

展望

金属とその複合材料のセミソリッド加工技術の現状

State of the Art on Semi-Solid Processing of Metals and Composites

市川 洌
Kiyoshi Ichikawa

独立行政法人 産業技術総合研究所
機械システム研究部門
循環型機械材料研究グループ長

1 はじめに

金属とその複合材料の凝固過程で加工熱処理を加えて、マクロ及びマイクロ組織の均質化と材料特性の改善を図る手法は、セミソリッド（半溶融・半凝固）加工技術として知られている¹⁾。セミソリッド加工技術の創生期には、鋳型回転スクレーパー法²⁾やレオキャスト法³⁾などが提案された。しかしながらこれらの方法は、特に急速冷却などの前処理をせずに生成した結晶形態を破壊することに主眼が置かれていた^{2,3)}。これでは、おのずとマイクロ組織の微細化・均質化に限界が生じる。

この壁を打破して一層の結晶粒微細化を達成するために、金属学の本質である核生成と結晶成長プロセスの制御を検討し直す新しい潮流が起こっている¹⁾。Apelianらは、合金の凝固時に生成するデンドライト組織を破壊するのではなく、むしろ液相線温度付近で著しい核生成が生じるような環境を整えることが重要であると唱えた¹⁾。その対象とされるセミソリッド加工技術には、ニューレオキャスト、真空アーク2極溶解、マイクロキャストX、傾斜冷却板上微細結晶生成、スラリー・オン・デマンド、歪誘起溶湯活性化、コンテック、双スクリュレオモールディング、磁気流体攪拌、オスプレイ、ニューMIT、液相線近傍鑄造、液相線鑄造、再結晶部分溶解、チクソモールディング、半凝固金属押出積層などがある^{1)*}。

また一方で近年欧米を中心としてレオキャスト法を応用したチクソキャスト（半溶融鑄造）法の工業化のための技術開発が盛んに行われてきた。しかし最近になって宇部興産機械

（株）が、半溶融鑄造技術に比べて材料製造コスト面で飛躍的に改善された攪拌を伴わないNRC技術を開発し、セミソリッド加工技術は大きな転換期を迎えることになった⁴⁾。

本稿では、金属及びその複合材料のセミソリッド加工技術の現状について概説する。

2 アルミニウム合金のセミソリッド加工技術

近年市販のA356とA357半凝固アルミニウム合金フィードストック（供給母材）から大容量の半溶融鍛造製品が製造されている。最近、2618、7075及びA356などのアルミニウム合金のNRC技術が企業化に成功した。

2.1 半溶融加工技術

半溶融加工技術はネットシェープに仕上げることができるので、その後の機械加工が大幅に削減される利点がある。しかしビレットを誘導加熱すると、内部と表面に温度差が生じる。またビレットの液相率が大きいと、固相はそのままの液相は流れ出てしまう。そこでChoiらは、A356アルミニウム合金ビレット表面に風速2～6 m/sの空気を吹きつけて強制に冷却しながら、ビレットを半溶融状態にする誘導加熱実験を行った¹⁾。たった1Kの温度制御でも難しいことが分かった。またビレットに風速4 m/sの空気を吹きつけて、誘導加熱をすると、573K以上で内部と表面の温度が同じになることが分かった。

Xieらは、Al-7Si-Mg合金の半溶融加工性を実験的に調

*ニューレオキャスト（New Rheocasting, NRC）、真空アーク2極溶解（Vacuum Arc Double Electrode Remelting, VADER）、マイクロキャストX（Microcast-X, MX）、傾斜冷却板上微細結晶生成（Fine Crystal Formation on Cooling Slope）、スラリー・オン・デマンド（Slurry-on-Demand, SoD）、歪誘起溶湯活性化（Strain Induced Melt Activated, SIMA）、コンテック（CONTECH）、双スクリュレオモールディング（Twin-Screw Rheomolding）、磁気流体攪拌（Magneto-Hydrodynamic Stirring, MHD攪拌）、オスプレイ（Osprey）、ニューMIT（New MIT）、液相線近傍鑄造（Near-Liquidus Casting）、液相線鑄造（Liquidus Casting）、再結晶部分溶解（Recrystallisation and Partial Melting, RAP）、チクソモールディング（Thixomolding）、半凝固金属押出積層（Extrusion and Deposition of Semi-Solid Metals, EDSSM）

べた¹⁾。同合金の液相線及び固相線温度は、888と861Kであった。直径76 mm同合金ピレットの最適加工条件は855～861Kで600～200 s間、保持することであった。この半溶融加工により型への非乱流充填、空気巻き込みを除去することでき、優れた機械的性質を持つ部品が得られた(表1)。

半溶融状態の鑄造や鍛造に適するダイ(型)に関する情報が極めて少ない。Midsonらは、湯道寸法、ゲートの位置、最適なゲート数、最大ゲート速度、最適ゲート寸法及び型充填速度などの因子に影響するパラメータを調べた¹⁾。その結果、①砂型、パーマメント及びインベストメント型にアルミニウム溶湯を注入する際の溶湯の先端速度は、0.25 m/s以下に抑えなければならない、②金型鑄造には溶湯の先端速度20～60 m/sが最適である、③固相率50%の半溶融アルミニウム合金の粘度は、アルミニウム溶湯の1万倍である、非ニュートン流体である、④固相率50%の半溶融合金の先端速度は5 m/sが最適であることが分かった。

固相率、粘度及びせん断速度というような半溶融鑄造ゲートシステムを設計することはかなり難しい。Kwonらは、半溶融金型鑄造プロセス用のゲートシステムの設計システムを開発した¹⁾。これらのデータベースをつくるシステムは、AutoLISP言語を用いたAutoCADに基づいている。Wangは、バルブへこみ部充填シミュレーションで最適半溶融金型鑄造パラメータを決定した。Garatは、半溶融金型鑄造の物理的機械的性質を示すゲートシステム設計を提唱した。従来のトライアンドエラー方式や実験によるノウハウを集約した知識ベース方式の代わりに、このゲートシステム設計をCAD/CAMに応用し、コンピュータ処理で半溶融製品用の型設計した。ゲート実験では、パンチ速度50 mm/s、ゲート直径40 mmの場合、適切な層状流動パターンと空気巻き込みのない完璧な充填が得られた。パンチ速度200 mm/s、ゲート直径40 mmの場合、理想的な適切な層状流動パターンと空気巻き込みのない完璧な充填が得られた。

