アルミニウム合金/鋼スポット溶接部の 界面組織と強度について

王 楠^{1,*} 山口 富子² 西尾 一政³

¹九州工業大学大学院生命体工学研究科

²九州工業大学大学院工学府

³西日本工業大学

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 77, No. 7 (2013), pp. 259–267

© 2013 The Japan Institute of Metals and Materials

Interfacial Microstructure and Strength of Aluminum Alloys/Steel Spot Welded Joints

Nan Wang^{1,*}, Tomiko Yamaguchi² and Kazumasa Nishio³

¹Graduate School of life Science and Systems Engineering, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu 808-0196

²Faculty of Engineering, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu 804-8550

³Nishinippon Institute of Technology, Miyako-gun, Fukuoka 800-0394

In order to reduce carbon emission, aluminum alloy has been being considered to get light weight car body in automotive industry. But it is difficult to obtain highly reliable joint of aluminum alloy and steel because of the production of hard and brittle intermetallic compounds during the welding process. In this study, aluminum alloys were welded to cold-rolling steel SPCC by resistance spot welding. Effects of welding conditions and alloy element Si, Cu and Mg in aluminum alloy on growth of intermetallic compounds at weld interfacial zones and weld strength of aluminum alloys/SPCC joints were investigated. The intermetallic compound layer was formed of Fe_2Al_5 adhering to the steel and FeAl_3 adhering to aluminum alloy, and the thickness varied with positions along the interface. From EBSD results, the Fe_2Al_5 layer has columnar grains which grew with the $\langle 001 \rangle$ direction perpendicular to the interface of spot welded joint. Diffusion of Si in aluminum alloy happened at the interface, which might inhibit the growth of intermetallic compounds, whereas diffusion of Mg and Cu was not found at the interface by EPMA analysis results. Hardness of intermetallic compound Fe_2Al_5 was affected by the diffusion of Si in aluminum alloy. The tensile shear strength of joint increased with the increasing of welding time, and the maximum tensile shear load was obtained at welding time of 0.134 s and 0.167 s. [doi:10.2320/jinstmet.J2012070]

(Received December 7, 2012; Accepted April 2, 2013; Published July 1, 2013)

Keywords: resistance spot welding, intermetallic compound, aluminum alloy and steel, tensile shear test, electron backscattered diffraction (EBSD)

1. 緒 言

地球温暖化などの深刻な環境問題により、自動車産業では、車体の軽量化を図るため、アルミニウム合金などの軽金属の採用が図られているが、アルミニウム合金のみで車を製造するには、コスト面や強度の面で問題が生じる。これを解決するために、最近ではアルミニウム合金と鋼を適材適所に活用する「材料ハイブリッド構造」が検討されている¹⁻⁵⁾。

アルミニウム合金と鋼の異種金属接合は、摩擦攪拌接合⁶⁾、レーザ溶接⁷⁾、固相拡散接合⁸⁾などの接合技術を用いて検討されている。しかしながら、アルミニウムと鋼の溶接界面には脆弱な金属間化合物(以後 IMC と記す)が形成され、信頼性の高い継手が得られない。この改善策として界面組織制御が重要になる。Al/Fe の IMC については、様々な

分野の研究者が報告している。Hot dip 法により、Fe 基 Al コーティング材の作製においてはアルミニウム合金にシリコンを添加することによって界面反応層の厚さが減少する⁹⁾。固相拡散接合法を用いたアルミニウム合金と低炭素鋼の異種金属継手において、アルミニウム合金にシリコンと銅を添加することによって界面反応層が改善される報告もある^{10,11)}。著者らは、真空圧延接合法を用いてアルミニウム合金/鋼クラッド材を作製し、そのクラッド材に熱処理を施し、この際の IMC の厚さに及ぼすアルミニウム合金中の Si, Cu および Mg の影響について検討している¹²⁾。しかし、スポット溶接部の特性に及ぼす合金元素の影響についてはあまり報告されていない。

そこで、本研究では、化学組成が異なるアルミニウム合金と一般冷間圧延鋼板 SPCC とのスポット溶接部の組織および溶接部強度に及ぼす溶接条件および合金元素の影響について検討した。

* 九州工業大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu Institute of Technology)

Table 1 Chemical compositions, solidus temperature and hardness of aluminum alloys used.

