

## 7. 7 結言

本章では、半溶融状態における金属（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、通常の圧延法では製造や加工が困難であるかまたはできない、(a)鋳加工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、の問題に半溶融圧延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)既存の圧延条件（材質）範囲の拡張

金属板圧延技術は急速な発展を遂げている。特に、高速圧延技術や板厚・板幅などの形状制御圧延技術の進歩にはすばらしいものがある。しかし、被加工材の材質的な拡張に関してはまだまだ多くの制限があるように思われる。半溶融圧延法は、被圧延材質の拡張化の問題に対し大きく貢献する。すなわち半溶融圧延は、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り、延性の乏しい材料を圧延する場合においても、液相成分の存在のために変形が滑らかに起こり、また、粒子間に亀裂が生じても液相成分があるためにその亀裂を埋め接合させてしまう特性がある。しかしこの特性が利用でき、熱間圧延に匹敵する製品を得るためには、固相率を90%程度以上にして圧延を行う必要がある。固相率がそれ以下になると後述するようにこれとは違った特性が現れるが、固相率が90%程度以上の半溶融圧延では、被圧延材中の固相成分と液相成分は一体となってほぼ均一に展伸され、また製品の機械的特性（引張強度・伸び）に関しても、熱間圧延のそれと同等となる（表7-11、図7-91参照）。

## (b)圧延機ならびにその設備の小規模化

熱間圧延と固相率90%程度の圧延とでは、その他の圧延条件が同じ場合、半溶融圧延での圧延荷重は熱間圧延に比べ約1/2程度よいことがわかった。このことは、圧延機自体の大きさや駆動設備あるいはロールなどの工具の小規模化につながる。

## (c)金属溶湯からの直接製品化ならびに省工程化

圧延技術のもう一つの課題は、金属溶湯からの連続化ならびに省工程化があげられる。アルミニウム合金に関しては、ストリップ連続製造技術が実際に使われ溶湯から直接製品が製造されているが、銅合金や鉄合金に関してはいまだ未開発である。その原因としては、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・品出物・析出物）が挙げられるが、この問題に関しては、近年、第4章において述べたように、半凝固処理金属材料の適用によって解決される見通しが高い。半溶融圧延はその後工程に位置し、従来の熱間冷間圧延工程を省略し、半凝固処理金属から直接薄板製品を製造することが可能となる。

## (d)機能材料の製造の可能性

半溶融圧延では、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単独に起こる。すなわち、圧下力によって被圧延材中に静水圧の分布が発生し、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流動を始め、圧力が解放されている方向であるロールギャップ入口側の被圧延材の上下面に向かって流出する（絞りだされる）。流出してきた液相成分は、通常、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残留し、表層部は圧延前の液相成分が主に流動し構成される。また、固相成分がロールにより展伸される程度は、板厚中央部から表層部へ向かって次第に大きくなり、液相成分が凝固して構成される不均一な内部組織のみならず、固相成分についても板厚方向の不均一性が起こる。このような液相成分と固相成分の変形流動差に起因する製品の不均一性は好ましい場合と好ましくない場合とがある。好ましい場合では例えば、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磨耗性の良い片状黒鉛鋳鉄で構成される板材を製造し得ること、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板材の製造が可能であること、などである。

## (e)積層型複合板材の製造の可能性

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。半溶融圧延法による積層型複合板材の製造法は、塑性変形をも利用した固相-液相の積層法と定義することができ、これまでこのような積層法はなく、本製造法が始めてである。



## 参考文献

- 1) 塩沢正一・草川隆次・松浦祐次: 鋳鉄の直接圧延, 塑性と加工, 1-2(1960), P99-106.
- 2) 塩沢正一・草川隆次・松浦祐次: 鋳鉄の直接圧延(透磁率について), 塑性と加工, 2-11(1961), P801-808.
- 3) 松浦祐次: 直接圧延について, 日本機械学会誌, 67-542(1964-3), P475-481.
- 4) 椋山正孝・佐藤 彰・福迫達一: 溶湯の直接圧延によるクラッド板の製造, 日本金属学会誌, 34-8(1970), P775-779.
- 5) 椋山正孝・佐藤 彰・福迫達一: 溶湯の直接圧延におよぼす板厚の影響, 日本金属学会誌, 34-8(1970), P780-785.
- 6) 松沢 透: 連続鋳造圧延とその板特性について, 74th(1971-5), P69-77.
- 7) 椋山正孝・佐藤 彰・福迫達一: 溶湯の直接圧延法による2S7#ミニウムおよびAl-Mn合金板の諸性質, 日本金属学会誌, 36-2(1972), P126-131.
- 8) 菱田 昇・服部幸二: 実用金属複合材料(クラッド・メタルシステム), A1-ある, (1975-8), P11-18.
- 9) 沖 正海・白石博章: 未凝固圧延に関する基礎的検討(モールド実験結果-1), 第27回塑性加工連合講演会講演論文集, (1976-1), P44-47.
- 10) 小西健司・参木貞彦: 金属クラッド材の製造法, 塑性と加工, 19-213(1978-10), P814-820.
- 11) 大蔵明光: カarbon 7% 複合材料, 金属, 52-10(1982-10), P14-17.
- 12) 木内 学・杉山澄雄・星野祐作・川桐 純: 半溶融圧延に関する研究 第1報(アルミ合金の半溶融圧延特性), 昭59年塑性加工春季講演会講演論文集, (1984-5), P187-190.
- 13) 木内 学・杉山澄雄・川平哲也・富岡美好: 半溶融圧延に関する研究 第2報(積層型粒子強化複合材料の製造・加工), 第35回塑性加工連合講演会講演論文集, (1984-11), P311-314.
- 14) 木内 学・杉山澄雄・富岡美好・川平哲也: 半溶融圧延に関する研究 第3報(アルミ系積層型粒子強化複合材料の製造・加工), 昭60年塑性加工春季講演会講演論文集, (1985-5), P57-60.
- 15) 大丸 晋: 最近の板の連続鋳造圧延技術, A1-ある, (1985-8), P26-32.
- 16) 木内 学・杉山澄雄・富岡美好・川平哲也: 半溶融圧延に関する研究 第4報(鉄系積層型粒子強化複合材料の製造・加工), 昭60年塑性加工春季講演会講演論文集, (1985-5), P61-64.
- 17) 木内 学・杉山澄雄・富岡美好・川平哲也・鎌田正誠: 半溶融圧延に関する研究 第5報(鉄系積層型粒子強化複合材料の製造・加工(2)), 第36回塑性加工連合講演

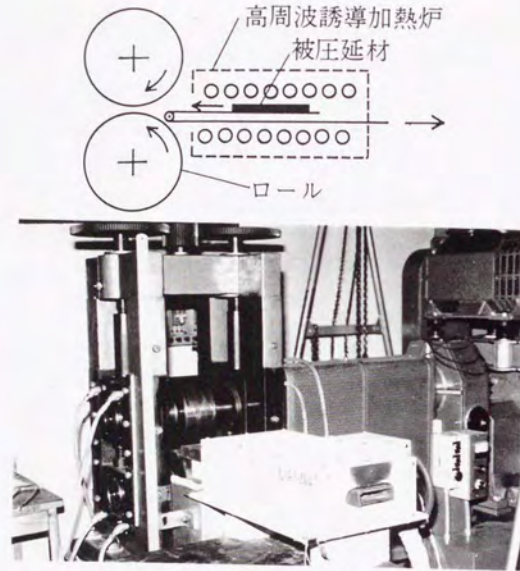
- 会講演論文集, (1985-10), P543-546.
- 18) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama: Production of Metal-Ceramic Composite Sheet by Mashy-State Rolling, 14th N.A.M.R.C., (1986-5), P359-364.
- 19) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧延に関する研究 第6報(金属粉末を用いた積層型複合材料の製造・加工), 第37回塑性加工連合講演会講演論文集, (1986-11), P239-243.
- 20) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧延による複合板材の製造, 第4回複合材料連合研究発表会論文集, (1987-4), P104-107.
- 21) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧延に関する研究 第7報(積層型複合鋼板の製造・加工), 昭62年塑性加工春季講演会講演論文集, (1987-5), P327-330.
- 22) Manabu Kiuchi: Application of Mashy-State Working Processes to Production of Metal-Ceramics Composites, Annals of the CIRP, (1987-5), P173-176.
- 23) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama: Mashy-State Rolling of Composite Sheets Advanced Technology of Plasticity, 2nd I.C.T.P., 2(1987-8), P753-758.
- 24) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧延圧接法による鋳鉄積層鋼板の製造, 第114回鉄鋼協会講演大会講演論文集, S1501(1987-7), P361.
- 25) 木内 学・杉山澄雄・富岡美好: 半溶融圧延によるアルミ系積層型粒子強化複合板材の製造: 塑性と加工, 28-322(1987-11), P1166-1172.
- 26) (財) 素形材センター・素形材技術調査委員会・凝固制御凝固加工技術調査部会: 素形材技術調査報告書(IV) 凝固制御・凝固加工技術部会報告, (1985-9), P1-276.
- 27) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧接・圧延法による粒子強化積層複合板材の製造, 114回塑性加工シンポジウムテキスト, (1988-5), P
- 28) 木内 学・杉山澄雄・富岡美好: 半溶融圧延による鉄系積層型粒子強化複合板材の製造, 塑性と加工, 30-340(1989-5), P650-664.
- 29) 木内 学・杉山澄雄: 半溶融圧延に関する研究 第11報(鋳鉄板の半溶融圧延・1), 平1年塑性加工春季講演会講演論文集, (1989-5), P57-60.
- 30) 木内 学・杉山澄雄: 鋳鉄板の半溶融圧延・1, 鉄鋼協会講演会講演論文集, (1989), P
- 31) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama: Mushy-State Rolling of Al Alloys and Cast Irons, Proc. 1st Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1990-4), P.
- 32) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama: Mashy-State Rolling of Aluminum Alloys and Cast Irons, Annals of the CIRP, 40-1(1991), P259-262.
- 33) 齊藤好弘: 溶湯圧延の現状, 第105回塑性加工懇談会資料, (1991-12), P



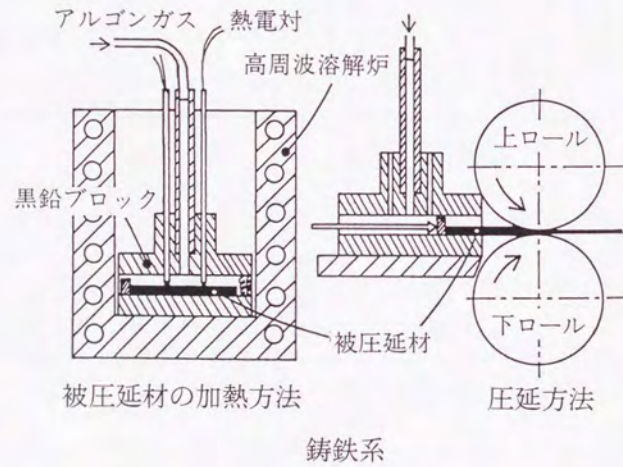
- 34) Yoshihiro Saito: Production of Aluminum-Silicon Alloy Sheet by Means of Melt Direct Rolling, Proc. 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P369-378.
- 35) 岡野 忍: 半凝固金属の連続製造法と製品品質について, 第165回塑性加工シンポジウム(半溶融・半凝固金属の加工技術の現状と可能性), (1995-9), P57-65.
- 36) 古谷 尚: ストリップ生産工程の進歩と展望, 塑性と加工, 36-417(1995-10), P1051-1060.
- 37) 斎藤好弘・池田利哉・辻 伸泰: 溶湯直接圧延法による工業用純アルミニウム薄板の製造, 塑性と加工, 36-418(1995-11), P1281-1287.

表7-1 半溶融圧延条件一覧表

被圧延材	材 質	アルミニウム合金系		鋳 鉄 系
	寸 法 /mm			
圧延温度	T/°C	450~626		1000~1200
固相率	φ/%	100~30		-
圧下率(1 <sup>st</sup> ス)	r/%	10~76		40~80
圧延速度	v/m・s <sup>-1</sup>	0.42~0.86		約1
ロール		同径2段 φ250-110mm (胴長)		
潤滑		無		
圧延機メーカー		VSt-タ, 22kw		



アルミニウム合金系



被圧延材の加熱方法

圧延方法

鋳鉄系

図7-1 半溶融圧延方法の概要

表7-2 アルミニウム合金の半溶融圧延後の製品の後処理一覧表

試験片材質	A2017半溶融圧延材
熱処理と冷間圧延の組合わせ方法	①半溶融圧延(MR) ②(MR)→T4処理 ③(MR)→冷間圧延(CR)→T4処理 ④(MR)→焼きなまし(T0)→(CR)→T4処理



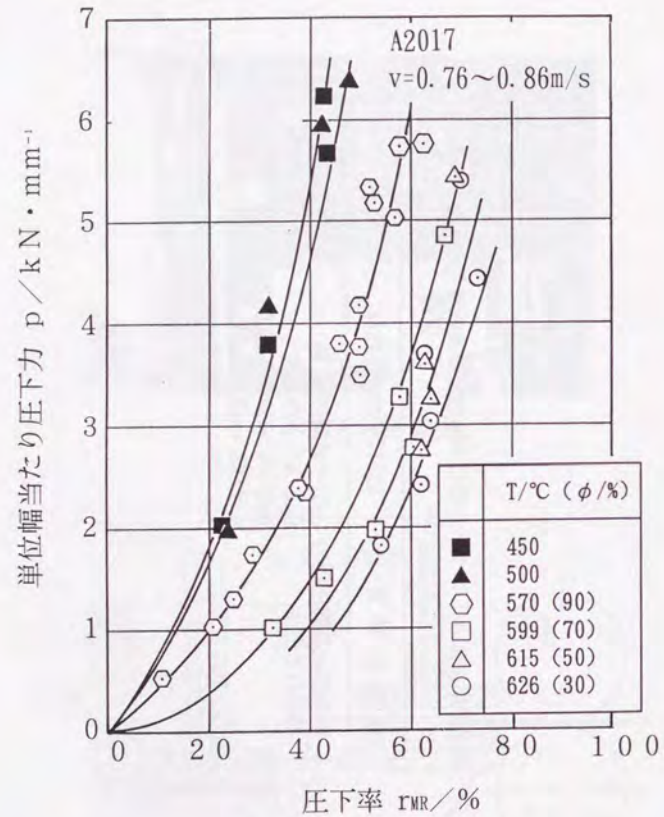


図7-2 圧下力と圧下率の関係

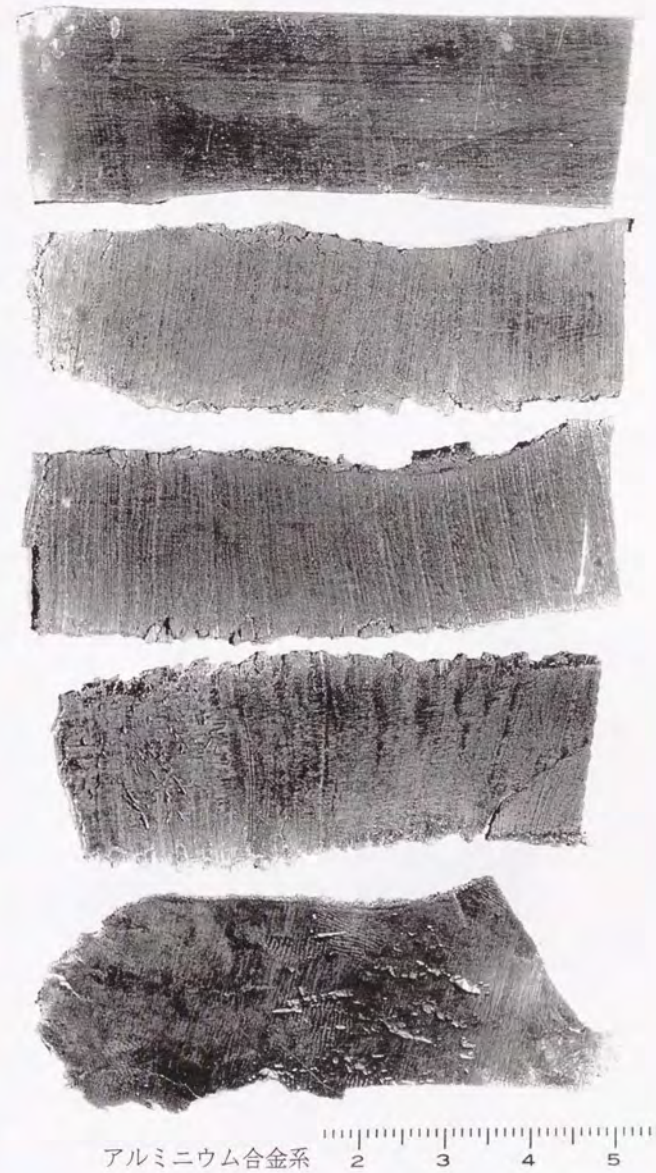


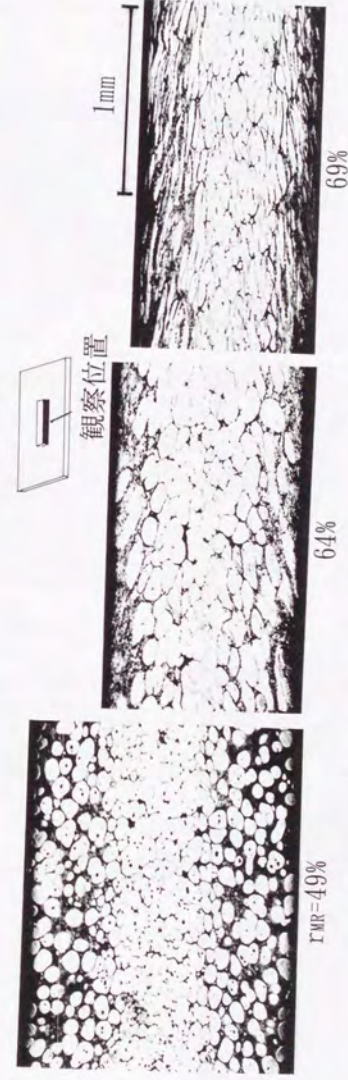
図7-3 半溶融圧延後の製品の外観(1)





铸铁系

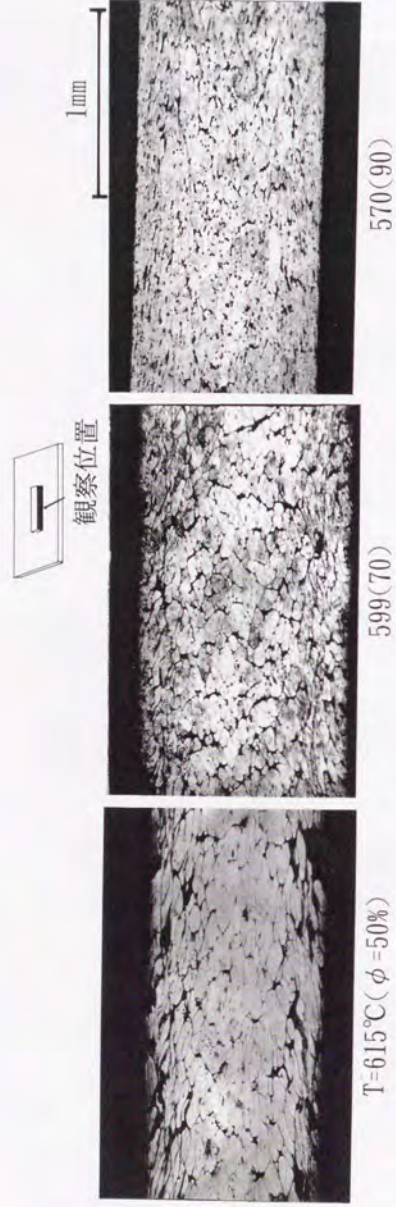
図7-3 半溶融圧延後の製品の外観(2)



A2017,  $T=626^{\circ}\text{C}$  ( $\phi=30\%$ ),  $v=0.78\sim 0.87\text{m/s}$

図7-4 圧下率が製品の内部組織におよぼす影響





A2017,  $r_{MR}=61\sim64\%$ ,  $v=0.80\sim0.85\text{m/s}$

図7-5 圧延温度（固相率）が製品の内部組織におよぼす影響

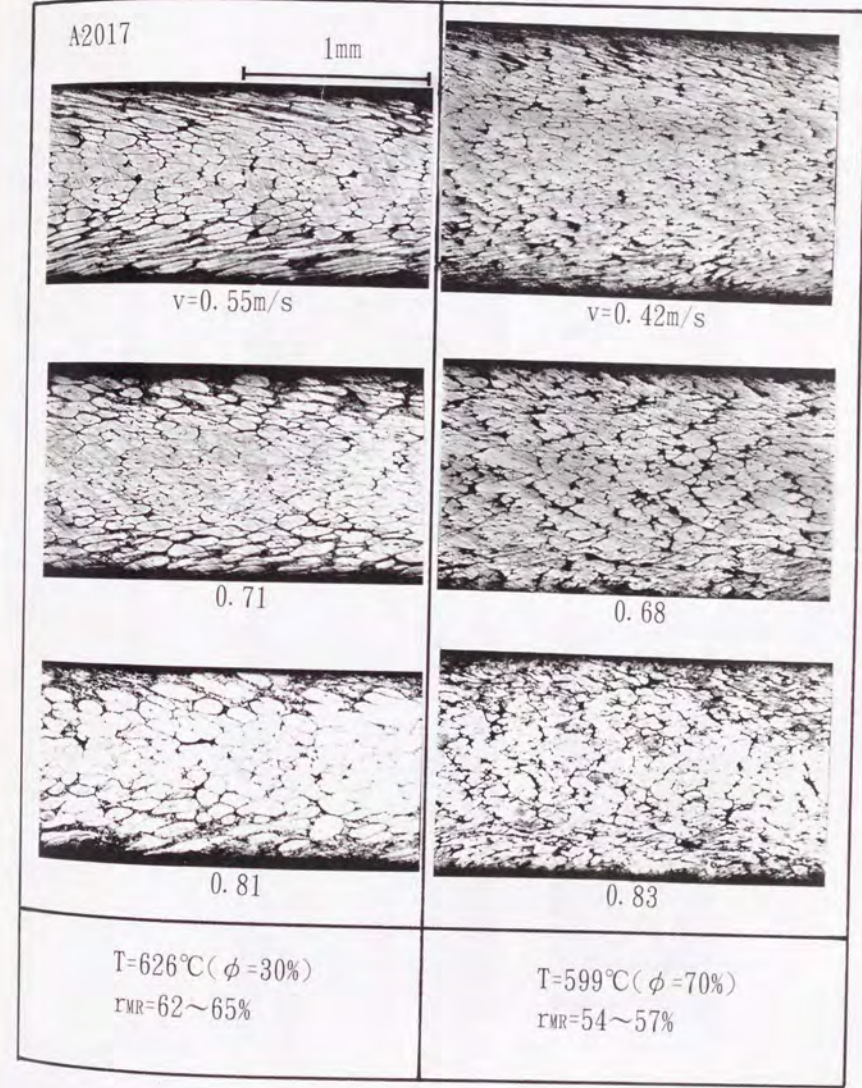
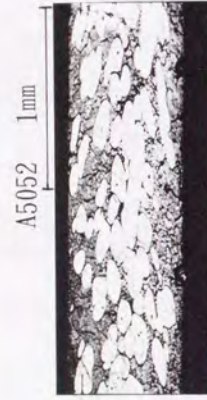


