高速双ロールキャストにより作製した 鉄量の多い 6022 アルミニウム合金板の機械的性質

徳田 健二***・熊井 真次***・鈴木 健太****
石原 暁子*****・羽賀 俊雄*****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 57, No. 10 (2007), pp. 444-449

Mechanical properties of 6022 aluminum alloy sheets with high iron content fabricated by a high-speed twin-roll caster

Kenji TOKUDA***, Shinji KUMAI***, Kenta SUZUKI****
Akiko ISHIHARA***** and Toshio HAGA*****

Influence of iron content (0.2–1.0 mass%) and solidification rates (3–1200°C/s) during casting on mechanical properties of 6022 base aluminum alloys were investigated. Molten alloys were cast into about 3 mm thick plate by a vertical-type high-speed twin-roll caster (HSTRC). Conventional book-type mold casting with a thickness of 5 mm and 50 mm were also fabricated for a purpose of comparison. The castings were rolled into 1 mm-thick sheets and then heat-treated. Iron content had a small effect on tensile strength of the sheet for both T4 temper and after baking-treated conditions. While, elongation decreased with increasing iron content. Solidification rates also had a small effect on the strength, though HSTRC sheet exhibited a little higher strength. This is considered to be due to higher solute content in the Al matrix of the rapidly solidified HSTRC product. Bendability was also deteriorated with the increase of iron content. It was remarkable for the sheet produced from the 50 mm-thick plate with the low solidification rate. Improved bendability of the sheets fabricated from high solidification rate products (HSTRC and 5 mm-thick plate) was considered to be mainly due to the finer second phase particles.

(Received March 14, 2007 Accepted June 8, 2007)

Keywords: twin-roll cast, 6022 aluminum alloy, cooling rate, mechanical property

1. 緒 言

近年、自動車パネルなどへの 6000 系アルミニウム合金板の適用が進展しており、今後も更に拡大していくことが期待されている。使用量の増加に伴い、スクラップの有効活用が不可欠となるが、6000 系アルミニウム合金はスクラップ中の代表的な不純物である鉄を多く含むと成形性や曲げ性などの機械的性質が低下することが知られている^{1),2)}。特性低下の原因としては粗大な第 2 相粒子の影響が大きいとされており、急冷凝固が可能となる双ロール鋳造法を代表とする薄板連鋳プロセスを活用し、第 2 相粒子の微細化による鉄の無害化が検討されている^{3),4)}。

Haga らは従来の横型双ロールキャストの一つの欠点である低い生産性（鋳造速度：1 m 前後/分）を克服することが可能な高速双ロールキャストを開発してきている^{5),6)}。高速双ロー

ルキャストでは従来の 10~100 倍の速度（鋳造速度：最大 150 m/分）での鋳造が可能であり、凝固時の冷却速度も 10 倍前後となることが確認されており、生産性の大幅な向上に加えて、鉄などの不純物元素の許容量拡大が期待される。Suzuki らは高速双ロールキャストを用いて 6063 合金をベースとして鉄含有量の影響を調査し、鉄含有量 0.7% までは特性が低下しないことを確認している⁶⁾。本研究では、代表的な自動車パネル用合金である 6022 合金をベースとして鉄含有量と凝固速度の影響を調査し、高速双ロールキャストによる特性改善の可能性を検証した。

2. 実験方法

6022 合金をベースとし、鉄を添加することにより鉄含有量 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0 mass% の 5 種類の合金を作製した。Table 1 に作製した合金の化学組成を示す。それぞれの合金を高速

* 東京工業大学大学院生（〒 226-8502 神奈川県横浜市緑区長津田町 4259）。Graduate student, Tokyo Institute of Technology (4259 Nagatsuda, Midori-ku, Yokohama-shi, Kanagawa 226-8502).

** (株)神戸製鋼所真岡製造所アルミ板研究部（真岡市）。Aluminum Sheets & Coils Research Department, Moka Plant, KOBE STEEL Ltd. (Moka-shi, Tochigi).

*** 東京工業大学（横浜市）。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa).

**** 東京工業大学（横浜市）〔現在：日本軽金属(株)（静岡市）〕。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology [Present: Nippon Light Metal Co., Ltd. (Shizuoka-shi, Shizuoka)].