Materials							Solidus temperature (TG-DTA), T/K	Hardness, HV
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Al		
N2	0.15	0.03	0.49	4.52	0.01	Bal.	838	62
N5	0.39	0.03	0.03	2.48	0.01	Bal.	866	45
N6	0.40	0.03	0.49	2.45	0.01	Bal.	857	44

Table 2 Chemical compositions of SPCC used.

Material					
	C	Si	Mn	P	S
SPCC	0.07	0.013	0.36	0.014	0.009

2. 使用材料および実験方法

本実験では合金元素 Si, Cu および Mg の影響を調査するため, Table 1 に示す化学組成のアルミニウム合金 N2, N5 および N6 を用いた. 板厚は 1 mm である. また, TG-DTA 法により測定したアルミニウム合金の固相線温度およびそれぞれのアルミニウム合金(焼なまし材)の硬さも Table 1 に示す. 鋼は板厚 1 mm の一般冷間圧延鋼板 SPCC を使用した. Table 2 に化学組成を示す.

抵抗スポット溶接には, アロー梯製単相交交流式定置型スポット溶接機(AS-100)を用いた. 仕様は定格一次電圧 220 V, 最大短絡電流 26 kA, 定格周波数 60 Hz, 最大加圧力 4.9 kN である. 電極は, クロム銅製で曲率半径 $R75$ の電極を用いた.

スポット溶接の前処理としては, アルミニウム合金と鋼の被溶接面をエメリー紙(# 100)で研磨および脱脂した. 溶接条件は, 溶接電流 I を 10.5 kA, 溶接加圧力 F を 1 kN と一定にして, 溶接時間 t を 0.067~0.200 s (4~12 cycle) として溶接を行った. また, 溶接界面に生成した IMC の組織観察および硬さを測定するため, 溶接時間を $t=0.400$ s と長くして溶接を行った.

溶接部のほぼ中央断面において, 光学顕微鏡(OM)および電界放射型電子顕微鏡(FE-SEM)を用いて, 溶接部のマイクロ組織を観察した. IMC の厚さを測定する際, 1000 倍の写真を用い, 1 視野につき約 8 μm 間隔に 10 カ所の厚さを測定した. アルミニウム合金と SPCC との溶接界面において, 電界放射電子線マイクロアナライザ(FE-EPMA)により分析を行い, 溶接部の合金元素の拡散状況を調査した. 本研究で用いた EPMA 分析装置の電子線スポット径は約 0.1 μm である. IMC の結晶構造を調査するため, 溶接部において EBSD(Electron Backscattered Diffraction)解析を行った.

IMC の硬さを調べるため, ナノインデンテーションによって硬さを測定した. また, 溶接部強度を調査するために, 各条件で 4 本ずつの試験片を用意し, 島津試験機サービス梯製のオートグラフ(AG-10TD)を用いて, クロスヘッドスピードを 1.5 mm/min で, 引張せん断試験を行った. Fig. 1 に引張せん断試験片の形状および寸法を示す. 引張破断後, 破断位置を調査するため, EPMA およびエネルギー分散型 X 線分光器(EDS)を用いて, 引張せん断破面における組織

Fig. 1 Shape and dimensions of piece for tensile shear test.

観察ならびに組成分析を行った.

