

6. 4 積層型粒子強化複合材料の製造と加工

6. 4. 1 はじめに

積層型粒子強化複合材料（以下PRCMと表す）の製造に関しては、これまでに、(a)圧入法、(b)溶射法、(c)メッキ法、(d)溶湯鍛造法などの各方法が提案されているが、いまだ技術的に未解決の問題が多くある。例えば、(a)では強化粒子の圧入深さ（厚さ）の問題、(b)(c)の方法では境界面での接合性の向上（剥離の防止）の問題、(d)では設備または工具寿命の問題が残されている。

さて、金属材料の半溶融状態は、異種金属どうしあるいは金属とセラミックス粒子など、異種材料の組み合わせによる様々な形態と機能を有する複合材料の製造加工に有利であることがこれまでの研究によって明らかになった。本節では、これまでの研究成果をふまえ、半溶融鍛造法を中心とした半溶融攪拌混合法・半溶融攪拌冷却法・半溶融接合法などの各方法を組み合わせ、境界面での接合強度に優れたPRCMの製造加工について検討した結果を示す。

6. 4. 2 製造・加工法の概要

本節で開発したPRCMの製造加工法の概要を図6-36に示す。その特徴は次の通りである。

(a)まず、金属とセラミックス粒子から構成される積層部の複合化に、半溶融攪拌混合法ならびに半溶融攪拌冷却法を利用する。すなわち、適当な半溶融状態（マトリックス材の固相率が概略70%以下）に加熱されたマトリックス材はスラリー状となり、容易に機械的に攪拌することができる。こうした半溶融状態においては、固相成分による強化粒子の機械的捕捉により、通常見られるようなマトリックス材と強化粒子との比重差に起因する強化粒子の沈降・浮上・凝集等が起りにくく、したがって、濡れ性の悪い任意の大きさ・形状を有する強化粒子を高濃度にかつ均一にマトリックス材中に混入できる特徴がある。さらにこの半溶融状態にある混合状態を攪拌しつつ冷却することにより、全体を粉末の混合状態にすることもできる。それゆえ、積層部の複合化を粉末冶金的な手法で取り扱うことも可能となる。

(b)更に積層部のプリフォームに半溶融加工法を適用する。一般に粒子強化複合材料の塑性変形を伴う加工は困難である。しかしこれまでの研究により、粒子強化複合材料の加工に半溶融押し出し法や半溶融鍛造法が有用であることが判明している。これは、金属材料の結晶粒界に存在する金属マトリックス材の液相成分のために、マトリックス材の固相成分（粒子）間ならびに強化粒子間の相互

の束縛が緩和され、すべりや回転ならびに結晶粒自体の変形が容易になり、その結果、巨視的な塑性流動が起こり易くなるためであると考えられる。

(c)次に積層部と素板の界面接合に半溶融接合法を利用する。一般に、金属と金属あるいは金属とセラミックスとの接合を考えた場合、一方または相互の食い込みを利用した機械的な接合と、拡散を利用した化学的な接合とがある。圧入法や溶射法などは前者に、粉末冶金法や圧接法は後者に相当する。ところで、金属材料の半溶融状態は、低い変形抵抗（熱間状態に比べ数分の一）を有し、かつ適度の液相成分を有している点において、接合を行う上で都合の良い状態であるといえる。なぜならば低い接合圧力でも接合面が単なる合わせ面でなく機械的に食い込み合った状態となり、また液相成分の存在により拡散接合が起こりやすい環境となるためである。図6-36には、粒子強化複合材料の積層部と素板の半溶融接合の場合と、強化粒子だけを素板に直接接合する場合とを示してある。この場合、前者は拡散接合と機械的接合の両方が行われ、後者は主に機械的接合が行われている。

以上、PRCMの製造に際して、積層部の複合化、積層部のプリフォーム、素板と積層部の接合の各工程に金属の半溶融状態の特性を利用している点に本製造加工法の特徴がある。ただし、場合によっては工程の一部を省略することも可能であり、例えば、簡単な形状の製品製造の場合には、積層部のプリフォームの過程を省き、マトリックス材と強化粒子の混合粉を直接素板に積層化し、界面接合とプリフォーム工程を同時に行うことも可能である。また、積層部が薄くてよい場合には、半溶融状態にある素板に強化粒子を直接圧入することも可能である。

6. 4. 3 実験方法および実験条件

実験では、A5052とA1050の直径 ϕ 80mm、厚さ5と10mmの種々の円板を素板に用い、積層部には $<A5056(500\mu m)$ 粉末+アルミナ粒子(WA, $110\mu m$)、 $V_F=10\sim 50\%$ >の混合粉を用いた。ここで V_F は強化粒子の体積含有率を表す。また、素板に強化粒子を直接接合する場合には、 $<WA(10\sim 210\mu m)>$ ならびに $<SiC(13\sim 177\mu m)>$ を強化粒子として用いた。実験手順は以下の通りである。まず素板の上に積層部となる粒子強化複合材料あるいは強化粒子を積層し、これを金型にセットし、積層部のマトリックス材および素板が所定の半溶融状態（マトリックス材の固相率が50~90%、温度に換算すると625~590℃）になるまで金型と共に加熱し、所定の温度に15分以上保持した後最大能力100tonの縦型プレスにセットし、鍛造圧力（ $p=20\sim 127MPa$ ）を付加し、1分間加圧保持後製品を取り出す。

表6-6に実験条件を、図6-37に実験装置の概略を示す。図6-38に積層部に用いた強化粒子とマトリックス粉末との混合粉末ならびに本製造法により

作製したPRCM製品を示す。得られた製品については、積層部の成形性を検査する目的で硬さ試験・耐摩耗試験・顕微鏡観察を行い、および積層部と素板との接合性を検査する目的でせん断試験・抗折試験・U曲げ成形試験を行った。

6.4.4 実験結果および考察

(1) 粒子強化複合材料を素板へ積層する場合

PRCMの製造加工条件因子の中から重要と思われる、鍛造温度（接合時の積層部中のマトリックス材ならびに素板の固相率）、鍛造圧力、素板材質を選び、それが積層部ならびに接合面の性状に与える影響について、調査した結果を以下に示す。

a) 鍛造温度の影響

図6-39は、鍛造温度が製品の積層部ならびに素板との接合面性状に与える影響について示す。ただし、積層部の領域で白く見える部分はマトリックス材であるA5056の粒子がそのまま残留した所であり、黒く見える部分はマトリックス材の液相成分中に強化粒子が分散した所である。この結果から、鍛造温度が高い（積層部のマトリックス材あるいは素板の固相率 ϕ_p が低い）場合の方が、接合面において積層部・素板の液相成分が相手方へ流入し、結果的に双方の材料が互いに食い込み、良好な接合面を形成していることがわかる。また、鍛造温度が高い（ ϕ_p が低い）場合の方が、積層部でA5056の液相成分とアルミナ粒子とが相互に分散している領域（黒い部分）が多くなっていることがわかる。

b) 鍛造圧力の影響

図6-40は、積層部の強化粒子体積含有率 V_p が30%の場合について、鍛造圧力 p を20, 49, 88, 127MPa(2.0, 5.0, 9.0, 13.0kgf/mm²)と変化させた際の接合面の性状を調べた結果を示す。鍛造圧力 p が20MPa(2kgf/mm²)では接合面が平坦であり積層部と素板の相互の流入は観察されていないが、 p が49MPa(5kgf/mm²)以上では相互の材料の流入が認められ、鍛造圧力が高い場合の方が、積層部・素板が相互に流入する度合いが高くなり良好な接合面を形成していることがわかる。なお、鍛造圧力 p が高くなると、積層部中のマトリックス粒子が圧縮されて扁平となってくるのがわかる。

c) 素板材質の影響

図6-41は、同一の接合温度・接合圧力の下において、素板材質の相違が接合面の性状におよぼす影響を示す。素板にA1050を用いた場合の接合面の性状は良くなく、積層部中の強化粒子含有率が増すにしたがって接合面性状は一段と悪化

する。一方、素板にA5052を用いた場合には、積層部中の強化粒子含有率が高い場合（例えば、強化粒子の含有率 V_p が50%）でも接合面性状の良い製品が得られた。これは、A1050は純アルミニウム系材料であり、この接合温度に対し依然固相状態であるのに対し、アルミニウム合金であるA5052素板は半熔融状態にあり、その液相成分が積層部(A5056マトリックス)の液相成分と相互に流入し合い、製品性状の健全化、特に接合性の向上に有効に作用するためと考えられる。

d) 製品の機械的特性

積層型粒子強化複合材料（PRCM）は、その積層部を構成する粒子強化複合材料（PRM）が有する耐熱強度や耐摩耗性などの長所を生かし、同時に素板の延性を利用し、積層部自身の脆性あるいは耐衝撃性の弱さなどの短所を補うことができる。以下、このPRCMの製造加工条件による積層部と素板との接合強さの相違を明らかにするとともに、積層部の硬さならびに耐摩耗性などの測定を行い検討した結果について述べる。

図6-42は、素板と積層部との接合面でのせん断強さ τ_{max} と積層部中のアルミナ粒子の体積含有率 V_p との関係を示す。図から、 V_p が増加するほどせん断強さが高くなってきているが、これはアルミナ粒子が素板により多く食い込む形で接合しているためであると考えられる。ただし、図の破線部は、接合面がせん断破壊する以前に積層部が破壊したことを示す。すなわち、積層部自体の加圧成形が不十分で、マトリックス材と強化粒子の結合が十分でなかったことを意味する。また、接合圧力 p が増加するとともにせん断強さが高くなってきているが、この結果は、接合面を通して材料が相互に流入し合う度合いが高まるという観察結果から容易に推察できる。さらに、積層部のマトリックス材あるいは素板の固相率 ϕ_p が増大するにつれて τ_{max} が増加する傾向にあるが、これは ϕ_p が大きいくほど半熔融加工後の素板(A5052)の強度が増すのでその影響がでているものと考えられる。いずれにしても、通常、A5052のせん断強さは123MPa(0材)～167MPa(H38材)であり、図から、接合面のせん断強度が条件によってはほぼ素板のせん断強さになっていること、すなわち、接合面のせん断強度として期待しえる最大値になっていることがわかる。図中の黒丸は素板にA1050を用いた結果である。積層部中のアルミナ粒子の体積含有率 V_p の増加または ϕ_p の増加に対して τ_{max} がほぼ横ばいになっている理由は、A1050が半熔融状態とならないために温度その他の条件によって接合面の接合強度が影響され難いことに起因している。さらに、この場合の接合強度が低い理由は、素板であるA1050のせん断強さが48MPa(0材)～74MPa(H18材)と他の素板のせん断強さに比して低いためであり、接合が不完全に行われたことに起因しているのではない。

図6-43には、積層部のビッカース硬さ H_v と積層部中のアルミナ粒子の体積

含有率 V_F との関係を示す。接合圧力 p により若干の幅はあるものの、 V_F の増加にたいして直線的に硬さが高くなっていることがわかる。例えば、 V_F が30%の積層部表面 $\langle A5056+WA10\mu m \rangle$ は、素板に使用したA5052H34材の約2倍の硬さを有していることがわかる。

図6-44は、同様に積層部の耐摩耗性(摩耗量 M)に関して検討した結果を示す。摩耗実験はこれまでの方法と同じである(図6-32参照)。 V_F の増加に対して、摩耗量は急激に減少し、例えば、 V_F が20~30%の積層部表面 $\langle A5056+WA10\mu m \rangle$ の摩耗量は、素板として使用したA5052H34材の摩耗量に比べ数分の一に減少していることがわかる。

図6-45は、積層部と素板との接合の良否を検証する目的で、抗折試験を行った結果を示す。図(a)は、異なる接合圧力 p の下で得られた製品についての結果を示す。このうち、 p が20MPa(2kgf/mm²)での製品は、接合面での接合力が弱く、抗折試験に伴って積層部と素板とが剥離してしまっている。図(b)は、積層部中のアルミナ粒子の体積含有率 V_F の影響について検討した結果を示す。図(c)は、接合温度(積層部中のマトリックスの固相率 ϕ_c)の影響を検討した結果である。 ϕ_c が90%の場合は、積層部と素板との接合が不良であることがわかる。また図(b)、図(c)の結果から ϕ_c 70%、 V_F 50%、または ϕ_c 90%、 V_F 30%の場合には、接合圧力 p が49MPa(5kgf/mm²)程度であっても、積層部と素板との接合ならびに積層部自体の接合が不良となることがわかる。これらの結果は図6-39から図6-41に示す接合面の微視的な観察結果ともよく対応している。

図6-46は積層型粒子強化複合材料(PRCM)の板状製品のU形曲げ成形の結果を示す。ただしポンチ半径は20mmである。内曲げ(積層部内側)に関しては、積層部の伸び変形能がほとんど零となる V_F 30%の製品に対しても健全な曲げ成形が可能であることがわかった。外曲げ(積層部外側)に関しては、積層部の伸び変形能の低下に伴い、図に示すように積層部にひび割れが発生した。ただし、この冷間成形品を再度加熱し、積層部のマトリックスを半溶融状態にしてサイジング加工することにより、割れのしない製品が得られることが期待できる。一方、素板の表層部に強化粒子を直接接合して得られたPRCMについては、この強化層を外側とするU曲げ成形においても表面性状の健全な製品を得ることができた。

(2) 強化粒子を素板へ直接圧入する場合

上述のように、積層部に粒子強化複合材料(PRM)を用いる場合には、積層部を所要の厚さに保つことができ、かつ良好な接合面を確保できるなどの利点がある反面、製造法としては多少複雑化してくる。特に極薄の積層部を要する場合には技術的に難しい問題がでてくる。一方、強化粒子を半溶融状態の素板に直接接合する方法では、素板のごく表層だけを強化することが可能であり、また製造

法としても簡略化できる。直接接合法について以下に示す。

図6-47(a)は、素板であるA5052の表面に強化粒子であるアルミナ粒子(WA10 μm , 210 μm)を薄く塗布し、加熱後加圧して半溶融接合した製品の断面を示す。アルミナ粒子が素板の表層部に数層にわたり食い込み、埋没している様子がわかる。図(b)は、素板A5052の表面に炭化珪素粉(SiC, 純度98%程度)を直接半溶融接合した製品の断面例を示す。強化粒子の粒度を種々変化(13, 68, 125, 177 μm)させても、表面性状の良い製品が得られた。素板中の液相成分の量に比して表面に塗布する強化粒子の層が厚すぎると、図6-48のように表面性状の悪い製品ができる。これは、素板中の液相成分の量が十分でなく、強化粒子中に液相成分が十分に浸入しきれないためである。

6.4.5 まとめ

セラミックス粒子が混入された金属基粒子強化複合材料は、一般に耐摩耗性や耐熱強度などの特性には優れているが、延性や靱性には劣っているために冷間での(曲げ)加工ができず、単独での使用には制限がある。この欠点を補うために、金属素板に粒子強化複合材料を積層し使用することが行われている。これまで、積層型粒子強化複合材料の製造には、分散めっき法、電着法、溶射法、圧入法など提案されているがいずれも素板と積層部との接合強度に問題があった。本節では、積層型粒子強化複合材料(PRCM)の製造に、半溶融鍛造を中心とする半溶融製造加工法を適用し、概略以下の結果を得た。

- (a) 半溶融鍛造法により、素板と積層部(PRM)との接合強度に優れた積層型粒子強化複合材料(PRCM)の製造が可能となった。また、素板表面に強化粒子を数層埋め込み、表層だけを強化した直接埋め込み積層型粒子強化複合材料の製造も可能となった。
- (b) 半溶融鍛造法による積層型粒子強化複合材料の製造加工における、素板金属材質、積層部マトリックス金属材質、強化粒子含有率、強化粒子大きさ、鍛造温度、鍛造圧力が素板と積層部との接合強度におよぼす影響について検討した。その結果、素板材質としては純金属より合金の方が、強化粒子の含有率が大きい方が、鍛造温度が高い方が、鍛造圧力が大きい方が接合強度の高い製品となった。
- (c) 適当な製造加工条件のもとで、積層部と素板との接合強さが素板のせん断強さに匹敵する製品の製造が可能となった。
- (d) 積層部と素板との接合が良好な製品では、衝撃的な外曲げ加工(積層部を外側にした曲げ加工)を行った場合でも、積層部に亀裂は生じるものの、積層部と素板が互いに剥離するようなことはなかった。内曲げ加工では、積層部に亀裂もなく、また積層部と素板との間に剥離も発生しなかった。

6. 5 結言

本章では、半溶融状態にある金属（合金）材料の特性を利用した新しい加工技術の開発を目指し、通常の鍛造法では製造や加工が困難であるかまたはできない、(a)鋳鉄の加工、(b)金属基複合材料の製造と加工、(c)積層型粒子強化複合材料の製造と加工の問題に、半溶融鍛造法を中心に据えた半溶融製造加工法の適用を試み、概略以下の結論を得た。

(a)既存の鍛造条件（材質）範囲の拡張化

冷間・熱間鍛造の場合、加工対象となる材質については厳しい制限があり、脆性材料のような延性の乏しい材料を加工することは極めて難しい。半溶融鍛造法はこのような材料の加工に対しても適用が可能である。すなわち、半溶融鍛造には、ビレット内部に液相成分と固相成分を含有するため、通常液相成分が固相結晶粒を取り囲むように存在するが、結晶粒のすべりや回転が起りやすく、したがって材料全体の変形が起りやすいこと、また、変形中に結晶粒界が開き亀裂が発生しても、その亀裂に液相成分が浸入し亀裂を埋めてしまうこと、などの特性がある（表6-7、図6-49参照）。

(b)液相成分と固相成分の変形流動差による複雑形状部品製造の可能性

半溶融鍛造は通常の冷間・熱間鍛造と加工行程を単純に比較する場合には大差がないが、加工にともなうビレット内部の材料の変形流動を比較する場合には大きな相違がある。すなわち、半溶融鍛造では、ビレット内部に固相成分と液相成分の2相が存在するため、加工の進行にともない液相成分と固相成分の変形流動差が顕著に現れる。この二相の流動差現象を利用することで、液相成分と固相成分のマクロ分布を意図的に行うことができる。例えば、歯車のような複雑形状部品に対して、歯先には流動しやすい液相成分を導き、中心部には元の固相成分を残留させるといったことが可能となる。

(c)傾斜機能材料の製造の可能性

(b)の変形流動差に起因する内部組織の不均一性を利用し、かつ熱処理を適切に行い、元液相成分から元固相成分に対し結晶粒の大きさ・形状あるいは析出物や晶出物の大きさ・形状・分布が変化する機能材料の製造が可能となる。例えば、片状黒鉛鋳鉄を用いた場合、液相成分が金型に接し急冷凝固した部分には塊状や球状の黒鉛が析出し、固相成分が凝固した部分には片状黒鉛が残留するといった、析出物の形状からみた傾斜機能材料が製造できる。

(d)金属とセラミックスとの複合材料の製造の可能性

金属とセラミックス粒子との複合材料の製造法にはこれまで溶湯含浸法やコンボキャスト法がある。これらの方法は、セラミックス粒子とマトリックス金属との偏在や未充填に対する十分な注意が必要であり、厳密な温度制御あるいは機械的攪拌や加圧を行うための新たな設備などが要求される。本製造法では、製造工程を粉末冶金的な方法に移行することができるために、既存の設備が利用でき強化粒子の均一分散ならびに、高濃度（約60体積パーセント程度にまで）に強化粒子含有した金属基粒子強化複合材料の製造が可能となる。

(e)金属とセラミックスとの複合材料の加工の可能性

強化粒子が数十パーセント含有された複合材料においては、切削加工以外、冷間・熱間塑性加工法により加工を行うことは極めて困難である。半溶融鍛造法により、このような複合材料に対しても加工が可能となる。

(f)粒子強化複合材料と金属素板との積層化の可能性

セラミックス粒子が混入された金属基粒子強化複合材料は、一般に耐摩耗性や耐熱強度の特性には優れているが、延性や靱性には劣っているために冷間での曲げ加工などができず、単独での使用には制限があった。この欠点を補うために、粒子強化複合材料を金属素板（裏金）に積層させる積層型粒子強化複合材料が種々提案されている。どの製造方法にも一長一短があるものの、特に素板と積層部（PRM）との接合強度に関してはいまだ検討課題を多く残している。半溶融鍛造を中心とする製造加工法により、素板と積層部との接合強度に優れた積層型粒子強化複合材料（PRCM）の製造が可能となる。

参考文献

- 1) 木内 学・杉山澄雄・遠藤 昇:半溶融加工に関する実験的研究 第9報(粒子強化複合材料の半溶融鍛造に関する検討・1), 第32回塑性加工連合講演会講演論文集, (1981-5), P329-332.
- 2) 木内 学・杉山澄雄・遠藤 昇:半溶融加工に関する実験的研究 第10報(粒子強化積層複合材料の製造および加工に関する検討・1), 第32回塑性加工連合講演会講演論文集, (1981-11), P333-336.
- 3) 木内 学:半溶融加工法と周辺技術, 総合鋳物, (1981-12), P8-15.
- 4) 木内 学・杉山澄雄・遠藤 昇・鍛崎尚哉:半溶融加工に関する実験的研究 第11報(粒子分散強化型複合材料の半溶融鍛造に関する検討・2), 昭57年塑性加工春季講演会講演論文集, (1982-5), P423-426.
- 5) 木内 学:半溶融加工法による複合材料の製造と加工, 生産研究, 34-6(1982-6), P3-8.
- 6) 木内 学:半溶融金属の特性と塑性加工, 日本金属学会会報, 21-9(1982), P687-695.
- 7) 木内 学・杉山澄雄・鍛崎尚哉:半溶融加工に関する実験的研究 第14報(粒子強化積層複合材料の製造および加工に関する検討・3), 第33回塑性加工連合講演会講演論文集, (1982-11), P493-496.
- 8) 木内 学・杉山澄雄・遠藤 昇・鍛崎尚哉:半溶融鍛造法による粒子強化複合材料の製造および加工, 塑性と加工, 24-272(1983-9), P974-980.
- 9) 木内 学・杉山澄雄・遠藤 昇:半溶融鍛造法による粒子強化積層複合材料の製造およびその特性, 塑性と加工, 24-274(1983-11), P1113-1119.
- 10) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama:Production and Mechanical Property of Clad-Metals Laminated with Particle Reinforced Composite Metal and Ceramic Powder, :4th I. C. M., (1984-8), P1013-1021.
- 11) Manabu Kiuchi:Application of Mashy-State Working Processes to Production of Metal-Ceramics Composites, :Annals of the CIRP, (1987-5), P173-176.
- 12) 木内 学・杉山澄雄:鋳鉄の半溶融鍛造・1, 第40回塑性加工連合講演会講演論文集, (1989-10), P631-634.
- 13) 木内 学・新井勝男・杉山澄雄:鋳鉄の半溶融鍛造・第2報, 平2年塑性加工春季講演会講演論文集, (1990-5), P371-374.
- 14) 木内 学:半溶融・半凝固加工技術の現状と将来, 生産研究, 42-6(1990-6), P23-30.

- 15) C. Yoshida・M. Moritaka・S. Shinya・S. Yahata・K. Takebayashi・A. Nanba:Semi-Solid Forging of Aluminum Alloy, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P95-104.
- 16) Jonathan A. Dantzig・Stephen P. Midson:Billet Heating for Semi-Solid Forming, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P105-118.
- 17) S. P. Midson・N. H. Nicholas・R. A. Nichting・K. P. Young:Semi-Solid Forming High Temperature Alloys, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P140-148.
- 18) A. Tietmann・T. Bremer・G. Hirt・R. Kopp:Preliminary Results in Thixoforging Aluminum Wrought Alloys, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P170-182.
- 19) M. Kiuchi:Washy-State Processing of Metals, Alloys and Composites, Proceeding of the Fourth International Conference on Technology of Plasticity, (1993), P122-133.
- 20) Robert D. Carnahan:Thixomolded Magnesium It's Status and Model Relating Structure and Solid State Properties, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P65-74.
- 21) G. Hirt・R. Cremer・A. Winkelmann・T. Witulski・M. Zillgen:SSM-Forming of Usually Wrought Aluminum Alloys, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P107-116.
- 22) P. Kapranos・D. H. Kirkwood・C. M. Sellars:Properties of Thixoformed Tool Steels, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P117-126.
- 23) R. Moschini:Mass Production of Fuel Rails by Die Casting in the Semi-Liquid State from Flow-Cast Aluminum Alloys, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P145-154.
- 24) Kenneth P. Young・Rudolf Fitze:Semi-Solid Metal Cast Aluminum Automotive Components, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P155-177.
- 25) James A. Courtois・Alan A. Koch:Commercialization of Semi-Solid Forming Technology, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P213-224.
- 26) G. Bruneau・J. Collot:Production of Magnesium Alloy Feedstock for Thixocasting by P. I. D. Process, Proc. 3rd Int'l Conf. on the

- Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P225-234.
- 27) G. Chaiarmetta・L. Zanardi: Production of Structural Components by Thixoforming Aluminium Alloys, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P235-244.
- 28) P. J. Ward・H. V. Atkinson・D. H. Kirkwood・C. M. Sellars: Processing and Properties of Spray-Formed and Thixoformed Al-MMCs Containing > 25Wt% Silicon Particulate, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P391-396.
- 29) A. R. A. McLelland・H. V. Atkinson・D. H. Kirkwood・P. R. Anderson: Thixoforming of a Novel Metal Matrix Composite, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P419-428.
- 30) K. Miwa・K. Kobayashi・T. Nishio: Thixofoming of Partially Remelted Magnesium Alloys, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P483-492.
- 31) (社) 日本塑性加工学会: 塑性加工技術シリーズ4 鍛造, (1995-8), P1-382, 朝日社.
- 32) 齊藤 研・武谷健吾・附田之欣・沖本晋一: チクソメーティング法によるMg合金成形プロセス開発の現状, 第165回塑性加工シンポジウム, (1995-9), P103-112.