図7-6 圧延速度が製品の内部組織におよぼす影響

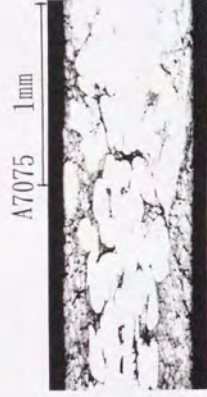




A5052 1mm  
T=642°C( $\phi=30\%$ ),  $r_{MR}=75\%$ ,  $v=0.78m/s$



T=629°C( $\phi=70\%$ ),  $r_{MR}=57\%$ ,  $v=0.80m/s$

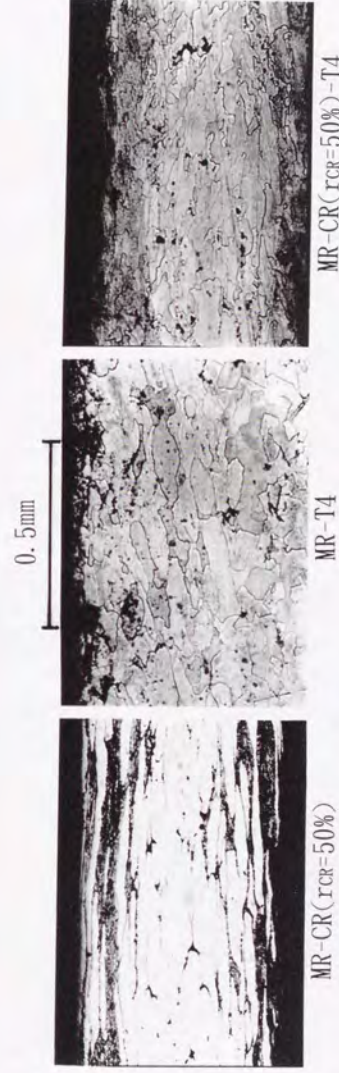


A7075 1mm  
T=626°C( $\phi=30\%$ ),  $r_{MR}=74\%$ ,  $v=0.71m/s$



T=555°C( $\phi=70\%$ ),  $r_{MR}=58\%$ ,  $v=0.79m/s$

図 7-7 被圧延材材質が製品の内部組織におよぼす影響



A2017, T=626°C( $\phi=30\%$ ),  $r_{MR}=62\%$ ,  $v=0.82m/s$

図 7-8 半溶融圧延製品の熱処理後と冷間圧延後の内部組織



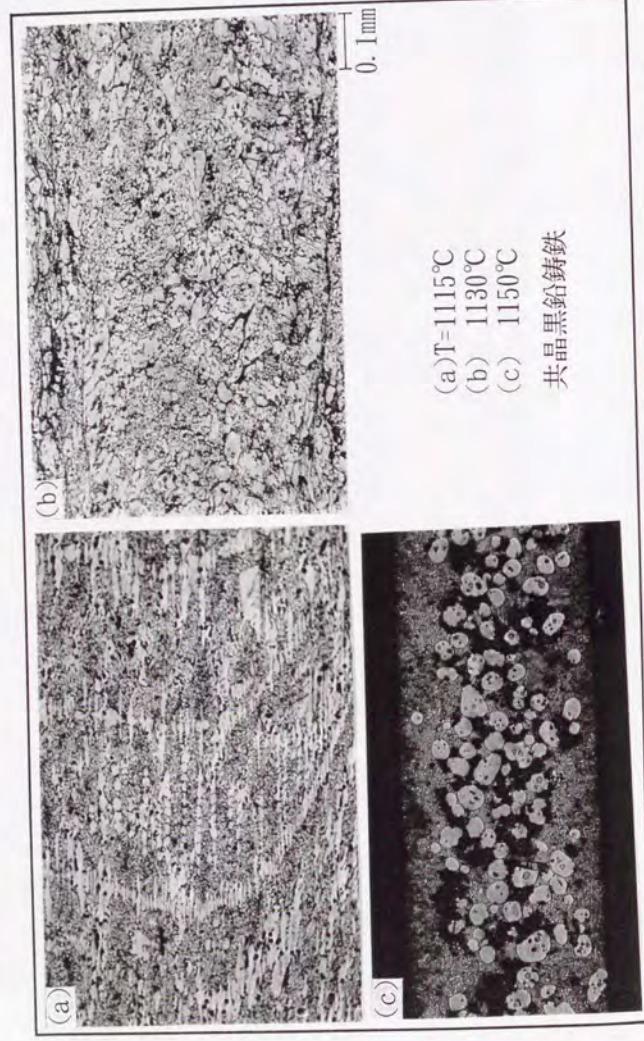


図7-9 圧延温度が共晶黒鉛鑄鉄半溶融圧延製品の 内部組織におよぼす影響

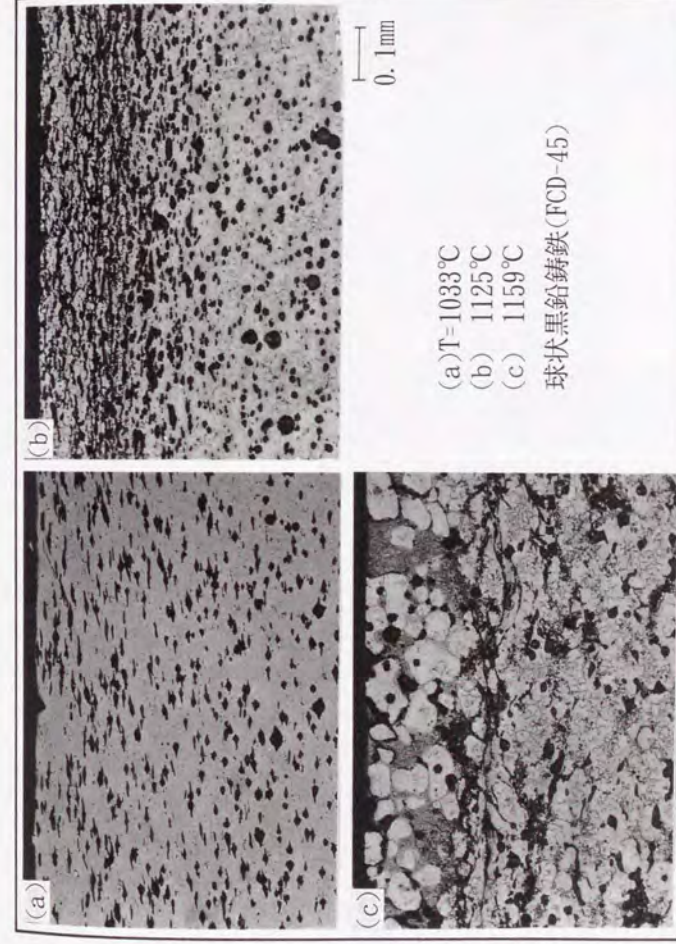


図7-10 圧延温度が球状黒鉛鑄鉄半溶融圧延製品の 内部組織におよぼす影響



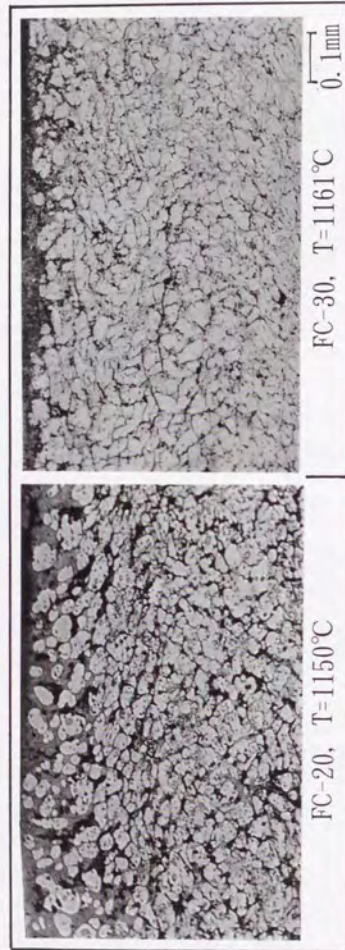
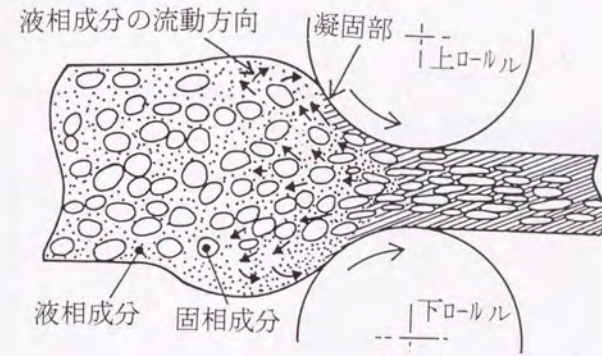
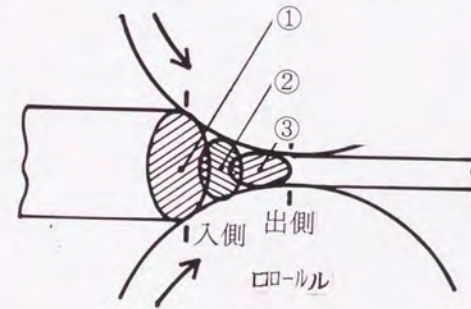


図 7-1-1 片状黒鉛鋳鉄半溶融圧延製品の内部組織



(a)被圧延材の変形の様子

変形 の 概 要	変形に要する力
①液相成分の流動による変形	小
②固相成分の回転や滑りによる変形	中
③固相成分の変形	大



(b)被圧延材の変形の概要

図 7-1-2 半溶融圧延による被圧延材の変形の様子ならびに概要



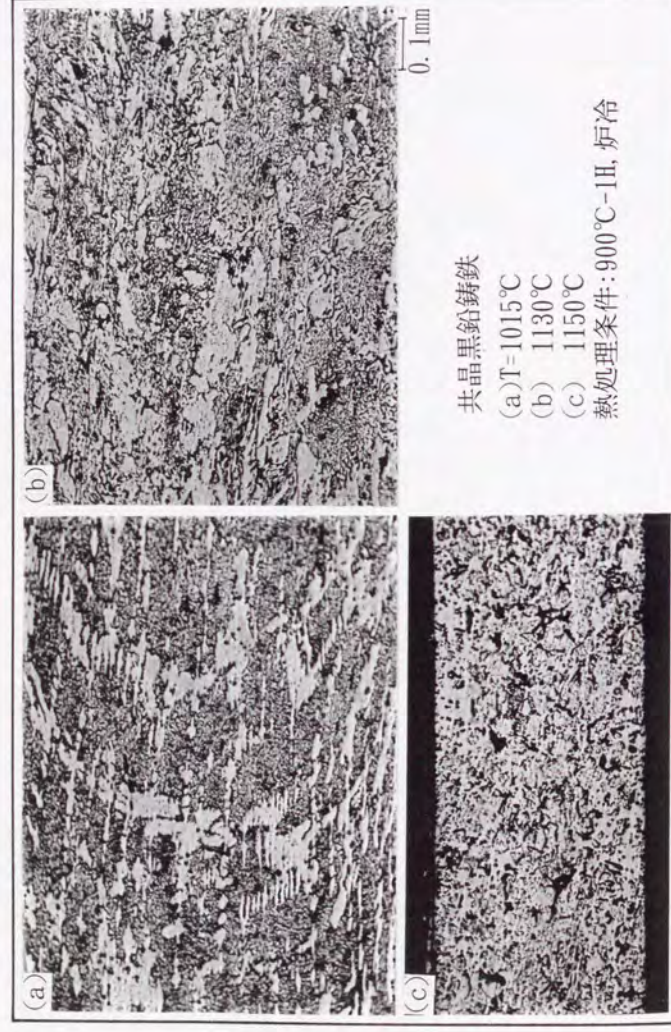


図7-13 (半溶融圧延→焼きなまし) 後の 共晶黒鉛鑄鉄製品の内部組織

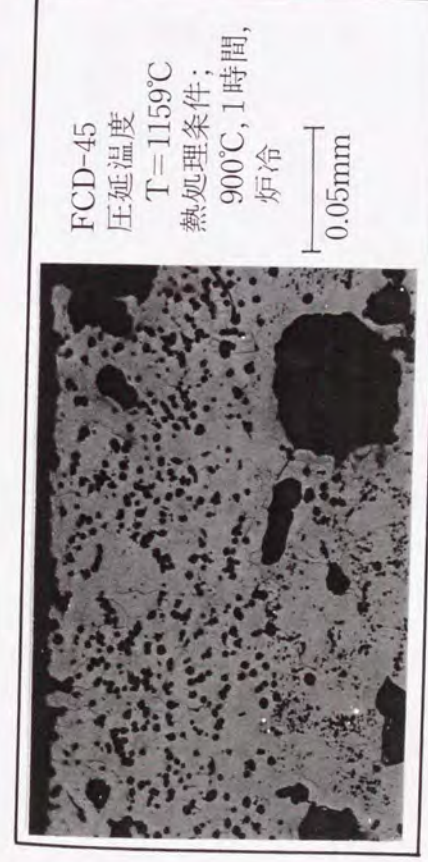
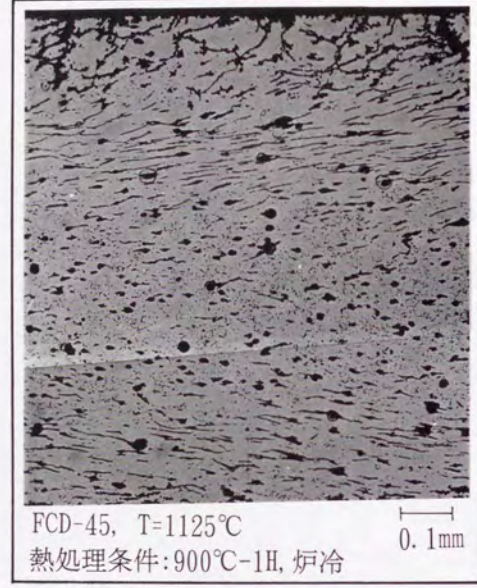


図7-14 (半溶融圧延→焼きなまし) 後の  
球状黒鉛鑄鉄製品の内部組織(1)





板厚方向に対し黒鉛の分散・形状・寸法が傾斜性を示す例

図7-15 (半溶融圧延→焼きなまし)後の  
球状黒鉛鑄鉄製品の内部組織(2)