3. 実験結果および考察

3.1 溶接部における IMC の組織および結晶構造

3.1.1 IMC のマイクロ組織の観察

Fig. 2 に観察位置の略図を示す. 観察位置はナゲットの半径を $r=1$ としたとき, $r=0$ はナゲット中心部, $r=1/2$ はナゲット中心部と外周部の中間部, $r=1$ はナゲット外周部であり, これらの 3 箇所を観察した. Fig. 3 に溶接時間 $t=0.167$ s の場合の N2/SPCC の溶接界面におけるマイクロ組織を示す. 観察位置によって, IMC の形状および厚さは異なることが分かる. IMC は, ナゲットの中央部 $r=0$ のところではほぼ均一に生成し, $r=1/2$ のところで SPCC 側に向かって厚く舌状に生成し, $r=1$ のところでは薄くほぼ均一に生成している.

IMC は一層で構成されているように見えるが, 溶接時間を $t=0.400$ s と長くして溶接した場合の溶接部を高倍率で観察すると, Fig. 4 に示すように, 二層の IMC の生成が認められる. N2 アルミニウム合金側に, 約 0.3 μm の針状 IMC がアルミニウム側に向かって生成し, SPCC 鋼側には不均一な舌状の IMC が鋼側に向かって生成している.

3.1.2 IMC の同定

スポット溶接部近傍の元素の濃度分布を調査するため, EPMA 分析を行った. Fig. 5 に $t=0.167$ s の溶接時間でスポット溶接を行った場合の N2/SPCC の溶接部における EPMA による線分析の結果を示す. N2 アルミニウム合金と SPCC の界面付近において Al と Fe の濃度の混合領域が見られ, IMC の形成が認められる. ZAF 補正により, IMC は FeAl_3 および Fe_2Al_5 と考えられる.

Fig. 6 に N2/SPCC 溶接部引張せん断破面の N2 側および SPCC 側における XRD 分析結果を示す. 2 種類の金属間化合物 Fe_2Al_5 および FeAl_3 が同定された. この結果と EPMA

Fig. 2 Schematic diagram of spot welded joint.

Fig. 3 Microstructures on weld interface of N2/SPCC spot welded joint (N2/SPCC, 10.5 kA × 1 kN × 0.167 s).

Fig. 4 Magnified micrograph at the position of $r=1/2$ using FE-SEM (N2/SPCC, 10.5 kA × 1 kN × 0.400 s).

Fig. 5 Result of EPMA line analysis on weld interface of N2 aluminum alloy/SPCC (N2/SPCC, 10.5 kA × 1 kN × 0.167 s).

の結果とが合致した。つまり、アルミニウム合金と鋼をスポット溶接した際に生成したアルミニウム合金側の針状のIMCは FeAl_3 であり、鋼側の舌状のIMCは Fe_2Al_5 であることが分かった。この結果は、R. Qiuらおよび迎らの結果と同様である¹³⁻¹⁶⁾。

3.1.3 IMCの結晶構造解析

本研究では、 Fe_2Al_5 相の結晶構造のデータを用い、EBSD解析を行った。しかし、 FeAl_3 相は約 $0.3\mu\text{m}$ と薄く、菊池パターンが得られなかったため、 FeAl_3 相におけるEBSD解析はできなかった。Fig. 7に溶接時間 $t=0.400\text{ s}$ で溶接したN2/SPCCの溶接界面におけるEBSD解析結果を示す。(a)に、測定領域のSEM画像を示す。(b),(c)および(d)には、それぞれNormal Direction (ND), Rolling Direction (RD)およびTransverse Direction (TD)方向の結晶方位および結晶粒界を示す。(b)から、 Fe_2Al_5 は複数の柱状晶から構成されていることが分かる。柱状晶は被溶接面に垂直方向に成長し、同じ結晶粒の中に、小傾角粒界が存在している。さらに、 Fe_2Al_5 の結晶粒はほぼ赤色調であることから、優れた配向性を有することが分かった。三つの逆極点図方位マップより、アルミニウム合金と鋼をスポット溶接する際に、溶接界面において生成した Fe_2Al_5 相は溶接面において、 $\{001\}\langle 110\rangle$ 結晶方位を有する。また、 Fe_2Al_5 の結晶粒の成長方向 $\langle 001\rangle$ は溶接面に垂直方向(ND)であった。

