鉄材とアルミニウム溶湯との反応におよぼすけい素の影響*

— 鉄材と溶融アルミニウムとの反応 (第2報) —

小松 登**・中村 元志**・藤田 浩紀**

Effects of silicon on reaction between iron and liquid aluminum*

Reactions of iron with liquid aluminum (2nd Report)

UDC 669, 715, 148

KOMATSU Noboru**, NAKAMURA Motoyuki** and FUJITA Hironori**

In order to study the effects of silicon on the reaction of solid iron with liquid aluminum, iron specimens having various carbon and silicon contents were immersed in pure liquid aluminum or liquid Al-Si alloys at 700~770°C for a considerably long time.

The degree of corrosion of iron attacked by liquid aluminum was determined by the weight loss during reaction, and the properties of Fe-Al reaction zone were investigated by means of microhardness tester, X-ray diffractometer, and electron-probe microanalyzer.

When some kinds of iron were immersed in liquid Al-Si alloys, or some Fe-Si alloys were immersed in pure liquid aluminum at the temperature of 110°C above liquidus, silicon (either in iron or aluminum) had no effects on weight difference of iron specimens, but the thickness of reaction zone decreased with the increase of silicon content. Silicon in liquid aluminum did not inhibit the growth of reaction zone, but accelerated its dissolution into liquid aluminum.

When silicon was added into iron or liquid aluminum, two layers were always present in the reaction zone; i.e., one of which close to the iron matrix was composed of Fe_2Al_3 and the other close to aluminum was composed of the mixture of FeAl_3 and aluminum. High silicon layer was formed when silicon content in Fe-Si alloys was higher than a certain limit (about 3 % of Si). The solubility limit of silicon in columnar layer was determined to be 2~3 % by electron-probe analysis. The hardness of reaction zone was not affected by silicon content in iron.

(Received July. 1, 1968)

1. まえがき

各種鉄材を溶融アルミニウム中に浸漬した場合の鉄材の浸食、鉄材表面に生成する2層の合金層の性質などについて前報¹⁾で報告した。本実験はそれらの浸食量、合金層の性質におよぼすけい素の影響について検討する目的で実施した。

2. 試料の調製および実験方法

供試鉄材の化学成分をTable 1に示してあるが、これらの鉄材は鉄中炭素量およびけい素量を変化させるように選んである。鉄材試料はすべて14φ×40mmに切削加工し、表面を精仕上げした。アルミニウム反応溶湯には純アルミニウム、Al-0.5%Si、Al-2.0%Si、Al-6.0%SiおよびAl-12.4%Siを用いた。

アルミニウム溶湯中への鉄材試料の浸漬方法および溶

Table 1 Chemical composition of iron specimen.

Iron specimen	Chemical composition (wt%)				
	C	Si	Mn	P	S
Low carbon steel (S15C)	0.16	0.24	0.48	0.025	0.022
Medium carbon steel (S40C)	0.39	0.25	—	—	—
High carbon steel (SK3)	1.09	0.35	0.38	0.008	0.024
Gray cast iron (FC23)	3.47	2.23	0.54	0.098	0.082
Fe-1%Si alloy	—	0.95	—	—	—
Fe-3%Si alloy	—	2.94	—	—	—
Fe-5%Si alloy	—	4.84	—	—	—
Fe-8%Si alloy	—	8.10	—	—	—

湯中における鉄材の反応量の測定方法は前報¹⁾とまつた

* 軽金属学会第30回春期大会で一部発表した。

** (株)豊田中央研究所 (名古屋市) TOYOTA Central Research and Development Lab., Inc. (Nagoya)

く同様にして行なつた。すなわち切削加工した鉄材試片の表面に付着した油脂を除くため、パーコクリーナーで脱脂後水洗、ベンゼン洗浄を行なつた試片をアルミニウム溶湯中に、0.5~64hr. 浸漬した。浸漬溶湯温度は原則としてそれぞれ Al-Si 合金の熔融温度上110℃とした、反応量は所定時間浸漬後、溶湯中から取出し試片の表面に生成する Fe-Al 合金厚さの測定と鉄材試料の重量減の測定により求めた。Fe-Al 合金層の性質を調べるための実験は前報と同様に硬度測定、X線マイクロアナライザー (EPMA) およびX線回折により行ない、炭素鋼を純アルミニウム溶湯中に浸漬してえた合金層の性質と比較した。