高圧線鉄塔において絶縁保護機構の一部として使用される短いアーム製品には、高強度と比較的厚肉という条件を満たす半溶融金属成形製品が有効である。Reinhardtらは、SAG社から供給されたA356供給母材を用いて、高圧金型鑄造で半凝固のニアネットシェーブ製品をつくった¹⁾。型の温度は、523K、ゲート速度は2.6 m/s、ピレット温度は853Kであった。NADCAが開発した方法論と評価システムでどのような鑄造システムがこの半溶融金属鑄造プロセスに適するのかを比較検討した。通常の方法でつくられた短いアーム製品は、マイクロポロシティが検出され、X線写真では亀裂が見られた。本手法の規格金型を用いると、X線写真に一部、内部欠陥が観察される程度であった。

自動車分野では、鉄鋼部品の代替えとしてアルミニウム部

品が半溶融金型鑄造でつくられている。Koらは、オストワルドデワールレオロジーモデルを用いたコンピュータ処理で、型への充填や凝固シミュレーションを行い、最適な型を設計・製造し、自動車用サスペンション部品の半溶融金型鑄造プロセスを開発した¹⁾。充填及び凝固中に生じた欠陥をミクロ組織観察で解析した。サスペンションは、自動車用軽量部品の中では比較的大きなものであり、高強度と伸びが要求される。自動車に使われるアーム部は現在、鉄鋼製品である。これを軽量化のためにアルミニウム合金に代える研究開発を行っている。ABAQUS S/WやMAGMASoftの市販ソフトウェアを用いて、部品と型設計のコスト削減を試みた。対象材料はA356合金、ポアソン比は0.33、引張強さは320 MPa、耐力は220～250 MPaである。繰返し数 10^7 で、疲労強度は150 MPaであった。その応力(S)と繰返し数(N)の関係は、次のように示される。

$$S = 530.9 - 55.5 \log(N) \dots\dots\dots (1)$$

アーム部の全重量は2.5 kgで、37%の削減になった。このように半溶融加工材の充填解析にオストワルドデワールレオロジーモデルを適用した結果、実験結果と一致した。オストワルドデワールレオロジーモデルのレオロジー方程式は次のように示される。

$$\eta = \rho m \gamma^{n-1} \dots\dots\dots (2)$$

η は見かけの粘度、 ρ は密度、 m はオストワルドデワール係数、 γ はせん断速度、 n はオストワルドデワール指数である。

Grillonらは、半溶融鑄造法でAl-7Si-0.6 Mg合金車輪用ディスクを製造し、材料特性を調べた¹⁾。同合金半溶融鑄造後T5処理したディスクの平均疲労抵抗は繰返し数 6×10^6 回で122 MPaを得たが、所期の目標値に達成することはできなかった。

初期の半溶融鍛造(SSF)では、流動性と耐食性が高く、熱膨張率が低く、溶接性がよいという理由で、通常のSiを含むアルミニウム合金、即ち亜共晶Al-7Si-Mg系のA356及びA357鑄造合金が用いられていた。数百万もの半溶融加工した自動車部品が使われるようになった現在、鑄造合金よりも鍛造合金の方が性能の改善が期待できるとして、Kapranosらは、2014、6082、7010及び7075アルミニウム鍛錬合金を半溶融鍛造した¹⁾。Al-Cu-Si-Mn系の2014合金では板、押出し材、鍛造材、航空宇宙用部品、Al-Si-Mg-Mn系の6082合金では圧延材、押出し材、鍛造材、自動車部品、Al-Zn-Mg-Cu系の7010合金では航空宇宙用の板、押出し部品、鍛造部品、Al-Zn-Mg-Cu系の7075合金では航空宇宙用の板、押出し部品、鍛造部品を対象とした。表1に各種チクソフォージ(半溶融鍛造)材の材料特性を示す。