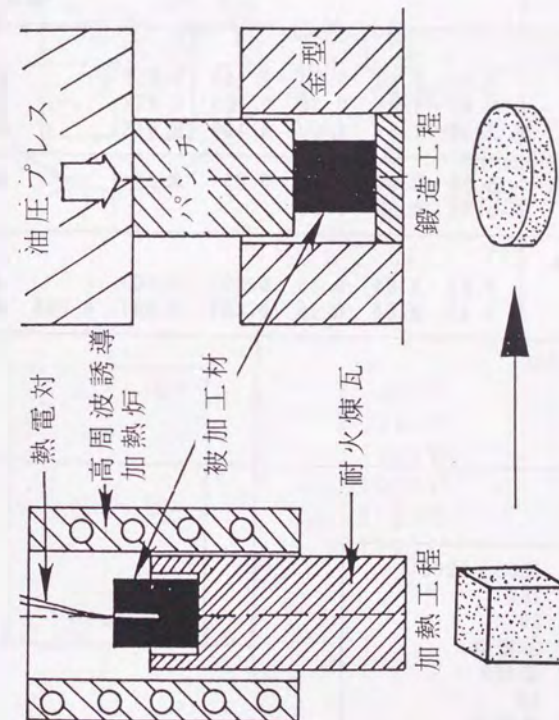


図6-1 鋳鉄の半溶融鍛造実験の概要

表 6-1 鑄鉄の半溶融鍛造条件一覧表

被加工材

	C	Si	Mn	P	S	Mg	固相線(共晶) 温度 /℃
片状黒鉛鑄鉄 FC-10	3.53	2.39	0.54	0.157	0.051	-	約1143
FC-20	3.60	2.91	0.30	0.125	0.023	-	約1145
FC-30	3.06	3.51	0.50	0.169	0.013	-	約1150
材質 共晶黒鉛鑄鉄	3.35 3.70	2.85 3.35	0.20 0.60	0.25	0.08	-	約1138
球状黒鉛鑄鉄 FCD-45	3.63 3.43	3.04 3.04	0.15 0.19	0.035 0.034	0.007 0.007	- 0.038	約1115 約1138
① 20t-30W-30L							
寸法 ② φ25-35							
/mm ③ φ28-28							
④ φ31-23							

鍛造条件

鍛造温度 T/℃	1000~1200
鍛造圧力 p/MPa	760
保持時間 t/s	30
金型温度 T _D /℃	①室温 ②300
金型内径 /mm	40
プレス機	油圧式 最大荷重 100ton ラム速度 8mm/s

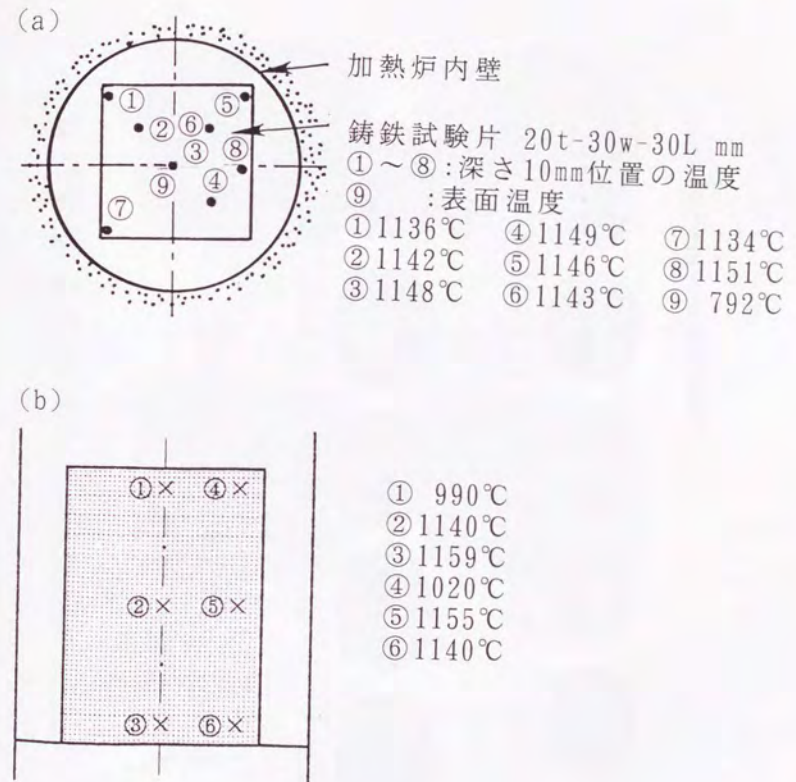


図 6-2 被加工材各部の温度分布



図 6-1-3 製品の外面性状におよぼす鍛造温度の影響 (1)



図 6-3 製品の外面性状におよぼす鍛造温度の影響 (2)



図 6 - 4 半溶融鍛造による
各種鑄鉄の製品例

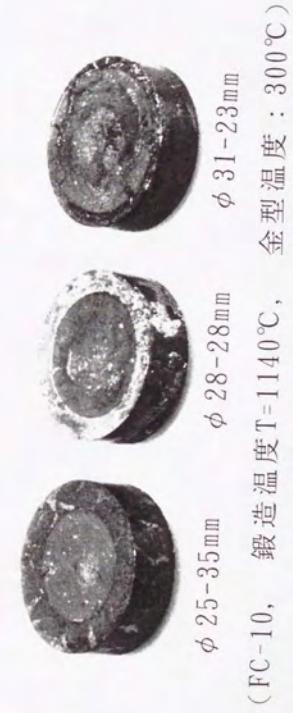


図 6 - 5 製品の外面性状におよぼす被加工寸法の影響



被加工材寸法 $\phi 25-35\text{mm}$
(FC-10, 鍛造温度 $T=1180^\circ\text{C}$, 金型温度: 室温)

図 6-6 半溶融鍛造における被加工材の変形過程

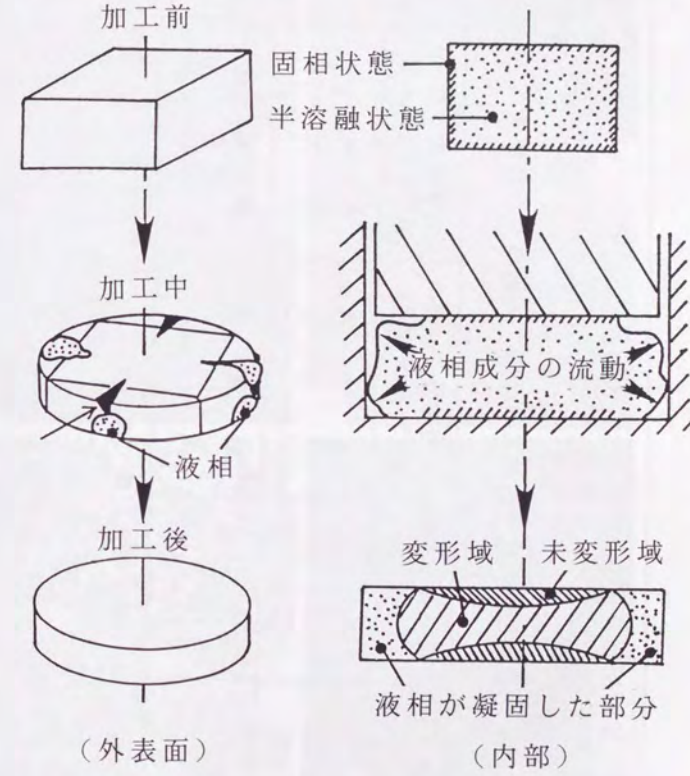


図 6-7 被加工材の変形状態

表 6-2 製品の外面性状におよぼす各製造条件の影響

被加工材	鍛造温度/℃	金型温度：室温 φ 25 φ 28 φ 31	金型温度：300℃ φ 25 φ 28 φ 31
FC-10	1000~1200	▲ ▲ ▲	▲ ▲ ▲
	1140	△ △ △	△ △ △
	1160~1180	○ ○ ○	○ ○ ○
FCD-45	1000~1120	■ ■ ■	■ ■ ■
	1140	□ □ □	□ □ □
	1160~1180	○ ○ ○	○ ○ ○

(▲：亀裂，△：微小亀裂，■：未充填，□：やや未充填，○：良好)

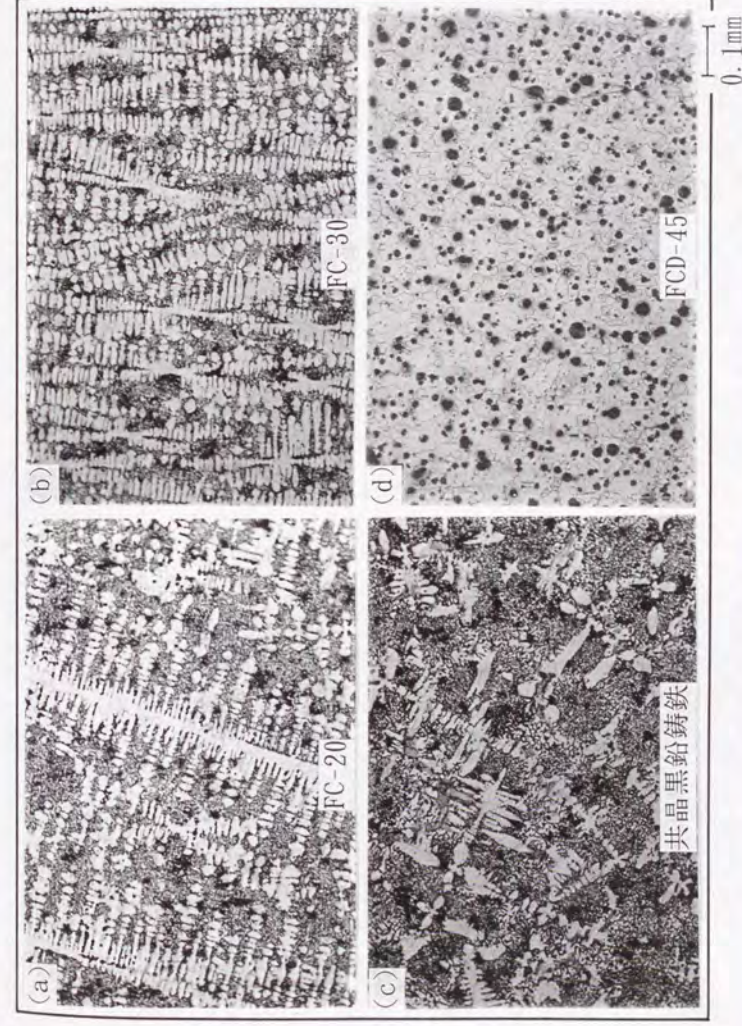


図 6-8 被加工材に用いた鑄鉄（市販材）の内部組織

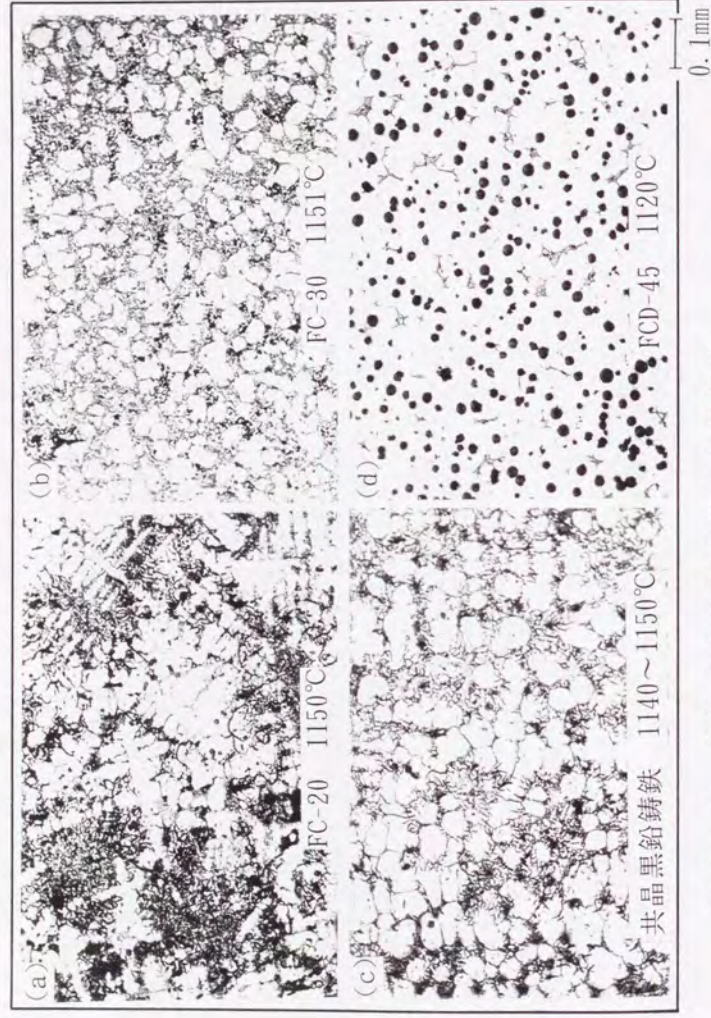


図 6-9 鑄鉄の半溶融状態の内部組織
(半溶融状態にある鑄鉄を水中に投じ急冷凝固させる)



図 6-10 製品の内部組織 (マクロ組織) におよぼす
被加工材寸法の影響



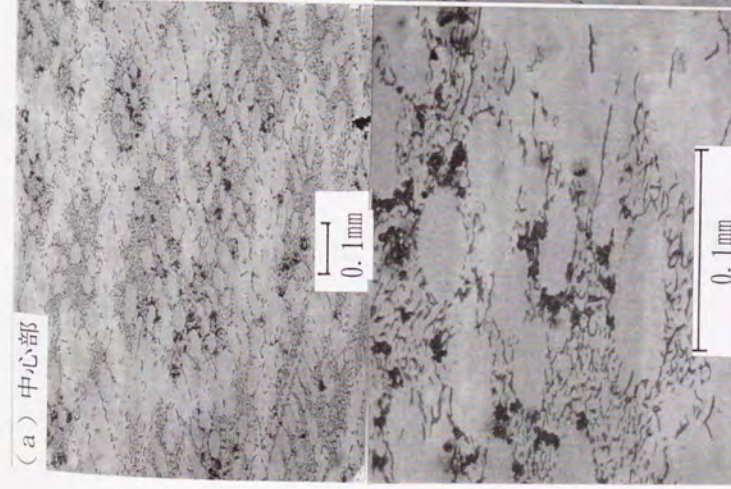
金型温度：室温



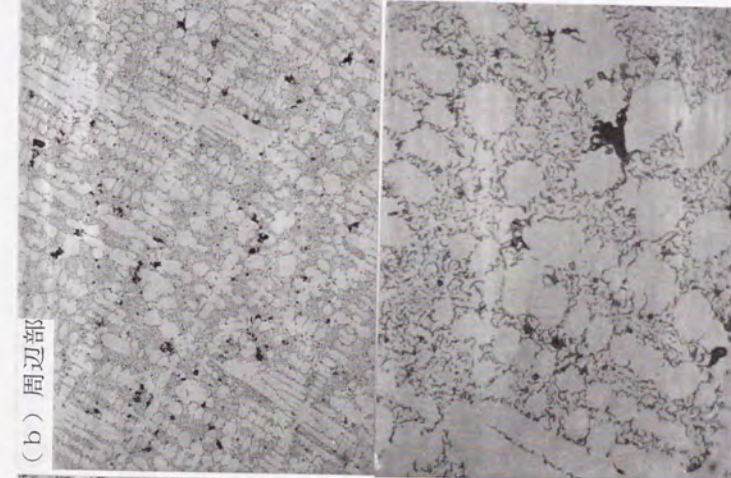
金型温度：300°C

(FCD-45, 鍛造温度 $T=1160^{\circ}\text{C}$, 被加工材寸法 $\phi 25-35\text{mm}$)

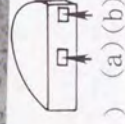
図6-1-1 製品の内部組織（マクロ組織）におよぼす
金型温度の影響



(a) 中心部

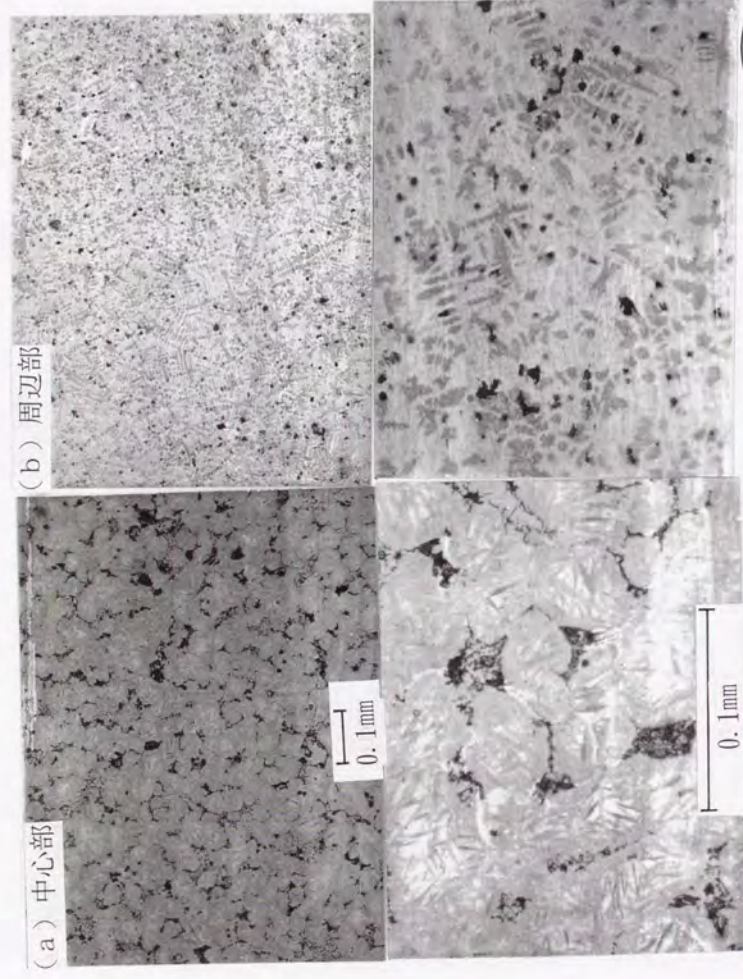


(b) 周辺部



熱間鍛造($T=1000^{\circ}\text{C}$, $P=760\text{MPa}$)

図6-1-2 片状黒鉛鑄鉄(FC-30)の鍛造後の内部組織 (1) (a)(b)



半溶融鍛造($T=1162^{\circ}\text{C}$, $P=760\text{MPa}$)

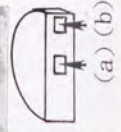
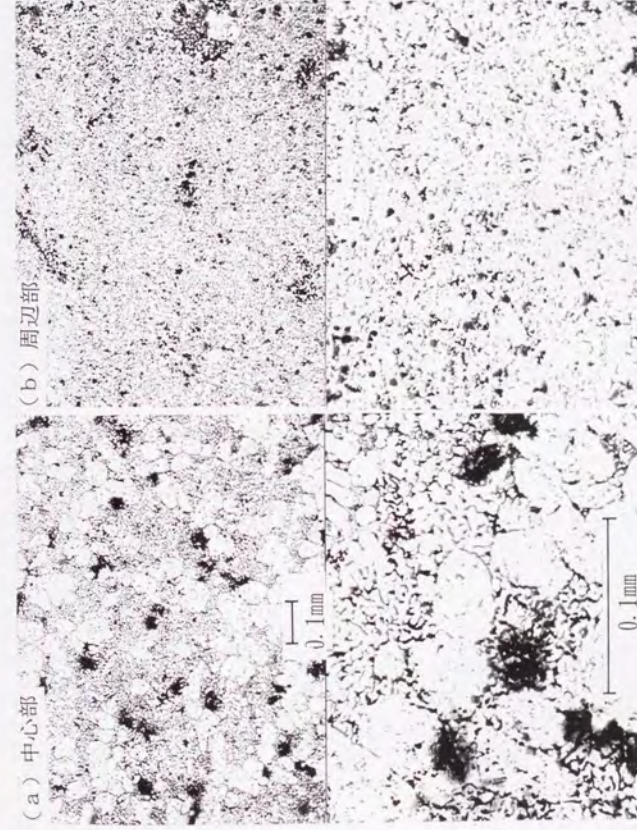


図 6-1-2 片状黒鉛鑄鉄(FC-30)の鍛造後の内部組織 (2)



半溶融鍛造($T=1162^{\circ}\text{C}$) \rightarrow 高温焼きなまし($900-1\text{h}$ -炉冷)
(FC-30, 鍛造圧力 $P=760\text{MPa}$)

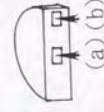


図 6-1-2 片状黒鉛鑄鉄(FC-30)の鍛造後の内部組織 (3)

