自動車ラジエータ用アルミニウム合金製クラッド材の
冷却水側の腐食挙動^{*1}田中 宏和^{1*}・池田 洋²Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 70, No. 7 (2020), 268-273
© 2020 The Japan Institute of Light MetalsCooling waterside corrosion behavior of aluminum alloy clad sheets for
automotive radiator^{*1}Hirokazu TANAKA^{1*} and Hiroshi IKEDA²

The corrosion behavior of clad sheets of aluminum alloys in the automotive radiator coolants was studied for 99.7%Al, Al-1.0%Zn and Al-2.0%Zn alloys clad on the A3003 core alloy. The materials were subjected to elevating-temperature immersion tests and electrochemical measurements with the coolant pH varying in the 7.5-10.0 range. Significant pitting corrosion with a black colored oxide film formation occurred on these clad sheets in the coolants at pH of 9.5 and 10.0. For every clad sheet, the depth of pitting corrosion exceeded the thickness of the sacrificial anode clad alloy and progressed to half of the tube thickness in 60 days. In the anodic polarization of A3003, the steady-state current density was high and the pitting potential reached to more than 2000 mV vs SCE at pH 10.0, even though the open-circuit potential was between -1600 and -500 mV vs SCE. The polarization behavior of Al-1.0Zn was similar to that of A3003. These results indicate the ineffectiveness of cathodic protection by cladding Al-1.0Zn as the sacrificial anode. Based on the experimental results, a corrosion mechanism for the clad sheet in a weakly alkaline solution has been proposed related to the oxide film formation and localized corrosion without the cathodic protection effect.

(Received February 3, 2020 Accepted May 22, 2020)

Keywords: automotive radiator; corrosion; alkaline solution; clad sheet; sacrificial anode

1. 緒 言

自動車用ラジエータのチューブには、アルミニウム合金製クラッド材が広く使用されている。クラッド材は3層構造になっており、心材は構造部材としてのAl-Mn系合金、空気側層はフィンやヘッドプレートとの接合のためのAl-Si系ろう合金、冷却水側層は冷却水に対して心材を防食するためのAl-Zn系犠牲陽極合金となっている。

ラジエータの冷却水には、エチレングリコールと防錆剤を含むロングライフクーラント（以下LLCと記載）を30～50vol%に希釈した水溶液が使用されている。LLCのpHは、冷却系の黄銅製、鋳鉄製、アルミニウム合金製等の部品の防食を考慮し、中性から弱アルカリ性に調整されている。一方、低緯度地域では凍結の可能性がないため、冷却水に市水だけを使用する場合があり、ラジエータの冷却水側は多様な環境にさらされる。

既報の文献によると、冷却水中のAl-Zn系犠牲陽極合金の作用が有効でない結果が示されている^{1)~6)}。これらの多くは、

ASTM合成水⁷⁾がベースの水溶液を用いた場合や、冷温水サイクル試験の高温の保持時間比率が高い場合に、犠牲陽極効果が作用しないことを示唆している。また、弱アルカリ性のLLCを使用した場合には、冷却水側層合金表面が黒変化するとともに、耐食性が低下するとの報告もある⁸⁾。

弱アルカリLLC中の腐食機構に関しては、pH10.5の水溶液中の調査結果が報告されているが⁹⁾、黒変現象には触れられておらず、耐食性に及ぼす水溶液のpHや犠牲陽極合金の化学成分の影響については明らかにされていない。

そこで、本研究では、中性から弱アルカリ冷却水環境下におけるクラッド材の黒変を伴う腐食挙動に及ぼすpH、温度とクラッド材の化学成分の影響を調査した。

2. 実験方法

2.1 供試材

クラッド材を構成する合金として、心材には3003、冷却水側層には99.7%Al、Al-1.0%ZnとAl-2.0%Zn、空気側層には4045を用いた。各合金の鋳塊を均質化処理した後、心材の片