3. 実験結果および考察

Fig. 1, 2, 3 および 4 は低炭素鋼, 中炭素鋼, 高炭素

鋼および片状黒鉛鑄鉄を770℃純アルミニウム, 700℃および 770℃Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した時に鉄材試片表面に生成する Fe-Al 合金層厚さと鉄材試片の浸食減量を示している。

Fig. 1 から低炭素鋼の場合には Al-12.4%Si 溶湯中で生成する合金層は浸漬温度が700℃または770℃でも, 770℃ 純アルミニウム溶湯中で生成する合金層よりも著しく薄くなっていることがわかる。一方この時の浸食減量は, 770℃の Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した場合が最も多く, 熔融温度+110℃である700℃の Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した試料では, 同様に熔融温度+110℃である770℃の純アルミニウム溶湯中に浸漬した試料の場合よりもじゃっかん少ない程度である。これと同様の傾向は, Fig. 2 および Fig. 3 に示す中炭素鋼および高炭素鋼にも見られる。

Fig. 1 Change in weight loss of specimen between during reaction and thickness of reaction zone with immersion time. (Low carbon steel)

Fig. 3 Change in weight loss of specimen between during reaction and thickness of reaction zone with immersion time. (High carbon steel)

Fig. 2 Change in weight loss of specimen between during reaction and thickness of reaction zone with immersion time (Medium carbon steel)

Fig. 4 Change in weight loss of specimen between during reaction and thickness of reaction zone with immersion time. (Gray cast iron)

Fine particle layer Matrix
Aluminium Columnar layer

(a) Low carbon steel ($\times 150$)

(b) Medium carbon steel ($\times 150$)

(c) High carbon steel ($\times 150$)

(d) Gray cast iron ($\times 150$)

Photo. 1 Cross section of reaction zone of iron alloy treated in liquid Al-12.4% Si alloy for 4 hr at 770 °C.

Photo. 1-(a), (b) および (c) 低炭素鋼, 中炭素鋼および高炭素鋼を Al-12.4%Si 溶湯中に 700°C で 4hr, 浸漬した時に生成する合金層を示している。鉄中炭素量に関係なく, 鉄材表面に生成する合金層の形状は小さい舌状層を示している。この傾向は 770°C の Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した場合にもみられる。純アルミニウム溶湯中に炭素鋼を浸漬した場合には, 炭素量が少ないと著しい舌状層を生成し, 炭素量が増すにつれて合金層と鉄材との境界が直線的になる¹⁾ ことと比較して, Al-12.4%Si 溶湯の場合にはやや異なった傾向があるといえる。

片状黒鉛鋳鉄を Al-12.4%Si 溶湯に浸漬した場合の鋳鉄表面に生成する合金層厚さおよび浸食減量が **Fig. 4** からわかる。700°および 770°C の Al-12.4%Si 溶湯中で生成する合金層は 770°C の純アルミニウム溶湯中で生成する合金層よりも著しく薄くなっている。一方, 浸食減量は, 700°C の Al-12.4%Si および 770°C の純アルミニウム溶湯の場合にはほぼ等しく, 770°C の Al-12.4%Si 溶湯では著しく多くなっている。この時の合金層形状は, **Photo. 1-(d)** に示すように小さい舌状を示し, 純アルミニウム溶湯中で作った合金層形状と同様である。また Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した場合のこれらの合金層は純アルミニウム溶湯中で生成する合金層¹⁾ と同様に 2 層存在し, 鉄側の層は柱状晶のようであり, アルミニウム側の層は粒状晶のように見える。