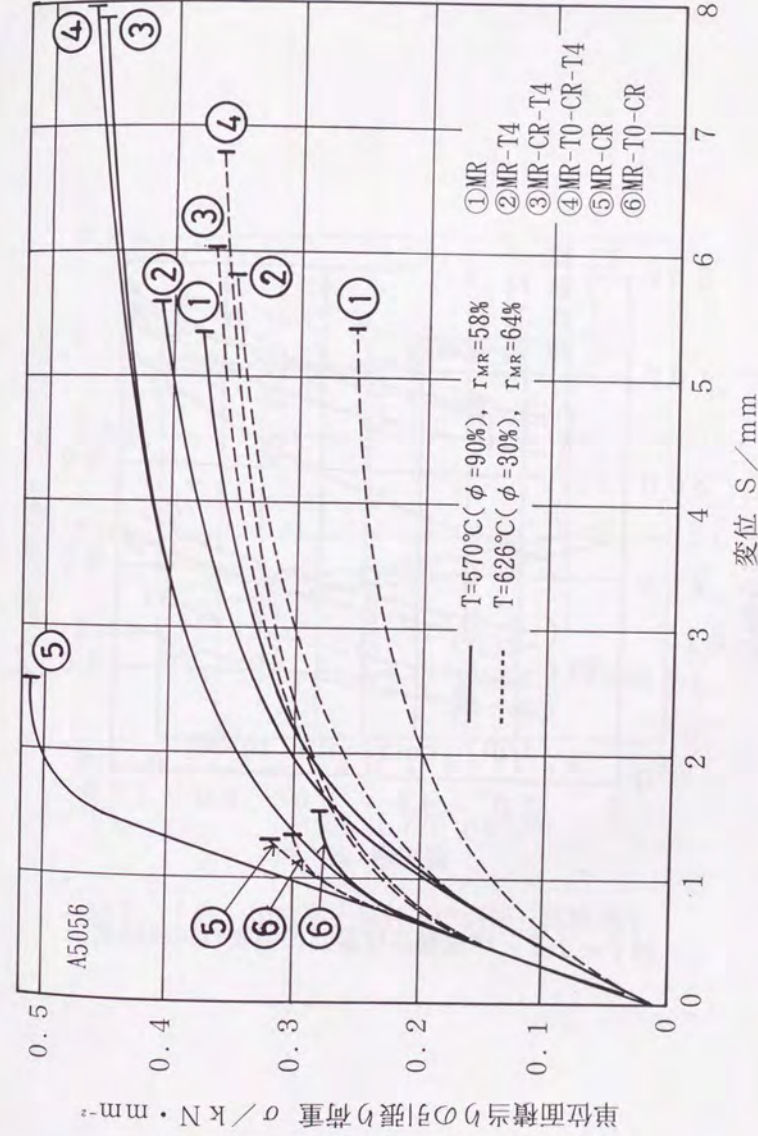


図7-16 半溶融圧延製品の単位面積当たりの引張り荷重—変位線図



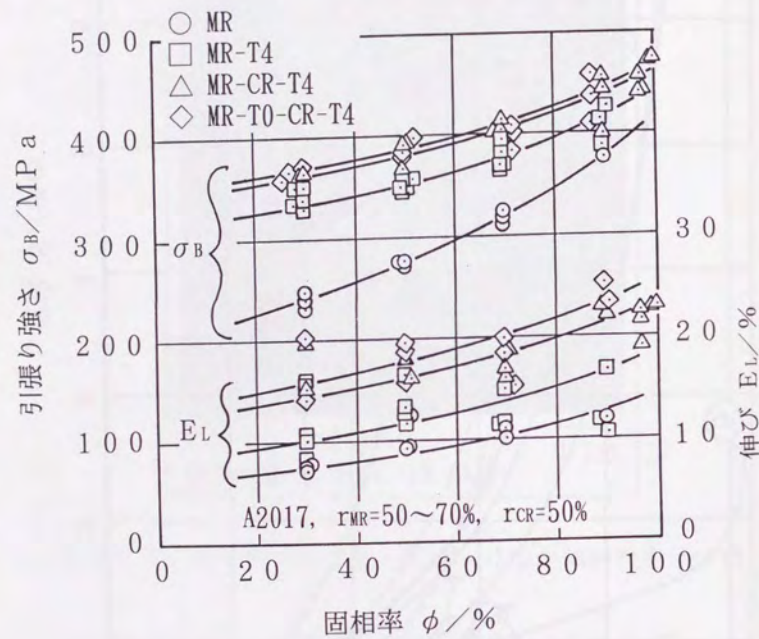


図7-17 半溶融圧延製品の引張り試験結果

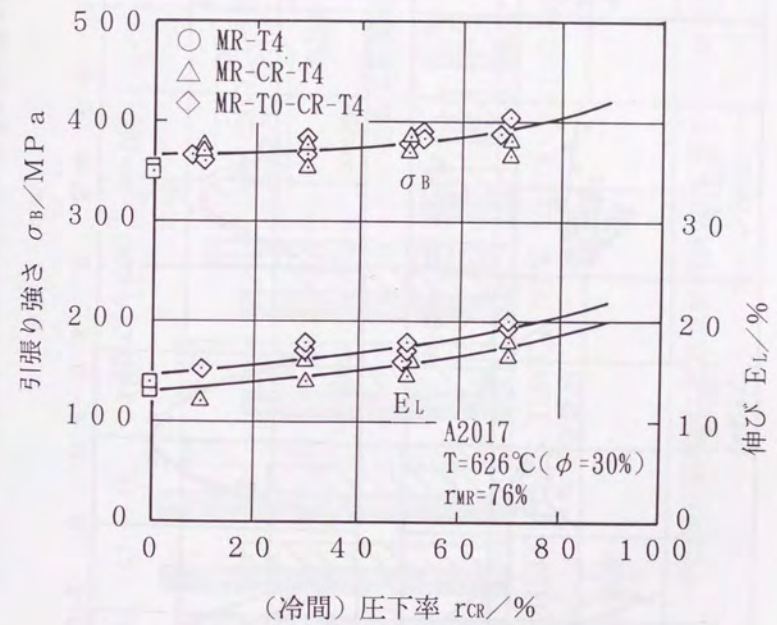


図7-18 半溶融圧延製品の引張り試験結果



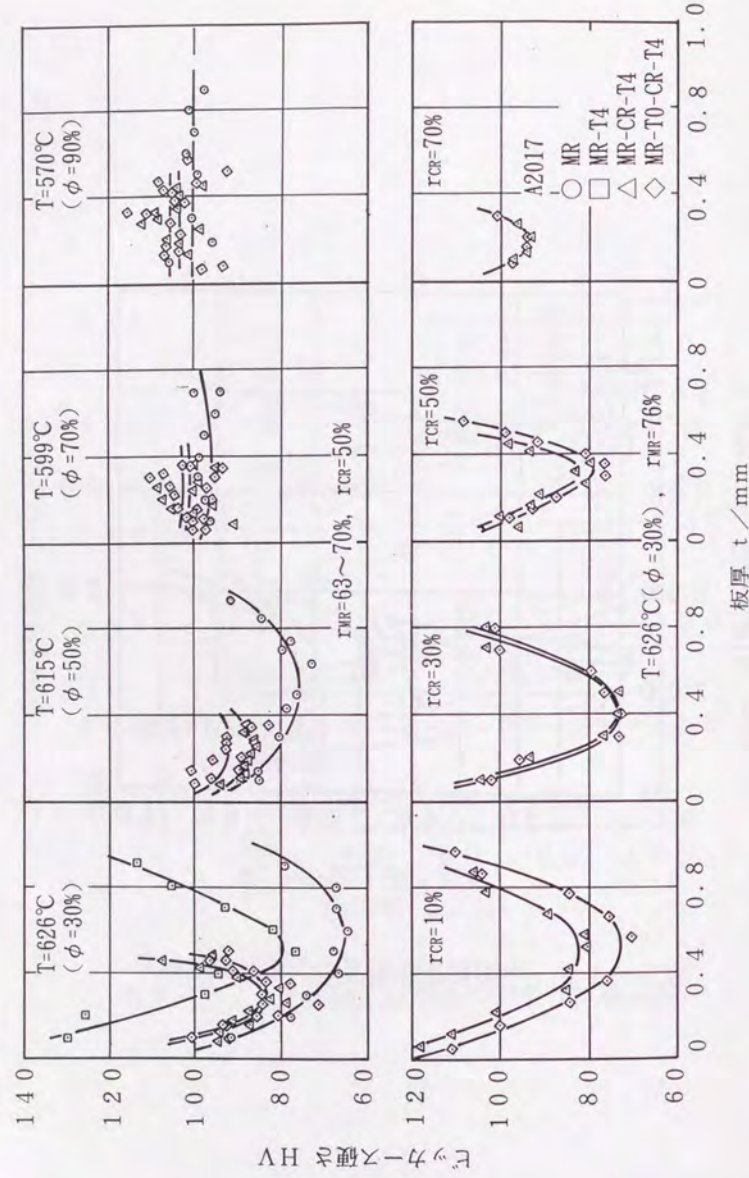


図 7-19 半溶融圧延製品 (A2017) の板厚方向の硬さ分布

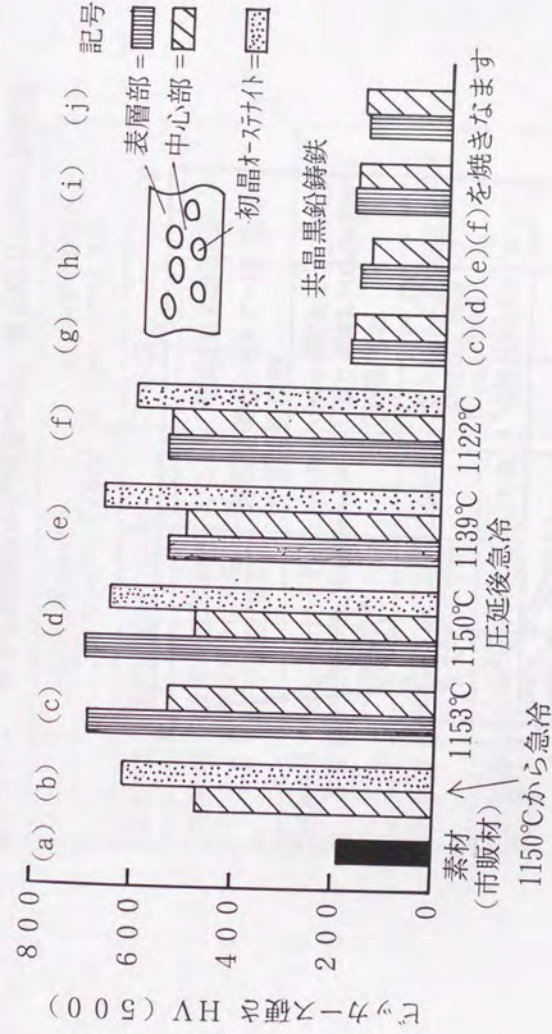


図 7-20 半溶融圧延製品 (共晶黒鉛鑄鉄) の板厚方向の硬さ分布



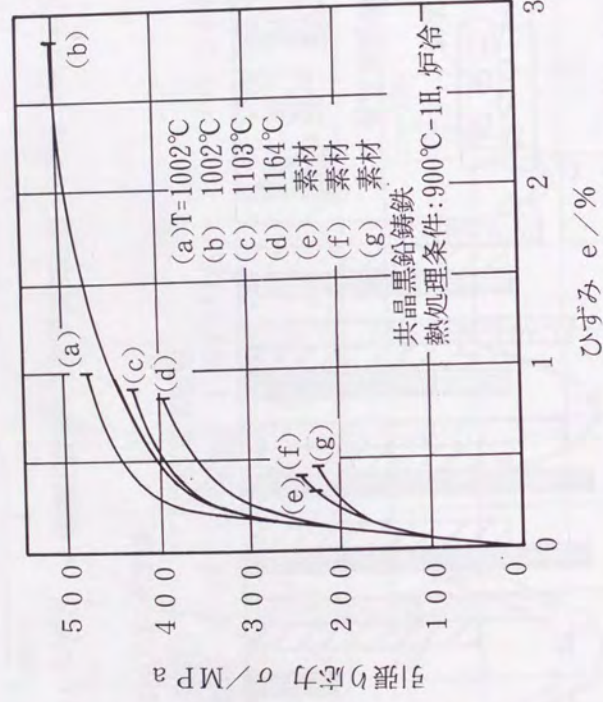


図 7-21 共晶黒鉛鑄鉄半溶融製品の引張り応力-ひずみ線図

表 7-3 半溶融圧延結果のまとめ

	低固相率での圧延 ( $\phi=30\sim70\%$ )	高固相率での圧延 ( $\phi=70\sim100\%$ )
圧延荷重	熱間圧延の $1/4\sim1/5$	$1/2\sim1/3$
内部組織	固相成分は板厚中心部に、 液相成分は表層部に凝集 した特異な組織	熱間圧延組織に類似
変形抵抗	著しく軟質化する。後処理 により市販のT4処理材の8 ~9割に回復	やや軟質化する。後処理に より市販のT4処理材程度に 回復
伸び特性	後処理により市販のT4処理 の7~8割りに回復	後処理により市販のT4処理 材程度に回復
板厚内部 の特性	表層部が板厚中心部より数 10%硬くなる 内部組織・析出物(黒鉛)の 形状・分布等に傾斜性をも たせることができる。傾斜 機能材料製造が可能	板厚方向にほぼ均一



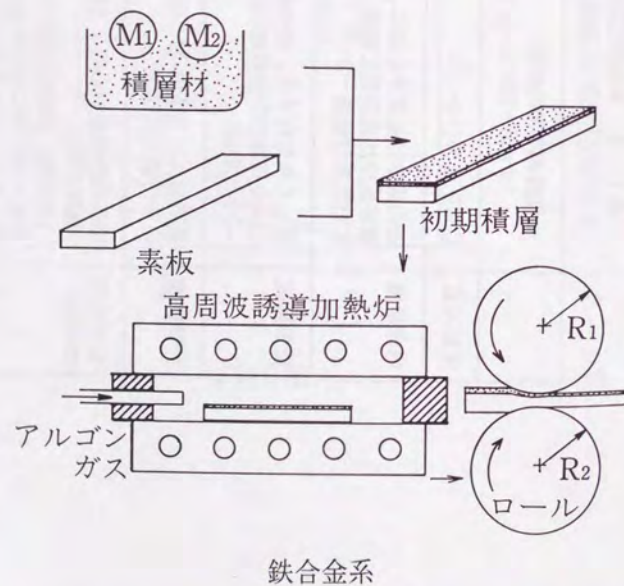
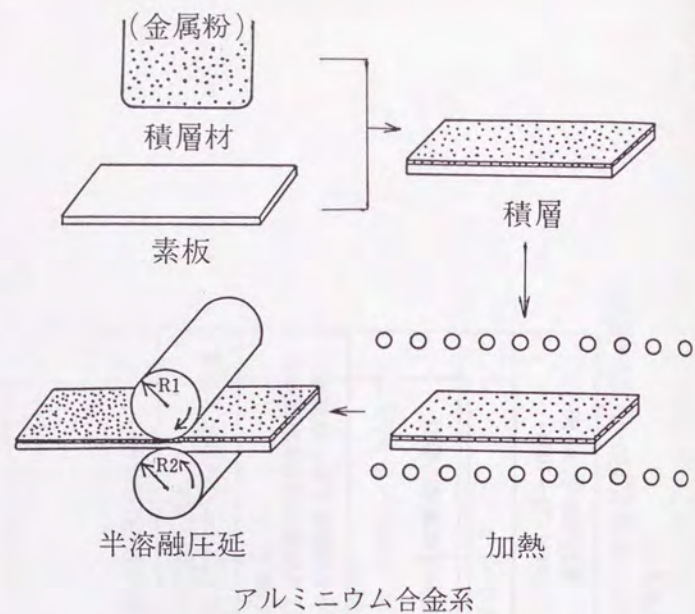


図7-22 半溶融圧延による積層型複合板材製造法の概要

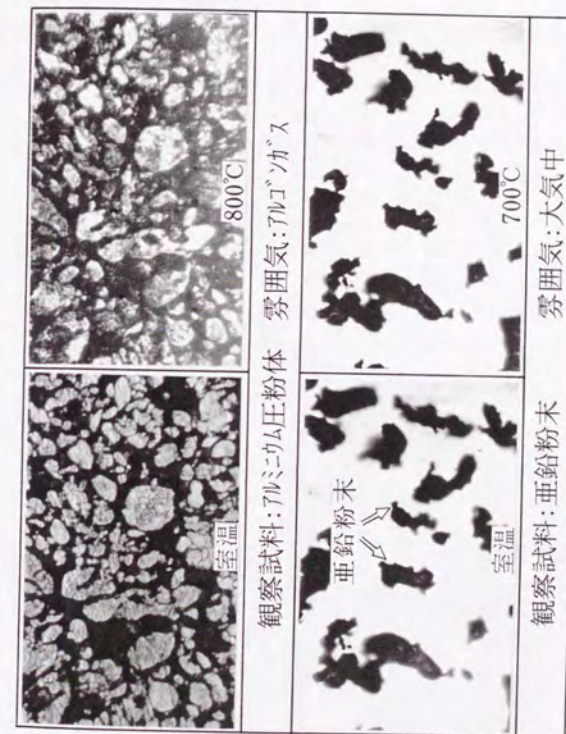


図7-23 積層材に用いた金属粉末の高温観察



表7-4 積層材と素板の材質・寸法ならびにそれらの組み合わせ

積層材材質・寸法 /mm	亜鉛粉末 #250 99.7%アルミニウム粉末 #200 3.3%C铸铁粉末 #200 還元鉄粉 #100
素板材質・寸法 /mm	A1050板 t3-w30-L200 A5052板 t3-w30-L200 C1100板 t1-w30-L150 チタン板 t1-w30-L150 SUS304板 t1-w20-L200 純鉄板 t3-w40-L200 SPCC板 t3.2-w40-L200
積層材と素板の 組み合わせ	①亜鉛粉末/A1050板 ②亜鉛粉末/A5052板 ③亜鉛粉末/C1100板 ④アルミニウム粉末/チタン板 ⑤亜鉛粉末/チタン板 ⑥(亜鉛粉末+アルミニウム粉末)/チタン板 ⑦铸铁粉/純鉄板 ⑧铸铁粉/SPCC板 ⑨(铸铁粉/還元鉄粉)/SPCC板



図7-24 積層材に用いた铸铁粉, 還元鉄粉の断面形状ならびに内部組織



表 7-5 積層型複合板材の半溶融圧延製造条件一覧表

圧延温度	T/℃	400～620℃(亜鉛粉末) 600～810℃(7μmニッケル粉末) 950～1180℃(鋳鉄粉)
みかけ圧下率 r/%	7～44	
[1-製品厚さ/(初期積層厚さ+素板厚さ)]×100		
初期積層率 s <sub>0</sub> /%	6～68	
(初期積層厚さ/素板厚さ)×100		
圧延速度 v/m・s <sup>-1</sup>	約0.9	
ロール	φ250-110(胴長) 同径2段	
潤滑	無	

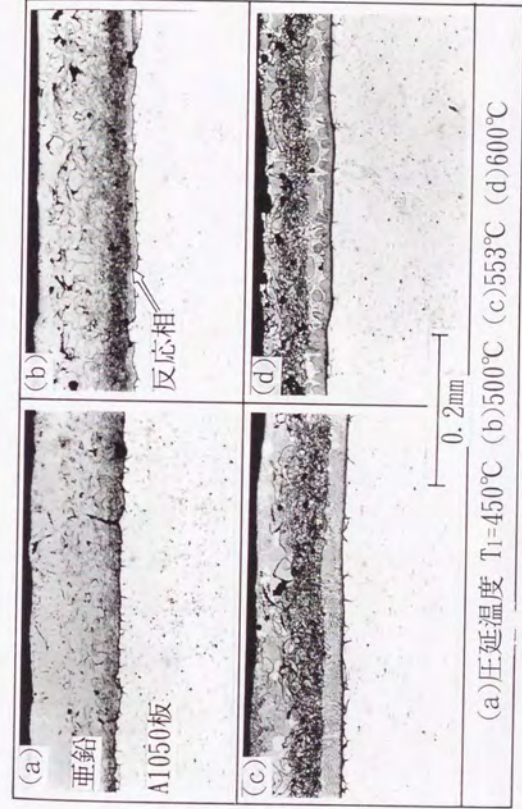


図 7-25 圧延温度が<亜鉛粉末/Al1050板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響



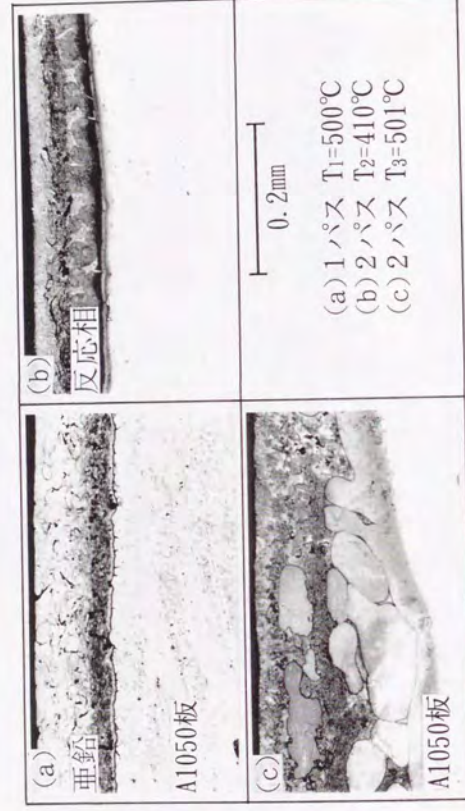


図 7-26 パス回数が<亜鉛粉末/Al1050板>製品の界面近傍の  
内部組織におよぼす影響

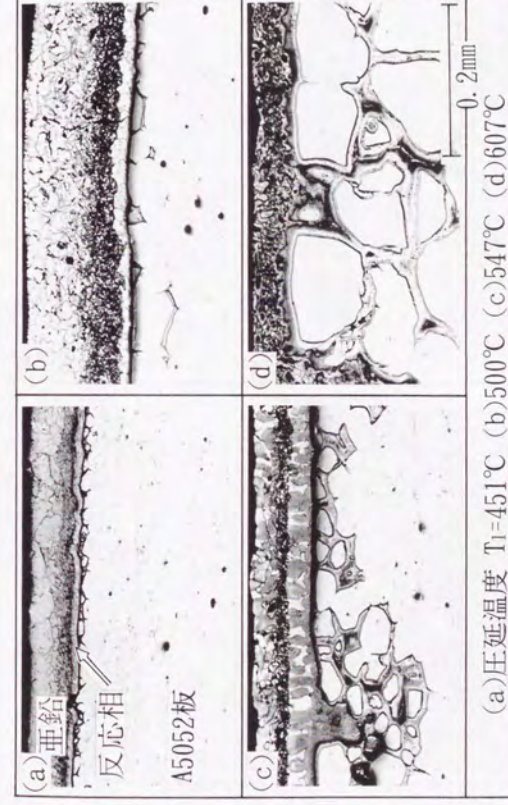


図 7-27 圧延温度が<亜鉛粉末/A5052板>製品の界面近傍の  
内部組織におよぼす影響



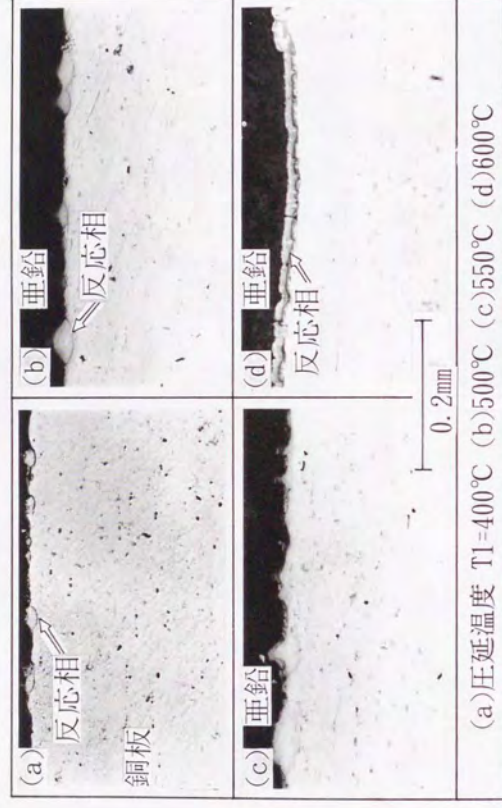


図7-28 圧延温度が<亜鉛粉末/銅板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響

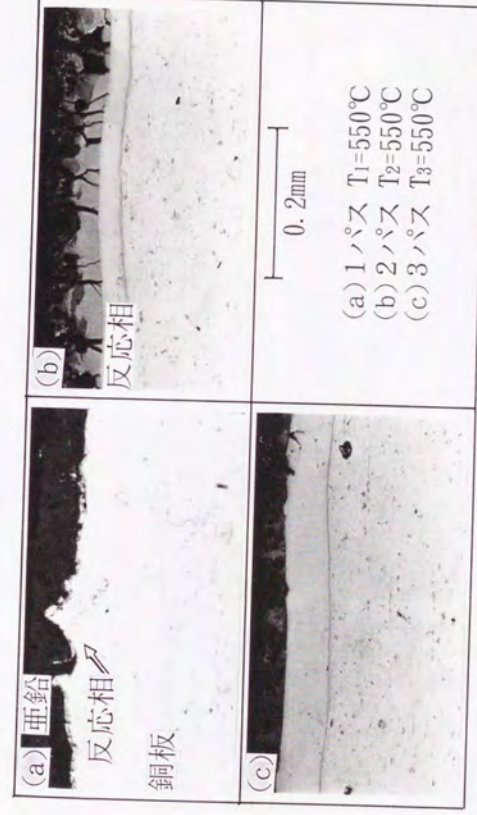


図7-29 パス回数が<亜鉛粉末/銅板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響



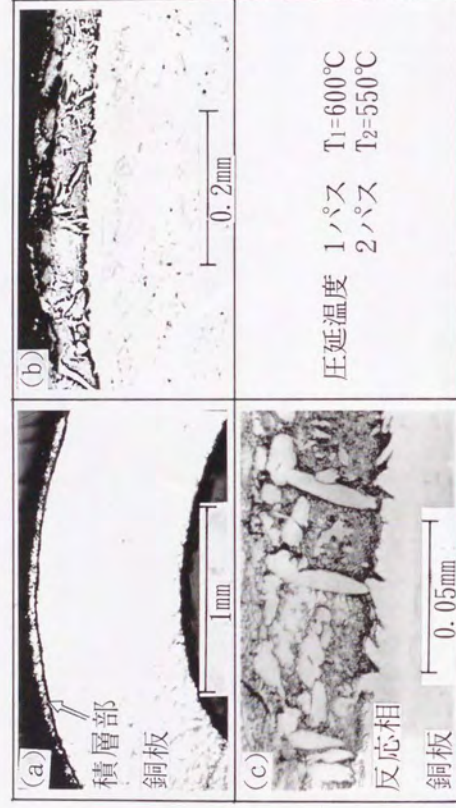


図 7-30 <亜鉛粉末/銅板>製品の曲げ加工後の界面近傍の内部組織

表 7-6 <亜鉛粉/銅板>製品(2パス後)の硬さ

	①	②	③	④	⑤	ばらつき	平均
積層材	142	143	134	139	128	(R)=15.0	$\bar{X}=137.2$
素板	83.9	75.9	87.8	91.4	87.0	(R)=15.5	$\bar{X}=85.2$
圧延温度T1=617°C, T2=607°C, 圧下率約20%							