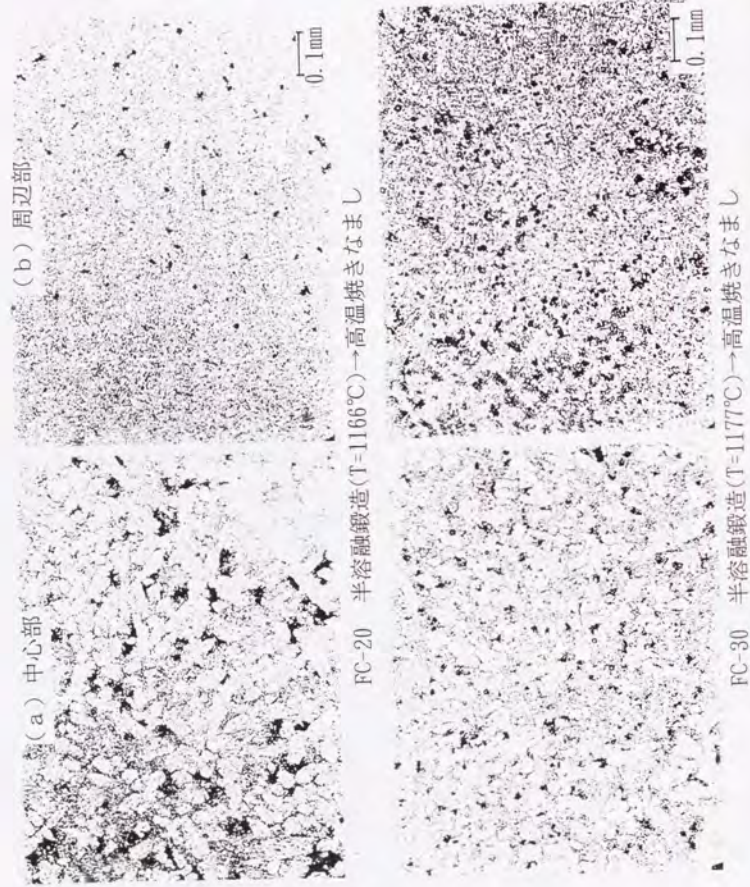


図 6-1-3 片状黒鉛鑄鉄(FC-20)・共晶黒鉛鑄鉄の半溶融鍛造後の内部組織

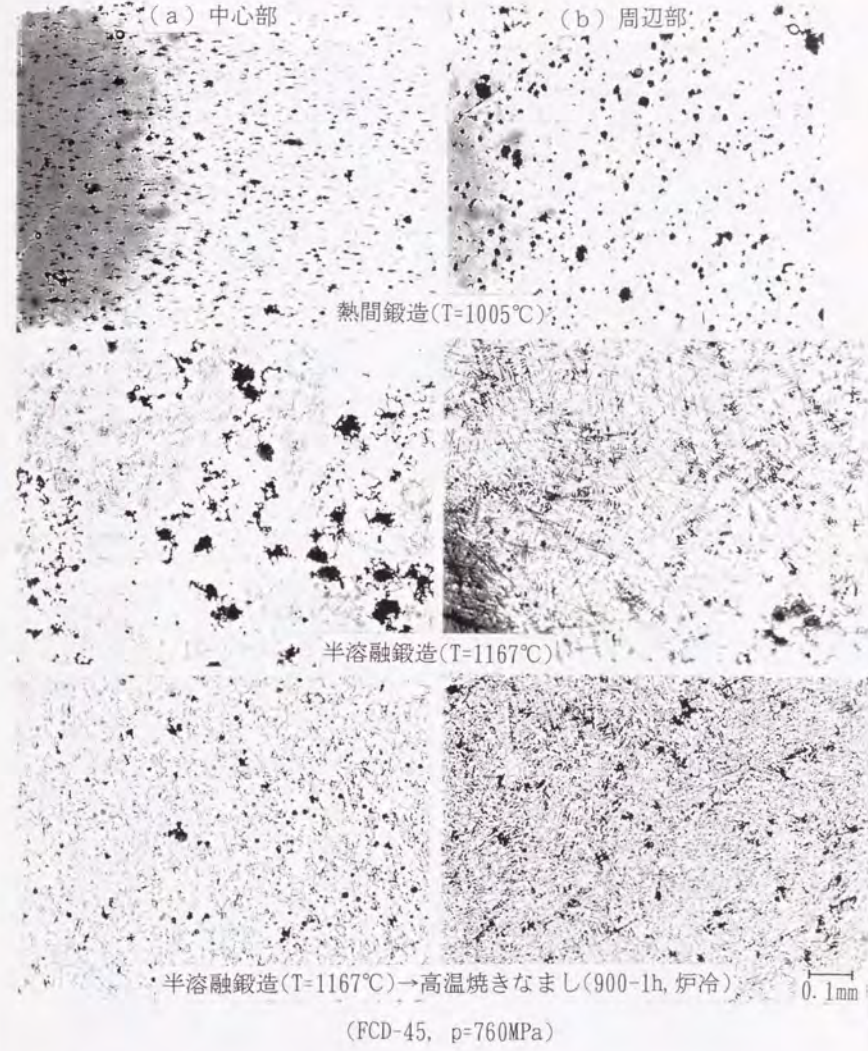


図 6-1-4 球状黒鉛鑄鉄(FCD-45)の半溶融(熱間)鍛造後の内部組織

表 6-3 球状黑鉛鑄鉄(FCD-45)の半溶融鍛造後の析出黒鉛の状況

	中心部	周辺部
黒鉛の大さ	小	大
黒鉛の形状	扁平	球形
黒鉛の分布	密	粗

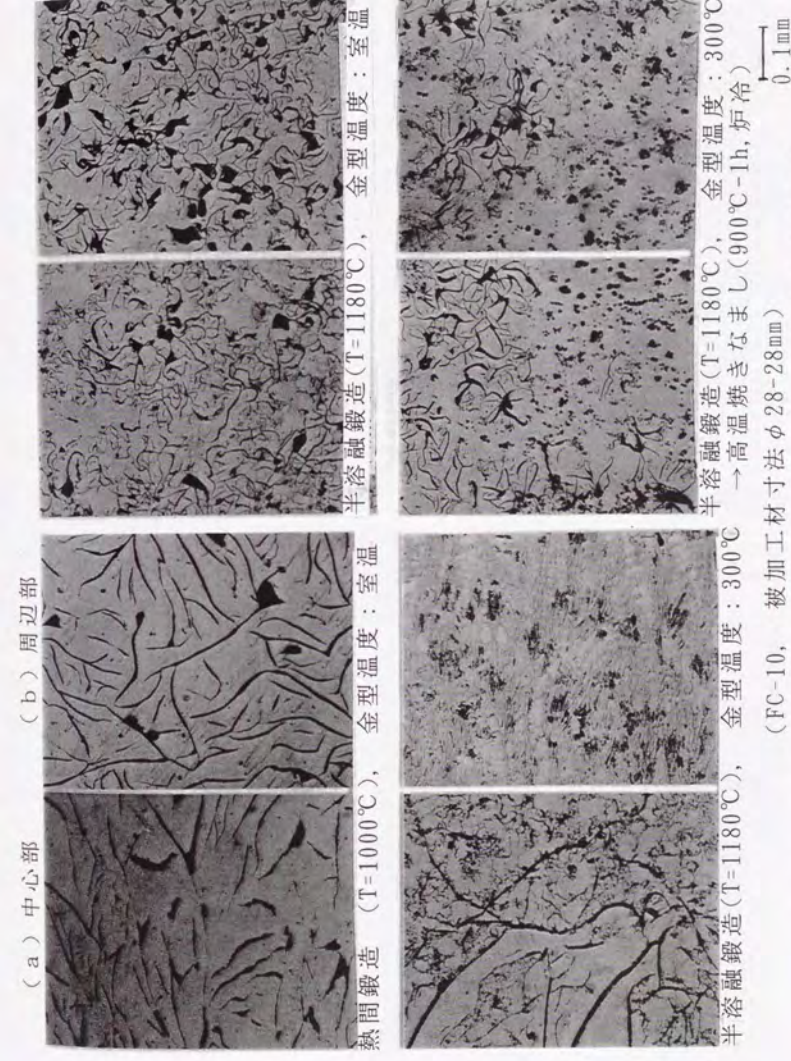
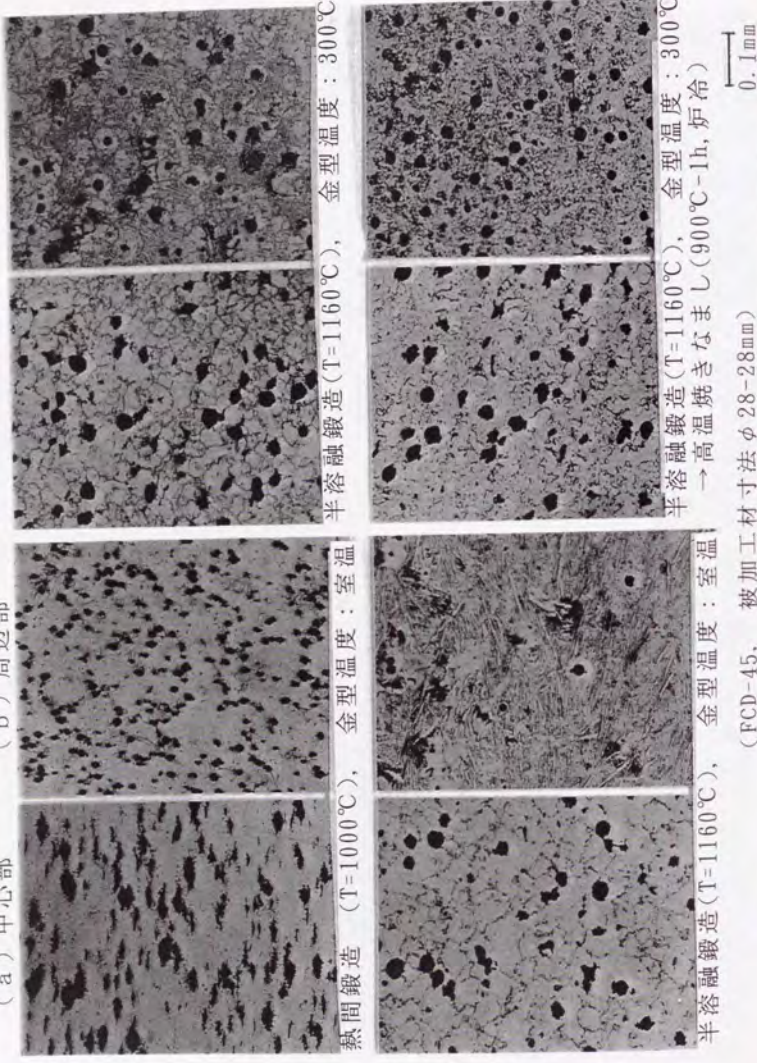


図6-15 片状黒鉛鑄鉄(FC-10)の半溶融鍛造後の内部組織

(a) 中心部

(b) 周辺部

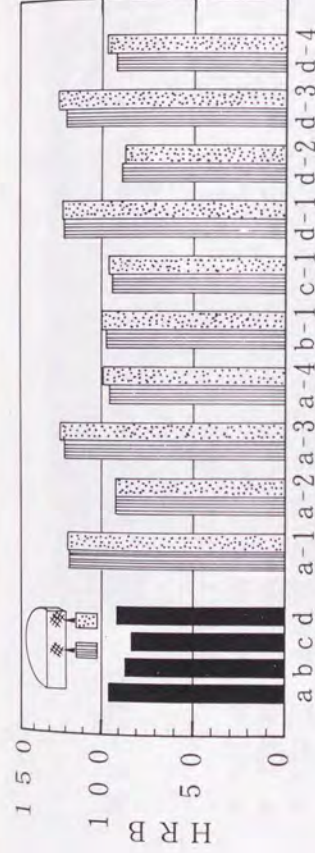


半溶融鍛造 (T=1160°C), 金型温度: 室温

半溶融鍛造 (T=1160°C), 金型温度: 300°C
→ 高温焼きなまし (900°C-1h, 炉冷)

(FCD-45, 被加工材寸法 $\phi 28-28\text{mm}$)

図 6-16 球状黒鉛鑄鉄 (FCD-45) の半溶融鍛造後の内部組織



a: FC-30市販材

b: FC-20市販材

c: 共晶黒鉛鑄鉄市販材

d: FCD-45市販材

a-1: FC-30 熱間鍛造

a-2: FC-30 熱間鍛造 → 高温焼きなまし

a-3: FC-30 半溶融鍛造

a-4: FC-30 半溶融鍛造 → 高温焼きなまし

b-1: FC-20 半溶融鍛造 → 高温焼きなまし

c-1: 共晶黒鉛鑄鉄 半溶融鍛造 → 高温焼きなまし

d-1: FCD-45 熱間鍛造

d-2: FCD-45 熱間鍛造 → 高温焼きなまし

d-1: FCD-45 半溶融鍛造

d-2: FCD-45 半溶融鍛造 → 高温焼きなまし

(T=1000°C, p=760MPa)

(T=1000°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

(T=1162°C, p=760MPa)

(T=1162°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

(T=1166°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

(T=1177°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

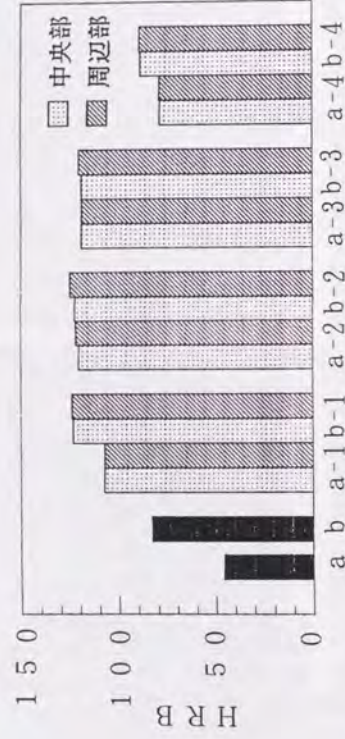
(T=1005°C, p=760MPa)

(T=1005°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

(T=1167°C, p=760MPa)

(T=1167°C, p=760MPa, 900-1h 炉冷)

図 6-17 鑄鉄鍛造製品の中心部と周辺部の硬さ分布 (1)

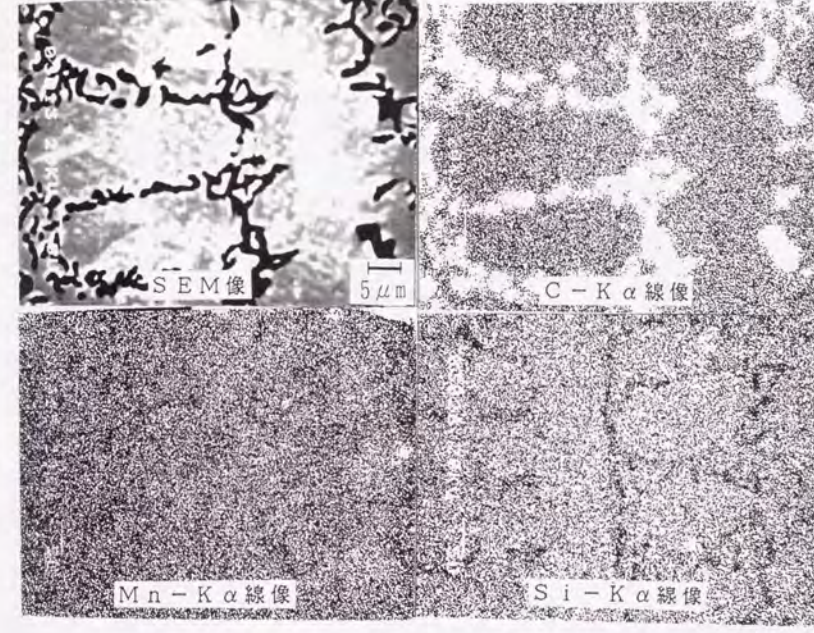


a: FC-10市販材

b: FCD-45市販材

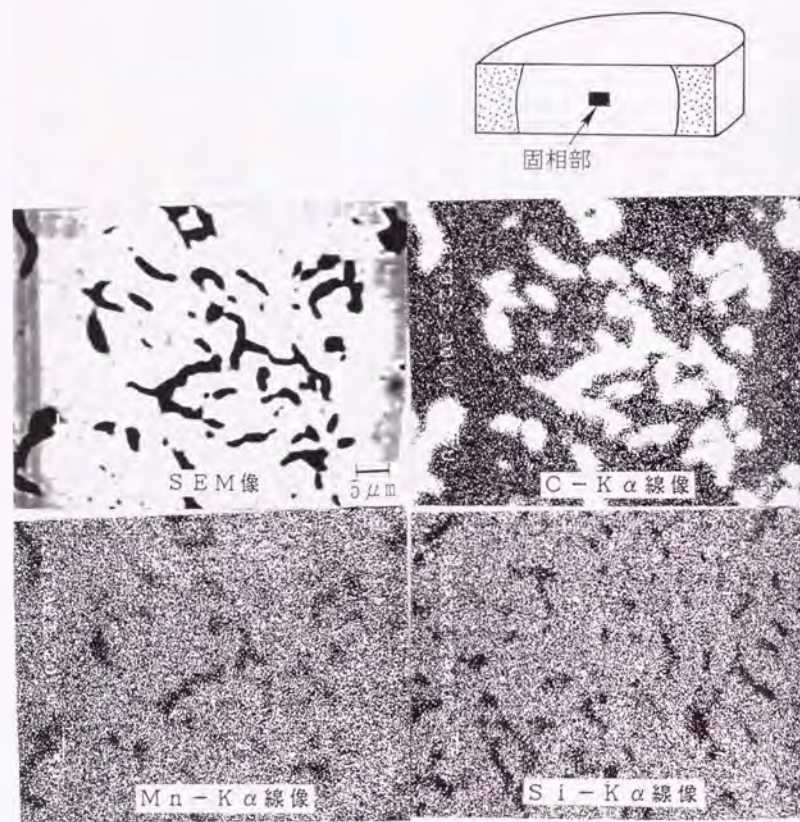
a-1, b-1: 熱間鍛造 (T=1000℃, 金型温度: 室温)
 a-2, b-2: 半溶融鍛造 (T=1160℃, 1180℃, 金型温度: 室温)
 a-3, b-3: 半溶融鍛造 (T=1160℃, 1180℃, 金型温度: 300℃)
 a-4, b-4: 半溶融鍛造+高温焼きなまし (T=1160℃, 1180℃, 金型温度: 300℃, 900℃-1h炉冷)

図6-17 铸铁鍛造製品の中心部と周辺部の硬さ分布(2)



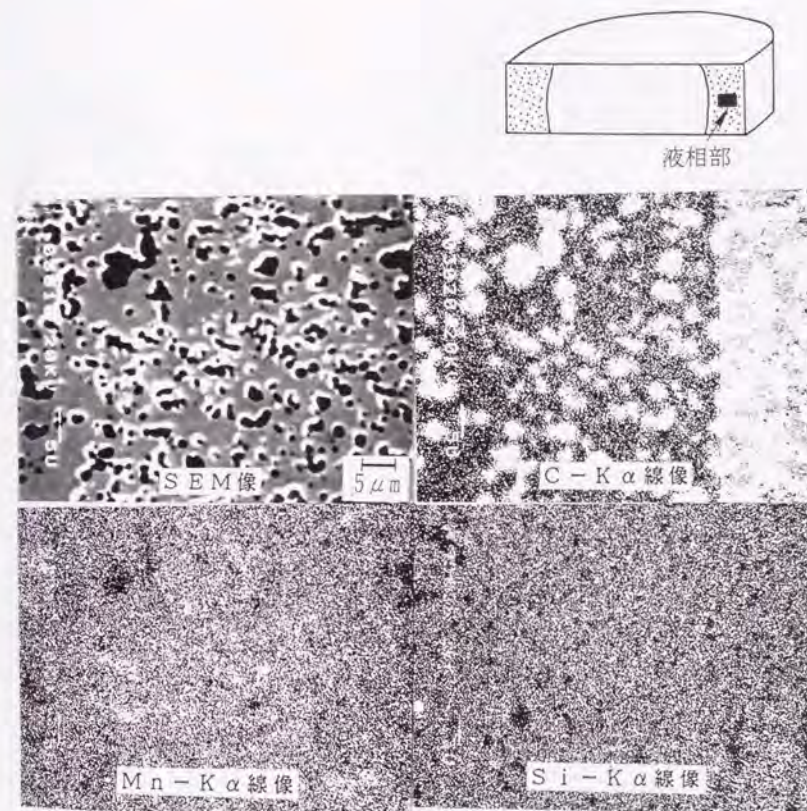
FC-30市販材

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(1)



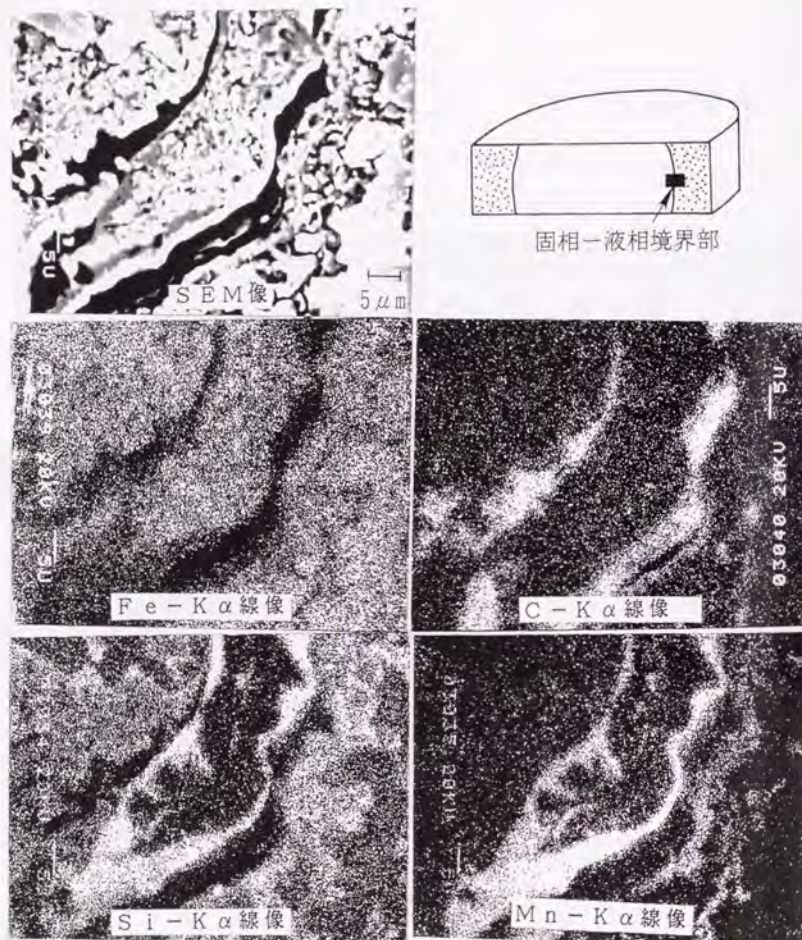
FC30 $T=1162^{\circ}\text{C}$, $p=760\text{MPa}$, 熱処理条件: 900°C -1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(2)



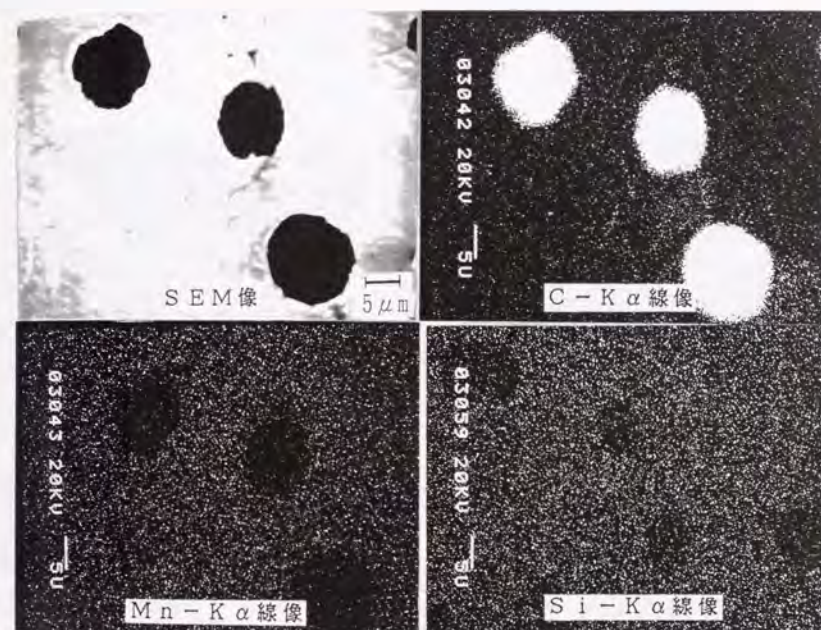
FC30 $T=1162^{\circ}\text{C}$, $p=760\text{MPa}$, 熱処理条件: 900°C -1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(3)



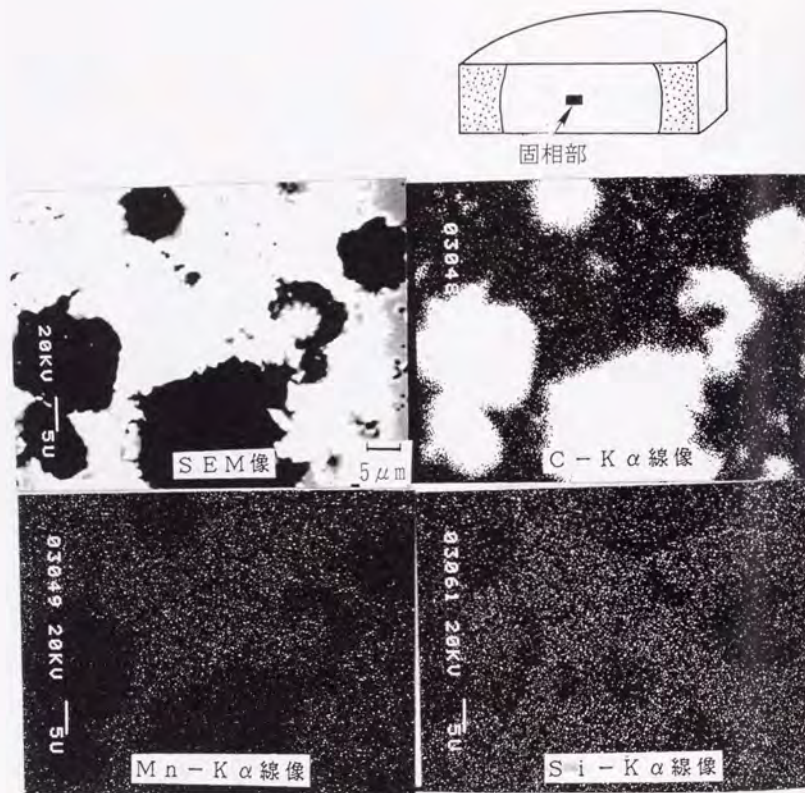
FC30 T=1162°C, p=760MPa, 熱処理条件: 900°C-1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(4)



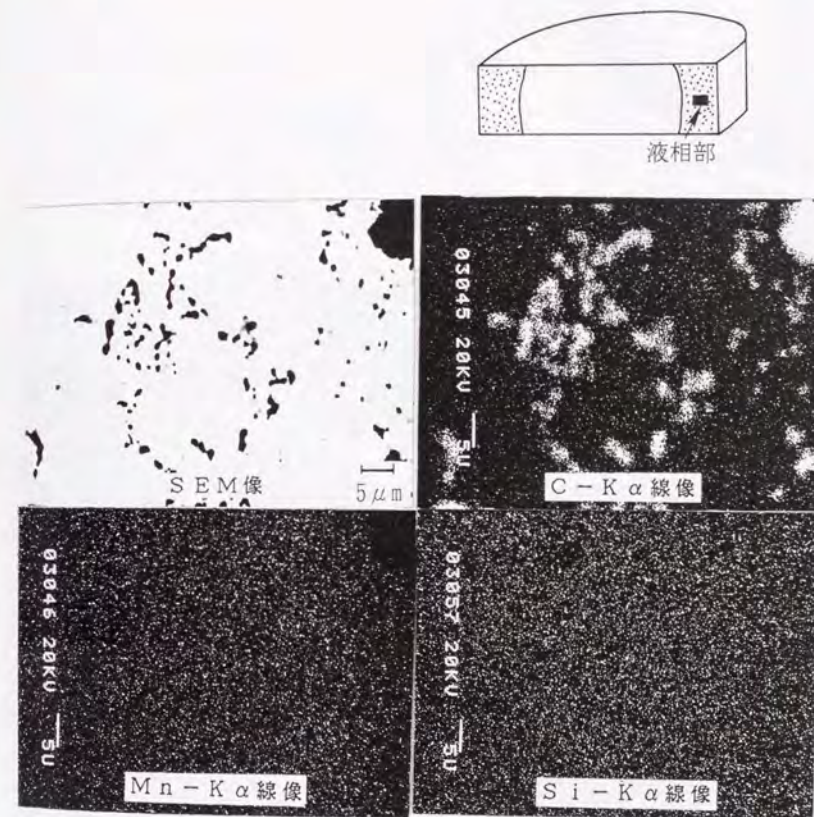
FCD-45市販材

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(5)



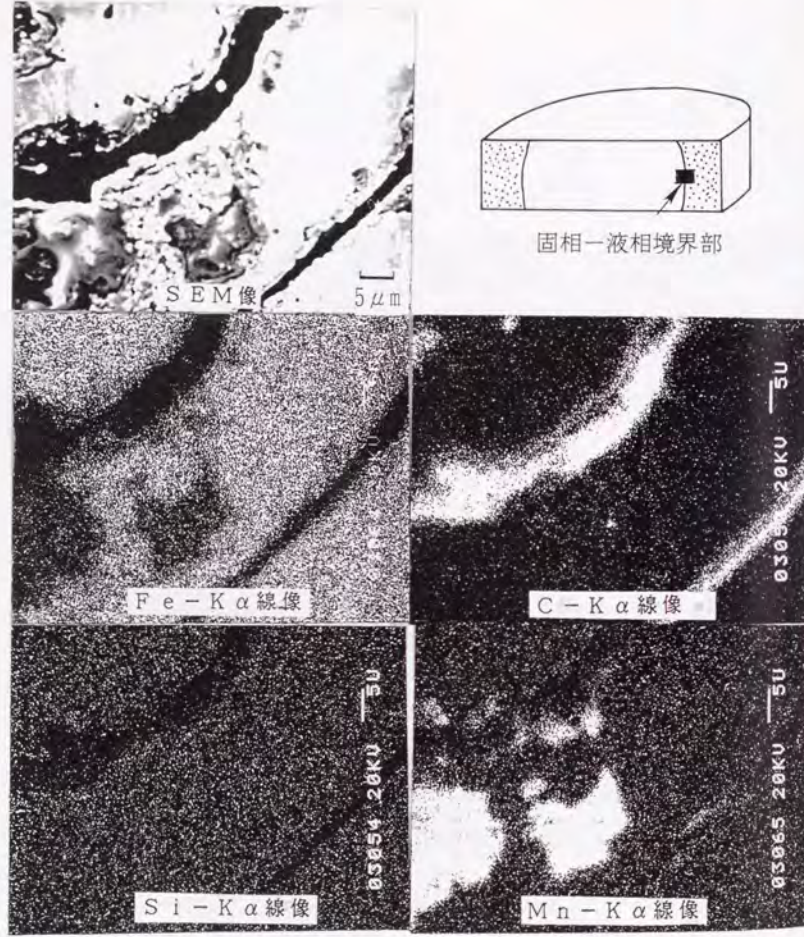
FCD45 T=1167°C, p=760MPa, 熱処理条件: 900°C-1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(6)



