

論文

アルミニウム合金の耐食性に及ぼす
ニッケル添加の影響*

鈴木祐治** 山内重徳**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金の耐食性に及ぼす ニッケル添加の影響*

鈴木祐治** 山内重徳**

Effect of Ni Addition on Corrosion Resistance of Aluminium Alloys

Yuji Suzuki and Shigenori Yamauchi

Effect of Ni addition on corrosion resistance of aluminium, Al-0.3Fe alloy and 3003 alloy was investigated by means of corrosion tests and electrochemical measurement in chloride solution.

Corrosion resistance of aluminium, Al-0.3Fe alloy and 3003 alloy are deteriorated by addition of 0.005~0.01% Ni, which is attributed to active cathodic reaction on the surface of intermetallic compounds such as Al_3Ni , Al_9FeNi , Al-Mn-Fe-Ni compounds, respectively.

In acid chloride solution, the harmful effect of Ni addition is remarkable because the cathodic reaction increases with the time due to the enrichment of Ni and Fe on the compound surface.

In neutral chloride solution, the harmful effect of Ni addition is comparatively small because the cathodic reaction decreases with the time due to the secession of the compounds from the matrix and to the coverage of the compound surface by the corrosion products.

1. 緒 言

アルミニウム合金の耐食性は微量の添加元素や不純物に影響される。そして、鉄、銅やマンガンをはじめとした主要な添加元素に関してその作用が検討されてきている。ニッケルの影響に関しては、Al-19.8mass%Ni合金の分極曲線¹⁾、金属間化合物 Al_3Ni の電気化学的性質²⁾、Al-0.5mass%Ni合金の自然電極電位²⁾、 AlNi_3 、 AlNi 、Al-35.2mass%Fe-33.8mass%Ni合金の分極曲線³⁾が報告されているが、ニッケルを添加した実用アルミニウム合金の耐食性について検討した研究は少ない⁴⁾。また、どの程度のニッケルが添加されると耐食性に影響を及ぼすのかという報告もみられない。そこで、本研究では、純アルミニウム(99.99mass%Al)、Al-Fe合金及び3003合金について、微量のニッケルを添加した場合の腐食挙動を検討した。

2. 供試材及び実験方法

試料には、純アルミニウム(99.99mass%Al)、Al-0.3 mass%Fe合金、3003合金及びこれらにNiを0.005~0.30mass%添加した合金を用いた(以下、Al+Ni合金、Al-0.3Fe+Ni合金、3003+Ni合金と表す)。Table 1に供試材の化学成分を示す。これらの鋳塊を、均質化処理(595°C-18h保持後炉冷)→熱間圧延(480°C開始、板厚3.0mm)→冷間圧延(板厚1.0mm)→焼純(360°C-1h保持後炉冷)の工程を経て板材試料を作成し、供試材とした。板材試料中の晶出物や析出物及び化合物試料中の金属間化合物はEPMA、EDS及び電子線回折により同定した。また、金属間化合物の電気化学的特性を測定するための試料として、 Al_3Ni 、 Al_3Fe 、 Al_9FeNi の組成に配合して化合物試料を溶製した。この化合物試料の組織は化合物単相ではなく、化合物相とマトリックス相に別れていた。このため、化合物試料を一度研磨した後、アルカリエッチングによりマトリックス相を溶解させ、その溶解部分に樹脂を埋め、再度研磨して化合物相のみ

* 第79回軽金属学会秋期大会(1990年11月、於・東京)にて一部発表

** 技術研究所金属材料第二研究部

Table 1 Chemical composition of sheet specimens. (mass%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Ni	Others	Al
Al+Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00~0.32	0.00	bal.
Al-0.3Fe+Ni	0.00	0.30	0.00	0.00	0.00~0.31	<0.01	bal.
3003+Ni	0.28	0.60	0.15	1.2	0.00~0.29	<0.02	bal.

を露出させて、電気化学的特性の測定用試料とした。化合物試料の表面積は画像解析装置を用いて測定した。

板材試料を50mm×90mmの大きさに切断し、腐食試験に供試した。腐食試験として、塩水噴霧（SS）試験 [JIS H2371に準拠、5 mass%NaCl, pH 7 (水酸化ナトリウム水溶液にて調整), 35°C, 連続噴霧], 酸性塩水噴霧 (AASS) 試験 [5 mass%NaCl, pH 3 (酢酸にて調整), 35°C, 連続噴霧], キャス (CASS) 試験 [JIS H8681に準拠, 5 mass%NaCl+0.26g/l CuCl₂, pH 3 (酢酸にて調整), 50°C, 連続噴霧] を行い、腐食深さを測定した。試験時間は、塩水噴霧試験及び酸性塩水噴霧試験においては336h, キャス試験においては168hとした。

また、板材試料及び化合物試料について、pHを7及び3に調整した5 mass%塩化ナトリウム水溶液中における自然電極電位及びカソード分極曲線を測定した。分極曲線測定用試料は、表面 1 cm² が露出するようビニル系の塗料を用いてマスキングした。測定する溶液には空気を吹き込み攪拌した。分極曲線の測定はポテンショスタットを用いて、電位走査法で行い、浸漬直後及び24h 浸漬後に走査を開始した。電位走査速度は10mV/minとした。照合電極には飽和カロメル電極 (SCE) を用いた。

3. 実験結果及び考察

Table 2 に板材試料中に観察された化合物の分析結果を示す。Al-0.3Ni合金中には Al₃Ni が、Al-0.3Fe 合金中には Al₃Fe が観察された。Al-0.3Fe-0.3Ni 合金中には Al₉FeNi が観察された。3003合金には α -AlMnSi と α -AlMnFeSi が観察された。3003合金に Ni を添加した場合、種々の化合物が観察されたが、Ni は Al-Fe-Ni 系、Al-Mn-Fe-Ni 系の晶出物に含まれており、Al-Mn-Si 系の析出物には含まれていなかった。

Table 3 に化合物試料中の化合物相とマトリックス相のEPMA分析結果を示す。化合物試料のうち Al₃Ni 及び Al₃Fe には化学量論組成に比べ Ni あるいは Fe がやや多い化合物が生成していた。また、Al₉FeNi には Fe のやや多い化合物aとNiのやや多い化合物bが生成していた。アルカリエッティングによりマトリックスは溶解し、Al₃Ni 及び Al₃Fe の場合、化合物のみが残っていたが、Al₉FeNi の場合、Ni のやや多い化合物は溶解し、Fe のやや多い化合物が残っていた。以下、これらの化合物試料をそれぞれ Al₃Ni, Al₃Fe, Al-Fe-Ni 化合物と表す。

Table 2 Summary of EPMA, EDS and electron-diffraction analysis of compounds in sheet specimens.

Specimen	Methods of analysis		
	EPMA	EDS	Electron-diffraction
Al-0.3Ni	Al-Ni	Not analyzed	Al ₃ Ni
Al-0.3Fe	Al-Fe	Not analyzed	Al ₃ Fe (Al _x Fe)
Al-0.3Fe-0.3Ni	Al-Fe-Ni	Al-Fe-Ni (Fe≈Ni)	Al ₉ FeNi
3003	Al-Mn-Fe-Si	Not analyzed	α -AlMnSi α -Al(MnFe)Si
3003-0.3Ni	Al-Mn-Fe-Si Al-Mn-Fe-Ni Al-Fe-Ni	Al-Mn-Si Al-Mn-Fe-Si Al-Mn-Fe-Cu-Si Al-Mn-Fe-Ni Al-Mn-Fe-Cu-Ni	Not analyzed

Table 3 EPMA analysis of intermetallic compounds in compound specimens. (mass%)

		Ni	Fe	Al
Al ₃ Ni	Equilibrium	42.0	—	58.0
	Compound	50	—	50
	Matrix	6	—	94
Al ₃ Fe	Equilibrium	—	38.2~42.1	57.9~61.8
	Compound	—	47	53
	Matrix	—	4	96
Al ₉ FeNi	Equilibrium	4.5Fe, 28Ni~14Fe, 18Ni	bal.	
	Compound a	10	36	54
	Compound b	33	9	58
	Matrix	6	0	94

Fig. 1~Fig. 3 に腐食試験後の最大腐食深さを示す。塩水噴霧試験 (Fig. 1) の場合、最大腐食深さは全般に小さいが、いずれの合金においても、Ni 添加量と共に徐々に最大腐食深さが大きくなっていた。酸性塩水噴霧試験 (Fig. 2) の場合、Al+Ni 合金及び3003+Ni 合金においては、Ni 添加量が 0.005% と極く微量でも最大腐食深さはかなり大きくなっていた。Al-0.3Fe+Ni 合金の場合

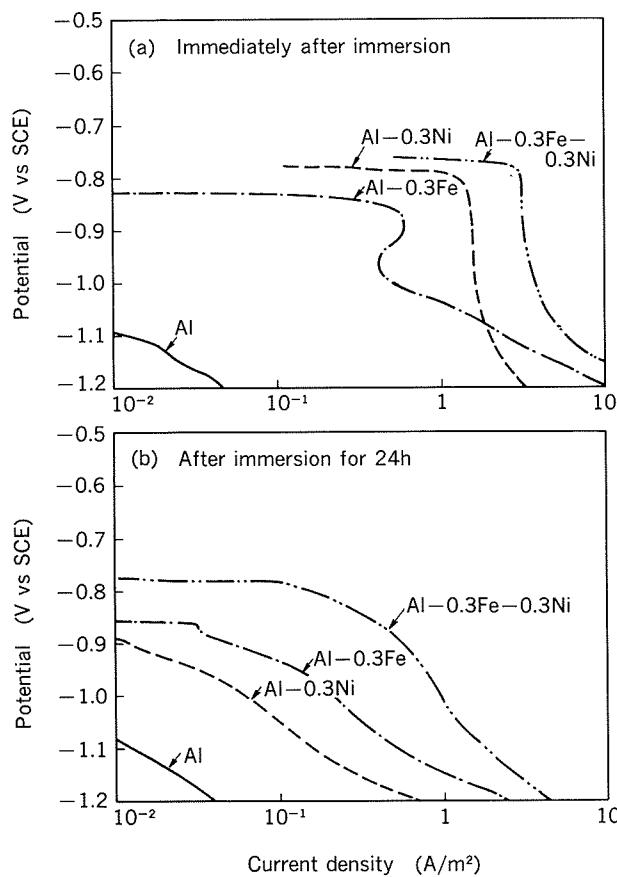


Fig. 6 Cathodic polarization of sheet specimens in 5%NaCl (pH7) solution.

場合、2 h 以降の自然電極電位は純 Al を除いてほぼ安定していた。pH 3 の場合においても、純 Al, Al-0.3Fe 合金、3003合金にそれぞれNi を添加することにより、自然電極電位は貴になっていた。

Fig. 6 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 7) 中における板材試料のカソード分極曲線を示す。浸漬直後においては、純 Al に比べ Al-0.3Ni 合金の方が、また、Al-0.3Fe 合金に比べ Al-0.3Fe-0.3Ni 合金の方が、カソード反応は大きくなっていた。また、-1.1V vs SCE まで分極させた範囲では Al-0.3Fe 合金に比べ Al-0.3Ni 合金の方がカソード反応は大きかった。24h 浸漬後のカソード反応は、Al-0.3Fe 合金、Al-0.3Ni 合金、Al-0.3Fe-0.3Ni 合金とも浸漬直後に比べ減少していた。また、Al-0.3Ni 合金よりも Al-0.3Fe 合金の方がカソード反応は大きく、さらに Al-0.3Fe-0.3Ni 合金のカソード反応が最も大きかった。

Fig. 7 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 3) 中における板材試料のカソード分極曲線を示す。カソード反応の大きさは pH 7 の場合に比べいずれも 10 倍以上大きくなっていた。pH 3 の場合においても pH 7 の場合と同様に Ni 添加により、カソード反応が大きくなっていた。

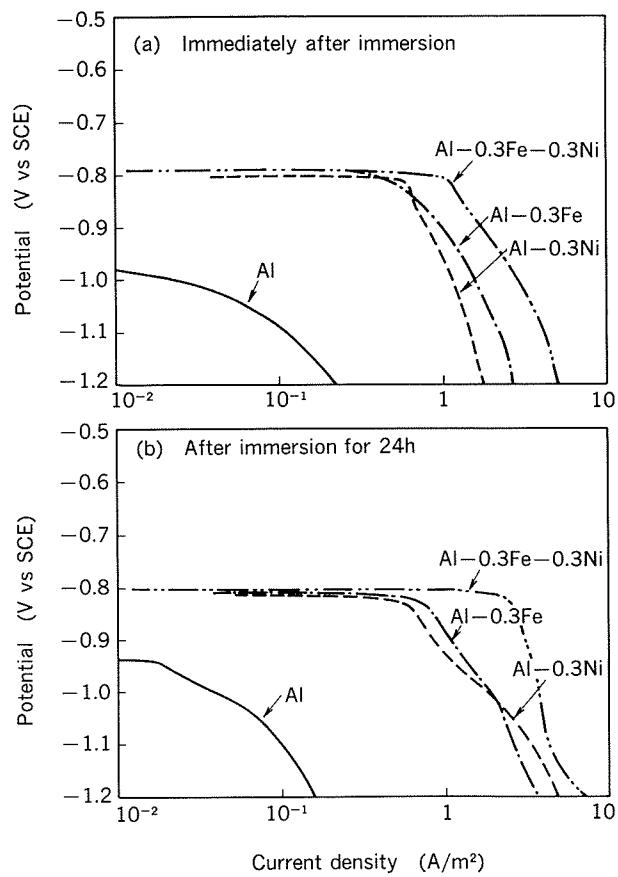


Fig. 7 Cathodic polarization of sheet specimens in 5%NaCl (pH3) solution.

この溶液中に24h 浸漬した後のカソード反応の大きさを浸漬直後と比べると、ほぼ同程度か24h 浸漬後の方がわずかに大きくなっていた。

Fig. 8 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 7) 中における化合物試料のカソード分極曲線を示す。化合物試料のカソード反応は板材試料に比べ著しく大きく、中でも、Al₃Ni や Al-Fe-Ni 化合物のカソード反応が大きかった。24h 浸漬後のカソード反応は浸漬直後に比べいずれの化合物においても増加しており、化合物間の大小関係はほぼ同じであった。

Fig. 9 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 3) 中における化合物試料のカソード分極曲線を示す。浸漬直後のカソード反応は pH 7 の場合に比べ同程度ないしは小さかったが、24h 浸漬後のカソード反応は浸漬直後に比べ大幅に増加していた。pH 3 の場合においても pH 7 の場合と同様に、カソード反応の大きさは Al₃Fe < Al₃Ni < Al-Fe-Ni 化合物の順に大きかった。

Table 4 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 3 及び 7) における浸漬前後の化合物試料表面の EPMA 分析結果を示す。いずれの化合物の場合も浸漬前に比べて浸漬後におけるアルミニウムの表面濃度は低くなり、Fe ある

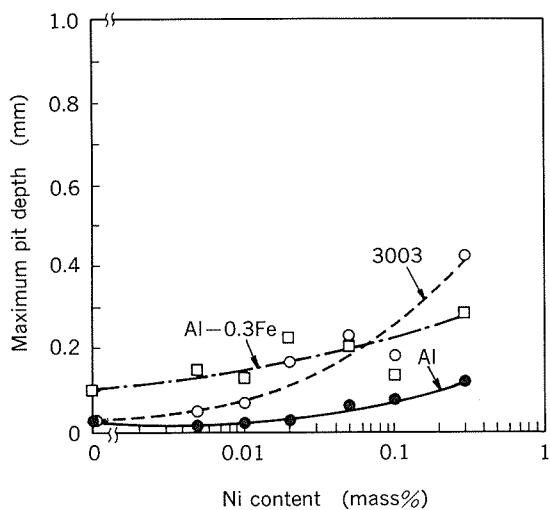


Fig. 1 Maximum pit depth of sheet specimens after SS test for 336h.

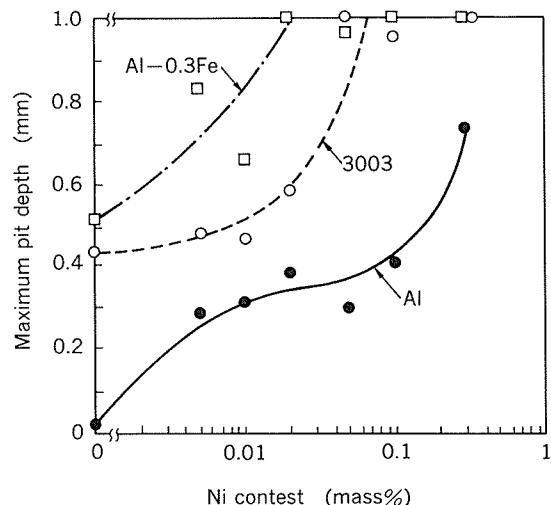


Fig. 2 Maximum pit depth of sheet specimens after AASS test for 336h.

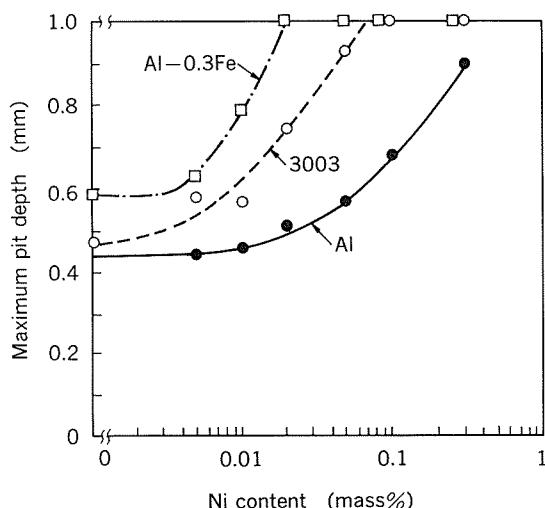


Fig. 3 Maximum pit depth of sheet specimens after CASS test for 186h.

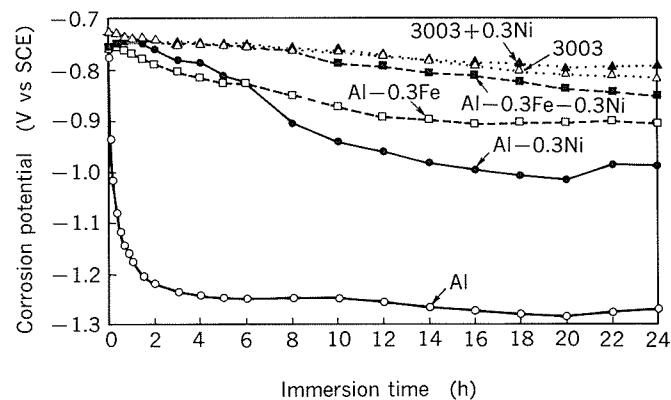


Fig. 4 Corrosion potential of sheet specimens in 5% NaCl (pH7).

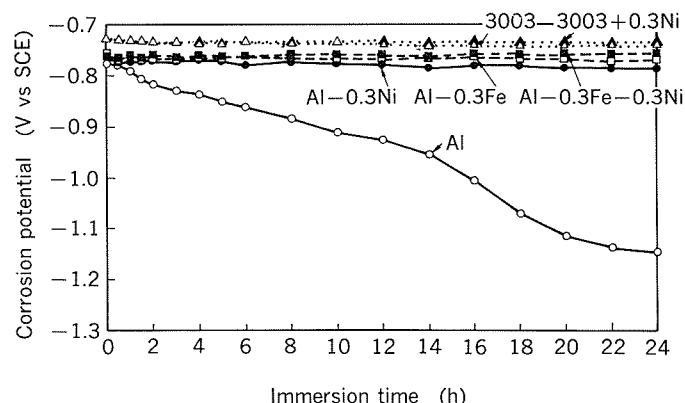


Fig. 5 Corrosion potential of sheet specimens in 5%NaCl (pH3).

も Ni 添加量が 0.01% を越えると最大腐食深さは急激に大きくなっていた。キャス試験 (Fig. 3) の場合、最大腐食深さは Ni 添加量が 0.005% まではそれほど大きくなっていないが、0.01% 以上では Ni 添加量と共に増大していた。以上のように酸性溶液を用いる酸性塩水噴霧試験及びキャス試験においては全体的に最大腐食深さが大きいと共に微量 Ni 添加の影響が顕著であり、一方、中性溶液を用いる塩水噴霧試験においては最大腐食深さも小さく、Ni 添加量の影響も比較的小しかった。

Fig. 4 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 7) 中における板材試料の自然電極電位の変化を示す。浸漬直後の自然電極電位は -0.75V vs SCE 程度でやや不安定であった。いずれの試料の自然電極電位も時間の経過と共に徐々に卑に変化しており、24h 経過するとほぼ安定した電位になっていた。自然電極電位は純 Al, Al-0.3Fe 合金、3003 合金にそれぞれ Ni を添加することで、貴になっていた。

Fig. 5 に 5 % 塩化ナトリウム水溶液 (pH 3) 中における板材試料の自然電極電位の変化を示す。浸漬直後の自然電極電位は pH 7 の場合と同程度であった。pH 3 の

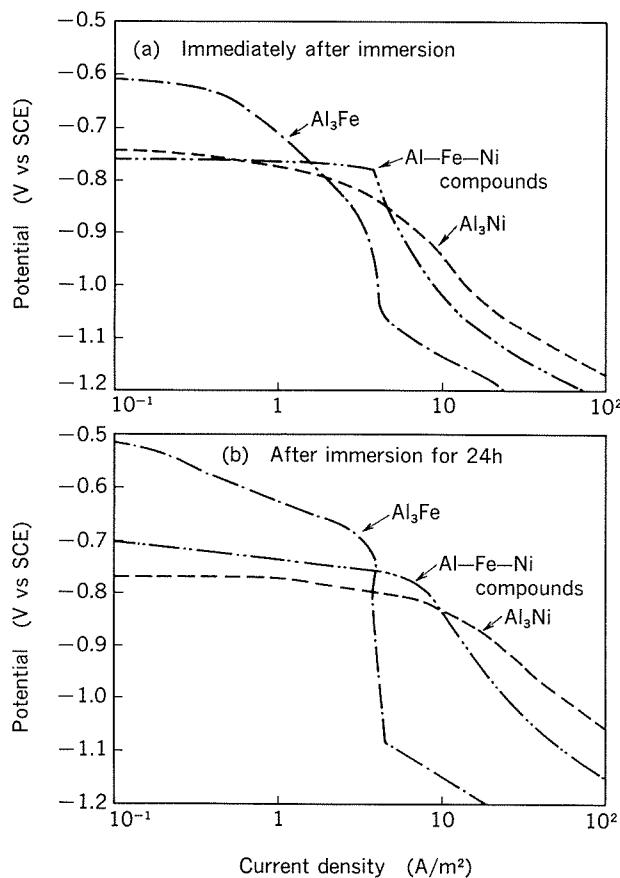


Fig. 8 Cathodic polarization of compound specimens in 5%NaCl (pH7) solution.

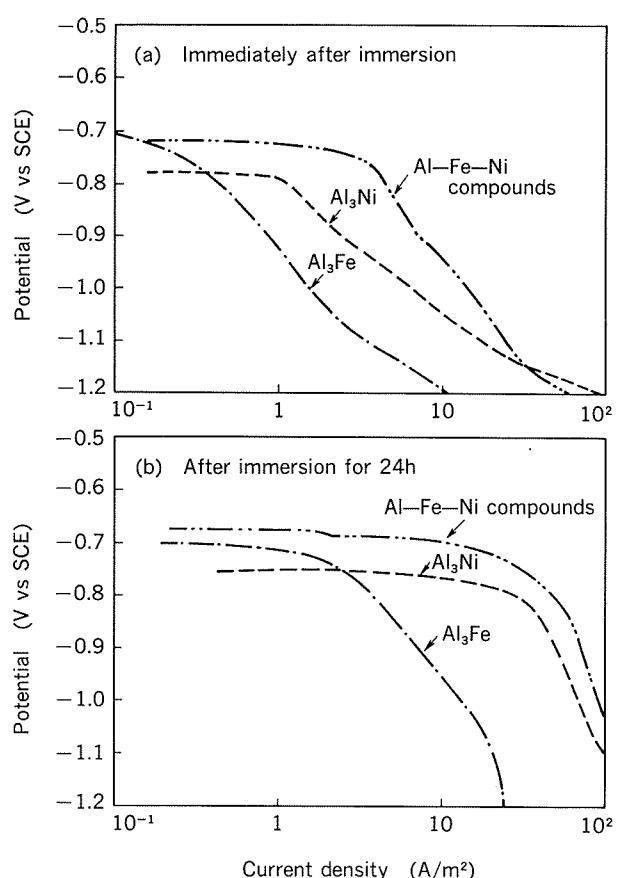


Fig. 9 Cathodic polarization of compound specimens in 5%NaCl (pH3) solution.

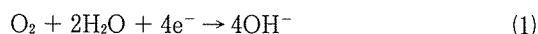
Table 4 Results of EPMA analysis on surface of compounds in compund specimens.

Compound	Solution(5% NaCl)		(mass%)	Ni/Al, Fe/ Al ratio	
		pH of solution	Ni Fe Al	Ni/Al	Fe/Al
Al ₃ Ni	Before immersion		50 — 50	1.0	—
	After immersion for 24h	3 7	64 — 36 92 — 8	1.8 11.5	—
Al ₃ Fe	Before immersion		— 47 53	—	0.9
	After immersion for 24h	3 7	— 64 36 — 52 48	— —	1.8 1.1
Al-Fe-Ni compound	Before immersion		10 36 54	0.19	0.67
	After immersion for 24h	3 7	14 39 47 14 41 45	0.30 0.31	0.83 0.91

いは Ni の濃度が高くなっていた。これは、pH 3 の場合も pH 7 の場合も同様であった。このことから、化合物表面では Ni 及び Fe の濃縮が起きていることが推定される。これは、化合物表面においてアルミニウムが選択的に溶解している⁵⁾ためと考えられた。化合物試料は、

pH にかかわらず浸漬時間とともに脱アルミニウムを生じ、Ni あるいは Fe の濃度が増すためにカソード反応が増大するものと考えられる。

Fig. 10 に Al-0.3Ni 合金を酸性塩水噴霧試験及び塩水噴霧試験に短時間（1 h または 24h）供した後の表面状態を示す。酸性塩水噴霧の場合、Al₃Ni とその周りのマトリックスに腐食生成物が薄く堆積していた。式 (1), (2) に示されるカソード反応により、カソード表面近傍で pH が上昇し、腐食生成物が沈殿したものとみられる。そして、腐食生成物の堆積状況から、カソード反応は Al₃Ni 表面とマトリックス表面の両方で生じているものと推定される。



一方、塩水噴霧試験の場合、腐食生成物は主として化合物表面に付着しており、カソード反応は主に Al₃Ni 表面で起きているとみられた。また、Al₃Ni 表面は 24h 浸漬すると多量の生成物で覆われていた。中性溶液中では酸性溶液中に比べ pH がより高くなり、沈殿が生成しやすく、化合物表面に沈殿した厚い皮膜によりカソード反応が抑制されるものと考えられた。

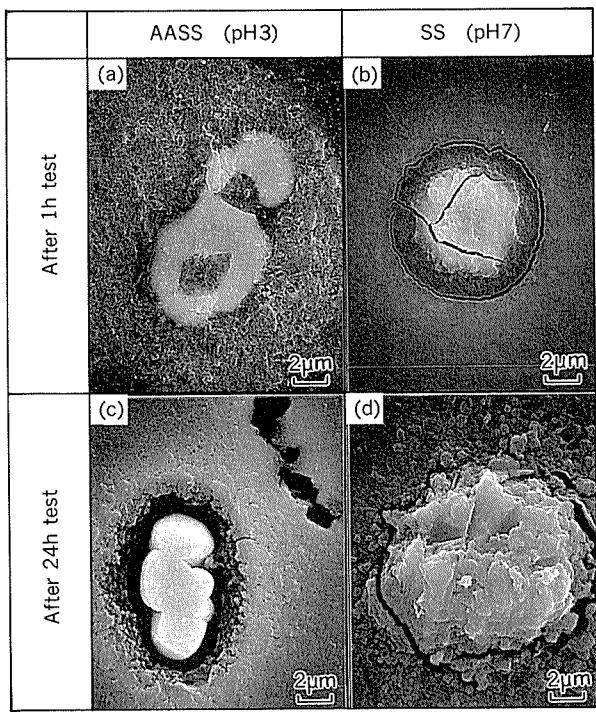


Fig. 10 SEM observation of surface around Al_3Ni compounds in $\text{Al}-0.3\text{Ni}$ alloy after corrosion test (before removal of corrosion products).

Fig. 11 に酸性塩水噴霧試験後の $\text{Al}-0.3\text{Ni}$ 合金における、腐食生成物を除去した表面の状態を示す。Fig. 11 (a) にみられるように 1 h 後で粒界に沿った孔食（ファセットピット）がみられており、Fig. 11(b) にみられるような Al_3Ni の周りからの腐食は少なかった。24h 浸漬後では、孔食は大きく成長しており、孔食外にある Al_3Ni は依然として試料表面に残存していた (Fig. 11(c) (d))。

Fig. 12 に塩水噴霧試験後の $\text{Al}-0.3\text{Ni}$ 合金における、腐食生成物を除去した後の表面状態を示す。Fig. 12(a) にみられるように 1 h 後では、 Al_3Ni の周りが特に優先的に溶解しているのが観察され、一部では表面から脱落しているものも観察された。また、マトリックス表面では全面的に溶解している領域も観察された。以上のようなファセット溶解を伴わない腐食以外に、Fig. 12(b) のような孔食（ファセットピット）も確認されたが、酸性の場合に比べ、その数はかなり少なかった。24h 浸漬後においては、 Al_3Ni の周りが優先的に溶解しており、ほとんどの化合物が脱落していた (Fig. 12(c) (d))。

これらのこととは、アノード反応の主たる反応場所が、酸性溶液の場合は孔食内であり、中性溶液の場合は化合物周辺であることを示している。

以上のような状況は $\text{Al}-0.3\text{Fe}-0.3\text{Ni}$ 合金、3003 + 0.3Ni 合金の場合も同様であった。Fig. 13 に $\text{Al}-0.3\text{Fe}$ 合金及び $\text{Al}-0.3\text{Fe}-0.3\text{Ni}$ 合金、Fig. 14 に 3003 合金及び 3003 + 0.3Ni 合金の腐食試験後の表面状態を示す。

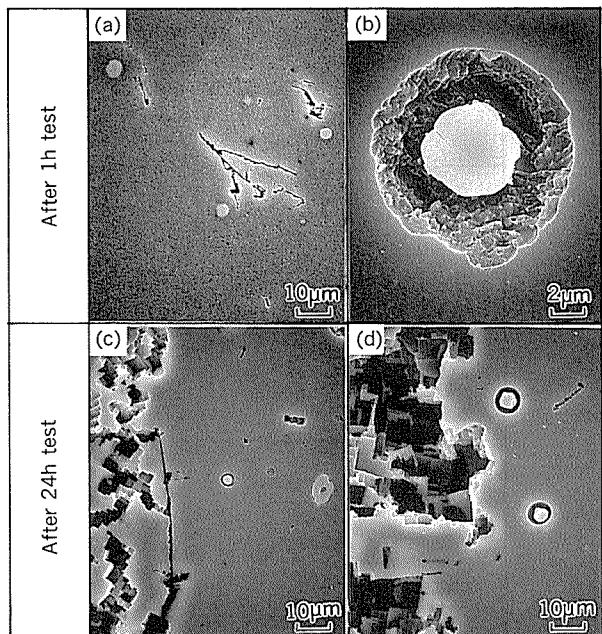


Fig. 11 SEM observation of surface in $\text{Al}-0.3\text{Ni}$ alloy after AASS test (after removal of corrosion products).

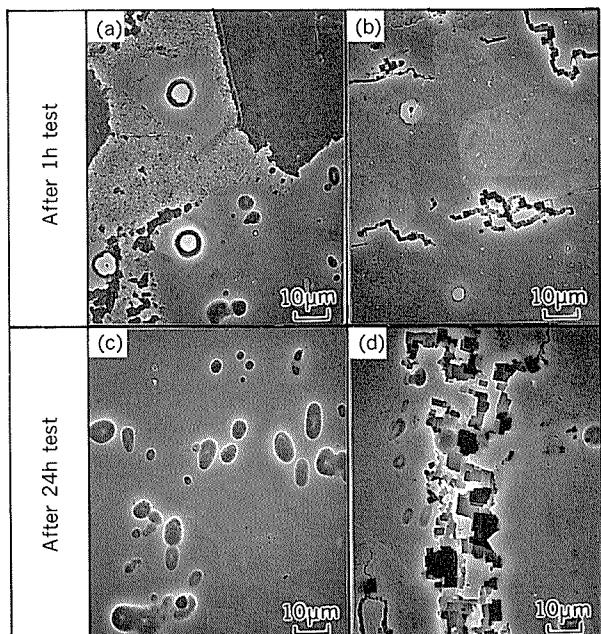


Fig. 12 SEM observation of surface in $\text{Al}-0.3\text{Ni}$ alloy after SS test (after removal of corrosion products).

