R&D 神戸製鋼技報

Vol. 62, No. 2 / Oct. 2012　通巻229号

特集：アルミ・銅

ページ

1　（巻頭言）　アルミ・銅事業部門の技術開発動向　高橋　徹

2　（解説）　アルミニウム熱間粗圧延のセットアップのための温度・荷重予測モデル　岩崎　慎・柳　修介・池田昌則・國井　弘・伊原健太郎・佐治彰啓

8　（論文）　電磁超音波による非破壊耳率計　福井利英・和佐泰宏・重岡和隆

13　（論文）　自動車パネル用Al-Mg-Si系合金のベークハード性に及ぼす予ひずみ付与と予備時効処理の複合効果　増田哲也・高木康夫・櫻井健夫・廣澤渉一

18　（論文）　矩形アルミニウム合金DC鋳造における表面割れ発生予測と対策　森下　誠・阿部光宏・吉田　誠

24　（解説）　高機能プレコートアルミニウム板「KS700」シリーズ　田中智子・服部伸郎

29（技術資料）　自動車パネルの熱変形解析設計技術　福本幸司・高木康夫・岩瀬　哲

34　（論文）　回転曲げ疲労試験における5056-H112アルミニウム合金押出材の疲労限度の存在　志鎌隆広・吉原伸二・相浦　直・李　東善・野口博司

39　（論文）　Al-Mg-Si合金板材に生じるリジング挙動の結晶塑性解析　小西晴之・高木康夫・松本克史・有賀康博

43　（論文）　Al-Mg-Si合金押出材の再結晶組織に及ぼす押出温度の影響　伊原健太郎・志鎌隆広・森田啓二

48（技術資料）　耐熱マグネシウム合金部材の製造技術　浅川亮史・蛭川謙一

53　（論文）　耐応力緩和特性を強化した端子用銅合金CAC5　野村幸矢

59　（解説）　コネクタ用錫めっき銅合金板条の性能向上技術　鶴　将嘉・畚野　章

63　（論文）　端子用Cu-(Ni, Co)-P系合金の強度と導電率に及ぼす時効条件の影響　宍戸久郎・有賀康博・隅野裕也

68　（論文）　仕掛量に基づく設備負荷調整手法の銅板工場への適用　井本考亮・梅田豊裕・内山修造・水野満信

73（技術資料）　銅板工場向け操業情報収集システム　藤平雅信・西田博之

77　（論文）　アルミニウム合金と鋼の異材スポット溶接継手の特性に及ぼすSi添加の影響　松本克史・漆原　亘・武田実佳子・加藤　淳

82（技術資料）　新開発アルミFCWを用いたアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合技術　松本　剛・岩瀬　哲・海読一正・笹部誠二・岩井正敏・杵渕雅男

87（技術資料）　アルミ押出形材組立用ボルトナット工法　江間光弘・今村美速・堀口一茂

91　（解説）　吸収式伝熱管「エンドクロス®ECT26」の臭化リチウム水溶液における液膜流動の可視化　高橋宏行

96　（論文）　高強度銅Cu-Sn-P合金の動的再結晶に関する基礎研究　渡辺雅人・石橋明彦・三浦博己

102　神戸製鋼技報掲載　アルミ・銅関連文献一覧表　（Vol.58, No.3～Vol.62, No.1）

105　編集後記・次号予告

"R&D" Kobe Steel Engineering Reports, Vol. 62, No.2 (Oct. 2012)

《FEATURE》 Aluminum and Copper Technology

1 R&D State of the Art in Aluminum and Copper Business
Tetsu TAKAHASHI

2 Models for Predicting Rolling Temperature and Rolling Load in Aluminum Plate Hot Rolling Process
Makoto IWASAKI・Dr. Shusuke YANAGI・Masanori IKEDA・Hiroshi KUNII・Dr. Kentaro IHARA・Akihiro SAJI

8 Nondestructive Measurement of Earing Using Electro-Magnetic Acoustic Transducer
Toshihide FUKUI・Yasuhiro WASA・Kazutaka SHIGEOKA

13 Combined Effect of Pre-straining and Pre-aging on Bake-hardening Behavior of Al-Mg-Si Alloy for Automobile Body Panels
Dr. Tetsuya MASUDA・Yasuo TAKAKI・Dr. Takeo SAKURAI・Dr. Shoichi HIROSAWA

18 Methods of Predicting and Preventing Surface Crack During Rectangular Aluminum Alloy DC Casting
Dr. Makoto MORISHITA・Mitsuhiro ABE・Dr. Makoto YOSHIDA

24 Highly Functional Pre-coated Aluminum Sheets, the "KS700" Series
Tomoko TANAKA・Dr. Nobuo HATTORI

29 Thermal Deformation Analysis for Automotive Panel Design
Koji FUKUMOTO・Yasuo TAKAKI・Tetsu IWASE

34 Fatigue Limit in 5056 Aluminum Alloy Extrusion Studied by Rotating-Bending Tests
Dr. Takahiro SHIKAMA・Dr. Shinji YOSHIHARA・Dr. Tadashi AIURA・Dr. Dongsun LEE・Dr. Hiroshi NOGUCHI

39 Crystal Plasticity Analysis of Ridging in Al-Mg-Si Series Sheet Alloy
Dr. Haruyuki KONISHI・Yasuo TAKAKI・Dr. Katsushi MATSUMOTO・Dr. Yasuhiro ARUGA

43 Effect of Extrusion Temperature on Recrystallization Textures of Extruded AA6005C Alloys
Dr. Kentaro IHARA・Takahiro SHIKAMA・Keiji MORITA

48 Technology for Manufacturing Magnesium Alloy Components with Excellent Heat Resistance
Ryoji ASAKAWA・Kenichi HIRUKAWA

53 New Copper Alloy, CAC5, with Excellent Stress Relaxation Resistance for Automotive Electrical Connectors
Dr. Koya NOMURA

59 Technology for Improving the Performance of Tin Plated Copper Alloy for Connectors
Masahiro TSURU・Akira FUGONO

63 Effect of Aging Conditions on Hardness and Electrical Conductivity in Cu-(Ni,Co)-P Alloys for Connectors
Hisao SHISHIDO・Dr. Yasuhiro ARUGA・Yuya SUMINO

68 Method for Machine Load Control Based on Work in Process for Copper Sheet Plant
Takaaki IMOTO・Dr. Toyohiro UMEDA・Shuzo UCHIYAMA・Michinobu MIZUNO

73 Operating Information System for Copper Sheet Plant
Masanobu FUJIHIRA・Hiroyuki NISHIDA

77 Effects of Silicon Content on Joint Strength of Aluminum Alloy and Steel Spot Welded Joints
Dr. Katsushi MATSUMOTO・Wataru URUSHIHARA・Dr. Mikako TAKEDA・Dr. Jun KATO

82 Technology for Dissimilar Metal Joining of Aluminum Alloy and Steel Using Newly Developed Aluminum-Flux Cored Wire (FCW)
Tsuyoshi MATSUMOTO・Tetsu IWASE・Kazumasa KAITOKU・Seiji SASABE・Masatoshi IWAI・Masao KINEFUCHI

87 New Method, Using Bolts and Nuts, for Assembling Hollow Extrusions of Aluminum Alloys
Mitsuhiro EMA・Yoshihaya IMAMURA・Kazumori HORIGUCHI

91 Visualization of Lithium-bromide Solution Liquid Flow on Falling Film Type Enhanced Heat Transfer Tube "Endcross® ECT26" for Absorber of Absorption Chiller
Dr. Hiroyuki TAKAHASHI

96 Basic Study of Dynamic Recrystallization in Cu-Sn-P Alloy for High Strength Copper
Dr. Masato WATANABE・Akihiko ISHIBASHI・Dr. Hiromi MIURA

102 Papers on Advanced Technologies for Aluminum and Copper Technology in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.58, No.3～Vol.62, No.1)

（巻頭言）

アルミ・銅事業部門の技術開発動向

高橋　徹
代表取締役副社長　アルミ・銅事業部門長

R&D State of the Art in Aluminum and Copper Business

Tetsu TAKAHASHI

アルミ・銅事業部門はアルミ板，押出，鋳鍛，銅板，銅管の５分野の事業を中心に展開している。それぞれの事業ではオンリーワン製品を数多く実用化しており，既存ビジネスではアルミ缶材，コンピュータディスク用基盤，表面処理フィン材，自動車用アルミパネル，高精度厚板，電磁成型活用バンパ，ABSハウジング，高強度軽量アルミ鍛造サスペンション，民間航空機用大型Mg砂型鋳物，KFCからスタートした高強度・高導電率の半導体，端子用銅合金，高性能内面溝付き銅管，および高強度合金銅管などである。

こうしたアルミ・銅事業部門のオンリーワン製品については既にR&D神戸製鋼技報にて報告されている。今回の技報では，アルミを中心に銅・マグネ合金の素材を需要家で適用するための幅広いソリューションについて報告する。また生産技術関連では，モデル式を活用し従来と比べて熱間圧延での温度のバラツキを1/3に縮小したセットアップ技術，銅板工場での通過設備負荷の見える化，システム活用による物流整流化，設備能力の最大活用についても紹介する。

先ず製品関連では，これまでのオンリーワン製品に加え，近年は軽量のアルミ材料を輸送機に適用し炭酸ガス排出量を低減する取組が強化されている。アルミ材料は競合する鉄鋼材料と比較して軽量化効果は大きいものの，成形性，材料コスト，接合性などでは劣位にあり，こうした課題を解決しないとアルミ材料の適用可能範囲を拡大することは難しい。アルミ・銅事業部門ではアルミ材料の適用範囲を拡大するため，シミュレーションによる実部品での成型可否を先ず検討し，その結果，適用可能材料の選定，またプレス加工では金型の難加工部の変更，改善成型条件の提案，潤滑方法の改善などを行っている。

コストに関連する項目としては素材強度アップによる素材薄肉化の効果が大きく，そのために現在，自動車用パネルに適用されているAl-Mg-Si系合金のベークハード性向上材を開発し実用化している。ベークハード材はプレス加工時は柔らかく加工が容易である一方，加工後の塗装・焼付けで材料が硬化して必要な強度が得られる。現在ではさらに，ヘム加工性（曲げ加工性）を向上した時効による強度変化が少ない材料も実用化している。

こうしたベークハード材の適用により，従来の素材使用のアルミパネル比10－20％の軽量化が可能となっている。

接合法の改善については，新開発のフラックスコアードワイヤを用いてアルミ／鉄の異材接合が可能となっており，アルミ材適用部品の拡大，組立生産性向上やコストダウンが期待される。また，溶接以外のかしめによる接合も技術的に可能としており，適用部材の拡大を目指している。

一方，アルミ／鉄鋼材料を併用した場合，塗装焼付け時に線膨張率の差に起因する熱変形が問題となる部材もある。当社では，シミュレーション技術による熱変形に関する設計因子の影響を明らかにして実用化への指針としている。

つぎに，銅関連の素材の改善，改良については，いずれも特性の向上による適用可能範囲の拡大や信頼性向上に結びつく報告である。銅板関連では高温化でのばね接圧低下を抑制する材料CAC5を開発し，その改善のメカニズム（ばね弾性を低下させる転位運動を固溶元素で止め，さらに固溶元素を高温化で動きにくくする固着方法を開発・実用化）を明確にした。

また近年，銅原料の価格が高騰し，需要家からのコストダウン要求が強くなってきている。高強度銅管用材料の開発はそうした要求に的確に対応するものであり，管の薄肉化によるコスト削減が可能となり適用拡大を図っている。また，そうした材料の規格化も当社中心に進めている。

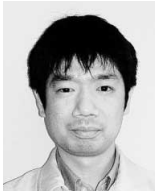
生産技術の開発では，高品質に加えて高生産性の確保が重要であり，予測モデルを活用した自動化運転技術の確立がキーとなる。また，操業の情報を正確に収集し的確にプロセスをコントロールすることが重要であり，在庫管理，生産管理のシステム化を含めて開発・実用化を進めている。

上述したように，アルミ・銅事業部門では需要家の要求する特性を網羅しながらさらにQCDS(品質,コスト，供給,サービス)を加味したオンリーワン製品を強化して行く所存である。そのためには，製品開発，生産技術の両面から技術開発を強化して行くことが重要であり，事業部門内の研究，事業所の技術者に加えて技術開発本部の支援を得て開発を強化して行きたいと考えている。

（解説）

アルミニウム熱間粗圧延のセットアップのための温度・荷重予測モデル

Models for Predicting Rolling Temperature and Rolling Load in Aluminum Plate Hot Rolling Process



岩崎　慎*1 Makoto IWASAKI
柳　修介*1（工博） Dr. Shusuke YANAGI
池田昌則*2 Masanori IKEDA
國井　弘*3 Hiroshi KUNII
伊原健太郎*4（工博） Dr. Kentaro IHARA
佐治彰啓*5 Akihiro SAJI

The present work relates to the improvement of accuracy in gauging aluminum plates, and focuses on the accuracy improvement of models for predicting the rolling temperature and rolling load. Very thick slabs, each having a thickness ranging from 400 to 600mm, are used for the hot rolling of aluminum plates. This requires the accurate evaluation of a broad temperature distribution in the thickness direction, inhomogeneous strain distribution, and the so-called "peening effect" that significantly increases the total rolling load, an aspect not considered in ordinary strip rolling. The newly developed models include temperature calculation, accounting for the strain distribution in the thickness direction, and a formula for predicting rolling load in the peening region, based on the frictional conditions measured on an actual machine. The newly developed models were used for the setup calculation, which yielded a prediction with less than 5% error, an excellent result for the rolling load prediction.

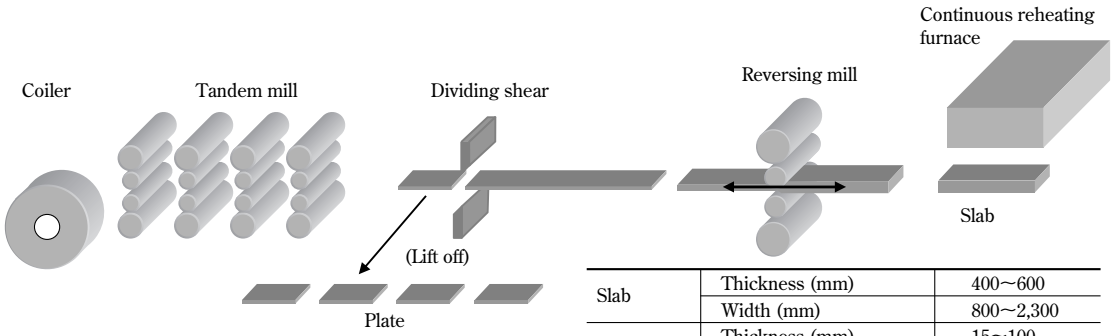
まえがき＝アルミニウム板の熱間圧延では，製品厚に応じてタンデム圧延機とシングルスタンドのリバース圧延機がそれぞれ用いられる。とくに製品厚が厚い場合にはリバース圧延機単体での多パス圧延が行われる。当社真岡製造所熱延工場においては，板厚16mm以上のアルミニウム板（以下，アルミ厚板という）をタンデム圧延機の前面にあるリバース圧延機によって製造しているが，この圧延機は元々タンデム圧延機の入側素材を供給する粗圧延用に設置されたものであることから，アルミ厚板の板厚精度を確保することが難しい状況にあった。

一方，アルミ厚板は，半導体・液晶製造装置，太陽電池パネル製造装置およびロボット／精密機械などに使用されており，これらのファブリケータからは機械加工コスト削減のための非常に厳しい板厚精度が要求されるようになってきた。

こうしたことから，リバース圧延機における板厚精度の向上を図るべく，圧延材の温度や板厚の計測設備の導入，および板厚制御システムの再構築というハードとソフトの両面からの技術開発を進めている。本稿では，板厚制御システムの重要な要素モデルである圧延温度と圧延荷重の予測モデルの高精度化について述べる。

1. アルミ厚板圧延における板厚精度向上の課題

真岡製造所熱延工場におけるアルミ厚板圧延の概要を**図1**に示す。加熱炉から抽出されたスラブはリバース圧延機で所定の板幅，板厚に圧延された後，本圧延機後面



Slab	Thickness (mm)	400～600
	Width (mm)	800～2,300
Plate	Thickness (mm)	15～100
	Width (mm)	800～2,300
Reheating temperature (℃)		400～600
Finishing temperature (℃)		250～400

図1　真岡製造所熱延工場におけるアルミニウム厚板圧延の概要
Fig. 1　Schematic diagram of aluminum plate rolling process at hot rolling mill in Moka plant

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 アルミ銅事業部門　真岡製造所　アルミ板研究部　*3 アルミ銅事業部門　真岡製造所　設備部
*4 アルミ銅事業部門　真岡製造所　技術部　*5 アルミ銅事業部門　真岡製造所　製造部

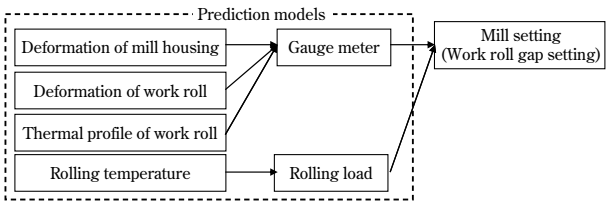


図 2 アルミニウム厚板圧延のセットアップに用いる予測モデル
Fig. 2 Prediction models for mill setting for aluminum plate rolling

テーブル上で切板にシヤー切断されラインオフに至る。

圧延の実行に際しては，圧延スケジュールに決められた各パスの板厚が実現できるように，上下ワークロールのギャップを適切に設定するミルセッティング[1]が行われており，これにはゲージメータ板厚モデル[2]，圧延荷重予測モデルおよび圧延温度予測モデルなどの一連の予測モデルが用いられる（**図 2**）。

これら予測モデルの中でも圧延温度と圧延荷重に関しては，圧延用スラブの厚みが400～600mmと非常に厚いというアルミ厚板圧延の大きな特徴から，厚さ方向の温度分布や圧下ひずみの浸透の程度を正しく取入れることが予測精度向上に必要である。

2. 圧延温度，圧延荷重予測モデルの高精度化

2.1 圧延温度予測モデル

圧延温度予測モデルについては，これまで種々のものが実用化されているが[3]，板厚方向温度分布の取扱いが容易に行える１次元熱伝導方程式を差分化したモデル[4)～6)]を採用した。差分モデルの具体形は式(1) に示すとおりであり，Crank-Nicolson 法[7]によって定式化した。

$$T^{(t+dt)}=A^{-1}\cdot(C+Q) \quad \cdots\cdots(1)$$

ただし，

$$T^{(t+dt)}=\begin{bmatrix} T_0^{(t+dt)} \\ \cdots \\ T_i^{(t+dt)} \\ \cdots \\ T_n^{(t+dt)} \end{bmatrix},\ A=\begin{bmatrix} 2-A_{0,0}+A_{0,1} & -A_{0,1} & 0 & & \boldsymbol{0} \\ 0 & \cdots & \cdots & & \\ & A_{i,0} & 2-A_{i,0}+A_{i,1} & -A_{i,1} & \\ & & \cdots & \cdots & 0 \\ \boldsymbol{0} & & 0 & A_{n,0} & 2-A_{n,0}+A_{n,1} \end{bmatrix}$$

$$C=\begin{bmatrix} (2+A_{0,0}-A_{0,1})\cdot T_0^{(t)}+A_{0,1}\cdot T_1^{(t)}-A_{0,0}\cdot T_{AU} \\ \cdots \\ -A_{i,0}\cdot T_{i-1}^{(t)}+(2+A_{i,0}-A_{i,1})\cdot T_i^{(t)}+A_{i,1}\cdot T_{i+1}^{(t)} \\ \cdots \\ -A_{n,0}\cdot T_{n-1}^{(t)}+(2+A_{n,0}-A_{n,1})\cdot T_n^{(t)}-2A_{n,1}\cdot T_{AL} \end{bmatrix},\ Q=\begin{bmatrix} \dfrac{q_0}{c_0\cdot\rho_0\cdot dx_0} \\ \cdots \\ \dfrac{q_i}{c_i\cdot\rho_i\cdot dx_i} \\ \cdots \\ \dfrac{q_n}{c_n\cdot\rho_n\cdot dx_n} \end{bmatrix}$$

$q_i=0.9A_W\cdot k_{fi}\cdot\varepsilon_i$：各節点の加工発熱量，
A_W：仕事の熱当量，
k_{fi}, ε_i：各節点の変形抵抗，圧下ひずみ，
$T_i^{(t+dt)}, T_i^{(t)}$：時刻$t+dt$, tにおける各節点の温度，
T_{AU}, T_{AL}：上下面の雰囲気温度

$$A_{0,0}=-\frac{\alpha_U\cdot dt}{c_0\cdot\rho_0\cdot dx_0},\ A_{0,1}=\frac{dt}{c_0\cdot\rho_0\cdot dx_0\cdot\left(\dfrac{dx_0}{\lambda_0}+\dfrac{dx_1}{2\lambda_1}\right)},\ A_{i,0}=-\frac{dt}{c_i\cdot\rho_i\cdot dx_i\cdot\left(\dfrac{dx_{i-1}}{2\lambda_{i-1}}+\dfrac{dx_i}{2\lambda_i}\right)}$$

$$A_{i,1}=\frac{dt}{c_i\cdot\rho_i\cdot dx_i\cdot\left(\dfrac{dx_i}{2\lambda_i}+\dfrac{dx_{i+1}}{2\lambda_{i+1}}\right)},\ A_{n,0}=-\frac{dt}{c_n\cdot\rho_n\cdot dx_n\cdot\left(\dfrac{dx_{n-1}}{2\lambda_{n-1}}+\dfrac{dx_n}{\lambda_n}\right)},\ A_{n,1}=\frac{\alpha_L\cdot dt}{c_n\cdot\rho_n\cdot dx_n}$$

dt：時間刻み，dx_i：節点領域の長さ，
c_i, ρ_i, λ_i：各節点の比熱，密度，温度伝導度，
i：節点を示すサフィックス，
α_U, α_L：上下面の等価熱伝達率
である。

境界条件は，放射＋対流（空冷），ロール冷却のクーラントおよびロール接触による抜熱量[8]を等価熱伝達率に置き換えることでモデル化した。さらに，アルミ厚板圧延の場合，圧延パスが進むにつれて圧延材の表面温度が低下せずに逆に上昇し，圧延条件によっては20～40℃程度高くなることが知られている。この温度上昇は圧延時の加工発熱によるものであることから，差分モデルには節点ごとに加工発熱量を表す項を付加した。なお，同項に含まれる各板厚方向位置の変形抵抗と圧下ひずみについては次節で詳述する。

本モデルによるアルミ厚板の実圧延における温度予測の一例を**図 3** に示す。圧延時の加工発熱に伴う温度上昇に十分追従しており，良好な温度予測精度を有していることがわかる。

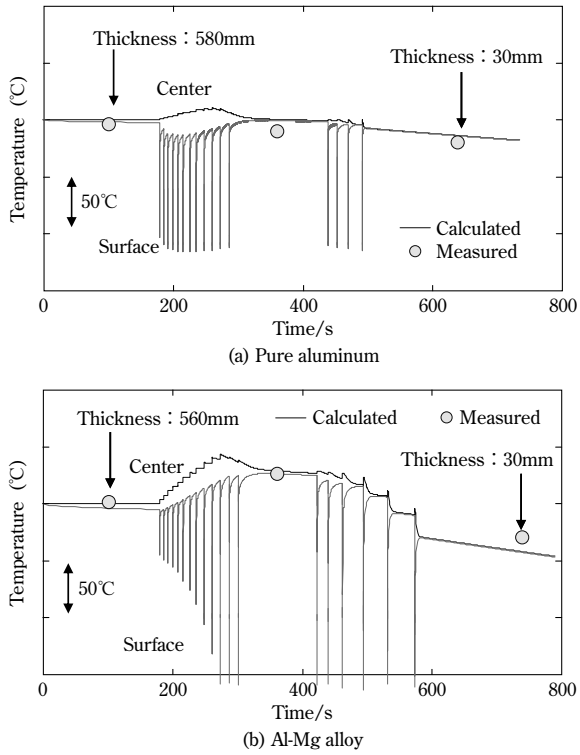


図 3 圧延材の温度予測モデルの精度
Fig. 3 Accuracy of prediction model of rolling temperature

2.2 圧延荷重予測モデル

圧延荷重予測モデルは，その基本形としてごく一般的な以下の式[9]を用いた。

$$P=B\cdot Q_P\cdot l_d\cdot\hat{k}_f \quad \cdots\cdots(2)$$

ただし，P：圧延荷重，B：板幅，Q_P：圧下力関数，l_d：接触弧長，$\hat{k}_f$：平均変形抵抗である。

式（2）の構成要素であるl_d, Q_P, および$\hat{k}_f$について，下記のような高精度化を行った。

・l_d：Hitchcockの式[10]を適用する。
・Q_P：森本ら[11]と同様なやり方で，FEM（有限要素法）による圧延変形解析から求められる圧下力関数値と一致するように圧下力関数を同定する。
・$\hat{k}_f$：化学成分以外の主要な影響因子（圧下ひずみ，圧

下ひずみ速度，圧下温度）を取込んだ変形抵抗のモデル式を作成し，化学成分ごとにモデル係数を持つ。板厚方向の圧下ひずみ，圧下ひずみ速度および温度の分布から板厚方向位置ごとの変形抵抗を求め，その相加平均を平均変形抵抗とする。

2.2.1　圧延変形解析による圧下力関数の同定

アルミニウム熱間圧延では，潤滑の有無によって摩擦状態がすべり，混合，固着摩擦に渡っているといわれている[12]。このため，FEMによる圧延変形解析に先立って，今回対象とするアルミ厚板圧延の摩擦係数（摩擦状態）を決めておく必要がある。

そこで，実機圧延機により板長さ方向の側面に格子状のけがきを施したアルミ厚板を熱間で１パス圧延し，格子の変形状態から板厚方向のせん断ひずみ分布を測定した。さらに，圧延条件を模した圧延変形解析を，摩擦係数の値を種々変化させて行うことによって板厚方向のせん断ひずみ分布が実測値と一致する摩擦係数の値を求めた。なお，圧延変形解析には当社が独自に開発した剛塑性FEM解析ソフトNASKA[13]を用いた。その結果は**表１**に示すとおりであり，摩擦係数μの値は圧延条件によらず0.4と置けることがわかる。この値は熱間圧延の全面固着摩擦条件[14]を表す摩擦係数値（0.64）の約70%に相当することから，アルミ厚板圧延の摩擦状態は混合摩擦状態であるといえる。

つぎに，圧下力関数Q_Pを同定するため，この摩擦係数値を用いてFEMによる圧延変形解析を行った。解析条件は**表２**に示すとおりであり，圧下力関数値は圧延変形解析で求めた圧延荷重から式（2）を用いて解析条件ごとに算定した。入側板厚が10～100mmのときの圧下力関数値とSimsの式[15]によるそれとの比較を**図４**に示す。いずれの板厚においても圧下力関数値はSimsの式に比べ５%程度高い値となっている。

また，入側板厚が100mm超えと厚く，ピーニング効果が現れるときの圧下力関数値を**図５**に示す。圧下力関数値は板厚によらず，斉藤[16]が提案しているようにh_m/l_d（h_m：入側と出側の平均板厚，l_d：接触弧長）で整理できる。

以上の解析結果を基に決定した圧下力関数を式（3）に示す。板厚の小さい範囲ではSimsの式の係数を調整することで有限要素法による圧下力関数値との合わせ込み

表２　FEMによる計算条件
Table 2　Conditions of FEM analysis

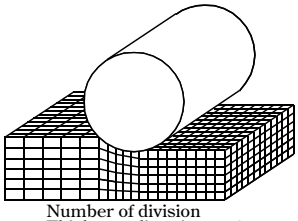
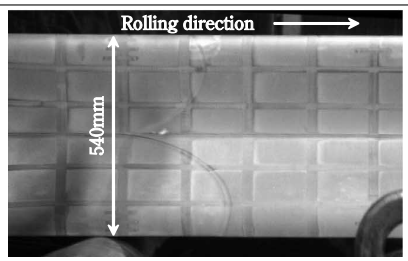
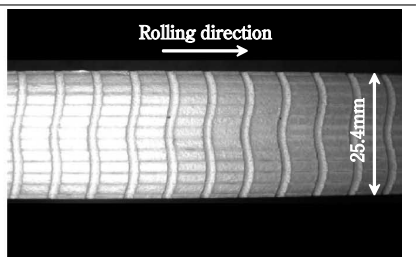
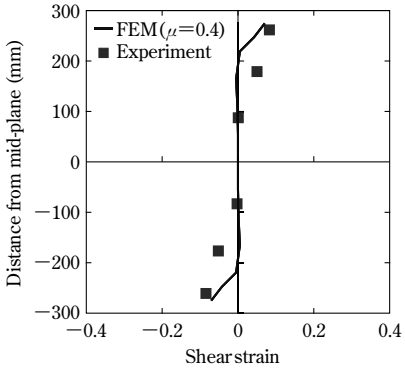
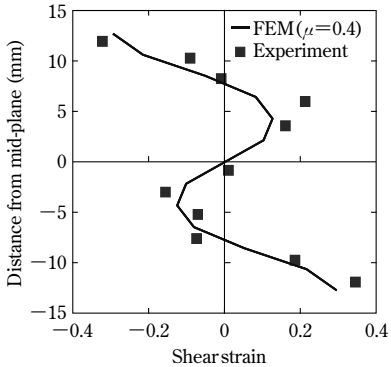
Analytical model	 Number of division Thickness direction : 6 Lateral direction : 11 Longitudinal direction Entry zone : 10 Roll bite : 15 Delivery zone : 10
Entry thickness (mm)	20～600
Width (mm)	2,200
Reduction (%)	5～40
Work roll diameter (mm)	1,000
Deformation resistance (kg/mm^2)	5
Frictional coefficient	0.4

表１　板厚方向せん断ひずみ分布の測定結果と計算結果の比較
Table 1　Comparison of measured and calculated distribution of shear strain

Rolling condition	Roll diameter (mm)	900	900
	Entry thickness (mm)	565	32
	Reduction (%)	5	20
	Lubricant	O/W Emalsion	O/W Emalsion
Longitudinal section of rolled material			
Measured and calculated shear strain			

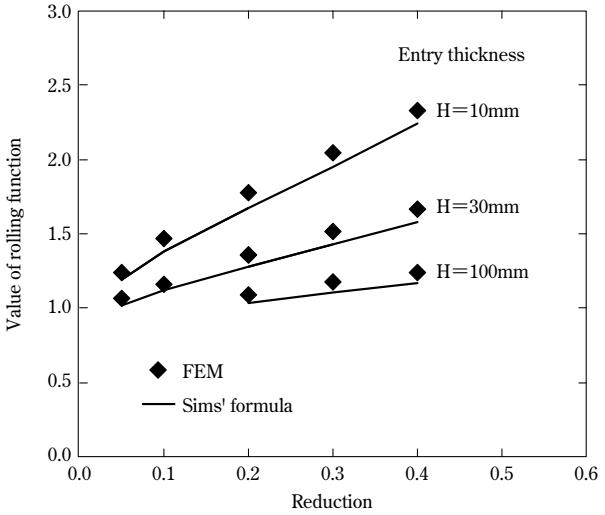


図 4 FEMによる圧下力関数値とSimsの式による計算値の比較
Fig. 4 Comparison of values of rolling function calculated by FEM and Sims' formula

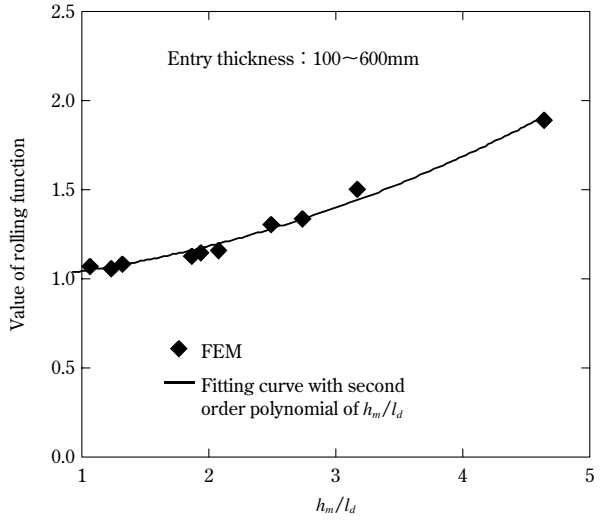


図 5 FEMによる圧下力関数値とh_m/l_dの関係
Fig. 5 Relation between values of rolling function calculated by FEM and h_m/l_d

を行った。

$$Q_P=\max[Q_{P1}, Q_{P2}] \quad \cdots\cdots (3)$$

ただし，

$Q_{P1}=a\cdot Q_{P\,Sims}$，$Q_{P2}=b_0+b_1\cdot(h_m/l_d)+b_2\cdot(h_m/l_d)^2$

$Q_{P\,Sims}$：Simsの圧下力関数，$h_m=H\cdot(1-r/3)$，

H：入側板厚，r：圧下率，

$a=1.05$，$b_0=0.965$，$b_1=0.044$，$b_2=0.034$

である。

新たに作成した式(3) の圧下力関数とFEM解析による圧下力関数値の比較を**図 6** に示す。板厚，圧下率によらず両者の値は良く一致している。

2.2.2　平均変形抵抗モデルの定式化

a）変形抵抗モデルの基本形

加工フォーマスタ試験による実測値を統計解析した結果，**図 7** に示すように変形抵抗は圧下ひずみ，圧下ひずみ速度，および圧下温度が影響因子であることが明らかになっている。このため，モデル式の基本形として式（4）を採用した。なお，図中の式および実線は，データの回帰式とそれによる値を示している。

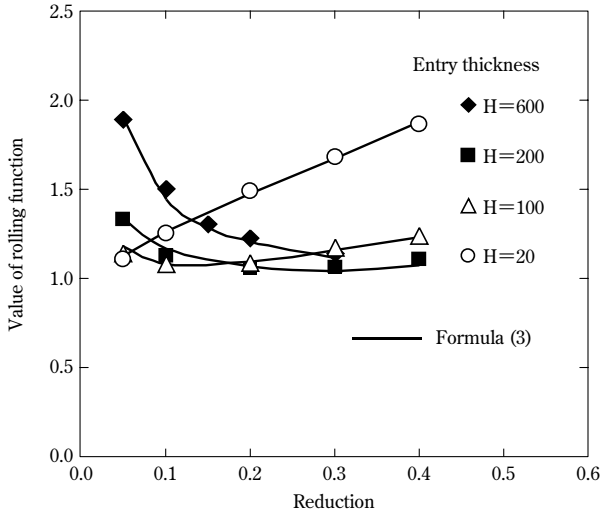


図 6 FEMにより計算した圧下力関数と式(3)による計算結果の比較
Fig. 6 Comparison of values of rolling function calculated by FEM and formula (3)

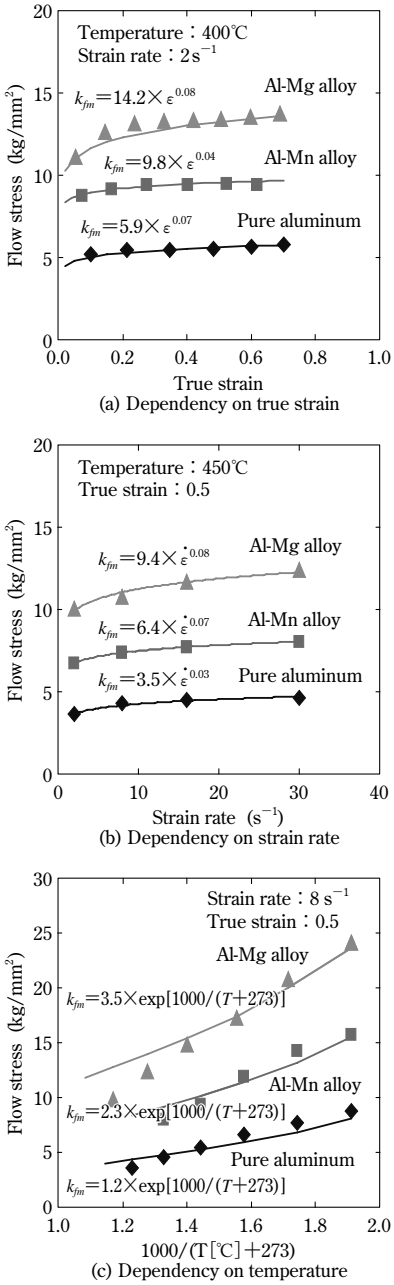


図 7 代表的なアルミニウムおよびアルミニウム合金の変形抵抗
Fig. 7 Flow stress of aluminum and aluminum alloys

$$k_f = c_0 \cdot \varepsilon^{c_1} \cdot \dot{\varepsilon}^{c_2} \cdot \exp\left[\frac{c_4}{T+273}\right] \quad \cdots\cdots(4)$$

ただし，k_f：変形抵抗，ε：圧下ひずみ，$\dot{\varepsilon}$：圧下ひずみ速度，T：圧下温度，c_0〜c_4：モデル係数である。

また，変形抵抗は同図からも明らかなように板材の化学成分の影響を受けるため，化学成分ごとに加工フォーマスタ試験を行ってモデル係数を持つようにした。なお，式（4）のモデル係数c_0は，木村[17]にならって実圧延データで補正している。

b）相加平均による平均変形抵抗

アルミ厚板圧延のように板厚が厚い場合，圧下ひずみや圧延温度は板厚方向に不均一に分布する。このため，板厚方向のある位置の値や平均値で式（4）の説明変数（ε, $\dot{\varepsilon}$, T）を代表させるにはかなり無理があるように見える。

そこで，前述のFEMによる圧延変形解析結果を基に，圧下ひずみの板厚方向分布を与えるモデルを作成した。その具体形を式(5) に示す。本モデル式とFEM解析による板厚方向圧下ひずみ分布の比較を**図 8** に示しているが，両者は良く一致していることがわかる。

$$\left.\begin{aligned} \varepsilon[x] &= \ln[H/h] + c\left(1-\cos\left[d\frac{\pi}{2}\left(\frac{x}{h/2}\right)^{1.5}\right]\right) \\ c &= 0.132\left(\frac{l_d}{h_m}\right)^2 - 0.277\left(\frac{l_d}{h_m}\right) + 0.167 \\ d &= -0.0906\left(\frac{h_m}{100}\right)^2 + 0.533\left(\frac{h_m}{100}\right) + 1.64 \end{aligned}\right\} \quad \cdots\cdots(5)$$

また，圧下ひずみ速度分布は，式（5）をロール接触時間で除した式（6）で与える。

$$\dot{\varepsilon}[x] = \varepsilon[x] \cdot \frac{2\pi R' \cdot n}{l_d} \quad \cdots\cdots(6)$$

ただし，$\dot{\varepsilon}$：圧下ひずみ速度，R'：扁平ワークロール半径，n：ロール回転数である。

式（4）〜(6）および前述の温度モデルを用いて，平均変形抵抗は式（7）となる。

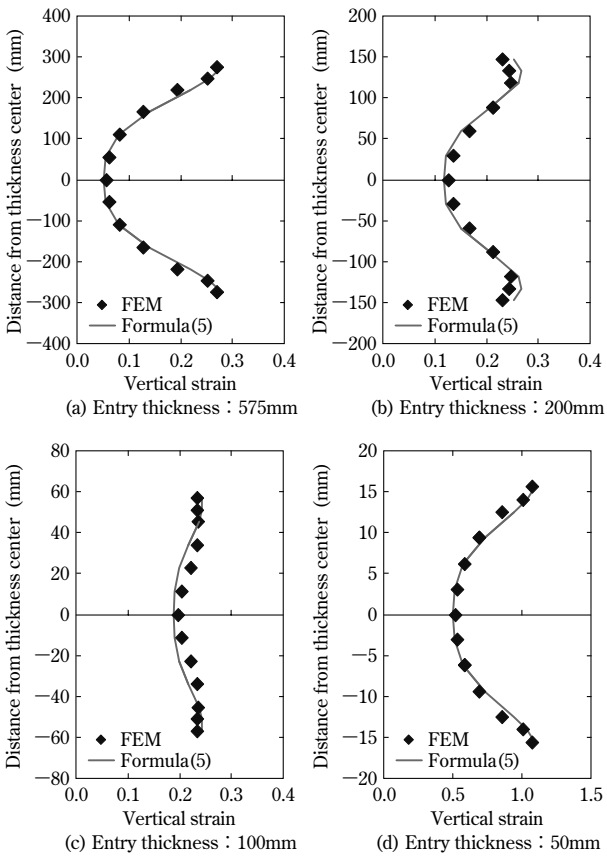


図 8 FEMおよび式（5）により計算される圧下ひずみの比較

Fig. 8 Comparison of vertical strain distribution calculated by FEM and formula (5)

$$\hat{k}_f = \frac{1}{h} \cdot \int_0^h k_f[\varepsilon[x], \dot{\varepsilon}[x], T[x]]\, dx \quad \cdots\cdots(7)$$

ただし，$h = H \cdot (1-r)$：出側板厚である。

3. 圧延温度，圧延荷重予測モデルの実機適用結果

新たに構築した圧延温度，圧延荷重予測モデルによる荷重予測計算フローを**図 9** に示す。加熱炉抽出後の各圧延パスにおいて圧延荷重の予測計算が実行され，その結

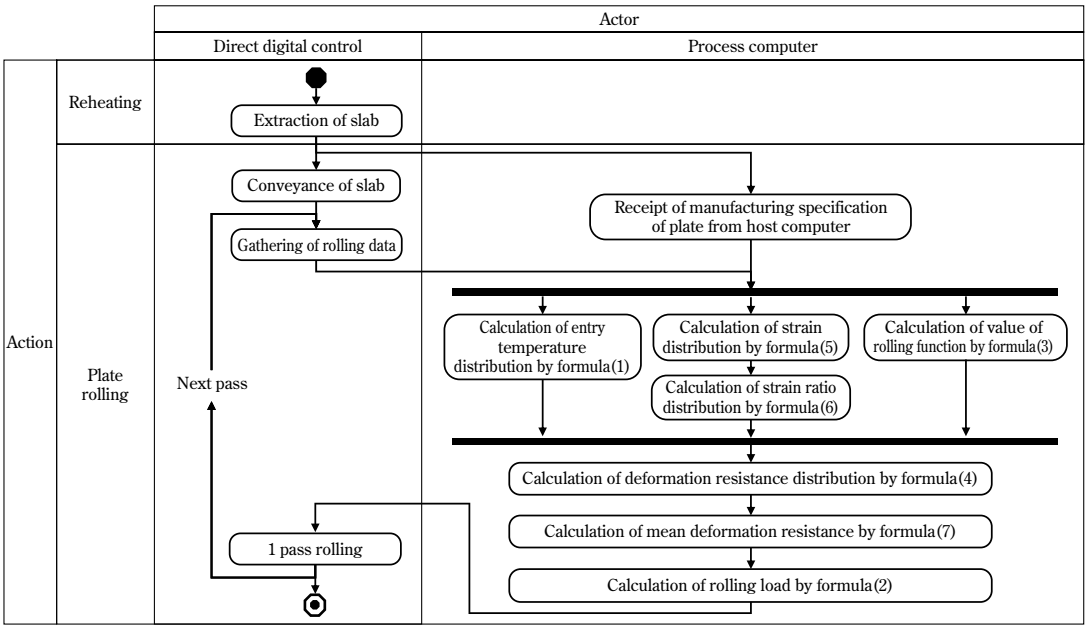


図 9 荷重予測計算フロー

Fig. 9 Activity diagram for calculation of rolling load in aluminum plate rolling

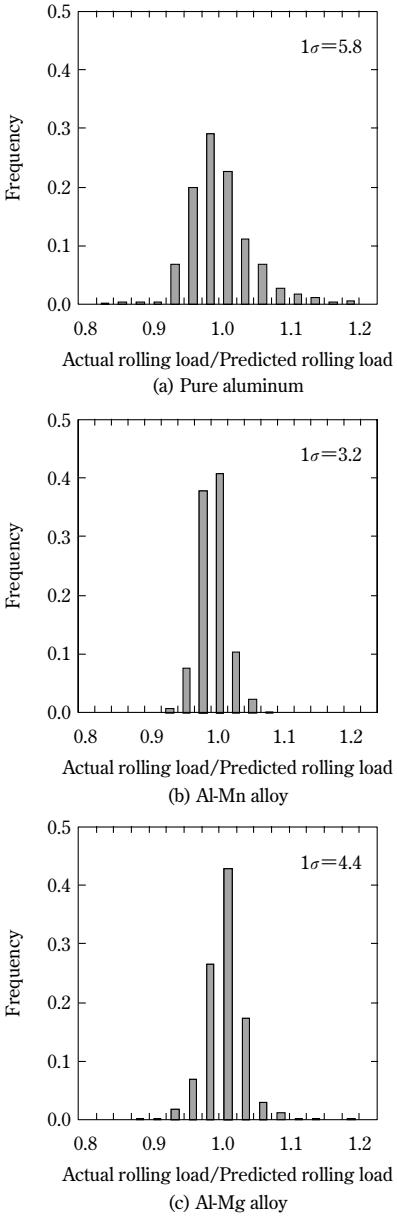


図10 圧延荷重予測モデルの精度
Fig.10 Accuracy of prediction of rolling load

果がミルセッティングに反映される。**図10**は，ミルセッティングに用いた予測圧延荷重と実圧延荷重の比較を示したものであるが，荷重比（実測値／予測値）のばらつきは合金系によらず標準偏差でほぼ5％以内に収まっており，良好な荷重予測精度が得られていることが明らかである。

むすび＝アルミ厚板の板厚制御技術開発の一環として，圧延温度，圧延荷重予測モデルを新たに構築した。これらのモデルは，リバース圧延機のミルセッティングに用いられ，板厚精度の向上に寄与している。今後は，圧延材の温度と板厚の計測設備を導入し，温度・荷重予測モデルに学習機能を持たせることによってモデル精度の維持とさらなる向上を図っていく予定である。

参　考　文　献

1）日本鉄鋼協会共同研究会 圧延理論部会編．板圧延の理論と実際．1984, p.285.
2）小俣一夫ほか．鉄と鋼．1981, Vol.67, p.2443.
3）安田雄一ほか．第42回塑性加工連合講演会講演集．1991, p.307.
4）小門純一．塑性と加工．1970, Vol.11, No.118, p.816.
5）岡戸　克ほか．鉄と鋼．1977, Vol.63, A29.
6）日本鉄鋼協会共同研究会 圧延理論部会編．圧延技術・圧延理論の発展と将来への潮流．1994, p.69.
7）G. D. スミスほか．電算機による偏微分方程式の解法，サイエンス社，1978, p.17.
8）熊野征晴ほか．R&D 神戸製鋼所技報．1986, Vol.36, No.3, p.47.
9）日本鉄鋼協会共同研究会圧延理論部会編．板圧延の理論と実際．1984, p.19, p.287, p.290.
10）Edited by J. H. Hitchcock: ASME, N.Y, (1935), p.33.
11）森本禎夫ほか．材料とプロセス．日本鉄鋼協会講演論文集．1999, Vol.11, p.350.
12）木村　紘．軽金属．1985, Vol.35, No.4, p.222.
13）豊島史郎ほか．第14回塑性加工連合講演会講演集．1990, p.71.
14）日本鉄鋼協会共同研究会 圧延理論部会編．板圧延の理論と実際．1984, p.36.
15）R. B. Sims. Proc. Inst. Mech. Engrs. 1954, Vol.168, p.191.
16）斉藤好弘．塑性と加工．1970, Vol.11, No.117, p.736.
17）木村　紘．住友軽金属技報．1989, Vol.30, p.18.

（論文）

電磁超音波による非破壊耳率計

Nondestructive Measurement of Earing Using Electro-Magnetic Acoustic Transducer

福井利英*1　Toshihide FUKUI
和佐泰宏*1　Yasuhiro WASA
重岡和隆*2　Kazutaka SHIGEOKA

A highly accurate acoustic velocity measurement system using the Electro-Magnetic Acoustic Transducer (EMAT) has been developed in order to evaluate the texture of aluminum plate. A good correlation between acoustic velocity anisotropy and earing is found for various kinds of aluminum plates, and earing can be estimated to be at 0.5% by measuring the anisotropy of the acoustic velocity. This system is applicable to in-line and all-length inspection and can be used instead of the conventional offline destructive measurement.

まえがき＝私たちが生活する上でよく目にする飲料缶や食品容器のふた，鍋釜，自動車のアルミ製ホイールキャップなどはアルミ板の深絞り加工品である。これらの製品は１枚のアルミ板を何回もの型押し（カップ成形）によって製造されるため，素材となるアルミ板の板厚精度はもちろん，塑性変形性が均質かつ等方的であることが必要である。一般に，カップ成形時にカップ端部の高さが周方向で均一にならず，「耳」と呼ばれる凹凸形状となる。その寸法割合を数値化した「耳率」は，加工メーカなどでの製品歩留り，成形工程や後工程でのライントラブルなどと関係するため，深絞り加工における素材の品質保証項目の一つとなっている。

耳の発生は素材の集合組織に起因するため，素材メーカである当社では，材料の視点から圧延や熱処理条件による組織制御による品質改善に努めてきたが，オフラインの組織観察・分析にとどまるため，全数，全長の品質保証にはならない。そこで，電磁超音波による非接触超音波を用いて，板材中の音速の異方性を高精度に測定することによって加工後の「耳率」を予測する技術を開発したので報告する。

1. 耳の発生要因

出荷されたアルミ板は，加工メーカで円形打抜き，ダイスおよびポンチによる深絞り加工，しごき／ヘラしごき加工などの成形工程を経て所定のカップ形状に加工される。昨今の開け閉め可能なボトル缶はその典型例である。アルミ板の最も単純な深絞り加工とその際に生じる耳，耳率の規定された測定方法を**図１**に示す。アルミ板材からパンチングによって円形に切出したサンプルを深絞り加工し，缶端部に発生する山谷状の耳の高さを測定する。圧延方向を０度として45度ごとに高さを測定したとき，式(1)によって耳率値が定義される[1)]。

$$耳率=\frac{(H_{45}-H_{0-90})}{(H_{45}+H_{0-90})/2}\times 100(\%) \quad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots(1)$$

ここで，H_{0-90}は圧延方向および幅方向の４方向の平均耳高さ，H_{45}は圧延方向に対して45度傾いた４方向での平均耳高さである。耳には圧延方向（0°）およびこれに直交する方向（90°）に伸びが大きい「マイナス耳」と，圧延方向に対して45度方向に伸びが大きい「プラス耳」の二種類が存在する。この二種類の耳の概念図を**図２**に示す。

耳の発生原因は，アルミ板を構成する集合組織であることが知られている[2),3)]。単結晶体は原子や分子が規則的に配列し異方性が生じるが，多結晶体では一般に，単結晶で見られる異方性は互いに打消し合って巨視的には

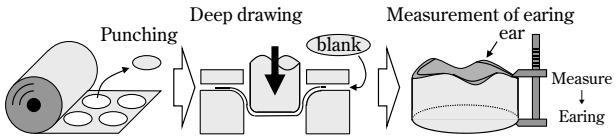


図１　深絞り加工と耳率
Fig. 1　Deep drawing and earing

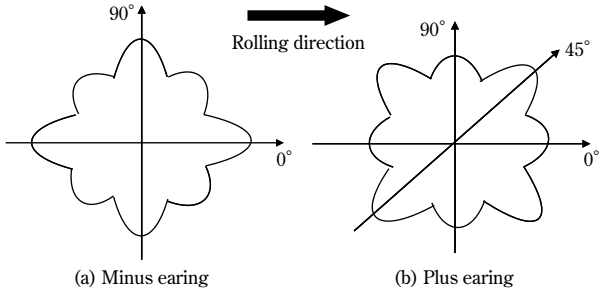


図２　二種類の耳の形の概念図
Fig. 2　Two types of earing shape image

*1 技術開発本部　生産システム研究所　*2 神鋼検査サービス㈱

等方性となる。しかし，多結晶体の金属板であっても，製造工程における加工や熱処理によってある特定の結晶方位に偏りが生じ，いわゆる集合組織が形成されることがある。この集合組織が深絞りに代表される塑性加工時の変形において異方性を生じさせ，結果として耳が発生する。板加工と集合組織の相関には次のようなものがある[4)]。

【再結晶集合組織】(100)＜001＞：Cube方位，
(110)＜001＞：Goss方位など
【圧延集合組織】(123)＜634＞：S方位，
(112)＜111＞：C方位，(110)＜112＞：Brass方位など

アルミニウムは面心立方格子構造の金属であるため，加工時の塑性変形においては，すべり面(111)／すべり方向＜110＞のすべり系にしたがって変形が進む。集合組織に深絞り加工を行うと，その方向性を反映した異方性が生ずる。多結晶モデルを用いた有限要素法解析に基づき，深絞り時のフランジ部とカップかべ部の応力の釣合い条件のみから耳高さを計算し，集合組織と耳の関係が報告されている[4)]。その結果から，Cube方位やGoss方位で0－90度方向が高くなるマイナス耳に，S方位やC方位で45度方向が高くなるプラス耳になることがわかる。

実材では複数の集合組織が混在して集積しており，それら集合組織の加重平均的な分布の結果として耳形状が決まる。さらに深絞りの各種条件や材料強度などの影響も受け，最終的な耳はこれらが総合して生じることになる。

2. 測定原理

集合組織と弾性異方性との関係に基づき，集合組織の分布が音速異方性を示すことに着目した。**図3**に集合組織と加工，弾性異方性の関係を示す。先に述べたように，深絞り加工によって発生する耳は集合組織が要因であるため，深絞りによる塑性加工時に方向性が現れる。超音波を伝播（でんぱ）させる場合にも同様に，集合組織の偏りが基で原子間の距離が方向によって異なり，超音波の伝播速度が変化する音速異方性が現れる。破壊法においては，実際に耳を発生させて塑性異方性から耳率を計測していたが，この弾性異方性に着目して耳率を計測する手法として，アルミ板の各方向の音速異方性を計測する装置を開発した[4)]。

音速異方性により耳率を計測するためには，超音波の伝播方向による音速の違い，すなわち伝播距離が同じ場合には伝播時間の変化を計測すればよい。そこで，音速異方性を評価する評価値として式（2）を定義した。

$$E=(T_{-45}+T_{+45})-(T_0+T_{90})\ (\mathrm{ns}) \quad \cdots\cdots(2)$$

ここで，圧延方向を0°の方向としたとき，θ方向に一定距離伝播する超音波の伝播時間をT_θとしている。

超音波には縦波，横波やこれらの混成からなる種々の伝播形態があるが，対象とするアルミ板全体の音速異方性を計測する必要があるため，板全体が振動する板波（Lamb波）を適用した。板波のなかにも種々の振動モードが存在し，また各振動モードは，板厚×周波数に応じて速度分散を示すことが知られている[5)]。**図4**に理論計算により得られた超音波の伝播モードにおける板厚×周波数と速度の関係（縦波6,400m/s，横波3,040m/sで計算）を示す。超音波の伝播時間を安定かつ精密に測定するためには，他の振動モードの超音波波形と弁別でき，かつ低分散域での測定が必要となる。これらの観点から，振動モードが重ならずさらに速度分散が小さいS0モードを選択した。

通常の圧電素子による超音波プローブを使用する場合，超音波を対象材に伝播させるために水や油などの接触媒質が必要になる。したがってこの場合，伝播時間の測定値には，アルミ板内での伝播時間に加えて接触媒質中の伝播時間が含まれることになる。すなわち，組織起因の音速異方性を十分な精度で測定するには，サブミクロンで接触媒質の厚みを管理する必要があり，実用性に欠ける。そこで，接触媒質が不要で，さらにインライン測定を目指すには必要な非接触計測が可能という利点をもつ電磁超音波[6)]（Electro-Magnetic Acoustic Transducer，以下EMATという）を用いた。

非磁性であるアルミにも適用可能な，**図5**に原理を示したローレンツ型のEMATを使用する。磁石とコイルから構成され，磁石直下に設置されたコイルに高周波電流を流すと材料に誘導電流が励起され，磁石からの静磁場とのローレンツ力により超音波が発生する。コイルはメアンダコイルと呼ばれる櫛（くし）型形状をしており，隣合う電流は対向しているためローレンツ力も反転した向きに発生し，板全体が振動する板波が発生する。超音波の受信は，電磁誘導の法則により材料表面の超音波振動，および磁石の静磁場によりコイルに誘起される起電力が受信信号として検出される。この板波を用いてアルミ板での伝播方向による伝播時間を検出する。

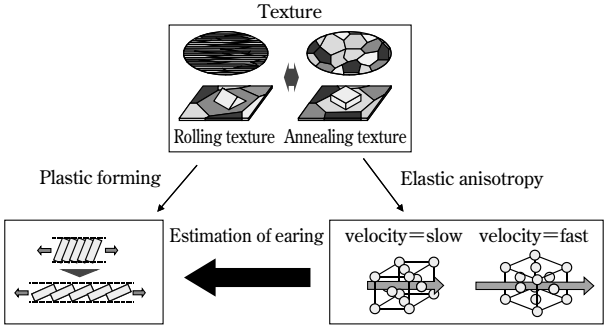


図3 集合組織と加工，弾性異方性の関係
Fig. 3 Relationship between texture, plastic forming and elastic anisotropy

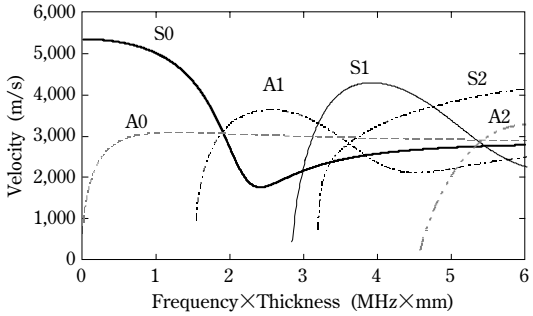


図4 周波数と板厚，群速度の関係
Fig. 4 Relationship between frequency, thickness and velocity

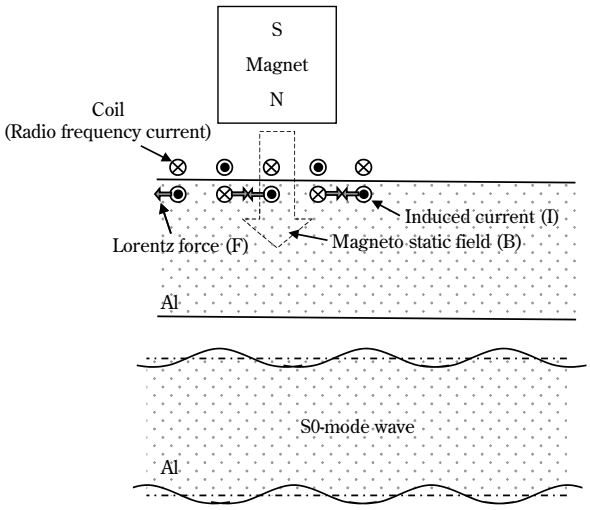


図 5 EMATによるS０モード板波発生
Fig. 5 Generation of S0-mode wave by EMAT

3. 装置構成

3.1 EMATセンサ

図４の板波分散特性より，S０モードのみを発生させるためには周波数×板厚が1.5（MHz×mm）程度以下が必要であることがわかる。一方，音速測定の高精度化の面からは，超音波周波数は高い方が望ましい。以上のことから本装置では，対象とするアルミ板の厚さを１mm以下とし，超音波周波数を1.35MHzに設定した。

特定モードの板波を効率良く送受するためには，EMATセンサと位相整合させる必要がある。上記設定周波数（1.35MHz）において板厚１mm以下の場合に音速はおよそ5,000～5,400（m/s）となる。上述した周波数と板厚の関係と，音速＝周波数×波長の関係式からS０モードの板波の波長を４mmと定めた。以上よりEMATセンサコイルは，対向するコイルピッチ２mm，ターン数９の櫛型形状コイルで送受信コイルの間隔90mmとし製作した。

耳率測定におけるEMATセンサの配置構成を**図 6** に示す。再結晶集合組織および圧延集合組織の組成比率を評価するため，0度，±45度，90度方向の４方向にセンサ（T①～④：送信センサ，R①～④：受信センサ）を配置し，板波S０モードをアルミ板の４方向に伝播させる。

3.2 システム構成

図 7 に製作した装置構成を示す。コンピュータ（PC）からの制御信号によって信号発生器（Function generator）で超音波振動波形が生成され，最大出力５kWのアンプ（RF power amp）で増幅した後，信号波形が信号切替器（Ch switch）を通してセンサヘッド内の送信用EMATセンサに送られ，対象材（Al plate）に超音波を発生させる。

同センサヘッド内の受信用EMATセンサで受信した超音波信号波形はプリアンプ（Amp）を通してレシーバ（Receiver）で受信される。受信信号はデジタル信号に変換され，PCでの波形解析により伝播時間が測定される。

コンピュータによる信号切替器の制御により，４方向の超音波伝播時間が自動的に測定され，その測定時間は，１箇所あたり約２秒である。

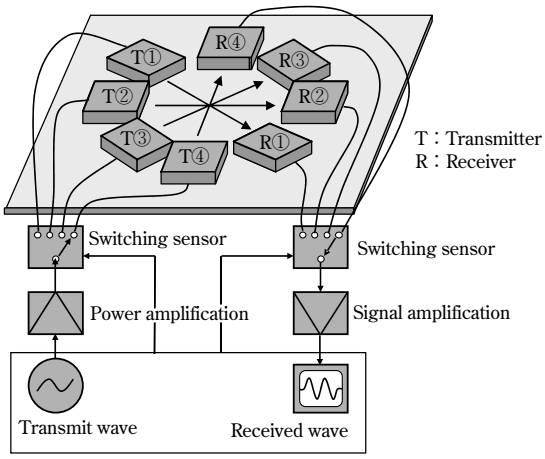


図 6 EMATによる耳率の測定
Fig. 6 Measurement of earing by EMAT

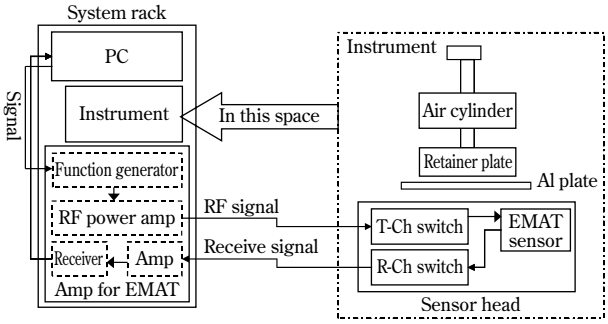


図 7 装置構成図
Fig. 7 Configuration of system

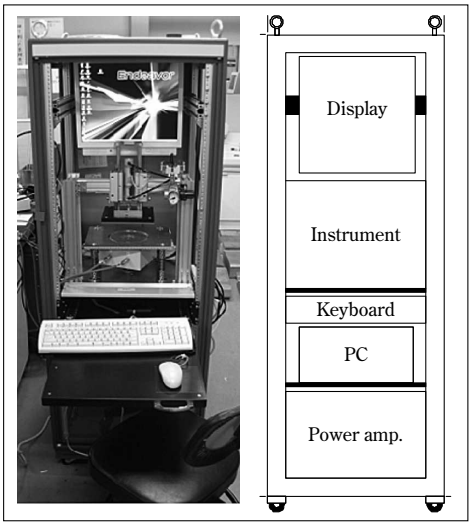


図 8 装置概要
Fig. 8 Measurement system

図 8 に装置外観を示す。19インチラック内に測定系と信号処理系の両方を収納している。

4. 性能評価実験結果

4.1 音速異方性の測定結果

本装置で測定した受信信号波形の例を**図 9** に示す。図９からS/N＝25程度で受信信号を検出できている。また，超音波の伝播方向を圧延方向とした場合，および45度傾けた場合の伝播時間の違いを**図10**に示す。この例では伝播時間の差が30ns程度である。耳率計に要求される繰返し精度は耳率値で0.1%であり，破壊法による耳率

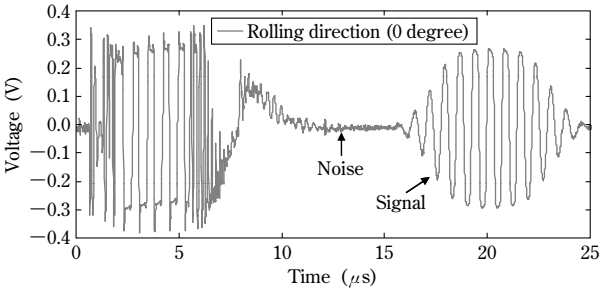


図 9 超音波の信号波形
Fig. 9 Example of ultrasonic wave

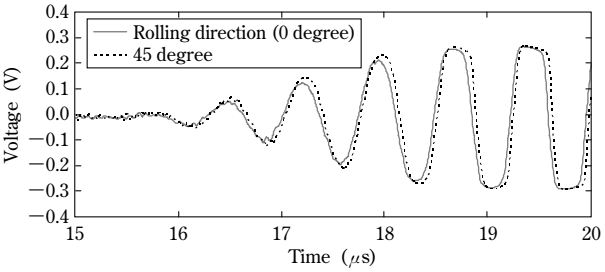


図10 方向による伝播時間の違い
Fig.10 Difference of propagation time in direction

値とEMAT波形の計測時間との相関から換算すると，耳率計では伝播時間2.5nsの時間分解能が必要になる。伝播時間の差を精度よく検出するためにはパルス波が適しているものの，一波のみでは信号強度が弱いという問題があり，バースト波としさらにS/Nを向上させるため加算平均処理を行っている。また伝播時間の差は，基準波形との相互相関をとることで精度よく算出するようにした。これらの信号処理を行っても１サンプル４方向での計測時間は10秒程度である。

4. 2　音速異方性と耳率値の評価結果

当社真岡製造所において，品種ごとにロット，チャージを変えたアルミ板の実材サンプルを準備し，破壊法での耳率値とEMAT耳率計で計測した評価値 E に相関があるか確認実験を実施した。EMATでの性能評価が繰返し可能なように，同一箇所から切出したアルミ板サンプルを二分割し，一方をEMATでの評価用サンプル，もう一方を破壊法での耳率値測定用とした。一例として，適切な材質と板厚をキーにグループ化した3000系（飲料缶ボデー材などの用途）を対象に，破壊法での耳率値とEMATでの音速異方性評価値 E との相関を**図11** に示す。縦軸に破壊法での耳率値を，横軸にEMATでの評価値 E を示し，校正直線からのズレを標準偏差として表している。この結果から，測定対象をグループ化して校正することによって評価値 E は耳率値と直線関係にあり，標準偏差 σ（耳率%表示）が0.05%になることが確認できた。この結果，式（2）で示した音速異方性の評価値 E を用いれば，EMAT耳率値と破壊法との差異が開発目標としていた0.5%以内に入ることが確認できた。さらに，安定性は同一サンプルでの３回繰返し測定精度が0.1%になることで確認できた。

また，純アルミ（1000系：コンデンサケースなどの用途）についての測定結果を**図12**に示す。図12（a）に示すように，サンプルを一つにグルーピングすると誤差が

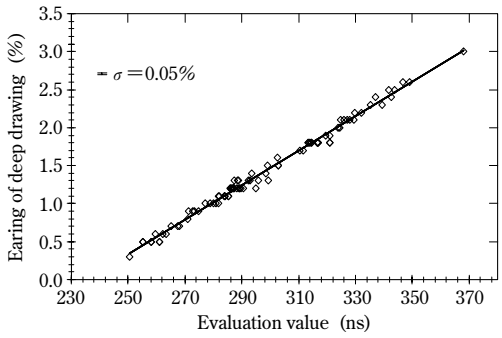


図11 絞り耳率と評価値の相関
Fig.11 Correlation of earing of deep drawing and evaluation value

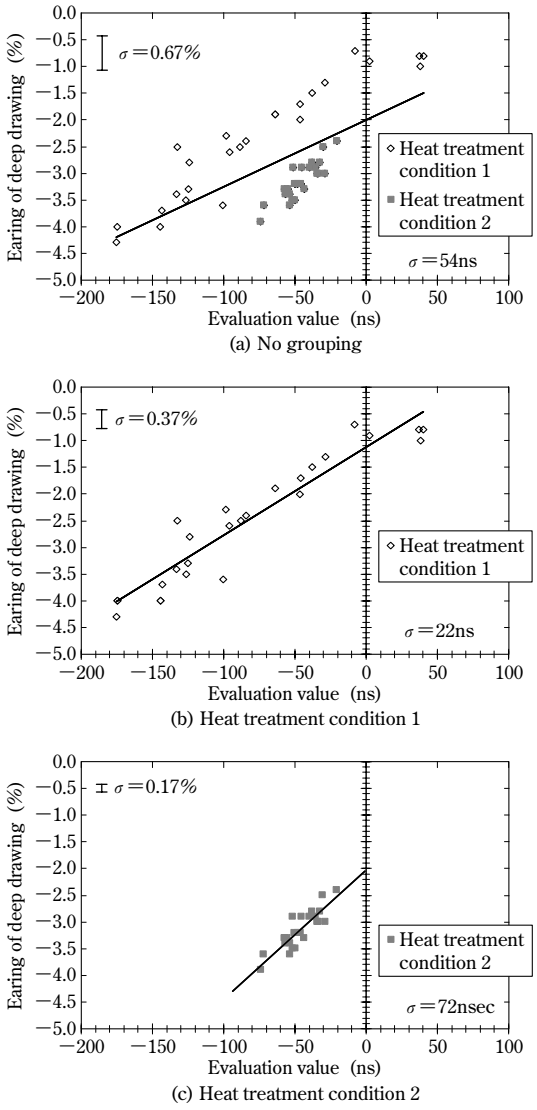


図12 純アルミでの評価値と耳率の相関
Fig.12 Correlation evaluation value and earing of 1000 series

大きくなるが，図12（b），（c）に示すように熱処理の条件で分類することで精度向上の可能性があることを確認した。

5. 考察

品種や処理の異なる各種アルミ板において音速異方性と耳率との間に相関が得られたことから，耳率は母材集合組織の弾性異方性に強く依存しているといえる。したがって，母材の弾性特性と耳率（塑性変形量）との関係

を明らかにすることにより，耳率を音速の測定値から普遍性をもって評価できる可能性がある。

しかしながら深絞りにおける塑性変形量は，材質のみならず加工条件（潤滑油やしわ押え力など）およびこれらの組合せ条件によって変化すると考えられるため，実用的には材質や加工条件に対して校正する手段が現実的と考える。図11における3000系アルミ板に対しては，耳率と評価値 E の校正直線は式（3）で表される。

$$耳率(\%)=0.0228\times 評価値E(\mathrm{ns})-5.361 \quad \cdots\cdots\cdots(3)$$

耳率値0.5%変化に対する評価値 E の変化量は22nsとなる。一方，本装置での送受信の伝播時間は，送受信距離(90mm)／音速(5,000m/s)＝18,000nsであることから，耳率を0.5%の分解能で評価するためには，音速を0.1%の精度で安定に測定する必要がある。図4の分散特性に示すように，板波の音速は集合組織のみならず板厚にも依存することから，板厚変動が誤差要因となる。EMATでは，通常の圧電センサと異なり，超音波周波数を容易に変えることができることから，音速の周波数依存性から板厚変動を補正することができる。

むすび＝真岡製造所の品質保証室で校正データの取得，確認作業を進めた結果，塑性異方性から耳率を計測する深絞り加工の代替可能な技術として，音速異方性に着目したEMAT耳率計の製作を行った。その結果，品種と製造条件ごとに校正直線を設定することにより，破壊法による耳率値を0.5%（1σ）で予測することが可能となった。また，飲料缶ボデー材で利用され生産量の多い3000系では同様に0.05%（1σ）での予測できることが確認できた。今後も各品種・明細について破壊試験との精度確認を行い，EMAT耳率計への代替可能かどうか検証していく。

開発した装置は，媒質が不要で迅速な測定ができることが最大の特長である。より多くの箇所を検査ができるようになるほか，全量検査，全長検査への展開や，製造工程後半のインライン・モニタリングの利用も期待される。さらに，アルミ以外にも鉄や銅への展開や，超音波の音速が媒質の応力状態によりわずかに変化することを利用し応力を測定する音弾性法[7]への適用など，今後広く応用展開について検討したい。

参　考　文　献

1） 日本塑性加工学会．プレス加工便覧．丸善，p.340.
2） D. Altenpohl. アルミニウム金属加工学入門．1971, p.94-95.
3） 金武直幸ほか．軽金属．1982, Vol.32, No.5, p.241-246.
4） 小川岳夫ほか．第7回超音波による非破壊評価シンポジウム講演論文集．2000, p.47-54.
5） 日刊工業新聞社．超音波探傷法．p.65-71.
6） 村山理一．非破壊検査．2009, Vol.58, No.7, p.262-268.
7） 福岡秀和ほか．音弾性の基礎と応用，オーム社，1993, 200p.