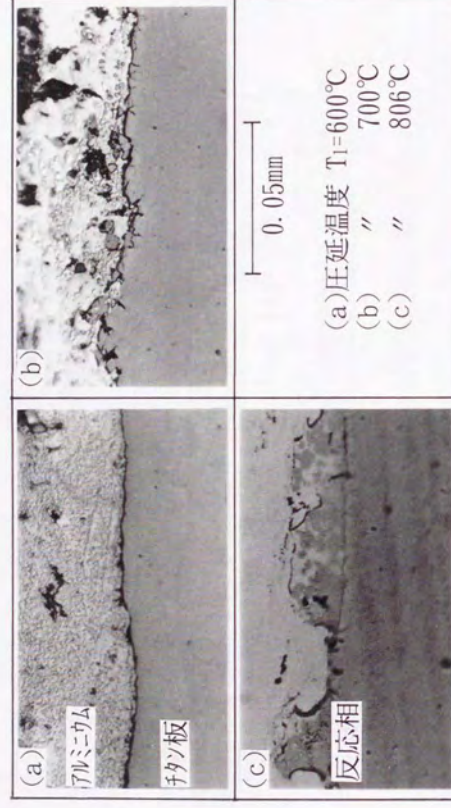


図7-3 1 圧延温度が<アルミニウム粉末/チタン板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響

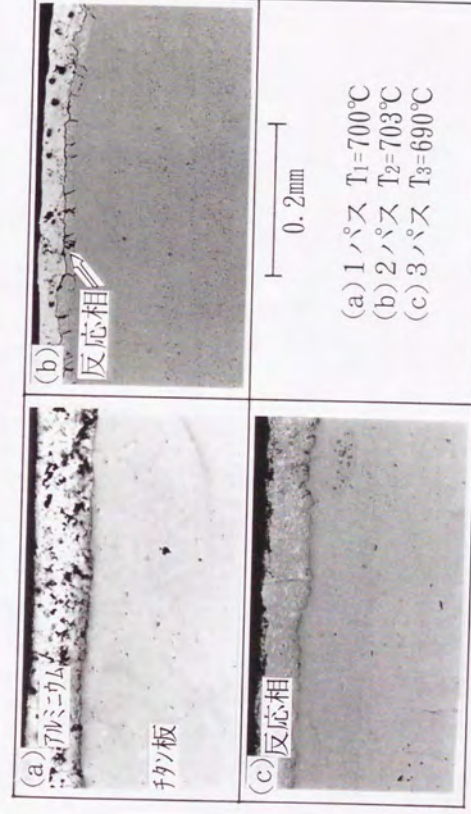


図7-3 2 パス回数が<アルミニウム粉末/チタン板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響



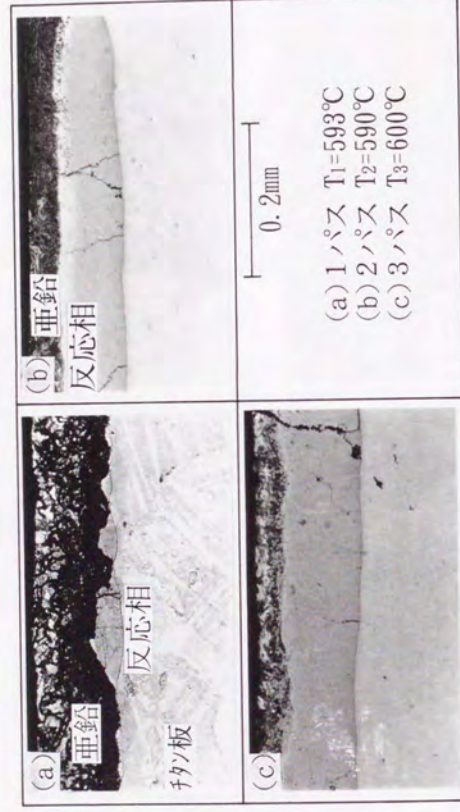


図 7-33 パス回数が<重鉛粉末/チタン板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響

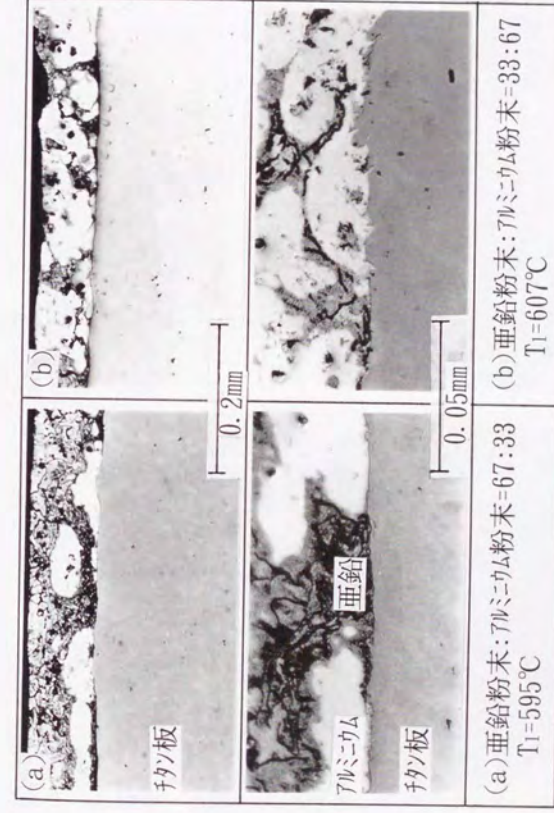


図 7-34 <重鉛粉末+アルミニウム粉末/チタン板>製品の界面近傍の内部組織



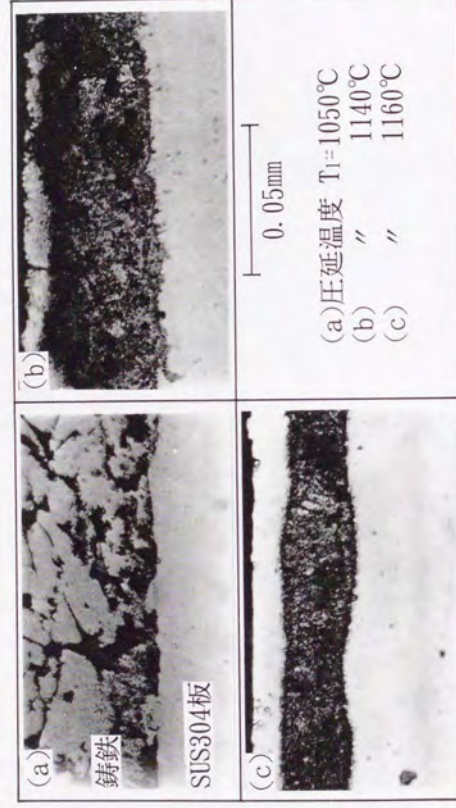


図 7-35 圧延温度が<鑄鉄粉/SUS304板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響

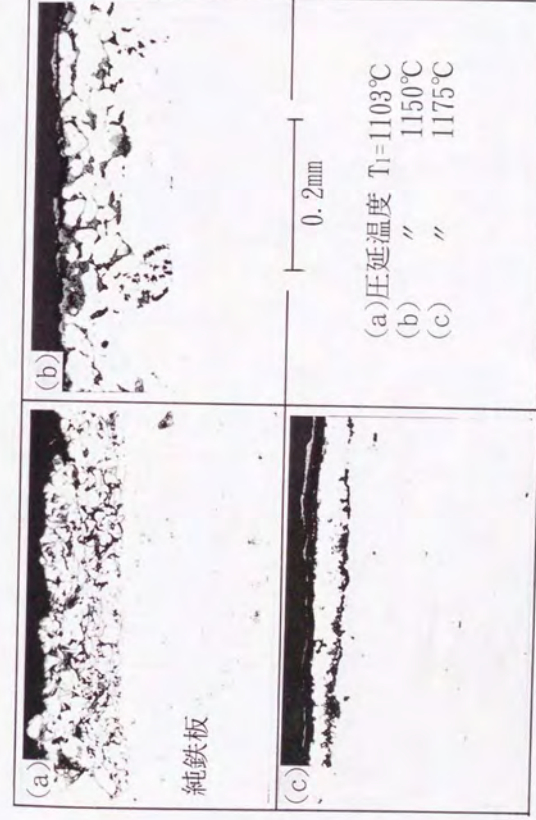


図 7-36 圧延温度が<鑄鉄粉/純鉄板>製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響



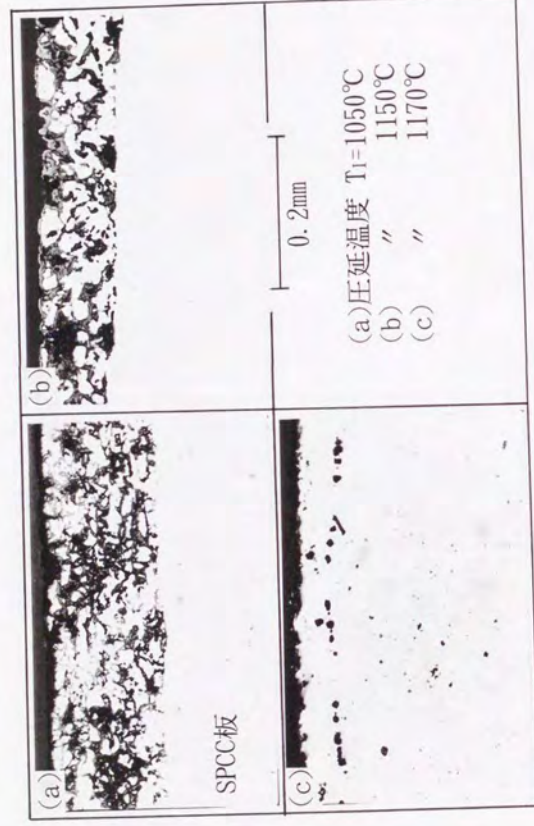


図7-37 圧延温度が＜鑄鉄粉/SPCC板＞製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響

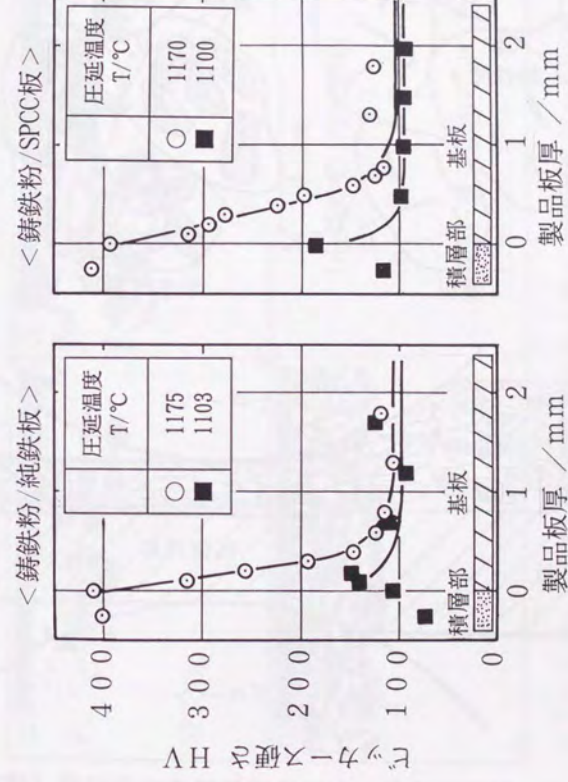


図7-38 積層型複合板材製品の板厚方向における硬さ分布



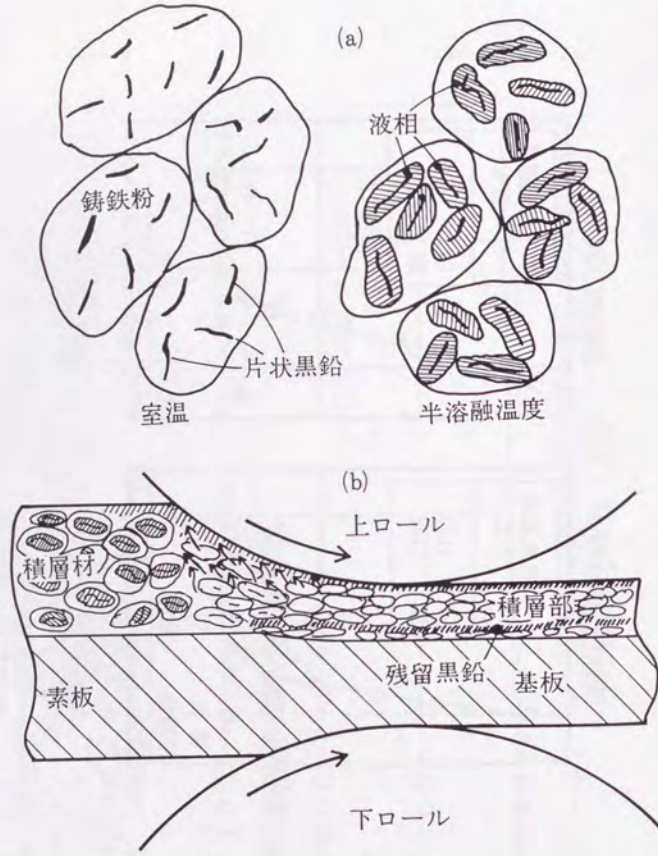


図 7-39 半溶融状態における鋳鉄粉の内部組織（模式図）と液相成分・固相成分・黒鉛の変形流動挙動

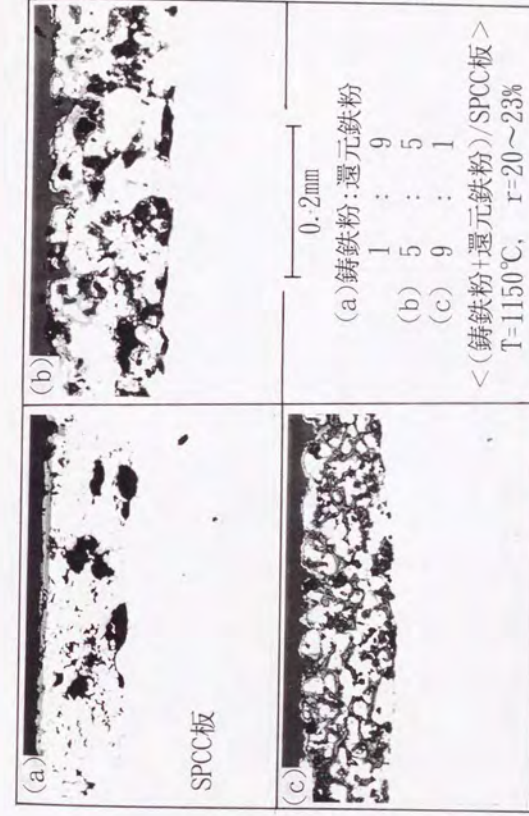


図7-40 鑄鉄粉と還元鉄粉の混合割合が積層型複合板材製品の界面近傍の内部組織におよぼす影響



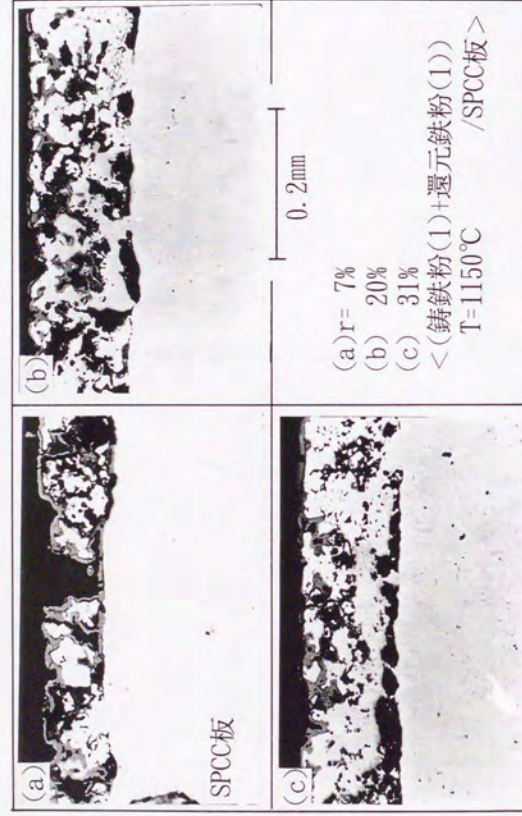


図7-4-1 みかけ圧下率が積層型複合板材製品の界面近傍におよぼす影響

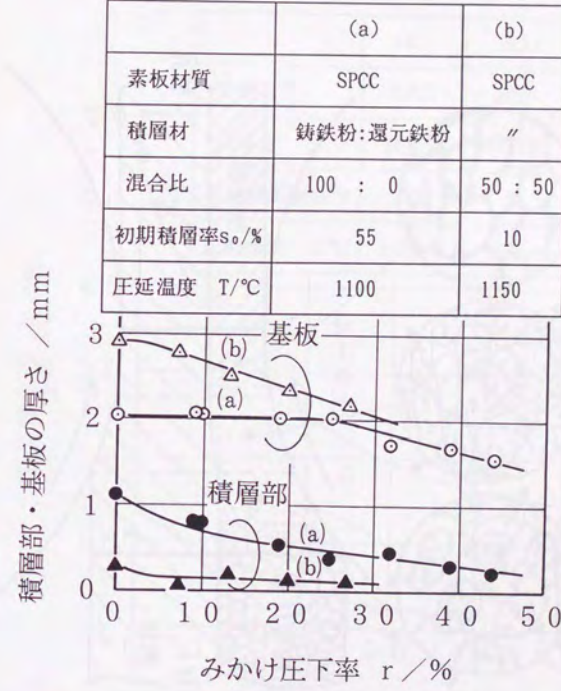


図7-4-2 みかけ圧下率に対する素板と積層材の厚さ変化



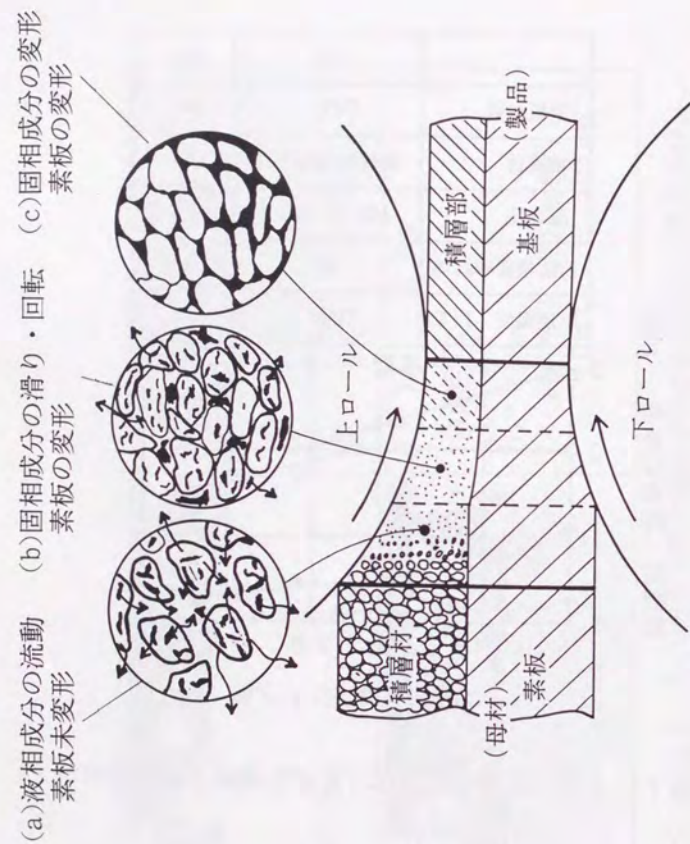


図 7-4-3 半溶融圧延によるの積層型複合板材製造の様子

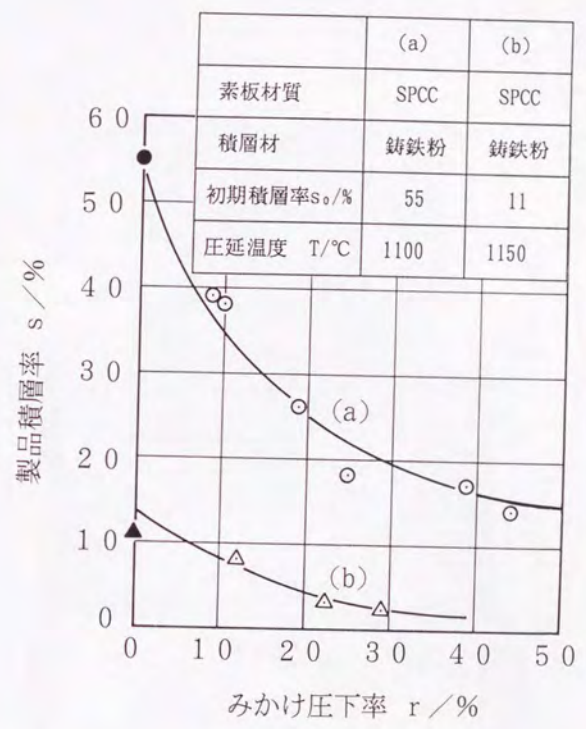


図 7-4-4 みかけ圧下率と製品積層率の関係



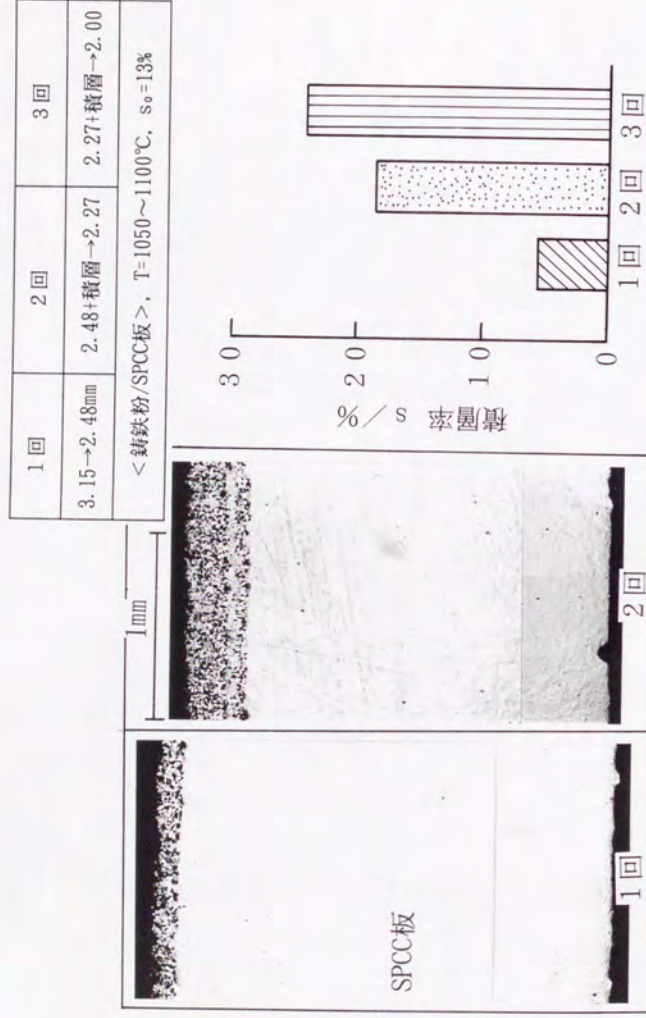


図7-45 繰り返し積層圧延における積層厚さの推移

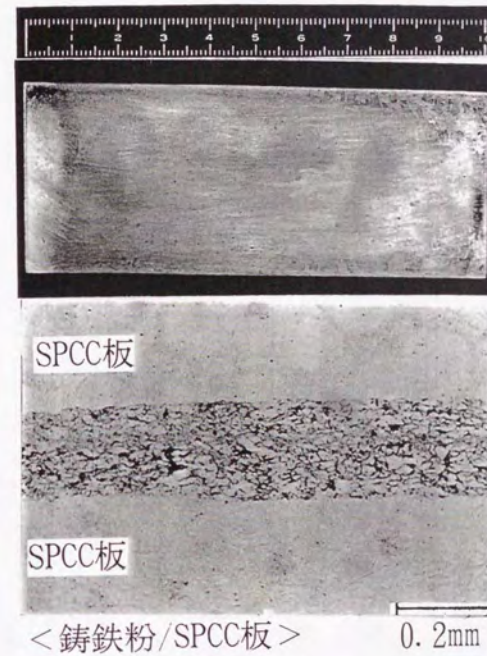


図7-46 2回繰り返し積層圧延後の製品の内部組織





図 7-47 積層型複合板材の冷間曲げ加工例



	一回積層圧延	サト・イチ圧延
T/°C	1100	1108
r/%	約20	約16。

図 7-48 サト・イチ型複合板材の製造例



表 7-7 積層型アルミナ基粒子強化複合板材製造の実験条件一覧表

	強化粒子の直接積層型 (Case 1)	混合粉積層層型 (Case 2)
素板 材質 寸法	A5052 t2~5-w40-L210	A1050 " A5052 "
金属粉末 平均寸法	—	A5056 #200 A5056 #200
積層材 強化粒子 平均寸法 含有率 $V_F/\%$	$Al_2O_3$ #100~#1500 —	$Al_2O_3$ #100~#1500 30~70 $Al_2O_3$ #100~#1500 30~70
圧延温度 $T/^\circ C$	500~640	
圧延速度 $V/m \cdot s^{-1}$	①0.015 ②0.7~0.9	
ロール /mm	① $\phi$ 200-205 ②250-110	
潤滑	無	