^{*1} 軽金属学会第92回春期大会（平成9年5月）にて一部発表¹ 株式会社UACJ R&Dセンター（〒455-8670 愛知県名古屋市中区千代3-1-12） Research & Development Division, UACJ Corporation（3-1-12, Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670）² 元 株式会社UACJ（東京都） UACJ Corporation（Chiyoda-ku, Tokyo）^{*} 責任著者 E-mail: tanaka-hirokazu@uacj.co.jp

面に冷却水側層合金を、一部の供試材については他の片面に空気側層合金を所定のクラッド率になるよう組み合わせで熱間合わせ圧延した。さらに、冷間圧延、焼鈍と冷間圧延の工程を経て厚さ0.25 mmのクラッド材とした。なお、99.7%Alと3003単層の板材も同様の条件で作製した。これらの板材を、不活性雰囲気ろう付け炉を用いて868 Kで180 s加熱し供試材とした。Table 1に供試材の化学成分、クラッド率と板厚を示す。

2.2 試験液

試験液には、LLCを純水で30vol%に希釈し、さらにNaOHを添加することでpHを7.5, 8.0, 9.0, 9.5と10.0に調整した水溶液を用いた。LLCには、エチレングリコール濃度が90vol%以上で、防錆剤の主成分がリン酸塩である市販品Autoin80を用いた。

2.3 浸せき試験

供試材を幅40 mm、長さ80 mmで切り出し、冷却水側層面に幅30 mm、長さ70 mmの露出面を残して切断端面と空気側層面を絶縁テープとシリコン樹脂でマスキングしたものを試験片とした。それぞれの水溶液に試験片を全浸せきし、363 K, 377 Kと388 Kの各温度で3600 s間保持した後に取り出し、表面の変色程度を観察した。また、それぞれの水溶液に試験片を全浸せきし、361 Kで 288×10^2 s, 室温で 576×10^2 s保持するサイクルを最大60回繰り返した。サイクル試験後の試験

片を乾燥後、幅10 mmと長さ20 mmの寸法で切り出し、180度密着曲げ後、曲げ部表面をSEM観察した。さらに、試験片をリン酸クロム酸中で煮沸して生成物を除去した後、焦点深度法により腐食深さを測定した。最大腐食部については、樹脂埋め研磨し、光学顕微鏡により断面マイクロ組織を観察した。

2.4 電気化学的測定

供試材を幅15 mm、長さ80 mmで切り出し、冷却水側層面に幅10 mm、長さ10 mmの測定面を残してシリコン樹脂でマスキングしたものを試験片とした。自然電極電位については、室温で 432×10^2 s, 373 Kで 432×10^2 s保持するサイクルを3回繰り返す間、3600 sごとに測定した。分極曲線については、室温と361 Kの水溶液中において、アルゴンガスで脱気しながら操引速度50 mV/minの動電位法により測定した。分極測定の前処理として、60°Cの10%NaOH水溶液中で30 s間浸せき後水洗し、続いて、室温の30% HNO_3 水溶液で60 s間浸せき後水洗を施した。測定に用いた参照電極は飽和カロメル電極である。

3. 結 果

3.1 各種水溶液中の浸せき試験

Fig. 1に、Al-1.0%Zn/3003クラッド材と3003単層材を、pHが7.5, 8.0, 9.0と10.0の各水溶液中で3600 s浸せきした後の

Table 1 Composition of the specimens.

Specimen	Water side alloy				Core alloy				Air side alloy			Thickness (mm)
	Chemical composition (mass%)			Clad ratio (%)	Chemical composition (mass%)				Chemical composition (mass%)		Clad ratio (%)	
	Si	Fe	Zn		Si	Fe	Cu	Mn	Si	Fe		
99.7%Al / 3003	0.05	0.15	-	20	0.2	0.5	0.15	1.2	-	-	-	0.25
Al-1.0%Zn / 3003	0.15	0.35	1.0	20	0.2	0.5	0.15	1.2	-	-	-	0.25
Al-2.0%Zn / 3003	0.15	0.23	2.0	20	0.2	0.5	0.15	1.2	10.0	0.3	10	0.25
99.7%Al	-	-	-	-	0.05	0.15	-	-	-	-	-	0.40
3003	-	-	-	-	0.2	0.5	0.15	1.2	-	-	-	0.30

Fig. 1 Surface discoloration of water side alloys of (a) Al-1.0%Zn/3003 and (b) 3003 sheets after the immersion tests in 30 vol% LLC solutions for 3600 s.