Fig. 5 は中炭素鋼を Al-0.5, 2.0, 6, 5 および 12.4%Si

溶湯中に浸漬した時の合金層厚さと浸食減量を示す。この時の溶湯温度はすべてそれぞれ合金の溶融温度上 110 °C である。アルミニウム溶湯中のけい素量が増加するに従って合金層はしだいに薄くなり, 同時に浸食減量も少なくなる。特にこの傾向は 6%Si までの範囲で著しいようである。

Fig. 6 は片状黒鉛鋳鉄をまったく同様の溶湯中に浸漬した時の結果を示している。この場合はアルミニウム溶湯中のけい素量が増加するにつれて合金層はやや薄くな

Fig. 5 Effect of silicon content on weight loss of specimen between during reaction and thickness of reaction zone with immersion time. (Medium carbon steel)

るが、浸食減量はほとんど変化しないように思われる。けい素を含むアルミニウム溶湯中に鉄材を浸食した時に生成する合金層が著しく薄いことは P. T. Stroup ら²⁾が初めて発見し、その後これに関する多くの発表があるが^{3)~6)}、合金層を薄くする機構としてはアルミニウム中の Si が鉄中へのアルミニウムの拡散を抑制する⁶⁾とかアルミニウム溶湯中への合金層の溶入を促進するとかいわれている⁵⁾。

Fig. 7 は中炭素鋼を 770°C 純アルミニウム溶湯中に 4hr. 浸漬し厚い合金層 (0.56mm) を生成させた後、溶湯中より取出しすばやく別に用意した 770°C 純アルミニウム溶湯、700°C および 770°C Al-12.4%Si 溶湯中にそれぞれ浸漬した時の合金層厚さの減少率を示している。図からわかるように、第 2 回目の溶湯中に約 5min 間浸漬した場合にはいずれの溶湯においても合金層厚さが急減している。その後 30min まで浸漬しても 770°C 純アルミニウム溶湯の場合はほとんど変化しないが、700°C および 770°C Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した場合にはいずれも合金層

Fig. 6 Effect of silicon content on weight loss of specimen during reaction and thickness of reaction zone with immersion time. (Gray cast iron)

Fig. 7 Change in thickness of reaction zone with immersion time. (Medium carbon steel)

厚さが減少し、特に 770°C ではその傾向は著しいようである。

このことから、アルミニウム溶湯中のけい素は合金層の溶湯中への溶入を促進し、溶湯温度が上昇するほど合金層の溶湯中への溶入が多くなることを示していると思われる。アルミニウム溶湯中のけい素が、もし鉄材表面に生成する合金層の成長を阻止する作用をするために、Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した時に生成する合金層が薄いならば、同時に鉄材の浸食減量も少なくなると考えられる。しかし浸漬溶湯温度を溶融温度上 110°C とする時でも、溶湯中けい素量増加につれて合金層厚さが著しく減少する割には鉄材の浸食量の減少は、大きくなく、浸漬溶湯温度を同じとすれば、溶湯中けい素量増加につれて合金層厚さが減少しながら鉄材の浸食減量が増加することは、やはり浸漬溶湯中のけい素が生成した合金層の溶湯中への溶入を促進するために見掛け上合金層厚さが薄くなるという説を支持するようと思われる。

Fig. 8 は 1, 3, 5 および 8%Si を含む Fe-Si 合金を 770°C 純アルミニウム溶湯中に浸漬した時の合金層厚さと浸食減量を示している。鉄中けい素量が 3~5% まで増加するにつれて合金層はいくぶん薄くなるが、浸食減量はけい素量変化によりほとんど変化しないことがわかる。それゆえ鉄中けい素は鉄中へのアルミニウムの拡散深さにはほとんど影響をおよぼさないが、合金層のアルミニウム溶湯中への溶入をいくぶん促進しているように考えられる。

