ブロー冷却を行わない場合は移動速度が  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  と  $500 \mu\text{m s}^{-1}$  とでは冷却速度はあまり変わらない。このように、ブロー冷却を行えば冷却速度は移動速度とほぼ比例関係にあることがわかった。この移動速度が大きいほどポアが小さいのは、冷却速度が大きいためと考えられる。この傾向は、鋳造法によるロータス型ポーラス鋼における実験結果<sup>28)</sup> と一致している。

ブロー冷却を行わない場合、移動速度が  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  から  $500 \mu\text{m s}^{-1}$  と変化させると平均ポア径が逆に大きくなる

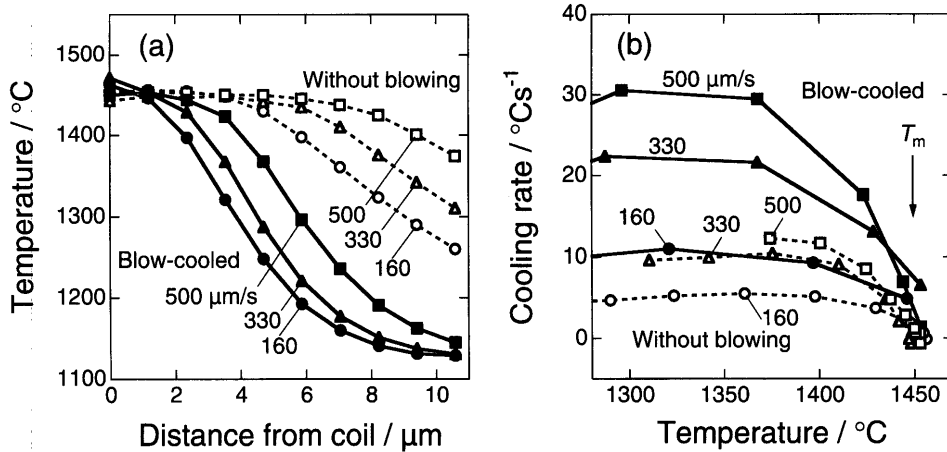


Fig. 6. (a) Temperature distribution measured in fabricating lotus-type porous stainless steel by continuous zone melting technique under hydrogen gas of 1.0 MPa. The measurements were done for the transference velocities 160, 330 and 500  $\mu\text{m s}^{-1}$  with/without gas-blow cooling. (b) Cooling rate calculated from the temperature distribution shown in (a).

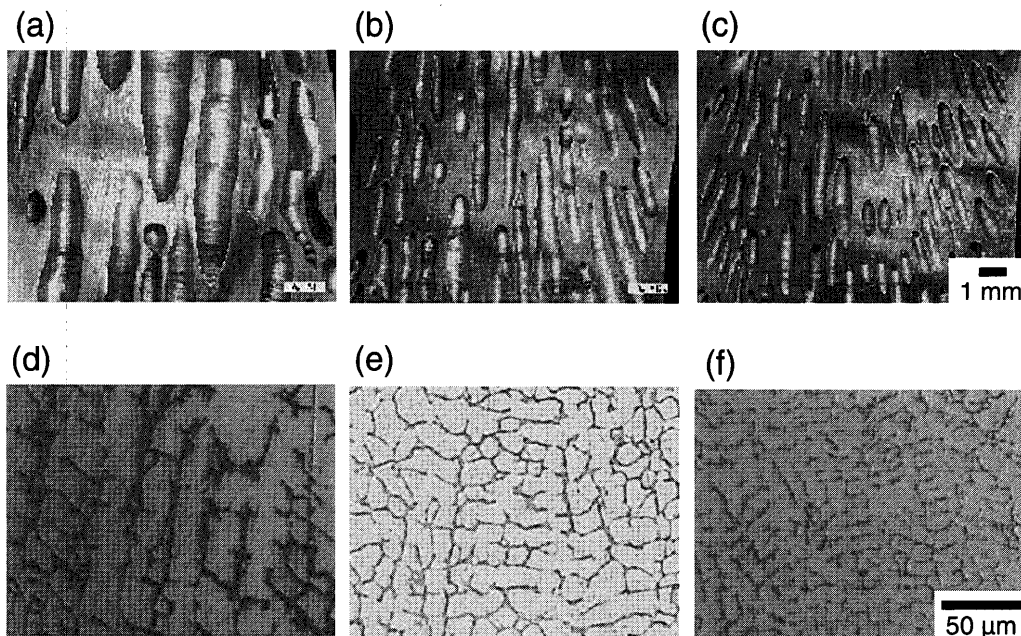


Fig. 7. The cross sections parallel to the solidification direction of the lotus-type porous stainless steel fabricated under hydrogen gas of 1.0 MPa by continuous zone melting technique with gas-blow cooling. The upper figures (a), (b) and (c) are of the rods fabricated with the transference velocities 160, 330 and 500  $\mu\text{m s}^{-1}$ , respectively. The lower figures (d), (e) and (f) show the microstructures of the solid parts of (a), (b) and (c), respectively.