***** 東京工業大学大学院生（横浜市）〔現在：日産自動車(株)〕。Graduate student, Tokyo Institute of Technology [Present: Nissan Motor Co., Ltd.].

***** 大阪工業大学（大阪市）。Department of Mechanical Engineering, Osaka Institute of Technology (Osaka-shi, Osaka).

Table 1 Chemical composition (mass%) of alloys used in this study

Element	Fe	Si	Mn	Mg	Ti	Al
0.2% Fe	0.2	1.0	0.1	0.6	0.02	Bal.
0.4% Fe	0.4	1.0	0.1	0.6	0.02	Bal.
0.6% Fe	0.6	1.0	0.1	0.6	0.02	Bal.
0.8% Fe	0.8	1.0	0.1	0.6	0.02	Bal.
1.0% Fe	1.0	1.0	0.1	0.6	0.02	Bal.

ロールキャストと、鋳塊厚さ 5mm と 50mm の 2 種類のブックモールド（金型）を用いて、それぞれ 3 種類の鋳塊を作製した。以降、それぞれの材料を HSTRC 材（High-speed twin-roll cast）、t5 金型材（t5 mold cast）、t50 金型材（t50 mold cast）と呼称する。本研究で用いた縦型の高速双ロールキャストは、ロールに水冷式の純銅ロールを使用するとともに、離型剤を使用しないため、板表面部で数千 °C/s の高い冷却速度を得ることができる。鋳造速度は 60 m/min、鋳造温度は液相線温度より約 5°C 高い 660°C、凝固距離：100 mm、ロール荷重：20 kN、メタルヘッド（ロール間の溶湯溜り深さのことであり、ここでは凝固開始位置での溶湯溜り深さと定義する）：0 mm とし、得られた鋳造板は幅 100 mm、板厚はおよそ 3 mm である。なお、6022 合金の高速ロールキャスト材では、高い冷却速度が得られる鋳造条件では板厚中央部に内部割れが発生する場合があるため、本研究では低メタルヘッドとし、溶湯静水圧を低減して冷却速度を抑制する条件で鋳造板を作製している⁷⁾。

HSTRC 材と t5 金型材は鋳造のまま、一方、t50 金型材は鋳塊厚中央部より 5 mm 厚さに切出したものを元材料として使用した。試作工程のフローチャートを Fig. 1 に示す。約 3 mm 厚（HSTRC 材）と 5 mm 厚（t5 金型材と t50 金型材）の鋳塊は 550°C で 4 時間の均質化熱処理後に冷間圧延により 1 mm 厚とした。得られた板は塩浴炉にて 550°C、30 秒の溶体化処理を行い、水冷後に 70°C、2 時間の予備時効熱処理、更に 40°C で 5 日間保持した後に T4 調質の供試材とした（以降、T4 材と呼称する）。なお、比較として均質化熱処理を省略した工程でも T4 材を作製した。また、自動車外板パネル材として使用される場合のプレス成形工程と塗装焼付け工程を想定して、T4 材に 2% の引張予ひずみを付与した後に 170°C、20 分の焼なましを施してバークハード性の評価のための供試材とした（以降、AB 材と呼称する）。得られた鋳塊については光学顕微鏡観察、T4 材については光学顕微鏡観察と引張試験、曲げ試験、AB 材については引張試験を実施した。

鋳塊組織観察は鋳造方向に対して垂直断面、T4 材の組織観察は圧延平行断面とし、研磨のまま、または研磨後に 2% ふっ化水素酸水溶液にて電圧 25 V、90 秒の陽極酸化処理を施して光学顕微鏡観察を行った。引張試験は圧延平行方向に JIS13B 引張試験片を採取し、インストロン型引張試験機を用いて行った。曲げ試験は圧延平行方向に長さ 200 mm、幅 30 mm に切出した板材に 10% 引張予ひずみを付与し、押曲げ法（JIS Z2248）により内側曲げ半径 0.5 mm の突押し後 180 度密着曲げを実施した。

鋳塊の第 2 相粒子の形態は、熱フェノール抽出後⁸⁾に SEM 観察により行った。T4 材の第 2 相粒子の分布については、圧延平行断面を SEM 観察し、得られた像の画像解析（測定面

Fig. 1 Experimental procedure.