Fe_2Al_5 相が $\langle 001\rangle$ 方向に沿って成長する理由は次のように考えられる。平野らの研究により、 $\alpha\text{-Fe}$ 中において、Al原子の拡散はFe原子の拡散より速いことから、 Fe_2Al_5 の成長

Fig. 6 Results of XRD on the tensile shear fracture of N2/SPCC spot welded joint (N2/SPCC, 10.5 kA $\times$ 1 kN $\times$ 0.167 s).

には Al 原子の拡散が支配的であると考えられる¹⁷⁾. また, Fe_2Al_5 の結晶構造は Fig. 8 に示すように斜方晶系であり, c 軸の格子点は Al 原子によって占拠されているが, Fe_2Al_5 格子中では, 空孔が 30% 存在している¹⁸⁾. したがって, アルミニウム合金と鋼をスポット溶接する際に, 溶接部における Al 原子は Fe_2Al_5 の c 軸 $\langle 001 \rangle$ 方向に沿って急激に拡散する.

3.2 IMC の成長および硬さに及ぼす溶接時間および合金元素の影響

Fe_2Al_5 および FeAl_3 は OM で区別できないため, ここでは, 両者を区別せずに IMC の厚さとして測定した. ナゲット中の IMC の分布状況を調査するため, ナゲットの全長に亘り約 8 μm 間隔で溶接部における IMC の厚さを測定した.

Fig. 9 に溶接時間 $t=0.067$ s, 0.134 s および 0.200 s の場合の N2/SPCC 溶接部における IMC の厚さ分布とその近似曲線を示す. 溶接時間が短い $t=0.067$ s では, ナゲットの中央部において, IMC は大きく成長している. また, ナゲットの中心を軸として, 両端の IMC が対称に成長している. 溶接時間が $t=0.134$ s では, ナゲット中に IMC は均一に成長している. 一方, 溶接時間が $t=0.200$ s では, ナゲットの $r=1/2$ のところで, IMC が大きく成長している. これは, 溶接時間の増加とともに溶接部は発熱量が大きくなり, 溶接部が柔らかくなるので, 先端球形の電極がアルミニウム板の中へ喰い込んでいき, 電極と板の接触面積が増加することにより, 電流密度の分布状況や電極による冷却効果が異なるものと考えられる.

Fig. 10 に, N2/SPCC, N5/SPCC および N6/SPCC のナゲット $r=0$ および $r=1/2$ の溶接界面における IMC の厚さと溶接時間との関係を示す. N2/SPCC 溶接部の IMC は N5/SPCC および N6/SPCC 溶接部の IMC より厚く生成している. これは, Table 1 に示したように N2 アルミニウム合金の固相線温度が N5 および N6 アルミニウム合金より低いためと考えられる. 溶接する際に, N2 アルミニウム合金の被溶接面が溶融している時間は N5 および N6 アルミニウム合金より長いと考えられるため, N2/SPCC 溶接界面において, Al 原子の拡散時間が最も長いと考えられる. そのため, N2/SPCC 溶接部の IMC は厚く生成した.

また, IMC 中に拡散した元素も IMC の成長に影響を及ぼすと考えられるため, EPMA 面分析も行った. Fig. 11 に N2/SPCC, N5/SPCC および N6/SPCC の溶接界面における EPMA 分析結果を示す. アルミニウム合金母材の合金元素 Mg および Cu の含有量に関係なく, いずれの組み合わせでも, IMC の中に Mg および Cu の拡散は見られない. 一方, 合金元素 Si は IMC の中に拡散していることが分かる. また, アルミニウム合金の中の Si の含有量が多いため, IMC 中に拡散した量も多いと考えられる. これは, Al 原子が Fe_2Al_5 斜方晶系の c 軸に沿って, 拡散するので, アルミニウム合金の中に Si が存在すると, Si は一部 Al 原子に置換し, IMC の中に拡散したものと考えられる. その結果, Si は Fe_2Al_5 の成長を抑制する効果があると考えられる.