（論文）

自動車パネル用Al-Mg-Si系合金のベークハード性に及ぼす予ひずみ付与と予備時効処理の複合効果

Combined Effect of Pre-straining and Pre-aging on Bake-hardening Behavior of Al-Mg-Si Alloy for Automobile Body Panels

増田哲也*1（工博）　Dr. Tetsuya MASUDA
高木康夫*1　Yasuo TAKAKI
櫻井健夫*2（工博）　Dr. Takeo SAKURAI
廣澤渉一*3（工博）　Dr. Shoichi HIROSAWA

In order to develop a new Al-Mg-Si alloy for automotive body panels, the effect of pre-straining in combination with pre-aging on the bake-hardening behavior of an Al-0.6mass%Mg-1.0mass%Si alloy was investigated by means of the Vickers hardness test, electrical conductivity measurement, differential scanning calorimetry (DSC) and transmission electron microscopy (TEM). The hardness test and DSC analysis revealed that, with a pre-aging at 343K, a pre-strain as small as 3% was found to improve the bake-hardening response during final aging at 443K. The TEM observation confirmed that the improvement of the bake-hardening response is mainly due to the enhanced precipitation of the β'' phase in the matrix. These results are explained by the consideration that dislocations induced by pre-straining reduce the concentration of quenched-in excess vacancies, resulting in both the suppressed clustering of solute atoms during pre-aging and the accelerated precipitation of the β'' phase during final aging.

まえがき＝近年，自動車の軽量化および燃費向上のため，車体へのアルミニウム合金の適用が積極的に進められている。とくに車体外板には，プレス時の優れた成形性およびヘム加工性，塗装焼付け熱処理（例えば443K×1.2ks）後の高強度化が求められる。このために，プレスおよびヘム加工工程においては耐力を低く，その後の塗装焼付け熱処理時に優れた時効硬化性を発揮して高強度化を図ることができ，優れた表面品質および耐食性を兼備するAl-Mg-Si系合金が適用されている。このように比較的低温，短時間の熱処理条件における時効硬化性を，とくに本稿ではベークハード性と呼ぶ。本系合金の主な析出強化相はβ''相であり，過剰Si型Al-Mg-Si系合金組成において優れたベークハード性が得られることが知られている[1)～3)]。

溶体化・焼入れ処理後，最終時効処理までの間に施される予備時効処理は，相分解過程初期におけるクラスタ形成挙動およびその後のベークハード性に大きな影響を及ぼし[4)～6)]，とくに芹澤ら[7)]は，室温を含む343K以下の低温域で形成されるクラスタ（クラスタ(1)）は高い熱的安定性をもち，最終時効時におけるβ''相の析出分布密度を低下させて強度上昇を妨げる二段時効の負の効果をもたらすのに対して，高温域（例えば373K）で形成されるクラスタ（クラスタ(2)）は，連続的な遷移によりβ''相の形成を促進すること，さらにこれら２種類のクラスタは競合形成することなどを明らかにした。本稿では，種々の予備時効条件下で形成されるクラスタを，芹澤らの報告[7)]に従ってそれぞれクラスタ(1)，クラスタ(2)と称することとする。

溶体化・焼入れ処理後，最終時効処理までの間に施される予ひずみ付与は析出速度や析出過程に大きな影響を及ぼし，Al-Mg-Si系合金においては予ひずみ付与により析出物成長のための活性化エネルギーが減少して析出過程が促進されることが報告されている[8)～9)]。松田ら[10)]はAl-0.37mass%Mg-0.62mass%Si合金において，423Kで60ksの予備時効処理後５%の予ひずみ付与により473Kでのベークハード性が向上し，ピーク硬さが増加することを，Birolら[11),12)]は溶体化処理後短時間のうちに予ひずみを付与することにより，室温でのクラスタ形成が抑制され，453Kでの最終時効中のβ''相の析出が促進されることを報告している。

これらの結果は，自動車パネル用Al-Mg-Si系合金のベークハード性を向上させるためには，予ひずみ付与と予備時効処理の複合プロセスが非常に有効であることを示しており，予ひずみ量と予備時効条件を最適化する必要があると考えられる。本論文では，自動車パネル用Al-0.6mass%Mg-1.0mass%Si合金のベークハード性に及ぼす0.5，３%の予ひずみ付与および298-343Kにおける予備時効処理の複合プロセスの影響について調査した。

1. 実験方法

本研究で用いた合金の化学組成を**表１**に示す。供試材には，鋳塊に均質化処理を行い，熱間および冷間圧延に

*1 アルミ・銅事業部門　真岡製造所　アルミ板研究部　*2 アルミ・銅事業部門　技術部　*3 横浜国立大学　大学院工学研究院

表1 供試材の化学成分
Table 1 Chemical composition of studied alloy (mass%)

Si	Fe	Mn	Mg	Al
1.02	0.17	0.07	0.57	Bal.

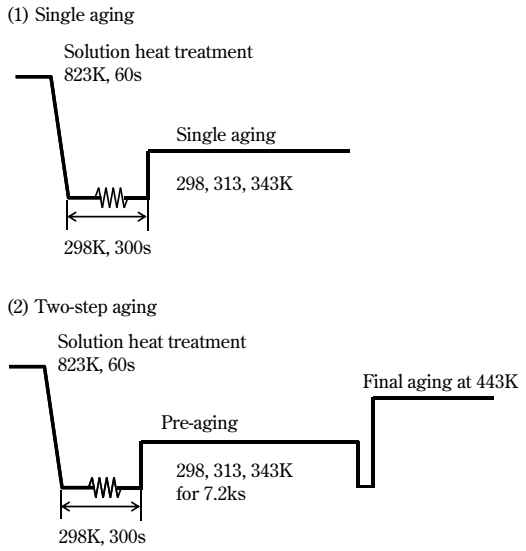


図1 熱処理フローチャート
Fig. 1 Heat treatment flow charts

より最終板厚1.0mmとした板材を用いた。この板材を，823Kで60s保持する溶体化処理を施し，水中で焼入れた。切片法により測定した溶体化まま材の平均結晶粒径は約40μmであった。また，焼入れ後の供試材に対し，引張試験機を用いて0.5，3％の予ひずみを付与した。さらに比較として予ひずみを付与しない試料も作製した。

これら予ひずみを付与または予ひずみを付与しなかった試料に対して，298K，313Kおよび343Kの等温時効を施した（一段時効と称する）。なお，焼入れから時効開始までの室温での保持時間は300sとした。時効処理中，荷重19.6N，保持時間15sの条件下でビッカース硬さ試験を，また渦電流法による導電率測定を行った。代表的な試料については，示差走査熱分析（Differential scanning calorimetry，以下DSC分析という）を昇温速度0.17K/sにて行った。さらに，298～343Kで7.2ks保持する予備時効処理後，443Kで最長1.2ksの最終時効を施して（二段時効と称する），ベークハード性を調査した。熱処理のフローチャートを**図1**に示す。代表的な試料に対しては，透過電子顕微鏡（TEM）による組織観察を，加速電圧200kVにて行った。

2. 実験結果

2.1 一段時効挙動に及ぼす予ひずみ付与の影響

予ひずみを0.5%，3％付与，および予ひずみを付与しなかった試料を対象に，その後の298～343Kでの一段時効中の硬さおよび導電率の変化量を**図2**に示す。298Kおよび313K時効により硬さは単調に増加した後一定となった。このときの硬さ変化量は，298K時効と比較して313K時効の方が高い値を示した。また，343K時効における硬さ変化量は二段階の増加を示し，二段目の急激な増加はそれぞれ10^5sおよび10^4s付近にて認められた。さらに，今回試験したすべての一段時効条件において，予ひずみ量の増加とともに硬さ変化量は減少した。

導電率は，298Kおよび313K時効では時効時間の増加とともに低下した一方，343K時効では，3×10^3s付近でわずかに増加した後急激に減少した。さらに，今回試験したすべての一段時効条件において，予ひずみ量の増加とともに導電率変化量は減少した。導電率変化は供試材中の固溶・析出状態の変化を示唆していることから，予ひずみ付与により本試験条件下における一段時効中の時効硬化性は遅滞することが明らかとなった。

一段時効における相分解過程を明らかにするため，DSC分析を行った結果を**図3**に示す。クラスタ(1)の再固溶を示唆する480K付近の吸熱ピーク（ピーク1）[2)～4)]は，時効温度の高温化とともに小さくなった。予ひずみを付与しなかった試料と比較し，予ひずみを3％付与し

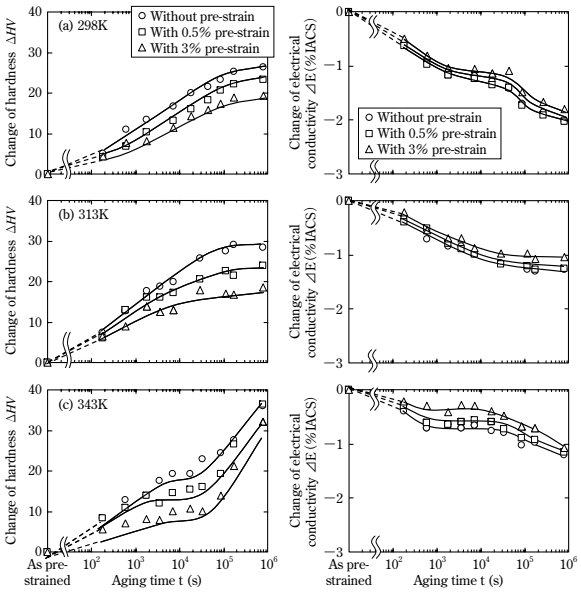


図2 一段時効中の硬さおよび導電率の変化量
Fig. 2 Changes of hardness and electrical conductivity during single aging

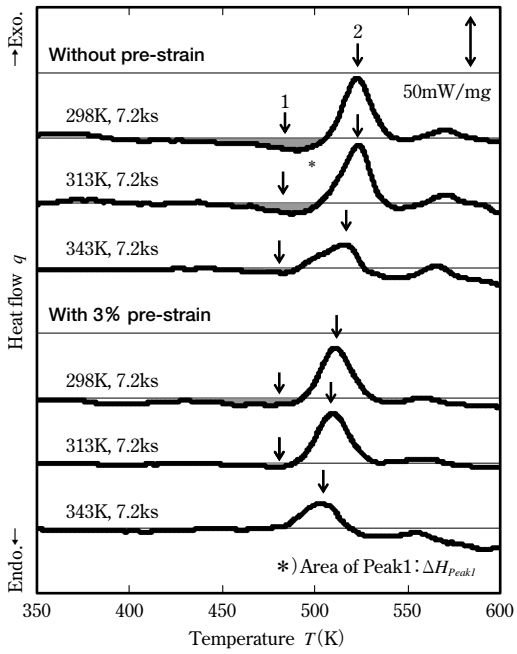


図3 DSC曲線
Fig. 3 DSC curves

た試料ではピーク１の面積は大幅に減少した。これらの実験結果は，予備時効温度の高温化だけでなく，予ひずみ付与によってもピーク１の面積，すなわち343K以下の一段時効中に形成するクラスタ（1）の量が減少することを示している。一方，β''相の形成を示唆する510K付近の発熱ピーク（ピーク2）[2)～4), 13), 14)] は，いずれの予備時効条件においても３％の予ひずみ付与により低温側にシフトした。

2.2　二段時効材の最終時効挙動に及ぼす予ひずみ付与の影響

予ひずみを0.5%，３％付与，および予ひずみを付与しなかった試料を用いて種々の予備時効処理を施し，443Kでの最終時効を行った際の硬さおよび導電率の変化量を**図４**に示す。いずれの試料も443K時効中に硬さは増加するが，予ひずみ量の増加とともにベークハード性は顕著に向上し，導電率変化量も大きくなった。３％予ひずみ付与後に343Kで7.2ks保持する予備時効処理を行った場合に最も優れたベークハード性が得られ（図４(c)），このときの導電率変化量は予備時効を施さなかった試料の値を上回った。以上の結果より，予ひずみ付与と予備時効処理の効果的な組合せにより，443Kでの最終時効中の相分解過程が促進され，ベークハード性が向上することが明らかになった。

予ひずみ0.5%，３％を付与，または予ひずみを付与しなかった試料に343Kで7.2ks予備時効処理を施した後，443Kで3.6ks最終時効処理した際のTEM明視野像および制限視野回折パターンを**図５**に示す。なお，予ひずみ付与および予備時効処理による二段時効材の硬さ変化量の増加（図４(c)）は，これらの微細組織に起因するものである。低倍率での観察結果より，予ひずみ量の増加とともに転位密度が増加することが確認された。さらに，高倍率でのTEM観察によって認められた球状または針状析出物は，$[010]_{Al}$および$[100]_{Al}$に沿ったストリークよりβ''相と推定された。予ひずみ量0.5%，3%を付与した試料において，より強いひずみコントラストが観察されたことから，予ひずみ付与により相分解過程が促進されたものと思われる。

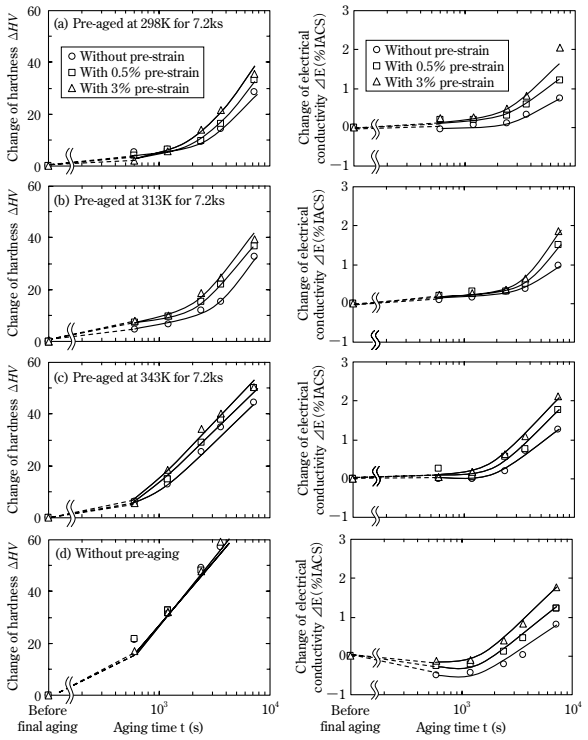


図４　443K最終時効中の硬さおよび導電率の変化量

Fig. 4　Changes of hardness and electrical conductivity during final aging at 443K

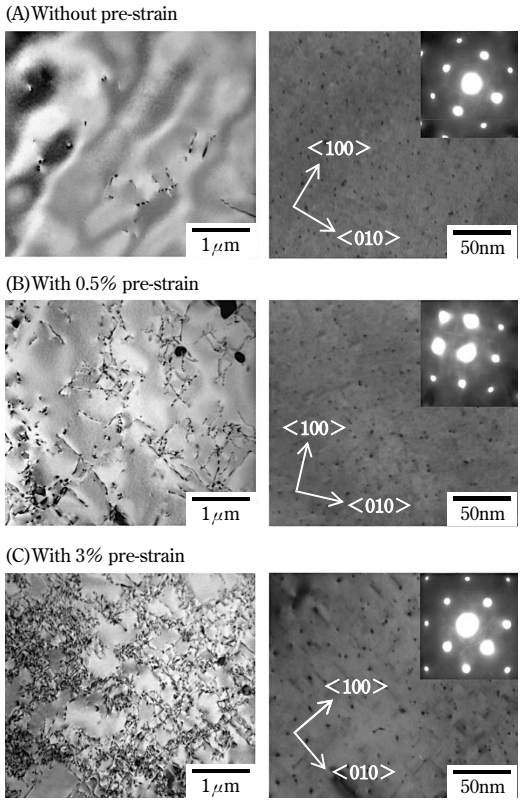


図５　TEM明視野像および制限視野回折図形

Fig. 5　TEM bright-field images and selected area diffraction patterns

以上の結果より，予ひずみ付与と予備時効処理の複合プロセスによるベークハード性の向上は，主に母相中でのβ''相の析出促進によるものと考えられる。なお，暗視野像において析出物は転位線上にも認められたが，付与されるひずみ量が小さいことから，そのほとんどは母相中に存在していた。

3.　考察

3.1　予ひずみ付与によるクラスタ(1)の形成抑制について

芹澤らは３次元アトムプローブを用いた調査により，Al-0.95mass%Mg-0.81mass%Si合金の室温時効中の硬さ変化[6)]がクラスタ（1）の形成に起因することを報告しており[7)]，本調査で用いた試料の一段時効においても同種のクラスタが形成されているものと考えられる。

図２に示したとおり，予ひずみ量の増加とともに一段時効中の硬さおよび導電率の変化量が低下することから，予ひずみ付与によりその後の一段時効中の溶質原子のクラスタリング，すなわちクラスタ（1）の形成が抑制されたものと考えられる。このことは，DSC分析結果（図３）において，予ひずみ量の増加とともにクラスタ（1）の再固溶を示唆するピーク１が小さくなったことか

らも確認される。

相分解過程初期における溶質原子のクラスタリング挙動は，合金中の空孔濃度の影響を受けるものと考えられ，一方で予ひずみにより導入された転位は，焼入れ過剰空孔の消滅場所として働くものと考えられる[15]。一般に，よく焼なました金属の転位密度$N_{annealed}$は1×10^{11}～$1\times10^{12}\mathrm{m}^{-2}$[16]と報告されている。小松ら[17]は，変形による転位密度の増加ΔNは真ひずみεと単位転位密度あたりの電気比抵抗の変化$\Delta\rho$から次式で求められることを報告している。

$$\Delta N = A\varepsilon^{n}/\Delta\rho \quad \cdots\cdots(1)$$

ここで，$A=0.185\mathrm{n}\Omega\mathrm{m}$, $n=0.648$（Al-0.47mass%Mg合金の場合），$\Delta\rho=3\times10^{-25}\Omega\mathrm{m}^3$(99.996%高純度アルミニウムの場合)[18]である。上記の定数が本系合金にも適用できるものと仮定すると，予ひずみ3%（$\varepsilon=0.0296$）を付与した試料の転位密度$N_{pre\text{-}strain}$は，ΔNが$N_{annealed}$よりも十分大きいために～$1\times10^{14}\mathrm{m}^{-2}$と推定される。さらに，予ひずみ3%付与，または予ひずみを付与しなかった試料の平均転位間距離Lは

$$L=1/N^{1/2} \quad \cdots\cdots(2)$$

より[19]，それぞれ1×10^{-7}mおよび1×10^{-6}～3×10^{-6}mとなる。以上の結果より，298Kにおいて焼入れ過剰空孔が転位で消滅するまでの寿命τは次式で表わされる。

$$\tau=L^2/D_v \quad \cdots\cdots(3)$$

式（3）より[20]，予ひずみ3%を付与した試料で7s，予ひずみを付与しなかった試料で4×10^{2}～4×10^{3}sと計算される。なお，空孔の拡散係数D_vは，温度Tにおけるアルミニウムの自己拡散係数$D(T)$と，熱平衡空孔濃度$C_v(T)$を用いて式(4)のように求められる[21]。

$$D_v=D(T)/C_v(T) \quad \cdots\cdots(4)$$

ここで$D(T)$は，アルミニウムの自己拡散の振動数因子$D_0=1.37\times10^{-5}\mathrm{m}^2\mathrm{s}^{-1}$，活性化エネルギー$Q=123\mathrm{kJmol}^{-1}$，ガス定数$R=8.31\mathrm{Jmol}^{-1}\mathrm{K}^{-1}$を用いて式（5）のように表わされる。

$$D(T)=D_0\exp(-Q/RT) \quad \cdots\cdots(5)$$

一方，$C_v(T)$は次式により求めた[22]。

$$C_v(T)=\exp(2.4)\exp(-73.3[\mathrm{kJ\cdot mol^{-1}}]/RT) \quad \cdots\cdots(6)$$

なお，溶体化処理により試料に導入された焼入れ過剰空孔は転位以外の欠陥（例えば結晶粒界など）においても消滅する可能性があるが，上述した空孔寿命τの推定より，主として予ひずみ付与によって導入された転位が焼入れ過剰空孔濃度を効果的に減少させ，溶質原子の拡散遅滞をもたらすものと考えられる。その結果，一段時効中のクラスタ（1）の形成が抑制され，母相中の溶質原子の過飽和度が高く維持されたものと結論付けられる。

3.2　予ひずみ付与によるβ''相の形成促進について

図4に示したとおり，予ひずみ付与と予備時効処理の効果的な組合せにより，その後の443Kにおけるベークハード性が向上し，とくに343Kで7.2ks保持した場合に予ひずみ付与の効果が最も顕著となることが明らかとなった。予ひずみ付与によるベークハード性の改善効果は，DSC分析結果（図3）においてβ''相の形成を示すピーク2が低温側にシフトしていることからも確認される。したがって，わずか0.5～3%の予ひずみ付与および予備時効処理の複合プロセスは，成形性を低下させずに自動車パネル材の強度向上を実現するための新しい製造プロセスとして有効であるものと考えられる。

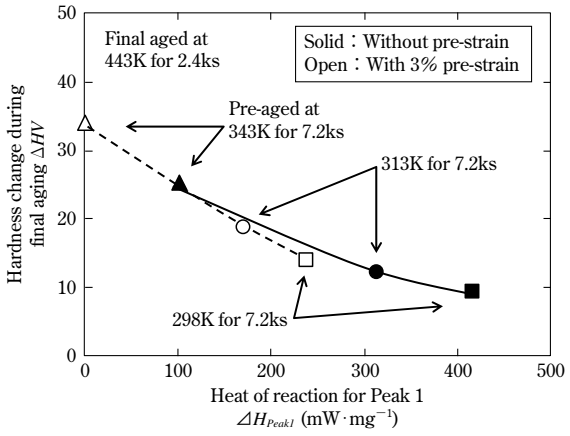


図6　443Kで2.4ks最終時効中の硬さ変化量ΔHVとピーク1反応熱量ΔH_{Peak1}の関係

Fig. 6 Relationship between hardness change during final aging at 443K for 2.4ks; ΔHV, and heat of reaction for Peak 1; ΔH_{Peak1}

予ひずみ付与と予備時効処理の複合プロセスによるβ''相の形成促進は，一段時効中の硬さ変化挙動と同様に（3.1節を参照），クラスタ（1）の形成量の違いにより説明することができる。予ひずみ3%を付与，または予ひずみを付与しなかった試料について，図4に示す種々の予備時効処理後の443K最終時効における硬さ変化量ΔHVと図3に示すDSC曲線とベースラインで囲まれる面積により求めたピーク1の反応熱量ΔH_{Peak1}の関係を**図6**に示す。予ひずみの有無によらず，ΔH_{Peak1}の減少につれてΔHVが増加している。このことから，443Kでのベークハード性は，予備時効中のクラスタ（1）の形成量でほぼ決定されているものといえる。すなわち，予ひずみ付与によってその後の予備時効中のクラスタ（1）の形成が抑制され，溶質原子の過飽和度が高く維持された結果，443Kでの最終時効時におけるβ''相の析出が促進され，ベークハード性が向上したものと考えられる。

むすび＝自動車パネル用Al-0.6mass%Mg-1.0mass%Si合金のベークハード性を向上させるために，予ひずみおよび予備時効処理の複合プロセスの有効性について，硬さ，導電率測定，DSC分析，およびTEM観察による調査を行った。予ひずみ量の増加に伴って，その後の一段時効中の硬さや導電率変化量，DSC分析における480K付近の吸熱ピーク面積が減少することが明らかとなった。これらの結果は，予ひずみ量の増加とともに343K以下での一段時効中に形成するクラスタ（1）の量が減少することを示唆している。一方，TEM観察およびDSC分析により，443Kで7.2ksの最終時効におけるβ''相の析出が予ひずみ付与によって促進されることが明らかとなった。ベークハード性に及ぼす予ひずみ付与の影響は，その後の予備時効条件に依存し，予ひずみ量3%の場合，343Kで7.2ks保持する予備時効処理との組合せが最も有効であった。以上の結果は，予ひずみによって導入された転

位での焼入れ過剰空孔の急速な消滅により，その後の予備時効中のクラスタ形成が抑制されることで説明できる。

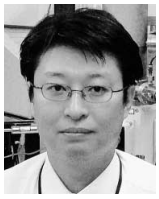
参 考 文 献

1） J. Langerweger. Aluminium Technol. 1986, Vol.49, p.216-222.
2） W. F. Miao et al. Scr. Mater. 1999, Vol.40, p.873-878.
3） A. K. Gupta et al. Mater. Sci. Eng. A. 2001, Vol.316, p.11-17.
4） G. A. Edwards et al. Acta Mater. 1998, Vol.46, p.3893-3904.
5） M. Murayama et al. Acta Mater. 1999, Vol.47, p.1537-1548.
6） S. Hirosawa et al. Mater. Sci. Forum. 2005, Vol.475-479, p.357-360.
7） A. Serizawa et al. Metall. Mater. Trans. A. 2008, Vol.39A, p.243-251.
8） H-L. Lee et al. Scr. Metall. Mater. 1991, Vol.25, p.2165-2170.
9） R. S. Yassar et al. Metall. Mater. Trans. A. 2005, Vol.36A, p.2059-2065.
10） 松田健二ほか．軽金属．1995, Vol.45, p.95-100.
11） Y. Birol. Scr. Mater. 2005, Vol.52, p.169-173.
12） Y. Birol et al. Scr. Mater. 2006, Vol.55, p.625-628.
13） I. Dutta et al. J. Mater. Sci. Lett. 1991, Vol.10, p.323-326.
14） N. Maruyama et al. Scr. Mater. 1997, Vol.36, p.89-93.
15） M. Murakami et al. Philos. Mag. 1970, p.1119-1126.
16） W. D., Jr. Callister. Materials Science and Engineering, An Introduction. John Wiley & Sons, 2007, p.166.
17） S. Komatsu et al. Proceedings of ICAA-6, 1998, p.991-996.
18） J. G. Rider et al. Philos. Mag. 1966, Vol.13, p.289-303.
19） J. Friedel. Dislocations. Pergamon Press, 1964, p.239.
20） 伊藤吾郎．熱処理．1998, Vol.38, p.165-173.
21） R. O. Williams. Acta Metall. 1957, Vol.5, p.55-56.
22） R. O. Simmons et al. Phys. Rev. 1960, Vol.117, p.52-61.

（論文）

矩形アルミニウム合金DC鋳造における表面割れ発生予測と対策

Methods of Predicting and Preventing Surface Crack During Rectangular Aluminum Alloy DC Casting



森下　誠*1（工博）　Dr. Makoto MORISHITA
阿部光宏*1　Mitsuhiro ABE
吉田　誠*2（工博）　Dr. Makoto YOSHIDA

Aluminum alloy ingots that are direct-chill (DC) cast and have rectangular shapes are increasing in size for higher productivity. With the increase in size, the prevention of surface cracking that occurs during the casting has become a critical issue. Using a thermodynamic approach, we have developed a method for predicting cracks that may occur in Al-Mn and Al-Mg alloy systems. The cracking mechanism was found to depend on the alloy, and a crack prevention method has been proposed for each.

まえがき＝工業的に広く適用されている展伸材用アルミニウム合金の連続鋳造は，双ロールや双ベルトなどの薄板連続鋳造法のように鋳塊と鋳型の相対速度がゼロの移動鋳型タイプと，ダイレクトチル鋳造（以下，DC鋳造という）に代表される固定された鋳型に溶湯を注ぎ込んで引抜く固定鋳型タイプに大別される。移動鋳型タイプの連続鋳造法は，鋳造設備自体が簡易で圧延工程も限られる。さらに，ニアネットであるためコストを低く抑えられるうえに，凝固組織も細かいことから広く使用されるようになってきた。しかし，加工・熱処理工程が少なく薄板であることから量産性と品質安定性の面では不利である。したがって，量産性や品質安定性が要求される材料には現在でも大形の固定鋳型タイプ，主に矩形DC鋳造法が多く採用されている。

量産性を求める矩形DC鋳造は時代とともに大形化し，現在では鋳塊断面積が1.3m^{2}を超えるまでになり，20t以上のスラブ鋳造も珍しくない。しかし，大形の鋳塊は凝固過程において表面と内部の温度差に伴う熱ひずみ差が大きくなる傾向にあるため，鋳造割れが起こりやすいという弱点がある。そして，割れがいったん発生すると鋳造終了まで伝播（でんぱ）することから，不良となる単位も大形ゆえに大きくなる。したがって，大形の矩形DC鋳塊の製造ではとくに，適正な鋳造条件を選択しなければ逆に不良によって生産性が大きく阻害されることとなる。

大形の矩形DC鋳造はAl-Mn系，Al-Mg系合金でよく用いられており，これらの鋳造割れのほとんどは鋳塊の表面から始まる表面割れである。また，割れは固液共存域で発生しやすいことがよく知られている。このため，表面から鋳塊が割れるメカニズムを，熱移動と凝固過程を考慮したモデル[1)]で推定し，合金組成による鋳造割れ抑制ポイントについて検討したのでこれを報告する。

1. 鋳造割れ形態の観察

アルミニウム合金DC鋳造割れの破面の一例を**図1**に示す。図中のx, y, zはそれぞれ鋳塊の幅，厚さ，長さ方向を示している。鋳造割れは表面から中央付近まで伸びており，z方向に鋳造終了まで進展している。割れ発生に大きな影響を及ぼす割れの起点を明確にするため，図1の破面の（A）～（D）の部分をSEMで観察した（**図2**）。

（A）部は，液膜が存在しない固相での形態を呈する強制破面であり，鋳造凝固中での割れではない。一方，（B）（C）部では，破断面が液膜で覆われていることから固相線よりも高温で鋳造中に破断している。また（D）部は，細かいデンドライトが鮮明に観察されていることから，鋳造中でも（B）（C）部よりもさらに高温で破断していると判断できる。

鋳造途中にAl-10mass%Zn溶湯をトレーサとして注いで固液界面を観察した写真を**図3**に示す。図中の（A）～

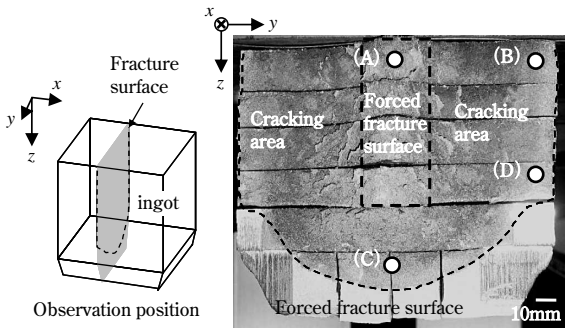


図1　DC鋳造割れの破面
Fig. 1　Fracture surface of DC casting crack

*1 アルミ・銅事業部門　真岡製造所　製造部　*2 早稲田大学　各務記念材料研究所

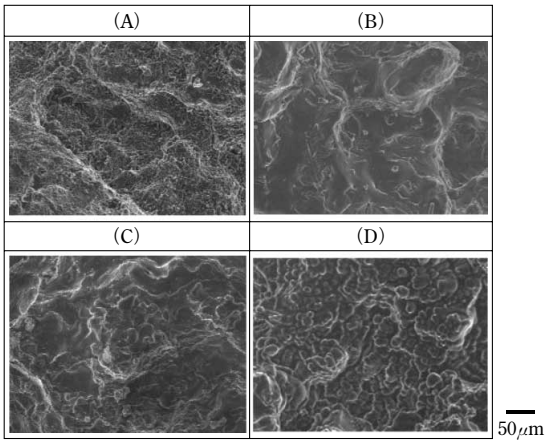


図 2 図 1 の鋳塊割れ破面(A)～(D)部のSEM像[2)]
Fig. 2 SEM image of casting crack fracture surface at (A)-(D) in Fig. 1[2)]

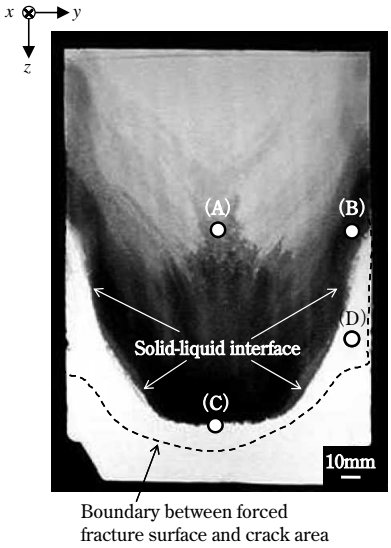


図 3 Al-10%Zn溶湯をトレーサにしたDC鋳塊の溶湯プール形状[3)]
(A)～(D)は図 2 のSEM観察位置に対応
Fig. 3 Sump shape of DC casting by pouring Al-10%Zn tracer[3)]
(A)-(D) : equivalent points of SEM observation in Fig. 2

(D) は，図 2 のSEM観察部位に対応している。これによると，(B)(C) 部は固液界面近傍に位置しているが (D) 部は固相中に位置していることがわかる。すなわち，(D) 部が先に凝固していることを示しており，ここが (B)(C) 部よりも先に割れて起点となったことがわかる。

以上より，鋳塊表面部の(D)部が鋳造割れの起点と断定できる。(D)部の位置は鋳塊表面であり，さらに固液共存域の中でも高温領域であることから，固液共存の高温領域かつ鋳塊表面部を対象にDC鋳造割れを検討する。

2. 鋳造割れメカニズムの考案

2.1 鋳造割れが発生する固相率領域の設定[2, 3)]

固液共存状態では，固相部分の収縮によるひずみで割れが起こる。しかし，液相が多く固相が散在しているときは，固相が破断しても融液が補充されるため割れは生じない。凝固過程でこのような状態にある領域をRegion Ⅰとする。一方，固相が十分多い場合，固相の収縮ひずみによっていったん破断すると，融液が補充されず割れが残ることとなる。この領域をRegion Ⅱとする。これらの二つの状態の境界は，冷却過程でひずみが発生し始める温度ZDT（Zero Ductility Temperature）で表現でき，多くの研究者によってその値が報告されている[4)～6)]。合金によって違いがあるものの，ほとんどの合金種で0.7～0.8の固相率範囲にZDTが位置しているので，本稿では固相率0.75を境界として設定し，これ以上の固相率領域で凝固割れが発生するものとした。

一方，過去に研究されてきた高温での力学特性を見ると，固相率が約0.95以上になるとマクロ的に限界ひずみ（破断ひずみ）が極端に大きくなる現象があると読取れる[7, 8)]。高固相率であっても粒界に液膜が残った状態で割れが発生するケースもあるが，本稿では固相率0.95以上の領域では延性があり，割れは発生しないとした。この領域をRegion Ⅲとする。

以上から，凝固時の温度低下によって割れが発生する固相率はRegion Ⅱとなる。

なお，固相率対温度の関係は熱力学ソフトウェアThermo-Calc（Alデータベースver.5）で求めた。ただし，計算にあたり，Region Ⅱは偏析現象が顕著になるため，Scheil-Gulliverモジュール（固相内無拡散，液相完全混合モデル）を使用した。

2.2 温度と固相率の関係による固相に発生するひずみ量およびひずみ速度の推定

前述の（D）部に示したように，鋳造割れは鋳塊表面部の固液共存域から発生している。この温度域と位置を対象にし，鋳塊表面近傍でひずみ量が大きくなる箇所，および隣接した部位でひずみ速度に大きな差がある箇所で割れが発生しやすいとし，以下の二つの割れモードがあると考えた。

(1) z 方向（鋳造方向）に発生するひずみ差による割れモード

図 4 の "Crack mode Z" に示すように，z 方向（鋳造方向）で位置の異なる「鋳塊表面の固体領域」と固液共存領域で凝固途中にある「半凝固領域」でのそれぞれの x 方向（幅方向）収縮量の差によるひずみ起因の割れモードを挙げた。凝固が完了した固相率 $f_s = 1$ の部位は，十分に冷やされて温度変化が小さくなった鋳造初期部とつながっている。この鋳造初期部は収縮も小さく鋳塊としての形状も決まっていることから，構造的に拘束部位となる。これに対しRegion Ⅱの半凝固部は，冷却に伴って固相であるデンドライトが収縮するとともに融液の補充もなされないため，変形がほとんど発生しない凝固完了部（固相率 $f_s = 1$）が拘束することによってひずみが発生し，限界ひずみ ε_c に達すると割れが発生すると考えた（図 4(*1)）。

凝固進行とともに半凝固部が鋳塊内部や上方に移動していくことから，大きなひずみが発生する箇所も同じように凝固進行とともに移動していく。そのためこの割れモードは，発生した割れの伝播を表しているモードといえる。そこで，この "Crack mode Z" を「割れ伝播モード（Crack propagation mode）」と呼び，ひずみの絶対量が大きいほど割れやすいとした。

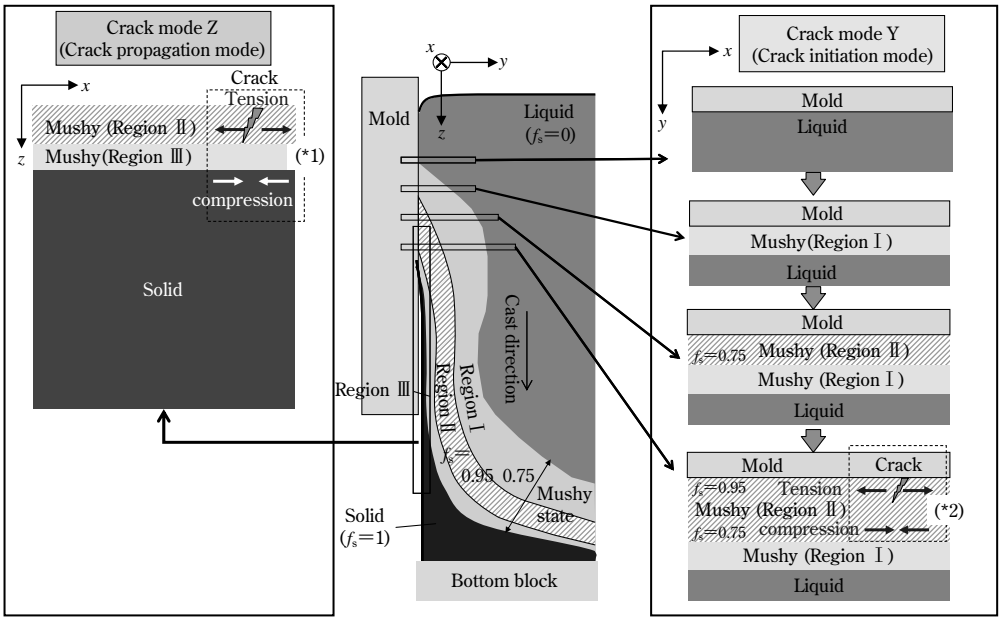


図 4 割れ発生の模式図
Fig. 4 Schematic diagram of crack generation

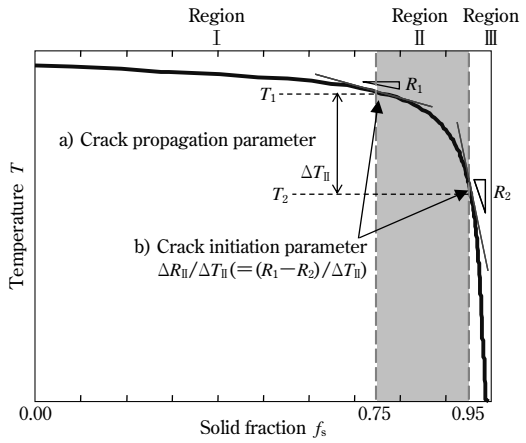


図 5 サーモカルクで求めた固相率ー温度関係と割れ感受性指標
a) 割れ伝播パラメータ：ΔT_{II}，b) 割れ起点パラメータ：$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$
Fig. 5 Solid fraction- temperature curve calculated by Thermo-Calc and crack sensitivity indices
a) Crack propagation parameter : T_{II} ,
b) Crack initiation parameter, $\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$.

(2) y 方向（厚さ方向）に発生するひずみ速度差による割れモード

図4の "Crack mode Y" に示すように，鋳塊の y 方向（厚さ方向）でのひずみ速度の違いによる割れモードを挙げた。この割れモードは次の（a）～（d）のステップに基づいて説明することができる。

（a）固相率 f_s と温度 T の関係は熱力学計算によって**図5**に示すように求めることができる。分配係数 $k<1$ の合金の場合，固相率 f_s が増加するとともに温度 T の低下が大きくなり，

$$0>\Delta T/\Delta f_s|_{f_s=0.75}>\Delta T/\Delta f_s|_{f_s=0.95} \quad \cdots\cdots(1)$$

が成り立つ。

（b）局所的な固相率 f_s は，冷却されている鋳塊表面からその内部方向に1から0と変化する。また，同じ熱流経路の上では微小時間 Δt あたりの局所的な固相率の変化 Δf_s（$\Delta f_s/\Delta t$）は，熱収支が同じであることから一定値と仮定でき，

$$\Delta f_s/\Delta t=\text{const.} \quad \cdots\cdots(2)$$

が成り立つ。

（c）式（1）（2）より，同じ熱流経路の上で $\Delta T/\Delta t$（$=(\Delta T/\Delta f_s)\times(\Delta f_s/\Delta t)$）は，$f_s$ が増加するに従って大きなマイナスとなり，$0>\Delta T/\Delta t|_{f_s=0.75}>\Delta T/\Delta t|_{f_s=0.95}$ が成り立つ。したがって，収縮によるひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ は $f_s=0.95$ の方が $f_s=0.75$ よりも大きくなることとなる。

（d）図4（*2）に示すように，ひずみ速度の違い，すなわち $\Delta T/\Delta f_s$ の違いが $f_s=0.95$ の位置で引張ひずみを生じさせ，割れを引き起こす。

この割れモードは，凝固進行速度が大きい箇所，すなわち鋳塊最表面部にて生じやすく，また固相率の高い箇所で発生する。そのため，割れ発生の起点を表しているともいえる。そこで，この "Crack mode Y" を「割れ起点モード（Crack initiation mode）」と呼び，ひずみ速度の差が大きいほど割れやすいとした。

つぎに，熱力学データベースで求めた温度と固相率の関係から，ひずみの絶対量とひずみ速度差を定量的に推定する手法を検討し，割れの指標化を試みた。

2.3 「割れ伝播モード」におけるひずみの推定方法と割れ指標

図4（*1）に示したように，Region Ⅱの収縮ひずみはRegion Ⅲおよび固相で拘束されることで発生し，この収縮ひずみが原因となって割れが伝播していく。凝固時のひずみは固相の収縮によって発生することから，ひずみ量 $\Delta l/l_0$ は式（3）のように表される。

$$\Delta l/l_0=\alpha\cdot\Delta T \quad \cdots\cdots(3)$$

ここで，l，α，T はそれぞれ，収縮が発生する部位の長さ（m），線膨張係数（1/K），温度（K）を示し，添字0は収縮発生前を示す。凝固が進行するとき，線膨張係数は式（4）のように表る。

$$\alpha=\alpha_s f_s+\alpha_L(1-f_s) \quad \cdots\cdots(4)$$

添字S，Lはそれぞれ固相，液相を示している。式（4）

右辺の第一項と第二項はそれぞれ固相部，液相部の線膨張係数を表している。デンドライトが骨格となっている固相部は固体の線膨張係数に従って収縮する。

一方，Region Ⅱにおいて，液相は固相で形成される骨格構造の間隙（かんげき）で収縮するため，液相の収縮は固相すなわち骨格部の収縮に依存するとした。この前提に従うと，α_Lはα_sと同等となり，マクロ的な線膨張係数は，式（5）のように表すことができる。

$$\alpha \approx \alpha_s f_s + \alpha_s (1-f_s) = \alpha_s \quad \cdots\cdots (5)$$

よって式（3）で表されるRegion Ⅱのひずみ量$[\Delta l/l_0]_{II}$は式（5）で表すことができ，限界ひずみε_cと比較することができる。

$$[\Delta l/l_0]_{II} = \alpha_s \cdot \Delta T_{II} \quad \cdots\cdots (6)$$

ΔT_{II}は固相率0.75と0.95での温度（それぞれT_1, T_2）の差でありThermo-Calcで推定することが可能なため（図5），割れ感受性を表す定量的な指標の一つとした。**図6**（a）に模式的に示すように，この指標は拘束部位があったとき（矢印[○]），デンドライト骨格が収縮してひずみを発生し割れが発生することを表現している。ΔT_{II}（以下，割れ伝播パラメータ（Crack propagation parameter）という）が小さいほど割れは生じにくいとした。

2.4 「割れ起点モード」におけるひずみ速度の推定方法と割れ指標

図4（*2）に示したように，ひずみ速度は固相率の高い表面で大きくマイナスになるため，引張ひずみが原因となって最表面近傍に割れ起点が発生する。ここでは，Region Ⅱにおけるひずみ速度の差を2.1で述べた$\Delta T/\Delta f_s$で定式化し表現することを検討した。

局所的な線膨張率は，式（7）で表される。

$$\alpha_s = \frac{1}{l}\frac{\partial l}{\partial T} = \frac{\partial \ln l}{\partial T} \quad \cdots\cdots (7)$$

また，DC鋳造で表面近傍に生成される凝固殻は10mm程度の厚さのため，液相から固相への熱移動は直線的で厚さ方向に進む熱流束に差がないと考えられる。したがって，鋳塊厚さすなわち熱流方向の線上であれば，位置が異なっても同じ熱収支となる。熱流束は固相および液相の温度変化と相変化による潜熱とで表現でき式（8）で示すことができる[9]。

$$q = \frac{m\overline{C}_P}{A}\frac{\partial T}{\partial t}\bigg|_t + \frac{mL}{A}\frac{\partial f_s}{\partial t}\bigg|_t = \text{const.} \quad \cdots\cdots (8)$$

ここで，qは熱流束（W/m^2），$\overline{C}_P$，Lは固液相の平均的な比熱（J/kg・K）と凝固潜熱（J/kg），m, A, tはそれぞれ質量（kg），熱移動断面積（m^2），時間（s）を示す。式（7）および式（8）より，

$$\frac{\partial t}{\partial \ln l} = \frac{m}{\alpha_s \cdot qA}\left(\overline{C}_P + L\frac{\partial f_s}{\partial T}\right) \quad \cdots\cdots (9)$$

となる。左辺はひずみ速度の逆数であり，これを単位固相率変化に対する温度変化（以下，$\partial T/\partial f_s$を「対固相率温度勾配」という）の逆数で表すことができる。

右辺のα_sは合金や温度によって大きく変化しない値であり，比熱$\overline{C}_P$も，汎用合金のAl-Mn系およびAl-Mg系の範囲内では合金によって1％未満しか変化しない物性値である。したがって，式（9）の左辺は$\Delta T/\Delta f_s$が増加するほど大きくなるため，つぎのように表すことができる。

$$\frac{\partial \ln l}{\partial t} \propto \frac{\alpha_s A}{L}\left(\frac{\partial T}{\partial f_s}\right) \quad \cdots\cdots (10)$$

式（10）は，対固相率温度勾配である$\partial T/\partial f_s$が大きければ，左辺のひずみ速度に相当する$\partial \ln l/\partial t$が大きく変化することを表している。$\partial T/\partial f_s$はThermo-Calcの計算により推定することができるため，式（10）を用いてひずみ速度相当$\partial \ln l/\partial t$の定量値を得ることができる。

鋳造中にRegion Ⅱが生成すると，同領域内の鋳塊表面近傍と厚さ方向内側では，対固相率温度勾配$\partial T/\partial f_s$すなわちひずみ速度差$\partial \ln l/\partial t$が異なる。そのため，図6（b）に示すように，$\partial t$経過時$f_s$=0.75部で生じるひずみ$\varepsilon_1$よりも，表面近傍の$f_s$=0.95部の$\varepsilon_2$の方が大きくなり，厚さ方向内側よりも収縮が大きくなる[矢印×]。このとき収縮が小さいf_s=0.75部が拘束点となり，収縮の大きい表面近傍のf_s=0.95部に引張の力が生じる［矢印○］ことから，ひずみ速度差が大きいほど割れが発生しやすい。

図5に示したように，最も顕著にひずみ速度に差が生じるのはRegion Ⅱの両端である固相率0.75と0.95での対固相率温度勾配である。

$$R_1 \equiv \left[\frac{\partial T}{\partial f_s}\right]_{f_s=0.75} < 0,\ R_2 \equiv \left[\frac{\partial T}{\partial f_s}\right]_{f_s=0.95} < 0,\ |R_1| < |R_2| \quad \cdots (11)$$

式（11）のようにR_1(K)とR_2(K)を設定することにより，R_1-R_2を対象合金のひずみ速度差の定量値として得ることができ，これを代表値とすることで割れに影響を及ぼすひずみ速度差を表現できることとなる。しかし，R_1-R_2が大きくても，固相率0.75と0.95の部位が距離的に離れると，割れ感受性が下がる。液相から固相への熱移動は凝固殻の厚さであるy方向の一軸であるため，上記両固相率間の距離Δy(m)は，鋳造条件が同じで抜熱速度が一定であれば平均的比熱$\overline{C}_P$と温度差ΔTの積に比例する。さらに，比熱$\overline{C}_P$を一定とすればΔTをΔy(m)に比例する値として用いることができる。したがって，両固相率の距離Δyは固相率0.75と0.95の温度差（$T_1-T_2=\Delta T_{II}$）

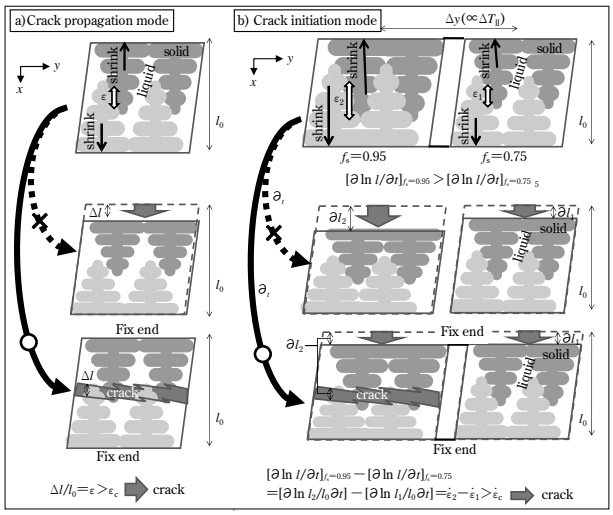


図6 各割れモードの限界歪発生のメカニズム
×：拘束端がない場合，○拘束端がある場合

Fig. 6 Mechanism of critical strain generation on each crack mode
×: without "fix end", ○: with "fix end"

に比例すると仮定することができる。すなわち，
$\Delta y \propto \Delta T_{II}$より

$$\frac{R_1-R_2}{\Delta y} \propto \frac{R_1-R_2}{\Delta T_{II}} \equiv \Delta R_{II}/\Delta T_{II} \quad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (12)$$

となる。したがって式（12）より，対固相率温度勾配の差（R_1-R_2）を脆性温度領域ΔT_{II}で割った値，$(R_1-R_2)/\Delta T_{II}$が大きくなればΔyが小さくなり割れやすい。これより，$(R_1-R_2)/\Delta T_{II}$（$\equiv \Delta R_{II}/\Delta T_{II}$）を割れ感受性を表すもう一つの指標として用い，「割れ起点パラメータ（Crack initiation parameter）と呼ぶ。

3. 考察

3.1 鋳造割れが発生する領域

割れ伝播パラメータΔT_{II}で表している収縮ひずみ量$\Delta l/l_0$が大きいと割れが伝播しやすく，また割れ起点パラメータ$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$で表しているひずみ速度$\Delta \ln l/\Delta t$の差が大きければ割れ起点が発生しやすいといえる。これにより，合金成分を基に求めた両パラメータが大きくなるほど割れが発生しやすくなると判断できることとなる。

3.2 実験による割れ評価結果の検証

図7のグラフには，**表1**に示す10種の合金組成について割れ伝播パラメータΔT_{II}と割れ起点パラメータ$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$を計算し，**表2**に示す鋳造条件で割れやすい順に×△○◎で示した。各合金での割れ結果は**表3**に示す。割れ発生頻度は鋳造速度が高速になるほど顕著となるため，60，80，100mm/minの3レベルの速度での割れ発生の有無で割れやすさを評価した。これらのプロットの点を基準に各鋳造速度における割れ発生有無のクライテリアを引くと，図7に示すL字形の線で分けられることがわかる。

ΔT_{II}，$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$の両パラメータが大きい合金ほど低速鋳造でも割れが生じており，低速鋳造ほど割れない領域が広くなっていることがわかる。

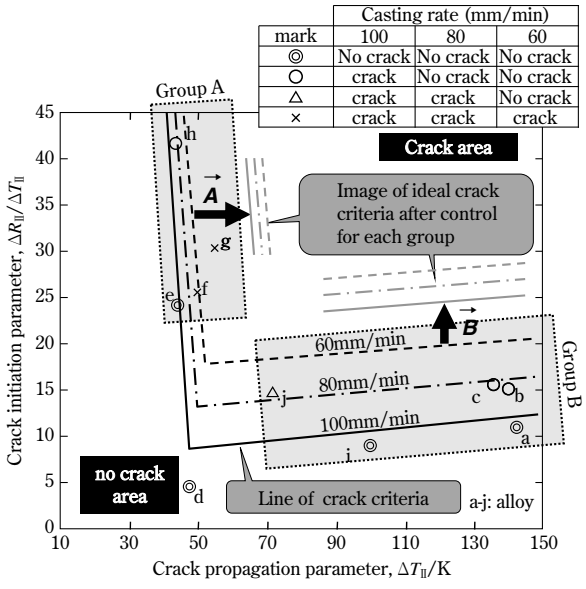


図7 各割れ感受性評価パラメータによる各種合金の割れ感受性評価結果と各グループの割れ防止の考え方
Fig. 7 Crack sensitivity evaluation of each alloy by crack sensitivity parameter and crack prevention concept for each group

表1 試験に使用したアルミニウム合金の組成[2)]
Table 1 Chemical composition of aluminum alloys used in this work[2)]
(mass%)

alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
a	0.10	0.20	0.50	0.23	4.80
b	0.01	0.01	0.11	0.43	4.75
c	0.01	0.01	0.13	0.35	4.65
d	0.30	0.43	0.25	1.06	1.35
e	0.10	0.40	0.40	1.00	1.10
f	0.10	0.40	0.60	1.00	1.10
g	0.10	0.40	1.00	1.30	0.80
h	0.10	0.40	1.00	0.60	0.40
i	0.10	0.40	3.00	0.40	0.40
j	0.85	0.01	0.70	1.60	0.10

表2 矩形DC鋳造用鋳型と鋳造条件[2)]
Table 2 Rectangle DC mold and casting conditions[2)]

Mold size (thickness×width)	150mm×400mm
Cast temperature	983±5K
Amount of cooling water	100L/min
Casting rate	60, 80, 100mm/min
Metal head from mold end	65mm

表3 DC鋳造実験による鋳造割れの結果[2)]
○：割れなし、×：割れ発生
Table 3 Crack results by DC casting experiments[2)]
○ : no crack, × : crack

alloy	Casting rate (mm/min)		
	60	80	100
a	○	○	○
b	○	○	×
c	○	○	×
d	○	○	○
e	○	○	○
f	×	×	×
g	×	×	×
h	○	○	×
i	○	○	○
j	○	×	×

3.3 鋳造割れ発生へのプロセスと対策

一般に割れは，伝播しやすくても起点がなければ割れず，また起点が発生しやすくても伝播しにくければ割れないといえ，起点と伝播の両方が寄与することによってはじめて割れが顕在化する。この考え方に基づくと，**図8**に示すように，二つのパラメータがともに大きいとき，割れが発生しやすいこととなる。

図7に示したようにグラフの左上部分に位置する合金をGroup A，右下部に位置する合金をGroup Bとする。Group Aの合金は割れ起点パラメータ$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$が大きいため起点は発生しやすいが，$\Delta T_{II}$が小さく伝播しにくいという特徴を持つ。この場合，起点の発生を抑えるよりもz方向への伝播を抑える$\vec{A}$の方向へ割れクライテリアを移動させる鋳造条件にする方法が望ましい。すなわちΔT_{II}の影響を抑える方法，たとえばΔT_{II}のRegion Ⅱの厚みを増やし応力を分散させる鋳造条件などが適切であるといえる。

一方Group Bの合金は逆に，割れ伝播パラメータΔT_{II}が大きいため割れは伝播しやすいが，$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$が小さく起点が発生しにくいという特徴を持つ。この場合，伝播

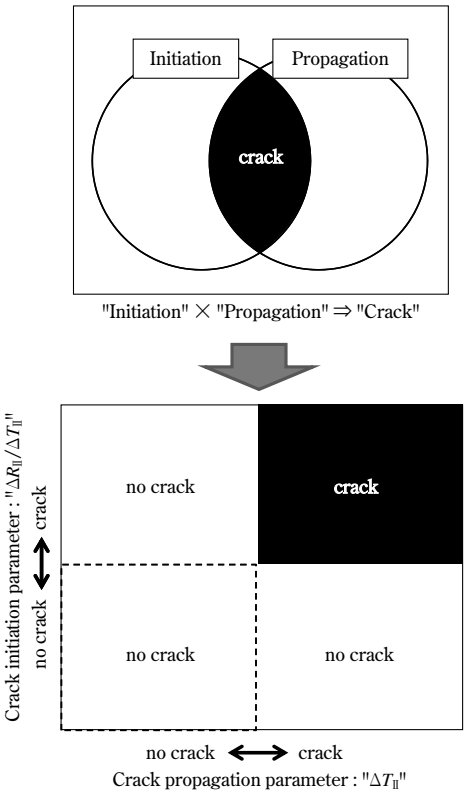


図 8 両パラメータに基づいた割れ発生機構の模式図
Fig. 8 Schematic illustration of crack evaluation concept based on two parameters

を抑えるよりも起点発生を抑える$\vec{B}$の方向へ割れクライテリアを移動させる鋳造条件が望ましい。すなわち，起点発生を抑制する方法，たとえば鋳塊表面状態を平滑にする鋳造条件を選択することが適切であるといえる。

このように，同様の表面割れであっても，起点と伝播のいずれを抑制するかで効果的な対策が異なる。割れ抑制対策に対しては一様の鋳造条件制御ではなく，合金の特徴をつかみこれに合った対策を講じることが重要といえる。

むすび＝矩形アルミニウム合金DC鋳造は，量産性や品質安定性が要求される材料に主に用いられ，大形化が進んでいる。しかし，鋳塊が大きくなることにより鋳造時に表面割れが生じやすくなるという弱点がある。表面割れは固液共存域で起点が発生していることから，同温度域で表面から鋳塊が割れるメカニズムを熱移動と凝固過程を考慮したモデルで推定するとともに，合金組成による鋳造割れ抑制ポイントついて検討した。その結果，以下の結論を得た。

(1) 固相が破断しても融液が補給されない領域を固相率0.75から0.95と設定し，この固相率領域（Region Ⅱ）でのひずみおよびひずみ速度の差で割れが生じるとした。

(2) 鋳塊表面のz方向（鋳造方向）位置では，鋳造初期表面部が拘束部となり，Region Ⅱの半凝固部のデンドライトが収縮することでひずみが生じて割れるとした。これは割れ伝播に関する指標となるため割れ伝播モードと呼ぶこととし，割れ伝播パラメータΔT_{II}で割れ感受性を定量的に表現した。

(3) 鋳塊表面部のy方向（厚さ方向）位置では，厚さ方向でRegion Ⅱの固相率が異なる半凝固部位が存在しており，対固相率温度勾配（$\partial T/\partial f_s$）が小さい低固相率部が拘束点となり，高固相率部が割れるとした。これは割れ起点に関する指標となることから割れ起点モードと呼ぶこととし，割れ起点パラメータ$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$で割れ感受性を定量的に表現した。

(4) 実験を通じ，DC鋳造の鋳造割れ感受性は，ΔT_{II}，$\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$の両指標が大きい領域，すなわち割れ伝播と割れ起点がともに大きい領域で発生しやすいことを明らかにした。

(5) 割れ発生モードが異なる合金種をそれぞれGroup A，Bに分類し，それぞれに対して割れを抑制する考え方を例示した。

参 考 文 献

1） 森下　誠ほか．R&D神戸製鋼技報．2008, Vol.58, No.3, p.23-28.
2） 森下　誠ほか．軽金属．2009, 第59巻 , 第 8 号, p.417-423.
3） M. Morishita et al. Mat. Trans., 2011, Vol.52, No.2, p.166-172.
4） H. Nagaumi et al. Mat. Trans., 2006, Vol.47, No.12, p.2918-2924.
5） 磯部俊夫ほか．鋳物 . 1978, Vol.50，p.425-427.
6） H. Mizukami et al. ISIJ International. 2006, Vol.46, p.1040-1046.
7） 雄谷重夫ほか．早稲田大学鋳物研究所報告書．1986, Vol.42, p.45-82.
8） 水上英夫ほか．鉄と鋼．1998, Vol.84, p.763-769.
9） W. Kruz et al. Fundamentals of Solidification Third Edition (Trans Tech Publications 1992), 1992, p.6.

（解説）

高機能プレコートアルミニウム板「KS700」シリーズ

Highly Functional Pre-coated Aluminum Sheets, the "KS700" Series

田中智子*1　服部伸郎*1（工博）
Tomoko TANAKA　Dr. Nobuo HATTORI

The newly developed pre-coated aluminum sheets, the KS700 series, realize surface functionalization and shorten the manufacturing process. The KS700 series enable the omission of some steps in the manufacturing process, such as degreasing, anodizing and plating, thus saving costs. Products using the KS700 series show good surface qualities and resist, among other things, fingerprints, scratching and corrosion. This paper explains the features of the highly functional pre-coated aluminum sheets and introduces several examples of applications.