積：1 mm²)により定量測定を行った。また、T4 材の固溶状態の評価は、導電率測定、および熱フェノール抽出液の ICP 発光分析による固溶けい素量の分析を実施した。

3. 実験結果

3.1 鋳塊組織と冷却速度の推定

Fig. 2 に 0.2%Fe と 1.0%Fe 合金のそれぞれの鋳塊表面近傍の光顕組織観察結果例を示す。なお、HSTRC 材と t5 金型材の鋳塊表面は鋳造のままであるが、t50 金型材では表面は機械加工された面である。鋳塊組織は α -Al（明灰色）と Al-Fe-Si 系の晶出物（暗灰色）からなり（一部 Mg-Si 系晶出物も含まれる）、HSTRC 材では鉄量が増加しても晶出物は非常に微細であった。一方、t50 金型材では晶出物は粗大であり、鉄含有量が増加するほどその傾向は顕著であった。また、t5 金型材は HSTRC 材と t50 金型材の中間的な組織形態であったが、鉄量が増加しても晶出物は著しく粗大化することはない。

金型材については、熱電対を用いて凝固時の温度測定を実施し、冷却速度を算出した。t5 金型材と t50 金型材の冷却速度はそれぞれ 93°C/s、3.0°C/s であり、それぞれ通常の横型ロールキャストと DC 鋳造とほぼ同等の冷却速度であった。なお、温度測定のサンプリング周期は 0.1 秒、測定位置は鋳塊厚中央部とし、冷却速度は凝固温度範囲における冷却速度から算出した。Fig. 3 にそれぞれの鋳造材の冷却速度と DAS の関係を示す。HSTRC 材では冷却速度の直接測定は困難であるため、金型材の冷却速度（C）と DAS（ μ m）（t5 金型材と t50 金型材の DAS はそれぞれ 18.3 μ m、112 μ m）の関係より導出される式：DAS=66.7C^{-0.53}を用いて冷却速度を推定した。導

Fig. 2 Optical micrographs of cast plate.

Fig. 3 Estimation of a cooling rate of HSTRC.

出式より得られた HSTRC 材の冷却速度は約 1200°C/s であり、t5 金型材の 10 倍以上の冷却速度であった。なお、高速双ロールキャストでは条件によっては 6000°C/s 程度の冷却速度が得られることがわかっているが⁷⁾、既述したように本研究では铸造割れ抑制のために冷却速度を低減する条件で作製しており、铸造機本来の急冷凝固能力を十分に発揮できていない。

3.2 T4 材のミクロ組織

Fig. 4 に 0.2% Fe と 1.0% Fe の T4 材の板厚表面近傍のミクロ組織観察結果例を示す。結晶粒径は鉄量が多いほど微細であり、0.2% Fe 材では約 40 μm、1.0% 材では 10~20 μm であった。HSTRC 材と金型材では鉄量が少ない場合はほぼ同等の結晶粒径であり、鉄量が多い場合は t50 金型材が他材料よりもやや粗大となる傾向であった。なお、HSTRC 材、金型材は鋳塊からの加工率はそれぞれ約 60%、約 80% であるが、t50 金型材では鋳塊の DAS が粗大であったため、晶出物が層状に分散した組織となっており、均一分散に近い HSTRC 材と t5 金型材とは異なった分散状態であった。

3.3 引張特性

Fig. 5 に均質化熱処理ありの工程での T4 材と AB 材の 0.2% 耐力、Fig. 6 に T4 材の伸びを示す。T4 材の 0.2% 耐力は鉄量と冷却速度によらずほぼ一定であり、130~140 MPa で

あった。一方、AB 材の 0.2% 耐力はいずれの冷却速度材でも鉄量の影響はほとんどなかったが、冷却速度が大きいほど 0.2% 耐力はやや高い傾向にあり、特に HSTRC 材で高い値を示した。T4 材の伸びは冷却速度によらず、HSTRC 材と金型材はほぼ同等であり、鉄量の増加に伴い低下し、0.2% Fe で 25% 以上であったが、1.0% Fe では 20% 程度となった。