Govenderは、7075アルミニウム鍛錬合金の半溶融成形実

表1 アルミニウム合金の引張特性

合 金	製 造 条 件	耐力/MPa	引張強さ/MPa	伸び/%	文献 ¹⁾
204	NRC フロセス/ショット速度 0.05m/s		318-345	10.5-15.0	p.629
204	NRC フロセス/ショット速度 0.1m/s		345-372	12.9-20.0	p.629
204	NRC フロセス/ショット速度 0.2m/s		330-372	14.0-20.0	p.629
206	チクソフォーミング/T6	345	434	12	p.51
2014	チクソフォーミング/T6		239-356	1.5-2.9	p.311
2024	チクソフォーミング/T6	240-277	320-366	9-13	p.51
2219	チクソフォーミング/T6	310	352	5	p.51
2618	チクソフォーミング/T6	235	312	8	p.51
6061	チクソフォーミング、ナックル	100	199	24	p.311
6061	チクソフォーミング/T6	290	330	8	p.51
6062	チクソフォーミング/T6	340	370	8	p.51
6082	チクソフォーミング/T6	256-330	284-367	7-13	p.51
7021	チクソフォーミング/T6		330	23	p.51
7075	チクソフォーミング/T6	361-431	405-465	4-7	p.51
7075	チクソフォーミング、ナックル	206	320	10	p.725
A356	チクソフォーミング/T5、サスペンション	200-210	250-298	6.8-15.0	p.139
A356	チクソフォーミング/T6、サスペンション	231-241	254-298	2.5-4.4	p.139
A356	チクソフォーミング/T6、サスペンション	232-260	303-325	1.7-5.3	p.139
A356	チクソフォーミング/T6、サスペンション	204-234	277-292	2.8-8.8	p.139
A356	チクソフォーミング/T6、サスペンション	223-253	283-348	4.3-11.3	p.139
A356	チクソフォーミング/T6、サスペンション	218	303	19	p.145
A356	チクソフォーミング	220-270	280-320	8-13	p.51
A356	NRC フロセス/T6、サスペンション	229	299	12	p.151
A356	DRT/チクソフォーミング	96	192	14.2	p.233
A356	DRT/チクソフォーミング	102	186	8.2	p.233
A356	MHD/チクソフォーミング	105	186	6.6	p.233
A356	DRT/チクソフォーミング/T6	183	221	4.0	p.233
A356	DRT/チクソフォーミング/T6	178	241	6.4	p.233
A356	MHD/チクソフォーミング/T6	196	199	1.5	p.233
A356	MHD/チクソフォーミング/T6	214	233	2.4	p.233
A356	チクソフォーミング	122	246	13	p.713
A356	チクソフォーミング/T4 × 3 回	115	232	17.4	p.713
A356	チクソフォーミング/T5	168	266	9.9	p.713
A356	チクソフォーミング/T6 × 3 回	229	317	16.7	p.713
A356	チクソフォーミング/T6	260	320	10.6	p.713
A356	NRC フロセス/LH-GZ	107	202	6.3	p.647
A356	NRC フロセス/LH-T5	178	237	2.0	p.647
A356	NRC フロセス/LH-T6	230	282	4.0	p.647
A356	NRC フロセス/LH-SST	212	277	4.1	p.647
A356	NRC フロセス/T6	233	310	15.0	p.647
A356	NRC フロセス/GZ	94	217	15.3	p.647
A356	NRC フロセス/T6-LH	150	216	2.0	p.647
A356	NRC フロセス/T5	174	265	6.7	p.617
A356	NRC フロセス/T6	247	313	12.7	p.623
A356	メルトブラック、双ロールキャスト、薄板	125	239	20.5	p.107
A356	メルトブラック、双ロールキャスト、薄板	148	246	21.0	p.107
A356	メルトブラック、双ロールキャスト、薄板	194	283	20.1	p.107
A356	NRC フロセス/ショット速度 0.05m/s		310-312	13.8-18.0	p.629
A356	NRC フロセス/ショット速度 0.1m/s		309-320	17.5-18.4	p.629
A356	NRC フロセス/ショット速度 0.2m/s		300-313	13.3-18.3	p.629
A356.2	NRC フロセス、ステアリングアーム	99	221	15	p.131
A356.2	NRC フロセス、ストラットマウント	100	230	13	p.131
A356.2	NRC フロセス、ボールジョイント	105	225	13	p.131
A357	半熔融金型鋳造	102	179	3-12	p.213
A357	チクソフォーミング	260-300	300-350	8-13	p.51
A357	チクソフォーミング、ナックル	118	256	15	p.725
A357	半熔融金型鋳造/T5	206	249	3-12	p.213
A357	チクソフォーミング/T5	190-220	265-285	5-8	p.665
A357	半熔融金型鋳造/T6	267	314	3-12	p.213
A357	チクソフォーミング/T6、ナックル	284	355	10.5	p.725
A357	チクソフォーミング/T6、ナックル	300	326	12.5	p.725
A357	チクソフォーミング/T6、ナックル	453	554	14.5	p.725
A357	チクソフォーミング/T6、サスペンション	272	341	11	p.145
A357	半熔融鍛造	117	195	3-12	p.213
A357	NRC フロセス/T6、サスペンション	302	350	5.4	p.151
A380	NRC フロセス/ショット速度 0.05m/s		262-313	2.5-5.4	p.629
A380	NRC フロセス/ショット速度 0.1m/s		274-318	3.6-7.0	p.629
A380	NRC フロセス/ショット速度 0.2m/s		264-315	3.0-7.0	p.629
AlCu4Ti	NRC フロセス/T6	335	432	8.5	p.617
Al-Sc	NRC フロセス/T5	215	284	4.0	p.617
F3A.15S	NRC フロセス/T6	320	360	1.1	p.617
SiCp/2024	チクソフォーミング、アングルフレーム		256-355	0.9-2.1	p.197

験を行い、同合金の供給母材の製造と半溶融状態の流動特性を調べた¹⁾。結晶粒微細化法、結晶粒微細化と磁気流体力学(MHD)を組み合わせた方法、磁気流体力学的手法の3つのプロセスを用いた。結晶粒微細化法では、田口メソッドを用いて微細球状組織の製造方法の最適化を行った。制御因子は結晶粒微細化量、鋳型温度、注入温度であるが、特に結晶粒微細化量と鋳型温度が微細球状結晶粒を得るのに重要な因子である。結晶粒微細化量が0.75% Tiで、鋳型温度は573Kが最適条件であった。7075 アルミニウム鍛造合金に0.03% Ti添加した結晶粒微細化法、0.03% Ti添加した結晶粒微細化とMHDの組み合わせ法及びMHD法で、A356 鋳造合金に匹敵する供給母材の半溶融流動性を得た。

Yang らは、固体状態で超微細結晶粒材料を製造するECAD法を用いて、6082 アルミニウム合金の半溶融状態で結晶粒微細化実験を行った¹⁾。プランジャー速度2 mm/minでのECAD実験では、6082 アルミニウム合金の873と893Kにおいて定常せん断変形の開始を示す降伏点が見られた。6082 アルミニウム合金の固相率が増加するにつれて、流動力が増加した。913K以下の温度では、半溶融合金は、固体金属のような変形挙動をするが、918Kではチクソトロピックな性質を示した。

藤井らは、市販SiCp強化アルミニウム合金粉末を用いて、粒子分散強化複合アルミニウム合金のSSF実験を行った¹⁾。試料はAMC社製AMC225xeで、平均粒径3 μ mのSiC粒子で強化したAl-Cu-Mg合金(AA2124)である。このメカニカルアロイングした粉末を冷間で圧密化し、半溶融状態に加熱して、セミソリッドモールドニングを行った。823KでSSF処理した225xe合金は表面性状がよいバルク材となった。SSF材の0.2%耐力は粉末冶金材に比べてやや優れ、伸びは粉末冶金材の5%よりもやや低い3~4%であった。

Luo らは、市販のLC4 アルミニウム合金にSIMAプロセスで半溶融ビレットをつくり、熱間押出した¹⁾。最適な機械的性質は引張強さが515~570 MPa、伸び5.2~10.68%であった。またLuo らは、SiCpと2024合金の混合粉末を半溶融状態で押出し、肉厚3 mmのSiCp/2024複合材料フレーム角材を製造した¹⁾。