まえがき＝当社がアルミニウム板の表面処理をスタートさせたのは1970年代にさかのぼる。当時は，建材用カラー塗装と飲料缶蓋材用のコイル塗装が対象となっていた[1)]。80年代には，エアコン用フィン材の親水処理が実用化され，90年代に入って「KS700」シリーズの前身にあたる潤滑プレコート材の開発がスタートしている[2)]。2000年以降，KS700シリーズは優れた潤滑性を維持しつつ，無処理のアルミニウム板では得られない様々な表面機能を付与することでラインナップを強化してきた[3)]。

本稿では，電機分野を中心に採用が広がりつつある高機能プレコートアルミニウム板「KS700」シリーズの特長と具体的な採用事例ならびに今後の動向について解説する。

1. プレコートアルミニウム板を使用するメリット

プレコートアルミニウム板（以下，プレコート材という）とは，あらかじめ（Pre）塗装した（coat）アルミニウム板のことである。アルミニウム板をプレコート化する第一の目的は，アルミニウム板の表面に様々な機能を付与し，プレス成形を経てできあがったアルミニウム部品に高い付加価値を与えることにある。第二の目的は，部品の製造工程を省略して総コストを下げることにある。本章では，プレコート材によるアルミニウム板の高機能化と製造工程省略の考え方について説明する。

1.1　プレコートによる高機能化

1）成形性の向上

アルミニウム板をプレス成形する際には潤滑油を塗布する必要がある。アルミニウム板の表面にあらかじめ高い潤滑性を付与することにより，金型内へのアルミニウム板の流込みが均一となり，き裂やくびれの発生が抑制される。これにより，通常のアルミニウム板では成形できない難形状の成形が可能となる。

2）製品外観の向上

アルミニウム板の表面は鋼板と比べて柔らかくてきずが付きやすく，手で触ると指紋が残るため，取扱いには注意が必要である。プレコート化によってアルミニウム板の表面を保護し，プレス成形時に金型と擦れて生じる摺動（しゅうどう）きずを低減させる[4)]。また，プレス成形後の部品を手作業で取扱う際にも指紋を目立ち難くすることができるため，製造歩留りが向上する。

3）耐食性の向上

アルミニウム板の表面に塩分や指紋が付着した状態で長期間放置すると，付着部に白さびが発生する。通常の環境では白さびがアルミニウム板の内部に侵食することはないが，美観は損なわれる。防食性のプレコートを施すことにより，白さびを防ぐことができる。

また，プレコート材はプレス成形することを前提としているため，平板での耐食性はもちろん，加工部の耐食性も考慮されている[5)]。

4）絶縁性・導電性の選択

アルミニウムは電気をよく通す金属であるが，用途によって絶縁性が必要とされる場合，プレコート処理によりアルミニウム表面に絶縁性皮膜を形成することができる。逆に，プレコート皮膜に適度な導電性を付与することで，電機製品で求められるアース性を確保することも可能である。

1.2　プレコート材による製造工程の省略と環境対応

1）洗浄工程の省略

アルミニウム板を使用した部品の製造工程の一例を**図1**に示す。アルミニウム板をプレス成形する工程においては，金型内への板の流れ込みを滑らかにするために潤滑油を塗布し，成形後に潤滑油を洗浄する工程を設けるのが一般的である。しかし，アルミニウム板が金型内へ流れ込むのに十分な潤滑性をアルミニウム板の表面に

*1 アルミ・銅事業部門　真岡製造所　アルミ板研究部

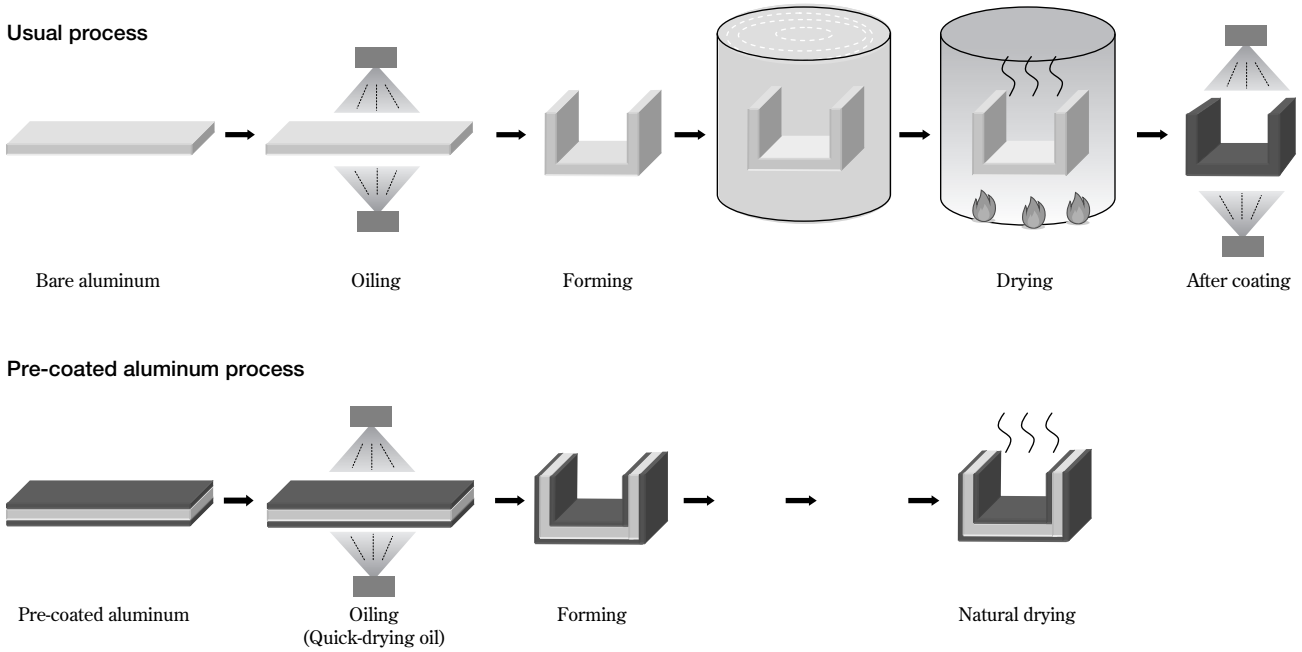


図 1 製造工程の省略
Fig. 1 Production process omission

表 1 KS700シリーズの特性比較
Table 1 Features of KS700 series

	KS705	KS725K	KS730	KS744	KS750	KS752	KS760	KS776	KS780	No coating
Lubricity	Good	Good	Good	Normal	Good	Good	Good	Normal	Good	Poor
Corrosion resistance	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Poor
Fingerprint resistance	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Good	Poor
Scratch resistance	Good	Excellent～Good	Good	Excellent	Good	Good	Good	Good	Good	Poor
Electrical conductivity	Poor	Excellent	Poor	Poor	Good	Poor	Poor	Poor	Poor	Excellent
Hygienic	—	—	Excellent	—	—	—	—	—	Excellent	—
Heat release	Normal～Excellent	—	—	—	Excellent	Excellent	—	—	—	Poor
Peel-off adhesive tape	Poor	Poor	Poor	Poor	Poor	Poor	Excellent	Excellent	Poor	Poor
Scratch protection for optical disc	Poor	Poor	Poor	Poor	Poor	Poor	Poor	Excellent	Poor	Poor
Antibacterial	—	—	—	—	—	—	—	—	Excellent	—

あらかじめ付与しておけば，洗浄が不要な速乾性油での成形が可能となり，潤滑油の洗浄工程が省略できる。

2）表面処理の省略

表面の高機能化は，成形後のアルミニウム部品を表面処理することでも得ることができる。しかしながら，部品を1個ずつバッチで表面処理するのは生産性が低く，コストが高くなる。これに対してプレコート材では，あらかじめ機能皮膜が連続塗装されているため，成形後の表面処理を省略することができる。

このように，プレコート化による素材コストアップ分は，洗浄や表面処理などの製造工程の省略により十分に補うことが可能である。

3）環境への対応

洗浄工程で使用される炭化水素系洗浄剤や塩素系洗浄剤，陽極酸化やめっきに使用する処理液は，環境に対しては優しいものではない。プレコート材を使用することによって，洗浄や陽極酸化，めっきなどの工程が省略でき，有害な液剤の使用を削減できる。

2.「KS700」シリーズの開発

2.1 共通のコンセプト

KS700シリーズのシリーズ共通のコンセプトは，速乾性の潤滑油で連続成形可能な潤滑性を付与することにより，顧客での洗浄工程を省略し，製造総コストを低減することにある。KS700シリーズには9種のラインナップがあり（**表 1**），それぞれ潤滑性以外の様々な機能を付与させることにより，顧客の多様なニーズに応えている。以下に各タイプの特長と採用事例を紹介する。

2.2 高成形プレコート材「KS705」

飲料缶やチップコンデンサケースのようなしごき加工

を含む深絞り製品は，成形後に後塗装をするか，あるいはフィルムラミネート材を使用するのが一般的である。フィルムラミネート材は熱可塑性のナイロンフィルムやPETフィルムを貼付けた材料である。フィルムラミネート材に使用する熱可塑性樹脂は，プレコート材で一般的な熱硬化性樹脂とは異なり分子が三次元的な架橋反応をしていないため，プレコート材よりも皮膜の柔軟性に優れる。一方で，熱可塑のため耐熱性は低く，薄膜化が困難でコストは高くなる。

KS705はフィルムラミネート材に匹敵する柔軟性を実現したプレコート材で，従来のプレコート材では困難な深絞り成形が可能である。**図2**はϕ10×20mmの円筒深絞り成形の例である。また，皮膜には着色が可能であり，放射率にして通常のアルミニウム板の15～20倍の高い放熱性も兼備させることができる。KS705は，複雑な形状と高い放熱性が要求されるLEDのヒートシンクなどで実用化が期待され，社内評価では市販品のダイキャストヒートシンクと同等の冷却性能が確認されている[6]。

2.3　導電潤滑プレコート材「KS725K」

電機部品の多くは電磁波ノイズや静電気による誤作動を防ぐために，部品表面からアースをとる必要がある。このような用途には表面が絶縁性となる従来のプレコート材の適用は難しい。アースがとれるプレコート材として，当社はKS720，KS724などの導電潤滑プレコート材を製品化してきたが[7]，電子機器の高性能化に伴い，さらに導電性の高いプレコート材が求められている。KS725Kは，KS724などの既存製品にはない無処理のアルミニウム板とほぼ同等の極めて高い導電性を確保しつつ，無処理のアルミニウム板にはない耐きず付き性と耐指紋性を付与した（**図3**，**図4**）。また，プレス成形での金型との摺動きずや，輸送時の梱包資材との摩擦きずを軽減できるため，製造歩留りの向上が可能である。これらの特性によりKS725Kは光ディスクドライブカバーを中心に採用が拡大している。

2.4　潤滑耐食プレコート材「KS730」

冷蔵庫や炊飯器の部品では，部品が食品と直接接触することが考えられる。したがって，部品を構成する材料が人体に悪影響を及ぼさないことが前提となる。

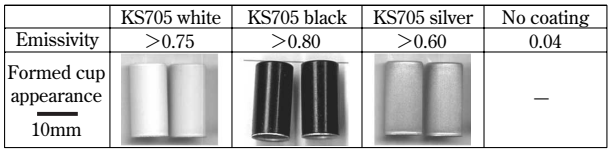
KS730の皮膜はFDA（米国食品医薬品局）で安全と認められた原料を使用している。また，厚生省（当時）の定めた試験にも合格しており，食品関連用途に安全に使用できる[8]。また食品関連用途で重要な耐食性が非常に優れており，熱水や熱水蒸気によるアルミニウム板の腐食を防ぐ（**図5**）。

これらの特長を生かし，冷蔵庫のトレーや炊飯器の部材などに採用されている。

2.5　高硬度プレコート材「KS744」

無処理のアルミニウム板や従来のプレコート材は表面が柔らかく，きずが付きやすい。そのため，摺動部品や外観部品には，硬い陽極酸化皮膜や後処理による塗装が施されるのが一般的である。

KS744の皮膜は高い硬度を有し，スチールウールで表面を擦ってもきずが付かない（**図6**）。また，皮膜は硬いだけでなく，成形性も兼備えている（**図7**）。このため，これまで陽極酸化が使用されていた電子機器の外装品や摺動部材のプレコート化を可能とする。



	KS705 white	KS705 black	KS705 silver	No coating
Emissivity	＞0.75	＞0.80	＞0.60	0.04
Formed cup appearance 10mm				–

図2　KS705の放射率と成形品の外観
Fig. 2　Emissivity and formed cup appearance of KS705

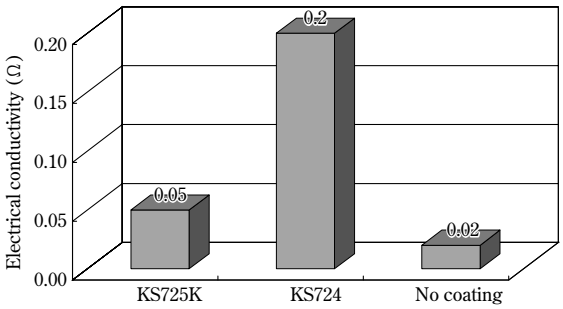
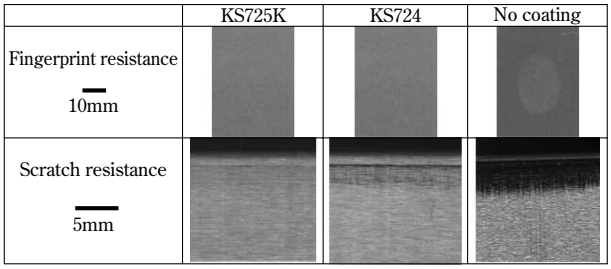


図3　KS725Kの導電性
Fig. 3　Electrical conductivity of KS725K



	KS725K	KS724	No coating
Fingerprint resistance 10mm			
Scratch resistance 5mm			

図4　KS725Kの耐指紋性と耐きず付き性
Fig. 4　Fingerprint resistance and scratch resistance of KS725K

図5　KS730の耐食性（JIS Z2371中性塩水噴霧500時間）
Fig. 5　Corrosion resistance of KS730 (JIS Z2371 SST500h)

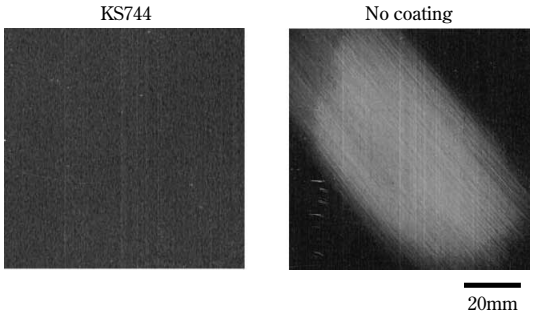


図6　KS744の耐きず付き性（スチールウールでラビング）
Fig. 6　Scratch resistance of KS744 (Rubbed with steel wool)

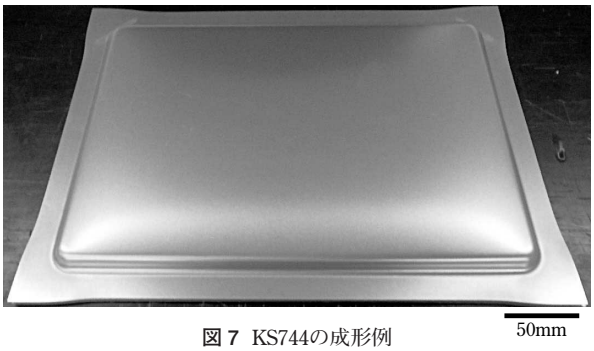


図 7 KS744の成形例
Fig. 7 Forming shape of KS744

図 8 KS750の成形例
Fig. 8 Forming shape of KS750

2.6 放熱プレコート材「KS750，KS752」

電子機器の使用時に発生する熱は誤作動の原因になるため，外部に熱を逃がすことが必要である。今日の電子機器の高性能化と小型化，デザイン性の重視により，電子機器内部の構造は複雑さを極め，より効率的に放熱する必要がある。

KS750（コーベホーネツ・アルミ）の皮膜は，赤外線放射特性を示す放射率が0.86であり，無処理材の0.04に比べて約20倍である[9]。このように放熱性に優れるKS750を対象に実施した社内での放熱試験では，電子機器を模擬した箱内の温度が無処理のアルミニウム板の場合と比べて5℃低い結果を示した。

図8はKS750の絞り成形例である。また，従来の黒色・導電タイプ「KS750（コーベホーネツ・アルミ）」に加え，黒色・絶縁タイプの「KS752BK」，および白色・絶縁タイプの「KS752WT」を新たに商品化したことにより，導電性とカラーを用途に応じて選択できる。

2.7 非粘着プレコート材「KS760」

光学ドライブ内蔵パソコンが普及した今日では，CDやDVD（以下，光ディスクという）を自宅で簡単に自作することができるようになった。そうした中，自作の光ディスクに貼付けたラベルがオーディオ・ビジュアル機器の内部に粘着して，光ディスクが取出せなくなる問題が起きている。そこで，このようなトラブルを防止するために非粘着プレコート材KS760を開発した[10]。

KS760の皮膜は，ラベルなどの粘着物が表面に粘着し難い特長がある。KS760の非粘着性確認試験結果を**図9**に示す。KS760は，粘着物剥離強度が従来のコーティングの15分の1に低減した。さらに，油性インキなどの汚れが付きにくく除去しやすい，優れた汚れ除去性を兼備えている。KS760は車載用オートチェンジャの内部部品で採用され，好評を得ている。

2.8 光ディスクきず防止プレコート材「KS776」

光ディスクの出し入れを繰返しているうちに，光ディスク装置とディスクが接触してディスクの表面にきずが付き，メディアが使用できなくなることがある。

KS776は，光ディスクよりも柔らかい皮膜を採用し，さらに，ディスクと皮膜の接点を低減することによって，ディスクにきずを与え難くした（**図10**）。

このような特性が評価され，KS776はパソコン内蔵のスロットインドライブ筐（きょう）体に採用されている。

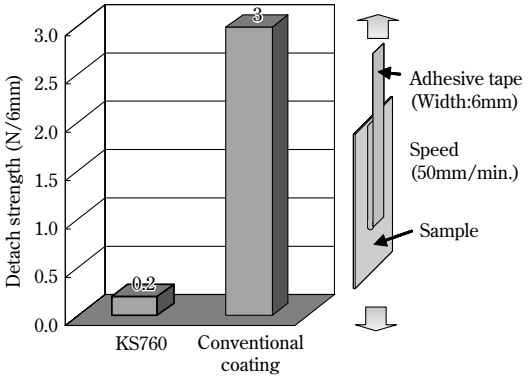


図 9 KS760のラベルシール非粘着性
Fig. 9 Peel off strength of adhesion label of KS760

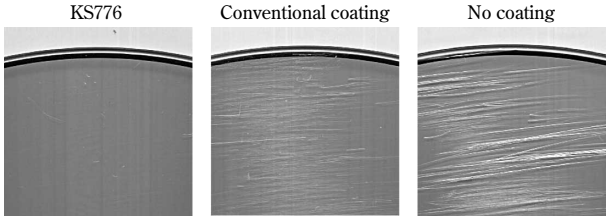


図10 KS776のディスクきず防止性比較
Fig.10 Scratch protection for optical disc of KS776

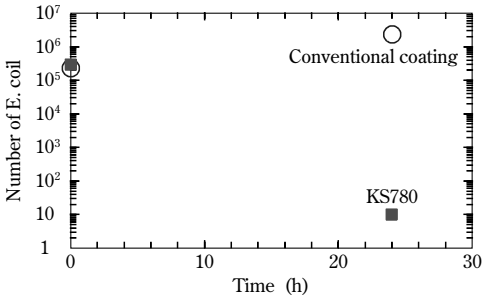


図11 KS780の抗菌試験結果
Fig.11 Anti-bacterial test result of S780

2.9 抗菌プレコート材「KS780」

近年，建物の高気密化による湿気の増加や換気不足などの影響で屋内の生活環境は細菌やカビが繁殖しやすくなっており，抗菌･滅菌に対する意識が高まってきている。

KS780は，銀イオンの抗菌作用を利用して大腸菌や黄色ブドウ球菌などの繁殖を防ぐプレコート皮膜である。抗菌性の評価結果を**図11**に示す。従来のプレコート材と比較してKS780は，24時間後の菌数が10万分の1以下になる。沸騰水浸漬やレトルト殺菌処理をしても抗菌性は持続する。また，厚生省（当時）の定めた規格を満たしており，食品，厨房，化粧品などの分野で安全に使用できる。

3. 今後の取組

プレコートアルミニウム板は，基材であるアルミニウムの特長が生きる分野，例えば，軽量化が必要とされる用途，熱や電気の伝導性が要求される用途，あるいは耐食性が要求される用途などを中心に，鋼板やステンレス鋼との差別化を進める必要がある。とりわけ，小型化，軽量化，モバイル化が進むノートパソコンやタブレット端末，高性能化とともに放熱の対策が必要なデジタル家電やLED照明器具などのエレクトロニクス分野が主要なターゲットとなるのは今後もそれ程大きくは変わらないと考えられる。

一方，価格競争の厳しい電機分野で需要を開拓していくためには，①圧倒的なコストダウンを実現するプレコート材，②ダイキャストの板化など大幅な軽量化を実現するプレコート材，③優れた意匠性を有するプレコート材，④通常では考えられない過酷な環境下での使用が可能なプレコート材といった，従来の常識の範囲を超えた製品を生み出す必要がある。ユーザのハードルは年々高くなっており，通常の無処理のアルミニウム板と比べて価格がやや割高であるプレコート材を採用していただくためには，ユーザニーズに応えられる魅力ある製品を開発する必要がある。

むすび＝当社のプレコートアルミニウム板材「KS700」シリーズの特長および採用事例をまとめた。KS700シリーズはこれまで，鋼板やステンレス鋼板，あるいは無処理のアルミニウム板で良いとされてきた分野に進出し，用途を拡大してきた。飲料缶をはじめ，国内のアルミニウム需要が伸び悩む中，アルミニウムの新たな用途を開拓することは，当社はもちろん業界全体の課題でもある。プレコートによる高付加価値化は，そのような課題を克服する一つの技術として期待されている。今後も，こうした新用途開拓に向けた技術・製品開発を継続していきたい。

参　考　文　献

1） 畑中孝一. 軽金属. 2000, Vol.50, No.11, p.625-627.
2） 神谷憲一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2001, Vol.51, No.1, p.56-60.
3） 服部伸郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.2, p.94-98.
4） 藤原直也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.1, p.29-33.
5） 服部伸郎ほか. 軽金属. 2008, Vol.58, No.4, p.157-161.
6） 服部伸郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.1, p.95.
7） 服部伸郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 2001, Vol.51, No.2, p.82.
8） 神谷憲一ほか. R&D神戸製鋼技報. 1998, Vol.48, No.3, p.91.
9） 服部伸郎. R&D神戸製鋼技報. 2003, Vol.53, No.2, p.105.
10） 服部伸郎. R&D神戸製鋼技報. 2006, Vol.56, No.1, p.78.

（技術資料）

自動車パネルの熱変形解析設計技術

Thermal Deformation Analysis for Automotive Panel Design

福本幸司*1　Koji FUKUMOTO
高木康夫*1　Yasuo TAKAKI
岩瀬　哲*1　Tetsu IWASE

A wide variety of materials are being used for automotive bodies to reduce their weight. Dissimilar materials constituting an automotive body may thermally deform during the paint baking process due to differential thermal expansion. A computer-aided engineering (CAE) technique has been developed to accurately predict the thermal deformation of a typical structure for automotive components. The factors taken into account include the temperature-dependent properties of aluminum alloys and thermosetting adhesives. The thermal deformation of a hybrid panel consisting of aluminum and steel sheets joined by a hemming process was well predicted by the CAE simulation. The simulation also clarified the design factors governing the thermal deformation.

まえがき＝近年，自動車の構造は低コスト化と軽量化の両立を図るため，異材接合部を含む部材の増加，いわゆるマルチマテリアル化が進んでいる。例えば，鋼製部材に剛結合されるアルミパネル部品，あるいは接着樹脂およびヘム加工により接合されるクロージャパネルに対して，アウタパネルをアルミ板に，インナパネルを鋼板とするような異材の組合せで構成する部品が検討，あるいは実用化されている[1)～5)]。

このような部品では，材料間の線膨張係数の差異に起因する熱変形が焼付塗装時に問題になる場合が多く，その抑制対策を事前検討するために，熱変形を精度良く予測するためのCAE解析手法の開発が望まれていた。

そこで本稿では，自動車用部品として典型的な構造を対象に熱変形を精度良く予測するための解析手法を構築し，精度検証を行った。また，アルミ合金板と鋼板を組合せたハイブリッドパネルやアルミルーフパネルを対象に熱変形に対する設計因子の影響について検討を行ったので報告する。

1. 熱変形予測のためのCAE解析手法の構築

焼付塗装時の温度履歴の一例を**図1**に示す。このような温度変化における自動車部品の熱変形を予測するための解析手法を構築した。

対象とした部品は，自動車部品の典型的な構造として，①接着樹脂およびヘム加工で接合されるフード，サイドドアなどのクロージャパネル，②フレームに溶接やリベットなどで剛結合されるルーフパネルである。

1.1　材料特性のモデル化

熱変形シミュレーションを行うにあたり，塗装前後の素材特性に加え，塗装条件（温度，保持時間）での素材特性を測定し，モデル化を行った。当社6000系アルミ合金板の素材特性を**図2**に示す。なお，図中の加工硬化特性は，①塗装前（室温），②塗装時（塗装温度×保持時間），③塗装後（室温）を示しており，遷移領域の加工硬化特性は，これらを線形内挿で表現できると仮定した。

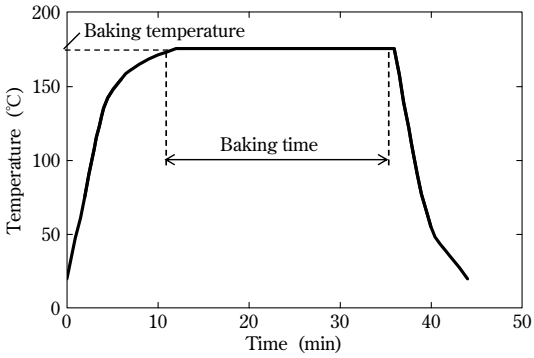


図1　焼付時の温度履歴
Fig. 1　Temperature change in paint-baking

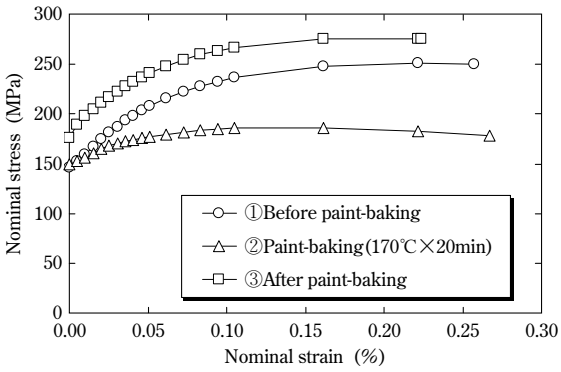


図2　6000系アルミ合金板の応力ひずみ曲線
Fig. 2　Stress-strain curve of 6000 series aluminum alloy

*1 アルミ・銅事業部門　技術部

1.2　異材を接合するヘム部のモデル化

フードやドアに代表されるクロージャパネルは，アウタパネル（以下，アウタという）とインナパネル（以下，インナという）とがヘム加工により結合されている。ヘム部の模式図を**図 3** に示す。なお，ヘム部には部品剛性や強度向上，および電食防止を目的に接着樹脂が塗布されている。この接着樹脂は焼付塗装により熱硬化が進み，所定の接着強度が発現する。そのため，熱変形の予測を精度良く行うためには，この接着樹脂のモデル化がポイントになる。

接着樹脂を塗布したヘム試験片を対象に，試験温度170℃において保持時間をパラメータとして行った引張試験の結果を**図 4** に示す。ヘム部の荷重特性は温度や保持時間の影響を受け，保持時間が短いと，きわめて低い荷重で変形することがわかる。つまり，アウタとインナを異材の組合せとした場合，焼付塗装時に線膨張係数の差に起因するずれ変形がヘム部に生じ，その後の時間経過で樹脂が硬化して両者が固着されると仮定できる。

このヘム部のずれ変形と接着樹脂の熱硬化特性を考慮したモデル化を**図 5** に示す。ヘム部において，アウタとインナはヘム面内のすべり変形のみ可能とし，加えて，アウタ端部とインナ端部に樹脂の硬化特性を表現するはり要素を定義している。これにより，熱膨張時にはアウタとインナの線膨張差によるずれ変形を再現し，冷却時には接着樹脂の熱硬化によるヘム部の剛性，強度向上を表現できると考えた。

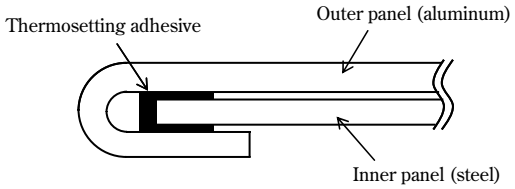


図 3　ヘム部の模式図
Fig. 3　Schematic of hemming parts

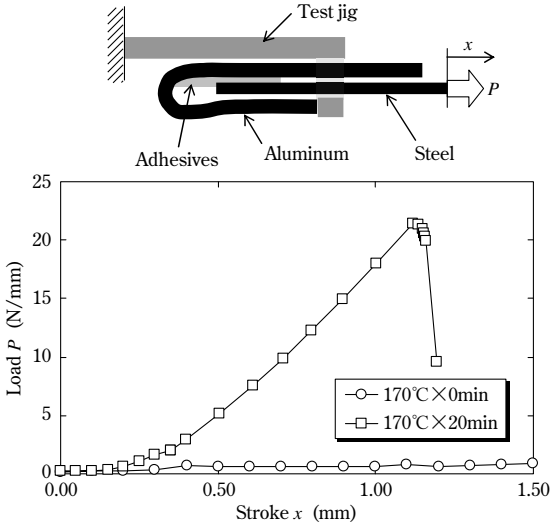


図 4　ヘム試験片の引張荷重特性
Fig. 4　Load characteristics of hemming

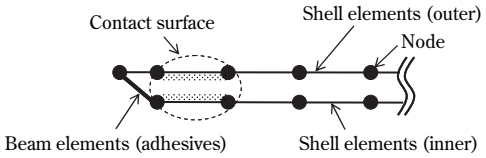


図 5　ヘム部のモデル化手法
Fig. 5　Modeling of hemming parts

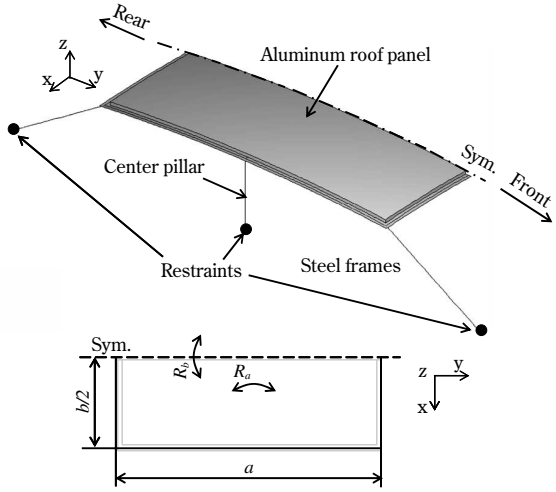


図 6　ルーフ解析モデル
Fig. 6　FEM model of roof structure

1.3　異材を剛結合する場合のモデル化

アルミルーフパネルの熱変形を対象としたシミュレーションでは，周辺部品である鋼製フレームの変形まで考慮する必要があることがわかっている[1)～4), 6), 7)]。ルーフパネルの熱変形解析モデルを**図 6** に示す。鋼製フレームは文献 1）を参考に，ドアパネル上端部までを対象とし，かつ，計算時間短縮のためにはり要素でモデル化した。鋼製フレームの断面形状は，典型的な市販車の部材を基に設定した。

2.　解析精度の検証

アルミ合金板製アウタと鋼板製インナを接着樹脂とヘム加工で接合したハイブリッドパネルを対象に，ヘム部のモデル化を織込んだ解析モデルの精度検証を行った。なお解析には有限要素解析ソフトABAQUSを用いた。

2.1　試験条件

今回製作した試験体を**図 7** に示す。試験体形状および焼付塗装を模擬した試験条件を**表 1** に示す。試験体は拘束のない状態で熱処理を行った。なお，試験では熱処理前後のパネル形状を計測し，その差分を熱変形量として評価する方法を採った。

2.2　熱変形量分布の比較

熱処理後のハイブリッドパネルの変形量分布の比較を**図 8** に示す。今回検討したハイブリッドパネルでは，コーナ部がアウタ面側に反る熱変形が生じている。焼付塗装時の変形の模式図を**図 9** に示す。

この原因は以下のように推測できる。まず，熱処理時の昇温段階では，アルミ板と鋼板の線膨張係数の差に応じたヘム部のずれ変形が生じると同時に，接着樹脂の熱硬化が進む。その後の冷却時にはヘム部のずれ変形は生じにくくなり，冷却時の素材間の線膨張係数の差，すなわち，熱収縮量が鋼板よりアルミ板の方が大きいことによってヘム部がアウタ面側に反る変形が生じる。

表 1　試験体形状および試験条件
Table 1　Testing conditions

Panel size (mm)	350×250×10
Outer panel	6000 series aluminum alloy (t：1.00mm)
Inner panel	GA steel 0.60mmt
Adhesives	thermosetting type
Heat treatment	170℃×20min

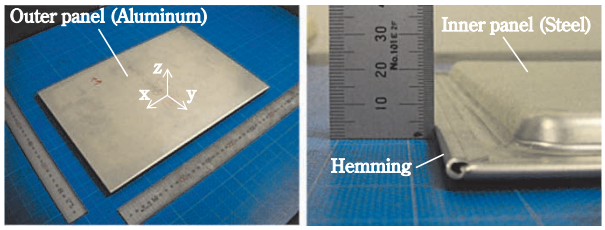
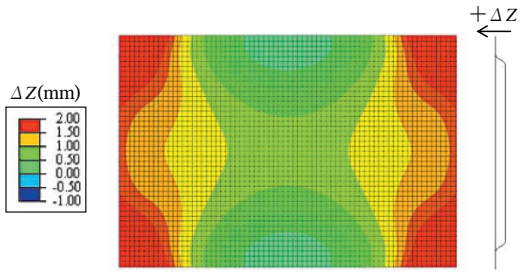
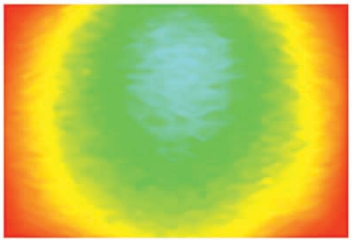


図 7　試験体の概観写真
Fig. 7　Photographs of test structure



〈Simulation〉



〈Experiment〉

図 8　熱変形量分布の比較
Fig. 8　Comparison of thermal deformations

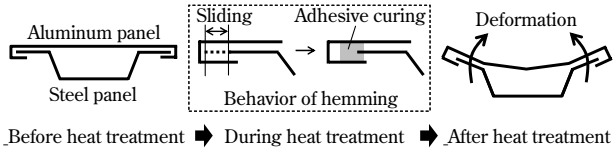


図 9　焼付塗装時の変形模式図
Fig. 9　Schematic of thermal deformation in paint-baking process

また，シミュレーションはこの変形モードを精度良く表現できており，本解析手法が有効であることが確認できた。

3.　熱変形に対する設計因子の影響度調査

ここでは，先に検討したハイブリッドパネルおよびアルミルーフパネルの熱変形に対する設計因子の影響度について検討した。

3.1　ハイブリッドパネルの熱変形について

前章の結果より，ハイブリッドパネルの熱変形挙動にはヘムずれ変形の影響が大きいと考えられる。そこで，熱変形抑制に有効なヘムずれ防止条件をシミュレーションで検討した。

まず，ヘムずれが起こらない条件（最初から接着樹脂が剛であると仮定）での熱変形時の挙動を調べた。熱処理時にヘム部に作用する荷重分布を**図10**に示す。これより，熱処理時にヘム部にはコーナ部から一定範囲に荷重が作用していることがわかる。

つぎに，この荷重分布に基づき，各コーナ部の長さ70mm部分に拘束を与えた試験サンプルを作成し，熱変形評価を行った。溶接材料に FCW（Flux Cored Wire）を用いた異材接合[8),9)] を適用した試験体の写真を**図11**に示す。また，熱変形量分布の比較を**図12**に示す。これより，ヘム部全長を拘束することなく，シミュレーションで得られた荷重分布に基づくコーナ部近傍のみの拘束に

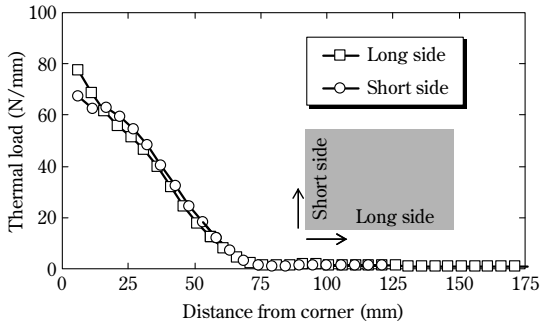


図10　高温時のヘム部荷重分布
Fig.10　Load distribution of hemming at high temperature

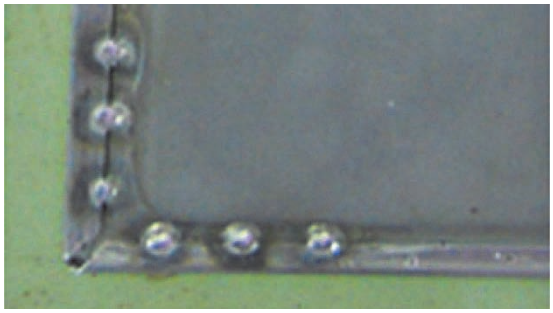
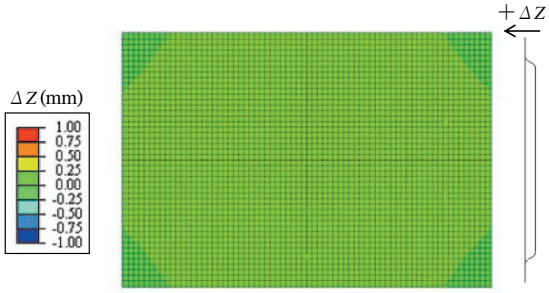


図11　FCW による試験体の異材接合部
Fig.11　Photograph of dissimilar material welding by FCW



〈Simulation〉

〈Experiment〉

図12　熱変形量分布の比較
Fig.12　Comparison of thermal deformations

よって残留変形を大幅に抑制できることがわかった。また，シミュレーションで得られる荷重分布に基づき，施工範囲に加えて施工方法を選定することも可能である。

3.2　アルミルーフパネルの熱変形について

アルミルーフパネルの熱変形現象を把握するために，ルーフパネルと鋼製フレームから構成される構造モデルでの熱変形シミュレーションを行った。

3.2.1　解析モデルと熱変形

解析モデルは図6に示したように車両の左右1/2対称モデルとした。アルミパネルの基本形状諸元を**表2**に示す。解析に用いた材料特性を**表3**に示す。なお，シミュレーションでは，塗装工程を模擬した温度変化を与えた後にルーフパネルに生じる残留変形を評価する。

昇温時の変形モードを**図13**に示す。これより，昇温時にはルーフパネル中央が上方に持上がるように変形することがわかる。また，センタピラー近傍を除く部分にてフレームも上方へ変形しており，ルーフパネルの熱変形挙動には周辺部材の剛性が大きく影響していることがわかる。

温度変化を与えた後のパネルに生じた上下方向変形量分布および相当塑性ひずみ分布を，それぞれ**図14**，**図15**に示す。これより，文献1)，2)で報告されているように，塑性ひずみを伴う凹凸の局所変形がルーフパネル端部に生じていることが確認できる。これは，剛性の高いセンタピラー近傍（A-A’断面）にひずみが集中し，ある温度以上では熱膨張による座屈が起こって局所変形が残留すると考えられる。ここでは，この局所変形を熱変形として扱う。

表2　パネルの寸法諸元
Table 2　Panel specification

Properties	Base condition
Panel size：$a \times b$ (mm)	1,500×1,000
Panel radius：R_a, R_b (mm)	9,000 , 6,000
Roof shape	Panel without bead
Panel thickness：t (mm)	1.00

表3　素材機械特性
Table 3　Mechanical properties

Properties	Material	
	Aluminum	Steel
Young's modulus：E (MPa)	68,600	205,800
Poisson's ratio：ν	0.30	0.30
Thermal expansion coefficient：α (K^{-1})	2.20×10^{-5}	1.10×10^{-5}
Yield stress：σ_y (MPa)	130	200
Tensile stress：σ_B (MPa)	250	300
Elongation：ψ (%)	28	50

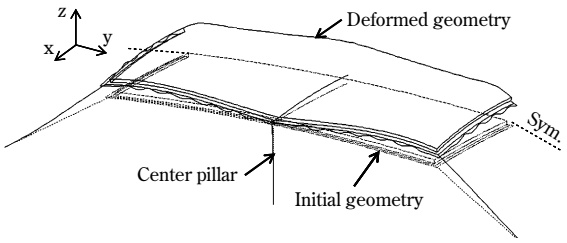


図13　高温時の変形モード（変形倍率：10倍）
Fig.13　Deformation at high temperature (amplitude×10)

3.2.2　シミュレーションによるパラメータスタディ

熱変形に対するルーフパネルの設計因子の影響を調査するため，熱変形の量を**図16**に示す局所変形の振幅値$U_{p\text{-}p}$をピーク間距離Lで除した無次元量$U_{p\text{-}p}/L$で定量化する。そして，**表4**に示すパネル板厚，材料耐力および**図17**に示すビード形状などの設計因子を種々設定してシミュレーションを行い，熱変形量$U_{p\text{-}p}/L$に対する影響を調査した。その結果を**図18**に示す。

（1）板厚tの影響

板厚を変化させた場合の温度変化に対する熱変形量$U_{p\text{-}p}/L$を図18(a)に示す。温度変化ΔTが大きくなると，熱変形量も大きくなることがわかる。また，パネル板厚の増加に伴い，熱変形量は小さくなる。これは板厚増加によるパネルの座屈強度向上の効果と考えられる。

（2）素材耐力σ_yの影響

耐力を変化させた場合の温度変化に対する熱変形量

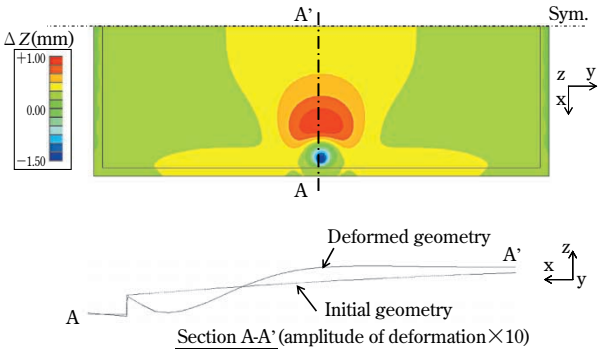


図14　ルーフパネルの変形量分布
Fig.14　Deformation distribution of the panel

図15　ルーフパネルの相当塑性ひずみ分布
Fig.15　Distribution of equivalent plastic strain in roof panel

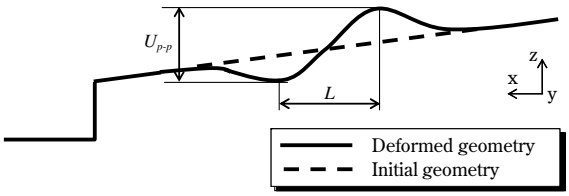


図16　熱変形量の定義
Fig.16　Definition of thermal deformation

表4　計算条件
Table 4　Simulation conditions

Properties	Parameters
Panel thickness：t (mm)	0.90, 1.00, 1.10
Yield stress：σ_y (MPa)	110, 130, 150
Roof shape	without bead, with bead

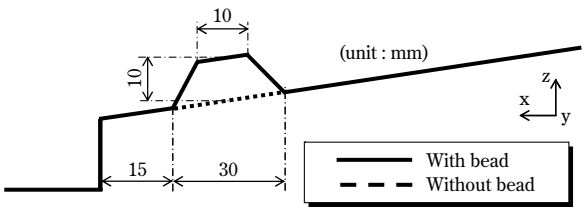
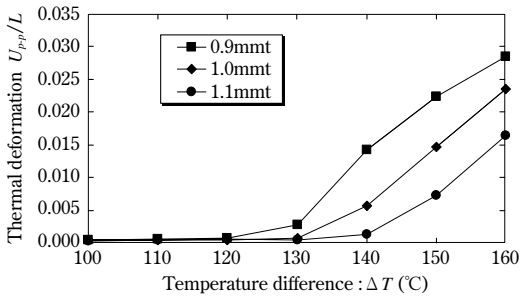
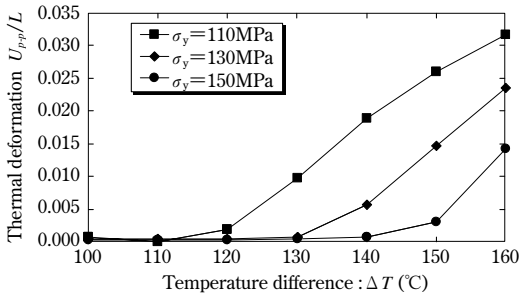


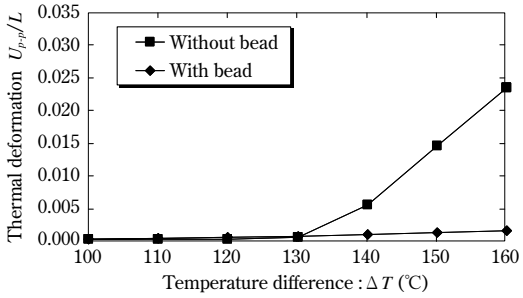
図17 パネル端部のビード形状
Fig.17 Bead shape at panel flange



(a)熱変形量に対するパネル板厚の影響
(a) Effect of panel thickness on thermal deformation



(b)熱変形量に対する素材耐力の影響
(b) Effect of yield stress on thermal deformation



(c)熱変形量に対するルーフ形状の影響
(c)Effect of roof shape on thermal deformation

図18 温度変化と熱変形量の関係
Fig.18 Relationship between thermal deformation and temperature

$U_{p\text{-}p}/L$を図 18（b）に示す。素材耐力が高くなると熱変形量は小さくなる。これは，耐力向上によるパネルの座屈強度向上の効果と考えられる。

（3）ビードの影響

パネル端部にビードを設けた場合の温度変化に対する熱変形量$U_{p\text{-}p}/L$を図 18（c）に示す。ビードを設けることにより，熱変形量は大幅に小さくなる。これは，ビードによりパネル端部の座屈強度が向上したためである。

以上のように，熱変形抑制のためにはアルミルーフパネルの座屈強度向上の対策が有効といえる。

むすび＝アルミ合金板を用いた自動車パネルの熱変形について，鋼製部材に剛に結合されるアルミルーフやフード，ドアなどへの適用を想定したヘム加工で結合されるハイブリッドパネルを対象に CAE 解析手法を構築した。そして，熱変形試験による精度検証を行い，以下の結果を得た。

（1）アルミ合金板の温度依存性や接着樹脂の熱硬化特性をモデル化した本解析手法は，熱変形を精度良く予測でき，変形抑制のための設計検討が可能である。

（2）ハイブリッドパネルの熱変形は，熱膨張時のヘム部のずれ変形と接着樹脂の熱硬化が原因で生じる。また，異材接合などによりヘムずれ防止の施工を行うことにより，熱変形は大幅に抑制できる。

（3）アルミルーフパネルの熱変形抑制は，パネル板厚の増加や材料耐力の向上，ビード付加など，ルーフパネルの座屈強度を向上させることが有効である。

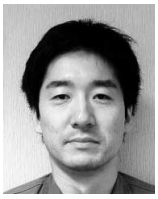
参　考　文　献

1） 松村吉修ほか．三菱自動車テクニカルレビュー．2004, No.16, p.82-87.
2） 松村吉修ほか．三菱自動車テクニカルレビュー．2006, No.18, p.69-75.
3） Chr. Lahaye. 7th European Automotive Lightweight Conference. 2005-6-28/29. Automotive Circle International, 2005, p.371-398.
4） Chr. Lahaye. 15th European Automotive Lightweight Conference. 2006-5-9/10. Automotive Circle International, 2006, p.73-100.
5） Paul Jonason. Door and Closures in Car Body Engineering. 2010-11-16/17. Automotive Circle International, 2010, p.1-27.
6） J. N. Dargnies. 2nd European Al-Automobile Conference. 2002-11-7/8. Automotive Circle International, 2002, p.10-21.
7） 福本幸司ほか．自動車技術会学術講演会前刷集．2005, No.72-05, p.15-20.
8） 松本　剛ほか．自動車技術会学術講演会前刷集．2010, No.158-10, p.15-20.
9） 松本　剛ほか．自動車技術会論文集．2011, Vol.42, No.2, p.591-596.

（論文）

回転曲げ疲労試験における5056-H112アルミニウム合金押出材の疲労限度の存在

Fatigue Limit in 5056 Aluminum Alloy Extrusion Studied by Rotating-Bending Tests



志鎌隆広*1（工博）　Dr. Takahiro SHIKAMA
吉原伸二*1（工博）　Dr. Shinji YOSHIHARA
相浦　直*2（工博）　Dr. Tadashi AIURA
李　東善*3（工博）　Dr. Dongsun LEE
野口博司*4（工博）　Dr. Hiroshi NOGUCHI

The fatigue properties of a 5056 aluminum alloy were investigated. The alloy is the most Mg-rich among commercial Al-Mg alloys and exhibits significant work hardening and strain aging. Rotation-bending tests with smooth specimen and holed specimen were performed at room temperature with stress ratio $R=-1$ and frequency of stress cycle $f=55$Hz. The experimental results show that a clear fatigue limit, as the one exhibited by steel, exists on the S-N curve of the smooth specimen. Surface observation with the replica method has revealed a wavy pattern around the second phase particle for $N=10^6-10^7$ but no non-propagation crack was observed with smooth specimen. It is considered that the observed fatigue limit appeared as a result of marked work hardening and strain aging at the heavily deformed zone and fatigue cracks did not initiate from the zone up to the maximum number of stress cycle $N=3.5\times10^7$ employed in the present study. On the other hand, non-propagating crack was observed with holed specimen at the stress amplitude of $\sigma_a=70$MPa.

まえがき＝アルミニウム合金の疲労強度試験におけるS-N線図上では，鉄鋼材料のような明瞭な疲労限度（折れ点）がなく，繰返し数10^7回以降も応力寿命の漸減を示すことが一般的である[1)]。アルミニウム合金には疲労限度の発生原因である停留き裂が存在しないと認識されており，発生した疲労き裂は繰返し数の増加とともに伝播（でんぱ）し，どんなに低い応力であっても最終的には破断に至ることを意味している。疲労設計においては，鉄鋼材料のように明瞭な疲労限度が存在すれば，疲労限度の応力を目安として設計ができるが，疲労限度がないアルミニウム合金の場合は，その点で疲労設計の指針に不明瞭な部分があると言える。

一方で，Al-Mg系の5052-OおよびAl-Cu系の2017-T4において，非鉄金属には存在しないとされてきた疲労限度および停留き裂の存在が報告されている[2), 3)]。この二つの合金に共通して言える材料的な特徴は，時効硬化させたアルミニウム合金（例えば6061-T6[4)]で$\sigma_B/\sigma_{0.2}=1.23$）とは異なり，いずれも比較的加工硬化量（$\sigma_B/\sigma_{0.2}=1.42$）が大きいという点，およびひずみ時効特性を示すという点である[5)]。加工硬化の大小は塑性誘起き裂閉口挙動に影響を及ぼすと考えられる。一方，ひずみ時効特性はその塑性域を強化し，安定的なき裂停留に寄与すると考えられる。炭素鋼における停留き裂の発生には加工硬化，およびそれに伴うひずみ時効によるき裂先端の強化が影響していることが報告されている[6)]。

そこでここでは，加工硬化特性が比較的大きくAl-Mg系合金の中でもMg含有量が最も高く，ひずみ時効特性を示す5056-H112押出材（4.8mass%Mg）を供試材として用いた。Al-Mg系合金は，非熱処理合金の中でも高強度であり，工業的用途も多い。例えば船舶，車輌，建築用材料や圧力容器などに用いられている。このAl-Mg系合金に明確な疲労限度が存在すれば，疲労設計における有効な情報となる。著者らは過去にアルミニウム合金の疲労限度（停留き裂）の存在に着目した調査結果を報告しているが[7), 8)]，本稿では，非熱処理型合金である5056-H112押出材の疲労限度（停留き裂）の存在有無とそのメカニズムの概要を報告する。

1. 供試材

表1[7)]に供試材の化学成分を示す。調査に用いた5056-H112押出丸棒（ϕ23mm）の製造に際しては，まず，半連続鋳造法によりϕ155mmの押出ビレットを造塊し，470℃×4hの条件で均質化処理を行った。その後，450℃に加熱した押出ビレットを押出比51，押出速度3m/minで押出し，押出直後にファン空冷して供試材とした。**図1**[7)]に供試材の押出方向に平行な断面の中央部のミクロ組織を示す。結晶粒は等軸晶であり，平均粒径は70μm程度であった。**表2**[7)]に供試材の機械的性質を，

表1 5056合金の化学成分[7)]
Table 1 Chemical composition of 5056[7)]　(mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.03	0.05	—	0.06	4.70	—	0.06	0.01	bal.

*1 アルミ・銅事業部門　長府製造所　アルミ押出工場　*2 アルミ・銅事業部門　技術部　*3 九州大学大学院　工学研究院（現LG電子株式会社）　*4 九州大学大学院　機械工学部門

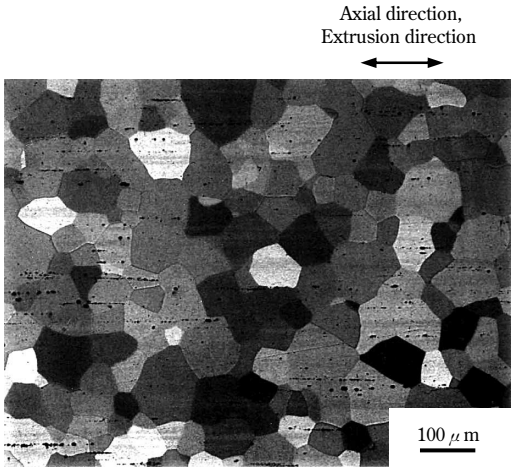


図 1　5056-H112押出材のミクロ組織[7)]
Fig. 1　Microstructure of 5056-H112 extruded bar[7)]

表 2　押出材の機械的性質（押出方向）[7)]
Table 2　Mechanical properties of extruded bar (extrusion direction)[7)]

σ_B (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	HV
255	96	33	71.5

σ_B：Tensile strength，$\sigma_{0.2}$：0.2% proof stress
δ：Elongation，HV：Vickers hardness (1 kgf)

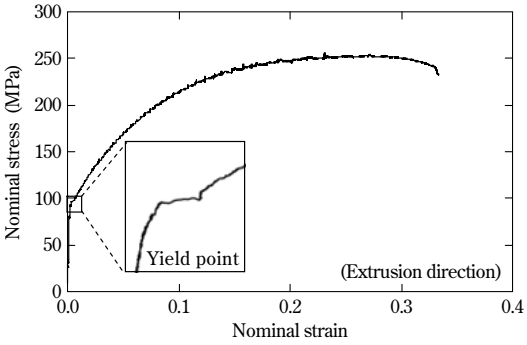


図 2　5056-H112押出材の応力ーひずみ曲線[7)]
Fig. 2　Stress-strain curve of AA5056-H112 extruded bar[7)]

図 2[7)] に供試材の公称応力ー公称ひずみ線図を示す。引張試験片は押出材の中心部から押出方向と平行にJIS 4号試験片を切出し，クロスヘッド速度 5 mm/min（ひずみ速度 0.0017s^{-1}）で引張試験を行った。本押出材の耐力は96MPa，引張強さは255MPaであり，加工硬化量が $\sigma_B/\sigma_{0.2}$＝2.66と先に述べた2017-T4および5052-Oよりも大きい。また，降伏時には，わずかではあるが軟鋼のような降伏点降下現象が見られ，その後，最大応力まで動的ひずみ時効であるセレーション（P-L効果）が観察された[9)]。

2.　疲労試験

2.1　試験片

本調査では平滑材および穴材を用いた。小野式回転曲げ小型試験機用試験片形状，および穴材における穴形状の詳細を**図 3**[7)] に示す。押出材の中心部から切出した試験片は，エメリー紙で試験片中央部を＃3000番まで研磨し，さらに加工層除去およびき裂の観察を容易にする目的で直径で50 μm程度表層を電解研磨した。その後，レプリカを試験片から剥がれやすくするため，濃度8.5%のりん酸で 3 分間洗浄した。穴材の場合は，りん酸洗浄後に微小ドリルで試験片中央に穴を加工した。

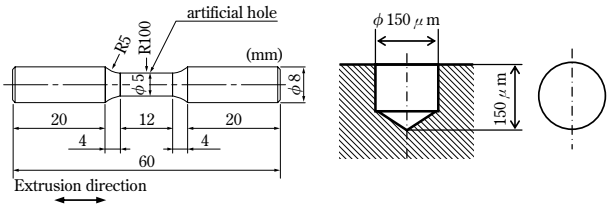


図 3　疲労試験片の形状[7)]
Fig. 3　Specimen configuration[7)]

2.2　疲労試験方法

疲労試験は小野式回転曲げ小型試験機（容量14.8Nm）を用いて周波数55Hzで行った。試験片表面と疲労き裂の観察はレプリカ法を用いた。所定の間隔で試験を停止し，レプリカを採取することにより連続的な観察を行った。

3.　実験結果

3.1　平滑材のS-N線図

図 4[7)] に5056-H112押出材における平滑材のS-N線図を示す。白のプロットは破断寿命を，黒のプロットはき裂長さが0.05mmになった時の繰返し数を示す。本試験において，10^7回の繰返しに耐えた試験片は 3.5 × 10^7回繰返しても破断しなかった。また，引張強さを基準とした相対疲労強度は σ_{w0}/σ_B＝0.53であり，代表的な熱処理型合金の 6061-T6[4)]（σ_{w0}/σ_B＝0.40）と比較して相対的に高い疲労強度を示した。き裂長さが0.05mmに達する繰返し数には若干ばらつきがあるが，低応力になるほど疲労寿命の大半がき裂長さ0.05mmまでの微小き裂の伝播過程に相当することが図から読み取れる。またS-N線図では応力振幅 σ_a＝136MPaで折れ点を示した。

3.2　平滑材における停留き裂の有無の確認

応力振幅 σ_a＝136MPaで疲労試験中の試験片（平滑材）から採取したレプリカを光学顕微鏡で観察した結果を**図 5**[7)] に，また，同じレプリカをSEMにより高倍で観察した結果を**図 6**[7)] に示す。停留き裂の存在を確認するために σ_a＝136MPaで N＝3.5×10^7回繰返した後，応力振幅を σ_a＝165MPaに増加して疲労き裂を伝播させ，破断させた。疲労き裂を伝播させることで停留き裂（最弱部）の位置を確認し，σ_a＝136MPaで採取しておいたレプリカを使用して停留き裂の有無を確認した。図 5(h)に示すように，当該晶出物から発生した疲労き裂によって最終破断に至ったことから，同一位置で観察した疲労損傷

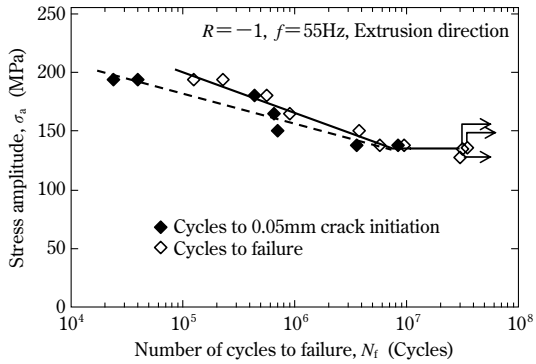
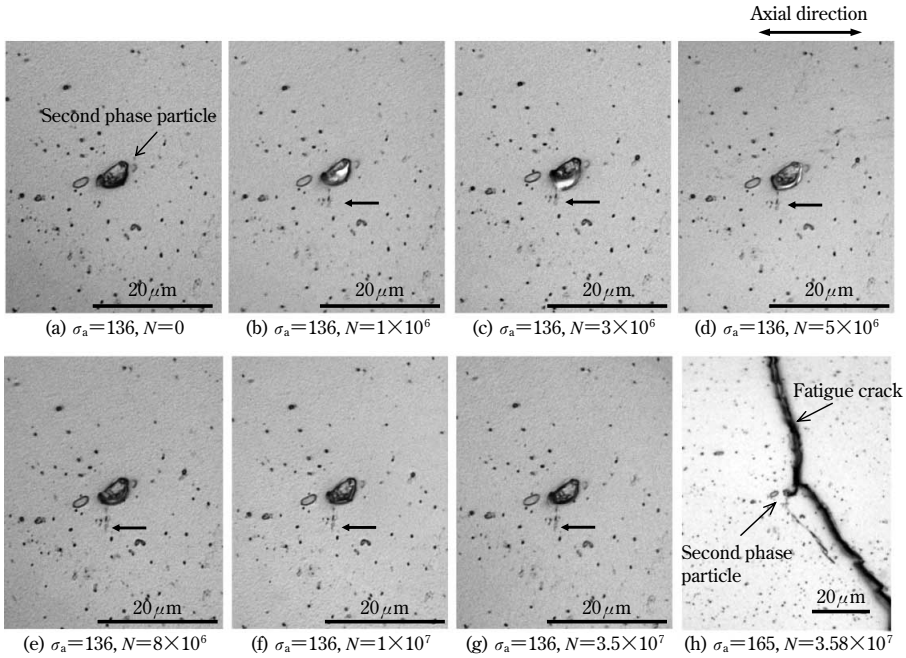


図 4　5056-H112押出材における平滑材のS-N線図[7)]
Fig. 4　S-N curves of the 5056-H112 extruded bar with smooth specimen[7)]

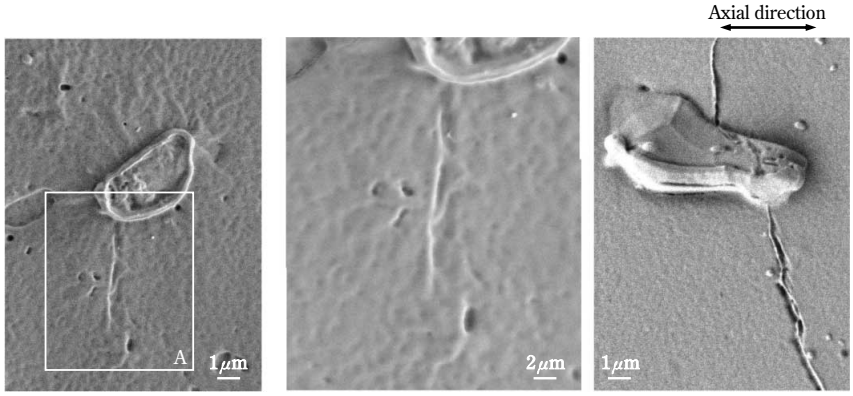


(a) σ_a=136, N=0　(b) σ_a=136, N=1×10^6　(c) σ_a=136, N=3×10^6　(d) σ_a=136, N=5×10^6

(e) σ_a=136, N=8×10^6　(f) σ_a=136, N=1×10^7　(g) σ_a=136, N=3.5×10^7　(h) σ_a=165, N=3.58×10^7

図5 レプリカ法で観察した平滑材における疲労限度の応力振幅の疲労損傷部[7)]

Fig. 5 Fatigue damage part with smooth specimen at fatigue limit observed by replica method[7)]



(a) σ_a=136, N=3.5×10^7　(b) Enlargement of area A in (a)　(c) Example of fatigue crack σ_a=138, N=5.0×10^6

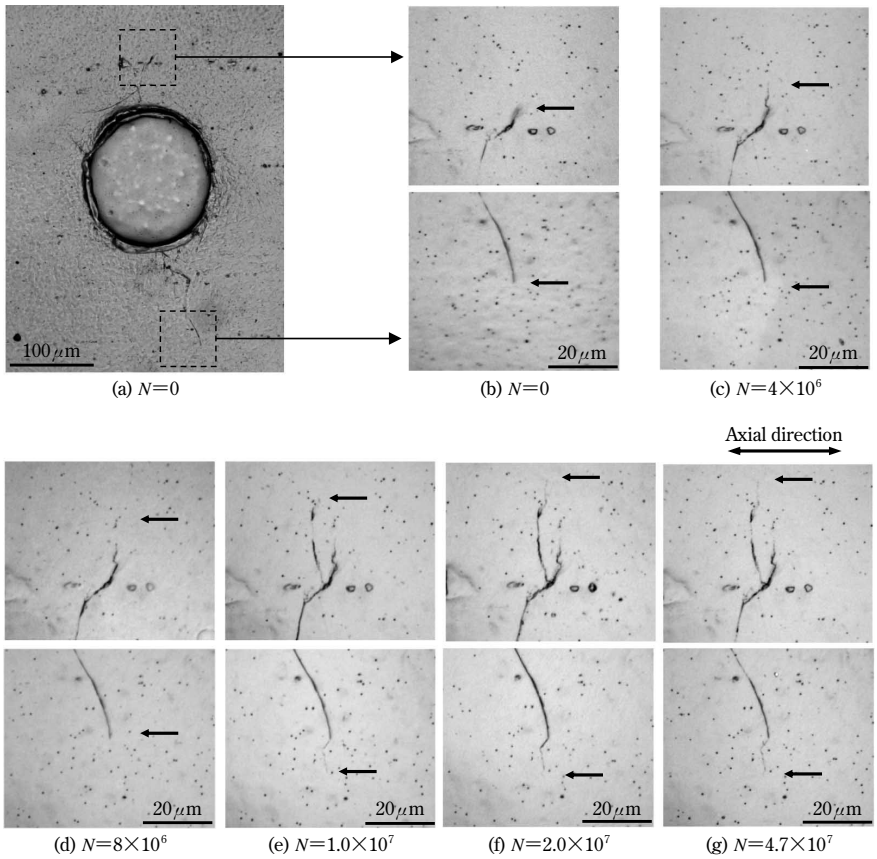
図6 レプリカ法で観察した疲労限度の応力振幅における疲労損傷部のSEM観察写真(平滑材)[7)]

Fig. 6 SEM images of fatigue damage part with smooth specimen at fatigue limit observed by replica method[7)]

部が最弱部であったと考えられる。図5(a)～(g)に示すように，レプリカ観察の結果，晶出物周辺から発生したと考えられる線状のコントラストが観察され，繰返し数の増加とともにその長さを増しているのが観察された。線状のコントラストは疲労試験の比較的初期（N=1×10^{6}回）から発生し，その後わずかではあるが長さを増した。そして，その成長はN=8～10×10^{6}回で飽和した。その後N=3.5×10^{7}回まで疲労試験を継続してもコントラストの成長は確認されなかった。しかし，レプリカの光学顕微鏡観察では，線状のコントラストがき裂であるかどうかの判断ができないため，同じレプリカをSEMを用いて高倍で観察した。図6（a）および（b）において，晶出物から発生した線状のコントラストは幅がおよそ0.5μmで長さ5μm程度の凹凸であり，現状き裂であるかどうかは判断できない。そこで，比較として図6（c）に他の試験片の疲労き裂のレプリカ写真を示す。レプリカ上の凸部と凹部は材料表面の凹部と凸部にそれぞれ対応し，レプリカ上においてき裂は凸部（き裂の隙間にレプリカが入り込む）となる。そのため，写真（c）にはき裂部に対応する細く鋭い線状の凸部が見られる。一方，写真（a）および（b）において，晶出物から発生した線状の凸部は比較的丸みを帯びており，その形状からこの凸部が疲労き裂であるとは考えにくい。すなわちこれは（c）とは異なり，き裂に発展する前段階の状態に相当するものであり，結晶粒のすべり変形によって晶出物の近傍に変形が集中し，表面が隆起したものと考えられる。以下ではこの領域を，変形集中領域と称する。これは，これ以上の成長やき裂に発展することなく安定的に存在した。

3.3　穴材における停留き裂の有無の確認

図7に穴材における応力振幅σ_a=70MPaの試験片から採取したレプリカを光学顕微鏡で観察した結果を示す。上述した平滑材の試験では停留き裂が発生しなかったため，本節では応力集中部として試験片中央に穴を設けた試験片を用いた。この5056合金押出材は，穴材を用いても応力振幅が小さい場合は疲労き裂が発生しないため，



(a) N=0　(b) N=0　(c) N=4×10^6

(d) N=8×10^6　(e) N=1.0×10^7　(f) N=2.0×10^7　(g) N=4.7×10^7

図 7　レプリカ法で観察した穴材（予き裂材）における停留き裂
Fig. 7　Non-propagating crack with holed specimen observed by replica method

あらかじめ高い応力振幅（σ_a=140MPa）で予き裂を発生させた後，応力振幅をσ_a=70MPaに下げる試験を行うことによって停留き裂の発生を確認した。ここで，σ_a=140MPaで形成された疲労き裂周辺の塑性域の影響をいったん除去するために220℃×30分の条件（再結晶が起こることなく転位のみを除去できる最低限度の温度とした）で焼鈍を行った。

図7に示すように，応力振幅σ_a=70MPaにて予き裂（σ_a=140MPaで生成）を起点として再び伝播を継続し，繰返し数N=2.0×10^{7}回までわずかではあるが伝播し続けた。その後，疲労き裂は繰返し数N=4.7×10^{7}回で試験を中断するまで変化なく停留し続けた。

4. 疲労限度を有するアルミニウム合金の特徴（可能性）

これまでのアルミニウム合金に関する疲労研究では，熱処理型合金の時効硬化材を供試材とした調査結果[4), 6), 10)~16)]が多く，疲労限度および停留き裂の存在は報告されていない。それらの時効硬化材に共通した材料的な特徴は加工硬化が小さいことと，およびAl-Mg系やAl-Cu系のT4材のように明瞭なひずみ時効特性を持たないという点である。Al-Cu系合金である2017-T4で停留き裂が存在したとする報告があるが，それは室温時効材であるため，高温時効材よりも比較的加工硬化が大きく，またCu溶質原子が存在していると考えられる。

本調査では，加工硬化特性に優れ，ひずみ時効特性を示す5056合金において疲労限度の存在を確認することができた。この結果より，疲労限度を有する可能性のあるアルミニウム合金の特徴を考えると以下の2点が挙げられる。

（1）加工硬化量が比較的大きい材料であること

（2）ひずみ時効特性を示す合金系であること

上記2点の特性に基づいて考えると，今回のAl-Mg系合金およびAl-Cu系合金のT4材に疲労限度の存在が期待できるものと考えられる。なお，微小き裂の停留原因には結晶粒界などの微視組織の影響も考えられるが，本調査における光学顕微鏡での表面観察レベルでは粒界に起因した停留は確認されなかった。

むすび＝非熱処理型アルミニウム合金5056-H112押出材を対象に，疲労限度の有無を確認する目的で平滑材および穴材で回転曲げ疲労試験を行い，以下の結果を得た。

5056-H112押出材において，平滑材のS-N線図には鉄鋼材料のような明確な疲労限度（折れ点）が存在し，その疲労試験片表面の最弱部には晶出物周辺から発生した変形集中領域が観察された。この変形集中領域は，加工硬化とそれに伴うひずみ時効で硬化し，き裂に発展しない状態と考えられた。さらに，穴材を用いた疲労試験では，従来，アルミニウム合金には存在しないと認識されてきた停留き裂の存在を確認することができた。

本稿では疲労限度の存在を加工硬化およびひずみ時効特性と関連付けて考察したが，ひずみ時効によるき裂先端部強化の立証については今後の課題としたい。

今回の知見がアルミニウム合金構造材の疲労設計指針の一助となることを期待する。

参　考　文　献

1） 日本材料学会．疲労設計便覧 , 2005, p.7.
2） 皮籠石紀雄．日本機械学会論文集Ａ編．1995, Vol.61, No.587, p.1506-1510.
3） 村上敬宜ほか．日本機械学会論文集Ａ編．1981, Vol.47, No.424, p.1293-1300.
4） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集Ａ編．1985, Vol.51, No.464, p.1017-1025.
5） 軽金属協会．アルミニウム材料の基礎と工業技術．1985, p.86.
6） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集. 1973, Vol.39, No.321, p.1385-1393.
7） 志鎌隆広ほか．日本機械学会論文集Ａ編．2010, Vol.76, No.767, p.928-937.
8） Yoshimasa, T. et al. Acta MATERIALIA. 2012, Vol.60, Issues 6-7, p.2554-2567.
9） 中山栄浩．軽金属．2006, Vol.56, No.1, p.39-44.
10） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集．1974, Vol.40, No.340, p.3254-3266.
11） 西谷弘信ほか．材料．1984, Vol.33, No.369, p.673-677.
12） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集．1984, Vol.50, No.454, p.1303-1308.
13） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集．1984, Vol.50, No.445, p.1334-1340.
14） 西谷弘信ほか．日本機械学会論文集．1985, Vol.51, No.462, p.530-533.
15） S.E. Stanzl-Tschegg et al. International Journal of Fatigue, 2001, Vol.23, p.231-237.
16） H. Mayer. International Journal of Fatigue, 2006, Vol.28, p.1446-1455.

（論文）

Al-Mg-Si合金板材に生じるリジング挙動の結晶塑性解析

Crystal Plasticity Analysis of Ridging in Al-Mg-Si Series Sheet Alloy

小西晴之*1（工博）　Dr. Haruyuki KONISHI
高木康夫*1　Yasuo TAKAKI
松本克史*2（工博）　Dr. Katsushi MATSUMOTO
有賀康博*2（工博）　Dr. Yasuhiro ARUGA

In order to clarify the mechanism of ridging, a crystal plasticity analysis was performed on Al-Mg-Si series alloys, using a finite element program that incorporates rate-dependent crystal plasticity. An SEM/EBSD was used to measure crystallographic orientation distribution on an alloy sheet that showed heavy ridging. The measured orientation distribution was used to predict the surface deformation of the alloy after stretching. The analysis predicts that the sheets will curve significantly out-of-plane after stretching, and the curvatures are considered to characterize the ridging behaviors of the alloys. In the cross section of the alloy, which shows severe ridging, a large area of inhomogeneously distributed Cube and Goss grains was observed. This inhomogeneous distribution is considered to have caused a non-symmetric deformation, making the sheet curve out-of-plane after stretching. As a result, such a distribution of Cube grains and Goss grains is believed to be one factor in the ridging.