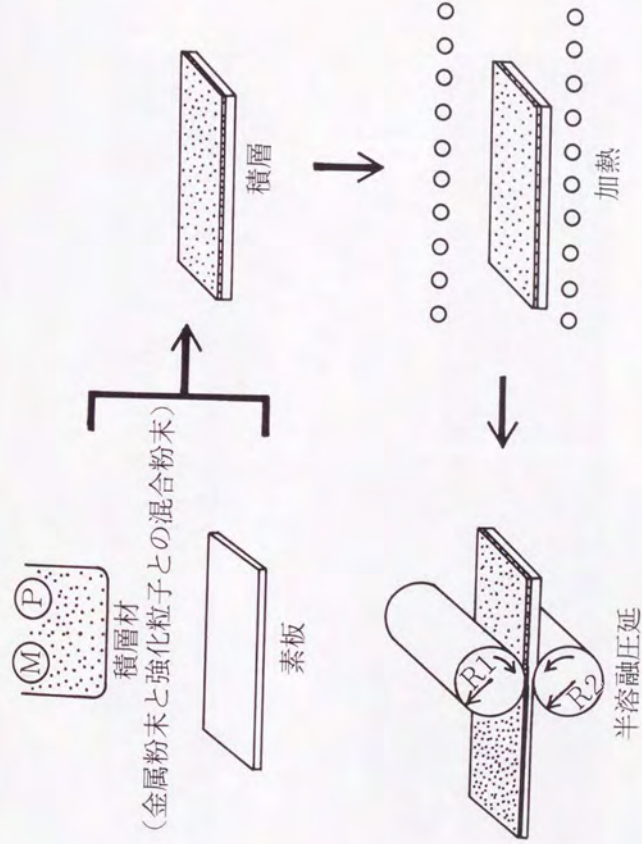


図 7-49 半溶融圧延による積層型アルミナ基粒子強化複合板材の製造法の概要





図 7-5 0 みかけ圧下率が製品の内部組織におよぼす影響 (Case 1)

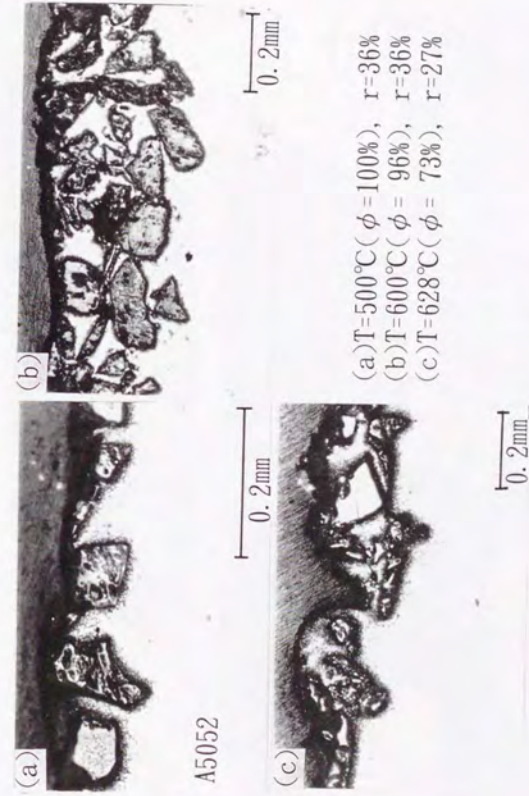


図 7-5 1 圧延温度が製品の内部組織におよぼす影響 (Case 1)



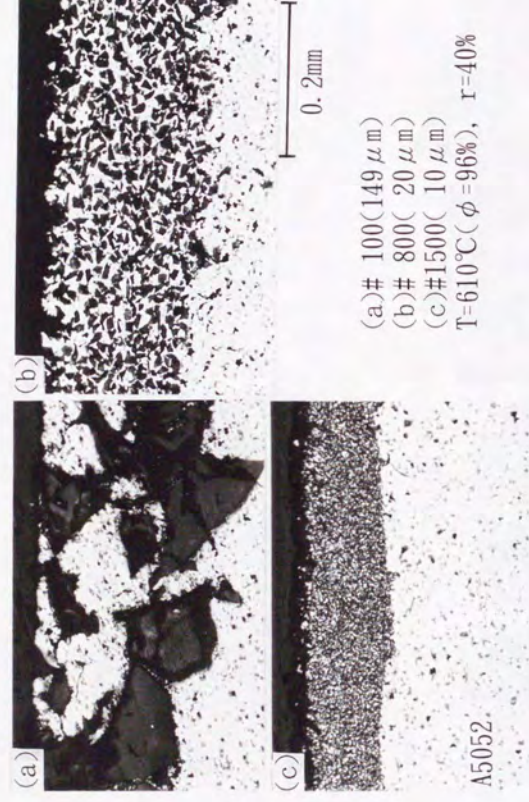


図7-5-2 強化粒子の粒度が製品の内部組織におよぼす影響(Case 1)

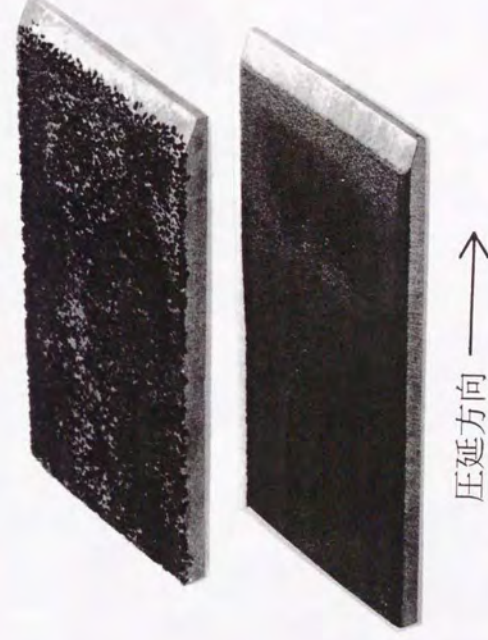


図7-5-3 積層型アルミ粒子強化複合板材の半溶融圧延による製造例(Case 1)



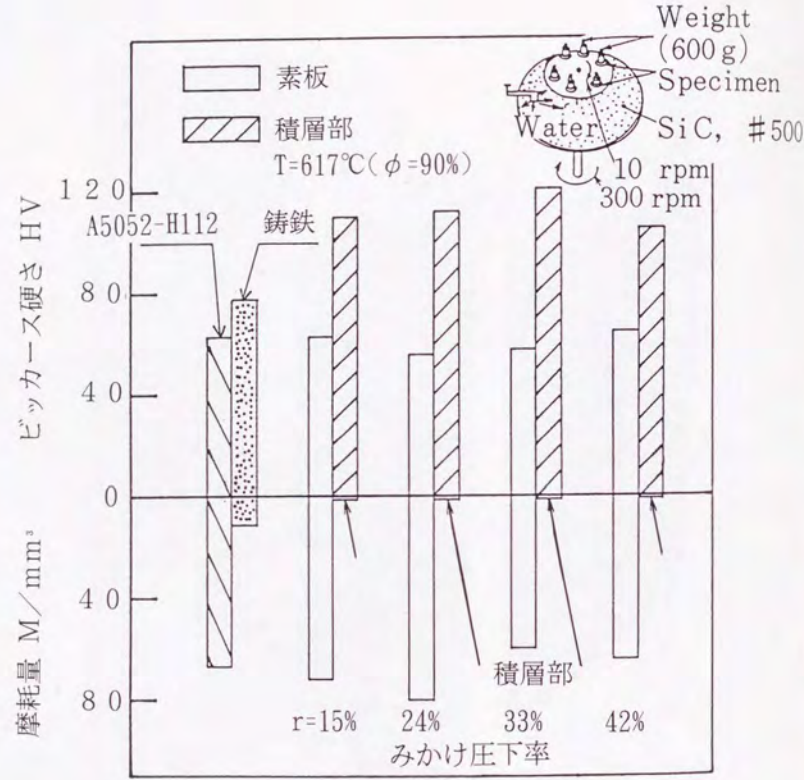


図7-54 製品積層部の硬さおよび摩耗量(Case 1)



図7-55 製品を冷間U曲げ成形した後の内部組織(Case 1)  
 $T=617^{\circ}\text{C}$  ( $\phi=90\%$ ),  $r=24\%$





A5052

強化粒子直接積層型(Case 1)

$T=616^{\circ}\text{C}$  ( $\phi=91\%$ ),  $r=36\%$



1mm

混合粉末積層型(Case 2)

$T=619^{\circ}\text{C}$ ,  $r=44\%$ ,  $V_P=30\%$

(a)

(b)

図7-56 強化粒子直接積層型(Case 1)と混合粉末積層型(Case 2)の製品の内部組織の比較



(a)



(b)

A5052



(c)

1mm

(a)  $r=21\%$

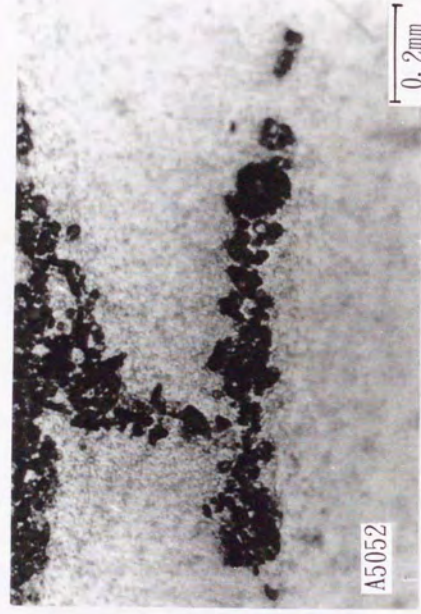
(b)  $29\%$

(c)  $37\%$

$T=617^{\circ}\text{C}$ ,  $V_P=30\%$

図7-57 みかけ圧下率が製品の内部組織におよぼす影響(Case 2)





$T=619^{\circ}\text{C}$ ,  $r=44\%$ ,  $V_p=30\%$

図7-58 積層部の強化粒子・マトリックスおよび素板の接合・結合状態 (Case 2)

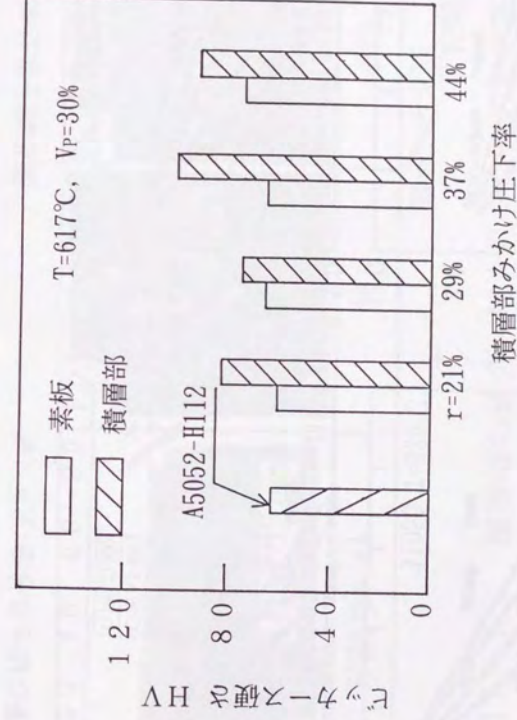


図7-59 製品積層部の硬さおよび摩耗量 (Case 2)



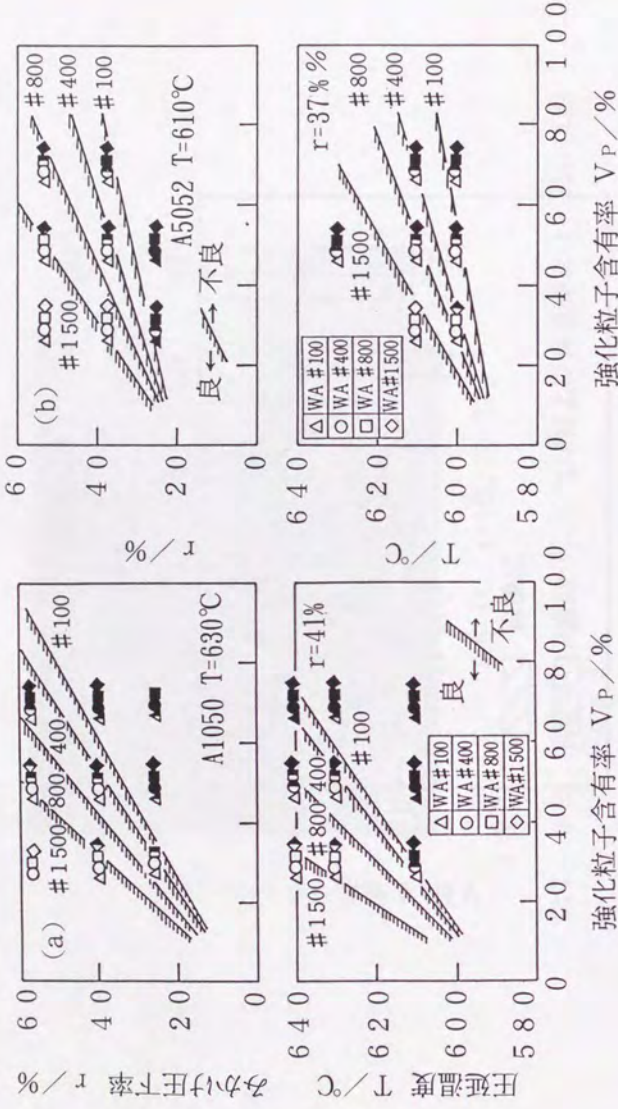


図7-60 積層部接合状態の良否(Case 2)

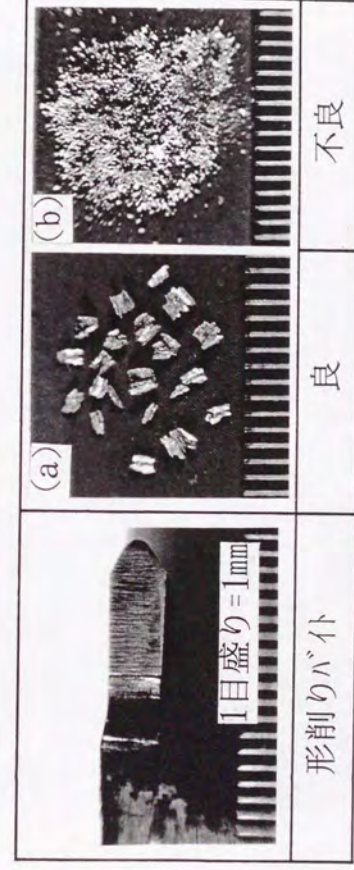


図7-61 積層部の結合・接合具合良否の判定基準





$T_1=610^{\circ}\text{C}$ ,  $r_1=42\%$ ,  $V_P=50\%$

図 7-6-2 積層部の欠陥例 (Case 2)

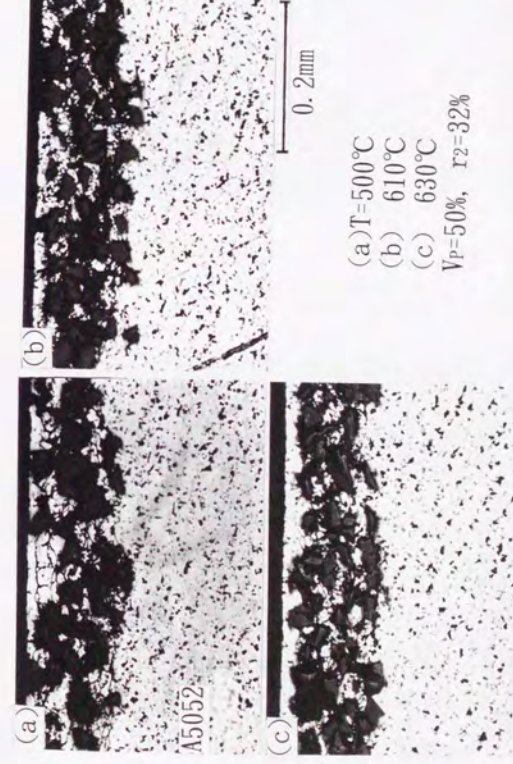


図 7-6-3 繰り返し圧延の際の圧延温度が製品の内部組織に  
およぼす影響 (Case 2)



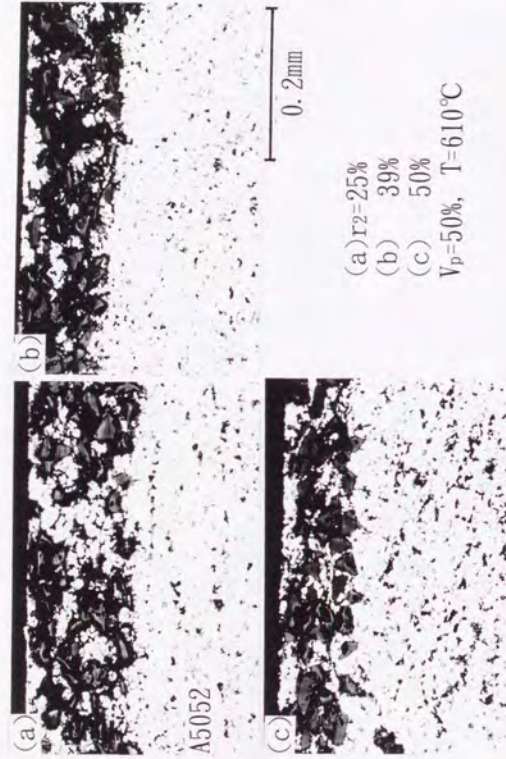


図7-64 繰り返し圧延の際のみかけ圧下率が製品の内部組織におよぼす影響 (Case 2)

