

Furukawa-Sky Review

No.7
April 2011



あなたの、そばに。

www.furukawa-sky.co.jp



「アルミニウム」は、どんな夢を見せてくれるんだろう。

軽量で、リサイクル性に優れたアルミニウム。

私たち古河スカイは日本最大のアルミ圧延メーカーとして、アルミニウムのもつ

無限の可能性を拡大しながら地球時代にふさわしい循環型社会づくりに貢献しています。

 **古河スカイ株式会社**

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階 TEL.03-5295-3800(代) FAX.03-5295-3760

技術解説

アルミニウム合金の特性と成形加工

上野 洋一, 小山 克己 — 1

技術論文

Abnormal Grain Growth and Recrystallization in Al-Mg Alloy AA5182
Following Hot Deformation

Jung-Kuei Chang, Ken Takata, Koji Ichitani and Eric M. Taleff — 7

Influence of Crystal Orientations on the Bendability of an Al-Mg-Si Alloy

Hiroki Takeda, Akira Hibino and Ken Takata — 20

製品・技術紹介

遠赤外線高放射アルミニウム機能材「スーパーレイ®」 — 26

リチウムイオン電池ケース用アルミニウム合金板「ファスフォーム-ENシリーズ」 — 28

成形性に優れた高速ブロー成形用材料「アルノービ®-U」 — 30

放熱・冷却製品開発における解析・評価技術 — 32

ベルトプレス型脱水機導入による廃棄物汚泥の削減 — 35

コラム

アルミニウムの腐食のおはなし その6

児島 洋一, 本川 幸翁, 大谷 良行 — 38

関連会社紹介

株式会社ACE21 — 45

トピックス

ファスコートのカタログ改訂 — 48

ALUMINIUM CHINA 2010に出展 — 48

ALUMINIUM 2010に出展 — 49

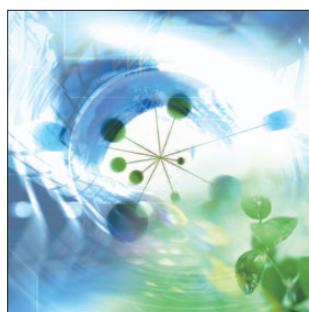
ドイツに欧州事務所を開設 — 49

中国販売会社設立 — 50

タイコイルセンター開所式 — 51

公表資料

論文・講演・資料 — 52



表紙デザイン

グローバルマーケットでの総合力の強化が大きな課題のひとつとなっていますが、特に重要なのが「変化」と「総合力の強化」です。マーケットの変化、お客様の变化、競合他社の变化など、あらゆる環境が大きく変化し続けていますから、当社も変わっていかねばなりません。その変化への対応には、全員が同じ高い意識をもって当社の総合力を高めていかないと対応できなくなります。

表紙は、当社のグローバルなマーケットへの展開と、変化、総合力、そして環境との調和をイメージしたものです。

Technical Papers

Material Properties and Sheet Metal Forming of Aluminum Alloys

Yoichi Ueno and Katsumi Koyama — 1

Abnormal Grain Growth and Recrystallization in Al-Mg Alloy AA5182 Following Hot Deformation

Jung-Kuei Chang, Ken Takata, Koji Ichitani and Eric M. Taleff — 7

Influence of Crystal Orientations on the Bendability of an Al-Mg-Si Alloy

Hiroki Takeda, Akira Hibino and Ken Takata — 20

Products

Functional Aluminum Product with High Far-Infrared Emissivity "SUPERRAY" — 26

Aluminum Alloy Sheets for Li-Ion Battery Cases, "FUSFORM-EN Series" — 28

High-Formability Aluminum Material for Rapid Blow Forming, "ALNOVI-U" — 30

Technology

Analysis and Evaluation Techniques in the Development of Heat Radiation

and Cooling Products — 32

Reduction of Waste Sludge by Introducing a Belt Press Type Dehydrator — 35

Technical Column

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum VI

Yoichi Kojima, Yukio Honkawa and Yoshiyuki Oya — 38

Introduction of factory

ACE21 Corp. — 45

Topics

Revising the Catalogs of FUSCOAT Series — 48

Participating in the ALUMINIUM CHINA 2010 — 48

Participating in the ALUMINIUM 2010 — 49

Establishing the European Office in Germany — 49

Establishing the Sales Company in China — 50

Opening Ceremony of Thai Coil Center — 51

Published Papers

Research Papers, Lectures and Written Materials — 52

アルミニウム合金の特性と成形加工

Material Properties and Sheet Metal Forming of Aluminum Alloys

上野 洋一
Yoichi Ueno

小山 克己
Katsumi Koyama

概要 本稿では、缶材や自動車ボディーシートの成形加工に使用される3000 (Al-Mn) 系合金、5000 (Al-Mg) 系合金および6000 (Al-Mg-Si) 系合金の特徴や成形加工の現状について紹介する。

Al-Mn系合金が使用されるキャンボディ材の深絞り (drawing) 工程では集合組織制御による耳の発生防止が、しごき (ironing) 工程ではMn系金属間化合物がダイスに凝着したアルミ粉を除去し、缶表面光沢低下防止が図られている。Al-Mg系合金が使用されるキャンエンドでは、高加工部分であるカウンタースINK部の成形時の割れや2次バックリングによる亀裂の発生の抑制策が取られている。

Al-Mg-Si系合金が使用される自動車のボディアウターパネルのヘム加工では粗大な第2相粒子数の削減による割れ抑制が、加工度の大きい張り出し成形加工では結晶方位制御によるリジング (表面不具合) の防止が図られている。

アルミニウム合金板材の深絞り成形性を向上させるために、温間異周速圧延による集合組織の改善が検討され、高温域で発現する高延性を利用した高温ブロー成形技術も実用化されている。さらに、金型表面への潤滑皮膜コーティング技術やサーボプレス機の利用により、アルミニウム合金板材の難加工部品への適用が期待されている。

Abstract: The 3000-series (Al-Mn), 5000-series (Al-Mg), and 6000-series (Al-Mg-Si) aluminum alloys are applied to can stocks and automotive body sheets. The material properties of these aluminum alloy sheets and the present situations of sheet metal forming will be presented in this paper. In the drawing process of can body stocks for which Al-Mn alloys are used, the textures are controlled in order to suppress earing. And, in the ironing process, Mn-based intermetallic compounds prevent the built-up of aluminum flakes on the ironing die, avoiding the galling on can body surfaces. In the can ends in which Al-Mg alloys are used, various countermeasures are implemented to prevent cracking at the countersink part which is strongly deformed, and also to suppress cracks at buckling.

In the hemming process of automotive body outer panels in which Al-Mg-Si alloys are used, cracks on the surface of the hemming ridgelines are suppressed by reducing the number of coarse-sized second-phase particles. And in large stretch forming, crystal orientation is controlled in order to prevent ridging (i.e., surface defects).

To improve the deep drawability of aluminum alloy sheets, texture control by asymmetric warm rolling has been studied. Also, the high temperature blow forming technology using high ductility that appears at elevated temperatures has been put into practical use. Additionally, helped by the application of servo press and lubricant coating to die faces, the usage of aluminum alloy sheets to complex deep-drawn components is expected to increase.

1. はじめに

アルミニウムは、1886年に工業的精錬の基礎が構築されて以来、世の中で利用され始めた比較的若い金属である。アルミニウムは、比重が2.7であり、鉄や銅の約1/3と軽量であることから、当初から特に航空機用素材として注目されていた。また、電気や熱の伝導性が高く、光や熱に対する反射性に優れ、高耐食性を有し、かつアルマイトなどの表面処理性に富んでいる。さらに延性が高く優れた塑性加工性を示し、極低温における脆化もなく、融点が比較的低くリサイクル性に富み、非磁性など鋼材にはない特徴を有している。

これらの特徴は、純度が高いアルミニウムほど際立つが、純アルミニウムは耐力値が低く軟らかい。このため、上記特徴を極力損なうことなく、強度向上が図れる添加元素の探索研究が多く行われた。その結果、現在では主に純アルミニウムの1000系から超々ジュラルミンで知られる7000 (Al-Zn-Mg) 系合金までの各種アルミニウム合金が生まれた。本稿では、プレス成形用のアルミニウム合金板材として使用される3000 (Al-Mn) 系合金、5000 (Al-Mg) 系合金および6000 (Al-Mg-Si) 系合金について、その特徴や用途を紹介するとともに、プレス成形の現状と課題およびその検討状況について概観する。

2. 各種プレス成形用アルミニウム合金板材の研究動向

代表的なプレス成形用アルミニウム合金板材の機械的性質及び代表的な成形性試験値¹⁾を表1に示す。この中

から、缶材や自動車ボディシートの成形加工に使用される3000 (Al-Mn) 系合金、5000 (Al-Mg) 系合金および6000 (Al-Mg-Si) 系合金の特徴や成形加工の現状について次に紹介する。

2.1 3000 (Al-Mn) 系合金

3000 (Al-Mn) 系合金は、Mnを添加することにより純アルミニウムの加工性および耐食性を低下させることなく強度を増加させた合金である。家庭用器物、キャップ、飲料缶・ビール缶のキャンボディ材、屋根材などの適度な強度、成形性さらに耐食性を要求される用途に幅広く使われている。主要製品の1つである飲料・ビール缶のキャンボディの成形工程および成形時の課題を図1に示す²⁾。板厚約0.3 mmのキャンボディ材(3004-H19)に2段の深絞り(drawing)工程と3段のしごき(ironing)工程を経て所定の高さのいわゆるアルミニウムDI缶がつくられる。その後、成形高さを切りそろえるトリミング加工と開口部を縮径化する多段のネッキング加工および巻き締め用の縁広げを行うフランジ加工が施される。

深絞り工程では、材料の面内異方性に起因した耳と呼ばれる成形高さの不揃いが生じる。この山谷が大きいとトリミング時に一部欠肉が生じる。また、しごき成形時に耳の先端部がちぎれダイス内に飛び込み、ピンホールやテアオフ(破洞、缶切れ)の原因となる²⁾。そのため、この耳を低く抑えることが求められる。大きな加工度の冷間圧延では、圧延方向に対して45°の位置に4つの耳が生じるいわゆる圧延集合組織が発達する。この45°方向の耳を打ち消すため、冷間圧延前の段階で0/90°方向の耳が生じる立方体方位の再結晶集合組織を発達させる必要がある。これまでは立方体方位を生じさせる再結晶処

表1 各種アルミニウム合金板材の機械的性質および成形性試験値
Table 1 Mechanical properties and forming properties of various aluminum alloy sheets.

合金記号 (JIS)	引張試験値						成形性試験値	
	引張強さ σ_B MPa	降伏強さ σ_Y MPa	降伏比 σ_Y/σ_B	全伸び ϵ_B %	n値	r値	エリクセン値 ErV	限界絞り比 LDR
1100-O	98.9	32.3	0.33	37.0	0.25	0.87	11.0	2.30
1200-H14	134.0	125.0	0.93	6.3	—	—	7.9	2.10
3003-O	115.0	40.2	0.35	30.0	0.24	—	10.7	2.16
3004-O	166.0	67.6	0.41	20.0	0.20	—	9.1	2.19
3003-H14	170.0	157.0	0.92	5.0	0.07	0.50	6.1	2.10
3004-H19	290.0	271.0	0.94	4.2	0.03	0.46	2.5	2.07
5005-H16	257.0	253.0	0.98	2.0	—	—	4.9	1.94
5052-O	202.0	91.1	0.45	26.0	0.21	0.71	9.9	2.06
5052-H251	276.0	235.0	0.85	7.3	0.04	0.32	6.0	2.13
5154-O	235.0	137.0	0.58	26.0	—	—	—	2.0以上
5082-O	289.0	147.0	0.51	24.0	0.23	0.63	9.5	2.14
5082-H38	362.0	289.0	0.80	9.9	0.04	0.42	4.2	1.82
5083-O	314.0	145.0	0.46	24.2	0.21	0.58	8.3	2.07
6061-T4	229.0	112.0	0.49	18.0	0.21	0.74	9.2	2.12

理を別途施していたが、現在では冷間圧延前の熱間圧延工程で、立方体方位が高密度で生じる条件を設定することで、中間の熱処理を施すことのないシンプルな製造工程が主流となっている³⁾。

深絞り加工に引き続くしごき加工は、狭いダイス間隙に缶側壁を通して板厚を薄くする加工で、高いダイス面圧がかかる厳しい加工である。加工により表面の酸化膜が千切れて生じるアルミニウムの新生面が活性なため、面圧の高いダイス表面に凝着し、缶表面の光沢を奪う。3004合金に添加されているMnは、金属間化合物を形成し、この金属間化合物にはダイス表面の凝着物をはぎ取るクリーニング作用があるとされている⁴⁾。この作用は、不純物元素であるFeやSiの含有量や均質化処理条件の影響を受けるため、最適化の検討が進められている⁵⁾。

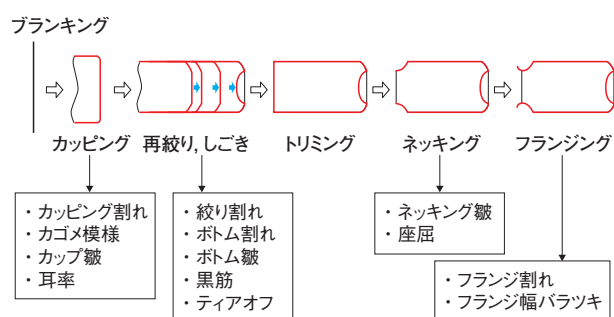


図1 キャンボディの成形工程の模式図と課題
Fig.1 Schematic diagram and problems of the forming process for can body.

2.2 5000 (Al-Mg) 系合金

5000 (Al-Mg) 系合金は、Mgを添加して固溶硬化を付与することで強度の向上を図っている。また、Mgの添加は、加工硬化性を上げることから、両者を組み合わせることで、幅広い強度のバリエーションが得られる。Mgの添加は、耐食性、成形性および溶接性を向上させることから、5000 (Al-Mg) 系合金の用途は特に広く、使用量も多い。1%前後の少量のMgを添加した合金としては、装飾品や高級器物に用いられる5N01合金、車両用内装天井、建材あるいは器物に用いられる5005合金がある。約2.5%の中程度のMgを添加した5052合金は、一般板金、船舶、車両、建築、陰圧用キャンエンドなどに用いられている。約4.5%までMg添加量を増した5083合金は、船舶、車両、低温用タンク、压力容器などの溶接構造材として、また5182合金は内圧が高い炭酸飲料用のキャンエンド材として用いられている。

図2に一般的なキャンエンドと内圧に対してふくらみ難いキャンエンドの断面形状⁶⁾を示す。キャンエンドは比較的浅い絞り加工が中心であるため、全体としては特に高い成形性を要求されないが、例えば、タブを取り付

けるリベット加工部、およびスムーズに開口に導くための溝のスコア一部などが局所的に厳しい加工を受ける。また、薄肉化にともなう耐圧強度の低下を補うため、蓋の外周部と中央の平坦部の間にあるカウンターシンクを深くする傾向があり、成形をより難しいものとしている。この部位の成形時の割れ、あるいは耐圧試験時の変形による亀裂の発生抑制には、不純物元素の含有量を規制し、最終冷間圧延率を低減させることが有効である⁶⁾。

飲料・ビール缶における軽量化対策として、これまで進められてきたキャンボディのネック部の縮径化は、キャンエンド材の必要面積の削減とともに耐圧強度向上による薄肉化が図れるため、特に有効である。一方、Mg、Cuなどの固溶強化成分を増すことで得られる素材の高強度化による薄肉化の検討も継続されている。しかし、高強度化にともなう延性の低下が、製造時の不良率の上昇や市場における缶自体の信頼性の低下をもたらす懸念もあることから、昔よりも慎重に進められているようである。

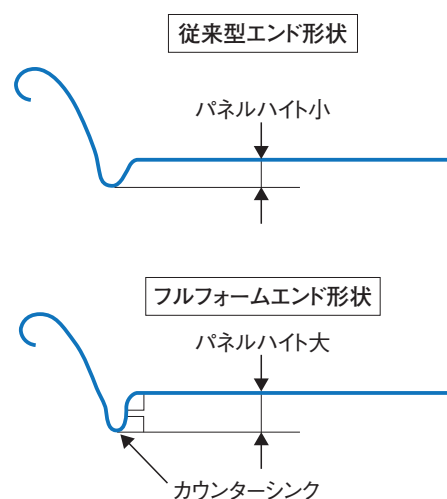


図2 キャンエンドの断面形状
Fig.2 Cross-sectional shapes of can end.

2.3 6000 (Al-Mg-Si) 系合金

6000 (Al-Mg-Si) 系合金は、溶体化・焼入れおよび時効処理を施すことによって強度向上を図る析出硬化型合金である。中程度の強度を有し、かつ耐食性も良好なことから、アルミサッシなどの建材、あるいは鉄道車両用押出型材として多く使われる合金である。近年、連続焼鈍ラインによる熱処理を施したAl-Mg-Si系合金板材が自動車のボディパネルに用いられるようになった。Al-Mg-Si系合金板材は、プレス成形後の170～200℃で短時間の塗装焼付処理により時効処理を置き換えることが可能で、優れたプレス成形性と強度向上を両立させることができる。また、Al-Mg-Si系合金では、Al-Mg系合金板材において問題となるリューダース帯と呼ばれるプレス品表面

のひずみ模様が発生し難いことから、現在では自動車用ボディシートの主流になっている⁷⁾。また、欧米では、これまで高強度が得られる2000 (Al-Cu- (Mg)) 系合金が自動車ボディシートに適用されていた⁷⁾が、Cu添加合金は塗装との界面を進む腐食(糸錆)の発生が懸念されることから、日本においては使用されていない。最近では6000系合金の中の少量のCuの添加をも控えることを要求する自動車メーカーが多い⁷⁾。

自動車のボディパネルは、アウターパネルの縁部でインナーパネルの外周部を挟み込むことで一体化するヘム加工が施される。製造直後の初期状態においても時効硬化型の合金であるAl-Mg-Si系合金板材は、従来自動車用ボディシートとして使われていたAl-Mg系合金板材と比較してヘム加工性が劣る。さらに自動車用6000系合金板材を長期間保管すると自然時効が進み、ヘム加工性が悪化する。このため、6000系合金板材を自動車用ボディシートとして実用化する段階においては、塗装焼付時の時効硬化性の向上とともにヘム加工性の改善が重要課題となった。図3にSiとFe量を変えた合金板のヘム加工相当の曲げ部外観⁸⁾を示す。6000系合金の曲げ部は、SiあるいはFe量が多い合金ほど亀裂および割れの発生が多くなることが分かる。ヘム加工性の問題を解決するため、ヘム加工用の金型形状の見直しとともに、ボディシート材内部に粗大な第2相粒子が生成しないように合金組成や製造条件を制限することや、集合組織⁹⁾や時効状態¹⁰⁾の制御による取り組みが進められた。

また、6000系合金板材においても加工度の大きい張り出し成形を施すと数mmの間隔で圧延方向に伸びた筋模様の起伏であるリジングと呼ばれる表面不具合¹¹⁾が生じる。光学顕微鏡で確認できる結晶の粒径とはサイズが対応しないが、優先剪断変形方向を支配する結晶方位に関連した現象であると理解して改善が進められている¹²⁾。

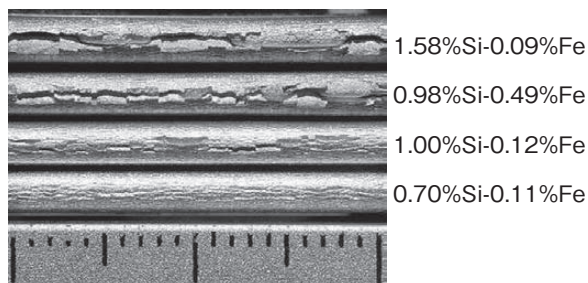


図3 6000系合金のヘム加工部外観に及ぼすSiおよびFe量の影響

Fig.3 Effects of Si and Fe content on the appearance of hemming ridgelines in 6000-series alloys.

3. 軽量化が求められる製品へのアルミニウム合金板材の活用動向

航空宇宙分野では、機能特性上の要求から素材の軽量化が必須要件であった。航空機の発達の歴史のなかでジュラルミンを代表とした高強度アルミニウム合金が使用され、民間航空機の主要な素材として位置づけられた¹³⁾。一方、自動車車体は、低価格な鋼板が用いられてきた。しかし、昨今の資源枯渇や地球温暖化防止の観点から、自動車の燃費向上が強く求められ¹⁴⁾、軽量化のための軽量素材への置換が改めて検討されるようになった。軽量化が機能向上に直接貢献するフードやトランクリッドのように上下に開閉するいわゆるクロージャーパーネルにおいてアルミニウム合金板材の適用は進んでいるが、その他の部材への適用は遅れている¹⁵⁾。これは、素材コストの差が大きく影響しているものと思われるが、アルミニウム合金の特性上の制約も見られる。すなわち、一般的にアルミニウム合金板材は、鋼板と比較してヤング率が小さいため剛性や形状凍結性に劣り、塑性異方性指標の r 値が低く、成形可能領域が狭いことからプレス成形性に劣る¹⁶⁾。このため、アルミニウム合金板材の自動車部品への適用の範囲は必然的に限られたものとなっている。

アルミニウム合金板材の r 値を大幅に高めることを目的に、鋼板に匹敵するプレス成形性を獲得する革新的アルミニウム合金板材の製造プロセスの検討がNEDOプロジェクトとして進められた¹⁷⁾。図4に示す上下の圧延ロールの周速を変えられる異周速圧延機¹⁷⁾を用いて、アルミニウム合金圧延板に強い剪断変形を与えることにより、鋼板に近い集合組織が得られつつある。まだ、実用化には至っていないが、通常の自動車用アルミニウム合金板材の r 値の約2倍に当たる1.2を超えた材料が得られ、難加工部品への適用が期待されている¹⁷⁾。

一方、特殊な加工技術として、高温域で得られる高延性に注目した高温ブロー成形が検討され、量産車の自動車ボディの一部に適用された。図5¹⁸⁾に示すように、通

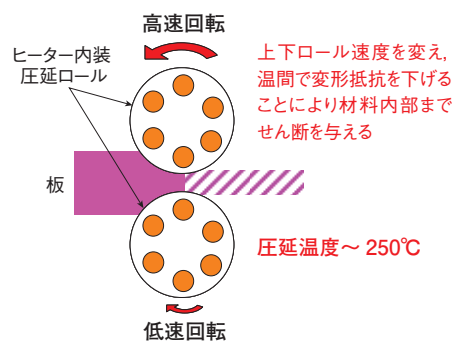


図4 温間異周速圧延

Fig.4 Asymmetric warm rolling.

常アルミニウム合金板材の冷間プレスでは一体成形できないような難成形部品であるトランクリッドとフェンダーが産み出された。本成形法では材料を400～500℃に加熱して強加工を施すため、結晶粒の粗大化が起り強度低下や外観不良が発生する。そのため、成形方法の検討とともに、新材料¹⁹⁾の開発が必要であった。本技術は形状意匠性を高める効果もあり、今後の普及拡大が期待される。



図5 ホンダレジェンドと高温ブロー成形されたトランクリッドインナー

Fig.5 High-temperature blow-formed trunk lid inner of the Honda Legend.

4. 金型および加工装置への期待

銅板と比べてプレス成形性に劣るアルミニウム合金板材は、既述のように活性な金属であるため、金型表面への凝着が発生し易い。金型表面へのアルミニウムの凝着は、成形品の表面品質を低下させるだけでなく、多くの場合、成形割れなどのきっかけともなる。したがって、ラップ仕上げによる滑らかな金型表面を必要とし、部分的に強い面圧がかかって潤滑油膜切れが生じないように注意が求められる。一方でアルミニウムの表面は硬い酸化皮膜に覆われているため、金型の摩耗も意外に早い。アルミニウム合金板材のプレス成形ではこのような問題を抱えているが、昨今の環境負荷の低減、作業環境の改善などの観点から潤滑油量の削減あるいはなくすための検討も一方では行われている。これまでの潤滑油に代えて、アルミニウム合金板材表面への固形潤滑剤の塗布、あるいは金型表面へのDLC (diamond like carbon) などの被覆を施すことによって効果が得られることが報告されている。

このようなアルミニウムの凝着に絡む金型の問題とともにプレス装置についても改善が行われている。自動車メーカーではサーボモータ駆動のプレス機への置き換え

が始まっている。このプレスは、成形過程全体の速度だけでなく、成形途中で速度を変えることができる。このため、素材の加工速度とは無関係に、成形をしていない空走工程のスライド速度を上げることができるので、生産性の向上を図ることができる。また、金型が接触する段階においてスライド速度を落とすことにより騒音が軽減し、作業環境の向上が図れるとされている²⁰⁾。高張力鋼板では成形途中で金型をブランクシートから離すことによって、摺動状態が改善されて深絞り性を向上させている²¹⁾。一方サーボプレスを用いたアルミニウム合金板材の成形試験では、高速で成形すると深絞り成形性が改善される結果が得られている²²⁾。さらに、サーボプレスによる高張力鋼板やアルミニウム合金板材の形状凍結性改善の取り組み²³⁾、²⁴⁾も見られ、今後の進展や量産適用に期待したい。

アルミニウム合金板材自体の成形性向上の取り組みとともに、ここで紹介したような金型に絡む技術や新たな成形装置を活用した検討が進むことによって、成形可能領域が拡大し、これまで適用できなかった難加工部品へもアルミニウム合金板材が適用されることを期待している。

5. おわりに

種々の優れた特性を持つアルミニウム合金板材は、缶材をはじめとした様々な用途に用いられている。その中でもアルミニウムの優れた軽量性は、航空機の発達に大いに貢献した。そして現在地球温暖化防止の観点から、改めて、幅広い輸送分野においてアルミニウム材料への置換による軽量化が求められている。このような状況において、特に自動車車体への適用を阻む要因として、アルミニウムの素材コストとともに成形可能領域が狭く、形状凍結性に劣っていることが挙げられている。これに対して、アルミニウム素材メーカーでは、延性向上やヘム加工性の改善、あるいは異周速圧延を用いた高 r 値材の実用化に向けた取り組みが進められている。一方で、アルミニウム合金板材の得失を考慮した金型や成形方法の検討も求められている。近年のサーボプレスの普及によって、各種材料および各種成形様式に合わせた最適な成形条件を設定できるようになったことから、アルミニウム合金板材を使いこなすための利用加工技術の発達にも期待したい。

本稿は日刊工業新聞社の型技術2010年10月号(第25巻第10号)の特集「部材軽量化に向けた難成形材の特性と加工技術」に「アルミニウム合金板材の特性とプレス成形における留意点」として掲載された原稿を一部修正して転載したものです。

参考文献

- 1) (社)日本アルミニウム協会：アルミニウムハンドブック-第7版- (2007)
- 2) 鈴木他：Furukawa-Sky Review **No.1** (2005), 3.
- 3) 小山他：古河電工時報 **102** (1998), 76.
- 4) 土田他：住友軽金属技報 **31** (1990), 268.
- 5) (社)軽金属学会：アルミニウムの製品と製造技術
- 6) 鈴木他：古河電工時報 **104** (1999), 94.
- 7) (社)軽金属学会：自動車軽量化のための生産技術
- 8) 日比野他：軽金属, **53** (2003), 534.
- 9) 竹田他：軽金属, **60** (2010), 231.
- 10) 日比野他：軽金属, **53** (2003), 516.
- 11) 村松：軽金属, **53** (2003), 490.
- 12) 高木他：軽金属学会第116回春期大会講演概要 (2009), 127.
- 13) 小山：Furukawa-Sky Review **No.6** (2010), 7.
- 14) 湊：JAMAGAZINE,(1999-6),1.
- 15) 櫻井：神戸製鋼技報 **59** (2009), 121.
- 16) H. Inoue et al.:Proceedings of International Body Engineering Conference 2003, Society of Automotive Engineers of Japan, Inc., Tokyo (2003), 471.
- 17) 地球温暖化防止新技術プログラム「自動車軽量化のためのアルミニウム合金高度加工・形成技術の開発」成果報告書 NEDO技術開発機構ナノテクノロジー・材料技術部 (2007)
- 18) 東海林他：プレス技術 **47** (2009), 18
- 19) Furukawa-sky Review **No.4** (2008), 66
- 20) 西村他：塑性と加工, 50 (2009), 986
- 21) 玉井他：塑性と加工, 51 (2010), 450
- 22) 上野他：軽金属学会第116回春期大会講演概要 (2009), 149
- 23) 上野他：軽金属学会第117回秋期大会講演概要 (2009), 217
- 24) 菅沼：プレス技術 **47** (2009), 37



上野 洋一 (Yoichi Ueno)
技術研究所



小山 克己 (Katsumi Koyama)
技術研究所

Abnormal Grain Growth and Recrystallization in Al-Mg Alloy AA5182 Following Hot Deformation

Jung-Kuei Chang

Ken Takata

Koji Ichitani

Eric M. Taleff

Abstract : Abnormally large grains have been observed in Al-Mg alloy AA5182 sheet material after forming at elevated temperature, and the reduced yield strength that results in a practical problem for commercial hot-forming operations. The process by which abnormal grains are produced is investigated through controlled hot tensile testing to reproduce the microstructures of interest. Abnormal grains are shown to develop strictly during static annealing or cooling following hot deformation; the formation of abnormal grains is suppressed during plastic straining. Abnormal grains grow by static abnormal grain growth (SAGG), which becomes a discontinuous recrystallization process when abnormal grains meet to form a fully recrystallized microstructure. Nuclei which grow under SAGG are produced during hot deformation by the geometric dynamic recrystallization (GDRX) process. The mechanism through which a normally continuous recrystallization process, GDRX, may be interrupted by a discontinuous process, SAGG, is discussed.