という現象が見られた。Fig. 7 および Fig. 8 に、凝固方向に平行な断面およびその断面における金属部分のマイクロ組織を示す。Fig. 8(f) に見られるように、ブロー冷却を行わずに移動速度を 500  $\mu\text{m s}^{-1}$  として作製すると等軸晶が生成している。ブロー冷却を行わずに 500  $\mu\text{m s}^{-1}$  の速度で移動させた場合、Fig. 6(a) に見られるように、小さい温度勾配中を大きな移動速度で材料が移動しており、このことによる組成的過冷却のために等軸晶が生成した可能性がある。ポアは、固液共存領域中のいずれかの場所で発生すると考えられるが、この条件の場合、他の条件よりも広い固液共存領域中で、ポアの発生場所よりも前方にすでに生成した結晶が存在し、そのような固相にポアがぶつかることにより成長が阻害されていると考えることができる。この

ため、ポアが一方方向に成長することができず、ポア同士の癒着が進みポアが大きくなったものと考えられる。これに対し、他の条件で作製された領域では dendrite 組織が棒の移動方向とほぼ平行に生成しており、dendrite 二次アーム間隔は移動速度が大きいほど小さい。Fig. 6(b) に示した冷却速度の評価は、試料表面での温度計測結果に基づくが、試料内部のマイクロ組織における dendrite 二次アーム間隔の評価により、試料内部でも移動速度が大きいほど冷却速度が大きいことが示唆される。

このように本方法で作製したロータス型ポーラスステンレス鋼は、ブロー冷却を行いつつ移動速度を変化させることにより、ポロシティをあまり変化させずに平均ポア径の制御が可能である。この場合、移動速度が大きいほど平

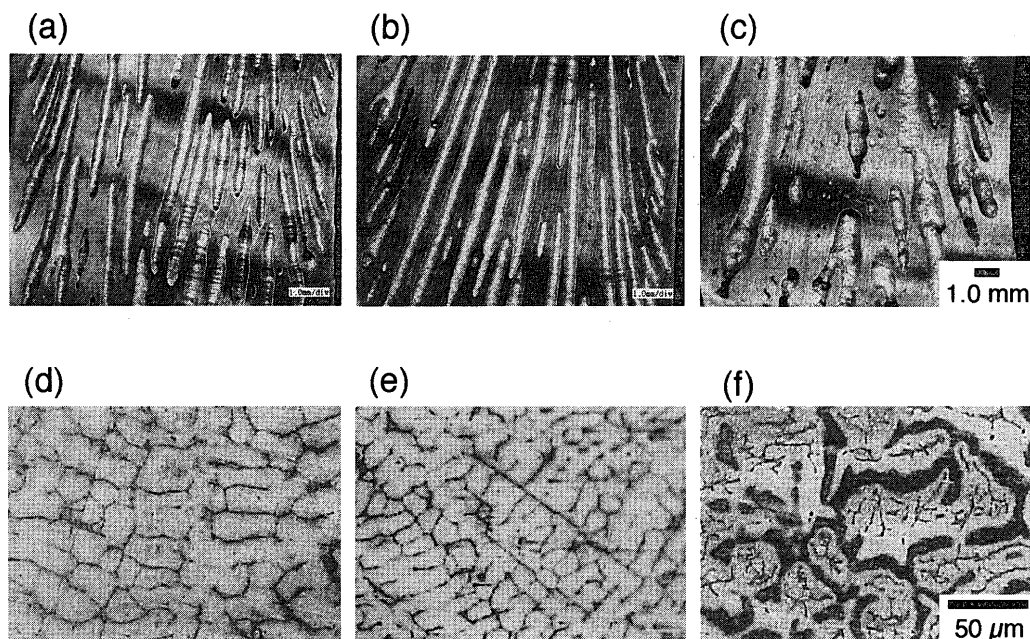


Fig. 8. The cross sections parallel to the solidification direction of the lotus-type porous stainless steel fabricated under hydrogen gas of 2.0 MPa by continuous zone melting technique without gas-blow cooling. The upper figures (a), (b) and (c) are of the rods fabricated with the transference velocities 160, 330 and  $500 \mu\text{m s}^{-1}$ , respectively. The lower figures (d), (e) and (f) show the microstructures of the solid parts of (a), (b) and (c), respectively.