次に, IMC の硬さに及ぼす合金元素の影響を調査するため, 溶接電流 $I=10.5$ kA, 加圧力 $F=1$ kN, 溶接時間 $t=$

Fig. 7 Inverse pole figure of Fe_2Al_5 on weld interface of N2 aluminum alloy/SPCC spot welded joint (N2/SPCC, 10.5 kA $\times$ 1 kN $\times$ 0.400 s).

Fig. 8 Three elementary cells of Fe_2Al_5 placed next to one another.

0.400 s の溶接条件でスポット溶接を行った N2/SPCC, N5/SPCC および N6/SPCC 溶接部の IMC の硬さを測定した。比較のため、同じ条件で A1050/SPCC 溶接部の IMC の硬さも測定した。Fig. 12 に各材料の溶接部に生成した IMC に対して 2.94 mN の荷重で行ったナノインデンテーション測定結果を示す。多量の Si が拡散した N5/SPCC および N6/SPCC 溶接部の IMC の硬さは高く、微量の Si が拡散した N2/SPCC 溶接部の IMC の硬さは低い。Si を含有していない A1050/SPCC 溶接部の IMC の硬さは最も低い。以上のことから、IMC 中に拡散した Si 量が IMC の硬さに影響を及ぼし、拡散した Si の量が多いほど、IMC の硬さは高くなることが分かった。

Fig. 9 IMC layer thickness distribution with different welding times; (a) 0.067 s, (b) 0.134 s, (c) 0.200 s (N2/SPCC, 10.5 kA × 1 kN).

3.3 溶接部の引張せん断強度

3.3.1 引張せん断強度に及ぼす溶接時間の影響

Fig. 13(a)および(b)に引張せん断後の破面の溶接部の破断形状を示す. (a)のように SPCC 側にアルミニウム合金が溶接されたまま残っている場合をプラグ破断とし, (b)の

Fig. 10 Effects of welding time and materials on IMC layer thickness; (a) $r=0$, (b) $r=1/2$ (10.5 kA × 1 kN).

Fig. 11 Results of EPMA mapping analysis; (a) N2/SPCC, (b) N5/SPCC, (c) N6/SPCC (10.5 kA × 1 kN × 0.167 s).

Fig. 12 Nano-indentation hardness of IMC Fe_2Al_5 in different spot welded joints ($10.5 \text{ kA} \times 1 \text{ kN} \times 0.400 \text{ s}$).

Fig. 13 Macro-photographs of fracture surfaces; (a) plug fracture, (b) shear fracture.

Fig. 14 Effects of welding time and materials on tensile shear load ($10.5 \text{ kA} \times 1 \text{ kN}$).

ように溶接界面で破断した場合をシャー破断とした。

Fig. 14 に N2/SPCC, N5/SPCC および N6/SPCC 溶接部の引張せん断荷重と溶接時間の関係を示す。図中の白抜き記号は 100% シャー破断, 半分の白抜き記号は 75% シャー破断が発生した場合を示す。N2/SPCC の組み合わせは, すべてシャー破断であった。N5/SPCC および N6/SPCC の組み合わせでは, 溶接時間 0.167 s の場合にプラグ破断が認められた。溶接時間が短い場合は, ナゲットが急激に成長するため, 引張せん断荷重も急激に増加する。溶接時間 0.134 s

Fig. 15 Effects of welding time and materials on tensile shear strength ($10.5 \text{ kA} \times 1 \text{ kN}$).