1. INTRODUCTION

Commercial aluminum alloys which contain magnesium as the primary alloying addition, the 5000-series alloys, have gained importance through the hot forming of structural components, particularly for the transportation industry in its drive toward reduced vehicle mass. Among the most common materials used in commercial superplastic forming (SPF) operations is fine-grained AA5083 sheet ¹⁾⁻⁴⁾. Fine-grained AA5083 exhibits a low flow stress and very high tensile ductility, classical superplastic behavior ^{5), 6)}, when deformed under the grain-boundary-sliding (GBS) creep mechanism. GBS creep occurs at slow strain rates and high temperatures, which are the conditions used in SPF operations. As strain rate increases and temperature decreases, deformation in fine-grained AA5083 transitions to control by solute-drag (SD) creep ⁷⁾. Although the high strain-rate sensitivity of SD creep ($m \approx 0.25$ to 0.33) provides less tensile ductility than is possible under GBS creep ($m \approx 0.5$), ductility is still sufficiently enhanced to form quite complex components. The quick-plastic forming (QPF) process takes advantage of SD creep to form fine-grained AA5083 sheet at faster rates and lower temperatures than possible in traditional SPF operations ⁸⁾. It

has been shown that SD creep can provide enhanced ductility in even coarse-grained Al-Mg alloys, which are not subject to deformation by GBS creep at the temperatures and strain rates of interest for commercial forming operations ⁹⁾⁻¹⁶⁾. Non-superplastic varieties of commercial Al-Mg alloys are now used in commercial production of structural components by hot forming processes such as high-cycle blow forming ^{17), 18)} and hot bulge forming ^{19), 20)}. The use of non-superplastic commercial Al-Mg materials considerably expands the opportunities to use hot forming for production of aluminum structural components. However, a critical problem was encountered in hot-forming trials with these materials, the development of abnormal grains ¹⁸⁾⁻²⁰⁾. Abnormal grains are isolated large grains in an otherwise much finer microstructure ^{21), 22)}. Abnormal grains can significantly lower yield strength through the Hall-Petch effect, which can render a formed part unusable.

Fukuchi *et al.* encountered abnormal grains in alloy AA5052 with a moderate initial grain size during trials of hot bulge forming ¹⁹⁾. This problem was addressed by modifying the alloy with a small Cr addition ²⁰⁾, which assists the pinning of grain boundaries. A similar issue of abnormal grain production was encountered during hot blow forming of AA5182 sheet

with a moderate grain size, and this was addressed by Kazama *et al.* through a similarly slight alloy modification¹⁸⁾. Recrystallization to very coarse grain sizes in fine-grained AA5083 material subjected to tensile testing at elevated temperatures and strain rates characteristic of the QPF process was recently investigated by Agarwal *et al.*²³⁾ Dynamic recrystallization by particle-stimulated nucleation (PSN) of recrystallization was identified as the most likely cause of coarse grains observed in the AA5083 material after hot tensile straining. However, this mechanism is less likely in the AA5052 and AA5182 materials because of their lower Mn + Cr alloy contents, which provide fewer pro-eutectic products, the hard intermetallic particles responsible for PSN of recrystallization in AA5083 material. The cause of abnormal grains developed by hot deformation of AA5052 and AA5182 materials with moderate grain sizes remains elusive.

The goals of the present investigation are to: (1) reproduce abnormal grains in AA5182 material through elevated-temperature tensile testing at a controlled strain rate and (2) identify the mechanism responsible for formation of these abnormal grains. Because this investigation deals with the complex phenomena of recrystallization and grain growth, a brief discussion of terminology is in order. Wherever possible, the most modern accepted terminology for recrystallization phenomena is used. This includes categorization of recrystallization as static or dynamic and as continuous or discontinuous^{21), 24), 25)}. Distinction between recrystallization and grain growth is not always possible²¹⁾, making it quite important to clearly define how these terms are used. The term grain growth is herein applied to any case for which a grain increases in size, regardless of whether it grows into a deformed or an undeformed microstructure. The practical ramification of this definition occurs when a new grain, formed from a nucleus of recrystallization, grows into a deformed microstructure. In this case, grain growth is considered a part of the discontinuous recrystallization process, which allows a clear description of the phenomena observed in this investigation.

2 EXPERIMENTAL PROCEDURES

An AA5182 aluminum alloy sheet material was produced for this investigation by direct-chill casting followed by homogenization, hot-rolling to a thickness of 6 mm, cold-rolling to a final thickness of 3 mm and then annealing at 530°C for 10 min. The composition of the AA5182 material is provided in **Table 1**. Four types of experiments were conducted

using this material: (1) annealing of the as-received material, (2) tensile tests to fracture at elevated temperature, (3) tensile tests to a predetermined elongation at elevated temperature, immediately followed by controlled cooling, and (4) static annealing of specimens following tensile testing and controlled cooling. Microstructures of the as-received and tested materials were examined using optical microscopy (OM), scanning-electron microscopy (SEM) and electron back-scatter diffraction (EBSD).

Table 1 Chemical composition of the AA5182 material is given in weight percent.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.11	0.18	0.10	0.36	4.40	0.04	0.02	0.02	bal

Annealing experiments were conducted in a pre-heated box furnace with resistance heating elements. Specimen temperature was monitored during annealing with a shielded type-K thermocouple adjacent to the specimen. Static annealing tests of the as-received material were conducted for the conditions shown in **Table 2**, and grain sizes after annealing were measured using optical microscopy. All grain sizes reported in this study are lineal-intercept sizes measured in accordance with the ASTM E 112 standard²⁶⁾. Metallographic specimens for optical microscopy were prepared by standard grinding and polishing techniques prior to etching with Barker's reagent (5 ml HBF in 100 ml H₂O) through an electrolytic etching procedure at 25 V for approximately 60 s. Etched specimens were observed using polarizing filters to produce color contrast between grains.

Table 2 Lineal intercept grain size, d , following static annealing of the as-received AA5182 sheet at temperature T for time t_a is given. The standard deviation on grain size measurements is approximately 2 μm .

$T, ^\circ\text{C}$	As received	500	500	500	500	500	525	525	550
$t_a, \text{hr.}$	0	1	3	6	12	24	1	12	1
$d, \mu\text{m}$	17	16	18	18	16	17	18	>1000	>1000

Tensile specimens were machined from the AA5182 sheet into a dog-bone geometry with a gage width of 6 mm, a gage length of 25 mm and a 6-mm shoulder radius between the grip and gage regions. The tensile axis was parallel to the rolling direction for all specimens, and thickness was that of the as-received sheet (3 mm). Specimens were tested in rigid grips, which load the specimen shoulders outside the gage region. Tensile tests to fracture were conducted at temperatures of 300, 350 and 400°C with constant true-

strain rates of 10^{-3} , 3×10^{-3} , 10^{-2} and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Tensile tests to a pre-determined elongation of 180% were conducted at a temperature of 400°C and a constant true-strain rate of $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Specimen temperature was controlled using a three-zone resistance furnace and was monitored at each end of the gage length using separate type-K thermocouples. Temperature was held to within approximately $\pm 1.5^\circ\text{C}$ of the specified testing temperature along the entire specimen length. Specimens were tested in tension at constant true-strain rates using a computer-controlled, servo-hydraulic test system. To achieve a constant true-strain rate, displacement rate was specified as a function of time assuming conservation of volume and uniform deformation in the specimen gage region. Specimens tested to fracture were allowed to air cool in the opened furnace following tensile testing. Specimens tested to a predetermined elongation of 180% were cooled after tensile testing either by air cooling in the opened furnace (AC) or by water quenching of the gage section in a water spray (WQ) immediately upon completion of tensile straining. Selected specimens were annealed at 400°C for one hour in a box furnace following tensile testing to 180% elongation. Specimen conditions produced are summarized in Table 3.

Table 3 Experimental conditions for microstructural studies of the AA5182 sheet material are given. Tensile elongation, ϵ , is in percent.

Condition	Tensile test conditions				Subsequent anneal	
	$T, ^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}, \text{s}$	$\epsilon, \%$	Cooling	$T, ^\circ\text{C}$	$t, \text{hrs.}$
AC	400	3×10^{-2}	180	AC		
AC + A	400	3×10^{-2}	180	AC	400	1.0
WQ	400	3×10^{-2}	180	WQ		
WQ + A	400	3×10^{-2}	180	WQ	400	1.0

AC :air cooled in open furnace immediately after testing

WQ :water quenched immediately after testing

+ A :subsequently annealed

Each specimen tested to an elongation of 180% exhibited a diffuse neck. Width and thickness were measured at 5-mm increments along the gage lengths of these specimens. These data were used to calculate the following: (1) cross-sectional area, A ; (2) reduction-in-area, $q = (A_0 - A)/A_0$, where A_0 is original cross-sectional area; (3) R value, the ratio of width to thickness strains, which generally varied within the range of 0.8 to 0.9; (4) and the true strain from area reduction, $\epsilon = \ln(A_0/A)$, at each 5-mm increment along the gage length. Tested specimens were sectioned for observation of microstructure in the plane containing the rolling direction (RD), identical with the longitudinal (L) direction, and the long-transverse (LT) direction. The rolling direction is the same as the tensile direction in coupons tested for this study.

All photomicrographs are presented with the RD horizontal and the LT direction vertical. Specimens observed by OM were polished and electrolytically etched, as described previously, and were observed using polarizing filters. This technique reveals both grains and the subgrains which evolve during creep deformation. High-resolution, composite images of large specimen areas were created by digitally stitching together numerous individual photomicrographs. These high-resolution, composite images facilitated the examination of microstructure across regions of diffuse necking, which contain mild strain gradients. Specimens observed using the EBSD technique were prepared by ion milling with Ar. One specimen observed in the WQ condition by EBSD, see Table 3, was subsequently annealed at 400°C for one hour in a vacuum induction furnace, which provided rapid cooling after annealing, and was again examined using EBSD across the same area. The measured values of R and q were used to calculate local true strain from width measurements of tested specimens subjected to metallographic observation. In this manner, true strain at the position of each microstructure measurement was determined.

3 RESULTS

3.1 Grain Stability

The microstructure of as-received AA5182 sheet material is shown in Fig.1 (a). This material has a recrystallized, equiaxed grain structure with an average lineal-intercept grain size of $17 \mu\text{m}$. An example of an abnormal grain produced by tensile testing is shown in Fig.1(b). This example effectively duplicates the abnormal grains previously reported in AA5182 sheet material after hot forming¹⁸⁾. In order to investigate the stability of microstructure in this material, static annealing experiments were conducted at the temperatures and times indicated in Table 2. Grain size was measured following each annealing treatment, and these measurements are reported in Table 2. The standard deviation on all grain size measurements is approximately $2 \mu\text{m}$. Grain size is stable at 500°C for times up to at least 24 hrs. At 525°C , grain size is generally stable for up to approximately one hour. Abnormal grains grew in specimens annealed at 525°C for more than one hour. Annealing for 12 hrs. at 525°C resulted in coarse grains of greater than 1 mm in size throughout the specimen, as did annealing at 550°C for only one hour. These data indicate that the grain size of this material is stable during static annealing at the test temperatures used for mechanical testing, 300 up to 400°C .

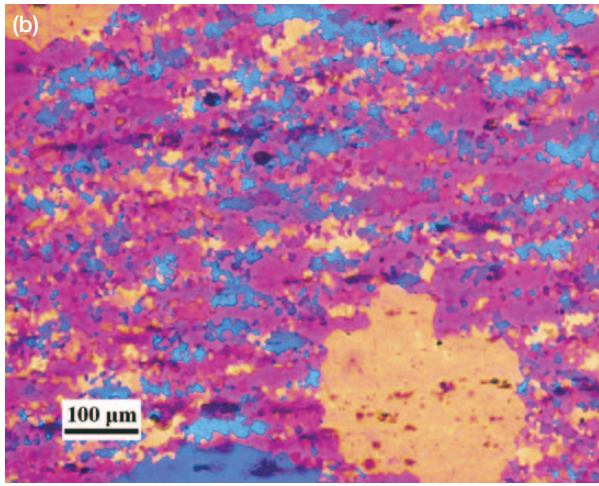
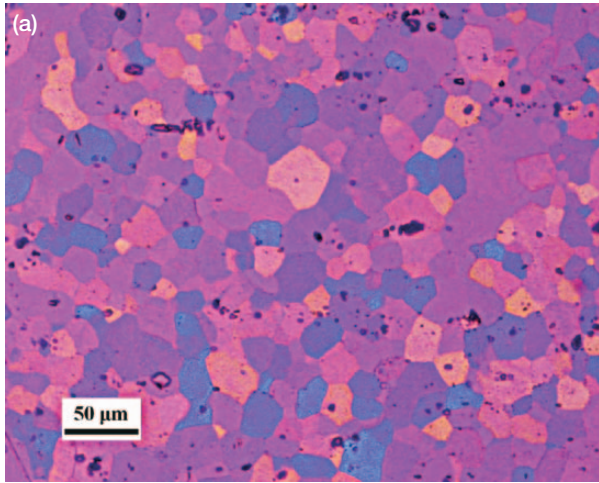


Fig.1 Optical photomicrographs are shown of (a) the as-received AA5182 sheet material and (b) an abnormal grain formed during air cooling following a tensile test at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The local true strain from area reduction at the location of (b) is approximately 1.25.
(a) as-received
(b) after testing

3.2 Deformation Response

The results of tensile elongation-to-fracture experiments are presented in Fig.2 and Fig.3. Fig.2(a) presents true-strain rate as a function of true stress, at a true strain of $\epsilon = 0.2$, on dual-logarithmic scales. The slope of these data is equal to the stress exponent, n , of the phenomenological equation for creep²⁷⁾,

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \quad (1)$$

where A is a material-dependent constant, Q_c is the activation energy for creep, R is the universal gas constant, T is absolute temperature and E is the dynamic, unrelaxed elastic modulus. The stress exponent is the inverse of strain-rate sensitivity, $n = 1/m$. The value of $n \approx 4$ is known from a number of prior studies to be indicative of SD creep in commercial Al-Mg alloys, which contain Mn^{7), 9), 11), 13), 16), 28)–31)}. This stress

exponent is slightly higher than the value of $n = 3$ observed in low-impurity alloys^{32), 33)} because of an increased dependence of dislocation glide velocity on stress in the commercial materials²⁹⁾. Solute-drag creep is a deformation mechanism which occurs when an “atmosphere” of solute atoms interacts with dislocations to significantly slow the rate of dislocation glide, and Al-Mg alloys offer a classical example of this creep mechanism^{34)–37)}. This makes SD creep largely insensitive to grain size¹¹⁾. The activation energy for creep was measured to be approximately $Q_c = 136 \text{ kJ/mol}$, which is the expected value for solute-drag creep in Al-Mg alloys and is approximately equal to the activation energy for diffusion of Mg in Al.

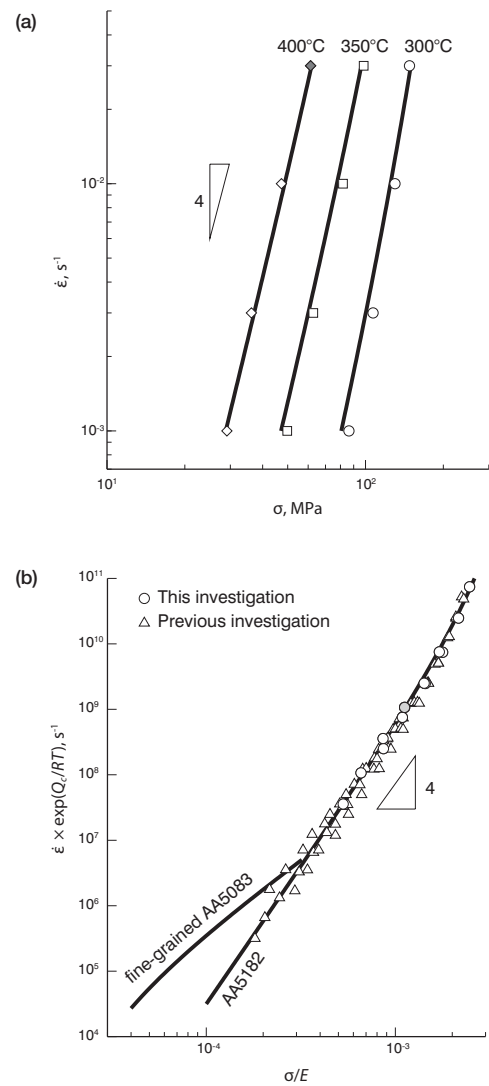


Fig.2 (a) True-strain rate is shown as a function of true flow stress on dual-logarithmic scales for a true strain of $\epsilon = 0.2$ at three different temperatures. (b) Flow behavior from (a) is compared with data from prior studies of AA5182¹³⁾ and fine-grained AA5083⁷⁾ sheet materials in a plot of Zener-Hollomon parameter, assuming an activation energy of $Q_c = 136 \text{ kJ/mole}$, against modulus-compensated flow stress. The filled symbol in each plot indicates the test condition used to investigate microstructure evolution.

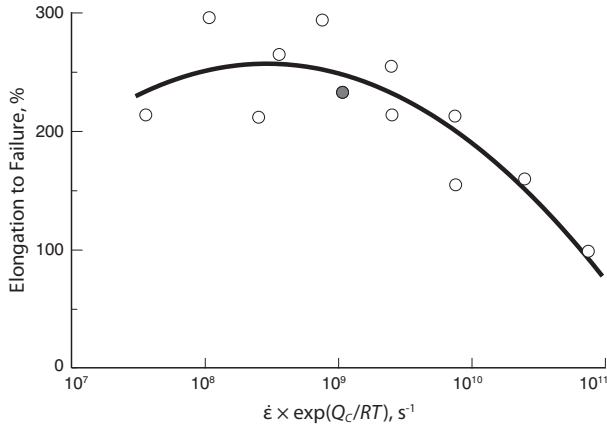


Fig.3 Elongation to fracture produced in the AA5182 material is plotted against Zener-Hollomon parameter assuming an activation energy of $Q_c = 136$ kJ/mole. The filled symbol indicates the value of Zener-Hollomon parameter used to investigate microstructure evolution.

Fig.2(b) presents the tensile data from Fig.2(a) as Zener-Hollomon parameter, $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_c/RT)$, against modulus-compensated flow stress on dual-logarithmic scales, along with data for a different AA5182 material from a previous investigation¹³⁾ and a curve representing the trend of data from fine-grained AA5083 materials⁷⁾. The values of Z are calculated for Fig.2(b) using an activation energy of $Q_c = 136$ kJ/mol. The data of Köster³⁸⁾ for dynamic, unrelaxed, temperature-dependent elastic modulus of Al are used to compensate stress; the addition of Mg to Al has a negligible effect on elastic modulus³⁹⁾. The fine-grained, $d \approx 7$ μm , AA5083 materials exhibit superplastic deformation by GBS creep at low values of Z , but converge with the data of AA5182 materials as Z increases, when deformation is dominated by solute-drag creep. Behavior of the AA5182 material in the present investigation agrees very well with the results from a previous investigation of a similar material. The behavior of the AA5182 materials in Fig.2(b) is described well by an equation of the Garofalo type²⁷⁾,

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(\frac{-Q_c}{RT}\right) \left[\sinh\left(\alpha \frac{\sigma}{E}\right) \right]^n \quad (2)$$

where $A = 7.37 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$, $\alpha = 526$, $Q_c = 136$ kJ/mol and $n = 4.2$. This modification of Equation 1 accounts for the effect of power-law breakdown, which occurs when $\dot{\epsilon}/D > 10^{13} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ ²⁷⁾, or approximately $Z > 5 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ in this case. The curves shown for AA5182 in Fig.2 are from this fitted equation.

3.3 Tensile Ductility

Fig.3 presents tensile elongation as a function of Zener-Hollomon parameter for the AA5182 material. The large tensile elongations evident at low Z values, typically in excess

of 200%, reflect the high formabilities possible in this material at elevated temperature, despite a grain size significantly larger than is typical of related superplastic materials⁴⁾. These enhanced tensile ductilities are consistent with those reported for other non-superplastic Al-Mg low-impurity alloys and commercial materials^{9), 11), 13)}. The drop in tensile ductility at high Z values, Z greater than approximately 10^9 s^{-1} , is a result of decreasing strain-rate sensitivity, as evident in Fig.2, which accelerates flow localization, i.e. necking. A decrease in tensile ductility is also expected at very low Z values, Z less than approximately 10^7 s^{-1} , because of an increasing propensity toward cavitation development^{9), 11), 13), 40), 41)}.

Fig.4 presents data for the Q -parameter as a function of Zener-Hollomon parameter. The Q -parameter, a convenient measure for the amount of flow localization which occurs at fracture in tension⁴⁰⁾, compares the reduction-in-area (q) with the theoretical reduction-in-area in the absence of necking,

$$q^* = \left[1 - \frac{1}{1 + e_f} \right] \quad (3)$$

where e_f is the tensile elongation. The Q -parameter is then defined as $(q - q^*)/q^*$. A Q -parameter of greater than zero typically indicates flow localization, i.e. neck development, prior to fracture⁴⁰⁾. A Q -parameter of zero or less typically indicates fracture by cavity coalescence without significant flow localization⁴⁰⁾. As seen in Fig.4, the severity of flow localization increases with increasing Z value. This was used to advantage in the present investigation to study of the effect of strain on recrystallization and the production of abnormal grains.

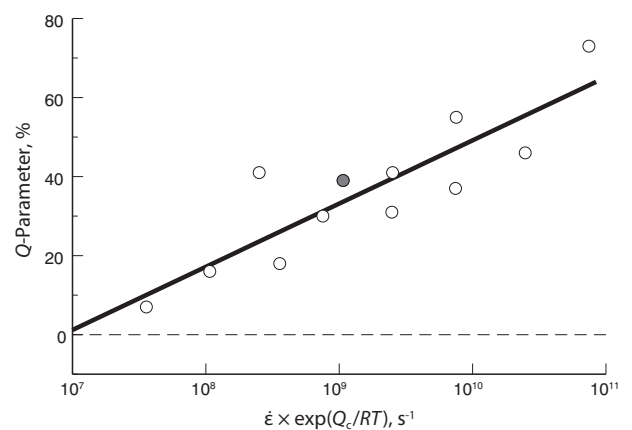


Fig.4 The Q -parameter is plotted against Zener-Hollomon parameter assuming an activation energy of $Q_c = 136$ kJ/mole. The filled symbol indicates the value of Zener-Hollomon parameter used to investigate microstructure evolution.

3.4 Microstructure Evolution

A series of tensile coupons were tested to a predetermined tensile elongation of 180% at a temperature of 400°C and a constant true-strain rate of $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ in order to create specimens with diffuse necks. These specimens were used to examine the effect of cooling and annealing treatments on microstructure. The diffuse neck in each specimen

provides a range of strains, across which microstructure may be examined. The Z value corresponding to these test conditions, $Z = 1.08 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$, is shown by a filled symbol in Fig.2, Fig.3 and Fig.4. Fig.5 shows examples of microstructures produced in specimens air cooled following tensile testing and approximate true strains at several locations in each specimen. The specimen shown in Fig.5(a) is as air-

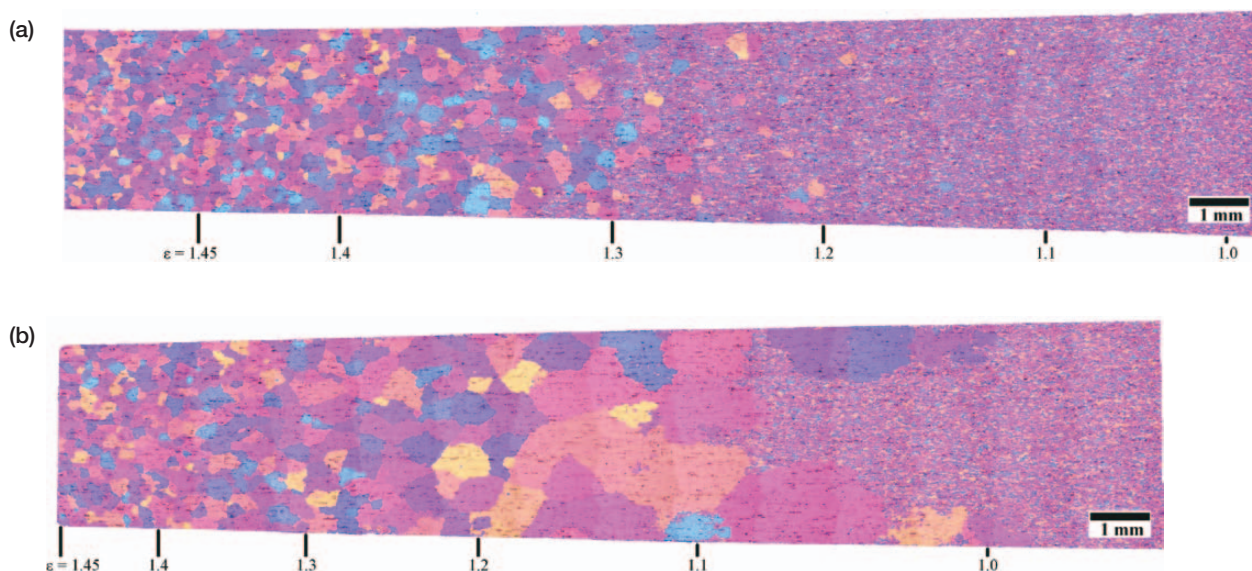


Fig.5 Optical photomicrographs from two halves of a single AA5182 tensile coupon are shown after tensile testing at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ to a tensile elongation of 180%. True strains, calculated from area reduction, are shown at several locations. The specimen in the AC condition, shown in (a), was air cooled from the testing temperature. The specimen in the AC + A condition, shown in (b), was annealed at 400 for 1 hr. following air cooling from the testing temperature. (The tensile axis is horizontal.)
(a) AC
(b) AC + A

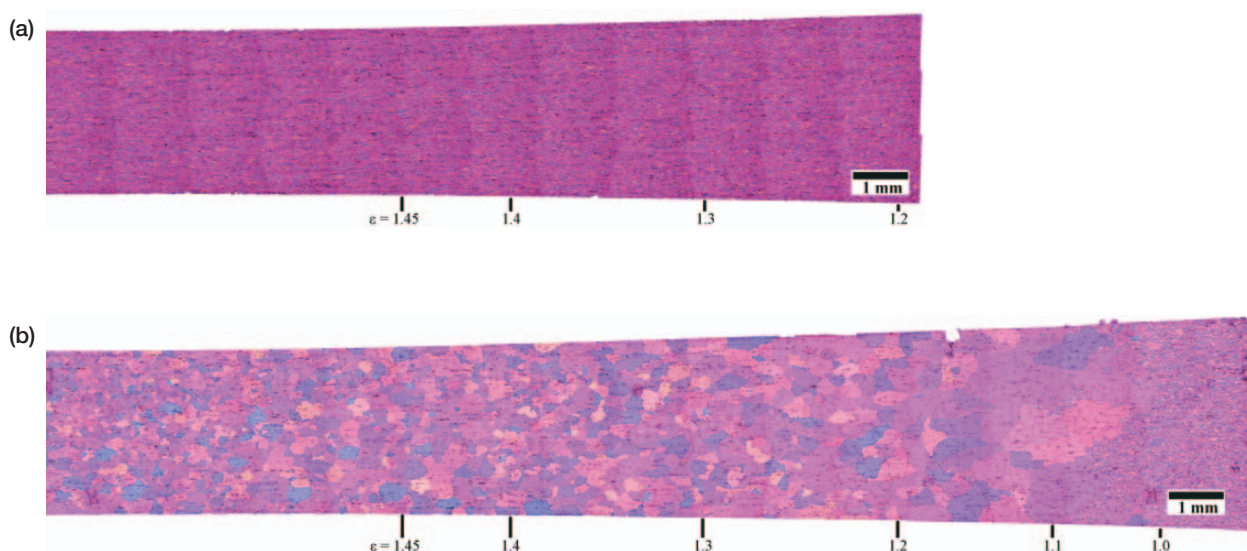


Fig.6 Optical photomicrographs are shown from a single AA5182 tensile coupon after tensile testing at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ to a tensile elongation of 180%. True strains, calculated from area reduction, are shown at several locations. The specimen in the WQ condition, shown in (a), is as water quenched from the testing temperature immediately upon the completion of tensile straining. The specimen in the WQ + A condition, shown in (b), is the same specimen as shown in (a), but after annealing at 400°C for 1 hr. (The tensile axis is horizontal.)
(a) WQ
(b) WQ + A

cooled from the testing temperature. The left half of the specimen, where strain is the greatest, is fully recrystallized. However, isolated abnormal grains are evident within a matrix of unrecrystallized, deformed microstructure in the right half of the specimen, where the strain is less. These isolated abnormal grains duplicate the abnormal grains observed following hot forming of similar commercial Al-Mg materials^{18), 19)}, which motivated the present study. When a one-hour annealing treatment at the same temperature as the tensile test, 400°C, is subsequently applied, the microstructure exhibited in Fig.5(b) is produced. The microstructure in the left of the specimen, where strain is the greatest, is fully recrystallized and has a grain size similar to that produced at an identical strain directly after air cooling. The microstructure in the right of the specimen, where the strain is less, exhibits very large grains adjacent to an unrecrystallized microstructure. These large grains clearly result from growth into unrecrystallized microstructure by the isolated abnormal grains produced after air cooling, see Fig.5(a). This suggests that full recrystallization is a discontinuous process which occurs by abnormal grain growth.