Photo. 2 は 4 種の Fe-Si 合金を 770°C 純アルミニウム溶湯中に浸漬した時に生成する合金層の組織を示している。鉄中けい素量が少ない時には、低炭素鋼を純アルミニウム溶湯中に浸漬した時に見られるような、鉄側に突出した舌状合金層であるが、鉄中けい素量が増加するに

Fig. 8 Effect of silicon content on weight loss of specimen during reaction and change in thickness of reaction zone with immersion time. (Liquid pure aluminum at 770°C)

つれてしだいに小さい舌状に変化しており、この層内は炭素鋼に生成する合金層の柱状晶であるのといくぶん異なり、等軸晶の集合であるようである。これに続いてアルミニウム側で炭素鋼に生成すると同様の微細な粒状晶を持つ層が認められ、さらに Fe-Si 合金の場合には鉄素地との境界に拡散層状の層が生成しており、この層は鉄中けい素が増加するにつれて厚くなっている。

Fig. 9 は **Photo. 2-b** (Fe-5%Si) の試料について、ま

Aluminium Reaction zone Matrix

(a) Fe-1%Si alloy ($\times 100$)

(c) Fe-5%Si alloy ($\times 100$)

た **Fig. 10** は **Photo. 2-c** (Fe-8%Si) の試料についてそれぞれかたさを測定した結果を示している。いずれも鉄素地中ではかたさは一定であるが、拡散層は鉄素地より、やや高くなり、鉄側に近い合金層内は Hv900~1000、アルミニウム側に近い微細な粒状晶中では約 Hv500 であり、いずれも炭素鋼を純アルミニウム溶湯中に浸漬して作った合金層の2層のかたさとほぼ等しい。鉄素地中の拡散層については後述するが、この部分は特にけい素含有量が多くなっている。

(b) Fe-5%Si alloy ($\times 100$)

(d) Fe-8%Si alloy ($\times 100$)

Photo. 2 Cross section of reaction zone of Fe-Si alloys treated in pure liquid aluminum for 4 hr. at 770°C.

Fig. 9 Hardness change in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Fe-5%Si alloy immersed for 16 hr. in pure liquid aluminum at 770°C)

Fig. 10 Hardness change in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Fe-8%Si alloy immersed for 16 hr. in pure liquid aluminum at 770°C)

Fig. 11 および **Fig. 12** は低炭素鋼および高炭素鋼を 700°C の Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬してえた合金層のかたさを示す。いずれの炭素鋼の場合にも合金層中のかたさは鉄側に近い柱状晶中では約 Hv900~110 であり、アルミニウム側の粒状晶中では Hv500~800 である。この 2 層でのかたさも炭素鋼を純アルミニウム溶湯中に浸漬して作った合金層のかたさと等しく、Al-Si 溶湯中に浸

Fig. 11 Hardness change in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Low carbon steel immersed for 16 hr. in Al-12.4%Si alloy at 700°C)

Fig. 12 Hardness change in reaction zone with change in distance from matrix surface. (High carbon steel immersed for 16 hr. in liquid Al-12.4%Si alloy at 700°C)

漬して作った合金層のかたさが純アルミニウム溶湯中で作った合金層のかたさよりも低くなる傾向^{4,6,7)}は本実験では認められなかった。なおこの場合には Fe-Si 合金に認められたような鉄素地と合金層境界の拡散層は認められなかった。

Fig. 13 Scanning image of intensity of Fe-K α , Al-K α and Si-K α radiation in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Low carbon steel immersed for 8 hr. in liquid Al-12.4%Si alloy at 700°C)

Fig. 14 Scanning image of intensity of Fe-K α , Al-K α , and Si-K α radiation in reaction zone with change in distance from matrix surface. (High carbon steel immersed for 2 hr. in liquid Al-12.4%Si alloy at 700°C)

Fig. 15 Scanning image of intensity of Fe-K α , Al-K α , and Si-K α radiation in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Gray cast iron immersed for 4 hr. in liquid Al-12.4%Si alloy at 700°C)