FCD45 T=1167°C, p=760MPa, 熱処理条件: 900°C-1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(7)



FCD45 T=1167°C, p=760MPa, 熱処理条件: 900°C-1h-炉冷

図6-18 X線マイクロアナライザーによる半溶融鍛造製品の成分分析結果(8)

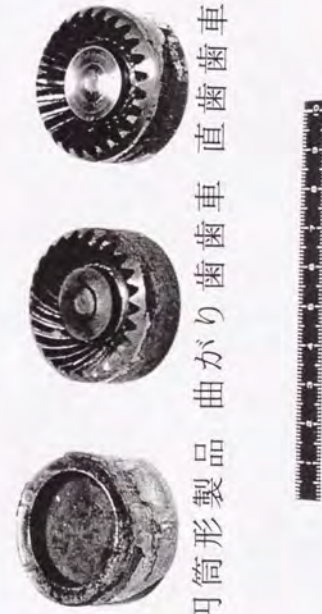
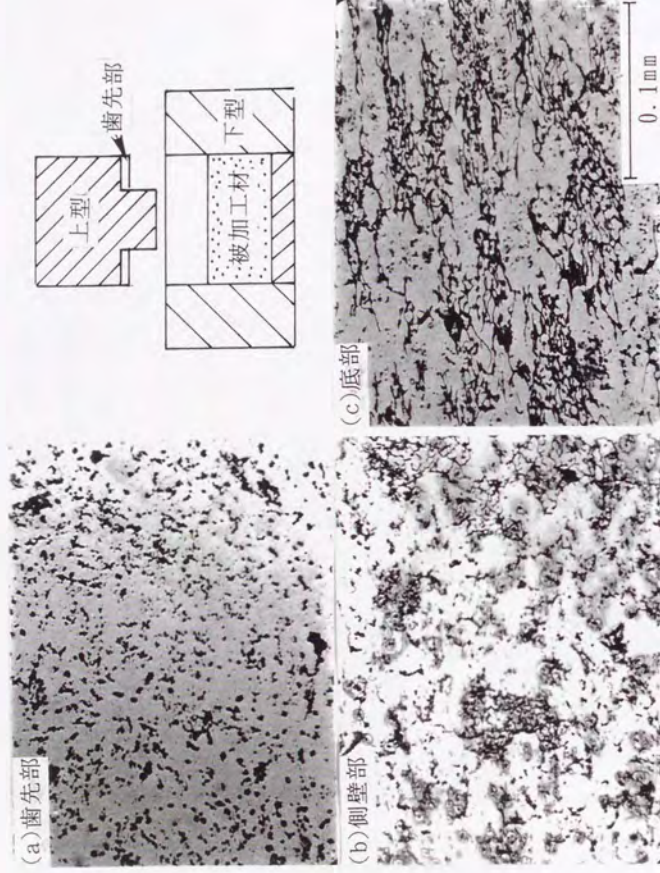


図6-19 半溶融鍛造による複雑形状部品の製造例



共晶黒鉛鑄鉄、半溶融鍛造→高温焼きなまし(900℃-1h, 炉冷)
(鍛造温度 $T=1181^{\circ}\text{C}$, 鍛造圧力 $p=760\text{MPa}$)

図 6-20 半溶融鍛造により製造された歯車の内部組織



マクロ組織

図 6-21 片状黒鉛鑄鉄(FC-10)と球状黒鉛鑄鉄(FCD-45)の半溶融鍛造による接合例

表 6-4 半溶融鍛造結果のまとめ

鍛造方法	調査項目	結 果
熱間鍛造	外面性状 マクロ組織 ミクロ組織 硬さ	FC材は亀裂あり、FCD材は未充填部があり不良 いすれも亀裂が発生し不良 中央部：黒鉛が偏平化 周辺部：素材のまま 中央部と周辺部で差がない
	外面性状 マクロ組織 ミクロ組織 硬さ	鍛造温度が1140℃の一部、および鍛造温度1160℃ 以上の条件で良好 鍛造温度1160℃ですべて良好 金型を予熱すれば早い鍛造段階で良好 中央部：ほぼ素材のまま 周辺部：液相が急冷凝固し、セメンタイトが析出 この傾向は金型予熱なしでより顕著 周辺部の方が中央部より数パーセント高い この傾向は金型予熱なしでより顕著
	熱処理前 半溶融鍛造 後	セメンタイトが析出し、微細黒鉛が析出 硬さは低下し、中央部と周辺部の差はない

表 6-5 粒子強化複合材料 (P R M) 製造条件一覧表

マトリックス材	A5056(#32, #55)
強化粒子	アルミ粉末(WA, #100, #320, #1500)
体積含有率	0~60
鍛造温度	590~626
マトリックス材の固相率	90~50
鍛造圧力	157~500
金型温度	室温~680
圧入速度	約9
圧力保持時間	1
プレス機	油圧式最大能力100ton

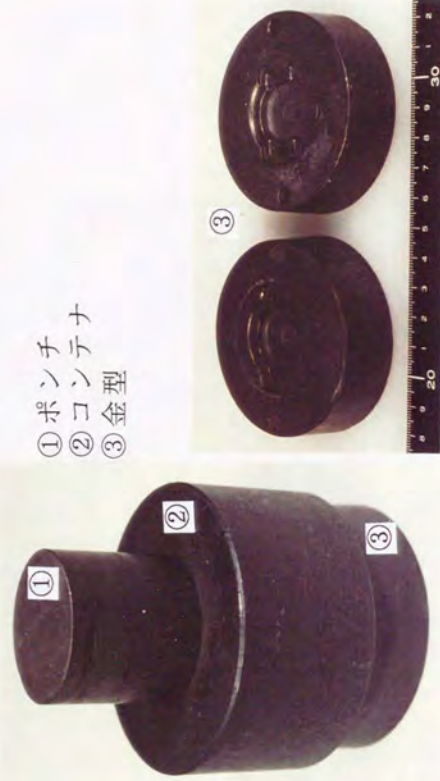
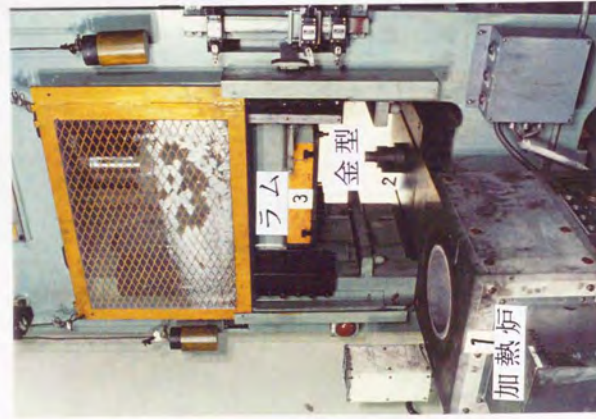


図 6-2-2 粒子強化複合材料製造装置と工具の概観

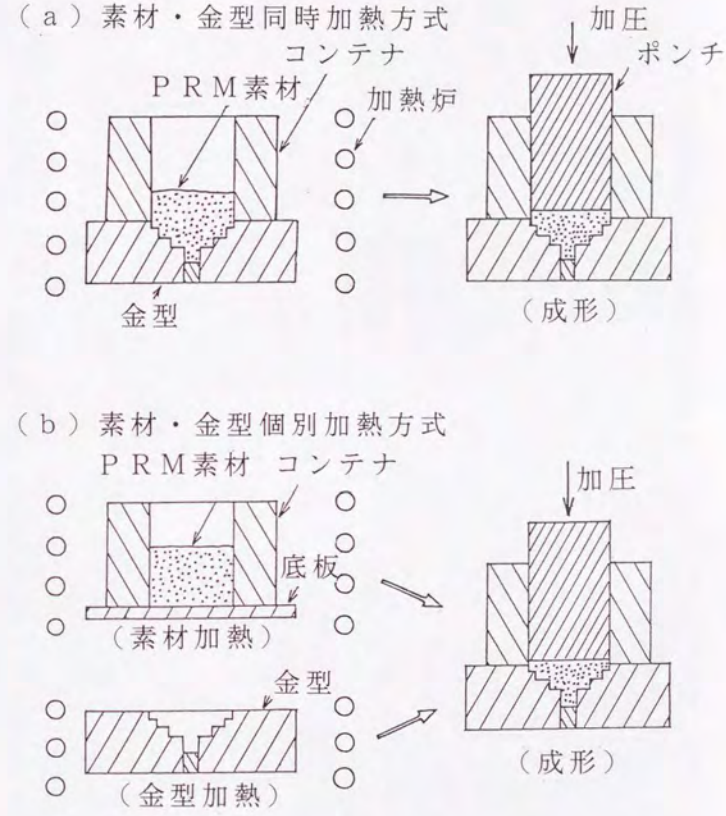


図 6-2-3 PRM素材・金型の加熱方法

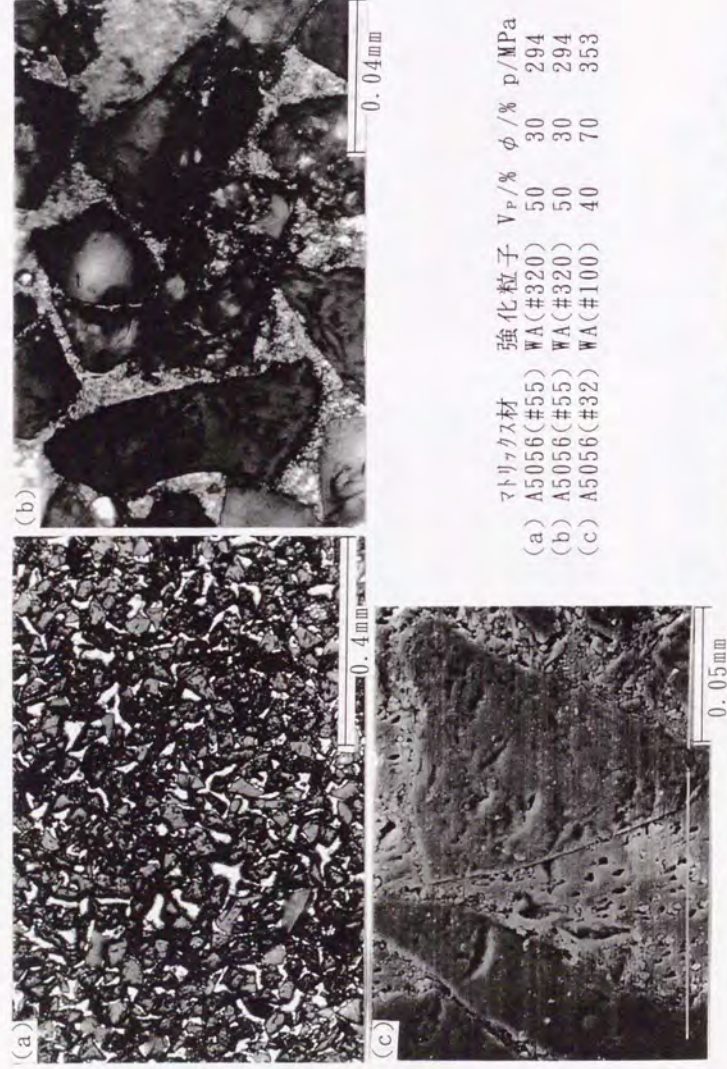


図 6-24 半溶融鍛造法により製造された粒子強化複合材料の内部組織

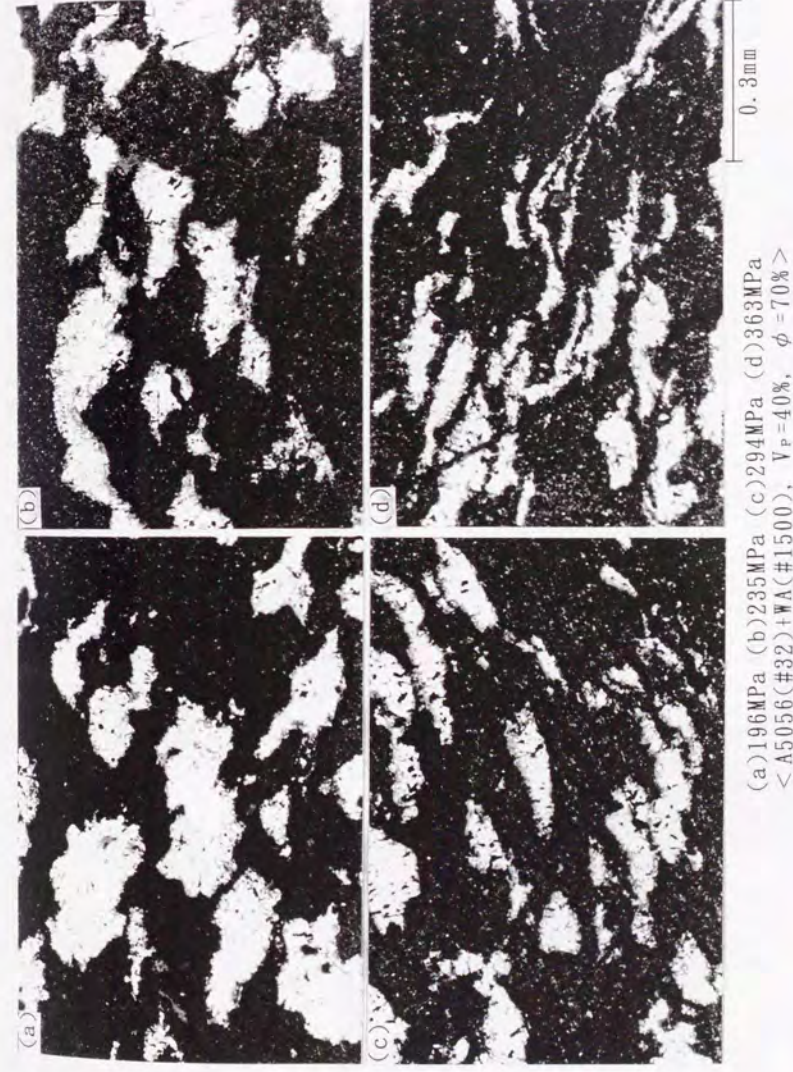
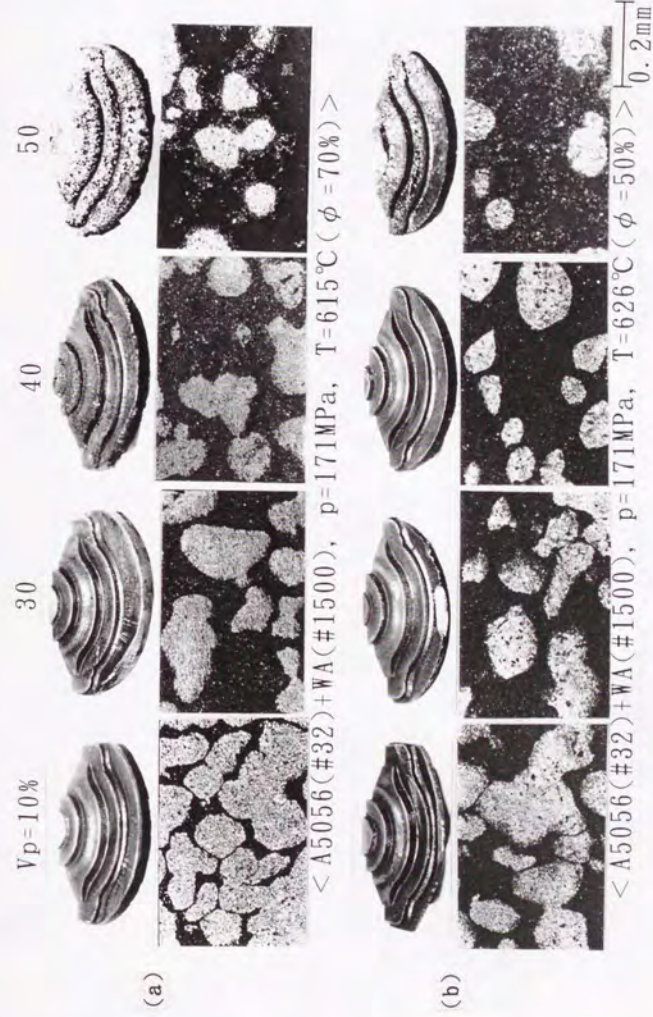


図 6-25 鍛造圧力が粒子強化複合材料の内部組織におよぼす影響



(a)196MPa (b)363MPa
 $< A5056(\#32)+WA(\#1500), V_p=40\%, \phi=70\% >$

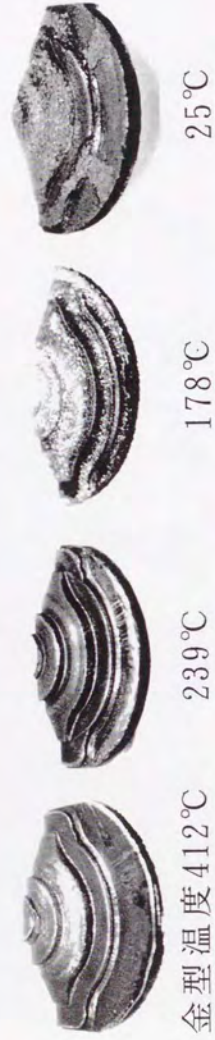
図 6-2-6 鍛造圧力が粒子強化複合材料の内部組織におよぼす影響
 (SEM観察)



$< A5056(\#32)+WA(\#1500), p=171MPa, T=615^{\circ}C (\phi=70\%) >$

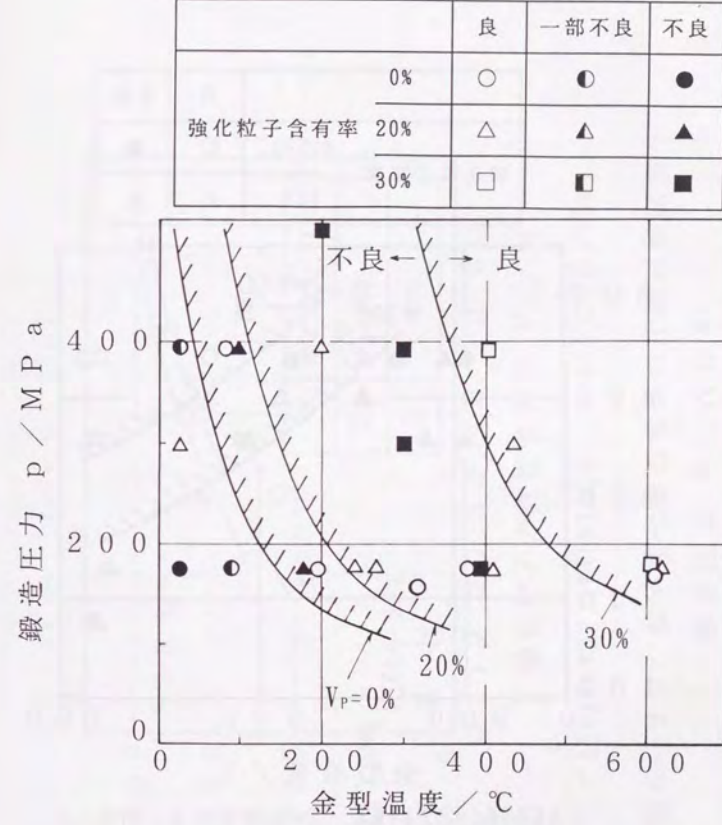
$< A5056(\#32)+WA(\#1500), p=171MPa, T=626^{\circ}C (\phi=50\%) >$

図 6-2-7 強化粒子含有率ならびに鍛造温度が粒子強化複合材料の外形状と内部組織におよぼす影響



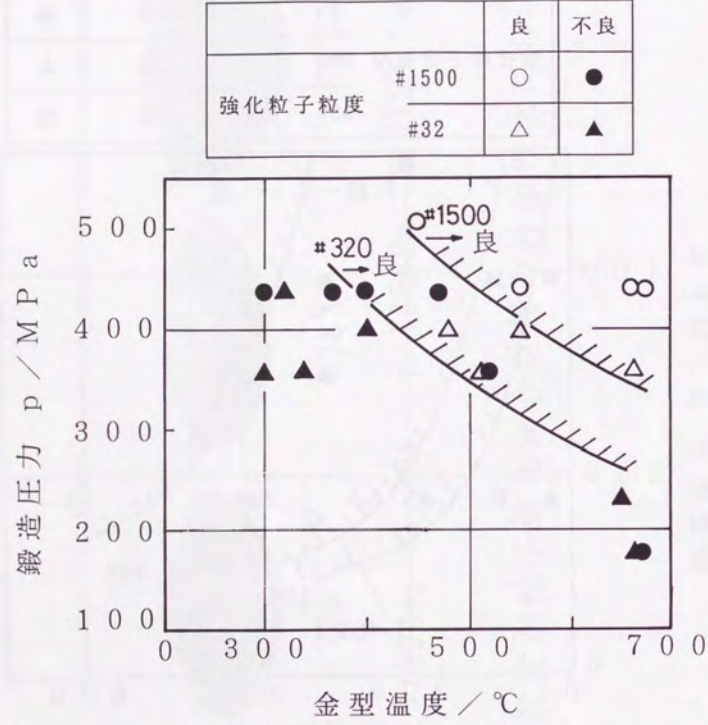
金型温度 412°C 239°C 178°C 25°C
 $\langle \text{A5056}(\#32) + \text{WA}(\#1500), V_P = 20\%, p = 167\text{MPa}, T = 615^\circ\text{C} (\phi = 70\%) \rangle$

図 6-28 金型温度が粒子強化複合材料の外面性状におよぼす影響



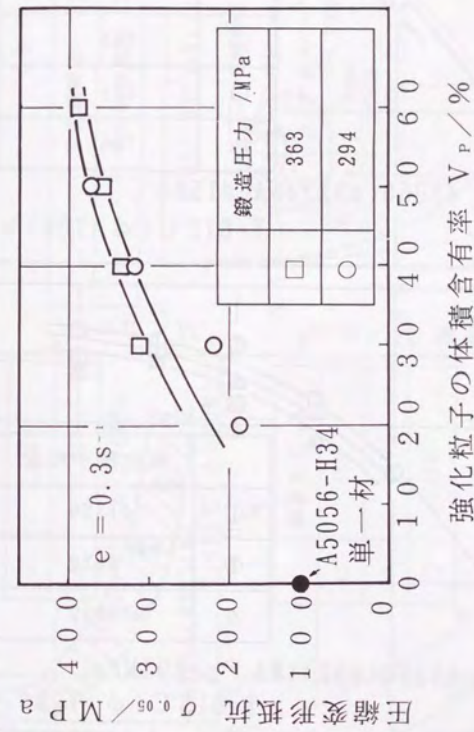
$\langle \text{A5056}(\#32) + \text{WA}(\#1500), T = 615^\circ\text{C} (\phi = 70\%) \rangle$

図 6-29 半溶融鍛造条件が粒子強化複合材料の外面性状におよぼす影響 (1)



< A5056(#32)+WA, T=626°C (φ=50%) >

図 6-29 半熔融鍛造条件が粒子強化複合材料の外表面性状におよぼす影響 (2)



< A5056(#32)+WA(#1500), T=615°C (φ=70%) >

図 6-30 粒子強化複合材料の圧縮試験結果

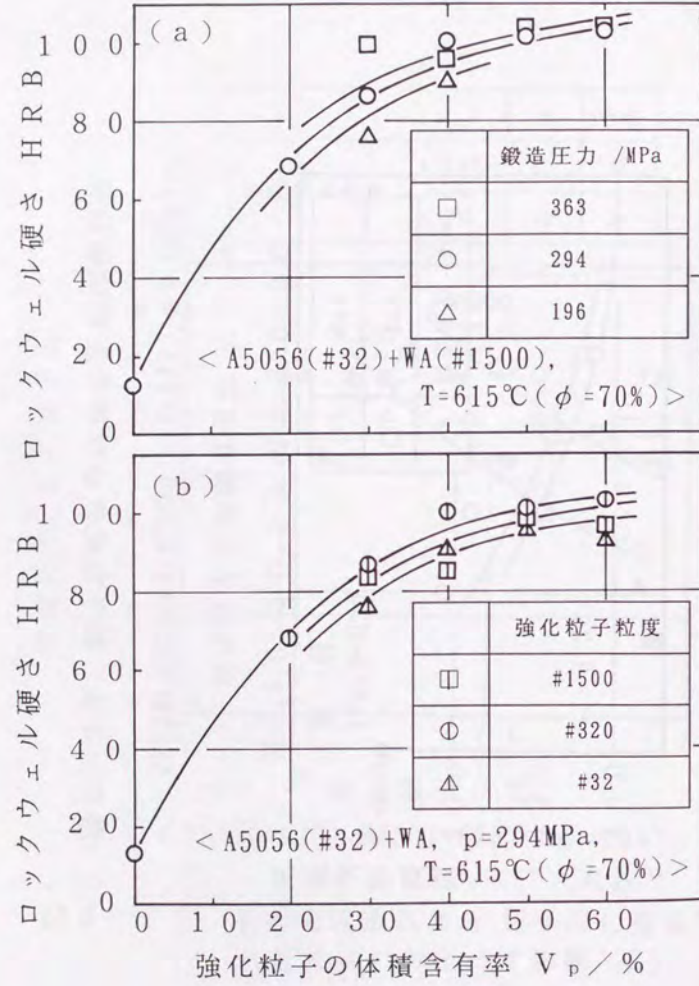


図 6-31 粒子強化複合材料の硬さ試験結果

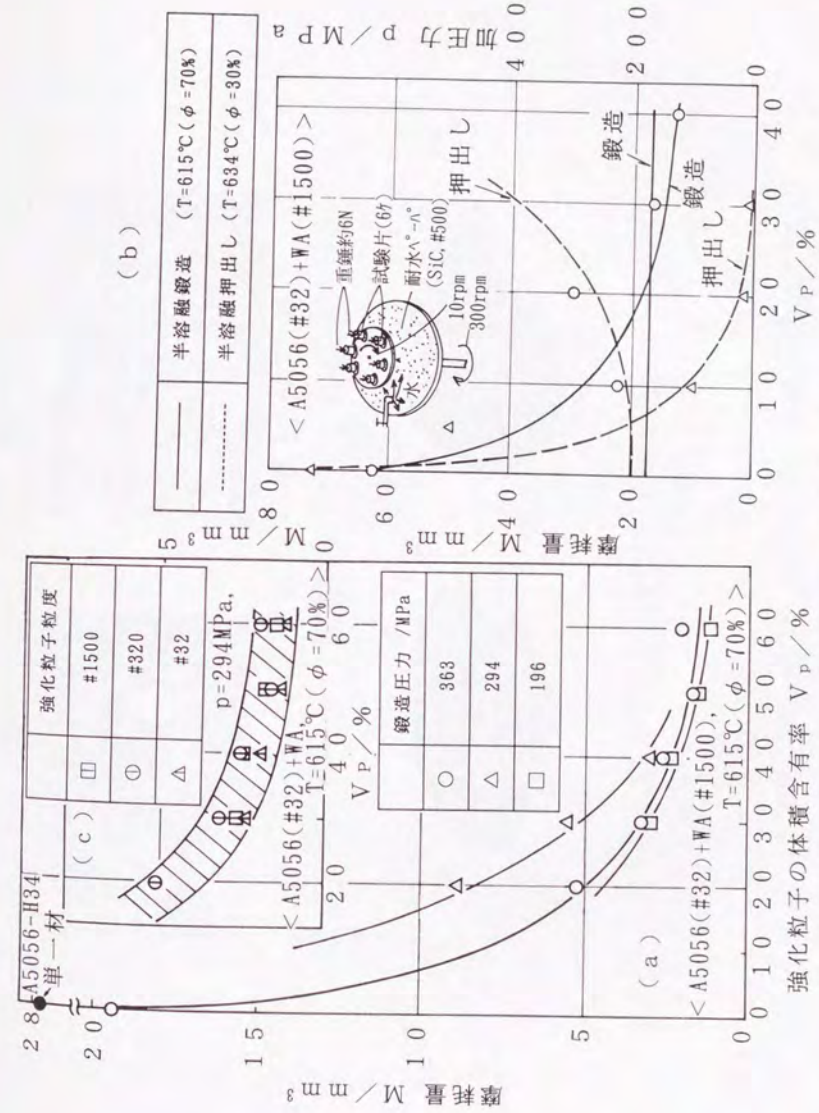


図 6-32 粒子強化複合材料の摩耗試験結果



図 6-3-3 半溶融鍛造法により製造された
粒子強化複合材料製品例

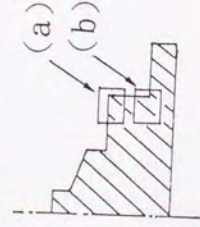
462



(a)