均ポア径は小さくなることが確認された。

### 3.3 ポア径およびポロシティに対する圧力の影響

Fig. 9(a) および (b) には、それぞれ水素-アルゴンおよび水素-ヘリウムの混合雰囲気においてさまざまな圧力下で移動速度を  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  として作製したロータス型ポーラスステンレス鋼の平均ポア径およびポロシティをまとめた。

水素のみの雰囲気下では、ポロシティおよびポア径は水素ガスの圧力の増大とともに減少する。熔融金属中に溶解する水素のモル数は、Sieverts の法則により水素圧力の平方根に比例する。一方、ポア内のガスの圧力は雰囲気の圧力とほぼ釣り合わねばならないため、ポアの体積は圧力と反比例の関係となる。ポロシティおよびポア径が水素の圧力の増加に伴い減少するのは、圧力の増加によるポア体積の減少の効果が支配的であることによると考えられる。

水素-アルゴン混合雰囲気下では、全圧が 2.0 MPa あるいは 2.5 MPa で一定の条件でアルゴン分圧を増加させると、ポロシティは減少し、平均ポア径は増加する傾向が見られる。アルゴン分圧が増加すると水素分圧の減少のため Sieverts の法則により熔融金属中に溶解している水素が減少する。アルゴンは熔融金属中には溶解しないため、ポアは水素のみにより生成する。ポア内部の圧力は、ほぼ全圧と釣り合う必要があるため、全圧が一定のもとではポア内の圧力は一定である。したがって、ポロシティは熔融金属中に溶解している水素量が減少するにつれ、減少していると理解される。

連続帯溶融法により水素-アルゴン混合雰囲気下で作製

したポーラスステンレス鋼のポロシティのこのようなガス圧力依存性は、Fig. 9(c) に示す鑄造法により作製したポーラスステンレス鋼のポロシティのガス圧力依存性<sup>25)</sup> と定性的に一致している。ただし、連続帯溶融法による方が鑄造法の場合より、ポロシティがやや低い。これは、鑄造法の場合、水素雰囲気中で十分に長時間熔融金属を保持し、飽和状態まで水素を溶解させるのに対し、連続帯溶融法では、約 10 mm の溶融帯を金属が通過する間しか水素が溶解する時間がないため、水素溶解量が飽和状態まで達していないためと考えられる。Table 3 で、ブロー冷却をする場合に移動速度が大きい方がポロシティがやや小さくなる傾向を示したのも、移動速度が大きいほど水素溶解量が減少するためと考えられる。

一方、全圧一定の条件でアルゴン分圧が増加するほど平均ポア径は増加するが、これは以下で考えるようにガスの熱伝導性に関係すると考えられる。水素の熱伝導率  $21.18 \times 10^{-2} \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  ( $100^\circ\text{C}$ )<sup>29)</sup> に対し、アルゴンの熱伝導率は  $2.12 \times 10^{-2} \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  ( $100^\circ\text{C}$ )<sup>29)</sup> であり、約一桁小さく、水素にアルゴンを混合すると極端に混合雰囲気の熱伝導率が減少する。このため、ガス吹きつけによる熱伝達が減少し、冷却速度が小さくなると考えられる。冷却速度が小さければ、Fig. 4 で明らかなように平均ポア径は大きくなる。

Fig. 9(b) には、水素-ヘリウム混合雰囲気中で作製したポーラスステンレス鋼のポロシティおよびポア径の圧力依存性を示している。ポロシティの雰囲気圧力依存性は、ヘリウム分圧が増加するほどポロシティは減少し、定性的に