The microstructures of Fig.5 give rise to a question of whether the formation of abnormal grains, and subsequent full recrystallization at the largest strains, occurred during deformation or during cooling after deformation was complete. To answer this question, specimens were water quenched immediately after the completion of deformation in the tensile

test. Fig.6(a) presents a microstructure produced by water quenching immediately after tensile testing. Neither abnormal grains nor recrystallized microstructure are observed. Subsequent annealing of the quenched specimen shown in Fig.6(a) for one hour at the same temperature as the tensile test, 400°C, produced the microstructure shown in Fig.6(b). The subsequent annealing treatment produced a recrystallized microstructure in the regions of greatest strain and large, abnormal grains in the regions with lesser strains. Thus, it is proved that abnormal grain growth and recrystallization in AA5182 are suppressed during tensile deformation. In this case, abnormal grain growth and recrystallization are plainly static phenomena, in that they do not occur during plastic deformation, but during static annealing following deformation.

Images obtained by EBSD of a water-quenched specimen are presented in Fig.7. Fig.7(a) shows the microstructure of the undeformed specimen grip region after testing. This equiaxed microstructure is essentially the same as that of the as-received material prior to testing. Fig.7(b) shows the microstructure in the deformed specimen gage region as water-quenched after tensile testing. The local strain at the location of this image is $\epsilon = 1.45$. This microstructure shows the expected elongation of grains along the tensile direction. Subgrains are clearly visible within these elongated grains. Subgrain diameters were measured from EBSD images and from OM images, and these measurements are reported

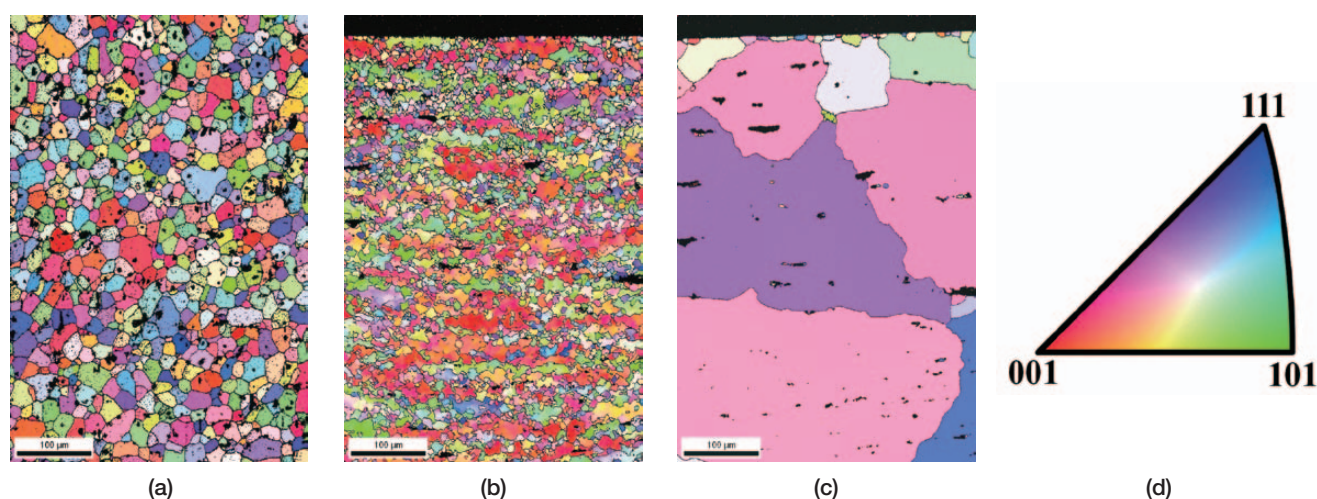


Fig.7 EBSD maps are shown for a specimen deformed at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ to an elongation of 180% and then water quenched upon the completion of tensile straining. Image (a) is from the undeformed grip region. Image (b) is from a position in the gage region deformed to an equivalent tensile true strain of 1.45 and immediately water quenched after testing. Image (c) is from the same specimen and the same area shown in image (b), but after subsequent annealing at 400°C for 1 hr., which produced abnormal grains. (The tensile axis is horizontal.)

- (a) grip
- (b) WQ at $\epsilon = 1.45$
- (c) WQ + A at $\epsilon = 1.45$
- (d) Color coded map

in Table 4. It is of note in Table 4 that the subgrain sizes measured from OM images are consistently larger than those from EBSD images. This is an expected difference between these measurement techniques, which has been addressed in the literature with respect to grain size measurements³¹⁾. Because EBSD resolves more subgrain boundaries than does OM, subgrain sizes measured from EBSD images are consistently smaller than when measured from OM images. Having established this difference between measurement techniques, it can then be noted that the subgrain sizes shown in Table 4 are insensitive to strain, at least to within the standard deviations of the measurements. This is a result expected from Class I (Class A) alloys, which include AA5182, deformed under SD creep^{34)–37), 42), 43)}. From these data, the subgrain size may be reasonably assumed to be constant across a wide range of strains for a given temperature and strain rate. Fig.7(c) shows an EBSD image of the same specimen as shown in (b), but after annealing at the tensile testing temperature, 400°C, for one hour. Complete recrystallization into much larger grains occurred during annealing.

Table 4 Lineal intercept subgrain diameters, λ , in specimens tested at a temperature of 400°C and a true-strain rate of $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ are shown as measured from optical microscope (OM) and EBSD images. The true strain, ϵ , from area reduction at the location of each measurement and the standard deviation, SD, of each measurement are provided.

Technique	ϵ	$\lambda, \mu\text{m}$	SD, μm
OM	0.5	7.4	± 2
OM	1.3	6.9	± 2
EBSD	1.18	5.3	± 0.5
EBSD	1.45	5.4	± 0.7

The texture developed during deformation was evaluated using EBSD measurements taken from the water-quenched specimen of Fig.7(b). Texture data are shown in Fig.8 as (a) pole figures and (b) an orientation distribution function in Euler space using the Bunge notation. These data indicate that a two-component $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle$ fiber texture is developed in the AA5182 material during SD creep. These are the same principal texture components previously identified in AA5083 material following deformation by SD creep³¹⁾. Beyond this consistency with the AA5083 data, the AA5182 data of Fig.8 also exhibit a weak cube texture.

4 DISCUSSION

The deformed microstructures (not recrystallized) shown in Fig.1(b), Fig.5, Fig.6 and Fig.7(b) exhibit the classical characteristics of geometric dynamic recrystallization (GDRX)^{24), 25), 43)–46)}. These include elongation of grains (defined by high-angle boundaries) along the tensile axis, development of subgrains (defined by low-angle boundaries) throughout the elongated grains and polygonization of high-angle grain boundaries in conformance with the subgrain structure. GDRX is a continuous dynamic recrystallization process typically observed in Al-Mg alloys during hot deformation to large strains^{24), 43), 44)}. For GDRX to run to completion, grain width must be reduced by straining until it is approximately equal to the subgrain size. At that point, subgrains are pinched off by the polygonized high-angle boundaries to form new grains of approximately the same size as the prior subgrains, but with high-angle boundaries. The schematic in Fig.9 illustrates a deformed grain containing

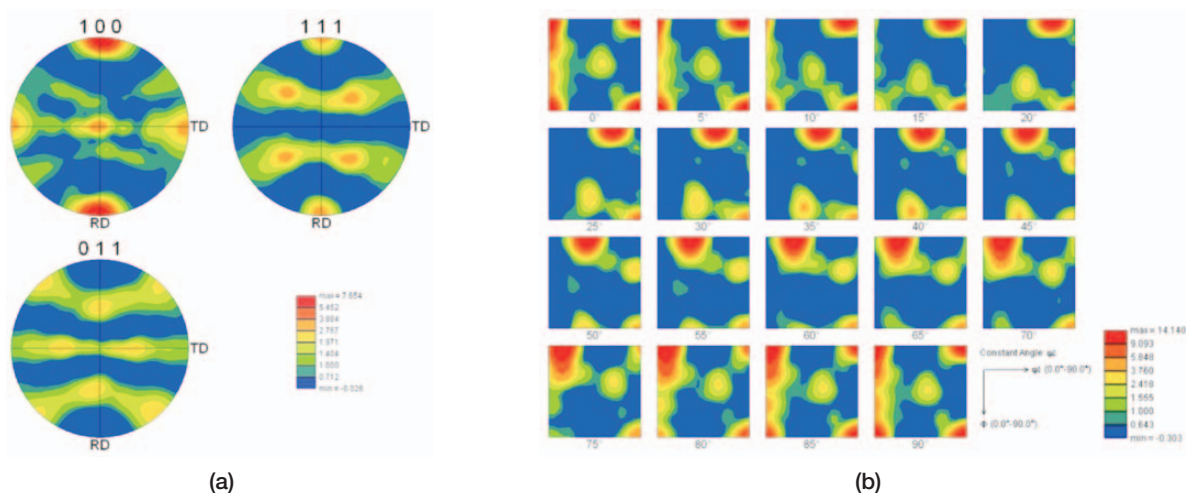


Fig.8 Texture data from EBSD measurements of the water-quenched specimen in Figure 7(b) are shown as (a) pole figures and (b) an orientation distribution function in Euler space using the Bunge notation.
(a) pole figures
(b) ODF

subgrains and having a polygonized grain boundary. This schematic is based on observed microstructure at a true strain of $\epsilon = 1.45$ and demonstrates how microstructure developed during hot deformation proceeds through the GDRX process.

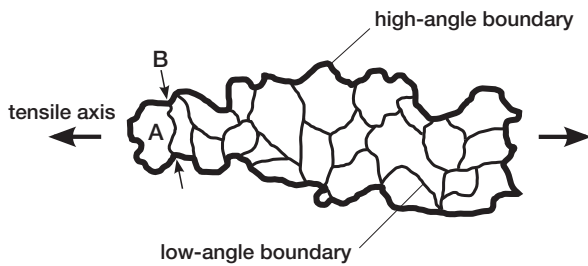


Fig.9 This schematic, based on observation of deformed microstructure at a true strain of $\epsilon = 1.45$, illustrates the development of subgrains with low-angle boundaries within a deformed grain. With additional straining, the high-angle boundary will continue to polygonize in conformance with the subgrain structure until subgrains (such as A) pinch off (such as at B) to form new grains with high-angle boundaries, completing the GDRX process.

Based on a simple geometric analysis of grain deformation under uniaxial tension, the critical strain required for GDRX to run to completion may be calculated as ⁴⁴⁾,

$$\epsilon_{GDRX} = 2 \ln \left(\frac{d_0}{\lambda} \right) \quad (4)$$

where d_0 is the initial grain size and λ is the subgrain size. Measurements from OM observations, $d_0 = 17 \mu\text{m}$ and $\lambda \approx 7 \mu\text{m}$, suggest a critical strain for GDRX of $\epsilon_{GDRX} = 1.8$. This strain is significantly larger than the strains at which abnormal grains are observed in the AA5182 material, as shown in Fig.5, Fig.6 and Fig.7. Abnormal grains are observed at true strains as small as 1.0 in the experiments, and complete recrystallization is observed at larger strains. Thus, GDRX alone cannot be responsible for the recrystallization phenomena nor the abnormal grains observed.

It is hypothesized that, although recrystallization is not by GDRX, the GDRX process does lead to nuclei for recrystallization. From a statistical point of view, individual subgrains will be pinched off by polygonized grain boundaries well before the critical strain for GDRX is reached. Such a case is illustrated in Fig.9, wherein the subgrain A is approaching a state in which it can be quickly pinched off at B to form a new grain. Indeed, the boundary of subgrain A already contains a much larger fraction of high-angle boundary, which can easily migrate, than it does low-angle boundary. Subgrain A may even grow by migration of the mobile high-angle portion of its

boundary before pinch-off is complete. By this mechanism, the GDRX process may lead to nuclei, such as subgrain A, which can grow by static grain growth after deformation is complete. When the deformation strain is much less than the critical strain for GDRX, then only a few such nuclei will be created. For such a sparse population of nuclei, each nucleus will be surrounded by a large volume of deformed microstructure, which it may consume during growth. These nuclei may grow into abnormal grains during static annealing by the process of static abnormal grain growth (SAGG). During extended static annealing, SAGG may progress until the abnormal grains meet to form a completely recrystallized microstructure with a very large grain size. This is the case revealed in Fig.5(b) and Fig.6(b) at a strain of approximately 1.1. Thus, a discontinuous static recrystallization process involving grain growth can occur in a microstructure produced by GDRX, a continuous recrystallization process, when straining stops short of ϵ_{GDRX} and is followed by static annealing. As strain increases toward ϵ_{GDRX} , the number of nuclei created increases. This results in an increasingly fine recrystallized microstructure, until a minimum grain size is reached at a strain equal to the critical strain for GDRX. As the number of nuclei increases with strain, the grains produced by this recrystallization process may no longer be considered abnormal, *i.e.* unusually large. At this point, the SAGG terminology is no longer appropriate, and growth might be thought of in terms of a more usual recrystallization processes, or as simply static grain growth.

This hypothesis predicts several effects which may be tested against experimental data. First, abnormal grains will become evident at a strain just sufficient for the GDRX process to create a few nuclei capable of SAGG. This critical strain for SAGG, ϵ_{SAGG} , will be significantly less than the critical strain for GDRX to run to completion, ϵ_{GDRX} . As strain increases beyond the critical strain for SAGG, the number density of recrystallized grains will increase, and the recrystallized grain size will decrease. As strain approaches the critical strain for GDRX, the recrystallized grain size will reach a minimum grain size equivalent to that produced by GDRX. These predictions are tested against experimental data for recrystallized grain size and the number density of recrystallized grains taken at several strains within tested specimens. Measured values of recrystallized grain size are presented as a function of strain in Fig.10. Fig.11 presents measurements of recrystallized grain number density as a function of strain.

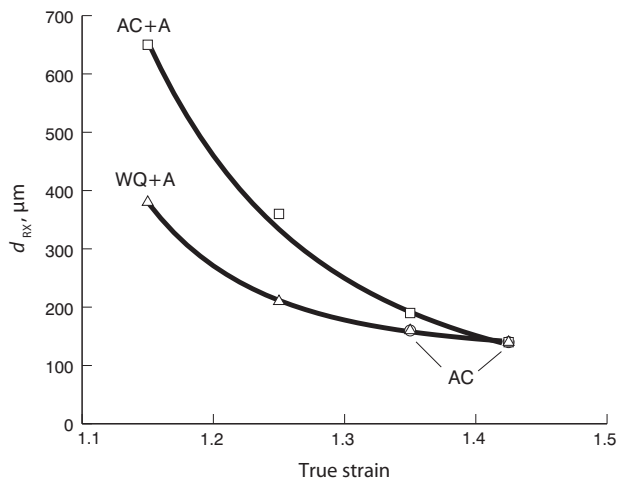


Fig.10 The lineal intercept grain size of recrystallized grains, d_{RX} , is shown as a function of strain for three different conditions of the AA5182 sheet following testing at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

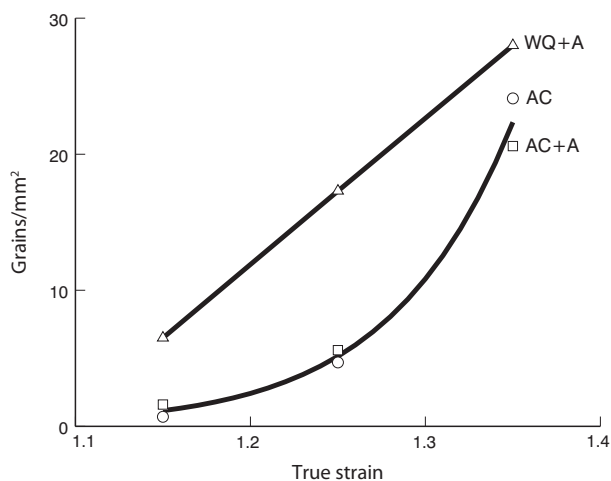


Fig.11 The area density of recrystallized grains is shown as a function of strain for three different conditions of the AA5182 sheet following testing at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

Fig.10 reveals that the size of recrystallized grains decreases with increasing strain, as predicted. Recrystallized grains vary in size from several hundreds of micrometers, which can easily be categorized as abnormal grains, to approximately 140 μm at the largest strain. No data for the annealed specimens (AC + A and WQ + A) are available at strains of less than 1.15 because too few recrystallized grains are available to make useful measurements. For the same reason, no data are available for the air-cooled specimen (AC) at strains of less than 1.35. The smallest grain size measured is significantly larger than the value predicted from GDRX theory of approximately the subgrain size, 7 μm . Although the greatest strains reached in the tested specimens, between 1.4 and 1.5, are significantly less than

the strain calculated for completion of GDRX, $\epsilon_{GDRX} = 1.8$, the minimum recrystallized grain size is still larger than what might be expected. Furthermore, the grain size appears to be approaching a minimum at the largest strains. This suggests that the microstructure produced by GDRX will not be stable at fine grain sizes, and the fine grain size predicted from GDRX theory may never be reached in practice for this material. This effect might limit the potential use of GDRX as a means for microstructure refinement.

At the largest strains, Fig.10 shows that all three specimens contain recrystallized grains of similar size. At lower strains, where data are not available for the AC condition, the AC + A specimen produces larger recrystallized grains than does the WQ + A specimen. This suggests that the AC + A specimen produced fewer nuclei for recrystallization than did the WQ + A specimen. In the proposed mechanism for nucleation of recrystallization followed by grain growth, the final grain size will be determined by the spacing between nuclei which can grow to consume the surrounding deformed microstructure. Fig.5(a) shows that recrystallization nuclei have formed and grown to become recrystallized grains during air cooling, while Fig.5(b) suggests that subsequent annealing simply allows the recrystallized grains, including abnormal grains, formed during air cooling to grow further. Fig.6(a) shows that no nuclei have grown, nor have even formed, during water quenching. Water quenching suppresses nucleation and forces it to occur during subsequent annealing at 400°C, which is sensible if nucleation occurs by recovery within individual subgrains that have been either pinched off or simply have a large fraction of high-angle boundary. In that case, nucleation requires sufficient temperature and time for recovery within individual subgrains, perhaps with a preferred texture component. Assuming this, nucleation during air cooling, such as in the AC and AC + A specimens of Fig.5, likely occurs at lower temperatures than does nucleation during the 400°C annealing treatment of the WQ + A specimen, resulting in fewer nuclei for recrystallization in the air-cooled specimens. The density of nuclei for recrystallization is equivalent to the density of abnormal grains or recrystallized grains, for which experimental data are presented in Fig.11. This figure clearly shows a significantly lower density of recrystallized grains in the specimens subjected to air cooling, compared to the WQ + A condition. Furthermore, the data of Fig.11 suggest that the critical strain for SAGG, the minimum strain for production of abnormal grains in the air-cooled specimen, is approximately $\epsilon_{SAGG} = 1.1$. This result is important because it indicates that limiting forming strain to be less than this value will prevent

the occurrence of abnormal grains in components hot-formed in AA5182 sheet, at least for this temperature and strain rate.

One further prediction of the proposed mechanism was tested against experimental data. Equation 4 predicts that the critical strain for GDRX to run to completion will increase as the initial grain size increases. Thus, the strain necessary to initiate SAGG, *i.e.* create individual nuclei for recrystallization, will also increase as initial grain size increases. One tensile coupon of the AA5182 sheet material was statically annealed at 550°C for one hour, which produced grains of greater than one millimeter in size, see Table 2. This coupon was then tested in tension to fracture at a temperature of 400°C and a strain rate of $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, followed by air cooling. Metallographic examination following testing revealed no recrystallized grains at strains of less than approximately 1.5, the maximum strain measured by area reduction at the fracture location. Recrystallized grains were evident only at the very greatest strains directly adjacent to the fracture surface of the failed specimen, as shown in Fig.12. Thus, abnormal grain formation can be suppressed during hot forming of the AA5182 sheet by obtaining a larger initial grain size. Of course, there are practical problems in using coarser grain sizes in commercial materials, such as developing inhomogeneities in strain, creating a rough “orange peel” surface and reducing service strength^{9), 11), 13)}.

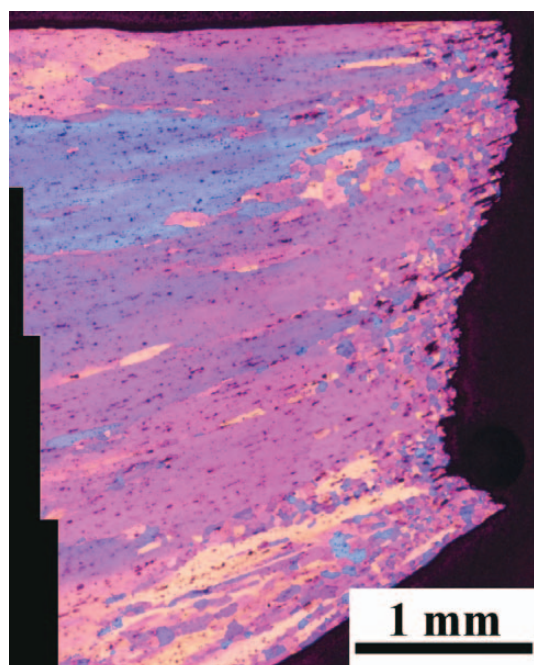


Fig.12 The location adjacent to the fracture surface, at the right, of a coarse-grained AA5182 specimen tested to fracture at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ is shown.

In this investigation, microstructure evolution data were produced from tests at only one temperature and one true-strain rate. Further study is warranted to investigate the effects of temperature, strain rate, annealing temperature and annealing time on abnormal grain production and recrystallization. Furthermore, the proposed mechanism of abnormal grain production and recrystallization would be expected to produce unique recrystallization textures. For example, grains of minority texture components can be preferred for abnormal grain growth⁴⁷⁾. Additional investigations into recrystallization textures will be of interest. Data from such future studies will be useful to further test the validity of the proposed recrystallization mechanism.

An alternative to the terminology presented here is to define abnormal grain growth as distinct from recrystallization. That usage occurs in the literature. However, adhering to that definition requires a very awkward choice. One must either explain the evolution of abnormal grains, such as in Fig.1(b), by a mechanism that does not involve abnormal grain growth, or one must explain why the large grain in Fig.1(b) should not be considered an abnormal grain. The large grain in Fig.1(b) clearly fits the historical metallurgical definition of an abnormal grain, and it is most logical to consider that it has grown by abnormal grain growth. By considering abnormal grain growth to be part of a discontinuous recrystallization process, inconsistencies of terminology are avoided. Thus, it is recommended that abnormal grain growth not be considered necessarily distinct from recrystallization, but potentially a part of the discontinuous recrystallization process.

5 Conclusions

Abnormal grains observed following hot forming of Al-Mg commercial alloy AA5182 sheet have been reproduced in tensile coupons tested at 400°C and $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The formation of abnormal grains is suppressed during deformation and occurs only during static annealing following deformation. The growth of abnormal grains is, therefore, described as static abnormal grain growth, SAGG. This definition of SAGG, in conjunction with the recently-reported phenomenon of dynamic abnormal grain growth, DAGG⁴⁸⁾, defines a new categorization of abnormal grain growth phenomena which fits well with McQueen's taxonomy of recrystallization processes²⁵⁾. The minimum strain required to produce abnormal grains, the critical strain for SAGG, is $\epsilon_{\text{SAGG}} \approx 1.1$ under the conditions investigated. A mechanism is proposed to describe the production of grains susceptible to SAGG. This

mechanism requires elongation and polygonization of grains and development of subgrains with large fractions of high-angle boundary through the process of geometric dynamic recrystallization, GDRX. When deformation is terminated at a strain greater than $\varepsilon_{\text{SAGG}}$, but less than the strain necessary for the completion of GDRX, $\varepsilon_{\text{GDRX}}$, isolated subgrains with large fractions of high-angle boundary are created. These subgrains are the precursors of nuclei for recrystallization, and their density increases as strain increases from $\varepsilon_{\text{SAGG}}$ up to $\varepsilon_{\text{GDRX}}$. After recovery during static annealing, some of these subgrains can grow by migration of the high-angle portions of their boundaries and, thus, become nuclei for recrystallization. At low strain accumulations, near $\varepsilon_{\text{SAGG}}$, these nuclei grow by SAGG to become the abnormal grains which motivated the present investigation. As nuclei density increases with increasing strain accumulation, the nucleated grains more easily grow to meet each other and produce a fully recrystallized microstructure; the grain size in that recrystallized microstructure decreases with increasing strain accumulation. In this manner, the normally continuous recrystallization process of GDRX is interrupted by the cessation of straining and is replaced with a discontinuous recrystallization process of limited recovery followed quickly by grain growth. This mechanism is consistent with experimental data for recrystallized grain size, recrystallized grain number density and the dependence of recrystallization on initial grain size. Aside from alloy modification^{18), 20)}, abnormal grains may be avoided after hot deformation of AA5182 sheet by: (1) limiting the forming strains to less than $\varepsilon_{\text{SAGG}}$, (2) rapid cooling immediately upon the completion of hot straining or (3) increasing the initial grain size of the sheet material. Among these, limiting the forming strain is the option of most practical value to commercial hot forming operations.

6 Acknowledgments

J.-K. Chang and E.M. Taleff gratefully acknowledge support for this work from the National Science Foundation (DMR-0605731), Nippon Steel Corp., Furukawa-Sky Aluminum Corp. and General Motors Corp.

This article was published in *Metallurgical and Materials Transactions A* Vol. **41A** (2010), 1942.