Freitas らは、変形再結晶技術(DRT)で均質化及びMHD攪拌したAl-7Si-0.3Mg系のA356合金インゴットを背面押出しで半溶融加工(半溶融押出し)した¹⁾。ポロシティは最高14%まで含まれていた。A356合金の半溶融押出し材とその競合材の機械的性質を比較した(表1)。

Botha らは、半溶融状態でA356 アルミニウム合金スクラップのリサイクルを行った¹⁾。SAG社の供給母材に比べ、ほぼ同等の化学組成を持つリサイクル材が得られた。

特にヨーロッパでは自動車の耐久性材や構造材に金属の半

溶融鋳造及び鍛造が用いられている。Loong らは、市販のA357 アルミニウム合金スラグ(母材)を半溶融状態に加熱して、600トン容量の圧力金型鋳造機の型空間に固相率約50%の材料を圧入し、500トンプレス機で圧延して、ボックス形状の1.5kg製品をつくった¹⁾。その製品形状は、自動車のサスペンション、エンジン部品、主ブレーキシリンダー、ナックル、燃料噴射系高圧マニホールド等である。ビレットの温度勾配が大変低くなる10kHz誘導加熱、20kw電力の装置で、母材をつくった。半溶融鍛造のパラメータは、次の通りである。金属にかかる圧力は120 MPa以上であり、最適ラム速度は1 m/s(ゲート速度10 m/sに相当)である。これは、液圧ダイキャストの30~40 m/sよりも非常に低い。ビレット温度は843~853Kで、金型温度は543~573Kである。30~50トン加圧では、ラム速度は100 mm/sが最適である。A357合金の耐力と引張強さは25%以上改善された(表1)。

1994年以来、シュツットガルト大学の金属加工技術研究所ではアルミニウム合金、銅合金及び鉄鋼の半溶融鍛造の研究を行ってきた。最近、半溶融鍛造製品の機械的性質は、通常の鍛造製品に近づきつつある。Baur らは、全自動半溶融鍛造機をつくり、工業化に向けての研究開発を開始した¹⁾。55kwの静水圧プレス、最大パンチ速度800 mm/s、最大パンチ力4400 kNである。代表的な半溶融鍛造プロセスは次の通りである。60 s間誘導加熱中最後の8 s間に潤滑材投入、10 s間で加熱部を金型に挿入、パンチを0.4 s間で緩め0.3 s間で取り除く、直接衝撃を受ける金型工具で金型の上表面を0.6 s間で閉じ、0.2 s間で鍛造し0.1 s間で取り外し、凝固中に2 s間金型を密閉し、3 s間金型を開放し、金型工具を4 s間で取り出し、部品を12 s間で取り出す。

Park らは、半溶融加工したAl-7%Si-0.6%Mg系の357合金の引張特性及び耐食性挙動に及ぼすマイクロ組織の影響を調べた¹⁾。押し出し速度15 mm/s、型温度523Kでは、不完全な充填であった。型温度623と723K、加圧力150と350 MPa、半溶融加工温度863と893Kにおける引張強さと伸びを調べた。固相率55%から68%に増加すると、357-T5合金の引張伸びは指数関数的に3.1から8.6%へと増加するが、耐力と引張強さは固相率には依存しなかった。以前種々の温度で半溶融加工した357合金の機械的性質及び耐食性をパーマメントモールド法でつくった357合金と比較すると、大幅に改善された(表1)。

2.2 半凝固加工技術

羽賀は、A356 アルミニウム合金溶湯を傾斜冷却板に流し込み、双ロール鋳造機に注入して、半凝固ストリップ鋳造した¹⁾。それにより、固相率5~10%を含むスラリーから板厚

2～2.5 mmのストリップを製造した。それに圧延と熱処理を加えると、引張強さ270 MPa、伸び18%を得た。それを焼き鈍した後、180度曲げても壊れなかった。

Crespoらは、自動車用部品を製造するために、半凝固スラリーについて検討した¹⁾。宇部興産機械(株)のNRC、AEMPのSoD及びコンテックの3つのプロセスで自動車部品をつくってみた。高精度アルミニウム製品の半溶融・半凝固鑄造技術は既に、自動車産業でその地位を確立している。特に半凝固鑄造は、価格と性能において、例えば重力パーマネントモールド鑄造、通常の金型鑄造やスキーズキャストなどの他の鑄造技術と比べて勝っている。亜共晶Al-Si-Cu合金とA356.2アルミニウム合金をNRC法でつくった。A356.2アルミニウム合金のマイクロ組織は、電磁攪拌したビレットに比べて、球状化していない。連結器のナックルの機械的性質を表1に示す。SoD法は、AEMPが特許を休眠させている。マイクロ組織は全般的に薔薇花状形態となっている。亜共晶Al-Si-Cu合金をSoD法でつくると、各部位の結晶粒径は44～51 μm 、固相率は47～51%であった。A356.2アルミニウム合金をSoD法でつくると、連結器のナックルの結晶粒径はステアリングアームで57～62 μm 、ストラットアームで56～57 μm であり、固相率はステアリングアームで68～71%、ストラットアームで63～65%であった。コンテック法を用いて、A356.2アルミニウム合金の操縦用ナックルを製造した。マイクロ組織は薔薇花状形態である。これにT6熱処理を加え、平均疲労強度を測定した結果、1千万回後の平均疲労強度は122.7 MPaであった。この値はナックルのスキーズキャスト材の16%増しで、僅かに電磁攪拌ビレットよりも優れている。NRC、SoD及びコンテックの3つのプロセスによるマイクロ組織の特徴は、①2つの合金とも共晶が含まれることはない、②3つのプロセスとも亜共晶Al-Si-Cu合金では金属間化合物が捕捉される、③NRC法では初晶は丸い、④SoD法では初晶は薔薇花状、⑤コンテック法では初晶は薔薇花状と要約される。

環境問題に配慮して、軽量自動車部品が世界中で連続的に増加している。1999年から3.0と4.1リットルの自動車のサスペンション部品の大量生産を始めた。高圧金型鑄造法はアルミニウム合金や他の軽量合金に広く使われている。その理由は、生産性と寸法精度がともに高いからである。最近、金型鑄造の高品質化の要求が高まり、ガス混入の削減と収縮孔の除去を目標に種々の方法が開発されている。金内らは、自動車用サスペンション部品のために半溶融鑄造法に代わる新しい半凝固金属鑄造プロセスを開発した¹⁾。このプロセスの特徴は次の通りである。①ビレットを用いずに溶融金属から直接鑄造(ビレット製造コストが必要ない)、②ショットスリーブで電磁攪拌(注入前の半凝固金属の温度分布が均一で、