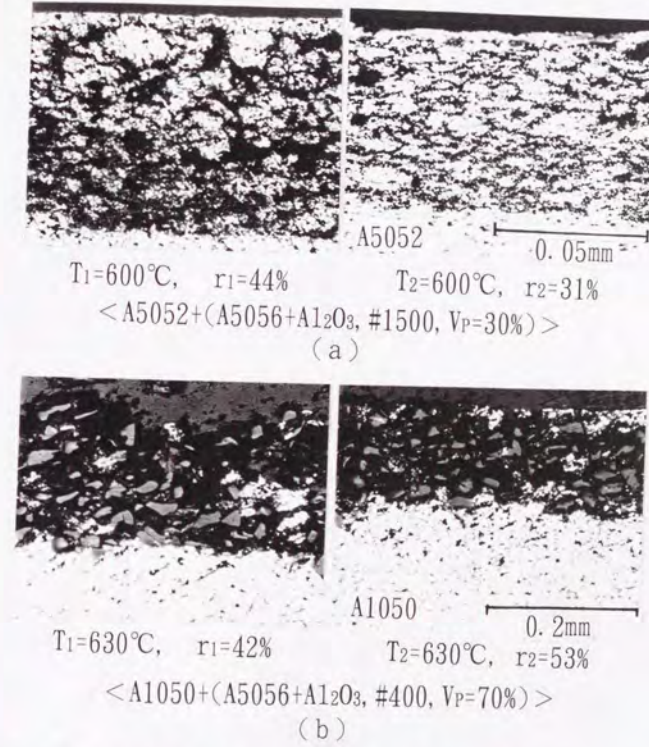


図7-65 繰り返し圧延による微細粒子の含有化ならびに強化粒子の高含有化



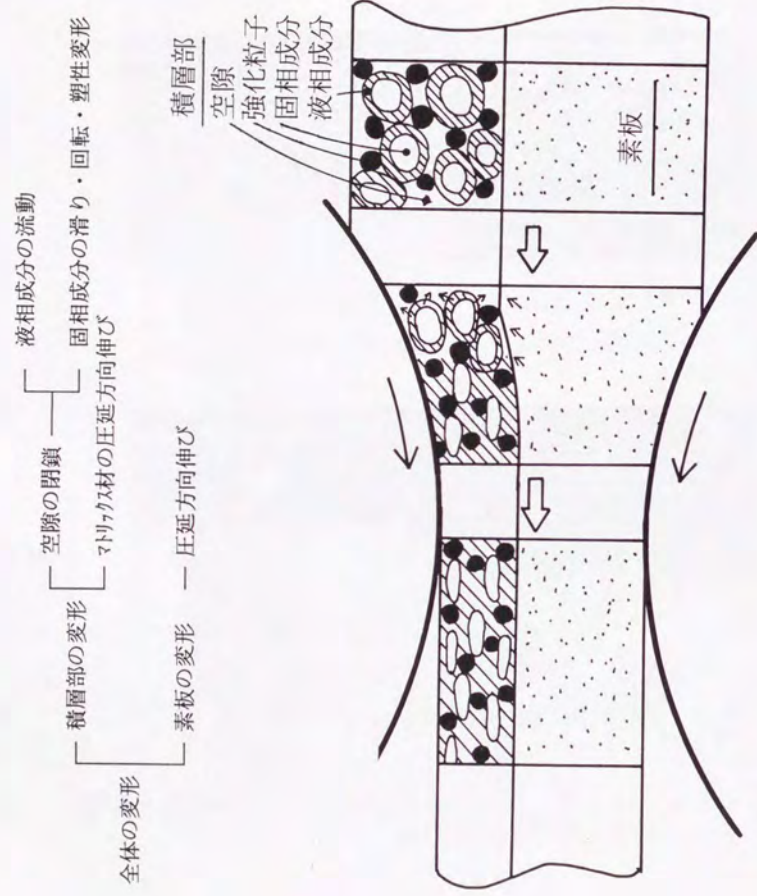


図 7-66 半溶融圧延による素板と積層材の変形機構

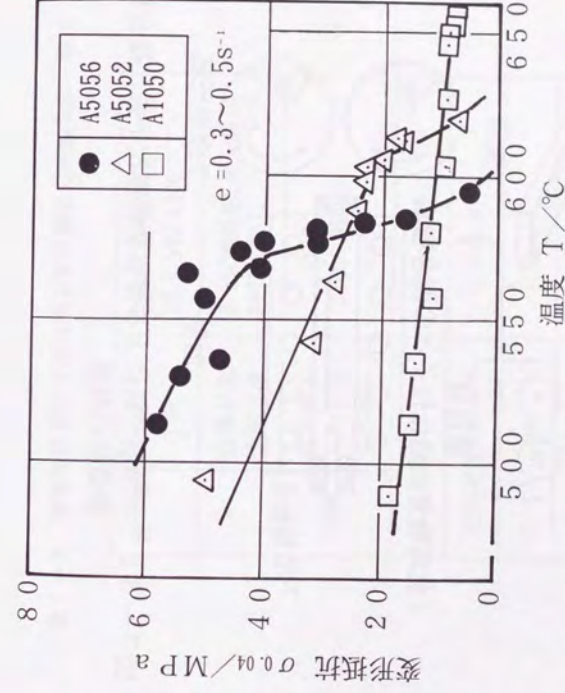


図 7-67 素材に用いたA1050・A5052・A5056の温度と圧縮変形抵抗の関係



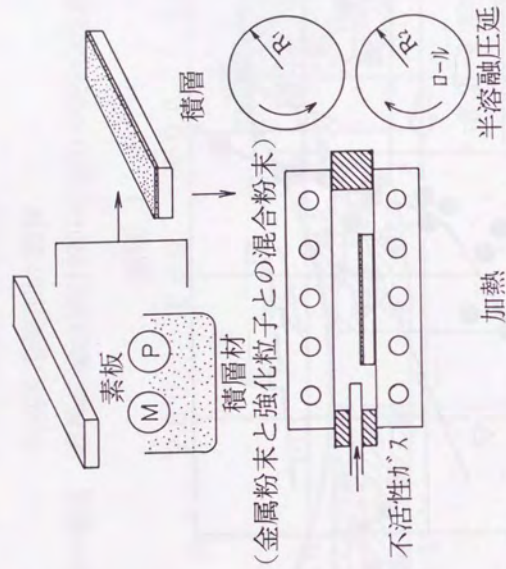
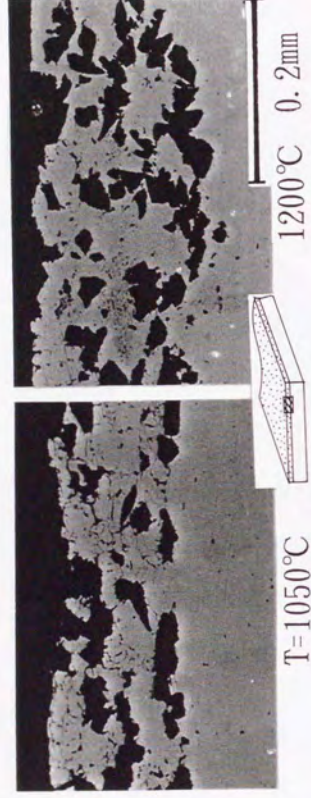


図 7-68 半溶融圧延による積層型鉄基粒子強化複合板材の製造法の概要

表 7-8 積層型鉄基粒子強化複合板材製造の実験条件一覧表

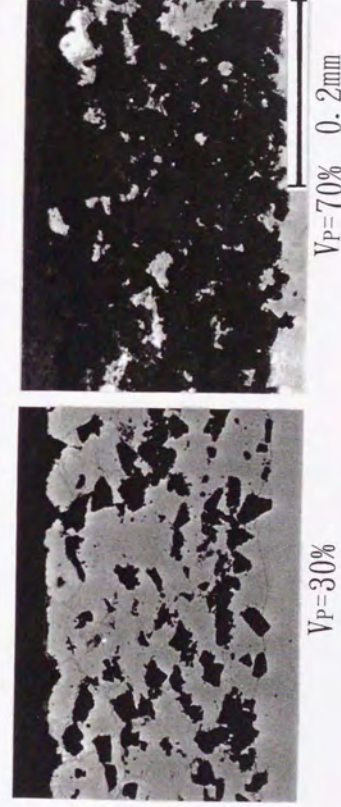
素板	材質 寸法	S45C, SUS304 t2.5-w40-L200
積層材	金属粉末 平均寸法	3.3% 铸铁粉, 還元鉄粉 #100~#200
	強化粒子 平均寸法 含有率 $V_f$ /%	$Al_2O_3$ #100~#1500 0~70
圧延温度 $T/^\circ C$		1050~1250
圧延速度 $V/m \cdot s^{-1}$		0.7~0.9
ロール /mm		250-110
潤滑		無





<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ , #400,  $V_P30\%$ )>

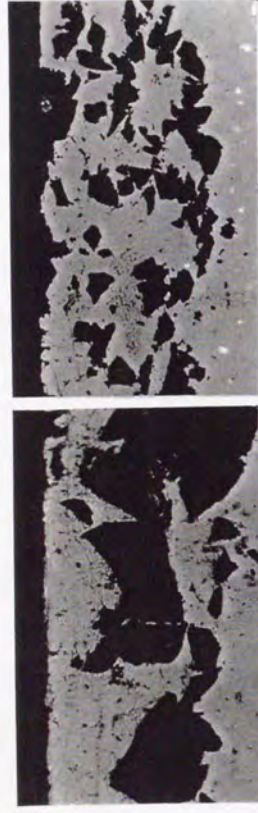
図 7-69 圧延温度が製品の内部組織におよぼす影響



<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ , #400)>  
 $T=1200^{\circ}\text{C}$

図 7-70 強化粒子の含有率が製品の内部組織におよぼす影響

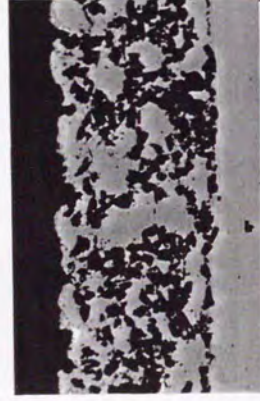




#100(149  $\mu\text{m}$ ) 0.2mm



#400(37  $\mu\text{m}$ ) 0.2mm



#800(18  $\mu\text{m}$ ) 0.2mm



#1500(10  $\mu\text{m}$ ) 0.05mm

<S45C+( $\text{Cast Iron Powder} + \text{Reduced Iron Powder} + \text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $V_P=30\%$ )>,  $T=1200^\circ\text{C}$ ,  $r=25\sim27\%$

図 7-7-1 強化粒子の平均粒径が製品の内部組織におよぼす影響

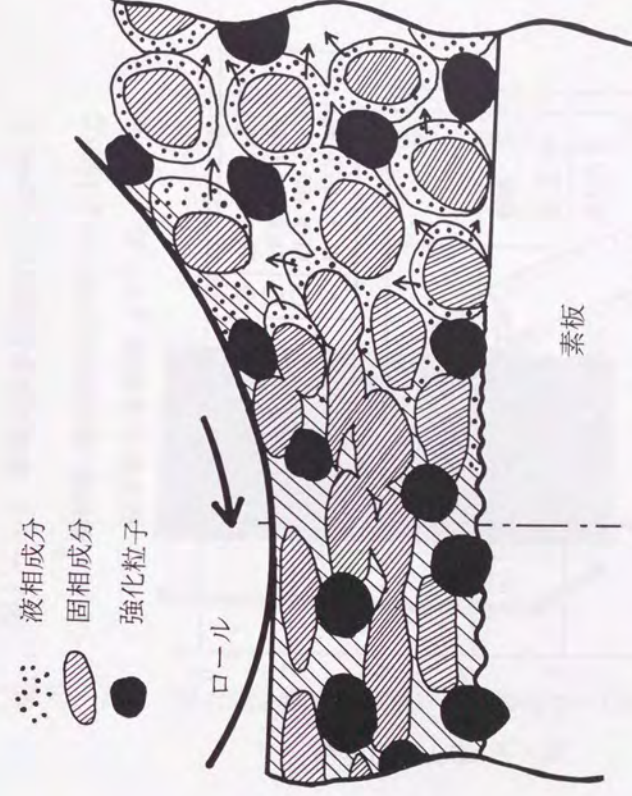


図 7-7-2 半溶融圧延による素板と積層材の変形の様子



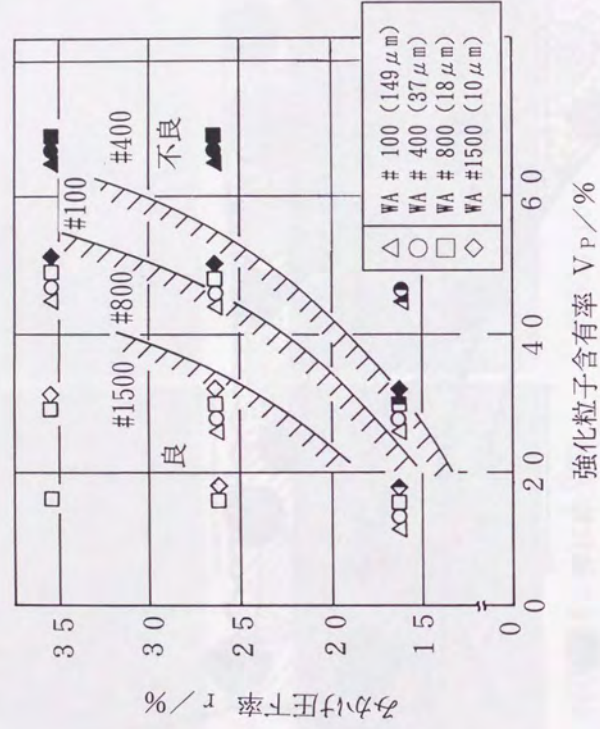


図 7-73 積層部接合状態の良否 (Case 2)

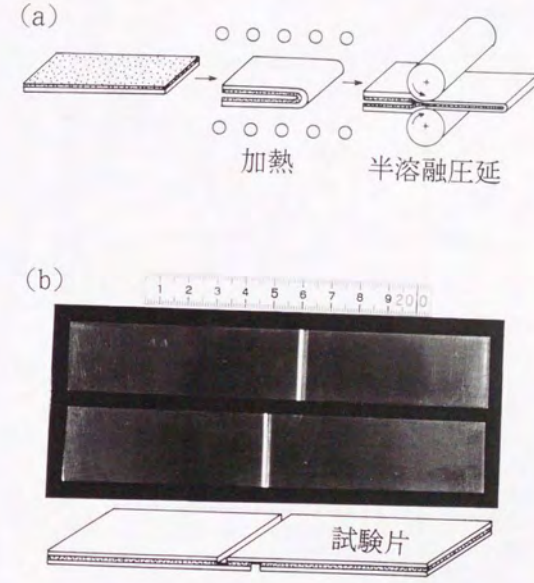
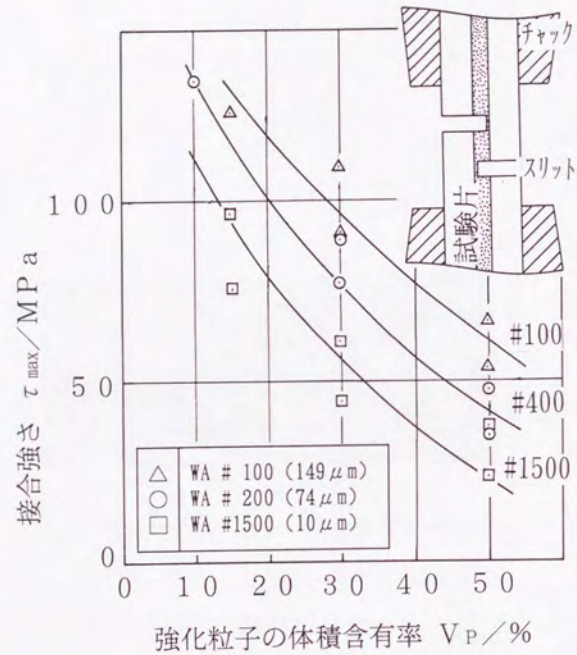


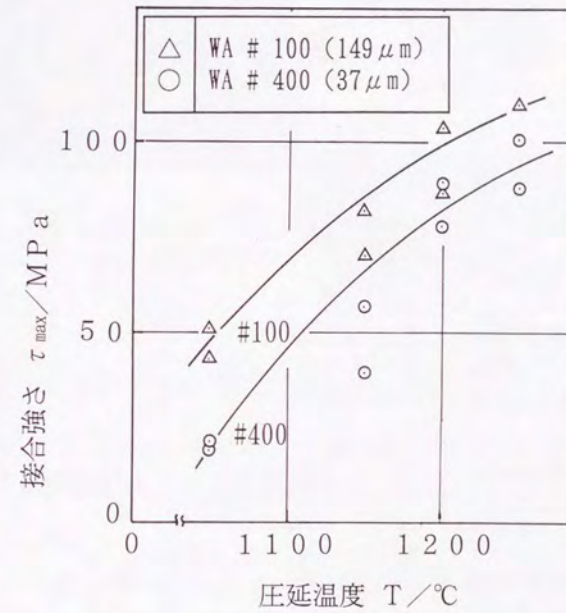
図 7-74 接合強さ測定用試験片の作製法ならびに試験変形状





<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ )>,  $T=1200^\circ\text{C}$

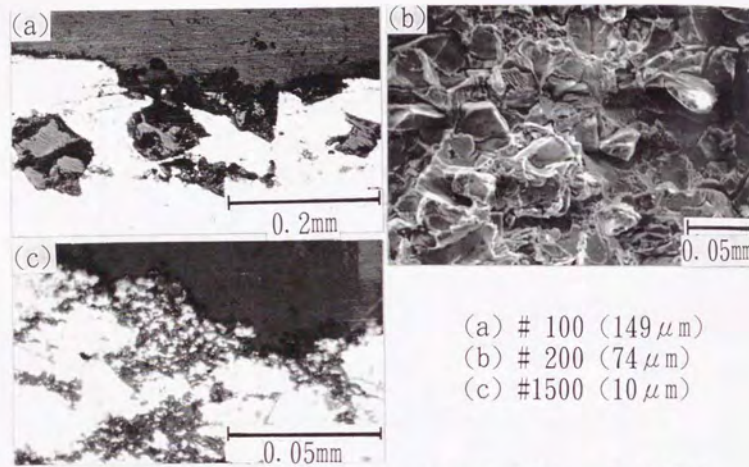
図7-75 強化粒子の含有率と粒度が接合強さにおよぼす影響



<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ )>,  $V_P=30\%$

図7-76 圧延温度が接合強さにおよぼす影響





<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $V_P=30\%$ )>,  $T=1200^\circ\text{C}$

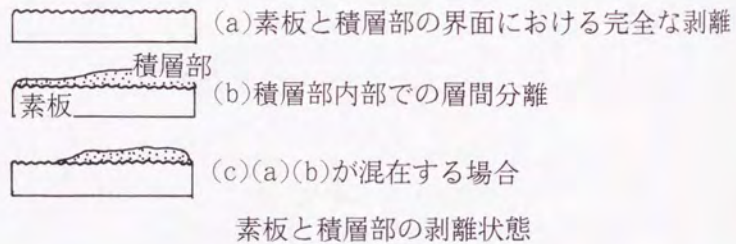
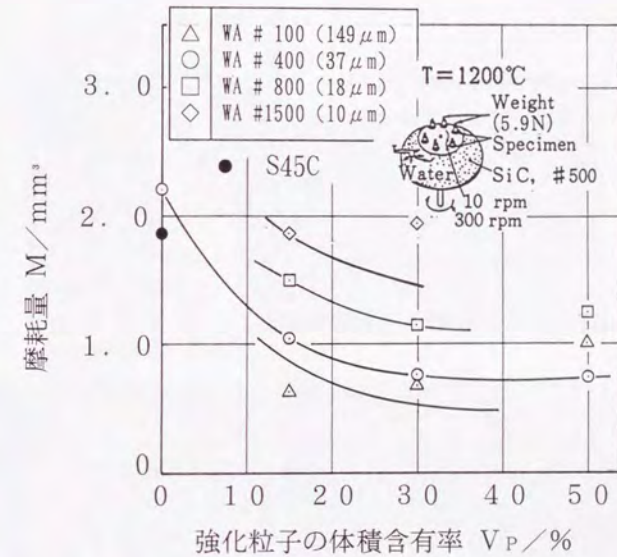


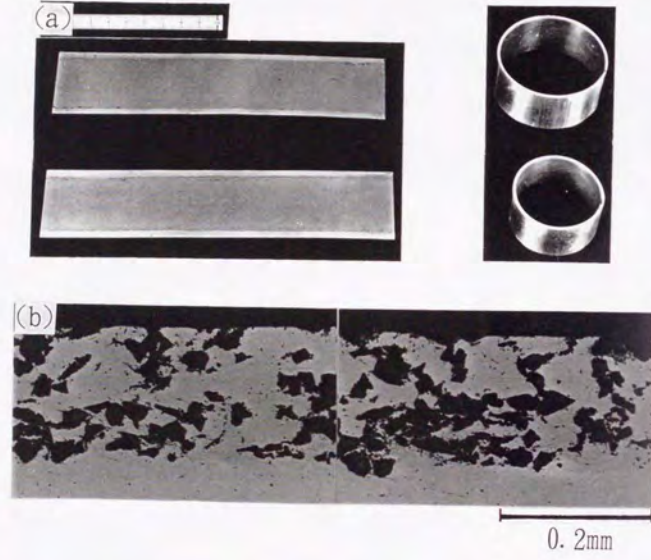
図7-77 接合強さ測定後の破面の観察



<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ )>,  $T=1200^\circ\text{C}$

図7-78 積層型鉄基粒子強化複合板材製品の摩耗試験結果





<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $V_P=30\%$ , #400)>  
 $T=1200^\circ\text{C}$ ,  $r=25\sim 27\%$

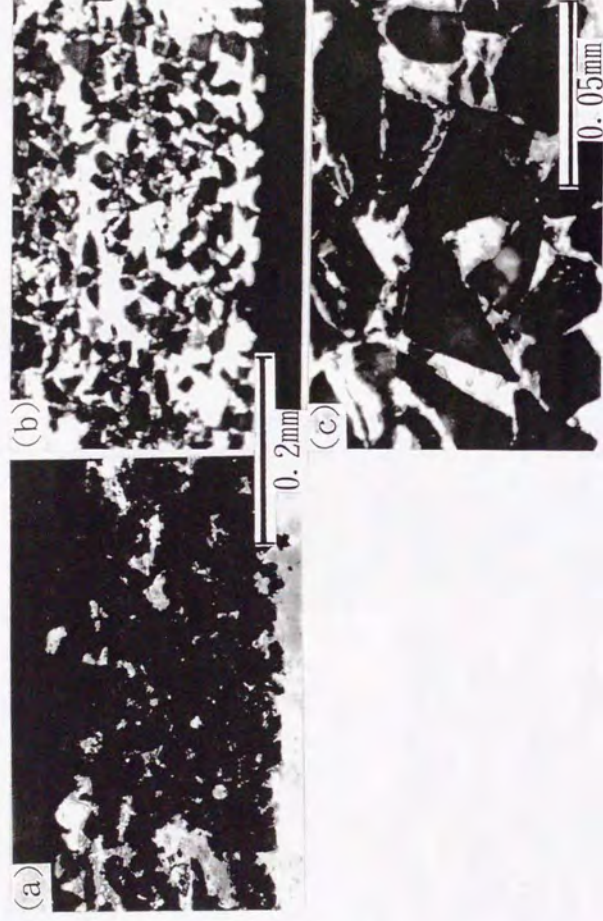
図7-79 積層型鉄基粒子強化複合板材製品例ならびに  
 冷間曲げ加工による管への製造例



<S45C+(鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $V_P=50\%$ , #800)>,  $T=1200^\circ\text{C}$

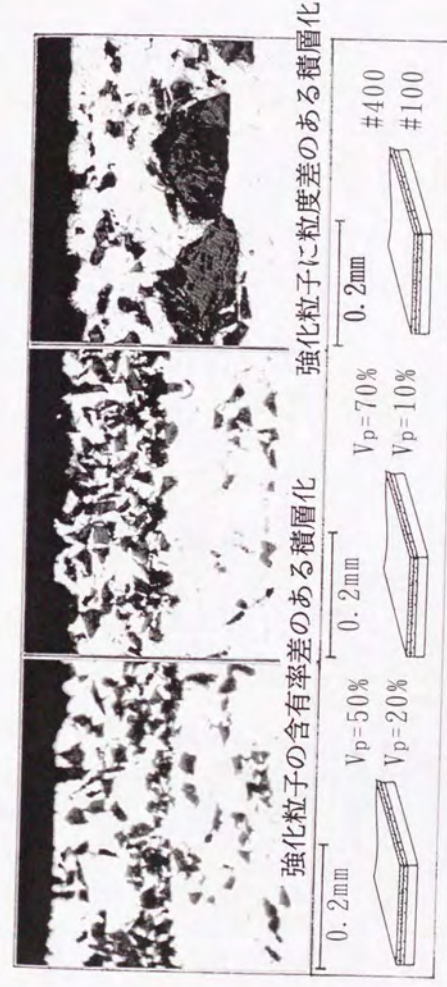
図7-80 繰り返し圧延による製品の高品質化





＜S45C+（鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $V_p=70\%$ , #400）＞,  $T=1200^\circ\text{C}$

図 7-8-1 強化粒子の含有率化に対する一方策



＜S45C+（鑄鉄粉+還元鉄粉+ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ）＞,  $T=1200^\circ\text{C}$