以上の観察結果を基に、腐食の進行状況のモデルを考えてみる。酸性溶液中ではファセット溶解を伴う孔食型の腐食となって、化合物とマトリックスの一部がカソードとなるのに対し、中性溶液の場合、ファセット溶解を伴わない全面腐食型の腐食となり、マトリックス全体がアノードになって、カソード反応は主として化合物表面で起きるようになる。酸性溶液の場合、化合物の脱アルミニウムにより化合物表面の Ni 濃度が増加し、カソ-

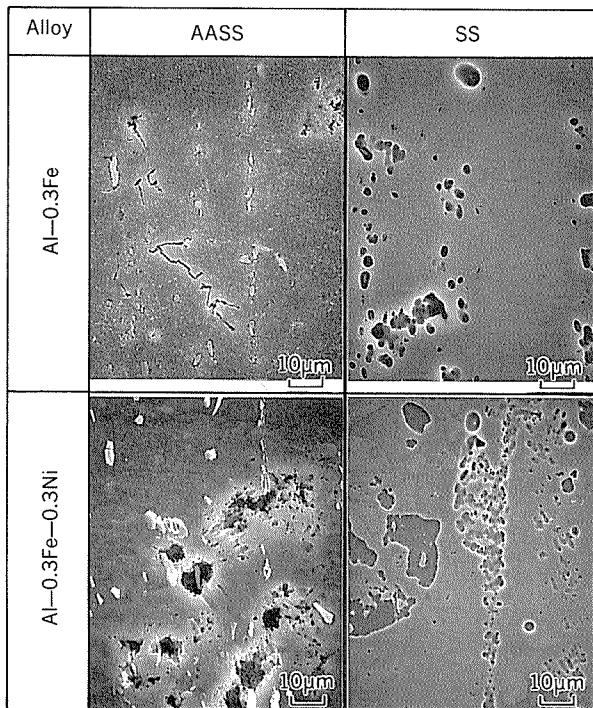


Fig. 13 SEM observation of surface in Al-0.3Fe alloy, Al-0.3Fe-0.3Ni alloy after corrosion test for 24h (after removal of corrosion products).

ド反応を増加させて行くのに対し、中性溶液の場合は、化合物表面の Ni 濃度の増加は生ずるもの、一方で化合物表面のカソード反応による pH の上昇により生成物が沈殿し、化合物表面に厚い沈殿皮膜を形成するのに加えて、化合物の周りが優先的に溶解し、化合物が脱落してしまうことによって、カソード反応が減少して行くものと考えられる。従って、塩水噴霧試験の場合、最大腐食深さに及ぼす Ni 添加量の影響が、酸性塩水噴霧試験やキャス試験に比べ小さくなっていたものと考えられる。

4. 結 言

純アルミニウム、Al-0.3Fe 合金、3003 合金の耐食性に及ぼす Ni の影響について検討し、以下の知見を得た。

(1) 純アルミニウム、Al-0.3Fe 合金、3003 合金に Ni が含まれると、0.005~0.01%と微量でも耐食性が阻害される。これは Al_3Ni , Al_9FeNi , $\text{Al}-\text{Mn}-\text{Fe}-\text{Ni}$ 等の

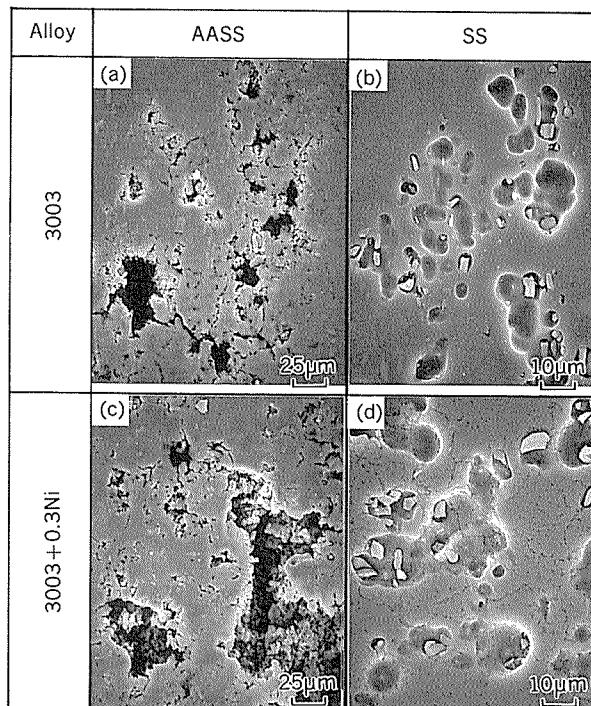


Fig. 14 SEM observation of surface in 3003, 3003+0.3Ni alloy after corrosion test for 24h (after removal of corrosion products).

化合物を生成し、カソード反応を増加させるためである。

(2) 酸性溶液の場合、 Al_3Ni , Al_9FeNi 等の化合物表面で Ni が濃縮し、カソード反応をさらに増加させるため、Ni の影響が顕著に現れる。

(3) 中性溶液の場合、化合物表面に腐食生成物が堆積すると同時に、化合物がマトリックスから脱落するため、カソード反応が減少し、Ni の影響が比較的小さくなる。

参考文献

- 1) 杉本克久, 沢田可信, 森岡 進 : 日本国金属学会誌, 34 (1970), 312.
- 2) 杉本克久, 沢田可信 : 日本国金属学会誌, 37 (1973), 148.
- 3) P. Sury, H. R. Oswald : Corros. Sci., 12 (1972), 77.
- 4) R. Sharen, R. Narayan : Trans. Indian Inst. Met., 20 (1967), 123.
- 5) K. Nisancioglu : J. Electrochem. Soc., 137 (1990), 69.

論 文

電磁铸造による5182アルミニウム合金铸塊
及び圧延材の品質特性*

林 典 史** 長 江 光 司***
宇 都 秀 之**** 永 山 克****

住友軽金属工業株式会社技術研究所

電磁鋳造による5182アルミニウム合金鋳塊 及び圧延材の品質特性*

林 典 史** 長 江 光 司***
宇 都 秀 之**** 永 山 克*****

Properties of the EMC Slab and the Rolled Sheets of 5182 Aluminium Alloy

Norifumi Hayashi, Koushi Nagae, Hideyuki Uto and Masaru Nagayama

Casting of the 5182 alloy by an electromagnetic casting (EMC) process was carried out. The slab size was 510mm × 970mm × 3000mm. Casting by the conventional direct chill casting (DC) process was also done. The properties of the slabs and the hot and cold rolled sheets were studied and compared between the two processes. The results obtained are summarized as follows :

- (1) The surface of the EMC slab was very smooth and bright, whereas that of the DC slab was rough because of sweating.
- (2) The dendrite arm spacing within 20mm from the surface of the EMC slab was smaller than that of the DC slab because of the high cooling rate of the molten metal.
- (3) The segregation layer of Mg, Si, and Fe in the EMC slab was thinner (within 1mm from the surface) than that of the DC slab, and the concentration of the segregation element (mass%) was lower than that of the DC slab.
- (4) The slab thickness between 600 and 3000mm from the bottom was nearly constant in both processes.
- (5) The corner radius of the cross section of the EMC slab was about 50mm, whereas the corner radius of the EMC coil or screen was 2mm. On the other hand, the corner radius of the DC slab was about 10mm and nearly equal to that of the DC mold. It appeared that the high flux density at the corner had an effect on the larger corner radius of the EMC slab.
- (6) The hot rolled sheets from the EMC slab had few edge cracks. On the other hand, the hot rolled sheets from the DC slab had about 3mm deep edge cracks.
- (7) The cold rolled sheets from the EMC slab (nonscalped, 5mm scalped) and the DC slab (10mm scalped) hardly had any differences in their surface quality and tensile properties.

1. 緒 言

電磁鋳造 (Electromagnetic Casting, 以下 EMC と

略す) によるアルミニウム及びその合金鋳塊の生産量は、現在150万トン／年¹⁾に達しており、今後さらに増加の気配を見せてている。この製法は、特に鋳塊表層部に優れた品質特性を有し、従来のDC鋳造(Direct Chill Casting)に起因する焼付き、発汗、逆偏析や粗大セル層などの欠陥を一掃することが多くの文献に紹介されている。

例えば、Meierら²⁾は、2024, 5083合金スラブや6063, 7075合金ビレットの造塊を行い、鋳塊表面が平滑で光沢のあることや圧延時に面削が必要でなかったことを報告

* 軽金属学会第79回秋期大会（平成2年11月、於・東京都）にて一部発表

** 技術研究所プロセス研究部

*** 名古屋製造所板製造部

**** 技術研究所応用研究部

***** 名古屋製造所生産技術部

している。また、Pritchett³⁾は、610mm×1473mm断面の5182合金スラブを造塊して、表層部のミクロ組織が微細であったことや熱間圧延時の耳割れが極めて少なくなったことを報告している。

しかしながらこれまでの報告は、铸塊組織についての調査が多く、铸造から製品まで一貫して調査された報告はほとんど見あたらない。

本報では、5182合金のEMCによる铸造を試み、铸塊の表面性状や内部組織についての確認を行うとともに铸塊形状、圧延時の耳割れ特性、製品板の品質についても調査を行いDC铸造の場合と比較したので報告する。

2. 実験方法

2.1 鑄造実験

実験に用いた供試材は、缶エンドに用いられる5182アルミニウム合金で、その化学成分規格をTable 1に示す。

Table 1 Chemical composition limits for 5182 aluminium alloy. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.20	0.35	0.15	0.20～0.50	4.0～5.0	0.10	0.25	0.10	bal.

铸造装置をFig. 1に示す。EMCのDC铸型に相当する部分は、銅製の1ターンコイルとステンレス製の磁場遮蔽スクリーン及び冷却ジャケットからできている。スクリーン枠形状は、圧延面中央部に14mm／片側の膨らみをもった530mm×1000mmのほぼ矩形で、510mm×970mm断面の铸塊が得られる設計になっている。铸造時の湯面レベル制御には、自動铸造装置⁴⁾を使用し、渦流式レベルセンサの信号を黒鉛製のストップにフィードバックすることにより湯面位置を一定に維持させている。

一方、DC铸型は、アルミ製で8mm／片側の膨らみをもった510×960mmの形状をしており、EMC材とほぼ同断面の510×940mm铸塊が得られる。湯面レベル制御には、従来のフロートによるレベル制御方法⁵⁾を用いた。

铸造条件を、Table 2に示す。EMCの铸造開始時の速度は定常時の50%で、次第に增速して铸造長さ85mmで定常速度とした。同様に冷却水量も定常時の50%水量から始め、铸造長さが300mmで定常水量となるよう増量した。電気的な条件として、溶湯保持に必要な磁束密度が確保できるようコイル電流7000A、周波数2800Hzとした。DC铸造では、铸造開始時の速度は定常時の50%で、定常速度は铸造長さ80mmから得られる条件とした。また、冷却水量は铸造開始時より一定とした。

铸造後、各铸塊よりスライスサンプルを切断して形状、表面及び内部組織を調査した。このとき縦断面スライスは、スラブ幅方向の中央から、横断面スライスは、铸塊頭部及び底部からそれぞれ500mmの位置で採取した。

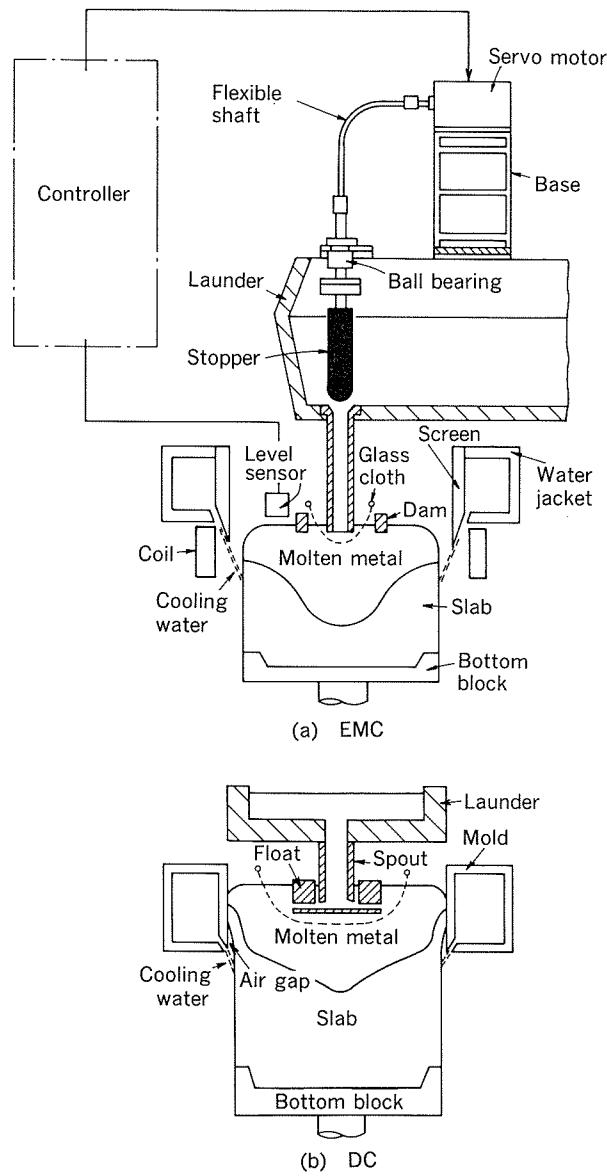


Fig. 1 Schematic drawing of EMC and DC.

Table 2 Casting conditions for 5182 alloy.

Item	EMC	DC
Casting speed (steady)	1.0mm/s	1.0mm/s
Cooling water (steady)	8.3 l/s	10 l/s
Casting temperature	973K	973K
Coil current	7000A	—
Frequency	2800Hz	—
Flux density (near coil)	0.07T	—

2.2 圧延実験

圧延は当社名古屋製造所の装置⁶⁾を用いて行い、圧延面を面削したEMC材、DC材、無面削のEMC材について行った。DC材では圧延面の他に側面も面削した。

EMC材の面削は、鋳肌がなくなるまで行い、この時の面削深さは重量換算で平均5mmであった。また、DC材の圧延面、側面の面削深さは、それぞれ重量換算で10mm、5mmとした。面削後のEMC材及びDC材の圧延工程をFig. 2に示す。均質化処理後の熱間圧延は、可逆式熱間粗圧延機と3タンドムの仕上圧延機を用いて行い、その後冷間タンデム圧延機で最終板厚0.3mmまで圧延した。H39調質、脱脂後、長さ1000mmの切板とし、一部を圧延材品質調査サンプルとした。

3. 実験結果と考察

3.1 鋳塊組織

Fig. 3(次頁)にEMC及びDC材の圧延面幅方向端部の表面比較写真を示す。DC材では、鋳型による一次冷却と冷却水による二次冷却で鋳塊の凝固が進行するため、一次冷却後に鋳塊再溶融による発汗現象を生じるが、EMC材では、一次冷却がないため発汗が皆無となり、平滑で光沢のある表面が得られることが確認された。

鋳肌部及び鋳塊内部のミクロ組織をFig. 4に示す。

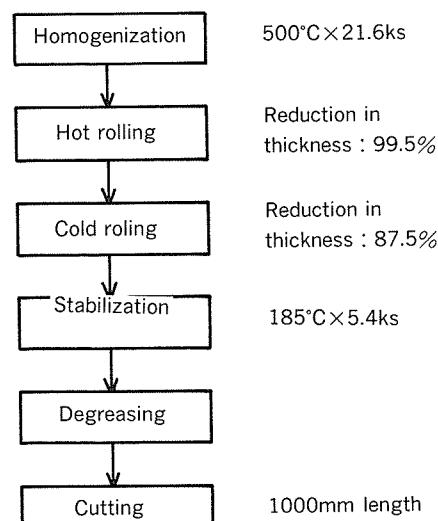


Fig. 2 Rolling process of EMC and DC slab.

DC材の鋳肌部には発汗に伴うブローホールが見られ、チル層と呼ばれる鋳肌近傍エリアでもデンドライトセル

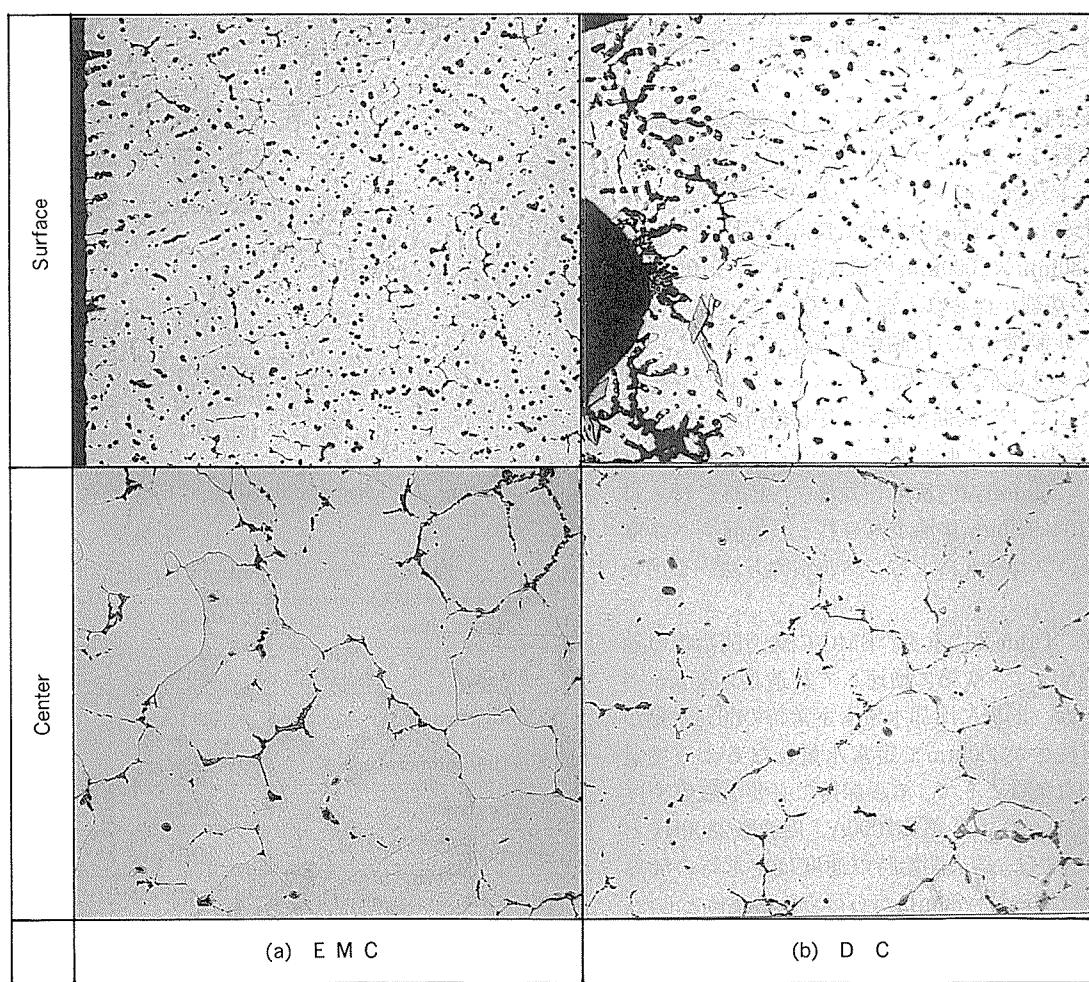
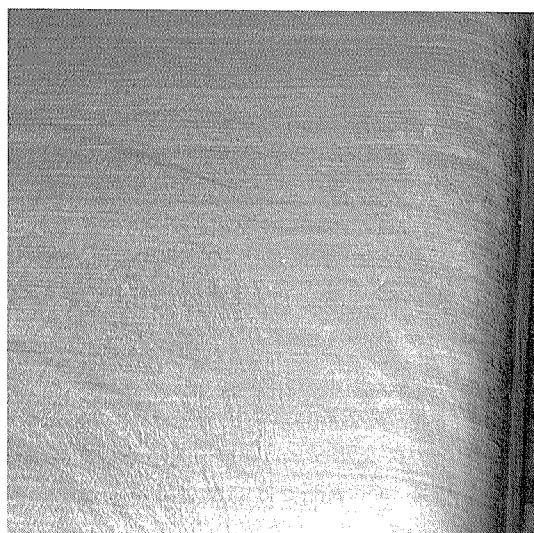
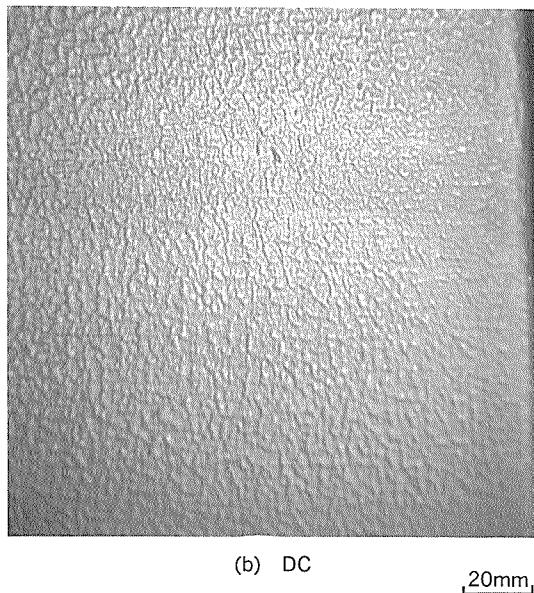


Fig. 4 Microstructure of EMC and DC slab.



(a) EMC



(b) DC

20mm

Fig. 3 Comparison of EMC and DC slab surface.

サイズは、EMC材に比べて大きくなっていた。一方、EMC材では、表皮部から連続して微細なデンドライト組織が得られた。また、鋳塊中心部のミクロ組織は、EMC材とDC材で大差はなかった。

Fig. 5は、鋳塊のミクロ組織から画像解析を行い、デンドライトアームスペーシング (DAS) 分布を測定した結果である。EMC材のDASは、鋳肌から20mm以内の領域で、DC材に比べて微細で、その差が顕著であった。

表層部から鋳塊内部50mmまでの代表的な成分の偏析状況をFig. 6に示す。EMC材のMg, Si, Feの偏析層は、いずれも薄く表層から1mm未満で、かつ、低濃度であることが認められた。

Fig. 4～6の結果からEMC材では、DC材と同じ鋳造速度で、少ない冷却水量でも鋳塊表面の冷却速度が高

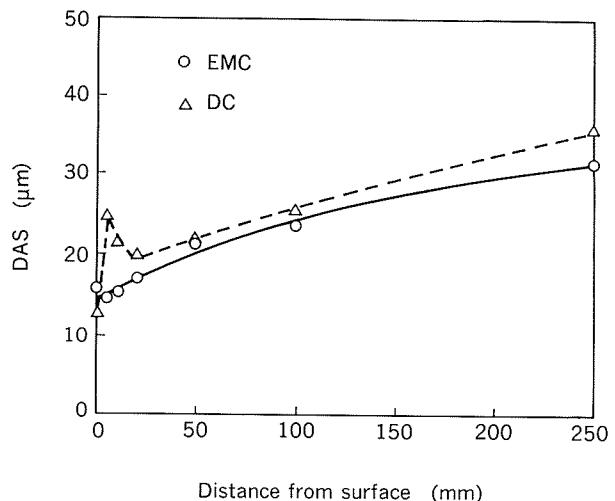


Fig. 5 Distribution of dendrite arm spacing.

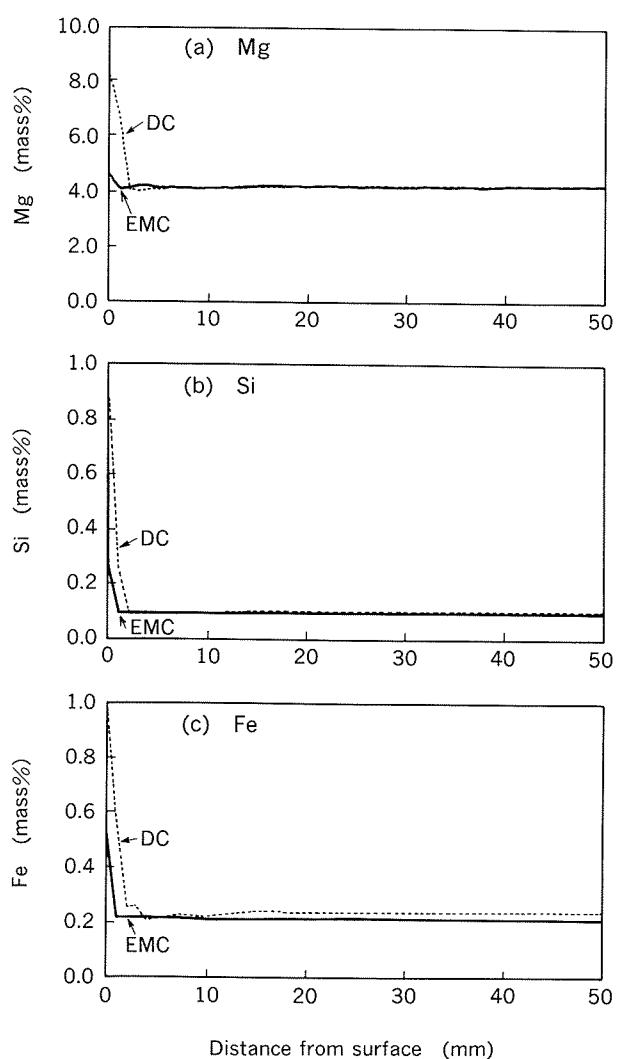


Fig. 6 Segregation in EMC and DC slab.

くなるが、鋳塊内部ではその差がほとんどなくなることが推定された。

3.2 鋸塊形状

鋸造方向すなわち長手方向に沿って順次測定した、幅方向中央部の厚さ測定結果を Fig. 7 に示す。EMC 材、

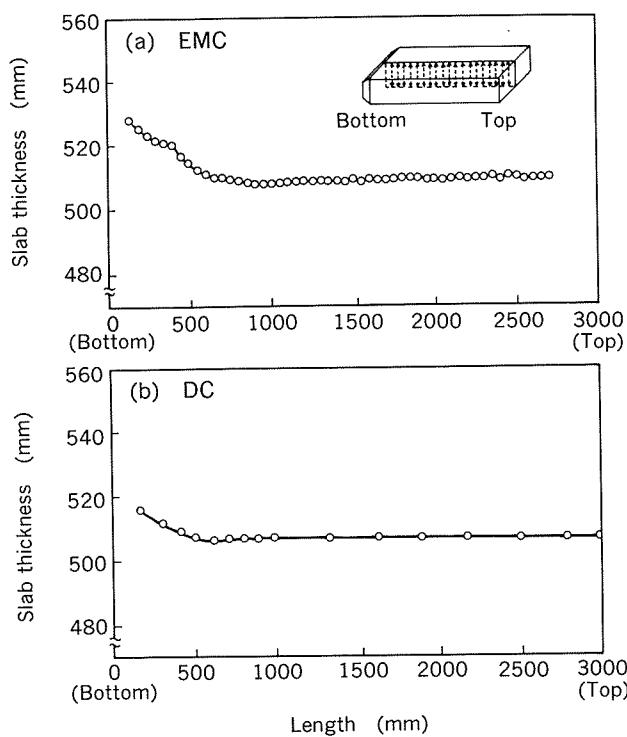


Fig. 7 Distribution of slab thickness in longitudinal direction.

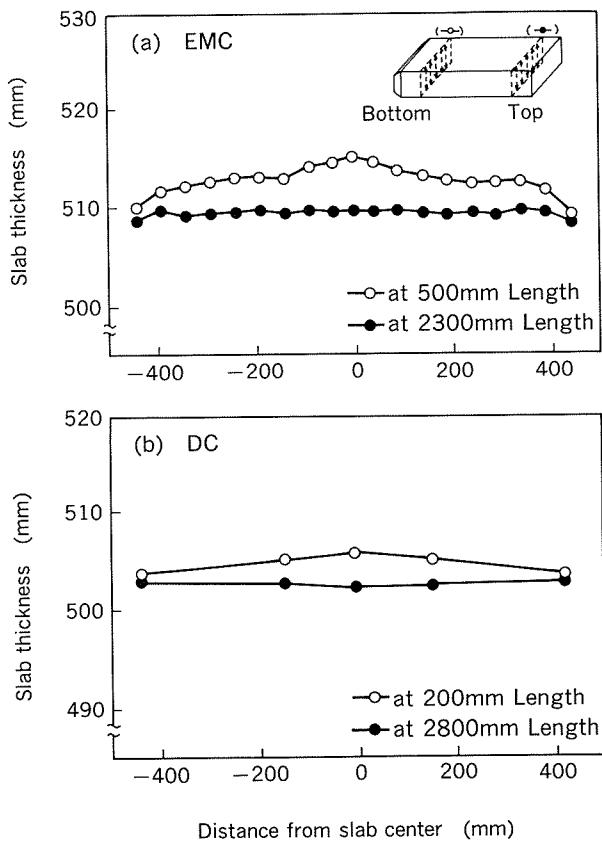


Fig. 8 Distribution of slab thickness in lateral direction.

DC 材とも鋸造長さがほぼ 600mm 以降で厚さが安定しており、非定常の凝固収縮期間は同程度であった。Fig. 8 の横方向の形状をみると、EMC 材では無接触で凝固しているにもかかわらず安定した形状が得られ、鋸塊底部で圧延面中央部が膨らみ、頭部でフラットな DC 材と同様の形状となっていた。なお、このとき比較に用いた DC 材は、鋸造速度 0.75mm/s で鋸塊形状をフラットにするよう設計されていたのでその速度で鋸造した。

Fig. 9 に鋸塊横断面のコーナ部形状を示す。コーナ部曲率半径は、DC 材では鋸型コーナ部のそれとほぼ同等の 10mm であるが、EMC 材では、コイル及びスクリーンのコーナ曲率半径が 2mm にもかかわらず、50mm となつた。この場合のスクリーン先端位置での磁場測定結果を Fig. 10 に示す。コーナ部では強磁場となる磁場分布を持っているためスクリーンと溶湯間のギャップが大きくなることが、コイル、スクリーンのコーナ曲率半径より大きな鋸塊曲率半径となつた一因と考えられた。コーナ形状を角型化するには、コーナ部の磁場の調整⁷⁾ やコーナ冷却法の検討が必要であると考えられた。

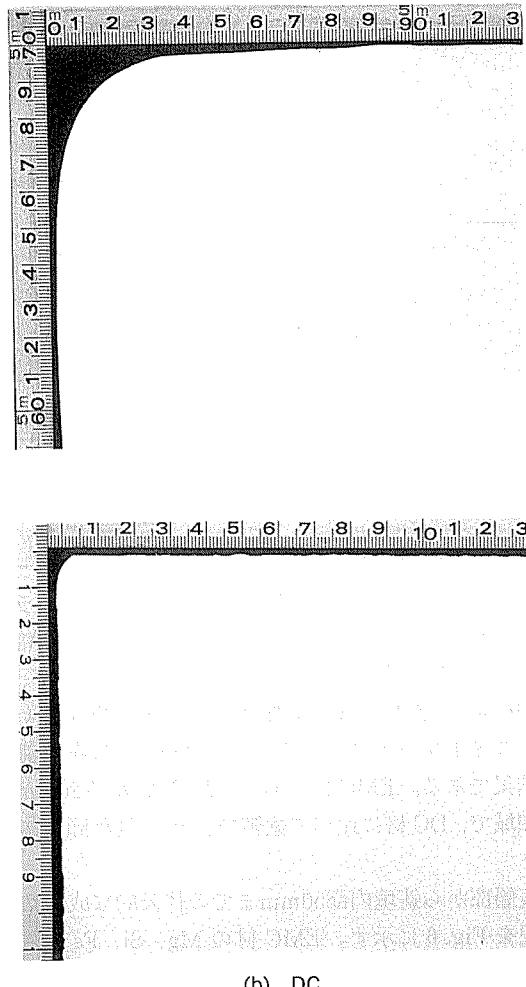


Fig. 9 Comparison of corner radius of cross section between EMC and DC slab.

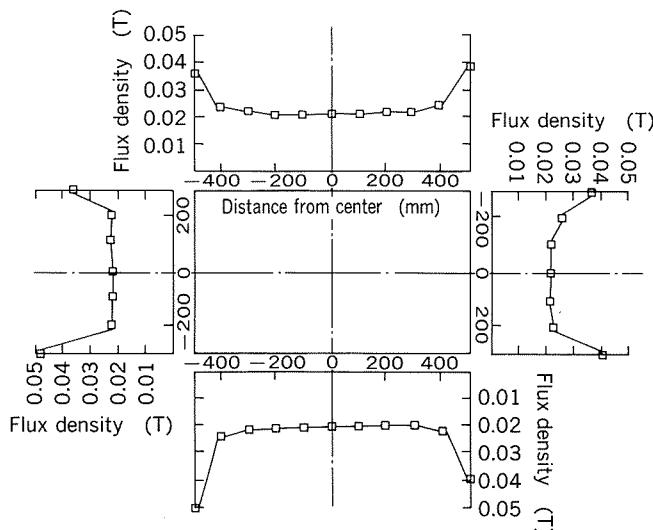


Fig. 10 Flux density at the bottom of screen.