まえがき＝環境問題への対応から，自動車の燃費改善，CO_2排出量削減が急務となっている昨今，その解決策の一つとしてアルミ材を活用した車体軽量化が広く行われている。なかでも6000系Al-Mg-Si合金板材は，優れた成形性と塗装焼付け処理後の高い強度を有し，フードやトランクといった外板部品の軽量化に大きく貢献している。

自動車パネル用の6000系の板材において，成形加工後のパネル表面にリジングマーク（あるいはローピング）と呼ばれる模様が生じる場合があり，アウタパネルの外観品質向上の点から改善が望まれている。これまでの研究から，リジングマークはCube方位などの結晶粒の群が圧延方向に沿って並ぶ組織に起因し，ストレッチ後に圧延方向に平行な凹凸模様として現れることがわかっている。また，Cube方位粒やGoss方位粒などの配置とリジングマークに相関があることが報告されているが[1)~6)]，具体的な変形機構は明確でなかった。

ここでは6000系板材の集合組織や引張変形時のリジングマーク発生を詳細に調べるとともに，それらの集合組織情報に基づき，結晶塑性理論を用いた変形解析を行い，リジングが生じる過程の予測を試みた。それら結果より，どのような集合組織がリジング発生の原因になるのかについて推定した[7)]。

1. リジング特性の評価試験

1.1　試験方法

AA6111相当の組成を有する熱間圧延板をリジング特性評価試験に供した。**表1**に示すように2種類の条件で焼鈍処理を行った後，冷間圧延によって板厚1mmとした。さらに，溶体化焼入れを行ってT4調質の供試材A，Bを得た。これらの供試材を対象に，SEM/EBSD法によって圧延方向垂直断面の結晶方位分布を測定した。測定には走査型顕微鏡内に設置したEBSDシステム（㈱TSLソリューションズ製OIM（Orientation Imaging Microscopy））を用いた。

表1　供試材の加工熱処理条件
Table 1　Conditions of heat treatment and rolling

Sample	Intermediate annealing	Cold rolling	Solution treatment
A	500℃×10s（salt bath）	t：1.0mm	550℃×1min（batch type furnace）→Water quench
B	350℃×3h（batch type furnace）		

つぎに，これら2種の供試材のリジング変形の測定を行った。供試材から幅40mmの短冊形試験片を切出し，圧延直角方向に15%のストレッチ変形を与えた後，表面外観を観察した。さらにリジング変形を定量的に評価するため，引張試験後の試験片表面を触針式輪郭測定機（ミツトヨ製CDH-400）で測定した。

1.2　試験結果

供試材A，Bの圧延方向垂直断面における結晶方位分布の測定結果を**図1**に示す。代表的な理想方位を有する結晶粒の面積率も併せて図1に示した。なお，各理想方位の定義は図中に示すものとし，面積率は理想方位から15°以内に含まれる結晶粒を選んで計算した。

A材は特定の方位への集積が比較的少なく，ランダムに近い方位成分であった。結晶粒は等軸粒に近く，平均粒径は32μmであった。これに対してB材では，CubeやND-Cube，Goss，Sなどの面積率が高かった。結晶組織は圧延直角方向に伸びた伸長粒であり，表面近くにはCube方位の領域が比較的多く分布し，またGoss方位の領域も断面内に偏在していた。

これら2種の材料を圧延直角方向にストレッチした後

*1 アルミ・銅事業部門　技術部　*2 技術開発本部　材料研究所

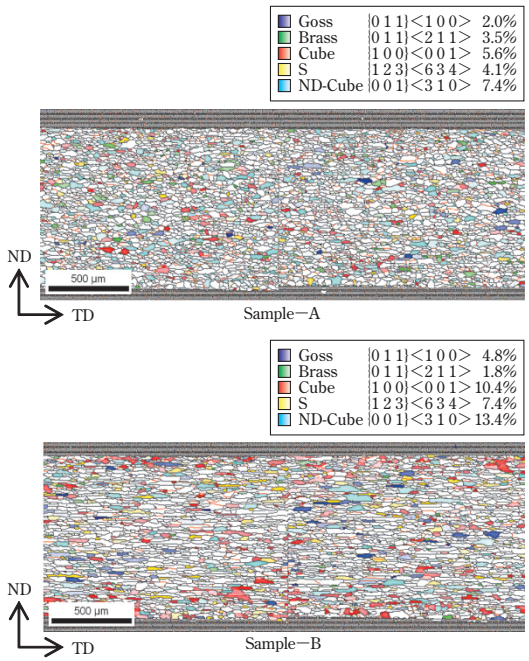


図 1 供試材の集合組織測定結果
Fig. 1 SEM/EBSD maps of tested samples

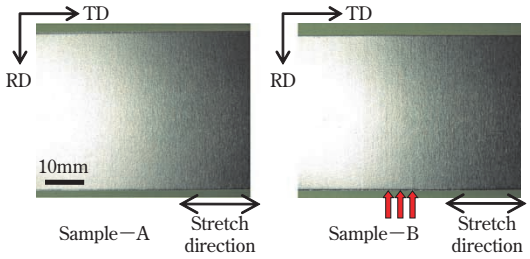


図 2 ストレッチ試験後の供試材表面の外観(LT方向15%ストレッチ)
Fig. 2 Surface appearance after 15% stretch

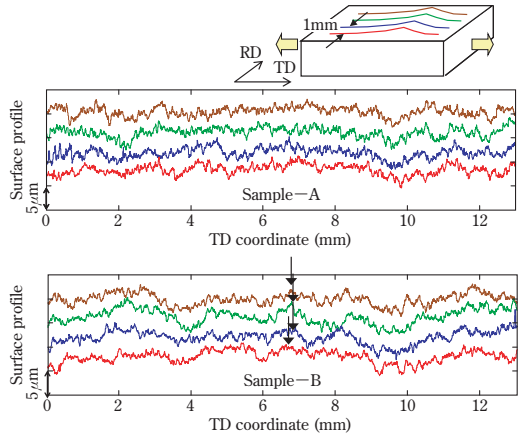


図 3 15%ストレッチ後の表面形状の測定結果（各線測定は上下にオフセットして表示）
Fig. 3 Surface profile of each sample after 15% stretch (Base lines for each profile were shifted upward by 5 μm)

の表面外観を**図 2** に示す。B 材の場合には圧延方向に平行に筋状の模様を呈するリジングマークが現れた。これに対して A 材では，顕著なリジングマークは現れず良好な表面外観を維持していた。**図 3** に触針式輪郭測定機によるストレッチ後の表面形状の測定結果を示す。ここでは，圧延直角方向への線測定を1 mm間隔で4ライン行ったが，B 材では周期1.5〜2.5mm程度，振幅 5 μmの凹凸波形が見られるとともに，隣接するライン間でも類似する形状が見られた。なお表面の凹凸波形を周波数分析したところ，上記周期の成分の存在が確認された。これらのことから，圧延方向に連続した凹凸模様がリジングマークとして認識されると考えた。A 材でも同様の傾向は見られたが，B 材より軽微で規則的な表面模様は明瞭には現れなかった。

2. リジング変形挙動の結晶塑性解析

2.1 解析方法

ひずみ速度依存型の結晶塑性理論[8] に基づき，前記材料のストレッチ変形の有限要素解析を行った。以下に結晶塑性理論の定式化について述べる。

結晶のすべり面に生じる結晶学的なすべり変形を考える。流れ則として，すべり系 α のすべり速度 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ と分解せん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ の間に次のような粘性形の関係を仮定する。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)}=\dot{a}\left(\frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}}\right)\left|\frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}}\right|^{1/m-1} \quad \cdots\cdots(1)$$

ここで $\dot{a}$ はひずみ速度の基準量，m はひずみ速度感受性指数，$g^{(\alpha)}$ は α すべり系の降伏応力相当量である。上式のすべり速度より塑性ひずみ速度を求め，応力速度とひずみ速度の関係式に代入することで速度型の構成式が得られる。

加工硬化特性はすべり系について規定し，硬化係数 $h_{\alpha\beta}$ を用い，すべり系 α と β 間の相互作用を考えた次式のような形を用いた。

$$\dot{g}^{(\alpha)}=\sum_{\beta=1}^{n}h_{\alpha\beta}\left|\dot{\gamma}^{(\beta)}\right| \quad \cdots\cdots(2)$$

ただし n はすべり系の総数である。ここでは，各すべり系のすべり量の総和に応じて等しく加工硬化する等方硬化を仮定し，硬化特性の具体形として次式を用いた。

$$h_{\alpha\beta}=H(\gamma)=\frac{d\tau(\gamma)}{d\gamma} \quad \cdots\cdots(3)$$

$$\gamma=\sum_{\alpha=1}^{n}\left|\gamma^{(\alpha)}\right| \quad \cdots\cdots(4)$$

$$\tau(\gamma)=\tau_0+(\tau_s-\tau_0)\tanh\left(\frac{H_0\gamma}{\tau_s-\tau_0}\right) \quad \cdots\cdots(5)$$

τ_0，τ_s，H_0 は硬化特性を表す特性値である。以上のような構成式を増分型の有限要素解析プログラム[9] に組込んで変形解析を行った。

すべり系としてはfcc結晶の12すべりを考えた。材料特性値としてアルミ相当の弾性係数を用いたほか，(5) 式中の諸量に τ_0=47.5(MPa)，τ_s=107.8(MPa)，H_0=168.8(MPa)の値を用い，A 材の特性を模擬した。

実際の解析モデル作成においては，図 1 の結晶方位の測定結果から3,000×1,000 μmの矩形部分を選んで解析領域とし，その間の結晶方位を170×70分割の有限要素に割振り，多結晶モデルとした。この領域を平面ひずみ条件下で圧延直角方向に引張変形する場合を解析した。

2.2 解析結果

A，B 両材の矩形領域を 5 %ストレッチした後の変形図を**図 4** (a)，(b) に示す。なおこれらの図では，各断

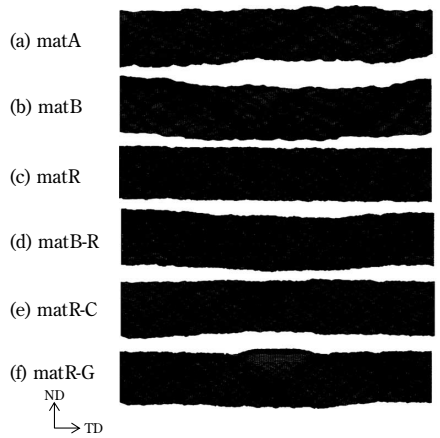


図 4　5％ストレッチ後の変形図（板厚方向の変位を10倍に拡大して表示）

Fig. 4 Deformed section shape predicted by crystal plasticity analysis of each material (After 5% stretch, out of plane displacement was enlarged 10 times)

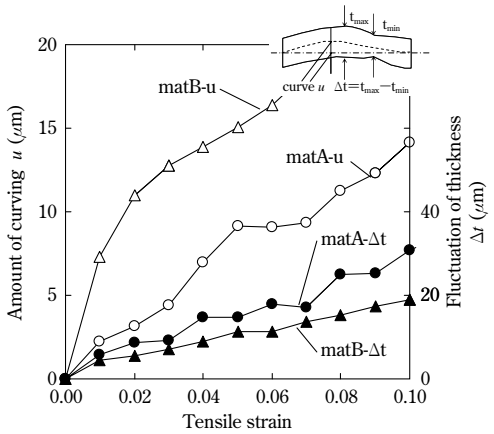


図 5　解析結果：湾曲量，板厚偏差量とひずみ量の関係

Fig. 5 Relationship between curving, fluctuation of thickness and tensile strain

面変形の特徴を見るために面外方向の変形のみを10倍に拡大し，断面を黒塗りの領域として表示している。両材とも，ストレッチ後には表面凹凸や板厚の偏差，湾曲などが見られたが，B 材が弓形に湾曲する変形がより顕著であった。**図 5** に，両材の板厚中心軸の湾曲量，板厚偏差量およびストレッチ量の関係を示す。なお板厚偏差量は最大板厚と最小板厚の差として定義した。板厚偏差量はA材がB材をやや上回っており，上記リジングマークの良否との相関は小さいと考えられた。一方で湾曲量は，A材に比較してB材が顕著に大きな値を示した。これらより，前述した両材のリジング挙動の差は，圧延直角方向へのストレッチ時に生じる湾曲変形挙動が主原因と推測した。

2.3　湾曲変形の原因を探る変形解析結果

上記解析結果より，供試材A，Bのリジング挙動の違いは湾曲変形の程度によるとの推測を行った。そこでさらに，このような湾曲変形が具体的にどのようなメカニズムによるのかを調べるため，**表 2** に示す仮想的な条件で解析を行った。

ここで，matRはEuler空間内（ϕ_1, Φ, ϕ_2）内でODFが一様となるように各方位粒 i の体積分率 $V^{(i)}/V$ を次式で求め[10]，かつ領域内にランダムに配した仮想的なランダム方位組織である。

$$\frac{V^{(i)}}{V}=\int_{\varphi_1}^{\varphi_1+d\varphi_1}\int_{\Phi}^{\Phi+d\Phi}\int_{\varphi_2}^{\varphi_2+d\varphi_2}\frac{\sin\Phi}{8\pi^2}d\varphi_1 d\Phi d\varphi_2 \quad \cdots\cdots\cdots\cdots(6)$$

一方，matR－CおよびmatR－Gは，このランダム組織中の中心軸からずれた位置にそれぞれCube，Gossの矩形領域を配した組織である。またmatB－Rは，材料Bと各方位成分の面積率は同一で結晶の並びのみをランダム化した組織である。

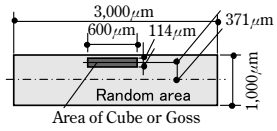
各場合の5％ストレッチ後の変形図を図4(c)～(f)に，また板厚中心軸の形状を**図 6** に示す。ランダム組織のmat－Rでは湾曲や顕著な板厚の偏差がほとんど見られず，領域内で均一な変形が生じた。結晶粒の配置のみをランダム化したmatB－Rでは，matBに比べて湾曲変形が減少したうえに板厚偏差も低減したが，下に凸な湾曲傾向は依然見られた。一方，ランダム方位中にCube方位を配したmatR－Cでは上に凸な湾曲が，またGoss方位を配したmatR－Gでは下に凸な湾曲が起こる傾向が見られた。また図4(e)，(f)より，matR－CのCubeを配した部分は板厚が薄く，matR－GのGossを配した部分は板厚が厚くなる傾向が見られた。

そこで，種々の代表的な結晶方位の単結晶を対象に，平面ひずみ下で圧延直角方向に引張変形させた場合の応力－ひずみ関係を結晶塑性解析で求めた（**図 7**）。塑性流動応力は，他の方位に比べてCube方位が低いこと，およびGoss方位が高いことなどがわかる。

ここで，B材で見られた湾曲変形が生じるメカニズムについて考察する。図4(e)，(f)に見られるように，断面内にCubeやGossの粒の群が偏在すると湾曲が生じた。この原因として，図7に見られるように平面ひずみ下の引張変形に対し，Cube方位の粒は周辺より降伏応力が低く，Goss方位の粒は降伏応力が高いため，断面内での引張応力の分布のバランスがずれることが考えられた。この場合の湾曲変形のメカニズムを模式的に**図 8** に示す。

表 2　解析条件の一覧

Table 2 Conditions of deformation analysis

CASE	Crystal orientation	
matA	Sample－A	
matB	Sample－B	
matR	Ideal random orientation material	
matB-R	Arrangement of grains of mat-B was randomized	
matR-C	Cube area is added into matR	
matR-G	Goss area is added into matR	

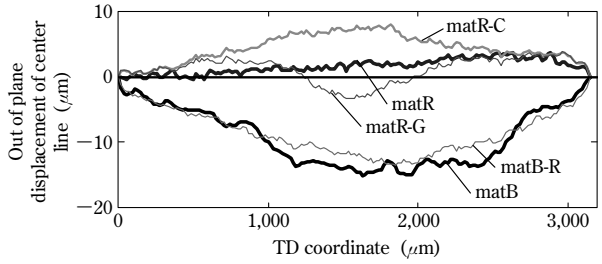


図 6　5％ストレッチ後の板厚中心軸の形状

Fig. 6 Predicted out of plane displacement of center line of the area

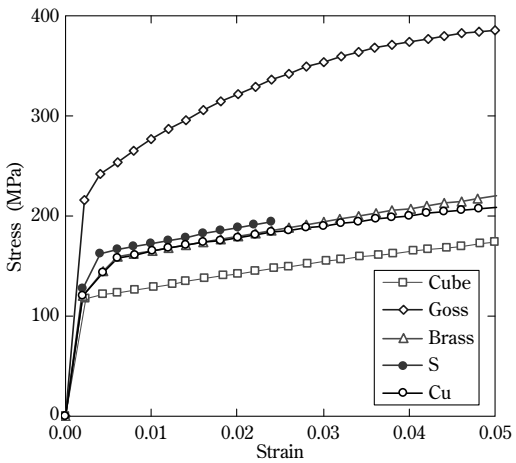


図 7　種々の方位の単結晶のTD方向平面ひずみ引張時の応力ーひずみ曲線

Fig. 7 Stress-strain relation of single crystal of various crystal orientation in transverse direction stretching

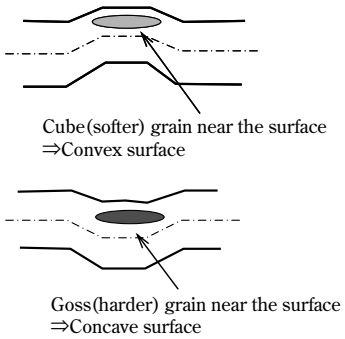


図 8　断面内にCube，Goss方位粒の群がある場合の変形挙動の模式図

Fig. 8 Schematics of material deformation including Cube or Goss regions

B材の湾曲変形がA材に比べて顕著となった要因に関しても，B材では断面内にCube粒やGoss粒が偏在していたことが一因として考えられた。なお，B材の結晶粒の配置をランダム化した場合にも湾曲が残るとの解析結果となった。同材に含まれる結晶方位分布自体にも非対称変形を生じさせる原因があると考えられたが，これは今後の課題としたい。

むすび＝6000系板材のリジングマークがどのように生じるかを探るため，種々の供試材を対象にリジング変形特性の調査や集合組織測定を行うとともに，結晶塑性理論による変形解析を行った。その結果，リジングマークは圧延直角方向へのストレッチ時に生じる板の湾曲変形によって特徴づけられると考えられた。またこのような湾曲変形が生じたのは，断面内に存在するGossやCubeなどの粒の偏在により断面内の応力分布が不均一になることが一因と推定した。しかしながら，変形機構のメカニズムにはなお未解明な部分があると思われ，引続き課題としたい。

6000系板材を自動車パネルに適用するにあたっては，プレス成形後の外観は，強度や成形性などと同様にきわめて重要な品質項目となる。その意味において当社は，素材メーカとしての立場からも素材特性の改善に努め，外観に優れた高品質の自動車車体の実現に貢献したいと考えている。

最後に，結晶塑性解析について多大なご指導をいただいた大阪大学北川浩名誉教授および中谷彰宏教授に謝意を表す。

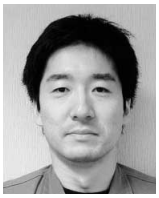
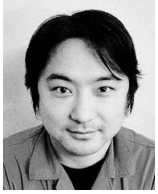
参　考　文　献

1）A. J. Beaudoin et al. Metall. Mater. Trans. A. 29A, 1998, p.2323-2332.
2）H. Jin et al. Material Science and Technology, 2005, 21-4, p.419-428.
3）H. Jin et al. Material Science and Engineering, 2005, 403, p.112-119.
4）D. Raabe et al. Acta Mater. 2003, 51, p.1539-1560.
5）池田賢一ほか．軽金属学会第110回講演概要集．2006, p.207.
6）高木康夫ほか．軽金属学会第116回講演概要集．2009, p.127.
7）H. Konishi et al. Proceeding ICAA12, 2010, p.1449-1454.
8）D. Peirce, et al. Acta Met. 1983, 31-12, p.1951.
9）H. Kitagawa et al. Proceeding ICES95, 1995, p.2093-2098.
10）H. J. Bunge. Texture Analysis in Materials Science, Butterworths, 1982.

（論文）

Al-Mg-Si合金押出材の再結晶組織に及ぼす押出温度の影響

Effect of Extrusion Temperature on Recrystallization Textures of Extruded AA6005C Alloys

伊原健太郎*1（工博）
Dr. Kentaro IHARA

志鎌隆広*2（工博）
Takahiro SHIKAMA

森田啓二*3
Keiji MORITA

A study was made to determine the effect of the extrusion temperature on the recrystallized grain size and texture of an AA6005C alloy. Several extrusion tests were conducted at temperatures from 753 to 793K at an extrusion speed of 3m/min. A decrease in extrusion temperature from 793K to 753K was found to increase the average size of recrystallized grains from 170μm to 230μm and the volume fraction of cube-oriented recrystallized grains from 30% to 40%. A high-temperature compression test, conducted to elucidate the formation process of recrystallized grains, revealed that, compared with the extrusion at 793K, the one at 753K yields fewer recrystallized grains immediately after the deformation, indicating that a larger amount of energy is stored in the unrecrystallized region. The increased stored energy is considered to have promoted the preferential growth of the recrystallized Cube grains.

まえがき＝6000系Al-Mg-Si合金は，押出材として主として輸送機器，建材，電子機器の分野で使用されている。自動車などの輸送機器に用いられる構造材としては，強度や耐食性，溶接性などが求められる[1)]。この材料は一般には，押出後に強制冷却し，高温時効してT５調質を施されることが多く，押出方向に伸びた繊維状組織として強度が高い状態で使われる。押出材の機械的特性は再結晶集合組織により変化する。その一例として中空形材のCube方位｛100｝＜001＞の集積度が高いと耐衝撃性が向上することが報告されている[2)]。しかしながら押出材の再結晶集合組織に関しては，押出温度によって変化することが主に丸棒の場合で報告されている[3)] 一方で，中空形材での報告は少ない。そこで本稿では，AA6005C（JIS 6N01）－Ｔ５アルミニウム合金の中空形材の押出条件が再結晶集合組織の形成過程に及ぼす影響を明らかにするため，押出温度を変えたT５中空形材の再結晶集合組織を調査したのでその概要を報告する。

1. 試験方法

供試材はAA6005C（JIS 6N01）－Ｔ５中空形材である。供試材の化学成分を**表１**に，製造工程を**図１**に示す。ϕ155mmのビレットを520℃で４hの均質化熱処理を行った後，480℃，500℃，520℃の各温度に再加熱し，押出速度３m/min，押出比44で熱間押出を行った。押出の出口温度は加工発熱により加熱温度より約15℃高い。押出後，水冷までの時間は20sとした。その後，190℃で３hの高温時効を行って供試材（Ｔ５）とした。

この供試材を用いて引張試験や光学顕微鏡観察，集合組織測定，および透過型電子顕微鏡（TEM）観察を行った。引張試験は，長手方向が押出方向（L方向）に平行になるようにJIS13B号試験片を切出し，標点間距離50mm，クロスヘッド速度２mm/min，初期ひずみ速度７×$10^{-4}s^{-1}$で行った。結晶粒組織は，LT-ST断面を５％水酸化ナトリウム溶液でエッチングして光学顕微鏡を用いて観察した。集合組織の測定は走査型電子顕微鏡（SEM）によるEBSD法で行った。測定面はLT-ST断面

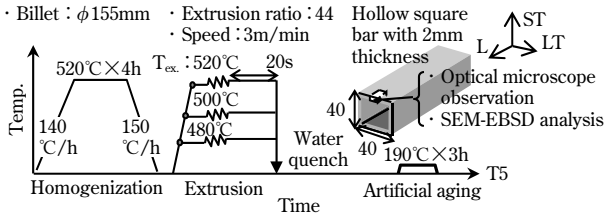


図１ 6005C合金押出材の工程の模式図
Fig. 1 Schematic view of process of extruded 6005C alloys

表１ 供試材の化学成分（wt%）
Table 1 Chemical composition of studied Al-Mg-Si alloy (wt%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Mn+Cr	Unspecified other elements	
										Each	Total
Specimen	0.40	0.20	0.15	－	0.80	－	－	0.02	－	－	－
AA6005C	0.40－0.90	0.35	0.35	0.50	0.40－0.80	0.30	0.25	0.10	≦0.50	0.05	0.15

*1 アルミ・銅事業部門　真岡製造所　技術部　*2 アルミ・銅事業部門　長府製造所　アルミ押出工場　*3 神鋼ファブテック㈱

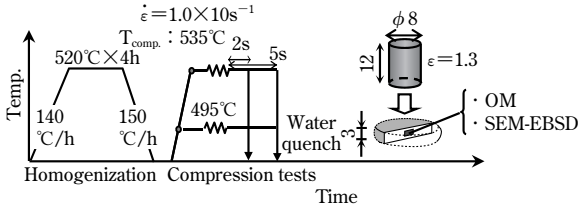


図 2 6005C合金高温圧縮試験工程の模式図
Fig. 2 Schematic view of process of hot compression tests

で，電解研磨した後に日本電子製SEM（JEOL6500F）に搭載したTSL社製方位解析装置（OIM）を用いた。加速電圧は15kVとし，測定範囲2×2mmをステップ間隔5μmで測定した。TEM観察により，分散粒子のサイズと間隔を測定した。また，再結晶組織の初期形成過程を明らかにするために，押出試験とは別に，供試材のビレットを用いて高温圧縮試験を行った。試験条件を**図 2**に模式的に示す。520℃で4hの均質化熱処理後のビレットより，φ8×12mmの円柱状に試験片を切出し，ひずみ速度$10s^{-1}$，圧下率75%で圧縮試験を行った。なお，高温圧縮試験の温度は押出温度480℃および520℃よりもそれぞれ15℃高い，495℃および535℃とした。これは，押出中の加工発熱分を加算したことによる。試験機には富士電波工機社製のサーメックマスターZを用いた。圧縮変形終了後，2秒および5後経過した後に水冷し，試料中央部の組織を，圧縮軸に平行な断面で光学顕微鏡およびSEM-EBSD法によって観察した。

2. 試験結果

2.1 供試材の引張特性

表 2に示す供試材の押出方向の引張特性はJIS H4100の規格を満足し，標準的な値より引張強さおよび耐力がやや高い。引張強さおよび耐力は押出温度の低下に伴って低くなった。

2.2 供試材のミクロ組織

2.2.1 結晶粒組織

図 3に供試材の再結晶組織（光学顕微鏡写真）を示す。**表 3**に各温度での押出材のミクロ組織測定結果を一覧で示す。押出温度が480～520℃の範囲では肉厚全域にわたって再結晶しており，押出温度が520℃から480℃に低下すると中心層の再結晶粒の平均粒径は165μmから234μmまで増大した。

2.2.2 結晶方位分布

図 4に供試材の結晶方位分布を示す。なお，図4（A）はL方向の結晶方位を示した逆極点図マップで，方位は図右横のステレオ三角形内の色で示している。図4（B）に，集合組織の主な方位であるCube方位{001}＜100＞，Goss方位{001}＜100＞，Brass方位{011}＜211＞，S方位{123}＜634＞，Cu方位{112}＜111＞，{112}＜110＞方位，および{001}＜110＞方位の分布を色別に示す。図4（B）中の黒い実線は，方位差15°以上の境界で，大角粒界に対応する。

図4（A）に示すように，中心層と表面層で結晶方位分布が異なる。中心層は＜001＞が集積し，表面層は比較的ランダムな方位分布であった。中心層は，Cube方位

表 2 6005C－押出T5材の引張特性
Table 2 Tensile properties of extruded 6005C-T5 specimens

$T_{ex.}$ (℃)		TS (MPa)	YS (MPa)	El. (%)
520		278	255	12
500		277	252	12
480		266	241	12
Standard data of 6005C [12]	T5	265	225	14
JIS H4100	T5	≧245	≧205	≧8

表 3 ミクロ組織測定結果
Table 3 Summary of survey results

$T_{ex.}$ (℃)		480	500	520
Mean grain size (μm)	Surface layer	132	139	136
	Center layer	234	178	165
Area fraction of texture (%) (LT-ST cross section)	Cube	38	30	29
	Goss	8	8	9
	Brass	4	3	5
	S	3	2	6
	Cu	3	1	2
	{112}＜110＞	3	2	2
	{001}＜110＞	3	1	1
Mean dispersoids size (nm)		140	136	140
Mean dispersoids space (μm)		2.2	2.5	2.2

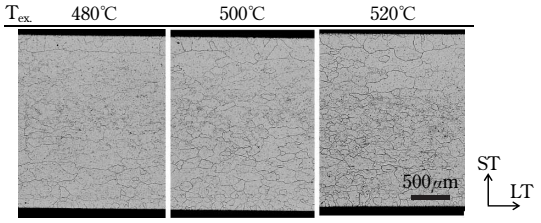


図 3 6005C合金押出T5材LT-ST断面の光学顕微鏡写真（$T_{ex.}$: 押出温度）
Fig. 3 Optical microstructure of extruded 6005C-T5 alloys ($T_{ex.}$: Extrusion temperature)

が最も多く分布し，次いでGoss方位が分布していた。表面層には，中心層には存在しない{112}＜110＞方位や{001}＜110＞方位が分布しており，これは，押出表面に加わるせん断ひずみによって形成される方位[3)～5)]と同じである。また，表面層にはGoss方位やBrass方位，S方位，Cu方位も分布していた。

図4（A）の結晶方位分布の違いをもとに中心層と表面層に分け，それぞれの層で大角粒界の平均間隔から再結晶粒径を測定した結果を**図 5**に示す。押出温度が520℃から480℃に低下すると，再結晶粒径は中心層では165μmから234μmに大きくなった。一方，表面層では136μmから132μmとほとんど変化しなかった。図4（B）で肉厚全域にわたって測定した各方位粒の面積率と押出温度の関係を**図 6**に示す。押出温度によって面積率が変化する主な方位は中心層に分布するCube方位粒であり，押出温度が520℃から480℃に低下すると，Cube方位粒の面積率は29%から38%にまで高くなった。押出温度の低下に伴う中心層の再結晶粒の粗大化は，Cube方位粒の面積率の増大と対応する。これまで，6063合金の丸棒押出材で押出温度が520℃から400℃に低くなると，加工度92%の再結晶集合組織の＜100＞繊維の割合が53%から27%に小さくなるとの報告があり[6)]，純アルミニウムの

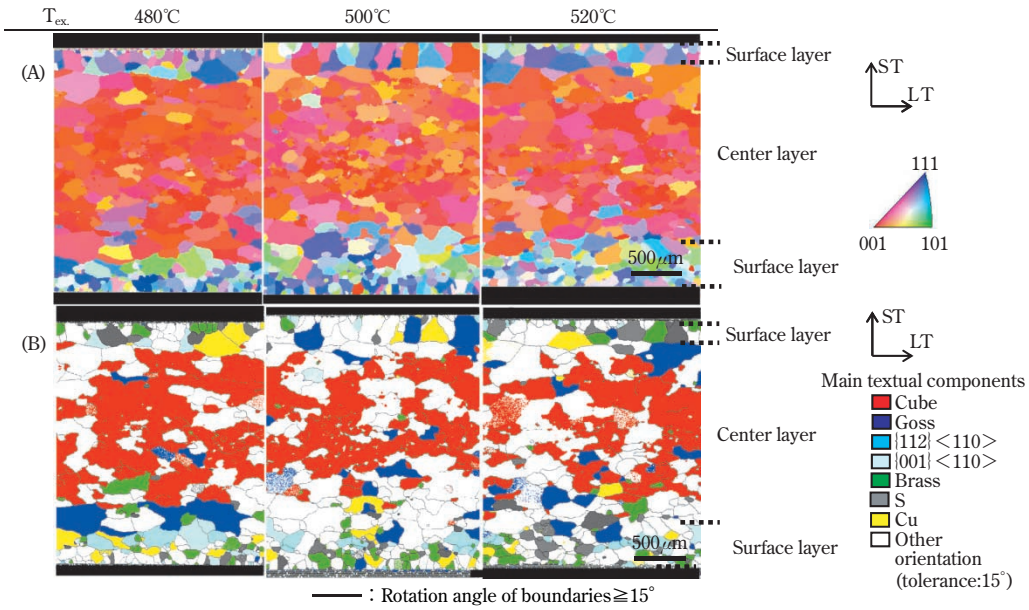


図 4　6005C合金押出T 5 材LT-ST断面のSEM-EBSDマップ（A：結晶方位分布，B：主な集合組織方位成分の分布）
Fig. 4　SEM-EBSD maps of extruded 6005C-T5 alloys (A: Orientation distribution, B: Main textual components)

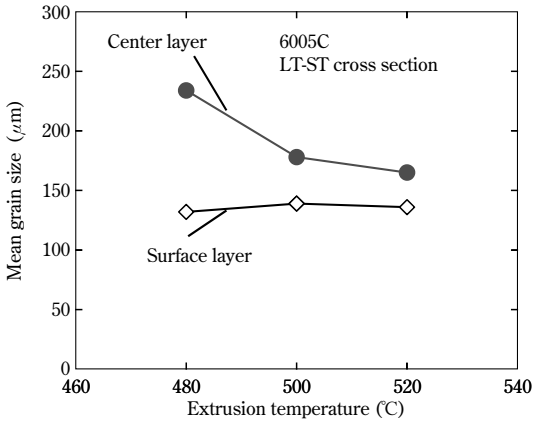


図 5　押出温度と再結晶粒径との関係
Fig. 5　Relationship of extrusion temperature and recrystalized grain size

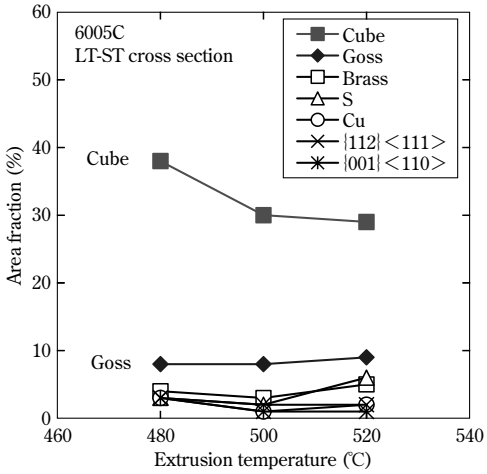


図 6　押出温度と集合組織各方位成分の面積率との関係
Fig. 6　Relation between area fraction of textual components and extrusion temperature

丸棒押出材[7]でも480℃から290℃に押出温度を下げた場合に同様の傾向が報告されている。これらは，<111>繊維組織が多く残っており，再結晶が完全に生じていない温度域を含んでいる。このため，いずれも全域で再結晶した本供試材で，押出温度を520℃から480℃に低下させるとCube方位粒の面積率が30%から40%に上がるという傾向とは比較できない。

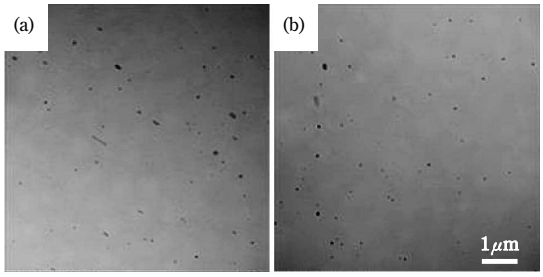


図 7　6005C合金押出T 5 材の分散粒子
Fig. 7　Dispersoids in 6005C alloys extruded at (a)480℃, (b)520℃

Cube方位以外の主方位の面積率は，いずれの押出温度でも同程度であった。押出温度が高いほど，Cube方位の面積率が低くなる一方で，測定した主方位以外の方位の面積率の合計は増えたことになる。これは，押出温度が高いと，様々な方位を持った粒が再結晶して成長しやすいことを示唆する。なお，圧延板の場合は，Cube方位の集積度が上がると曲げ性が向上するといわれている[8), 9)]。確認のため供試材でもVブロック法による曲げ試験（JIS Z2248）をLT方向で行った結果，押出温度が520℃から480℃に低下すると限界曲げ半径が1.5mmから0.3mmに小さくなり，Cube方位の面積率が高いほど曲げ性が良くなった。

2. 2. 3　分散粒子

図 7 に各温度での押出材の分散粒子のTEM写真を示す。これらはいずれも，520℃で 4 hの均質化熱処理を施したものであり，Al-Fe-Si系分散粒子の粒子径および粒子間隔にはほとんど差はなかった。押出温度が低下すると再結晶粒径が大きくなりCube方位粒の面積率が高くなるのは，分散粒子の影響ではなく，これらの再結晶粒径と集合組織の変化は押出温度の影響によるものである。

3. 考察

3.1 変形温度と蓄積ひずみ量

供試材の再結晶過程を明らかにするため，高温圧縮試験によって再結晶の初期段階での組織観察を行った。**図8**に応力ーひずみ曲線を示す。高温変形においては，室温と同様に変形応力は転位密度の1/2乗に比例することが知られている[10)]。本圧縮試験の場合，495℃変形材は535℃変形材よりも変形応力が約30%大きいため，転位密度は約70%大きいと推定される。

3.2 再結晶初期段階の結晶粒組織

図9に，535℃および495℃で75%圧縮変形した試料中心部の2秒後と5秒後の光学顕微鏡組織を示す。2秒後の段階では，535℃変形材，495℃変形材ともに，横方向に伸長した変形組織の中に10～20 μm程度の直径の結晶粒が観察された。これらの結晶粒は等軸状であることから，再結晶粒であると推定した。5秒後の段階では，535℃変形材，495℃変形材ともに観察領域全域にわたって再結晶が進行し，再結晶粒が粒成長した。535℃変形材よりも495℃変形材のほうが粒成長後の再結晶粒径が大きかった。

3.3 再結晶初期段階の結晶方位分布

再結晶初期段階における優先方位形成を確認するため，圧縮変形後2秒の試料中心部のSEM-EBSD解析を行った結果を**図10**に示す。図10(a) は，圧縮軸方向の逆極点図マップで，方位は図下のステレオ三角形内の色に対応している。圧縮軸方向が図中の赤い領域は＜001＞に，

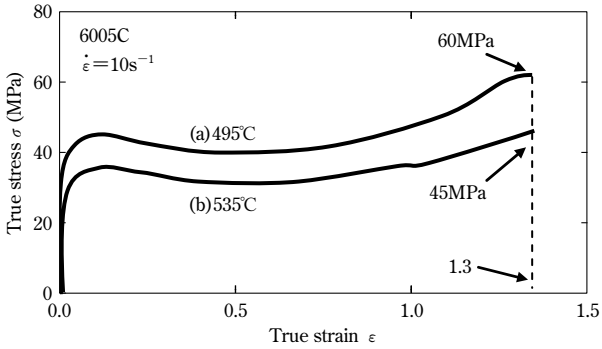


図8 6005C合金の高温圧縮試験の応力ーひずみ曲線（(a)495℃，(b)535℃

Fig. 8 Stress-strain curves for 6005C alloys compressed at (a)495℃, (b)535℃

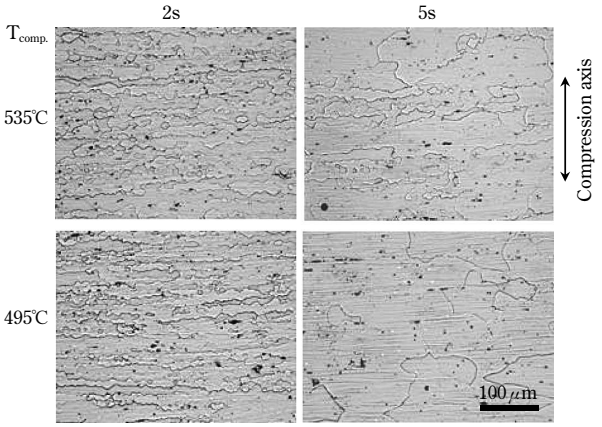


図9 6005C合金の高温圧縮試験材中央部の光学顕微鏡写真

Fig. 9 Optical microstructure in center of compressed 6005C alloys

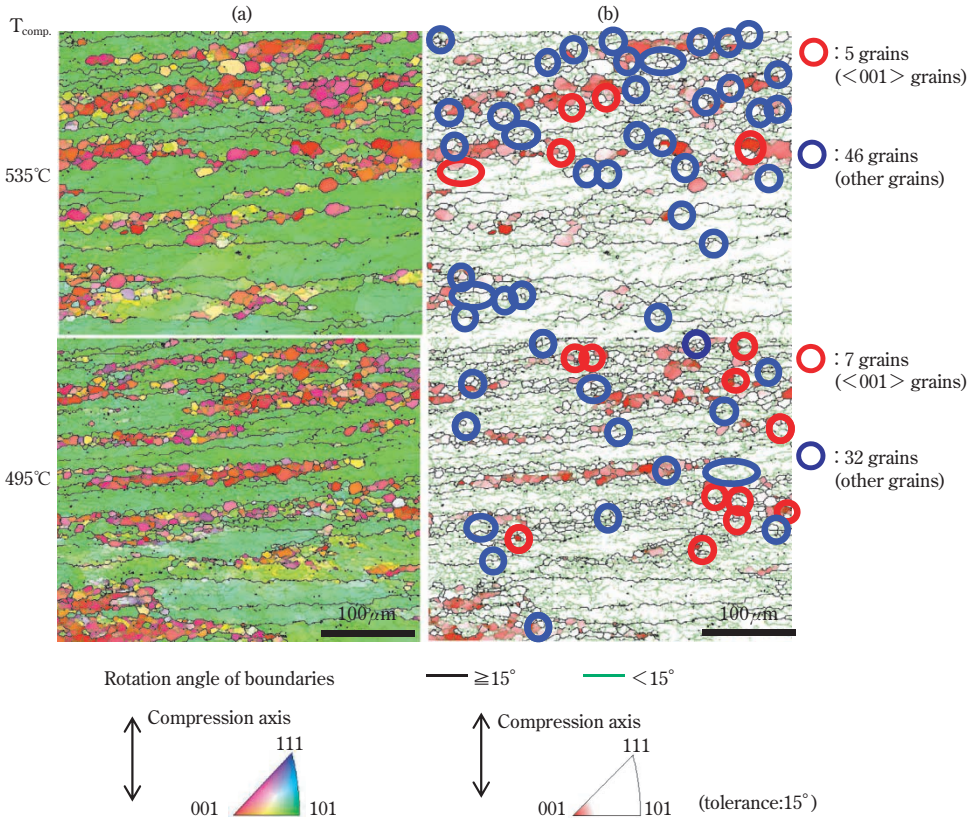


図10 6005C合金の高温圧縮試験材中央部のSEMーEBSDマップ
(a) 圧縮軸方向の結晶方位分布，(b)＜001＞粒の分布

Fig.10 SEM-EBSD maps in center of compressed 6005C alloys
(a) orientation distribution of compression axis, (b) distribution of ＜001＞ grain

緑色の領域は＜110＞に配向している。ここではそれぞれ＜001＞粒，＜110＞粒と呼ぶ。図10(b）は，＜001＞粒のみを赤色で図示（許容誤差：15°）したもので，黒色の線は大角粒界，緑色の線は小角粒界に相当する。大角粒界に囲まれ，内部に小角粒界を含まない等軸状の結晶粒を再結晶粒と見なした。再結晶粒のうち，＜001＞粒を赤い円で，＜001＞粒以外を青い円で囲んだ。測定視野内での再結晶粒の数は，535℃変形材が51個，495℃変形材が39個と，495℃変形材のほうが再結晶粒は少なかった。＜001＞粒は535℃変形材が５個，495℃変形材が７個と，再結晶粒に占める＜001＞粒の割合は495℃変形材のほうが大きかった。

3.4　供試材のCube方位粒の優先成長機構

＜110＞は圧縮変形でのTaylor因子が大きく蓄積エネルギーが大きい方位であるのに対し，＜100＞は圧縮変形でのTaylor因子が小さく蓄積エネルギーが小さい方位であると考えることができる[11]。このため，図10で見られる＜001＞粒は，回復が早く優先成長することができる方位であり，押出中心層のCube方位に対応すると考えられる。495℃変形材の場合は，535℃変形材より再結晶初期段階の再結晶粒の数が少なく，＜001＞粒の割合が大きい。なおかつ，未再結晶領域の蓄積ひずみエネルギーが大きいため，優先成長できる＜001＞粒の成長速度が大きくなり，その結果，Cube方位粒のように優先的に成長する再結晶粒の面積率が増大すると考えられる。

供試材の押出材の場合も，上記の高温圧縮変形材と同様の現象が起きていると推定される。その模式図を**図11**に示す。押出温度が480℃と低いと，変形直後の再結晶粒の数は少ない。ただし，回復の早いCube方位粒の割合が大きいと推定される。蓄積ひずみエネルギーが大きい未再結晶領域の中で，成長速度が速いCube方位粒が優先的に成長し，このため，押出後の再結晶組織ではCube方位粒の面積率が増大したと考えられる。

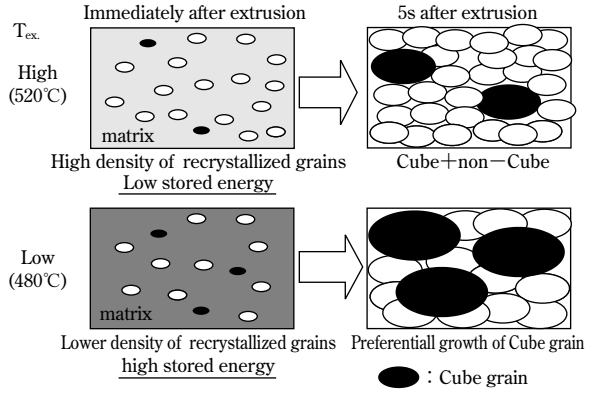


図11　6005C合金の再結晶過程の模式図
Fig.11　Schematic view of recrystallization in 6005C alloy

むすび＝6005Cアルミニウム合金の押出T５中空形材の押出温度を520℃から480℃に低下させ，再結晶集合組織の変化を調査した。また，再結晶過程を明らかにするため高温圧縮試験を行い，以下の結論を得た。

・押出温度が520℃から480℃に低下すると，再結晶粒平均粒径は約170μmから約230μmに粗大化し，Cube方位粒の占有率は約30％から約40％にまで高くなった。
・押出温度が480℃と低いと，変形直後の再結晶粒の数は少ない。ただし，回復の早いCube方位粒の割合が大きいと推定される。蓄積ひずみエネルギーが大きい未再結晶領域の中で，成長速度が速いCube方位粒が優先的に成長し，押出後の再結晶組織ではCube方位粒の面積率が増大すると推定される。

参　考　文　献

1）相浦　直ほか．R&D神戸製鋼技報．2002, Vol.52, No.3, p.83.
2）T. Furu et al. Mater. Sci. For. 519-521（2006), 1421.
3）井上博史 . 軽金属 . 2002, Vol.52, No.11, p.525.
4）J. Baumgarten et al. Z.Metallkd, 72（1981), 162.
5）J. Baumgarten et al. Z.Metallkd. 72（1981), 75.
6）高橋恒夫ほか．軽金属．1969, Vol.19, No.1, p.17.
7）J. Grewen et al. Metall. 12（1959), 523.
8）伊川慎吾ほか．軽金属 , 2011, Vol.61, No.2, p.53.
9）日比野旭ほか．軽金属学会第106回春期大会講演概要．2004, p.89.
10）F. R. Castro-Fernandes et al. Mats.Sci.and Tech., 6(1990), 453.
11）鄭　鉉默ほか．軽金属，52（2002), 525.
12）アルミニウム協会．アルミニウムハンドブック第７版，2007, p.49.

（技術資料）

耐熱マグネシウム合金部材の製造技術

Technology for Manufacturing Magnesium Alloy Components with Excellent Heat Resistance

浅川亮史*1　Ryoji ASAKAWA
蛭川謙一*1　Kenichi HIRUKAWA

Magnesium alloy forgings have been attracting attention for use in next-generation components with light weight and high heat resistance. A two-step process, consisting of casting small diameter rods and forging them, offers a viable solution for reducing the cost of forged Mg alloy products. To establish the process, we have developed technologies for continuously casting small diameter rods and for forging Mg alloys with low deformability.

まえがき＝地球温暖化対策として，輸送機の軽量化による燃費向上への取組が各方面で進められている。そうしたなか当社では，エンジン系部品にも適用可能な展伸用耐熱Mg合金の開発および製造技術の開発を行っている。

一般的にMg合金は軽量であるが，溶解･鋳造時は溶湯燃焼防止策を行う必要がある。また最密六方晶構造を有するため，立方晶構造を有するAl合金と比較して塑性加工性に乏しい。そのため，従来の製造技術（大径棒鋳造→押出→鍛造）では成形工程が多数回になって製造コストが割高になる。Mg合金の用途を拡大するためには製造コストの低減が不可欠である。

そこで，塑性加工性の改善に有効な微細結晶粒を有する鍛造素材を，生産性に優れた連続鋳造にて製造する新技術（小径棒鋳造→鍛造）の開発を行った。

本稿では鋳造材の鍛造特性，および小径連続鋳造棒の鋳造技術を紹介する。

1. 長周期積層型Mg合金の特性

近年，Mgに適量のRE（レアアース）とZnを添加することで長周期積層構造という原子配列を持つMg合金が発見され，研究が進められている[1)]。この長周期積層型Mg合金は，高温で熱処理を施すことで析出する濃度変調を伴った長周期積層構造相とα－Mg相との二相から成る。また，長周期積層構造相は熱的に安定であり，塑性加工によってキンク変形することで優れた機械的性質を発現する。当社は，独立行政法人科学技術振興機構（JST）の主導によって平成18～23年度に実施された「地域結集型共同研究事業（次世代耐熱マグネシウム合金の基盤技術開発）」に参画し，長期周期積層型Mg合金であるMg-2Gd-1Zn[at%]（Mg-11.5Gd-2.4Zn[wt%]）合金の製品化を目指して開発を進めている[2)]。

従来の耐熱Mg合金QE22，WE54，および耐熱Al合金2618，4032と本開発合金との耐力を比較したデータを**図1**に示す。従来の耐熱Mg合金と比較して室温から300℃に至るまで高強度であり，250℃以上では強度低下を示す耐熱Al合金より優位となる。この耐熱性および軽量性が要求される部材への適用が期待されている。

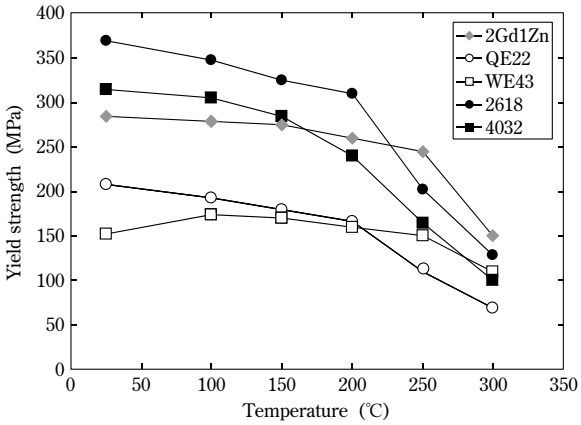


図1 開発Mg合金と各種汎用合金の温度－耐力値
Fig. 1 Yield Strength of various Mg and Al alloys

2. 開発合金の成形性と強度に及ぼす粒径の影響

開発合金Mg-2Gd-1Zn-0.2Zr[at%]を溶解し，成形性への影響因子である粒径の影響を調査した。冷却速度，および微細化剤であるZrによって粒径の異なる素材を作製し，鍛造前熱処理520℃×2 h→80℃焼入れ→400℃×1 hを施した材料にて成形性や強度に及ぼす鍛造条件の影響を調査した。

2.1 冷却速度と微細化剤が及ぼす粒径への影響

冷却速度2水準（砂型，銅金型）および微細化剤（以下，Zrという）2水準（添加，無添加）の合計4水準の粒径の異なる素材を作製した。砂型および銅金型の寸法は内径65mm，高さ200mmのものを用いた。**図2**に砂型

*1 アルミ・銅事業部門　大安工場

および銅金型を用いて鋳造した際の冷却曲線を示す。温度測定にはφ1 mmシース型熱電対を用い，固液間凝固速度を冷却速度とした。冷却速度は砂型が0.017℃/s，銅金型は0.34℃/sであった。**図 3** は，冷却速度とZrの有無が粒径に及ぼす影響を示す。また**図 4** は，冷却速度の違いあるいはZrの有無による鋳造材組織（粒径）の変化を示す。冷却速度の増加による結晶粒径への影響は，Zr無添加材において2,800μmから840μm へ微細化し，Zr 添加材においては130μmから57μmへ微細化した。また，粒界 3 重点に見られる粗大な晶出物（Mg3Gd相）のサイズは冷却速度の影響が大きく，0.017℃/sから0.34℃/sに増加することにより，25μm程度であったものが7μm程度に微細化した。

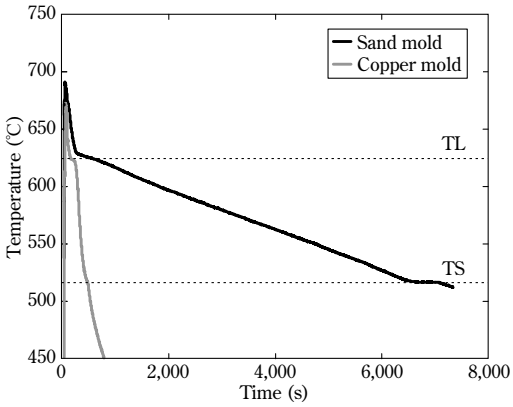


図 2 砂型および銅金型の冷却曲線
Fig. 2 Cooling curve by sand mold and copper mold

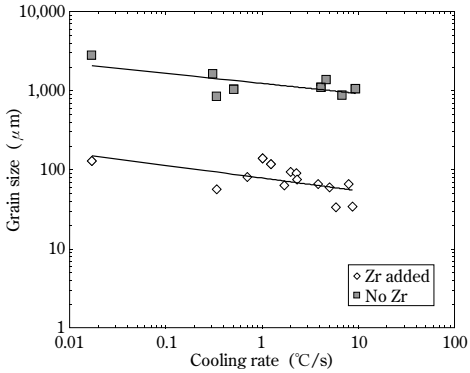


図 3 冷却速度とZrが粒径に及ぼす影響
Fig. 3 Effect of cooling rate and Zr on grain size

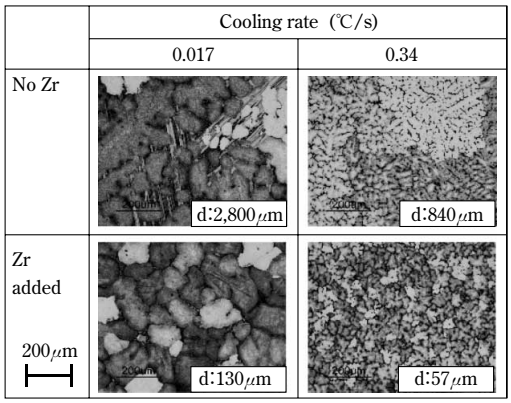


図 4 冷却速度とZr添加別鋳造材組織
Fig. 4 Microstructure of each cooling rate and Zr（as-cast）

2. 2　冷却速度と微細化剤が及ぼす成形性への影響

鍛造試験方法は，φ60mmの円柱形試料を軸方向据込み自由鍛造とし，圧下率50%，65%，および80%の 3 水準，鍛造温度380℃で油圧プレスにより潰し鍛造を行った。成形性の評価方法は鍛造後の試験片外観より，×（上面に達する割れ），△(側面へのひび)，○(割れ，ひびなし）の 3 段階とした。**表 1** に潰し鍛造後の成形性評価結果を示す。冷却速度の影響は冷却速度0.017℃/sから0.34℃/sと急冷させることで成形性が向上した。また，Zr添加によって成形性が向上した。

さらに，ミクロ組織に及ぼす冷却速度とZr添加の影響を組織観察によって調査した（**図 5**）。熱処理により粒界晶出物が固溶しているものの，鋳造材で見られた冷却速度の増加に伴って粒界晶出物が微細化する現象が，鍛造前熱処理材においても確認できた。同熱処理材の破断面形態（**図 6**）が粒界割れを呈していたことから，この残留粒界晶出物は成形性の影響因子であると考えられる。

表 1 冷却速度とZrが成形性に及ぼす影響
Table 1 Influence of cooling rate and Zr on formability

Cooling rate (℃/s)	Grain refiner	Reduction ratio		
		50%	65%	80%
0.017	No Zr	△	×	×
	Zr added	○	○	×
0 34	No Zr	○	×	×
	Zr added	○	○	△

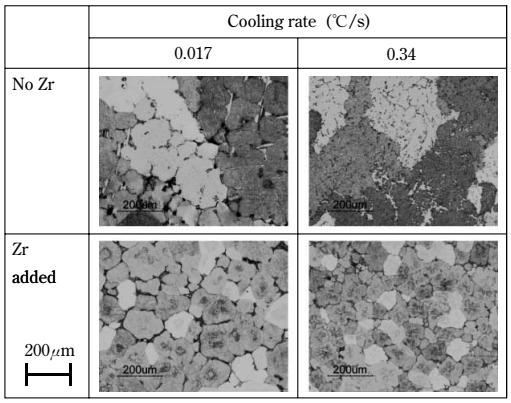


図 5 冷却速度とZr添加別熱処理材組織
Fig. 5 Microstructure of each cooling rate and Zr (heat treated)

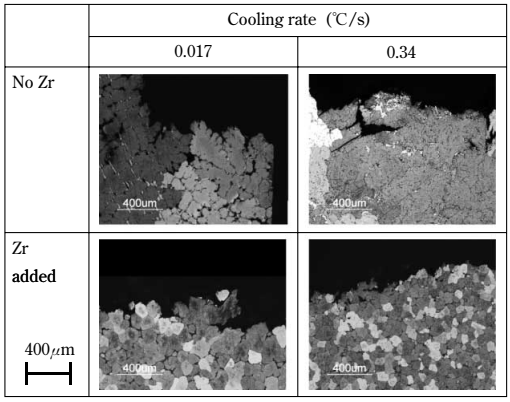


図 6 冷却速度とZr添加別熱処理材破断面組織
Fig. 6 Fracture surface of each cooling rate and Zr (heat treated)

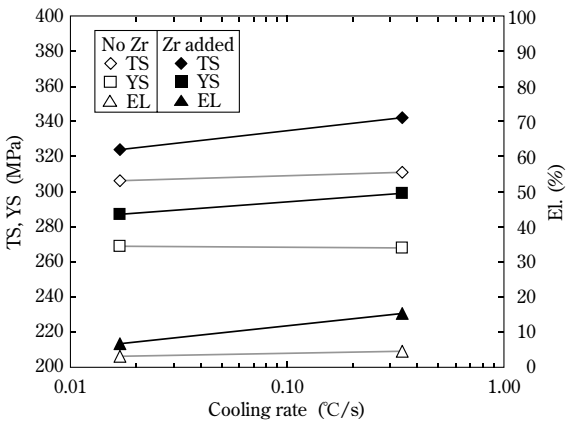


図 7 冷却速度とZr添加別鍛造材引張試験結果
Fig. 7 Effect of cooling rate and Zr on mechanical property (forged)

すなわち，冷却速度増加による粒径および粒界晶出物サイズの微細化は鍛造前熱処理後の残留晶出物起点割れを抑制し，成形性を向上させたと考えられる。また，Zr添加が粒界晶出物サイズに及ぼす影響は冷却速度より小さいが，結晶粒微細化による延性改善が成形性向上効果を一層顕著にさせると考えられる。

2.3 冷却速度と微細化剤が及ぼす強度への影響

図 7 に冷却速度とZrの有無による圧下率80%鍛造材の引張試験結果を示す。Zr無添加材においては冷却速度の増加により引張強度と伸びはわずかに向上し，Zr 添加剤においては引張強度と伸び，さらには耐力が大きく向上した。例えばZr添加材において冷却速度0.017℃/sから0.34℃/sと増加することで，耐力は287MPaから299MPaとわずかに増加するのに対し，伸びは6.6%から15.4%と大きく増加している。この冷却速度とZrが及ぼす伸びへの影響は2.2節で述べた成形性への影響とも一致する。

3. 開発合金の成形性および強度に及ぼす鍛造条件の影響

ほとんどのMg合金の結晶は最密六方晶構造であり，常温におけるすべり面は（0001）のみのため，立方晶であるAl合金や銅合金に比べて成形性に乏しい[3)]。

そこで本章では，銅金型を用いて開発合金の鋳塊を作製した。その後，鍛造前熱処理（520℃×2 h→80℃焼入れ→400℃×1 h）を施した材料にて成形性，強度に及ぼす鍛造条件の影響を調査した。

3.1 プレス速度の成形性と強度への影響

プレス速度の影響を確認するため，鍛造温度350℃，圧下率30%，50%，80%の3水準にてメカニカルプレスおよび油圧プレスによる鍛造を行った。プレス速度はメカニカルプレスが250mm/s，油圧プレスが5 mm/sである。2.2節と同様の方法で行った成形性評価結果を**表 2** に示す。プレス速度250mm/sでは圧下率30%においてもひびが生じ，プレス速度5 mm/sでは圧下率50%まで割れることもなく鍛造することができた。**図 8** に各プレス速度による圧下率30%材の引張試験結果を示す。なおプレス速度250mm/s材の伸び値は標点外破断を呈したため除してある。プレス速度5 mm/s材と比べてプレス速度250mm/s材は強度が劣っていた。

3.2 鍛造温度の成形性と強度への影響

圧下率を80%一定とし，鍛造温度を300℃，350℃，および400℃としたときの油圧プレスによる鍛造材の概観写真を**図 9** に示す。鍛造温度300℃では全体に割れが入るのに対し，400℃では側面にひびが確認できる程度であり，鍛造温度の上昇に伴って成形性が向上している。圧下率80%，鍛造温度350℃および400℃での油圧プレスによる鍛造材の機械的性質を**図10**に示す。鍛造温度による伸びへの影響は少ないが，鍛造温度が低いほど引張強度および耐力が向上する。鍛造温度400℃での耐力は約240MPaであるが350℃では約290MPaまで向上する。

表 2 プレス速度別成形性評価試験結果
Table 2 Effect of press speed on formability

	Reduction ratio		
Press speed (mm/s)	30%	50%	80%
250	△	×	−
5	○	○	×

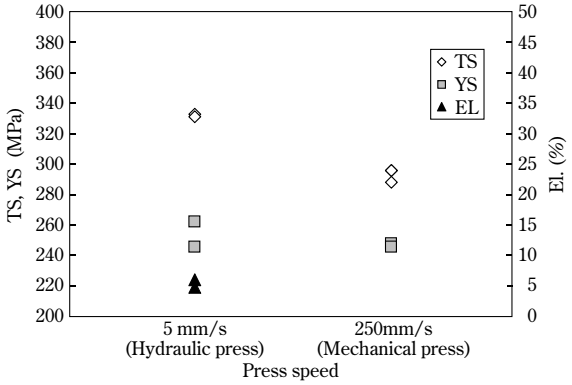


図 8 プレス速度別引張試験結果
Fig. 8 Effect of press speed on mechanical property

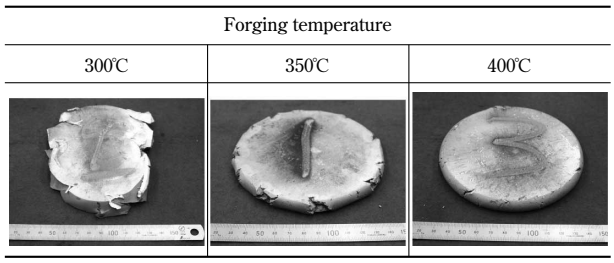


図 9 鍛造温度別鍛造材外観
Fig. 9 Effect of forging temperature on formability

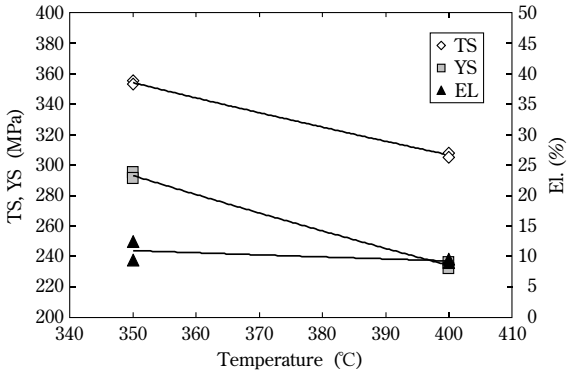


図10 鍛造温度別引張試験結果
Fig.10 Effect of forging temperature on mechanical property

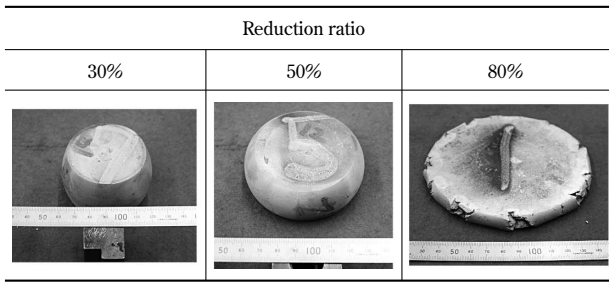


図11 圧下率別鍛造材外観
Fig.11 Effect of reduction ratio on formability

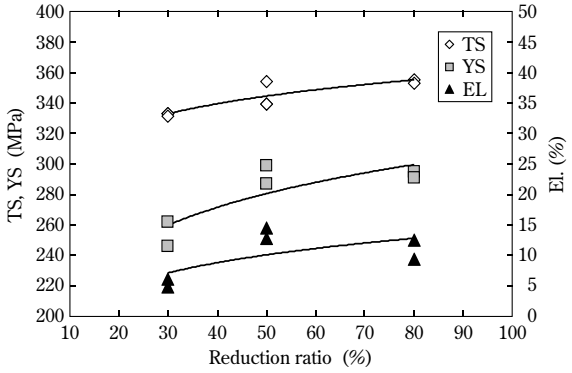


図12 圧下率別引張試験結果
Fig.12 Effect of reduction ratio on mechanical property

3.3 圧下率の成形性と強度への影響

鍛造温度を350℃の一定とし，圧下率を30%，50%，および80%と変化させたときの油圧プレスによる鍛造材の外観写真を**図11**に示す。圧下率50%まではひびや割れが生ずることなく鍛造可能であるが，80%では割れが発生した。**図12**に各圧下率における引張試験結果を示す。圧下率と機械的性質は比例傾向であり，圧下率30%の耐力は約260MPaであるが圧下率50%および80%では約290MPaまで向上する。

4. 連続鋳造技術

連続鋳造は大別して縦型方式および横型方式がある。縦型方式は鋳造方向と重力方向が一致することから，一般的に鋳塊のマクロ偏析が少なく内部品質に優れ，大径にも対応可能な特徴がある。横型方式は，鋳造中に鋳塊を切断するため完全連続鋳造が可能であり，歩留りおよび生産性に優れるうえに，ピットなどが不要で設備が安価な特徴がある。小形鍛造部材の製造技術開発にあたっては，小径棒を大量生産する場合においてコスト的に有利な横型方式を採用し，**図13**に示す試作用横型連続鋳造機を製作した。

本章では，開発したMg合金用の連続鋳造技術を，当社で既に製造しているAl合金用の連続鋳造技術と比較して記す。

4.1 溶解歩留り

Al合金と異なりMg合金の溶湯は非常に活性であるため，空気中の酸素と反応して容易に燃焼する。燃焼による滅失，およびカバーフラックスによるメタル持出しを防ぐため，溶解保持炉からタンディッシュまで不活性ガスによる溶湯保護を行った。炉内およびタンディッシュ内の気密性を確保し，カバーガスによる適切な置換を行うことで溶解歩留り95%以上を可能とした。

4.2 鋳造速度・表面性状

鋳造速度は生産に直結する能力であり，高速であることが望まれる。しかし，連続鋳造というプロセス上，鋳型からの冷却による溶湯の凝固速度が釣合う範囲を超えることはできない。また，鋳造速度が凝固速度以下であれば鋳造は可能であるが，鋳型の一次冷却能が過剰になると横型連続鋳造特有のリップル肌が深くなり，ピーリング代の増大を招く。

表3にMgとAlの物性を示す。MgはAlと比較して比熱は大きいが密度がそれ以上に小さいため，容積比熱は小さい。適度な鋳造速度と平滑な鋳肌を確保するために，Mg合金の物性に見合った冷却能を持つ鋳型の材質選定および設計を行う必要がある。例として**図14**に異なる材質の鋳型により鋳造した鋳造棒表面外観写真を示す。鋳型の冷却能が高い鋳型Aでは深いリップル肌を示し，冷却能が低い鋳型Cでは平滑な肌を示している。

4.3 連続鋳造材の成形性

連続鋳造材の成形性を確認するために，開発合金を鋳塊径ϕ65mmおよびϕ168mmにて鋳造し，前述の鍛造前熱処理後に鍛造温度380℃，圧下率50%，65%，および80%の3水準にて油圧プレスによる鍛造を行った。前述の方法による成形性評価結果を**表4**に示す。ϕ168mmの素材に比べて小径であるϕ65mm素材の方が成形性に優れており，前述（2.2節）で最も成形性に優れていた銅金型鋳込みZr添加材と同等であった。**図15**に鋳塊径

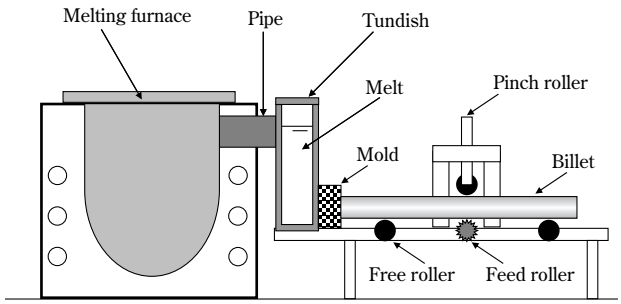


図13 横型連続鋳造機概要図
Fig.13 Horizontal continuous casting machine

表3 Mg，Alの物性値
Table 3 Physical properties of Mg and Al

Material	Density (kg/m^3)	Specific heat (J/kg/K)	Volumetric specific heat (J/m^3/K)	Latent heat (kJ/kg)
Mg	1,738	1,050	1,825×10^3	368
Al	2,700	920	2,484×10^3	385

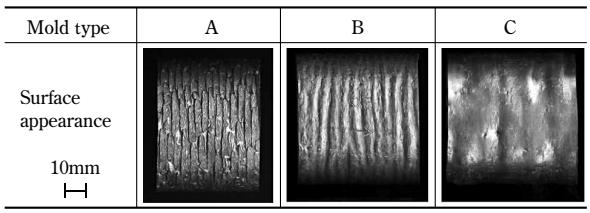


図14 鋳型種別による鋳造棒表面外観写真
Fig.14 Influence of mold material on billet surface appearance

表 4 連続鋳造径別成形性評価結果
Table 4 Formability effect of each continuous casting diameter

Casting diameter	Reduction ratio		
	50%	65%	80%
ϕ65mm	○	○	△
ϕ168mm	○	△	×

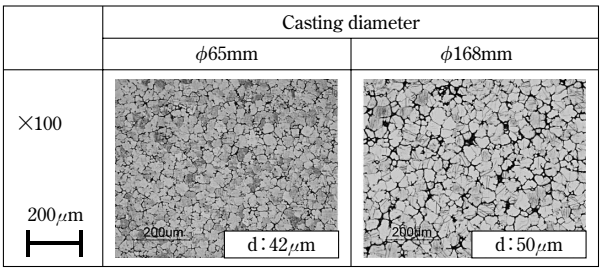


図15 連続鋳造径別鋳造材組織
Fig.15 Microstructure of each continuous casting diameter (as-cast)

ϕ65mmおよびϕ168mmの鋳造材組織を示す。鋳塊径によらず粒径は約50μmと小さいが，粒界晶出物サイズはϕ168mmからϕ65mmへと小径となることで，11μmから6μmへと微細になった。この結果，2.2節で述べた鍛造前熱処理による残留晶出物起点割れを抑制し，成形性を向上したと考えられる。

むすび＝本稿では，輸送機器への適用に向けた耐熱Mg合金の特性および鍛造技術，低コスト製造プロセスである小径連続鋳造棒の鋳造技術と成形性について紹介した。当社では本開発Mg合金をAl合金に次ぐ将来の軽量化部材と位置付けており，ユーザニーズであるコストをはじめ，諸問題に対して改善を行うことで貢献し，幅広い用途拡大に寄与していく所存である。

参 考 文 献

1） 河村能人．軽金属．2004, Vol.54, No.11, p.503-504.
2） 独立行政法人科学技術振興機構．次世代耐熱マグネシウム合金の基盤技術開発．
http://www.jst.go.jp/chiiki/kesshu/kadai_shoukai/c-h18-kumamoto/c-h18-kumamoto.pdf（参照 2012-03-05）
3） 日本マグネシウム協会．マグネシウム技術便覧．第1版，カロス出版，2000, p.490.