References

- 1) A. J. Barnes: *Materials Science Forum*, **170–172** (1994), 701.
- 2) A. J. Barnes: *Materials Science Forum*, **304–306** (1999), 785.
- 3) A. J. Barnes: *Materials Science Forum*, **357–359** (2001), 3.
- 4) T. G. Langdon: *Materials Science and Engineering*, **44** (2009), 5598.
- 5) O. D. Sherby and J. Wadsworth: *Progress in Materials Science*, **33** (1989), 169.
- 6) T. G. Langdon: *Materials Science and Engineering*, **A137** (1991), 1.
- 7) M.-A. Kulas, W. P. Green, E. M. Taleff, P. E. Krajewski and T. R. McNelley: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **36A** (2005), 1249.
- 8) J. G. Schroth: in *Advances in Superplasticity and Superplastic Forming*, E. M. Taleff, P. A. Friedman, P. E. Krajewski, R. S. Mishra and J. G. Schroth, eds., TMS, Warrendale, PA (2004), 9.
- 9) E. M. Taleff, D. R. Lesuer and J. Wadsworth: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **27A** (1996), 343.
- 10) M. Otsuka, S. Shibasaki and M. Kikuchi: *Materials Science Forum*, **233–234** (1997), 193.
- 11) E. M. Taleff, G. A. Henshall, T. G. Nieh, D. R. Lesuer and J. Wadsworth: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **29A** (1998), 1081.
- 12) K. Takata, T. Ohwue, M. Saga and M. Kikuchi: *Materials Science Forum*, **331–337** (2000), 631.
- 13) E. M. Taleff, P. J. Nevland and P. E. Krajewski: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **32A** (2001), 1119.
- 14) T. Ito, S. Shibasaki, M. Koma and M. Otsuka: *Journal of the Institute of Metals*, **66** (2002), 409.
- 15) T. Ito, M. Koma, S. Shibasaki and M. Otsuka: *Journal of the Institute of Metals*, **66** (2002), 476.
- 16) E. M. Taleff: in *Advances in Superplasticity and Superplastic Forming*, E. M. Taleff, P. A. Friedman, P. E. Krajewski, R. S. Mishra and J. G. Schroth, eds., TMS, Warrendale, PA, (2004), 85.
- 17) ASM Staff Writer: *Advanced Materials & Processes*, **163** (2005), 11.
- 18) H. Kazama, K. Nakao, K. Takata, O. Noguchi and Y. Suzuki: in *Proceedings of the 108th Conference of the Japan Institute of Light Metals (Light Metals Conference 108th Spring Meeting)*, Japan Institute of Light Metals, Tokyo, Japan, 2005, 61.
- 19) F. Fukuchi, T. Yahaba, H. Akiyama, T. Ogawa, H. Iwasaki and I. Hori: *Honda R&D Technical Review*, **16** (2004), 23.
- 20) K. Shiotsuki, H. Akiyama, I. Hori, K. Kashiwazaki and S. Ueno: in *Proceedings of the 107th Conference of the Japan Institute of Light Metals (Light Metals Conference 107th Spring Meeting)*, Japan Institute of Light Metals, Tokyo, Japan, (2004), 319.
- 21) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, New York, (2004), 3.
- 22) J. G. Byrne: *Recovery, Recrystallization and Grain Growth*. The MacMillan Company, New York, (1965).
- 23) S. Agarwal, P. E. Krajewski and C. L. Briant: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **39A** (2008), 1277.
- 24) D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen and A. D. Rollett: *Materials Science and Engineering*, **A238** (1997), 219.
- 25) H. J. McQueen: *Development of Dynamic Recrystallization Theory*. *Materials Science and Engineering A*, **387–389** (2004), 203.
- 26) "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size." *Standard Designation E 112–96*, ASTM, 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, PA 19428-2959, July (1996).
- 27) O. D. Sherby and P. M. Burke: *Progress in Materials Science*, **13** (1968), 325.
- 28) O. D. Sherby and E. M. Taleff: *Materials Science and Engineering A*, **A322** (2002), 89.

- 29) E. M. Taleff, W. P. Green, M.-A. Kulas, T. R. McNelley and P. E. Krajewski: *Materials Science and Engineering A*, **36** (2005), 1249.
- 30) E. M. Taleff: in *Aluminum Wrought Products for Automotive, Packaging and Other Applications - The James Morris Honorary Symposium*, S. K. Das, G. Jha, Z. Li, T. Zhai and J. Liu, eds., TMS, Warrendale, PA, (2006), 87.
- 31) T. R. McNelley, K. Oh-oishi, A. P. Zhilyaev, S. Swaminathan, P. E. Krajewski and E. M. Taleff: *Metallurgical and Materials Engineering A*, **39** (2008), 50.
- 32) P. Yavari, F. A. Mohamed and T. G. Langdon: *Acta Metallurgica*, **29** (1981), 1495.
- 33) P. Yavari and T. G. Langdon: *Acta Metallurgica*, **30** (1982), 2181.
- 34) J. Weertman: *Journal of Applied Physics*, **28** (1957), 1185.
- 35) J. Weertman: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **218** (1960), .
- 36) W. R. Cannon and O. D. Sherby: *Metallurgical Transactions A*, **1** (1970), 1030.
- 37) F. A. Mohamed and T. G. Langdon: *Acta Metallurgica*, **22** (1974), 779.
- 38) W. Köster: *Zeitschrift für Metallkunde*, **39** (1948), 1.
- 39) K. Abe, Y. Tanji, H. Yoshinaga and S. Morozumi: *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **27** (1977), 279.
- 40) M.-A. Kulas, W. P. Green, E. M. Taleff, P. E. Krajewski and T. R. McNelley: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **37A** (2006), 645.
- 41) J.-K. Chang, E. M. Taleff and P. E. Krajewski: *Metallurgical and Materials Transactions A*, **A40** (2009), 3128.
- 42) M. E. Kassner, N. Q. Nguyen, G. A. Henshall and H. J. McQueen: *Materials Science and Engineering*, **A132** (1991), 97.
- 43) G. A. Henshall, M. E. Kassner and H. J. McQueen: *Metallurgical Transactions A*, **23A** (1992), 881.
- 44) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, New York, (2004), 461.
- 45) H. J. McQueen, O. Knustad, N. Ryum and J. K. Solberg: *Scripta Metallurgica*, **19** (1985), 73.
- 46) A. Gholina, F. J. Humphreys and P. B. Prangnell: *Acta Materialia*, **50** (2002), 4461.
- 47) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, New York, (2004), 375.
- 48) J. R. Ciulik and E. M. Taleff: *Sripta Materialia*, **61** (2009), 895.



Jung-Kuei Chang

Postdoctoral Fellow
Department of Mechanical Engineering
The University of Texas at Austin



Ken Takata

The Steel Research Laboratories
Nippon Steel Corp.



Koji Ichitani

Technical Research Division
Furukawa-Sky Aluminum Corp.



Eric M. Taleff

Professor
Department of Mechanical Engineering
The University of Texas at Austin

Influence of Crystal Orientations on the Bendability of an Al-Mg-Si Alloy

Hiroki Takeda

Akira Hibino

Ken Takata

Abstract : Aluminum alloy sheets are being increasingly used to reduce the weight of an automotive body. Al-Mg-Si alloys have been used because they have favorable properties for automotive bodies. One of the important requirements of these alloys is the ability to resist fracture while bending. In this study, the influence of crystal orientations on the bendability of an Al-Mg-Si alloy is investigated using single-crystal specimens from the viewpoint of the shear band formation. The bendability and the formation of shear bands are clearly dependent on the crystal orientation, and $\langle 001 \rangle$ //ND-oriented specimens exhibit the highest bendability. The formation of denser shear bands is observed with a decrease in bendability. The shear bands behaved as the origin of the cracks and the propagation path. It is concluded that the inhibition of the formation of shear bands by controlling the orientations is very important to improve the bendability. Moreover, there exists a relation between the Taylor factor and the bendability because the bendability tended to decrease with an increase in the Taylor factor.

1. INTRODUCTION

Aluminum alloys are increasingly being used to manufacture lightweight automotive bodies. Al-Mg-Si alloys have been used because they have favorable properties for automotive bodies. High bendability of an aluminum sheet is one of the desirable properties when it is applied to the fabrication of an automotive body sheet. Thus far, there have been some studies on the bendability of aluminum alloys. Alloys having high yield strength exhibit low bendability^{1), 2)}. Precipitates on grain boundaries, second-phase particles, and a formation of shear bands upon bending decrease bendability¹⁾⁻³⁾. The texture of the alloy affects the formation of the shear bands upon bending^{4), 5)}. These studies have been carried out with polycrystals of aluminum alloys, and the relation between the crystal orientation of the alloy and its bendability has not yet been clearly understood.

In this study, the relation between the crystal orientation of an Al-Mg-Si alloy and its bendability has been investigated using single-crystal specimens from the viewpoint of the formation of shear bands upon bending.

2. EXPERIMENTAL

Table 1 shows the chemical composition of the specimens used in this study. In order to suppress the influence of second-phase particles on bendability and obtain large grains for the single-crystal specimens, the Fe, Mn, and Cr contents were reduced as compared to commercial Al-Mg-Si alloys.

Table 1 Chemical composition of the alloy (mass%).

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.0002	0.9969	0.0459	0.0009	0.5905	0.0047	0.0009	0.0007	Bal.

An ingot (length: 700 mm; width: 200 mm; thickness: 80 mm) was prepared by using the direct chill (DC) casting method in the laboratory. After homogenization, this ingot was hot-rolled, cold-rolled, annealed, and cold-rolled again. Then, a 1.0-mm-thick sheet was obtained. This sheet was solution-treated at a temperature of 843 K for 18 ks. After this treatment, the sheet was quenched in water and aged at a temperature of 373 K for 72 ks (under-age condition) to achieve precipitation hardening because the low yield strength of the as-quenched sheet was not sufficient for distinguishing

the difference in bendability ^{1), 2)}.

The large grains of the sheet were observed after macro-etching with the reagent (hydrochloric acid:nitric acid : water = 1 : 1 : 1). The orientations of the grains were defined by Scanning Electron Microscope - Electron Backscatter Diffraction (SEM-EBSD). The single-crystal specimens (length: 20 mm; width: 10 mm) for bending test were cut out from these large grains having a diameter of several centimeters. The crystal orientations of these specimens are listed in **Table 2**. Some of the crystal orientations here were typically observed in rolled or annealed FCC materials ^{6), 7)}, and the others were obtained by rotating these orientations around the nominal direction (ND) or rolling direction (RD). The crystal direction of the specimens was parallel to the RD, as listed in this table. The name of the orientations that rotated around ND or RD was defined as the combination of the rotation angle and its initial orientation hereafter. For example, the specimen defined as ND45Cube represents an orientation with a 45° rotation around ND from the cube orientation. The orientation deviation of the specimens was within $\pm 10^\circ$.

Table 2 Orientations of specimens used for the bending test.




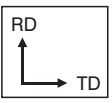













Cube $\{0\ 0\ 1\}<1\ 0\ 0>$ 	ND45Cube $\{0\ 0\ 1\}<1\ 1\ 0>$ 	RD25Cube $\{0\ 7\ 15\}<1\ 0\ 0>$ 	
Goss $\{0\ 1\ 1\}<1\ 0\ 0>$ 	Brass $\{0\ 1\ 1\}<2\ 1\ 1>$ 	P $\{0\ 1\ 1\}<1\ 1\ 1>$ 	ND90Goss $\{0\ 1\ 1\}<1\ 1\ 0>$ 
S $\{1\ 2\ 3\}<6\ 3\ 4>$ 	ND45S $\{1\ 2\ 3\}<26\ 7\ 4>$ 	ND90S $\{1\ 2\ 3\}<17\ 22\ 9>$ 	ND135S $\{1\ 2\ 3\}<3\ 18\ 13>$ 
Cu $\{1\ 1\ 2\}<1\ 1\ 1>$ 	ND45Cu $\{1\ 1\ 2\}<20\ 2\ 9>$ 	ND90Cu $\{1\ 1\ 2\}<1\ 1\ 0>$ 	
$\{1\ 1\ 1\}<1\ 1\ 2>$ 	$\{1\ 1\ 1\}<1\ 1\ 0>$ 		

Fig.1 shows the schematic representation of the bending test. First, a specimen on two rolls was bent by a load to form a “v” shape. Then, an inner plate was inserted between the bent plates. Finally, the specimen was pressed to obtain a 180° bend angle (bending radius: 0.5 mm). This is called 180° bending (A-bending). Some specimens were bent without an inner plate to investigate the difference among specimens with high bendabilities (B-bending). Here, the bending edge was vertical

to the longitudinal direction of the single-crystal specimens that were parallel to the RD.

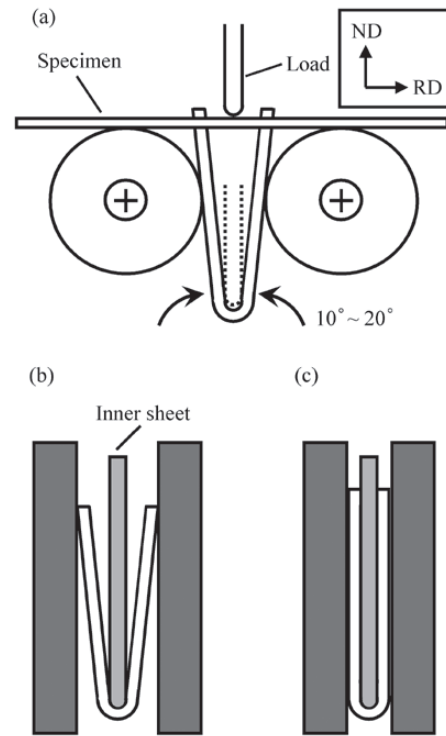


Fig.1 Schematic representation of the bending test. Bending tests are performed in the following order: (a) bending by load, (b) inserting an inner plate between the bent plates, and (c) pressing.

The bent specimens were visually graded according to their bendability on a scale of 1 to 10. The samples are shown in **Fig.2**. A score of 10 indicated that there were no cracks and no roughness on the surface of the bent specimen; on the other hand, a score of 2 indicated that there were microcracks propagating through the thickness and a score of 1 indicated that the bending specimen fractured to two pieces before reaching 180° bend angle during the bending test. The bending score was defined as the average value obtained after three or more trials.

Shear bands on bending were observed from a transverse direction (TD) cross section using an optical microscope after aging the bent specimen at 493 K for 1.2 ks. It becomes easy to observe shear bands by etching Mg₂Si precipitates formed on the sites of the shear bands during the aging.

The Taylor factor was calculated for each orientation of the specimens using TSL OIM Analysis software (TSL Co. Ltd.), under the assumption that the bending was a plane strain deformation. Shear bands and dislocation microstructures formed upon bending were also observed from the TD cross section by Transmission Electron Microscope (TEM).

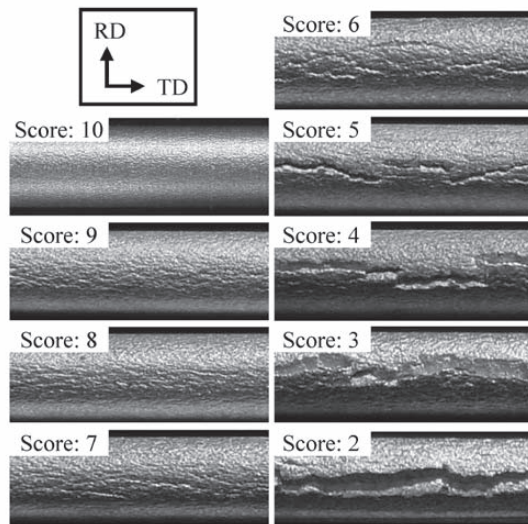


Fig.2 Appearances of bending samples for rating bendability on a scale of 1 to 10 visually. RD and TD denote directions of samples. In the case of a score of 10, there are no cracks and no roughness. In the case of a score of 2, microcracks propagate through the thickness. In the case of a score of 1, bending specimen fractured to two pieces before reaching 180° bend angle.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 Influence of Crystal Orientation on Bendability

The orientations of the specimens and their bending scores are listed in **Table 3**. In this table, there are Cube, Goss, S, Cu, $\{111\}\langle 112 \rangle$ and the others that were formed by rotation around ND or RD from these orientations. **Fig.3** shows the appearances of some specimens after the A-bending test and their bending scores. Cube-, ND45Cube-, and RD25Cube-oriented specimens exhibit the highest bendability. This result is in good agreement with the reports on polycrystal specimens^{4), 5)}. Cube-, ND45Cube-, and RD25Cube-oriented specimens have similar scores of around 10 on the A-bending test; however, the Cube and RD25Cube orientations exhibit a slightly higher bendability than the ND45Cube orientation in the B-bending test. $\{111\}\langle 112 \rangle$ -, ND45S-, and ND90Cu-oriented specimens exhibit good bendability, second only to that of the Cube, ND45Cube and RD25Cube orientations. These three orientations also have similar scores of around 9; however, the $\{111\}\langle 112 \rangle$ orientation exhibits the highest bendability among the three, and ND45S orientation exhibits a higher bendability than the ND90Cu orientation in the B-bending test. On the other hand, ND135S- and ND90Goss-oriented specimens exhibit very low bendability. It is revealed that the bendability is dependent on the crystal orientation because the other factors that influence the bendability,

such as solid solution, fine precipitates and coarse second-phase particles are almost the same due to the same process. Although effect of crystal orientations on yield strength can not be ignored for bending, this can be still considered to originate the factor of crystal orientations themselves actually.

Table 3 Relation between the orientation of the specimen and bendability. A-bending is 180° bending with an inner plate, and B-bending is severe 180° bending without an inner plate.

Specimens' orientation	Bending score	
	A-bending	B-bending
Cube	10.0	10.0
ND45Cube	10.0	9.0
RD25Cube	9.7	9.7
Goss	7.0	
Brass	4.3	
P	3.3	
ND90Goss	1.0	
S	4.5	
ND45S	8.6	7.0
ND90S	4.0	
ND135S	2.8	
Cu	3.3	
ND45Cu	4.3	
ND90Cu	8.8	6.3
$\{111\}\langle 112 \rangle$	9.0	7.8
$\{111\}\langle 110 \rangle$	5.4	

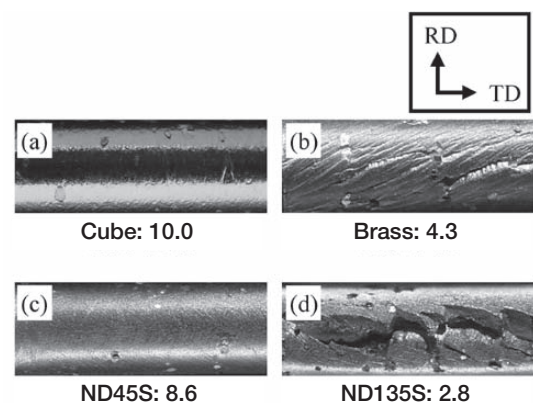


Fig.3 Appearances of specimens after A-bending. Values denote bending scores.

In order to understand the anisotropy of bendability due to the rotation of ND, five directions— $\langle 001 \rangle // \text{ND}$, $\langle 011 \rangle // \text{ND}$, $\langle 123 \rangle // \text{ND}$, $\langle 112 \rangle // \text{ND}$, and $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ —were chosen in this study. In each direction, there is a group of orientations with rotation around ND. **Table 4** and **Fig.4** show these orientations and bendabilities in each group upon ND rotation. The orientations of Cube and ND45Cube that belong to $\langle 001 \rangle // \text{ND}$ exhibit the highest score and almost no anisotropy

of bendability. On the other hand, in the $\langle 011 \rangle // \text{ND}$ group, the bendability has the lowest score upon the 90° rotation of ND, and the difference in bendability between the Goss and the ND90Goss orientations is very large. Therefore, there is considerable anisotropy of bendability in this group. Similarly, substantial anisotropy of bendability can be also recognized in the $\langle 123 \rangle // \text{ND}$ and $\langle 112 \rangle // \text{ND}$ groups. In addition, the bendability and its anisotropy of orientations in the $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ group are relatively excellent as compared to those in the $\langle 011 \rangle // \text{ND}$, $\langle 123 \rangle // \text{ND}$, and $\langle 112 \rangle // \text{ND}$ groups. Finally, it could be considered that the development of the orientations in the $\langle 001 \rangle // \text{ND}$ group effectively improves the bendability and reduces the anisotropy.

Table 4 Classification of the specimens' orientation. The orientations of a specimen are classified into five groups in the ND direction, and each group has several orientations of specimens. Values denote bending scores (A-bending) in Table 3.

Direction	ND axis rotation, $\theta/^\circ$				
	0	30	35	45	55
$\langle 001 \rangle // \text{ND}$	Cube 10.0			ND45Cube 10.0	
$\langle 011 \rangle // \text{ND}$	Goss 7.0		Brass 4.3		P 3.3
$\langle 123 \rangle // \text{ND}$	S 4.5			ND45S 8.6	
$\langle 112 \rangle // \text{ND}$	Cu 3.3			ND45Cu 4.3	
$\langle 111 \rangle // \text{ND}$	$\{111\} \langle 112 \rangle$ 9.0	$\{111\} \langle 110 \rangle$ 5.4			

Direction	ND axis rotation, $\theta/^\circ$				
	60	90	120	125	135
$\langle 001 \rangle // \text{ND}$		Cube 10.0			ND45Cube 10.0
$\langle 011 \rangle // \text{ND}$		ND90Goss 1.0		P 3.3	
$\langle 123 \rangle // \text{ND}$		ND90S 4.0			ND135S 2.8
$\langle 112 \rangle // \text{ND}$		ND90Cu 8.8			ND45Cu 4.3
$\langle 111 \rangle // \text{ND}$	$\{111\} \langle 112 \rangle$ 9.0	$\{111\} \langle 110 \rangle$ 5.4	$\{111\} \langle 112 \rangle$ 9.0		

Direction	ND axis rotation, $\theta/^\circ$		
	145	150	180
$\langle 001 \rangle // \text{ND}$			Cube 10.0
$\langle 011 \rangle // \text{ND}$	Brass 4.3		Goss 7.0
$\langle 123 \rangle // \text{ND}$			S 4.5
$\langle 112 \rangle // \text{ND}$			Cu 3.3
$\langle 111 \rangle // \text{ND}$		$\{111\} \langle 110 \rangle$ 5.4	$\{111\} \langle 112 \rangle$ 9.0

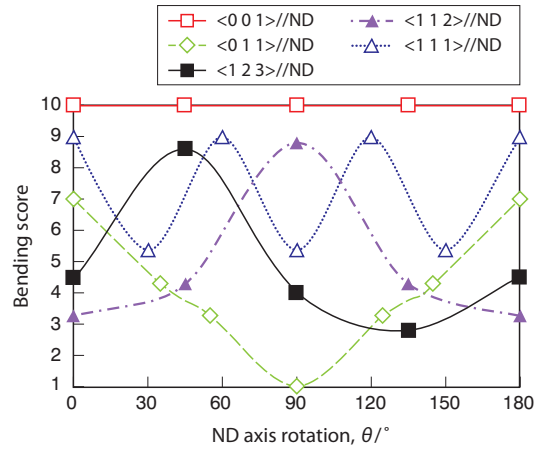


Fig.4 Dependence of bendability in each direction on ND axis rotation.

3.2 Shear Band Formation

Bendability is dependent on the crystal orientation. It is reported that bendability is also related to the formation of shear bands upon bending^{1), 3), 4)}. **Fig.5** shows the optical micrographs of some specimens obtained after the A-bending test. The differences in the formation of shear bands can be recognized clearly on the TD cross section from these micrographs. In the Cube orientation that has the highest bendability, no shear band can be visually observed, while in the case of ND45S, some shear bands can be observed. Further, in the case of the Brass and ND135S orientations, a high density of shear bands can be observed. The micrograph of Brass orientation shows that shear bands cause the initial microcrack. One of the ND135S specimens shows that a crack propagate along the shear bands through the thickness. Therefore, it is concluded that the inhibition of the formation of shear bands by controlling the orientations is very important to the improvement of bendability.

In addition, shear bands were also observed in detail by TEM because the microstructure of the shear bands generated by bending has not been reported in a single crystal. The results of the observation in the case of ND90Goss are shown in **Fig.6**. In **Fig.6 (a)**, an approximately 1- μm -thick white band is denoted as the shear band. The diffraction patterns suggest that the orientations within the shear band are similar. Furthermore, a slight orientation rotation between the shear band and the matrix can be considered from their diffraction patterns. These results are not in agreement with a report on the polycrystal of austenite stainless steel deformed by rolling⁸⁾. It appears that the microstructure formation of shear bands in single-crystal alloys is different from that in polycrystal materials. A detailed investigation of the shear bands is required in the future.

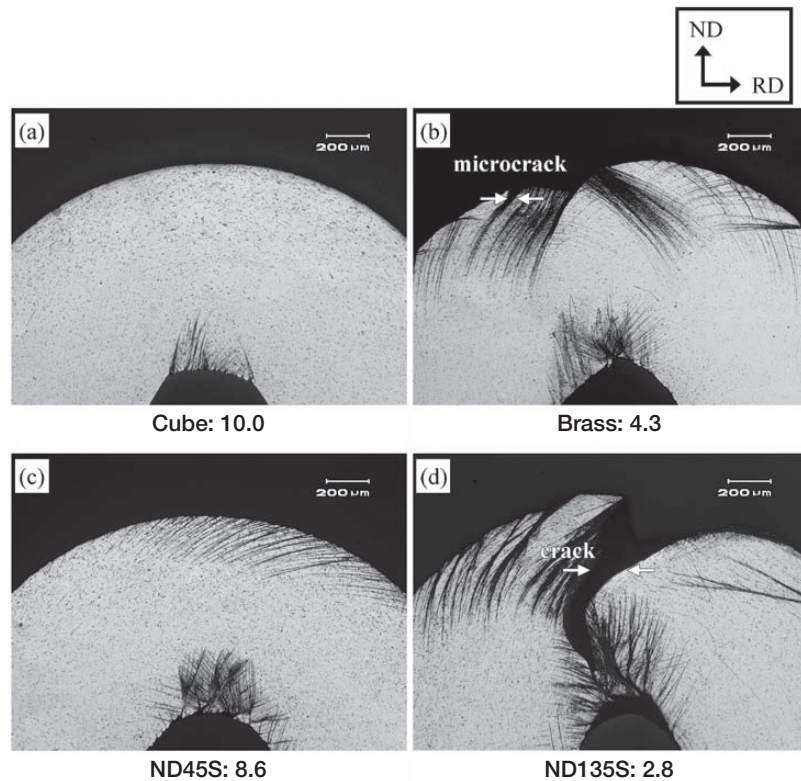


Fig.5 Optical micrographs of shear bands after the A-bending test. Black lines and the values denote shear bands and bending scores, respectively.

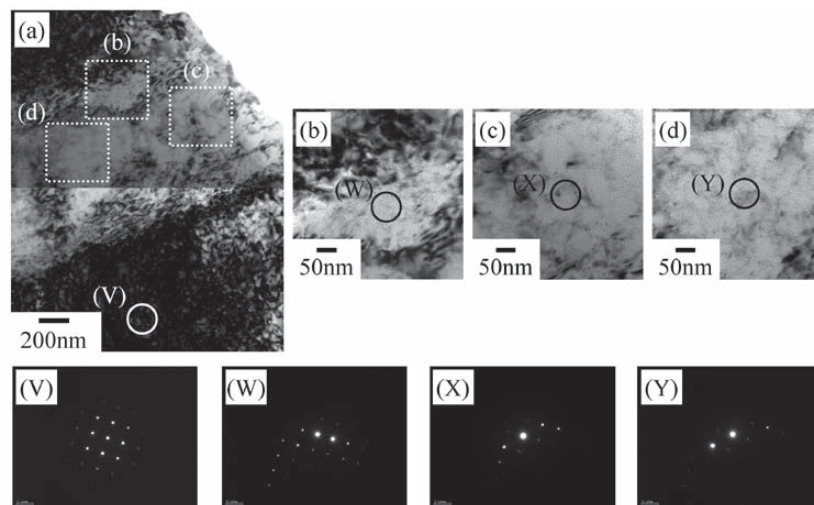


Fig.6 TD cross-sectional TEM images of the shear band in ND90Goss from [001] Al zone axis. The specimen used for the observation was bent to an angle of 90° (bending radius: 0.5 mm). (a) is the outline view of the shear band. (b), (c), and (d) are the magnified micrographs of the dotted-line regions in (a). (V) indicates the diffraction pattern of the solid line region in the matrix. (W), (X), and (Y) show the diffraction pattern of the solid line region in the shear band.