3.3 熱間圧延材の耳割れ

熱間圧延終了後の圧延材エッジ部の外観を Fig. 11 に示す。DC 材では、鉄塊側面を面削したにもかかわらず、所々に 3 mm 深さ程度の耳割れが見られた。一方、EMC 材では、側面の面削を行わなかったが、ほとんど耳割れが見られなかった。エッジ部の耳割れ度合いを調査するため、熱延コイル材の長手方向における頭部、中央部、尾部の各部のエッジ部サンプル（長さ 250mm）を両端で 3 本ずつ採り、最大耳割れ深さ及び 100mm 長さ当たりの耳割れ数を測定した。結果を Fig. 12 に示す。DC 材では 3 mm 深さの耳割れが発生しているが EMC 材では殆どないことが分かる。これは、Fig. 5 で示された DAS の相違が影響していると考えられ、EMC 材表層部の DAS が DC 材の 5 mm 面削位置でのそれより細かいことが一因⁹⁾と考えられた。

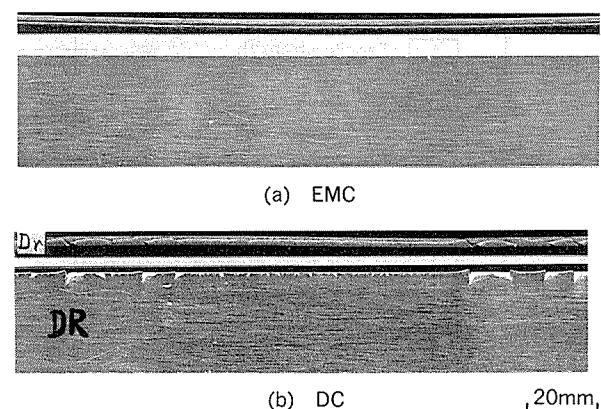


Fig. 11 Comparison of edge crack of hot rolled sheets between EMC and DC.

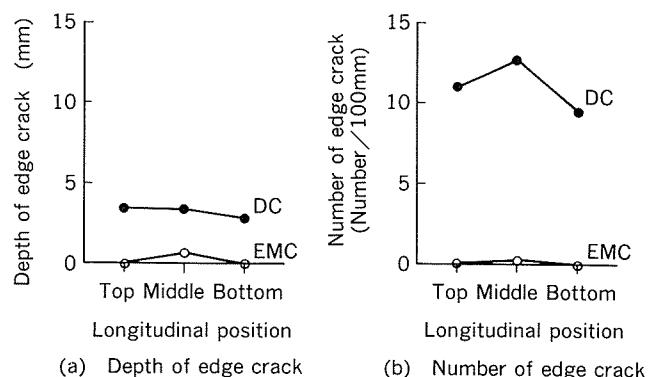


Fig. 12 Depth and number of edge crack of hot rolled sheets.

3.4 冷間圧延材

EMC 無面削、5 mm 面削及び DC 10mm 面削材の冷間圧延後の板表面拡大写真を Fig. 13 に示す。面質は同程

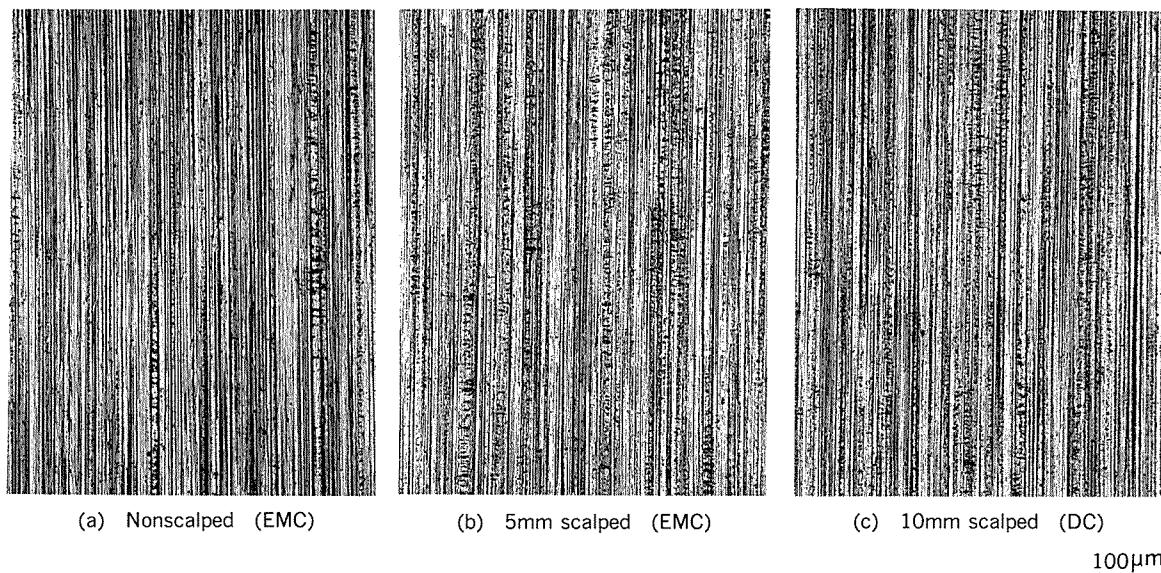


Fig. 13 Comparison of surface appearance of cold sheets between EMC and DC.

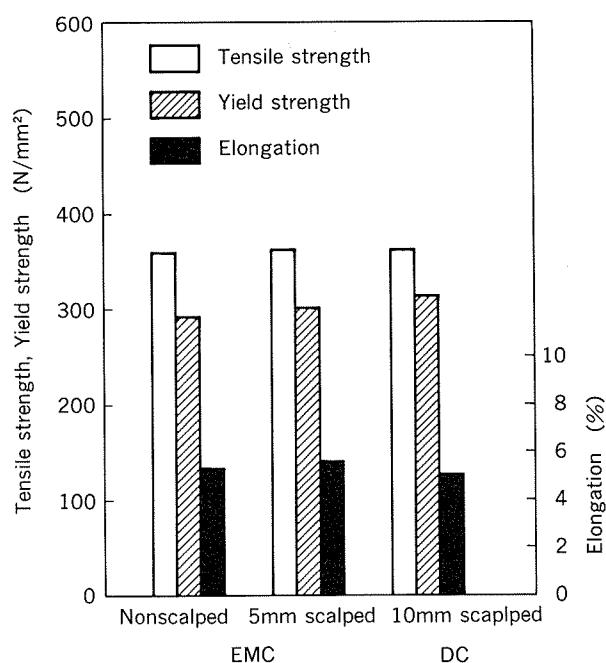


Fig. 14 Tensile properties of cold rolled sheets

度で、ミクロ組織や偏光写真からも EMC 無面削、面削及び DC 面削材の見分けがつかなかった。

Fig. 14 に H39調質後の機械的性質を示す。サンプルは、約3000m長さのコイルの頭部、中央部、尾部から、コイル幅方向センター部で、圧延方向に採取したが、各位置での値は有意差がなかったので平均値を示した。EMC 材は、引張強さ、耐力、伸びとも DC 材とばらつきの範囲内で同等であった。また、EMC 材の無面削材と面削材との差もなかった。

4. 結 言

EMC により 510mm × 970mm 断面の 5182 合金鋳塊を造塊し、さらに圧延を行い、DC の場合と比較した。得

られた結果は以下のようである。

- (1) EMC 材の鋳塊表面性状は極めて平滑で、DC 材に見られる発汗現象は皆無であった。
- (2) EMC 材の鋳塊表層部の DAS は、表層 20mm 以内の領域で DC 材より小さくなっていること、鋳塊表面の凝固時の冷却速度が高くなっていることが推定された。
- (3) 鋳塊表面の Mg, Si, Fe 成分の偏析層は、EMC 材では 1 mm 未満で DC 材より薄く、低濃度であった。
- (4) EMC 材では無接触凝固にもかかわらず、鋳塊形状は安定しており、DC 材と同様に鋳造長さ 600mm 以降で安定した鋳塊厚さが得られた。
- (5) DC 材の鋳塊コーナ曲率半径は、鋳型コーナとはほぼ同じの 10mm であったが、EMC 材では鋳型に相当するコイル及びスクリーンのコーナ 2 mm よりかなり大きな鋳塊コーナ曲率 50mm を示し、コーナ部の強磁場の影響が見られた。
- (6) EMC 材では鋳塊側面の面削なしでも、熱間圧延板の耳割れが少なく、組織微細化の効果が明らかであった。
- (7) EMC 無面削材及び EMC 5 mm 面削材の冷間圧延板の表面性状及び機械的性質は、DC 10mm 面削材のそれと同等であった。

文 献

- 1) J. L. Meyer : *Light Metals 1992*, TMS-AIME, (1992), 1215.
- 2) H. A. Meier, G. B. Leconte and A. M. Odok : *Light Metals 1977*, TMS-AIME, (1977), 228.
- 3) T. R. Pritchett : *Light Metal Age*, 39-10 (1981), 14.
- 4) 特許出願公開 平 2-175057.
- 5) 鋳造凝固部会報告：アルミニウムの連続鋳造技術とその鋳塊組織、軽金属学会研究委員会, (1981), 1.
- 6) 宇野照生、杉江明士：本誌, 32 (1991), 34.
- 7) Charles Vives : *Met. Trans. B*, 20B (1989), 633.
- 8) Kurt Buxmann : *SCIENCE AND ENGINEERING OF LIGHT METALS*, JILM, Tokyo, (1991), 1016.

論 文

吸收冷凍機再生器用高性能伝熱管の研究*

佐々木 直 栄** 野世溪 精***
田 中 治 男****

住友軽金属工業株式会社技術研究所

吸収冷凍機再生器用高性能伝熱管の研究*

佐々木 直 栄** 野世溪 精***
田 中 治 男****

Study on High Performance Heat Transfer Tubes for Generator of Absorption Chiller

Naoe Sasaki, Tadashi Nosetani and Haruo Tanaka

This paper presents boiling heat transfer performance of four kinds of finned tubes for generator of absorption chiller utilizing lithium bromide solution-water as working fluid under the conditions of 58mass% concentration of lithium bromide solution and 5.3kPa equilibrium pressure.

Finned tube MF11-3.2 with a fin pitch of 2.15mm and a fin height of 3.05mm exhibited the highest heat transfer performance of all the test tubes, and its boiling heat transfer coefficient was twice as high as that of bare tube. As far as the fin pitch is up to 2.15mm, the wider the fin pitch becomes, the higher boiling heat transfer performance is obtained.

As the fin pitch increases, it seems that steam bubbles is easily detached from the space between fins and that feed of weak solution entrained with the bubbles into the space is accelerated, resulting in the higher heat transfer performance.

1. 緒 言

フロンによるオゾン層破壊及び二酸化炭素による地球温暖化等の地球環境問題の深刻化に伴い、冷媒として水を、吸収剤として臭化リチウム水溶液を用い、排熱、太陽熱及び地熱等の比較的低級の熱エネルギーを駆動熱源として直接利用できる吸収冷凍機・ヒートポンプがクリーンな省エネルギー空調機器として注目されている。

従来から吸収冷凍機の性能改善には、Fig. 1 に示すように、吸収冷凍機全体の伝熱面積に占める熱交換器単体での伝熱面積比が33%と最大である吸収器の性能向上が最も必要とされており¹⁾、吸収器用高性能伝熱管に関する研究^{2)~4)}は盛んに行われてきた。しかし、吸収器と同様に臭化リチウム水溶液の熱・物質移動という複雑な現象を伴う再生器に関しては、伝熱面積比が 9 %と比較的

小さいため、臭化リチウム水溶液のプール沸騰特性に関する研究が数例^{5)~7)}見られるだけで、再生器用高性能伝熱管に関する研究はほとんど見あたらない。

再生器の形式としては吸収器と同様な流下液膜式の方が満液式よりも性能が高いという報告⁸⁾も見られるが、構造的にデッドスペースが多く、大型化は免れないため、実機レベルではいまだに満液式再生器が主流となっている。

本報では、この満液式再生器用高性能伝熱管としてフィン付伝熱管を取り上げ、沸騰伝熱性能に及ぼす伝熱管形状の影響について報告する。

記 号

A : 伝熱面積 (m^2)

c_p : 温水の比熱 ($kJ/(kg \cdot K)$)

D_1 : 伝熱管内径 (m)

D_2 : 伝熱管外径 (m)

(フィン付管の場合はフィン根元部の径)

F_h : 温水流量 (kg/s)

h : 沸騰熱伝達率 ($kW/(m^2 \cdot K)$)

* 伸銅技術研究会第31回講演会（1991年11月、於・大阪市）にて発表、伸銅技術研究会誌、31 (1992), 60 に掲載

** 技術研究所応用研究部

*** 名古屋製造所技術管理部、工学博士

**** 伸銅所加工品工場

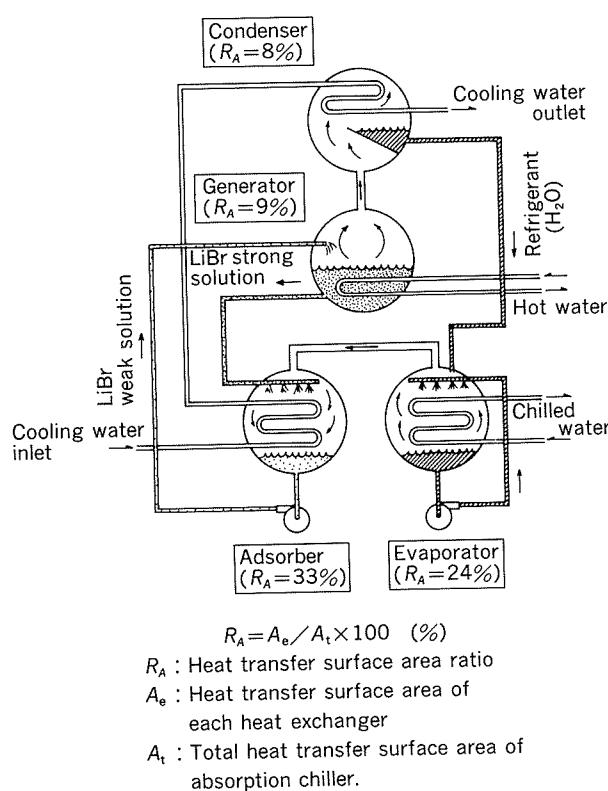


Fig.1 Simplified schematic flow diagram of a single stage absorption chiller.

- Q : 交換熱量 (kW)
 q : 热流束 (kW/m^2)
 T_{h1} : 温水入口温度 ($^\circ\text{C}$)
 T_{h2} : 温水出口温度 ($^\circ\text{C}$)
 T_l : シェル側流体の温度 ($^\circ\text{C}$)
 T_r : 伝熱管内表面温度 ($^\circ\text{C}$)
 T_w : 伝熱管外表面温度 ($^\circ\text{C}$)
 ΔT : 伝熱管壁面過熱度 ($^\circ\text{C}$)
 λ : 伝熱管熱伝導率 ($\text{kW}/(\text{m} \cdot \text{K})$)

2. 実験装置及び実験方法

満液式再生器の実験装置系統図を Fig. 2 に示す。実験装置本体は高さ460mm、幅125mm、奥行500mmの箱型容器で、上段に凝縮器を内蔵した構造である。再生器の側壁にはガラス窓を設け、沸騰状況を観察できるようにした。再生器用伝熱管は、単列5段(段ピッチ25mm)で管配列した水平管群とした。再生器の伝熱管内には、あらかじめ恒温槽で所定の温度に調整した温水を下段から上段へ通水する。再生器シェル側にはあらかじめ所定の濃度に調整した臭化リチウム水溶液が最上段の伝熱管の上20mmまで満たされている。再生器内の各部温度は測温抵抗体温度計(Pt100Ω)により測定し、シェル側流体温度が所定の再生器内圧力における飽和温度に達したところで測定を開始した。

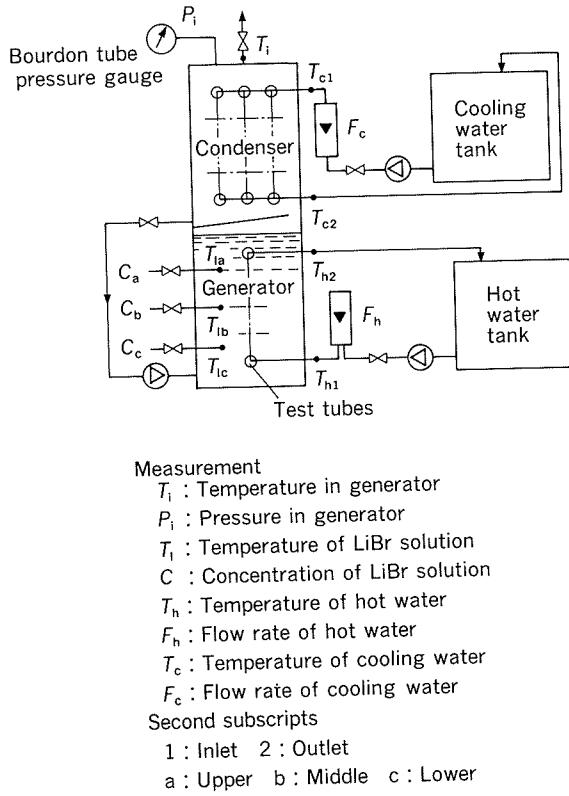


Fig. 2 Schematic diagram of experimental apparatus.

Table 1 Experimental conditions.

Hot water	Inlet temp. T_{h1} ($^\circ\text{C}$)	30~98
	Flow rate F_h (kg/s)	0.33
LiBr solution	Concentration C (mass%)	0, 58
	Pressure P_i (kPa)	5.3

実験条件を Table 1 に示す。所定の再生器内圧力、溶液濃度及び温水流量に対して、温水入口温度は30~98°Cとした。なお、比較のためにシェル側流体として純水も用いた。

供試伝熱管の寸法諸元を Table 2 に示す。供試伝熱管は、伝熱有効長さ500mm、外径(フィン付管についてはフィン部外径)19.0mmである。供試伝熱管のうち平滑管(Bare)は、従来の満液式再生器においてごく一般的に用いられてきたものであり、本研究では比較管として供試した。フィン付管LF19及びLF26は転造加工により得られたものである。フィン付管MF11も転造加工により得られたものであるが、臭化リチウム水溶液の沸騰濃縮時に伝熱管外周に形成される高濃度・高粘性液膜による伝熱阻害作用を抑制する目的で、LF19及びLF26に

Table 2 Specification of test tubes.

Tube	Appearance	Dimension
Bare tube (Bare)		$D_o = 19.0$ $D_i = 17.9$ $R_t = 1.0$
Finned tube No.1 (LF26-1.3)		$D_o = 19.0$ $D_i = 14.3$ $D_b = 16.2$ $P_f = 0.95$ $R_t = 3.5$
Finned tube No.2 (LF19-1.3)		$D_o = 19.0$ $D_i = 14.3$ $D_b = 16.2$ $P_f = 1.30$ $R_t = 2.5$
Finned tube No.3 (MF11-2.0)		$D_o = 19.0$ $D_i = 12.1$ $D_b = 14.6$ $P_f = 2.15$ $R_t = 2.3$
Finned tube No.4 (MF11-3.2)		$D_o = 19.0$ $D_i = 12.1$ $D_b = 12.9$ $P_f = 2.15$ $R_t = 3.0$

 D_o : Outside diameter (mm) D_i : Inside diameter (mm) D_b : Fin root diameter (mm) P_f : Fin pitch (mm) R_t : Surface area ratio

(=Real surface area/Base heat transfer area)

比べてフィンピッチ及びフィン高さを大きくしている。

3. 評価方法

3.1 热流束

再生器シェル側の臭化リチウム水溶液を沸騰させるために必要な熱流束 q は、伝熱管内を流れる温水の出入口温度差から次式で定義する。

$$q = c_p \cdot F_h (T_{h1} - T_{h2}) / A \quad (1)$$

フィン付管の伝熱面積 A には、フィン部外径を基準とする平滑管換算の管外表面積を用いる。

3.2 伝熱管壁面過熱度

伝熱管壁面過熱度 ΔT は伝熱管外表面とシェル側臭化リチウム水溶液の温度差から次式で定義する。

$$\Delta T = T_w - T_1 \quad (2)$$

伝熱管外表面温度 T_w は、伝熱管内表面温度が管内の温水温度と等しいという仮定のもとに次式で定義する。

$$T_w = T_r - \{D_2 \cdot \ln(D_2/D_1) / 2\lambda\} \cdot q \quad (3)$$

3.3 沸騰熱伝達率

沸騰熱伝達率 h は、熱流束 q と伝熱管壁面過熱度 ΔT から次式で定義する。

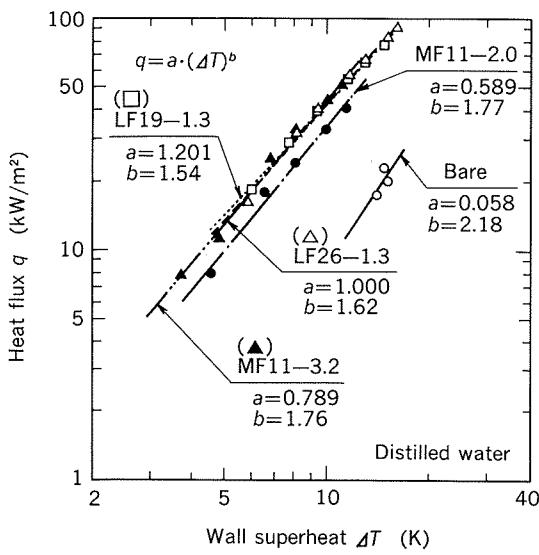
$$h = q / \Delta T \quad (4)$$

4. 実験結果及び考察

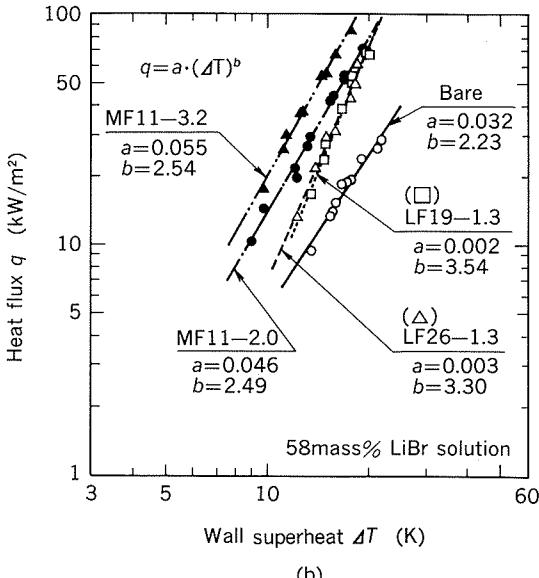
4.1 沸騰曲線

再生器内シェル側流体に純水を用いたときの各供試伝熱管の沸騰曲線を Fig. 3 (a) に、58mass%臭化リチウム水溶液を用いたときの沸騰曲線を Fig. 3 (b) に示す。図中には線図から求めた式 $q = a \cdot (\Delta T)^b$ の定数 a , b を添記した。シェル側流体の種類に関わらず沸騰曲線は右上がりの傾向を示しており、本実験が核沸騰領域下で行われたことが分かる。

臭化リチウム水溶液を用いた沸騰実験で得られた従来の沸騰曲線^{5) 7) 9) 10)}と本研究で得られた沸騰曲線との比



(a)



(b)

Fig. 3 Relation between wall superheat and heat flux.

(a) Shell side fluid: Distilled water

(b) Shell side fluid: 58mass% LiBr Solution

較を Fig. 4 に示し、従来データの実験条件を Table 3 に示す。本研究で比較管として供試した平滑管の沸騰曲線は従来の研究における平滑管のそれと良く一致していることが分かる。

また、本研究で最も優れた沸騰伝熱性能を示したフィン付管 MF11-3.2 は、平滑管に比較して十分に高い沸騰伝熱性能を示しているのに対して、功刀らのキャビティ管は平滑管と同程度の性能しか示していない、臭化リチウム水溶液のような高粘性で表面張力の大きな流体に対して微細構造伝熱面を有するキャビティ管を用いた場合、伝熱面の周囲が高濃度・高粘性の液膜によって完全に覆われてしまうため、キャビティによる伝熱面積増大の効果が発揮されないものと考えられる。

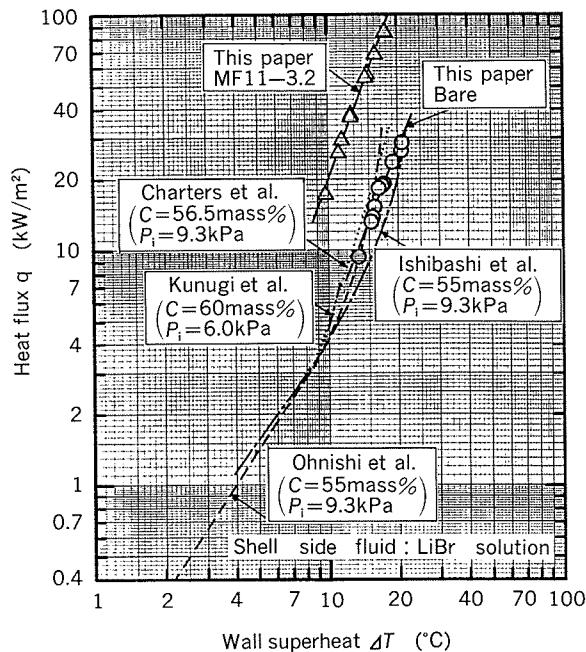


Fig. 4 Comparison of the present data and the reported previously⁵⁾⁷⁾⁹⁾¹⁰⁾.

Table 3 Specification of heat transfer tube reported previously.

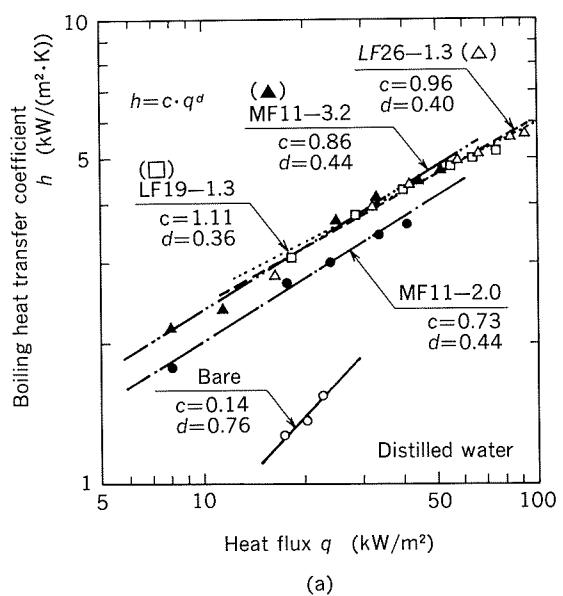
Authors (Curve in Fig. 4)	Material (Surface)	Direction	Number of tube	Diameter (mm)	Length (mm)
Ohnishi et al. ⁵⁾ (— · — · —)	Copper (Smooth)	Horizontal	1	19.9	150
Ishibashi et al. ⁷⁾ (— · — · —)	Brass (Smooth)	Horizontal	1	15.8	145
Charters et al. ⁹⁾ (· · · · ·)	Copper (Smooth)	Vertical	1	16.0	250
Kunugi et al. ¹⁰⁾ (— · — · —)	(Cavities)	Horizontal	118	19.6	1800

4.2 沸騰熱伝達率

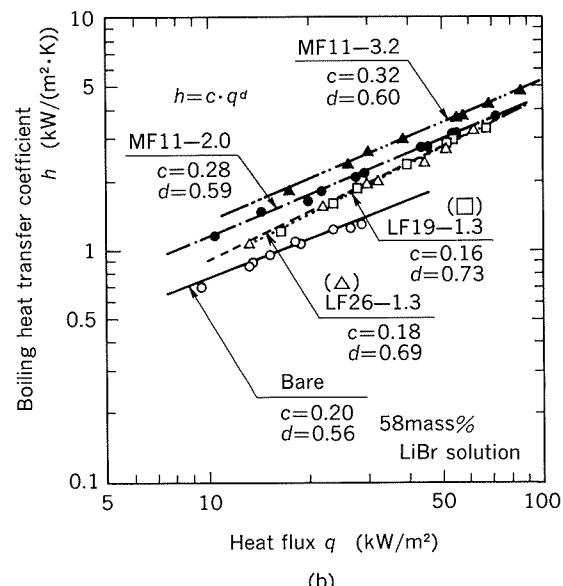
再生器シェル側流体に純水を用いたときの各供試伝熱管の沸騰熱伝達率-熱流束線図を Fig. 5 (a) に示し、58mass%臭化リチウム水溶液を用いたときの沸騰熱伝達率-熱流束線図を Fig. 5 (b) に示す。図中には線図から求めた式 $h = c \cdot q^d$ の定数 c, d を添記した。

4.2.1 シェル側流体に純水を用いた場合

LF26-1.3, LF19-1.3及びMF11-3.2の沸騰熱伝達率は大差が無く、次いでMF11-2.0、平滑管の順であった。つまり、フィンピッチにはほとんど関係なく、実質伝熱面積が大きいものほど沸騰熱伝達率が向上する傾向を示した。



(a)



(b)

Fig. 5 Relation between heat flux and boiling heat transfer coefficient.

(a) Shell side fluid : Distilled water

(b) Shell side fluid : 58mass% LiBr solution

4.2.2 シェル側流体に58mass%臭化リチウム水溶液を用いた場合

沸騰熱伝達率は、MF11-3.2, MF11-2.0, LF26-1.3, LF19-1.3、平滑管の順であった（Fig. 5(b)）。つまりフィンピッチが大きいものほど沸騰熱伝達率が向上する傾向を示した。供試伝熱管の中で最高の沸騰熱伝達率を示したMF11-3.2は、平滑管のほぼ2倍の沸騰熱伝達率を示した。

満液式再生器において臭化リチウム水溶液を再生する際の伝熱管周囲における高濃度・高粘性液膜の形成とフィン間における気泡の発生・離脱に及ぼすフィン付伝熱管の形状の影響をFig. 6に示す。

(1) フィンピッチの影響

LF26-1.3やLF19-1.3のようにフィンピッチが小さいフィン付管を用いた場合、液膜の影響によりフィン間に発生する気泡の離脱及びこれに伴う周囲の希薄溶液のフィン間への流入が妨げられるものと推測される。したがって、フィンピッチの大きなMF11-2.0やMF11-3.2の方がフィン間の流動抵抗が少なく、対流による攪拌作用が促進されやすくなるため、沸騰熱伝達率が向上したものと考えられる。

(2) フィン高さの影響

臭化リチウム水溶液は濃度の変化に伴って沸点が変化する特徴を有する流体であるため、主にフィン間に形成される高濃度液膜はその周囲の希薄液よりも沸点が上昇し、沸騰熱伝達を阻害する大きな原因となり得る。したがって、臭化リチウム水溶液の濃度に応じてフィンピッチが適切な場合、フィン高さが大きなMF11-3.2の方が、高濃度液膜に影響されない有効な伝熱面積をより広く確保できるため、フィンピッチが同等でフィン高さが小さいMF11-2.0に比べて沸騰熱伝達率が向上したものと考えられる。

5. 結論

吸収冷凍機の高効率化のために満液式再生器用高性能伝熱管としてフィン付管を取り上げた。溶液濃度に応じて適度なフィンピッチを有するフィン付管においては、

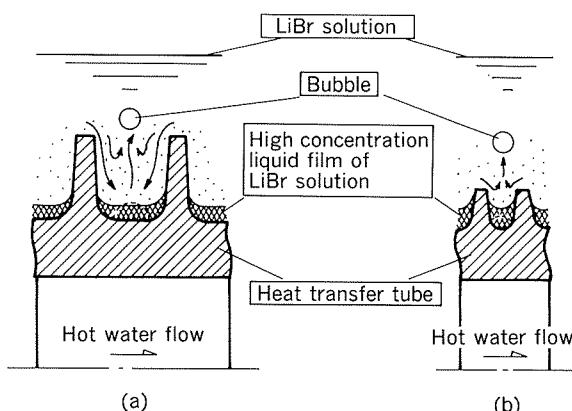


Fig. 6 Illustration of bubble formation from neighboring fin wall. (a) High fin height and wide fin pitch. (b) Low fin height and tight fin pitch.

フィン間に発生する気泡の離脱及びこれに伴う周囲の希薄液のフィン間への流入抵抗が少なく、平滑管の約2倍の沸騰熱伝達率を示した。

参考文献

- 永岡義一, 西山教之, 鯉坂和浩, 中村 誠: 東京ガス技術研究所報告, 31 (1987), 113.
- 永岡義一, 西山教之, 鯉坂和浩, 川又 治, 只木楨利: 第24回日本伝熱シンポジウム講演論文集, 24 (1987), 507.
- 野世溪 精, 若松千代治, 西本嘉弘, 鬼頭幸秀: 昭和63年度日本冷凍協会学術講演会講演論文集, (1988), 57.
- 小川 清, 一色尚次: 日本冷凍協会論文集, 6 (1989), 133.
- 大西守正, 田島 収: 冷凍, 49-562 (1974), 21.
- 吉富秀樹, 田島 収, 竹内俊樹, 原 保明: 冷凍, 56-642 (1981), 3.
- 石橋英一, 岩崎一雄: 冷凍, 57-654 (1982), 1.
- 松田 晃, 井出哲夫, 幸野慶治: 日本冷凍協会論文集, 2 (1985), 179.
- W. W. S. Charters, V. R. Megler, W. D. Chen. and Y. F. Wang: International Journal of Refrigeration, 5-2 (1982), 107.
- 功刀能文, 臼井三平, 大内富久, 福田民雄: 日本冷凍協会論文集, 1 (1984), 141.

論 文

空調用熱交換器の除霜性に及ぼすフィン表面処理の影響*

春 日 司** 清 谷 明 弘**
佐 藤 好 生*** 野世溪 精****

住友軽金属工業株式会社技術研究所

空調用熱交換器の除霜性に及ぼすフィン表面処理の影響*

春日 司** 清谷 明弘**
佐藤 好生*** 野世溪 精****

Effect of Fin Surface Treatment of Heat Exchanger on Defrosting Behavior at Heat Pump Operation

Tsukasa Kasuga, Akihiro Kiyotani, Yoshio Sato and Tadashi Nisetani

To cope with the deterioration of heat transfer performance due to the local frosting on fin surface of the air-sourced fin-tube heat exchanger and/or the retained water followed by defrosting operation, some kinds of surface treatments were studied with respects to the working time as the evaporator for the heat pump operation, the retention and the quantity of the water, and the air pressure drop of the evaporators under a dehydrating condition.