表面の変色状態を示す。Al-1.0%Zn/3003 クラッド材の場合、pH7.5では、冷却水側層であるAl-1.0Znの表面は温度によらず金属光沢を呈していた。また、pH8.0と9.0では、表面は灰色から黒色の変色を生じており、特に、pH9.0で388 Kでの黒変化が顕著であった。pH10.0では、表面は温度によらずエッチングされて白変色していた。また、3003単層の場合、pH7.5では、Al-1.0%Zn/3003と同様に、表面は温度によらず金属光沢を呈していた。pH8.0～10.0では、表面は灰色から黒色の変色を生じており、pHと温度の上昇に伴い黒変化が顕著になる傾向にあった。

3.2 各種水溶液中の温度サイクル浸せき試験

浸せき試験の結果から、Al-1.0%Zn/3003 クラッド材において黒変化を生じる腐食挙動を検討するための条件は、温度域が363 K程度、pHが8.0～10.0と考えられる。試験温度が363 K程度の腐食試験方法としては、ラジエータの冷却水側試験として最も一般的な361 Kで 288×10^2 s、室温で 576×10^2 s保持する条件が相当しており、この方法を用いることにした。また、363 Kで3600 sの浸せき試験後、pH9.0と10.0で、Al-1.0%Zn/3003 クラッド材にはすでに軽微な腐食が生じていたことから、pH9.0～10.0の水溶液中の腐食挙動を詳細に検討するため、試験液のpHは7.5を比較として、7.5、9.0、9.5と10.0の4条件とした。

Fig. 2に、99.7%Al/3003、Al-1.0%Zn/3003とAl-2.0%Zn/3003 クラッド材を各水溶液中で温度サイクル浸せき試験（30サイクル）した後の外観を示す。試験片端部の非変色部はマスキングの痕跡であり、非変色部に付着している白色残差はシリコーン樹脂である。

いずれの材料も、pH7.5では、表面は金属光沢を呈しており、腐食痕は観察されなかった。XRD分析により、表面にはパーマイトが生成していることを確認した。99.7%Al/3003 クラッド材の場合、pH9.0では、冷却水側層の99.7%Al表面は黒変化していた。また、pH9.5と10.0では、表面はエッチングされてそれぞれ灰色と白色に変色しており、腐食痕が多数観察された。Al-1.0%Zn/3003 クラッド材の場合、pHが9.0では、Fig. 1の浸せき試験結果に対し黒変化がより顕著になってい

た。また、pH10.0では、Fig. 1で浸せき試験後に軽微なエッチングを生じていたのに対し、Fig. 2では、30サイクル後（浸せき時間として 8640×10^2 sに相当）に黒変化しており、pH9.0と10.0ともに、浸せき時間の増加に伴う皮膜の成長が認められた。pH9.5での黒変化もpH9.0や10.0と同程度であり、腐食痕はpH9.5とpH10.0で顕著であった。Al-2.0%Zn/3003 クラッド材の場合、Al-1.0%Zn/3003 クラッド材と同様に、pH9.0～10.0で明瞭な黒変化が生じており、pH9.5と10.0で腐食痕が顕著であった。