図 7-8-2 多層積層型粒子強化複合板材の製造例



表7-9 サンドイッチ型粒子強化複合板材製造条件一覧表

	Case 1	Case 2	Case 3
外層材材質 寸法	SUS304 ( $\phi 30-2$ )	C1220 ( $\phi 30-2$ )	SUS304 ( $\phi 30-2$ )
内層材材質 WAの粒度 含有率 VP/%	A5056粉末+WA #800 0~90	青銅粉末+WA #800 0~70	鋳鉄粉+還元鉄粉+WA #800 30~70
圧延温度 T/°C	室温~663	940~1000	1150~1200
r-4間隙/元板厚:0.8(一定), 圧延速度v:0.7~0.9m/s, r- $\phi$ : $\phi 250-110$ mm, 無潤滑			

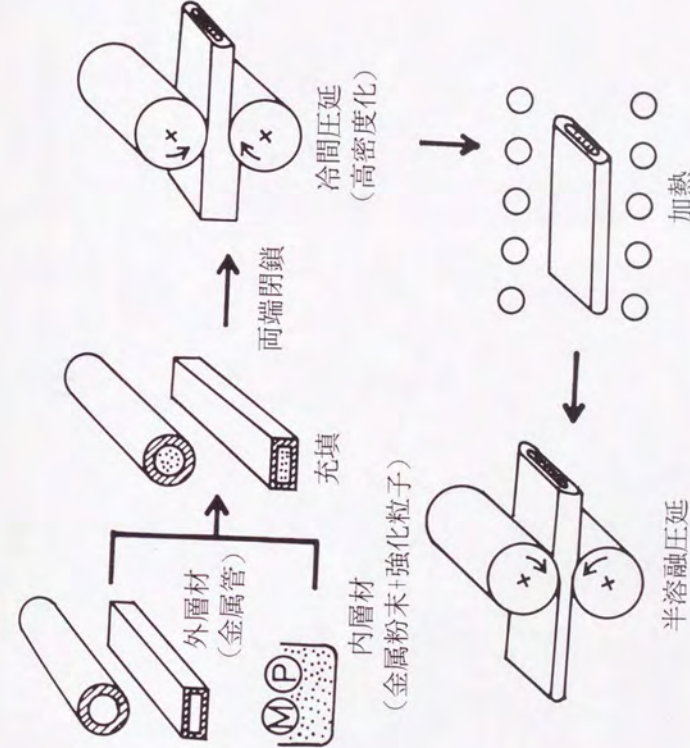


図7-83 半溶融圧延によるサンドイッチ型粒子強化複合板材製造の概要



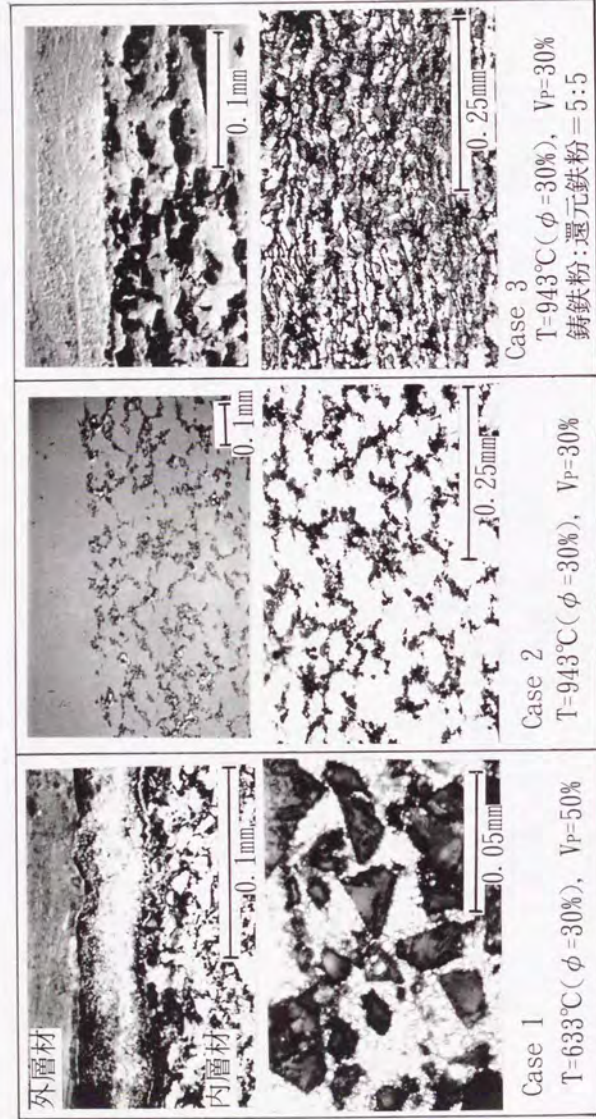


図 7-84 サンドイッチ型粒子強化複合板材製品の内部組織

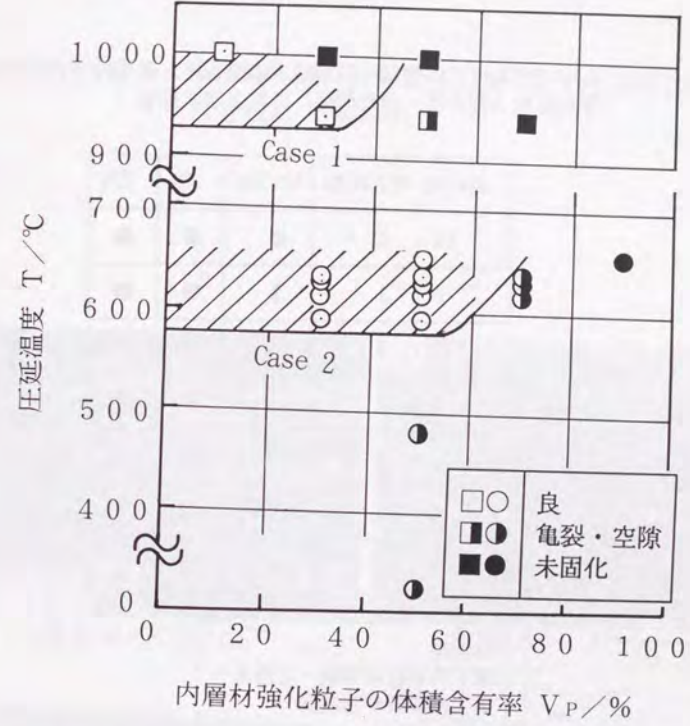


図 7-85 圧延温度ならびに内層材強化粒子の含有率が製品性状 (接合性・内部欠陥) におよぼす影響



表 7-10 Case 3における内層材マトリックス粉末の混合比と強化粒子の含有率が製品性状（接合性・内部欠陥）におよぼす影響

鋳鉄粉:還元鉄粉	VP=30%	50%	70%
10 : 0	●	●	●
9 : 1	◐	●	●
7 : 3	○	●	●
5 : 5	○	●	●
3 : 7	○	◐	●
1 : 9	◐	◐	
0 : 10	◐	◐	

○ 良  
 ◐ 内層材に亀裂・空隙あり  
 ● 内層材が未凝固



図 7-86 半熔融圧延により製造したサンドイッチ型粒子強化複合板材の製品例

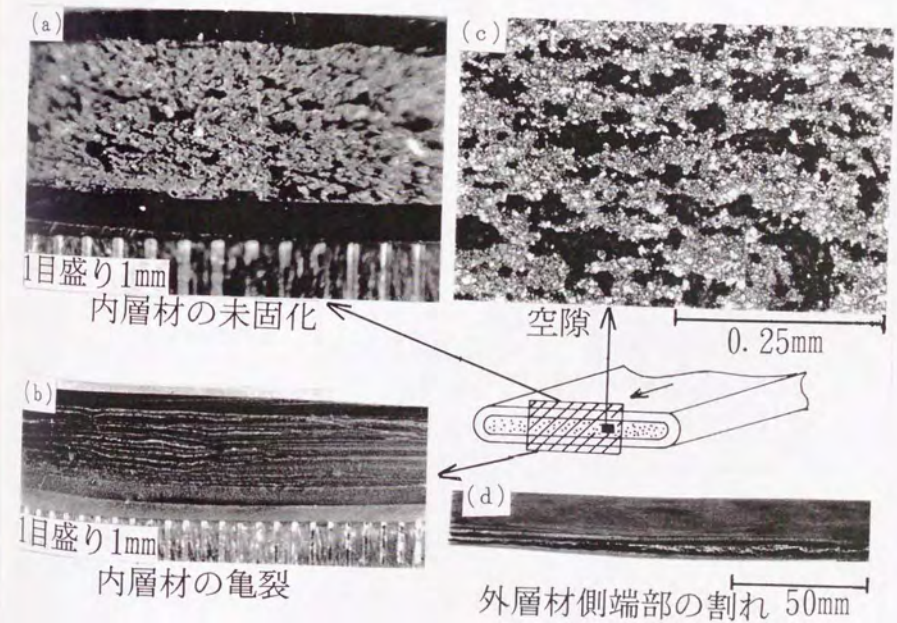


図 7-87 サンドイッチ型粒子強化複合板材製品の欠陥例



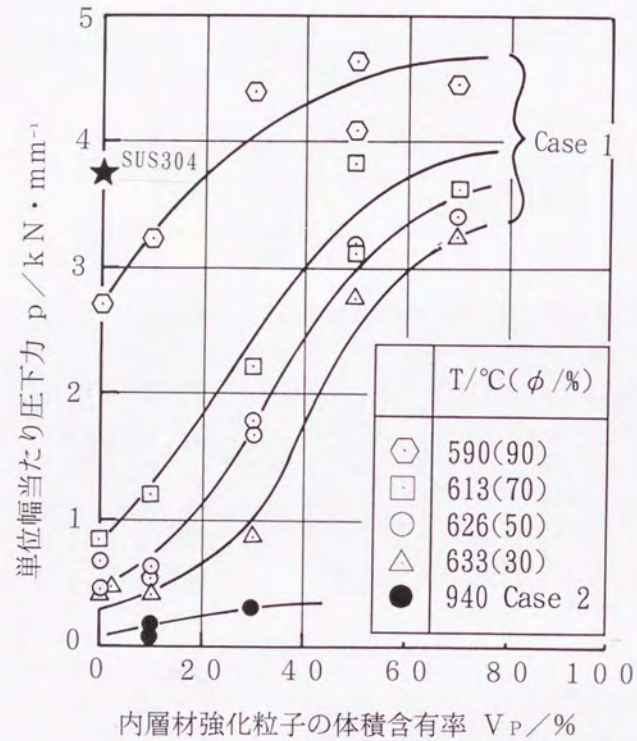


図7-88 圧下力と内層材強化粒子の含有率の関係

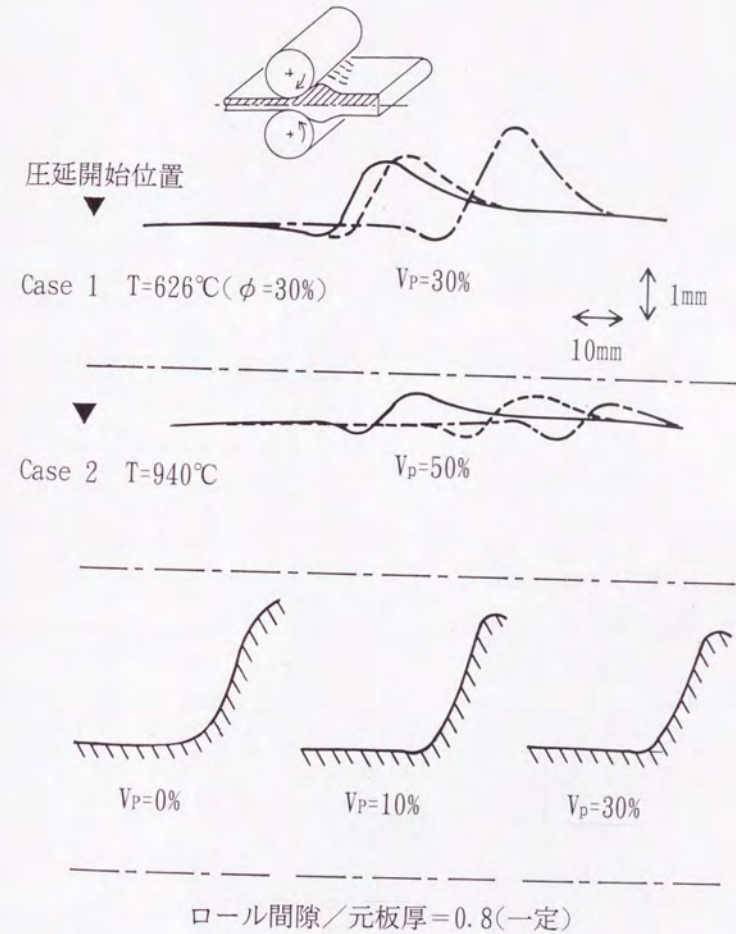


図7-89 かみ止め材の圧延方向板厚測定例(板幅中心)



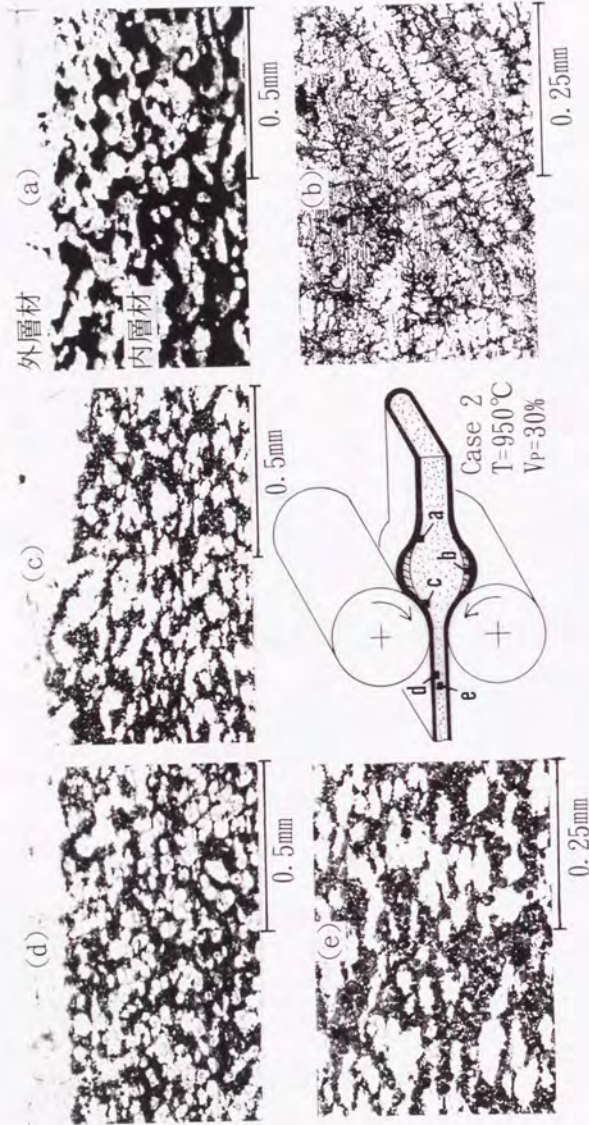


図 7-90 かみ止め部近傍の内部組織

表 7-11 半熔融圧延と熱間圧延との比較

		熱間圧延	半熔融圧延
圧延温度 / °C		1000~1250(鋼)	1000~1200(鋳鉄) 450~626 (アルミニウム合金)
圧延方式		平圧延方式	孔形圧延方式
材料の変形抵抗		大	小
材料の加工限度		あり	より広範囲となる
材料の材質		制限あり	広範囲に選択可
圧延速度 m/min.		粗圧延, 200~400, 仕上げ圧延, 600~800	同程度が期待できる。 (実験はmax. 60)
圧延荷重		高い	固相率90%程度で約1/2、 それ以下では1/4~1/5。 (図7-2参照)
圧延圧下率		低い(max. 30%/1ハス)	高い(max. 80%/1ハス)
材料に要求される 寸法精度		低い	高い
材料の前処理		不要	不要
潤滑		ステアリン酸、オイル酸 リノール酸など	—
おもな圧延設備		2段圧延機 4段圧延機	専用圧延機が必要 (実験は同径2段圧延機)
工程数		多い	少ない
製品	組織	圧延終了温度と巻き 取り温度によって、面 均一細粒、混粒、表面 粗大粒、全体粗大粒 となる(100-300 $\mu$ m)	固相率約90%程度までは 均一組織。それ以下では 固液両相の流動分布によ り異なる組織
	表面あらさ	材料の結晶粒度とさ の表面あらさにより決 定される	材料の結晶粒度が小さい 分より小さくなること が予想される(図4-63参照)



## 第8章 半熔融複合加工の基本特性の検討

### 8.1 緒言

音・熱・放射能・電磁波・振動などを遮断する複合材料は、セラミックス粒子・黒鉛粒子など金属以外の物質あるいは空隙などを第二相として複合させる場合が多い。しかし、既存の塑性加工法で金属とセラミックス粒子や黒鉛粒子などとを複合化させることは非常に困難である。また、前章までに述べてきた半熔融押出し加工法・半熔融鍛造法・半熔融圧延法など単独の半熔融加工法だけでは製造できない問題が生じてくる。

本章は、こうした問題を解決するために、半熔融加工法と既存の冷間熱間塑性加工法との複合加工法を提案し、以下に示す製品の製造と加工に適用し、その基本的特性ならびに可能性について検討する。

- (a) アルミニウム合金粉末の板加工
- (b) 粒子強化複合板材の製造と加工
- (c) めっき鋼板を利用した各種複合鋼板の製造と加工
- (d) 部分接合型複合鋼板の製造と加工

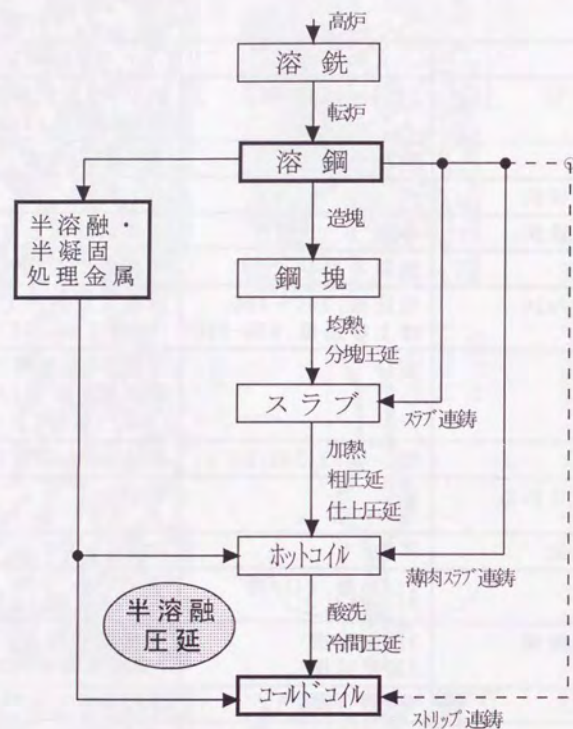


図7-91 被圧延材の形態による圧延工程の比較



8.2 アルミニウム合金粉末の板加工<sup>2) 3) 4)</sup>

## 8.2.1 はじめに

粉末冶金法は、(a)均一微細な内部組織が得られること、(b)従来の溶解鋳造工程では得にくい合金組成の製品の製造が可能なこと、また、(c)強化粒子や強化繊維を含有する複合材の製造に際して、強化材をマトリックス金属中に均一分散させやすいこと、など優れた特徴を有している。しかし、粉末冶金的な方法で板製品を製造するためには、一般的には焼結工程が必要であり、それによって一旦粉末を固化しその後圧延を行わなければならない。そのため、粉末冶金法では製造工程がバッチ式あるいは半連続式にならざるをえず生産性や生産コストに問題があった。

半溶融加工法は、金属(合金)の半溶融状態は液相成分の存在により流動性や接合性が発現されるため、粉末冶金法の焼結工程が省略でき、直接、ニヤネットシェイプに加工できる可能性がある。

本節では、焼結工程を省略した金属粉末の新しい製造法の開発を目指し、半溶融鍛造法と圧延法との複合加工法により、アルミニウム合金粉末を板材に加工する問題に取り組み、真密度に近い健全な製品を得るために必要な条件ならびに製品特性について検討した結果を示す。

## 8.2.2 実験方法および実験条件

被加工材にはA2014・A5056・A7075・〈A2014-12%Si〉合金・〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金の5種類のアルミニウム合金噴霧粉(アトマイズ粉)を使用する。図8-1には本加工法の概要を示す。まず、アルミニウム合金粉末を鍛造用金型内に入れ、所定の半溶融温度に加熱保持した後半溶融鍛造を行い、長さ80mm・幅40mm・厚さ8~10mmのビレットを作製する。次にこのビレットを、中間焼鈍を行いながら、熱間圧延あるいは半溶融圧延により厚さ1~3.5mmの板状に加工し製品とする。半溶融鍛造は、加圧力は30MPaから196MPa、加圧保持時間は60s、半溶融鍛造時のアルミニウム合金粉末の固相率は50%から100%で行い、圧延は、ロール直径が250mmでロールバレル幅が110mmの同径2段の圧延機を用い、圧延速度は約0.6m/s一定で圧延温度を室温から600℃まで変化させて行った。実験条件をまとめて表8-1に示す。図8-2には実験に使用したアルミニウム合金粉末(A2014・A7075・〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金)の内部組織を示す。急冷凝固粉末(アトマイズ粉末)であるために結晶組織は微細化している様子がわかる。

## 8.2.3 実験結果および考察

## (1) 内部組織の検討

## a) 鍛造工程の影響

図8-3は、A5056粉末を各種条件で半溶融鍛造および熱間鍛造した際のビレットの内部組織を示す。アルミニウム合金粉末を鍛造圧力196MPa、固相率50%となる条件で半溶融鍛造した製品は、アルミニウム粒子間に液相成分が十分浸透し良好な接合状態になっているのに対し、鍛造圧力196MPa、固相率70%で半溶融鍛造した製品、鍛造圧力196MPa、温度400℃で熱間鍛造した製品、鍛造圧力49MPa、固相率50%で半溶融鍛造した製品には製品内部に空隙が残っていた。これらの結果から、半溶融鍛造によって作製する圧延用素材(ビレット)の製造条件としては、用いる粉末材質によりそれぞれ異なるが、A5056粉末の場合では、固相率を50%程度とし、加圧力を196MPa程度で行えば良いことがわかる。〈A2014-12%Si〉合金粉末の場合には、Siの影響で流動性が向上することを考慮し、また鍛造温度が605℃(A2014が固相率50%となる温度)では高すぎることがわかったので、それより低い585℃で行うことにした。