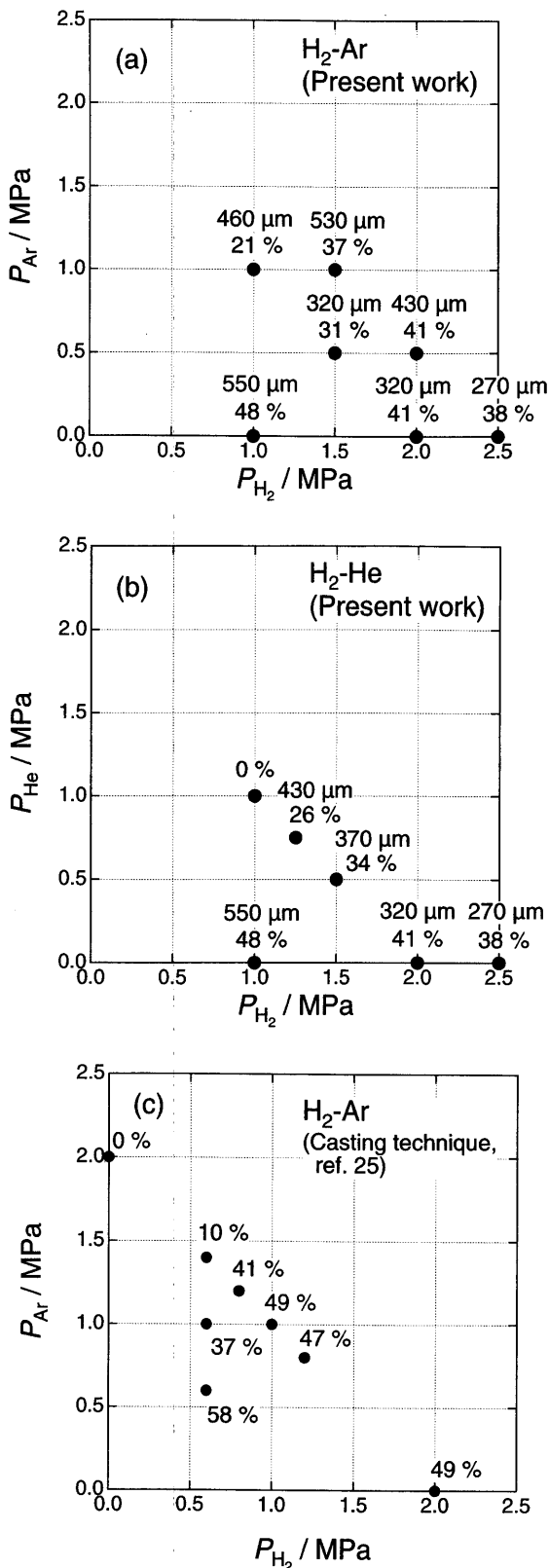


Fig. 9. Averaged pore diameter (upper numbers) and porosity (lower numbers) of the lotus-type porous stainless steel fabricated by continuous zone melting technique with gas-blow cooling under various pressures of mixed gases composed of hydrogen and argon (a), or hydrogen and helium (b). These diagrams are for the cases where the transference velocity is  $330 \mu\text{m s}^{-1}$ . The porosity of the lotus-type porous stainless steel fabricated by casting technique<sup>25)</sup> is shown in (c).

水素-アルゴン混合雰囲気における結果と同様である。ポア径もヘリウム分圧の増加に伴い増加の傾向にある。ヘリウムの熱伝導率は、 $17.77 \times 10^{-2} \text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$  ( $100^\circ\text{C}$ )<sup>29)</sup> と水素に比べて少し小さい程度であるため、全圧一定のもとでヘリウム分圧を増加させても熱伝導率はあまり変化しないので、冷却速度は大きくは変化しないと期待される。にもかかわらず、水素-アルゴン混合雰囲気とほぼ同様のポア径の圧力依存性を示す。この原因については現在のところ明らかでなく、今後さらに研究が必要である。

### 3.4 ロータス型ポーラスステンレス鋼の引張試験

Fig.10 に引張試験で得られた応力-歪み曲線のいくつかの例を示す。ポロシティが増加するにつれ、引張強度および伸びがともに減少している。これは、ポロシティの増加とともに荷重のかかる金属部分の断面積が減少するためである。