黒変化と腐食痕が顕著であった条件の一つとして、pH10.0の温度サイクル浸せき試験（30サイクル）後のAl-2.0%Zn/3003 クラッド材を用い、180度密着曲げた後の表面をSEM観察した。Fig. 3のSEM像において、冷却水側表面の皮膜厚さは $5 \mu\text{m}$ 以上に達しており、一般的な水和酸化皮膜厚さの $1 \mu\text{m}$ 程度を大きく超えていた。この皮膜をXRD分析したが、皮膜は非晶質であった。高温水中で生じる非晶質の皮膜は擬似パーマイトとされており¹⁰⁾、また、皮膜の黒変化については、皮膜成長過程でAl合金中のFeやSiなどの不純物元素が皮膜中に取り込まれて生じるとの報告がある¹¹⁾。今回の浸せき試験で生じた黒変化も、同様の現象と考えられる。

Fig. 4に各水溶液中での温度サイクル浸せき試験60サイクル後の最大腐食深さを、Fig. 5に最大腐食部の断面マイクロ組織を示す。いずれの材料も、pH7.5での腐食は軽微であった。99.7%Al/3003、Al-1.0%Zn/3003とAl-2.0%Zn/3003 クラッド材の場合、それぞれの最大腐食深さはpHの上昇に伴い増大しており、特にpH9.5以上でその傾向が顕著であった。pH9.5以上では、腐食は孔食状に進展しており、腐食深さは、犠牲陽極としての冷却水側層合金厚さを超え、心材厚さの1/2程度に達していた。一方、99.7%Al単層材の場合、クラッド材と同様に、腐食形態は孔食であり、腐食深さはpHの上昇に伴い増大していた。クラッド材と99.7%Al単層材の比較において、クラッド材の腐食径は単層材と同等か小さくなっていた。さらに、クラッド材の腐食深さは単層材の腐食深に対して同等か大きくなっていた。

Fig. 2 Appearance of the samples after the temperature cycle immersion tests in 30 vol% LLC solutions for 30 cycles.

Fig. 3 SEM images of the surface of a bent Al-2.0%Zn/3003 sheet after the immersion test in 30 vol% LLC solution at pH10.0 for 30 cycles. (a) Low magnification, (b) High magnification.

Fig. 4 Maximum corrosion depth of the samples after the temperature cycle immersion tests in 30 vol% LLC solutions for 60 cycles.

Fig. 5 Cross section of the samples after the temperature cycle immersion test in 30 vol% LLC of pH10.0 for 60 cycles. (a) 99.7%Al/3003, (b) Al-1.0%Zn/3003, (c) Al-2.0%Zn/3003, (d) 99.7%Al.

3.3 各種水溶液中の自然電極電位

自然電極電位を室温と373 Kの温度サイクル下で測定した。これは、温度サイクル浸せき試験条件の温度範囲である室温～361 Kを含み、より高温側の挙動もあわせて測定できるように、高温側を30vol%LLCの沸点直下の373 Kにしたものである。**Fig. 6**に、99.7%Al/3003、Al-1.0%Zn/3003とAl-2.0%Zn/3003クラッド材、ならびに、3003単層材をpH7.5とpH10.0水溶液中で測定した自然電極電位を示す。クラッド材については、いずれも冷却水側合金面で測定した結果である。pH7.5の水溶液中の場合、室温での自然電極電位は1サイクル目が-500から-1000 mVに単調に減少、2サイクル目が-800 mV前後で安定、3サイクル目が-400～-900 mVの間で大きく変動した。373 Kでの自然電極電位は、1サイクル目が-1200 mV前後、2サイクル目が-900 mV、3サイクル目が-800 mV前後で、サイクルが増えるに伴い貴化した。3サイクル目は-700～-1000 mVの間で大きく変動した。合金間で比較した場合、Al-2.0%Znが最も貴で、Al-1.0%Znと3003が卑な傾向にあった。

pH10.0の水溶液中の場合、室温での自然電極電位は、1サイクル目が-1000～-1200 mVで推移したが、2サイクル目以降は-500 mVと貴に変化した。373 Kでの自然電極電位は、いずれのサイクルにおいても-1200～-1600 mVの間で推移した。合金間で比較した場合、3003が最も貴で、99.7%Alが最も卑な傾向にあった。