（論文）

耐応力緩和特性を強化した端子用銅合金CAC5

New Copper Alloy, CAC5, with Excellent Stress Relaxation Resistance for Automotive Electrical Connectors

野村幸矢*1（工博）
Dr. Koya NOMURA

Many studies have been made of the Cu-Ni-Sn-P alloy system to develop a copper alloy for automotive electrical connectors because the scraps of the alloys are recyclable in the automotive electronics market. One remaining issue is that of controlling stress relaxation resistance in this alloy system. We have studied the effect of each alloying element on the stress relaxation resistance. The Cu-Ni-P alloy exhibits a higher resistance than either the Cu-Ni alloy or Cu-P alloy. This is probably because pairs that are formed between P and Ni atoms cause a drag force on moving dislocations. Annealing the P containing Cu based alloy for stabilization has improved the stress relaxation resistance. The result indicates that P, segregated at dislocations, decreases the density of mobile dislocations. A suitable combination of these effects enables the copper alloy, CAC5, to be used for automotive connectors even after long exposure to a high temperature environment.

まえがき＝電子・電気機器の小形化および多機能化，高性能化により，機器内部の実装密度が上がり続けている。これに伴いコネクタにも小形化が要求されている。コネクタの小形化ニーズに応える上で最も重要な要素は，コネクタ内部で電気接点を形成する導電性ばねの性能である。車載環境で銅合金ばねを使用した場合，室温より高い温度にさらされて応力緩和現象が進行し，ばね保持力低下が発生する。このことから，応力緩和現象に対する高い抵抗を持つ端子用銅合金のニーズが年々高まっていた。

筆者らは，従来から銅合金に使用されていたNi，Sn，Pなどの元素を用い，最適配合と熱処理の組合せで耐応力緩和特性を現在の車載環境要求レベルにマッチさせた銅合金CAC5を開発した。本稿では，これらの添加元素が耐応力緩和特性向上に寄与する機構について報告する。

1. 端子における応力緩和現象

図1に代表的な箱形端子メス側の正面および断面模式図を示す。ハウジング内にこれらの端子が複数個配列されたものがコネクタである。図の例では銅板をプレス打抜き，曲げ加工を施して箱形に成形する。使用環境や目的に応じて，銅板表面にはすずや金などの金属被覆が施されている。

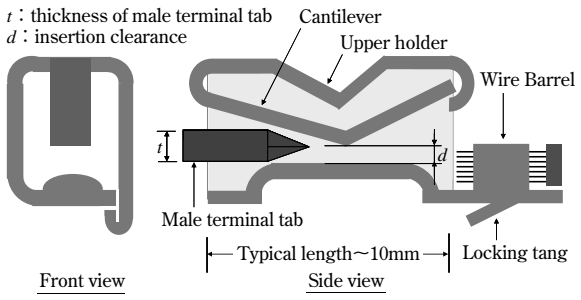


図1　端子断面図
Fig. 1　Cross section shape of female terminal

端子を集約してコネクタとして使用する際の最も重要な機能は，ばね接触部の接触圧（以下，接圧という）を長期間にわたって維持し，ばね接触部とオス端子タブとの間の接触抵抗を低く安定維持することである。

しかしながら，メス側端子にオスタブが挿入された状況（図1）のように，ばね接触部の変位（図1ではd-t）が一定の状況であってもばね接圧が時間とともに低下する現象が生じる。これは，接圧を発揮するばね内部の応力低下が原因で起こり，その主な加速因子は温度と初期状態の応力の大きさである。図1の例では，使用前のクリアランスdの値が時間経過とともに増大し，オスタブの厚さtに近づいていく現象である。この現象は応力緩和現象と呼ばれており，自動車用コネクタのように高温の環境下で使用される場合はとくに留意を要する現象である。

接触抵抗を低く安定した値に維持するためには，この応力緩和現象に対する抵抗を高める必要がある。接触抵抗R_cは簡便に$R_c \approx \rho\sqrt{\dfrac{H}{F_N}}$と表現される。ここで$\rho$は表面構成物質の電気伝導度，$F_N$は接点を押しつける垂直抗力（接圧力），$H$は表面の硬さである。図1の例では，オス端子タブ厚さt，メス端子の挿入クリアランスをd，ばね定数をkとすると，近似的に$F_N = -k(d\text{-}t)$と表現される。

応力緩和特性の試験方法はASTM E328やEMAS3003，

*1 アルミ・銅事業部門　技術部

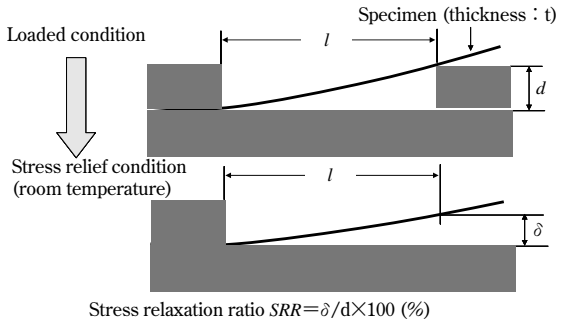


図 2 片持ばり式耐応力緩和特性測定方式
Fig. 2 Schematic illustration of cantilever stress relaxation test

日本伸銅協会技術標準[7]（以下，JCBA-T309という）に規格化されている。接圧の変化を直接測定する方法もあるが，多くの場合は，ばね接触部の初期たわみ変位に対する永久たわみ変位の比率を応力緩和率として算出している。**図 2** に最も一般的な片持ばり方式の応力緩和特性試験方法を示す。板厚 t，片持ばりのたわみから求めたヤング率 E，0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$，の銅合金試験片を対象に，スパン長 l の部分にスペーサなどで d の大きさのたわみ変位を与えて加熱を行う。代表的な試験条件は150℃で1,000時間である。合金開発などで加速試験を行う場合は180℃で24時間とすることもある。試験片の取付けに際しては，最表面の最大応力が耐力の80%相当になるよう l，d の配置を決める[7]。この供試材を所定の加熱時間後に取出し，スペーサなどを取去ったときの永久たわみ変位 δ が応力緩和分の変化であり，応力緩和率 SRR（%）は $SRR=\frac{\delta}{d}\times 100$ で定義される。この応力緩和率 SRR が小さいほど耐応力緩和特性に優れており，ばねとしての性能が優れていることになる。

初期状態では梁のたわみ変位に永久たわみ変位 δ は存在せず，オスタブを引抜けば梁のたわみは弾性により元の状態へ戻る。しかし，応力緩和が進行するとオスタブを引抜いても元の状態へは戻らず，永久たわみ変位として残る。これは，梁のたわみ変位に比例する力を発揮するばねとしての弾性性能の劣化であり，この永久たわみ変位を応力換算したものが応力緩和量である。

2. CAC5合金開発の経緯

ベリリウム銅などの時効硬化型合金は優れた応力緩和特性を有するが，車載用途ではリサイクル性に優れることに加えて簡単かつ大量に製造できる銅合金が求められる。この分野で広く使用されてきた黄銅，あるいは主に欧州車で使用されるりん青銅などの銅合金では近年の応力緩和特性のニーズに対応できなくなってきた[1), 2)]。

そこで当社では，Ni, P, Snを主要元素とする合金で耐応力緩和特性を高める技術の開発に着手した。このような配合はSnめっき，とくにNi下地めっきを施して耐熱性を高めたSnめっき銅板のリサイクルスクラップをそのまま溶解・再利用でき，省資源化に寄与できる。耐応力緩和特性，機械的特性および導電性がバランスするように上記主要元素を最適化した合金がCAC5である。代表組成はCu-0.8wt%Ni-1.2wt%Sn-0.07wt%Pである。

3. CAC5添加元素が応力緩和現象に及ぼす効果

3.1 耐応力緩和特性への影響因子

銅合金へのSn添加は車載要求レベルには達しないものの耐応力緩和特性は向上する。CuとSnの原子半径比が大きいことから，コットレル雰囲気を形成し転位を固着するためと理解されている[3)]。さらに，Ni添加により耐応力緩和特性を向上させる試行錯誤を繰返すうちに，NiとPの添加量の配分が特性発現に重要であることが判明した。CAC5のように応力緩和率が小さい場合には，室温と車載環境に近い温度（200℃）の両方で降伏点が現れ，さらにセレーションが現れることが判明した。Ni, Pの配合比を変えた場合の各温度における応力ーひずみ関係を**図 3** に示す。なお，降伏点とセレーションが明瞭に見えるように完全に再結晶したときの応力ーひずみ曲線で示す。図中の応力緩和率は最終製品状態での値である。同量のSnに対してNi, P添加量とそれらの比率がある範囲内で耐応力緩和特性が向上する。この現象の発見に基づき，Sn, Ni, Pの添加が応力緩和特性へ与える影響を調査した。

3.2 実験方法

99.99%CuとCu-1.5%Ni, Cu-1.5%Sn, Cu-0.75%Ni-0.75%Sn合金，およびこれらに0.14%Pを添加した合金を溶製した。以後，Pを含まない合金をP無添加合金，Pを含む合金をP添加合金と呼ぶ。%表記はいずれも原子%である。鋳造後に均質化処理を行い，50%冷間圧延に続いて650℃で 5 minの焼鈍を施した。この条件では，いずれの合金においても焼鈍後は再結晶組織となり，結晶粒径は約10 μmであった。焼鈍後の試料をさらに40%冷間圧延し，一部の試料は300℃で30s低温焼鈍を行った。

650℃で 5 min焼鈍後の試料から薄膜試料を作製し，加速電圧200kVにてTEM観察を行った。導電率はシグマテスタを用いた10点測定の平均値とした。

また，各試料から平行部が20^{l}×6^{w}×0.25^{t} mmの板状肩付き引張試験片を圧延方向と平行に切出した。これらの試験片を対象に初期ひずみ速度 3 ×10^{-3}s^{-1}にて20～250℃の温度範囲で引張試験を行った。さらに，圧延方向に平行にスパン長30mmの試験片を作製し，JCBA-T309[7]に基づく片持ばり方式の応力緩和試験を行った。試験片には室温の0.2%耐力の80%相当表面応力が作用するよう初期たわみを与え，180℃窒素雰囲気中に24h保持した後，永久たわみ変位を測定して応力緩和率を求めた。

3.3 実験結果

3.3.1 強度と導電率

表 1 にＰ無添加合金とＰ添加合金の機械的特性と導電率を示す。Ｐ添加合金の測定結果を括弧内に示す。純CuへのSn添加による固溶強化量はNiを添加した場合と比べて大きく，NiとSnを複合添加したときは中間値となっている。また純Cuおよび 3 種類の合金へのP添加により耐力が増加している。伸びは，NiおよびSn添加により低減するが，Ni添加の方がSn添加より低下が大きく，Ni, Snの複合添加ではその中間の値となっている。Ｐ無添加合金の導電率はSnおよびNiの添加量の増加とと

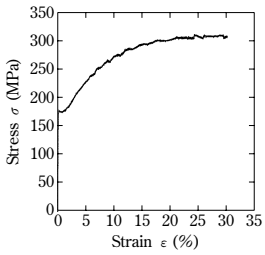
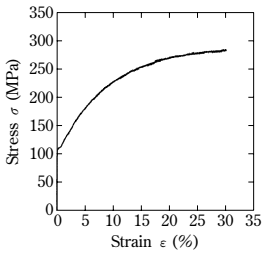
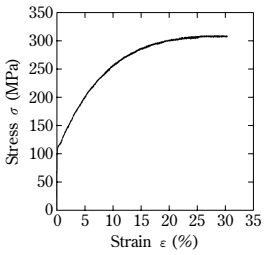
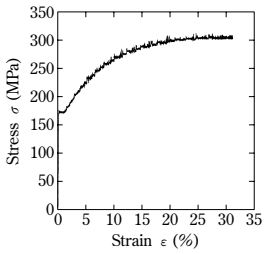
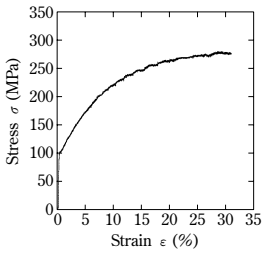
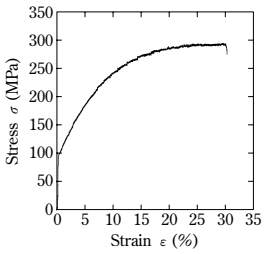
Chemical composition wt%	Cu-1.2Sn-0.8Ni-0.07P CAC5	Cu-1.2Sn-0.8Ni-0.02P	Cu-1.2Sn-0.4Ni-0.07P
Stress relaxation rate (%)	9	25	30
Stress-strain curves tested at room temperature			
Stress-strain curves tested at 200℃			

図 3 CAC 5 および類似組成合金の応力緩和率と応力－ひずみ曲線の関係

Fig. 3 Relationships between stress relaxation rates and stress-strain curves for annealed CAC5 and similar composition alloys, tested at room temperature and 200℃

表 1 供試材の機械的特性と導電率

Table 1 Mechanical properties and electrical conductivity of specimens

Specimen	0.2% proof stress (MPa)	Elongation (%)	Electrical conductivity (%IACS)
Cu-(0.14P)	150 (290)	10 (8)	100 (65)
Cu-1.5Ni-(0.14P)	350 (380)	4 (4)	48 (41)
Cu-0.75Ni-0.75Sn-(0.14P)	370 (410)	6 (6)	36 (33)
Cu-1.5Sn-(0.14P)	410 (470)	8 (8)	28 (25)

に低下する。Cuの比抵抗へのSnの単位濃度当たりの寄与は$2.8\times10^{-8}\Omega$mであり，Niのそれ$1.2\times10^{-8}\Omega$mに比べ大きく[8]，これらの値を用いて推定されるP無添加合金の導電率の値は表１に示す実験値とほぼ一致した。これらの合金にＰを添加することにより導電率は低下する。

TEMによる金属組織観察結果から，NiとPを同時に含む合金でのみ直径約15nmの球状粒子が観察された（**図4**）。エネルギー分散型元素分析と制限視野回折像の解析の結果，これらの粒子は$Ni_{12}P_5$[9]金属間化合物であることが判明した。導電率測定とNi，PのCu比抵抗値への寄与から$Ni_{12}P_5$相の体積分率を見積ると約0.002となり，添加した0.14%Pのうち約1/3が析出相に使われていると見積られる。この$Ni_{12}P_5$粒子の体積分率が小さいこと，またそのサイズが比較的粗大であることを考え合せると，$Ni_{12}P_5$粒子の強度への寄与は小さいと考えられる。

FleischerやFriedelによる固溶強化理論によると，２元系の固溶強化合金において，臨界せん断応力の増加分τ_mは溶質原子濃度cと母相原子に対する溶質原子の原子半径比εに依存し，次式のように表される[10), 11)]。

$$\tau_m \propto |\varepsilon| c^{1/2} \quad \cdots\cdots (1)$$

Cuに対するSnおよびNiの原子半径比はそれぞれ，＋13.8%，－2.3%であり[12]，Snの原子半径比はNiのそれより大きい。したがって，Snの添加量が多くなると固溶強化量が大きくなる表１の結果が理解できる。また，Cuに対するＰの原子半径比は－14.8%と大きく[12]，Ｐ添加による強度の向上は主としてＰによる固溶強化と考えられる。

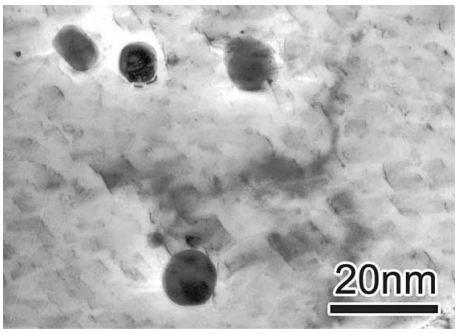


図 4 圧延前の Cu-1.5Ni-0.14P合金のTEM像

Fig. 4 TEM image of $Ni_{12}P_5$ particles in Cu-1.5Ni-0.14P alloy before cold rolling by 40% reduction

3. 3. 2　応力緩和特性

Ｐ無添加合金，Ｐ添加合金の応力緩和率を**表２**に示す。表中左欄括弧内が各供試材へのＰ添加量，中欄と右欄の括弧内がＰ添加合金の応力緩和率である。中欄は冷間圧延材そのままの，右欄は冷間圧延材に300℃で30秒の焼鈍を施した後の応力緩和率を示す。中欄内で比較すると，純CuへのNiの単独添加は応力緩和率にほとんど影響を与えないが，Sn添加またはNi，Sn複合添加は応力緩和率を低下させる。純銅およびNi添加合金へＰを添加すると応力緩和率が大きく低下する。Sn単独添加合金にＰを添加しても応力緩和率は変化しない。添加元素の影響に関しては右欄内の傾向も中欄とほぼ同様である。中欄と右欄を比較すると，焼鈍後はいずれの組成でも応力緩和率が低下しているが，Ｐを添加しない場合は焼鈍前後での差は小さい。Ｐを添加した場合は焼鈍後の応力緩和率が焼鈍前に比べて小さくなる。

応力緩和現象は比較的短距離の転位運動によるクリー

表 2 供試材の最終焼鈍前後の応力緩和率
Table 2 Stress relaxation rate of specimens before and after annealing at 300℃ for 30s, tested at 180℃ for 24h

Specimen	Stress relaxation rate (%)	
	Before annealing	After annealing
Cu-(0.14P)	50 (34)	45 (32)
Cu-1.5Ni-(0.14P)	45 (20)	42 (16)
Cu-0.75Ni-0.75Sn-(0.14P)	28 (23)	26 (15)
Cu-1.5Sn-(0.14P)	23 (23)	20 (18)

プ現象と考えられており[13]，転位易動度に大きな影響を受ける。一般に，固溶原子によるコットレル雰囲気が形成されると転位易動度は低下し，このとき，応力ーひずみ曲線上にしばしばセレーションが発生することが知られている[14, 15]。図3で示したようなセレーションは固溶Sn, Ni, Pによって形成されたコットレル雰囲気によるものと考えられる。そのためこれらの試験材でも応力ーひずみ曲線上にセレーションが発生することが期待される。そこで，各合金の冷間圧延材を対象に180℃における引張試験を行った。得られた結果を**図5**，**図6**に示す。Niだけを含む合金ではセレーションは観察されず，Snが含まれるとセレーションが発生し，Sn添加量が増加するとセレーションの応力振幅が大きくなっている。一方，CuにPを添加してもセレーションは認められず，またCu-Sn合金にPを添加してもセレーションの応力振幅はほとんど変化していない。ところが，NiとPが同時に存在する場合にはセレーションが観察される。したがって，Sn添加およびNiとP複合添加による耐応力緩和特性の向上は，コットレル雰囲気の形成により転位運動への粘性抵抗が増加したことによると理解することができる。

3.4 考察

3.4.1 NiおよびSnの効果

3.3.2で述べたように，純CuにNiを添加しても応力緩和率はほとんど変化せず，Sn添加により応力緩和特性が向上する。これは，Cu-Ni合金では180℃における引張試験にてセレーションが観察されなかった一方で，Cu-Sn合金ではセレーションが認められた事実より，コットレル雰囲気形成による転位運動への粘性抵抗の寄与によると理解できる。コットレル雰囲気による転位の引きずり抵抗 τ は次式のように与えられる[16]。

$$\tau=\frac{\alpha A^2 c v}{bDkT\Omega} \quad \cdots\cdots (2)$$

ここで，α は定数，Ω は溶質1原子当たりの体積，b はバーガースベクトルの大きさ，c は溶質濃度，D は溶質原子の拡散定数，v は可動転位速度，k はボルツマン定数，T は温度である。また，A は次式で与えられる。

$$A=\frac{4(1+\nu)}{3(1-\nu)}Gb\varepsilon R^3 \quad \cdots\cdots (3)$$

ν はポアソン比，R は溶質原子の半径，G は剛性率，ε は塑性ひずみである。式(2)，(3)によれば，τ は v，c，ε，D に依存する。

応力緩和試験中に緩和する試験片長手に平行な応力 $\Delta\sigma$ は，ヤング率 E，たわみによる塑性ひずみ ε を用いて次式によって表される。

$$\Delta\sigma=E\varepsilon \quad \cdots\cdots (4)$$

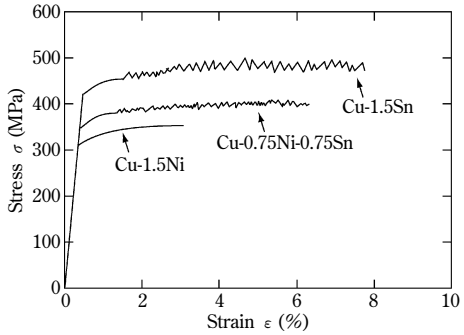


図5 Pを添加しない供試材の180℃保持時の応力ーひずみ曲線
Fig. 5 Stress-strain curves of specimens tested at 180℃

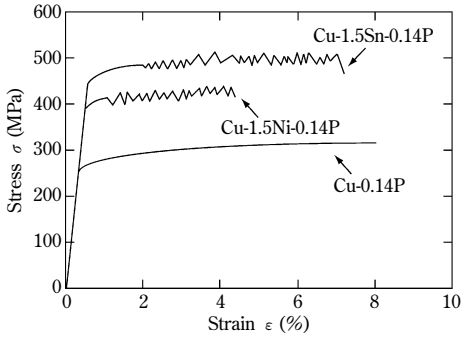


図6 Pを添加した供試材の180℃保持時の応力ーひずみ曲線
Fig. 6 Stress-strain curves of specimens tested at 180℃

ここで，初期たわみ変位を与える応力と永久たわみ変位を与えるために必要な応力を計算し，その差分から $\Delta\sigma$ を求めた。各合金の応力ーひずみ曲線の弾性領域の傾きから E=128GPaとした。これらの値より平均塑性ひずみ速度 ε を求め，$\varepsilon=\rho bv$ の関係より v を概算した。ここで，初期転位密度 ρ はいずれの合金においても等しいと仮定して $\rho=10^{15}\mathrm{m}^{-2}$ とし，バーガースベクトルの大きさ $b=2.6\times10^{-10}$m を用いた。その結果，可動転位速度 v は合金の種類に関係なく $10^{-16}\mathrm{ms}^{-1}$ 程度となった。

Cu-Ni合金とCu-Sn合金の引きずり粘性抵抗を比較すると，上記の v 値，式(2)，(3)に $\nu=0.33$，$G=5.2\times10^{10}$Pa，SnおよびNiの原子半径 $R=1.41\times10^{-10}$m，$1.25\times10^{-10}\mathrm{m}$[12]，式(1)の原子半径比 ε を用いて，Cu-Ni合金，Cu-Sn合金において，$A=1.37\times10^{-30}\mathrm{Nm}^2$，$1.14\times10^{-29}\mathrm{Nm}^2$ を得る。これらの値，Cu中のSnとNiの180℃における拡散定数 $D=2.31\times10^{-27}\mathrm{m}^2\mathrm{s}^{-1}$，$1.65\times10^{-31}\mathrm{m}^2\mathrm{s}^{-1}$[2), 12)]，$\alpha=4$，$c=0.015$，$k=1.38\times10^{-23}\mathrm{JK}^{-1}$，上記の b から，180℃において，Cu-Sn合金では $\tau=1.1\times10^{33}$Pa，Cu-Ni合金では $\tau=3.4\times10^{36}$Paとなり，Cu-Ni合金の方が引きずり粘性抵抗が大きい。一方，可動転位の速度 v は次式(5)で示す臨界速度 v_0 より小さいときだけコットレル雰囲気が形成される[17]。

$$v\leq v_0\equiv\frac{3+2\sqrt{2}}{2}\frac{AD}{kTb^2} \quad \cdots\cdots (5)$$

式(5)から，Cu-Sn合金，Cu-Ni合金における v_0 は，180℃でそれぞれ $1.8\times10^{-16}\mathrm{ms}^{-1}$，$1.6\times10^{-21}\mathrm{ms}^{-1}$ と見積られる。式(4)より得られる $v\approx10^{-16}\mathrm{ms}^{-1}$ と比較すると，Cu-Sn合金ではほぼ同程度の値となっているのに対して，Cu-Ni合金において v_0 の値は大幅に小さくなっている。このことから，Cu-Sn合金においては溶質Sn原子によるコッ

トレル雰囲気が形成され，転位運動に対する抵抗をもたらしているのに対し，Cu-Ni合金においてはコットレル雰囲気が形成されていないと推察される。このような大きな差がつく理由は，Cu中のSnがNiに比べてはるかに拡散しやすい点にある。Snは移動していく可動転位と同じオーダの速度で拡散するため，相互作用する機会がほとんど動かないNiに比べてはるかに多い。

以上のことから，180℃においてCu-Ni合金では溶質Ni原子は転位運動への引きずり抵抗とはならず，耐応力緩和特性改善への寄与は小さいと理解できる。一方Cu-Sn合金においては，溶質Sn原子によるコットレル雰囲気が形成され，応力緩和率が減少したと結論される。

図5に見られるように，Snの添加量を増加させるとセレーションの応力振幅が大きくなる。Russell[18]によると，セレーションの応力振幅は溶質濃度に比例する。また式（2）より，コットレル雰囲気による転位の引きずり抵抗は溶質濃度に比例する。したがって，Sn添加量を増加させると転位の粘性抵抗が大きくなり，その結果，耐応力緩和特性が向上すると理解される。

3.4.2　Pの効果

CuにPを添加した場合，耐応力緩和特性は若干向上するが，セレーションが認められない（図6）。前述と同様にCu-P合金におけるν_0値を見積った。$A=6.42\times10^{-30}$ Nm^2，Cu中のPの180℃における拡散定数$D=6.33\times10^{-23}$ m^{2}s^{-1} [2]，上述で用いたb, kから，180℃において$\nu_0=2.8\times10^{-12}$ms^{-1}が得られた。この値は上述の$\nu\approx10^{-16}$ms^{-1}より大きい。したがって，Cu-P合金では180℃においてP原子によるコットレル雰囲気が形成されていると判断できる。しかし，Cu-P合金において$\tau=2.7\times10^{28}$Paとなり，Cu-Sn合金の$\tau=1.1\times10^{33}$Paに比べて非常に小さい。このことより，P原子の与える転位への引きずり抵抗は非常に小さく，P原子が転位と共に移動していると推定される。これが事実であれば，Cu-P合金を180℃より低い温度で引張試験を行ったとき，応力ーひずみ曲線上にセレーションが現れると予想される。そこでCu-0.14%P合金を50, 100℃で引張試験を行ったが，応力ーひずみ曲線上にセレーションは発生しなかった。これはP添加量が小さいためと考えられることから，P添加量を増加させたCu-1.5%P合金を用いて50, 100, 180℃の各温度で引張試験を行った。得られた応力ーひずみ曲線を**図7**に示す。50℃および180℃ではセレーションは観察されず，100℃においてのみセレーションが発生した。180℃ではP原子は可動転位より早く拡散するが，温度を低下させていくとP原子と転位の相互作用の機会が増えてセレーションが現れる。さらに温度を下げていくと拡散速度が低下して転位付近に雰囲気を作る機会が減り，セレーションは現れなくなるものと考えられる。引きずり抵抗が小さいため，Pの添加による耐応力緩和特性改善への寄与は小さいといえる。

CuにNiとPを単独添加しても応力緩和特性に大きな影響を与えない（表2）。ところがCu中にNiとPが同時に存在することにより応力緩和特性が著しく向上し，また応力ーひずみ曲線上にはセレーションが観察される（図5）。Cu中においてNiとPは種々の化合物を形成することが知られており[19]，3.3節で述べたように，本合金においても$Ni_{12}P_5$析出物を形成していた。したがって，Cu中においてPとNiは親和力が大きく，転位と共に運動するP原子と固溶Ni原子が化学的親和力によって転位運動への抵抗となっていると考えられる[20]。析出物は動き出した転位線の抵抗源になり得るが，この時点で応力緩和は始まっているため，本合金においては析出物の耐応力緩和特性向上への寄与はないと考えられる。

3.4.3　最終熱処理工程の効果

P無添加合金では，40%圧延後に300℃で30sの焼鈍を施しても耐応力緩和特性にはあまり大きな向上は見られない。一方，P添加合金の場合は明らかに向上する（表2）。上述のように，応力緩和現象は短距離の転位運動によるクリープ現象であるため[13]，応力緩和特性は可動転位密度に大きく依存すると考えることができる。Pは300℃においてNi, Snに比べDが大きく，またCuに対する原子半径比εも大きいことから，焼鈍中にP原子による転位固着が起こっていると推定される。固溶型Al-Mg合金において，Mgによって転位が固着されると応力ーひずみ曲線上に降伏点が現れることが報告されている[21]。そこで，焼鈍前後のP添加合金を用いて180℃で引張試験を行った。一例としてCu-1.5%Ni-0.14%P合金の焼鈍前後の応力ーひずみ曲線を**図8**に示す。焼鈍を行った試料では降伏点が観察されるのに対して，焼鈍前の試料では観察されない。したがって，短時間の焼鈍中にP原子による転位固着が生じて可動転位数が減少するため，耐応力緩和特性が向上すると理解される。

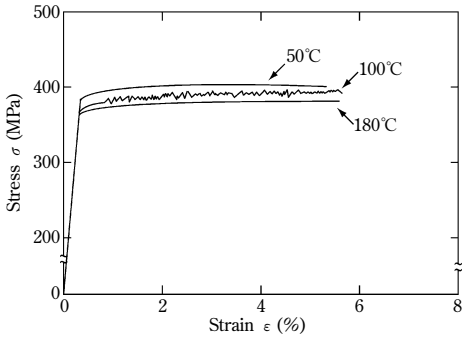


図7　1.5Pのみ添加した供試材の応力ーひずみ曲線
Fig. 7　Stress-strain curves for Cu-1.5P alloy, tested at 50, 100 and 180℃

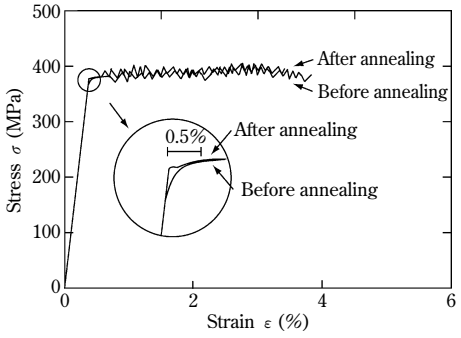


図8　Cu-Ni-P合金の最終低温焼鈍前後の180℃応力ーひずみ曲線
Fig. 8　Stress-strain curves for Cu-1.5Ni-0.14P alloy before and after annealing at 300℃ for 30s, tested at 180℃

3.4.4　要約

(a) CuへのSn添加による耐応力緩和特性向上は，コットレル雰囲気で転位の引きずり抵抗が増加するため生じる。

(b) CuへのNiとＰ複合添加は耐応力緩和特性を飛躍的に向上させる。これは，Ｐと，Ｐとの親和力が大きいNiが対となって転位を固着し，大きな引きずり抵抗をもたらすためと考えることができる。

(c) Ｐを添加したCu合金は低温焼鈍により耐応力緩和特性が向上する。これは，焼鈍によるＰ原子の転位固着と可動転位密度減少と考えられる。

むすび＝固溶強化型Cu-Ni-Sn-P系合金で耐応力緩和特性が高まる理由を考察するため，各固溶元素が転位引きずり抵抗に与える影響を調査した。NiとＰが複合添加された場合はとくに引きずり抵抗が増大した。最終の短時間低温焼鈍でとくに応力緩和率が低下する理由として，固溶Ｐの転位への固着による可動転位密度減少を推定した。これらの知見を実生産プロセスに適用し，最適化することによってCAC5合金を開発することができた。ベリリウム銅やコルソン系銅合金のように時効析出などの熱処理が不要でありながら，これら合金と同レベルの耐応力緩和特性を付与することに成功した。

今後，さらに素材の力を生かした合金の開発を進め，高度化するニーズに応えていく所存である。

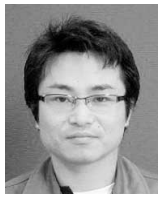
参　考　文　献

1) M. Nishihata et al. Bull. Insti. Metals. 1993, (32), p.334-336.
2) A. Sugawara et al. Materia Japan. 1998, (37), p.271-273.
3) T. Ogura. J. JCBRA. 1999, (38), p.274-280.
4) T. Usami et al. J. JCBRA. 2001, (40), p.294-300.
5) M. Mizuno et al. J. JCBRA. 1999, (38), p.291-297.
6) K. Nomura. J. JRICu. 2002, (41), p.192-196.
7) Standard methods for stress-relaxation test for materials and structures, (Japan Copper and Brass Research Acociation, 2001).
8) S. Komatsu. J. JRICu. 2002, (41), p.1-9.
9) M. Murayama et al. J. Electron Mater. 2006, (35), p.1787-1792.
10) R. L. Fleischer. Acta Metall. 1963, (11), p.203-209.
11) J. Friedel. Dislocation. New York, Pergamon Press, 1964, p.378-384.
12) Japan Institute of Metals. Kinzoku data book, Maruzen, 2004.
13) E. Sato et al. J. JILM. 2005, (55), p.604-609.
14) R. Monzen et al. Mater. Sci. Eng. 483-484, 2008, p.427-432.
15) C. Watanabe et al. J. Mater. Sci. 2008, (43), p.813-819.
16) S. Takeushi. Phil. Mag. 1979, (40), p.65-75.
17) H. Yoshinaga et al. Phil. Mag. 1970, (22), p.1351-1365.
18) M. C. Chen et al. Metall. Mater. Trans. A. 1994, (27A), p.1691-1694.
19) Y. Yamamoto et al. J. JRICu. 2006, (45), p.153-157.
20) 日本金属学会編．講座・現代の金属学　材料編４　鉄鋼材料．1985, p.193-195.
21) R. Horiuchi et al. J. Japan Inst. Metals. 1965, (29), p.85-92.

（解説）

コネクタ用錫めっき銅合金板条の性能向上技術

Technology for Improving the Performance of Tin Plated Copper Alloy for Connectors



鶴　将嘉*1　Masahiro TSURU
畚野　章*1　Akira FUGONO

Copper alloys have been used for connectors because of their electrical properties. However, they are easily oxidized, and the oxide layers have high electrical resistivity. Therefore, a surface treatment, such as tin plating, is applied to maintain connecting reliability. This paper describes the properties required for the copper alloys to be tin-plated. The copper alloys must have low contact resistance, a low friction coefficient, high fretting corrosion resistance, and high corrosion resistance. Also described is new reflowed tin plating, which satisfies these requirements.

まえがき＝自動車の高性能化に伴って搭載される電装品の数は増加しており，それらを結ぶ電気配線やコネクタの数も同様に増加している。コネクタ材料には，電気や熱を流す特性に優れる銅合金が広く用いられている。しかし，銅は大気中で酸化変色して酸化皮膜は通電の抵抗となるため，コネクタに使用される銅合金には錫（すず）めっきなどの表面処理がなされている。

本稿では，コネクタ用錫めっきに要求される電気的信頼性，端子挿抜性，および耐食性について解説するとともに，それら諸特性を兼備した新リフローめっきについて紹介する。

1. 当社錫めっきの種類

当社で量産している錫めっき付銅合金の断面構造の概略を**図1**に示す[1)]。リフロー錫めっきは，錫と銅の金属間化合物層（IMC, intermetallic compound）と錫層の2層で構成される。ニッケル下地リフロー3層めっきは，ニッケル層，錫と銅の金属間化合物層，錫層の3層で構成される。新リフローめっきは，ニッケル層，錫と銅の金属間化合物層，錫と金属間化合物の混合層の3層で構成される。リフロー錫めっきの錫層厚さは，ニッケル下地リフロー3層めっきや新リフローめっきより厚い。

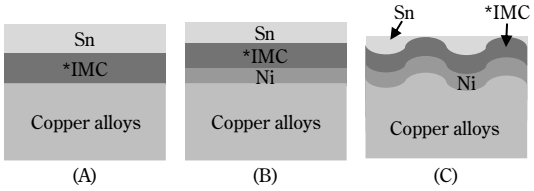


図1　錫めっき付銅合金の断面構造の概略

Fig. 1 Schematic image of cross-section of tin plated copper alloy (A) Reflowed tin plating, (B) Reflowed 3 layer tin plating with Ni undercoat, (C) New-reflowed 3 layer tin plating with Ni undercoat
*IMC: intermetallic compound layer of Sn and Cu

コネクタ用錫めっきに必要な特性について，それぞれのめっき材の特性比較とともに解説する。

2. コネクタ用錫めっきに必要な特性

2.1　電気的信頼性

コネクタの最も重要な機能は，電気信号や電力を劣化させることなく伝達することである。そのため，コネクタを使用する装置類の寿命にわたって接触抵抗を低く保つことが重要となる。接触抵抗は，接触する金属間に存在する酸化膜などの皮膜による抵抗（皮膜抵抗）と，電流が集中することによる抵抗（集中抵抗）の和として表される。皮膜抵抗は酸化皮膜の電気比抵抗や厚さに依存する。集中抵抗は真実接触面の面積に依存し，接点を形成する力（接圧），表面の硬さ，および酸化皮膜の硬さに依存する。硬い錫酸化物が軟らかい錫の変形に追従できず容易に破壊されるため，錫めっきは皮膜抵抗および集中抵抗ともに低減しやすい。このため，とくに車載用電装品のコネクタ表面を保護する皮膜として広く使われているが，これらの複雑な要素のバランスが変化すると，コネクタの機能を損なう接触抵抗の増大につながりやすい。これらの観点から，接触抵抗特性と微摺（しゅう）動摩耗特性について説明する。

2.1.1　接触抵抗特性

自動車の高性能化に伴い，エンジンルームにも多くの電装品が搭載されるようになった。エンジンルームで使用される錫めっき銅合金材には優れた耐熱性が要求される。自動車電装品の最高到達温度は，室内で100～120℃であるのに対してエンジンルームでは150～160℃に到達する。そこで，リフロー錫めっき，ニッケル下地リフロー3層めっき，および新リフローめっきを対象に，160℃

*1 アルミ・銅事業部門　長府製造所　銅板工場

で保持した時の接触抵抗の変化の様子を調べた（**図 2**）。接触抵抗は，金プローブ（直径 1 mm）を使用した 4 端子法により，印加電流10mAの条件で測定した。リフロー錫めっきの接触抵抗は時間の経過とともに増加しており，250時間後には 1 mΩを超える。それに対し，ニッケル下地リフロー 3 層めっきおよび新リフローめっきでは，1,000時間経過後も接触抵抗 1 mΩ以下を維持している。

リフロー錫めっきの160℃での酸化物構成の推移を**表 1** に，また，金属および酸化物の電気比抵抗を**表 2** に示す[2)～4)]。リフロー錫めっきの表面には錫の酸化物（SnO_2）が存在しており，加熱時間の経過とともにSnO_2は厚くなる。SnO_2の電気比抵抗は他の酸化物に比べ小さく，そのうえSnO_2は硬く容易に破壊できるため，接触抵抗への影響は小さいと考えられる。また，加熱により生成する銅の酸化物は，はじめにCu_2Oが生成し，時間の経過とともに厚くなる。さらに加熱するとCuOが生成する。CuOの電気比抵抗はSnO_2より高く，Cu_2Oより低い。また，CuOの厚さは1,000時間加熱後でも薄いため，接触抵抗への影響は小さいと考えられる。一方，加熱することで厚くなるCu_2Oは，電気比抵抗が高いうえに軟らかいため破壊されにくいことから，接触抵抗増加の原因

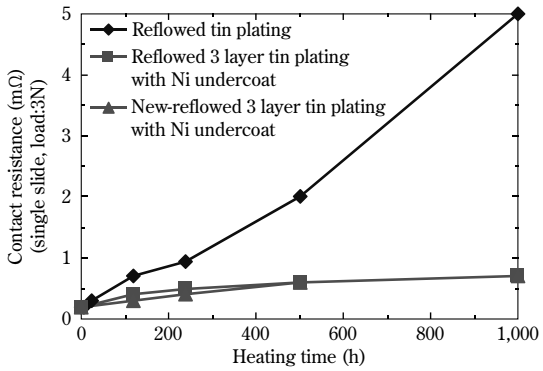


図 2 160℃での加熱時間と接触抵抗の関係
Fig. 2 Change of contact resistance in storage at 160℃
Measuring conditions
Probe：Au (Curvature radius：1.0mm),
Sliding distance：1mm,
Sliding velocity：1mm/min, Load：3N,
Direct current：10mA, Open voltage：20mV

表 1 リフロー錫めっきの160℃での酸化物構成の推移
Table 1 Change of oxide composition at 160℃ in reflowed tin plating

Etching time (min)	Etching depth* (nm)	Heating time (h)		
		0	120	1,000
0	0	SnO_2	SnO_2, Cu_2O	SnO_2, Cu_2O,CuO
1	5	SnO_2	SnO_2, Cu_2O	SnO_2, Cu_2O
3	15	—	SnO_2	SnO_2, Cu_2O
5	25	—	—	SnO_2

*：Etching rate 5 nm/min

表 2 電気比抵抗
Table 2 Electrical resistivity

	Ω・m		Ω・m
Cu	1.7×10^{-8}	Cu_2O	10^{6}～10^{7}
Sn	12.6×10^{-8}	CuO	1～10
Cu_6Sn_5	12.5×10^{-7}	SnO_2	4×10^{-4}
Cu_3Sn	20.5×10^{-7}	NiO	10^{11}

はCu_2Oの厚さが支配的である考えられる。

Cu_2O生成の原因としては，母材成分の銅が加熱により錫めっき中へ拡散し，酸化したものと考えられる。そのため，Cu_2O生成を抑制するには，錫めっき中の金属間化合物層の成長を抑制すればよい。

図 3 に160℃での金属間化合物層厚さの成長を示す。加熱による金属間化合物層の成長は，リフロー錫めっきに比べてニッケル下地リフローめっき，および新リフローめっきの方が遅い。これは，ニッケル下地めっきが錫層に対する銅の拡散バリアとして作用しているためである。金属間化合物層の成長が遅いため，ニッケル下地リフロー 3 層めっきや新リフローめっきは，加熱経時による接触抵抗の増加が小さい。ただし，ニッケルめっき上に直接錫めっきを行うと，ニッケルが錫めっき中へ拡散して錫とニッケルの金属間化合物層を形成し，ニッケル酸化物を生成して接触抵抗が増加する。ニッケル酸化物の電気比抵抗は銅の酸化物よりも大きく，銅酸化物を形成した場合よりも接触抵抗は大きくなる[5)]。

したがって，当社のニッケル下地リフロー 3 層めっきと新リフローめっきは，母材の拡散抑制を目的としたニッケル下地層，ニッケルの拡散抑制を目的とした金属間化合物層，および接触抵抗が低い錫層の 3 層構造としている。

2.1.2　微摺動摩耗特性

微摺動摩耗とは，接点が微小な摺動を繰返し起こして摩耗する現象をいう。振動や衝撃，通電時の発熱による熱伸縮に起因する現象である。この摩耗により実接触面積が減少し，さらに摩耗粉が酸化・堆積することによって接点間の接触抵抗が増大する。端子の小形化と多極化に伴う接点の小形化，挿入時抵抗低減のニーズの高まりは，微摺動摩耗特性の重要性をますます高める。

微摺動摩耗では，摩耗粉が接点部に堆積する一方で，一部の摩耗粉は摺動によって外部へ排出される。摩耗が進んで金属間化合物層まで摩耗すると，摩耗粉の発生よりも排出が多くなり，接点部に堆積した摩耗粉が減少して接触抵抗が低下する。さらに摺動が繰返されると，摩耗が進行して銅合金母材が露出し，最終的には母材の摩耗・酸化によって接触抵抗が増加する[6)]。

図 4 に微摺動摩耗試験の概略を示す。微摺動摩耗試験には㈱山崎精機研究所製摺動試験機（CRS-B1050CHO）を使用し，独自の試験条件にて実施した。すなわち，接

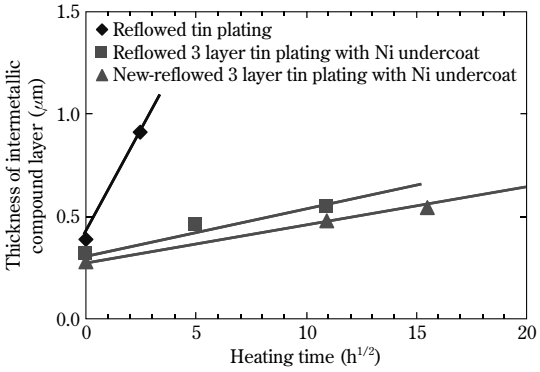


図 3 160℃での金属間化合物層厚さの成長
Fig. 3 Growth of intermetallic compound layer at 160℃

点部を模擬した板状の試験片と曲率半径1.5mmの半球状突起を有する試験片を接触させ，3Nの荷重を負荷して摺動（距離50μm，周波数1Hz）させた。10サイクルごとに接触抵抗値を測定し，摺動回数と接触抵抗の変化を調べた（**図5**）。**表3**にリフロー錫めっきと新リフローめっきの微摺動摩耗特性を示す。摺動初期の接触抵抗のピーク値はリフロー錫めっきが最も大きく，ニッケル下地リフロー3層めっき，新リフローめっきの順に小さくなっている。上述のように，摺動初期の接触抵抗ピークは，錫の摩耗粉の堆積・酸化によるものであるため，接触抵抗の上昇を小さくするには，摩耗粉の発生と堆積を抑制すればよい。そのためには，錫めっきの摩耗を抑制するか，接触荷重を大きくすればよい。ニッケル下地リフロー3層めっきは，リフロー錫めっきに比べて錫が薄いため，摩耗粉の発生が少なく，ピーク値が小さいと考えられる。一方，新リフローめっきは，表面に錫と金属間化合物層を混在させているため，めっきが削れにくくなる。さらに，接点部の凝着が起こりにくいため，摩耗粉の発生が少なく，ピーク値が小さいと考えられる。

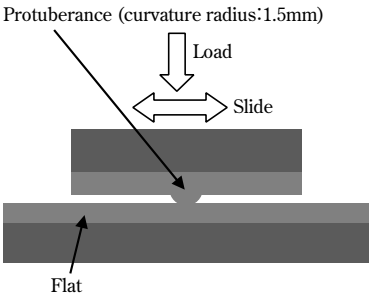


図4 微摺動摩耗試験の概略図
Fig. 4 Schematic diagram of fretting corrosion test
Test conditions
Protuberance：Specimen, Flat：Reflowed tin plating
Load：3N, Sliding distance：50μm
Frequency：1Hz,
Direct Current：10mA, Open voltage：20mV

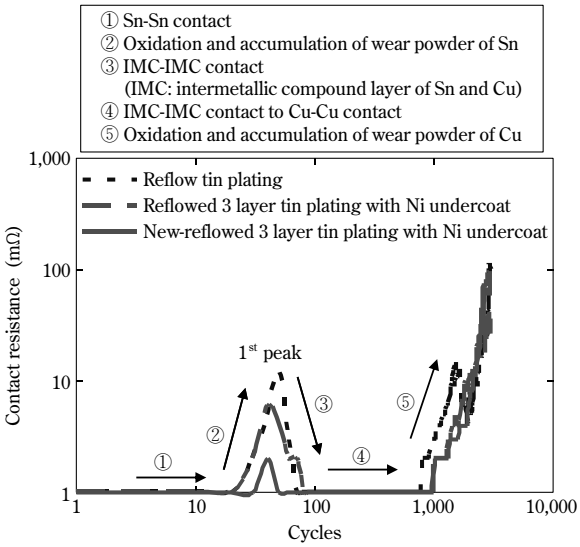


図5 摺動回数と接触抵抗の関係
Fig. 5 Change of contact resistance in fretting corrosion

表3 微摺動摩耗特性の比較
Table 3 Comparison of resistance to fretting corrosion

	Fretting cycles of 1st peak start	Contact resistance point of 1st peak (mΩ)	Fretting cycles of Cu-Cu contact *
Reflowed tin plating	30	12	100
New-reflowed 3 layer tin plating with Ni undercoat	40	2	200

*：by SEM examination of contact

摩耗粉が酸化すると接触抵抗を増加させるだけでなく，アブレシブ摩耗により摩耗が促進されると考えられる。アブレシブ摩耗とは，軟らかい材料と硬い材料との摺動による微小研削作用に基づく摩耗である。錫めっきの微摺動摩耗では，軟らかいめっき皮膜を硬い酸化摩耗粉が削り取ると考えられる。**図6**に，100サイクル後の接点部（半球状突起）の表面形状を示す。新リフローめっきの摩耗量はリフロー錫めっきに比べて小さい。新リフローめっきは摩耗粉の発生が少ないため，アブレシブ摩耗によるめっきの摩耗促進が小さいためと考えられる。

めっきが摩耗して母材が露出するタイミングは，リフロー錫めっきに比べて新リフローめっきの方が遅い。微摺動摩耗では，金属同士が凝着し，凝着部がせん断されるときに生じる摩耗（凝着摩耗）に加え，アブレシブ摩耗によって摩耗が加速されると考えられる。そのため，軟らかい錫層は摩耗によって早期に消失するが，金属間化合物層やニッケル層は硬いため摩耗しにくいと考えられる。したがって母材の露出を抑制するには，金属間化合物層やニッケル層を厚くすることが有効であると考えられる。新リフローめっきは摩耗粉の発生が少ないため，アブレシブ摩耗が少ないことに加えてニッケル層が摩耗しにくいことにより母材の露出が遅いと考えられる。

2.2 端子挿抜性

自動車や民生機器などの小形化や高性能化により，一台あたりの回路数が増加して使用されるコネクタの数も増加している。また，コネクタ一個あたりの極数が増加し，コネクタをかん合する際の挿入力も増大しているため，組立作業における作業性が低下するなどの問題が生じており，コネクタの挿入力低減が求められている。

コネクタの挿入力は接点部の摩擦抵抗に起因している。摩擦力は，凝着部を引離すのに要する力（凝着摩擦）と硬い表面の凸部が軟らかい表面を掘り起こすことによ

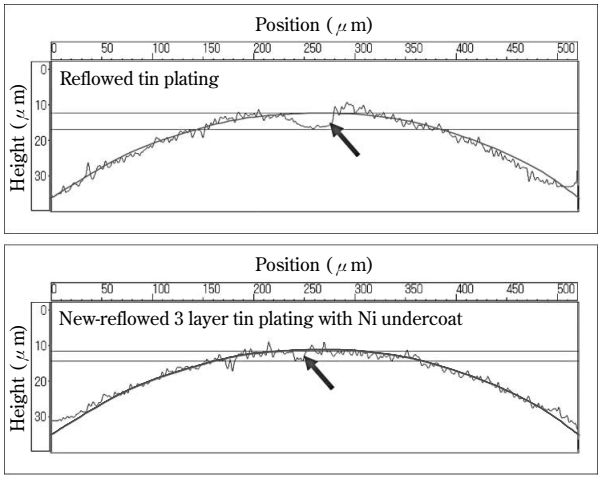


図6 100サイクル後の接触部（半球状突起）の表面形状
Fig. 6 Surface profile of protuberance after 100 fretting

る力（掘り起こしによる摩擦），および材料の押込みと引離しの際の変形力の違いから生じるエネルギーロス（弾性ヒステリシス損失）に基づく成分の和で表される。錫めっき材同士の摩擦の場合，材料間に硬度差がないため掘り起こしによる摩擦は小さい。また，弾性変形量が小さい金属同士の乾燥状態における摩擦では，弾性ヒステリシス損失も小さい。したがって，錫めっき同士の摩擦の場合，凝着摩擦が主成分となり，摩擦係数μは，次式で表せる[7]。

$$\mu = F/W = As/Ap = s/p$$

F：摩擦力，W：板厚法線方向荷重，A：接触面積，s：凝着部のせん断強さ，p：塑性流動圧力＝材料の硬さ

上式より，塑性流動圧力を上げることによって摩擦係数を低下させることが可能である。塑性流動圧力とは，接触荷重を増大させたときに接触部付近の表面に近い内部が全て塑性変形するときの圧力のことで，材料の硬さに相当する。そのため，摩擦係数を低減するにはめっきを硬くするか，めっきを薄くして硬い母材の影響を受けやすくし，みかけ上の硬さを高めればよい。

図7に摩擦係数測定装置の概略図を示す。摩擦係数の測定は，日本伸銅協会技術標準JCBA T311：2002に準拠して実施した。板状の試験片（Flat）と曲率半径1.5mmの半球状突起を有する試験片を接触させ，板面の法線方向に3Nの荷重を負荷したときの摩擦力から摩擦係数を算出する。**図8**に錫めっき材の摩擦係数を示す。ニッケル下地リフロー3層めっきは，錫層を薄くすることで摩擦係数を低減している。一方，新リフローめっきは表面に錫と金属間化合物層を混在させることで摩擦係数を低減している。

2.3　耐食性

錫は表面に薄く安定な酸化皮膜を形成しているため耐食性に優れる。また，銅よりも卑な金属である錫は，銅に対して犠牲防食作用を有している。このため，溶液中などの腐食環境下においても錫が存在していれば錫が優先的に腐食され，銅は腐食されない。ただし，錫層が薄い場合には，錫層が消失して銅が腐食する場合がある。

表4に錫めっき材の耐食性試験結果を示す。耐食性試験は塩水噴霧試験により行った。リフロー錫めっき，ニッケル下地リフロー3層めっき，新リフローめっきはいずれも良好な耐食性を有している。

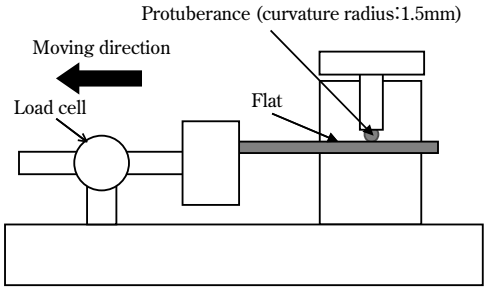


図7　摩擦係数測定装置の概略図

Fig. 7　Schematic diagram of measuring apparatus of friction coefficient

Measuring conditions
Protuberance：Reflowed tin plating, Flat：Specimen
Load：3N, Sliding distance：5mm
Sliding velocity：80mm/min

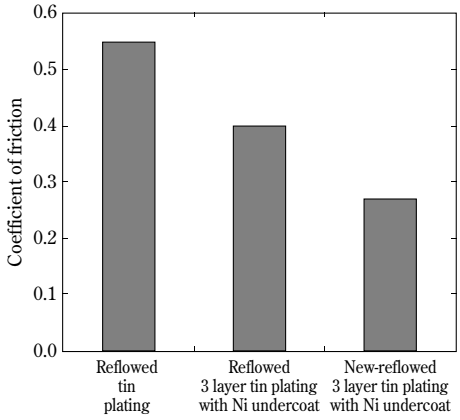


図8　摩擦係数

Fig. 8　Comparison of friction coefficient

表4　錫めっき材の耐食性試験結果

Table 4　Test results of salt spray corrosion

	Appearance	Contact resistance (mΩ)
Reflowed tin plating	○	＜1
Reflowed 3 layer tin plating with Ni undercoat	○	＜1
New-reflowed 3 layer tin plating with Ni undercoat	○	＜1

※○：good, ×：corrosion

Test conditions
NaCl：5%, Temp：35℃, Test time：6h

むすび＝当社は長年にわたり，コネクタ用錫めっき付銅合金板条に要求される特性に対する影響因子とその向上技術の検討・開発を行い，リフロー錫めっき，ニッケル下地リフロー3層めっき，新リフローめっきなどの錫めっき付銅合金を製品化してきた。ニッケル下地リフロー3層めっきは優れた接触抵抗特性を有し，端子挿抜性においても従来の錫めっきよりも優れる。最近開発した新リフローめっきは，接触抵抗特性，微摺動摩耗特性および端子挿抜性をさらに高めた高性能錫めっき材であり，自動車や民生機器のコネクタ用材料として適用され始めている。しかしながら，加熱経時における接触抵抗増大のメカニズムについては推定の部分もあり，さらに明らかにする必要がある。今後も引続き技術開発を進めていくとともに，さらに厳しいニーズにも応えるべく，錫めっき技術の向上と新製品開発を行っていく。

参　考　文　献

1）原　利久ほか．R&D神戸製鋼技報．2004, Vol.54, No.1, p.9.
2）W. J. Reichenecker. Tin and its Uses. 1981, No.130, p.14-16.
3）W. J. Reichenecker. Welding Journal. 1980, Vol.59, No.10, p.308-310.
4）ゲ・ヴェ サムソノフ．最新酸化物便覧－物理的化学的性質－．第2改訂増補版．日・ソ通信社，1979, p.209.
5）原　利久ほか．11th Symposium on "Microjoining and Assembly Technology in Electronics" 2005. 2005, p.255-258.
6）佐藤尚幸ほか．電子情報通信学会信学技報．2008, R2007-64, p.31-36.
7）村木正芳．図解トライボロジー．日刊工業新聞社，2007, p.39-41.

（論文）

端子用Cu-（Ni, Co）-P系合金の強度と導電率に及ぼす時効条件の影響

Effect of Aging Conditions on Hardness and Electrical Conductivity in Cu-(Ni,Co)-P Alloys for Connectors

宍戸久郎*1　Hisao SHISHIDO
有賀康博*1（工博）　Dr. Yasuhiro ARUGA
隅野裕也*2　Yuya SUMINO

The influence of the aging conditions on hardness, electrical conductivity and precipitation behavior in Cu-0.4mass%Ni-0.1mass%P (Cu-Ni-P) and Cu-0.4mass%Co-0.1mass%P (Cu-Co-P) alloys have been studied. The Cu-Ni-P alloy, when aged at 350℃ for 10^6s, exhibited a greater hardness and electrical conductivity than when aged at 500℃ for 10^4s. This alloy also exhibited a higher density with smaller precipitates after aging at 350℃ for 10^6s than after aging at 500℃ for 10^4s. On the other hand, these tendencies were reversed in the Cu-Co-P alloy. These precipitation behaviors can be explained on the basis of the temperature dependency of supersaturation.