(b)

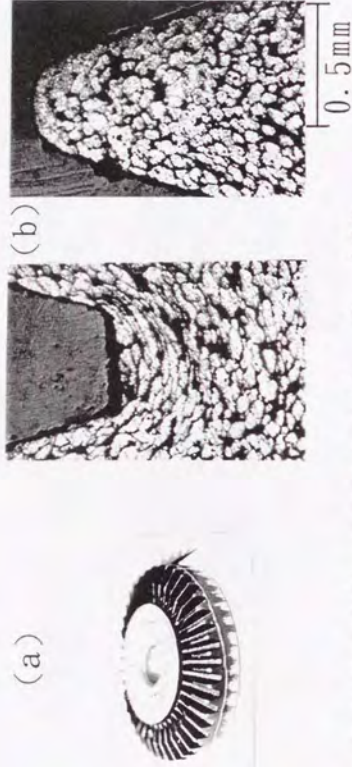


(c)

< A5056(#32)+WA(#1500), $V_P=40\%$, $p=431\text{MPa}$,
 $T=615^\circ\text{C}$ ($\phi=70\%$) >

図 6-3-4 粒子強化複合材料製品の内部組織 (1)

463



< A5056(#32)+WA(#1500), $V_P=10\%$,
 $p=176\text{MPa}$, $\phi=86\% >$

図 6-3-5 粒子強化複合材料製品の内部組織 (2)

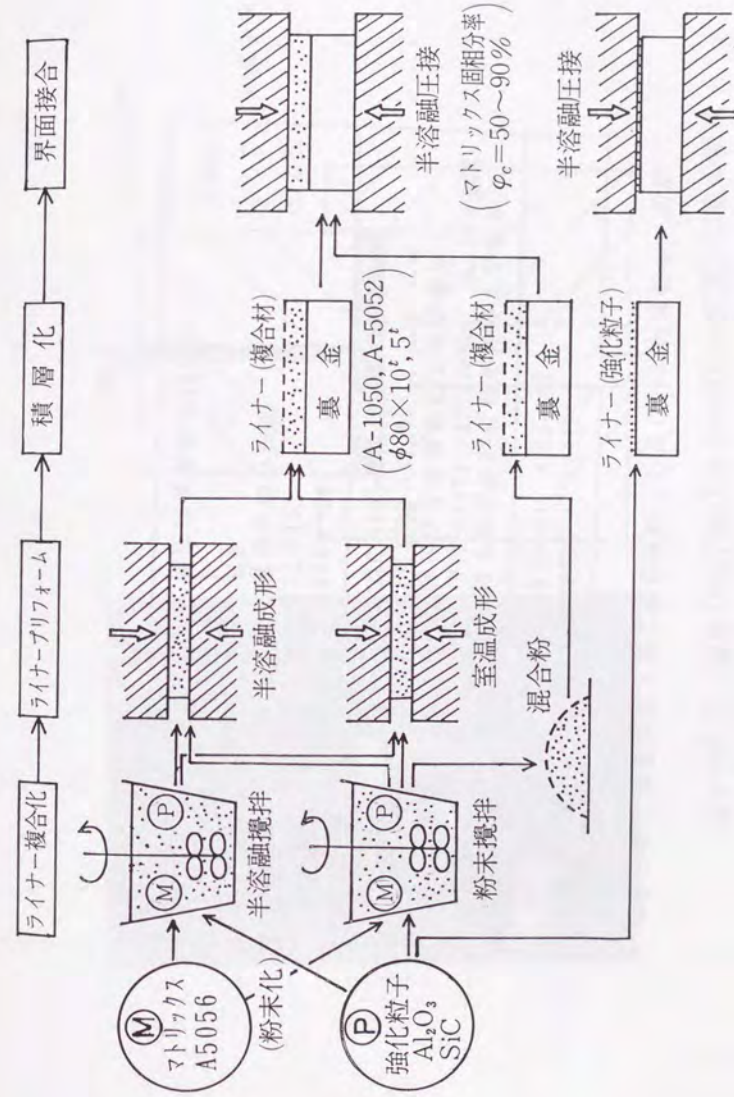


図 6-3-6 半溶融鍛造法による積層型粒子強化複合材料 (PRCM) 製造の概略

表 6-6 積層型粒子強化複合材料 (PRCM) 製造条件一覧表

素板	材質 寸法	A5052, A1050 φ 80-5t, φ 80-10t
積層材		① 粒子強化複合材料を接合する場合 <A5056(#32)+WA(#1500), VP=10~50%> ② 強化粒子を直接圧入する場合 WA(#200~#1500) SiC(#80~#1200)
鍛造温度 鍛造圧力 金型温度 圧入速度 圧力保持時間 7°V11機	T/°C p/MPa /mm・s ⁻¹ /min.	590~626 20~127 素材と同時加熱 約9 1 油圧式最大能力100ton

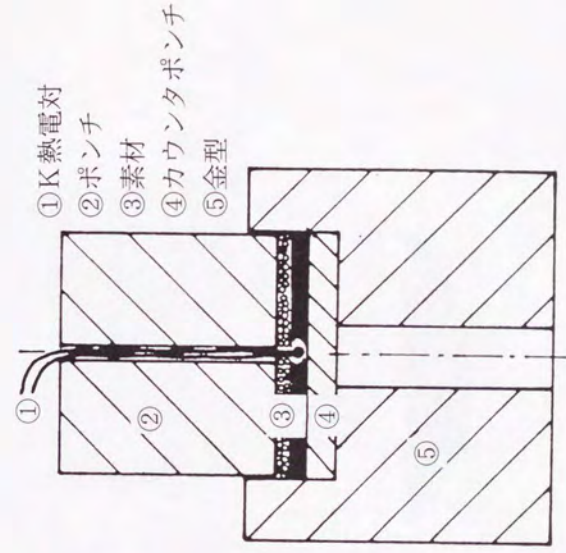
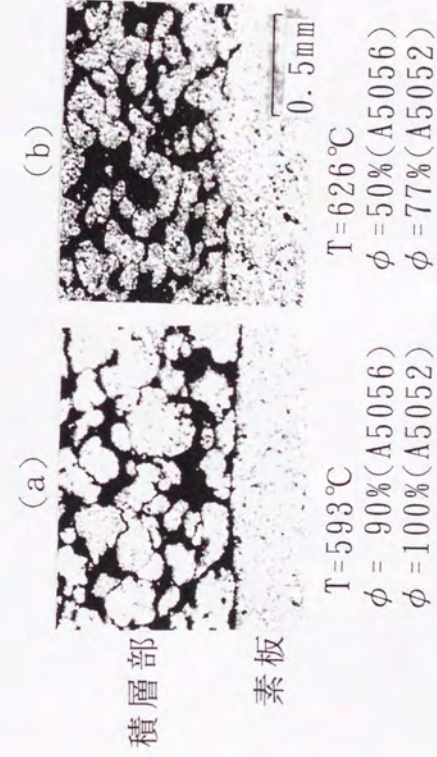


図 6-37 積層型粒子強化複合材料製造装置と工具の概観



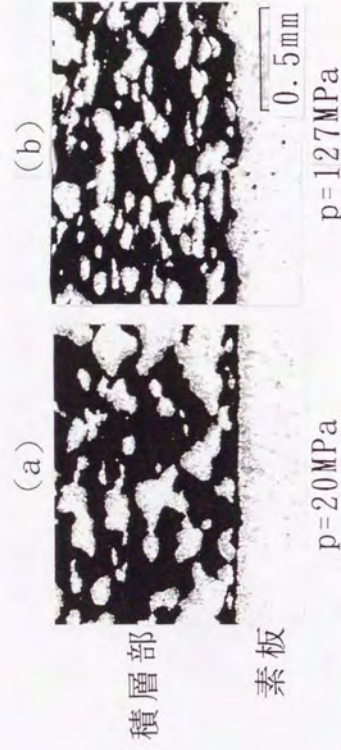
$< A5056(\#32) + WA(\#1500), V_P = 30\%,$
 $p = 88\text{MPa}, T = 615^\circ\text{C} (\phi = 70\%) >$

図 6-38 積層部に用いた混合粉と、半溶融鍛造法により製造した積層型粒子強化複合材料の横断面



$A5052 + < A5056(\#32) + WA(\#1500),$
 $V_P = 30\% >, p = 49\text{MPa}$

図 6-39 鍛造温度が製品の積層部と素板の接合面の性状におよぼす影響



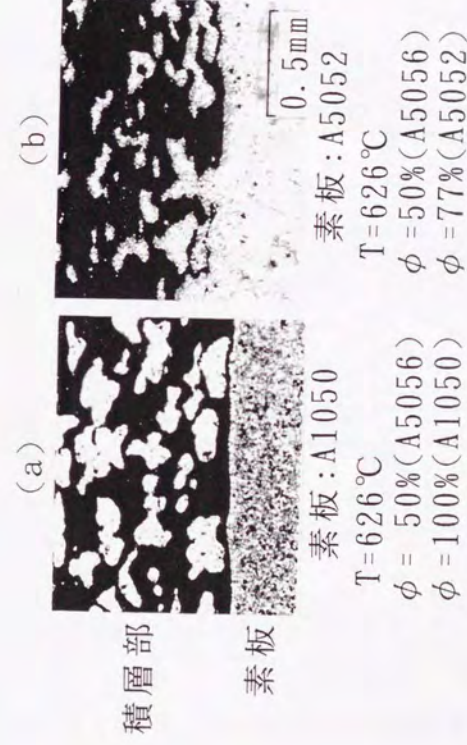
A5052+<A5056(#32)+WA(#1500), $V_p=30\%$ >

T=614°C

$\phi=70\%$ (A5056)

$\phi=93\%$ (A5052)

図 6-40 鍛造圧力が製品の積層部と素板の接合面の性状におよぼす影響



A5052+<A5056(#32)+WA(#1500), $V_p=30\%$ >, $p=49\text{MPa}$

図 6-41 素板材質が製品の積層部と素板の接合面の性状におよぼす影響

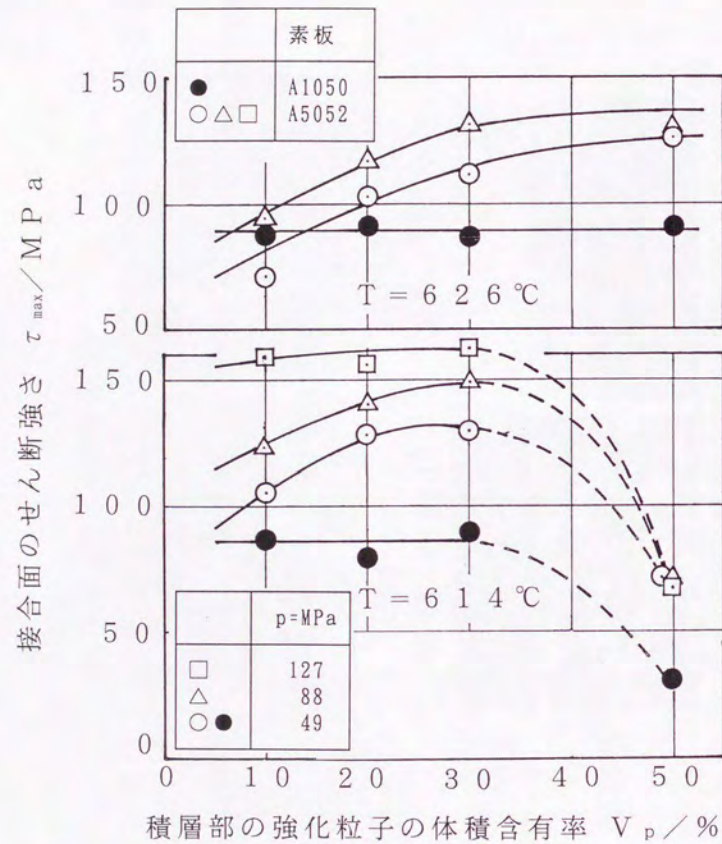


図 6-42 素板・積層部間の接合面のせん断強さにおよぼす製造条件の影響

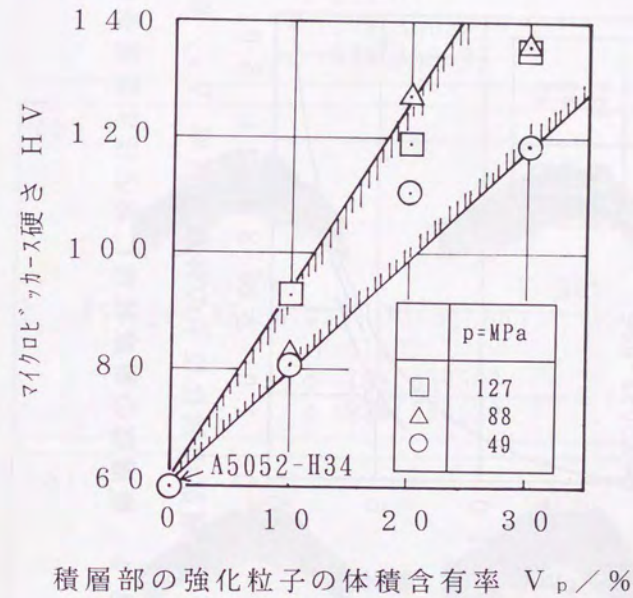


図 6-43 積層部の硬さにおよぼす製造条件の影響

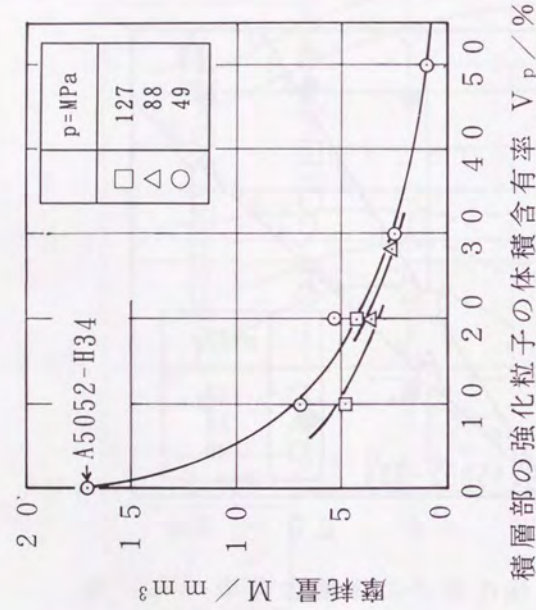


図 6-4-4 積層部の強化粒子の体積含有率 V_p / % 積層部の耐摩耗性におよぼす製造条件の影響

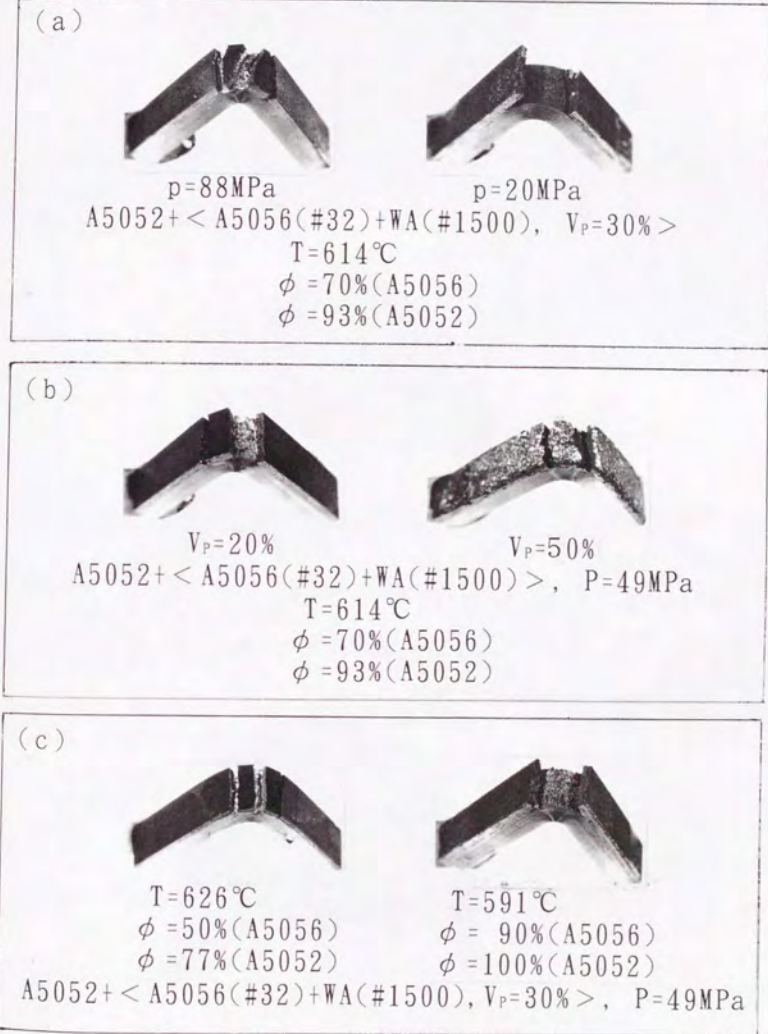


図 6-4-5 抗折試験による積層部と素板の接合性の検討



(a) A5052+<A5056(#32)+WA(#1500), $V_p=20\%$ >
 $P=49\text{MPa}$
 $T=615^\circ\text{C}$, $\phi=70\%$ (A5056), $\phi=92\%$ (A5052)

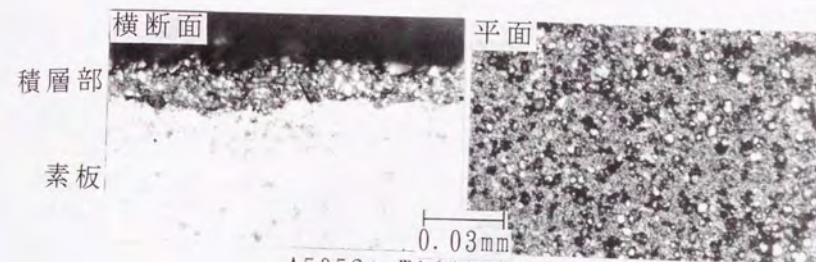


(b) A5052+<A5056(#32)+WA(#1500), $V_p=20\%$ >
 $P=88\text{MPa}$
 $T=614^\circ\text{C}$, $\phi=70\%$ (A5056), $\phi=93\%$ (A5052)



(c) A5052+<WA(#1500)>
 $P=127\text{MPa}$
 $T=615^\circ\text{C}$, $\phi=92\%$ (A5052)

図 6-46 U 曲げ成形における積層部の成形性



A5052+<WA(#1500)>
 (a) $P=137\text{MPa}$
 $T=615^\circ\text{C}$, $\phi=92\%$ (A5052)



A5052+<WA(#200)>
 $P=49\text{MPa}$
 $T=626^\circ\text{C}$, $\phi=77\%$ (A5052) (b)

A5052+<SiC(#120)>
 $P=49\text{MPa}$
 $T=619^\circ\text{C}$, $\phi=87\%$ (A5052) (c)

図 6-47 強化粒子の直接接合の場合の内部組織



A5052+<WA(#1500)>
P=88MPa
T=630℃, ϕ =88%(A5052)

図 6-48 表面性状の不良例

表 6-7 半溶融鍛造と熱間鍛造との比較³¹⁾

	熱間鍛造 (鋼)	半溶融鍛造 (鋳鉄)
鍛造温度℃	1000~1250	1000~1200
成形方式	ばり出し方式	密閉方式
材料の変形抵抗	大	小
材料の加工限度	あり	なし
材料の材質	制限あり	広範囲
鍛造圧力	高い	低い
鍛造荷重	高い	低い
材料に要求される寸法精度	低い	低い
材料の前処理	不要	不要
潤滑材料 金型	— グラファイトなど	— グラファイトなど
おもな鍛造設備	クランクプレス スクリュ-プレス ア-セッター トロツァハンマー	クランクプレス スクリュ-プレス
成形工程数	多い	少ない
製品	組織	粗大化
	脱炭層(mm) 表面あらさ	0.3~0.4 <20S
	抜け勾配	0.5° ~6°
	寸法精度 (mm)	±0.5~±1.0 ±1.0~±2.0 0.7~1.0
形状	単純	複雑

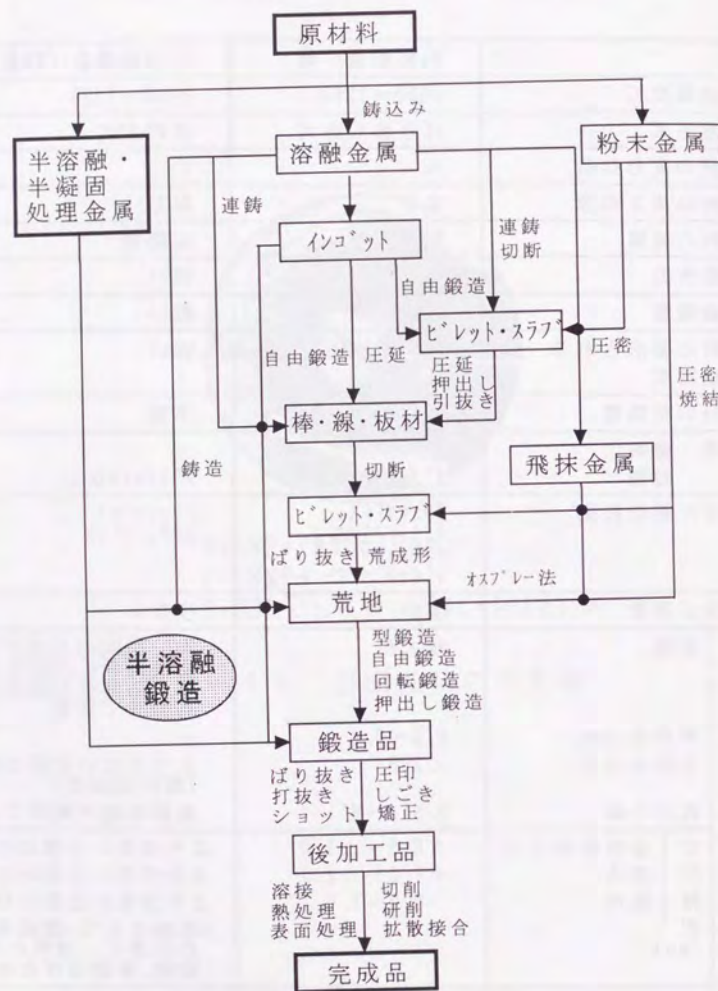


図 6-49 被加工材料の形態による鍛造工程の比較³¹⁾

第 7 章 半溶融圧延の基本特性の検討

7. 1 緒言

金属の板材は、溶融金属を出発素材とし、連続铸造法などにより一旦铸塊（スラブ）となり、結晶粒や晶出物などの均質化処理後、熱間圧延さらに冷間圧延により製造される方法が一般的である。近年、薄スラブ連続铸造後、均質化処理行程を省略し、直ちにインライン圧延する方法もアルミニウム合金のような一部の金属において実用化されているものもあるが、鉄系合金では精錬工程からの形状不良あるいは組織不良（柱状晶組織・偏析・晶出物・析出物）を完全にはめぐり去ることができず、この問題が連続化と省工程化を遅らせている原因となっている^{3,4)}。

本章では、板材圧延の上記に示す技術的な流れを背景に、半溶融圧延における基本特性の解明と半溶融圧延の可能性の追求を目的とし、下記に示す問題に対し検討を行った。

- (a) アルミニウム合金ならびに鋳鉄の板材加工
- (b) 積層型複合板材の製造
- (c) アルミニウム基積層型粒子強化複合板材の製造と加工
- (d) 鉄基積層型粒子強化複合板材の製造と加工
- (e) サンドイッチ型粒子強化複合板材の製造と加工

7. 2 アルミニウム合金ならびに鋳鉄の板材加工

1) - 7.1.2) 1.2) 1.3) 2.1) 2.2) 2.3) 2.4) 2.5)