Fig. 7 に均質化熱処理なしの工程での T4 材と AB 材の 0.2% 耐力を示す。均質化熱処理ありの工程と同様に、鉄量の影響はほとんどなかった。冷却速度の影響については、T4 材では t50 金型材が全体的に低く、HSTRC 材と t5 金型材は同等であった。一方、AB 材では冷却速度が大きいほど耐力が高い傾向を示し、その差は均質化熱処理ありの工程よりも顕著であった。

3.4 曲げ性

Fig. 8 に曲げ試験後の試験片の外観（上段）および断面観察結果例（下段）を示す。鉄量が増加するに伴い、いずれの材料でも曲げ性が低下した。50t 金型材では鉄量が 0.8% 以上で亀裂が板厚全体を貫通しており、鉄量が多くなると HSTRC 材と t5 金型材よりも曲げ性が顕著に低下した。HSTRC 材と t5 金型材はいずれの鉄量でもほぼ同等の曲げ性を示した。また、均質化熱処理なしの工程では全体的に曲げ性が大きく低下していた。なお、均質化熱処理なしの T4 材耐力レベルは冷却速度によって大きく変化しており、曲げ性の直接比較が困難であったため、結果の詳細については割愛する。

4. 考 察

4.1 引張特性に及ぼす鉄量と凝固時の冷却速度の影響

引張特性に及ぼす鉄量と凝固時の冷却速度の影響として得られた結果をまとめると以下となる。

a) 強度に及ぼす鉄量の影響は小さく、T4 材、AB 材ともに 1.0% Fe 材でも 0.2% Fe 材とほぼ同等の 0.2% 耐力が得られた。ただし、伸びは鉄量の増加に伴い低下した。

b) 凝固時の冷却速度が大きいほど AB 材の 0.2% 耐力は高く、特に均質化熱処理なしの工程ではその傾向が顕著であった。

a) 引張特性に及ぼす鉄量の影響

6000 系合金では鉄量の増加に伴い Al-Fe-Si 系の晶出物量が増加するために固溶けい素量が減少し、時効硬化能が低下

Fig. 4 Micro-structure of T4 sheets.

Fig. 5 Yield strength of T4 and AB sheets.

Fig. 7 Yield strength of T4 and AB sheets. (without homogenization process)

Fig. 6 Elongation of T4 sheets.

するとされている。特に過剰けい素量は時効初期の硬化速度（ベークハード性）に影響を及ぼすことが知られており、鉄量増加によりベークハード性が低下することが報告されている¹⁾。本研究では鉄量増加に伴う AB 材の 0.2% 耐力の低下はほとんどなく、これまでの報告とは異なる結果が得られてい

る。これは、合金成分や均質化熱処理、溶体化熱処理などの試作条件の違い、更にはベーク処理などの評価条件の違いによるものであると思われるが、少なくとも本研究による結果では、1.0% 程度までの鉄量であれば延性は低下するものの、自動車外板用などで重要となるベークハード性はほとんど低下しなかった。

そこで、T4 材の固溶状態の評価を目的として、固溶けい素量の分析と導電率測定を実施した。まず、固溶けい素量については、冷却速度の影響はほとんどなく、0.2% Fe 材で 0.8~0.9% 程度、1.0% Fe 材で 0.55% 前後の値が得られた。固溶けい素量の差は、Al-Fe-Si 系晶出物 { α -AlFeSi (Fe_2SiAl_8 または $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$)、または β -AlFeSi (FeSiAl_5)} 中に取込まれると推定されるけい素量 (0.25% 以上^{1),9)}) にほぼ対応しており、1.0% Fe 材では晶出物中に取込まれる分だけ固溶けい素量が減少していると考えられる。

一方、T4 材の導電率測定結果を Fig. 9 に示す。一部例外はあるものの、全般的にいずれの冷却速度でも鉄量の増加に伴い導電率は高くなる傾向を示しており、0.2% Fe 材と 1.0% Fe 材の導電率差は平均で 1% 程度、最大でも 2% 以下であった。固溶けい素の導電率へ寄与量は 17.1 IACS%/mass% とされている¹⁰⁾。熱フェノール分析結果に基づく、1.0% Fe 材

Fig. 8 Appearances of specimen surface (upper) and cross section (lower) after bending test.