および 0.167 s で最大の引張せん断荷重が得られた。

シャー破断が発生した継手の引張せん断荷重と溶接面積を用い, 引張せん断強度を求めた。Fig. 15 に引張せん断強度に及ぼす溶接時間の影響を示す。同じシャー破断であるが, N2/SPCC 溶接部の引張せん断強度は, N5/SPCC および N6/SPCC の引張せん断強度より高いことが分かる。理由を調査するため, 引張せん断後の破面を EPMA および EDS 分析を行った。

Fig. 16(a) に N2/SPCC 溶接部引張せん断破面の SPCC 側の Fe 元素の分布状態を示す。EPMA および EDS 分析により, 破断形態は 3 種類に分類された。それぞれの破断形態を Fig. 16(b), (c) および (d) に示す。(b) は IMC 内部, (c) はアルミニウム合金と FeAl_3 の界面, (d) はアルミニウム合金ナゲット内部で破断している。また, Fig. 16(a) より, 破断面積 II は破断面積 I より, 大きいことが分かる。そのため, アルミニウム合金と FeAl_3 の界面での破断は, IMC 内部での破断より発生しやすいと考えられる。これは, アルミニウムと FeAl_3 の結晶構造が大きく異なっており, かつ熱膨張係数の差も大きいため, 引張せん断の際に, アルミニウム合金と FeAl_3 の界面での破断が生じやすいと考えられる。

各溶接条件の破断面の分析結果により, N2/SPCC の溶接部は, ほとんどが II の破断形態, N5/SPCC および N6/SPCC の溶接部は, ほとんどが III の破断形態となっていた。これは, Table 1 に示したように, 約 2.5% Mg を含有する N5 および N6 アルミニウム合金の強度は低いため, 引張せん断試験を行うと, アルミニウム合金のナゲット内部で破断し, 低い引張せん断強度が得られた。一方, N2 アルミニウム合金の強度が高く, 引張せん断破断は N2 アルミニウム合金より強度が低い IMC とアルミニウム合金の界面で生じた。そのため, アルミニウム合金母材の強度は, 溶接部の引張せん断強度に影響していると考えられる。すなわち, 合金元素 Mg を多量に含有する N2 アルミニウム合金は, 鋼とのスポット溶接部の引張せん断強度は高い。一方, Cu については, 顕著な影響は認められなかった。

3.3.2 引張せん断強度に及ぼす IMC 厚さの影響

Fig. 17 にアルミニウム合金と SPCC 鋼のスポット溶接部

Fig. 16 Fracture modes observed in tensile shear testing of N2 aluminum alloy/SPCC spot welded joint.

Fig. 17 Effect of thickness of IMC on tensile shear strength (10.5 kA × 1 kN × 0.067 s ~ 0.200 s).

の引張せん断強度に及ぼす IMC 厚さの影響を示す。IMC の厚さが同じでも、引張せん断強度に大きな違いがある。これはアルミニウム合金の種類の影響が顕著に生じているためである。同一のアルミニウム合金と鋼の組み合わせにおいては、引張せん断強度に及ぼす IMC 厚さの影響は見られない。迎らは、真空圧延接合法により作製したアルミニウムクラッド鋼(99.99%Al/SS400)に対して、アルミニウムの融点直下までの温度において加熱処理を行い、接合部に形成された IMC の成長挙動と接合部のせん断強さについて検討した。IMC が約 1.5 μm 以上に成長すると、せん断強度は急激に低下する¹⁴⁾。すなわち、IMC の厚さは一定の値になると、接合部強度が急激に低下する。一方、本研究のアルミニウム合金と鋼のスポット溶接部に生成した IMC はほとんど 2 μm 以下であったため、溶接部の引張せん断強度に及ぼす IMC の影響は非常に小さいことが明らかになった。

4. 結 論

化学組成が異なるアルミニウム合金 N2, N5, N6 および一般冷間圧延鋼板 SPCC を供試材として、スポット溶接し、溶接部の組織および溶接部の強度に及ぼす接合条件および合金元素の影響について検討した。主な結果は以下のとおりである。