3.4 各種水溶液中の分極曲線

Fig. 7に、Al-1.0%Zn/3003クラッド材と3003単層材を用いて、pH7.5とpH10.0それぞれの水溶液中で、室温と361 Kそれぞれに保持した条件で測定した分極曲線を示す。クラッド材については、冷却水側合金面で測定した結果である。Al-1.0%Zn/3003クラッド材と3003単層材ともに、いずれの水溶液中においても孔食電位は2000 mV以上と極めて貴であっ

Fig. 6 Open-circuit potential of the samples during the temperature cycle immersion tests in 30 vol% LLC solutions at pH (a) 7.5 and (b) 10.0 for three cycles.

Fig. 7 Polarization curves of (a) Al-1.0Zn/3003 and (b) 3003 sheets in 30 vol% LLC solutions at various pH values and temperatures.

た。自然電位から電位の変化に伴って電流密度が増加した後、電位の変化に対し電流密度がおおむね一定となる定常電流密度は、Al-1.0%Zn/3003 クラッド材と 3003 単層材ともに、pH7.5 の室温と 361 K がそれぞれ数 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ と数十 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 、pH10.0 の室温と 361 K がそれぞれ数十 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ と数百 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ であり、温度と pH の上昇に伴い増大していた。361 K で pH10.0 の水溶液中で測定された数百 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ の定常電流密度は、中性の塩化物イオン水溶液環境で測定される腐食電流密度の数 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ に対し¹²⁾、相当大きい値であった。

高温の高 pH 水溶液中では、Fig. 6 に示した自然電極電位が Fig. 7 に示した孔食電位よりも 1000 mV 以上低いことから、本来孔食が生じることはなく、全面腐食が生じるはずである。しかし、温度サイクル浸せき試験において、Fig. 5 に示す通り腐食は孔食状に進行しており、電気化学的測定結果と一致しなかった。

4. 考 察

4.1 各種水溶液中の腐食挙動

Fig. 4 において、pH7.5 では、冷却水側層合金の種類によらず腐食はほとんど生じていなかった。これは、試験中に生成したバリア性の高いペーマイト皮膜により防食されたためである。LLC の防錆剤の主成分であるリン酸塩が、ペーマイト皮膜の生成を促進したことも影響していると考えられる。また、Fig. 7(a) の Al-1.0%Zn/3003 クラッド材の分極曲線において、pH7.5 の水溶液中の場合、室温での定常電流密度が数 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ と小さかったことから、腐食速度が小さい環境であったと言える。361 K での定常電流密度は数十 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ と小さくはないが、ペーマイト皮膜が成長する途中段階の値であり、

ペーマイト皮膜が十分成長した後は、腐食速度は低下すると考えられる。

一方、弱アルカリ環境の pH9.0 以上、特に pH9.5 以上では、99.7%Al/3003、Al-1.0%Zn/3003 と Al-2.0%Zn/3003 クラッド材の腐食深さは孔食状に著しく増大した。pH10.0 で 361 K の水溶液中は、Fig. 7(a) に示す通り分極挙動としては全面腐食を生じる環境であり、一方で、Fig. 2 に示す通り擬似ペーマイトが生成する環境でもある。すなわち、腐食初期には自然酸化皮膜が除去され、表面が全面的に溶解しつつ、同時に擬似ペーマイト皮膜の成長が進行する。したがって、腐食形態が孔食状になったのは、擬似ペーマイト皮膜の成長とともに全面腐食は抑制されるが¹³⁾、冷却水側層合金表面に存在する金属間化合物上で擬似ペーマイト皮膜の成長が阻害され、腐食が微小領域に局在化したためと考えられる。