Three heat exchangers (A, B and C) were made of three kinds of hydrophilically pre-coated fin stocks with contact angles of 15, 25 and 40 degrees to water, respectively, and another one (D) was obtained from the 15 degrees fin-stock, combined with the hydrophobic treatment of the outsides of fin collars.

It was verified that the fin stock with lower contact angle was more useful as the material for the air-sourced heat exchanger. The heat exchanger D suggested a model for the more enhanced heat exchanger.

1. 緒 言

近年の家庭用空調器の普及は、目覚ましいものがあるが、特にその中で、夏冬使用可能なヒートポンプ式ルームエアコンの比率が高まっていることが注目される。これは、冬期の暖房が、安全かつクリーンで、また手軽にできることによるものである。

空気熱源のヒートポンプ式ルームエアコンの場合、暖房運転時の室外機用熱交換器は、フィン表面の着霜により熱交換性能が低下するため、ある程度着霜が進行すると除霜運転が開始され、その間、暖房運転が停止する。暖房運転時間を長くするために、近年、着霜・除霜を伴

う熱交換器の運転サイクル最適化の研究^{1)~3)}や、フィン表面を処理することにより、着霜・除霜性を改良する研究が進められている。表面処理による改良方法として、熱交換器に撥水性表面処理を施し、着霜しにくくして暖房運転時間を長くする方法が考えられる⁴⁾が、実用には至っていない。一方、熱交換器に親水性表面処理を施し、除霜後の熱交換器の保水量を減少させることにより、暖房運転時間を長くする方法が挙げられ、実用に供されている。

本報では、種々の表面処理フィン材を用い、暖房（すなわち着霜）運転及び除霜運転サイクルを行った場合の、保水形態の調査を行い、保水量の低減に有効な表面処理方法の検討を行った。

2. 試験方法

2.1 供試材

試験に用いた熱交換器と、そのフィン表面の水の接触

* 化学工学会第24回秋期大会（1991年10月、於・名古屋市）、及び第2回日韓熱工学会議（1992年10月、於・北九州市）にて発表。

** 技術研究所化学研究部

*** 技術研究所応用研究部

**** 名古屋製造所技術管理部、工学博士

Table 1 Surface treatments of experimental heat exchangers.

Mark	Surface treatment	Contact angle (°)
A	Hydrophilic	15
B	Hydrophilic	25
C	Hydrophilic	40
D	Hydrophilic + Hydrophobic	15 (Fin) 100 (Fin collar)
NT	No treatment	80

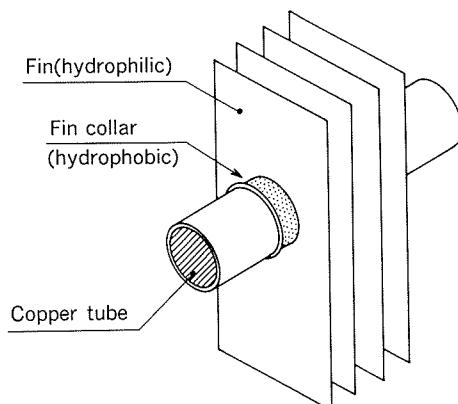


Fig. 1 Heat exchanger D.

角を Table 1 に示す。熱交換器 A, B 及び C は、2 分間純水浸漬と 6 分間冷風乾燥を 1 サイクルとする乾湿交互サイクルを、1000 回行った後の接触角が 15, 25 及び 40°となるプレコート親水性表面処理フィン材をそれぞれ用い作成した⁵⁾。また、熱交換器 D は、熱交換器 A と同一のフィン材をプレス後、フィンカラー外側に、1 穴づつ撥水性塗料を筆塗りし、Fig. 1 に示すように、カラー部のみを撥水性にしたものである。なお、比較のために無処理フィン材（撥水性を示す）を用いた熱交換器 NT を用いた。

2.2 热交換器の諸元

試験に用いた熱交換器の寸法諸元を Table 2 及び Fig. 2 に示す。いずれのフィンも、揮発性プレス油を用い、しごき成形方式の金型を用いて成形した。熱交換器は、1 列 12 段のクロスフィンチューブタイプで、フラットフィンとした。寸法は、幅 300mm、高さ 263mm、深さ（フィン幅）21.6mm とした。銅管は、外径 9.52mm を用い、銅管段ピッチは 25mm とした。また、フィン板厚は 0.1mm で、フィンピッチは 1.5mm とした。

2.3 試験装置

試験装置の風洞部を Fig. 3 に示す⁶⁾。実験風洞は、恒温恒湿の実験室に設置した。ファンは、風洞出口側に設置し、空気が風洞に吸い込まれる形式とした。空気吸い込み量はマノメータの差圧から求めた。供試熱交換器は、この風洞の入口側に設置し、熱交換器の通風抵抗もマノ

Table 2 Geometries of experimental heat exchangers.

Type : 1-row, 12columns	Tube diameter : 9.52mm
Fin surface configuration : Smooth	Tube pitch : 25mm
Size : W300×H263×D21.6mm	Fin thickness : 0.10mm
	Fin pitch : 1.5mm

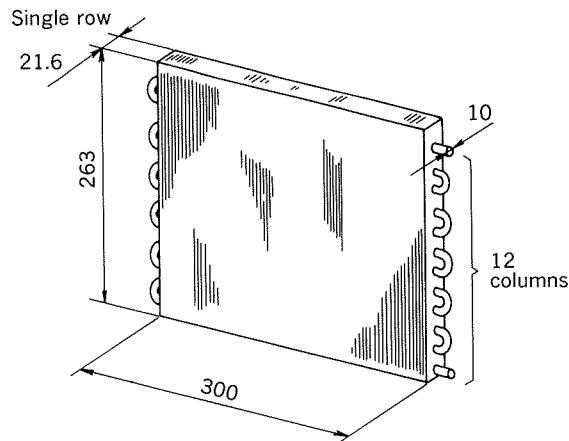


Fig. 2 Experimental heat exchanger.

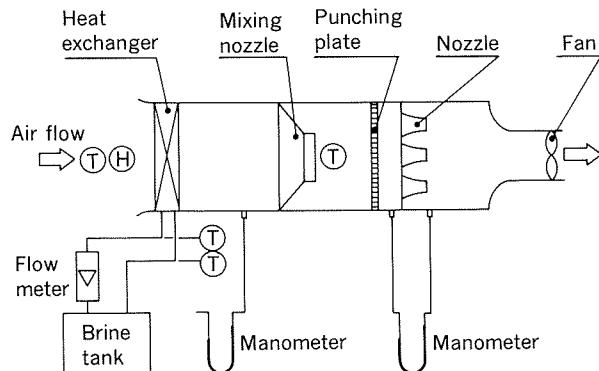


Fig. 3 Measuring apparatus system of heat flow.

メータを用いて測定した。冷媒には、ブライン用いた。各部の温度測定には、サーミスタ温度計を用いた。

2.4 試験方法

2.4.1 着霜・除霜運転

室外機の熱交換器の暖房運転、すなわち着霜運転・除霜運転における実験条件を Table 3 に示す。霧閉気は温度 2 °C、相対湿度 85% とした。

着霜運転は次の条件で行った。−8 °C のブラインを上部の銅管から熱交換器内に 540kg/h で流し、前面風速は無着霜時で 1.3m/s とした。熱交換器内に冷媒を流し始めてから、熱交換器の通風抵抗が 68.6Pa (7 mmaq) に達するまでの時間を暖房運転時間と定義した。なお、通風抵抗が 68.6Pa に達した時に、熱交換器の前面は霜でほぼ覆われた状態であった。着霜後、熱交換器を風洞より外し、熱交換器内の霜量を測定した。

Table 3 Experimental conditions for frosting and defrosting.

Frost	Ambient	Temperature	$2.0 \pm 0.5^{\circ}\text{C}$
		Humidity	$85 \pm 5\%$
	Brine	Inlet temperature	$-8.0 \pm 0.5^{\circ}\text{C}$
		Feed rate	540kg/h
	Frontal air velocity		1.3m/s
	Working time for evaporator		Until pressure drop reaches to 68.6 Pa
Defrost	Brine	Inlet temperature	36°C
		Quantity	1dm ³
	Defrost time		3min

除霜は、熱交換器内の冷ブラインを排出し、36°Cの温ブライン1dm³を、銅管上部から熱交換器内に流すことにより行った。除霜時間は、おおよそ3分であった。除霜後、熱交換器の保水状態の観察を行い、次いで保水量の測定を行った。その後、熱交換器に保水した状況のまま再び風洞に取付け、着霜実験すなわち暖房運転に切替えた。

2.4.2 冷房運転

室内機熱交換器の冷房運転時における、通風抵抗の測定条件をTable 4に示す。雰囲気は温度27°C、相対湿度50%とし、5°Cのブラインを銅管上部から熱交換器内に540kg/hで流した。前面風速は、1.0m/sとし、運転時間(ブラインを流す時間)を6時間、運転休止時間(ブラインを流さない時間)を2時間とした。この6時間、2時間の実験を1サイクルとして、サイクル数の増加に伴う、通風抵抗の変化を測定した。

3. 試験結果及び考察

3.1 着霜・除霜運転

3.1.1 運転時間に伴う、通風抵抗、風量、熱交換量の変化

Fig. 4に、暖房運転開始からの、通風抵抗、風量及び交換熱量の測定例を示す。暖房運転開始から、霜が付着して行くにつれ、通風抵抗が高くなり、風量は低下した。一方、熱交換量はほぼ一定値を示し、熱交換器A、Bの両者ともほぼ同一であった。なお、本試験においては、暖房運転時間は通風抵抗が68.6Paに到達するまでとしたので、この場合、熱交換器Bの暖房運転時間は約18分、熱交換器Aの暖房運転時間は約22分となった。

3.1.2 サイクル数に伴う暖房運転時間の変化

Fig. 5に、着霜・除霜繰り返しサイクルの進行に伴う、暖房運転時間の変化を示す。いずれの熱交換器の暖房運

Table 4 Experimental conditions for dehydrating operation.

Dehydrate	Ambient	Temperature	$27 \pm 1.0^{\circ}\text{C}$
		Humidity	$50 \pm 5\%$
	Brine	Inlet temperature	$5.0 \pm 0.5^{\circ}\text{C}$
		Feed rate	540kg/h
	Frontal air velocity		1.0m/s
	Operating time		6h
Pausing time		2h	

転時間も、サイクルの進行に伴って短くなった。暖房運転時間に関しては、親水処理を施したA、B及びCでは、1及び2サイクル目を除き、無処理のものより長く、20サイクル目では、10分程度長かった。また、親水性が優れているほど、すなわち接触角が低いほど、暖房運転時間が長いことが確認された。

さらに、フィンカラー部に撥水処理を施したDの暖房運転時間は、親水処理中では最も暖房運転時間の長いAよりも2分程度、割合で約1割長かった。

3.1.3 サイクル数に伴う保水量の変化

Fig. 6に、サイクル数に伴う、各供試熱交換器の除霜

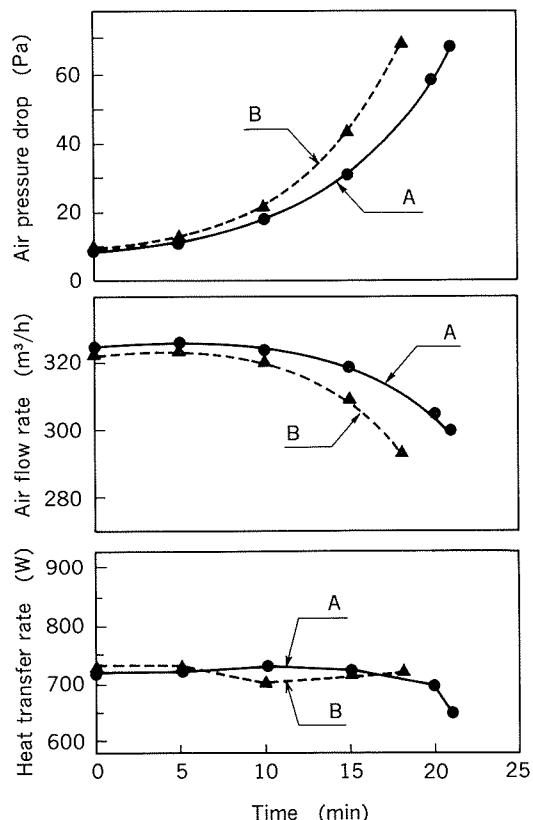


Fig. 4 Examples of the changes in air pressure drop, the flow rate of air and the rate of heat transfer.

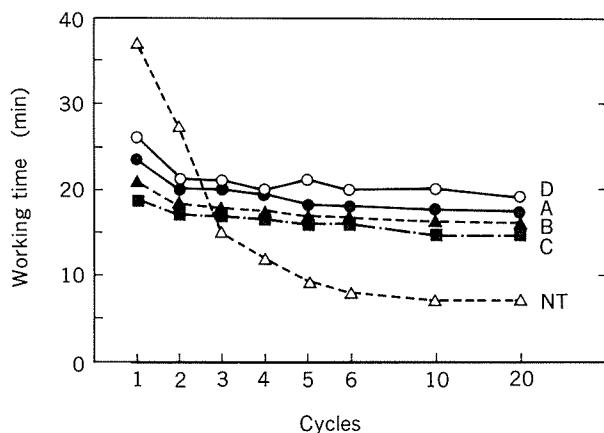


Fig. 5 Changes of the working time of the heat exchangers in the frosting operations.

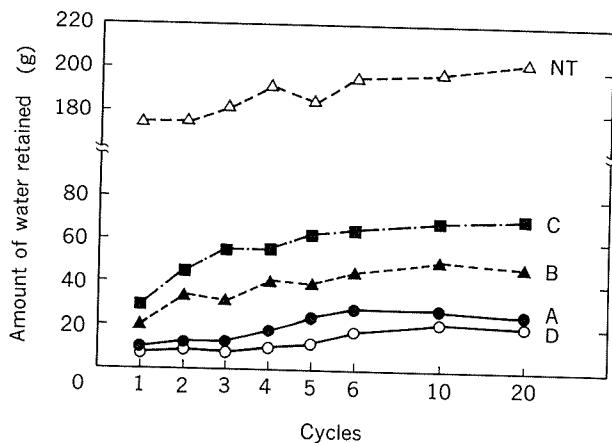


Fig. 6 Changes of the amount of the water retained in the heat exchangers after defrosting.

後の保水量の変化を示す。いずれの熱交換器においても、サイクル数の増加に伴い、保水量は増加していた。これは、サイクル数の増加に伴い、界面活性剤等の溶出、あるいは汚染物質の付着により親水性が劣化し、結果として除霜後に表面に付着する水の量が増えたためと考えられた。親水処理を施した熱交換器の保水量は、親水性能が優れているほど少ないと認められた。

なお、カラー部に撥水処理を施したD熱交換器の保水量は、親水処理のみを施したものよりも少なかった。

以上より、保水量と暖房運転時間に相関性が見られ、

保水量が小さいものほど暖房運転時間が長くなることが確認された。

3.1.4 保水状況

各熱交換器の除霜後の保水形態の観察結果をFig. 7に示す。これは、風洞に取付けた熱交換器を正面から見たもので、いずれも20サイクル目の結果である。この除霜後の保水形態は、熱交換器の保水量のフィン表面処理による差を説明していると考えられる。

除霜後における熱交換器A、B及びCの保水は、主としてフィンカラーアー下部に見られ、保水の程度は、フィン

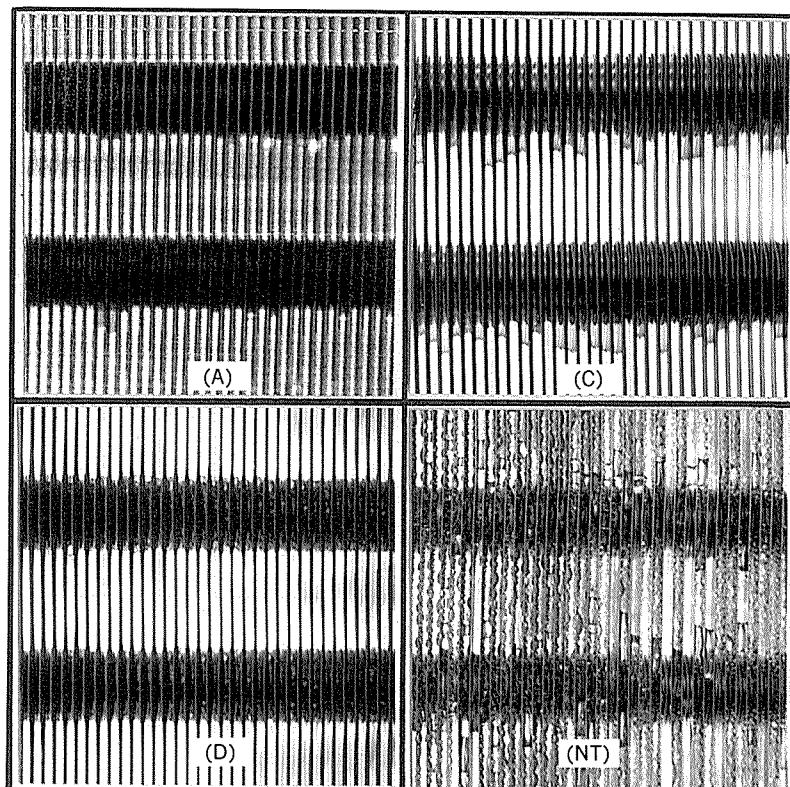


Fig. 7 Appearances of heat exchangers after defrosting.

材の親水性に対応し、接触角が高いほど保水が多く見られた。無処理フィンは、フィン表面にも水が残留していた。

一方、フィンカラーに撥水処理を施したDにおいては、そのフィンカラーに保水は観察されなかった。これは、撥水面と親水面の水の付着力を比較すると親水面の方が強いため、撥水性であるカラー部の水滴が、親水性であるフィン表面に引き寄せられ、次いで流下したことによると考えられた。

ここで、無処理材を使用した熱交換器NTにおいて、1サイクル目の暖房運転時間が、他の熱交換器の場合と比較するとかなり長く、その後サイクル数の増加に伴い暖房運転時間が減少した現象について考える。

暖房（着霜）運転1サイクル目は、熱交換器表面に水分が全く付着していない状態で着霜が始まるので、熱交換器内の霜の総量は、空気中の水分が霜となってフィン表面に付着する量（以下、着霜量という）そのものであるが、2サイクル目以後は、前サイクルの除霜後の残留水が存在するので、霜の総量は着霜量と残留水量（保水量）の和になる。Fig. 8に着霜運転後の熱交換器内霜量の着霜・除霜運転サイクルに伴う変化を示す。熱交換器内の霜の総量、着霜量及び残留水量（斜線部）に、親水性処理と無処理で、大きな差が認められる。無処理の熱

交換器NTの場合、1サイクル目の霜の総量すなわち着霜量は、他の親水性表面処理した熱交換器の約2倍である。2サイクル目以後は、熱交換器内の霜の総量としてはほとんど変化しないが、多量の残留水と着霜量の急減が見られ、着霜量は他の熱交換器より少ない量になっている。この運転サイクルに伴う着霜量の減少は、暖房運転時間の減少とほぼ一致していて、暖房運転時間が着霜量に左右されると考えることができる。親水性処理と無処理の着霜量の差は、1サイクル目ではフィンの表面性状の違い、すなわち親水性と撥水性の違いにより霜の質に違いが生じたものと考えられる。親水性処理の熱交換器A及びCは、初めから霜が形成されたのに対し、熱交換器NTは、着霜初期に水滴の形成と氷結が観察された。2サイクル目以後では、着霜量の差は残留水に左右されると考えられる。熱交換器NTは、他の親水性処理熱交換器に比して、多量の除霜融解水が残留しフィン間を占めるために、空気中の水分が霜となって付着する空間が少なくなっていることから着霜量が減少し、結果として暖房運転時間が短くなることが考えられる。

3.2 冷房運転

3.2.1 サイクル数に伴う乾湿通風抵抗比の変化

Fig. 9に、サイクル数の増加に伴う、乾湿通風抵抗比の変化を示す。この図より、無処理を除き、サイクル数

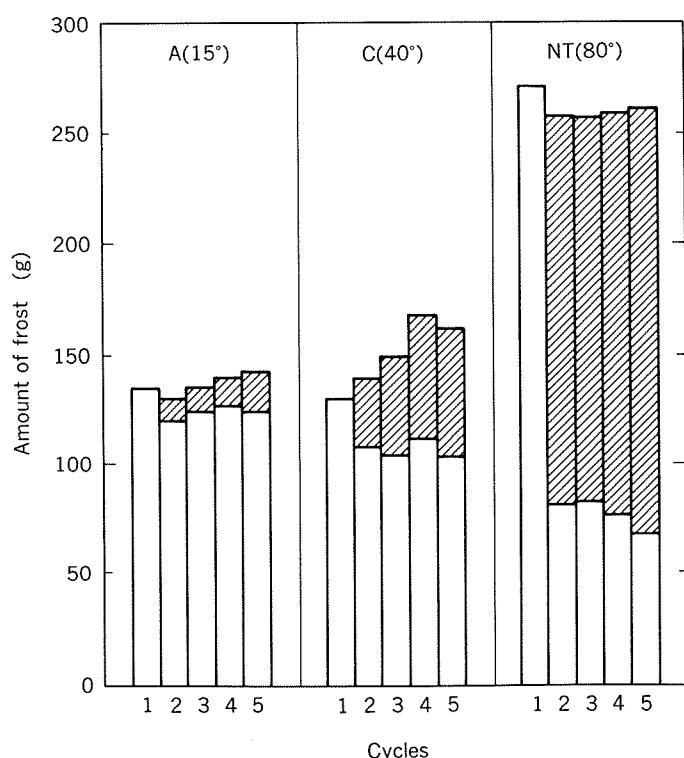


Fig. 8 Changes of the amount of the frost in the heat exchangers after the frosting operations.
(Hatched parts show the amount of water retaind in the heat exchangers after the previous defrosting operation.)

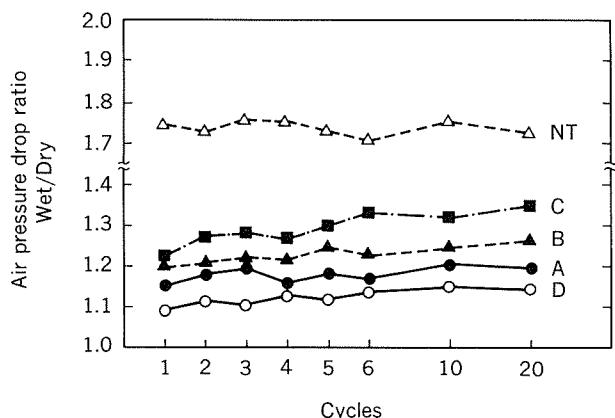


Fig. 9 Changes of the wet/dry ratio of the air pressure drop.

の増加に伴い乾湿通風抵抗比は高くなっていくことが認められた。これは、サイクル数の増加に伴い、表面塗膜中の親水物質の溶出、あるいは表面汚染により、徐々に親水性が劣化したためであると推定された。

同じサイクル数における、乾湿通風抵抗比を比較してみると、その値は無処理が最も高く、親水性が優れているもの、すなわち接触角が低いフィンほど低い値を示すことが認められた。

カラー部のみ撥水剤を塗布した熱交換器Dは、接触角が最も低い親水性フィン材を使用した熱交換器Aよりもさらに低い値を示した。

5. 結 言

親水性の異なる、種々の表面処理フィン材を使用した

熱交換器を用い、暖房（すなわち着霜）運転及び除霜運転サイクルを行った場合の、保水形態の調査を行い、保水量の低減に有効な表面処理方法の検討を行った。その結果、以下の結論が得られた。

- (1) 除霜後の熱交換器の保水は、主としてカラー部に付着する。
- (2) 除霜後の保水量を減少させることができ、暖房運転時間を長くするために重要であり、熱交換器に使用した表面処理フィン材の親水性が優れているほど、除霜後の保水量は少なくなる。
- (3) カラー部に撥水処理を施した熱交換器は、カラーラー下部の保水がないために親水性処理のみの場合よりも保水量が小さく、除霜性に優れている。
- (4) 親水性の程度が優れているほど、冷房運転時の乾湿通風抵抗比は低くなり、カラー部に撥水処理を施した熱交換器は、親水性処理のみの場合よりもさらに低くなる。

文 献

- 1) M. Mimaki : ASHRAE Transactions, 93 (1987), Pt 1.
- 2) S. Oshima, H. Nakata and T. Onishi : HF-HR Commission E2, Lyngby, Denmark (1983).
- 3) 鳥越邦和, 川端克宏, 中田春男, 山本博康 : 冷凍, 63-734 (1988), 87.
- 4) 津田善之, 岩本明子 : National Technical Report, 38 (1992), 108.
- 5) 清谷明弘, 今井正也, 春日 司 : 本誌, 30 (1989), 31.
- 6) 野世渓 精, 前田利徳, 竹島義雄, 知念武廣, 西野正男, 森山 勉 : 本誌, 28 (1987), 101.

技術資料

超磁歪材を駆動源とした小型ポンプ*

直江正久** 中村聰***

住友軽金属工業株式会社技術研究所

超磁歪材を駆動源とした小型ポンプ*

直江正久** 中村聰***

A Magnetostrictive Rod Driven Pump

Masahisa Naoe and Satoshi Nakamura

The high strain and force properties of Tb-Dy-Fe alloys are attractive for their application to actuators. Therefore, the effort to use a Tb-Dy-Fe giant-magnetostrictive polycrystalline rod in a small sized diaphragm type pump driver has been made. The driver has a helical precompression spring, magnetic field biasing magnets, a current supply control drive coil energizing the rod and a cantilever for rod movement amplification.

The resulting mechanical motion of the driver provides highly precise feed control, high pressure fluid feeding and various kinds of feed modes to the pump. This report presents the characteristics of the rod, and the configuration and performance data of the pump.

1. はじめに

一般に電磁力により駆動される小型ポンプの出力はそのサイズによって制約される。従って、大きい出力が必要な場合、そのサイズは大きくならざるを得ないことがある。

超磁歪材料に見られる磁歪現象の特徴として、例えば $Tb_{0.3} Dy_{0.7} Fe_{2.0}$ にも見られるごとく、その大きい発生力、リニアで速い応答が挙げられる¹⁾²⁾³⁾。この特徴からも分かるように、超磁歪に対して新しい世代の電気-機械の変換装置としての期待がかけられている。このように、この材料は既に高出力アクチュエータ⁴⁾、水中音響送波器⁵⁾⁶⁾並びに、リニアモータ²⁾のごとき装置に実用化を目的として実験的に使われている。

高い吐出圧と高精度の制御性を持つ小型液送ポンプの駆動源として超磁歪材料を用いた時のその能力を調べるために、実用水準のポンプを開発した。このポンプは閉鎖圧力 0.3 MPa 以上、吐出制御範囲 $10^{-3} \text{ cm}^3/\text{min} \sim 10^1 \text{ cm}^3/\text{min}$ において作動するよう意図したものである。従って、従来の小型ポンプに対し、その吐出圧及び制御性において、上回る能力を示すものと思われた。

2. 駆動用超磁歪材ロッド

開発したポンプの駆動源となるロッドとして用いた超磁歪材料は $Tb_{0.3} Dy_{0.7} Fe_{1.9}$ の組成を持つテルビウム、ディシプロシウム、鉄の合金で、一方向凝固法⁷⁾によって作られた結晶方位の揃った多結晶材である。この材料は一方向凝固後、その残留応力の除去と磁歪効果の向上のために 1173K で熱処理されている。

図 1 に一方向凝固法によって作られた超磁歪材のロッドを示す。図 2 に一方向凝固法による超磁歪材料製造のための装置の概念図を示す。用いた超磁歪材料の磁歪特性は図 3 に示すとおりである。一般に、磁歪特性はそのロッドの凝固過程によって決まるミクロ組織に強く依存している。例えば、単結晶材における磁歪は多結晶材に

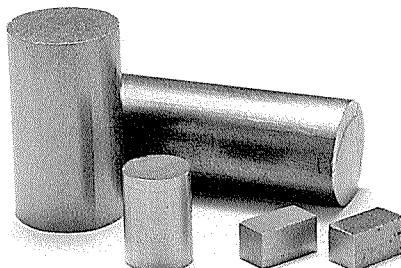


図 1 一方向凝固法により製作された超磁歪材ロッド

* 超磁歪国際シンポジウム（1992年11月、於・東京）にて
発表

** 技術研究所

*** (株)日本計器製作所 技術開発研究所

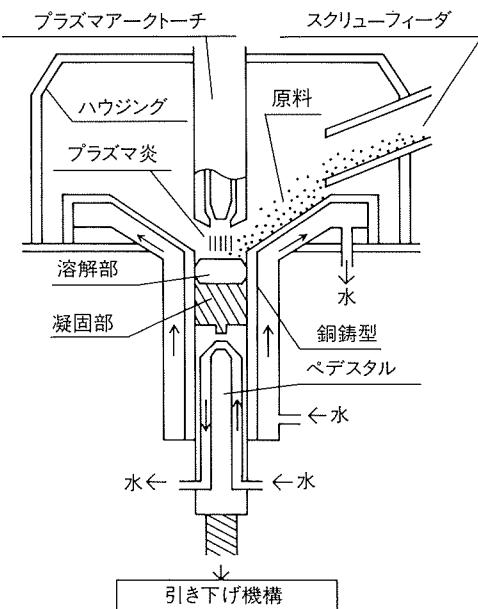


図 2 一方向凝固装置の概念図

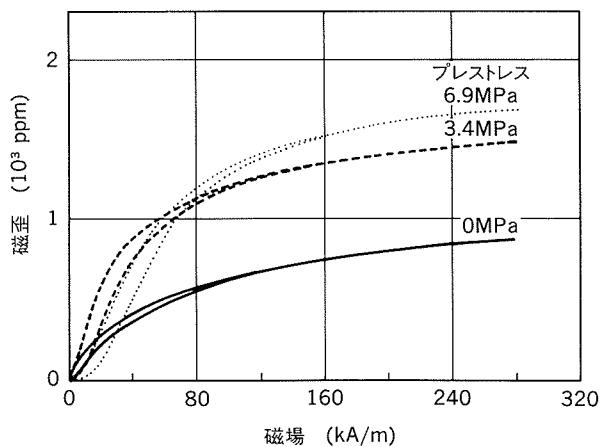


図 3 一方向凝固超磁歪材の磁歪特性

比べ大きい。しかし、図 3 から分かるように、一方向凝固法によって作られた多結晶材の磁歪はポンプの駆動源として用いることの出来る水準に達している。また、図 3 はこの材料の磁歪が前もって圧縮応力（プレストレス）を受けることによって、単結晶の場合と同じように増加することを示している。この現象はこのポンプの駆動源としての超磁歪材料においても利用された。

3. ポンプの構成

開発したポンプは図 4 に示すように駆動部分とダイアフラム型のポンプ部分から出来ている。超磁歪材料のロッドは長さ 50mm、直径 6 mm のものが駆動部分に使われ、そのポンプ部分は直径 10 mm のダイアフラムによるポンピング・セルを持っている。この両部分はレバーと棒によって連結されている。レバーの自由端はコイルスプリ

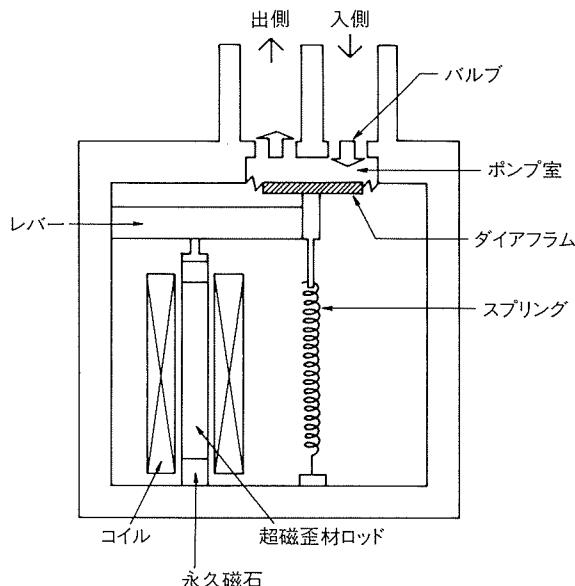


図 4 超磁歪ポンプの構造

ングによって下方に引張られており、これが超磁歪材ロッドにプレストレスを加え、その磁歪を増加させると同時にロッドに引張応力の作用することによるその破壊を妨止している。プレストレスの調整はスプリングの下端にあるボルトによって行なうことができる。さらに、レバーによってロッドの磁歪による動きは 7.4 倍に拡大されダイアフラムを押上げる棒に伝えられている。

超磁歪材ロッドは図 3 からも分かるように、そこに加わる磁場の方向には関係なく常に伸びる。従って、ロッドに伸縮の変位を生ぜしめるように、ロッドにバイアス磁場を印加し変位の中点を移動させている。54 kA/m バイアス磁場が二つのサマリウムコバルト磁石によって得られている。

ロッドに磁場を印加するためのコイルの電気抵抗への熱の影響を無くすために、ポンプへの電力供給回路においてはロッドを作動させるコイルの電流を制御する方式が用いられている。最大コイル電流値 1.75 A によって 48 kA/m の磁場が発生している。この電流値はコイルに安全に連続的に流せる最大値として設定してある。コイルに供給される電流を制御することによって、温度変化による変動に対応するためのクローズドループ帰還制御の必要はなかった。