Fig.11 に引張強度および降伏応力 (0.2% 耐力) のポロシティ依存性を示す。用いた試験片はすべて水素のみあるいは水素-ヘリウム混合雰囲気において、ブローによりガス吹付け冷却を行いながら移動速度  $330 \mu\text{m s}^{-1}$  で作製されており、金属部分のミクロ組織は互いにあまり違わないと考えられる。また、ポロシティが約35% および 50% については、厚さが Fig. 2 で示すよりも 2 倍の 5mm の試料を用いた引張試験を併せて行ったが、この実験から得られた引張強度および降伏強度 ( $\Delta$ 印) は、通常の形状から得られた結果とほぼ等しく、本実験で採用した試料の断面積は十分大きいと考えられる。したがって、引張強度のポロシティ依存性にはポロシティのみの影響が表れていると期待される。ポアに平行な方向の引張強度および降伏応力は、ノンポーラス試料の引張強度とポロシティ 100% において引張強度を 0 MPa とする点を結ぶ直線にほぼ乗っている。これは、比強度がポロシティによらず一定であることを意味する。これは、ポアの成長方向に平行な方向では応力集中が起こらないためであると考えられる<sup>17)</sup>。一方、Fig.11 で  $K=3$  の曲線として示したように、ポロシティが  $p$  (%)

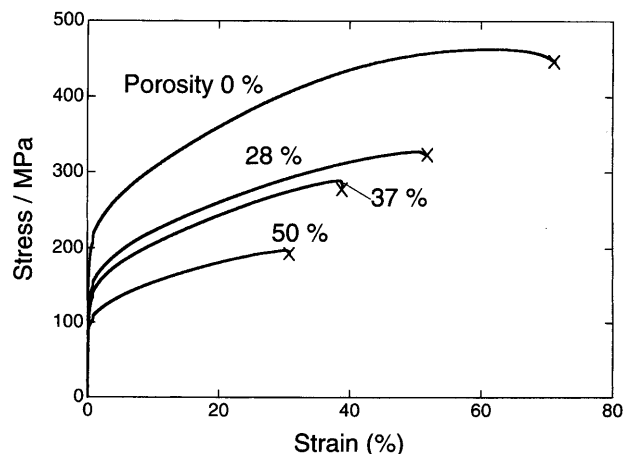


Fig. 10. Examples of the stress-strain curves obtained from porous and nonporous stainless steel.

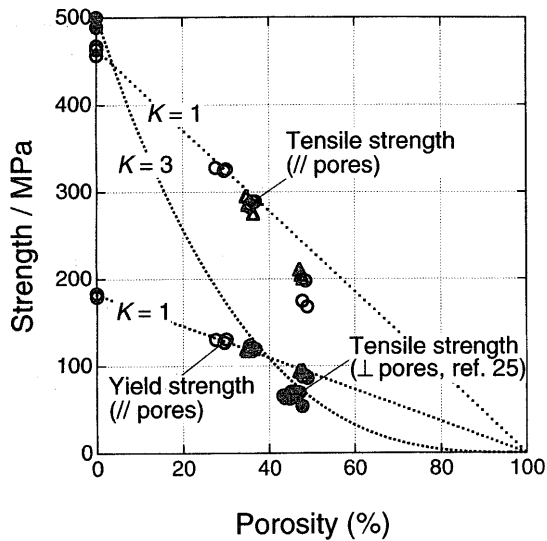


Fig. 11. Porosity dependence of the tensile strength and the yield stress of the porous stainless steel fabricated by continuous zone melting technique in the direction parallel to the pore growth direction together with the tensile strength of porous stainless steel fabricated by casting technique perpendicular to the pore growth direction<sup>25)</sup>. Circles are the results obtained using the tensile test samples shown in Fig. 2 while triangles are those obtained using the samples with thickness of 5 mm instead of 2.5 mm. The broken curves are fitted to the experimental data using stress concentration model.

のときのポアの成長方向に垂直な方向における引張強度  $\sigma$  は、応力集中係数を  $K$ 、ノンポーラス試料の引張強度を  $\sigma_0$  とすると

$$\sigma = \sigma_0(1-p/100)^K \quad (K=3) \dots \dots \dots (3)$$

のように応力集中モデル<sup>30)</sup>により表される。これは、ロータス型ポーラス鋼の引張強度<sup>17)</sup>のポロシティ依存性と一致している。このように、ロータス型ポーラスステンレス鋼の引張強度には顕著な異質性が見出され、引張方向がポアの成長方向に平行な場合の方が垂直方向のそれよりも高いという結果が得られた。

#### 4. 結言

ステンレス鋼 SUS304L 丸棒を水素（およびアルゴンあるいはヘリウムとの混合）雰囲気下で一部を高周波溶解しながら長手方向に移動させると、溶融部で溶解した水素が凝固時にポアを生成させることにより、ロータス型ポーラスステンレス鋼が作製できた。生成したポアは円柱状であり、その伸張方向は棒の長手方向にほぼ平行に揃っており、棒の長手方向に垂直な断面においても棒の長手方向においてもポアは均質に分布している。