また、クラッド材の冷却水側層合金の 99.7%Al や Al-Zn 系合金の優先的な腐食が生じないままに、腐食は心材厚さの 1/2 程度にまで達していた。さらに、クラッド材の腐食径が単層材と同等か小さくなっていたことと、クラッド材の腐食深さが単層材の腐食深さに対して同等か大きくなっていたことから、クラッド材の厚さ方向の腐食が単層材に対して抑制された形跡は認められない。したがって、pH9.5 以上の水溶液中においては、クラッド材の冷却水側層による犠牲陽極効果は作用しないと考えられる。

4.2 弱アルカリ環境中の犠牲陽極効果

冷却水側の 99.7%Al や Al-Zn 系合金の犠牲陽極効果が作用しなかったことに関し、犠牲陽極効果を期待できる塩化物イオンを含む弱酸性水溶液中と比較して考察する。Fig. 8 に塩化物イオンを含む弱酸性水溶液中の分極挙動¹²⁾をもとにした分極曲線の模式図を示す。3003 のアノード分極曲線と自然電極電位 $E_{\text{acidic},1}$ の交点の腐食電流密度 $i_{\text{acidic},1}$ に対し、Al-1.0%Zn をクラッドした場合の混成電位 $E_{\text{acidic},2}$ における 3003 の腐食電流密度 $i_{\text{acidic},2}$ は大幅に低減される。このように、心材合金の 3003 に対し自然電極電位が卑な 99.7%Al、Al-1.0%Zn、Al-2.0%Zn などの合金を冷却水側層にクラッドすることにより、混成電位が 3003 の自然電極電位より卑になり、3003 の腐食速度が大幅に低減される。同時に、冷却水側層合金が優先的に腐食するため、腐食形態は孔食にならず、全面

Fig. 8 Schematic of the polarization curves in a weakly acidic solution containing chloride ions at 298 K and in a weakly alkaline LLC solution at 361 K.

Fig. 9 Schematics of the corrosion processes of the clad sheet in a weakly alkaline solution. (a) Initial state prior to corrosion, (b) Initiation of localized corrosion, (c) Growth of localized corrosion.

腐食となる¹⁴⁾。

一方、pH10.0の弱アルカリ環境の分極挙動は、Fig. 7(a)に示した通り、塩化物イオンを含む弱酸性水溶液中の分極挙動と大きく異なる。Fig. 8にFig. 7(a)をもとにした分極曲線の模式図をあわせて示す。3003のアノード分極曲線と自然電極電位 $E_{\text{alkaline},1}$ の交点の腐食電流密度 $i_{\text{alkaline},1}$ と、Al-1.0%Znをクラッドした場合の混成電位 $E_{\text{alkaline},2}$ における3003の腐食電流密度 $i_{\text{alkaline},2}$ の差は小さい。したがって、心材合金の3003に99.7%Al、Al-1.0%Zn、Al-2.0%Znなどの合金を冷却水側層にクラッドしたとしても、3003の腐食速度が低減することはない、腐食は冷却水側層、心材層に関係なく進行すると考えられる。

なお、Fig. 6(b)において、各合金の自然電極電位列は貴な方から、3003、Al-1.0%Zn、Al-2.0%Zn、99.7%Alの順であり、3003は冷却水側合金により防食される自然電極電位列になっている。しかし、上述の通り、弱アルカリ水溶液中においては自然電極電位列をもとにした犠牲陽極効果の作用を期待できない。すなわち、弱アルカリ水溶液中の腐食挙動に関して、冷却水側の犠牲陽極合金の化学成分の影響は小さいと考えられる。

4.3 弱アルカリ環境中の腐食機構

以上の結果から、弱アルカリ水溶液中におけるクラッド材の腐食進行過程はFig. 9に示す通りと考えられる。腐食は一旦全面腐食状に進行し、溶出したアルミン酸イオン AlO_2^- が(1)式の通り水和することにより擬似ペーマイト $\gamma\text{-AlOOH}$ が生成され、表面に沈着することで皮膜が形成される。