表 1 超磁歪ポンプの仕様

1	吐出流量 (cm³/min)	<7.5
2	閉鎖圧力 (MPa)	0.35
3	入力 (W)	<20
4	電源周波数 (Hz)	<20
5	重量 (kg)	1.7
6	最大寸法 (mm)	135×75×80

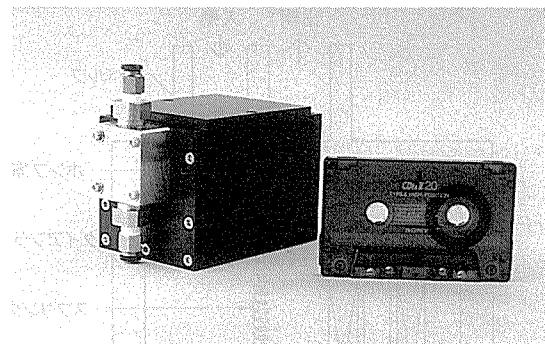


図 5 超磁歪ポンプの外観

結果として、この方式の駆動によって高精度でリニアーナ液の流れの制御が達成されている。また、このポンプでは多くの吐出モードと飛滴モードの制御が可能である。このポンプの主な仕様と外観写真を、表1及び図5にそれぞれ示した。

4. 機能測定結果と検討

開発したポンプの機能について、吐出流量へのコイル電流の周波数による影響、及びその安定性、コイル電流と吐出流量との関係、最大吐出圧、並びに飛滴能力の観点から評価した。

吐出流量へのコイル電流の周波数の影響について図6に示す。これらは0.5Aから1.8Aのコイル電流の範囲で測定された。すべての電流値において、吐出流量は20Hzまでは単調に増加し、これ以上の周波数では減少していることが分かる。20Hz以上で見られる吐出流量の減少は、ポンプ部分のバルブの重力による戻り方式を採用したことによる機械的動きの限界に起因するものと思われる。一定のコイル電流値のもとでの吐出流量の状況を図7に示す。図7からは、温度変化に対し吐出流量は

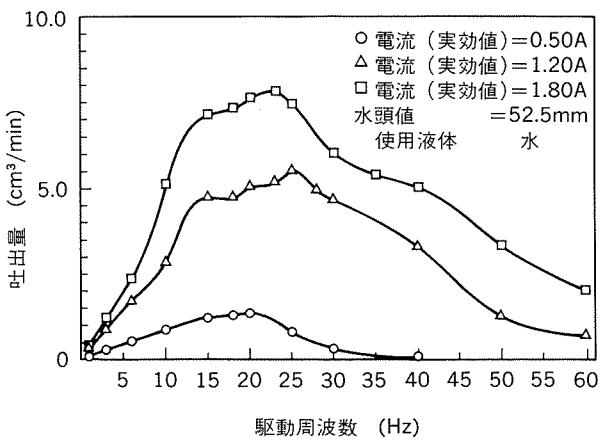


図 6 コイル電流周波数による連続吐出流量変化

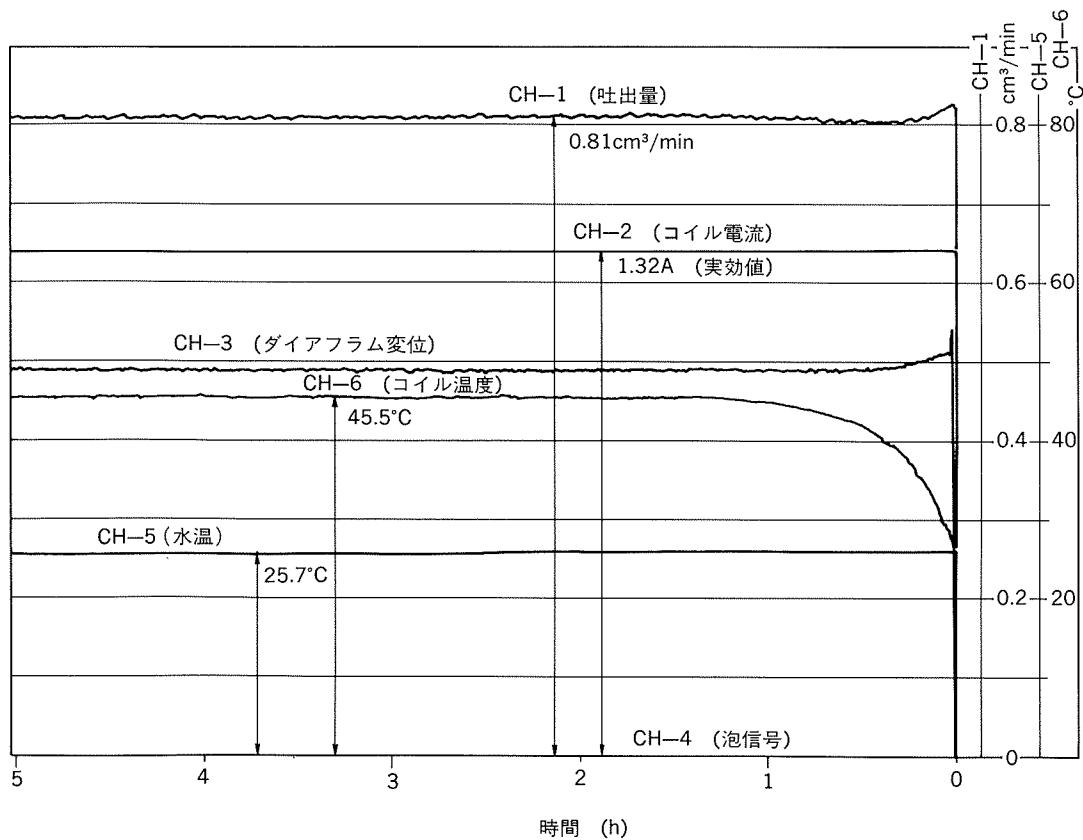


図 7 一定コイル電流に対する吐出流量の安定性

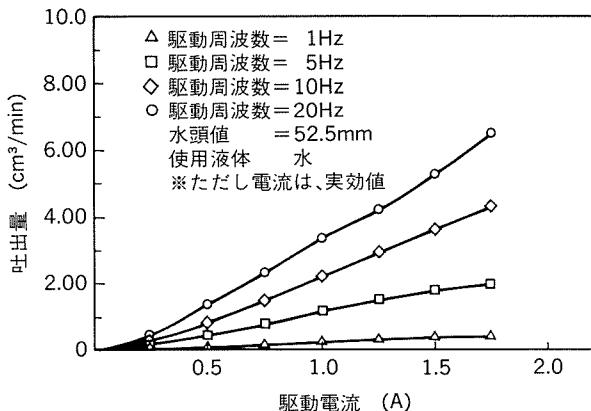


図8 コイル電流による連続吐出流量変化

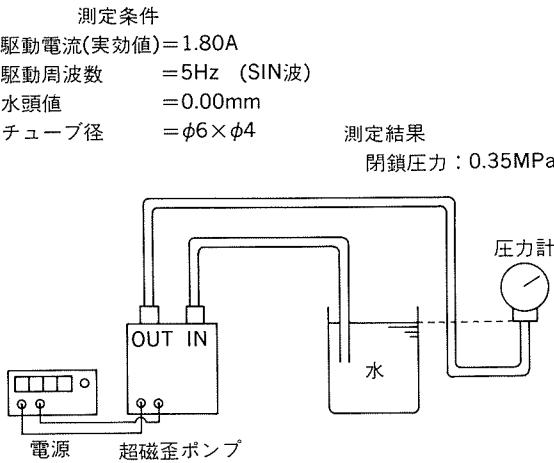


図9 超磁歪ポンプの閉鎖圧力の測定方法とその結果

設定値に保持されていることが分かる。ここに見られた安定性は、コイル電流制御方式が温度変化に伴う変動の低減に対し効果のあったことを示している。

図8に示すように、コイル電流に対する吐出流量の変化の測定は、電流値0.25Aから1.75A、周波数1Hzから20Hzの範囲で行われた。吐出流量がコイル電流に比例し、最大吐出流量は約7cm³/minを示していることが分かる。図9に示された方法が吐出圧の測定に用いられた。最大吐出圧は周波数5Hz、コイル電流1.8Aにおいて0.35MPaに達していることが分かる。

このポンプの持つ飛滴の能力は図10に示す通りである。4.6Aの矩形波の電流を飛滴モードではコイルに流した。図10に示された実験結果から分かるように、ポンプは $5 \times 10^{-4} \text{ cm}^3$ 以下の液滴とそのサイズの良好な制御性の満足すべき飛滴を可能としている。この優れた飛滴能力は超磁歪材ロッドの持つ高い応答速度によるものと思われる。

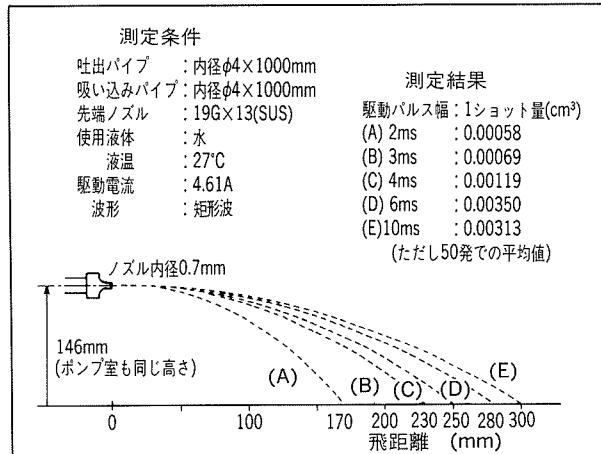


図10 飛滴能力の測定結果

5. 結び

この超磁歪材ロッドによって駆動されたポンプは、実用の水準に達している。一般の小型ポンプと比較して、超磁歪ポンプは幾つかの優れた長所を持っている。まず第一に、高精度の制御性の得られることである。これは駆動部分の機構が単純で摩擦がほとんど無視できることが寄与したものと思われる。このことはポンプがオープン・ループ制御によても安定し、精度の良いことからも分かる。第二に、応答速度の早いことである。例えば、高い応答速度によって小径の液滴を飛ばすことが可能となっている。第三に、このポンプの $1 \times 10^{-3} \text{ cm}^3/\text{min}$ から $7 \text{ cm}^3/\text{min}$ の広範な流量にわたって制御が可能のことである。最後に、その最も重要な長所は高圧で吐出できることである。この高吐出圧によって広範な粘性にわたる液体の吐出、飛滴が可能となっている。これらの優れた長所は超磁歪材ロッドによって得られたものであり、このポンプを多くの分野で使用することを可能にするものと思われる。

参考文献

- M. Fahlander and M. Richardson : *New material for the rapid conversion of electric energy to mechanical motion*, Tenth International Workshop on Rare Earth Magnets and Their Applications, Kyoto, Japan, 1989.
- T. Akuta : *An application of giant magnetostriuctive material to high power actuators*, Tenth International Workshop on Rare Earth Magnets and Their Applications, Kyoto, Japan, 1989.
- W. Wang and I. Busch-Vishniac : *Rev. Sci. Instrum.*, 63 (1992), 249.
- 大亦絢一郎 : *機械の研究*, 44 (1992), 94.
- J. L. Butler and S. J. Ciosec : *J. Acoustic Society of America*, 67 (1980), 1809.
- 中埜岩男 : *JAMSTEC*, 1 (1989), 9.
- E. Nakamura and H. Mizutani : U. S. Pat., No.5114467.

技術資料

アルミニウム合金小型漁船*

竹内勝治**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム合金小型漁船*

竹内勝治**

Small Aluminium Fishing Boats

Katsuzi Takeuchi

The current trends in the constructin of small aluminium fishing boats are described as for the structural materials, structure standards, important factors and justification of ship building.

One of important effects due to the application of aluminium alloys to ship structures is weight saving. This effect will be further emphasizes by using the extruded shapes which reduce welding processes and time-saving, and the examples used to the hull construction of small fishing boat are presented.

1. はじめに

アルミニウム合金漁船の第一船は、1977年に香川県庵治町の榎藤本造船鉄工所で建造された4.9トン底びき網漁船“金姫羅丸¹⁾”といわれている。これを契機として瀬戸内沿岸から全国的に広まり、さらに、小型漁船の高速化に対する需要やFRP漁船の廃棄処理等の問題から、漸次アルミニウム合金漁船が増加し、昨年(平成4年)末には1,000隻弱程度になったものと推定される。

アルミニウム合金漁船は、FRP漁船と比較して

- (1) 軽量であるから高速化することができ、かつ、燃費の節減が図れる。
- (2) 廃船時に、資源として再利用することができ、スクラップ価格が高い。
- (3) 耐食性、衝撃性に優れ、耐用年数が長い。

等の利点を持っている。しかし、各方面から注目を浴びている割合に、その隻数が伸びない理由は、FRP漁船との競合において船価が高いことである。また、建造に当っては、ティグ・ミグ溶接機の設置と溶接施工技術の習熟並びに、三次元的曲面成形技術等の、造船所側にとっては当初の苦労を要する点があり、更に現状では、同型船の連続受注が乏しいことなども理由の一つである。

アルミニウム合金漁船は、今のところ、比較的小型のものに限られているが、その使用材料、船体各部位の板厚、船殻重量、建造とその注意事項、構造の合理化その他について述べる。

* 漁船機関, 67 (1992), No.793号, 41 および No.794号, 43 に掲載

** 技術研究所、工学博士

2. 船舶用アルミニウム合金材料

2.1 船舶用アルミニウム合金

アルミニウム合金は、その用途によって種々のものが開発されているが、船舶用としては強度、海水に対する耐食性、溶接性及び加工性の見地から5000系及び6000系合金が広く使用されている。前者はマグネシウムを主添加成分とする5083, 5086及び5456合金で、いずれも船体構造用である。後者は上部構造用が主で、マグネシウムとケイ素を主添加成分とする6N01及び6061合金等である。表1は海外で使用されている合金も含めて船体及び艤装用合金の標準化学成分を、表2にその用途例をそれぞれ示す。

我が国の場合、アルミニウム合金船に使用する材料は、鋼製船舶の場合に準じて運輸省「船舶検査心得」2-1, 第2章(B)に、表3のように規定されている。これは、上甲板以下(船殻)に重点をおいたものと解され、“あらかぜ”建造以来の実績から5083合金板と同押出形材が主構造材料である。

その後、JIS規格が改定されたことと、最近のアルミニウム合金船の使用材料実績から、5086及び6N01合金押出形材採用の改定申請が軽金属溶接構造協会より提出されている。これは、溶接ひずみ防止と溶接工数削減の観点から5083-H112合金大型広幅押出形材が船殻に、上部構造には6N01-T5合金広幅薄肉押出形材(以上、ピセクション²⁾)がそれぞれ板材に代わって多用されるようになった³⁾ことによる。前者の5083-H112合金の場合、押出加工性が劣るために必要以上の厚肉のものを用いることがあるので、船側外板や甲板等には押出加工

表1 船舶用アルミニウム合金の種類と標準化学成分

区分	合金	化学成分(規格の中央値, wt%)						備考
		Mg	Si	Mn	Cr	Cu	Al	
船体用	5052	2.5	—	—	0.25	—	残部	(JIS規格に規定なし)
	5083	4.45	—	0.7	0.15	—	残部	
	5086	4.0	—	—	0.15	—	残部	
	5454	2.7	—	0.75	0.13	—	残部	
	5456	5.1	—	0.75	0.13	—	残部	
	6061	1.0	0.6	—	0.20	0.28	残部	(JIS規格に規定なし)
	6N01	0.6	0.65	—	—	—	残部	
	6082	0.9	1.0	0.7	—	—	残部	
	1050	—	—	—	—	—	—	主として内装等(板)
機器用	1200	—	—	—	—	—	—	
	3203	—	—	1.25	—	—	—	
	6063	0.7	0.4	—	—	—	—	
	AC4A	0.45	9.0	0.45	—	—	残部	ケース類, エンジン部品等
	AC4C	0.35	7.0	—	—	—	残部	油圧部品, ケース類, エンジン部品類, 電気部品等
	AC4CH	0.3	7.0	—	—	—	残部	
	AC7A	4.5	—	—	—	—	残部	船舶用部品全般

表2 用途例

区分	適用合金	素材形態
船側, 船底外板 ⁽¹⁾	5083, 5086	板, 形材 ⁽³⁾
竜骨	5083	板
肋板, 隔壁	5083, 6061	板
肋骨	5083	形材, 板
機関台座	5083	板
甲板 ⁽¹⁾	5052 ⁽²⁾ , 5083, 5086	板, 形材 ⁽³⁾
操舵室	5083, 6N01, 5052	板, 形材 ⁽³⁾
ブルワーク	5083	板, 形材
煙突	5083, 5052	板
マスト等	5083, 5052	管, 棒, 形材

注. (1) 船の長さ $L \geq 12m$ の船の外板および暴露部の甲板に使用するアルミニウム合金材料は、5000系合金に限る(漁船協会・案)。
 (2) A5052P-H112合金縫板、漁船に使用。

(3) 大型広幅押出形材「πセクション」等。

性の多少優れた5086-H112合金を用いて軽量化を図る、という考え方である。

アルミニウム合金漁船は、当初から5083-O合金板及び同一H112合金押出形材が主構造材料であるが、最近では高速(船)艇の場合と同様に5083-H112及び6N01-T5合金のπセクションが船側や上部構造の一部に採用され始めた。現在申請中の漁船協会「アルミニウム合金製漁船構造基準(案)」では、船の長さ $L \geq 12m$ の船の外板及び暴露部の甲板に使用する材料は、5000系合金に限定している。

2.2 船舶用アルミニウム合金の特徴

5000系のアルミニウム合金を船舶に使用するのは、耐

表3 鋼船構造規程・船舶検査心得・第1分冊の
表2(B)(1), アルミニウム合金の材料規格

区分	規格	材料
板	JIS H 4000	A5052P, A6061P, A5083P, A5154P
形材	JIS H 4100	A5052S, A6061S, A5083S
リベット材	JIS H 4120	A5056BR, A6061BR
管	JIS H 4080	A5052TD, A5052TE, A5056TD, A5056TE

備考 1. 溶接を行うものは、溶接性についての資料を調査すること。
 2. JIS H 4100 「アルミニウム及びアルミニウム合金押出形材」
 JIS H 4120 「アルミニウム及びアルミニウム合金リベット材」
 JIS H 4080 「アルミニウム及びアルミニウム合金継目無管」

食性、溶接性などの他に、最も重要なのは軽いことである。すなわち、強度と比重の比が鋼材よりも大きいので、船体の軽量化を図れるためである。

簡単な例を挙げると、断面積 A 、長さ L の棒に引張荷重 P が加わるとすると、その重量 W は比強度 (σ/ρ , σ は応力, ρ は比重) に、また、圧縮荷重を受けるときには \sqrt{E}/ρ (E は綫弾性係数) に、それぞれ反比例する。SS41鋼、5083合金、FRP の三者を比較したのが表4であり、SS41鋼の重量を1とした場合の数値を右側の欄に掲げた。船舶に通常使用されているGFRP(ガラス繊維強化プラスチック)は5083合金の0.98~1.52倍、平均して1.25倍となる。尤も座屈に対しては断面性能で種々の工夫がなされる筈であるから、このような重量増にはならないが、GFRPが不利なことは否めない。この他、部材に要求される機能、荷重の形態等を考慮して設計する必要があり、詳細を略するが、例えば平板の曲げや座屈についても上記のような重量評価ができる。なお、

表4 構造用材料の比較

材質	比重 ρ	縦弾性係数, E (kgf/mm ²) [KN/mm ²]	引張強さ, σ_B (kgf/mm ²) [N/mm ²]	重量比	
				引張り	座屈
SS41 (SS400) 鋼	7.85	21,000 [206]	41 [402]	1	1
5083-O 合金	2.66	7,200 [71]	28 [275]	0.50	0.58
GFRP (船舶用)	1.50	1,000 [9.8]	16 [157]	0.49	0.88

一般的には、5083合金構造は鋼構造の約60%前後と考えてよい。

船舶に各材料を使用した場合の重量について、おおよその目安を示したのが図1⁴⁾であり、最近のデータも加えてある。船の種類、大きさによっては異なるが、5083合金船は鋼船のほぼ1/2に近く、ERP船に対しては全長 L_{OA} が15mを超えると重量的に有利となってくる。

一方、5000系のアルミニウム合金を船舶に使用する場合に注意を要する点は、

- (1) 縦弾性係数が鋼材の1/3
- (2) 線膨張係数が鋼材の2倍
- (3) 熱伝導度が鋼材の2倍
- (4) 溶解温度が鋼材よりかなり低い

ことがあげられる。(1)は鋼材の3倍たわむことを示し、必要あれば変形の制限を考慮しなければならない。(2)は溶接時におけるひずみ量が大きく、(3)と(4)はひずみ取り加熱、特に点加熱が難しいことを意味している。

2.3 耐力の最小値

表5はJIS規格の耐力（最小値）を示し、この値を各基準における計算式に入れればよい。この場合、部材の許容応力の最大値は、通常、耐力に対して安全率を1.5にとっている。

外板等に用いる5083-O合金板の耐力は13kgf/mm²、防撃材等の同一H112合金押出形材は11kgf/mm²である。高速（船）艇等では、耐力22kgf/mm²の同一H32合金板を用いることもあるが、突合せ継手の耐力が質別Oの

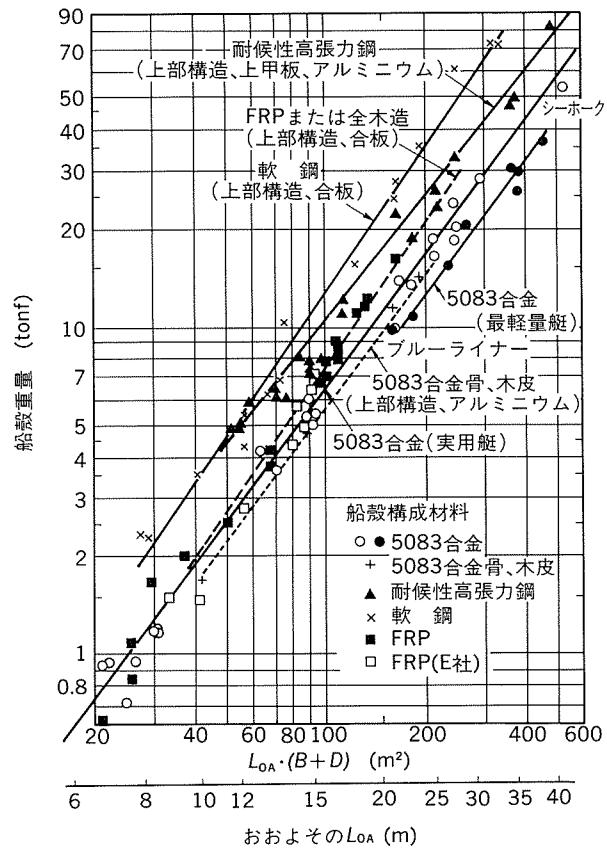
図1 中速艇の船殻重量と $L_{OA} \cdot (B + D)$ の関係⁴⁾

表5 JIS規格における耐力の最小値 (JIS H 4000 及び 4100)

合 金	JIS規格における耐力の最小値, $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²) [N/mm ²]										
	H112		O		H32	H34	T4		T5	T6	
	板	押出形材	板	押出形材	板	板	板	押出形材	押出形材	板	押出形材
5052	11[110]	7[70]	6.5[65]	7[70]	16[155]	18[175]	—	—	—	—	—
5083	13[125]	11[110]	13[125]	12[120] ⁽¹⁾	22[215]	—	—	—	—	—	—
5086	13[125] ⁽⁴⁾	9.5[95]	10[100] ⁽⁴⁾	9.5[95]	20[195] ⁽⁴⁾	24[235] ⁽⁴⁾	—	—	—	—	—
6061	—	—	—	—	—	—	11[110]	11[110]	—	25[245]	25[245]
6N01	—	—	—	—	—	—	—	—	21[205] ⁽²⁾	—	24[235] ⁽⁴⁾

注. (1) 厚さ38mm以下

(2) 厚さ6mm以下

(3) 5000系合金の押出形材の質別Oは、一般に使用されない。

(4) 通常、市販されていない。

値まで低下するので、設計には 13kgf/mm^2 を用いなければならない。ただし、溶接線が計算する断面と直交する場合には、溶接による強度低下を無視できるので、高速（船）艇に採用される理由の一つである。また、T6処理した6000系合金の突合せ継手の耐力は、質別T4程度の値となるので、T4の最小耐力が目安となる。6N01-T5合金突合せ継手の耐力は 12kgf/mm^2 が代表値⁵⁾なので、 10kgf/mm^2 を最小耐力とみなすのが妥当である。

3. アルミニウム合金漁船

3.1 船体各部位の板厚等

船体主要構造材料は、前述のように5083-O合金板と同-H112合金押出形材であり、甲板のみ5052-H112合金縞板を滑り止めの観点から用いる。

20トン未満の漁船について、船体各部位における板厚の目安を示したのが表6である⁶⁾。漁船の種類や地域、造船所によって多少の違いがあるので、最大板厚と最小板厚で表示した。船側から船底、船底中央部又は機関室船底へと、板厚が1~2mmずつ大きくなっているのが実状で、プロペラ翼上の船底は機関室船底よりも2mm程度厚い板が使用されている。箱型竜骨は、4.9トン船でも板厚8~10mmで構成されている場合が多い。

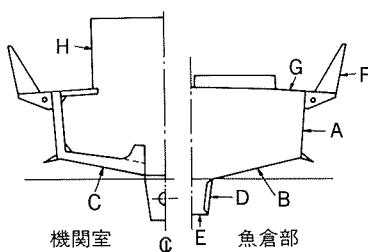
19トンを超える漁船の実績は少ないが、40トン前後の沖合底びき網漁船の例では、船体形状をU型（排水量型）として船側が8~9mm、船底が10~12mm、甲板は6~7mmであり、表6に示した19トン漁船における各値の延長上有る。

表6 船体各部位の使用板厚 (5083-O合金板)⁶⁾

部 位	板 厚 (mm)			
	4.9トン船	9.9トン船	14トン船	19トン船
船 側 A	4~6	5~8	5~8	6~8
船 底 B	5~8	5~9	5~8	6~8
船底(機関室) C	5~8	5~9	5~10	6~10
箱 形 竜 骨 D	6~10	6~10	6~10	8~12
箱 形 竜 骨 E	6~10	6~10	6~10	8~12
ブルワーカ F	4~6	4~6	5~8	5~8
甲 板 G	3.5~4.5	4~5	4.5~6	4.5~6
操 舵 室 H	3~4	3~5	3~6	3~6

注. (1) 5052-H112合金縞板を使用。

(2) 部位と記号：



アルミニウム合金製漁船構造基準(案)では、外板及び甲板の最小板厚を4mm、船樓外板は同3mmと規定されている。構造計算上では、より薄い板厚が得られたとしても、溶接ひずみ（やせ馬）の発生を極力少なくするという経験的要因から定めたものである。表6に示した各部位の板厚の幅が大きい理由の一つに、ひずみ取り工数の増加を避けるために、厚めの板を採用するという考え方も含まれている。

骨組用のバルブプレートやフラットバー、L、T及びチャンネル等の押出形材、また、トップレールや半円型の防舷材、図2に示すようにハッチやハッチサイドコーシングに使用する押出形材も市販されている。これらはピセクションも含め、舶用材料としてアルミニウム製造会社に在庫されているものが大半を占めている。

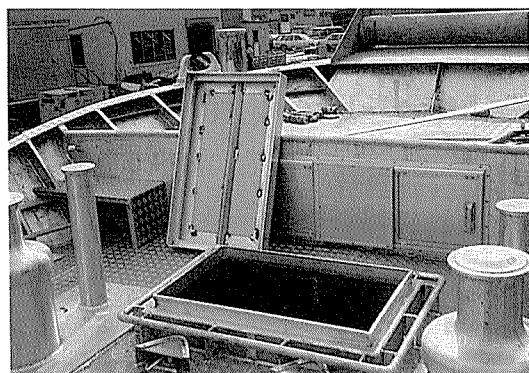


図2 押出形材の使用例

3.2 船殻重量

各地の造船所で建造された代表的な5083合金漁船の船殻重量と $L_{OA} \cdot (B' + D')$ の関係⁶⁾を図3に示し、 B' は張出し甲板の幅を含む漁船の幅(m)、 D' はブルワーカ平均高さを含む漁船の深さ(m)である。図中の実線は、図1の5083合金船(実用艇)の値で、比較のために図示した。

北海道地区を除く漁船(図中の○印)は、5083合金船より一見したところ軽量化されているように見えるが、これは B' 、 D' 、と B (幅)、 D (深さ)の取り方の相違によるものである。一方、北海道地区の漁船(図中の●印)は重構造であり、速力よりも堅牢性を重視していることが分かる。

なお、図中の△印は、最近の5083合金高速艇であり、5083合金船の実線にほぼ沿っている。

図4は、瀬戸内沿岸におけるFRP漁船の船殻重量を同様に図示した⁷⁾もので、資料の出所は1造船所のみである。同造船所が建造したFRP旅客船や交通艇等の船殻重量は、図1に□印で示したようにFRP船の線となり一致していることから、図4の船殻重量はFRP漁船の代表例とみなして差し支えない。その船殻重量は、図1の5083合金船の実線とほぼ一致しているが、 $L_{OA} \cdot (B' + D')$ が大きくなると上方に離れる傾向が見られる。

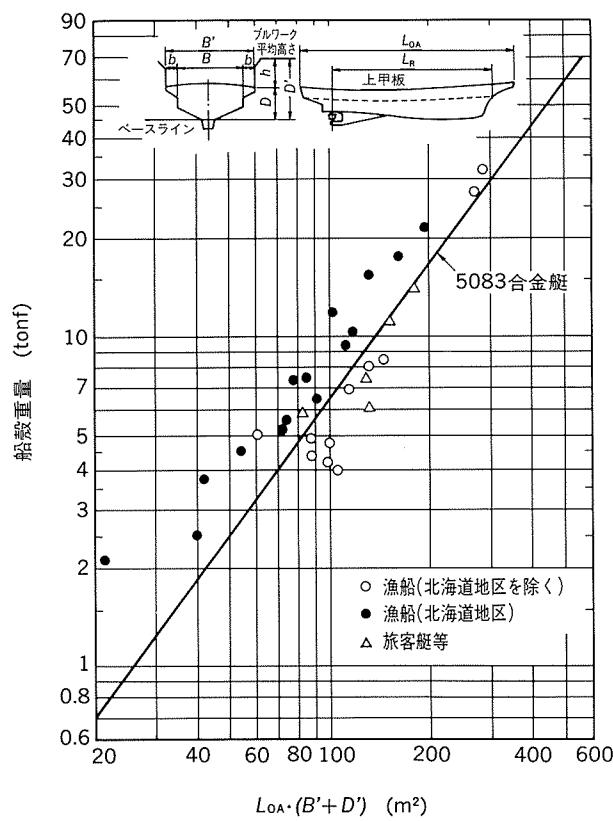


図3 5083-O合金漁船の船殻重量と $Lo_A \cdot (B' + D')$ の関係⁶⁾

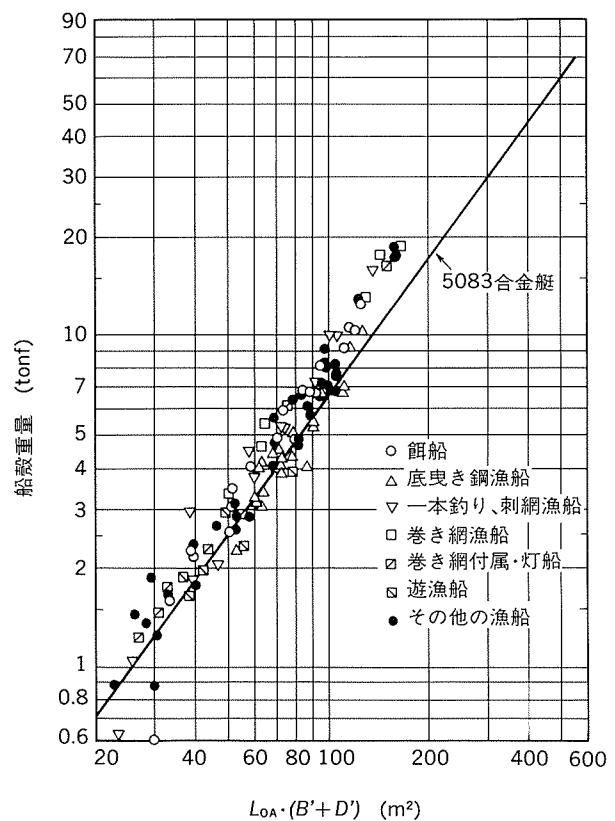


図3と比べると、FRP漁船の船殻重量は北海道地区の5083合金漁船に近い値を持つが、 $Lo_A \cdot (B' + D')$ が50m²程度以下では軽くなっている。北海道地区を除く5083合金漁船との比較では、 $Lo_A \cdot (B' + D')$ が80m²付近を超えるとFRP漁船の方が重い。北海道地区的FRP漁船の船殻重量の資料があればかなり明白となるが、以上の比較からは図1の場合と同様、FRP漁船と5083合金漁船の船殻重量分岐点は、 $Lo_A \approx 15\text{m}$ 付近のようである。

なお、図3から、5083合金漁船の Lo_A 、 B' 、 D' が図面上で決まればおおよその材料使用量が推定できる。この場合、上部構造における使用量を船殻重量の約10%とみなし、材料手配を総重量の10~15%増しとするのが一般的である。