固相率の範囲が広く取れる)、③電磁ポンプで注入(酸化物の混入が極めて少なく、注入重量も正確)。ダイキャスト機のホットスリーブにおいて電磁攪拌で半凝固金属をつくることで、半溶融加工用にビレットをつくる必要がなくなった。日産自動車(株)のセドリックやグロリアなどのロアアーム部品やリアアッパーアーム部品を開発した。800トンHV型ダイキャスト機、ショットスリーブでの電磁攪拌システム、空気を遮断した電磁ポンプによる注入システムを開発した。溶融金属の表面を不活性ガスで覆い、酸化膜の生成を防止している。自動車用サスペンションは、①一体成形、②耐力は従来の鉄鋼部品と同等、③重量を従来の鉄鋼部品よりも20%削減を目標に設計した。レオキャスト後にT6熱処理したA356 (Al-7%Si-0.33%Mg)のサスペンション部品の引張強さは303 MPa、耐力は218 MPa、伸びは19%であった。レオキャスト後にT6熱処理したA357 (Al-7%Si-0.6%Mg)のサスペンション部品の引張強さは341 MPa、耐力は272 MPa、伸びは11%であった(表1)。

スタンパル社のRossoらは、自動車用に宇部興産機械(株)の800トンNRC機で半凝固A356及びA357アルミニウム合金のサスペンションアームをつくり、T6熱処理した材料の機械的性質及び疲労強度を数値評価した¹⁾。半凝固A356及びA357アルミニウム合金のT6熱処理条件は、次の通りである。A356合金では、793K×21.6ksの溶体化と433K×21.6ksの時効処理を行った。A357合金では、808K×21.6ksの溶体化と443K×21.6ksの時効処理を行った。レオキャスト後T6処理したA356合金の引張強さは299 MPa、耐力は229 MPa、伸びは12%であった。レオキャスト後T6処理したA357合金の引張強さは350 MPa、耐力は302 MPa、伸びは5.4%であった。ASTM E 466-82に従って疲労試験用の試験片を機械加工した。疲労限は、繰り返し数 10^7 回後に試料の50%が使えるとすると、A357 T6合金で120.71 MPa、A356 T6合金で109.29 MPaであった。図1に引張強さと伸びの相関図を示す。HPDC Al-9Si-3Cuは高圧金型鑄造したAl-9%Si-3%Cu合金、SQCはスキーズキャストである。NRC材は、重力鑄造後に液体状態でHIPした溶湯熱間静水圧プレス材とほぼ同等で、他のプロセス(砂型鑄造、砂型鑄造後溶湯熱間静水圧プレス、重力鑄造、ロストファーム、ロストファーム後に溶湯熱間静水圧プレス)よりもかなり優れている。

上谷らは、単純な機械的攪拌機構を搭載した縦型半連続鑄造プロセスで、高強度鍛造及び過共晶Al-Si-Cu-Mg合金ビレットを半連続鑄造した¹⁾。A7075合金を回転子の速度1200 rpmで攪拌した結果、結晶粒径30 μm の微細な結晶粒組織を持つビレットを得た。A2014合金ビレットでは、結晶粒径60 μm の微細な結晶粒組織を得た。

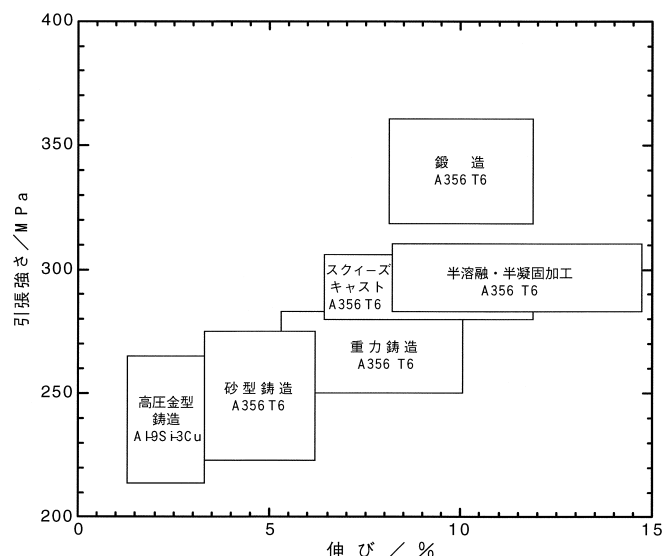


図1 各種製法で製造されたアルミニウム合金の引張強さと伸びとの関係

Hayatらは、AC4CH合金 (Al-7%Si-0.32%Mg-0.1%Fe-0.12%Ti-0.06%Mn-0.04%Zn) 溶湯を傾斜冷却板に注入して微細結晶を生成させ、結晶粒径が38及び160 μm の2種類の攪拌しないレオキャスト材をつくった¹⁾。この半凝固加工処理で、初晶 α 粒子径、共晶Si径、金属間化合物粒子径は大幅に減少し、球状化した。このレオキャスト材とスクイズキャスト材の引張試験中に受ける損傷挙動の相違を定量化した。その損傷の発生は金属間化合物と共晶Si粒子の粒径とアスペクト比に依存するが、それぞれ250 MPaと200 MPa以下ではその影響を受けないことが分かった。

半凝固金属スラリーのレオロジー的性質はそのマイクロ組織に大きな影響を与える。Panらは、市販半凝固アルミニウム合金の定量的な特性評価を行った¹⁾。アルミニウム半凝固スラリーのレオロジー的挙動とその流動を決定するのは、①初晶の粒径、②初晶の形状因子、③初晶間に捕捉された液相量の3つのマイクロ組織パラメータである。MHD、結晶粒微細化 (GR)、SIMA、MIT及びNRC法でつくられた半凝固金属ビレットでそれらの関係を調べた。工業生産中のGRビレットは液相捕捉量を15～30%含み、半凝固スラリーの流動特性を低下させる。加工温度と等温保持温度は、GRビレットの液相捕捉量に重大な影響を与える。加工温度と等温保持温度が上昇すると、液相捕捉量を著しく減少させる。GRビレットはAl-Ti-BやSi-B合金元素の添加による非常に微細なデンドライト組織、MHDビレットはデンドライトと薔薇花状の混合組織、SIMAビレットは Mg_2Si 粒子を含む変形組織、MITビレットは急速機械的攪拌による球状初晶組織であった。MIT及びNRC法の液相捕捉量は極めて少ない。加工温度と材料組織との関係は、次の通りである。①工業用半凝固金属生成温度範囲 (853～863K) では、全ての半凝固ビ