擬似ペーマイトが沈着する過程で、FeやSiなどの不純物元素を取り込むため皮膜は黒変化する。擬似ペーマイト皮膜の成長とともに全面腐食は抑制されるが、擬似ペーマイト皮膜の成長は冷却水側層合金表面に存在する金属間化合物などで阻害され、皮膜欠陥が生じる。腐食が皮膜欠陥の微小領域に局在化するため、腐食形態は孔食状になる。孔食は、腐食速度が高い高温環境下において厚さ方向に早期に進行する。孔食が心材合金に達した後、冷却水側合金により混成電位が卑になったとしても、3003の腐食電流密度は低減しないため、すなわち、冷却水側合金の犠牲陽極効果が作用しないため、孔食は引き続き深さ方向に進行する。なお、孔食の進行に及ぼす金属間化合物の分散状態の影響については未解明な点もあり、今後、詳細を検討する予定である。

5. 結 言

中性から弱アルカリ冷却水環境下のクラッド材の腐食挙動、ならびに、腐食挙動に及ぼすpH、温度とクラッド材の冷却水側合金の化学成分の影響を浸せき試験と電気化学的測定により調査した。

(1) pH9.5以上の水溶液中で、黒色の皮膜生成を伴った孔食状の腐食が生じた。腐食深さは短期間で冷却水側層合金厚さを超え、心材厚さの1/2程度に達しており、冷却水側層にクラッドした99.7%Al、Al-1.0%ZnとAl-2.0%Zn合金の犠牲陽極効果は作用していなかった。

(2) 腐食形態が孔食状になったのは、腐食が全面腐食状に進行しつつ同時に擬似ペーマイト皮膜の成長が進行する過程で、冷却水側層合金表面に存在する金属間化合物上で皮膜成長が阻害され皮膜欠陥が生じ、皮膜欠陥の微小領域に腐食が局在化したためと考えられる。

(3) 犠牲陽極効果が作用しなかったのは、心材である3003にAl-1.0%Zn合金をクラッドし、混成電位を3003の自然電極電位より低い値に制御したとしても、Al-1.0%Zn合金をクラッドした3003の腐食電流密度が3003単層の腐食電流密度に対して低減しないためと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 池田 洋：住友軽金属技報, **21** (1980), 101-108.
- 2) R. C. Dorward: SAE Technical Paper 780302, (1978), doi.org/10.4271/780302.
- 3) A. Gray and A. Howells: SAE Technical Paper 940499, (1994), doi.org/10.4271/940499.
- 4) 川瀬 寛：古河電工時報, **75** (1985), 215-222.
- 5) Y. Ando, I. Nita, M. Uramoto, H. Ochiai and T. Fujiyoshi: SAE Technical Paper 870180, (1987), doi.org/10.4271/870180.
- 6) 伊東章郎, 岩井克夫, 長良敏夫, 宮木美光, 藤本日出夫, 瀧川淳：軽金属, **44** (1994), 246-252, doi.org/10.2464/jilm.44.246.
- 7) ASTM D1384-1387.
- 8) 池田 洋：住友軽金属技報, **41** (2000), 134-146.
- 9) 江戸正和, 黒田 周, 渡部 晶, 当摩 建：軽金属, **53** (2003), 55-60, doi.org/10.2464/jilm.53.55.
- 10) 山崎良夫, 播本寛光：金属表面技術, **16** (1965), 250-254, doi.org/10.4139/sfj1950.16.250.
- 11) 阿部 隆, 相沢浩司, 内山利光, 礪山永三：軽金属, **24** (1974), 254-262, doi.org/10.2464/jilm.24.254.
- 12) 大谷良行, 兒島洋一：軽金属, **62** (2012), 244-248, doi.org/10.2464/jilm.62.244.
- 13) 池野尚志, 横山靖正：軽金属, **12** (1962), 236-242, doi.org/10.2464/jilm.12.236.
- 14) 加藤建志, 池田 洋：住友軽金属技報, **37** (1996), 112-119.