3.3 船殻の建造と注意事項

アルミニウム合金漁船の大部分は小型であって、速長比から半滑走ないし滑走の領域に入るものが殆どである。したがって、船型はV型がベースとなっている。船体構造は横骨式が主体で、その心距は400~500mmの範囲のものが多く、一部のものには縦横混合方式のような構造も見受けられる。パネルのひずみ防止上から、縦方向にパネルブレーカーとして小骨を配置したものが多い。

アルミニウム合金漁船は小型なので一体建造方式が採用されている。これには、正置法と逆置法があり、最

近では後者を採用している例⁶⁾が多く、一例を図5に示す。逆置法は、工場設備にもよるが組立治具として大きなものを使用せず、本船の骨組を治具として組立てられる。

その順序は、上甲板、上甲板骨組、船側・船底骨組、船底外板とし、船底外板と船底骨組とは正置後に本溶接する。この利点は、

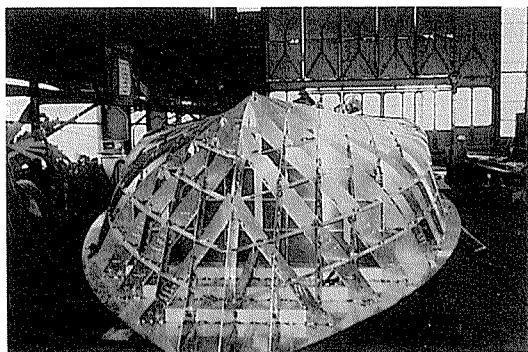
- ① 極力、下向き姿勢で溶接ができる、
- ② 外板搭載後は溶接困難となる骨組相互の溶接を、完全に行える、
- ③ 溶接し残し箇所の点検を行ってから外板材の搭載ができる、

ことなどである。

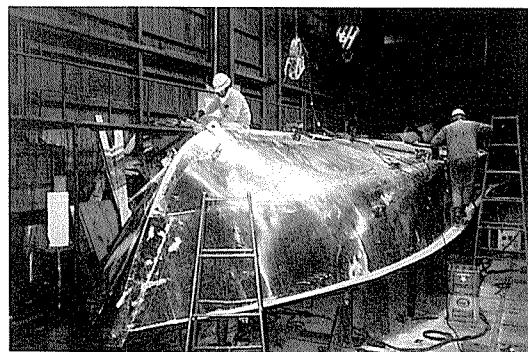
接合方法は、ミグ半自動溶接が主である。ティグ溶接は仮付け溶接、補修溶接、または上部構造等で溶接線外観の美麗さを要求される部位に採用されている程度である。また、リベット接合は全くない。

船殻等の工作要領については、指導書等⁸⁾に注意事項を含めて詳しく述べられているので省略するが、例えば、船底部及び機関台座付近のすみ肉溶接は必ず連続溶接とし、断続溶接は行わないこと、また、すみ肉溶接端部は必ず回し溶接を行うなどは、疲労き裂発生防止のために当然なすべきことである。

すみ肉溶接の脚長は、板厚程度とするのがよい。現場

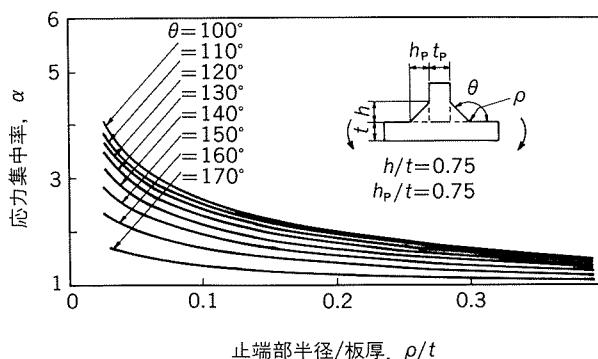


(a) 船首部骨組



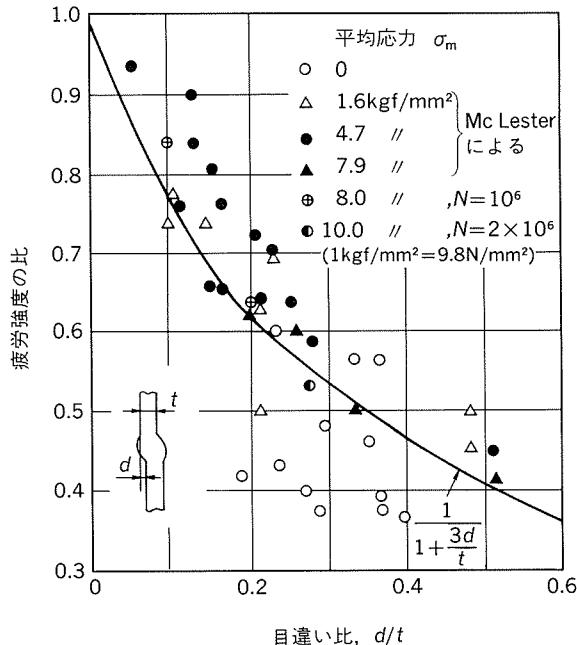
(b) 船首外板搭載

図 5 16トン定置網漁船の船殻建造

図 6 曲げを受けるT継手の応力集中率⁹⁾

では、すみ肉を大きくすれば強くなるという誤解がありがちである。大切なのは、溶け込みと、すみ肉の形状である。図6に曲げを受けるT継手の応力集中率⁹⁾を示すように、すみ肉の角度(フランク角) θ と止端の丸み ρ によって α が決まるから、 θ が小さすぎたり、止端が急角度で立っているような場合には、アングルグラインダで形状を修正することが必要となる。この考え方は、突合せ継手の場合も全く同じである。

次に、縦弾性係数が鋼材に比べて低く、溶接入熱による変形量が大きいことから、工作精度によっては設計での予想よりも二次的応力発生の可能性が大である。例え

図 7 5083合金突合せ継手の目違い比が疲労強度に及ぼす影響¹⁰⁾

ば、図7は突合せ継手あるいは十字継手の目違いによる疲労強度の低下の例である¹⁰⁾。高度の軽量化を要する場合には、工作精度を確保して許容応力を上げ、部材寸法の低減を図ることが必要となる。

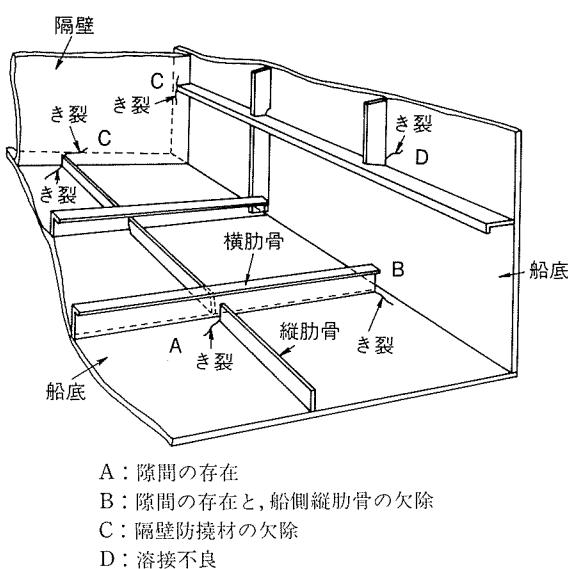
3.4 船体の損傷と対策

船体の損傷は、大部分が詳細設計の不備並びに、溶接不良と関係するとみなしてよい。その大半は、プロペラ、推進機関に起因する振動による疲労と、波浪衝撃による船底の損傷である。前者の場合は、起振力を減らすか、共振を避けるかで解決できる。後者の場合は損傷部を補強すればよい。しかし、直接の損傷は、溶接不良、応力集中、座屈(工作不良)等がその引き金となっていることが多い。大切なのは「骨は、板で止めない。骨は骨で必ず受ける」ということと、前述のようにすみ肉溶接端部の回し溶接を完全に実施することである。初期の開発段階で経験した損傷例を図8に示す¹¹⁾。

3.5 構造の合理化

船体構造材料の選定によって船体重量が大きく変わることは、前述の図1より明らかであるが、設計と工作方法に考慮を払ってアルミニウム合金押出形材を多用することにより、より一層の合理化が図れ、軽量化に通じる。旅客艇では「マリンスター」の例¹²⁾のように、上部構造も含めπセクションを主として各種の押出形材が用いられている。

漁船の場合には、ここまで合理化された押出形材を採用した例はないが、同様な考え方で図9に示す14トン型ほたて桁びき網漁船の試設計¹³⁾がある。キール、チャインとブルワー周囲に計5種類の押出形材を採用し、

図8 船殻外板、隔壁の疲労き裂発生モデル図¹¹⁾

かつ、πセクションを多用した図面である。実際の漁船における合理化用押出形材の採用は、まだ、ごく僅かである。一例として図10に北海道・根室地区における13トン型定置網漁船の場合を示し、押出形材をビルジ外板、バルジ、ブルワークのレール、ハッチ枠及びハッチコ明渠に用いている。押出形材を活用することにより、溶接工数減を図ることを考えねばならない。

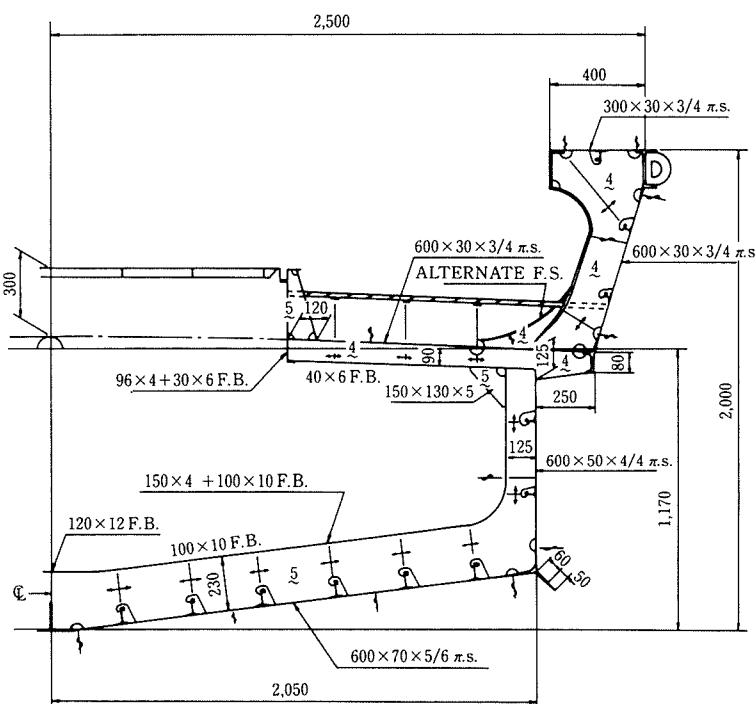
3.6 アルミニウム合金漁船の利点

船体構造材料の違いにより性能上でどのような差がでるか、海上保安庁30m型30kt 巡視艇¹⁴⁾の場合について金子の試算¹⁵⁾がある。実船はアルミニウム合金船体で、主機関は高速ディーゼル2,240PS-2基、常備排水量78トンのものである。

この船体構造材料をFRP、鋼とした場合を検討すると、結果は表7のようになる。すなわち、船体の寸法と主機関を変えない場合の速力の差は3 kt程度で、見方によってはそれほど大きくない。しかし、常用速力30ktを必要とするときには、FRPや鋼の場合には機関室をアルミニウム合金船に比して大きくしなければならない。このために余計なスペースと重量増を生じるから、同一速力を得るための所要出力や、付加物抵抗による出力増が加算される。このことは、必要速力が大切なことを示し、同一性能を要求する場合なら、アルミニウム合金

表7 30m型巡視艇の船体構造材料による比較¹⁵⁾

船体構造材料	条件①: 船体寸法と主機関を変えない 場合		条件②: 常用速力30kt を必要とする場 合の主機関
	常用速力(kt)	最高速力(kt)	
アルミニウム合金	30	33	2,240PS-2基
FRP	27.5	30	2,700PS-2基
鋼	27	29.5	2,200PS-3基

図9 14トン型アルミニウム合金製はたて桁びき網漁船における押出形材の使用例(試設計)¹³⁾

(測度長さ18.76m, 测度幅4.10m, 测度深さ1.17m,)
(計画満載最大速力12kt, 縦肋骨方式)

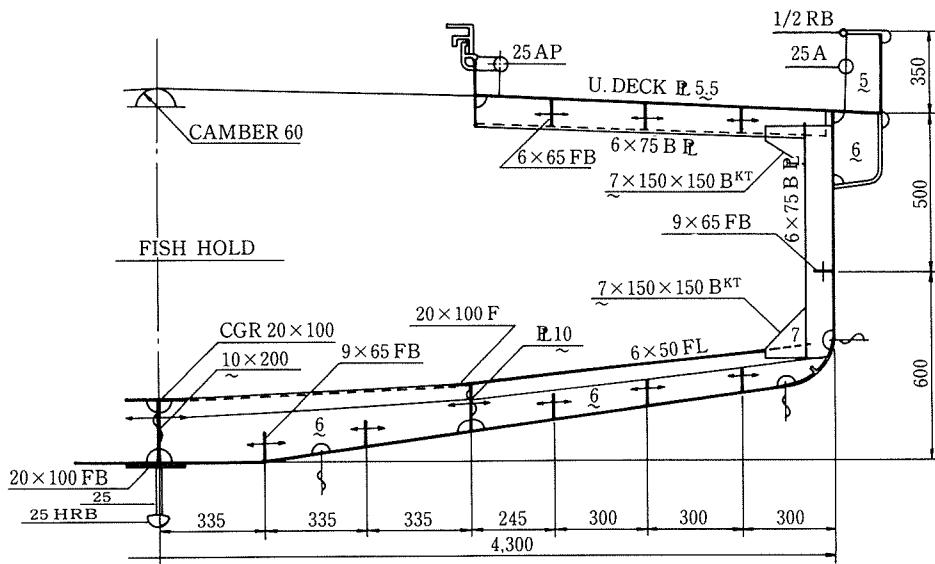


図10 13トン型アルミニウム合金定置網漁船における押出形材の使用例

船は鋼船と比べて船価、燃費、維持費ともきわめて有利なことを意味する。FRP 船の場合には、船価は若干安くなるかもしれないが、燃費、維持費でアルミニウム合金船に抜かれるであろうと、述べている。

表8は、14トン型底びき網漁船の船体をアルミニウム合金とFRPにした場合の比較であり、上記の巡視艇の例と同様に、ほぼ同一の速力を得るという要求性能をベースに、九州地区の某造船所が数年前に算定したものである。

一般に、アルミニウム合金漁船はFRP漁船の3割前後高くなると言われているが、この表から判るように、船体だけを比べて判断することは基本的な過ちであるといえよう。一般に地方の造船所では、主機関を含めた契約をしないのが慣習となっているからであるが、船主の出費はアルミニウム合金漁船の方がかえって低くなり得ることと、燃費などのランニングコストは3割方節約できることを認識して欲しいものである。

表8 14トン型底びき網漁船の比較例

区分	船体構造材料	
	アルミニウム合金	FRP
全長(m)	19.20	19.20
全幅(m)	4.00	4.00
全深(m)	2.10	2.10
登録長(m)	14.90	14.90
登録幅(m)	3.49	3.49
登録深(m)	1.55	1.55
総トン数(GT)	14.0	14.0
船殻重量(t)	6.4	9.2
排水量(t)	14.5	17.3
主機関	ヤンマーディーゼル6HAK-DT	ヤンマーディーゼル6LAAK-UTI
主機関重量(kg)	1,430	2,400
漁船法馬力(PS)	120	160
実用最大馬力(PS)	350	500
速力(kt)	19.8	19.2
燃費(ℓ/時)	64	85
主機関価格比	0.60	1
船体価格比	1.39	1
全船価格比	0.96	1

4. アルミニウム合金漁船の動向と展望

平成3年のアルミニウム合金漁船の統計を表9に示す。官公庁船が増加し、かつ、総トン数が比較的大きいのは、各県の漁業取締船が高速のアルミニウム合金製となったためで、この傾向は今後も続くと思われる。また、長さ15m以上のものは196隻(計4,527総トン)である。

比較的大型なものは、図11に示した平成2年建造の48トン沖合底びき網漁船「観音丸」であり、従来、鋼船で速力12kt程度のものが16ktとなり、高操業成績を挙げているとのことである。

おおまかなアルミニウム合金漁船の展望を試みると、現在の登録漁船数41万隻弱がそのまま保持できるとは考え難いから、仮に2/3近くの30万隻になるものとする。20年使用するとすれば年1.5万隻が新造船、この内、1/3がアルミニウム合金船になるとしても5,000隻の需要がある。

現在、アルミニウム合金漁船を手掛けた経験を持つ造船所は100箇所位であり、年平均10隻建造するとしても1,000隻が現在の建造能力である。FRP船造船所は1,900箇所程度であるから、その1/3前後の造船所がアルミニウム合金漁船を手掛けるか、少なくともなんらかの形でアルミニウム合金と関係を持つことになろう。FRP

表9 アルミニウム合金漁船の勢力

(a) 漁船建造許可隻数(長さ15m以上)

年 度	隻 数	総トン数
52	1	15
53	1	34
54	1	37
55	2	65
56	2	60
57	6	127
58	7	161
59	9	205
60	12	191
61	14	388
62	21	432
63	27	613
元	29	592
2	35	862
3	29	742
計	196	4,527

(b) 右記漁船の漁業種類別区分
(昭和52年～平成3年度)

漁業種類	隻 数	総トン数
定 置 網	48	802
官 公 庁	40	1,887
小 型 底 び き	27	373
運 搬 船	24	331
刺 網	10	153
ま き 網	8	142
は え な わ	8	130
沖 合 底 び き	7	262
ま き 網 付 属	6	101
捕 鯨 船	4	114
一 本 つ り	4	74
敷 網	4	69
ひ き 網	3	50
雜 ・ 採 介	3	39
計	196	4,527

(c) 漁船登録隻数

年	隻	総トン数
62.12.31	527	3,918.14
63.12.31	679	5,056.53
元.12.31	746	6,041.87
2.12.31	837	6,904.99
3.12.31	903	7,408.45

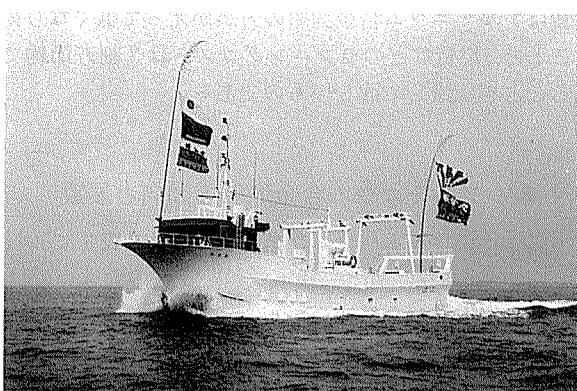


図11 48トン沖合底びき網漁船「観音丸」
(全長29.05m、全幅6.00m、深さ2.49m、)
(速力16kt、平成2年7月・東和造船竣工)

船からアルミニウム船に転換して成功した造船所が、各地に見られることを特筆したい。

5. おわりに

アルミニウム合金船は、高速（船）艇には定着したが、漁船にはこれからである。現在、アルミニウム合金漁船は、FRP漁船との競合において船価が高いことに問題

はあるが、その利点は実際に所有した船主の認識を得ている。リサイクルを含めた利点もあるから、なんらかの突破口を開く施策が必要と考える。

参考文献

- 1) 竹内勝治：軽金属溶接，27（1989），583.
- 2) 金子幸雄、土山裕司、木原和之：西部造船会会報，No.65 及び、金子幸雄：本誌，30（1989），41.
- 3) 例えば、笈川研一：アルトピア，19-7（1989），51.
- 4) 大隅三彦：船の科学，32-9（1979），83.
- 5) 軽金属車両委員会：大型薄肉押出形材用アルミニウム合金6N01-T5の疲れ強さ，（1988），日本鉄道車両工業会、軽金属協会.
- 6) 竹内勝治：船舶・海洋とアルミニウム、軽金属溶接構造協会，（1990），114.
- 7) 竹内勝治：軽金属，41（1991），787.
- 8) 例えば、日本小型船舶工業会：アルミニウム合金船建造指導書，（1980）.
- 9) 後藤理、中山英司：石川島播磨技報，23（1983），351.
- 10) 竹内勝治：軽金属溶接，27（1989），506.
- 11) 竹内勝治、他4名：本誌，23（1982），51.
- 12) 金子幸雄、及川研一、松村洋明：船舶用軽金属委員会第20回報告書（昭和58～60年），軽金属溶接構造協会，（1986），89.
- 13) 日本造船振興財團：北海道中小造船業及び造船関連工業活性化のための調査研究報告書，（1989），146.
- 14) 海上保安庁船舶技術部：船舶，51-8（1978），8.
- 15) 金子幸雄：長崎総合科学大学工学研究所報，No.6（1991），13.

技術資料

Hydrogen in Aluminium and
Aluminium Alloys (Part 2)*

Sakae Kato**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

Hydrogen in Aluminium and Aluminium Alloys (Part 2)*

Sakae Kato**

The distribution of hydrogen in aluminium and aluminium alloys is reviewed with focusing on the origin of porosity in castings, the threshold hydrogen content for pore formation, and the mathematical prediction for porosity formation, from recent developments. Also, the effects of hydrogen are reviewed how the hydrogen affects on the mechanical properties, the surface blistering, and the hydrogen-assisted fracture of the aluminium alloys.

3. Distribution of hydrogen in aluminium and aluminium alloys

3.1 Origin of porosity in castings

In the examination of the consistency of quality and mechanical properties of aluminium and its alloys there are significant factors to consider. It goes without saying that the first concerns the presence of definite defect, what is commonly called micro-porosity or more precisely interdendritic porosity, arising especially from the hydrogen gas which takes place during the casting of the ingots^{1)~4) 40)~51)}. The extensive research concerning porosity formation in aluminium and its alloys has therefore been taken up to the subject of very large number of papers of metallurgy^{1)~4) 40)~59) 63) 64)}, and of fusion welding⁶⁰⁾, alike over the last seventy years. The second arises from the presence of inclusions of oxides, and so forth^{50) 57) 58) 61) 62)}. It has suggested that oxide particles may play a significant role in nucleating bubbles⁵⁰⁾ and may occur together with porosity^{50) 58) 61)}.

By the explanation of Talbot⁴⁾, Poirier, Yeum and Maples⁵⁴⁾, and Fang and Granger⁵⁷⁾ from among many, the origin of porosity during solidification is generally attributed to the rejection of hydrogen gas from solution because

of the marked change in the solubility of hydrogen at the freezing point of the solidifying metal or alloys^{1)~8) 12) 13)}. Thereat, once the hydrogen concentration reaches the solubility limit, the hydrogen atoms may be assumed to recombine immediately and nucleate on low energy sites such as dendrite arms or inclusions.

Figs. 9 through 11 show schematic diagram of higher-order arms or plates of dendrites which the terminology was defined by Bower, Brody and Flemings⁶⁵⁾, and the depiction of the solidification of the final transient in the absence of feed metal to compensate for solidification shrinkage which was depicted by Maples and Poirier⁶⁶⁾, and also the growth process of porosity formation which was illustrated schematically by Kubo and Pehlke⁵³⁾, respectively.

Among the concept of porosity formation discussed by Kubo and Pehlke⁵³⁾, the growth process of porosity formation is ascribed to :

As shown in Fig. 11 (a), gas porosity nucleates initially at the roots of the secondary dendrite arms. The free energy change on formation of porosity ΔG is

$$\Delta G = V(P_G - P) + A_1 \sigma_{SG} + A_2 \sigma_{LG} - A_1 \sigma_{SL} \quad (32)$$

where V is the volume of porosity, P_G and P are gas pressure and metal pressure, A_1 and A_2 are the areas of solid-gas and liquid-gas interfaces, and σ_{SG} , σ_{LG} and σ_{SL} are solid-gas, liquid-gas, and solid-liquid interfacial

* Part 1 : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 33 (3) (1992), 189.

** Technical Research Laboratories

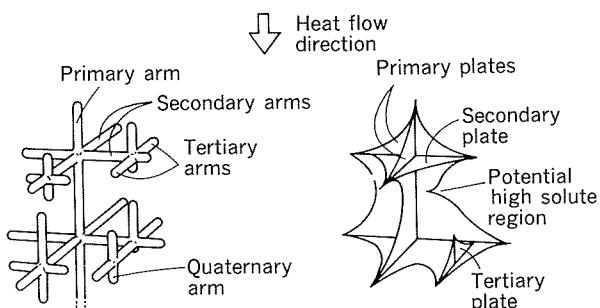


Fig. 9 Schematic diagram of dendrites, showing terminology⁶⁵⁾.

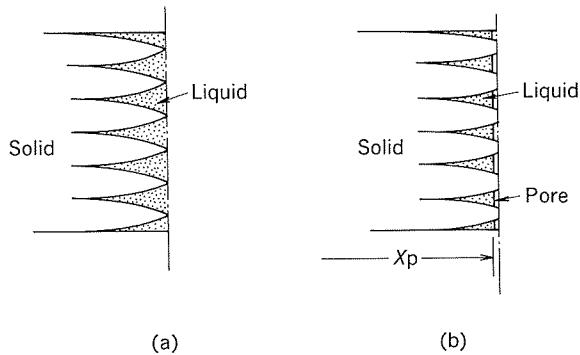


Fig. 10 Solidification of the final transient : (a) when dendrite tips reach the center of the ingot and (b) somewhat later when pores develop along the centerline⁶⁶⁾.

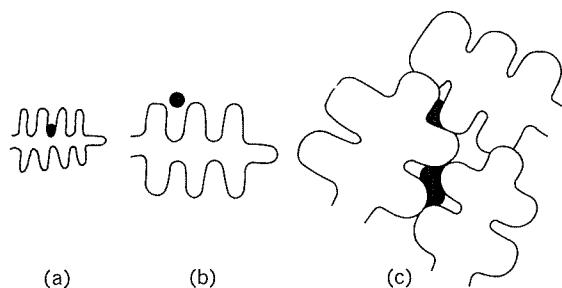


Fig. 11 Growth process of porosity formation⁵³⁾.

energies, respectively. ΔG of gas porosity formation at equilibrium is zero. The first term on the right side of equation (32) represents the free energy change in going from liquid to gas porosity, and the others represent the excess free energy changes which necessitate to form the gas porosity surface.

In homogeneous nucleation, because the effect of surface energy is reduced by $A_1 \sigma_{SL}$, the gas porosity nucleates easily at the location of the roots of secondary arms without the requirement of large negative pressure for the nucleation.

As the solidification proceeds, the gas, that

is, the concentration of hydrogen dissolved in the liquid rises rapidly. When it exceeds the saturated solubilities, some of rejected hydrogen gas will be grow both in the liquid and in the solid immediately. The radius of the porosity grown enough overcomes to the contribution of interfacial energy, so that the detachment of the porosity from the roots of dendrite can occurs, as shown in Fig. 11 (b), with the aids of buoyant and convection forces. At the stage which neighboring dendrites collide, the growth of the porosity may occurs to compensate for solidification shrinkage where interdendritic feeding becomes difficult as shown in Fig. 11 (c).

3.2 Threshold hydrogen content for pore formation

Talbot and Granger⁴⁴⁾, Talbot⁴⁵⁾, and Altenpohl⁴⁶⁾ have reported the generation of two very different kinds of porosity which has distinguished by the terms (1) interdendritic (or primary) porosity and (2) secondary porosity. As shown in Figs. 12 through 14, the former generates during solidification described in Section 3.1 and the latter in the solid afterwards. Both kinds can have important effects on the cast aluminium and its alloys or on those products⁴¹⁾⁴⁷⁾.

Recently, Fang, Anyalebechi and Granger⁵⁵⁾, and Fang and Granger⁵⁷⁾ have introduced their observations as for porosity formation cited in the literatures in which being inclusive of both their experimental works⁵⁵⁾ and physical and mathematical formulation works for prediction of pore size⁵⁷⁾. There have been five factors which control the formation and the amount of porosity, i.e., (1) processing variables, (2) grain refining, (3) alloy chemistry, (4) hydrogen concentration, and (5) inclusion content⁵⁵⁾⁵⁷⁾. Figs. 15 and 16⁵⁵⁾ show the typical morphologies of pore in non-grain-refined and grain-refined castings of the Al-4.7wt%Mg alloy which was selected because of its similarity to 5182 alloy, and in grain-refined casting of A356 alloy with or without strontium modification referred to the cooling rates of 7.6 and 2.6°C•s⁻¹, respectively. The interdendritic nature of the pores is observed, on Fig. 15, that in the non-grain-refined cast-

ing of the Al-4.7 wt% Mg alloy pores are located either at grain boundaries (the big dark area on the upper left corner of picture (a)) or on cell boundaries (the rest smaller smoothed dark area in the same picture). The pores in castings of A356 alloy seen in all conditions are more or less equiaxed in shape, and are located in between the primary dendrite arms, that is, in between the equiaxed grains as shown in Fig. 16.

They⁵⁵ have performed these experiments on the alloys which solidified unidirectionally into the rectangular molds with an inner dimension of 2.6cm×8.0cm×30cm and 2.5cm of

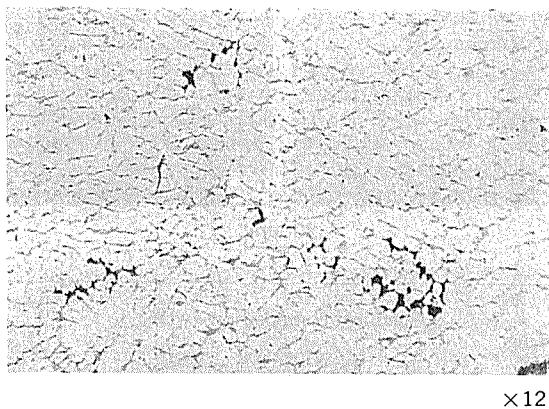


Fig. 12 Interdendritic porosity in an ingot of 99.2wt% Al⁴⁾.

wall thickness, and have drawn the following conclusions from quantitave and qualitative investigations :

The effects of solidification variables on porosity formation in Al-4.7wt%Mg and A356 alloys have clearly shown that grain refinement in either alloy reduces pore size as well as the pore volume fraction, and that in either alloy as cooling rate increases the pore volume fraction and the average pore size decrease for a given initial hydrogen concentration. Also, A356 alloy modified with strontium

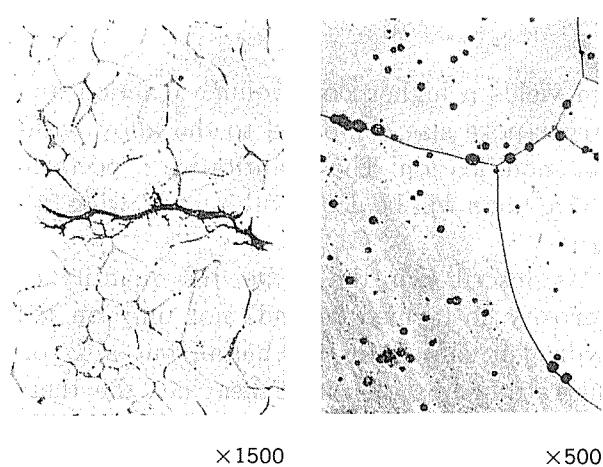


Fig. 13 Primary porosity in continuous casting ingot of pure aluminium, resulted in hydrogen precipitation⁴⁵⁾.

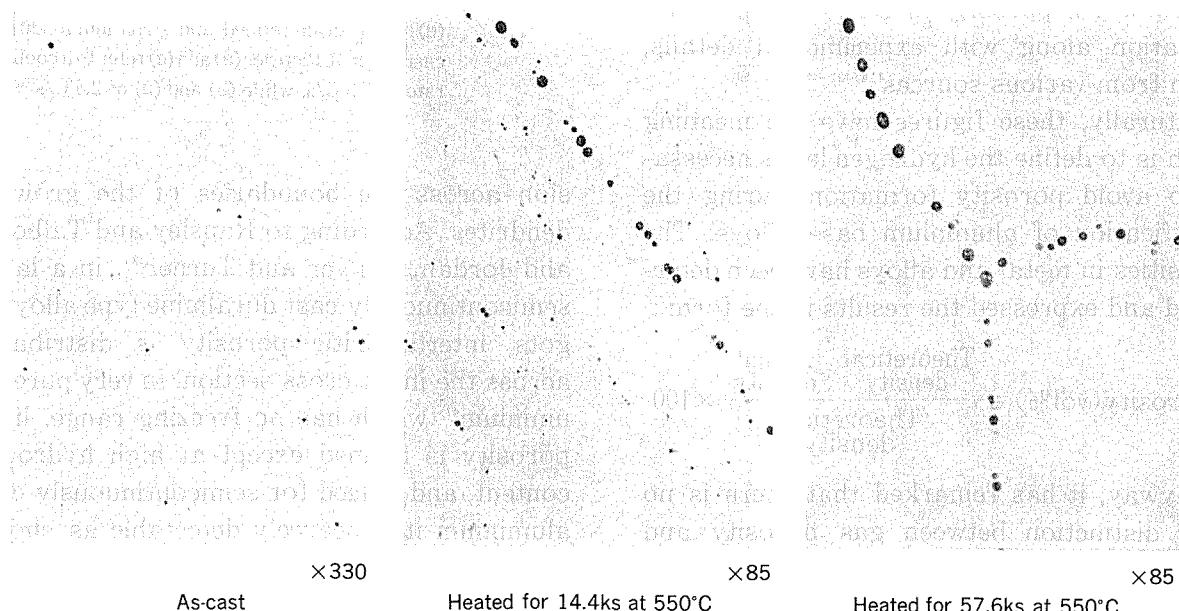


Fig. 14 Growth of secondary pores in ingot of 99.99wt% pure aluminium electropolished microsections⁴⁴⁾.