3.3 Influence of Taylor Factor on Bendability

Fig.7 shows the relation between the calculated Taylor factor and the bending score (A-bending). This figure indicates that the bending score decreases with an increase in the value of the Taylor factor. This implies that the bendability can be roughly predicted by calculating the Taylor factor. The Taylor factor is closely related to the slip behavior in materials. It

can be considered that a low Taylor factor leads to a relative uniform slip deformation during bending. On the other hand, if the Taylor factor is high, the necessary stress for deformation increases greatly, and a uniform slip deformation becomes difficult. Therefore, shear bands are formed as a result of relaxing further deformation.

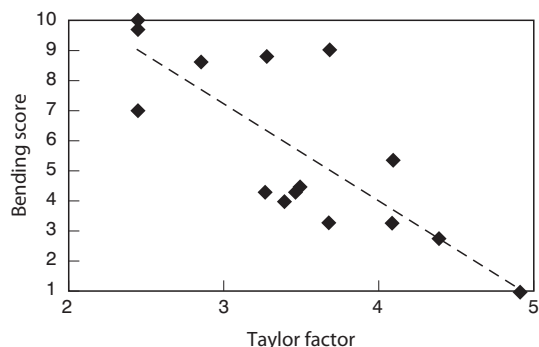


Fig.7 Relation between Taylor factor and bending score (A-bending).

Fig.8 shows the TEM micrographs of the bent portion of the specimens in the Cube and ND90Goss orientations. The dislocation density of the ND90Goss-oriented specimen is obviously higher than that of the Cube one. It is suggested that the large accumulation of dislocations during bending under a high Taylor factor condition leads to the easy formation of shear bands.

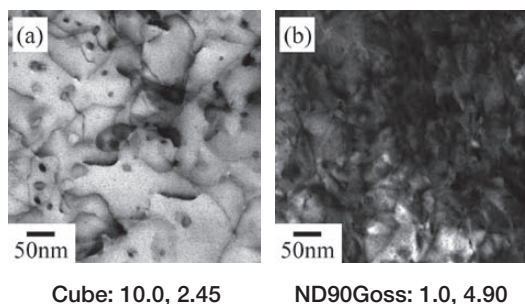


Fig.8 Dislocation structures in TEM micrographs of Cube and ND90Goss. Observations were carried out after 90° bending (bending radius: 0.5 mm). The values represent the bending score and the Taylor factor, respectively.

4. CONCLUSION

Several types of single-crystal specimens of an Al-Mg-Si alloy were produced in the laboratory and the influence of the crystal orientation on the bendability was investigated experimentally. The findings were as follows:

- (1) There is a close relation between the bendability and the crystal orientation. $\langle 001 \rangle$ //ND-oriented specimens exhibit the highest bendability and the lowest anisotropy of bendability among all types of crystal directions investigated.
- (2) The formation of shear bands is dependent on the crystal orientation. The inhibition of shear bands leads to the improvement of bendability because the shear bands cause the initial microcrack and its propagation path.

- (3) There also exists a relation between the bendability and the Taylor factor. The bendability improves with a decrease in the Taylor factor. The dependence of the crystal orientation on bendability can be expressed in terms of the Taylor factor.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors would like to express their sincere gratitude to Mr. T. Hasimoto for assisting with the experimental work. The authors also appreciate the support and encouragement of Mr. Y. Betsuki. Further, the comments and suggestions of Dr. Hirofumi Inoue (Osaka Prefecture University) led to significant improvements in this study.

This article was published in Materials Transactions, Vol. 51, No.4 (2010), 614-619.

References

- 1) A. Hibino, T. Muramatsu, M. Saga and K. Takata: J. JILM **53** (2003) 534.
- 2) M. Saga, M. Kikuchi, Y. Zhu and M. Matsuo: Proc. 6th Int. Conf. On Aluminum Alloys(1998), 425.
- 3) M. Asano, T. Minoda, Y. Ozeki and H. Yoshida: Mater. Sci. Forum **519-521** (2006) 771.
- 4) A. Hibino, T. Muramatsu, T. Komatsubara, M. Saga, and K. Takata: Abstracts of the 106th Conference of the Japan Institute of Light Metals (2004) 89.
- 5) M. Kuroda and V. Tvergaard: Int. J. Plasticity **23** (2007) 244.
- 6) J. Hirsch and K. Lücke: Acta Metall. **36** (1988) 2863.
- 7) J. Hirsch and K. Lücke: Acta Metall. **36** (1988) 2883.
- 8) K. Higashida and T. Morikawa: Tetsu-to-Hagane **94** (2008) 576.



Hiroki Takeda

Technical Research Division
Furukawa-Sky Aluminum Corp.



Akira Hibino

Technical Research Division
Furukawa-Sky Aluminum Corp.



Ken Takata

The Steel Research Laboratories
Nippon Steel Corp.

1. はじめに

現在、憂慮されている地球温暖化問題の対策としてエネルギーの有効利用がさまざまな分野で積極的に検討されています。

赤外線 (0.76～1000 μm) に属する遠赤外線 (波長4～1000 μm) は空気に吸収されにくく、熱エネルギーを直接物質に伝えるため、熱効率の良さが特徴とされ、調理や暖房などの加熱機器に2.5～25 μm の波長を利用した加熱方法が採用されています。遠赤外線を発生する物質としては、セラミックス、金属酸化物などがあります。アルミニウム陽極酸化皮膜 (アルマイト皮膜) も波長7 μm 以上ではセラミックスなどに劣らない高い遠赤外線放射率を示しますが、7 μm 以下の短波長側での放射特性が低く、全放射型の高効率の遠赤外線物質としては十分なものではありませんでした。

当社は、特殊なアルミニウム合金を基材にすることで全放射型のアルマイト皮膜を生成させ、セラミックスに比べ熱伝導性に優れた遠赤外線放射アルミニウム機能材「スーパーレイ」を開発しました。

2. 特徴

(1) 高放射特性

理想黒体に近い高い放射特性を持っており、短波長域から長波長域まで高い放射率を示します。

(2) 耐熱性

耐熱性に優れており350℃程度までの高温においても放射特性はほとんど変化しません。

(3) クリーン性

特殊アルミニウム合金を基材にすることで自然発色しており、染料の飛散やコーティング処理などの剥れの心配がなくクリーン環境に適しております。

(4) 優れた加工性

成形加工に自由度が大きく、プレス加工による曲面、折り曲げなどの成形品として利用できます。

(5) 省エネルギー

熱伝導に優れたアルミニウム合金の特性と高い放射性

能を併せ持つため、入熱エネルギーを瞬時に輻射熱に変換します。昇温性に優れており省エネルギーが期待できます。

3. 製品仕様

スーパーレイの外観を図1に、標準仕様を表1に示します。機械的特性を表2に示します。成形性に優れたLN04と強度に優れたLG01の2種類の特種合金を用意しています。また、今まで板形状のみのラインナップとなっていたましたが、図2に示すように押出型材の開発にも成功し、色々な形状や長尺品の対応も可能となりました。表1の標準仕様以外の板厚、外形寸法などについても条件によっては対応可能ですので別途ご相談下さい。

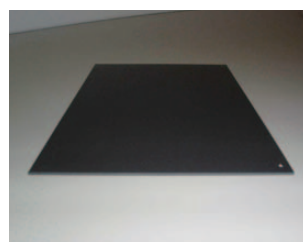


図1 スーパーレイの外観
Fig.1 Appearance of SUPERRAY.

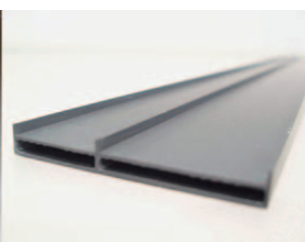


図2 スーパーレイの押出型材
Fig.2 Extruded shape of SUPERRAY.

表1 スーパーレイの標準仕様
Table.1 Specification of SUPERRAY.

アルミニウム 素 材	LN04 : 3000系合金
	LG01 : 5000系合金
板 厚	1.0 mm, 1.5 mm
外形寸法 (幅×長さ)	1000 mm × 2000 mm

表2 スーパーレイの機械的特性
Table.2 Typical mechanical properties of SUPERRAY.

合金名称	引張強さ (N/mm ²)	耐 力 (N/mm ²)	伸 び (%)
LN04	120	60	36
LG01	260	130	20

4. 性能

図3にスーパーレイおよび従来アルマイト品とアルミニウム板(無処理)の分光放射率を示します。スーパーレイは全波長帯において85%以上の高い放射率を発揮しており、特に従来アルマイト品の落ち込みの激しい遠赤外線的重要波長帯(3~10 μm)で高い放射率を示します。

また、図4に温度特性を示します。高温においても放射特性の変化が少ないことを確認しています。

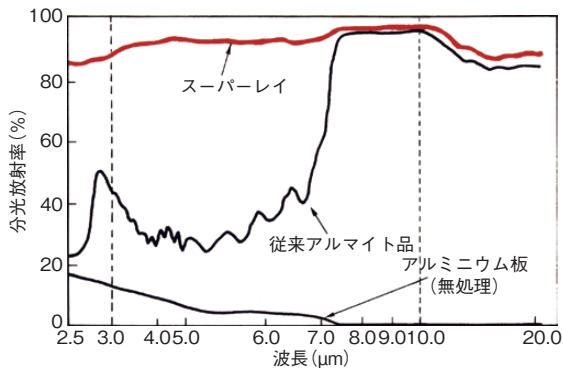


図3 スーパーレイおよび従来のアルマイト品とアルミニウム板の250℃における分光放射率
Fig.3 Spectral emissivity of SUPERRAY at 250°C.

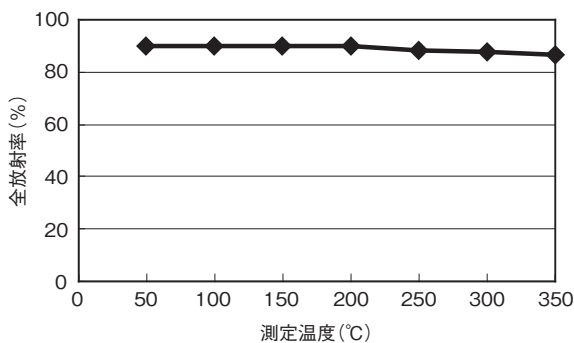


図4 スーパーレイの全放射率の温度依存性
Fig.4 Temperature dependence of total emissivity of SUPERRAY.

5. 用途

スーパーレイは高い放射性能と遠赤外線効果により効率よく加熱・保温・乾燥・放熱が可能で幅広い用途に対応できる材料であり、食品、暖房、健康器具、電子・半導体、樹脂、機械などさまざまな分野において使用が期待できます。

採用事例としては、液晶パネルやプラズマディスプレイパネル製造工程における加熱装置(図5)、床暖房および暖房器具(図6)、食品温冷配膳車(図7)、食品温蔵庫、路面融雪補助材、電子顕微鏡カバーなど多岐にわたります。

その他にも、表面皮膜が硬い特性と美しいグレー色に発色する特徴から食品用のトレイ、建材などにもご使用いただけます。



図5 液晶パネル加熱装置 採用例
Fig.5 SUPERRAY in LCD heating apparatus.

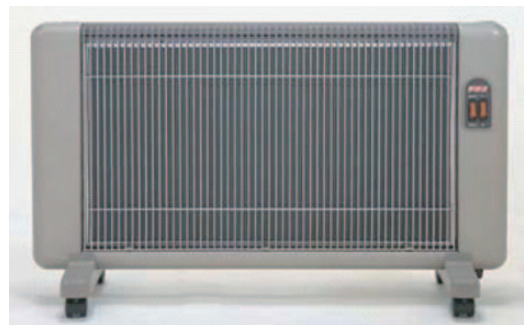


図6 遠赤外線暖房器具 採用例
Fig.6 SUPERRAY in far-infrared heating system.

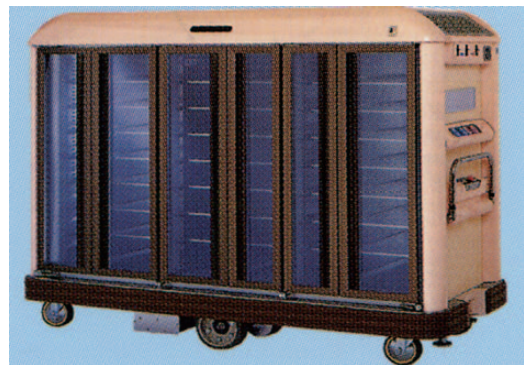


図7 食品温冷配膳車 採用例
Fig.7 SUPERRAY in hot and cool service cart.

6. おわりに

高い放射特性とアルミニウム合金の優れた熱伝導特性を併せ持つスーパーレイはエネルギーの有効活用が可能であり今後も本製品の需要拡大が期待されます。

お問い合わせ先

押出加工品事業部 加工品部 構造製品部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号
秋葉原UDX12階

TEL: (03) 5295-3575 FAX: (03) 5295-3766

リチウムイオン電池ケース用アルミニウム合金板 「ファスフォーム-ENシリーズ」

Aluminum Alloy Sheets for Li-Ion Battery Cases, "FUSFORM-EN Series"

1. はじめに

エネルギー密度が高いリチウムイオン二次電池は、携帯電話、パソコンや各種の小型電気機器に多く用いられています。角型リチウムイオン電池では、ほとんどの場合、ケースは軽量のアルミニウム合金製となっています。ここでは、リチウムイオン電池のケース成形用素材として様々なご要求にお応えできる、アルミニウム合金板「ファスフォーム-ENシリーズ」をご紹介します。

2. 特徴

角型電池ケースの成形加工サンプルの外観を図1に示します。このような角型ケースは、アルミニウム合金板を素材とし、多段のプレス成形で製造されるのが一般的です。成形後のケースは、アルミニウム製の蓋材とレーザー溶接で接合されます。そこで、電池ケース用材には良好なプレス成形性とレーザー溶接性が必要となります。

加えて、角型リチウムイオン電池の使用時に温度が上がり、内圧が生じてもケースが膨れにくいことが求められます。そのため、特に小型・軽量で薄肉の電池ケースでは、ケース材の強度や耐クリープ性が重要となります。

ファスフォーム-ENシリーズの各合金は、これらの課題を成分と製造条件の最適化により解決したものです。

ファスフォーム-EN合金の特徴は次のとおりです。

- 1) 合金系：Al-Mn系(3000系)に強度向上のためCu,Mgなどを添加
- 2) 標準調質：H14 または H34
- 3) 合金組成および製造条件の最適化により
 - ・高成形性の実現
 - ・レーザー溶接性の確保
 - ・耐膨れ性(耐クリープ性)の確保

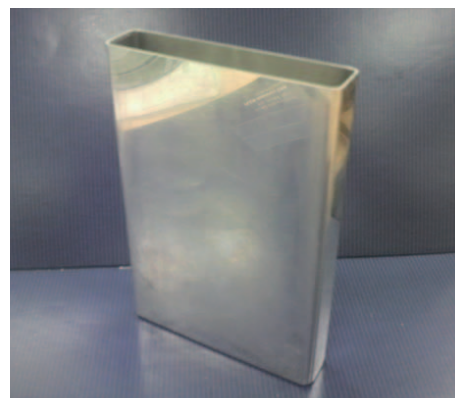


図1 電池ケース用材の成形後外観例

Fig.1 Appearance of a press-formed case from FUSFORM-EN series alloy.

3. 性能

図2にファスフォーム-ENシリーズの代表的合金の引張強さと耐力を示します。ファスフォーム-ENシリーズでは、使用条件に合わせて選択していただけるよう引張強さの異なる合金を取り揃えておりますが、いずれも従来よりリチウムイオン電池ケース材として用いられている3003合金に比べて高い強度を有しております。

ファスフォーム-ENシリーズ電池ケース用材の耐膨れ性(耐クリープ性)の評価結果を図3に示します。ここでは、成形を模擬した圧下率50%の冷間圧延加工後に3点支持曲げクリープ試験を実施しております。ファスフォーム-EN合金は一般の3003合金よりクリープ変形

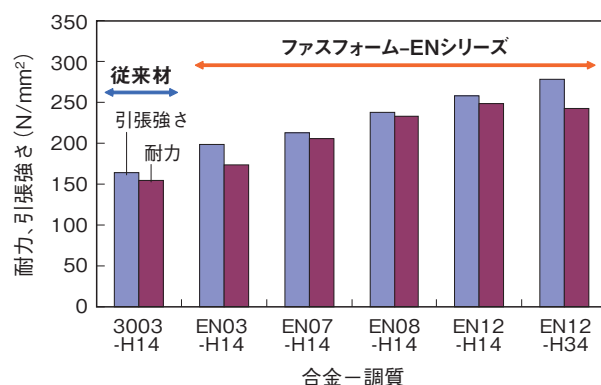


図2 ファスフォーム-ENシリーズ各合金の強度(代表値)

Fig.2 Nominal strength of FUSFORM-EN series alloys.

率が小さく、中でも強度を向上させた合金ほど耐クリープ性に優れることが分かります。

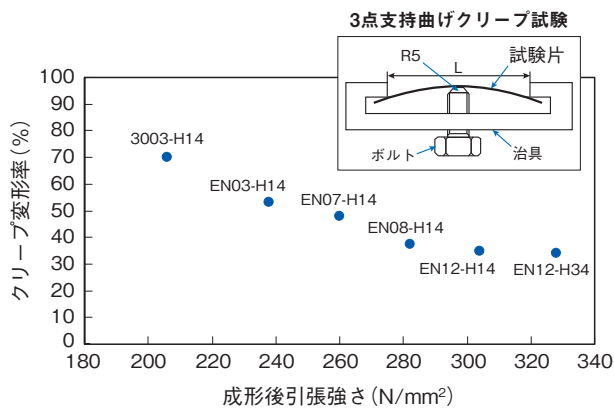


図3 ファスフォーム-ENシリーズ各合金の成形後引張強さとクリープ変形率

Fig.3 Tensile strength and creep deformation ratio of FUSFORM-EN series alloys after 50% reduction forming.

元材板厚：0.6mm
 3点支持曲げクリープ試験：
 50%板厚減少加工材を、負荷応力250N/mm²、
 加熱85℃×24hで試験
 クリープ変形率=(応力除去後ソリ/応力負荷によるソリ)
 ×100
 成形後引張強さ：50%板厚減少加工(冷間圧延)後の引張強さ

表1は、ファスフォーム-ENシリーズ合金の特性をまとめたものです。一般に、Al-Mn系合金では、添加元素により強度を高くした合金ほど、成形やレーザー溶接で問題が生じやすくなる傾向があります。たとえば、強度のみを考慮して材料を選定すると、図4の5052合金のようにレーザー溶接時に溶接割れが生じる場合があります。ファスフォーム-ENでは、合金組成と工程条件の選択によりプレス成形性やレーザー溶接性を良好なレベルに維持しながら、強度および耐クリープ性の向上を達成しています。材料の選択には、実際の成形、溶接条件での適合性の確認が必要となりますので、ぜひ当社ファスフォーム-ENシリーズ合金をお試しいただくようお願いいたします。

ファスフォーム-ENシリーズ合金 比較材 5052-H32

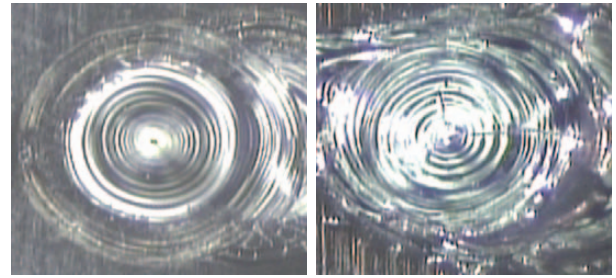


図4 レーザー溶接試験後の外観

Fig.4 Appearance of laser-welded spots of FUSFORM-EN series alloy and 5052 alloy.

4. おわりに

ファスフォーム-ENシリーズでは、当社のアルミニウム合金設計技術と製造技術を活かし、リチウムイオン電池ケース用として優れた特性を実現しています。

近年、リチウムイオン電池の用途は小型電気機器だけでなく、電気自動車関連にも広がってきています。当社では、より大型のリチウムイオン電池ケース材として今回ご紹介したAl-Mn系だけでなく、純アルミニウム系なども取り揃えております。電池ケース用のアルミニウム素材をお探しの際には、ぜひご相談ください。

なお、FUSFORMは現在商標登録申請中です。

お問い合わせ先

自動車材営業部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号
 秋葉原UDX 12階

TEL: (03) 5295-3434, 3477 FAX: (03) 5295-3765

表1 リチウムイオン電池ケース用材「ファスフォーム-ENシリーズ」の特性

Table 1 Nominal properties of FUSFORM-EN series alloy sheets for Li-ion battery cases.

合金-調質	引張強さ N/mm²	耐力 N/mm²	伸び %	耳率 %	限界絞り比 LDR	成形性 (総合評価)	レーザー溶接性 (割れ)	耐フレキシ
3003-H14	165	156	6	3	2.01	◎	◎	×
EN03-H14	200	175	4	3	1.98	◎	○	○
EN07-H14	214	207	2	3	1.96	○	○	○
EN08-H14	240	235	2	3	1.95	○	○	○
EN12-H14	260	250	4	3	1.95	○	○	◎
EN12-H34	280	245	5	4	2.05	○	○	◎

◎: 特に良, ○: 良, ×: 不良

注) 材料特性は板厚などにより異なります。本稿の掲載値はあくまで代表値で保証値ではありません。

成形性(総合評価)は、表中の項目に加え繰返し曲げ伸ばしおよび角型ケース成形試験の結果を考慮したものです。

成形性に優れた高速ブロー成形用材料 「アルノービ®-U」

High-Formability Aluminum Material for Rapid Blow Forming, "ALNOVI-U"

1. はじめに

超塑性成形は高温でアルミニウムが著しい延性を示すことを利用した成形方法であり、難加工部品を一体で成形することが可能です。

当社の5000系合金材料ALNOVI-1は優れた超塑性特性を有しており、自動車や航空機等の難加工部品に広く用いられています。一方で超塑性成形には生産性の向上が求められています。そこで当社は低温もしくは高成形速度で優れた延性を示す5000系合金材料ALNOVI-Uを開発しました。

2. ブロー成形の特徴

微細な結晶粒を持ったアルミニウムは、高温域でゆっくり変形させると著しく大きな延性を示し、このような現象を「超塑性」といいます。この現象を利用したブロー成形は、加熱した材料をガス圧により膨らませ、金型に馴染ませて成形する方法です(図1)。

ブロー成形には次のような利点があります。

- 1) 高温で材料が大きな延性を示すため、複雑な形状の部品を一体で成形することが可能です。
- 2) 高温における材料強度が小さいため、冷間のプレス成形で起こるようなスプリングバックがほとんどなく、形状凍結性に優れます。
- 3) 高温における材料強度が小さいため、金型形状への高い転写性が得られます。
- 4) ガス圧による成形のためポンチが不要であり、金型が比較的安価に製作できます。
- 5) 冷間プレスで問題となるリューダースマークや肌荒れが発生しません。

一方でブロー成形は成形温度の低温化、成形時間の短縮など、生産性の向上が求められています。当社が新たに開発したALNOVI-Uは従来のALNOVI-1よりも低温における加工および高速成形が可能であり、ブロー成形の生産性を向上させる材料です。

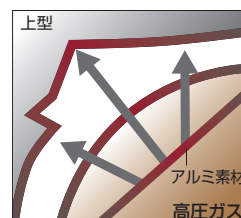


図1 ブロー成形の概要
Fig.1 Schematic of typical blow forming.

3. 新開発材料「ALNOVI-U」の特徴

当社が開発したALNOVI-Uは非常に微細な結晶粒を有します。300～500℃の高温変形においては、結晶粒が微細であるほど大きな延性を示します(図2)。ALNOVI-U(平均結晶粒径7 μm)は当社のこれまでのブロー成形用材料であるALNOVI-1(平均結晶粒径8 μm)や一般のJIS5182合金(平均結晶粒径16 μm)と比較しても微細な結晶粒を有していることが分かります。ALNOVI-Uの非常に微細な結晶粒は遷移金属元素の添加および製造条件の最適化により達成したものです。

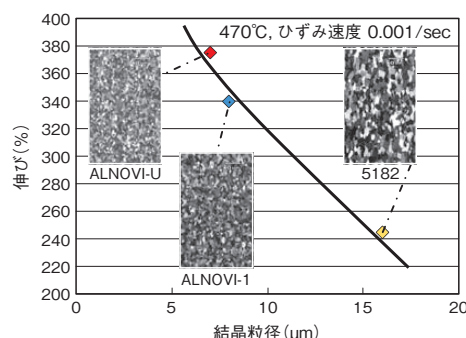


図2 結晶粒径と伸びの関係(写真は断面組織を示す)
Fig.2 Relationship between grain size and elongation.
(Structure of cross-section surface is shown)

4. ALNOVI-Uの特性

4.1 高温延性

図3は、新開発材料ALNOVI-Uと当社従来材料ALNOVI-1の成形温度とひずみ速度に対する高温延性の関係を示したものです。ALNOVI-Uは従来材と比較し

て高い延性を示すことが分かります。ALNOVI-1は成形温度470℃近くで最大の伸びを示していますが、ALNOVI-Uを用いれば成形温度を40～50℃低くしてもALNOVI-1と同等の伸びが得られるため、成形温度の低温化が図れます。またALNOVI-1に対し、ひずみ速度を2～3倍速くしても同等の伸びが得られるため、成形時間を1/2～1/3に短縮することが可能であり、これまで5分以上要した成形も2分以内で行うことができます。

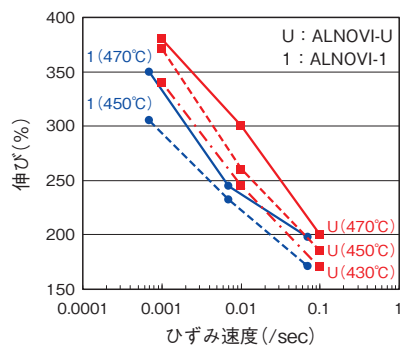


図3 成形温度、ひずみ速度と延性の関係
Fig.3 Relationship between forming temperature, strain rate and elongation.

4.2 成形後の材料強度

図4に新開発材料ALNOVI-Uと当社従来材料ALNOVI-1およびJIS5182合金のブロー成形後の材料強度を示します。ALNOVI-Uは5000系合金としては高い引張強さと耐力を示しています。ALNOVI-Uは自動車外板などの強度が求められる部品にも適用可能です。

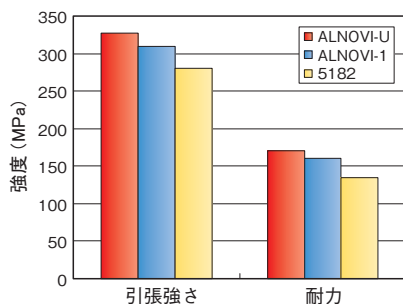


図4 成形後の材料強度
Fig.4 Typical material strength after blow forming.

5. 成形品例

図5はブロー成形により作製した自動車のダッシュボード下部のパネルを模したALNOVI-Uの成形品です。非常に高く張り出しており、複雑な形状のためプレス成形では加工が困難な形状ですが、ブロー成形により一体成形が可能となり、シャープなラインを出すことができます。またALNOVI-Uの開発により成形時間の短縮が可能となり、図5のモデルの成形時間が30秒程度と、従

来材料の2～3倍の速度で成形することができます。

ALNOVI-Uの商品化された例を次に紹介します。図6は模型メーカーのエムエムピー殿で作製したミニチュアバイクです。カウリング部にALNOVI-Uが採用されました。ブロー成形により意図した曲面を忠実に表現するなど高い意匠性を得ることが可能となりました。

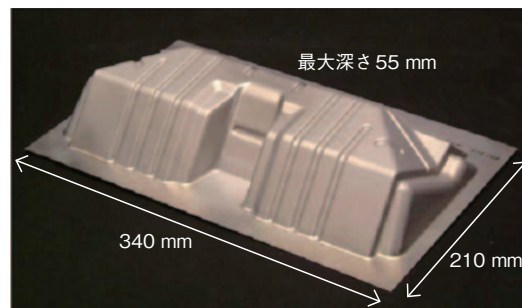


図5 ALNOVI-Uによるダッシュボードパネルのモデル成形品
Fig.5 Dashboard panel made of ALNOVI-U.



図6 ALNOVI-U適用部品 (エムエムピー社ミニチュアバイクのカウリング)
Fig.6 Midget component made of ALNOVI-U by blow forming (Cowling of midget bike by MMP. Co.)