Fig. 13, 14 および **15** は低炭素鋼, 高炭素鋼および片状黒鉛鑄鉄を Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬してえた合金層中の Fe, Al および Si 量を EPMA を用いて調べた結果を示している。**Photo. 3** は **Fig. 14** に示した EPMA による線分析を行なった試料を示している。Aa 部は鉄素地, Ab 部はアルミニウムである。Aa-Ab を結ぶ線は X 線ビームを走査した際に試料表面にできた痕跡である。**Photo. 3** および **Fig. 14** から鉄素地と合金層の境界部, A₁ では Fe, Al 量は急激な変化を示しているが, 合金層内については, 鉄側の柱状晶中では Fe および Al はほとんど一定である。またアルミニウム側の粒状晶層中 (A₂~A₃) の Fe 量は柱状晶中 (A₁~A₂) の Fe 量よりもいくぶん少なく, 逆に Al 量は粒状晶の部分で多くなっていることがわかる。このような Fe, Al の分布は炭素鋼および鑄鉄を純アルミニウム溶湯中に浸漬してえた合金層中の Fe, Al の分布状態と類似している。また Si は柱状晶および粒状晶層のいずれにも存在するが, 柱状晶中では約 2~3%Si がほぼ一定濃度で存在するのに対して粒状晶層中の Si はこれより多く, やや不規則に存在している。**Fig. 14** で示されたような Fe, Al および Si の分布状態は **Fig. 13** (低炭素鋼) および **Fig. 15** (片状

Photo. 3 Photomicrograph showing the position of electron-probe microanalysis of Fig. 14.

Fig. 16 Scanning image of intensity of Fe-K α , Al-K α and Si-K α radiation in reaction zone with change in distance from matrix surface. (High carbon steel immersed for 0.5 hr. in Al-12.4%Si alloy at 700°C after immersion for 4 hr. in liquid pure aluminum at 770°C)

黒鉛鑄鉄) でも同様の傾向を示している。

Fig. 16 は高炭素鋼を 770°C のアルミニウム溶湯中に 4 hr 浸漬してけい素を含まない厚い合金層を生成させた後, ただちに 700°C の Al-12.4%Si 溶湯中に 30min 再浸漬した試料の EPMA 分析結果を示してある。このような浸漬処理を行なった場合, **Fig. 3** および **Fig. 7** からアルミニウム溶湯中浸漬によりまず 0.5mm 程度の合金層が生成し, つぎに Al-12.4%Si 溶湯中に再浸漬することにより当初の合金層厚さの 60~70% が溶湯中に溶入することがわかる。従つて **Fig. 16** で柱状晶と記した Fe, Al 濃度分布が一定である範囲が約 0.15mm であるからその大部分は純アルミニウム溶湯により生成した残存合金層と考えられる。しかしこの部分にも Si が認められ, かつ合金層中の Si 量分布に, Al-12.4%Si 合金側が高く鉄側で低い濃度勾配が認められることは Al-12.4%Si 溶湯中の Si がすでに生成している合金層中に拡散したためと考えられる。

Fig. 17 は Fe-5%Si 合金を 770°C の純アルミニウム溶湯中に 4hr 浸漬してえた合金層中の Fe, Al, Si 量分布を示している。**Photo. 4** は **Fig. 17** の線分析箇所を示し, Aa~Ab にそつて X 線ビームを走査させてある。合金層

Fig. 17 Scanning image of intensity of Fe-K α , Al-K α and Si-K α radiation in reaction zone with change in distance from matrix surface. (Fe-5%Si alloy immersed for 4 hr. in pure liquid aluminum at 770°C)

Photo. 4 Photomicrograph showing the position of electron-probe microanalysis of Fig. 17.