7. 2. 1 はじめに

半熔融圧延法が冷間熱間圧延と大きく異なる点は、被圧延材中に液相成分と固相成分の二相が内在していることである。すなわち、液相成分があるために、流動性・接合性・混合性が誘起され、したがって、(a)鋳鉄のような難加工材の加工、(b)溶湯からの直接圧延の可能性、(c)新材料の製造、など従来の冷間熱間圧延法にはない多くの拡張性・可能性・新規性が見込まれることにある。

本節では、半熔融圧延の基本的な特性の把握を目的とし、アルミニウム合金ならびに各種鋳鉄の半熔融圧延を行い、圧延温度・圧下率・圧延速度などの加工条件と圧延荷重・製品の内部組織・製品の機械的特性との関係について検討する。

7. 2. 2 実験方法および実験条件

半熔融圧延法には、(a)金属素板を加熱し、均一な半熔融状態とした後ロール間へ挿入し圧延する方法と、(b)第4章で示した半凝固処理金属材料をロール間へ挿入し圧延する方法の二通りがある。本研究では、(a)の方法によって半熔融圧延を行った。

半熔融圧延の実験は、二段ロール・同径同周速の実験用圧延機を使用した。ロール間長は110mmでありロール直径は250mmである。本圧延機はロール表面を予熱することも可能であるが今回の実験ではロールは室温状態のまま使用した。ロール表面は一回の実験終了ごとに研磨紙で磨かれ、表面性状がいつも一定となるようにした。またロールと被圧延材との間に潤滑材は用いず実験は無潤滑で行った。被圧延材質としては、A5056アルミニウム合金のほか、片状黒鉛鋳鉄(FC-20とFC-30)、球状黒鉛鋳鉄(FCD-45)、共晶黒鉛鋳鉄などの鋳鉄を用いた。アルミニウム合金、鋳鉄とも市販材を用い、これを所定の寸法に切断し被圧延材とした。圧延条件としては、特に圧延温度に注目し、熱間域から半熔融域までの種々の温度で圧延を行った。ロールクリアランスは被圧延材の元板厚に対応させ、0~1.5mm(リダクション 40~80%)の範囲で変化させた。

実験方法はアルミニウム合金と鋳鉄とで多少異なる。アルミニウム合金の場合は、ロール入側直前に設置した高周波誘導加熱炉においてアルミニウム合金板を半熔融状態に加熱し、ベルトコンベア方式でそれをロール間に挿入し圧延する方法で行った。鋳鉄の場合は、被圧延材の加熱は黒鉛ブロックを利用しアルゴンガス雰囲気中で行い、所定の条件に達した後それを押し込む方法で行った。図7-1に実験装置の概略ならびに加熱方法の写真を示す。実験は、被圧延材を所定の温度に加熱後、5~10分間保持し、その後回転中のロール間に挿入し圧延する手順

により行った。加熱炉から黒鉛ブロックを取り出し、圧延が終了するまでの時間は約10秒である。温度測定はアルミナ管で保護されたK熱電対を用い、図に示すように、被圧延材に接触させて行った。2本の熱電対の温度差は、1100℃に対して、約5℃以内であった。圧延された製品は、直ちに水中に投じられ、内部組織の凍結がはかられた。そのほか、鋳鉄の半熔融圧延条件を表7-1にまとめて示す。アルミニウム合金の半熔融圧延後の製品については、表7-2に示す条件で熱処理と冷間圧延を行い、一軸引張り試験、マイクロビッカース硬さ試験および内部組織の観察を行った。なお、表7-2に示す冷間圧延の全圧下率 $r_{\text{全}}$ は50%±1%を基準とし、圧延温度T626℃(被圧延材の固相率 ϕ が30%)で半熔融圧延した製品についてのみ、全圧下率 $r_{\text{全}}$ を10, 30, 50, 70%と変化させ、冷間圧延による圧下率の影響を見た。

7. 2. 3 実験結果および考察

(1) 単位幅当り圧下力-圧下率線図

図7-2には、単位幅当りの圧下力 p -圧下率 $r_{\text{幅}}$ 線図を示す。ここに示す p は、実測した圧延荷重値を素材幅で割って単位幅当たりの圧下力で示してある。図から、圧延温度 T の上昇(被圧延材の固相率 ϕ の低下)と共に p が低下し、同時に圧下率の増加に対する p の立ち上がり方も緩やかになっていることがわかる。特に、熱間圧延と比べて、同じ圧下率に対し数分の一の圧下力で圧延できることがわかる。一般に、半熔融状態における合金材料の変形は、(a)液相成分の流動による変形、(b)固相成分である結晶粒の回転やすべりによる変形、(c)結晶粒自体の変形、のそれぞれが組み合わさったものと考えられ、固相成分に比べて液相成分が相対的に多い場合には(a)(b)の変形が主体となり、少ない場合には(b)(c)の変形が主体となる。このことは半熔融圧延におけるロールバイト内の変形においてもあてはまるものと考えられる。すなわち、圧延の開始とともに(a)(b)が先行し、続いて、ロールによる被圧延材の冷却とともに(b)(c)に移行する過程が予想される。これらの事は、以下に示す圧延条件と内部組織の観察からも推測できる。

(2) 製品の外面性状

今回の半熔融圧延実験によって製造されたアルミニウム合金製品ならびに鋳鉄製品の外観の一例を図7-3(1)(2)に示す。圧延温度が高くなるほど、圧延時の幅広がりや縁割れが目立ってくる。以下に示す内部組織および機械的特性は、板幅中心付近の正常部分について検討した結果である。

(3) 圧延条件と製品の内部組織の関係

図7-4は、A2017を用い626℃(被圧延材の固相率 ϕ が30%)で半熔融圧延した際

の内部組織におよぼす圧下率の影響を示す。図から、丸みをおびた圧延時の固相成分と、それを取り囲んでいる液相成分とが明確に識別でき、圧下率の増加とともに組織が展伸されている様子がわかる。また、液相成分が板表層部に多く集まってきているが、これは板厚中心部にある液相成分が圧延の進行とともにロールによって表面に絞り出されたためであると考えられる。

図7-5は、A2017について圧延温度が製品の内部組織におよぼす影響について示す。図7-4の圧延温度 T が 626°C (被圧延材の固相率 ϕ が30%)、圧下率 r が64%の組織も同時に参照されたい。図から、圧延温度が低くなるにしたがい、液相成分が少なくなり、固相成分が丸みをおびた組織から角ばった組織に変化し、通常の熱間圧延と似た内部組織になることがわかる。

図7-6は、A2017について圧延速度の影響を示す。図7-4や図7-5の圧延速度 V が $0.80\sim 0.85\text{m/s}$ の組織も同時に参照されたい。図から、圧延速度が遅くなるに従って組織は延伸されていることがわかる。この理由としては、ロール速度の違いによる圧延では、ロールバイト上流側位置で凝固が完了し、したがって、実質的にリダクションの大きな圧延が行われた結果であると思われる。

図7-7は、アルミニウム合金系の被圧延材材質の違いが製品の内部組織におよぼす影響を示す。図には、Al-Mg系合金A5052とAl-Zn-Mg系合金A7075について示してある。いずれの場合にも、Al-Cu系合金A2017の場合と同様な内部組織を示し、材質の違いによる内部組織の変化は少ないことがわかる。

図7-8は、A2017の半溶融圧延製品を冷間圧延、あるいはT4処理を行った際の内部組織の変化を示す。[MR-CR]処理では、図3に示した組織がさらに細長く展伸されている様子がわかる。[MR-T4]処理では、組織が再結晶化している。[MR-CR-T4]処理では、[MR-T4]処理の組織が冷間圧延の影響でより細かくなっていることがわかる。

次に鋳鉄の半溶融圧延後の内部組織について示す。半溶融圧延前の鋳鉄の内部組織については、第6章の図6-8と図6-9を参照されたい。図7-9は、共晶黒鉛鋳鉄の圧延温度が製品の内部組織におよぼす影響を示す。ただし、製品は圧延後直ちに水中に投じ組織を凍結してある。図(a)は熱間圧延、図(b)は共晶温度近傍での圧延、図(c)は半溶融圧延の製品の内部組織を示す。図から、熱間圧延の製品では、樹枝状組織がそのままの形で圧延され、圧延方向に延伸された組織となっていること、共晶温度近傍の圧延製品では、樹枝状組織が消え、個々の結晶粒子が丸みをおびてきていること、半溶融圧延製品では、表層部は白鋳鉄(セメントライトとパーライトの混合組織)化し、板厚中心付近はまだら鋳鉄(セメントライト、パーライト、黒鉛の混合組織)化して、板厚方向に見て、特異な内部組織となっていること、などがわかる。

図7-10は、FCD-45の圧延温度が製品の内部組織におよぼす影響を示す。図

(a)の熱間圧延では、黒鉛が、板厚中心付近から表層部にかけて、圧延方向に延伸され、扁平化していること、図(b)(c)の半溶融圧延では、表層部に黒鉛が集積してきていること、ならびに表層部に液相成分が表れてそれが白鋳鉄化してきていること、などがわかる。

図7-11は、FC-20、FC-30の半溶融圧延後の製品の内部組織を示す。この場合も図7-9に示す結果と同様に、結晶粒は丸みをおび、表層部には液相成分が集積し、白鋳鉄化していることが指摘できる。

図7-12は、上述の実験結果をもとに、半溶融圧延による被圧延材内部の液相成分の流動および固相成分の変形について模式的に示したものである。ロール表面に接した被圧延部は急激に冷却され凝固するが、板厚中心付近は、依然、固相成分と液相成分が共存した状態にある。圧延の進行にともなう、液相成分の一部は上流側の表層部あるいは側面部に絞り出され、固相成分は板厚中心付近に凝集してくる。ただし、表層部に絞り出された液相成分もロールにより冷却され凝固し、ロールギャップ内に再び引き込まれる。さらに、圧延が進行すると、被圧延材全体が凝固し、一体となって圧延され、製品となる。

図7-13は、共晶黒鉛鋳鉄の半溶融圧延製品を、 $900^{\circ}\text{C}\cdot 1\text{時間}$ ・炉冷の条件で高温焼きなましした後の内部組織を示す。図(c)の半溶融圧延材では、焼きなましによって、断面全体はねずみ鋳鉄(パーライトと黒鉛の混合組織)あるいはフェライト鋳鉄(フェライトと黒鉛の混合組織)になっている。図(a)の熱間圧延した製品の内部組織は、高温焼きなましを行っても局所的に見ると樹枝状組織が依然存在し、図7-9(a)と比べ大きな組織の変化は見られない。それに対し、図7-13(c)の半溶融圧延後の製品の内部組織は、図7-9(c)と比べ大きく変化し、樹枝状組織が消失していること、黒鉛が塊状に析出してきていることなどが観察される。

図7-14は、球状黒鉛鋳鉄FCD-45の半溶融圧延製品を $900^{\circ}\text{C}\cdot 1\text{時間}$ ・炉冷の条件で高温焼きなましした後の内部組織を示す。全体的にはフェライト鋳鉄となるが、局所的に見ると、表層部の液相部分に、数 μm の黒鉛が析出してきていることなどがわかる。

図7-15は、同様に球状黒鉛鋳鉄FCD-45の半溶融圧延製品を $900^{\circ}\text{C}\cdot 1\text{時間}$ ・炉冷の条件で高温焼きなましした後の内部組織を示す。板厚中心付近は韌性に富む球状黒鉛鋳鉄、表層部は耐磨耗性の良い片状黒鉛鋳鉄の板材となっていることがわかる。すなわち、半溶融圧延加工により、黒鉛の形状・寸法・分散を板厚方向に制御し傾斜機能を持つ製品の製造が可能であることがわかる。

(4) 製品の機械的特性

半溶融圧延により得られたアルミニウム合金製品に、表7-2に示す熱処理と

冷間圧延を組合せ、市販材と同じ後処理を行い、それぞれの場合の引張り特性・硬さ特性について検討を行った。

図7-16は、単位断面積当りの引張り荷重 σ -変位 S 曲線を示す。図から、[MR-T0-CR-T4]処理・[MR-CR-T4]処理を施した製品は十分伸びて破断しているのに対し、[MR-CR]処理・[MR-T0-CR]処理した製品は、 σ - S 曲線の立ち上がり途中で破断している。MRおよび[MR-T4]処理の製品はそれらの中間の段階で破断していることがわかる。

図7-17は、製品の引張り強さ σ_B ・伸び E_L と半溶融圧延温度 T （固相率 ϕ ）との関係を示す。図から、圧延温度 T の低下（被圧延材の固相率 ϕ の増加）と共に引張り強さ σ_B と伸び E_L が増加していることがわかる。また、半溶融圧延(MR)製品は、冷間圧延とT4処理を組み合わせて行うことにより、 σ_B 、 E_L いずれも向上し、高固相率での圧延製品ではほぼ市販材A2017-T4の値にまで回復していることがわかる。

図7-18は、圧延温度 T が626℃(被圧延材の固相率 ϕ が30%)の製品について、 σ_B 、 E_L と冷間圧延の圧下率 r_{ck} との関係について示す。 r_{ck} を大きくすることによって、 σ_B 、 E_L ともに向上することがわかる。

図7-19は、製品の板厚方向の硬さ分布に与える圧延温度 T と冷間での圧下率 r_{ck} の影響を示す。圧延温度 T が高い（被圧延材の固相率 ϕ が低い）圧延では、表層部が板厚中心部より数10%硬い製品ができる。圧延温度 T の低下とともに、硬さ分布は板厚方向にみてもほぼ均一となってくる。また、冷間圧延の圧下率 r_{ck} が大きくなるにしたがい、板厚方向における硬さ分布も均一化し、全体的に見て硬くなっている。

図7-20は共晶黒鉛鋳鉄製品の板厚方向の硬さ分布を示す。図(a)は市販材、図(b)は薄片を半溶融状態から急冷した場合、図(c)~(f)は、圧延後直ちに水中に投じ急冷した場合、図(g)~(h)は図(c)~(d)の製品を高温度焼きたました場合の硬さを示す。硬さ試験は、ビッカース硬さ試験機を用い、500gfの重錘を使用し行った。試験結果は、板厚の表層部・中心部・球状化した結晶部の3箇所について5~6点測定し、それぞれ平均値で表してある。図から、(a)急冷することで硬さHVが450~700と著しく高くなること(図(b),(c),(d),(e),(f)参照)、(b)半溶融圧延では表層部の硬さが中心部より2~3割高くなり、熱間圧延では表層部と中心部の硬さの差は僅かであること(図(c),(d)と図(e),(f)参照)、(c)球状化した結晶部分の硬さは、半溶融圧延ならびに熱間圧延を問わずビッカース硬さHVが600~700と高い値となっていること(図(b),(c),(d),(f)参照)、(d)製品を高温度熱処理することによって、表層部と中心部の硬さの差は半溶融圧延製品においても小さくなってくること(図(g),(h),(i),(j)参照)、などがわかる。

図7-21は、高温焼きたまし後の共晶黒鉛鋳鉄製品に対し引張り試験を行い、

得られた応力 σ -ひずみ ϵ 曲線を示す。図から、市販材の引張り強さ σ_B は200~250MPa・破断ひずみ ϵ_B は0.3~0.5%、半溶融圧延製品の σ_B は350~400MPa・ ϵ_B は0.3~0.9%、熱間圧延製品の σ_B は400~500MPa・ ϵ_B は0.6~2.8%とであり、圧延することによって引張り強さならびに伸びとも向上することがわかる。

7.2.4 まとめ

難加工材であるアルミニウム合金(A2017・A5052・A5056・A7075)ならびに鋳鉄(FC-20・FC-30・共晶黒鉛鋳鉄・FCD40)の半溶融圧延を試み、圧延条件と圧延荷重の関係および圧延条件と内部組織ならびに機械的特性の関係について検討を行い、概略以下の結果を得た(表7-3参照)。

- (a)半溶融圧延は、被圧延材中に液相成分と固相成分を内在しているために、ロールバイト内での材料の変形流動挙動は冷間熱間圧延と比べ大きく異なる。固相率が高い場合(概略90%以上)では被圧延材の変形は熱間圧延とほぼ同様であり、被圧延材中の固相成分と液相成分は一体となって均一に圧延される。また、半溶融圧延製品の機械的特性(引張強度・伸び)についても、熱間圧延のそれと同等であることがわかった。ただし圧延荷重は、熱間圧延に比べ、同一の圧下率に対して約1/2程度でよい。したがって、浴湯からの直接圧延を行い、均一な組織の製品を得るためには、概略90%以上の固相率で圧延する必要がある。
- (b)被圧延材の固相率が約70%以下になると、ロールギャップにおける材料内の液相成分と固相成分の流動変形はそれぞれ独自に起こる。すなわち、圧延圧下力によって被圧延材内に静水圧分布が発生し、その影響により、ロールギャップ内の液相成分は固相成分の間隙をぬって低圧力方向であるロールギャップ入口側の被圧延材上下面に向かって流動する。流出してきた液相成分は、ロールによって冷却され凝固しつつ再びロールギャップに引き込まれ圧延される。この間、固相成分は互いに拘束しあいながら圧延され、長手方向に展伸される。したがって半溶融圧延後の製品(板材)の内部組織は、高固相率下での圧延の場合を除き、板厚方向に不均一性を有するのが普通であり、中心部は圧延前の固相成分が、表層部は圧延前の液相成分が主体となって構成される。このような不均一性は好ましい場合と好ましくない場合とがある。好ましい例でいえば、板厚中心付近は韌性に富む球状黒鉛鋳鉄となり表層部は耐摩耗性の良い片状黒鉛鋳鉄で構成される板材を製造することが可能となる。
- (c)固相率が著しく低い場合には、固相成分は液相成分中に浮遊しているかのごとき状態となるために、圧延によって固相成分は塑性変形されず、液相成分の凝固相中に元の形状のまま残留する。

7. 3 積層型複合板材の製造 83 107 187-233 233 243 263 343

7. 3. 1 はじめに

金属の積層型複合材料(クラッド材)の製造法については、これまで多くの方法が提案され実用化されている。これまでの製造法としては、(a)塑性変形を利用した固相-固相の製造法(圧延圧接法・圧接法・押し出し法・引抜き法・爆着法など)、(b)拡散による固相-固相の製造法(拡散法・焼結法など)、(c)拡散による液相-固相の製造法(鍍金法・鋳ぐるみ法・溶射法等)に大別できる。

本節では、金属板材と金属粉末を各種組み合わせ、半溶融圧延法による積層型複合材料の製造、圧延温度や圧下率の各条件が、製品の内部組織や界面構造および積層厚さに与える影響について検討した結果を示す。上記分類によるならば、(a)と(c)による、固相成分の塑性変形にともなう接合と、液相成分の拡散接合の両方を合わせた、新しい液相-固相積層法といえる。なお、本研究で対象とした金属板材と金属粉末の組み合わせは、(a)亜鉛粉末/アルミニウム板、(b)亜鉛粉末/アルミニウム合金板、(c)亜鉛粉末/銅板、(d)アルミニウム粉末/チタン板、(e)亜鉛粉末/チタン板、(f)(亜鉛粉末+アルミニウム粉末)/チタン板、(g)鋳鉄粉/ステンレス鋼板、(h)鋳鉄粉/純鉄板、鋳鉄粉/SPCC板、(i)(鋳鉄粉+還元鉄粉)/SPCC板である。

7. 3. 2 実験方法および実験条件

本製造法の概要をを図7-22に示す。素板上に積層部となる各種の金属粉末を積層させる。この時点では素板と積層材の粉末は接合されていない。次に、これを加熱炉に入れる。金属粉末が融点以上に加熱されても、金属粉末の表面は強固な酸化皮膜で被われているために、依然粉末状態を保つ(図7-23参照)。次に圧延工程に移る。圧延によってはじめて金属粉末の酸化皮膜が破れ、素板と積層材の加工と同時に接合が行われる。

積層材と素板の材質・寸法、ならびに組み合わせを表7-4に示す。また、積層材に用いた鋳鉄粉や還元鉄粉の断面形状および内部組織を図7-24に示す。素板は、表面を#100の研摩紙で磨いた後エチルアルコールで脱脂し、常に表面性状を一定とした。始めの粉末の積層は、素板上に粉末を軽くふり落す方法で行った。初期積層厚さ t_0 は、概略0.2~0.5mm(t_0 /素板厚さ $t_s=0.06\sim0.22$)の範囲であるが、初期積層厚さ t_0 と製品積層厚さ t_p の関係をj知するために、一部、 t_0 を1.0~1.3mm($t_0/t_s=0.46\sim0.68$)と厚くした条件もある。鋳鉄粉/ステンレス鋼板の組み合わせはアルゴンガス雰囲気中で加熱し、他の組み合わせのものはすべて大気中で加熱した。半溶融圧延条件を表7-5に示す。実験は、圧下率、圧延速度は一定とし、圧延温度とパス回数を変えて行った。

7. 3. 3 実験結果および考察

(1) 亜鉛粉末/アルミニウム板

純亜鉛の融点は約420℃であり、また亜鉛とアルミは互いに良く固溶する特性がある。図7-25は、圧延温度が(亜鉛粉末/A1050板)製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響を示す。図から、圧延温度 T が450℃の内部組織は、界面近傍に反応相が層状にでき始めていることがわかる。圧延温度が500℃では、反応相がはっきり二層になっている。さらに圧延温度が高くなると、反応相の層の厚さが増加してくることがわかる。

図7-26は、各パス後の製品の内部組織を示す。なお、ここでいう2パス圧延は、1パス圧延した製品を再度図中の温度で圧延することを意味する。図(b)の内部組織から、2パス目の圧延温度が1パス目より低くても、反応相が十分成長している。また、図(c)から、1パス目と同じ約500℃で圧延すると、さらに反応相が拡大し、A1050素板の0.1mm厚さまでその影響を及ぼす。

(2) 亜鉛粉末/アルミニウム合金板

図7-27は、(亜鉛粉末/A5052板)製品の内部組織を示す。A5052は、Al-Mg系合金の一種で、半溶融温度範囲は567~638℃である。A1050素板を用いた図7-25と比較して、圧延温度の上昇とともにA5052素板側の界面近傍の内部組織が粗大化し、反応相の拡大化が著しい。特に、圧延温度607℃では、A5052素板が半溶融状態であり、反応相はA5052素板の約0.2mm厚さまで達している。

(3) 亜鉛粉末/銅板

亜鉛が銅に対し約45%以下含まれた合金は真鍮とも呼ばれ、加工性に富む材料として一般に知られている。図7-28は、圧延温度が(亜鉛粉末/銅板)製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響を示す。図(a)の圧延温度 $T=400$ ℃の内部組織を見ると、界面に突起状に反応相が隆起していることがわかる。さらに $T=500$ ℃、550℃と高くなるにつれて、その突起が拡大している。図(d)の $T=600$ ℃の圧延では、反応相は20~30 μ mの層になっていることがわかる。本法は、この例に示すように、圧延温度によって積層部と素板の反応相の形成を部分的な反応から層状にいたるまで任意に選択することができる特長がある。

図7-29は、各パス後の製品の内部組織を示す。多パス圧延することによって、反応層の厚みが増加してくることがわかる。また、図7-28と比較して、 $T=600$ ℃で1回圧延するより、それより温度が低い550℃で2回圧延をする方が反応層が厚く形成されることがわかる。

図7-30は、(亜鉛粉末/銅板)製品を板厚程度の曲率半径に曲げた際の曲

げ部の内部組織を撮影倍率を変えて示してある。反応相部分には、亀裂もなく、界面からの剥離も起らないことがわかる。

表7-6は、表中に示す圧延条件のもとで製造した製品の、積層部と素板の硬さの比較を示す。積層部の硬さは、素板のそれに比べて約6割硬くなっていることがわかる。

(4) アルミニウム粉末/チタン板

図7-31は、〈アルミニウム粉末/チタン板〉製品の、圧延温度が界面近傍の内部組織におよぼす影響を示す。T=600℃で圧延した場合では界面は滑らかであるが、T=700℃で圧延した場合では、界面に10μm程度の凹凸が形成され、積層部のアルミニウムとチタン素板が互いに入り組んでいる様子がわかる。T=806℃では、界面近傍の一部でチタンとアルミニウムの反応相が形成され、その内部には丸みを帯びたチタンが固溶しきれずに浮遊している様子がわかる。

図7-32は、各パス後の製品の内部組織を示す。2パス圧延では積層部の約1/3が反応相であり、3パス圧延では積層部全域が反応相となっていることがわかる。

(5) 亜鉛粉末/チタン板

図7-33に、〈亜鉛粉末/チタン板〉製品の各パス後の内部組織を示す。T=593℃で1パス圧延した場合では、界面に突起状に反応相が生成されている。2パス圧延では、全体に約0.1mm厚さの反応相が形成されている。さらに3パス圧延では、この反応相の積層厚さが増加していることがわかる。図7-32と図7-33を比較して、同じチタン素板を用いても、積層材にアルミ粉を用いた場合と亜鉛粉を使用した場合とでは、チタンに対する固溶度の差から、反応相の形成の仕方に違いがあることがわかる。

(6) (亜鉛粉末+アルミニウム粉末)/チタン板

図7-34は、亜鉛粉末とアルミニウム粉末の混合粉を積層材に用い、半熔融圧延を行って得られた製品の内部組織を示す。亜鉛粉末とアルミニウム粉末の体積比が2:1(左)と、それが1:2(右)の場合である。積層部の中で白く固形状の部分アルミニウムで、黒く細粒状の部分が亜鉛である。アルミニウムとチタンが接している部分と、亜鉛とチタンが接している部分とでは、図7-32、図7-33からわかるように、反応形態が異なっている。この例に示すように、積層材に混合粉を用いることで、(a)界面での反応相の生成をコントロールすることができる、(b)積層材を目的にあった反応相の層に作り替え、積層部に特殊な機能を持たせることができる、ことが可能となる。

(7) 鑄鉄粉末/ステンレス鋼板

鑄鉄粉とステンレス鋼板は、これまでの組み合わせと違い、同系統の金属の組み合わせである。3.3%鑄鉄粉の半熔融温度範囲は約1130~1230℃である。図7-35は、圧延温度が〈鑄鉄粉/SUS304板〉製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響を示す。図(a)の圧延温度T=1050℃の内部組織は、鑄鉄粉が粒の形で残っていて、鑄鉄粉がまだ溶融していないことがわかる。圧延温度が高くなるにしたがって、図(b)(c)に示す様に、積層部が三層となり、炭素濃度の濃い部分が中間に集り積層され、特異な構造が形成される。