図8-4(a)(b)(c)は〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用し、各半溶融鍛造条件で鍛造した際の内部組織を示す。図(a)は鍛造温度が670℃、鍛造圧力が123MPaで半溶融鍛造を行ったものであり、液相成分が粒子間に十分浸透し、良好な結合が得られている。図8-2の粉末の内部組織と比較すると液相部分に粗大化した鉄の結晶が見られるが、これは半溶融鍛造に続いて行われる熱間圧延の工程で再び微細化させることが可能である。図8-4(b)のように加圧力が不足する条件(鍛造圧力が30MPa)では粒子間に空隙が多数残っている。また、鍛造温度が650℃でも、図8-4(c)に示すように、内部に空隙が多少認められる。

## b) 圧延工程の影響

図8-5は、A2014の冷間圧延後の板製品と市販の溶製材の内部組織とを比較して示す。焼鈍(400℃・30min)を行うことにより、どちらも圧延後の加工組織から再結晶組織へと変化しているが、加工履歴の違いから、半溶融複合加工法の製品の方が市販の溶製材のそれより微細化した組織となっている。

図8-6は〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合の、最終製品の内部組織におよぼす鍛造圧力の影響を示す。両者ともに粒子が長く延伸され、十分な結合が得られている様子を観察することができる。

図8-7は、A2014、A5056、A7075を使用し、半溶融鍛造後冷間圧延した際の、総圧下率が板製品の内部組織におよぼす影響を示す。圧下率の増加にともない素材粉末が展伸され、繊維状組織に変化してきていることがわかる。

図8-8は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金を使用した場合における、半溶融鍛造後熱間



圧延した際の、総圧下率が板製品の内部組織におよぼす影響を示す。比較のために熱間押出しによる製品の内部組織をも同時に示す。圧下が進むに従って組織が繊維状に展伸してきている。また、図(c)に示す様に、鍛造後に素材内に残った粗大化した鉄の結晶粒も、総圧下率80%程度の圧延で微細化し、図(d)の熱間押出し製品に近い内部組織となっていることがわかる。

## (2) 製品の機械的特性

半溶融複合加工製品について引張り試験ならびに硬さ試験を行い、その特性について調査した。以下に、アルミニウム合金粉末(A2014・A5056・A7075)と〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末の場合に分けその結果を示す。

図8-9は半溶融複合加工製品の一例ならびに引張り試験前後の試験片の様子を示す。半溶融複合加工製品は十分に伸び変形を示し破断していることがわかる。

図8-10は、アルミニウム合金粉末(A2014・A5056・A7075)を使用し、半溶融複合加工法により得られた板製品について、一軸引張り試験を行った結果を示す。縦軸には単位断面積当たりの引張り荷重 $\sigma$ を取り、横軸には変位 $S$ をとって整理してある。A2014の半溶融鍛造後の素材は、 $\sigma-S$ 曲線の立ち上がり途中で破断しているが、圧延後のA2014の最終板製品では、十分に伸び変形し破断していることがわかる。また、F材をT4熱処理ならびにT6熱処理を行うことにより、加工組織の回復および時効硬化が進行し、伸びならびに引張強さがさらに改善してくることがわかる。〈A2014-12%Si〉合金の最終板製品は、A2014合金の板製品と比べ伸びは若干劣るものの、引張り強さは約1.5高くなっている。A7075についてもF材に比べT6熱処理材の方が伸びまた引張り強さともに良くなっていることがわかる。

図8-11は、展伸用アルミニウム合金粉末を使用した場合の、引張り強さにおよぼす圧延工程での圧下率(加工率)の影響を示す。各合金とも圧下率が大きくなるにしたがい、引張り強さは多少大きくなる。また、図8-12に示すように、硬さについても同様な関係がある。この理由としては、粉末表面の酸化物によるネットワークが圧延によって破壊され、粉末粒子の接合がより強固になったためであると考えられる。

図8-13は、半溶融複合加工法により得られた板製品に対し、熱処理の有無が伸びならびにビッカース硬さにおよぼす影響をまとめて示す。A2014粉末ならびにA7075粉末を使用した板製品においては、T4ならびにT6熱処理材は、熱処理をしないF材より20から40%硬さが高くなり、溶製材の同じ熱処理のものと比較してもほぼ同等の値であった。伸びに関しても熱処理を行うことにより改善されるが、溶製材の同じ熱処理のものと比較し約70%程度の値であった。また、〈A2014-12%Si

i)合金粉末を使用した板製品では、微細なSi結晶が断面全体に均一に分布しているために、A2014粉末単独の板製品より20%程度硬さが高くなっていた。

図8-14は、圧延における被圧延材の加工性を示したものであり、1パスでの最大圧下率(亀裂が発生する限界圧下率)を示す。熱間鍛造により作製した素材(ビレット)は、わずか数%の圧下率で亀裂を生じてしまうが、半溶融鍛造の素材(ビレット)は、焼鈍後の冷間圧延で15%、熱間圧延では30%程度の圧下率まで亀裂が生じなかった。また、総圧下率で50から60%の熱間圧延された素材(ビレット)はその後の圧延が容易となり、1パスあたり冷間で40%、熱間で80%程度の圧下率でも亀裂が生じなかった。これは、鍛造後の不均質な組織が熱間圧延によって均質緻密なものに改質され、加工しやすい性状の素材になったためである。

図8-15は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合の圧延の総圧下率が最終板製品の引張り強さにおよぼす影響を示す。総圧下率が大きくなるに従って引張り強さも増す傾向を示している。また、図中の●印と▲印は熱間押出し法で製造された製品の引張り強さと伸びを示す。半溶融複合加工法を用いて製造された最終板製品の特性値をこのデータと比較すると、伸びはほぼ満足できる値を示しているが、引張り強さに関しては、熱間押出しで得られた製品の約93%の値となっている。

図8-16は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合の、半溶融鍛造圧力が圧延後の最終板製品の引張り強さにおよぼす影響を示したものである。引張り強さ、伸びともに鍛造圧力によってそれほど大きな影響を受けていない。ただし図8-4(b)に示すように、鍛造圧力が極端に低い場合の素材(ビレット)には空隙が多く残存しており、それをそのまま熱間圧延した場合には図8-17に示すような亀裂や割れのある欠陥品になりやすい。しかし図8-16に示す結果は、ひとたび圧延が正常に行われれば、素材内に存在した空隙は圧着し、したがって最終板材製品の強度には大きな影響をおよぼさないことを示している。

図8-18は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合において、半溶融鍛造温度が最終圧延製品の引張り強さにおよぼす影響を示す。鍛造温度が650℃以外の最終圧延製品はほとんど変わらない強度を有する。これは、鍛造温度が650℃以下では、酸化皮膜の破壊が十分でなく、粒子間の強固な接合が得にくいためであると考えられる。

図8-19は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合の圧延温度が最終製品の引張り強さに与える影響を示す。圧延温度は素材(ビレット)の合金粉末の変形に大きく関係し、温度が低ければ圧延の際に不良品が生じやすいばかりでなく、製品の引張り強さも大きく低下する。

図8-20は、〈Al-8%Fe-2%Mo〉合金粉末を使用した場合において、それぞれ65



0℃および670℃で半溶融鍛造した素材（ビレット）を圧延し、その後冷間曲げ加工を行った際の破断面の様子を示す。両者の内部組織には大きな違いはないが、650℃で鍛造された素材（ビレット）を圧延して得た製品の破断面を見ると、粒子間で剥離する形で破断が生じていた。これは、鍛造直後の段階でアルミニウム合金粒子の酸化皮膜がそのまま残留し、圧延後も粒子間の結合を阻害しているためであると考えられる。

#### 8. 2. 4 まとめ

展伸用アルミニウム合金A2014・A5056・A7075の各粉末ならびに特殊アルミニウム合金粉末（A2014-12%Si, A1-8%Fe-2%Mo）を用い、半溶融鍛造法と冷間・熱間圧延法を組み合わせた半溶融複合加工法により板製品の製造を試み、概略以下の結果を得た。

- (a) 半溶融鍛造法と圧延法を組み合わせた半溶融複合加工法により、アルミニウム合金粉末を焼結工程を必要とせずに板材に加工することができた。
- (b) 半溶融鍛造法と圧延法の複合加工法は、以下の条件のもとで、アルミニウム合金粉末から健全な板材を製造する場合に有効であると考えられる。すなわち、素材（原料）としては、アルミニウムに2%から30%のFe、0%から5%のMo、その他に、Cr, Ni, Mg, Si, Ti, Zr, Mn, Vなどを含む合金粉、その際の加工条件としては、鍛造圧力は29MPaから490MPa、同鍛造温度は半溶融温度域、圧延温度は400℃から600℃、1パスごとの圧下率は5%から40%、総圧下率は50%以上、さらに熱間圧延後水冷のような急速冷却などの組み合わせが適用できる。
- (c) 半溶融複合加工板製品の機械的特性について検討した。その結果、例えばA2014合金粉末において、半溶融鍛造後の素材は、引張り応力-変位曲線の立ち上がり（変位約0.3mm）で破断するが、半溶融鍛造後さらに圧延した最終板製品では、十分に伸び変形し（変位4~8mm）破断する。溶製材から作製した板と、硬さと伸びについてと比較した結果、硬さについては溶製材の同じ熱処理のものとはほぼ同等であったが、伸びは、溶製材の同じ熱処理のものと比較し約70%程度であった。これらの結果は、他の合金粉末に対しても同様である。

### 8. 3 粒子強化複合板材の製造と加工 7) 8) 12) 13) 14)

#### 8. 3. 1 はじめに

6. 3 節において、半溶融鍛造法により、粒子強化を高濃度に含有させた粒子強化複合部品の製造が可能であることを示した。また、前節において、半溶融鍛造法と圧延法とを組み合わせた複合加工法により、アルミニウム合金粉末を、焼結工程を省略し、直接板材に成形できることを示した。

本節では、アルミニウム合金粉末をマトリックス材とし、アルミナ粒子を強化材とし、強化粒子を体積含有率で最高40%まで含む混合粉末を半溶融複合加工法により板材に加工する問題について、アルミナ粒子の含有率・アルミナ粒子の粒度・マトリックス材質・加工温度・圧延圧下率が製品の内部構造・表面性状・硬さ特性・曲げ加工特性に与える影響について検討した。

#### 8. 3. 2 実験方法および実験条件

マトリックス材としては、A6061合金粉末を主に使用したが、一部A2014合金粉末も使用した。強化粒子としては、粒度#100・#400・#1200・#3000のアルミナ粒子を用いた。半溶融複合加工法の概要を図8-21に示す。製造加工条件が製品性状におよぼす様々な影響を調査するために以下に示す3種類の方法で実験を行った。タイプ1は、アルミニウム合金粉末とアルミナ粒子とをよく混合し、それを鍛造用金型内に入れ、室温で予成形した後半溶融鍛造を行い、長さ80mm・幅40mm・厚さ3から8mmの素材（ビレット）を作製し、次にこの試片を熱間圧延または冷間圧延により厚さ1mm程度の板状に加工し製品とする方法である。タイプ1を標準とし、タイプ2は、半溶融鍛造工程の影響について調べる目的で、タイプ1の半溶融鍛造工程を省略した方法である。さらに、タイプ3は、半溶融鍛造後の素材（ビレット）を、アルミナ粒子の含有率が増加するにつれて冷間加工性が劣化することを避けるために、熱間圧延だけにより板材に製造する方法である。実験条件をまとめて表8-2に示す。表8-3に板材の製造条件を示す。この表の中で、A~Cのグループは、強化粒子の有無および半溶融鍛造工程の有無が製品性状におよぼす影響について検討し、D~Gのグループは、最終的に得られた板状製品の硬さと曲げ性について検討した。

#### 8. 3. 3 実験結果および考察

半溶融複合加工法の各条件が最終的に得られた複合板材の機械的特性におよぼす影響として硬さと曲げ性を取り上げ検討した。硬さは、板材表面をロックウェルFスケールにより測定し、また、曲げ性については、室温における3点支持曲げ



試験において、外面側割れ発生時のパンチ押込み量を測定し評価した。曲げ試験においては、支え中心間の距離を70mmの一定にとり、幅方向に一様なくさび状断面を持つ先端部半径が5mmのパンチを用いて、試片の長手方向（圧延方向）に曲げを加える方法で行った。なお最大押込み量は30mmである。曲げ試験片は、圧延方向（長手方向）と平行に切り出し、その寸法は幅10mm・長さ150mmである。

### （1）半溶融鍛造工程の有無の検討

半溶融鍛造後、板厚方向の総圧下率が48%程度の熱間圧延を行い、その後、総圧下率55～57%の冷間圧延を行った複合板材における金属マトリックス粉末の展伸状況の光学顕微鏡観察結果を図8-22に示す。ここで、図(b)の黒い固まりはアルミナ粒子である。強化粒子を含まないBグループの板材では、アルミニウム合金粉末がほぼ均一に展伸した繊維状組織となっているのに対し、強化粒子が存在するAグループの板材では、強化粒子がマトリックス粉末の展伸に対して障害要因となり、その結果、マトリックス粉末は湾曲し、展伸の度合いが不均一となっていることがわかる。このようなマトリックス粒子の展伸あるいは繊維状組織の発達そのものは、半溶融鍛造工程の有無によらず見出されるが、後述するように展伸の程度あるいは繊維状組織の発達の度合いは、半溶融鍛造条件によってそれぞれ異なる。

図8-23はA・B・Cの各グループの板材の曲げ性の測定結果を示す。Cグループの板材は半溶融鍛造工程を経ないものであるが、半溶融鍛造を行ったAグループの板材と比較して曲げ性が低いことがわかる。このことは、半溶融鍛造によりマトリックス粉末間の接合が一段と向上したことを意味している。強化粒子を含まないBグループの板材については、パンチの押込み量が30mmでもほとんど亀裂が発生せず、曲げ性は良好である。これは、強化粒子が存在しないため、圧延やその後の曲げ変形に際して、強化粒子とマトリックスの境界における亀裂や剥離の発生がないこと、また、圧延に伴うマトリックスの展伸に対して強化粒子という障害がなく、繊維状組織が発達しやすいためであると考えられる。

### （2）半溶融鍛造温度の検討

半溶融鍛造温度を630・640・650℃と変化させた場合について、圧延後の板材の硬さおよび曲げ性の測定結果を図8-24に示す。硬さに対する半溶融鍛造温度の影響はあまり顕著に現れていない。一方、曲げ性に与える半溶融鍛造温度の影響については、強化粒子として用いたアルミナ粒子の粒度によって異なる。細粒である粒度#1200のアルミナ粒子を含有する板材では、半溶融鍛造温度の上昇に伴い、熱間圧延後の曲げ性は劣化する。これは、A6061合金にの温度630～650℃での

固相率は70～40%程度となるが、半溶融鍛造時の温度上昇（固相率の低下）により、金属マトリックスの残留固相粒子の小径化が起こり、その結果、熱間圧延による金属マトリックスの展伸、すなわち繊維状組織の発達が十分起こらなかったためであると考えられる。しかし、固相粒子の小径化については、いまだ定量的な調査を行っておらず、推定の域を出ない。また、同じく粒度#1200のアルミナ粒子を含有する板材の場合、半溶融鍛造温度が630℃では、曲げ性の測定値のばらつきが大きかった。これは、金属マトリックス材の液相成分の量が少ないために、鍛造時に粒子間に液相が十分浸透せず、アルミナ粒子の詰るみ状態が不完全であったためと考えられる。また、金属マトリックスと強化粒子の接合については、一連の観察から、境界面が化学的に結合したものではなく、あくまでも機械的に結合したものであると思われる。一方、粒度#100のアルミナ粒子を強化粒子とする板材では、曲げ性が半溶融鍛造温度にあまり依存しない結果となった。この場合、アルミナ粒子が非常に大きいので、それが熱間圧延時のマトリックス粉末の展伸の障害となり、すでに指摘したように、圧延後の金属マトリックスは湾曲した組織になる。したがって、圧延前のマトリックス粉末がたとえ大きくても、その展伸が起こりにくく、繊維状組織の発達が不十分となるため曲げ性もそれほど向上せず、鍛造温度への依存性が薄れたものと考ええる。

### （3）熱間圧延の圧下率の検討

Eグループの各板材は、3～4パスの熱間圧延を加えたものである。図8-25は、板材の硬さおよび曲げ性におよぼす最終パス（熱間圧延であるためにひずみ履歴の蓄積はおこらないことを考慮して）の圧下率影響について示す。図から、圧下率の増加に伴い硬さが増加していることがわかる。これは、熱間圧延とはいうもののロール表面温度は室温であるため、被加工材は急冷され、マトリックスが多少加工硬化したことも一因であると考ええる。

つぎに、第1パスから最終パスまでの総圧下率が板材の曲げ性に与える影響を調べた結果を図8-26に示す。図から、総圧下率の増大に伴い、板材の曲げ性が向上していることがわかる。これは、総圧下率の増大によるマトリックス粉末の繊維組織化が発達した結果である。したがって、図8-25において、曲げ性の値にばらつきが生じたのは、最終パスの圧下率が同程度であっても総圧下率が異なったため、繊維組織の発達度合いが違い、それが起因していたといえる。圧延工程が金属マトリックス材の繊維状組織の発達を促進する以外に、圧延工程が内部組織の健全性におよぼす影響について検討した結果を次に示す。図8-27は圧延後の板材内部のSEM観察結果の一例である。アルミナ粒子の割れおよびアルミナ粒子近傍に空隙と思われる部分が観察される。一連の観察結果から、こ



のアルミナ粒子の割れは、圧延時の強加工によって生じたものであり、空隙も強加工時にマトリックス材とアルミナ粒子との剥離により発生したものと考えられる。したがって、総圧下率や1パスでの圧下率が大きいほど、マトリックス粉末は展伸し曲げ性向上に寄与するが、反面、空隙・アルミナ粒子の割れが生じ曲げ性を劣化させる可能性も増大することに注意する必要がある。

#### (4) 強化粒子の粒度・含有率の検討

図8-28は、複合板材中のアルミナ粒子の体積含有率とその硬さの関係を、アルミナ粒子の粒度を変化させ示す。また、図8-29は同様に曲げ性について示した結果である。表8-4にこれらの結果をまとめて示すが、↑印は向上(増大)を意味し、↓印は劣化(減少)を意味する。複合板材の硬さと曲げ性は、アルミナ粒子の体積含有率の増加に対して互いに逆の関係にある。アルミナ粒子の粒度が複合板材の硬さと曲げ性におよぼす影響については、硬さ・曲げ性とも細粒のほうが向上するという結果を得た。これは、アルミナ粒子の体積含有率が同じであっても、アルミナ粒子が細粒であると、その数が増加するためにその分布は密に分布することとなり、さらに、細粒であるほど圧延時にマトリックス材の展伸に際してアルミナ粒子が容易に追従するため、マトリックス材が繊維状組織になりやすく、その結果曲げ性が向上するものと考えられる。

#### (5) マトリックス材質の検討

マトリックス材質として、A6061合金ならびにA2014合金を用いた場合の複合板材の硬さおよび曲げ性の比較を図8-28・図8-29に示す。アルミナ粒子の粒度は#1200、またその体積含有率は20%である。A2014合金はA6061合金より高強度合金であるため、硬さの測定値に対してそれが反映されている。一方、曲げ性については、A2014合金をマトリックス材として用いた複合板材は、 $<A6061+Al_2O_3, \#100>$ と $<A6061+Al_2O_3, \#400>$ との中間程度の曲げ加工性があり、高硬度にもかかわらず曲げ性は良好であるといえる。

図8-30には、耐摩耗性試験の結果を示す。試験方法はこれまで各章で示した方法と同様であり、摩耗量によって耐摩耗性を評価する方法を採用する。硬さと耐摩耗性には対応関係があることは一般的に知られているが、この摩耗試験結果においても、高硬度のA2014合金を用いた複合板材のほうが耐摩耗性は良好であることがわかる。アルミナ粒子を10%程度含有することによって、アルミナ粒子を含有しない試験片に比べ、摩耗量が急激に低下し耐摩耗性が著しく向上していることがわかる。また、アルミナ粒子を10%以上含有させても耐摩耗性は多少良くなる程度である。

#### (6) 複合板材の硬さと曲げ性の関係

図8-31は、熱間圧延での総圧下率が約80%の板材製品について硬さと曲げ性との関係を示した結果である。グラフの右上方に行くほど、硬さと曲げ性がともに向上することを示す。例えばマトリックス材としてA6061合金粉末を使用し、硬さ80HRF程度を確保したい場合、アルミナ粒子の粒度が#1200のものをを用いれば、そのときの含有率は20%でよいが、その粒度が#100ならば含有率は30%必要であることがわかる。また、そのときの曲げ変形能もアルミナ粒子の粒度が#1200の板材製品の方が#100のものより4倍程度よいことがわかる。

#### (7) 複合板材の硬さおよび曲げ性に影響をおよぼす加工条件のまとめ

以上の結果をふまえて、複合板材の硬さおよび曲げ性におよぼす加工条件の影響をとりまとめて表8-5に示す。これは、個々の要因の単独の影響について示したものであり、実際の場合は、これらが相互に影響をおよぼし合う可能性がある。例えば、アルミナ粒子の大きさに関して見れば、粒度の低いほうが繊維状組織の発達が容易となるため曲げ性を向上させるが、アルミナ粒子の含有量が多くなるとマトリックス材とアルミナ粒子間の接合を十分確保することが次第に難しくなり、場合によっては曲げ性を劣化させる恐れがある。したがって、両者の総合された結果として、得られる複合板材の曲げ性が決まることになる。

#### (8) 複合板材の曲げ成形例

本研究により得られた複合板材を3本ロールにより曲げ成形した例を図8-32に示す。これは、成形限界まで加工したものではなく、さらに小さな曲げ半径の製品を得ることも可能である。このような事例からも明らかなように、アルミナ粒子を高濃度に含有する複合板材でも、製造条件が適切であれば良好な成形ができることがわかる。

### 8. 3. 4 まとめ

金属粉末とセラミックス粒子の混合粉末を半溶融複合加工法により板材に加工する問題について、健全な製品を得るために必要な加工条件と、得られる板材の特性について検討し、概略以下の結果を得た。

- (a) アルミニウム合金粉末をマトリックス材とし、アルミナ粒子を強化粒子とし、強化粒子を体積含有率で最高40%まで含む混合粉末を、いわゆる粉末冶金法での焼結工程を省略し、半溶融鍛造法により成形し、それを熱間圧延法にて板状に加工することが可能となった。