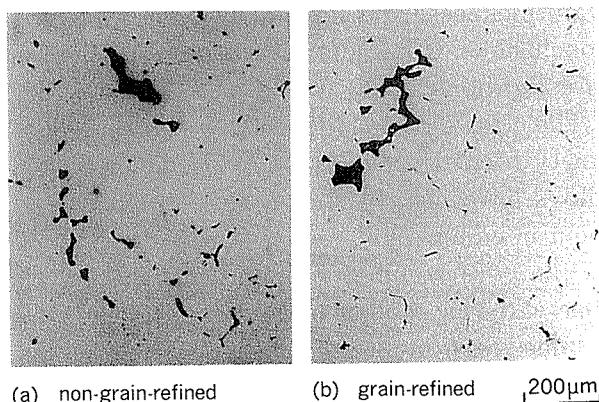


Fig. 15 Typical morphology (electroetched) of pores in castings of the Al-4.7wt% Mg alloy⁵⁵⁾.

um yields a higher pore volume fraction and larger pore size compared to the alloy without modification. The quantitative aspects in above facts will be dealt with on following figures.

As described in the above, the quantity of porosity so formed depends not only on the hydrogen content of the metal, but also on the rate of abstraction of heat i.e., the thermal gradient, and on the freezing range of the solidifying metal and so forth. The influence of these factors has been assessed from the quantitative results reproduced in Figs. 17 through 22, and Table 5 which has summarized the values of threshold hydrogen content (below which porosity is zero) for porosity formation along with experimental details, taken from various sources^{11) 4) 40) ~45) 49) 55) 59)}.

Naturally, these figures have the meaning which is to define the hydrogen levels necessary to avoid porosity formation during the solidification of aluminium base alloys. The porosities in metal and alloys have been determined and expressed the results in the form :

$$\text{Porosity(vol\%)} = \frac{\text{Theoretical density} - \text{Actual density}}{\text{Theoretical density}} \times 100$$

Anyway, it has remarked that there is no clear distinction between gas porosity and shrinkage porosity.

The effects of the various factors can be explained on the assumption that the hydrogen is initially codeposited with solid metal and is then rejected into the adjacent liquid by diffu-

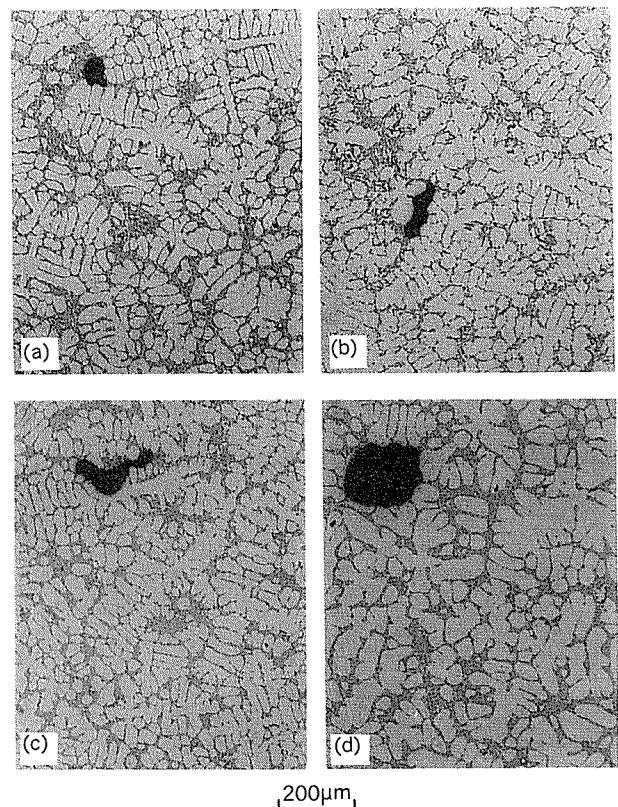
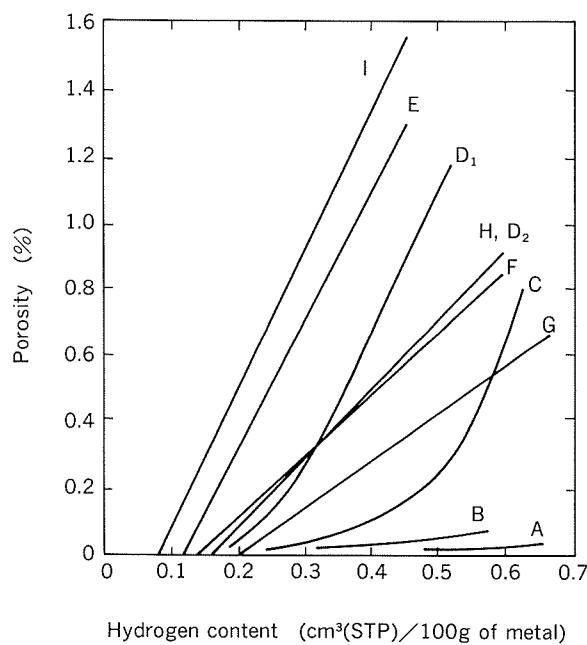


Fig. 16 Typical pore morphologies (as-polished) for the grain-refined casting (#2) of A356, and (c) and (d) for the grain-refined and strontium-modified casting (#5). Pictures (a) and (c) refer to a cooling rate of 7.5°C/s, while (b) and (d) of 2.6°C/s⁵⁵⁾.

sion across the boundaries of the growing dendrites. According to Ransley and Talbot⁴¹⁾, and Jordan, Denyer and Turner⁴³⁾, in a large semicontinuously cast duralmine type alloy ingots, interdendritic porosity is distributed across the ingot cross section. In very pure aluminium⁴¹⁾ which has no freezing range, little porosity is formed except at high hydrogen content, and indeed for semicontinuously cast aluminium it is scarcely detectable as shown in Fig. 17.

Whereas, for the lower-purity grades of aluminium and many of the common alloys, the last fraction of the liquid to solidify is eutectic^{4) 41) 55)}. Since this solidifies at a single tem-

Hydrogen content ($\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ of metal)

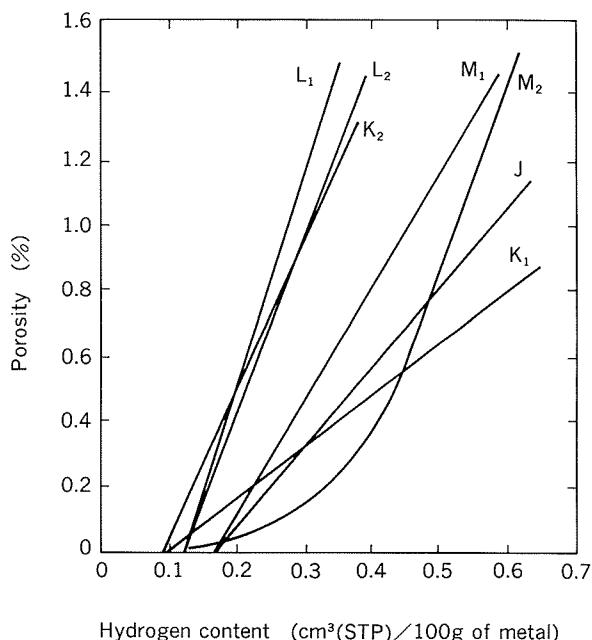
Curve or line	Alloy	Reference
A	99.99wt%Al	4), 41)
B	99.8wt%Al	4), 41)
C	99.2wt%Al	4), 41)
D ₁	Al—4.5wt%Cu	4), 41)
D ₂ *	Duralmine type Al—4.5wt%Cu	43), 49)
E*	Al—4.5wt%Cu—0.65wt%Mg ; 28cm diam.	43), 49)
F*	; 12.7cm diam.	43), 49)
G	99.5wt% Al	45)
H	99.2wt% Al	45)
I*	Al—8wt%Si	49)

* By Thomas Gruzleski⁴⁹⁾, the experimentally determined values in each case were analyzed using a linear regression technique and have been represented as the best straight line fitted for each set of data.

Fig. 17 Relation between hydrogen content and porosity for semicontinuously cast ingots of aluminium and some alloys.

perature, any hydrogen it contains is frozen-in without producing porosity, as occurs with very pure aluminium. The critical value of hydrogen content for an alloy may be thus interpreted as that value which just saturates the final eutectic fraction when concentrated into it in the manner described.

The discrepancy between the equilibrium solid solubility of hydrogen in pure aluminium ($0.036\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ ¹⁾, $0.050\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$: see Table 2 in Part 1) and the threshold

Hydrogen content ($\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ of metal)

Curve or line	Alloy	Reference
J*		40), 49)
K ₁ *	Al—4.6wt%Cu	40), 49)
K ₂		40)
L ₁ *	99.2wt%Al	1), 49)
L ₂		1), 4), 42)
M ₁ *	99.99wt%Al	41), 49)
M ₂		4), 41)

* See the comment as noted in Fig. 17.

Fig. 18 Relation between hydrogen content and porosity for sand-cast bars of aluminium and aluminium alloys.

value of $0.168\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ found from the porosity relationship (see the value found by Ransley and Talbot⁴¹⁾ in Fig. 18 and Table 5) can be ascribed to a supersaturation effect after Ransley and Neufeld¹¹⁾. Any such effect must be independent of the initial hydrogen concentration in the metal because the linear character of the relationship has been held.

As for the effect of cooling rate on porosity formation^{4), 41), 43), 55), 59)}, the quantitative experiments by Fang, Anyalebechi and Granger⁵⁵⁾ have indicated that the threshold hydrogen content at which a given pore volume fraction forms, increases as cooling rate increases and that a higher cooling rate gives a higher threshold value as shown in Figs. 19 through 22.

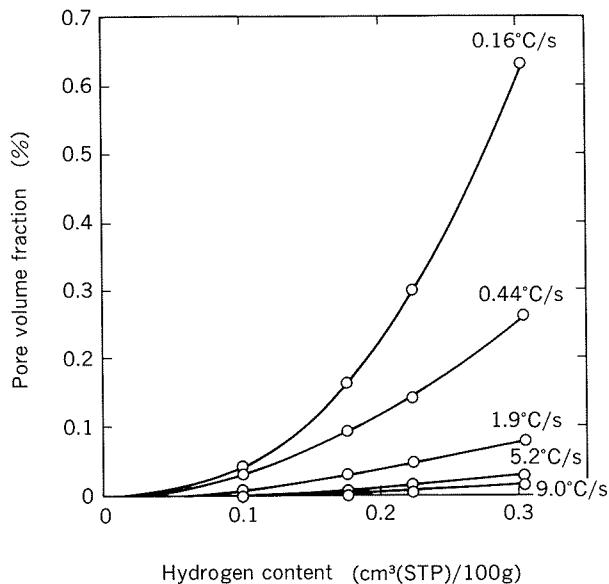


Fig. 19 Pore volume fraction as a function of hydrogen content at different cooling rates in the grain-refined Al-4.7 wt% Mg alloy⁵⁵⁾.

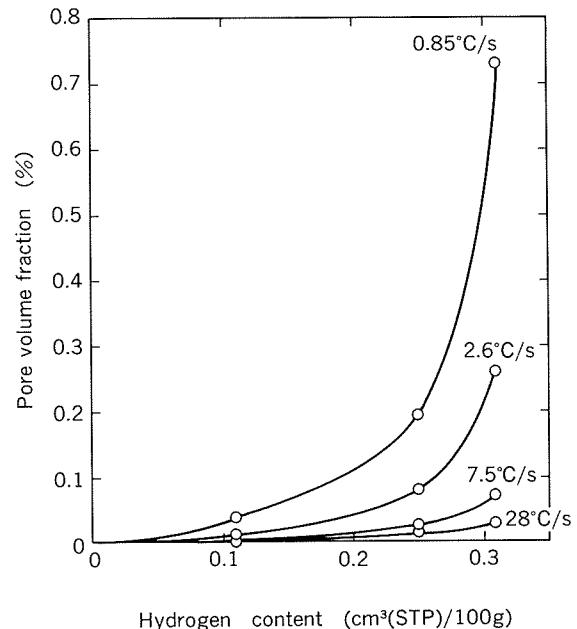


Fig. 21 Pore volume fraction as a function of hydrogen content at different cooling rates in the grain-refined A356 alloy⁵⁵⁾.

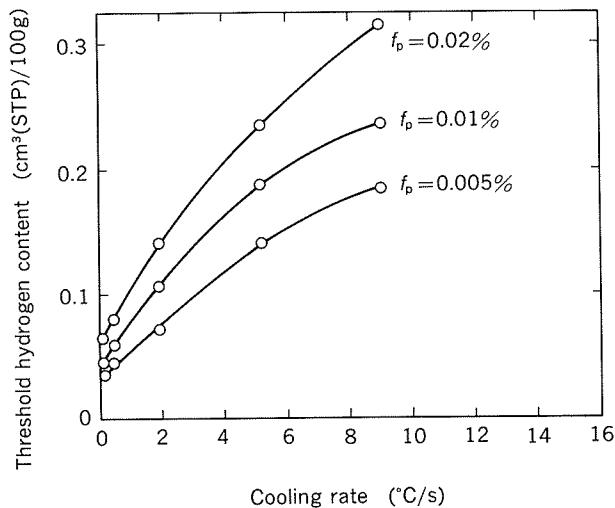


Fig. 20 The threshold hydrogen content as a function of cooling rate in the grain-refined Al-4.7 wt% Mg alloy at different residual pore volume fraction, f_p , of 0.005 , 0.01 , and 0.02% ⁵⁵⁾.

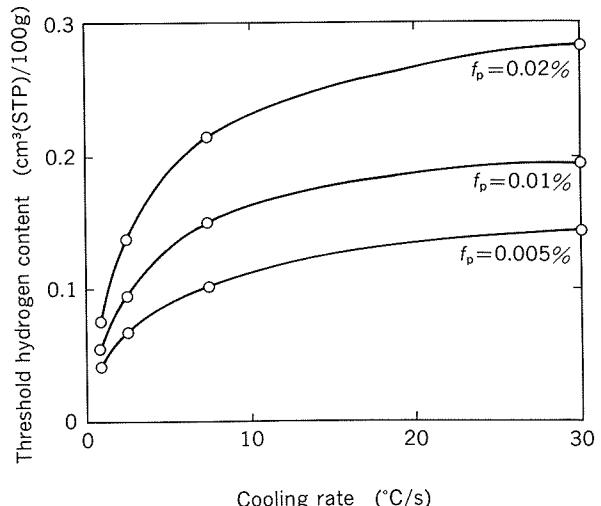


Fig. 22 The threshold hydrogen content as a function of cooling rate in the grain-refined A356 alloy at different residual pore volume fractions⁵⁵⁾.

Many works have shown that where casting conditions are such that feeding of the ingot is restricted, shrinkage porosity may occurs even when the hydrogen content is very low. Furthermore, it is very difficult to assign a numerical value to this porosity, as it is very irregularly distributed, being of the mass-feeding or layer type.

The precise value of the threshold hydro-

gen content is therefore thought to be difficult to ascertain accurately without carrying out a large number of quantitative experiments^{41) 43) 49) 55)}.

It is obviously supposed that in the alloys which have contained any hydride forming elements described in Sections 2.2 to 2.4^{19) 22)~26)} there are no porosity formation at acceptable hydrogen content.

Table 5 Threshold hydrogen content values for porosity formation, and experimental details of various investigations.

Work	Alloy	Casting conditions	Threshold hydrogen content (cm ³ (STP)/100g)	Correlation coefficient	Comments		
Metcalfe ⁴⁰⁾	Al-4.6 wt % Cu	Sand cast	0.169*(1)	0.666*	Bars of 2.5cm diam.	See Fig.18	
			0.099*	0.966*			
			0.091 with probable error of 0.026				
Ransley et al. ¹⁾	99.2 wt % Al	Sand cast	0.117*	0.998*	Bars of 2.5cm diam.		
			0.12				
Ransley et al. ⁴¹⁾	99.99 wt % Al	Sand cast	0.168*(2)	0.873*	Bars of 2.5cm diam.	See Fig.17	
	99.99 wt % Al	Semi-continuously cast	< 0.5		Ingots, 15×3.75cm cross-section		
	99.8 wt % Al		< 0.3				
	99.2 wt % Al		approx. 0.17**				
	Al-4.5 wt % Cu		0.167*	0.963*	Ingots, 15×3.75cm and also 75×20cm cross-sections		
Jordan et al. ⁴³⁾	Al-4.5 wt % Cu -0.65 wt % Mg	Semi-continuously cast	0.119*	0.891*	Ingots, 28cm diam.×112cm cross-section		
			0.141*	0.997*	Ingots, 12.7cm diam.×31.7cm cross-section		
Altenpohl ⁴⁵⁾	99.5 wt % Al	Continuous casting	approx. 0.21		Bars		
	99.2 wt % Al		approx. 0.17				
Thomas et al. ⁴⁹⁾	Al-8 wt % Si	Water-cooled mold	0.086*	0.986*	Mean		
			0.150*	0.969*	Chill region		
			0.053*	0.979*	Non-chill region		
Fang et al. ⁵⁵⁾	Al-4.7 wt % Mg	Unidirectionally cast	0.035 for a porosity level of 0.005%		Rectangular molds with an inner dimension of 2.6cm×8.0cm×30cm	See Fig.20	
			about 0.05 for a porosity level of 0.01 %				
			about 0.06 for a porosity level of 0.02 %				
	A356	Unidirectionally cast	about 0.026 for a porosity level of 0.005%			See Fig.22	
			about 0.03** for a porosity level of 0.01 %				
			about 0.04** for a porosity level of 0.02 %				
Chen et al. ⁵⁹⁾	Al-1.5~12wt%Si	Sand cast	about 0.25 ⁽³⁾				
	Al-5~10 wt%Si - 0.5 wt % Mg		—				
	Al-3~9 wt%Mg		—				

* : These values have been evaluated by Thomas and Gruzleski⁴⁹⁾.

** : The values estimated by extrapolation.

(1) : Metcalfe⁴⁰⁾ reports threshold value of 0.091 cm³ H₂(STP)/100g, however some experimental points obviously ignored.

Thomas and Gruzleski⁴⁹⁾ who had analyzed Metcalfe's data have reported that linear regression analysis of all data yields threshold value of 0.169 cm³ H₂(STP)/100g, but correlation coefficient is low -0.666, and that regression analysis of points used by Metcalfe yields threshold value of 0.099 cm³ H₂(STP)/100g with high correlation coefficient -0.966. From the threshold value of 0.091 cm³ H₂ with probable error of 0.026 cm³ H₂(STP)/100g by Metcalfe it is unclear whether value reported for zero porosity was experimentally determined or obtained by extrapolation.

(2) : Ransley and Talbot⁴¹⁾ report the graph passes through origin, and their plots are unduly placed on certain points whereas others are ignored.

The linear regression analysis by Thomas and Gruzleski⁴⁹⁾ yields threshold hydrogen concentration of 0.168 cm³ H₂(STP)/100g, when all their data is considered.

(3) : Although the slope of relation line between porosity and hydrogen content varies largely with mold diameter (15 to 50mm), the threshold hydrogen content seems to be about 0.25 cm³ H₂(STP)/100g for Al-12wt%Si alloy. For the other alloy systems, Chen and Engler⁵⁹⁾ report graphs pass through origin except for a few of the lines as to Al-Mg system.

3.3 Mathematical prediction for porosity formation

In recent years, there have been several publications^{46) 53) 54) 56) 57) 59)} dealing with mathematical predictions of the conditions for which porosity would be expected to form.

Assuming to be in local equilibrium, the pressure of hydrogen gas inside the pore is expressed by the equation (33) which is related to the pressure and temperature :

$$P_t = nRT = P_{ext} + \frac{2\gamma}{r} + \rho g z + \Delta P \quad (33)$$

where P_t is the developing total pressure inside the pore in liquid, R is the gas constant, T is the temperature, P_{ext} is the atmospheric or external pressure, γ is the surface tension of liquid metal, r is the instantaneous pore radius, ρ is the liquid density, g is the acceleration due to gravity, and z is the metallostatic head. The second term in the equation (33) represents the effect of surface tension and pore curvature, and the third term represents the metallostatic pressure head. The fourth term ΔP represents the shrinkage pressure which is defined negative in value.

Piwonka and Flemings⁴⁶⁾ have examined analytically the general problem of pore formation in solidification. Their consideration have first given to shrinkage porosity in pure and nearly pure metals (shrinkage in cellular growth, centerline shrinkage in cylinders), second given of the discussion on the formation of shrinkage caused microporosity in unidirectional solidification and mushy solidification, and finally given to the examination of influences of dissolved gas and surface tension on microporosity. They have also given numerical results for aluminium and Al-4.5 wt %Cu alloy.

Introducing the solutions for P_t and ΔP by Piwonka and Flemings⁴⁶⁾, the equation (33) is able to solve numerically for arbitrary parameter of cylinder.

For a simple diatomic gas such as hydrogen, P_t is given by

$$P_t = \left(\frac{S_0}{k_L [f_L(1 - k') + k']} \right)^2 \quad (34)$$

where

$$f_L = \frac{\pi r^2 n t}{\pi R^2} \approx \left(\frac{r}{R} \right)^2, \quad k' = \frac{k_s}{k_L},$$

S_0 is the initial value of hydrogen concentration in molten metal, k_L is the solubility constant which given by Sievert's law : $S = k_L P_{H_2}^{1/2}$ (see equation (5) in Part 1) at liquid temperature, f_L is the fraction liquid, r is the radius of liquid channel, n is number of flow channels per unit cross section of cylinder, t is the tortuosity factor to account for the fact that liquid flow channels are not straight and smooth : effective flow channel length tL , with $t \geq 1$, R is the cylinder radius, and k_s is the solubility constant which given by Sievert's law : $S = k_s P_{H_2}^{1/2}$ (see equation (11) in Part 1) at solid temperature.

For the centerline shrinkage porosity, ΔP is given by

$$\Delta P = P_a - P_L = \frac{32\mu\beta'\lambda^2 L^2}{r^4} \quad (35)$$

and for the shrinkage between grains and dendrite arms at low thermal gradient, ΔP is given by

$$\Delta P = P_a - P_L = \frac{32\mu\beta'\lambda^2 L^2}{r^4} \left(\frac{t^2}{\pi R^2 n} \right) \quad (36)$$

, and also for the shrinkage in unidirectional (columnar) solidification, ΔP is given by

$$\Delta P = P_a - P_L = \frac{8\mu\beta' U L t}{r^2} \quad (37)$$

where P_a is the pressure in riser (ambient temperature), P_L is the pressure at L , μ is the metal viscosity,

$$\beta' = \frac{\beta}{1-\beta} = \frac{\rho_s - \rho_L}{\rho_s};$$

β is the solidification contraction, ρ_s is the density of metal at solid temperature, ρ_L is the density of metal at liquid temperature, λ is the heat flow constant :

$$\lambda = \frac{K'(T_m - T_0)}{\rho_s H \sqrt{\pi \alpha'}};$$

K' is the mold thermal conductivity, T_m is the melting point of metal, T_0 is the ambient temperature, H is the heat of fusion of metal, α' is the thermal diffusivity of mold, L is the casting length, and U is the interface velocity (positive for solidification).

Kubo and Pehlke⁵³⁾ have derived the mathematical model of computer calculations for the amount, the size, and the distribution of porosity in Al-4.5wt%Cu alloy plate castings. The modeling has been developed from (1) the heat balance equation which expresses the

micro and macroscopicals temperature and the composition in dendritic solidification, (2) the continuity equation indicates that the shrinkage during solidification is compensated by interdendritic flow and the growth of porosity, (3) the motion equation describing interdendritic flow, and (4) the conservation equation of hydrogen gas content dissolved in aluminium alloy in which complete equilibrium is assumed. Their results between calculated values and experimental measurement have matched favorably. They have recommended the decrease of the hydrogen content by strong degassing and the increase of mold chilling power to produce sound aluminium alloy castings.

Poirier, Yeum and Maples⁵⁴⁾ have used the computer model which has considered the interplay between so-called solidification shrinkage and gas porosity to predict thermodynamically the formation and the amount of microporosity in directionally solidified Al-4.5wt%Cu alloy. In some aspect, their model developed is similar to that of Kubo and Pehlke⁵³⁾, but differences are the calculation of the permeability for flow of interdendritic liquid and the estimations of the radii of gas bubbles that form in the interdendritic spaces.

Also Yeum and Poirier⁵⁶⁾ have extended their computer model to predict microporosity in aluminium alloys : Al-4.5wt%Cu, Al-7wt%Si and Al-18.4wt%Cu alloys, that solidify with equiaxial structures. Third alloy was selected because the volume fraction of eutectic constituent at the end of solidification was approximately equal to that in the Al-7wt%Si alloy.

Assuming ideal gas behavior, the volume fraction of porosity ε is defined as^{54) 56)}

$$\varepsilon = \left[1 + \left(\frac{1-f_E}{\rho'_s} + \frac{f_E}{\rho_{LE}} \right) \left(\frac{MP_E}{RT_E \phi} \right) \right]^{-1} \quad (38)$$

, and equation (38) is related to the volume fraction of the eutectic liquid g_{LE} by

$$f_E = \frac{g_{LE}}{g_{LE} + \left(\frac{\rho'_s}{\rho_{LE}} \right) (1-g_{LE})} \quad (39)$$

where f_E is the mass fraction of the eutectic constituent, ρ'_s is the mass density of primary solid, ρ_{LE} is the mass density of liquid eutectic, M is the molecular mass of hydrogen,

P_E^* is the pressure inside the gas phase when $f_L = f_E$; f_L denotes the mass fraction of liquid, R is the gas constant, T_E is the eutectic temperature in K, and ϕ is the mass of the gas-phase per 1g of alloy and is given by

$$\phi = (C_E - C_E^S)(f_E + \kappa - \kappa f_E) \frac{1}{100} \quad (40)$$

here C_E is the initial concentration of hydrogen in the eutectic, C_E^S is the saturation concentration of hydrogen in the eutectic, κ is the equilibrium partition ratio : $\kappa = C_s / C_L = C_s^S / C_L^S$, C_s^S and C_L^S are the saturation concentrations of hydrogen in the interdendritic solid and liquid within the mushy zone, respectively, and $C_L = C_E$ and $C_L^S = C_E^S$ are the concentrations of hydrogen when $f_L = f_E$.

Fig. 23 shows comparatively the volume percent of interdendritic porosity in columnar and equiaxial structures of Al-4.5wt% Cu alloy for equivalent cooling rates. The results for columnar structure in Fig. 23 have cited from their previous works⁵⁴⁾. If experimental work shows that interdendritic porosity predominates, then the comparison between the two structures is very much worthy. As they have discussed in their paper, the differences in the amount of microporosity between the

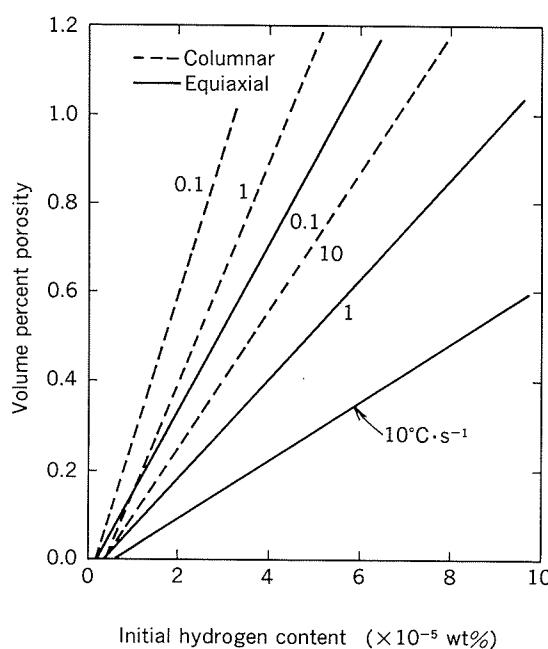


Fig. 23 Volume percent microporosity (interdendritic) in equiaxial and columnar alloys of Al-4.5 wt% Cu⁵⁶⁾.

two structures are significant. Of course, such results depend upon predictions of pore diameter, and perhaps in both cases over simplified models have been used.

In these researches, the aluminium-rich alloys of the Al-Cu system⁶⁷⁾ have been selected because there are thermodynamic data on the solubility of hydrogen in liquid Al-Cu alloys⁶⁸⁾. Further the solute redistribution in dendritic freezing^{65) 69)}, the convection in the two phase zone solidification⁶⁶⁾, the density during solidification⁷⁰⁾, and the surface tension⁷¹⁾ of such liquid alloys have been studied extensively.

Recently, Fang and Granger⁵⁷⁾ have examined the prediction of the size of interdendritic pores due to the rejection of hydrogen during the solidification of Al-4.7wt% Mg alloy. Their mathematical model is based upon a mass balance between the rate of increase of hydrogen gas inside the pore and the amount of hydrogen which is rejected per unit time at solid/liquid interface due to the phase transformation :

$$\frac{d(V \cdot n)}{dt} = 4\pi R^2 \left(-\frac{dR}{dt} \right) (\rho_L C_L - \rho_s C_s) \quad (41)$$

where V is the volume of the pore, i.e., $\frac{4}{3}\pi r^3$, with r being the instantaneous pore radius, n is the density of hydrogen gas inside the pore, t is the sequential time, R is the radius of the instantaneous solid/liquid interface, ρ_L and ρ_s are the melt and solid densities, respectively, and C_L and C_s are the hydrogen concentrations in the liquid and solid, respectively.

With the assumptions made in support of the derivation, they have rearranged the equation (41) and have solved it for the instantaneous pore radius dr/dt . The equation which they have derived is

$$\begin{aligned} \frac{dr}{dt} = & \left(-\left(\frac{R}{r}\right)^2 \left(\frac{dR}{dt} \right) kT (\rho_L C_L - \rho_s C_s) \right. \\ & \left. - \frac{r\theta P_t}{3T} - \left(\frac{d\Delta P}{dt} \right) \frac{r}{3} \right) \cdot \\ & \left(P_t - \frac{2\gamma}{3r} \right)^{-1} \end{aligned} \quad (42)$$

where

$$C_s = K_H \cdot C_c, \quad (43)$$

$$-\theta = \frac{dT}{dt}, \quad (44)$$

$$\frac{dR}{dt} = \left(\frac{r}{R} \right)^2 \left(\frac{dr}{dt} \right) f'_s - \left(\frac{df'_s}{dt} \right) \left(\frac{R^3 - r^3}{3R^2} \right) \quad (45)$$

with

$$f'_s = \frac{f_s}{f_s + f_L} = \frac{R_0^3 - R^3}{R_0^3 - r^3} \quad (46)$$

and

$$R_0 = \eta \lambda, \quad (47)$$

K_H is the hydrogen partition coefficient, C_c is the solubility limit of hydrogen in the melt, θ is the cooling rate, f'_s is the fraction solid (metal volume), f_s is the fraction solid (metal plus pore volume), f_L is the fraction liquid (metal plus pore volume), R_0 is the threshold cell size, η is a constant (geometric factor which reflect the propensity of local structure to become isolated), λ is the dendrite cell spacing (In their model, it has been assumed that R_0 is proportional to λ), and P_t and ΔP are the same denotations as in those of the previous equation (33).

In the equation (42), the first term in the bracket on the right hand side is the account for hydrogen release and for the contribution to the pore growth, the second term gives a negative effect due to the decreasing temperature, and the third term represents the effect (positive here) due to the shrinkage pressure.

The interesting implications have also been developed by Fang and Granger⁵⁷⁾ :

The critical fraction solid f_s at which the hydrogen concentration in the liquid reaches the solubility limit C_c is then given as

$$f_s = \frac{1 - \frac{C_0}{C_c}}{1 - K_H} \quad (48)$$

where C_0 is the initial concentration of hydrogen.

An effective behaviour is : if the hydrogen concentration in the liquid within the local cell does not enrich to the solubility limit before it cools to the eutectic temperature, there would be no formation of pore during such period. Therefore, zero porosity would result if the equation (49) is satisfied.

$$\frac{1 - \frac{C_0}{C_c}}{1 - K_H} > 1 - f_{eu} \quad (49)$$

where f_{eu} is the eutectic volume fraction.

The maximum hydrogen content to satisfy the equation (49) is designated as the thresh-

old hydrogen content C_{th} , i.e.,

$$C_{th} = C_c [1 - (1 - K_H)(1 - f_{eu})] \quad (50)$$

The equation (50) indicates that there would be no formation of porosity when the melt hydrogen content is less than the fraction $[1 - (1 - K_H)(1 - f_{eu})]$ of hydrogen solubility limit.

As for the effect of the cooling rate, there have been the experiments by Sarreal and Abbaschian⁷²⁾ which have shown that the eutectic volume fraction increases with cooling rate due to the back diffusion in solid when the rate is less than about $100^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ in Al-4.9 wt%Cu and Al-1wt%Si alloys.

Since K_H is usually much smaller than unity, the equation (50) becomes to a direct proportion between the threshold hydrogen content and the eutectic volume fraction.

The solubility of hydrogen is increased according to the Sievert's law for a diatomic gas

$$C_c = C_c^0 \cdot P_{ext}^{1/2} \quad (51)$$

where C_c^0 is the hydrogen solubility at 1 atm (1.013×10^5 Pa) pressure and given temperature, and P_{ext} is expressed in unit of atm. By combining the equations (49) and (51), the critical external pressure P_{ext}^c to suppress pore formation is given as

$$P_{ext}^c = \left(\frac{C_0}{C_c^0 [1 - (1 - K_H)(1 - f_{eu})]} \right)^2 \quad (52)$$

There are the limits that the equations (50) and (52) represent only estimates of the upper bound of the melt hydrogen content, and the lower bound of the external pressure, respectively, for the condition of no porosity formation. It should be noted that these two equations have not taken account of the effects due to shrinkage pressure and eutectic phase formation.