中の Fe および Al 量分布は前述した炭素鋼を純アルミニウム溶湯または Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬した場合と全く同じ傾向を示している。**Photo. 4** $A_2 \sim A_3$ の区間で Fe 量が特に多くなっている部分は写真よりわかるように合金層形状が複雑なため、X線ビームが合金層部分から再び鉄素地に入り、鉄素地部分を線分析したためである。この場合に他と異なる点は鉄素地には約 5%Si が存在するが、合金層に接した部分 ($A_1, A_2 \sim A_3$) における Si は鉄素地よりも、かなり多くなっていることである。

Photo. 5 は **Fig. 17** とまったく同じ処理の試料について左はその光学顕微鏡写真を示し、右は同一部分を EPMA を用いてえた Si-K α の EBS 像を示す。EBS 像中特に白い部分は Si 量の多いことを示している。**Photo. 5** から、合金層に接した鉄素地部分はどこでも Si 量が多くなっていることがわかる。すなわち、合金層中に存在しうる Si 量に限度があり（この場合 2~3%Si 程度と思われる）鉄材中の Si 量がこれより高い場合には合金層中に入りきれない Si がしだいに合金層に近い鉄素地中に濃縮されることを示すようである。

Table 2 は炭素鋼を Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬してえた合金層を粉末とし、X線回折を行なった結果を示している。なお比較のため純アルミニウム溶湯中で作った合金層についての結果¹⁾も併記してある。**Table 2** より、Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬してえた合金層中にはじょうかんの未知の回折線を除いては純アルミニウム溶湯の場合と同様に Fe_2Al_5 が存在することがわかる。

Table 3 は炭素鋼を Al-12.4%Si 溶湯中に浸漬し、比較的厚く作った合金層を表中に示したように鉄側から順次 (A~F) X線回折した結果を示してある。図中○印は反射X線より α 値を求め、その結晶が明らかに存在すると考えた場合を示し、×印は存在しない場合を示してい

Table 2 Confirmation of reaction zone produced on high carbon steel by using X-ray analysis technique. (powdered)

d value (measured)		d value (powder diffraction file by ASTM)				
(1) Pure aluminum	(2) Al-12.4%Si	Fe (I/I ₀)	Fe_2Al_5	$FeAl_3$	Al	Si
4.05 3.89	4.05		3.86(24)	4.05(40)		
3.68	3.83			3.68(60)		
3.54	3.46			3.54(60)		
3.20	3.21 3.13		3.20(40)			3.14(100)
	3.08 2.58					
2.33	2.34			2.34(60) 2.25(40)	2.34(100)	
2.12	2.12		2.11(100)	2.23(40) 2.12(40)		
2.09	2.08			2.09(100) 2.08(40)		
2.06 2.05	2.07 2.05		2.05(100)	2.06(100)		
2.04 2.02	2.02	2.03(100)		2.04(100) 2.02(100)	2.02(47)	

る。この結果と EPMA の線分析結果から、炭素鋼を純アルミニウム溶湯中に浸漬した時の合金層とまったく同様に、この場合の合金層も 2 層あり鉄側の柱状晶 (B, C) は Fe_2Al_5 の結晶構造を持ち、アルミニウム側の粒状晶 (D) は $FeAl_3$ と Al が存在するように思われる。粒状晶

Table 3 Confirmation of phases in reaction zone by using X-ray analysis technique. (High carbon steel dipped liquid Al-12.4%Si alloy at 700 °C)

Position		Phases					
		α -Fe	Fe_2Al_5	$FeAl_3$	Al	Si	X
Matrix	A 0 mm	○	×	×	×	×	×
	B 0.26	○	○	×	×	×	×
Columnar	C 0.71	×	○	×	×	×	×
Fine particle	D 1.01	×	○	○	○	○	○
	E 1.41	×	○	○	○	○	○
Aluminum	F 1.96	×	×	○	○	○	○

○ Confirmed

× Not confirmed

(A) Photomicrograph (B) EBS image (Si-K α)

Photo. 5 Si segregation in reaction surface of Fe-5%Si alloy treated in pure liquid aluminum for 4 hr. at 770 °C.