レットで温度上昇とともに初晶が球状化する。②SIMAビレットの初晶粒径は最小である。③加工温度が高くなると、工業用半凝固金属生成温度 (853～863K) にそれほど関係なく、初晶粒径は減少する。④GRビレットの初晶粒径は、MHD、SIMA、MITビレットよりも非常に大きい。MHD、SIMA、MITビレットの中でSIMAビレットの初晶粒径が一番小さく、かつ50～80 μm の様な粒径分布であった。⑤Si-B結晶粒微細化ビレット (SiBloy[®]) の初晶粒径に加工温度は影響しない。⑥GRビレットはMHDビレットよりも液相捕捉量が非常に大きい。Ti-B微細化ビレットは851Kで液相捕捉量が36%と高い値である。工業用半凝固金属生成温度 (853～863K) ではGRビレットの液相捕捉量は15～30%と変化し、MHDビレットの2～3倍である。⑦加工温度と等温保持時間はGRビレットの液相捕捉量に重大な影響を及ぼし、加工温度と等温保持温度が上昇すると、液相捕捉量を著しく減少させる。MITとNRCビレットは、連続加熱・等温保持条件で液相捕捉量が無視できるほどである。

③ マグネシウム合金のセミソリッド加工技術

現時点でマグネシウム合金の実用化に成功しているのは、チクソマット社のチクソモールディング法と宇部興産機械 (株) のNRC法である。NRC法はアルミニウム合金を対象としているので、マグネシウム合金ではチクソモールディングが唯一の生産プロセスといっても過言ではない。したがって微細結晶あるいはレオキャストしたマグネシウム合金供給母材は、まだ工業化できていないので、ビレットから大量に製品を生産することはできない。

3.1 半溶融加工技術

マグネシウム合金への関心は約15年間、特に自動車産業に高まっている。その代表的な応用例は、自動車の内部構造に使われる薄肉高圧金型鋳造部品である。しかしこの鋳造法では、固有のポロシティが存在し、機械的性質を損なうので、厚肉部品への応用には限界がある。半溶融鋳造法によりマグネシウム合金の供給母材は製造することは可能であるが、現在マグネシウム合金の唯一の工業化された半溶融加工法はチクソモールディングである。WalukasらはAM60やAZ91D等のチクソモールディングに及ぼすプロセス因子の影響を調べた¹⁾。低周波誘導加熱、湯道及び合金混合を検討することによって、チクソモールディングの生産性を改善した。誘導加熱には、環境に優しく、ネットシェープにできるのが利点である850～2000トンのチクソマット機を使用した。2002年初頭には、世界中で47件以上のライセンス契約を結び、

230機を販売した。毎年、電子/通信、自動車、工具、スポーツ器具などの分野を対象として、数千万の部品を製造している。

このように、チクソモルディングでニアネットシェーブ部品を製造できるが、このプロセスは固相率が通常非常に低いので、やや薄肉部品に限定される。そこでKleinerらは、等軸で非デンドライト組織を持つAZ系マグネシウム合金の押出し供給母材を用いて、半溶融鋳造した¹⁾。ポロシティの少ない、機械的性質の高い厚肉のニアネットシェーブ部品を製造することができた。半溶融鋳造用押出し供給母材には、AZ61やAZ80のMg-Al合金が適することが分かった。AZ61やAZ80合金の半溶融鋳造材の機械的性質を表2に示す。

Shehataらは、AZ91Dマグネシウム合金の半溶融状態で鋳造及び鍛造を行った¹⁾。まず半凝固状態のAZ91Dを電磁

攪拌して、薔薇花状結晶を含むスラリーをつくり、直径76 mm、長さ152 mmの供給母材を製造した。ピレットの温度848～858K、金型温度503～533K、金属が受ける圧力120 MPa以上の条件で、金型に完全に充填し、空気巻き込みが最小限のラム速度は1 m/s (ゲート速度10 m/s)とした。これは液圧金型鋳造のラム速度30～40 m/sに比べ非常に小さい。ピレット温度843～853K、金型温度533～573Kで、荷重30～50トンでは、ラム速度は1 m/sが最適であった。

Jingxinらは、AZ91Dマグネシウム合金の半溶融加工を検討した¹⁾。まずAZ91D合金の熱間押出しで供給母材をつかった。この組織は繊維状組織であった。その供給母材を半溶融状態に再加熱すると、回復と再結晶が起こり微細な粒状組織になった。この状態で金型に圧入し、自動車用エアコンプ