Fig. 9 Effect of iron content and cooling rate during solidification on conductivity for T4 sheets.

の導電率は 0.2% Fe 材よりも 5% 前後高くなるはずであり、1/2 以下の増加量に留まっている。導電率上昇を抑制する原因としては鉄量増加に伴う鉄、マンガン、マグネシウムなどの固溶量増加やクラスタの形成などが考えられる。固溶鉄量と固溶マグネシウム量については大きくは変化しないことを確認しているが、現時点では原因の詳細は明らかになっていない。

以上の結果より、鉄含有量増加により固溶けい素量は低下しており、箕田ら⁹⁾も示唆しているように、固溶けい素量以

Fig. 10 Size distributions of secondary phase particles for T4 sheets.

外に AB 耐力上昇の要因があると考えられる。本研究では鉄量を増加した場合は、固溶けい素量減少による導電率上昇を打ち消す因子があることを見出したが原因の詳細は明らかとなっておらず、今後の課題としたい。

b) 引張特性に及ぼす凝固時の冷却速度の影響

凝固時の冷却速度が大きいほど溶質元素の固溶量が大きく、T4 材、AB 材ともに強度が高いことが予想されたが、均質化熱処理ありの工程では冷却速度の影響は小さかった。Fig. 9 より、均質化熱処理ありの工程では、T4 材の導電率は冷却速度の影響をほとんど受けていない結果が得られており、これはいずれの冷却速度材も均質化熱処理時にはほぼ一定の固溶状態となったためと考えられる。一方、均質化熱処理なしの工程では t50 金型材の導電率が高く、t5 金型材、HSTRC 材の順に低い値となっており、t5 金型材と HSTRC 材については均質化熱処理ありの工程とほぼ同等の値であった。これは、冷却速度の大きい急冷凝固材では均質化熱処理を省略しても短時間の溶体化処理のみで溶質元素が十分に固溶していることを示しており、AB 材の 0.2% 耐力の結果に対応したものとなっている。本結果より、凝固時の冷却速度が大きい場合は、均質化熱処理工程の省略が可能であり、更に、高速双ロールキャスト材では通常の変形材（本研究では t5 金型材に相当）より高いピークハート性を得ることが可能であることがわかった。

4.2 曲げ性に及ぼす鉄量と凝固時の冷却速度の影響

曲げ性に及ぼす鉄量の影響については従来から報告されて

Fig. 11 SEM micrographs of extracted second phase particles from as-cast plate/ingot of 1.0% Fe by the thermal phenol method.

いる結果¹⁾と同様であり、鉄量の増加とともに曲げ性は低下した。一方、凝固時の冷却速度の影響については、冷却速度が大きいほど第2相粒子が微細化するために曲げ性が向上することが期待されたが、冷却速度の最も小さいt50金型材ではやや曲げ性は低下したものの、HSTRC材とt5金型材ではほぼ同等の曲げ性を示した。この結果を考察するために第2相粒子の粒度分布、形態を調査した。Fig. 10に0.2% Fe材と1.0% Fe材の第2相粒子のサイズ分布調査結果、Fig. 11に1.0% Fe材の熱フェノール法により抽出した第2相粒子のSEM観察結果を示す。Fig. 10より、全体的な傾向としては、鉄量が多いほど、また凝固時の冷却速度が小さいほど粗大な第2相粒子が多いことは明らかである。箕田ら¹⁾によると2 μm 以上の第2相粒子が割れの亀裂伝播経路となるため、鉄量の増加とともに粗大な第2相粒子が増加して曲げ性低下を招くとされている。そこで、2 μm を超える第2相粒子数に着目すると、0.2% FeではHSTRC材、t5金型材、t50金型材でそれぞれ250個、590個、810個/ mm^2 であるが、1.0% Feではそれぞれ4000個、7800個、5000個/ mm^2 までそれぞれ増加しており、凝固時の冷却速度による第2相粒子の微細化効果よりもはるかに鉄量増加の影響が大きいことがわかる。また、抽出した晶出物の観察結果 (Fig. 11) から、HSTRC材とt5金型材では大きな差異はなく、2 μm 以上の第2相粒子は多く存在することが確認できる。したがって、冷却速度が1000°C/sを超えるHSTRC材であっても鉄量の増加に伴う曲げ性低下の抑制は困難であったと考えられる。なお、鉄量が多い組成では、2 μm 以上の粗大第2相粒子の数密度が最大であったt5金型材よりも、冷却速度の最も小さいt50金型材の曲げ性の低下が著しかったが、これは10 μm 前後の粗大な第2相粒子の影響であると思われる。