6. おわりに

本材料により、ブロー成形の低温化および高速化を図ることができ、生産性を向上することが可能です。当社では新材料ALNOVI-Uの開発により広い分野へのブロー成形の適用を目指しております。

当社では、これまでの研究開発で蓄積した知見のもとに、お客様の用途や目的に応じて最適な超塑性成形部品と材料を提案させていただきます。難加工部材の成形などでお困りの事案やご要望がございましたら、是非ご連絡下さい。

お問い合わせ先

押出加工品事業部 加工品部 構造製品部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX12階

TEL: (03)5295-3832

FAX: (03)5295-3766

放熱・冷却製品開発における解析・評価技術

Analysis and Evaluation Techniques in the Development of Heat Radiation and Cooling Products

1. はじめに

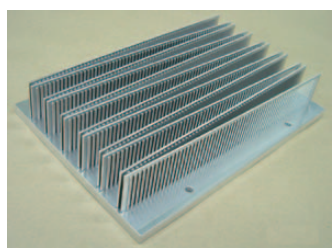
近年、ハイブリッド車、電気自動車などの増加により、新たな車載電子機器が増加している。これらに使われる放熱・冷却製品は、小型化と軽量化がより強く求められることから、当社では、冷却効率を上げた小型・軽量なアルミニウム製放熱・冷却製品の開発を行っている。

今回、空冷ヒートシンク「VLフィン」の開発の進め方を例に、放熱・冷却製品の開発における熱流体解析技術を、実験での検証を含めて紹介する。

2. 熱流体解析

2.1 VLフィンについて

図1に示すVLフィンは、多数の小さなフィンがルーバー状に並んでおり、そのフィン間を冷却風が流れる構造となっている。それらのルーバー状のフィンの列が、ヒートシンク全体ではV字型に並んでいることから、VLフィンと名付けられた。その独特のフィン形状と構造により、フィンと空気の熱交換の効率を高めると共に、風下のフィンにも冷たい空気を流すことを特長としている。



【外観】

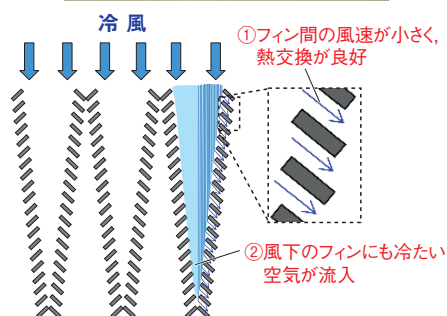


図1 VLフィンの特長
Fig.1 Features of VLfin.

2.2 2枚フィンモデルの解析

開発にあたっては、まず、図2のように2枚のフィンの間の流路ひとつ分のモデルについて熱流体解析から検討を開始した。フィン間隔やフィン板厚などの各パラメータを変えて計算を行い、フィン近傍からフィン間の中央部にかけて空気全体の温度が上昇する、すなわち空気全体に十分熱が伝わる最適な条件を検討した。図3は、フィンからの熱が、フィン間を通り抜ける空気に伝わる様子を熱流体解析した例である。フィンの出口近傍において、フィン間中央部もフィンとほぼ同等の温度となっているのが分かる。小さなフィン間の風速測定は困難なため、このように熱流体解析により空気の流れや温度を確認した。

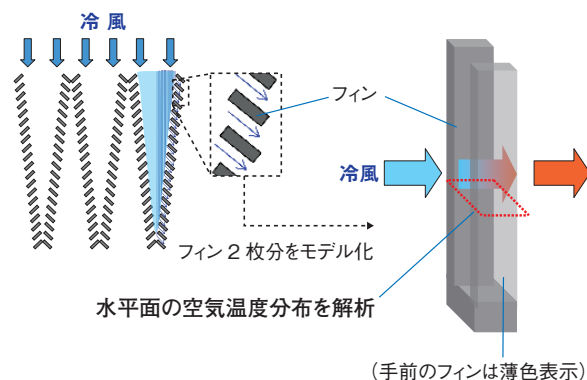


図2 2枚フィンモデル
Fig.2 Two-fin model.

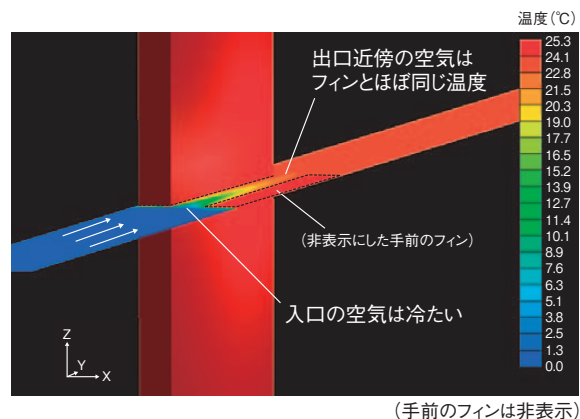


図3 2枚フィンモデルの熱流体解析結果
Fig.3 Results of CFD thermal analysis of two-fin model.

2.3 部分形状モデルの解析

2枚フィンモデルの検討の後、フィン全体の配置を検討した。図4および図5は、多数のフィンが並んで列を成している部分モデルの熱流体解析の例で、対称性を考慮したモデルとしている。図4の速度分布図では、フィン間に流入する前では大きな風速が、フィン間では非常に小さく流れがゆっくりになっていることが分かる。また、図5の温度分布図では、風上から入り込んだ位置のフィンにも冷たい空気が流れ込んでいることが分かる。

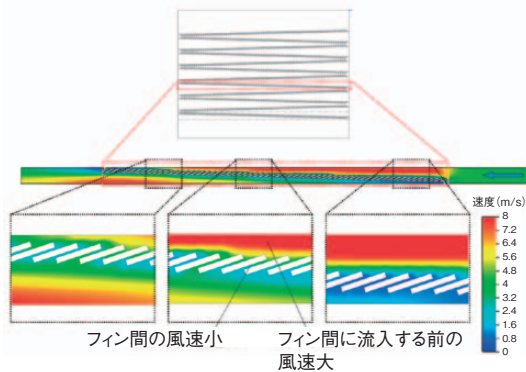


図4 部分モデルの速度分布図
Fig.4 Flow velocity distribution in partial model.

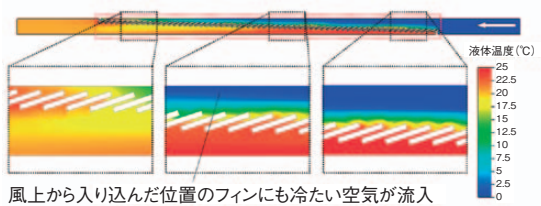


図5 部分モデルの温度分布図
Fig.5 Temperature distribution in partial model.

このような熱流体解析の結果から、風上または風下の位置によらず冷却性能はほぼ一定で、風上から風下にかけて温度差がつきにくいフィン構造であるといえる。

なお、実際にはフィン形状を決めるフィン角度やV字角度などの各パラメータを変えて熱流体解析を行い、全体の流れが最適となるようにフィンを配置している。

3. 熱測定実験

3.1 温度と圧力損失の測定

熱流体解析を用いて設計されたヒートシンクは、実際に試作して性能の確認をした。

図6は、VLフィンの解析と実測の結果を比較した例である。熱測定では、ヒートシンクのベース面上にヒーターを設置して発熱させて、ヒートシンクの前後に接続したダクトから空気を供給して冷却し、貼り付けた熱電

対によって各部の温度を測定した。図6は、定常状態におけるベース面上の3ヶ所の温度を測定し、入側空気温度からの上昇幅を求めたもので、解析と実測はほぼ一致していることが分かる。

また、この3ヶ所の温度差がクシ形フィンの1/4と非常に小さいことも確認された。このような特長により、放熱特性の改善を図ることが可能である。

実験では、同時に風上と風下の2箇所でも測定した圧力の差から圧力損失を求めており、これらも解析とほぼ一致していることが確認された。

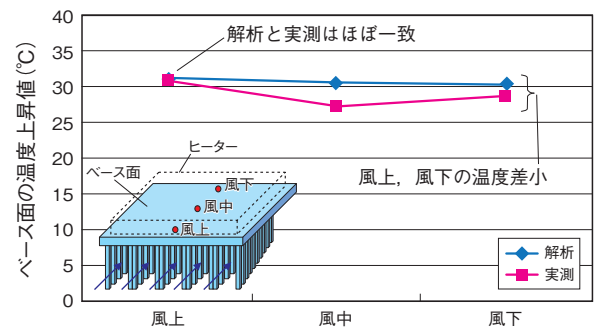


図6 VLフィンの解析と実測の比較
Fig.6 Comparison between analysis and measurement results of VLfin.

3.2 温度分布の測定

熱電対の貼り付けができない、あるいは、やりにくい場所、例えばフィンなどの温度を確認する場合には、赤外線サーモグラフィによる赤外線画像により温度分布を確認することがある。図7は、同じ発熱量と風量の条件における同サイズのVLフィンとクシ形フィンのそれぞれをフィンの側から見た赤外線画像の例である。測定時には輻射率を合わせるためにサンプル表面を黒色に塗装した。この画像によれば、VLフィンの方が温度の均一性に優れることが分かる。

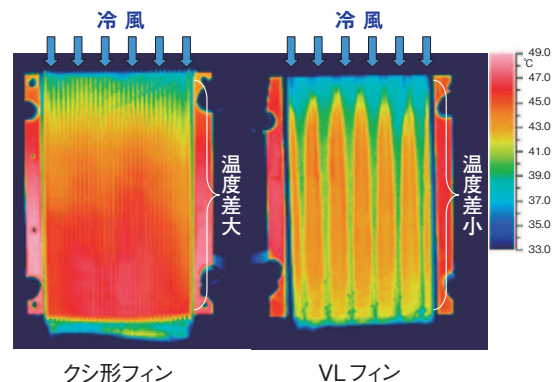


図7 赤外線画像
Fig.7 Infrared image of comb fin and VLfin.

4. おわりに

当社では、このように熱流体解析と熱測定実験を活用して高性能な放熱・冷却製品の開発を行っており、今後も、新製品開発を進めるとともに、お客様のニーズにかなうよう設計した最適な放熱・冷却製品の提案を進めていく考えである。

お問い合わせ先

押出加工品事業部 加工品部 電子製品部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX 12階

TEL：(03) 5295-3554 FAX：(03) 5295-3766

どを検証(表1)し、ベルトプレス型脱水機を導入した。本脱水機では、200 mesh(約70 μm)のフィルターを使用しているため、懸濁粒子より細かな粒子など、水中に分散していてコロイド化していると考えられる微細な固形物粒子の表面電荷を中和し、凝集性を改善したのち高分子の糸で絡め集めフロックとすることが重要であった。適切な薬剤とその添加率を選択しフロックサイズ・強度を調整することと、汚泥との混合状態を均質化することなどが重要となった。そのため、この種のタイプでは、汚泥の特性分析(図4)が必要である。

表1 脱水機の選定検証
Table.1 Selection criterion for of dehydrator.

検討項目	ベルトプレス	A (加圧ろ過タイプ)	B (回転脱水タイプ)
有機汚泥の脱水	○	△	○
無機汚泥の脱水	○	○	○
ケーキ含水率	△	○	×
ろ過水(水質)	○	○	×
薬品の使用	△	○	×
振動・騒音	○	△	×
連続運転	○	×	○
ランニングコスト	○	△	△
イニシャルコスト	○	×	○
評価	○	△	×

判定：○(優れる)、×(劣る)、△(中間)

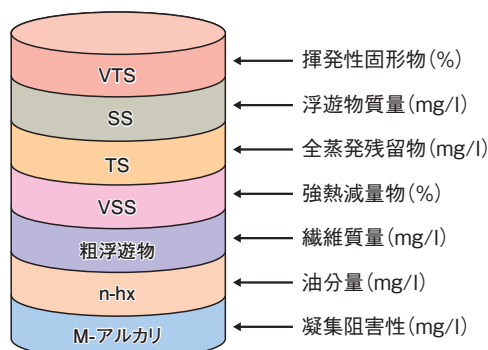


図4 汚泥の特性分析項目
Fig.4 Items for characterization of sludge.

2.3 最適フロック化条件の確立

機種に合った最適フロックの形成(凝結・凝集)には、高分子凝集剤の選定が必要であった。分析結果の一例を挙げると、汚泥のSS(懸濁物質:suspended solid)は、TOC(全有機炭素:total organic carbon)を約15%含有している(図5)ことが分かった。そこで、本汚泥については、従来からのアニオン性アクリルアミド・アクリル酸ナトリウム共重合体に、有機物用のカチオン性ポリメタクリル酸エステル系を注入することで最適フロック化を実施した。有機物のフロック化に有効なカチオン性高分子凝集剤の添加量の最適化および無機凝結剤に有効な

アニオン性高分子凝集剤の添加量の最適化について次に説明する。

+電荷を帯電しているカチオン性高分子凝集剤は、汚泥中の有機物(TOCなど)と反応するが、カチオン性高分子凝集剤の添加量を変化させることにより、含水率が大きく変動することが分かった。図6は、0.2%溶解したカチオン性高分子凝集剤を使用し、汚泥のSS内に約15%含有しているTOCについてカチオン性高分子凝集剤量を変動させ、ベルトプレス型脱水機後の汚泥の含水率の推移を検証した図である。なお、TOC値については、3,000 mg/lがSS換算値20,000 mg/lであり、その前後で検証した図である。この検証結果から、TOC量に比例してカチオン量を変動させることにより、含水率が最小となる最適領域(カチオン添加率10%)を確立することができた。

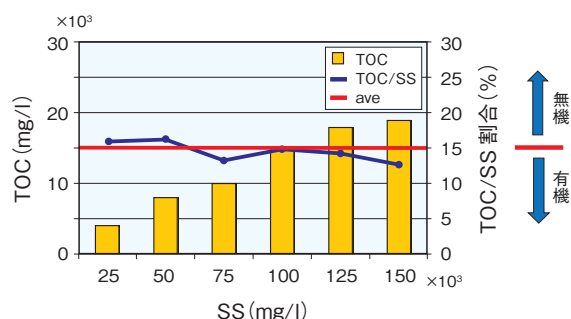


図5 汚泥のSS内のTOC比率
Fig.5 The ratio of TOC to SS in the sludge.

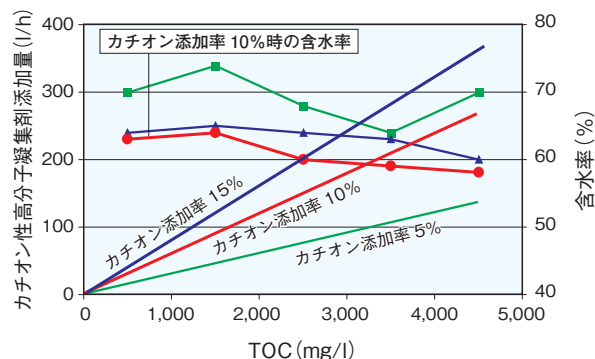


図6 カチオン性高分子凝集剤の最適添加量
Fig.6 Optimization of additive amount of cation polymer flocculant.

アニオン性高分子凝集剤(-電荷)は、汚泥中の無機凝結剤(例:硫酸バンド・塩化第二鉄)に含まれる Al^{3+} 、 Fe^{2+} など+電荷を持った粒子と反応する。無機凝結剤については、廃水処理施設での添加量に大きな変化がないことから、また、アニオン性高分子凝集剤の分子量が1千万以上と非常に大きいため、定量注入でも優れた凝集効果を発揮することが分かった。

通常、廃水処理施設でのプロセスで発生する消化汚泥

などは20,000 mg/l程度(2%濃度)であり、今回の検証から、その前後(10,000 mg/lや30,000 mg/l)においても変動幅が少ないことから、実用的な運転を行うためにアニオン性高分子凝集剤の量を定量注入することにした(図7)。

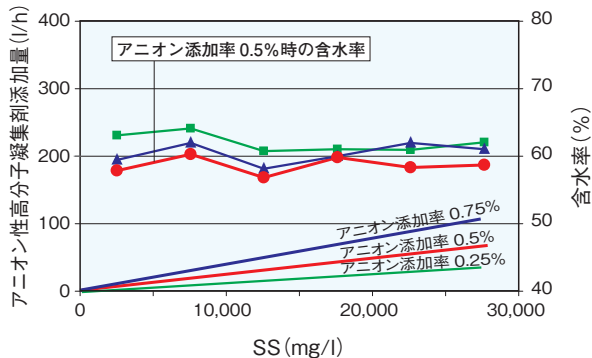


図7 アニオン性高分子凝集剤の最適添加量
Fig.7 Optimization of additive amount of anion polymer flocculant.

カチオン性高分子凝集剤の添加量(10%濃度)を変動させ、アニオン性高分子凝集剤の注入量を一定(75 l/h)とした場合、含水率が50%程で推移することを検証できた(図8)。

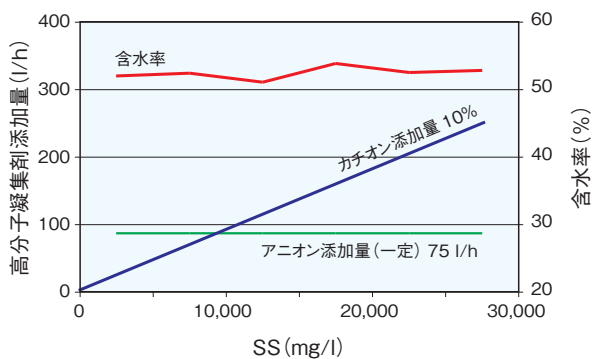


図8 高分子凝集剤の実用的添加条件
Fig.8 Practical condition for addition of polymeric flocculant.

上記の検証の結果、カチオン系はSSの量に応じて変動させるがアニオン系は定量で注入する実用的な添加条件を確立した。カチオン性高分子凝集剤が適正に注入された場合と過小や過多となった場合の減容率を表すと図9のようになり、最適フロック化による効果は顕著で、汚泥の大幅な減容化が検証された。

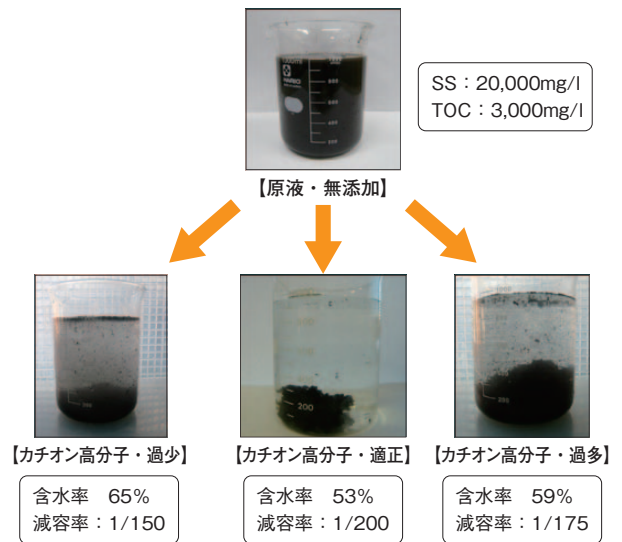


図9 効果の検証
Fig.9 Verification of flocculant effect.

3. 汚泥減量化による産廃の削減のまとめ

これらの成果に基づき、2009年度より操作を行った結果、福井工場全体の産業廃棄物排出量を活動前と比べて19%削減し、産業廃棄物処理費用を27%削減した。

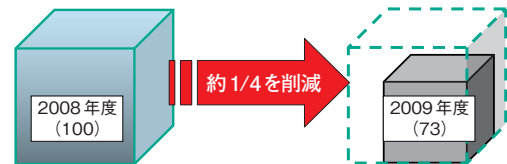


図10 福井工場の産業廃棄物処理費の推移
Fig.10 Trends in the expense of industrial waste disposal at Fukui Works.

4. おわりに

福井工場は、産業廃棄物の多量排出事業所であるが、継続して産業廃棄物の削減に努めている。今後も産業廃棄物の3R(reduce:発生抑制, reuse:再使用, recycle:再生使用)を推進し、限りある資源を大切に使い、循環型社会の構築に貢献していきたい。

お問い合わせ先

製板事業部 福井工場 工務部
〒913-8588 福井県坂井市三国町黒目21-1
TEL:(0776) 82-5847 FAX:(0776) 82-5194

アルミニウムの腐食のおはなし その6

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum VI

児島 洋一
Yoichi Kojima

本川 幸翁
Yukio Honkawa

大谷 良行
Yoshiyuki Oya

1. はじめに

5年ほど前、「アルミニウム合金と鉄鋼材料とで一番違うところは何か。」との甚だ漠たる質問を、博士課程での鉄鋼材料の研究を経験してから入社してきた材料屋研究員にしてみたところ、「アルミニウムはマルテンサイト変態しない。」との即答を得、目から小鱗の感があった。自問自答してみるに、「アルミニウムには活性態が見えない。」というのが腐食屋としてのその頃の思いであった。活性態が見えないことで、不動態化／脱不動態化、局部腐食の発生・成長がイメージしにくかったからである。最近では、「鉄は酸に易溶し、アルカリで不動態化するが、アルミニウムはどちらにも溶ける両性金属で、アルカリ側でより溶けやすい。」という答がより相応しいと実感している。このような特徴に起因するアルミニウム(Al)の腐食挙動について、諸先達の研究に基づきながら“おはなし その6”として続けさせていただく。

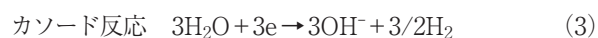
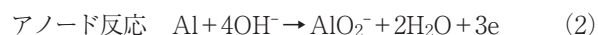
2. 両性金属

2.1 アルミン酸イオン

室温の5%NaOH水溶液に浸漬した99.5%Alの腐食速度を図1¹⁾に示す。このように、アルカリ性水溶液に金属Al片を浸漬するとAl片の表面がほぼ均一に溶解し、同時に水素ガス(H₂)が発生する。このときの腐食反応は次の式(1)で示される。



これは次式のアノード反応とカソード反応とに分解して示される。



アルミニウムイオン(Al³⁺)は水酸化物イオン(OH⁻)と容易に錯イオンをつくり²⁾、さらにAl/AlO₂⁻の平衡電位がH₂O/H₂のそれより十分に卑なため、こうした腐食反応が進行する。

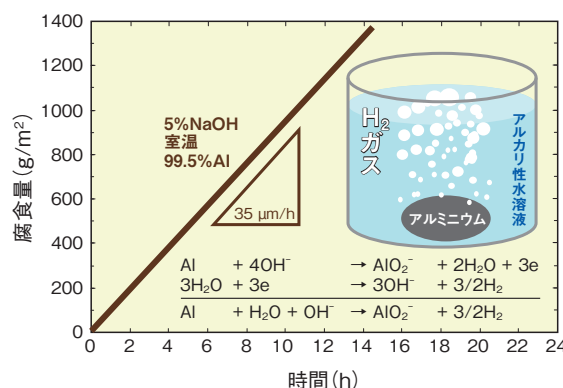


図1 室温の5%NaOH水溶液中における99.5%Alの腐食速度¹⁾
Fig.1 Corrosion rate for 99.5% Al in 5% NaOH solution at room temperature¹⁾.

25℃における、bayerite (β-Al₂O₃・3H₂O)の溶解度に与えるpHの影響³⁾、およびAl-bayerite-H₂O系の電極電位-pH平衡図(E-pH図)を図2(a)³⁾および(b)にそれぞれ示す。Alは酸性側ではAl³⁺として、アルカリ性側ではアルミン酸イオン(AlO₂⁻)として水(H₂O)環境中に溶出する両性金属であることが分かる。両性金属には、Alの他に亜鉛(Zn)、錫(Sn)、鉛(Pb)などがある。図2(a)より、Alの水酸化物および水和酸化物の溶解度が最も小さくなるpHは約5と酸性側に寄っている。ZnおよびPbのそれは9より大きい³⁾。こうしてAlの不動態pH域はより酸性側に広く、アルカリ側で狭い。酸性雨に対してはAlの方がZnめっき銅板より耐食的であるが、コンクリートなどの弱アルカリ性環境では、不動態化できる鉄(Fe)は安心できるのに対して、Alの腐食速度は無視できない場合がある^{4),5)}。

2.2 水和酸化物

図2(a)および(b)をこうして縦にならべて描くと(b)のE-pH図中で平衡pHを示す縦線の意味を理解しやすい。Pourbaixの書³⁾には、金属Alの表面に生成しうる皮膜、腐食生成物としてbayeriteの他にamorphous hydroxide (Al(OH)₃)、corundum (α-Al₂O₃)、boehmite

($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), hydrargillite ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$)などが挙げられており、これらのうちhydrargilliteが熱力学的に最も安定であるということから、Al- H_2O 系の E -pH図としてAl-hydrargillite- H_2O 系のそれが載っている。Pourbaixに倣ってAl-hydrargillite- H_2O 系の E -pH図が他書でも多く見られると思われるが、70~85℃以下の水中の腐食生成物はhydrargilliteでなくbayeriteであるとGodardの書⁶⁾にあることから、図2 (b)にはAl-bayerite- H_2O 系の E -pH図を詳細に描いてみた。図2 (a)にはhydrargilliteの溶解度も合わせて示している。bayeriteの溶解度の方が少し大きく、これを反映して E -pH図の不動態pH域はbayeriteの方が少し狭くなる。

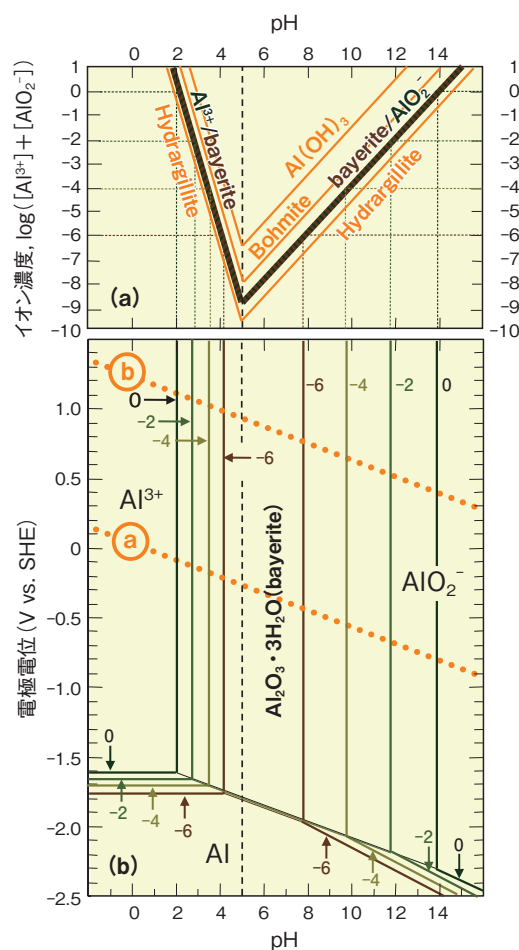


図2 25℃における、バイヤライト($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$)- Al^{3+} - AlO_2^- 系の溶解度に与えるpHの影響(a)³⁾、およびAl-バイヤライト- H_2O 系における電極電位-pH平衡図(b)

Fig.2 pH influence on solubility for bayerite ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) - Al^{3+} - AlO_2^- system (a)³⁾, and electrode potential - pH equilibrium diagram for Al-bayerite- H_2O system (b), at 25℃.