表2 マグネシウム合金の引張特性

合 金	製 造 条 件	耐力/MPa	引張強さ/MPa	伸び/%	文献 ¹⁾
AM50	チクソキャスト ^g	134	239	13.6	p.521
AM60	チクソモルディング ^g	122	256	16	p.101
AM70	チクソキャスト ^g	143	251	7.9	p.521
Mg-7%Al	チクソモルト ^g (AM60+AZ91D)	133	262	12	p.101
Mg-8%Al	チクソモルト ^g (AM60+AZ91D)	147	259	8	p.101
AZ31	チクソキャスト ^g	90	237	23.2	p.521
AZ61	チクソキャスト、板厚 6-14mm	95	190	5	p.257
AZ61	チクソキャスト、板厚 2mm	120	190	3	p.257
AZ61	チクソキャスト/T4、板厚 6-14mm	85	220	9	p.257
AZ61	チクソキャスト/T4、板厚 2mm	100	180	3.5	p.257
AZ61	チクソキャスト/T6、板厚 6-14mm	90	200	7	p.257
AZ61	チクソキャスト/T6、板厚 2mm	100	160	3	p.257
AZ61	チクソキャスト ^g	87	234	15.8	p.521
AZ80	チクソキャスト、板厚 6-14mm	105	165	2.5	p.257
AZ80	チクソキャスト、板厚 2mm	130	170	1.5	p.257
AZ80	チクソキャスト/T4、板厚 6-14mm	95	200	6	p.257
AZ80	チクソキャスト/T4、板厚 2mm	110	180	2.5	p.257
AZ80	チクソキャスト/T6、板厚 6-14mm	140	210	2.5	p.257
AZ80	チクソキャスト/T6、板厚 2mm	140	200	2	p.257
AZ91	チクソキャスト ^g	170	271	4.9	p.521
AZ91D	チクソモルディング ^g	160	260	6	p.101
AZ91D	半溶融射出、fs=0.04、粒		240		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.11、粒		235		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.14、粒		225		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.20、粒		222		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.22、粒		210		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.04、薄片		235		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.08、薄片		242		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.20、薄片		240		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.40、薄片		197		p.569
AZ91D	半溶融射出、fs=0.59、薄片		178		p.569
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.005		205.8	1.9	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.009		204.1	1.8	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.010		209.2	2.0	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.020		206.2	1.7	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.035		202.3	1.9	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.12		203.0	2.0	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.30		188.0	1.6	p.683
AZ91D	レオモルディング ^g 、fs=0.51		175.4	1.2	p.683

レッサーのコネティングロッドをつくった。AZ91D 合金の最適な加熱条件は、加熱速度 3~5K/s、保持温度 843~853K、保持時間 170~200 s であった。また半溶融金型鑄造条件は、供給母材の直径 63 mm、長さ 110 mm、加熱温度 843~853K、金型温度 533~573K、ショットスピード (圧入速度) 1.6~1.7 m/s、挿入圧 50~55 MPa であった。

Kang らは、市販 AZ91 と Mg-30% Zn のマグネシウム合金を用いて、レオフォーミング実験を行った¹⁾。実験装置の主要な仕様は、せん断速度 0~5000/s、温度範囲 323~1173K、制御温度精度 ± 1 K、スラリー容量 4500 cm³ である。実験条件は、AZ91 合金では温度 843K、せん断時間 30 s、せん断速度 500/s、固相率 30~64%、結晶粒径 42~46 μ m であった。Mg-30% Zn 合金では、温度 733K、せん断時間 30 s、せん断速度 2100/s、固相率 53%、結晶粒径 22 μ m であった。

Mathieu らは、圧力鑄塊金型鑄造法 (PID[®]) と押出しで得られた供給母材を鑄型に注入する新しい工業用半溶融加工法 (THIXOMAG[®]) で製造した AZ91D 合金の腐食特性を調べた¹⁾。PID[®]ピレットは、液圧金型鑄造と同様の微細なデンドライト組織を持つが、THIXOMAG[®]材では球状の半溶融組織を持つ。そこで電気化学的技術を用いて両者の耐食性を比較した。THIXOMAG[®]組織は PID[®]組織よりも耐食性がよいことが分かった。さらに腐食速度は、少なくとも最も耐食性がよい AZ91E 合金に匹敵するほど遅かった。これは一部、初晶中のアルミニウム含有量が高いことに起因しているものといえる。THIXOMAG[®]でつくられた自動車部品は、ポロシティが減少すると、剛性、ヤング率、伸び、クリープ抵抗が増加することが分かっている。

3.2 半凝固加工技術

Le らは、AZ91D 合金のマイクロ組織に及ぼす鑄造温度の影響、液相線温度付近からの鑄造で得られた AZ91D 組織に及ぼす加熱保持時間と冷却速度の影響、及び種々の条件における半凝固組織を調べた¹⁾。まず AZ91D 合金を 1023~1053K の温度範囲でルツボ溶解し、3% Ca を加えた。同合金の液相線温度、固相線温度、共晶温度は、868、775、711.9K であった。液相線温度付近 (867 ± 1 K) である時間、加熱保持した後、鑄型に注入した。液相線近傍鑄造法により、マイクロ組織は明かに薔薇花状になり、微細化した。マイクロポロシも減少した。

Fehlbier は、特殊な色彩腐食法で半凝固マグネシウム合金の製造を行った。半溶融鑄造用の供給母材として使用する球状マイクロ組織を持つスラリー (スラグ) を誘導溶解連続鑄造プロセスでつくるために、新しい RSCT プロセス (急速スラグ冷却技術) を開発した。この手法で Mg 合金 AZ91、

AZ61、AZ31、AM70、AM50 を製造し、耐力、引張強さ、伸びを比較した (表 2)。

4 鉄鋼材料のセミソリッド加工技術

低融点金属のセミソリッド加工技術の工業化への機運が世界中で高まる中、鉄鋼材料の半溶融鑄造技術に関する研究開発も盛んに行われるようになった。合金鋼の 1723K 付近での半溶融温度で加工することは、高温腐食等の問題がある。アーヘン工科大学鑄造研究所で Bramann らは、ビューラー製 H630SC 機を使い、直径 55 mm $\times$ 長さ 150 mm の高速度鋼 (HS6-5-2) の素材を横型トレーに入れ高周波加熱し、固相率 0.4~0.6 で金型鑄造成形する半溶融成形実験を行い、規格階段金型を使って充填挙動と偏析減少を解析した。

アーヘン工科大学金属加工研究所の Seidl らは、鉄鋼の新しい成形加工として M2 工具鋼、市販 100Cr6 鋼の半溶融鍛造の研究開発を行った¹⁾。その結果、C の偏析は加熱を最適化することで防止が可能と予測できた。素材加熱時の酸化は、真空または不活性ガス雰囲気で行うことにより解決した。半溶融鍛造は、自動車のトランスミッション部品のような多機能部品に使うことができるであろう。それにはコネティングロッド鍛造品に通常使われている C70S6 (206 鋼) が有望であろう。また、M2 工具鋼とステンレス鋼のボルトとの半溶融接合実験を行い、良好な接合状態が得られた。