(1) アルミニウム合金と鋼のスポット溶接界面には、アルミニウム合金側には、薄い針状の FeAl_3 、鋼側には不均一な舌状の Fe_2Al_5 が生成していることが分かった。また、 Fe_2Al_5 の結晶粒の成長方向 $\langle 001 \rangle$ は溶接面に垂直方向 (ND) であった。 Fe_2Al_5 相は溶接面において、 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 結晶方位を有していることが明らかになった。

(2) 金属間化合物の中に、合金元素 Mg および Cu の拡散は確認できなかったが、合金元素 Si の拡散が認められた。そして、Si の拡散によって、金属間化合物の厚さは減少し、その硬さは高くなった。

(3) 引張せん断荷重は、溶接時間の増加とともに増大し、溶接時間 0.134 s および 0.167 s の場合において最大荷重が得られた。

(4) 引張せん断強度は、合金元素 Mg を多量に含有するアルミニウム合金と鋼とのスポット溶接部において最も高い値を示した。

(5) 金属間化合物の厚さは 2 μm 以下と薄いため、溶接部の引張せん断強度に及ぼす金属間化合物の影響は小さかった。

本研究を遂行するに当たり、九州工業大学機器分析センターの三好規子技術職員には EPMA 分析においてご協力頂きました。福岡県機械電子研究所には引張せん断試験においてご協力を頂きました。ご協力頂いた方々に深く謝意を表します。

文 献

- 1) T. Ohtani and J. Takai: *Materia Japan* **39**(2000) 878-882.
- 2) K. Fukizawa, S. Koike and K. Sibata: *Materia Japan* **39**(2000) 17-24.
- 3) M. Maruyama: *Materia Japan* **39**(2000) 31-37.
- 4) K. Mori: *Journal of JSAE* **61**(2007) 13-17.
- 5) S. Seiji: *Journal of JSAE* **61**(2007) 24-29.
- 6) M. Watanabe, T. Ookawa and S. Kumai: *J. JILM* **57**(2007) 536-541.
- 7) K. J. Lee, S. Kumai, N. Kawamura, N. Ishikawa and K. Furuya: *Mater. Trans.* **48**(2007) 1396-1405.
- 8) T. Ogura, K. Ueda, Y. Saito and A. Hirose: *J. JILM* **61**(2011) 250-254.
- 9) G. Eggeler, W. Auer and H. Kaesche: *J. Mater. Sci.* **21**(1986) 3348.
- 10) T. Ogura, H. Umeshita, Y. Saito and A. Hirose: *Quarterly Journal of JWS* **27**(2009) 174-178.
- 11) Y. Saito, H. Umeshita, T. Ogura and A. Hirose: *Quarterly Journal of JWS* **27**(2009) 187-191.
- 12) T. Hamao, T. Yamaguchi, H. Ohtani, K. Nishio, A. Fukumoto and Y. Okajima: *Preprints of the National Meeting of JWS*, (2010) pp. 138-139.
- 13) R. Qiu, C. Iwamoto and S. Satonaka: *J. Mater. Process. Technol.* **209**(2009) 4186-4193.
- 14) S. Mukae, K. Nishio, M. Katoh, T. Inoue and K. Sumitomo: *Quarterly Journal of JWS* **12**(1994) 528-533.
- 15) N. Wang, T. Yamaguchi and K. Nishio: *Applied Mechanics and Materials* **117-119**(2012) 1895-1899.
- 16) W. Zhang, D. Sun, L. Han, W. Gao and X. Qiu: *ISIJ Int.* **51**(2011) 1870-1877.
- 17) K. Hirano and A. Hishinuma: *J. Japan Inst. Metals* **32**(1968) 516-521.
- 18) A. Bahadur and O. N. Mohanty: *Mater. Trans., JIM* **32**(1991) 1053-1061.