(8) 鑄鉄粉末/純鉄板、鑄鉄粉末/SPCC板

図7-36は、鑄鉄粉/純鉄板の組み合わせについて、製品の内部組織におよぼす圧延温度の影響について調べた結果を示す。図から、約1100℃で圧延した製品積層部には、片状黒鉛を有する元の鑄鉄粉の形態が残っているのに対し、1150℃で圧延した製品には、片状黒鉛は見られず、元の鑄鉄粉の粒界に黒鉛が凝集し、網目状に分布するようになる。さらに圧延温度が高くなると、黒鉛が積層部の中間に層状に集積してくることがわかる。

図7-37には、鑄鉄粉/SPCC板の組み合わせについて、圧延温度が製品の内部組織に与える影響を示す。図から、圧延温度が高くなるにしたがって、片状黒鉛を有する組織から黒鉛の網目状組織になり、さらに黒鉛が積層部中間に集積する組織に変化してきていることがわかる。このことは、図7-36に示した鑄鉄粉/純鉄板の結果と同じである。

図7-38は、鑄鉄粉/純鉄板、鑄鉄粉/SPCC板の、製品の板厚方向における硬さ分布を示す。圧延温度が高い場合には、積層部と素板との界面近傍の硬さが硬くなっている。これは、鑄鉄粉中の炭素成分の一部が、素板に拡散したためであると考えられる。

また、図7-36や図7-37に現れた現象については以下のように考察する。すなわち、黒鉛は、図7-24に示すように、鑄鉄粉の粒内に析出し分布しているが、凝固時の析出の過程で黒鉛を取り巻く周辺の炭素濃度は低くなることが一般に知られている。しかし、溶融過程では、凝固過程と逆のことが起こり、加熱にともない、いまま炭素濃度が低かった部分に炭素が移動し、次第に炭素濃度が高くなっていくことが予想され、そのような炭素の周辺部分から溶け始めるものと推察される。これを図7-39(a)に模式的に示す。したがって、半熔融状態では黒鉛は、液相に取り囲まれ、移動しやすい状態におかれており、圧延により、容易に粒内でまたは粒内から粒外に移動する。半熔融温度が低く、黒鉛を取り巻く液相成分が比較的少ない場合には、黒鉛が粒界に凝集し、図7-36や図7-

37に示す黒鉛の網目状組織となる。また、半熔融温度が高く、液相成分の多い場合には、黒鉛が粒界から更に表層部に流出するが、その際、その一部は素板側へ移動し、素板との界面近傍に層状に残留するものと考えられる。(図7-39(b)参照)

(9) (鑄鉄粉末+還元鉄粉)/SPCC板

図7-40は、積層材に鑄鉄粉と還元鉄粉の混合粉を用い、素板にSPCC板を用いた場合の、鑄鉄粉と還元鉄粉の混合割合が、製品の内部組織におよぼす影響を示す。鑄鉄粉の割合が高くなるにしたがって、黒鉛が凝集分散している組織から、黒鉛が互いに連結し網目状に分布する組織に変えることがわかる。

図7-41には、(鑄鉄粉+還元鉄粉)/SPCC板の、みかけ圧下率 r ($1-(製品厚さt)/(初期積層厚さt_0+素板厚さt_s)$)が製品の積層部と素板界面近傍の内部組織に与える影響を示す。みかけ圧下率 r が7%程度では、積層部表面および内面に粒子の欠落や空隙などの欠陥が残るが、 r が20%、30%と高くなるにしたがって上記欠陥はなくなり、表面性状、内面性状ともの良好な製品が製造できる。

図7-42は、みかけ圧下率 r に対する、積層部と素板の厚さ変化を示す。図から、例えば(a)についてみると、素板の板厚は、 r が25%程度までは変化せず、 r が25%を過ぎてから減少してくることがわかる。一方、積層部厚さは、 r の増加に対して、初め、急激に減少し、その後、徐々に減少することがわかる。こうした現象は、素板と積層部の、(a)材質の違い、(b)固体と粉体の相違、(c)固体と半熔融状態との違いによる、(a)体積変化の有無、(b)液相の流動の有無、(c)変形抵抗特性の相違、に起因していると考えられる。

本法は、図7-43に模式的に示すように、ロールギャップ内の変形過程を3領域に分けて考えることができる。すなわち、(a)積層材だけが圧延(圧粉)され、素板は変形しない領域、(b)素板も塑性変形するが、積層材と素板の圧下率がそれぞれ異なる領域、(c)積層材と素板が同じ圧下率で圧延される領域である。ここで、領域(b)から領域(c)に移る時点で、積層材は、それまでに受けた圧下率やその間での液相成分の過不足により、真密度になる場合と、空隙が残る場合とがある。(a)(b)の領域では、圧延の進行にともない、空隙の閉鎖や液相成分の上流側への移動などによって、積層材と素板との圧下率のアンバランスを補っているものと考えられる。また、(c)の領域は出現せず、(a)(b)の領域のみで圧延が行われる場合もある。更に、積層部が真密度になっても、液相成分の移動により、積層材と素板の圧下率のアンバランスは起り得ることに注意する必要がある。

本法による複合鋼板の製造に際しては、製品の積層厚さは様々な加工条件により影響を受ける。図7-44は、製品積層率 s (製品積層厚さ t_0 /製品素板厚さ t_s)におよぼすみかけ圧下率 r の影響を示す。図から、 r の増加に対して、最初、積

層率 s は急激に減少し、次第にある一定値(限界積層率 s_k)に近づくことがわかる。この結果、(a)では約15%、(b)は約2%の s_k になっている。限界積層率 s_k を高めるには、初期積層率 s_0 を大きくする方法の他に、繰り返し積層圧延を行う方法が可能である。図7-45は、繰り返し積層圧延による製品の限界積層率 s_k の推移を示す。図から、1回圧延では s_k は5~6%であるが、2回・3回と積層圧延を繰り返すことによって、 s_k を20%程度まで高められることがわかる。また、図7-46は、2回繰り返し積層圧延後の製品の内部組織を示す。図から、素板と積層部の界面あるいは1回圧延と2回圧延の積層材の界面は、剥離などの欠陥もなく、互いに良く接合していることがわかる。

本法により製造した複合鋼板に対し、3本ロール法により、室温で曲げ加工を試みた。積層部を内面にし、曲率半径25mmと50mmに曲げた。図7-47に、その製品例および界面近傍での内部組織を示す。図から、いずれの製品においても、積層部内における亀裂、素板との界面での剥離などの欠陥は見られず、良好な表面性状ならびに内部組織となっていることがわかる。

また、同様な加熱方法と圧延条件で、積層部どうしを互いに向き合せ、半熔融圧延(サンドウィッチ圧延)を行うことも可能である。図7-48に、その製品例と内部組織を示す。素板界面での剥離、あるいは、積層部界面での接合不良などはなく、良好な製品が得られた。

7.3.4 まとめ

半熔融圧延法により、積層材に金属粉を用いた積層型複合材料(クラッド材)の加工を行った。(a)亜鉛粉末/A1050板、(b)亜鉛粉末/A5052板、(c)亜鉛粉末/銅(C1100)板、(d)アルミニウム粉末/チタン板、(e)亜鉛粉末/チタン板、(f)(亜鉛粉末+アルミニウム粉末)/チタン板、(g)鑄鉄粉末/SUS304板、(h)鑄鉄粉末/純鉄板、鑄鉄粉末/SPCC板、(i)(鑄鉄粉末+還元鉄粉)/SPCC板の合計9通りの組み合わせについて、圧延温度や圧下率の各条件が、製品の内部組織および積層厚さに与える影響について検討を行い、概略以下の結果を得た。

(a)金属の積層型複合材料(クラッド材)の製造法については、圧延圧接法・圧接法・押出し法・引抜き法・爆着法・拡散法・焼結法・鍍金法・鋳ぐるみ法・溶射法など、これまで多くの方法が提案されまた実用化されている。これらは、塑性変形を利用した固相-固相の積層法、拡散による固相-固相の積層法、拡散による液相-固相の積層法に分類できる。半熔融圧延法による積層法は、塑性変形をも利用した固相-液相の積層法であり、従来にない積層法である。

(b)具体的に以下ことがわかった。

①積層材として金属粉末を用いたが、一般に金属粉末の表面は強固な酸化皮膜で被われているために、融点以上に加熱されても、依然粉末状態を保つ。

- ②多種類の金属粉末を混合し、それを積層材に用いることが可能である。
- ③圧延温度・圧下率・圧延速度・ロール温度・パス回数などの多様の条件によって、素板と積層材の部分的な接合から全面接合まで、接合程度を微妙に制御できる。
- ④接合と加工を同時に行うために、接合工程と加工工程とを分ける必要がない。
- ⑤固相成分の塑性変形による接合と液相成分の拡散接合を同時に行うために、何接合材どうしの組み合わせに対しても接合が可能である。
- ⑥最終製品の積層率を大きくするには、初期積層率を大きくして圧延する方法と、積層を繰り返しながら圧延する方法とがある。
- ⑦みかけ圧下率 $(1 - (\text{製品厚さ}) / (\text{初期積層厚さ} + \text{素板厚さ}))$ が10%程度では、積層部表面および内面に粒子の欠落や空隙などの欠陥が残る。欠陥のない製品を得るために少なくとも20%以上の圧下率が必要である。
- ⑧銅素板に亜鉛粉末を組み合わせた積層の場合、繰り返し積層圧延を行うことにより積層材の亜鉛粉末をすべて反応（黄銅）相に変えることができ、それによって素板は銅、表層部は黄銅といった表面硬化特性に優れた複合銅板の製造が可能となる。
- ⑨（鑄鉄粉末＋還元鉄粉）／SPCC積層複合銅板を曲率半径25mmと50mmで曲げ加工を行った結果、亀裂や剥離などの欠陥のない表面性状の良好な曲げ加工製品が得られた。

7. 4 アルミニウム基積層型粒子強化複合板材の製造と加工

1) 14) 18) 23) 26) 26) 27)

7. 4. 1 はじめに

硬さ・耐磨耗性・耐熱性にすぐれた積層型粒子強化複合材料あるいは表面処理材料は、これまで、種々製造法が提案され、実用化されているものも少なくない。従来試みられている主な製造法としては、(a)分散めっき法、(b)電着法、(c)テルミット法、(d)セラミック溶射法、(e)溶湯含浸法、(f)圧入法、などあるが、これらは、その技術的内容からみて、(a)(b)(c)に代表される電気的・化学的方法、(d)(e)の液相法、(f)の固相法に分類できる。

半溶融圧延を利用した本製造法は、積層部に用いる混合粉末の金属マトリックス材（場合によっては素板）を液相成分と固相成分とが共存する半溶融温度まで昇温し、被圧延材全体を圧延しつつ、液相成分の流動性と浸透性を利用し、積層部中の強化粒子を金属マトリックスで完全に固定かつ成形し、さらに素板上に強固に接合させる方法である。したがって、本法は、従来から試みられている溶射法や溶湯含浸法などの液相法の特徴と、強化粒子を金属表面に直接圧入する固相法の特徴とを合わせもつ、新しい積層型複合板材の製造法である。

本節では、(a)半溶融圧延法による素板（アルミ合金板）への強化粒子の圧入、(b)半溶融圧延法による混合粉（強化粒子＋アルミ合金粉）の素板（アルミ合金板）への積層、について検討し、製造条件が強化粒子と素板との間、および複合層と素板との間の接合性・内部組織・機械的特性などに与える影響について調べるとともに、半溶融圧延法による積層化の機構について考察を行った結果について記す。

7. 4. 2 実験方法および実験条件

以下、強化粒子のアルミ合金板への圧入をCase 1と呼び、混合粉のアルミ合金板への積層をCase 2と呼ぶ。素材の組み合わせとしてCase 1では、A5052を素板に用い、アルミナ粒子を強化粒子に用いた。Case 2では、A5052を素板に用い、A5056粉とアルミナ粒子との混合粉を積層材として用いた。なお、積層材に混入したアルミナ粒子の粒度は、 $\#100(149\mu\text{m}) \sim \#1500(10\mu\text{m})$ の範囲で変化させ、また、その体積含有率も30～70%と広範囲に変化させた。

具体的な実験手順は以下の通りである。まず、素板の上に強化粒子または混合粉を所要の厚さに積層し、これを、ロール入口直前に設置した加熱炉に挿入し、素板または積層材中の金属粉が所定の半溶融状態になるまで加熱する。この半溶融状態の均一化を図るため、一定時間炉中に保持した後、ロール間に挿入し圧延を行う。なお、圧延開始前のロールの表面温度は室温に保ち、圧延は無潤滑で行

う。圧延条件ならびにプロセスの概略を表7-7ならびに図7-49に示す。

7. 4. 3 実験結果および考察

(1) 強化粒子を素板へ直接圧入する場合

半熔融圧延法により、強化粒子を素板表層部へ直接圧入するためには、圧下率・圧延温度・強化粒子粒度などの加工条件を適切に選択する必要がある。以下では、圧下率・圧延温度・強化粒子粒度の条件を個々に取り上げ、これらが製品の内部組織に与える影響について検討する。

a) 圧延圧下率の影響

半熔融圧延のみかけの圧下率 $= (1 - (\text{製品厚さ}) / (\text{初期積層厚さ} + \text{素板厚さ}))$ の変化にともなう素板表層部への強化粒子の圧入状態の相違を図7-50に示す。みかけ圧下率が高い(約40%)ほど強化粒子の圧入深さ(複合層厚さ)が増し、同時に、素板材料がマトリックスとして強化粒子を完全に包みこみ固定していることがわかる。みかけ圧下率が低い場合には、ロールギャップ内で素板に作用する静水圧が低いため、強化粒子間への液相成分の浸透が十分ではなく、強化粒子の積層が不均一になっていることがわかる。

b) 圧延温度の影響

図7-51は、圧延温度の変化にともなう強化粒子の圧入状態の相違を示す。図から、圧延温度500℃の熱間圧延では、素板表面に、強化粒子が一粒一粒、断続的に圧入し積層しているにすぎない。一方、628℃の半熔融圧延では、強化粒子の圧入深さが一定でなく不均一な積層となっていることがわかる。これは、628℃では、A5052素板の変形抵抗がほとんど零となり(図7-67参照)、したがって、強化粒子間への液相成分の浸透に必要な静水圧を素板が供給できないことによるためである。これらの結果から、素板表層部に強化粒子が何重にも圧入された複合層を形成させるためには、素板内部には、強化粒子間へ浸透するに十分な量の液相成分と、同時に、素板自身も適当な変形抵抗を持つことが必要ことがわかる。A5052素板については、圧縮変形抵抗が約20MPa、圧延温度が610~620℃(固相分率 $\phi_c=96\sim 86\%$)の範囲で、強化粒子が積み重なって圧入された良好な積層材が得られた。

c) 強化粒子の粒度の影響

図7-52は、良好な製品が得られる温度と圧下率の条件下で圧延した際の、強化粒子の粒度が製品の内部組織に与える影響について示す。図から、いずれの粒度の場合も、粒子間に液相成分が良く浸透し、強化粒子が何重にも圧入されて

いることがわかる。ただし、粒が細くなるにしたがい、圧入深さは浅くなっていくが、この理由として、強化粒子全体の総表面積とそれを覆うのに必要な液相成分の量との間には対応関係があり、強化粒子の含有率が同じならば総表面積の大きい細かい粒の方が粗い粒より多くの液相成分を必要とし、したがって、液相成分が同じならば細かい粒の方が少量しか圧入され得ないためであると考えられる。

d) 製品の機械的特性

図7-53に本法により製造した製品例を示す。この様に、表面性状の良い積層型粒子強化複合板材が、比較的容易に製造できる。得られた製品に対して、硬さ試験ならびに摩耗試験を行った結果を以下に示す。

図7-54は、重錘10kgf使用のビッカース硬さ、ならびに一定条件下の摩耗試験による積層部の摩耗量を示す。なお、実際の摩耗は強化粒子を取り囲んでいる素板(マトリックス)の摩耗と考えられることから、ここで示す摩耗量は素板材質の摩耗体積に換算した値で示してある。その他、鋳鉄とA5052H112のビッカース硬さおよび摩耗量を比較のために示す。図から、素板のみと積層部とを比較すると、その硬さおよび摩耗量の差は顕著であり、とくに複合層の摩耗量は素板のそれに比べ極端に少ないことがわかる。

図7-55は、良好な製品について、半径20mmの冷間内曲げ成形ならびに外曲げ成形を行い、その表面状態を観察した結果を示す。外曲げ成形では、積層部に微細な亀裂が観察されたが、内曲げ成形では、亀裂などの欠陥はない表面性状の良い製品が得られた。したがってこの製品は、耐摩板や耐摩管としての使用が期待できる。

(2) 混合粉末(アルミニウム合金粉末+強化粒子)を素板へ積層する場合

強化粒子を直接圧入するCase 1の方法では、素板の液相成分の量に対応して圧入深さが定まるために、積層部の厚さを任意に厚くすることは困難である。しかし、強化粒子とアルミ合金粉との混合粉を積層材として用いることによって、積層部を任意の厚さにすることが可能となる。図7-56に両者の違いを示す。図7-56(a)は直接圧入法によるアルミナ粉49 μm /A5052板を、図7-56(b)は混合粉積層法による(A5056粉+アルミナ粉10 μm)/A5052板の製品の横断面組織を示す。強化粒子だけの図(a)に比べ、混合粉を用いた図(b)では、積層された積層部を厚く形成できることがわかる。以下、Case 2について、製造条件が製品の内部組織・接合特性に与える影響を示す。

a) 圧延圧下率の影響

図7-57は、圧下率の変化による積層部の積層状態の相違を示す。圧下率が

21%から37%と増加するに従い、積層部の金属マトリックスと素板とが相互に入り組んで、良好な接合面を形成している。また、積層部中の金属マトリックス(A5056)の固相成分が圧延により扁平変形していることもわかる。

図7-58は、強化粒子・素板(A5052)・積層部マトリックス(A5056)間の接合状態をさらに拡大して示す。強化粒子が金属マトリックスによって固定され、かつ積層部の金属マトリックスと素板との間に空隙などの欠陥もなくよく接合していることがわかる。

図7-59は、素板および積層部の硬さと圧延圧下率との関係を示す。圧下率が大きくなるにしたがって、硬さも増加している。

b) 素板と積層部の接合特性

図7-60(a)は素板にA1050を用い、図(b)は素板にA5052を用いた際の、各条件因子(みかけ圧下率・圧延温度・強化粒子の体積含有率・粒度)が積層部の接合特性に与える影響について示す。図中各線の左側の条件の範囲で接合性の良い製品が得られる。図から、(a)みかけ圧下率が大きいほど、(b)圧延温度が高いほど、(c)強化粒子の含有率が低いほど、(d)強化粒子の粒度が粗いほど、(e)A1050素板を用いるよりもA5052素板を用いる方が、接合の良い製品の得られる条件範囲の広いことがわかる。ただし、接合の良否は、図7-61に示すように、形削りバイトを用い、切込み深さ0.2mmの条件下で切削したときの切屑状態を見て判断した。図(a)に示すように固形状の切屑が得られた場合を良とし△○□◇の記号で表し、図(b)に示すように粉末状の切屑が得られた場合を否とし▲●■◆で表し、両方の切屑が混在している場合を▲●■◆で表してある。

c) 繰り返し半熔融圧延による積層化の検討

微細な強化粒子を高含有させるような場合、1回(パス)の圧延では良好な製品を得ることは難しい(図7-62参照)。強化粒子の凝集や、積層部の金属粉が一部そのままの形で残留していたりする。図7-63は、上記欠陥のある製品を繰り返し半熔融圧延したときの、圧延温度が内部組織に与える影響を示す。 $T=500^{\circ}\text{C}$ の熱間圧延では依然積層部に欠陥が残っているが、 $T=610^{\circ}\text{C}$ 程度の半熔融圧延では欠陥もなく良好な製品となっている。図7-64は、同様に、繰り返し圧延におけるみかけ圧下率 r が内部組織に与える影響を示す。みかけ圧下率 r が39%、50%と高くなるにしたがい、良好な製品が得られる。図7-65(a)は、平均 $10\mu\text{m}$ の微細な強化粒子を混入したときの、1回圧延と2回繰り返し圧延後の製品の内部組織を比較して示す。1回圧延では、強化粒子が金属マトリックス中に凝集して、空隙のある内部組織となっている。それに対し、2回繰り返し圧延では、金属マトリックスが強化粒子間(空隙)に浸透し、強化粒子を包み込んで良好な内部

組織となっていることがわかる。図(b)は、平均 $37\mu\text{m}$ の強化粒子を、体積含有率 V_f で70%となるように高含有した際の、1回圧延と2回繰り返し圧延後の製品の内部組織の違いを示す。図から、2回繰り返し圧延することによって、強化粒子の高含有化が達成でき、しかも表面の平滑性のある製品ができていくことがわかる。

(3) 半熔融圧延による積層化の様子

半熔融圧延による積層化では、(a)積層材あるいは素板中の液相成分の量、(b)強化粒子の大きさと含有率、(c)積層材と素板との変形抵抗差が製品性状(内部組織)に重要な影響をおよぼすことがわかった。以下、上述の一連の実験結果をふまえて、混合粉(強化粒子+アルミ合金粉末)と素板(アルミ合金板)との半熔融圧延による積層化について考察する。

圧延による素板と積層材全体の変形の概要を図7-66に示す。通常、素板は伸び変形となり、積層材は空隙閉鎖と伸び変形となる。また空隙閉鎖は、金属粉末の圧縮変形と液相成分の流入によっておこる。ところで、素板の変形抵抗が積層材全体のそれより小さい場合は、素板の変形が優先され、積層材中の空隙は残留する。素板の変形抵抗が積層材のそれより大きい場合は、空隙のない製品を得やすいが、その際には液相成分に注目する必要がある。すなわち、圧延温度は積層材中の液相成分の量と対応し、みかけ圧下率は液相成分に加わる静水圧と対応し、強化粒子の粒度は強化粒子を包むために必要な液相成分の量と対応している。したがって、圧延温度が高いほど、みかけ圧下率が大きいほど、強化粒子の粒径が大きくなるほど、液相成分は空隙へ流入しやすいことになる。

図7-67は、素板および積層材に用いたA1050・A5052・A5056の温度 T と変形抵抗(σ_r)_{0.04}(ひずみ0.04における真応力)の関係を示す。約 590°C 以下では、積層材のA5056は半熔融状態であっても素板のA1050(固体)より高いことに注意されたい。

7.4.4 まとめ

半熔融圧延法による、アルミニウム基積層型粒子強化複合板材の製造法の検討を行った。(a)強化粒子のアルミニウム合金板表層部への直接圧入と、(b)混合粉末(強化粒子+アルミニウム合金粉末)のアルミニウム合金板への積層の2通りにについて検討し、概略以下の結果を得た。

- (a)セラミックス粒子のような強化粒子を素板中に幾重にも重なる形に埋め込むことは冷間熱間圧延では不可能に近い。しかしそれが半熔融圧延により、はじめて可能となった。製造条件因子としては、圧延温度(固相率)・圧下率・強化粒子の粒度がある。例えば、圧延温度が高く素板の変形抵抗が極端に低い(数MPa)場合には、埋没より素板の変形が優先され良い製品ができないこと、強

- 化粒子の粒度が小さいほど積層に必要な液相成分も多くいること、強化粒子粒度が#100～#1500の範囲で、埋没厚さが0.1～0.2mm程度となることがわかった。
- (b)得られた製品について硬さ試験と摩耗量試験を行った結果、強化粒子が埋め込まれた面の硬さは素板のそれより数倍硬くなり、摩耗量に関しては、素板のそれに比べ数十分の一と極端に少なくなることがわかった。また、この複合板材を曲げ加工した結果、亀裂のない良好な製品が得られた。
- (c)素板にA1050、A5052を用い、混合粉末を積層部に用いた積層板の製造において、圧延圧下率・圧延温度・強化粒子の体積含有率・粒度などが積層部の接合特性に与える影響について調べた。その結果、圧延圧下率が大きいほど、圧延温度が高いほど、強化粒子の含有率が低いほど、強化粒子の粒度が粗いほど、A1050素板を用いるよりもA5052素板を用いる方が、接合の良い製品の得られる条件範囲の広いことがわかった。
- (d)混合粉の素板への積層化の問題において、繰り返し半熔融圧延を行うことで、微細な強化粒子(#1500, $V_F=30\%$)の積層化ならびに強化粒子の高含有化($V_F=70\%$, #400)が可能となることを示した。
- (e)本製造法が適用できる積層材の範囲は、その金属マトリックスについていえば、本節で示したA5056粉の範囲にとどまらず、各種アルミニウム合金粉、低融点合金粉を用いることができ、また、強化粒子としては、アルミナ粉のほか、炭化珪素粉、その他、各種のセラミック粉、セラミック繊維、ウイスキーなどを用いることができる。

7. 5 鉄基積層型粒子強化複合板材の製造と加工

1 6) 1 7) 1 8) 2 2) 2 3) 2 8)

7. 5. 1 はじめに

前節では、アルミニウム合金を素板に用い、その表層部に強化粒子あるいは強化粒子とアルミニウム合金粉末との混合粉末を積層するアルミニウム基積層型粒子強化複合板材の半熔融圧延製造について検討し、良好な製品の得られる製造条件、また、製品の機械的特性について検討した。

本節では、金属素材をアルミニウム合金を鉄合金に変え、鉄系積層型粒子強化複合板材の半熔融圧延製造を行い、製造条件が製品の内部組織ならびに製品の機械的特性（接合性・耐摩耗性）におよぼす影響について検討する。また、本製造法を応用し、強化粒子を高濃度に積層する強化粒子高濃度積層型複合板材の製造、および強化粒子の粒度や含有率などの構成が異なる複合材を多層積層させる多層構造積層型複合板材の製造についても示す。