Fig. 24⁵⁷⁾ is for one from their computational result. The pore diameter as a function of the hydrogen content is given at different pore nuclei radii. The pore size increases sharply at hydrogen contents below $0.10\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ and then slows down. It is explained that at hydrogen contents below $0.053\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ the computation indicates no pore formation in spite of the pore nuclei radii assumed, being in accordance with the prediction of the equation (50). The value is higher than the threshold hydrogen content of $0.035\text{cm}^3(\text{STP})$

$/100\text{g}$ from their previous experiment⁵⁶⁾ which had found at the residual pore volume fraction of 0.005% (see Table 5). This difference could be attributed to the fact that the effects noted above have been ignored in their model. As they have noted, the value of $0.053\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$, thus, only represents an upperlimit for porosity formation.

Although there had been the same limiting conditions as in the above, the critical external pressure under which no pores form had been calculated at the initial hydrogen content C_0 of 0.10, 0.20 and $0.30\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$ of Al-4.7wt%Mg alloy melt, respectively, according to the equations (51) and (52). Table 6⁵⁷⁾ shows that, for instance, if one casts the alloy con-

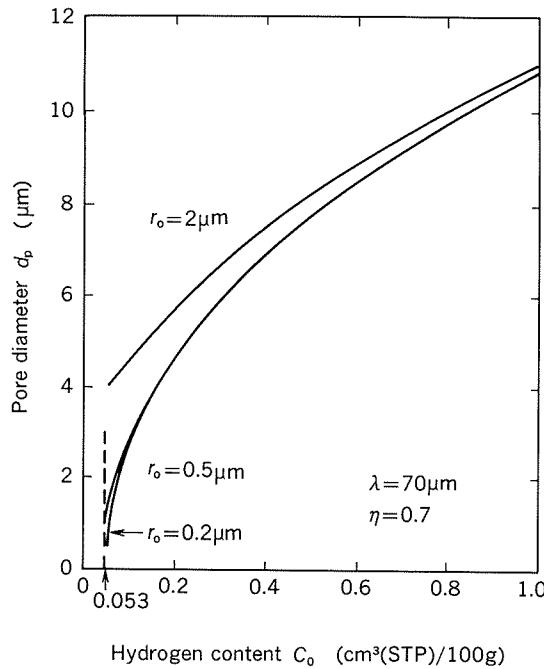


Fig. 24 Pore size as a function of the hydrogen content at different assumed pore nuclei radii⁵⁷⁾.

Table 6 Calculated critical pressure to prevent porosity formation at various melt hydrogen contents in an Al-4.7 wt % Mg alloy⁵⁷⁾.

Melt H ₂ content, C_0 ($\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$)	Critical pressure to prevent porosity formation, P_{ext}^c (atm)*	Corresponding H ₂ solubility in liquid, C_c ($\text{cm}^3(\text{STP})/100\text{g}$)
0.30	38.5	4.84
0.20	17.1	3.23
0.10	4.27	1.61

* : 1atm = 1.013×10^5 Pa

taining $0.10\text{cm}^3(\text{STP})$ of hydrogen per 100g of melt under the pressure of 4.27 atm ($4.326 \times 10^6 \text{ Pa}$), there would be no pore formation, and so forth.

4. Effects of hydrogen

4.1 Effects on mechanical properties

If the cast pure aluminium is reheated to a high temperature for a prolonged period, as may be required in the production process, some of the pores grow both by the diffusion of hydrogen in solid solution into other pore²⁾⁷⁾ and at the expense of the others⁴⁾, so that the secondary porosity⁴⁾⁴⁴⁾ or preferably the diffusion porosity after Kostron²⁾ are redistributed among the grain boundaries between fewer but larger pores as illustrated in Fig. 14⁴⁾⁴⁴⁾.

This effect does not occur in aluminium of low purity and this has been attributed to the influence of the very large area of interphase boundary due to dispersed second phase⁴⁾⁴⁴⁾.

The interdendritic porosity in ingots cast for fabrication does not weld up completely in the course of working operations but is flattened into planar discontinuities⁷⁾⁷³⁾.

Turner and Bryant⁷⁾ examined the factors affecting the mechanical properties of high strength aluminium alloy plate, with particu-

lar reference to the tensile strength, elongation, and impact value in the short-transverse direction. They⁷⁾ had cast industrially the high-strength Al-Cu-Mg-Si alloy D.T.D 5020A (Al-3.5~4.8wt%Cu-0.4~0.8wt%Mg-0.4~0.9wt%Si-0.4~1.0wt%Mn and normal commercial impurities) by the semi-continuous (direct-chill) process : each was of $27.9\text{cm} \times 111.8\text{cm}$ cross-section and 228.6cm long, and was cast with the fulfilment of the required variations in hydrogen and oxide content as shown in Table 7. The filtered and unfiltered ingots were machined on both their wide faces to a depth of $\sim 9.5\text{mm}$. Each was then sawn into two equal lengths and preheated for 84.6 ks at $490\sim 500^\circ\text{C}$ for hot rolling. One half of each ingot was rolled to 7.6cm and the other to 5.0cm plate. The plates were solution-treated for 10.8ks at 505°C , water-quenched and stretched, then ultrasonically inspected from one side to locate defects. Specimens were cut from defect-free and defect-containing portions of each plate for mechanical testing, and were aged for 18ks at 175°C before machining into test-pieces.

The relation between the short-transverse tensile properties (UTS and elongation) and the as-cast ingot hydrogen content and the as-cast ingot porosity have shown by reproducing as in Figs. 25 and 26⁷⁾, respectively.

Table 7 Casting conditions and results of determined hydrogen and porosity content, and number of defects in plate⁷⁾.

Ingot No.	Casting conditions	Degassing treatment	As-cast hydrogen content ($\text{cm}^3/100\text{g}$)	As-cast ingot porosity (% voids)	Number of oxide-film defects in plate**
1	Turbulent pouring	None	0.27	0.55	18.15***
2	Tranquil pouring, filtered*	None	0.21	0.29	5.00
3	Tranquil pouring	None	0.16	0.11	91.29
4	Tranquil pouring, filtered*	Fluxed with gaseous Cl_2 for 6 min	0.18	0.29	6.50
5	Tranquil pouring	Fluxed with gaseous Cl_2 for 6 min	0.14	0.18	80.45
6	Tranquil pouring, filtered*	Fluxed with gaseous Cl_2 for 12 min	0.18	0.10	1.50
7	Tranquil pouring	Fluxed with gaseous Cl_2 for 12 min	0.13	0.08	37.99

* : Liquid metal filtered in mould through woven glass-cloth screen.

** : Detected by ultrasonic inspection and micro-examination per 30 cm length of plate.

*** : Ultrasonic inspection difficult owing to porosity.

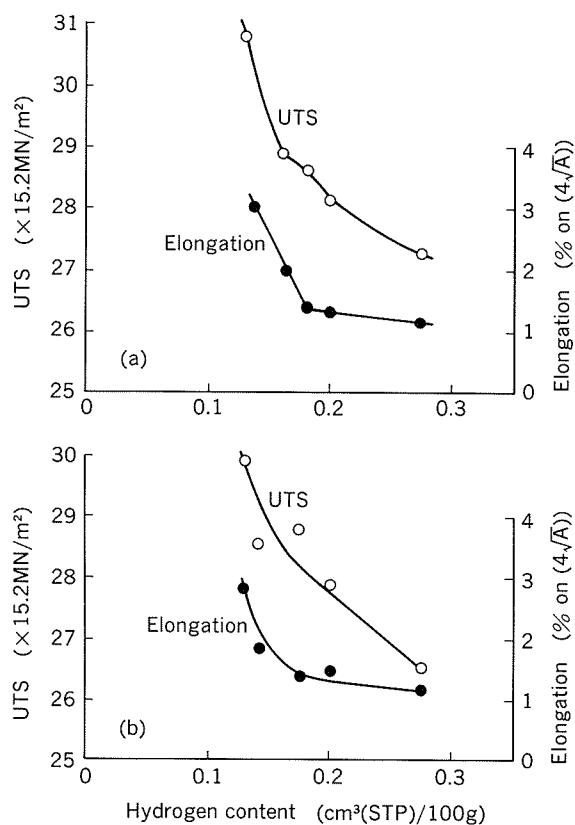


Fig. 25 Effect of as-cast ingot hydrogen content on short-transverse tensile properties of D.T.D. 5020A plate rolled from 27.9cm×111.8cm D.C. ingot; (a) 7.6cm plate; (b) 5.0cm plate⁷⁾.

Each point on the curves had been represented the mean of 20 test results with the variations of $\pm 7.6\text{MN/m}^2$ on UTS and $\pm 0.25\%$ on elongation values, respectively. In each case tensile strength and elongation, and also impact as shown in Fig. 27⁷⁾ fall sharply with increasing hydrogen content between 0.12 and 0.18cm³(STP)/100g and with increasing porosity between 0 and 0.1% thereafter remaining virtually unaltered.

They⁷⁾ also confirmed metallographically the effects exposed by fracture : There had been oxide inclusions that most were detected ultrasonically. A few had a bright, faceted apperence characteristic of unsealed porosity⁶¹⁾.

Fig. 28⁷⁾ shows the results from their second experiment which had tested for the eight same alloy ingots with controlled nominal level of hydrogen : 0.07, 0.20, 0.35 and 0.50cm³(STP)/100g, and with the freedom from oxide inclusions.

Naturally, possible modification of hot-

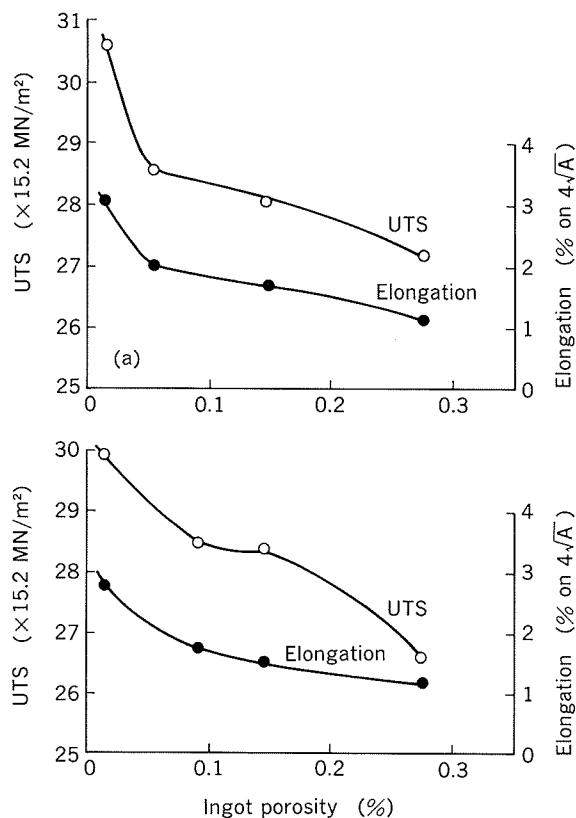


Fig. 26 Effect of as-cast ingot porosity on short-transverse tensile properties of D.T.D. 5020A plate rolled from 27.9cm×111.8cm D.C. ingot. (a) 7.6cm plate; (b) 5.0cm plate⁷⁾.

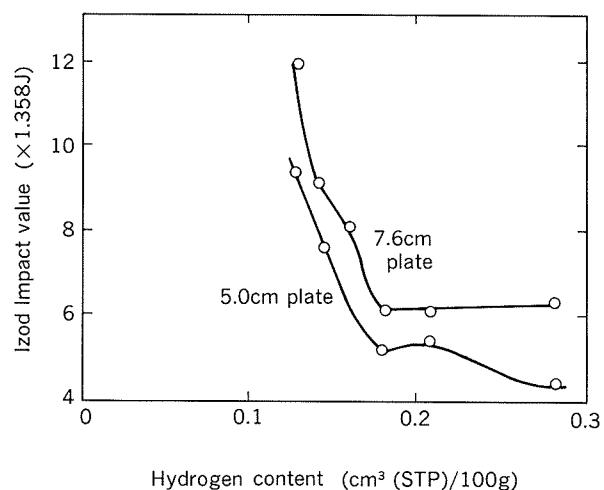


Fig. 27 Effect of as-cast ingot hydrogen content on short-transverse Izod impact values for D.T.D. 5020A 5.0cm and 7.6cm plate⁷⁾.

working and double upset-forging before rolling to promote more complete welding of the porosity⁷⁾, and two-stage forging with an intermediate heat treatment to dissolve hydrogen compressed in the flattened pores have

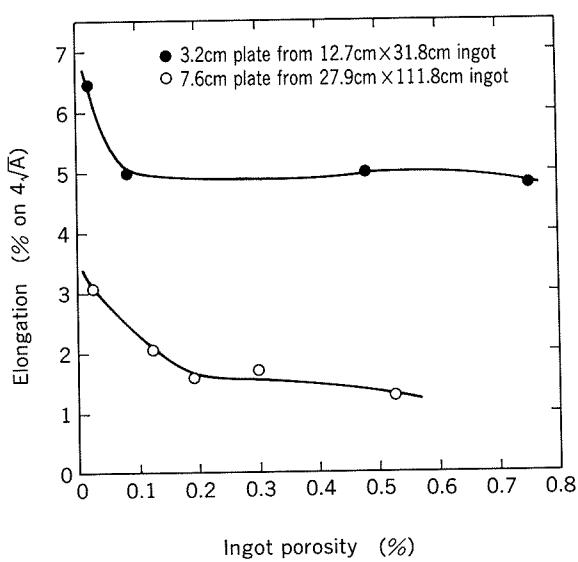


Fig. 28 Comparison of short-transverse elongation vs. ingot porosity relationship in D.T.D. 5020A plate rolled from small and large filtered ingots⁷⁾.

been examined and both techniques have been found beneficial^{4),7)}.

4.2 Surface blistering

Surface blistering located discontinuously in wrought aluminium and aluminium alloy products is a well-known form of damage, causing low and erratic yield. The effect is observed after final or intermediate annealing or after solution treatment preparatory to age hardening^{2),4)}. Fig. 29 in illustration of the blistering has reproduced from Kostron's works²⁾.

According to the interested papers^{2),4) 44) 73)} on the surface blistering, a general mechanism for the formation of blisters would be summarized briefly that : During the preheating or during heating for hot rolling of the as-cast ingot with hydrogen in solid solution and with some shrinkage porosity to act as a free surface for hydrogen separation, the hydrogen in solid solution diffuses rapidly to the shrinkage cavities at elevated temperature and separates probably as molecular gas. If these free surfaces are discontinuities within the ingot then the associated hydrogen molecules collect and build up considerable pressure until the equilibrium is reached with dissolved hydrogen around the discontinuity. Since Sievert's law holds there-in it is evident that large pressures may be built up at the discontinuities. When the metal is rolled to sheet the pressure of the hydrogen gas in these discontinuities under the working stress is sufficient to deform the surface of the sheet and forms a blister, particularly when the strength of the material is reduced during the annealing.

O'Dette⁷³⁾ demonstrated about the nature of the discontinuities giving rise to blistering and developed the methods of control to eliminate blisters : He showed the blister of expanded lamellar discontinuities lying in a plane parallel to the surface of Alcan 2S (1100) aluminium alloy 1mm sheet annealed for 7.2 ks at 500°C, as given in Fig. 30. The appear-

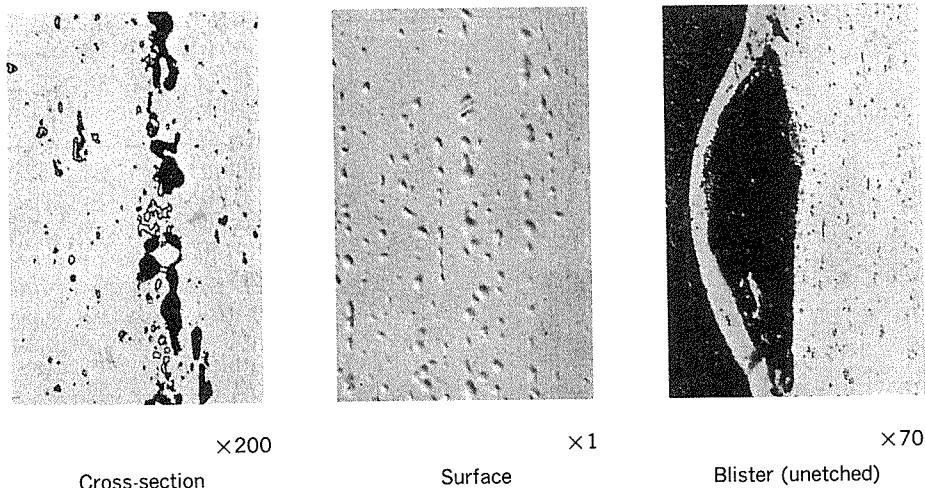


Fig. 29 Macro and microscopic blister in Al-Cu-Mg alloy sheet²⁾.

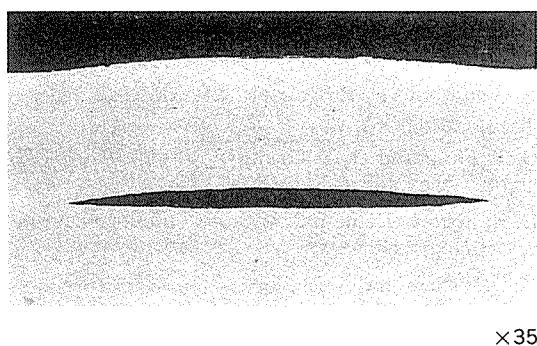


Fig. 30 Cross section (as-polished) of typical blister in Alcan 2S (1100) aluminum sheet⁷³⁾.

ance of these discontinuities suggested that they had their origin in shrinkage cavities or in entrapped oxide particles in the ingot (9.5 mm thick). During the hot rolling the gas-filled shrinkage cavities were roll out into gas-filled lamellar discontinuities in the rolled slab (6mm thick). The diffusion and separation of hydrogen in solid solution to the shrinkage cavities had taken place rapidly at the temperature of 300 to 400°C. The film of hydrogen gas between the two surfaces of the discontinuities was thought to be sufficient to prevent the welding of the two surfaces during rolling. The cold rolling had the effect to bring the lamellar hydrogen gas-filled discontinuity closer to the surface of the sheet. As the sheet was annealed the hydrogen gas in this discontinuity was expanded and at the same time the strength of the material was fallen. Thus, this resulted in deformation outward of the surface of the cavity and formation of a blister on the surface of the sheet. O'Dette⁷³⁾ also obtained another explanation which took into account his experimental fact to support for the theory of blister formation : The cold reduction before preheating for hot rolling had introduced many dislocations in the metal and, possibly, for 2S alloy had also introduced the maximum number of dislocations in the region of 40% cold reduction. The dislocations were considered as sites where hydrogen gas separation might take place from solid solution, possibly to the extent of one or two hydrogen molecules per dislocation. In such a case other free surfaces in the ingot would not play a part in blistering, since the hydrogen would be tied up at the dislocations and

would not be free to move to alternative free surfaces.

The most effective sources of blister are therefore defects formed early in hot-working operation^{2) 4) 73) 74)}. There is no doubt that when marked hydrogen absorption in solid aluminium alloys occurs during solution treatment particularly in air furnace preparatory to age hardening^{75) ~ 77)}, spherical cavities grow near the surface^{78) 79)} and coalesce to form "diffusion and reaction" blisters called by Kostron²⁾ and Chadwick⁷⁷⁾, respectively.

An extrusion defects and core in roll bonded clad products will also be the potential sources of blister^{2) 9) 74)}.

4.3 Hydrogen-assisted fracture

There have been numerous papers which have reported that hydrogen plays an important role in enhanced environmental cracking of high strength aluminium alloys under static loading (stress corrosion cracking) or under dynamic loading (corrosion fatigue). Of these, the play of hydrogen is here of greatest interest.

Albrecht, Thompson and Bernstein⁸⁰⁾ have studied on the role of microstructure in hydrogen-assisted fracture of 7075 plate material charged with or without hydrogen. They found a temperature (range of -200 to 20°C) dependent loss of ductility due to hydrogen for all microstructure. Also they found that the dimple fracture size data suggested enhancement of microvoid nucleation in peak-aged tempered (86.4ks at 120°C) and overaged (86.4ks at 163°C) specimens, and enhancement of void growth in an underaging treated specimens, as the primary hydrogen effects. They confirmed a hydrogen embrittlement effect responsible for the ductility loss^{80) 81)}. There have been including the dislocation transport of hydrogen as one of acceleration mechanisms.

According to the study by Balasubramaniam, Duquette and Rajan⁸²⁾, the susceptibility of stress corrosion cracking (SCC) in a binary Al-2.05wt%Li and a ternary Al-2.05wt%Li-2.15wt%Cu-0.5wt%Zr alloy in 0.5mol/l NaCl solution increased dramatically when hydrogen was charged into the alloys specimens.

They confirmed that the alloys underwent SCC by hydrogen embrittlement and that the brittle hydride having the composition LiAlH₄ had been formed where SCC had proceeded. Chen and Duquette⁸³⁾ have studied the corrosion fatigue (CF) behavior of the Al-2.5wt% Li-0.12wt%Zr alloys differently aged in dry air and humid nitrogen as a function of heat treatment by performing smooth specimen fatigue life experiments. Their results have likely shown that the CF behavior of the alloy in water vapor varied with aging tempers. Depending on the heat treatment applied, hydrogen embrittlement and an oxide effect both played a role in the CF of the alloy. They have obtained the suggestions that hydrogen embrittlement is mainly responsible for fatigue crack propagation rather than crack initiation in the alloy and that the effectiveness of hydrogen trans port to the region ahead of the crack tip determines the degree of hydrogen-assisted fatigue crack growth, and so forth.

(To be continued to Part 3)

References

- 40) G. J. Metcalfe : J. Inst. Metals, **71** (1945), 618.
- 41) C. E. Ransley und D. E. J. Talbot : Z. Metallkde., **46** (1955), 328.
- 42) R. W. Ruddle and A. Cibula : J. Inst. Metals, **85** (1956-57), 265.
- 43) M. F. Jordan, G. D. Denyer and A. N. Turner : J. Inst. Metals, **91** (1962-63), 48.
- 44) D. E. J. Talbot and D. A. Granger : J. Inst. Metals, **92** (1963-64), 290.
- 45) D. Altenpohl : Z. Metallkde., **56** (1965), 653.
- 46) T. S. Piwonka and M. C. Flemings : Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 1157.
- 47) A. N. Turner and A. J. Bryant : J. Inst. Metals, **95** (1967), 353.
- 48) R. L. Coble and M. C. Flemings : Met. Trans., **2A** (2) (1971), 409.
- 49) P. M. Thomas and J. E. Gruzleski : Met. Trans. B, **9B** (1978), 139 (communications).
- 50) S. N. Tiwari and J. Beech : Metal Science, **12** (8) (1978), 356.
- 51) F. Weinberg and D. A. Hirschfeld : Metal Science, **13** (6) (1979), 335.
- 52) M. Imabayashi, M. Ichimura and Y. Kanno : Trans. of the Japan Inst. of Metal, **24** (2) (1983), 93.
- 53) K. Kubo and R. D. Pehlke : Met. Trans.B, **16B** (6) (1985), 359.
- 54) D. R. Poirier, K. Yeum and A. L. Maples : Met. Trans. A, **18A** (11) (1987), 1979.
- 55) Q. T. Fang, P. N. Anyalebechi and D. A. Granger : Light Metals 1988, TMS, (1988), 477.
- 56) K. Yeum and D. R. Poirier : Light Metals 1988, TMS, (1988), 469.
- 57) Q. T. Fang and D. A. Granger : Light Metals 1989, TMS, (1989), 927.
- 58) C. E. Eckert (Principal Author) : modern casting, April (1991), 28.
- 59) X.-G. Chen und S. Engler : METALL, **45** (10) (1991), 995 ; **45** (12) (1991), 1225.
- 60) K. Nörenberg und J. Ruge : ALUMINIUM, **68** (4) (1992), 332 ; **68** (5) (1992), 406.
- 61) A. J. Bryant and A. N. Turner : J. Inst. Metals, **92** (1963-64), 253 (Technical Note).
- 62) C. J. Simensen and G. Berg : ALUMINIUM, **56** (1980), 335.
- 63) H. Matsubara and Y. Shinada : J. of Japan Inst. of Light Metals, **42** (1992), 435.
- 64) H. Matsubara Y. Shinada and E. Kato : J. of Japan Inst. of Light Metals, **42** (1992), 555.
- 65) T. F. Bower, H. D. Brody and M. C. Flemings : Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 624.
- 66) A. L. Maples and D. R. Poirier : Met. Trans. B, **15B** (1984), 163.
- 67) J. L. Murray : Int'l. Met. Rev., **30** (1985), 211.
- 68) W. R. Opie and N. J. Grant : J. Metals, **188** (1950), 1237.
- 69) H. D. Brody and M. C. Flemings : Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 615.
- 70) S. Ganesan and D. R. Poirier : Met. Trans. A, **18A** (1987), 721.
- 71) D. R. Poirier and R. Speiser : Met. Trans.A, **18A** (1987), 1156.
- 72) J. A. Sarreal and G. J. Abbaschian : Met. Trans. A, **17A** (1986), 2063.
- 73) J. H. O'Dette : Trans. AIME., **208** (1957), 924.
- 74) C. E. Pearson and R. N. Parkins : *The Extrusion Of Metals*, 2nd ed., Chapman & Hall Ltd., London (1960), 273.
- 75) C. E. Ransley : J. Inst. Metals, **82** (1953-54), 588.
- 76) C. Smith and N. Swindells : J. Inst. Metals, **82** (1953-54), 323.
- 77) H. Chadwick : J. Inst. Metals, **83** (1954-55), 513.
- 78) C. Renon et J. Calvet : Mém. Scient. Rev. Métallurg., **LVIII** (1961), 835.
- 79) J. Calvet, C. Renon et H. Martinod : Mém. Scient. Rev. Métallurg., **LX** (1963), 620.
- 80) J. Albrecht, A. W. Thompson, and I. M. Bernstein : Met. Trans. A, **10A** (1979), 1759.
- 81) J. Albrecht, B. J. McTierman, I. M. Bernstein, and A. W. Thompson : Scr. Met., **11** (1977), 893.
- 82) R. Balasubramaniam, D. J. Duquette and K. Rajan : Acta metall. mater., **39** (1991), 2597.
- 83) G. S. Chen and D. J. Duquette : Met. Trans. A, **23A** (1992), 1551.

(R-398)

TECHNICAL DATA SHEET

住友軽金属技報
January 1993

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その3. 自動車部材用合金板 (X662)

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その3. 自動車部材用合金板 (X662)

1. はじめに

自動車部材用アルミニウム合金としては、1000系（純アルミ系）から、高力の7000系（Al-Zn-Mg系）に至るまで、種々の合金が使用されている。このうち、5000系（Al-Mg系）合金は、Mg量の増加により高強度を得やすく、溶接が可能で、成形性、耐食性が良好であることから、ホイール等の足回り部品等に多く使用されてきた。しかしながら、構造用部材としては耐応力腐食割れ性の問題があり、Mg量を3.5%以上に増やすことによる高強度化には限界があった。近年、自動車軽量化の流れの中で、より高強度の合金に対する期待が大きい。以下に、当社で開発された、5182合金並の強度と良好な耐応力腐食割れ性を有するX662合金を紹介する。

2. 機械的性質

表1にX662合金の機械的性質を示す。GC32及びGC135合金は、耐応力腐食割れ性を考慮してMg量を3.5%以下とし、Cuを微量添加した合金で、光輝ホイール用に現在量産中の合金である。X662合金は、これらの合金よりも引張強さ及び耐力が $20\sim60\text{N/mm}^2$ 高く、5182系のGM145合金相当の強度が得られる。

3. 疲労特性

図1にシェンク式平面曲げ疲労試験によるS-N曲線を示す。X662合金の繰返し数 10^7 における疲労強度は、GC32及びGC135合金よりも 20N/mm^2 程度高い。

4. クリープ特性

図2に 140°C での応力-破断時間曲線を示す。X662合金のクリープ破断強さはGC32及びGC135合金よりわずかであるが高い。

5. 溶接性

図3にX662合金及び5182系のGM145合金の溶接割れ感受性を示す。フィッシュボーン形試験片によるX662合金の溶接割れ長さは、5182系合金とほぼ同じである。

6. 耐応力腐食割れ性

図4に3.5%食塩水による交互浸漬試験で得られた耐応力腐食割れ試験結果を示す。試験片には、20%の冷間加工と $120^\circ\text{C}\times168\text{h}$ の鋭敏化処理を施した。試験では、所定の引張応力を負荷した試験片を、室温、pH6.5の食塩水に10分浸漬、50分大気中乾燥を繰り返す腐食環境下に置き、破断に至る時間を測定した。X662合金では、同程度の強度が得られる5182系合金(GM145)よりも耐応力腐食割れ性が著しく改善されている。

(担当：技術研究所金属材料第一研究部

平野清一、吉田英雄)

表1 機械的性質

合金・質別	化学成分 (mass%)	引張強さ (N/mm ²)	耐力 (N/mm ²)	伸び (%)	n値 (注1)	r値 (注2)	備考
X662-0	Al-3.3Mg-Cu-Mn	270	130	28	0.32	0.65	
52S-0	Al-2.5Mg-Cr	205	105	28	0.28	0.70	JIS: 5052合金
GC32-0	Al-3.2Mg-Cu	210	90	30	0.32	0.70	
GC135-0	Al-3.5Mg-Cu	240	110	30	0.33	0.65	
GM145-0	Al-4.5Mg-Mn	270	130	28	0.31	0.70	JIS: 5182合金

(注1) 引張試験における伸び2%から最高荷重まで

(注2) 伸び0%及び15%において測定

自動車用アルミニウム合金データ・シート

その3. 自動車部材用合金板（X662）

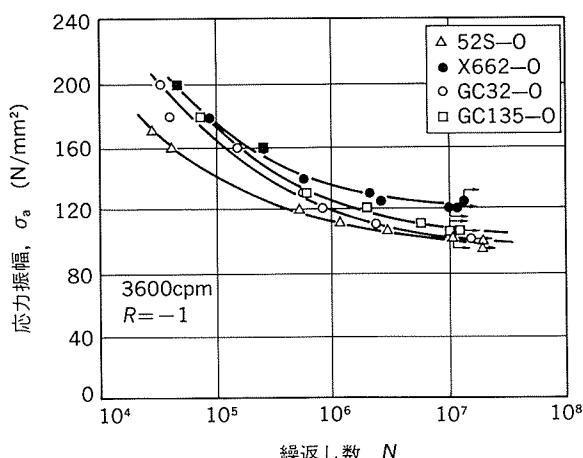


図1 X662合金O材4mm板のS-N曲線

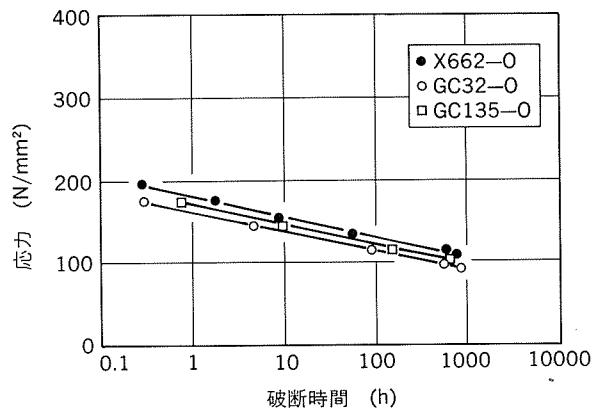
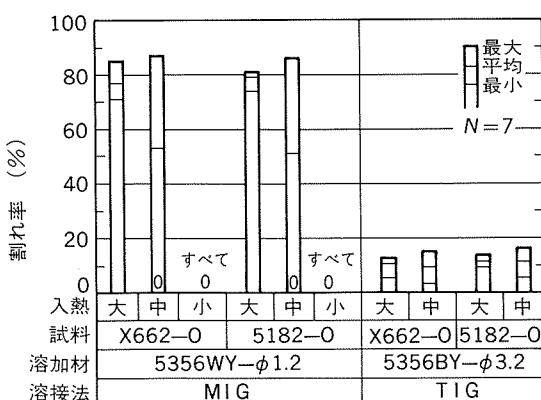
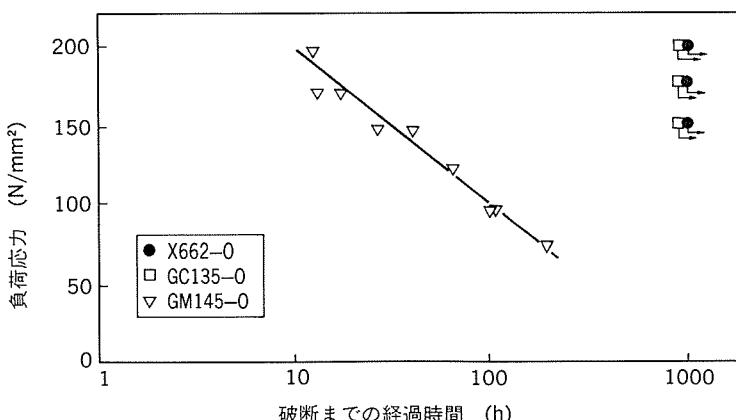
図2 X662合金O材4mm板の応力-クリープ
破断時間曲線(140°C)

図3 X662合金O材3.2mm板の溶接割れ感受性

図4 塩水交差浸漬試験における耐応力腐食割れ性
(20%の冷間圧延後, 120°C-168hの鋸敏化処理)