2.3 脱不動態化pH

99.5%AlのNaOH水溶液中303Kおよび333Kにおける腐食速度⁷⁾、および6061合金の1M Na_2SO_4 を基本とした水溶液中299Kにおける自然電位のpH依存性⁸⁾を図3 (a)および(b)にそれぞれ示す。ただし、本報を含め、腐

食のおはなしシリーズで引用した電極電位値は、全て標準水素電極 (standard hydrogen electrode : SHE) 基準への換算値を示した。これらの腐食速度、自然電位のpH依存性に関しては“おはなし その3”⁹⁾で H_2O 環境のカソード反応の同依存性ととも詳述した。すなわち、pHの上昇とともに式(2)のアノード反応が速くなり、これを賄うカソード反応として式(3)の反応が必要になったpHで自然電位が急激に卑化する、というものである。孔食を誘起しうる塩化物イオン(Cl^-)環境であれば、この急激に卑化するpHより酸性側で孔食が起こり、アルカリ性側で均一腐食が進行し孔食は起こらない。こうした腐食形態に関する臨界pHは、鉄鋼材料に関する酸性側の脱不動態化pH (pH_d)の概念⁴⁾に類似する。片やAlに関する酸性側ではpHによる腐食形態の変化は不明瞭である。海水程度の Cl^- 濃度環境であれば、塩化アルミニウム(AlCl_3)の飽和水溶液のpHである2.3以下であっても、水素イオン(H^+)の H_2 への還元をカソード反応として、孔食などの局部腐食と均一腐食とが同時に進行する。

アルカリ側の臨界pHを本報では $\text{pH}_d^{\text{base}}$ と記す。図3 (a)では腐食速度の立ち上がるpHは303Kよりも333Kでより低い。より高温の368~393KではpH 7~8で立ち上がる¹⁰⁾。こうして $\text{pH}_d^{\text{base}}$ は温度の影響を大きく受けて低くなる¹¹⁾。熱力学的平衡を示す E -pH図を基に、電極電位(E)とpHとに関する腐食領域図を考察する場合、Alに限らず溶存イオン濃度 10^{-6} Mを基準とすることが慣例である^{4), 12), 13)}。図3 (b)にもみられるように、実験的に観察される $\text{pH}_d^{\text{base}}$ は E -pH図において AlO_2^- 濃度を 10^{-4} Mとしたときの平衡pH¹⁴⁾と対応している。腐食形態領域を考察する場合には、 10^{-6} Mでない平衡pHが有用な場合もある。以前¹⁵⁾にも述べたが、各腐食形態 (corrosion form)¹⁶⁾の名称は、必ずしも侵食形状 (penetration shape)と対応した意味合いの用語でなく、腐食機構に基づく分類名称である。各腐食事例における腐食形態の把握は、防食設計に根本的方向性を与えるものとして重要である。

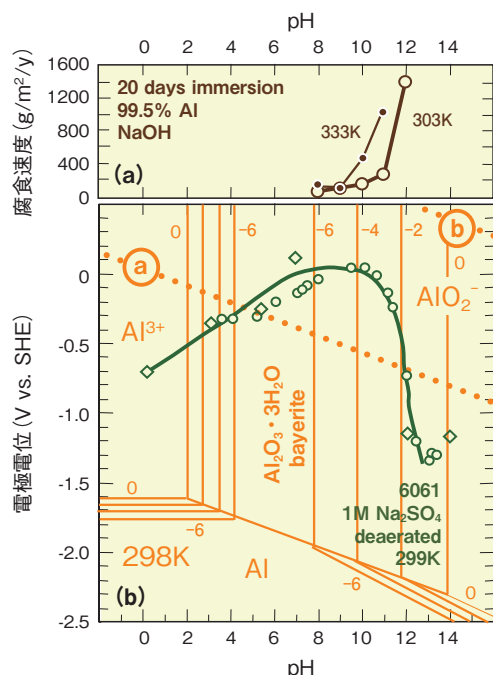


図3 99.5%AlのNaOH水溶液中303Kおよび333Kにおける腐食速度(a)⁷⁾、および6061合金の1M Na₂SO₄水溶液中299Kにおける自然電位(b)のpH依存性⁸⁾

Fig.3 Corrosion rate of 99.5% Al in NaOH solution at 303K and 333K (a)⁷⁾, and open circuit potential of 6061 alloy in a deaerated 1M Na₂SO₄ solution at 299K (b)⁸⁾ as a function of pH.

3. カソード腐食

3.1 カソード近傍のpH上昇

腐食反応において、アノード近傍ではAl³⁺が式(4)のように加水分解し、pHが下がる。



これに対してカソード近傍のpHは上がる。H₂O環境のカソード反応⁹⁾がすべて、H⁺消費またはOH⁻生成であるからである。これらのpH変化は、アノードとカソードとが場所的に重なっている場合は互いに相殺されて進まないが、分離の程度が大きいほど促進される。分離したアノード近傍では、生成したAl³⁺およびH⁺に対する電気的中性条件の要請により、沖合溶液から陰イオンが泳動してくる。Cl⁻などが泳動してくるとH⁺の活量係数が増大し、pHはさらに下がる^{17),18)}。また、分離したカソード近傍に、沖合からアルカリ金属イオンが泳動する場合にアルカリ化は進みやすい。アノード近傍のpH低下は、Al合金も含まれる不動態化金属材料に起こる孔食・すきま腐食などの局部腐食の発生と成長のメカニズムに相当する。局部腐食に限らなくても、アノード反応によるpH低下がさらにアノード反応を促進した結果、また炭素鋼の場合などはカソード反応によるpH上昇がカソード表面を不動態化させた結果、腐食面に凹凸ができることもある。Al合金は、カソード近傍のpH上昇によっても腐食しうる。この

腐食形態は、両性金属であってアルカリ側の耐食pHの低いAlに特徴的であるといえ、“カソード腐食”と呼ばれる。

一般的な金属の防食法の1つに“カソード防食”がある。これは当該材料にカソード電流を印加して、腐食が進行している自然電位(腐食電位)より卑な電位域に保持することでアノード反応を抑制するものである。Al合金ではこうしたカソード電流の印加で腐食することがある。pH11の1M Na₂SO₄+NaOH溶液中で自然電位より卑な電位域に保持したAlの溶解速度を図4(c)²⁾に示す。これらの保持条件をE-pH図中にプロットしたものを図4(a)に、99.7%AlについてpH11の水溶液中で測定した分極曲線を図4(b)¹¹⁾にそれぞれ示す。図4(a)から最も卑な保持電位はAl/AIO₂⁻の平衡電位あたりにあり、図4(b)の分極曲線から各電位では2章の式(3)に示したH₂発生反応が活発に起こることが分かる。図4(c)では、保持電位が卑なほど溶解速度は速い。すなわち、保持電位が卑なほどカソード腐食が促進されており、Alの不感域近くでの保持も例外でない。こうした現象は中性環境でも同様である¹⁶⁾。これらの定電位保持時に外部電流として測定されていたであろうカソード電流は、式(3)を内容としたカソード電流から式(2)を内容としたアノード電流を減じた値に相当している。

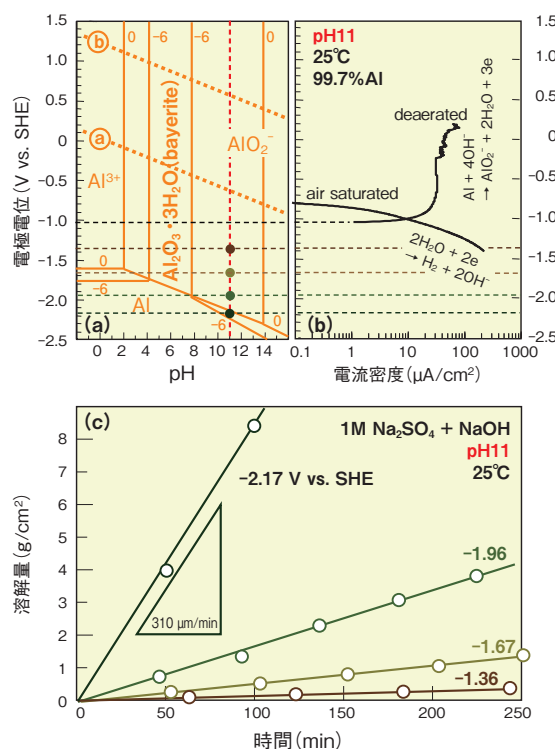


図4 電極電位-pH平衡図中の保持電位(a)、pH=11の溶液中における99.7%Alの分極曲線(b)¹¹⁾、およびpH=11の1M Na₂SO₄+NaOH水溶液中で水素発生電位域に保持した場合の溶解量

Fig.4 Experimental potentials plotted in E-pH equilibrium diagram (a), polarization curves obtained for 99.7% Al in aqueous solution at pH11 (b)¹¹⁾, and mass loss for cathodic potentiostatic polarization in 1M Na₂SO₄-NaOH solution at pH11 (c)²⁾, at 25 °C.

3.2 カソード防食

「われわれは、普通、裸の金属Alを見ることはできないが、もし裸の金属Alが扱えるとしてこれをカソード防食法によって完全に防食しようとするれば、 E -pH図の不感域にあるように、その電位を下げることによって達成される。」と久松先生の解説¹⁹⁾にある。この達成には、文中にある“(不動態皮膜のない) 裸の金属Alを扱える”ことの他にも仮定が必要なことは図4からも推察できる。しかし、カソード防食により塩化物環境における孔食を抑制することはできる。孔食は孔食電位(E_{PIT})より卑に保持することで発生を防止できるからである。さらに、 E_{PIT} より卑な食孔再不動化電位($E_{R,PIT}$)より卑な電位域に保持することで、たとえ孔食が進行していても、その進行を止めることができる。また $E_{R,PIT}$ はすきま腐食電位(E_{CREV})に近く、こうした電位域ではすきま腐食をも防止できる^{15), 20)}。0.03%塩化ナトリウム(NaCl)水溶液中の3003合金および人工海水中の5083合金にカソード防食を施した場合の保持電位と腐食減量との関係を図5に示す^{21), 22)}。それぞれの合金/環境の組み合わせで最適防食電位域があり、それより卑電位域でカソード腐食が生じる。保持電位が最適防食電位域の下限値を下回らないことが重要である。

Al-Mg合金では、不動態保持電流密度(i_{pass})およびカソード反応活性の環境依存性が他合金より大きい。海水中であっても、溶存酸素(O_2)還元反応が i_{pass} を凌いで自然電位を E_{PIT} まで押し上げて保持しにくく、これがAl-Mg合金が海洋性環境耐孔食性合金として用いられる所以である²³⁾。これらから、5083合金の自然電位の値域が広く、自然電位直下でのカソード防食効果が3003合金ほど明瞭でないと推察できる。

カソード防食としては、外部電源からのカソード電流の印加のみならず、自然電位のより卑な金属・合金を電氣的に接触させ、これを犠牲材とする方法も含まれる。Al合金を孔食からカソード防食する犠牲材としては、Znを添加したAl合金が用いられる。Al合金へのZn添加は E_{PIT} を卑化させ、例えば1 mass%の添加で100 mV程度卑化する²⁴⁾。 E_{PIT} は環境中 Cl^- 濃度依存性が大きい¹⁵⁾が、このようなZn添加合金を犠牲材として用いることで、被防食合金の E_{PIT} と犠牲材の E_{PIT} とが環境の Cl^- 濃度に応じて連動して、その差が常に100 mV程度に保たれる。最適防食電位域の環境依存性が問題になりにくい方法といえる。

3.3 Znとの接触腐食

図5中には中性塩化物環境における炭素鋼およびZnの自然電位、さらにFeの平衡電位(E_{eq}^{Fe})も示した。Znめっき鋼板では、Znの自然電位が E_{eq}^{Fe} より卑なことでFeを不感域に保持する。さらに、めっきZnの腐食生成

物の平衡pHがアルカリ寄りであることも、端面などに露出した鋼の腐食速度を遅らせる²⁵⁾。それでは、Al合金とZnとが接触したらどうなるであろうか。Znの自然電位とAl合金の最適防食電位域の下限値との関係は微妙である⁴⁾が、結果としては、どちらかが犠牲材となり他方を防食することではなく、Al合金とZnの双方の腐食が促進されてしまう²⁶⁾。Al合金との接触でZnの腐食が促進され、鋼に対しては腐食抑制に働いたZnの腐食生成物の高い平衡pHがAlには攻撃的に働く、という負の因果関係の連鎖が起こるからである。

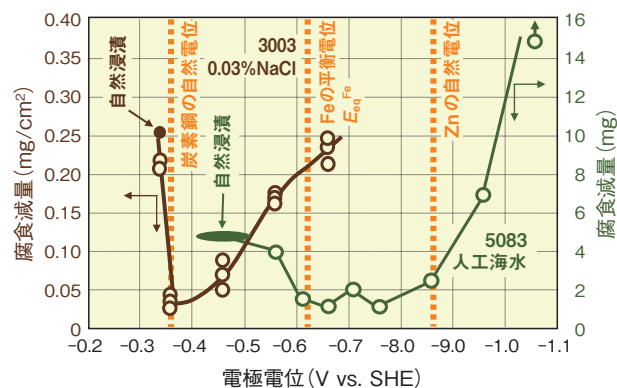


図5 0.03%NaCl水溶液中の3003合金²¹⁾および人工海水中の5083合金²²⁾を自然電位より卑に定電位保持した場合の腐食減量

Fig.5 Mass loss of cathodic potential-statically controlled 3003 alloy in 0.03% NaCl aqueous solution²¹⁾ and 5083 alloy in artificial marine water²²⁾.

4. カソードピット

4.1 実測腐食領域図

各種2元系合金および化合物について、ASTM G69に従って53 g/L NaCl水溶液に3 g/L H_2O_2 を添加した液中で測定した自然電位²⁴⁾を図6に示す。ほとんどの実用Al合金は、元素を固溶した母相に第2相として化合物が分布した複合材料として捉えることができ、こうした構成が機械的特性のみならず溶解・腐食挙動にも様々な特徴を与える²⁷⁾。5086合金について、海水相当の Cl^- 濃度の種々のpH緩衝溶液を用いて実験的に求められた腐食領域図を図7²⁸⁾に示す。酸溶解、アルカリ溶解、全面での孔食、およびカソード腐食によるgeneral attack(全面腐食)域の中にpassivity(不動態)域が浮かんでいる。passivity域の貴側にあるpitting(孔食)域は通常の Cl^- による孔食である。imperfect passivity(不完全不動態)域の下限電位は3章で述べた $E_{R,PIT}$ および E_{CREV} に相当する。図7ではpassivity域の卑側にもpitting域が示されている。これは、式(3)で示した H_2 発生反応の過電圧が、母相と第2相とで異なるために起こる¹¹⁾。すなわち、第2相表面では母相表面より貴な電位から H_2 発生が起こる

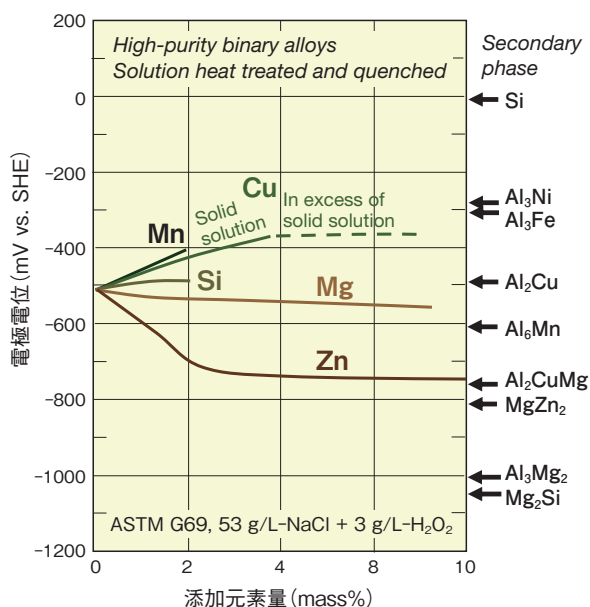


図6 高純度二元系合金および化合物の25°Cの53 g/L NaCl + 3 g/L H₂O₂ 水溶液 (ASTM G69) 中自然電位²⁴⁾
 Fig.6 Open-circuit potentials obtained in a solution of 53 g/L NaCl + 3 g/L H₂O₂ at 25°C for high-purity binary alloys and intermetallic phases²⁴⁾.

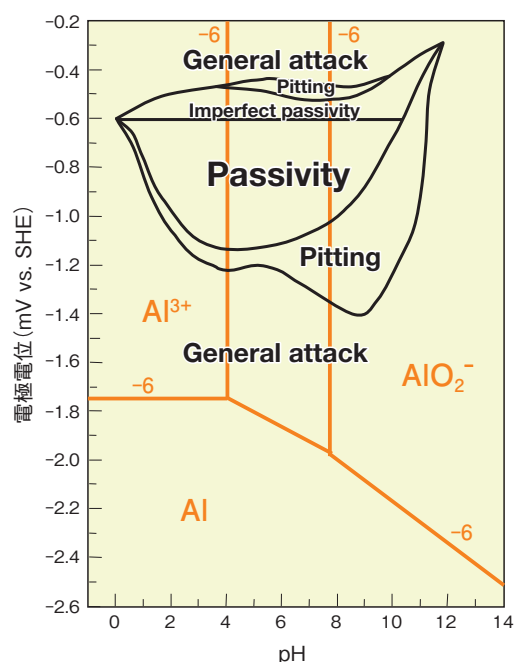


図7 5086合金について塩化物環境で実験的に求められた電極電位とpHに関する腐食領域図²⁸⁾
 Fig.7 Experimentally determined corrosion diagram in terms of electrode potential and pH for 5086 alloy in a chloride environment²⁸⁾.

ため、こうした電位域では第2相近傍溶液がアルカリ化して局所的なカソード腐食が起こり、ピットができる。これをここではカソードピットという。さらに卑な general attack 域では母相表面からも H₂が発生し、カソード腐食が全面で進行する。

4.2 生成を駆動するアノード反応

カソードピットは自然浸漬でも発生する。希薄塩化物水溶液への自然浸漬後の3000系合金および弱アルカリ水溶液への自然浸漬後の5000系合金に見られたピットの観察写真を図8³¹⁾および図9³²⁾にそれぞれ示す。自然浸漬状態では外部電源からのカソード電流はないので、これに相当するカソード反応および対応するアノード反応がともに合金表面で進行する必要がある。中性環境における i_{pass} レベルのアノード反応速度ではカソードピットは生成しない。このときの環境条件は図7中の passivity 域にある。図8では Cl⁻ 孔食が、図9ではアルカリ溶解がアノード反応速度を増加させ、これらに対応するカソード反応が第2相表面に集中してカソードピットが生成した。図8では通常の Cl⁻ 食孔 (Cl⁻ corrosion pit) とカソードピットとが隣り合うコンビネーションピットとなっている。左側がカソードピットで、溶解面が滑らかである。右側の Cl⁻ 食孔部には粒界腐食も見られる。海水環境の自然浸漬でも、通常の Cl⁻ 食孔とカソードピットとが同時に成長する場合がある²⁹⁾。このときの環境条件は図7中の passivity 域の貴側にある。図9 (a) に示したカソードピットに関する生成メカニズムを図9 (b) に示す。このときの環境条件は図7中の passivity 域の右下辺りの pitting 域にある。本報で述べてきたことが集約されたような現象である。通常の Cl⁻ 孔食に関しては、その発生を促し、成長を駆動するのがカソード反応であるという考え方をするが、カソードピットに関しては、それが入れ替わった主客逆転が面白い。

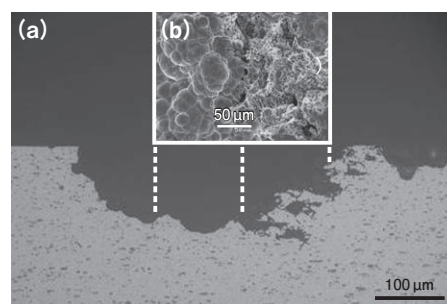


図8 希薄塩化物水溶液に自然浸漬した3000系合金に生成した Cl⁻ およびカソードコンビネーションピットに関する、断面の光学顕微鏡写真 (a)、およびピット底部のSEM写真 (b)³¹⁾

Fig.8 Cross section photograph (a), and SEM image of the bottom surface (b) for the Cl⁻ and cathodic combination corrosion pit generated on 3000 series alloy under dilute chloride environment³¹⁾.

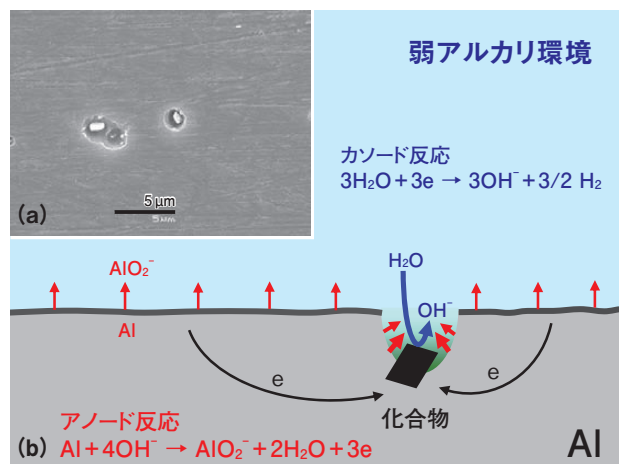


図9 弱アルカリ性水溶液に自然浸漬した5000系合金に生成したカソードピットに関する、SEM写真(a)、および生成機構の模式図(b)³²⁾

Fig.9 SEM image (a), and schematic illustration of generation mechanism (b), for the cathodic corrosion pit generated on the 5000 series alloy under mildly alkaline environment³²⁾.

5. おわりに

昨年、表面技術協会殿主催のセミナー³⁰⁾で午前中の講義を1コマ仰せつかった際、腐食挙動についてひととおり話し終えてから、「アルミニウムは、四面楚歌で逃げ道の塞がれた“絶望的な金属”である。」と申し上げた。この四面とは、もちろん電位-pH図における貴・卑・酸・アルカリのことである。アルミニウム合金メーカーに身を置きながら、“絶望的な金属”とは不謹慎極まる発言とお叱りを受けるかもしれないが、セミナーがアルミニウムの表面処理技術者を対象としていたため、「だからこそ、表面処理技術が重要。」と続けるために用いた表現であった。意図に反して、“表面処理技術の重要性”よりも“腐食挙動の絶望性”を強く印象付けてしまったためか、続きのコマの講師の先生方の幾人かが、「アルミニウムは“絶望的な金属”であります、…」と小職の言をその日のKeywordのように引用され、終日苦笑することとなった。アルミニウム合金が、適切な合金選択・防食設計・表面処理のもと、その自力が過小、過大に評価されることなく、使用される製品群が今後も増え続けることを願いながら、本年も大方のご批判を切に請う次第である。

参考文献

- 1) E. Nactigall : Aluminium, **33** (1957), 95.
- 2) H. Kaesche : Metallic Corrosion, NACE, (1985), 270.
- 3) M. Pourbaix : Atlas of Electrochemical Equilibrium in Aqueous Solutions, Pergamon Press, (1966), 168.
- 4) 腐食防食協会編：材料環境学入門、丸善、(1993)、19, 24, 97, 98, 261, 269.
- 5) 高谷泰之、山川宏二、吉沢四郎：材料、**35** (1986)、25.
- 6) H. P. Godard, W. B. Jepson, M. R. Bothwell and R. L. Kane : The Corrosion of Light Metals, John Wiley & Sons, Inc., (1967), 4, 9.
- 7) M. R. Tabrizi, S. B. Lyson, G. E. Thompson and J. M. Ferguson : Corrosion Science, **32** (1991), 733.
- 8) T. C. Tan and D. T. Chin : J. Electrochem. Soc., **132** (1985), 766. P. Drodten : Corrosion Resistance of Aluminium and Aluminium Alloys, Wiley-VCH, (2010), 468, 490, 475.
- 9) 児島洋一：Furukawa-Sky Review, **4** (2008), 73.
- 10) H. H. Uhlig and R. W. Revie : Corrosion and Corrosion Control 3rd ed., John Wiley & Sons, (1985), 341. 岡本剛他監訳 腐食反応とその制御第3版、産業図書、(1989)、353.
- 11) 本川幸翁、坂井一成、児島洋一：材料と環境2010講演集、腐食防食協会、(2010)、363.
- 12) G. Wranglén : An Introduction to Corrosion and Protection of Metals, 吉沢四郎他訳 金属の腐食防食序論、化学同人、(1973)、231.
- 13) 腐食防食協会編：金属の腐食・防食Q&A、丸善、(1988)、154.
- 14) 池田洋：住友軽金属技報、**41** (2000)、134.
- 15) 児島洋一：Furukawa-Sky Review, **2** (2006)、62.
- 16) M. G. Fontana and N. D. Greene : Corrosion Engineering, McGraw-Hill, (1967), 28.
- 17) 増子 昇、高橋正雄：電気化学—問題とその解き方—、アグネ技術センター、(1993)、98.
- 18) 高橋正雄：防食技術、**23** (1974)、625.
- 19) 久松敬弘：軽金属、**18** (1968)、173.
- 20) 当摩 建、竹内 庸：軽金属、**29** (1979)、498.
- 21) 田部善一、萩原理樹、重光治：防食技術、**23** (1974)、485.
- 22) 軽金属協会：アルミニウム材料の基礎と工業技術、軽金属協会、(1985)、215.
- 23) 大谷良行、児島洋一：材料と環境2008講演集、腐食防食協会、(2008)、371.
- 24) J. R. Davis : Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys, ASM, (1999), 28.
- 25) 日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会：建材用塗装鋼板の端面防錆機構解明および寿命予測研究会報告書、日本鉄鋼協会、(2009)。
- 26) 宮島知久、小林敏明、倉田正裕、児島洋一：材料と環境2011講演集、腐食防食協会、(2011)、B204.
- 27) 軽金属学会 研究委員会 表面技術部会：研究部会報告書 No.22、アルミニウム合金の表面処理性に及ぼす金属間化合物の影響(その1)調査報告、軽金属学会、(1990)、2.
- 28) Ph. Gimenez, J. J. Rameau and M. C. Reboul : Corrosion, **37** (1981), 673.
- 29) Kemal Nisancioglu : Corrosion behavior and protection of copper and aluminium alloys in sea water, edited by D. Féron, Woodhead Publishing, (2007), 145.
- 30) 表面技術協会：第30回ライトメタル表面技術部会サマーセミナー、表面技術協会、(2010)、7.
- 31) 大谷良行：未発表
- 32) 本川幸翁：未発表



児島 洋一 (Yoichi Kojima)
技術研究所



本川 幸翁 (Yukio Honkawa)
技術研究所



大谷 良行 (Yoshiyuki Oya)
技術研究所

Introduction of factory

関連会社紹介

株式会社ACE21

ACE21 Corp.

1. はじめに

株式会社ACE21（エース21）は、アルミニウム板およびアルミニウムコイルからのカット品を販売しています。取扱量は月間約1000トン強です。お客様にとって利用価値の高いアルミセンターを目指しており、「求められるサイズで」、「求められる量で」、さらに「より迅速な対応で」をモットーに、お客様のスケッチサイズ、小ロットあるいは短納期要求に的確にお応えすべく、日本全国に向けてサービスをお届けしています。

2. 沿革

当社は、ヤマト軽金属加工(株)、古河アルミコイルセンター(株)および(株)アルミセンター21の3社が統合され設立されました。次に沿革を示します。

1979年(昭和54年)2月

ヤマト軽金属加工(株)設立 レベラーカット事業開始

1989年(平成元年)10月

ヤマト軽金属加工(株)2台目のレベラーカットライン導入

1992年(平成4年)11月

古河アルミコイルセンター(株)設立 レベラーカット事業開始

1993年(平成5年)6月

(株)アルミセンター21設立 切板事業開始

2002年(平成14年)6月

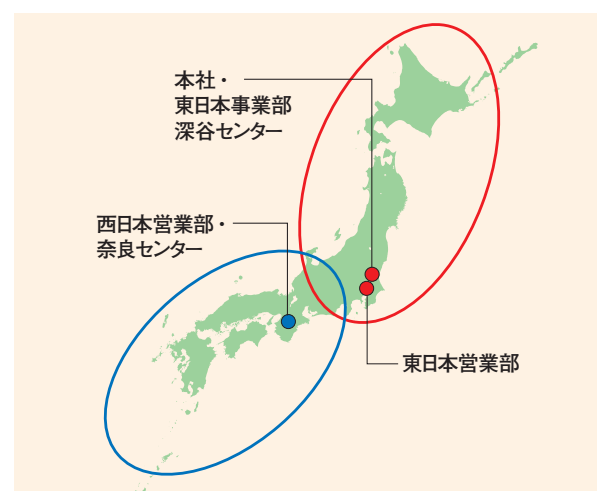
(株)アルミセンター21 レベラーカットライン導入

2003年(平成15年)12月

三社の統合により(株)ACE21を設立

3. 製品紹介

表1に示すように、定尺品およびコイル品の双方を在庫として持ち合わせています。さらに、300種類に及ぶ豊富な在庫で、お客様のニーズにきめ細かく対応いたします。この他、コイルカット製品、定尺品からの再切断(板厚0.4～6.0 mm)などに対応いたします。ヘアーライン



【会社概要】

社 名：株式会社ACE21

所 在 地：

本社・
東日本事業部
深谷センター 〒366-8511
埼玉県深谷市上野台1351
TEL：(048) 572-2425
FAX：(048) 551-8131

東日本事業部・
東日本営業部 〒101-0021
東京都千代田区外神田4丁目14-1
秋葉原UDXビル12階
TEL：(03) 5297-1211
FAX：(03) 5297-0620

西日本事業部 〒636-0202
西日本営業部・
奈良センター 奈良県磯城郡川西町結崎1610-2
TEL：(0745) 43-0301
FAX：(0745) 44-0432

加工、パンチング加工、カラーアルマイト、特殊アルマイト、塗装付き板などの加工にも対応いたします。

表1 在庫品一覧

Table 1 List of inventory goods.