まえがき＝カーナビやETC，エアバッグをはじめとする自動車保安部品の標準装備化などにより電装品の高集積化が進み，自動車用端子の小形化が進展している。また，エンジンルームに近い高温環境下での長時間使用に対する信頼性（耐応力緩和特性）も要求されている。このため，端子用銅合金には従来以上の強度や導電率に加えて，十分な耐応力緩和特性が求められている。

従来，端子用銅合金としては，Cu-Fe-P合金やCu-Ni-Si系合金が広く使用されてきた。しかし，Cu-Fe-P合金では耐応力緩和特性が低く，高温での信頼性に乏しい。一方，Cu-Ni-Si系合金は良好な耐応力緩和特性および高強度が得られるものの，導電率が40%IACS程度であり，高導電率化には限界がある。そこで，強度，導電率，および耐応力緩和特性においてバランスに優れるりん化合物の析出を利用したCu-(Ni,Co)-P系合金が注目されている。

Cu-(Ni,Co)-P系合金のうち，Cu-Ni-P系合金は高強度であるが導電率が比較的低く，逆にCu-Co-P系合金は高導電率であるが強度が比較的低いと報告されている[1)]。また，Cu-Ni-P系合金については従来から析出物に関する研究[2)～4)]が数多くなされているが，Cu-Co-P系合金に関する報告[5)]は少なく，析出挙動についての詳細は不明な点が多い。

そこで，Cu-Ni-P系合金およびCu-Co-P系合金を対象に種々の時効条件の特性を調査し，また析出物分散状態との関係を調査したのでその概要を報告する。

1. 実験方法

Cu-0.40mass%Ni-0.10mass%P合金（Cu-Ni-P合金）およびCu-0.40mass%Co-0.10mass%P合金（Cu-Co-P合金）の鋳塊を大気炉で溶製して950℃で均熱処理を行った後，板厚0.6mmまで熱間および冷間圧延を行った。さらに950℃で1.8×10^3s（30min）の溶体化処理を行って水冷した。熱間圧延時に生成した析出物は，溶体化処理により完全に溶解しており，結晶粒径は約300μmであった。

続いて，昇温速度50℃/hにて300～650℃の種々の温度まで昇温し，7.2×10^3s（2 hr）保持する等時時効処理を行った。また350℃と500℃においては，時効時間の影響も調査するため，0.5℃/hの昇温速度にて昇温し，10^4s～10^6s（約3 h～12day）保持する等温時効処理を行った。

時効処理後の試料に対しては，その導電率およびマイクロビッカース硬さ（荷重500gf）を測定し，併せて透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて析出物半径の評価と析出相の同定を行った。また，大谷らの熱力学データ[6),7)]を用い，状態図計算ソフト「Pandat」によって析出相の種類，および平衡固溶量を推定した。「Pandat」を用いた各相の自由エネルギーの計算値を比較することにより，安定な析出相の同定，およびマトリックのNi,Co,P元素の固溶量の上限値の推測が可能となった。

2. 実験結果

2.1 等時時効処理後の硬さおよび導電率

Cu-Ni-P合金およびCu-Co-P合金を対象に，7.2×10^3s（2 h）の等時時効処理における導電率と時効温度の関係を調べた（**図1**（a））。Cu-Ni-P合金は，450℃に導電率のピークが存在する一方，Cu-Co-P合金では高温になるほど導電率が高くなっている。等時時効処理後の導電率は，450℃以下ではCu-Ni-P合金が高く，500℃以上ではCu-Co-P合金の方が高い。

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 アルミ・銅事業部門　長府製造所　銅板工場

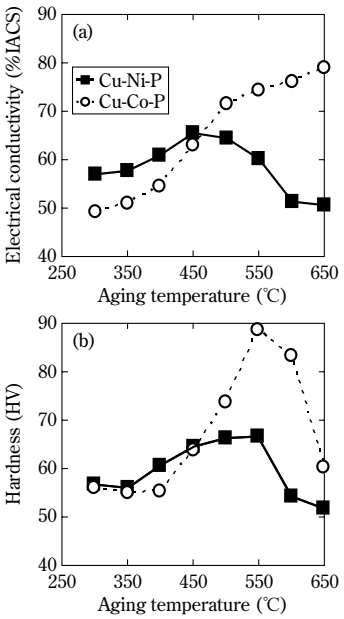


図 1 等時時効処理における(a)導電率および(b)硬さの変化
Fig. 1 Variation of (a) electrical conductivity and (b) hardness in aging with temperature for 7.2Ks

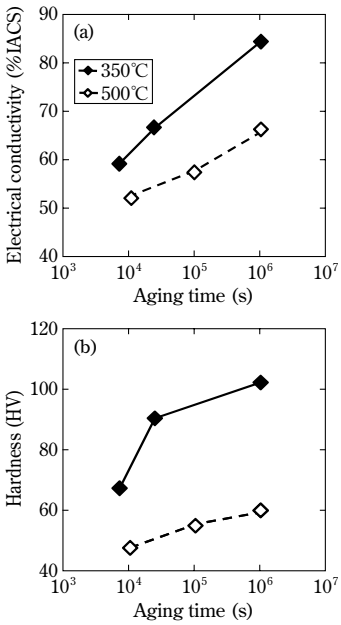


図 2 Cu-Ni-P合金における350℃または500℃等温時効処理における(a)導電率および(b)硬さの変化
Fig. 2 Variation of (a) electrical conductivity and (b) hardness in aging with time at 350℃ and 500℃ in Cu-Ni-P alloy

一方，硬さと時効温度の関係を調べた結果では，図1（b）に示すように，Cu-Ni-P合金，Cu-Co-P合金ともに時効温度550℃で最も硬化する。また300～450℃の時効温度ではCu-Ni-P合金がより硬化し，500℃～650℃の時効温度ではCu-Co-P合金の方がより硬化する。

以上の等時時効処理の結果から，硬さのピークはともに550℃であるものの，その前後の温度においては硬さの温度依存性は大きく異なる。そこで以下では，比較的低温の350℃，および比較的高温の500℃の条件で等温時効処理を行い，各温度域での特性変化を詳細に調査した。

2.2 等温時効処理後の硬さおよび導電率

まず，Cu-Ni-P合金を対象に，350℃および500℃の等温時効処理における導電率，硬さと時効時間の関係を調べた（**図 2**）。時効温度350℃，500℃のいずれも，10^4s～10^6sの時効時間では時効時間が長いほど導電率，硬さともに高い。また，比較的低温・長時間の350℃，10^6s時効温度の方が，比較的高温・短時間の500℃で10^4s時効温度よりも導電率，硬さともに高い。

Cu-Co-P合金に対しても同様に，350℃および500℃の等時時効処理における導電率および硬さを調べた（**図 3**）。時効温度350℃，500℃ともに，10^4s～10^6sの時効時間では，時効時間が長いほど導電率は高くなる。硬さは，350℃時効温度では時効時間が長いほど硬化するが，500℃時効温度では10^5s（約30h）で硬さがピークとなった。また，比較的低温・長時間の350℃で10^6s時効温度の方が，比較的高温・短時間の500℃で10^4s時効温度よりも導電率，硬さともに高く，Cu-Ni-P合金とは逆の傾向を示した。

一般的に，低温・長時間の時効処理によって微細な析出物が高密度に分散し，硬さが高くなると期待される。Cu-Ni-P合金ではまさしく，低温・長時間条件で硬さが高くなることが確認された。しかしCu-Co-P合金では，高温・短時間条件の方が硬さが高くなる現象が見出され，この原因を考察するため，析出物の分散状態をTEM観察によって調査した。

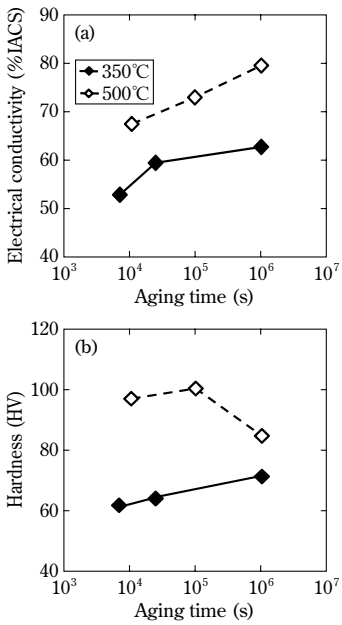


図 3 Cu-Co-P合金における350℃または500℃等温時効処理における(a)導電率および(b)硬さの変化
Fig. 3 Variation of (a) electrical conductivity and (b) hardness in aging with time at 350℃ and 500℃ in Cu-Co-P alloy

2.3 時効処理後のTEM観察組織

Cu-Ni-P合金およびCu-Co-P合金を時効処理した試料のTEM観察像を，それぞれ**図 4** および**図 5** に示す。時効条件は両合金とも，500℃で10^4sおよび10^6s，350℃で10^6sとした。

Cu-Ni-P合金では比較的低温・長時間の350℃で10^6s（約12day）の時効条件の試料が析出物の半径は最も小さく，数密度が高いことが観察された。析出物が微細に高密度

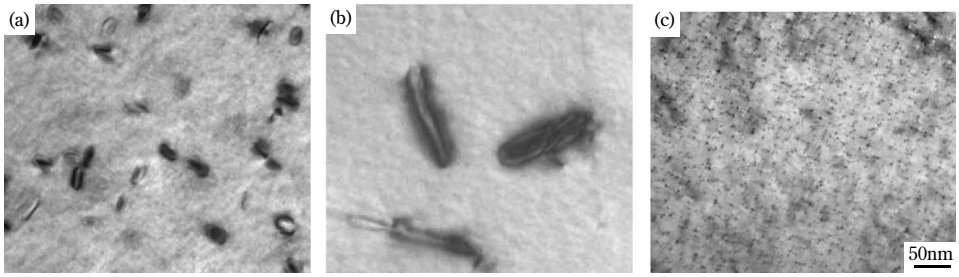


図 4 Cu-Ni-P合金のTEM観察像(a)500℃，10^4s時効後，(b)500℃，10^6s時効後，(c)350℃，10^6s時効後
Fig. 4 TEM images of Cu-Ni-P alloy aged at (a) 500℃ for 10^4s, (b) 500℃ for 10^6s, (c)350℃ for 10^6s

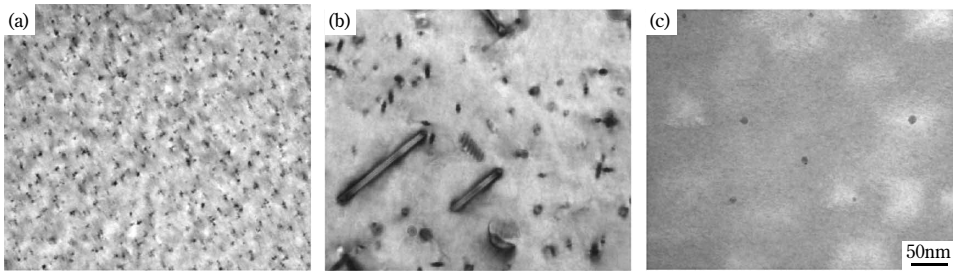


図 5 Cu-Co-P合金のTEM観察像（a)500℃，10^4s時効後，(b)500℃，10^6s時効後，(c)350℃，10^6s時効後
Fig. 5 TEM images of Cu-Co-P alloy aged at (a) 500℃ for 10^4s, (b) 500℃ for 10^6s, (c)350℃ for 10^6s

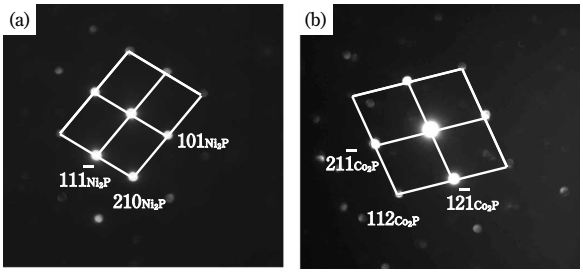


図 6 500℃，10^6sの時効後における電子回折像[6)]
Fig. 6 Diffraction pattern taken from {100} plane of Cu matrix with precipitates formed during ageing at 500℃ for 10^6s in (a) Cu-Ni-P and (b) Cu-Co-P alloys[6)]

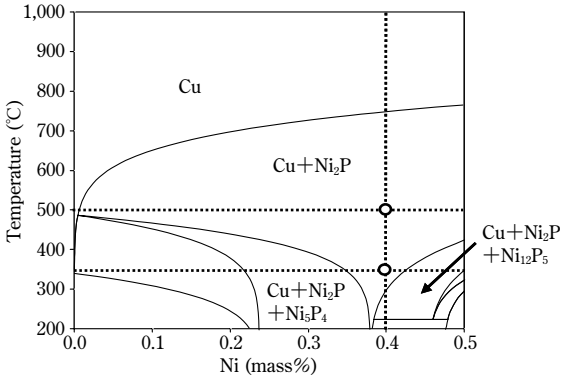


図 7 Cu-xNi-0.1P合金の縦断面計算状態図
Fig. 7 Vertical section of Cu-Ni-P system with P=0.1mass%

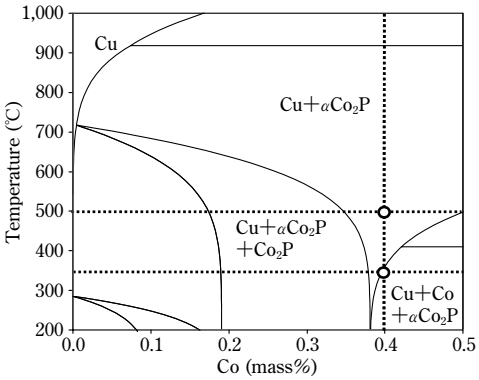


図 8 Cu-xCo-0.1P合金の縦断面計算状態図
Fig. 8 Vertical section of Cu-Co-P system with P=0.1mass%

に分散したため，Cu-Ni-P合金は比較的低温・長時間の時効条件の方が硬化量が大きくなったと推測される。

一方，Cu-Co-P合金では，比較的高温・短時間の500℃で10^4sの時効条件で析出物半径が最も小さく，析出物の数密度が多いことが観察された。このため，Cu-Ni-P合金とは異なり，比較的高温・短時間の条件にて硬化量が大きいと推測される。また図5（b）に示す500℃で10^6s（約12day）の時効処理後の試料では，析出物が粗大化したと推察される板状の析出物が一部観察された。この組織変化のために，500℃で10^6sの長時間時効条件での試料の硬さが，10^4sの短時間時効条件のそれよりも低くなったものと推測される。

上記の比較的高温（500℃）で長時間（10^6s）時効処理した両合金試料の電子回折像を**図6**[5)]に示す。観察された析出物は，Cu-Ni-P合金ではNi_2P，Cu-Co-P合金ではCo_2Pであると同定された。ちなみに，350℃時効条件では，析出物が微細なために析出物起因のパターンが検出できず，相が同定できなかった。そこで，計算状態図を用いて析出相を推定した。Cu-xNi-0.1PおよびCu-xCo-0.1P合金の縦断面状態図の計算結果をそれぞれ**図7**，**図8**に示す。Cu-0.4Ni-0.1P合金では，350℃，500℃ともに平衡析出相はNi_2Pと推定される。一方，Cu-0.4Co-0.1P合金では，350℃でCo単体とCo_2Pが，500℃でCo_2Pのみが析出すると推察される。500℃時効条件において，電子線回折による解析結果と計算状態図の平衡相が一致した。

3. 考察

3.1 析出物数密度に及ぼす時効温度の影響

前章で述べたように，Cu-Ni-P合金は比較的低温・長時間の時効条件において，Cu-Co-P合金では比較的高温・短時間の時効条件において析出物が微細高密度に分散している。Orowan機構による析出強化を仮定すると，析出

物数密度が多いほど転位の運動が妨げられるため強度が高くなると考えられる。つまり，同じ析出物体積率の場合，析出物が微細に分散しているほど高強度が期待できる。そこで，Cu-Ni-P合金とCu-Co-P合金で析出物の数密度および析出物の直径の温度依存性が異なる原因について，核生成および成長の観点から考察を行った。

古典熱力学の考え方では，析出物が生成することによって，化学的な自由エネルギーが低下する効果と界面エネルギーが増加する効果が同時に生じ，臨界核生成サイズ以上の析出物のみが析出物として成長すると考えられている。また，核が成長するためには元素拡散による物質供給も必要と考えられている。このため，核生成速度 I は下記の式（1）に示すように，核生成のための活性化エネルギー ΔG^* と拡散の活性化エネルギー Q によって表すことができる[8]。この核生成速度 I が大きいほど析出物の数密度が大きいことが知られている。

$$I = A\exp\left(-\frac{\Delta G^* + Q}{RT}\right) \quad \cdots\cdots (1)$$

ここで A は定数，ΔG^* は核生成のための活性化エネルギー，Q は拡散の活性化エネルギー，R はボルツマン定数である。ΔG^* が大きいほど，また拡散がしやすいほど核生成速度 I が大きい。また過飽和固溶量が大きいほど，ΔG^* は大きくなることが知られている。つまり，拡散係数および過飽和固溶量が大きいほど核生成速度 I が大きい。

以下では，析出物の生成・成長は，析出物を構成する元素のうち，拡散が遅いNiまたはCoが律速すると仮定して考察した。**図9** にNiおよびCoの拡散係数[9] の温度依存性を示す。300℃から650℃の温度範囲では，NiおよびCoの拡散係数はともに，高温ほど拡散係数が高くその傾きもほぼ同じである。また，同じ温度ではCoの拡散係数が大きい。

過飽和固溶量は，添加NiまたはCo量から平衡固溶量を減じた値とした。ここで，平衡固溶量はCALPAHD法により計算した値を用いた。過飽和固溶量の温度依存性を**図10**に示す。Cu-Ni-P合金では，300～450℃では大きな変化はないが，450℃以上の高温では急激に過飽和固溶量が低下する。一方Cu-Co-P合金では，360～650℃の温度範囲では過飽和固溶量はほとんど変化しない。

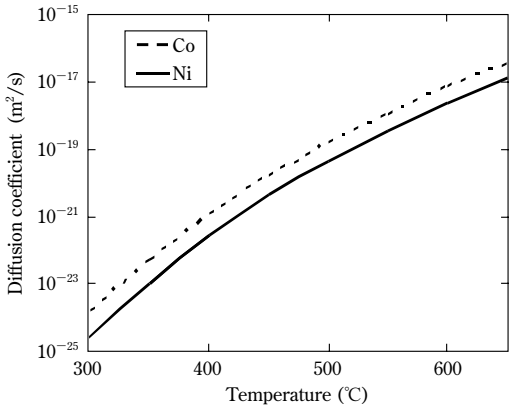


図9 Cu中のNiおよびCoの拡散係数の温度依存性
Fig. 9 Diffusion coefficient of Ni and Co in Cu as function of temperature

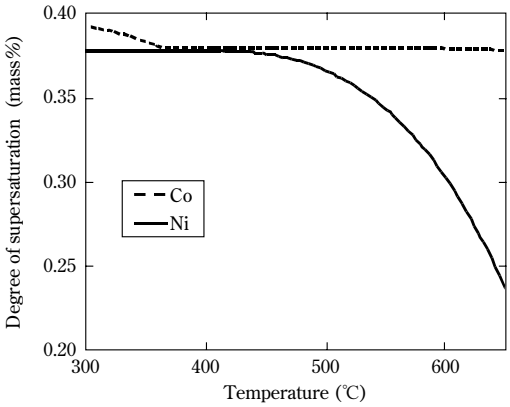


図10 計算により求めたNiまたはCoの過飽和固溶量の温度依存性
Fig.10 Calculated supersaturation of Ni and Co as function of temperature

以上より，Cu-Ni-P合金では，拡散係数が小さくなる影響よりも過飽和固溶量が大きくなる影響が強いため，低温・長時間の350℃で10^6sの時効条件の核生成速度 I が大きく，析出物が高密度に分散したと推測される。一方，Cu-Co-P合金では，350℃と500℃では過飽和固溶量に大きな違いがなく高温ほど拡散係数が大きいため，高温・短時間の500℃で10^4sの時効条件で核生成速度 I が大きく析出物が高密度に分散したと推測される。

またCu-Co-P合金では，360℃以下では急激に過飽和固溶量が大きくなる。これは，360℃以下では単体Coが生成するためと推測されるが，単体Coの生成することと析出物の数密度との関係は不明であり，今後さらなる調査が必要である。

3.2 析出物直径に及ぼす時効温度の影響

古典熱力学の考え方では，析出物と母相の界面では局所的に平衡状態が保たれていると仮定して拡散方程式を解くと，析出物の成長速度は析出した割合 y を用いて式（2）のように表すことができる[10]。

$$r\left(\frac{dr}{dt}\right) = D\left(\frac{C_0 - C_M}{C_P - C_M}\right)(1-y) \quad \cdots\cdots (2)$$

また析出した割合 y は，核生成速度と拡散係数と時間に依存する量であり，式（3）で表すことができる[10]。

$$y = 1 - \exp\left[-\frac{16\sqrt{2}}{15}\pi D^{2/3}\left(\frac{C_0 - C_M}{C_P - C_M}\right)It^{5/2}\right] \quad \cdots\cdots (3)$$

ここで C_0 は母相Cu中の溶質元素（NiまたはCo）濃度であり，添加量に相当する。C_P は析出物中の溶質元素濃度，C_M は析出物－母相界面における母相Cu中の平衡溶質元素濃度，D は拡散係数である。核生成速度 I が大きいほど，また拡散係数 D が小さいほど，析出物半径 r が小さいことがわかる。

Cu-Ni-P合金では，350～650℃の温度域においては低温ほど核生成速度 I が大きく，拡散係数 D が小さい。このため，核生成速度および拡散による成長の両方の観点で，比較的低温（350℃）で長時間（10^6s）の時効条件が，高温（500℃）・短時間（10^4s）よりも析出物半径が小さいと推測される。

一方，350～650℃の温度域のCu-Co-P合金では，低温ほど拡散係数 D および核生成速度 I が小さい。このため，Cu-Co-P合金の350～650℃の温度域では，核生成速

度 I の影響が，拡散による成長促進の影響よりも大きく，比較的高温（500℃）で短時間（10^4s）の時効条件の析出物半径が小さいと推測される。

以上の考察より，Cu-(Ni,Co)-P合金においては，合金成分設計や熱処理パターンを検討する際には，拡散係数に加えて，とくに過飽和固溶量の温度依存性まで検討することが重要であることがわかった。この知見を生かして，従来以上の強度と導電率を兼備した銅合金の開発を進めていく。

むすび＝端子・コネクタ，リードフレーム用の次世代銅合金として期待されている Cu-(Ni,Co)-P 系合金について析出挙動と強度・導電特性を調査し，以下の知見を得た。

(1) Cu-Ni-P合金では比較的低温・長時間，Cu-Co-P合金では比較的高温・短時間の時効条件において，硬さ，導電率がともに高く，また析出物が微細高密度に分散する。

(2) Cu-Ni-P合金とCu-Co-P合金における析出物挙動の違いは，過飽和固溶量の温度依存性の違いが原因と推測される。

今後も本析出物分散制御の知見を応用し，従来以上の強度と導電率を兼備した新合金開発と性能向上を進めていき，自動車用端子分野における，小型化ニーズに対応していく。

参　考　文　献

1）山本佳紀ほか．工学技術研究誌 日立電線2000, Vol.19, p.85-90.
2）M. Murayama et al. J. Ele. Mater, 2006, Vol.35, p.1787-1792.
3）J. MIYAKE et al. Acta. Metall. Mater, 1992, Vol.40, p.733-741.
4）D. K. Crampton et al. Trans Action AIME, 1940, p.354-371.
5）宍戸久郎ほか．銅と銅合金，2010, Vol.49, p.40-45.
6）日野真志ほか．第50回銅及び銅合金技術研究会講演大会講演概要集，2010，p.5-6.
7）小段貴裕ほか．日本金属学会2012年春季講演大会DVD概要集，p.535.
8）牧　正志ほか．材料組織学：朝倉書店，1991，p.98-119.
9）村田誠四郎．金属データブック 改定4版 丸善株式会社，2006, p.20-25.
10）平野賢一．合金の時効過程とその解釈，日本熱処理技術協会，1968, p.1-28.

（論文）

仕掛量に基づく設備負荷調整手法の銅板工場への適用

Method for Machine Load Control Based on Work in Process for Copper Sheet Plant

井本考亮*1　Takaaki IMOTO
梅田豊裕*1（工博）　Dr. Toyohiro UMEDA
内山修造*2　Shuzo UCHIYAMA
水野満信*2　Michinobu MIZUNO

This paper describes a two-step method for adjusting the equipment load in a copper sheet plant having batch annealing furnaces. The first step takes a loading approach, in which the delivery date is met without accounting for the equipment capacity. The second step takes a leveling approach, in which the processing time and processing machines are altered to maximize the production volume and minimize the work in process. The leveling priorities are determined based on the work in process and delivery dates of products. This method enables planning for production while minimizing the production lead time. This paper includes the results of a computer experiment conducted to validate the proposed method.

まえがき＝当社の銅板工場における生産プロセスは，工程や設備の数が多いだけでなく，工程ごとに固有の製造条件で処理を行うため，大規模かつ複雑な操業制約を有する。一方，近年のユーザニーズの多様化や原材料価格の高騰などの環境変化の下で収益・財務基盤を強化するには，以下のような工場方針に応えることができる生産計画の立案が必要である。

・製品在庫や中間仕掛の削減による，フリーキャッシュの創出，原料価格変動の影響抑制
・生産効率の向上によるコストダウン
・製造工期短縮による納期対応力の向上

しかしながら，素材系のような大規模かつ複雑な生産工程の流れを適切にコントロールし，上記方針に応えられる生産計画（大日程計画）や生産スケジュール（小日程計画）を作成することは容易ではない。そこで当社では，納期を順守しやすいバックワード負荷山積み・山崩し手法と，在庫や仕掛を考慮し易いフォワード負荷山崩し手法を組合せた，素材系工場に汎用的に適用可能な工場全体の負荷調整方法[1]を検討してきている。とくに，銅板工場の生産管理における各設備への作業指示作成業務に適用し，効率化を狙っている。

本稿では，従来では考慮できていなかったバッチ焼鈍炉におけるロットまとめ制約を考慮した。また，負荷・仕掛を平準化することによる工場全体のスループットを高める設備負荷調整手法を提案し，あわせて，銅板工場の実データを用いた計算機実験により，提案手法の有効性を検証した。

1. 対象問題

設備能力の改善を行うことなく，生産計画の立案を工夫することによって納期を守り，工場のスループットを向上させ，仕掛を低減させることを考える。そのためには，工場への投入を適切な時期に適切な量のみ行う「入力の制御」に加え，工場内での設備の材欠と過負荷を防ぎ，工場の能力を最大限活用する「出力の最大化」を行う必要がある。

本稿では，工場への投入計画（熱延計画）が与えられる状況において「工場内の各設備に対して，どの製品をどの時間帯に処理するか，前記狙いを実現するように決定する」，つまり，納期を守りつつ生産効率を最大化する問題を取扱う。

1.1　通過工程

素材系の一貫製造工場に適用可能な手法を検討するため，代表的な金属系の製板工程をモデル化する。対象とする生産ラインでは，大きく熱延，冷延，精整の３ラインでの処理を経て製品を生産する（**図 1**）。各ラインは，それぞれ複数の設備から構成されており，繰返しや分岐がある。そのうち最も複雑な冷間ラインは，冷延工程，焼鈍工程，洗浄・研磨工程などで構成される。各工程には使用可能な設備が複数台存在し，製品の種類によって利用可能な設備群が異なる（**図 2**）。さらに，焼鈍工程には，通常の通板設備とバッチ処理設備の２種類がある。

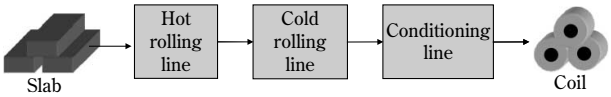


図 1　対象生産ラインの概要[6]
Fig. 1　Outline of target process[6]

*1 技術開発本部　生産システム研究所　*2 アルミ・銅事業部門　長府製造所　銅板工場

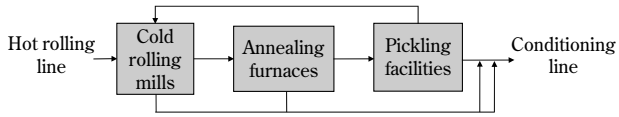


図 2 冷間圧延工程の詳細[6)]
Fig. 2 Detail of cold rolling line[6)]

1.2 制約

負荷調整にあたって，製品ごとの処理タイミングや利用設備を決定する際には，現実の操業や業務に存在する各種の条件を以下のような制約として表現する。

- 製品の制約：生産する製品はそれぞれ，納期と注文数量が与えられる。
- 工程の制約：通過工程をはじめとする各工程で利用可能な設備群が異なる。
- 初期状態の制約：負荷調整対象には，工場への投入計画段階の未着手品と，既に生産を開始した仕掛品の２種類の状態が存在する。
- 負荷時間の制約：製品の種類により，同一工程・設備における処理でも負荷となる処理時間は異なる。
- バッチ処理設備の制約：処理条件が同じワークのみ同一時間帯に処理可能とし，設備ごとに同時処理できる個数の上限が異なる。
- 稼働時間の制約：各設備に対しては日単位で稼働時間の上限が与えられ，それを超えて製品を処理することはできない。
- 工程間時間の制約：設備間では，冷却や運搬などによる一定の時間を必要とする。この時間は前後の設備の組合せによって決まる。

1.3 評価項目

ある日にある設備で処理する製品を決定するにあたって，それぞれの製品の次工程（設備）の仕掛状態を考慮しなければ，次工程への材欠（処理する材料不足による機会損失）や過剰供給による仕掛の滞留が発生する。そして，この影響がさらに次工程へと伝播していくことで工場全体の生産性は低下する。

このように，工場全体の生産性は生産計画立案の巧拙に左右される。また，納期達成率も同じように生産計画に左右されることから，仕掛状態と納期達成率の二つを計画立案手法の評価項目として選択する。

2. 負荷調整手法

１章で述べた対象問題を最適化の数理モデルとして表現し，厳密解法[2)]や近似解法[3)]を適用することによって最適な負荷調整結果を導出することは原理的に可能である。しかしながら，現実的に許容される計算時間や，表現可能な制約条件の柔軟性から，ここではルールベースによる負荷調整手法を選択する。

2.1 負荷調整の概要

設備負荷の調整では二つのステップで製品側の要求と設備側の制約を調整する。すなわち，納期や製造リードタイムの観点で，個々の製品から見て最良のタイミングで生産した流れを合成する設備負荷山積みを最初に行い，次に，山積みの結果，設備能力を超過した負荷を制約内で移動させる設備負荷山崩しを実施する。

2.1.1 設備負荷山積み

設備負荷山積みでは，設備能力は考慮せず，納期や製造リードタイムのような製品側の条件を基に，各製品が通過する工程単位の作業の着手タイミングと処理量（時間）を積上げ，必要となる設備の負荷を計算する[4)]。ここでは，以下の２種類の負荷山積みを行う。

１）バックワード負荷山積み手法

本手法は，投入計画が未確定で見直しの余地がある未着手品に対して有効である。最終工程での作業の負荷山積み時間帯を決定した後，上工程へ遡りながら各工程の負荷山積み時間帯を決定する。各工程の山積み時間帯は，標準的な製造リードタイムを利用して決定する。その際，最終工程での負荷山積みタイミングを納期に同期させることで納期に対して最短で生産する生産計画が得られる。

２）フォワード負荷山積み手法

本手法は，仕掛品や投入計画に見直しの余地の小さい未着手品に対して有効である。作業開始工程での負荷山積み時間帯を決定した後，下工程へ順に各工程の負荷山積み時間帯を決定する。開始工程の負荷山積み時間帯は，仕掛品であれば現在日を，投入日が確定している製品では投入日を基準に決定する。下工程の負荷山積み時間帯の決定は，標準的なリードタイムを用いて決定する。これにより，投入タイミングを起点に最短で生産する生産計画が得られる。

図 3 では，製品Ａの負荷をバックワード負荷山積み手法で山積みし，製品Ｂの負荷をフォワード負荷山積み手法で山積みした結果を表している。このように，二つの手法を組合せることで理想的な生産計画を立案する。

2.1.2 設備負荷山崩し

負荷山積みを行うことにより，納期を最大限満たして製造リードタイムが最小となる生産計画が得られるが，設備能力の制約を犯している場合がある。そこで負荷山崩しでは，作業の開始時間および作業を行う設備を1.2節で示した制約の範囲で変更することにより，設備負荷の超過を解消する[4)]。このとき，変更の対象となる作業や設備の候補は通常複数あるため，いかに山積み時の理想状態を維持し，山崩しする作業や設備の優先付けを行うかが重要となる。

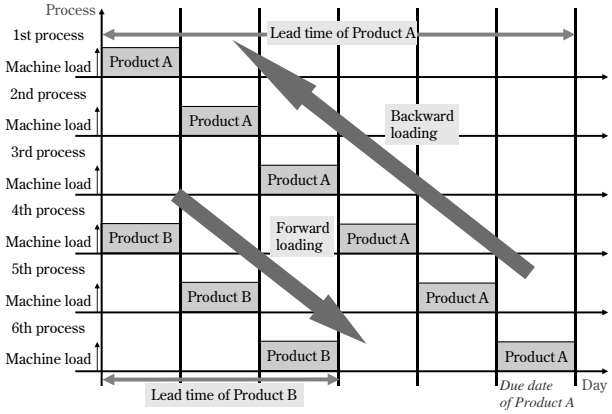


図 3 負荷山積み手法の概要[6)]
Fig. 3 Outline of loading method[6)]

負荷山崩し手法には余力を活用するバックワード負荷山崩し手法を採用することにより，納期を守りつつ過去方向の余力を活用する負荷調整を行う。それでも調整が不可能な場合にはフォワード負荷山崩しを行い，将来方向に負荷山崩しを行うことで最終的に実行可能な負荷計画を得る。なお，バックワード負荷山崩しには従来手法[1]を活用するため，以下ではフォワード負荷山崩し方法について説明する。

2.2　設備負荷調整方法の詳細

設備負荷山積みの結果が設備能力制約に違反している設備・時間帯がある場合には，下工程の仕掛状況，納期までの余裕度から負荷山崩し優先度を決定する。この優先度に従い，作業負荷を「同一時間帯での代替設備」，「同一設備での異なる時間帯」の二つの山崩し先のいずれかに，材欠・納期遅れが発生しないように移動させる。ここで，同一設備での異なる時間帯に負荷を崩した場合には，前後の工程間時間の制約に違反が発生する場合があり，下工程の負荷も連鎖して崩す必要がある。そのため，他工程への影響がない同一時間帯での設備変更を優先する。負荷が能力を超過している設備・時間帯がなくなるまでこの山崩しを繰返すことにより，設備負荷山積み時に犯していた設備能力制約を満たし，実現可能な生産計画を立案する。その際には，設備能力と納期の関係によっては山崩しの結果，納期遅れとなる製品が発生するが，以下で述べる優先度の決定方法により納期遅れを極小化する。

2.2.1　設備負荷山崩し優先度の決定方法

負荷山崩しする作業の優先順位の決定は，設備の効率稼働と製品ごとの納期順守の二つの観点で指標化した優先度を用いる。以下に計算方法を説明する。

1）各設備の仕掛量を基にした優先度の計算

設備の効率的稼働には，設備ごとの仕掛の偏りを抑制する必要があり，工程分岐がある場合には，どの設備向けの作業を優先するか，下工程設備の仕掛量を用いて指標化する。通常，仕掛量は重量で表現するが，とくに素材系工場の通板設備では同一重量でも板厚や品種などで処理時間が大きく異なるため，仕掛量は時間で表現することとする。加えて，現工程で処理したコイルが次工程の仕掛となるまでには運搬・冷却などの時間が必要となるため，下工程の仕掛量を考慮するには一定の期間で見る必要がある。

例えば，設備αで処理する製品には，次工程が設備βと設備γの２種類存在するとする。ここで，製品A，Eは設備βで処理され，製品b，c，d，f，gは設備γで処理されるとする。**図4**は工程１（設備α）での処理日9/2が山崩し対象として選択され，ここに積まれている四つの製品（A，b，c，d）から山崩しする製品を決定する状況を示している。その際，設備βでは，処理日9/2は設備能力と同等の仕掛があるが，処理日9/3は前工程から到着する製品がAしかなく，負荷山積み時点で処理日9/3に材欠が発生する計画となっている。設備γは逆に，処理日9/2の仕掛や処理日9/3に前工程から到着する製品の作業負荷は能力を超えている。この場合，設備αの製品Aを山崩しする（処理日を9/3に繰延べる）と，その余波で設備βでの製品Aの処理日が9/4となり，処理日9/3のスループットが減少する。このため，負荷山崩しの優先度は，製品Aを低く，製品b～dを高くするように決定する。この考え方をモデル化すると以下のようになる。

優先度＝(対象期間内での初期仕掛量[h]＋予想到着仕掛量[h])／対象期間内の設備能力総量[h]

ただし，対象期間は，負荷山崩しの対象時間帯から次

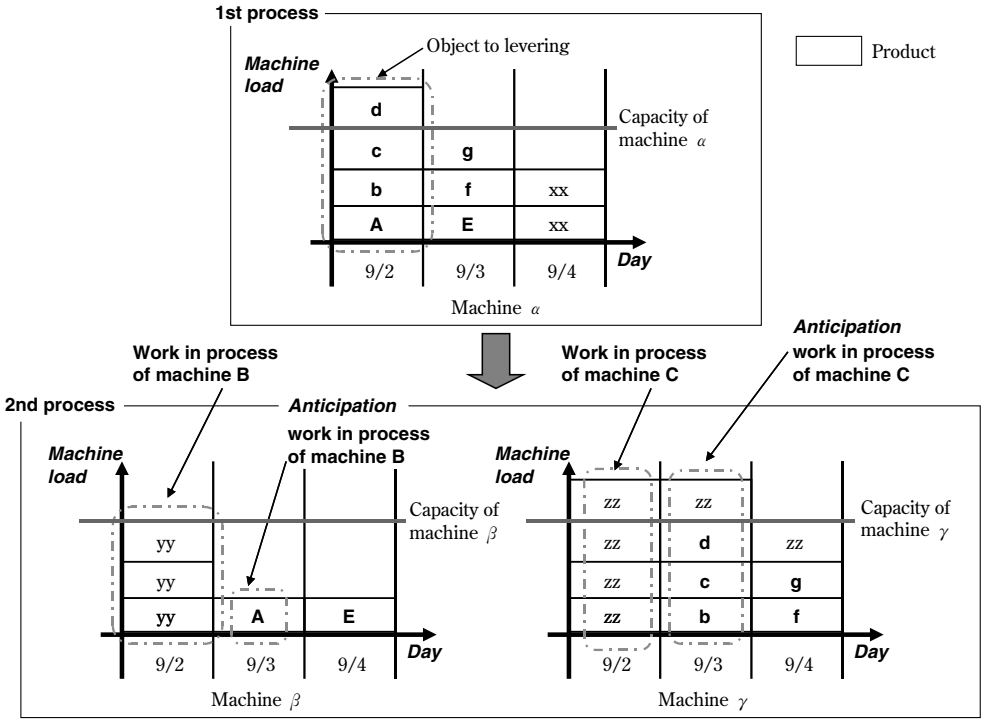


図4　負荷山崩し優先度の決定方法
Fig. 4　Determination method of leveling priority

工程の処理時間帯までである。

この優先度と，設備ごとに設定した二つの基準値（MIN・MAX）により，次の3段階に規格化する。

・仕掛過剰（優先度が基準値 MAX 以上）

・仕掛過小（優先度が基準値 MIN 以下）

・仕掛適正（優先度が基準値MINと基準値MAXの間）

通常，仕掛量の管理は外乱や設備トラブルなどを考慮し，固定値でなく一定の範囲内に収めることを目標とする。そこで，上記のように規格化することで，実際の工場運営には影響を与えない細かい違いを吸収させる。また，ネック設備では仕掛を多めに保有する，あるいは，能力に余裕がある設備は仕掛を多く持ちすぎない，といったように設備ごとに基準値を設定することが可能である。

2）製品の納期を基にした優先度の計算

最終工程に設定される納期に対する上流工程での遅れ／進み度合いに応じて優先度を変えるため，以下に定義する製品・工程ごとの納期までの余裕度を用いる。

余裕度＝納期－対象設備の処理予定日

－残工程の標準製造リードタイムの総和

上記1)，2）の二つの優先度を計算した後は仕掛に基づく優先度で候補を絞り，その中から納期に基づく優先度で山崩しする作業を決定することによって生産性と納期を考慮した負荷調整を行うことが可能となる。

2.3　バッチ処理設備での負荷調整

バッチ処理設備では，温度のような処理条件と設備の容量（同時に処理可能な最大数）から，同時に処理する製品と割り当てる設備＝ロットまとめを決定する必要があるが，これらと負荷調整を同時に行うことは決定変数が多くなり，現実的な時間での求解が困難となる。

このような一括では解くことが難しい問題に対しては，決定項目ごとに分割して解く手法が知られている[5)]。そこで，ロットまとめと負荷調整を分割して計算する手法を提案する（**図5**）。具体的には以下の3ステップをとる。

1）マクロな負荷調整による処理希望時間帯の設定

最初に，工場全体の生産の流れを整えるため，バッチ処理設備を通常の通板設備とみなし，粗々の負荷調整を行う。その際，一つの製品の処理時間は，

バッチ処理時間／その設備での最大処理個数

と近似してバッチの多重度を反映させる。この結果を処理希望時間帯として，以降の優先度に利用する。

2）マクロ計画を乱さない範囲でのロットまとめ

マクロな負荷調整を行うことで得られた各製品・工程の処理希望時間帯が一定の範囲に属する製品同士でロットまとめを行う。ここで，希望時間帯の許容範囲を大きくすればロットは形成されやすい反面，設備前での待ち時間が発生して生産性の低下や納期遅れが発生しやすくなる。逆に，許容範囲を過度に小さくすればロットサイズが小さくなって生産性が下がる。そのためこの許容範囲は，バッチ処理設備に応じて事前にオフラインで検証して決定する。

3）ロットまとめを考慮した負荷調整

前ステップで決定したロットまとめ結果を基に，「同一ロットに属する製品は，所定の設備で同一時間帯に処理する」という制約を追加する。そして，ステップ1の設備負荷調整を再度実行することで同一ロットに属するコイルは同時間帯にバッチ処理設備に届くように負荷が調整される。

これら3ステップにより，バッチ処理設備でのロットまとめ制約を考慮し，可能な限り納期を順守し，工場全体の生産性を確保する設備負荷調整が可能となる。

3.　計算機実験

本章では，提案手法の有効性を確認するために実施した計算例について述べる。

3.1　問題例

ここでは銅板工場を例に問題を作成した。1章で述べたように，銅板工場は複雑な生産ラインを有し，生産対象も多品種少量であり，生産計画立案が難しい工場であ

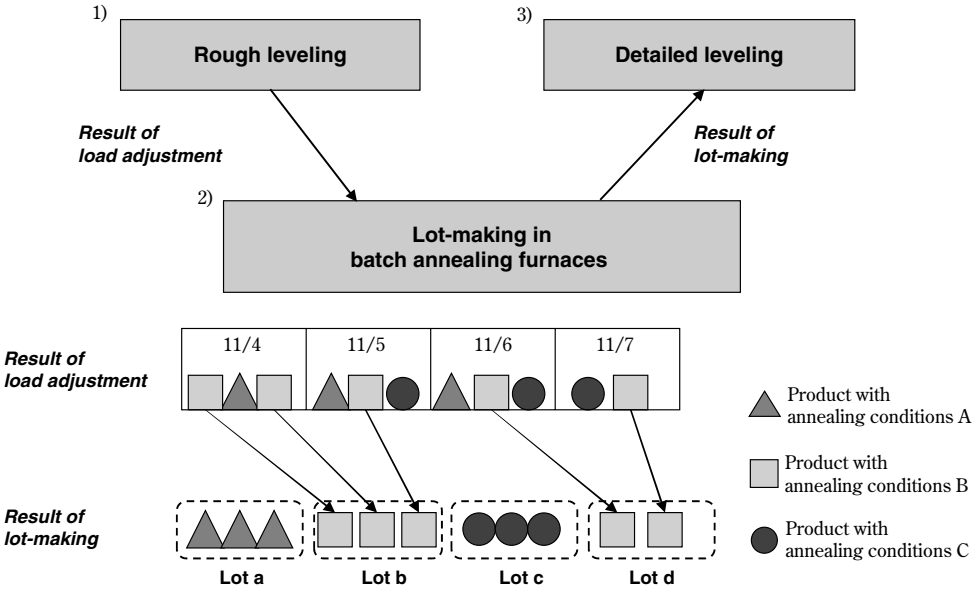


図5　ロットまとめ手法の概要
Fig. 5　Outline of lot-making

る。特徴的なデータを**表 1** に示す。

なお，各製品は，全て 1 から製造するのでなく，既に仕掛っている製品仕様によって通過工程数が異なるものがある。このため，製品によって通過工程数は異なる。設備負荷計算では，この約6,000の通過工程の処理日，および処理設備を決定する。なお，仕掛に基づく優先度の設定とバッチ処理向けの負荷調整による工場全体の整流化の有効性を確認するため，負荷山崩し時に納期のみを考慮していた従来手法[1] による結果と比較する。なお，スループットを比較するため，従来手法においてもバッチ処理設備におけるロットまとめは考慮した結果を用意している。

3. 2　結果と考察

図 6 は提案手法と従来手法において，1 箇月間の工場全体の累積スループット（生産が完了した注文重量）を示した図である。ここで，スループットは対象期間内の生産総量を1.0として規格化している。

この図によれば，10日ごろから従来手法と提案手法のスループットに差が開いてきている。従来手法はスループットの伸びが鈍化しているのに対し，提案手法は一定率で伸びている。各設備の能力に時間的な変動は与えていないため，以下の理由で提案手法の生産性が向上したと考えられる。

提案手法では，分岐工程おいて仕掛が多い設備への供給が抑制され，逆に仕掛が少ない設備への供給が優先された結果，処理する製品がない材欠の発生が抑制される。とくに19日目では，スループットに 16%の差が生じており，生産計画立案時に作業の優先度を制御することによって工程内の様々な箇所で発生していた機会損失が抑制されたためであると考えられる。

この作業の優先度を制御する手法を用いることにより，計画熟練者と同等の生産性を持ち，かつ10倍の計画期間（20日間）の生産計画を数十分の 1 の計算時間（数分）で立案することができる。これにより，より将来を見通した設備の休止計画や要員配置の検討を行うことが可能となる。

表 1　例題のパラメータ[6]
Table 1　Parameters of example[6]

Number of products	Number of processes	Number of type of processes	Number of machines	Number of batch annealing furnaces
1,000	6,000	20	40	10

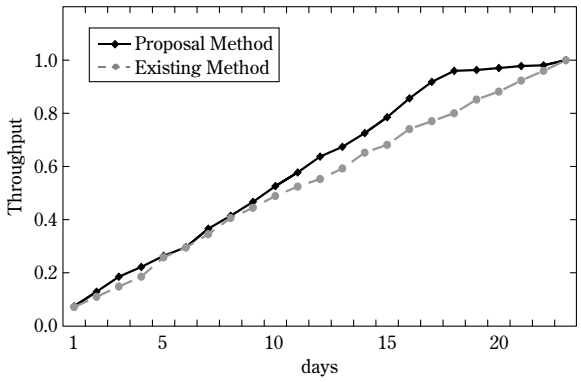


図 6　スループットの計算例[6]
Fig. 6　Results of throughput[6]

むすび＝代替設備，工程の分岐･合流，バッチ処理など，素材加工系特有の生産ラインでの設備負荷調整方法について述べた。とくに分岐工程において，負荷を山崩しする作業の決定時に対象工程の下工程の仕掛状況を考慮することによって工場全体の物流整流化を実現する設備負荷計画を立案する手法を提案した。

また，銅板工場のデータを用いたケーススタディを行い，バッチ処理設備を含む製造ラインに適用可能であること，物流整流化機能によりスループットが向上することを確認した。

今後は，まず負荷調整の結果を日々の作業指示につなげるための機能拡張により，作業指示作成業務の効率化による省力化を実現する。その後，工場への素材供給計画へのフィードバックによる余剰仕掛削減によるフリーキャッシュの創出，迅速かつ高精度な納期回答への活用による顧客満足度向上，および設備の稼働・休止計画の事前検討による最小限の設備稼働によるコストダウンなど，生産管理業務全体の高度化に寄与してゆく。

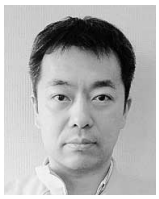
参　考　文　献

1）井本考亮ほか．第52回システム制御情報学会研究発表講演会，2008-5-16/17/18, p.91-92.
2）田中俊二．システム／制御／情報．2010, Vol.54, No.10, p.385-391.
3）榊原 一紀ほか．システム制御情報学会論文誌．2004, Vol.17, No.6, p.257-263.
4）日本経営工学会（編集）．生産管理用語辞典．第 1 版，日本規格協会，2002, p.440.
5）黒瀬伸二ほか．日本機械学会論文集（C 編）．2010, 76 巻，772 号，p.24-29.
6）井本考亮ほか．第54回自動制御連合講演会，2011-11-19/20, 計測自動制御学会, 2011, p.229-232.

（技術資料）

銅板工場向け操業情報収集システム

Operating Information System for Copper Sheet Plant



藤平雅信*1　Masanobu FUJIHIRA
西田博之*2　Hiroyuki NISHIDA

Kobe Steel has developed a new operating information system for the copper sheet plant at the Chofu Plant. First, we analyzed the manufacturing process at the copper plant and determined the basic policy of the system. Then, we introduced a data collection terminal for each production facility and developed an operation monitoring system. This system enables us to continuously track the real starting and ending times of any work and analyze high-precision operational performance. This paper describes this system and its application.

まえがき＝当社長府製造所銅板工場の銅板条製品は品種数が豊富で，受注仕様によって処理の順序や内容，あるいは使用設備が異なる。操業の実績管理は従来，現場の作業者が手書した作業日誌や紙チャートで行っていたが，多品種少量生産の進展に伴い，現場の実態把握が困難な状況となっていた。

そこで，工場の実態把握や迅速な不具合対応への活用を図るべく，圧延，焼鈍，酸洗・研磨，スリッタ，めっきなどの工程における主要43生産設備を対象とする操業情報システムを構築した。

本稿では，操業情報システムの要件，主な機能，およびその活用例を紹介する。

1. 操業情報システムの概要

1.1　銅板工場の概要と課題

銅板工場では，半導体のリードフレームや自動車の端子などの用途向けに約50品種の銅合金の製品を月に約5,000ton生産している。製品は，原材料を溶解・鋳造後，熱間圧延，粗圧延，冷間圧延，焼鈍・連続焼鈍，酸洗・研磨，テンションレベラ，スリッタ，めっきの工程を経て完成する（**図1**）。設備間の半製品の搬送はコイルに巻かれて行われるが，①同一工程に複数の設備が存在する，②運転モード切替で一つの設備が複数の異なる工程を実施可能である，③冷間圧延～酸洗・研磨間の工程をコイルは何度も行き来する，といった要因からコイルの物流は非常に複雑なものとなっている。

一方，品質に対する顧客要求の厳格化が進む中，品質管理の強化が事業課題となっていた。すなわち，従来の操業実績は人手入力，紙ベースで行われており，精度・効率の点で限界があったことから，工場全体を対象に統合的かつ効率的な操業情報管理の仕組が求められていた[1)～3)]。

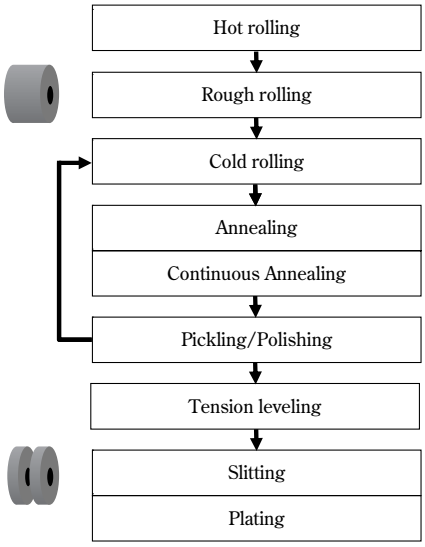


図1　銅板の製造工程
Fig. 1　Manufacturing process of copper sheet

そこで，工場の主要43設備を対象に，設備およびコイルごとに操業実績の把握・分析を可能とする操業情報システムを構築した。

1.2　システムの構成

操業情報システムの構成を**図2**に示す。操業情報を収集しデータベースに蓄積する操業情報収集システムと，得られた操業情報を活用する稼働状況監視システムから構成される。

1.3　操業情報収集の基本方針

操業情報収集システムは，以下の基本方針を骨格に据えて設計し，構築した。

（1）一意な現物管理：従来，工程によって現物管理の仕組が異なり，管理が煩雑であった。そこで，コイル一つひとつに一意な現物番号を発行して工場内で統一的に管理する。

*1 技術開発本部　生産システム研究所　*2 アルミ・銅事業部門　長府製造所　銅板工場

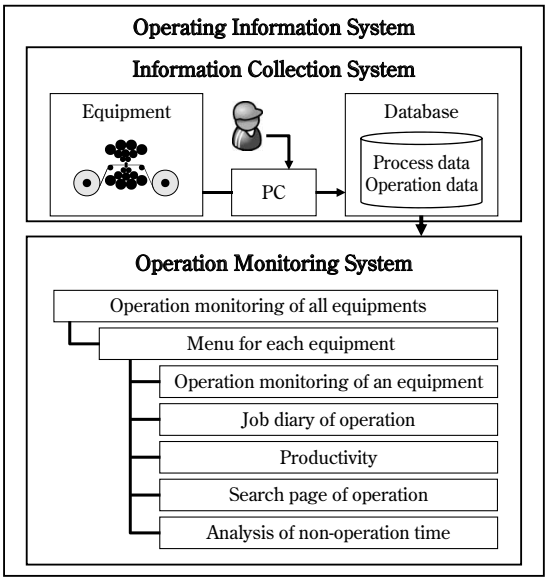


図 2 銅板工場の操業情報システムの構成
Fig. 2 Configuration of Operating Information System for copper sheet plant of Chofu works

(2) 操業状態の自動判定：各設備での処理時間を漏れなく高精度に計測するため，操業開始・操業終了，あるいは処理開始・処理終了といった設備状況を設備信号に基づいて自動判定する。

(3) 作業者による処理コイルの特定：作業者が現物番号や工程情報を入力し，操業開始から操業終了までをコイル処理実績としてデータベースに保存する。

以上の詳細を順に説明する。

1.3.1 コイル固有の番号による実績管理

銅板工場では従来，処理の実績は注文時に割振られる番号や検査時の番号によって各工程ごとに管理していた。そのため，不具合原因の究明時など過去の製造履歴を調べる際には，工程間で異なる管理番号を対応付ける煩雑な作業が必要であった。

操業情報収集システムの開発にあたっては，まず全工程で統一的な実績管理方法にまで遡って検討し，熱間圧延後に造られるコイルごとに固有の番号（現物番号）を発行し，その現物番号で一貫して管理することを決めた。コイルの分割，結合にも対応すべく，コイルを二つ以上に分割する場合には現物番号に追番を付加することにした。逆に，複数コイルをつないで一つのコイルにする場合には新規の現物番号を発行することにした。以上により，全てのコイルのトレーサビリティを実現した。

1.3.2 設備のタイプ分類と稼働状態の自動判定

銅板工場は，圧延，焼鈍，酸洗・研磨，めっき，スリッタなどの生産設備を有し，それらの設備による処理形態は様々である。そこで，システム開発を効率化するため，ワークの処理形態により，「バッチ通板タイプ」「連続通板タイプ」「バッチ焼鈍炉タイプ」の三つに分類した。「バッチ通板タイプ」は，コイルを一つひとつ設備にセットして処理する設備である。「連続通板タイプ」は，処理中のコイルの後端部に次に処理するコイルの先端部を溶接などで接続し，コイルを連続的に処理する設備である。アキュムレータと呼ばれる板のバッファ装置を持ち，設備を止めることなく板を処理することが可能である。「バッチ焼鈍炉タイプ」は，大きな焼鈍炉に複数のコイルを設置し，焼鈍する設備となる。

つぎに，コイルの処理状況や設備の稼働状況から，設備の稼働状態を次の四つに分類した。

①コンタクト：設備がコイルの処理を行っている状態
②ハンドリング：設備にコイルをセットし，処理の準備を行っている状態。「連続通板タイプ」「バッチ焼鈍炉タイプ」の設備には存在しない
③余裕：稼働中であるが，①コンタクトあるいは②ハンドリングのいずれでもない状態
④計画休止：生産調整や保守のために計画的に稼働させていない状態

設備稼働計画から実施日時があらかじめ得られる計画休止を除く①～③の状態は，プロセスデータあるいは設備信号の値や値の変化から判定する稼働状態判定ロジックによって自動的に検知され，変化の都度データベースに設備名，時刻，状態が格納されていく。全ての設備を対象にこの稼働状態判定ロジックを開発し，実運用において調整してデータの精度を高めていった[4)]。

1.3.3 データ収集端末

設備ごとに設置したデータ収集端末は，設備プロセスデータの収集に加え，前項で述べた稼働状態の自動判定や，操業実績と現物番号との紐付けを行う。

現場の作業者は，処理対象コイルの現物番号を処理順に端末に事前登録する。端末は，稼働状態判定によって1コイル分の操業実績データが得られる度に登録した現物番号と紐付けし，リスト形式でデータベースに保存する。作業状況によっては事前登録が難しい場合もあるため，コイル処理後に，収集された操業実績データに現物番号を手動で紐付けできる機能も用意した。これにより，現場作業を阻害しないタイミングで入力可能となり，作業効率と確実なデータ入力を両立させた。

端末の画面には設備の模式図にプロセスの数値データを表示し，作業者やスタッフが設備状況を直感的に把握できるようにした。これにより，設備不具合発生の迅速な把握と不具合箇所の特定を可能にし，設備に起因する不良品質発生の防止に活用している。

1.4 稼働状況監視システム

設備から収集したプロセスデータおよび操業実績データは，作業者が入力した現物番号と紐付けしたリスト形式のデータベースに保存されている。本データを活用する仕組として，稼働状況監視システムを開発した(図2)。本システムは，事務所にいる工場幹部やスタッフが工場の状況を迅速に把握することを目的に，データベースの実績データから各生産設備の稼働状況を抽出・整理して視認性の高い画面を表示する。開発コストが低く保守性の高いWebアプリとして開発した。

稼働状況監視システムの入口である全設備稼働監視画面を**図3**に示す。1行1設備の形式で工場の全生産設備の情報を表示する。各設備の現在の稼働状況（コンタクト中・ハンドリング中・余裕中・計画休止），その稼働状態に遷移してからの経過時間（分），および過去48時間の

稼働状況履歴が把握できる。この履歴表示は，直近の設備稼働状況を把握したい生産計画策定者などの利用を想定した。また別画面では，前日生産量や月別累計生産量が把握できるが，これは製造部の日常業務での活用を想定した。

全設備稼働監視画面に表記される設備名は，個別設備詳細情報のメニュー画面へリンクされている。それら設備個別の詳細情報は，工場スタッフへのヒアリング結果に基づき，次のようなページ構成とした。

(1) 稼働状況照会：月初からの稼働状況（コンタクト中・ハンドリング中・余裕中・計画休止）の推移を表示する。
(2) 作業日誌情報照会：当該設備が実施した工程の推移を色分け表示する。個々のコイルについては，作業開始時刻・作業終了時刻，所要時間，作業者情報といった作業実績一覧を表示する（**図 4**）。
(3) 生産性グラフ照会：日計および月別累計の処理量のグラフ，および実働時間，工程別処理量，班別処理量などの生産管理情報を表示する。
(4) 操業データ検索：現物番号などを検索キーとして作業実績を表示する。
(5) 余裕時間照会：設備が稼働していない時間を停止要因ごとに集計してグラフ表示する。

作業日誌情報照会や操業データ検索からは，個々のコイル処理実績情報へアクセスしてライン速度やモータ電流値といったプロセスデータをプロット，あるいはCSV形式でデータをダウンロードすることも可能となっている。

また，1コイルを対象に，通過した設備・工程を照会する製造履歴照会画面や品質情報を照会する画面も別途装備した。

こうした全設備稼働監視画面や製造履歴照会画面などにより，設備面から見た分析と製品面から見た分析とを容易に実施できる体制が整い，スタッフは事務所に居ながら現場の状況が把握できるようになった。設備のトラブルが発生した際には，プロセスデータ解析などを行うことによって原因分析を行うことができ，トラブルへの迅速な対応を可能にした。

図 3 全設備稼働監視画面
Fig. 3 Operation monitoring of all equipments

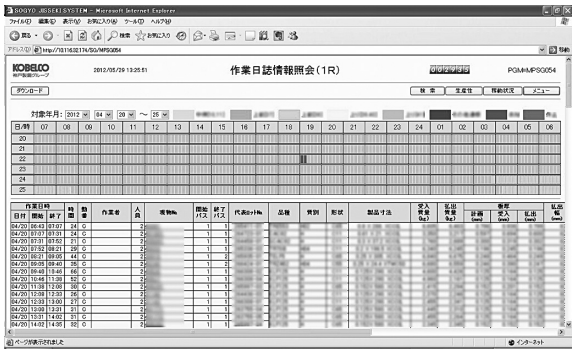


図 4 作業日誌情報照会画面
Fig. 4 Job Diary of Operation

2. 操業実績の活用と効果

2.1 操業情報収集の効果

従来，設備ごと・コイルごとの作業実績は作業者の手入力であった。そのため，作業開始時刻や作業終了時刻の精度が低く，往々にして設備稼働の実態と一致していなかった。また，コンタクトとハンドリングの区別をしないため，ハンドリングに要した時間の実態を把握できていなかった。

本システムでは，各設備に設置した端末がプロセスデータから設備の稼働状態を自動判定する仕組にしたことによって真の作業開始時刻や終了時刻を常時取得でき，操業実績を高精度に収集できるようになった。また，各コイルのコンタクト時間やハンドリング時間を計測できるようになったことから，品種別，明細別，作業班別など，様々な視点からの作業時間分析が可能である。例えば，ハンドリング時間が長い操業の条件を抽出し改善するといったアクションにつなげることが可能になった。

2.2 操業のバラツキ分析

本システムにより，コイルごとに各工程での設備や操業条件，品質情報，作業者などの詳細な操業情報を得られるため，様々な観点からの分析が可能となる。簡単な例では，圧延機や表面処理設備など通板系の設備では，コンタクト時間と通板長が得られる。**図 5** に通板長とコンタクト時間の散布図を示す。冷間圧延機を対象に，'10年6月～8月の2箇月で処理した3,299コイルの実績をプロットした。図のように，通板長が長くなるほどコンタクト時間も長い傾向にあるが，同じ通板長でもあってもコンタクト時間にばらつきが存在する。例えば，通板長10,000m付近ではコンタクト時間は20～40分の間に分布している。ばらつきの原因には以下が考えられる。

(1) 品種・硬度・板厚などの条件により目標通板速度が異なる

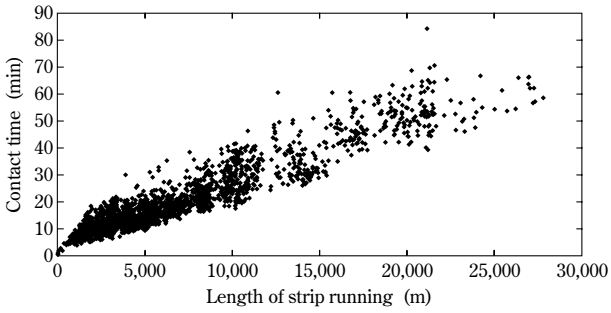


図 5 通板長とコンタクト時間の関係
Fig. 5 Relationship between length of strip running and contact time

(2) 同一品種でも工程により目標通板速度が異なる
(3) 同一品種・同一工程であっても，作業員によって通板速度が異なる

今後，操業条件として通板速度の設定が必要であれば，収集したデータを設備，工程，品種などのメッシュで整理して標準通板速度を規定することも可能である。

2.3 工程保証体制確立への活用

銅板工場では現在，品質管理体制の強化を図っている。その一環として，設備不具合に起因する品質不良の早期発見・早期対応を目的とする工程保証に取組んでおり，現場でのプロセスデータの波形確認や，プロセスデータ分析による異常検知，アラーム発報といった施策を柱とした体制整備を進めている。

図 6 に工程保証のためのプロセスデータ表示画面を示す。品質上でポイントとなるプロセスデータを画面上にプロット表示し，異常値があれば警告することによって，設備不具合に伴う品質トラブルを未然に防止することが可能になった。

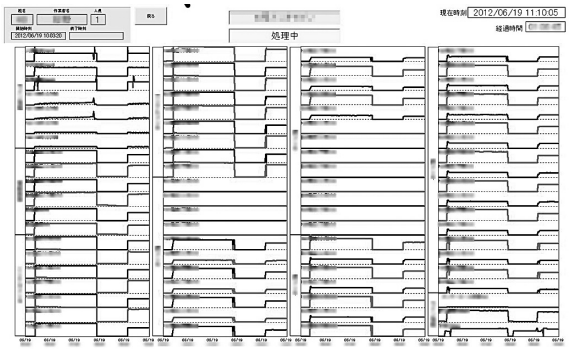


図 6 工程保証のためのプロセスデータ表示
Fig. 6 Process data plot for process assurance

むすび＝本稿では，当社長府製造所銅板工場を対象に構築した操業情報収集システムの概要と，収集した操業情報やプロセスデータの活用事例を紹介した。

本システム構築により，従来と比較して正確･高精度･迅速に現場の実態を把握することが可能となり，今後のものづくり力向上に大きく寄与するものと期待している。例えば，品質面では収集したプロセスデータと材料試験結果との関連性分析を基にした製造条件見直しによる材料特性向上や不良の原因分析，対策実施による歩留り向上が期待される。また生産面では，設備不良の早期発見・早期対応による稼働率向上が期待される。

今後も本システムの活用を推進し，品質向上・生産性向上に役立てていく。

参 考 文 献

1） 貝原保男ほか．R&D神戸製鋼技報．2008, Vol.56, No.1, p.8-13.
2） 住田伸夫ほか．新日鉄技報．2003, No.379, p.7-13.
3） 黒川克美ほか．JFE技報．2006, No.14, p.35-39.
4） 公開特許．2008-302397.

（論文）

アルミニウム合金と鋼の異材スポット溶接継手の特性に及ぼすSi添加の影響

Effects of Silicon Content on Joint Strength of Aluminum Alloy and Steel Spot Welded Joints

松本克史*1（工博）　Dr. Katsushi MATSUMOTO
漆原　亘*1　Wataru URUSHIHARA
武田実佳子*1（工博）　Dr. Mikako TAKEDA
加藤　淳*2（工博）　Dr. Jun KATO

An increase in the silicon content of cold rolled steel sheets sufficiently improved the joint strength of 6000 series aluminum alloy sheets joined to cold rolled steel sheets by spot welding. This improvement was mainly brought about by the increase in nugget size due to increasing electronic resistance and an increased quantity of heat generation. It was also due to a decrease in the thickness of the interfacial reaction layer composed of the intermetallic compounds (IMC), resulting in an increase in the area of the optimum thickness of the interfacial reaction layer for strengthening interfacial joints. On the other hand, the higher silicon content in the 6000 series aluminum alloy sheets decreased the joint strength. Silicon in the 6000 series aluminum alloy sheets was not effective in enlarging the nugget size, although the IMC layers became thinner due to the concentration of solute silicon in them, which brought about the decrease in the area of the optimum thickness for joint strength.

まえがき＝近年，地球温暖化問題への対応の流れの中で，自動車の軽量化が進んできている。そうした軽量化に向けた取組の一つとして，アルミニウム合金板（以下，アルミ合金板という）の適用が検討され，実用化されてきている。軽量化をさらに推し進めるためには，従来の蓋物だけでなく，ボデー骨格などへの適用の拡大が要求されてきているが，その場合，鋼板とアルミ合金板との異種金属接合が課題となる。

鋼板とアルミ合金板の異種金属接合の課題は，脆弱なFe-Al系金属間化合物（Intermetallic compound：IMC）からなる界面反応層が接合界面に形成され，継手強度が劣化することであり[1),2)]，継手強度の向上には，その界面反応層の厚さの制御が重要である[1),3)]。界面反応層の形成挙動に関してはこれまで，プロセス因子の影響[4),5)]や，鋼板およびアルミ合金板中の合金成分の影響[6)~10)]が検討されてきている。しかしながら，合金成分の影響に関しては，固相接合での検討が主であり[3),7)~9)]，とくに鋼板およびアルミ合金板の主要成分の一つであるSiの影響に関しては，実用化が想定される溶融接合プロセスでの挙動は十分には明らかにされていない。そこで，現状の自動車材の主要な接合プロセスの一つであるスポット溶接法に絞り，冷延鋼板と6000系アルミ合金板の異種金属接合継手の機械的特性に及ぼすSiの影響に関して検討を行った[11)]。

1. 実験方法

供試材として，Si添加量の異なる6000系アルミ合金板（**表1**），および板厚やCおよびMn添加量が異なるもの

表1 供試材（6000系アルミ合金板）の組成および板厚
Table 1 Chemical composition and thickness of 6000 series Al alloy sheets

Specimen designation	Chemical composition (mass%)				Thickness (mm)
	Mg	Si	Fe	Mn	
A1	0.64	0.57	0.19	0.07	1.0
A2	0.64	0.94	0.19	0.07	
A3	0.69	1.46	0.19	0.07	

表2 供試材（冷延鋼板）の引張強度，組成および板厚
Table 2 Tensile strength, chemical composition and thickness of cold rolled steel sheets

Specimen designation	TS (MPa)	Chemical composition (mass%)			Thickness (mm)
		C	Si	Mn	
S1	304	0.002	0.01	0.16	0.8
S2	638	0.067	0.01	2.14	1.2
S3	631	0.057	0.48	1.20	
S4	797	0.077	0.69	1.58	
S5	987	0.175	1.38	1.98	

表3 冷延鋼板／6000系アルミ合金板の溶接条件
Table 3 Welding conditions for cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet joints

Electrode	Cu-Cr alloy (Dome-radius type: R150-ϕ16)
Welding current	18-32kA
Welding time	40ms (2 cycles)
Electrode force	3.0kN

の主にSi添加量が異なる様々な引張強度レベルの冷延鋼板（**表2**）を用いた。これらの供試材をアセトンで脱脂洗浄し，単相整流式スポット溶接機（NRDAIS-90-601G，容量90kVA）を用いてスポット溶接した。鋼板とアルミ合金板の接合継手強度には電極形状が影響することが明らかになってきており[5)]，ここでは，ドーム型（先端径

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 技術開発本部　開発企画部

φ16mm，R150，クロム銅製）の電極を用いて，**表3**に示す溶接条件にて試験した。

得られた接合継手に対して十字引張試験を行い，接合強度を評価した。また，光学顕微鏡とSEMによ接合断面の観察を行い，ナゲット組織のサイズや界面反応層の厚さを調査した。さらに，これらの接合継手の接合界面状態の評価解析のため，JEOL製電界放射型透過電子顕微鏡（JEM-2010F）を用いて加速電圧200kVで界面反応層のHAADF-STEM像観察を行った。

2. 実験結果および考察

2.1 冷延鋼板中のSi添加量の影響

2.1.1 接合継手の機械的特性

6000系アルミ合金板（A2）に各種冷延鋼板（S1～S4）を組合せて各種溶接条件でスポット溶接した接合継手の十字引張強度を**図1**に示す。今回の溶接条件ではいずれの冷延鋼板においても高電流側で十字引張強度が増大する傾向を示した。さらに，冷延鋼板の引張強度が高いほど十字引張強度が増大し，接合継手S3/A2およびS4/A2では1.5kN/spotに近い十字引張強度が得られた。また，S1/A2およびS2/A2では破断形態は界面破断が主であった一方で，十字引張強度が増大したS3/A2およびS4/A2においては，破断形態も6000系アルミ合金板側のプラグ破断が主となった。これらの接合継手ごとに得られた最大十字引張強度と冷延鋼板中のSi添加量との関係を**図2**に示す。冷延鋼板中のSi添加量が増加するにつれて十字引張強度が増大する傾向を示した。

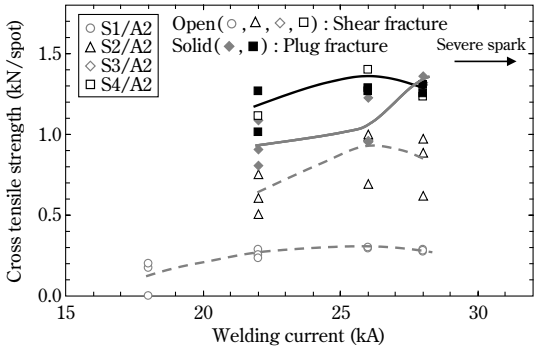


図1 冷延鋼板／6000系アルミ合金板（A2）接合継手の十字引張強度に及ぼす鋼種および溶接条件の影響

Fig. 1 Effects of steel grade and welding conditions on cross tensile strength of cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet (A2) joints

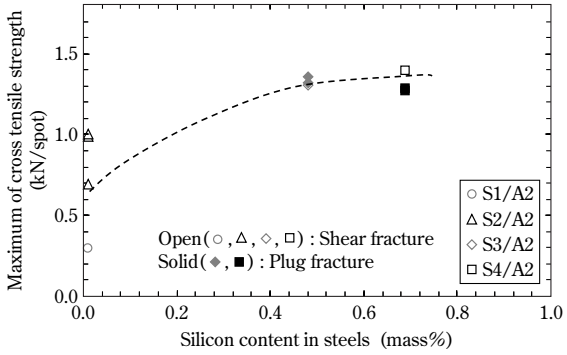


図2 冷延鋼板／6000系アルミ合金板（A2）接合継手の最大十字引張強度に及ぼす冷延鋼板中のSi添加量の影響

Fig. 2 Effects of silicon content in cold rolled steel sheets on maximum of cross tensile strength of cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet (A2) joints

このように，冷延鋼板中のSi添加量と十字引張強度に相関が認められたため，その理由を検討するために，次項では組織調査を行った。

2.1.2 接合継手の組織

図3に接合継手の断面マクロ組織を示す。冷延鋼板中のSi添加量が増加するほど冷延鋼板側のナゲットサイズ（図中の矢印）が増大している。それに伴い，6000系アルミ合金板側のナゲットサイズも増大し，冷延鋼板と6000系アルミ合金板の接合部の面積も増大する。接合部面積の増大は接合強度に影響するため，Si添加量が増加した冷延鋼板の接合継手S3/A2およびS4/A2の十字引張強度の増大は，接合部面積増大による接合強度の増大が一因となっていると考えられる。

一般に，鋼板のスポット溶接時のナゲット形成には鋼板の固有抵抗が影響することが報告されている[12)]。今回使用した冷延鋼板の体積抵抗率の測定結果は**図4**に示したとおりであり，冷延鋼板中の添加元素量が多いほど，体積抵抗率が増大する傾向となっている。その中でもとくに，図3においてナゲット径の差が顕著に認められた冷延鋼板S2，S3においては，体積抵抗率でも顕著な差が認められている。これらの冷延鋼板の組成では主にSi量に差があり，冷延鋼板中のSiによって固有抵抗が増大し，ナゲット径が増大したものと考えられる。

さらに，冷延鋼板と6000系アルミ合金板の接合部界面には界面反応層が形成され，接合強度に影響を及ぼしていることが想定される。**図5**に，これらの接合継手の界面反応層の厚さ分布の測定結果を示す。十字引張強度が

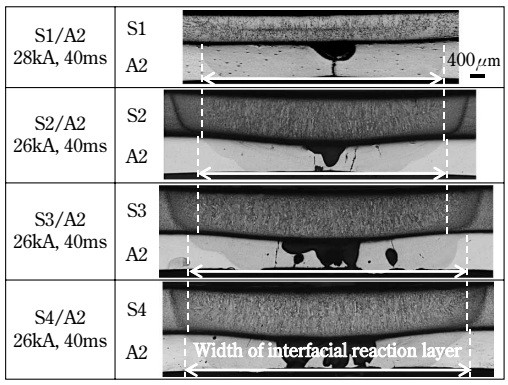


図3 冷延鋼板（S1～S4）／6000系アルミ合金板（A2）接合継手の断面マクロ組織

Fig. 3 Macro structures of cold rolled steel sheet (S1～S4)/6000 series Al alloy sheet (A2) joints

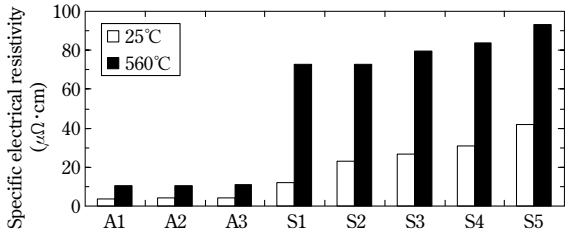


図4 6000系アルミ合金板および冷延鋼板の電気抵抗の温度依存性

Fig. 4 Temperature dependence on specific electrical resistivity of 6000 series Al alloy sheets and cold rolled steel sheets

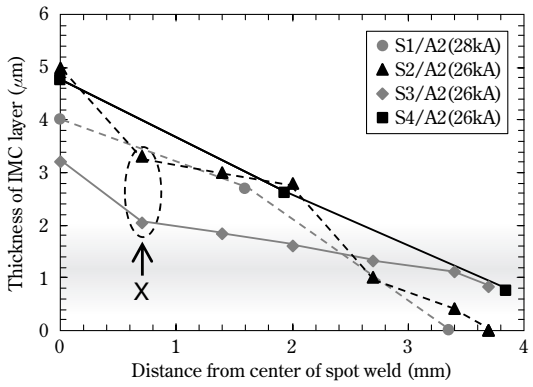


図 5　冷延鋼板／6000系アルミ合金板（A2）接合継手の界面反応層の厚さ分布に及ぼす鋼種の影響

Fig. 5 Effects of steel grade on thickness distribution of interfacial reaction layer in cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet (A2) joints

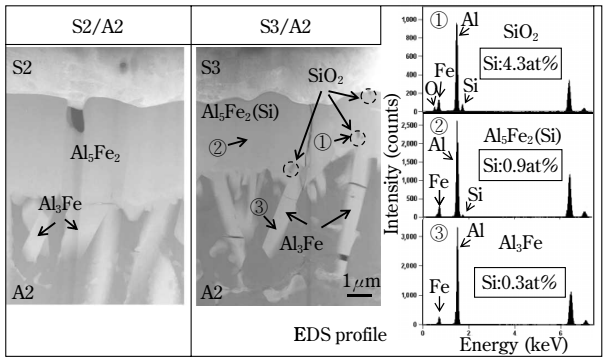


図 6　冷延鋼板／6000系アルミ合金板（A2）接合継手の界面反応層のHAADF-STEM像とEDS分析結果（図 5 中の位置 X）

Fig. 6 HAADF-STEM images and EDS analysis of interfacial reaction layer of cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet (A2) joints (X section in Fig.5)