より相当離れたアルミニウム中 (F) では FeAl_3 , Al, Si および未知線が混在する。

4. 結 論

3種の炭素鋼および鋳鉄を Al-0.5, 2, 6 および 12.4% Si 溶湯中に浸漬した場合と Fe-1, 3, 5 および 8% Si 合金を純アルミニウム溶湯中に浸漬した場合の鉄材の侵食減量, Fe-Al 合金層の厚さ, 形状, かたさ, および合金層中の元素の濃度分布等を調べた結果つぎのことがわかった。

(1) 浸漬温度を溶融点上 110°C とした Al-Si 溶湯中に鉄材を浸漬した時の鉄材の侵食減量は溶湯中 Si 量が増加するとじやっかん減少する程度であるが, 溶湯温度を 770°C にした Al-12.4% Si 溶湯では侵食減量が著しく多い。一方この時の合金層の厚さは溶湯中 Si 量が増加するにつれて薄くなった。

(2) Fe-1~8% Si 合金を 770°C 純アルミニウム溶湯中に浸漬した時の侵食減量は鉄中の Si 量に無関係に一定であるが, 合金層厚さは Si 量が多いほど薄くなっている。

(3) Al-Si 合金溶湯中で作った合金層が純アルミニウム溶湯中で作った合金層より薄いのは溶湯中 Si が合金層の成長を抑制するためではなく, 合金層の溶湯中への溶入を促進させるためであると思われる。

(4) Si を鉄材中に添加してもアルミニウム溶湯中に添加しても生成する合金層は 2 層あり, 鉄側の層は Fe_2Al_5 であり, アルミニウム側の層は FeAl_3 が主体であると思われる。また Fe_2Al_5 への Si の存在限度は約 2~3% であると考えられ, 鉄中にそれ以上の Si が存在する場合には合金層に近い鉄素地中に Si 量の多い層を形成する。

(5) 合金層のかたさは鉄側の柱状晶中では約 Hv900~1100, アルミニウム側の粒状晶中では Hv500~800 であり, Si を添加しない時に生成する合金層のかたさとまったく同じでありこれよりかたさが低くなる傾向は認められない。

参 考 文 献

- 1) 小松, 中村, 藤田: 軽金属, **18** (1968), 467.
- 2) P. T. Stroup, G. A. Purdy: Metal Progress, **57** (1950) 59.
- 3) 多賀谷, 伊佐, 谷: 金属表面处理, **10** (1959), 363.
- 4) D. O. Gitting, D. H. Rowland et al.: A.S.M., **43**, (1951), 587.
- 5) 幸田, 諸住, 金井: 日本金属学会誌, **26** (1962), 764.
- 6) 嵯峨 : 日本金属学会誌, **21** (1957) 114.
- 7) 森永, 高橋, 加藤, 宮川: 軽金属, **13** (1963) 60.

学 会 日 誌

●常任理事会 (No. 18)

9月18日 (水) 午前 軽金属協会

- 1 軽金属選考委員会委嘱に関する件
- 2 第35回秋期大会実施計画に関する件
- 3 シンポジウムに関する件
- 4 第36回春期大会実行委員委嘱に関する件
- 5 新入会員承認に関する件
- 6 その他

●第3回小山田記念賞選考委員会 (No. 2)

9月4日 (水) 午後 軽金属協会

- 1 第1次選考方法について
- 2 第2次選考方法について
- 3 第3次選考方法について
- 4 応募または推薦状況報告

●第3回小山田記念賞選考委員会 (No. 3)

9月18日 (水) 午後 軽金属協会

- 1 第1次投票結果報告
- 2 第2次選考投票
- 3 第3次選考の件

●企画委員会 (No. 18)

9月9日 (月) 午後 軽金属協会

- 1 第35回秋期大会に関する件
- 2 プログラム編成
- 3 第35回秋期大会開催準備に関する件
- 4 霞ヶ関ビルの映画
- 5 第36回春期大会に関する件

●編集委員会 (No. 28)

9月2日 (月) 午後 軽金属協会

- 1 軽金属10月号掲載論文に関する件
- 2 査読に関する件