滝田らは、傾斜冷却板を用いてねずみ銑鉄スラリーをつくり、等軸オーステナイトを生成させる実験を行った¹⁾。そのメカニズムを結晶分離理論で説明した。まず片状黒鉛銑鉄 700 g を 1732K で溶解し、1.8 ks 間所定の温度に保持して、傾斜冷却板に注入し、半凝固金属を製造した。水冷銅板の表面に BN 粉末を塗布することによって、連続核生成が起こり、固相率が 20~40% の半凝固金属を連続的に製造することができた。傾斜板の角度は 10 度がよいことが分かった。製造した半凝固金属の流動長さを測定し、固相率が 20% 位までは溶湯の流動長さとはほとんど同じであるが、固相率が 20 から 30% になると急激に流動長さが低下すること、60% 以上では鑄造が不可能であることを確かめた。

所定のマイクロ組織を形成するには、広い固液温度区間が必要である。Meuser らは、2.2% C-12% Cr 鋼 (1.2436) 及び 1% C-4% Cr-6.5% W-4.5% Mo-0.7% Co (1.3343) 鋼の棒鋼を加熱し、示差熱分析で液相線温度及び固相線温度を測定し、マイクロ組織と加熱条件との関連性を解析した¹⁾。加熱により粒界の炭化物が分解、固溶して液相が生成し、固相が粒状化した。この場合 1.2436 鋼は 1.3343 鋼に比べ炭化物分解の影響が大きい、何れも加熱 300 s で固相は粒状化した。

Rouff らは有限要素法を用いて、押出し材を半溶融鍛造し

た鋼の最終部品に及ぼすひずみ速度の影響を調べた¹⁾。0.8%炭素鋼の押出し実験で、温度1703K(固相率0.6)、歪み速度95~475/sの範囲で良好な押出し製品を得た。この歪み速度の範囲では押出し時の粘性も低下することを実験とシミュレーションで確かめた。また、半溶融鍛造法でステアリングナックルの加工実験を行い、良好な形状品が得られた。

Robertらは、レオキャストしたAISI304ステンレス鋼を半溶融状態の温度(1693K)に加熱して、そのマイクロ組織と耐食性について調べた¹⁾。半溶融状態から急冷すると、デルタフェライトが一部残留したウィッドマンステテン組織のオーステナイト粒および包晶のオーステナイトと共晶のフェライトからなる粒界を持つ複雑な組織となる。そのためレオキャストした製品の耐食性は、通常のオーステナイト鋼に比べ硫酸による腐蝕及びピットコロージョンの性能が劣化し、粒界腐蝕性は改善されることが分かった。

Rassiliらは、数値シミュレーションにより、実際の鉄鋼製品のニアネットシェープ製品をつくった¹⁾。ベルギー、独、仏、伊、ルクセンブルグで構成される欧州委員会では鉄鋼の半溶融鍛造に関して、半凝固母材の加熱、プレスによる成形シミュレーションを行い、鉄鋼の半溶融成形には加熱速度、保持時間、固相率、変形速度、加工工具等の解明しなければならないパラメータが多いと結論付けている。

Kangらは、半凝固状態のパネ鋼(60Si2Mn)の固相率を変えて、直接圧延して、マイクロ組織を調べた¹⁾。0.6%C-1.8%Siのパネ鋼を用いて電磁攪拌方式で固相率20~60%の半凝固鋼をつくり、双ロール方式で圧延し、厚み3~5mm、幅70mm、長さ1mの板にした。固相率が低い場合には、鋳片表層部は液相のみが凝固した組織になり、中心部は固相が集まった組織となる。固相率が高くなると表層部にも固相粒がみられ、それらは圧延により変形した組織となる。また、固相率が低い場合には圧延による割れは無いが、高くなると表面割れが生じる。なお、圧延ロールは内部を水冷し、表面はセラミック溶射した。

Lugsheiderらは、鋼の半溶融加工を利用して新しい表面処理技術を開発した¹⁾。半凝固鋼供給母材を半溶融加工する金型材料を保護するために、 $ZrSiO_4$ や $MgAl_2O_4$ をプラズマスプレーコーティングした多機能複合材料を使った。鋼の半溶融成形用工具の表面処理方法としては、工具鋼(H11)の表面をサンドブラストし、その上に Ni_5Mo_5Al のボンドコートを行った後 $ZrO_2+35\%SiO_2$ の粉末をプラズマ溶射し、HIP(1373K×100MPa×21.6ks)処理する方法がもっとも

良い。1273K×240s加熱し30s間で573Kまで強制空冷する熱サイクル試験で、スポーリングした試片はボンドコートとセラミック相との間に酸化物が生成しているが、HIP処理をすることによりボンドコートの拡散で基地との結合が強化され、酸化も防止された。

Kimらは、金型の製造コストの低減、リードタイムの短縮等のため、熱間圧延し球状化处理したD2及びM2鋼を、1573K近傍の加熱で粒状固相と液相で構成される半溶融状態で成形する金型製造法(SRT:半溶融急速工具化)を開発した¹⁾。

5 おわりに

セミソリッド加工技術で工業化に現時点で成功しているのは、アルミニウム合金用に開発された宇部興産機械(株)のニューレオキャスト法とマグネシウム合金を対象としたチクソマット社のチクソモールドイング法である。アルミニウム合金では市販のA356とA357供給母材から自動車用部品が半溶融加工でつくられてきた。それよりも製造コストを20%削減できるNCR法が今後セミソリッド加工技術の主流になるであろう。一方マグネシウム合金のレオキャスト技術が工業化できれば、アルミニウム合金と同様に大量に製品を生産することはできるであろう。さらに、鉄鋼材料のセミソリッド加工技術では傾斜冷却板を利用した結晶粒微細化技術が主流になるであろう。また一方で、ダイキャスト/半凝固型鍛造、レオキャスト/熱間鍛造/冷間鍛造、ダイキャスト/半凝固成形、スプレィキャスト/半凝固成形、半凝固機械加工/熱間鍛造及び半凝固鍛造/機械加工などの融合加工プロセスが鉄鋼材料を対象として開発されるであろう。

参考文献

- 1) Y. Tsutsui, M. Kiuchi and K. Ichikawa: Advanced Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Proceedings of 7th S2P, AIST/JSTP, Tsukuba, (2002), 25-756.
- 2) 萩原 巖, 高橋忠義: 日本金属学会誌, 29 (1965), 637.
- 3) M. Flemings: Metallurgical Transactions, 5 (1974), 2121.
- 4) 安達 充, 佐藤 智: 塑性と加工, 41 (2000), 1191.

(2003年4月8日受付)