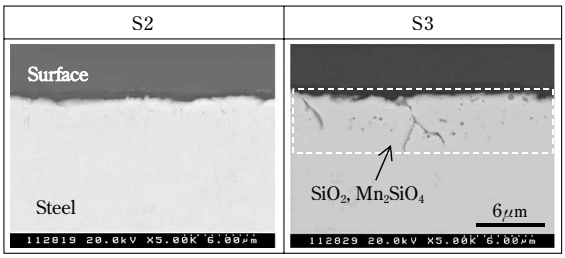


図 7　スポット溶接前の冷延鋼板の表層SEM組織

Fig. 7 SEM microstructures of surface of cold rolled steel sheets before spot welding

増大した接合継手S3/A2およびS4/A2は，そうでない接合継手S1/A2あるいはS2/A2と比較すると，形成される界面反応層の厚さ分布が異なっている。これまでに，厚さが 1 ～ 2μm程度に形成した界面反応層の面積が広いほど接合強度が高いことが報告されている[1), 7)]。冷延鋼板中のSi添加量が少ない接合継手S1/A2やS2/A2では界面反応層の厚さ分布が不均一であるうえに，ナゲット端部側の反応層の厚さも十分でなく，接合強度に寄与しうる厚さの界面反応層の面積が小さい。これに対して，Si添加量が多い冷延鋼板を用いた接合継手S3/A2 およびS4/A2 は，界面反応層の形成される領域が増大すると共に，その厚さ分布がより均一となり，さらに全体的に薄くなる結果，強度に寄与しうる厚さの界面反応層がナゲット端部側においてもより広範囲に形成されている。したがって，冷延鋼板中のSi添加量増加により，接合部界面に形成される界面反応層がより薄く広範囲に形成された結果，十字引張強度増大に寄与したものと考えられる。

以上のように，接合部界面反応層の厚さ分布形成に冷延鋼板中のSiが関与していることが明らかになったが，そのSiの存在状態と役割を明確化するために，図 5 に示す接合継手S2/A2，S3/A2の位置 X の接合界面反応層のHAADF-STEM像観察を行った。その結果を**図 6** に示す。この図より，接合部界面反応層としては，冷延鋼板側にAl_5Fe_2，6000系アルミ合金板側にAl_3Feの 2 種類の反応層が形成されていることがわかる。さらに，冷延鋼板中のSi添加量が少ない接合継手S2/A2では，これらの界面反応層中にはSiの存在は認められなかったのに対して，冷延鋼板中のSi添加量が多い接合継手S3/A2では，とくにAl_5Fe_2中にSiが濃化していることが明らかになった。このことから，冷延鋼板中のSiはAl_5Fe_2の過剰な成長の抑制に寄与していると推察される。また，Al_5Fe_2中には，サブミクロンレベルの微細なSi系酸化物粒子（SiO_2など）が分布していることも見出した。このSi系酸化物粒子は，**図 7** に示すように，スポット溶接前の段階において，Si添加量が多い冷延鋼板の表層部に既に分布している。したがって，このような酸化物は，スポット溶接時に接触抵抗を顕著に増大させてナゲット径を増大させる効果に加えて，接合部界面反応層（とくにAl_5Fe_2）の成長を阻害するピン止め効果も果たしていると推察される。これらの冷延鋼板中のSi添加効果によって強度向上に最適な厚さの界面反応層がより広範囲に形成され，十字引張強度が増大したものと考えられる。

2. 2　6000系アルミ合金中のSi添加量の影響

2. 2. 1　接合継手の機械的特性

図 8 に，冷延鋼板（S1，S5）に対して各種6000系アルミ合金板（A1～A3）を組合せ，各種溶接条件でスポット溶接した接合継手の十字引張強度の測定結果を示す。冷延鋼板S1の場合，いずれの6000系アルミ合金板との組合せにおいても，溶接条件の変更による十字引張強度の顕著な増大効果は得られなかった。このうち，6000系アルミ合金板中のSi添加量が少ない接合継手（S1/A1）でわずかな十字引張強度増大効果が得られたものの，いずれも界面破断であった。

これに対して，冷延鋼板S5の場合では，いずれの6000系アルミ合金板との組合せにおいても高電流側で十字引張強度が顕著に増大する傾向を示し，破断形態もプラグ破断が増大した。さらに，6000系アルミ合金板中のSi添加量が少ないほど十字引張強度が増大し，接合継手S5/A1においては，1.5kN/spotに近い十字引張強度が得られた。**図 9** に，これらの接合継手ごとに得られた最大十字引張強度と6000系アルミ合金板中のSi添加量との関係を示す。この図より，組合せる冷延鋼板によってその程度は異なるものの，全体的には6000系アルミ合金板中のSi添加量が増大するにつれて十字引張強度が低下する傾向を示した。

このように，6000系アルミ合金板中のSi添加量と十字

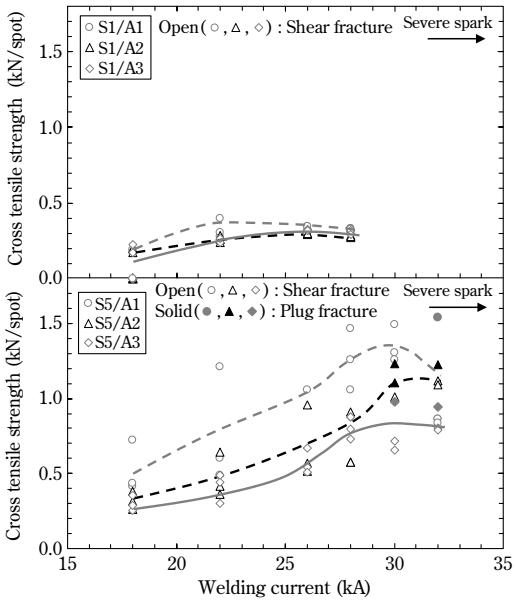


図 8　冷延鋼板(S1,S5)／6000系アルミ合金板接合継手の十字引張強度に及ぼすアルミ合金種および溶接条件の影響

Fig. 8 Effects of Al alloy type and welding conditions on cross tensile strength of cold rolled steel sheet (S1, S5)/6000 series Al alloy sheet joints

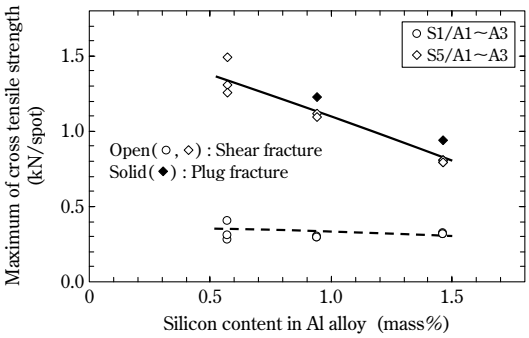


図 9　冷延鋼板(S1,S5)／6000系アルミ合金板接合継手の最大十字引張強度に及ぼす6000系アルミ合金板中のSi添加量の影響

Fig. 9 Effects of silicon content in 6000 series Al alloy sheets on maximum of cross tensile strength of cold rolled steel sheet (S1, S5)/6000 series Al alloy sheet joints

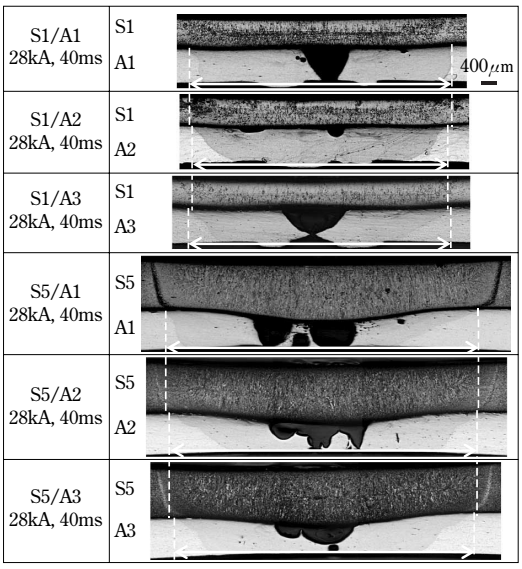


図10　冷延鋼板(S1,S5)／6000系アルミ合金板(A1～A3)接合継手の断面マクロ組織

Fig.10 Macro structures of cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet (A1-A3) joints

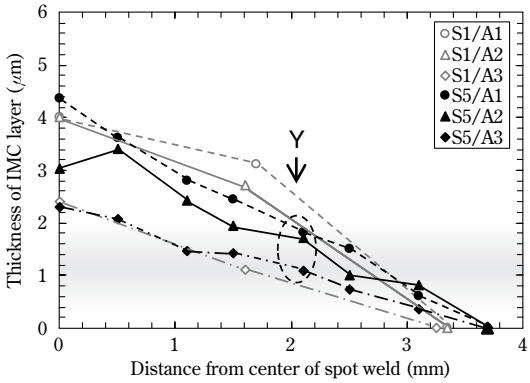


図11　冷延鋼板(S1,S5)／6000系アルミ合金板接合継手の界面反応層の厚さ分布に及ぼすアルミ合金種の影響

Fig.11 Effects of Al alloy type on thickness distribution of interfacial reaction layer of cold rolled steel sheet (S1, S5)/6000 series Al alloy sheet joints

引張強度との関係は，前節で述べた冷延鋼板中のSi添加量と十字引張強度との関係とは逆の傾向を示しており，その理由を検討するために，次項では組織調査を行った。

2.2.2　接合継手の組織

図10に接合継手の断面マクロ組織を示す。この図からわかるように，いずれの冷延鋼板との組合せにおいても，6000系アルミ合金板中のSi添加量が増加しても，冷延鋼板側のナゲットサイズは変化しないため，6000系アルミ合金板側のナゲットサイズも変化しない。したがって，冷延鋼板と6000系アルミ合金板の接合部の面積も変化しない。6000系アルミ合金板の固有抵抗は，図4に示すように，冷延鋼板と比較して非常に小さいことに加えて，Si添加による変化もほとんど認められない。冷延鋼板/6000系アルミ合金板のスポット溶接プロセスの場合，固有抵抗値が高い冷延鋼板側のジュール発熱による加熱の寄与が大きく，加熱された冷延鋼板側からの熱伝導によって6000系アルミ合金板が溶融していると推定される。このため，6000系アルミ合金板中の合金組成の変化によるナゲットサイズへの影響は非常に小さいと考えられる。

さらに，冷延鋼板と6000系アルミ合金板の接合部界面における界面反応層の厚さの測定結果を**図11**に示す。いずれの冷延鋼板との組合せにおいても界面反応層の形成領域（面積）に大差がない一方で，6000系アルミ合金板中のSi添加量が増加するほど，界面反応層の厚さが全体的に薄くなる傾向を示している。その結果，接合強度に寄与する厚さ（1～2μm）の界面反応層の面積が減少し，十字引張強度が低下したものと推察される。

以上のように，接合部界面反応層の厚さ分布形成に6000系アルミ合金板中のSiも関与していることが明らかになったが，そのSiの存在状態と役割を明確化するために，図11に示す接合継手S5/A1，S5/A3の位置Yの接合界面反応層のHAADF-STEM像観察を行った。その結果を**図12**に示す。この図より，6000系アルミ合金板中のSi添加量の増加によって，2種類ある接合部界面反応層のうち，冷延鋼板側の界面反応層（Al_5Fe_2）の厚さが減少していることがわかる。さらに，SiはとくにAl_5Fe_2に濃

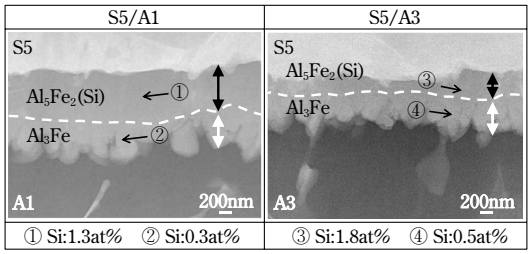


図12　冷延鋼板(S5)／6000系アルミ合金板接合継手の界面反応層のHAADF-STEM像とEDS分析結果（図11中の位置Y）

Fig.12 HAADF-STEM images and EDS analysis of interfacial reaction layer of cold rolled steel sheet (S5)/6000 series Al alloy sheet joints (Y section in Fig.11)

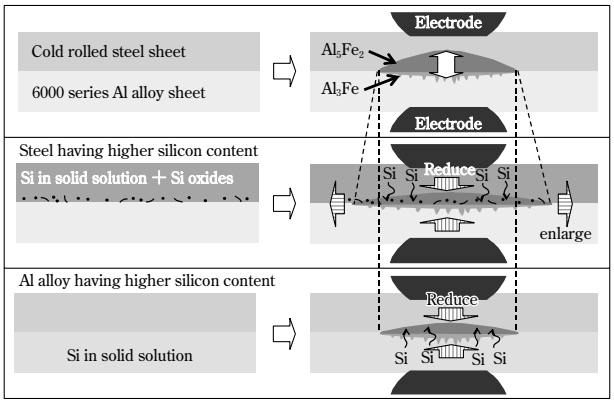


図13　冷延鋼板／6000系アルミ合金板接合継手のスポット溶接中の界面反応層形成挙動の模式図

Fig.13 Schematic illustration on formation behavior of interfacial reaction layer during spot welding of cold rolled steel sheet/6000 series Al alloy sheet joints

化していることが明らかになった。このことから，6000系アルミ合金板中のSiも，Al_5Fe_2の成長の抑制に関与していると考えられる。しかし，6000系アルミ合金板中のSi添加量が増加してもナゲットサイズ増大には寄与しないため，接合面積は増大せず，結果的に接合強度増大に効果的な厚さの界面反応層の面積が減少し，接合強度が低下したものと考えられる。

以上の結果のまとめとして，冷延鋼板および6000系アルミ合金板中の添加Siの効果を**図13**に模式図で示す。実際の接合強度増大のための材料設計としては，それぞれの材料中でのSiの作用を踏まえた成分設計が必要になるものと考えられる。

むすび＝スポット溶接による冷延鋼板と6000系アルミ合金板との異種金属接合継手の機械的特性に及ぼすSi添加量の影響に関して，界面反応層の形成挙動とSiの存在状態に着目して検討を行った。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 冷延鋼板中のSi添加量増加によって，スポット溶接時の接合強度が増大する効果が得られた。これは，Si添加により，冷延鋼板の固有抵抗値が増大してナゲット径が増大したこと，および冷延鋼板の表層に微細酸化物が形成して界面反応層が均一薄肉化し，強度に寄与しうるに十分な厚さの反応層の面積が増大したことによるものと考えられた。

(2) 6000系アルミ合金板へのSi添加量増加によって，スポット溶接時の接合強度が低下する傾向が得られた。これは，Si添加による固有抵抗値の増大効果が6000系アルミ合金板では得られず，ナゲット径の増大に寄与しなかった一方，6000系アルミ合金板側のSiによる反応層成長抑制効果のみとなったことから強度に寄与しうる厚さの反応層の面積が低下したためと考えられる。

本検討により，従来から自動車ボデーの接合にも使用されてきたスポット溶接を対象として，アルミ合金板／鋼板の直接接合における接合強度を支配する，脆弱な界面反応層（Fe-Al系金属間化合物層）の厚さ・構造を制御するための材料成分設計指針を得ることができた。

今回得られた界面反応層の制御指針は，スポット溶接に限らず，他の溶融溶接法や固相接合法など各種接合方法にも広く適用できるものである。今後は，界面反応層制御の成分設計指針を活用し，異材接合に適した材料設計に反映させていきたい。

参　考　文　献

1）泰山正則ほか．溶接学会論文集．1996, Vol.14, No.2, p.314-320.
2）渡部健彦ほか．溶接学会論文集．2005, Vol.23, No.3, p.491-495.
3）H. Imaeda et al. "Effect of Interfacial Microstructure on Strength of Dissimilar Joint of Aluminum Alloys and Steels for Light-Weight Auto Body". Proc. Materials Science & Technology, Joining of Monolithic Structures and Components. Pittsburgh, PA, USA, September 25-28, 2005. The Minerals, Metals & Materials Society, 2005, p.17-27.
4）及川初彦ほか．溶接学会論文集．1996, Vol.14, No.1, p.69-80.
5）武田実佳子ほか．R&D神戸製鋼技報．2007, Vol.57, No.2, p.69-73.
6）幸田成康ほか．日本金属学会誌．1962, Vol.26, No.12, p.764-769.
7）V. V. Trutnev et al. Welding Production. 1967, Vol.14, p.18-23.
8）A. K. Kurakin. Fiz. Metal. Metalloved. 1970, Vol.30, No.1, p.108-114.
9）及川初彦ほか．鉄と鋼．1997, Vol.83, No.10, p.37-42.
10）S.-H. Hwang. Mat.Sci.Eng. 2005, Vol.A390, p.437-443.
11）K. Matsumoto et al. "Effects of Silicon Alloying on Mechanical Properties of RSW Joints between Al-Mg-Si Alloys and High Tensile Strength Steels". Proc. 12th International Conference on Aluminum Alloys. Yokohama, Japan, September 5-9, 2010. The Japan Institute of Light Metals, 2010, p.966-971.
12）及川初彦ほか．新日鐵技報．2006, No.385, p.36-41.

（技術資料）

新開発アルミFCWを用いたアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合技術

Technology for Dissimilar Metal Joining of Aluminum Alloy and Steel Using Newly Developed Aluminum Flux-Cored Wire (FCW)

松本　剛*1 Tsuyoshi MATSUMOTO
岩瀬　哲*1 Tetsu IWASE
海読一正*1 Kazumasa KAITOKU
笹部誠二*2 Seiji SASABE
岩井正敏*3 Masatoshi IWAI
杵渕雅男*4 Masao KINEFUCHI

In this study, we have developed dissimilar metal joining technology for aluminum alloy and steel using MIG and laser welding equipment. By using newly developed aluminum flux-cored wire, the formation of brittle intermetallic compound in the bonding interface is suppressed and a good joint strength was obtained, comparable to that of a joining of aluminum alloy materials to each other. We evaluated the corrosion resistance of the welds and confirmed the fact that electrolytic corrosion does not occur in a butt joint. Evaluations of the strength of prototype mocks of automobile sections made using this bonding technology indicate the possibilities of its application.

まえがき＝昨今の地球温暖化抑制に対応するため，自動車軽量化の気運が高まっている。その達成には，各種材料固有の特長を最大限に活かすべく，適材適所な材料の使用が望まれる。このような適材適所化には，接合・成形・解析などの要素技術を駆使する必要がある。アルミニウム合金材と鋼材との異種金属接合もそういった要素技術の一つであり，これまで多くの取組がなされてきた[1)]。しかし，通常の溶接方法ではアルミニウム合金材と鋼材の接合界面に脆弱なFe-Al系金属間化合物（intermetallic compound，以下IMCという）が形成してしまい，その継手特性の低さゆえに，機械的締結や接着接合といった方法に頼らざるを得ないのが現状である。

これまで当社では，軽量なアルミニウム合金材と，合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下，GA鋼板という）や冷延鋼板（以下，CR鋼板という）などの自動車に多用される鋼材の溶融接合技術を検討してきた[1)]。本稿では，通常のミグやレーザの溶接装置を用いながらもアルミニウム合金材同士に匹敵する良好な継手強度が得られるアルミニウム合金材と鋼材の異種金属の溶融接合技術を開発した[2)]ので報告する。

1. アルミFCWの検討

1.1　既存のFCWの課題

アルミニウム合金材と鋼材を溶接した場合，接合界面に脆弱なIMCが形成されて接合強度の低下をもたらす。このため，強度を向上させるにはIMC形成を抑制する必要がある。

これまでに得られた知見として，既存のろう付用のアルミニウムフラックスコアードワイヤ（以下，アルミFCWという）を用いたミグ[3)]ならびにレーザ[4)]によるラボベースの接合では，IMCの形成がある程度抑制され，アルミニウム合金材同士の継手と同等の引張せん断強度を得ている。しかし，ろう付用アルミFCWをアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合に適用すると，ワイヤの座屈，溶滴移行の不安定，スラグの過多，接合強度の不足などの課題があり，実用化は困難と考えられてきた。

そこで当社は，これらの課題を解決し，工業的な用途にも応え得る新しいアルミFCWの開発に着手した。

1.2　供試材

供試材として，アルミニウム合金材には板材AA6022P（板厚1.0mmおよび2.0mm），および押出形材A6061S（肉厚2.2mmおよび2.5mm）を，また鋼材には590MPa級GA鋼板（板厚1.2mm），590MPa級CR鋼板（板厚1.2mm），および980MPa級CR鋼板（板厚1.4mm）を用いた。溶接継手は，鋼材の上にアルミニウム合金材を重ね，各溶接熱源を用いてアルミニウム合金材側を溶融させて鋼材と接合した重ねすみ肉継手を基本とした。また，アルミニウム合金材と鋼材の突合せ継手も作製した。本接合プロセスは，アルミニウム合金材を溶かして鋼材は溶かさないことから「ブレーズ溶接」と呼称することにする。

アルミFCWのシース材成分の適正化について検討するため，ソリッドワイヤをシースに見立て，アルミニウム合金材と鋼材にあらかじめフラックスを塗布した。ソリッドワイヤは，A5356-WY，A4043-WY，A4047-WYのほか，新組成のものを用いた。新組成のソリッドワイヤは，ろう付においてフラックス中のフッ化物と優先的に反応して接合不良を引起こすMgを抑え，一方で溶融金属のぬれ性が期待できるSiを配合したものである。

つぎに，AA6022P（板厚1mm）と590MPa級CR鋼板（板厚1.2mm）の重ねすみ肉継手をレーザブレーズ溶接

*1 アルミ・銅事業部門　技術部　*2 アルミ・銅事業部門　技術部（現㈳軽金属溶接協会）　*3 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部　*4 技術開発本部　材料研究所

にて作製した。それを用いて，**図1**に示す試験片を作製し，継手強度を評価した。引張せん断強度は25mm溶接幅に切断した短冊継手試験片を対象に，また，はく離強度はその短冊継手試験片を溶接端部から10mm離れた部分で直角に折り曲げた試験片を用い，それぞれ単位溶接長当たりの破断荷重にて評価した。

1.3　アルミFCWの検討

継手強度の評価結果を**図2**に示す。ソリッドワイヤの比較では，新組成のソリッドワイヤを用いた継手のはく離強度が最も高く，Al-Mg系のA5356-WYを用いた継手の強度が低い，との結果を得た。

接合部断面のマクロ観察，および接合界面に生成したIMC層の光学顕微鏡観察の結果を**図3**に示す。A5356-WYを用いた溶接部のIMC層厚さは今回の比較の中で最も厚く，またアルミ溶接金属内に針状のIMCが観察された。一方，A4047-WYならびに新組成によるIMC層厚さは全体にわたって薄く，とくに新組成のソリッドワイヤを用いた場合は，平均約1μmで最も薄く分布していることが確認できた。

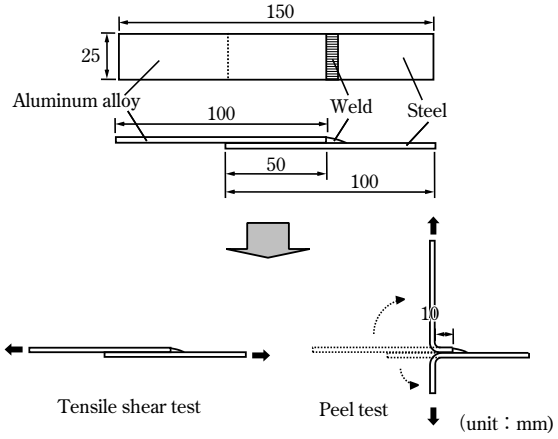


図1　継手強度の評価方法[2)]
Fig. 1　Methods for evaluation of joint strength[2)]

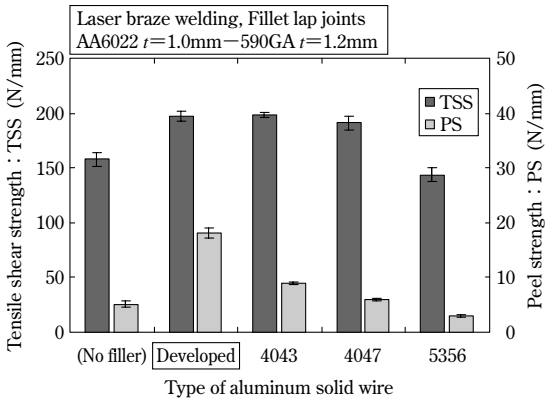


図2　アルミソリッドワイヤの種類による継手強度の比較[2)]
Fig. 2　Comparison of joint strength depends on type of aluminum solid wire[2)]

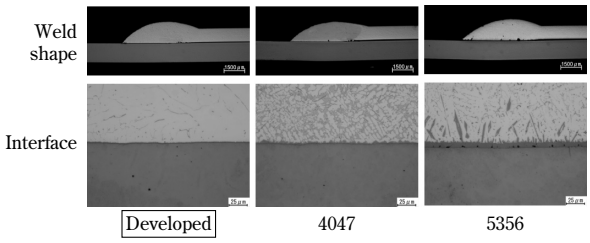


図3　溶接部の断面形状および界面の比較[7)]
Fig. 3　Scope of weld shape and interface[7)]

ミグブレーズ溶接でも同様に検証した結果，新組成にて最も高い継手強度が得られ，かつIMC層厚さも抑制されており，レーザブレーズ溶接と同じ現象が確認された。

つぎに，フラックスの種類は，ろう付用アルミFCWに用いられている非腐食性フッ化系フラックスのノコロック[5)]をはじめとする，**表1**に示す5種類（A1～A4，B2）のフラックスを用いた。フラックスの選定にあたっては，アルミ酸化皮膜の融解性を有し，耐食性に影響しない物質であり，かつシース内部への挿入の容易性も考慮した。その結果，フッ化アルミカリウム化合物をベースとし，フッ化アルミ化合物またはフッ化セシウムの混合とした。さらに，前述の新組成材のシースと組合せ，フラックス充填率の適正化を図ってアルミFCWを試作した。

試作アルミFCWを用い，アルミニウム合金板とGA鋼板との重ねすみ肉継手での異種金属接合をレーザブレーズ溶接によって行い，継手引張試験にて評価した。その結果を**図4**に示す。A3，A4は全く接合されず，A1，A2，B2は引張せん断強度がほぼ同等で，はく離強度は高い順からB2＞＞A1＞A2となった。これらの試験片における破断の形態を**図5**に示す。B2では界面はく離破断をせず，アルミニウム合金側で破断しており，良好な結果が得られた。一方で，ミグブレーズ溶接した同検証の結果では，はく離強度が最も高いのはA2であった。

図6は，レーザブレーズ溶接ならびにミグブレーズ溶接した接合部の外観を示す。とくにビード外観の改善が顕著で，新開発のアルミFCWがろう付用のアルミFCW

表1　フラックスの配合[2)]
Table 1　Combination ratio of flux[2)]

Kind of Al. FCW	Combination ratio of flux (wt%)		
	K-Al-F	Al-F	Cs-F
A1	100		
A2	75	25	
A3	50	50	
A4	25	75	
B2	75		25

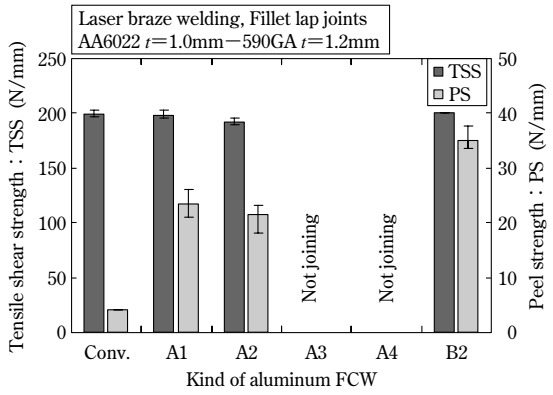


図4　アルミFCWの種類による継手強度の比較[2)]
Fig. 4　Comparison of joint strength depends on kind of aluminum FCW[2)]

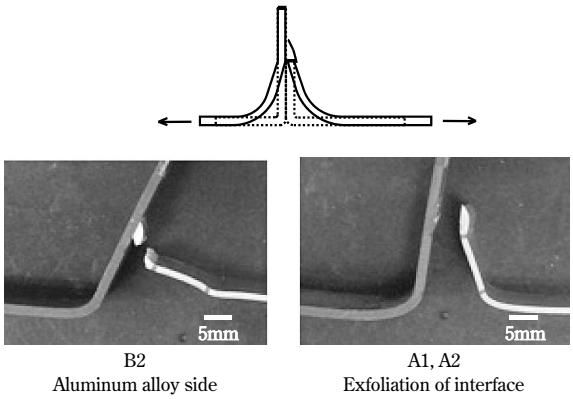


図 5 はく離試験後の破断形態
Fig. 5 Fracture mode after peel test

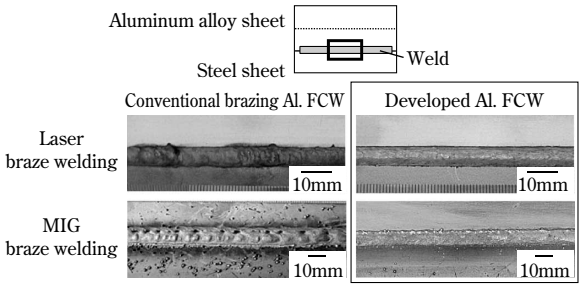


図 6 溶接部外観
Fig. 6 Appearance of welding part

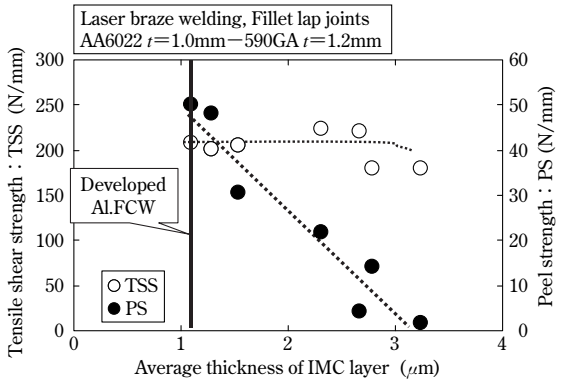


図 7 IMC層厚と継手性能の関係[2)]
Fig. 7 Relationship between thickness of IMC layer and joint strength[2)]

よりも溶接部外観が良好であった。

アルミニウム合金材と鋼材との異種金属接合継手の継手性能と接合界面のIMC層厚さとの関係を整理した結果を**図 7** に示す。本開発のアルミFCWを用いることで，IMCの成長が抑制でき，IMC層をより薄くできる。このように，IMCの形成が界面全域にわたって抑制されることにより，とくにはく離強度が大幅に改善されたと考えられる。

これらの検証から，レーザブレーズ溶接ならびにミグブレーズ溶接によるアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合に適したアルミFCWのコンセプトが明確になった。

2. 耐食性

アルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合部では，両材料の間で電位差による腐食電流が流れ，アルミニウム合金材同士の場合よりも腐食が助長されること，すなわち接触腐食が懸念される[6)]。

このため，ハイブリッド構造の実用化には，異種金属接触腐食の防止も重要な課題である。実用化されている機械的締結部においては，塗装，構造用接着剤，防水シーラなどにより接合部を完全に被覆することで耐食性を確保している。本溶融溶接部においても同様の処理により，接触腐食を防止できると考えた。

そこで，アルミニウム合金材と鋼材の接触腐食における塗装の影響を基礎的に解明するため，突合せ溶接部を用いて調査を行った。新開発アルミFCWを用い，AA6022P（板厚 2 mm）と590MPa級CR鋼板（板厚1.2mm）をミグブレーズ溶接にて突合せ接合し，溶接の始終端部を各25mm切断した試験体を作製した。さらにりん酸塩処理し，その上に電着塗装を施した。評価方法には，日本自動車技術会規格の複合サイクル腐食試験JASO-M0609（以下，CCT試験という）を適用した。CCT試験は，塩水噴霧を35± 1 ℃で 2 時間行った後，60℃± 1 ℃で 4 時間乾燥させ，さらに50± 1 ℃で 2 時間の湿潤を行うのを 1 サイクルとする。このサイクルを何回か繰返すことによって腐食を評価する促進試験法の一種である。

予備試験として突合せ溶接部に塗装を施して51サイクルまで実施したが，その試験後のサンプルには鋼板の端部付近から赤錆（さび）が発生した程度で溶接部は健全であり，塗膜にもほとんど膨れが発生しなかった。このため，悪条件下を想定して改めて塗膜にクロスカットを入れて腐食の起点を作った試験体を準備し，150サイクルまでの腐食評価を行った。

150サイクル試験後のクロスカットを入れた試験体外観を**図 8** に示す。突合せ溶接部左側のアルミニウム合金材側には，膨れや白錆はほとんど発生しなかった。鋼材側はCCT試験の進行に伴い膨れと赤錆が発生した。溶接ビード部には錆，膨れともに認められなかった。

塗膜膨れの評価にあたっては，クロスカット部を中心にして粘着テープを貼って剥がし，その剥がれた部分の幅を測定するいわゆる「テーピング試験」を実施した。その結果，アルミニウム合金材（図 8 ①部），溶接部付近（図 8 ②部），溶接部（図 8 ③部）は剥がれがなく，塗膜下腐食はほとんど発生していなかった。一方，鋼材側（図 8 ④，⑤部）には大きな塗膜膨れが発生したが，④の溶接部付近が⑤の鋼材に比べてとくに塗膜膨れが大きいことはなかった。

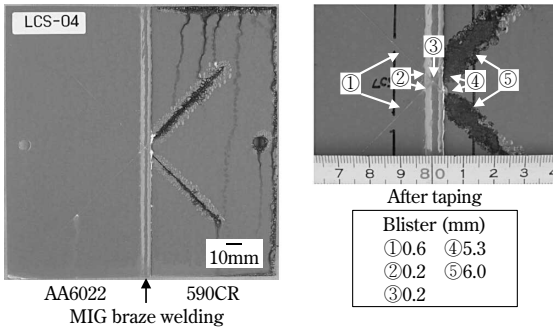


図 8 150サイクル後のCCT腐食試験片[2)]
Fig. 8 Specimen of corrosion test after 150 cycles[2)]

以上の結果は，アルミニウム合金材と鋼材の接合部付近の腐食が接合部から離れた部分と変わらないこと，すなわち，今回の突合せ溶接部では異種金属の接触腐食が発生しなかったことを示している。これは，突合せ溶接部に腐食電流の流れる回路が形成されなかったことを意味するが，その理由やメカニズムについては現在検討中である。

3. ハイブリッド構造部材の試作例

新開発のアルミFCWを用いた異種金属接合を適用してハイブリッド構造の自動車模擬部材を試作し，その部材強度の評価に加えて適用可能性を検討した。本章では，その検討結果に基づく適用提案例を数件紹介する。

3.1 ハット型閉断面部材

Bピラーなど軸方向に荷重を受ける部材の例として，**図9**に示すハット型のアルミニウム合金材と鋼材の開口側を合せ，そのフランジ合せ部をレーザブレーズ溶接にて接合した偏心軸圧壊試験体を試作[7]した。アルミニウム合金材はA6061S-T6（溶接部肉厚2.2mm），鋼材は980MPa級CR鋼板（板厚1.4mm）を用いた。試験体（全長900mm）のアルミニウム合金ハット端部の3箇所に200mmの連続ビードにより溶接を行った。圧壊試験では，油圧シリンダーを用いて図9に示したサイドプレート部に軸圧縮荷重を付与した。

図10には，得られた荷重ー変位の関係を示す。最大荷重を迎えても破壊は起こらず，その後しばらく変形が進んだ後，溶接部が破壊した。本試験より，大変形を伴わない部材に対しては，本溶接法を適用できる可能性が確認できた。

3.2 蓋もの構造部材およびパイプ締結模擬部材

アルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合を利用したドアやトランクリッドなどの蓋もの部材の例，およびパイプ締結を模擬した部材の例を示す。**図11**(a) に，アウター材としてのAA6022P (板厚1.0mm)，インナー材として980MPa級GA鋼板（板厚1.2mm）を用いた蓋もの部材を示す[8]。ヘム部はミグブレージング溶接を用いてステッチ状に接合した。

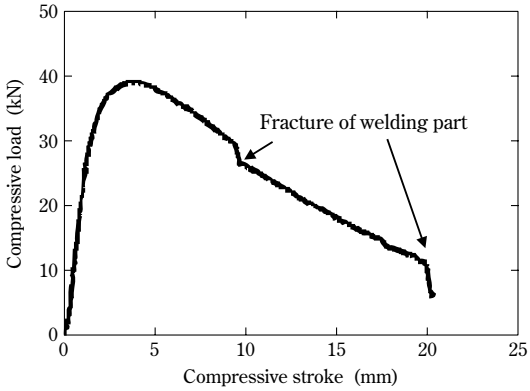


図10 軸圧壊試験結果[2]
Fig.10 Experimental result for axial crush test[2]

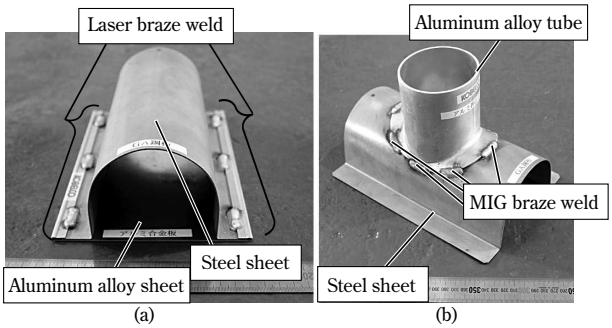


図11 溶接部品の例[8]
Fig.11 Example of welding parts[8]

図11(b) は，A6063S（溶接部肉厚2.5mm）のフランジ成形部と980MPa級GA鋼板（板厚1.2mm）の曲げ成形部材の中央部とをミグブレーズ溶接した部材を示す[8]。鋼材同士を締結したパイプ締結部材の一方をアルミニウム合金材に置換することによって軽量化が期待できる。図11(a)，(b) はいずれも小サンプルであるが，蓋ものおよびパイプ締結部材といった実部材への展開を想定した基本構造の例である。

むすび＝従来は困難であったアルミニウム合金材と鋼材との異種金属溶融接合を実現するため，新たにアルミ

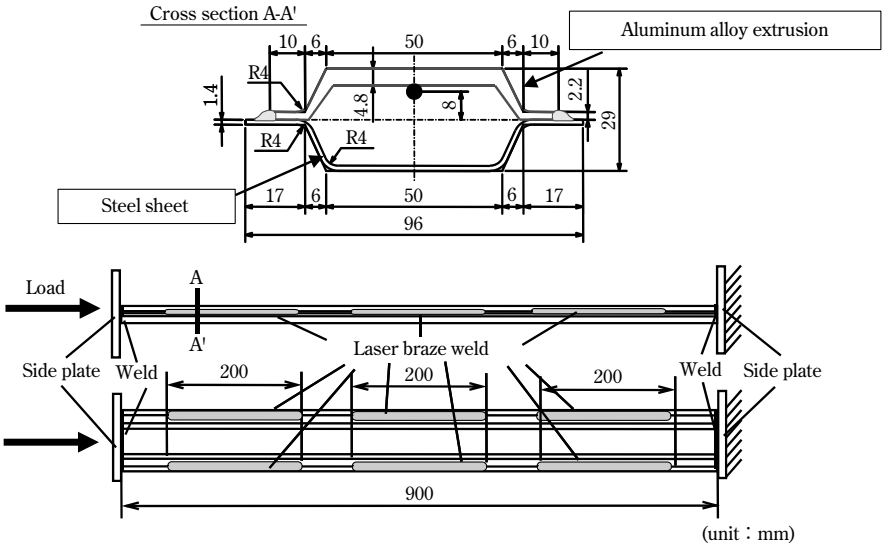


図9 軸圧壊強度評価用試験体の形状[2]
Fig. 9 Specimen for axial crush test[2]

FCWを開発し，ミグやレーザによるブレーズ溶接に用いることで良好な継手性能を得ることができた。耐食性の評価結果，およびハイブリッド構造部材の試作結果からも適用への目処が立ったと考えられる。

しかしながら，実際の適用部位に対しては新たな課題が生じることも考えられるため，さらに完成度を高めることによって適用部位の拡大を図り，自動車の軽量化に貢献すべく実用化を目指していく。

参 考 文 献

1） 新エネルギー・産業開発機構．平成17～18年度報告．地球温暖化新技術プログラム／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．2007, p.113-227.

2） 松本　剛ほか．自動車技術会論文集．2011, Vol.42, No.2, p.591-596.

3） 杵渕雅男．工業材料．2008, Vol.56, No.10, p.77-83.

4） 松本　剛ほか．溶接学会全国大会講演概要．2006, Vol.79, p.306-307.

5） ㈳軽金属溶接構造協会．アルミニウムブレージングハンドブック（改訂版）．2003, p.300.

6） 石原只雄．腐食事例解析と腐食診断法．テクノシステム．2008, p.169-170.

7） 杵渕雅男ほか．自動車技術会論文集．2011, Vol.42, No.2, p.597-602.

8） 松本　剛ほか．軽金属溶接．2011, Vol.49, No.11, p.35-40.

（技術資料）

アルミ押出形材組立用ボルトナット工法

New Method, Using Bolts and Nuts, for Assembling Hollow Extrusions of Aluminum Alloys

江間光弘*1　Mitsuhiro EMA
今村美速*1　Yoshihaya IMAMURA
堀口一茂*1　Kazumori HORIGUCHI

This paper introduces two methods, both using bolts and nuts, for assembling hollow extrusions of aluminum alloys. The first method includes fixedly mounting a nut on an inner surface at a position away from an open end of a hollow aluminum extrusion. In this method, a self-piercing and clinching nut is installed using a punch and die. The second method includes installing a bolt vertically from an inner wall of a hollow extrusion. The bolt penetrates through a hole in the wall and is retained by a clip. A gap is created between the bolt and the wall such that the bolt can move within the hole. This facilitates the alignment of the bolt with the mating hole. Also described are the 7000 and 6000 series aluminum alloys newly developed for extrusion, and a study has been made of the relationship between the bolt axial force and the indentation depth of the bearing surface under the bolt head.

まえがき＝アルミ押出形材は，鉄鋼や黄銅の押出材や熱間圧延材などに対し，①形状が比較的自由に選べる，②寸法精度が比較的良好である，③金型費が安価である，などの特長がある[1)]。このため，建築やOA・通信機器関連だけでなく，鉄道車両や船舶，航空機に代表される輸送機関連などその適用分野は幅広い。とくに近年，自動車の軽量化部材としても着目され，薄肉で中空のアルミ押出形材がバンパビームやドアビームなどに適用されている[2)]。

アルミ押出形材を他の部材に接合する方法としては，溶融溶接をはじめ，リベットなどの機械的接合法あるいは接着なども候補に挙げられる。一方，ボルト・ナットによる締結は，熱によるひずみがないうえに，鋼部材などとの異材接合も可能で比較的容易に精度よく組立てることができるなど，アルミ押出形材の組立に有利な接合方法である。また，解体時には容易に分離できることから，リサイクルの観点からも地球環境保護に配慮した接合方法としてこれまで以上に見直されるようになっている。

薄肉で中空の押出形材をボルト・ナットによって締結する際，**図1**のように①中空部に補強材を入れる，②ボルト締結のためのフランジを設ける，③ボルトナットを締込むため作業穴を設ける，④締結部近傍を開断面にする，などの方法が考えられる。しかしながらその一方で，補強材やフランジによる重量増，断面欠損による接合部の強度低下など技術課題は多い。

そこで当社では，ボルト・ナットによるアルミ押出形材締結部の軽量化，断面欠損による強度低下の防止，さらには加工費用を低減するため，下穴が不要なピアスナットを中空アルミ押出形材の内面から打ち込む工法（以下，「中空内面ピアスナット工法」という）を検討した。また，さらに相手部材への取付精度に対する調整やねじ径，取付部肉厚の制約を克服するため，中空アルミ押出形材の内面からボルトを立てる工法（以下，「フローティングスタッドボルト工法」という）を検討した。本稿では，これら二つのアルミ押出形材の組立工法を紹介する。

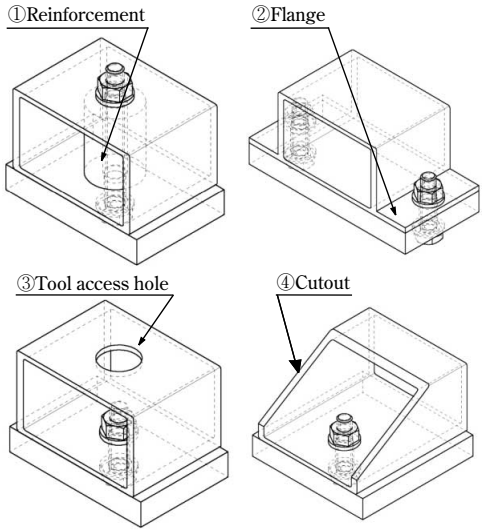


図1　ボルト・ナットによる中空押出形材の締結方法
Fig. 1 Methods for assembling hollow extrusion of aluminum alloys using bolts and nuts

1. 中空内面ピアスナット工法

1.1　概要

中空内面ピアスナットによる工法は，**図2**のように中空のアルミ押出形材の内面にナットを設置し，相手部材

*1 アルミ・銅事業部門　技術部

とボルトによって締結して所望の構造物に組立てる工法である。ナットはアルミ押出形材の内面に設置しているため外側面は平滑となり，ボルト締結によって相手部材と密着して精度よく構造物に組立てることができる。図2は中空内面ピアスナット付き押出形材のカットサンプルである。肉厚4mm×幅70mm×高さ58mmの口型形材にM8のピアスナットを打ち込んでいる。中空アルミ押出形材の内面からピアスナットを打ち込むため下穴が不要であり，ボルト締結のための穴あけ工程を削減できる。

1.2　中空内面ピアスナット工程

本節では，中空アルミ押出形材の内面からピアスナットを打ち込む工程について説明する。先端にパンチ（打ち込み装置）を取付けたツールバーを中空アルミ押出材の内面に挿入し（**図3**），ピアスナットを打ち込む。ツールバーを長くすることによって中空アルミ押出形材の手の届かない（奥深い）内面にもナットの設置が可能である。前述の試作では，約500mmの奥深い中空押出形材の内面にM8ナットを設置できる打ち込み装置を用いた。打ち込みでは，油圧あるいは機械的加圧によって[3]穴あけと同時にナットを設置するため，当該部には金型およびバックプレートが必要である。また，ツールバー先端の打ち込み装置や金型，バックプレートを工夫することによって複数点の同時打ち込みも可能である。

中空内面ピアスナット工程を**図4**に示す。打ち込み装置を中空アルミ押出形材の内面から挿入し，ピアスナットそのものと金型によってアルミ押出形材を打ち抜く。さらにピアスナットをかしめることによって固定し，中空アルミ押出形材の内面にナットを設置する。ピアスナットかしめ部断面の一例を**図5**に示す。

1.3　中空内面ピアスナットの特長と課題

中空内面ピアスナットの特長をまとめると以下のとおりである。

①中空アルミ押出形材の内面にナットを固定するため（図2），ボルトによって相手部材を締結すれば，締結工具の作業穴などは不要であり，開断面にする必要がない。

②中空アルミ押出形材の奥深い内面にツールバーによってナットを打ち込むことができる（図3）。

③ピアスナット打ち込みと同時に打ち抜くため，穴あけ工程が不要である（図4）。

一方，本工法を適用するための制約もある。押出形材の肉厚が厚い場合やナットの呼び径が大きくなるに従って打ち抜きに必要な加圧力が大きくなる。このため，打ち込み装置が大きくなり，中空アルミ押出形材の内側に大きなツールを挿入するための空間が必要になる。当

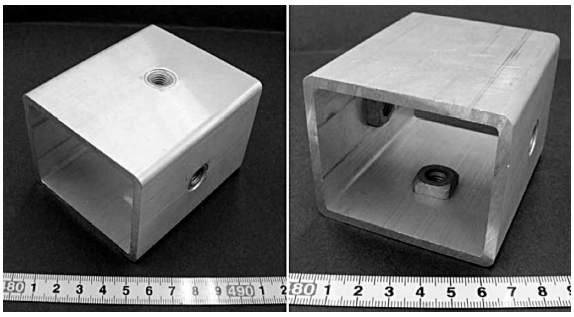


図2　中空内面ピアスナット付き押出形材
Fig. 2　Piercing nuts from inside of hollow extrusion

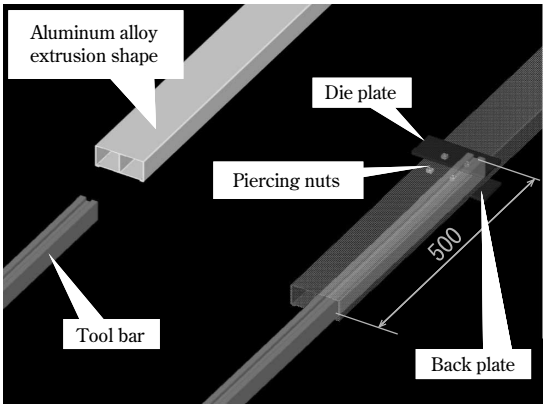


図3　ツールバーによるピアスナットの打ち込み
Fig. 3　Method for piercing nuts from inside of hollow extrusion shape by tool bar

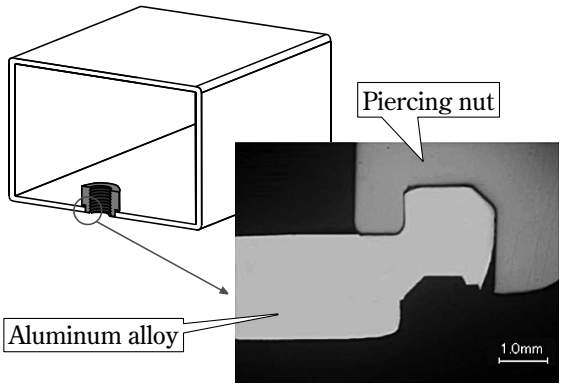


図5　肉厚3.0mm用ピアスナットかしめ部断面
Fig. 5　Cross section of piercing nut

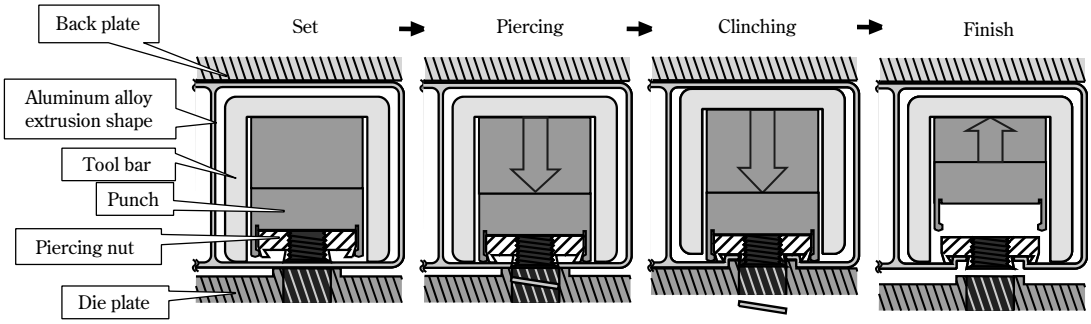


図4　中空内面ピアスナット工程
Fig. 4　Process of piercing nut

社の代表的な6000系合金（TS＝270MPa，YS＝245MPa，El.＝12%）の場合，M８のピアスナットを肉厚4.0mmのアルミ押出形材内面に設置するためには，50mm×50mm以上の空間を確保すればよいことが前述の試作によって実証された。

また，ピアスナットは中空アルミ押出形材の内側に固定されているため，ボルト穴の開いた相手部材に締結が可能である。しかしながら，部材の寸法精度が悪い場合，ボルト穴とピアスナットの位置が合致せず，ボルトを通すことができなくなる。このため，部材の寸法精度に応じて長穴にするなどボルト穴に余裕を持たせる必要がある。

2. フローティングスタッドボルト工法

2.1 概要

中空内面ピアスナット工法は，ナットの位置が固定されているため相手部材の寸法精度に対応できない場合がある。さらに，取付部が平滑であるため相手部材のボルト穴に対し位置決めしにくく，取付作業性が悪いという改善すべき技術課題があった。

そこでナットではなく，中空アルミ押出形材の内面からボルトを立てるフローティングスタッドボルト工法の開発に着手した。本工法は，アルミ押出形材にボルトを接合するのではなく，ある程度の遊動性を確保（フローティング）することによって相手部材の取付精度（ボルト穴の位置）に対応できるように工夫した工法である。**図６**は中空のアルミ押出形材にM12のボルトを４本立てたフローティングスタッドボルト付きアルミ押出形材の試作例である。

2.2 フローティング機構

本節では，遊動性を確保した上で中空のアルミ押出形材の内面からボルトを立てる工法について説明する。**図７**はボルトの遊動性確保（フローティング）を示す断面図である。ボルトを中空アルミ押出形材の内面から突き出し，ボルトにあらかじめ設けられている溝にクリップをかん合することによってボルトとクリップを締結する。ボルトやクリップはアルミ押出形材とは締結されていないため，ボルト穴とボルトとの間隙（ギャップ）によってボルトの遊動性が確保される。

また，**図８**のようにボルトの頭を矩形にし，中空アルミ押出形材の内面に回り止めのための突起を設けることによってボルトの空回りを阻止することができる。これにより，レンチなどボルトを固定するための工具を使用することなく相手部材側からナットを締結するだけの片面施工が可能となる。

2.3 フローティングスタッドボルトの取付工程と特長

中空アルミ押出形材へのフローティングスタッドボルトの取付工程は，ボルト穴を開けた押出形材の内面からフローティングスタッドボルトを突き出し，専用の工具によってクリップをボルトにかん合する。ボルトの取付位置が中空アルミ押出形材の端部から手の届かない部位や形材断面の開口部が狭くて手が入らない場合は，ピアスナットの場合と同様にツールバーによってフローティングスタッドボルトを設置する。

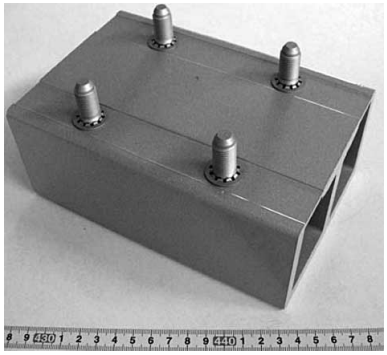


図６ フローティングスタッドボルト付き押出形材の試作例
Fig. 6 Trial product of hollow aluminum alloy extrusion shape with floating stud bolts

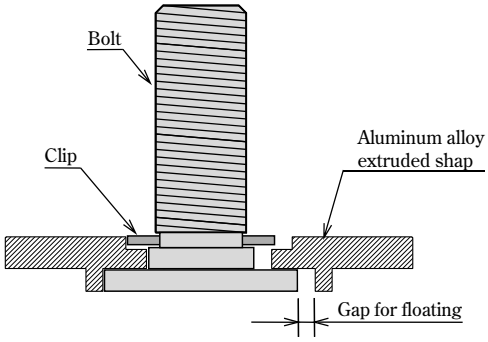


図７ フローティング機構
Fig. 7 Schematic of floating stud bolt

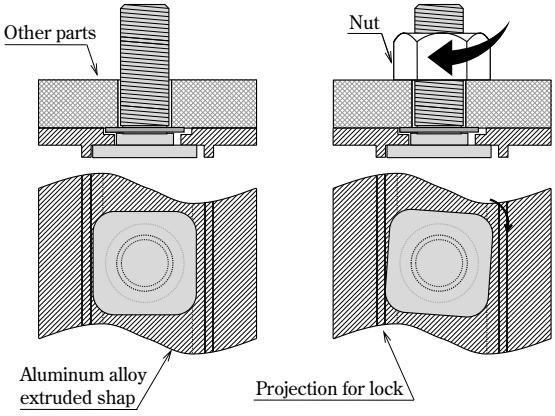


図８ フローティングスタッドボルトによる締結
Fig. 8 Tightening with other parts

フローティングスタッドボルトの特長は，以下のとおりである。

①中空アルミ押出形材とのギャップ(図７) によってボルトの遊動性を確保しているため，相手部材の取付精度に対応できる。

②ボルトが立っているため相手部材との位置決めが容易である（図６)。

3. フローティングスタッドボルトの適応事例

図９は，当社7000系開発合金の押出形材にフローティングスタッドボルトを８本取付けたトラックの後部突入防止装置の試作品である。鋼製のブラケットを介してトラックの車体に取付けられるが，寸法精度に対応できるようブラケットとの取付部にフローティングスタッドボルトを採用した。押出形材の端部より約700mmの奥深

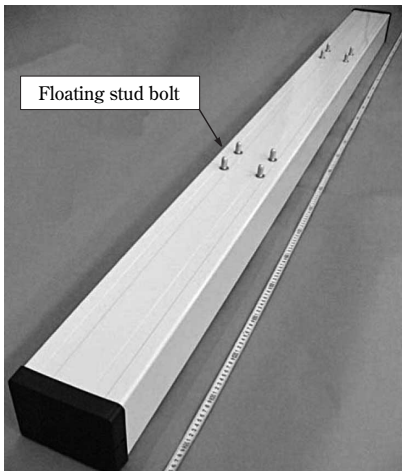


図 9 トラック用後部突入防止装置の試作品
Fig. 9 Trial production of rear underrun protection for truck

い内面からM12のボルトを突き出してクリップによって保持し，遊動性を確保している。

ブラケットへの取付時など，外力の作用によってフローティングスタッドボルトが抜け落ちることも考えられる。そこで，試験機によってボルトに軸方向の荷重を加え，クリップによるフローティングスタッドボルトの押出形材への保持力を調査（プッシュアウト試験）した。その結果，フローティングスタッドボルトが抜け落ちるには，最低でも約3,000N／本の荷重が必要であった。したがって，相手部材への取付時に多少の力がかかっても外れることはなく，十分な保持力であると考える。

むすび＝ボルト・ナットによる中空アルミ押出形材の組立工法として，下穴が不要で中空アルミ押出形材の奥深い内面からナットを打ち込むことができるピアスナット工法，および相手部材への取付精度に対する調整が可能なフローティングスタッドボルト工法を紹介した。継手強度の信頼性や接合コストの低減を追求することも重要であるが，冒頭にも述べたように，解体時には容易に分離でき，再度，締結することもできるボルト・ナット締結は，リサイクルの観点から注目される接合方法である。

本稿で紹介した中空内面ピアスナットやフローティングスタッドボルトを用いることにより，軽量で環境に配慮した構造物にアルミ押出形材の適用が拡大されれば幸いである。なお，中空内面ピアスナットやフローティングスタッドボルトの開発に際し，㈲新城製作所ならびに㈱九州新城に多大なるご協力をいただいた。ここに記して感謝の意を表す。

参　考　文　献

1） 日本アルミニウム協会．アルミニウムハンドブック．第6版，2001, p.91.
2） 相浦　直ほか．R&D神戸製鋼技報．2002, Vol.52, No.3, p.83.
3） 公開特許：特開 2008-223877.

（解説）

吸収式伝熱管「エンドクロス®ECT26」の臭化リチウム水溶液における液膜流動の可視化

Visualization of Lithium-bromide Solution Liquid Flow on Falling Film Type Enhanced Heat Transfer Tube "Endcross® ECT26" for Absorber of Absorption Chiller

高橋宏行*1（工博）
Dr. Hiroyuki TAKAHASHI

A study was conducted to visualize the liquid film flow of a lithium-bromide (LiBr) solution in an enhanced heat transfer tube, "Endcross ECT26". This tube has been newly developed for falling-film absorbers of absorption chillers. A high-speed video camera with a frame rate of 500 frames per second was used for observation. The luminance of the captured image was converted using image processing software based on displacement concentration. The outer surface of the enhanced tube is provided with pyramidal projections formed with a pitch of 26 projections per inch (ppi). A tube with a smooth outer surface was also tested for reference. The conditions of the liquid film flow in an absorption process include an absorption pressure of 0.8kPa, LiBr concentration at the solution inlet of 63wt%, inlet cooling water temperature of 32℃ and film Reynolds number of 19. The enhanced tube was found to exhibit a luminance motion different from that of the tube with a smooth surface.