ポアの平均直径は棒の移動速度が大きいほど小さい。ま

た、水素のみの雰囲気では、圧力が高いほどポロシティは小さい。水素およびアルゴンあるいはヘリウムの混合雰囲気においては、全圧が一定の条件で水素分圧が高いほどポロシティは大きいことが明らかとなった。本研究の実験条件の範囲で得られた最大のポロシティは約 60% である。

なお、本研究は、(社)日本鉄鋼協会の戦略的重点研究および鉄鋼研究振興助成、文部科学省産学官連携イノベーション創出事業費補助金により遂行された。また、大阪大学産業科学研究所助手玄丞均氏および研究支援推進員中居由忠氏には実験に際し貴重な御助言を頂いたことを付記し、ここに謝意を表する。

#### 文 献

- 1) V.A.Tracey: *Int. J. Powder Metall. Powder Technol.*, **12** (1976), 25.
- 2) L.Albano-Muller: *Powder Metall. Int.*, **14** (1982), 73.
- 3) Handbook of Cellular Metals, ed. by H.P.Degischer and B.Kriszt, Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, (2002).
- 4) M.Imabayashi, M.Ichimura and Y.Kanno: *Trans. JIM*, **24** (1983), 93.
- 5) I.Svensson and H.S.Fredriksson: Proc. Int. Conf. organized by the Applied Metallurgy and Metals Tech. Group of TMS, Materials Society, London, (1980), 376.
- 6) O.Knacke, H.Probst and J.Wernekinck: *Z. Metallkd.*, **70** (1979), 1.
- 7) L.V.Boiko, V.I.Shapovalov and E.A.Chernykh: *Metallurgia*, **346** (1991), 78.
- 8) A.Pattnaik, S.C.Sanday, C.L.Vold and H.I.Aaronson: *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **371** (1995), 365.
- 9) Y.Zheng, S.Sridhar and K.C.Russel: *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **371** (1995), 365.
- 10) H.Nakajima: *Mater. Integration*, **12** (1999), 37.
- 11) H.Nakajima: *Boundary*, **15** (1999), 9.
- 12) H.Nakajima: *Production Tech.*, **51** (1999), 60.
- 13) H.Nakajima: *J. High Temp. Soc.*, **26** (2000), 95.
- 14) H.Nakajima: *Funct. Mater.*, **20** (2000), 27.
- 15) H.Nakajima, S.K.Hyun, K.Ohashi, K.Ota and K.Murakami: *Colloids Surf. A: Physicochem. Eng. Aspects*, **179** (2001), 209.
- 16) H.Nakajima: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **6** (2001), 701.
- 17) S.K.Hyun, K.Murakami and H.Nakajima: *Mater. Sci. Eng.*, **A299** (2001), 241.
- 18) S.Yamamura, H.Shiota, K.Murakami and H.Nakajima: *Mater. Sci. Eng.*, **A318** (2001), 137.
- 19) S.K.Hyun and H.Nakajima: *Mater. Trans.*, **43** (2002), 526.
- 20) T.Aoki, T.Ikeda and H.Nakajima: *Mater. Trans.*, **44** (2003), 89.
- 21) S.K.Hyun and H.Nakajima: *Mater. Sci. Eng.*, **A340** (2003), 258.
- 22) L.J.Gibson and M.F.Ashby: *Cellular Solids*, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, (1997), 1.
- 23) S.Yamamura, S.-K.Hyun and H.Nakajima: *Abstracts 126th Meeting JIM*, (2000), 413.
- 24) T.Ikeda and H.Nakajima: *J. Jpn. Found. Eng. Soc.*, **74** (2002), 812.
- 25) T.Ikeda, M.Tsukamoto and H.Nakajima: *Mater. Trans.*, **43** (2002), 2678.
- 26) H.Nakajima, T.Ikeda and S.K.Hyun: *Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, ed. by J.Banhart and N.A.Fleck, MIT-Verlag, Berlin, (2003), in press.
- 27) S.-K.Hyun and H.Nakajima: *Abstracts 130th Meeting JIM*, (2002), 346.
- 28) S.K.Hyun and H.Nakajima: *Mater. Lett.*, **57** (2003), 3149.
- 29) 理科年表 平成 15 年, 文部科学省国立天文台編, 丸善, 東京, (2002), 404.
- 30) A.R.Boccaccini, G.Ondracek and E.Mombello: *J. Mater. Sci. Lett.*, **14** (1995), 534.