既述の通り、本研究で用いたHSTRC材は鋳造割れ防止のために冷却速度を抑えた条件で作製しており、冷却速度1000°C/sのオーダーでは第2相粒子 (晶出物) の微細化が不十分であり、曲げ性改善の効果が得られなかったと考えられる。今後は高速双ロールキャスト本来の冷却能力 (冷却速度6000°C/s程度) が得られる条件で健全な鋳造板を作製し、高速双ロールキャストによる曲げ性改善の可能性を検討していきたい。

なお、曲げ性については、第2相粒子以外にせん断帯形成状態の影響^{1),9),11)}や集合組織の影響^{11),12)}が報告されている。せん断帯形成については固溶状態の影響を受けるとされているが、導電率などの結果より、均質化熱処理ありの工程では固溶状態に及ぼす冷却速度の影響は小さいため、せん断帯形成状態は冷却速度では変化しないと考えられる。また、集合

組織についてはCube方位とGoss方位の集積度 (ランダム方位に対する比率) はいずれの材料でもそれぞれ1.6~2.1, 0.9~1.8の範囲であり、曲げ性には大きな影響は及ぼさない変動範囲であると考えられる。

5. 結 言

高速双ロールキャストを用い、6022アルミニウム合金をベースとした合金の機械的性質に及ぼす鉄量と凝固時の冷却速度の影響を調査し、以下の結果が得られた。

(1) T4材とAB材の0.2%耐力は鉄量の影響をほとんど受けなかったが、伸びは鉄量の増加とともに低下した。

(2) 凝固時の冷却速度が大きいほどAB材の0.2%耐力は高い傾向を示した。特に均質化熱処理なしの工程では冷却速度が大きいほど顕著に高くなった。これは急冷凝固によって固溶量が増加したためであると考えられた。

(3) 曲げ性は鉄量の増加に伴い大幅に低下した。冷却速度が遅い材料でその傾向は顕著であったが、高速ロールキャスト材の曲げ性向上の効果は小さく、t5金型材と同等であった。これは、鉄量増加による粗大な第2相粒子の増加に対して、急冷凝固による第2相粒子の微細化が不十分であったためと考えられる。

(4) 高速双ロールキャスト材では、均質化熱処理なしの工程でも高いベークハード性が得られる可能性があることが分かった。ただし、曲げ性については高速双ロールキャスト材の明確な優位性は確認されていない。更なる冷却速度向上による曲げ性改善の可能性検証は今後の課題としたい。

参 考 文 献

- 1) 箕田 正, 内田秀俊, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 2) J. Sarkar et al.: Materials Science and Engineering, A369 (2004), 258-266.
- 3) 崔 其, 大堀紘一, 齋藤 洋: 軽金属, **48** (1998), 212-216.
- 4) 渋江和久, 宇都秀之, 伊藤清文: 軽金属学会第107回秋期大会講演概要 (2004), 9-10.
- 5) T. Haga, K. Takahashi, M. Ikawa and H. Watari: J. Mater. Proc. Technol. **140** (2003), 610-615.
- 6) K. Suzuki, S. Kumai, Y. Saito and T. Haga: Mater. Trans. **46** (2005), 2602-2608.
- 7) 徳田健二, 熊井真次, 鈴木健太, 宮崎 武, 石原暁子, 永田雄介, 羽賀俊雄: 軽金属, **57** (2007), 119-124.
- 8) 軽金属学会編: 研究部会報告書 No. 26, (1992), 154.
- 9) 箕田 正, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属, **55** (2005), 222-226.
- 10) 横田 稔, 佐藤謙一: 軽金属, **32** (1982), 432-440.
- 11) 浅野峰生, 伊川慎吾, 松田公一, 吉田英雄: 軽金属学会第111回秋期大会講演概要, (2006), 3-4.
- 12) 日比野旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 89-90.