まえがき＝吸収式冷凍機のなかでも，吸収液に臭化リチウム（LiBr），冷媒に水が用いられる（以下，臭化リチウム／水系という）空調用冷凍機は，駆動源としてガス，高圧蒸気，排熱などのほかに太陽熱エネルギーを使用しており，近年の省エネルギーニーズの高まりから，冷凍機メーカで高性能機種の開発ならびに量産が進んでいる。

吸収式冷凍機の主要熱交換器は吸収器，蒸発器，凝縮器および再生器で構成されている。主要熱交換器のなかで，吸収器は伝熱面積および容積が最も大きく，冷凍機全体の効率に大きな影響を及ぼすとともに，材料の使用量が多い。そのため，とくに吸収器に使用する伝熱管では，高性能化とともに使用材料低減の要望が非常に高くなっている。

臭化リチウム／水系吸収熱伝達における高性能伝熱管形状に関する研究が各種進められており，伝熱管外表面上の溶液においてマランゴニ対流が発生することにより液膜が変動することが報告されている。しかしながら，高性能伝熱管外表面上での液膜流動を時系列的に観察した事例は少なく，流動状態の詳細が依然明らかにされていない部分が多い。今後，さらに伝熱管の高性能化を図るには，液膜の流動状態を把握することが極めて重要である。

㈱コベルコマテリアル銅管では，'85年頃より吸収式冷凍機用伝熱管の開発を進めている。最近では流下液膜式蒸発器用伝熱管として独立突起形状を有するエンドクロス管を開発し，水冷媒での流下液膜蒸発の伝熱特性を評価し，さらに液膜の流動性ならびに液膜蒸発の機構を考察してきた[1)]。また，流下液膜式吸収器用への適用を目的にこのエンドクロス管の流下液膜吸収性能を評価し[2)]，吸収熱伝達の向上ならびに使用材料の低減を提案してきた。しかしながら，エンドクロス管での蒸気吸収機構は未解明のままであった。

そこで，液膜流動の高速度ビデオ撮影による可視化画像をもとに画像処理を行い，エンドクロス管における蒸気吸収時の臭化リチウム水溶液の液膜流動を観察し，吸収機構の考察を行ったので本稿でその概要を紹介する。

1. エンドクロス管の構造

流動観察および評価の対象としたエンドクロス管の形状概略図を**図1**に示す[2)]。この伝熱管は，管端部の外径

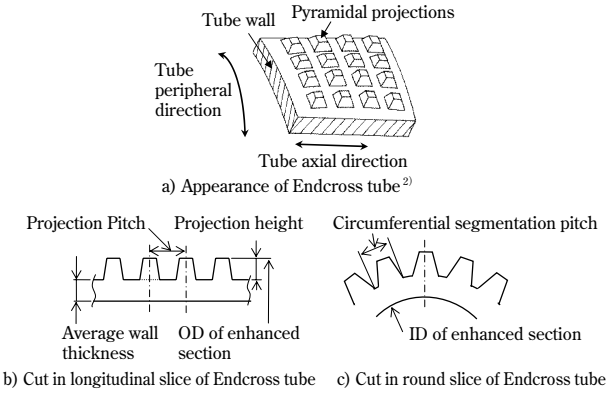


図1　エンドクロス管の形状概略図
Fig. 1　Schematic view of Endcross tube

*1 ㈱コベルコマテリアル銅管　秦野工場　技術部

表 1 エンドクロス管の形状仕様
Table 1 Specification of Endocross tube

Tested tube name	Endcross tube
OD of unenhanced section	16mm
Wall thickness of unenhanced section	0.60mm
OD of enhanced section D_o	15.73mm
Projection height	0.25mm
Circumferential segmentation pitch	0.625mm
Average wall thickness	0.55mm
ID of enhanced section D_i	14.13mm
Projection pitch	0.925mm

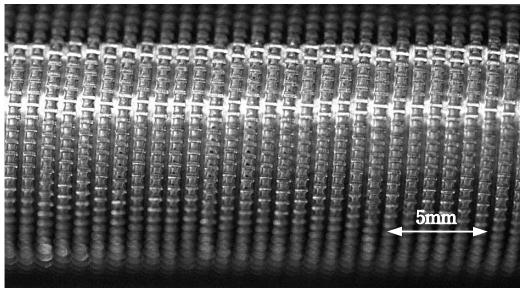


図 2 エンドクロス管の外観写真[2)]
Fig. 2 Outside photograph of Endcross tube[2)]

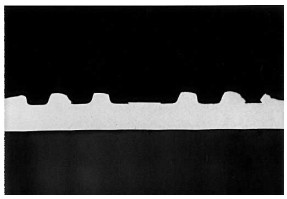


図 3 エンドクロス管の断面写真（管軸平行断面）[2)]
Fig. 3 Cross sectional view of Endcross tube (Cut in longitudinal slice)[2)]

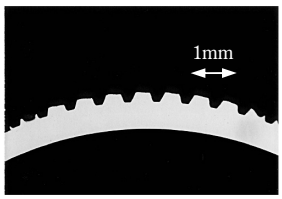


図 4 エンドクロス管の断面写真（管軸直角断面）[2)]
Fig. 4 Cross sectional view of Endcross tube (Cut in round slice)[2)]

が16mm，肉厚0.60mmの低りん脱酸銅管（JIS H3300 C1201TS-1/2H）を素材として使用している。伝熱管の両端部にはOリングによりシールするための平滑部を設けている。また，伝熱管中央部の外表面には，四角錐台形の独立突起がらせん状に多数配置されている。この独立突起は，転造加工によってらせん状のローフィンを成形した後，それらのフィンを歯車状のディスクによってフィンの根元まで分断して形成している[3)]。

本稿で評価したエンドクロス管は，1インチあたり26フィンをベースにして製作した。また，管内表面は平滑面である。

表 1 に供試管として用いたエンドクロス管の形状仕様を示す。さらに参考までに，**図 2**～**図 4** にエンドクロス管の外表面，管軸平行ならびに管軸直角断面の写真を示す[2)]。なお，図3ならびに図4の断面写真において突起の形状が異なっているのは，突起をらせん状に成形しているためである。

2. 吸収液膜観察装置および観察条件

本稿にて使用した試験装置は，伝熱性能試験装置ならびに画像撮影装置で構成されている。**図 5** に伝熱性能試験装置の概略図を示す。伝熱性能試験装置は，一重効用サイクルを構成しており，連続運転が可能になっている。吸収器本体は，幅360mm，長さ1,050mm，高さ860mmのSUS製シェルアンドチューブ熱交換器である。伝熱管は水平に設置する構造で，管端固定部はOリングにてシールしている。また，吸収器内には6本の伝熱管が垂直方向に1列6段配置されており，最上段の伝熱管上方には臭化リチウム水溶液を伝熱管に滴下するためのヘッダ管および滴下トレーが設置されている。さらに，吸収器の前面には，吸収液の流動が伝熱管の全域に渡って観察できるように厚さ50mmのアクリル製の観察用窓を設けている。その他伝熱性能試験装置の詳細は既報[2)]の論文を参照いただきたい。

図 6 に溶液の流下液膜流動の撮影装置を示す。溶液の流下液膜流動状況は，試験装置の観察窓から最上段の伝熱管の上部を撮影した。撮影機器は高速度ビデオカメラ（Photron, FASTCAM－PCI500）を用いた。レンズは一般の一眼レフ用レンズ（Nikon製ニッコールレンズ）を使用し，照明装置はメタルハライド光源にリング状のライトガイドをレンズに接続し，撮影部分に照射した。**表 2** に伝熱性能評価ならびに撮影時の試験条件を示す。液膜

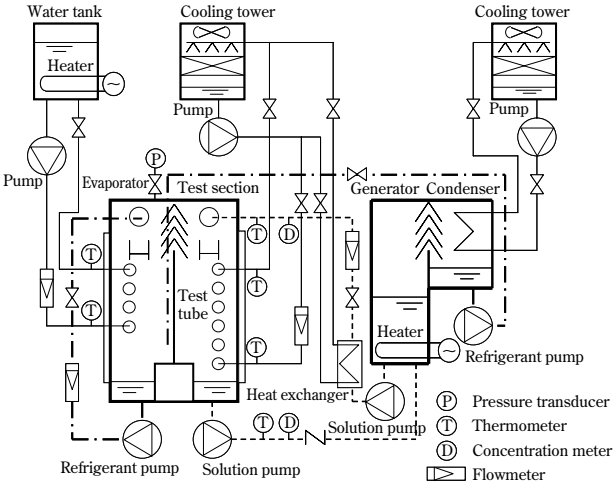


図 5 性能試験装置の概略図[2)]
Fig. 5 Schematic diagram of experimental set-up[2)]

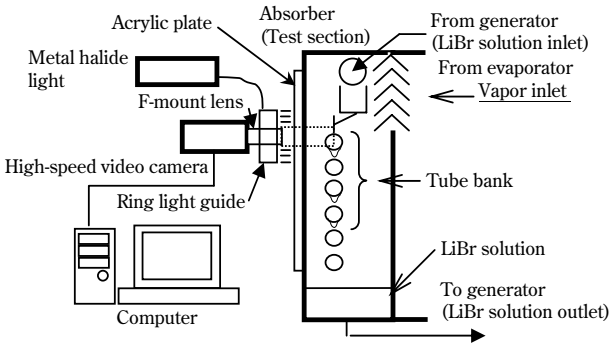


図 6 流下液膜流動の撮影装置
Fig. 6 Appearance of photograph equipment

表 2 試験条件
Table 2 Test conditions

Pressure in test chamber	0.8kPa
Concentration of solution inlet	63wt%
Cooling water velocity	1.5m/s
Inlet temp. of cooling water	32℃
Film Reynolds number	10 to 20
Surfactant	2-Ethylhexanol added
Frame rate	500 frames per sec.
Frame size	512×240 pixels

流動の撮影は，伝熱性能の試験条件にて定常となったことを確認した後に行った。撮影画像は，高速度ビデオ装置の制御用コンピュータに内蔵しているハードディスクに保存した。また，画像処理には濃度変位計測用のソフト（ライブラリ社 Gray-val）[4] を使用した。なお，臭化リチウム水溶液には，界面活性剤として2-Ethylhexanolを添加している。

3. 平滑管ならびにエンドクロス管の吸収熱伝達性能

エンドクロス管における膜レイノルズ数 R_{ef} に対する管外吸収熱伝達率 h_o 影響を**図 7** に示す[2]。同図には比較のため，平滑管（ϕ16mm×t0.6mm）での結果をも合せて示した。なお，膜レイノルズ数 R_{ef} は，管片側を流れる溶液量を用いて算出した。

エンドクロス管の膜レイノルズ数による吸収熱伝達率への影響は明確な依存性を示していないものの，膜レイノルズ数 R_{ef} が大きくなると吸収熱伝達率が高くなる傾向を示した。エンドクロス管の吸収熱伝達率は，平滑管と比較して約1.4～1.5倍に向上する。その他伝熱性能評価結果の詳細は，既報[2] の論文を参照いただきたい。

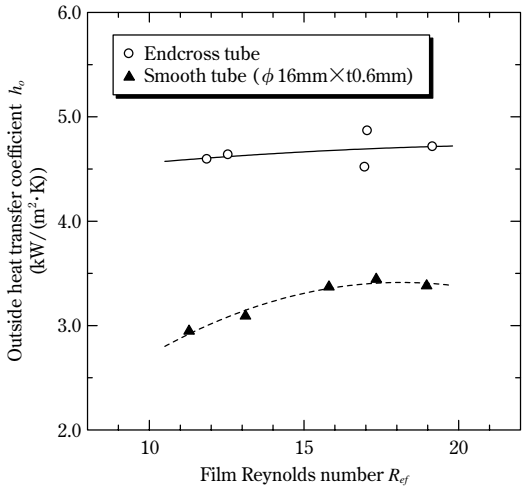


図 7 膜レイノルズ数R_{ef}に対する管外吸収熱伝達率h_oの影響[2]
Fig. 7 Variation of outside heat transfer coefficient h_o with film Reynolds number R_{ef}[2]

4. 平滑管ならびにエンドクロス管の液膜流動の観察

図 8 ～図11 は，最上段での伝熱管上部における臭化リチウム水溶液の液膜流動の様子を示す。高速度ビデオで撮影した画像の一部分から，0.02秒ごとに抽出した写真である。図 8 および図 9 は，平滑管を用いた場合における膜レイノルズ数 R_{ef} が12ならびに19での溶液液膜状態を，また図10および図11にはエンドクロス管における膜レイノルズ数 R_{ef} が12ならびに19での供試管最上段の上部での液膜形成状態を示す。

撮影した写真には溶液が隆起した部分が観察された。これは，Hozawaら[5] が報告している塩析効果により，溶液に蒸気が吸収された際に表面張力が増大し，溶液が引寄せられた部分と考えられる。平滑管とエンドクロス管での隆起部の幅を比較した結果，エンドクロス管の方が小さく，また周囲の液膜が薄膜化する傾向が観察された。これは，エンドクロス管は管下部における溶液の流下性が向上したためと考えられる。また，液膜が薄膜化する部分は，臭化リチウム水溶液の物質拡散速度を考えた場合，液膜が広い方が冷媒蒸気の吸収を促進させやすいと考えられる。

膜レイノルズ数の影響を比較した結果，平滑管は，R_{ef} が大きくなるほど隆起部の幅が若干広がる傾向が見られるものの，隆起部は円周方向にほぼ真っすぐ流下する。しかし，R_{ef} が小さくなると溶液の落下が滴下状態になり，管外表面が液膜で覆われる傾向が観察された。これは，低 R_{ef} では管下部での溶液が離脱し難くなり，管表面で溶液が保持されるためと考えられる。

一方，エンドクロス管は，R_{ef} が大きくなると平滑管と同様に隆起部が形成されるものの，隆起部の幅が平滑管よりも狭い傾向が観察された。これは，突起上部に形成される隆起部の内部から，突起間溝部の液膜内での溶液の濃度勾配による表面張力の不均一性により発生する対流，すなわちマランゴニ対流が発生し，突起間溝部に溶液が流動するとともに，管下部に流下したためと考えら

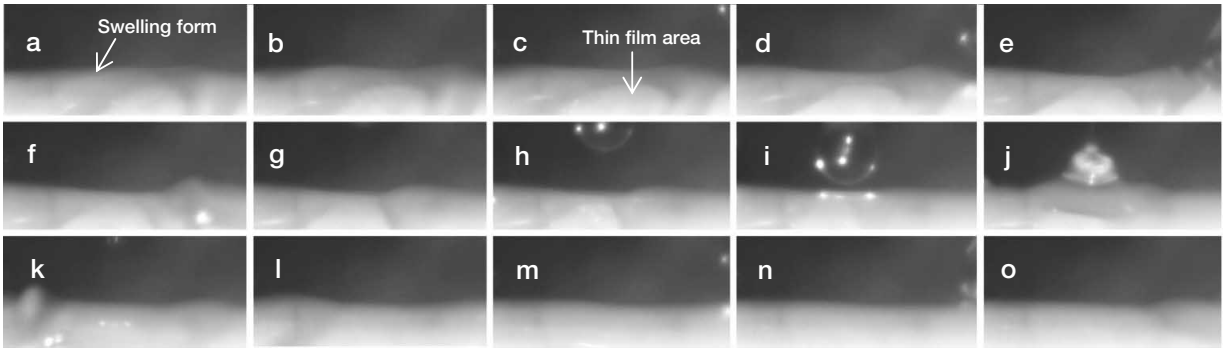


図 8 平滑管の液膜流動写真（膜レイノルズ数R_{ef}=12，時間間隔=0.02秒）[2]
Fig. 8 Solution flow of smooth tube (R_{ef}=12, Time interval=0.02s)[2]

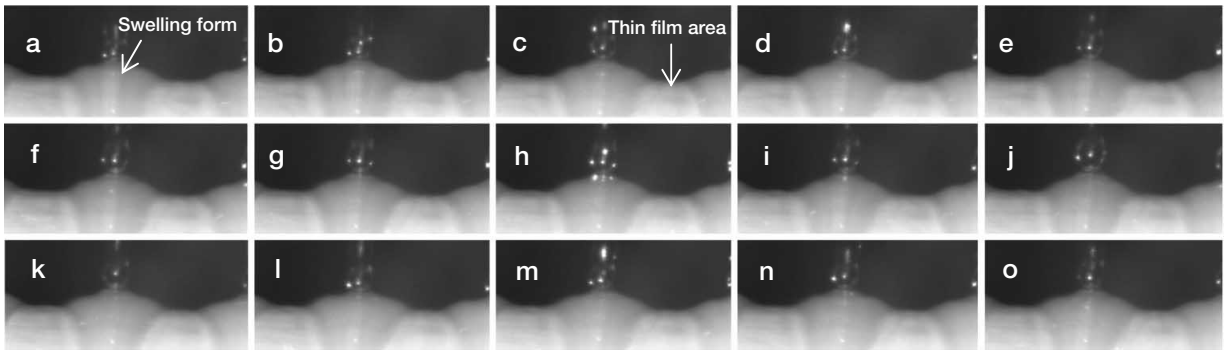


図 9 平滑管の液膜流動写真（膜レイノルズ数R_{ef}=19, 時間間隔=0.02秒）[2)]
Fig. 9 Solution flow of smooth tube (R_{ef}=19, Time interval=0.02s) [2)]

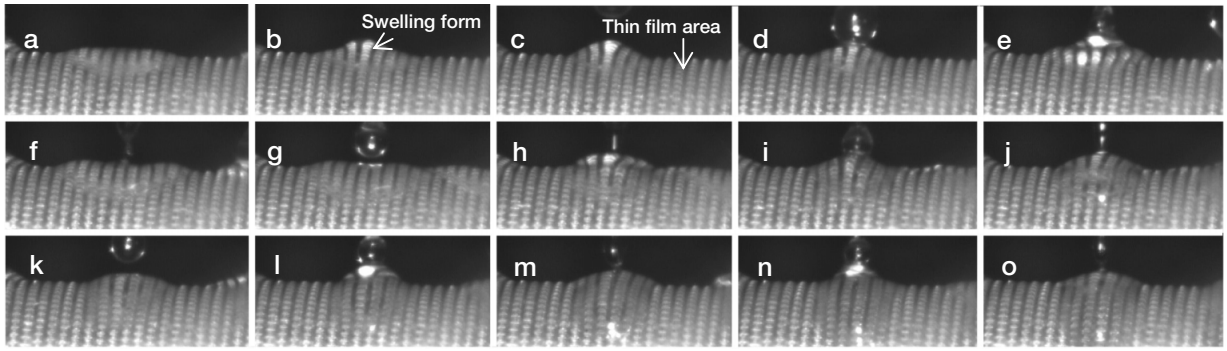


図10 エンドクロス管の液膜流動写真（膜レイノルズ数R_{ef}=12, 時間間隔=0.02秒）[2)]
Fig.10 Solution flow of Endcross tube (R_{ef}=12, Time interval=0.02s) [2)]

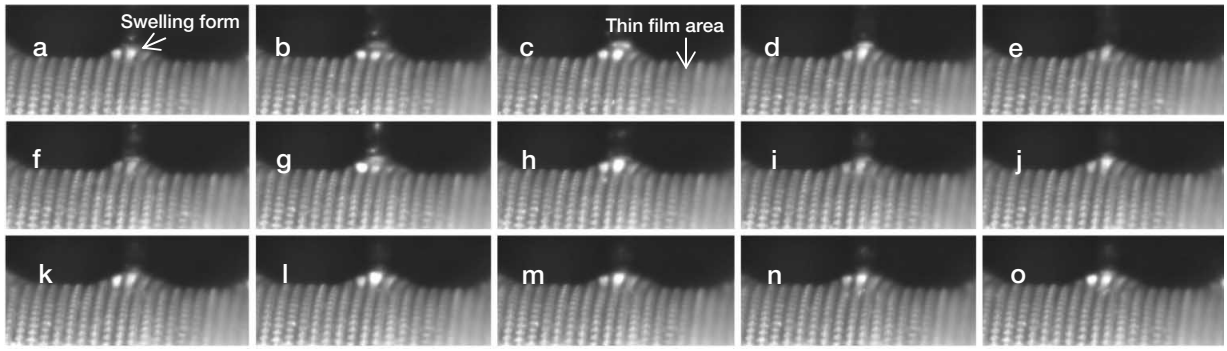


図11 エンドクロス管の液膜流動写真（膜レイノルズ数R_{ef}=19, 時間間隔=0.02秒）[2)]
Fig.11 Solution flow of enhanced tube (R_{ef}=19, Time interval=0.02s) [2)]

れる。また，エンドクロス管は，R_{ef}が小さくなって溶液が滴下状態になった場合でも隆起部が形成されているとともに，その周囲に薄膜化した部分が形成される傾向が観察された。これも，R_{ef}が大きいときと同様に，突起上部に形成される隆起部の内部から突起間溝部の液膜に向かってマランゴニ対流が発生していたことによるものと考えられる。

5. 平滑管ならびにエンドクロス管の液膜流動画像の画像処理結果

管表面の液膜に隆起する部分の管軸方向への移動量を測定することを目的に画像処理を実施した。**図12**に画像処理部位の概略図を示す。撮影した画像の大きさは512×240 pixelsである。画像内の管軸方向をX軸，下部方向をY軸とし，画像の左上を原点（0，0）とした。このとき，画像の右下が（511，239）となる。また，画像処理対象部位は，溶液流下部の中心部（Area-1，処理サイズ：60×150 pixels）ならびに溶液流下右側部（Area-2,

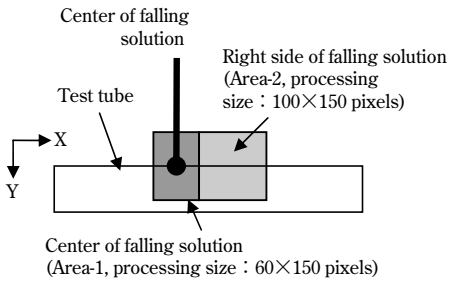


図12 画像処理部位の概略図
Fig.12 Schematic of image processing areas

処理サイズ：100×150 pixels）とした。

この画像処理に使用した濃度変位計測用ソフトは，処理対象部位をいったん8ビットで輝度変換しており，溶液の液膜が厚い場合は輝度が低くなり，薄い場合は輝度が高くなる。本稿での画像処理では，処理対象部位中の最低輝度座標を算出し，時間変化に対する最低輝度部分におけるX軸方向の移動を計測した。

図13および**図14**はそれぞれ，膜レイノルズ数R_{ef}=19

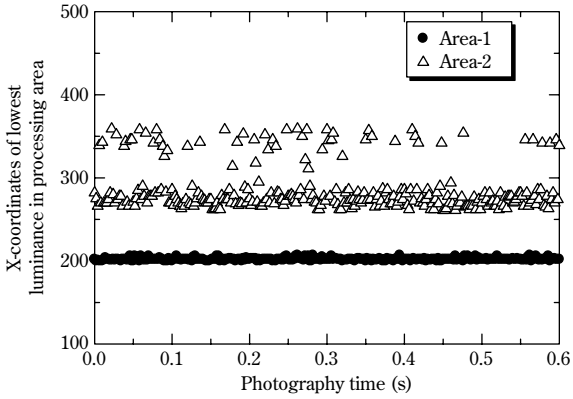


図13 平滑管の画像処理結果（膜レイノルズ数R_{ef}=19）
Fig.13 Results of image processing for smooth tube (R_{ef}=19)

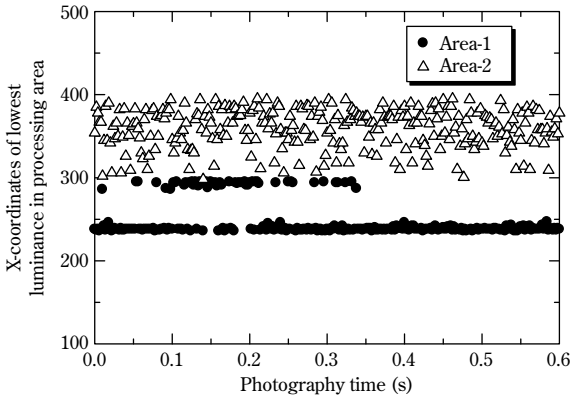


図14 エンドクロス管の画像処理結果（膜レイノルズ数R_{ef}=19）
Fig.14 Results of image processing for Endcross tube (R_{ef}=19)

における平滑管およびエンドクロス管の画像処理結果を示す。

平滑管の画像処理結果を見ると，溶液流下部の中心部Area-1では最低輝度部分のX軸方向の移動が小さい。しかし溶液流下右部Area-2では，時間変化とともに最低輝度部分がX軸方向へ移動する傾向を示している。つまり，Area-1の溶液流下部では溶液のX軸方向への移動変化がなく安定的に流下し，Area-2の溶液流下側部では溶液がX軸方向へ揺らぎながら流下している。これは，マランゴニ対流による溶液の流動によるものと考えられる。

一方，図14に示したエンドクロス管での結果から，溶液流下右部Area-2は，平滑管と同様に最低輝度部分のX軸方向へ移動する傾向を示し，その移動頻度が平滑管よりも多い傾向を示している。また，溶液流下部の中心部Area-1においては，ほぼ一定位置にあった平滑管の傾向と異なり，時間変化とともに最低輝度部分がX軸方向へ移動する傾向を示している。エンドクロス管においては，溶液流下側部（溶液流下右部，Area-2）では突起先端部と突起間溝部での濃度差が生じやすいことにより，マランゴニ対流が発生しやすいうえに，溶液流下部にて観察された隆起部の溶液が溶液流下側部にも流動していると考えられる。

むすび＝エンドクロス管での蒸気吸収時の臭化リチウム水溶液の液膜流動について，高速度ビデオによる撮影画像をもとに画像処理を実施した。その結果，管外表面での溶液の管軸方向へ移動量が平滑管と比較して大きいことが分かった。引続き，より詳細な画像処理による流動特性に関する解析を行い，吸収式用伝熱管の形状開発ならびに使用材料低減への取組に反映させていく予定である。

参　考　文　献

1）H. Takahashi et al. Falling Film Evaporation Heat Transfer of Water On Pyramidal Projection Type Enhanced Heat Transfer Tubes. Proceedings of the 3rd Asian Conference on Refrigeration and Air conditioning. Korea. May 21-23, 2006, Vol.2, p.825-828.
2）H. Takahashi et al. Experimental Study of Falling Film Absorption Heat and Mass Transfer On Pyramidal Projection Type Enhanced Tube With LiBr Solution. Proceedings of the International Sorption Heat Pump Conference 2008. Korea. Sep. 23-26, 2008. AB-113.
3）神戸製鋼所アルミ・銅事業部門販売網機関誌「アイル」，新やさしい技術－加工管．2003-3, http://www.kobelco.co.jp/alcu/technical/copper/1174613_12414.html,（参照 2012-4-11）.
4）株式会社ライブラリ．Gray-val users manual Ver.2.1. 2004.
5）M. Hozawa et al. J. Chem. Eng. Jap. 1991, Vol.24, No.2, p.209-214.

（論文）

高強度銅Cu-Sn-P合金の動的再結晶に関する基礎研究

Basic Study of Dynamic Recrystallization in Cu-Sn-P Alloy for High Strength Copper

渡辺雅人*1（工博）
Dr. Masato WATANABE
石橋明彦*1
Akihiko ISHIBASHI
三浦博己*2（工博）
Dr. Hiromi MIURA

Dynamic recrystallization (DRX) behavior in a newly developed Cu-Sn-P alloy was systematically investigated. Hot compression tests were performed on alloy samples having different crystalline conditions, i.e., as-cast coarse-grained polycrystalline and orientation-controlled bicrystals. Also tested were Cu-Sn-P alloys with varying Sn content. As a result of Sn addition, the Cu-Sn-P alloy was found to undergo DRX that is much delayed compared with that of a conventional Cu-P. The delayed DRX is considered to have increased the flow stress and strain required for processing the Cu-Sn-P alloy. When compressed under conditions that are close to the conditions of the actual operation, the alloy was found to exhibit a significantly inhomogeneous microstructure. This structure seemed to be refined and homogenized as a result of static recrystallization during the subsequent cooling after extrusion. It is concluded that the DRX in Cu-Sn-P alloy is dominated by discontinuous DRX governed by the annealing twins formed behind the migrating grain boundaries.

まえがき＝家庭用ルームエアコンやヒートポンプ式給湯器の熱交換器，および配管用の材料として，世界的にりん脱酸銅（JIS H 3300 C 1220）が広く使われている。一方，近年のCO_2など高圧冷媒の採用や銅価高騰によるコストダウン要求の高まりから高強度銅管が開発され，製品化されている[1), 2)]。

しかし，高強度銅は銅管としては新しい材料であり，いずれもCoやSnなどが添加され，今までの純銅系のりん脱酸銅とは押出性などが大きく異なることが経験的に知られていた。

そこで，3種類ある高強度銅管の中で一番押出が難しい固溶強化型のCu-Sn-P（KHRT®[3)]）を今回の調査用材料として選択して，以下の3種類の試料を用意した。

（1）熱間押出用のビレットから切出した粗大粒柱状組織材
（2）上記粗大粒柱状組織を模擬した双結晶
（3）Sn添加量を変量させた微細粒材

これら3種類の試料に対して熱間圧縮試験を行い，動的再結晶挙動について詳細な調査を行った。そして熱間押出加工時の変形挙動や組織制御による結晶粒微細化などに関する系統的で基礎的な知見を得たのでここに報告する。

1. 動的再結晶とは

まず，本稿の一貫した主題である動的再結晶について述べる。動的再結晶とは，高温域で材料を変形させたときに，転位密度の上昇により加工硬化が起こって変形抵抗が上昇した後，変形中にそれらのひずみエネルギーと転位密度の減少が駆動力となって起きる再結晶をいう。そのため，動的再結晶粒の発現により転位やひずみを含まない新粒が生成されると，加工軟化が起きる特徴的な現象が現れる。

高温変形中に動的再結晶に伴って現れる典型的な応力ーひずみ曲線の例を**図1**に示す。弾性変形後，塑性変形中の転位密度とひずみエネルギーの増加による加工硬化によって変形抵抗が増大していく。その後，加工硬化はピークを迎え，大規模な動的再結晶の発現によって加工ひずみの解放が起こり，やがて加工軟化が起きて応力は低下する。さらに変形が増大すると，変形による加工硬化と動的再結晶による加工軟化がバランスして，変形抵抗が一定となる定常状態変形に至る[4)～7)]。

熱間圧縮時の応力ーひずみ曲線の解析やその後の組織観察などを行うことにより，製管や組織制御に必要な変形挙動や結晶粒微細化などに関する基礎的知見を得ることができる。

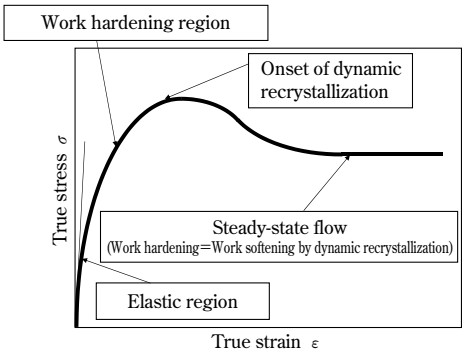


図1 典型的な動的再結晶における応力ーひずみ曲線
Fig. 1 Typical flow curve in dynamic recrystallization

*1 ㈱コベルコマテリアル銅管　秦野工場　技術部　*2 電気通信大学　情報理工学部　知能機械工学科

2. 粗大粒材の動的再結晶挙動

2.1 柱状晶からなる粗大粒材

高強度銅KHRTの実際の生産現場での熱間押出中の組織変化を明らかにするため，粗大柱状晶からなる鋳造材の動的再結晶挙動を調べた。銅管の製造工程では，鋳造されたビレットの熱間押出を行い，素管が製造される。鋳造材は，外周部はチル晶，中心部は自由晶，そして大部分を占める粗大な柱状晶で構成されている[8), 9)]。

動的再結晶は結晶粒が粗大なほど発現しにくい[10)]。これは，再結晶の優先的核形成サイトとなる粒界が少ないためである[11)]。そのため，この粗大粒（柱状晶）が鋳造組織の動的再結晶挙動を支配することとなる。

2.2 実験方法

試料は，従来広く熱交換器用途に使用されているりん脱酸銅管Cu-0.025mass%P（以下，Cu-Pという）と，新しく開発されて現在商用に供されている高強度銅管KHRTであるCu-0.65mass%Sn-0.025mass%P（以下，Cu-0.65Sn-Pという）を用いた。ビレットの柱状晶の部分から6×9×13mm^{3}の角柱を切出し，これを圧縮試験に供した。JIS H0501の切断法によって求めた初期結晶粒径は，Cu-Pが5.8mm，Cu-0.65Sn-Pは5.3mmであった。Instron型真空高温圧縮試験機を用いて，温度T=1,023～1,253K，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}$=2.0×10^{-4}～2.0×10^{-1}s^{-1}の条件で，真ひずみε=0.8までの圧縮試験を行った。**図2**の模式図に示すように，切出した柱状晶の圧縮軸方向は鋳造方向と平行とした。圧縮試験後，試料は1s以内に水冷され，高温加工中に形成された組織の凍結を行った。

2.3 実験結果および考察

図3にCu-P鋳造材を温度T=1,073K，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}$=2.0×10^{-4}～2.0×10^{-1}s^{-1}で高温圧縮試験を行ったときの真応力－真ひずみ曲線を示す。得られた応力－ひずみ曲線は，動的再結晶の典型例として示した図1のような形となった。そのときに起こっている現象は第1章で説明したとおりである。

一方，Cu-0.65Sn-P鋳造材を，温度T=1,153K，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}$=2.0×10^{-4}～2.0×10^{-1}s^{-1}の条件で高温圧縮試験を行ったときの真応力－真ひずみ曲線を**図4**に示す。応力－ひずみ曲線の形はCu-Pと比べると異なっている。まず，真ひずみ0.02～0.06付近の初期変形域での明瞭な降伏，その後の大きな加工硬化が顕著である。これは，Snの固溶強化の効果であると推定される。さらに，ひずみを加えていくと動的回復・再結晶が発現すると推定され，変形抵抗の上昇は緩やかになってくるが，とくに$\dot{\varepsilon}$=2.0×10^{-1}s^{-1}および$\dot{\varepsilon}$=2.0×10^{-2}s^{-1}のようにひずみ速度が大きい場合には，Cu-Pのように明確なピーク応力と加工軟化が現れない結果となった。

Cu-PとCu-0.65Sn-Pそれぞれを対象に，それぞれ3種の温度，4種のひずみ速度を変えた試験を行った。全ての真応力－真ひずみ曲線から得られたピーク応力とピークひずみとの関係をまとめた結果を**図5**に示す。ただし，Cu-0.65Sn-Pの試験においてε=0.8までピーク応力を示さなかった条件材については，ピーク応力およびピーク

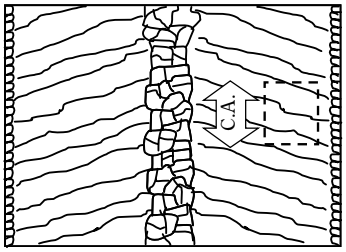


図2 ビレット断面の模式図（点線部分が柱状晶，C.A.は圧縮方向）
Fig. 2 Schematic illustration of billet in section
Rectangular area of dotted line：columnar structure, C.A.：compression axis

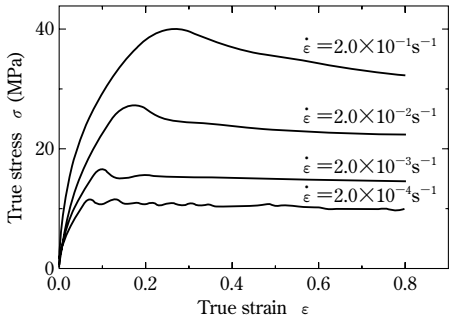


図3 Cu-P鋳造材の圧縮試験（温度1,073K）における様々なひずみ速度での真応力－真ひずみ曲線
Fig. 3 Flow curves of Cu-P alloy billet samples compressed at 1,073K at various true strain rates

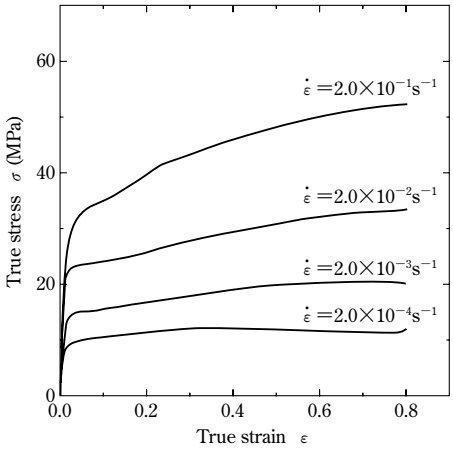


図4 Cu-0.65Sn-P鋳造材の圧縮試験（温度1,153K）における様々なひずみ速度での真応力－真ひずみ曲線
Fig. 4 Flow curves of Cu-0.65Sn-P alloy billet samples compressed at 1,153K at various true strain rates

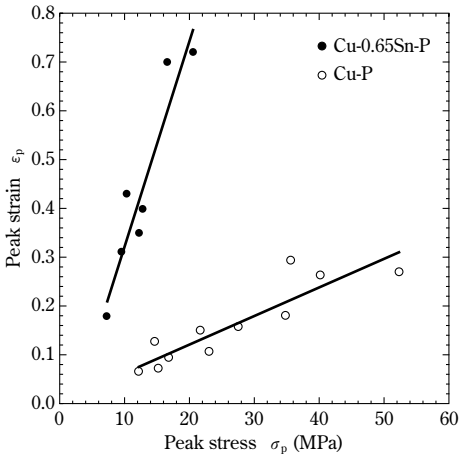


図5 Cu-0.65Sn-PとCu-Pのピーク応力とピークひずみの関係
Fig. 5 Relationship between peak stress and peak strain of Cu-0.65Sn-P and Cu-P alloy billet samples

ひずみのデータはなしとした。また，Cu-Pで複数のピーク応力を持つ応力ーひずみ曲線では，第一ピークのピーク応力とピークひずみの値をデータとした。

いずれの試料でも温度・ひずみ速度によらず，ピーク応力とピークひずみは直線で示される関係となった。しかし，Cu-PとCu-0.65Sn-Pではその直線の傾きに大きな違いがあった。Cu-0.65Sn-Pの傾きはCu-Pより大きく，Cu-Pに比べてCu-0.65Sn-Pの動的再結晶が開始･発現するひずみ量が極めて大きいことを示している。これは，Snの添加によって動的再結晶の発現が大幅に遅延されたためである。製造現場においては実際，従来材のりん脱酸銅Cu-Pに比べて高強度銅管KHRT，Cu-0.65Sn-Pの素管の押出が難しいという経験則があり，それと一致している。

Cu-0.65Sn-Pを対象に，温度T＝1,153K，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$で条件でひずみ$\varepsilon=0.8$まで高温圧縮試験を行った後，10sおよび30sの焼鈍を加えたときの組織を水冷凍結組織と合わせて**図6**に示す。熱間加工直後の組織は，粗大な未再結晶粒内で多数の変形帯，および旧粒界上にネックレス状に生成された微細粒の発達など，極めて不均一であった。しかし，その後の焼鈍時間の増加とともにほぼ均一でより微細な再結晶組織へと変化している。これは，粒内・粒界上に蓄積された高転位密度とひずみエネルギーが，静的再結晶の駆動力となり，組織が均一化した結果であると推察される。実機押出を想定すると，押出直後は一部領域のみが動的再結晶組織であるが，その後の冷却過程の間に焼鈍され，完全な再結晶組織へと変化すると考えられる。これらの実験事実は，実機押出材の組織制御，すなわち組織均一化と微細化にとって極めて有用な情報である。また，組織中には焼鈍双晶が多数含まれることから，不連続静的再結晶が起こったことがわかる。

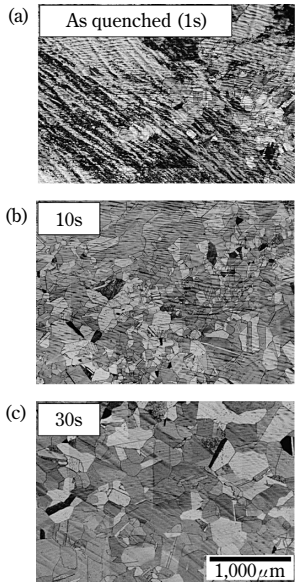


図6　Cu-0.65Sn-P鋳造材を温度1,153K，ひずみ速度$2.0\times10^{-1}s^{-1}$でひずみ0.8まで圧縮試験を行った後の水冷組織(a)，1,153Kで10秒(b)，30秒(c)焼鈍した後の組織写真

Fig. 6　Microstructure of Cu-0.65Sn-P alloy billet samples deformed to $\varepsilon=0.8$ at 1,153K at strain rate of $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$ (a), followed by annealing at 1,153K for 10s(b) and 30s(c)

3. 双結晶の動的再結晶挙動

3.1　鋳造材の模擬材としての双結晶

2章で試料とした鋳造材である粗大柱状晶の単純なモデル材として双結晶を用いて，動的新粒の形成サイトとして重要な粒界近傍での動的再結晶挙動などについての基礎調査を行った。

結晶粒界や析出物は，幾何学的にあるいは結晶学的に，優先的な新粒形成サイトとなり得る。動的再結晶は，張出し（bulging）メカニズムによって粒界上に優先的に生成するとの報告がある[11),12)]。動的再結晶に非常に重要な役割を担う粒界および粒界近傍の変形挙動と組織変化を，粗大粒柱状晶を模して作製した方位制御双晶を用いて系統的に調査した。

3.2　実験方法

Cu-0.65Sn-P（高強度銅管KHRT）を母材として，ブリッジマン法（引上法により種結晶から順次試料を凝固させて種結晶と同じ方位差を持つ単結晶を製造する方法）を用いて粒界方位差が18°の[011]ねじれ粒界を持つ双結晶（以下，18°双結晶という）を作製した。この双結晶から粒界が圧縮軸に対して垂直になるように（すなわち，柱状晶が押出加工されるのを模して）NC放電加工機を用いて寸法6×9×12mmの角柱試験片を切出し，高温圧縮試験を行った。試験温度はT＝1,073Kとし，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}\sim2.0\times10^{-1}s^{-1}$の条件で真ひずみ$\varepsilon=0.2$，0.5，1.0までの圧縮試験を行った。圧縮試験後，試料は1s以内に水冷し，高温加工中に形成された組織の凍結を行った。さらに，圧縮軸と平行な縦断面における結晶粒界近傍の変形微視組織の結晶方位解析を結晶方位解析装置（Orientation Imaging Microscopy，以下OIMという）を用いて行った。

3.3　実験結果および考察

18°双結晶の高温圧縮試験を行ったときの応力ーひずみ曲線を**図7**に示す。ひずみ速度が最も低い$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$では$\varepsilon=0.5\sim0.6$でピーク応力を示し，その後加工軟化を示して定常状態変形に至っていることが確認で

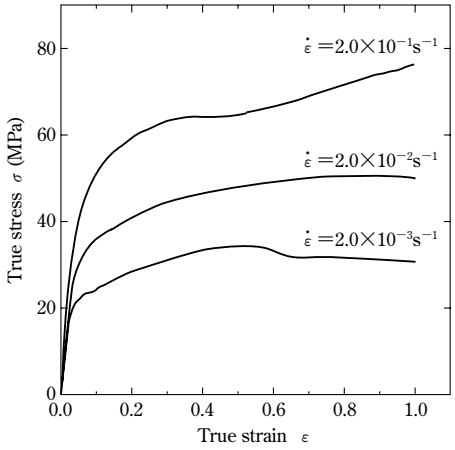


図7　Cu-0.65Sn-Pの[011]ねじれ18°双結晶での温度1,073Kの圧縮試験における様々なひずみ速度での真応力ー真ひずみ曲線

Fig. 7　Flow curves of Cu-0.65Sn-P alloy bicrystal with [011] twist 18° grain boundaries tested in compression at 1,073K at various true strain rates

きる。一方，$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-2}s^{-1}$では，高ひずみの$\varepsilon=0.8$付近でピーク応力に達しているように見られた。また$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$では，いったん定常状態変形に至りつつもさらに加工硬化していく形を示した。ひずみ速度の増加に伴って応力値は高くなっており，動的再結晶が起こりにくくなっていることが示唆された。また，図4と図7を比較したとき，試験温度が80K異なるものの，ひずみ速度が同じ場合の応力値は双結晶の方が高く，動的再結晶の発現が大規模ではないことが示唆された。これは4.3節でも考察を行うが，動的再結晶の発現ポイントから考えた結晶粒と動的再結晶の関係による。

Cu-0.65Sn-0.025Pの18°双結晶を対象に，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$および$2.0\times10^{-1}s^{-1}$の条件で高温圧縮後，真ひずみ$\varepsilon=0.2$, 0.5, 1.0で試料を1s以内に水焼入れにより組織凍結した。このときのOIMによる観察結果を**図8**[13]に示す。

ひずみ$\varepsilon=0.2$では，いずれのひずみ速度でも新粒の発現は観察されていないが，ひずみ速度が遅い$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$（図8（d））では粒界セレーションがより大きく起こったことが観察された。さらにひずみ$\varepsilon=0.5$では，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$において動的再結晶粒は発現していないが（図8（b）），$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$で粒界近傍に複数の動的再結晶粒の発現が観察された（図8(e)）。そしてひずみ$\varepsilon=1.0$のとき，$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$では全域が動的再結晶に覆われた(図8(f))。一方，$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$では粒界セレーションは未だ小規模で，粒界上および粒内に動的再結晶が一部発現したものの，不均一な組織となっていた（図8（c））。ここで，新粒が粒界と母結晶の両者に発生していることは興味深い。粒界は，優先的な新粒形成サイトとして知られている。一方，粒内では変形帯や析出物周囲が動的再結晶粒の優先的核形成サイトとして働くことが知られている[14), 15)]。図8の結果から，低ひずみ速度域では優先的に粒界で，高ひずみ速度域では粒内･粒界の両者で新粒が形成されることがわかった。また，それらの動的再結晶粒のほとんどが双晶，さらには多重双晶を含むことが明らかとなった。このことは，ひずみ速度の高低や動的再結晶粒生成サイトの違いによらず，動的再結晶挙動が焼鈍双晶機構によって支配されていることを示している。すなわち，旧粒界あるいは回復によって形成された母結晶内の亜結晶粒界が移動し，その背後に双晶が形成される不連続動的再結晶機構である。

18°双結晶において，図8（e）に示されたポイント間の方位差を**図9**に示す。A－B間の方位差解析結果から，粒界に発生した新粒では約60°の大きな方位差が見られ，母結晶に対して双晶関係を有していることがわかった（図9（a））。一方，A−Bライン上の母結晶中に見られる方位差は最大でもおおよそ5°である。このことは，変形と回復による下部組織の形成を示唆している。すなわち，変形による転位の交差すべりと上昇運動によ

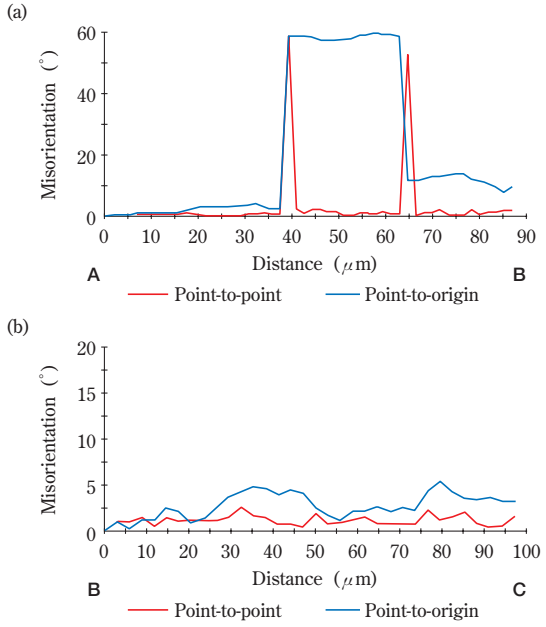


図9 Fig.8(e)の(a)A−B間および(b)B−C間の方位差変化
Fig. 9 Change in misorientation change between the points A-B (a) and B-C (b) shown in Fig.8(e)

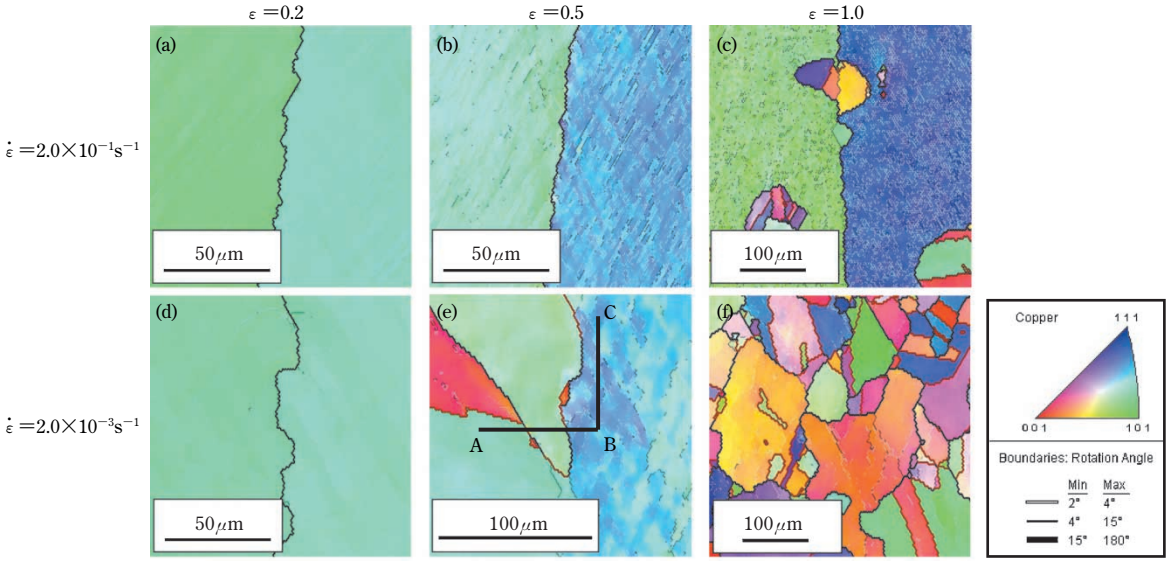


図8 Cu-0.65Sn-Pの[011]ねじれ18°双結晶を温度1,073K，ひずみ速度$2.0\times10^{-1}s^{-1}$および$2.0\times10^{-3}s^{-1}$.で圧縮変形したときのOIMマップ[13]
Fig. 8 OIM maps of microstructures in Cu-0.65Sn-P alloy bicrystals having [011] twist 18° grain boundaries deformed to various strains at 1,073K at strain rates of $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$ and $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-3}s^{-1}$ [13]

り，転位の増殖と同時に消滅が起き，セル壁内の転位構造はより規則的な境界を有するサブグレインが粒内に形成されていることを示しているものと推察される。

同様に，B－Cライン上で観察された母相中で生じたこのような方位差の変化はおおよそ5°以内であった（図9（b））。このように母結晶の内部では，漸次動的回復とすべり変形による結晶回転とが連続的に引起されていると推察される[16]。これは連続動的再結晶の特徴である。本合金で発現し組織変化に影響をもたらす最も重要な動的再結晶機構は不連続動的再結晶であるが，連続動的再結晶も同時に働き，上述したような下部組織の形成に寄与していることになる。

4. 微細粒材の動的再結晶挙動に及ぼすSn添加量の影響

4.1 微細粒多結晶材

2章および3章の結果より，Cu-Sn-P合金でも一般的な銅合金[17]とほぼ同様な動的再結晶挙動を示すことが明らかとなった。すなわち，粒界のセレーションと移動粒界背後に形成される焼鈍双晶が，粒界での優先的な新粒生成とネックレス再結晶[18]をもたらすことを示した。この事実は，Sn添加による転位易動と粒界移動の低下にもかかわらず，焼鈍双晶の生成による不連続動的再結晶が支配的な機構であることを示している。

しかしながら，Cu-Sn-P高強度銅のようにSn添加量が1％にも満たない範囲での動的再結晶挙動に及ぼすSn添加量の影響，さらには初期結晶粒径の影響についての系統的な研究は行われていない。このため，以下のとおり詳細な調査を行った。

4.2 実験方法

高強度銅KHRTと同じ組成のCu-0.66mass％Sn-0.025mass％P合金（以下，Cu-0.66Sn-0.025Pという）に加え，Sn添加量を前後に変量したCu-0.31mass％Sn-0.024mass％P（以下，Cu-0.31Sn-0.024Pという）およびCu-1.02mass％Sn-0.025mass％P（以下，Cu-1.02Sn-0.025Pという）も合わせて試験に供した。比較材料としてさらに，純度99.99％のCu（以下，4NCuという）を用いた。

Cu-Sn-Pを溶解して鋳造し，熱間圧延を行った後に丸棒に切削加工した。この丸棒から直径8mm，高さ12mmの圧縮試験用の円柱状試験片を切出して真空中で焼鈍を施し，平均結晶粒径200μmの等軸状結晶粒組織に調整した。

この試験片を用い，圧縮温度T＝1,073～1,213K，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-4}s^{-1}\sim2.0\times10^{-1}s^{-1}$の条件で，真ひずみε＝1.0まで試験を行った。圧縮試験後，試料は1s以内に水冷した。なお，圧縮試験機はInstron型真空高温圧縮試験機を用いた。

4.3 実験結果および考察

Sn添加量の異なる3種のCu-Sn-P，および4NCuの試験片を対象に，ひずみ速度$\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$，温度T＝1,073Kの条件で行った圧縮試験の結果を**図10**に示す。動的再結晶の発現を示す加工軟化は4NCuでは明瞭に現れたものの，Cu-Sn-Pでは不明瞭であり，その傾向はSn量が多いほど強く現れた。また，Sn量が多いほど真応力の最大値は増加し，ピークひずみ，ピーク応力も高ひずみ側にシフトした。

図10のそれぞれの応力－ひずみ曲線の条件に対応するひずみε＝1.0までの高温圧縮で得られた組織の光学顕微鏡写真を**図11**に示す。4NCuでは均一で等軸状の粗大な動的再結晶粒が観察されており，動的再結晶が全域で十分に発現している結果となった。一方，Cu-Sn-Pでは4NCuに比べるといずれも新粒はより微細であった。また，Sn量が最も多いCu-1.02Sn-0.025P（図11(d)）では未再結晶部分が多く残っており，動的再結晶の発現が不十分であることを示す結果となった。この未再結晶領域は，Sn添加量が少なくなるほど減少した。ここで，図11を図6（a）と比較をしてみると，条件はやや異なるものの，初期組織が微細な方がより広範囲で新粒が発生していることが明らかである。

高温変形によって得られた全ての応力－ひずみ曲線に基づき，Cu-Sn-Pと比較材である4NCuのピーク応力－ピークひずみ関係としてまとめた（**図12**）。全てのCu-Sn-Pおよび4NCuは，温度やひずみ速度によらずほぼ直線的

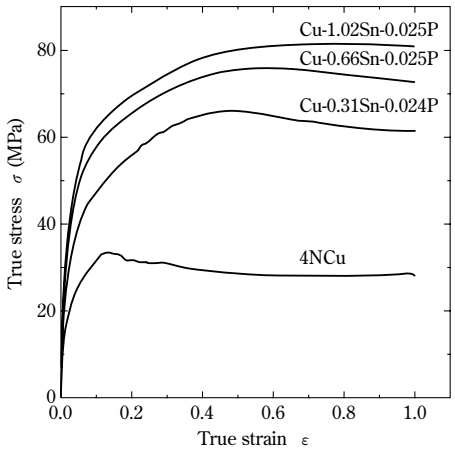


図10 Cu-Sn-Pおよび4NCuの温度1,073K，ひずみ速度$2.0\times10^{-1}s^{-1}$の圧縮試験における真応力－真ひずみ曲線

Fig.10 True stress vs. true strain curves of Cu-Sn-P alloys with different Sn contents and 4NCu when compressed at $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$ at 1,073K

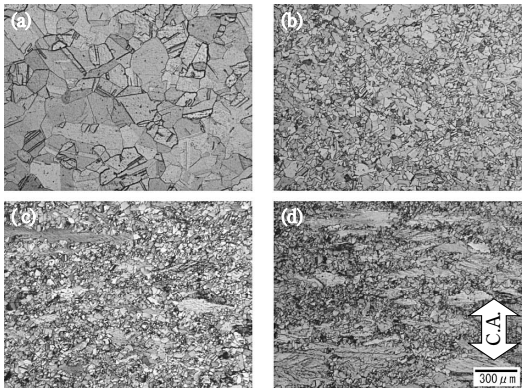


図11 温度1,073K, ひずみ速度$2.0\times10^{-1}s^{-1}$，真ひずみ1.0まで圧縮試験を行った後の組織写真（(a)4NCu，(b)Cu-0.31Sn-0.024P，(c)Cu-0.66Sn-0.025P，(d)Cu-1.02Sn-0.025P, C.A. は圧縮方向）

Fig.11 Microstructures in specimens deformed to ε＝1.0 at a strain rate of $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-1}s^{-1}$ at 1,073K; (a) 4NCu, (b) Cu-0.31Sn-0.024P, (c) Cu-0.66Sn-0.025P, (d) Cu-1.02Sn-0.025P
C.A.：compression axis.

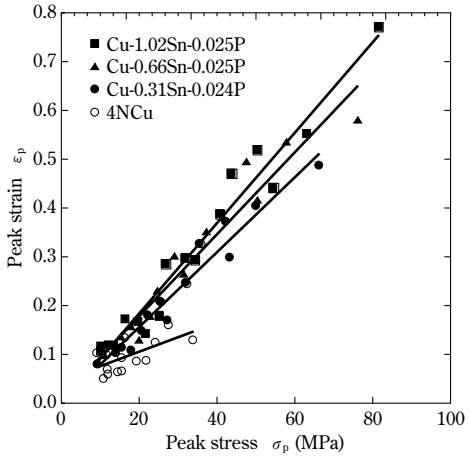


図12 Cu-Sn-Pおよび4NCuのピーク応力とピークひずみの関係
Fig.12 Relationship between peak flow stress and peak strain of Cu-Sn-P alloys and 4NCu.

な関係を示した。Snの添加量が増加するにつれて傾きがより大きくなっているが，Sn非添加の4NCuとCu-Sn-Pを比べると大きく異なり，Snの添加によって動的再結晶の発現がピークひずみに対して遅くなっていることが明らかである。Snの添加によって，転位移動に対してsolute drag effect（溶質引きずり抵抗）が起き，回復や粒界移動の速度が低くなったと考えられる。その結果，動的再結晶の遅延および結晶粒の微細化を引起こしたものと判断された。

また，図５と図12の結果の比較から明らかなように，結晶粒の微細化は動的再結晶の発現をより容易なものとする。すなわち，３章で明らかとなった粒界での優先的な新粒形成は，初期結晶粒が微細なほどその動的再結晶の発現を促進する。このことは，ビレット材の初期粒径をより小さくすることにより，(1)熱間押出時の変形抵抗を下げることが可能，(2)より低温域・高ひずみ速度での押出が可能，(3)その結果，より均一な微細粒組織を得ることができる，ことを示しており極めて重要である。

むすび＝今回の調査によって，高強度銅Cu-Sn-Pの動的再結晶挙動のメカニズムの一端が解明され，本合金の加工時における変形挙動や組織制御に関して，以下の基礎的知見を得た。

(1) Cu-P鋳造材に比べてCu-0.65Sn-P鋳造材の動的再結晶は，Snの固溶によってその発現が遅延され，真応力の最大値が増大する結果となった。これは，生産現場の押出工程の状況と一致した結果となった。

(2) Cu-Sn-P合金双結晶での動的再結晶挙動は，ひずみ速度によって大きく変化した。すなわち，低ひずみ速度域では粒界セレーションを伴う粒界上での優先的な新粒形成を，また高ひずみ速度域では粒界での新粒生成に加えてすべり帯・せん断帯形成による粒内での新粒生成を示す結果となった。

(3) ひずみ速度の高低や動的再結晶粒の新粒生成サイトの違いによらず，動的再結晶挙動が焼鈍双晶機構によって支配されていることがわかった。

(4) Sn添加によって動的再結晶の発現が遅延され，その結果，応力－ひずみ曲線のピーク応力，ピークひずみは増大した。Sn添加によって動的再結晶によって形成される新粒は微細化したが，Sn量が多い場合，動的再結晶の発現が限定されて未再結晶域が残る結果となった。

高強度銅は，従来材の純銅系のりん脱酸銅に比べて熱間押出加工などに課題がある。今回の調査によって得られた基礎的知見を基に，どのようなプロセス条件で製管するか，加工性と組織制御の両方の観点から見極め，さらには材質改善に反映していくことが重要である。

さらに，今回の調査での成果が今後，㈱コベルコマテリアル銅管タイ工場において，合金の押出技術に対して重要な知見となっていくものと考えられる。

参　考　文　献

1） 渡辺雅人ほか．R&D神戸製鋼技報．2008, Vol.58, No.3, p.74-77.
2） 渡辺雅人．銅と銅合金．2008, Vol.47, p.7-10.
3） 白井　崇ほか．銅と銅合金，2004, Vol.43, p.302-306.
4） 渡辺義見ほか．機械材料学，コロナ，2010, p.124-125.
5） 高木節雄ほか．材料組織学，朝倉書店，2009, p.88-89.
6） 酒井　拓．鉄と鋼．1995, Vol.81, p.1-9.
7） 酒井　拓ほか．電気通信大学紀要．1993, Vol.6, p.143-156.
8） 鋳造技術講座編集委員会編 . 鋳造技術の基礎．日刊工業新聞社 , 1968, p.65-86.
9） 宮川大海ほか．金属学概論．朝倉書店，2004, p.59-61.
10） T. Sakai et al. Acta metal. 1984, Vol.32, p.189-209.
11） H. Miura et al. Phil. Mag. 2007, Vol.87, p.4197-4209.
12） 三浦博己ほか．日本金属学会誌．1994, Vol.58, p.267-275.
13） 渡辺雅人ほか．銅と銅合金．2009, Vol.48, p.21-26.
14） L. Blaz et al. Metal Sci. 1983, Vol.17, p.609-616.
15） F. J. Humphreys et al. RECRYSTALLIZATION and Related Annealing Phenomena. Second Edition, ELSEVIER, 2004, p.1.
16） H. Miura et al. Materials Science Forum. 2010, Vol.654-656, p.1267-1270.
17） 酒井　拓ほか . 日本金属学会誌 . 1993, Vol.57, p.1390-1396.
18） ㈳日本鉄鋼協会 . 再結晶・集合組織とその組織制御への応用 . 1999, p.106-115.

R&D 神戸製鋼技報掲載 アルミ・銅関連文献一覧表（Vol.58, No.3～Vol.62, No.1）

Papers on Advanced Technologies for Aluminum and Copper Technology in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.58, No.3 ～ Vol.62, No.1)

巻／号

- アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適化技術の適用 ……細井寛哲ほか　60/2
  Applying Optimization Technology to Designing Forged-aluminum Suspension Members　Hiroaki HOSOI et al.
- 電磁成形を利用したアルミニウム合金製バンパシステム ……津吉恒武ほか　59/2
  New Automotive Bumper System Using Electromagnetically Formed Aluminum Alloy　Tsunetake TSUYOSHI et al.
- アルミ鍛造による自動車サスペンションの軽量化 ……稲垣佳也ほか　59/2
  Weight Reduction of Forged-aluminum Automotive Suspension　Yoshiya INAGAKI et al.
- 塑性加工分野における高度数値シミュレーション技術の応用 ……前田恭志　59/1
  Application of Advanced Numerical Simulation Technology in Plastic Working　Dr. Yasushi MAEDA
- 液晶パネル配線膜におけるダイレクトコンタクト対応Al合金の開発 ……釘宮敏洋ほか　59/1
  Development of Al-alloy to Realize Direct Contacts with ITO and a-Si for TFT-LCD Interconnection　Toshihiro KUGIMIYA et al.
- 磁気ディスク基板用アルミニウム合金のめっき面平滑性におよぼす合金元素の影響 ……加藤良則ほか　59/1
  Influence of Alloying Elements on Plating Surface of Aluminum Alloy Substrate for Magnetic Memory Disk　Yoshinori KATO et al.
- 自動車用アルミニウム合金板材の技術動向 ……櫻井健夫　59/1
  Technical Trend of Aluminum Alloy Sheets for Automobile　Takeo SAKURAI
- 車載半導体用リードフレーム銅合金板条 ……三輪洋介ほか　59/1
  Copper Alloy Strips for Lead-frames for Automotive Semiconductors　Yosuke MIWA et al.
- 端子・コネクタ用電気すずめっき銅合金板条 ……真砂　靖ほか　59/1
  Tin Plated Copper Alloy Materials for Connectors　Yasushi MASAGO et al.
- 高精度アルミニウム合金厚板「アルハイスーⅢ®」,「アルジェイド®」 ……小林一徳ほか　59/1
- 特集：アルミ・銅 ……58/3
  FEATURE：Aluminum and Copper Technology

主要製品一覧

■鉄鋼事業部門

鋼　　材：線材，棒鋼，厚板，熱延鋼板，冷延鋼板，電気亜鉛めっき鋼板，溶融亜鉛めっき鋼板，塗装鋼板，異形棒鋼「デーコン」・「ネジコン」，銑鉄

鋳 鍛 鋼：舶用部品〔クランクシャフト，機関部品，軸系，船体部品〕，産業機械部品〔型用鋼，ロール，橋梁部品，圧力容器ほか〕

チ タ ン：航空機エンジン・機体用部品〔鍛造品，リング圧延品〕，薄板〔コイル，シート〕，箔，厚板，線材，溶接管，各種チタン材〔高強度用，耐食用，成型用，自動車マフラー用，ゴルフクラブヘッド用，眼鏡用，冷間鍛造用，建材用，医療材料用〕

鉄　　粉：粉末冶金用鉄粉，圧粉磁芯用磁性鉄粉，土壌・地下水浄化用鉄粉，カイロ用鉄粉，脱酸素材用鉄粉，金属射出成形用微粉末

電　　力：電力卸供給，熱供給

■溶接事業部門

溶接材料：被覆アーク溶接棒，半自動溶接用フラックス入りワイヤ及びソリッドワイヤ，サブマージアーク溶接用ソリッドワイヤ及びフラックス，ティグ溶接棒，溶接用裏当材

溶接システム：鉄骨溶接ロボットシステム，建設機械溶接ロボットシステム，そのほか溶接ロボットシステム，オフラインティーチングシステム，溶接ロボット，溶接電源

高機能材：脱臭・除湿・オゾン分解・有毒ガス除去，油煙除去など用高機能フィルタ，脱臭・除湿回収装置

全　　般：試験・分析・検査・受託研究，教育指導，コンサルティング業務，産業ロボット・電源・機器の保守点検

■アルミ・銅事業部門

アルミニウム板：缶材，コンピュータディスク材，表面処理フィン材，自動車パネル材，一般材，箔

アルミニウム押出材・加工品：アルミニウム形材，管，棒，加工品〔自動車･輸送機器用部材，OA 機器用部材，建設資材〕

アルミニウム・マグネシウム鋳鍛造品：アルミニウム鍛造品〔自動車，鉄道車両，航空機用部品〕，鋳造品〔航空機用部品他〕，機械加工品〔半導体・液晶製造装置部品〕

銅板・条：半導体用リードフレーム材・リードフレーム，端子・コネクタ材

銅　　管：エアコン用銅管，建設・給湯用銅管，一般銅管

■機械事業部門

タイヤ・ゴム機械：バッチ式ミキサ，ゴム二軸押出機，タイヤ加硫機，タイヤ試験機，タイヤ・ゴムプラント

樹脂機械：大型混練造粒装置，連続混練押出機，二軸混練押出機，成形機，光ファイバ関連製造装置，電線被覆装置

高機能商品：真空成膜・表面改質装置〔AIP，UBMS〕，検査・分析評価装置〔高分解能 RBS 分析装置〕

圧 縮 機：スクリュ･遠心･往復圧縮機，スクリュ冷凍機，ヒートポンプ，ラジアルタービン，汎用圧縮機，スクリュ式小型蒸気発電機

素材成型機械：棒鋼線材圧延機，分塊圧延機，板圧延機，形状制御装置，連続鋳造装置，等方圧加圧装置（HIP・CIP），各種高圧関連装置，金属プレス

エネルギー：アルミニウム熱交換器（ALEX），LNG 気化器（ORV，中間媒体式，空温式，温水式， 冷水式 ），圧力容器，航空宇宙地上試験設備

■資源･エンジニアリング事業部門

石炭エネルギー:改質褐炭（脱水炭）製造，完全無灰炭製造，コークスの高強度化，石炭液化，重質油軽質化

新 鉄 源：直接還元鉄プラント，製鉄ダスト処理プラント，ペレットプラント，選鉱プラント

原子力・CWD：原子力関連プラント（放射性廃棄物処理・処分），原子力先端設備，原子炉・再処理機器，使用済燃料輸送・貯蔵容器，燃料チャネル，濃縮ボロン製品
化学兵器処理に関するコンサルティング・探査・回収・運搬・保管・化学分析・モニタリング・安全管理・無害化処理施設建設／運営
化学剤により汚染された土壌その他の無害化施設建設及び無害化業務
爆発性物質・難分解性毒性物質の処理施設建設及び処理業務

鋼構造物：砂防・防災製品〔鋼製堰堤，フレア護岸〕，ケーブル製作架設工事，防音・防振システム

都市・交通システム：新交通システム〔ゴムタイヤ式中量軌道システム AGT，スカイレール，ガイドウェイバス，短距離システム〕，プラットホームドア，無線モニタリング，無人運転システム，PFI 型事業，浮遊式連続埋立設備

都市情報システム：環境監視システム，環境情報システムなど

Business Items

Iron & Steel Business

Iron and Steel Products : Wire rods, Bars, Plates, Hot-rolled sheets, Cold-rolled sheets, Electrogalvanized sheets, Hot dip galvanized sheets, Painted sheets, Deformed bars, Pig iron

Steel Castings and forgings : Marine parts (Crankshafts, Engine parts, Shafts, Ship hull parts), Industrial machinery parts (Forgings for molds, Rolls, Bridge parts, Pressure vessels)

Titanium Products : Parts for jet engines and airframes (Forgings, Ring rolling products), Coils, Sheets, Foils, Plates, Wire rods, Welded tubes, Titanium alloys for high strength applications, corrosion resistant applications and cold forging applications, Titanium alloys for motorbikes and automobiles exhaust systems, golf club heads, architecture and medical appliances

Steel Powders : Atomized steel powders for Sintered parts, Soft magnetic components, Soil and ground water remediation, Handwarmers, Deoxidizers, Metal injection moldings

Independent Power Producer : Wholesale power supply

Welding Business

Welding Consumables : Covered welding electrodes, flux-cored and solid welding wire for semi-automatic welding, solid wire and fluxes for submerged arc welding, TIG welding rods, backing materials

Welding Systems : Robot systems for welding steel columns, welding robot systems for construction machine, offline teaching systems, other welding robots, power sources

High Functional Materials : Filters for deodorization, dehumidification, ozone decomposition, toxic gas absorption, and oil mist elimination; equipments for deodorization, dehumidification

General : Testing, analysis, inspection, and commissioned research; educational guidance; consulting; maintenance and inspection of industrial robots, power sources, and machinery

Aluminum & Copper Business

Aluminum and Aluminum Alloy Products : Sheets, strips, plates, foils, shapes, bars, tubes, forgings, castings

Aluminum Secondary Products : Blank and substrates for computer memory disks, pre-coated materials

Aluminum Fabricated Products : Construction materials, electronics and OA equipment drums, automotive parts, heat exchanger parts, chamber, electrode parts

Copper and Copper Alloys : Sheets, strips, tubes, pipes

Copper Secondary Products : Conductivity pipes, inner grooved tubes for air conditioners, Lead frames

Magnesium castings : Sand mold castings

Machinery Business

Tire and Rubber Machinery : Batch mixers, twin-screw extruders, tire curing presses, tire testing machines ,tire & rubber plant

Plastic Process Machinery : Large-capacity mixing / pelletizing systems, compounding units, twin-screw extruders, optical fiber processing equipment, wire-coating equipment, injection-molding machines

Advanced Products : Surface modification system (AIP, UBMS), inspection and analysis systems(high-resolution RBS system)

Compressor : Screw compressors, centrifugal compressors, reciprocating compressors, refrigeration compressors, heat pomp, radial turbine, standard compressors, micro steam energy generator

Material Forming Machinery : Bar & wire rod rolling mills, blooming & billeting mills, strip rolling mills, automatic flatness control systems, continuous casting equipment, hot isostatic presses, cold isostatic presses, various high pressure machinery, metal press machines

Energy : Aluminum brazed plate fin heat exchanger(ALEX), LNG vaporizers(Open rack vaporizers, Intermediate fluid vaporizer, Hot water vaporizer, Cold water vaporizer, Air-fin vaporizer), Pressure vessels, Aerospace ground testing equipment,

Natural Resources & Engineering Business

Coal and Energy : Upgraded brown coal, Hyper-coal(ash-free coal), High strength coke, Coal liquefaction, Heavy-oil hydrocracking

New Iron : Direct reduction plants, Steel mill waste processing plants, Iron ore beneficiation plants,

Nuclear·CWD : Nuclear plants(radioactive waste processing/disposal), Advanced nuclear equipment, Spent fuel storage and transport packaging, Power reactor/Reprocessing plant components, Fuel channels

Chemical weapon destruction(Consulting, search and recovery, Transportation, Storage, Chemical analysis, Monitoring, Safety management, CWD plant construction and operation), Detoxification of soil and other materials contaminated with chemical agents, Destruction of explosive ordnance and persistent toxic substances

Construction Sabo and disaster prevention products : Steel grid sabo dams, Flaring shaped seawalls, Cable construction work, Acoustic & vibration absorption systems

Advanced Urban Transit Systems : Automated guideway transit AGT, SKYRAIL, Guideway Bus, Platform screen door (PSD), Wireless monitoring, KOBELCO Automatic Train Control System, Floating conveyer system

Urban Information Systems : Environment monitoring systems, environment information systems

編集後記

＜特集：アルミ・銅＞

＊2008年（Vol.58, No.3）以来4年ぶりの「アルミ･銅」特集号をお届けいたします。アルミニウム合金は軽量性，耐食性，加工性，低温特性，導電性，熱伝導性，リサイクル性に優れるとともに，光・熱・電波の反射性や非磁性の特性をもつため，それら特性を活かして，輸送機，容器包装，建築をはじめとする多くの産業分野で使われています。また銅合金も，導電性，熱伝導性と加工性に優れるため，IT産業を支える電気・電子機器や，熱交換器などに用いられて我々の日常生活を支えています。

＊これらアルミニウム・銅合金のもつ特性は，時代の要請である省資源，省エネルギー，低炭素社会，循環型社会の構築に貢献するものであり，また発展著しい情報通信・半導体分野などにおいてもその技術革新を支える基礎テクノロジーとなるものです。したがいまして，今後如何に社会経済環境が変化しようとも，その素材特性を活用した利用拡大がますます望まれることは確実と考えております。

＊巻頭言で述べましたように，当社のアルミ・銅事業部門はアルミ板，アルミ押出，アルミ鍛造，銅板，銅管の5分野の事業を中心に展開し，それぞれオンリーワン製品を数多く実用化して前述の社会的なニーズに対応してきました。今回の特集号では，そういった当社5分野のオンリーワン製品を支える，材料技術の開発状況，生産技術の発展状況，材料・製品の利用技術の最新の進捗をご報告させていただきました。当社はこれら特徴のある技術を核とし，今後とも新製品・新技術の開発，提案を継続し，グローバルに展開する市場状況に対応していく所存であります。需要家の皆様をはじめ，関係各位の一層のご理解とご助言を賜れば幸いです。

（橋村　徹）

次号予告

＜特集：溶接・接合技術＞

＊当社溶接事業部門の溶接材料は，国内での実績をもとに，早くから海外に事業展開しています。具体的には1968年タイに電弧棒の生産販売拠点を設立して以来，45年の歴史を有しています。また，溶接事業は売上や収益の絶対値では他の事業に比べて小さいですが，品質の安定性と技術力の高さは国内外で高く評価頂いています。

＊現在は，海外に9生産拠点，4営業所を有し，国内6生産拠点と合わせて，国内外で事業を展開しています。

＊2007年に自動車車体用材料特集号において本技報に数件掲載していますが，溶接単独としては2004年「溶接・接合技術特集」以来であり，9年ぶりです。

＊さて，次号においては，最近のアーク溶接を中心とした溶接・接合技術開発の方向性を概観し，海外事業ビジョンも併せて示します。開発を強化している「溶接ソリューション」を中心に，新開発の溶接材料，溶接ロボットとその関連技術，溶接冶金，さらにはレーザや電子ビームを活用した溶接技術やその継手特性に関して報告します。

＊「溶接ソリューション」とは，溶接の材料やシステムのみならず，両者を融合させたプロセスを提案することです。具体的には，顧客が高能率に健全な溶接が行えるように，トータルで技術を提供しようとする試みです。

＊溶接事業部門の技術開発部隊は，湘南の地藤沢にあり，12年4月には「技術センター」を新設しました。「世界で最も信頼される溶接総合企業を目指す」ことをビジョンとし，新しい溶接技術を世界に向けて発信しています。

（清水弘之）

≪編集委員≫

委員長	杉崎康昭
副委員長	中川知和
委員	井上憲一
	清水弘之
	竹之下　登
	中島悟博
	橋村　徹
	前田恭志
	三村　毅
	森　啓之
	吉村省二

＜五十音順＞

本号特集編集委員　橋村　徹

R&D 神戸製鋼技報

第62巻・第2号（通巻第229号）

2012年10月10日発行
年2回（4月，8月）発行
非売品　　＜禁無断転載＞
発行人　杉崎　康昭

発行所　株式会社　神戸製鋼所
秘書広報部
〒651-8585
神戸市中央区脇浜町2丁目10−26
（神鋼ビル）

印刷所　福田印刷工業株式会社
〒658-0026
神戸市東灘区魚崎西町4丁目
6番3号

お問合わせ先　神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局
〒651-2271
神戸市西区高塚台1丁目5-5
㈱神戸製鋼所内
FAX(078)992-5588
rd-office@kobelco.com

2012年10月10日

各　位

㈱神戸製鋼所
秘書広報部

「Ｒ＆Ｄ神戸製鋼技報　Vol.62, No.2」お届けの件

拝啓、時下ますますご清栄のこととお慶び申し上げます。

また平素は、格別のご高配を賜り厚くお礼申し上げます。

このたび、「Ｒ＆Ｄ神戸製鋼技報　Vol.62, No.2」を発行しましたのでお届け致します。ご笑納のうえご高覧いただきましたら幸甚です。

なお、ご住所・宛先名称などの訂正・変更がございましたら、下記変更届けに必要事項をご記入のうえ、ＦＡＸにてご連絡いただきますようお願い申し上げます。

敬　具

神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局　行
FAX　078－992－5588
rd-office@kobelco.com

変　更　届

	変　更　前	変　更　後
貴社名		
ご所属		
ご住所	〒	〒
宛名シール番号	No.＿＿＿＿＿＿＿＿ ←(封筒の宛名シール右下の番号をご記入下さい)	
備　考		
本紙記入者	お名前：　　TEL：	