7. 5. 2 実験方法および実験条件

被圧延材は、素板と積層材（複合材）から構成される。素板には、機械構造用炭素鋼板のS45Cとステンレス鋼板のSUS304の2種類を用い、積層材には、炭素含有率3.3%の鑄鉄粉と還元鉄粉およびアルミナ粒子の3種類を混合し用いた。ここで、積層材に鑄鉄粉以外に還元鉄粉を用いた理由は、加熱中および加工中に拡散を利用し、鑄鉄粉中の炭素濃度の調節を図る目的のためである。なお、鑄鉄粉と還元鉄粉の混合割合(1:1)とした。強化粒子として用いたアルミナ粒子の粒度は、#100(149 μm)～#1500(10 μm)の範囲であり、またその体積含有率は30～70%と広範囲に変化させた。3.3%の鑄鉄粉は、Fe-C系状態図から、約1130～1230℃の範囲が半熔融域なので、圧延温度は熱間域をも含む1050～1250℃の範囲とした。ただし、この温度では、素板のS45CやSUS304、積層材の還元鉄粉は依然固体である。

実験手順を以下に示す。まず素板上に積層材の混合粉を0.01mm以上任意の厚さに積層する。この際、素板の両側端からの粉末の落下を防止するために、また一定厚さに積層するために、素板には予め凹形の溝を付し、その溝が埋まるように積層させた。次に、これを圧延ロール入側直前に設置した高周波誘導加熱炉に入れ、積層材の鑄鉄粉が所定の半熔融状態になるまで加熱し、被圧延材全体の温度の均一化をはかるため一定時間(約5分間)保持した後、ロール間に挿入した(図7-6 8参照)。ロール温度は室温であり、圧延は無潤滑で行った。なお、被圧延材の酸化防止のために、加熱中は炉内をアルゴンガス雰囲気にして行った。この点に関して、前節のアルミニウム基積層型粒子強化複合板材の製造と異なる。その他、圧延条件をまとめて表7-8に示す。

7. 5. 3 実験結果および考察

半溶融圧延による本製造法では、(a)圧延温度、(b)圧延圧下率、(c)圧延速度、(d)ロール表面温度などの圧延条件と、(e)強化粒子の含有率、(f)強化粒子の粒度などの素材条件が、製品特性に重要な影響をおよぼす。本研究では、これらの条件因子の中で、(a)、(b)、(e)、(f)を取り上げ、その影響について主に検討する。

(1) 製品の内部組織

図7-69は、圧延温度が製品の内部組織に与える影響を示す。熱間圧延製品と半溶融圧延製品とを対比して示してある。積層部の領域で白く見える所は金属マトリックスの鉄粉または鋳鉄粉であり、黒く見える所は強化粒子のアルミナ粒子である。1050℃の熱間圧延製品には積層材に用いた金属マトリックス粉末の境界が依然残っているが、一方、1200℃の半溶融圧延製品には、空隙や亀裂などが少ない比較的良好な製品となっていることがわかる。

図7-70は、アルミナ粒子の体積含有率が製品の内部組織に与える影響を示す。アルミナ粒子の大きさは#400である。アルミナ粒子の体積含有率が30%では、金属マトリックスがアルミナ粒子を完全に包み込んでいるのに対し、体積含有率が70%では、金属マトリックスが強化粒子間に浸入できず、アルミナ粒子が凝集していることが確認できる。

図7-71は、アルミナ粒子の粒度の違いが製品の内部組織に与える影響を示す。アルミナ粒子の体積含有率はいずれも30%である。#100(149μm)から#800(20μm)の粒度では、アルミナ粒子が積層部中に均一に分散している。ただし、#1500(10μm)では、使用した金属マトリックス粉(鋳鉄粉と還元鉄粉)の粒径に比べ、アルミナ粒子の粒径が著しく小さいためと思われるが、一部、アルミナ粒子が凝集があった。

以上、図7-69から図7-71に示した観察から、圧延の様子を図7-72に模式的に示す。すなわち、半溶融状態では積層材の金属マトリックス粉(鋳鉄粉)の一部が溶融し、この液相成分がロールからの圧力によって空隙に浸入する。この時、空隙を埋めるに十分な量の液相成分がある場合には、積層部に空隙や亀裂などの欠陥のない製品が得られる。液相成分が不足する場合には、強化粒子どうしが互いに接触し、空隙が積層部に残留する。なお、液相成分が強化粒子間に浸入するためには、液相成分に必要十分な静水圧が必要である。これは、圧延圧下率と素板の変形抵抗とに関係する。圧延圧下率が高いほど、また素板の変形抵抗が大きいほど、液相成分に大きな静水圧が作用し、したがって強化粒子間に液相成分が浸入しすることとなる。

(2) 製品の機械的特性

a) 素板と積層部の接合特性

本製造法により得られた製品に対し、以下に示す二通りの方法で、積層部あるいは積層部と素板との界面における接合状態を調べた。

まず、形削りバイトを用い、製品の積層部を切削した際に得られる切り屑を見て、積層部における接合状態を判断した。良く知られているように、切削加工では、切削部には極めて大きなせん断変形が加わるが、それにもかかわらず、金属マトリックスと強化粒子の分離が起こらないということは、両者の接合力が非常に良好であると判断できる。前節の図7-61(a)に示すように、固形状の切り屑が得られた場合を積層部の接合が良好であると判断し△○□◇の記号で表し、図(b)に示すように、粉末状の切り屑が得られた場合を積層部の接合状態が悪いと判断し▲●■◆で表し、両方の切り屑が混在している場合を、それらの中間であると判断し▲○●■◇で表す。その結果を図7-73に示す。図中の各線の左側の条件範囲で接合性の良い製品が得られた。図から明らかなように、強化粒子の体積含有率が高くなると接合性は悪くなる。これは、金属マトリックスの液相成分の量に対して強化粒子の量が過多となり、金属マトリックスの液相成分が完全に強化粒子であるアルミナ粒子を包み込むことができず、一部アルミナ粒子どうして接触しているためである。一方これに対し、液相成分を多くする目的で圧延温度を高くすると、積層部と素板の変形抵抗が逆転することがおこり、この場合も接合にとって良くない。また、粒度が細くなるにしたがい良好な接合を得る範囲も狭まっているが、これは、アルミナ粒子の粒径が用いた金属マトリックス粉末(鋳鉄粉と還元鉄粉)のそれに比べて小さいため、アルミナ粒子が均一に分散せず、金属マトリックス粉末の粒間に凝集するためである。したがって、この問題については、アルミナ粒子もふくめた各粉末の粒径を同じにすることで改善されると思われる。また、圧延圧下率が大きくなるほど、接合の良い製品の得られる範囲が広まっているが、これは、液相成分に付加され静水圧が高くなり、金属マトリックスの液相成分がアルミナ粒子の細かな空隙や表面の凹凸にまで浸入するためである。なお、素板に用いたS45CとSUS304の材種の違いによる積層部の接合の良否を比較してみたが、接合状態の有意差は認められなかった。

次に、剥離試験により接合状態を評価した結果について示す。これは、一旦、半溶融圧延により製造した製品から、図7-74(a)に示す方法により、剥離試験片を作製し行った。これにより、積層部ならびに積層部と素板の界面における接合強さを評価した。

図7-75は、強化粒子の粒度と体積含有率が接合強さに与える影響について示す。圧延温度はいずれも1200℃である。図から、アルミナ粒子の含有率が高くなるにともない接合強さが低下していることがわかる。これは、素板と積層部金

属マトリックスとの接合は拡散接合であるのに対し、アルミナ粒子と金属マトリックスとは単なる機械的な結合であると予想されるためである。アルミナ粒子の粒度が ≈ 1500 ($10\mu\text{m}$)での接合強さが、他に比べて劣っていることは、先に述べたように、金属マトリックスの液相成分の不足または加圧力の不足により、成形が不十分であったためである。

図7-76は、接合強さに与える圧延温度の影響を示す。なお、アルミナ粒子の体積含有率はいずれも30%である。接合強さは、半熔融圧延温度の増加にともない次第に大きくなり、 1050°C の熱間圧延と比べ 1250°C の半熔融圧延では5倍以上となっている。ところで、3.3%の鑄鉄粉を溶解・凝固させて得た製品(鑄鉄)のせん断強さは約230MPaであり、同材質の鑄鉄粉と還元鉄粉を同じ割合で混合し、溶解・凝固により作製した製品のせん断強さは約170MPaであった。これに対して、本製品の接合強さは、 1250°C で半熔融圧延した製品が最も大きく、アルミナ粒子の粒度が ≈ 100 ($149\mu\text{m}$)で約110MPa、 ≈ 400 で約100MPaを示した。アルミナ粒子の体積含有率が30%であり、その分は機械的結合と考え、この値は、積層部金属の接合強さとして良好な接合であると判断できる。

接合強さ試験後のそれぞれの破面の様子を図7-77に示す。ただし、このような試験において、剥離または破断部分の予想され得る形態としては、(a)積層部と素板との界面での剥離、(b)積層部内部の層間分離、(c)(a)と(b)が混在する場合、が考えられる。本試験結果は、いずれも(b)の積層部内の破断が観察された。これは、先に述べたように、アルミナ粒子が金属マトリックスと単に機械的に結合しているためであると思われるが、この結果は図7-74(a)に示す試験片の作製方法の影響を受けている可能性もあるので、より詳細な検討が必要である。また、接合強さは、圧延前の素板表面の粗さにも影響を受けることが予想されるので、素板表面を粗面化した場合とそうでない場合との比較も試みたが、大きな差は見られなかった。これは、本法では積層化に際して大きな圧延圧力が作用するため、溶射法などとは異なり、素板表面が滑らかであっても、強化粒子の素板への食い込みが起るためであると考え。

b) 摩耗特性

本実験により得られた製品の摩耗試験結果を図7-78に示す。摩耗量は、図中に示す試験装置により、一定時間(180s)内に、一定荷重(5.9N)下で発生する摩耗減量(重量)を各比重で割り、体積に換算し算出した。図から明らかなように、摩耗量は強化粒子の体積含有率 V_p の増加に対して減少し、素板の摩耗量と比較して、耐摩耗性が数倍向上していることがわかる。ただし、 V_p が、30~50%の範囲においては接合条件が必ずしも十分でなかったため、強化粒子の結合が不完全となっており、測定データとしての有意性は無い。また、 ≈ 1500 ($\sim 10\mu\text{m}$)の

製品の摩耗量が高くなっているが、これについても同様な理由によるもので、強固な結合が得られていないためである。

c) 曲げ加工特性

図7-79(a)は、本法により製造された積層型粒子強化複合板材の製品例、ならびに、この製品を三本ロールで冷間曲げ成形して得られた管を示す。それぞれ $\phi 60$ と $\phi 40\text{mm}$ の管を成形した。内曲げ(積層部内側)に関しては、積層部自身の伸び変形能はほとんど零となるにもかかわらず、素板の持つ延性に支えられ、積層部と素板との剥離のない健全な成形が可能であった。図(b)は、 $\phi 40\text{mm}$ に曲げ成形した管の内部組織を示す。素板との接合面あるいは積層部表面に、割れや剥離のない良好な製品となっていることがわかる。

(3) 応用技術

a) 繰り返し半熔融圧延による製品の高品質化

本法の特徴の一つとして、同一の被加工材に対して、繰り返し半熔融圧延ができることがあり、それによって製品品質の向上が期待できる。図7-80は、繰り返し圧延の効果について調査した結果である。繰り返し圧延を行うことにより、一回圧延に比べ、細かい強化粒子を高含有することが可能となる。

b) 強化粒子高濃度積層型複合板材の製造

図7-81(a)は、図7-70に示す積層部の体積含有率が70%の製品である。強化粒子の量が過多であるため液相成分が不足し空隙・強化粒子の凝集等の欠陥が観察される。そこで不足した液相成分を補うために、強化粒子を含まない金属マトリックスだけ(鑄鉄粉と還元鉄粉の混合粉の層)を予め下に積層しておき、その上に高濃度に強化粒子を含有した複合材($V_p=70\%$)を重ね半熔融圧延を行ったところ、図7-81(b)(c)に示すように、空隙がなく良好な製品が得られた。また積層材と素板との接合においても良い結果が得られた。

c) 多層構造積層型粒子強化複合板材の製造

b)に示したと同様な方法で、強化粒子の含有率あるいは粒度の異なる複合材を重ね、多層構造をもつ積層型粒子強化複合板材の製造を試みた。その例を図7-82に示す。図(a)は体積含有率の異なる(下層:10%、上層:70%)複合材を、右は粒度の異なる(下層: ≈ 100 ($149\mu\text{m}$)、上層: ≈ 400 ($37\mu\text{m}$))複合材を、それぞれ2層に積層させた製品であるが、どちらも良好な接合状態にあることがわかる。上記の例は、素板との界面近傍では強固な接合性を求め、製品の表面では強化粒子の有する特性を活用することを目的としたものである。

7. 5. 4 まとめ

半溶融圧延法による、鉄基積層型粒子強化複合板材の製造法の検討を行い、概略以下の結果を得た。

- (a)アルミニウム基積層型粒子強化複合板材の場合と同様に、半溶融圧延法により、素板材質が鉄系でも、積層部内ならびに素板と積層部との界面での接合強度に優れた鉄基積層型粒子強化複合板材の製造が可能であった。本法では、金属マトリックスの液相成分が強化粒子を包み込んだ状態で凝固し圧延される形が理想であり、したがってこのような状態をつくり出すためには、強化粒子を包み込むに十分な液相成分があること、液相成分を強化粒子間に浸入させるために必要な静水圧が液相成分に作用すること、強化粒子も含めた各金属マトリックス粉末の粒径がほぼ等しいこと、が必要条件となる。
- (b)積層部の接合ならびに積層部と界面での接合に関して、具体的に以下の結果を得た。すなわち、1050℃の熱間圧延製品の接合強さに比べ、1250℃の半溶融圧延製品は、5倍以上の接合強さとなる。1250℃で半溶融圧延した粒子含有率30%の製品の接合強さは、粒子粒度が#100(149 μ m)では約110MPa、#400では約100MPaを示し、強化粒子の粒径が大きい方が接合強さが大きくなることがわかった。また一方、積層部と同じ割合で鋳鉄粉と還元鉄粉を混合し、溶解・凝固によって作製した製品のせん断強さは約170MPaであり、アルミナ粒子と金属マトリックスとは破断面の観察から単に機械的結合状態にあると思われることから、本法によって得られた接合強さは単一材のせん断強さの84%から92%に匹敵し、良好な接合であるといえる。
- (c)本製造法を拡張し、以下の問題に適用することが可能である。
- ①本製造法の特徴の一つとして、同一の被加工材に対して繰り返し半溶融圧延ができることであり、それによって一回圧延に比べ、細かい強化粒子を高含有することが可能となり、製品品質の向上が期待できる。
 - ②強化粒子の量が多く液相成分が不足する場合、液相成分を補うために、強化粒子を含まない金属マトリックスだけの層を予め下に積層し、その上に高濃度に強化粒子を含有する積層材を重ね半溶融圧延を行うことにより、強化粒子高濃度積層型複合板材の製造が可能である。
 - ③強化粒子の含有率あるいは粒度の異なる複合材を重ね、多層構造をもつ積層型粒子強化複合板材の製造が可能である。これによって、素板との界面近傍では強固な接合性を求め、表面では強化粒子の有する特性を活用するなどの複合板材の製造が可能である。
- (d)本法が適用できる積層材(複合材)材質の範囲は、本節で示した鋳鉄粉・還元鉄粉のほか、Ni・Co・Cu等の金属マトリックス粉末、強化粒子としてはアルミ

ナ粉末のほか、炭化珪素粉末・各種セラミック粉末・セラミック繊維・ウィスカー等を用いることができる。また、素板材質についても、各種低炭素鋼板、中高炭素鋼板、各種ステンレス鋼板、各種めっき鋼板などが利用できる。

7. 6 サンドイッチ型粒子強化複合板材の製造と加工^{1) 2) 3)}

7. 6. 1 はじめに

金属どうしを対象としたサンドイッチ型複合板材は、硬貨や銃弾に用いられているが、その製造法は、鍛接法・圧延法・爆接法・押出し法・拡散法・焼結法・溶着法・固着法など多岐に渡り数多くの研究成果が公表されている。しかし、粒子強化複合材料や繊維強化複合材料を内層とするサンドイッチ型粒子強化複合板材の製造法は、構成の複雑さから、炭素繊維/アルミニウム複合板材など航空・宇宙関連部品の製造にプラズマスプレー法とホットプレス法、ロール拡散法とを組み合わせた製造法が紹介されている以外、公表されている研究の数も少なくいまだ十分であるとはいえない。サンドイッチ型粒子強化複合板材は、内層材に含有される強化粒子や強化繊維の種類により、音・放射能・電磁波を遮蔽する特性や振動を吸収（制振あるいは防振）する特性を持ち、これら板材の需要が今後多くなることが予想される。

本節では、半熔融圧延法により、粒子強化複合材料を内層材とした積層（サンドイッチ）型複合板材の加工を行い、その際の加工条件と変形特性および製品性状などとの関係について検討した結果を示す。

7. 6. 2 実験方法および実験条件

実験手順を以下に示す。外層材となる直径30mm、厚さ2mmのステンレス管ならびに銅管の中に内層材となる混合粉末を充填する。次に、冷間圧延によりそれを板状に圧延するとともに内層材の高密度化（真密度の約90%）をはかる。次にそれを、ロール入側直前に設置した高周波誘導加熱炉で加熱し、約5分間所定の温度に保持した後にロール間に挿入する。実験条件を表7-9に示す。外層材と内層材の材質の組合せをそれぞれCase 1, Case 2, Case 3とし、内層材に用いた金属粉末が半熔融状態になる温度域で実験を行う。本製造法の概略を図7-83に示す。

7. 6. 3 実験結果および考察

(1) 製品の内部組織ならびに製品性状の検討

図7-84は、それぞれ図中に示す加工条件において製造した際の内部組織を示す。何れの場合も、強化粒子は全体に均一に分散し、強化粒子間に金属マトリックスが良く浸入している様子が観察できる。Case 2とCase 3は、内層材の金属マトリックスと外層材が同種の金属であるため、その界面での接合状態は互に入り組み良好である。Case 1では、内層材金属マトリックス（A5056）と外層材（SUS304）とは異種の金属であるために、内層材と外層材の間に反応相が層状に形成されている。

図7-85は、Case 1とCase 2について、圧延温度 T と内層材の強化粒子の含有率 V_p が、接合性の良否および内部欠陥の有無などの製品性状におよぼす影響について示す。Case 1では、 V_p が0~50%で圧延温度 T が580~650℃の範囲において良好な製品得られ、Case 2では、 V_p が0~30%で T が940~1000℃の範囲で良好な製品が得られることがわかる。それ以外の製造条件では亀裂・空隙・未固化などの欠陥が発生する。こうした欠陥の起こる原因の一つに内層材と外層材との変形抵抗差があるが、内層材の変形抵抗が外層材のそれより大きい場合には、圧延による外層材の伸び変形が内層材のそれより大きくなり、内層材中に空隙や未充填部をもたらす。したがって、内層材に空隙などの欠陥を残さないためには内外層材の変形抵抗のバランスに十分注意する必要がある。

表7-10は、Case 3における内層材金属マトリックス粉末の、鉄粉と還元鉄粉の体積比と強化粒子の含有率 V_p が、上述と同様な意味において、製品性状（接合性・内部欠陥）におよぼす影響について調査した結果を示す。半熔融状態となる鉄粉と、鉄粉の炭素濃度を低める還元鉄粉とを適正な割合で混合し用いることによって良好な製品が得られることがわかる。

図7-86は、今回の実験により製造した製品例を示す。板状製品の両側端部を鋸切断しても、内層材と外層材が分離するなどの接合不良は起こらない。また、目視による観察においても、内層材の内部または内層材と外層材の界面には空隙や亀裂はなかった。

図7-87は、今回の一連の実験によって観察された不良品について示す。

(a)に示す未固化の現象は以下の場合に発生した。

- ①内層材金属マトリックス粉末に対して含有させる強化粒子が過剰な場合。
- ②Case 3の組み合わせにおいて内層材金属マトリックスの鉄粉が還元鉄粉に比べ多量の場合。

(b)に示す内層材の亀裂・剥離・未接合は以下の場合に発生した。

- ①Case 1の組み合わせにおいて冷間圧延を行った場合、
- ②Case 1の組み合わせにおいて、内層材の強化粒子の含有率 V_p を70%の高含有率で半熔融圧延した場合。
- ③Case 3の組み合わせにおいて還元鉄粉が鉄粉より多量の場合。

(c)に示す内層材内部の空隙は以下の場合に発生した。

- ①Case 1の組み合わせにおいて熱間圧延を行った場合。
- ②内層材の強化粒子の含有率 V_p を70%の高含有率で半熔融圧延した場合。

(d)に示す外層材側端部の圧延方向割れは以下の場合に発生した。

- ①外層材にSUS304を用い、内層材に〈青銅粉+WA粉〉を用いた組み合わせの場合。

(2) 変形機構の検討

図7-88は、Case 1とCase 2の場合の単位幅当りの圧下力 p と内層材強化粒子の含有率 V_p の関係を、圧延温度を変化させて示す。常に(ロール間隙/元板厚=0.8)の条件で圧延を行った。図から、圧延温度 T の増加(内層材金属マトリックスの固相率の低下)と共に p が低下していること、また V_p の増加とともに p も増大していることがわかる。一方、外層材に用いたSUS304($t5 \times w40$ mm)を圧延した際の圧下力 p は、圧延温度580~650℃の範囲において常に図中の★印で示す一定値であった。したがって、圧下力 p の上述の変化は、内層材の変形抵抗の変化に伴い発生したことがわかる。

図7-89は、Case 1とCase 2の場合のかみ止めした試験片の、圧延方向における板厚形状を示す。なお、測定位置は板幅中心とした。通常の単一材の圧延に比べ、ロール入口近傍の変形が極端に大きく、かつ圧延の進行とともに変形量が増加していることがわかる。図7-88ならびに図7-89の結果から、圧延過程の素材の変形について以下のように考えることができる。すなわち、外層材は熱間圧延または温間圧延により、単に伸び変形を受けているにすぎないが、これに対し、内層材は強化粒子を含む粉末であり金属マトリックスが半溶融状態であるために、内層材の全体変形を考える場合には、内層材の各構成成分(金属マトリックス材の液相成分・金属マトリックス材の固相成分・強化粒子)の変形挙動に注意する必要がある。すなわち、内層材はロールバイト内では、(a)内層材中に存在する空隙の閉鎖に伴う変形と、(b)外層材の伸び変形に対応する変形の2つの変形が同時に発生し、(a)は液相成分の流動が主体的であり、(b)は、液相成分の流動、強化粒子を含めた固相成分の回転や相対すべり、金属マトリックスの固相成分自体の変形、が一緒になって起こっているものと予想される。また、図7-89のかみ止め材からわかるように、ロール入口近傍の極端な変形は、外層材の伸び変形以上に内層材が変形するような圧延条件の場合に、内層材の一部が上流側にしぼり出されたためである。

図7-90はCase 2の場合において、かみ止め部の板幅中心に沿って切断し、その縦断面の内部組織を示す。図中の(a)~(e)は断面内の観察位置を示す。(a)部において、黒く見える部分は空隙と強化粒子(WA粉)であり、白い部分は金属マトリックス粉末であり、さらに上側の白い部分は外層材である。概観図の斜線で示す(b)部は、上流側にしぼり出された内層材金属マトリックスの液相成分の凝固組織であることがわかる。(c)部では、黒い部分に白い斑点が見られ、強化粒子間に金属マトリックス材が浸入しつつある様子がわかる。(d)部では、内層材と外層材の界面が互いに入り組み、半溶融状態における好ましい接合状態を示していることがわかる。(e)部では、強化粒子間に金属マトリックス材が浸入し、良好な内部組織を形成していることがわかる。

7. 6. 4 まとめ

半溶融圧延法により、サンドイッチ型粒子強化複合板材の製造・加工を試み、変形特性の解明ならびに加工条件と製品特性の関係について検討を行い、概略以下に示す結果を得た。

- (a)適正な条件のもとでの半溶融圧延法により、内層材中に強化粒子が均一に分布し、空隙や剥離などの欠陥がなく、内層材と外層材の接合性に優れ、高濃度(約 $V_F=50\%$)に強化粒子を含有したサンドイッチ型粒子強化複合材料の製造が可能となった。
- (b)良品を得る条件の一つに内層材と外層材との変形抵抗差がある。内層材の変形抵抗が外層材のそれより大きい場合には、圧延による外層材の伸び変形が内層材のそれより大きくなり、内層材中に空隙や未充填部が残る。概して、外層材の変形抵抗が内層材のそれに比して大きくなる条件範囲で良品の得られる可能性が高い。したがって、内層材に空隙などの欠陥を残さないためには内外層材の変形抵抗のバランスに十分注意する必要がある。
- (c)被圧延材全体の変形は、外層材では熱間圧延または温間圧延で単に伸び変形をしているにすぎないが、内層材では金属マトリックスが半溶融状態であり、しかも強化粒子を含む粉末状態であるために、圧延の進行と共に空隙の閉鎖や金属マトリックスの固相成分と液相成分の変形流動による複雑な変形をする。したがって、外層材の伸び変形以上に内層材が変形するような圧延条件では、内層材の一部が上流側にしぼり出され、ロール入口近傍に板厚の極端な増加現象をもたらす。
- (d)内層材の亀裂・剥離・未接合・未固化・空隙などの不良は、①冷間熱間圧延を行った場合、②内層材金属マトリックスの鉄粉が還元鉄粉に比べ多量の場合、③内層材の強化粒子の含有率(70%)の高含有率で半溶融圧延した場合に発生した。また外層材側端部の圧延方向割れの現象は、外層材にSUS304を用い、内層材に〈青銅粉+WA粉〉を用いた場合にかきり発生した。
- (e)本製造法では、外層材に金属管を使用したために冷間圧延による予備成形の段階で板幅方向の板厚や横断面形状が不均一となる問題が発生した。板幅方向に対し板厚分布や板形状を均一に保つ必要がある場合にはこの点に対し改良する必要がある。
- (f)本節で取り上げた内層材と外層材の材質の組み合わせは一例にすぎず、この他にも広い選択肢が考えられる。