製品分類	サイズ(幅×長さ:mm)	合金-質別
建材定尺品	1000×2000, 3000, 4000 1250×2500, 3000, 4000 1525×3050, 4000 1525×3050, 4000 2000×4000	1100 (AS02) -H14, 生地材
アルマイト付き 建材定尺	1000×2000 1250×2500 1525×3050	1100 (AS02) -H14, アルマイトB2付材
船舶用 定尺品	1525×6100 2000×6100	5083-O
汎用定尺品	1000×2000 1250×2500 1525×3050	1100, 1050-O, -H24, 5052-O, -H32, -H34
縞板定尺品	1219×2438 1250×2500 1525×3050	5052-H112
コイル品 元コイル幅× 長さ自由	1000×L 1250×L 1525×L 1600×L	1050-H24, 5052-H32, 5052-H34, 1100 (AS02) -H14, 3003-H24, 輸入コイル1100, 1050, 5052各材質

注) AS02は当社呼称です。

4. 設備の概要

当社保有の切断加工設備を図1に、その加工可能範囲を表2に示します。各設備の概要を次に示します。

4.1 レベラーシャー(矯正切断機)

3基のレベラーシャーでアルミニウムコイルをシート状にカットします。厚さが3 mmまでのカットが可能です。中性紙入りや種々のフィルムによる上下面のマスキングも行います。

4.2 シャー(切断機)

15基のシャーで定尺品およびコイルカット品の再切断を行い、お客様からご指定のサイズでご提供いたします。

4.3 シートマスキング機

6基のシートマスキング機にて製品の表面保護加工を行います。

表2 加工可能範囲

Table 2 Available range for processing.

	板厚 (mm)	板幅 (mm)	板長 (mm)
レベラーシャー	0.5～3.0	500～1600	500～6000
シャー	0.4～6.0	～4050	～6000
シートマスキング機	0.4～6.0	～1600	～6000

5. ネットワーク

東西2カ所に次の営業センターを配し、全国のお客様に対応しています。スピーディな対応で、コイルカット品についても翌日出荷が可能です。

5.1 東日本事業部

製造拠点である深谷センターは、古河スカイ(株)深谷工場内にあり、総勢42名の陣容です。営業は秋葉原UDXビル12階の古河スカイ(株)本社に隣接しており、社長を含めて総勢11名の陣容です。北は北海道から、東北、関東、上信越および静岡までのお客様に対する営業活動を進めています。2010年度上期の売上内訳を図2に示します。東日本事業部では建材以外の定尺品の比率が高くなっています。

5.2 西日本事業部

営業も製造も奈良県磯城郡川西町の奈良センターの中にあり、文字通り製販一体の活動ができる西日本地区の拠点です。製造部門が13名、営業部門が7名、管理・総務部門4名で総勢24名の陣容です。関西を中心に中部、北陸、中国、四国および九州のほぼ西日本全域のお客様(主に問屋殿)に対する営業活動を進めています。図2に示すとおり、西日本事業部では建材の比率が高くなっています。



矯正切断機



切断機



シートマスキング機

図1 切断加工設備
Fig.1 Cutting machines.

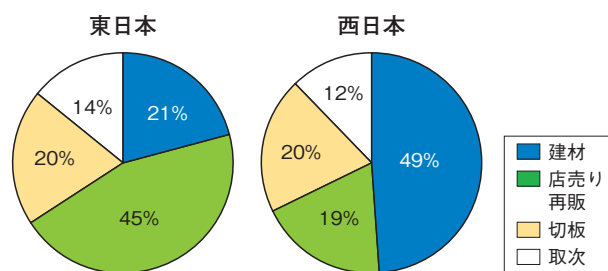


図2 2010年度上期の売上内訳
Fig.2 Breakdown of sales amount for the first half of fiscal 2010.

6. おわりに

東西の両センターで製造される板材は、北海道から九州までカバーしており、全てのお客様、流通のC.Sを得られるべく、これからも一層の努力をしていきます。

最後にACE21が実行している二つの自慢を披露いたします。

1つは「電話は3回以上ベルを鳴らすな。できるだけ1回のベルで対応する。」

2つは「約束した納期にお届けする。遅れる場合は、事前に連絡する。」

この対応がお客様の信頼度を増すものと確信しています。

Topics

トピックス

ファスコートのカタログ改訂

Revising the Catalogs of FUSCOAT Series

当社は、高機能性アルミニウム板「ファスコート」のカタログを改訂しました。

ファスコートは、軽量、高耐食性、高熱伝導性、高リサイクル性など、優れた特性を持つアルミニウム素材の表面に各種機能性塗膜を付与した機能性アルミ塗装材です。コイルの状態で塗装するため、品質の安定性に優れ、加工製品のトータルコストの低減が可能です。

ファスコートシリーズには、放熱性、反射性、成形性、耐光ディスクキズ付け性、導電性などをはじめとする各種機能を向上させた多彩な製品をラインアップしています。製品開発や品質の向上、コストダウンなどにぜひお役立てください。

お問い合わせ先

営業本部 第二営業部 技術開発グループ

TEL: (03) 5295-3504 FAX: (03) 5295-3764



Topics

トピックス

ALUMINIUM CHINA 2010に出展

Participating in the ALUMINIUM CHINA 2010

当社は、2010年6月9日から11日まで、中国上海市の上海国際博覧センターで行われた「ALUMINIUM CHINA 2010」に出展しました。当社がALUMINIUM CHINAに出展するのは、今回が4回目です。

ALUMINIUM CHINAはアジア最大規模のアルミニウム産業展で、6回目の開催となります。

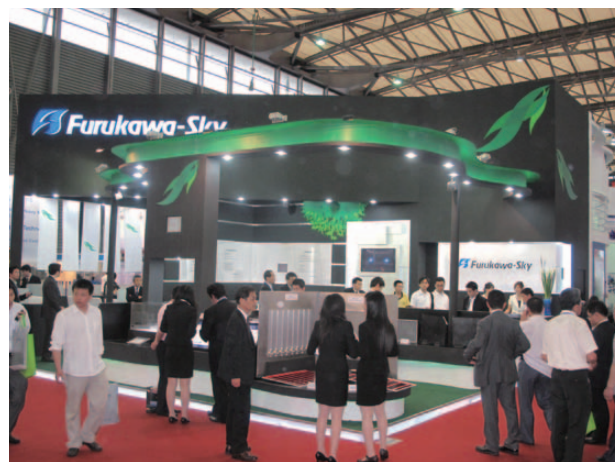
日本の圧延メーカーとして当社が初めて出展した2007年は上海市で行われ、279社が参加、日本からは8社が参加し、入場者数は約8,500名、2008年は広州市で行われ、300社が参加、日本からは5社が参加し、入場者数は約7,000名、2009年は350社が出展し、日本からは5社が参加し、入場者数は9,387名でした。

今回も世界約90か国から約300社、日本からも4社が参加し、入場者数は約9,100名でした。

当社の展示ブースは、厚板、アルミニウム箔、リチウムイオン電池関連製品、熱交換器部材などの展示と中国子会社の紹介をしました。

なお、当社は、2011年7月13日から7月15日まで、中

国上海市で行われる次回のALUMINIUM CHINA 2011に出展する予定です。



ALUMINIUM CHINA 2010 古河スカイ(株)展示ブース
Exhibition booth of Furukawa-Sky Aluminum at the ALUMINIUM CHINA 2010.

Topics

トピックス

ALUMINIUM 2010 に出展

Participating in the ALUMINIUM 2010

当社は、2010年9月14日から16日まで、ドイツのエッセン市で開催された世界最大規模のアルミニウム産業展「ALUMINIUM 2010」に出展しました。日本のアルミニウム圧延メーカーの出展は当社が初めてです。

「ALUMINIUM 2010」は2年に1回行われ、今回が8回目の開催で、世界の約40か国からおよそ650社、日本からも当社を含め2社が参加し、入場者数は世界90か国以上から約17,200名でした。

当社の展示ブースには、会社紹介と自動車用熱交換器、コンプレッサホイールなどを展示しました。



ALUMINIUM 2010 古河スカイ(株)展示ブース
Exhibition booth of Furukawa-Sky Aluminum at the ALUMINIUM 2010.

Topics

トピックス

ドイツに欧州事務所を開設

Establishing the European Office in Germany

当社は、グローバル事業展開の一環として、ドイツデュッセルドルフに欧州事務所を開設しました。

当社は、市場のグローバル化に対応するため、これまでインドネシア、ベトナム、中国、タイなどアジア地域を中心に海外事業を展開し、業容の拡大を図ってきました。また欧州地域では、エルバル社(ギリシア)への技術供与および共同販売会社の運営、ブリッジノース社(英国)への資本参加などの事業拡大を図ってきました。

このたびの欧州事務所の開設により、欧州市場の顧客と地域への密着度をさらに向上させ、自動車関連部材、印刷板などのアルミニウム製品需要について情報収集活動の強化を図ります。併せて、欧州における自動車をはじめとする市場環境および市場動向の情報収集を図り、製品開発への反映、今後の事業展開の可能性などを検討していきます。



欧州事務所開所式／吉原社長から記念品を贈呈される山口所長

Opening ceremony of the European office.
President Yoshihara presents office manager Yamaguchi with a memento.



欧州事務所 (3階)

The European Office is located on the third floor.

【欧州事務所の概要】

名 称：古河スカイ株式会社 欧州事務所
(英文表記：Furukawa-Sky Aluminum Corp. European Office)
設 置：2010年7月16日
所 在 地：ドイツ連邦共和国デュッセルドルフ市
(Immermannstraße 7, 40210 Düsseldorf, GERMANY)
代 表 者：山口寿敬(欧州事務所長)

Topics

トピックス

中国販売会社設立

Establishing the Sales Company in China

当社100%出資で中国に設立した現地法人「古河ス凯（上海）鋁材有限公司」〔Furukawa-Sky Aluminum (Shanghai) Corp. 本社：中華人民共和国上海市，高橋邦仁董事総経理〕は，2010年12月3日に上海市内の花園飯店で会社設立式を行いました。設立式には中国と日本からお客様と関係者約70名にご出席いただき，当社からは吉原正照代表取締役社長，鶴堀憲二専務取締役（古河ス凯（上海）鋁材有限公司董事長）が出席しました。

当社は，お客様のグローバル展開に対応するために，将来性と成長性の高い中国市場に販売拠点を設置し，体制の強化を図ることを検討していました。特に自動車産業は，今後10年間に急成長が予想されており，拡大する自動車熱交換器用材料をはじめとするアルミニウム製品の需要に対応すべく，当社独自の販売拠点として，上記の販売会社を設置しました。

当初は今年出資した乳源東陽光精箔有限公司，韶関市陽之光鋁箔有限公司で製造するアルミニウム板製品の中国国内販売および海外輸出販売を中心に業務を行い，将来は当社が日本で製造する板および押出製品の輸入販売，古河（天津）精密鋁業有限公司の押出製品とを組み合わせた販売も視野に入れて販売活動を行っていく考えです。

【古河ス凯（上海）鋁材有限公司の概要】

取 扱 製 品：アルミニウム圧延製品（板圧延製品，押出製品，鋳物製品，鍛造製品）自動車熱交換器用材料の販売から開始し順次増やしていく予定

主要仕入先：古河スカイ(株)，乳源東陽光精箔有限公司，韶関市陽之光鋁箔有限公司 他

董 事 長：鶴堀憲二

董事総経理：高橋邦仁

設 立：2010年8月

資 本 金：110万米ドル

売 上 高：約10億円（2013年末予定）

従 業 員 数：3人（2010年12月現在）

所 在 地：上海市黄浦区九江路288号 宏伊国際広場 1005B



古河ス凯（上海）鋁材有限公司設立式

Establishment ceremony of Furukawa-Sky Aluminum (Shanghai) corp.

タイコイルセンター開所式

Opening Ceremony of Thai Coil Center

当社100%出資で2010年2月タイに設立したコイルセンター「フルカワスカイ・アルミナム（タイランド）社」〔Furukawa-Sky Aluminum (Thailand) Co., Ltd. 本社：タイ国アユタヤ県、長南邦年社長〕は、2010年12月23日に開所式を行いました。

開所式にはタイ、日本他からお客様と関係者約70名にご出席いただき、当社からは吉原正照代表取締役社長、松岡建代表取締役専務および鶴堀憲二専務取締役が出席しました。

フルカワスカイ・アルミナム（タイランド）社は、今後大きな需要の伸びが予想される東南アジア地域での自動車熱交換器用アルミニウム製品の加工および販売を主な目的としており、当社の国内工場、および中国の板圧延合弁会社からの素条をスリッター加工することからはじめ、お客様のニーズにあわせて、今後機能を充実拡大していく予定です。また、インドネシアの押出合弁会社の押出製品と併せた販売も強化していきます。



フルカワスカイ・アルミナム（タイランド）社
Building of Furukawa-Sky Aluminum (Thailand). Co., Ltd.

【会社概要】

会 社 名：Furukawa-Sky Aluminum (Thailand) Co., Ltd.
所 在 地：タイ国アユタヤ県ロジャーナ工業団地内
社 長（非常勤）：長南邦年（古河スカイ取締役営業副本部長）
資 本 金：1億6千万バーツ（約4億8千万円）
出 資：古河スカイ（株）100%
設 立：2010年2月4日
事 業 内 容：アルミニウム圧延品の加工・販売
生 産 量：月産約300トン（2013年目標）
売 上 高：年約5億5千万バーツ（約17億円）（2013年目標）
従 業 員 数：10名（2010年12月現在）



開所式で挨拶する長南邦年社長
President Chonan gives an address
at the opening ceremony.



開所式
Opening ceremony.

1. 学会および協会誌投稿論文

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	Influence of crystal orientations on the bendability in an Al-Mg-Si alloy	竹 田 博 貴 日 比 野 旭 高 田 健 (新日本製鐵)	Materials Transactions, 51 (2010), 614.	2010.04
2	LMコラム「できることを頑張る」	渡 辺 睦 子	軽金属, 60 (2010), 312.	2010.06
3	アルミニウム合金板材の特性とプレス成形における留意点	上 野 洋 一 小 山 克 己	型技術2010年10月号, 25 (2010), 29.	2010.09
4	海外文献調査 異種・異材継手応用 その他	東 海 林 了	軽金属溶接, 48 (2010), 345.	2010.09
5	航空機用アルミニウム材料 ―その現状と将来への課題―	小 山 克 己	アルトピア, 40 (2010), 25.	2010.10
6	アルミニウムの板圧延 ―その現状と将来への課題―	菱 川 滋 小 林 博 幸	アルトピア, 40 (2010), 65.	2010.10

2. 学会および協会講演

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	アルカリ性環境中におけるアルミニウム合金の腐食挙動に及ぼすpHおよび温度の影響	本 川 幸 翁 坂 井 一 成 兒 島 洋 一	材料と環境2010, 講演集, (2010), 363.	2010.05
2	レーザ加工法により2024Al合金に作製した模擬孔食の浸漬電位測定	大 谷 良 行 兒 島 洋 一 坂 入 正 敏 (北海道大学) 梁 田 健 司 (同上)	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 95.	2010.05
3	摩擦撹拌接合による温間異周速圧延板材の接合	境 利 郎 岡 俊 哉 野 口 修	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 111.	2010.05
4	5182合金の高温変形後の結晶粒組織変化	一 谷 幸 司 高 田 健 (新日本製鐵) Jung-Kuei Chang (テキサス大) Eric M. Taleff (テキサス大)	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 153.	2010.05
5	Al-Mg-Si合金の立方体方位密度の低下に及ぼすPSNの影響	竹 田 博 貴 日 比 野 旭	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 165.	2010.05
6	プレコートフィン材の親水性に及ぼす塗膜成分の影響	佐 藤 隆 宏 倉 田 正 裕	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 289.	2010.05
7	アルカリ性環境中におけるアルミニウム合金の腐食挙動に及ぼすpHおよび温度の影響	本 川 幸 翁 坂 井 一 成 兒 島 洋 一	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 293.	2010.05
8	アルミニウム合金における防食設計のための自然電位測定	原 康 人 大 谷 良 行 兒 島 洋 一	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 295.	2010.05

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
9	Al-Mn二元合金のクリープ特性に及ぼす結晶粒径の影響	鈴木 義和 安藤 誠男 新倉 昭男 廣澤 渉 (横浜国大) 酒井 昭典 (同上)	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 315.	2010.05
10	Al-Mn系合金のしきい応力に及ぼす温度の影響	安藤 誠男 鈴木 義和	軽金属学会・第118回春期大会, 概要集, (2010), 33.	2010.05
11	アルミニウム合金/銅クラッド材の接合界面における金属間化合物の成長に及ぼす合金元素の影響	福岡 敦志 岡島 洋治 濱尾 啓大 (九州工業大学) 山口 富子 (同上) 西尾 一政 (同上)	溶接学会 平成22年度秋季全国大会, 概要集, 87 (2010), 138.	2010.09
12	Evolution of Recrystallization Texture in Aluminum Alloy Sheets by Asymmetric-Warm-Rolling	鈴木 義和 野口 善修 三木 洋揮 上野 俊雄 小松 原一 小山 克己	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 137.	2010.09
13	Improvement of Deep Drawability of Al-Mg-Si Alloy Sheets for Automotive Panel by Asymmetric-Warm-Rolling	鈴木 義和 野口 善修 三木 洋揮 上野 俊雄 小松 原一 小山 克己	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 1225.	2010.09
14	Development of Press Forming Technologies of Aluminum Alloy Sheets by Servo Press	上野 洋一 小松 原一 小松 俊雄 戸次 洋一郎	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 1249.	2010.09
15	Creep Deformation Mechanism of Al-Mn alloys with a Wide Range of Grain Size	鈴木 義和 安藤 誠男 新倉 昭男 廣澤 渉 (横浜国大)	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 1567.	2010.09
16	Effects of Cu addition on aging behavior of Al-0.5%Si-0.3%Mg alloys	安藤 誠男 鈴木 義和	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 1045.	2010.09
17	(Invited Lecture) Effect of Experimental Humidity on Fatigue Fracture of 6XXX-series Aluminum Alloys	一谷 幸司 小山 克己	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 363.	2010.09
18	(Invited Lecture) Hot and Warm Deformation of AA5182 Sheet Materials: Ductility and Microstructure Evolution	一谷 幸司 高田 健 (新日本製鐵) Eric M. Taleff (テキサス大)	Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan, 1231.	2010.09
19	Al-Zn-Mg-Cu系合金の特性におよぼす3段時効の影響	林 稔	軽金属学会・第119回秋期大会, 概要集, (2010), 83.	2010.11
20	アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼板との接触腐食挙動	宮島 知久 小兒 敏明 倉田 一裕 正裕	軽金属学会・第119回秋期大会, 概要集, (2010), 197.	2010.11
21	等速・異周速複合圧延したAl-Mg-Si合金板の{111}再結晶集合組織形成機構	野口 修史 井上 博 (大阪府立大学) 小林 哲 (同上)	軽金属学会・第119回秋期大会, 概要集, (2010), 227.	2010.11
22	ハロゲン化物水溶液環境中におけるAlの腐食挙動	坂井 一成 本川 幸翁 兒島 洋一	腐食防食協会・第57回材料と環境討論会, 講演集, (2010), 167	2010.12

3. その他 報告、講演、発表など

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	アルミニウムの腐食のおはなし Ⅲ, Ⅳ	兒 島 洋 一	腐食センターニュース, No.052, 053	2010.04
2	高温弱アルカリ環境におけるカソード反応および自然電位	本 川 幸 翁	平成22年度 耐食性研究発表交流会	2010.06
3	プレス成形用アルミニウム合金板の諸特性	野 口 修	第115回塑性加工学講座「板材成形の基礎と応用 ～基礎編～」テキスト, (2010), 27	2010.06
4	押出材の製造技術	森 謙 介	軽金属学会 研究部会報告書 No.52 「新しい押出加工を目指して」, (2010), 1	2010.07
5	基礎から学ぶアルミニウム合金の耐食性	兒 島 洋 一	表面技術協会 第30回ライトメタル表面技術部会サマーセミナー テキスト, (2010), 7.	2010.07
6	孔食電位および自然電位におよぼす酸化剤の影響	原 康 人	日本アルミニウム協会 耐食性評価試験委員会	2010.09
7	アルミニウムの溶解と溶湯処理	石 川 宣 仁	平成22年度軽金属学会基礎技術講座, 「軽金属基礎講座」, 第5版, (2009), p15	2010.09
8	Al-Mg-Si 合金温間異周速圧延板の再結晶集合組織	鈴 木 義 和 野 口 修	軽金属学会 集合組織研究部会 公開講演会	2010.10
9	自動車用アルミニウム材料の成形・接合・表面処理	戸 次 洋 一 郎	日本アルミニウム協会2010年度富山大学特別出張講座	2010.12
10	アルミニウムの溶解・溶湯処理・DC 鋳造	石 川 宣 仁	日本アルミニウム協会2010年度富山大学特別出張講座	2011.01

編集後記

昨年の流行語大賞の中に「持ってる」という言葉がありました。サッカーワールドカップ南アフリカ大会の無回転フリーキックの本田圭祐選手，早大からプロ野球の北海道日本ハムファイターズに入団した斎藤祐樹投手の活躍や存在感に私たちは胸躍らせたものです。彼らはここ一番というときに確実に仕事をし，物事を成功に導き，周囲に感動や夢や期待を与える「何か」を持っていたということになります。人気スポーツ選手の例とは大分異なりますが，当社もアルミニウムの製造・研究開発のプロとして，皆様から「古河スカイは持ってる」と思われるよう，日々努力していきたいと思えます。

『Furukawa-Sky Review』第7号をお届け致します。

第7号は成形加工に関する記事を数多く掲載しています。成形加工に関する技術解説や高温変形・曲げ加工に関する研究論文，電池ケース材ファスフォームシリーズや高速ブロー成形材ALNOVI-Uなどの製品紹介をご覧ください。軽量素材のアルミニウムは鉄の代替材料として各方面で広く使用されていますが，部品のアルミ化の拡大には，成形加工特性をさらに向上させる必要があります。当社は材料開発と加工方法開発の両面からソリューション提案していますのでご相談いただければ幸いです。誌面の制約で，当社の技術・製品の一端をご紹介しますに止まりましたが，内容についてのご質問，ご意見，ご要望などがございましたら，忌憚なく担当者までお問い合わせください。

『Furukawa-Sky Review』を皆様方にご愛読いただけるように，編集委員一同，魅力的な誌面づくりを心掛けてまいりますので，今後もより一層のご指導，ご助言をお願い致します。

編集委員一同

Furukawa-Sky Review No.7

(2011年4月1日 発行)

Furukawa-Sky Review 編集委員会

委員長	渡辺幸博			
委員	亀井信哉	難波江元広	倉田正裕	岸野邦彦
	東海林了	酒井敬司	仁木和寿	
幹事	石川和徳	澤地 隆		

発行所 古河スカイ株式会社
〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階
TEL：(03) 5295-3800 (代表) FAX：(03) 5295-3760

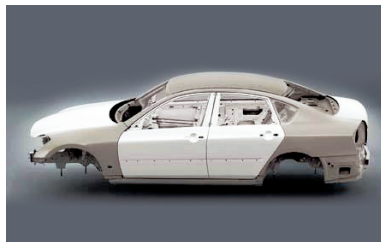
編集発行人 渡辺幸博
編集 Furukawa-Sky Review 編集委員会
製作 古河テクノロジー株式会社

禁無断転載

Always With You

私たち古河スカイは、日本最大のアルミ圧延メーカーとして、幅広い産業分野のお客様とともにアルミニウムがもつ無限の可能性を追究し、“新たな価値”を創造し続けていきます。

自動車・輸送分野



特性を活かして環境・快適性に貢献

自動車の排ガスや燃費に対する規制が世界的に強化されるなか、「軽い」「強度が高い」といった特性が評価され、アルミニウム材料はハイブリッド車などのボディパネルやフレームに採用されています。またアルミニウム材料は、鉄道車両、船舶のエネルギー効率や加速度性能の向上にも貢献しています。

- 自動車用ボディシート材、フレーム材
- 航空・宇宙機材
- 船舶材、LNGタンク材
- 自動車熱交換器材
- 鋳鍛製品(ターボチャージャー用コンプレッサーホイール)

電機・電子分野



電子機器・OA機器で幅広く活躍

高い信頼性や耐久性が求められる高性能な電子機器・OA機器にも、アルミニウムが使われています。HDDの心臓部として機能する記憶メディア「メモリーディスク」に、記憶密度を高める高純度のアルミ合金が使われているほか、複写機やプリンタでは、数多くの機能部品にアルミニウム材料が利用されています。

- メモリーディスク基板
- 複写機用感光ドラム材
- 電子機器ケース・反射板用カラーアルミ材
- ルームエアコン用フィン材

飲料缶・包装容器分野



飲料缶のリサイクル促進や安全な包装材の製作に

「再生しやすい」「鋳造しやすい」という特性のためリサイクル率が高く、省エネにも大きく寄与するアルミ缶は、飲料缶として広く使われています。また、アルミニウムは毒性がなく無害・無臭であるため、食品や医薬品の包装材・医療機器、家庭容器物にも広く使われています。

- 缶材(ボディ材、エンド材)
- クロージャ材、キャップ材
- 食品・医薬品用箔

機械・工業製品分野



最先端技術の進化や複雑な形状の工業製品の製作に

「真空特性がよい」「熱をよく伝える」「耐食性に優れる」といった特性をもつアルミニウムは、半導体や大型ディスプレイの製造現場になくはならない存在です。また、加工しやすいことから複雑な断面形状を容易に作り出すことができ、光学精密機器や油圧機器の部品としても使われています。

- 油圧機器用材
- 金型用厚板
- 液晶・半導体製造装置用厚板
- 機械部品用耐磨耗材、快削材
- 配管材



古河スカイ株式会社

本 社	〒101-8970	東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階 TEL:(03)5295-3800 FAX:(03)5295-3760
工 場		
福 井	〒913-8588	福井県坂井市三国町黒目21-1番地 TEL:(0776)82-5840 FAX:(0776)81-6022
深 谷	〒366-8511	埼玉県深谷市上野台1351番地 TEL:(048)572-1311 FAX:(048)573-4162
日 光	〒321-1443	栃木県日光市清滝桜ヶ丘町1番地 TEL:(0288)54-0567 FAX:(0288)53-3329
小 山	〒323-0812	栃木県小山市大字土塔560番地 TEL:(0285)23-2111 FAX:(0285)22-1668
滋 賀	〒523-0021	滋賀県近江八幡市長福寺町172番地 TEL:(0748)38-1300 FAX:(0748)37-8423
営 業 拠 点		
関 西	〒530-0004	大阪府大阪市北区堂島浜2丁目1番29号 古河ビル6階 TEL:(06)4797-7300 FAX:(06)4797-7327
中 部	〒461-0005	愛知県名古屋市東区東桜1丁目14番25号 テレビアビル8階 TEL:(052)955-6680 FAX:(052)955-6683
九 州	〒812-0011	福岡県福岡市博多区博多駅前3丁目2番1号 日本生命博多駅前ビル3階 TEL:(092)436-3341 FAX:(092)436-3349
関 連 会 社		株式会社ACE21 FSグリーンネット株式会社 株式会社エルコンポ 株式会社システムスカイ 韶関市陽之光鋁箔有限公司 スカイサービス株式会社 株式会社ニッケイ加工 日本金属箔工業株式会社 日本製箔株式会社 乳源東陽光精箔有限公司 東日本鍛造株式会社 古河カラーアルミ株式会社 古河スカイ滋賀株式会社 古河斯凱(上海)鋁材有限公司 古河スカイテクノ株式会社 古河(天津)精密鋁業有限公司 Bridgnorth Aluminium Ltd. Furukawa-Sky Aluminum (Thailand) Co., Ltd. Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc. PT. Furukawa Indal Aluminum

(50音順)



<http://www.furukawa-sky.co.jp/>