

5. 7 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製造・加工技術の開発を目指し、通常の押出し法では製造や加工が困難であるかまたはできない、(a)小荷重・高加工率を目指した棒管材の加工、(b)難加工材の加工、(c)同心円状に積層した複合棒線材の製造と加工、(d)粒子強化型複合棒材の製造と加工、(e)チタン短繊維強化型複合棒材の製造と加工、(f)炭化珪素短繊維強化型複合棒材の製造と加工の問題に、半溶融押出し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)既存の押出し条件の拡張化

従来の冷間・熱間押出しでは、押出し荷重の増大によるダイスやコンテナの変形または破損を防止するために、被加工材の材質や押出し比に厳しい制限がある。アルミニウム合金に関していえば、合金化率の小さい1000番系、6000番系合金は冷間・熱間押出しに適した材料であるが、2000番系、5000番系、7000番系合金は、同様な条件では押し出されず、押出し比を小さくしたり、管製造においてはホローダイ方式からマンドレル方式にするなどの変更が必要となる。本研究結果から、A7075を用い半溶融押出しを行った例では、押出し比400 ($\phi 40\text{mm} \rightarrow \phi 2\text{mm}$) の細線、押出し比84 ($\phi 40 \rightarrow \phi 10, t 0.5\text{mm}$) の薄肉管の製造が可能であった。半溶融押出し法は被加工材の材質や押出し比などの加工条件の拡張化に寄与する（表5-9、図5-8 6参照）。

(b)既存の押出し設備の縮小化

半溶融押出しと通常の熱間押出しとで押出しに必要な力を比較した場合、半溶融押出しは熱間押出しの数分の一でよいことが判明した。このことは、押出し機械や駆動設備あるいは押出しに必要なダイス・パンチ・コンテナなどの工具類の小規模化、小型化をもたらす。

(c)金属溶湯からの直接加工の可能性、

押出し時におけるビレットの固相率が零パーセントであってもテアリング（割れ）などの欠陥のない良好な製品が得られた。この事実は、ダイスの温度管理（制御）を適切に行うことにより、溶湯からの連続押出しの可能性を示す。

(d)複合材料の製造ならびにその加工の可能性

通常の冷間・熱間押出しでは不可能と思われる複合材料の製造ならびにその加

工が半溶融押出しによって可能となった。例えば、①A1050を被覆材に用い、芯材にA7075を用いた積層型複合棒材の加工、また同組み合わせの、製品被覆率 C_p が0.03~0.04の極薄皮積層型複合棒材の加工、②セラミックス粒子を金属マトリックス中に40体積パーセント含有させた粒子強化複合棒線材の製造とその加工、③チタン短繊維などの金属繊維を金属マトリックス中に50パーセント含有させたチタン繊維強化複合棒材の製造とその加工、④セラミックス短繊維を破断させることなく、製品断面に均一かつ一方に整列させた短繊維強化複合棒材の製造とその加工、などである。

参考文献

- 1) 長田純夫・上野英俊・徳広祐之輔:凝固途上にある金属の加工(溶湯押出し)の試み,九州工業技術試験所報告,3(1970),P148-152.
- 2) 千々岩健児・福岡新五郎:凝固末期の金属の挙動,第22回塑性加工連合講演会講演論文集,(1971-11),P465-468.
- 3) 福岡新五郎・木内 学:固液共存状態の金属の押出し加工に関する研究・第1報,昭和48年度塑性加工春季講演会講演論文集,(1973-5),P249-252.
- 4) 福岡新五郎:固液共存状態の金属の押出し加工に関する研究:第2報,第24回塑性加工連合講演会講演論文集,(1973-11),P433-436.
- 5) 浅枝敏夫・吉川昌範・津田英明:アルミニウム合金の半溶融加圧成形の研究(第1報 加圧成形体の機械的性質),日本機械学会論文集第3部,42-360(1976-8),P2632-2642.
- 6) 浅枝敏夫・吉川昌範・大藤俊洋:アルミニウム合金の半溶融加圧成形の研究(第2報 押出し成形体の機械的性質),日本機械学会論文集第3部,42-363(1976-11),P3662-3668.
- 7) 林 毅:複合材料工学,(1977),37,日科技連.
- 8) 木内 学・福岡新五郎・新井博男:固液共存状態での金属(合金)の押出し加工,塑性と加工,18-199(1977-8),P633-640.
- 9) 吉川昌範・大藤俊洋・浅枝敏夫:アルミニウム合金の半溶融加圧成形の研究(第3報 高い素アルミニウム合金の機械的性質),日本機械学会論文集第3部,44-381(1978-5),P1763-1769.
- 10) 木内 学・杉山澄雄・新井博男:鉛合金,アルミニウム合金の半溶融押出し加工に関する検討(半溶融加工に関する実験的研究Ⅱ),塑性と加工,20-224(1979-9),P826-833.
- 11) 木内 学:半溶融加工法の開発と応用,塑性と加工,22-247(1981-8),P767-773.
- 12) (財)総合鋳物センター・先端金属材料調査委員会(調査部会):先端金属材料開発調査報告書(Ⅳ)半溶融加工,(1982),P1-122.
- 13) 木内 学・杉山澄雄:半溶融押出し加工法によるクラッド材の製造に関する検討,塑性と加工,23-248(1982-7),P700-707.
- 14) 木内 学・杉山澄雄:半溶融加工法による粒子分散強化型複合材料の製造および加工,塑性と加工,23-260(1982-9),P915-923.
- 15) 木内 学:半溶融金属の特性と塑性加工,日本金属学会誌,21-9(1982-9),P687-695.
- 16) 木内 学・川桐 純:溶湯からの直接加工に関する研究・第1報,昭和59年度春季塑性加工講演会講演論文集,(1984-5),P603-606.
- 17) 「金属ファブとその応用」編集委員会編:金属ファブとその応用,(1984-7),P1-319,日

- 刊工業新聞社.
- 18) M. A. Tara and N. A. El-Mahallawy: Extrusion Behaviour of Semi-Solid Alloy and its Improvement by Rheocasting, Advanced Technology of Plasticity, (1984), P50-55.
- 19) 木内 学・杉山澄雄・川平哲也:溶湯からの直接一押出し加工に関する研究・第2報,昭和60年度春季塑性加工講演会講演論文集,(1985-5),P465-468.
- 20) (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.
- 21) 木内 学:半溶融加工法による新素材の開発,日本機械学会誌,88-804(1985-11),P1240-1248.
- 22) 木内 学・杉山澄雄・川平哲也:溶湯からの直接一押出し加工に関する研究・第3報,第36回塑性加工連合講演会講演論文集,(1985-10),P417-420.
- 23) 木内 学:アルミニウム合金の半溶融押出し加工とアルミニウム基粒子強化複合材料の製造,マテリアル技術ジャーナル,15-6(1986),P1-20.
- 24) (社)日本塑性加工学会:最新塑性加工要覧,(1986-8),P1-288,(社)日本塑性加工学会
- 25) 西村 尚:FRMの加工と応用,第110回塑性加工シンポジウム(新素材の応用と加工技術),(1987),P15-21.
- 26) 木内 学・杉山澄雄:半溶融押出しによる片状ファブ短繊維強化複合材料の製造,塑性と加工,29-326(1988-3),P279-285.
- 27) 関口秀夫・杉山澄雄・木内 学:半溶融押出し加工材のSEM観察,昭和63年度塑性加工春季講演会講演論文集,(1988-5),P171-174.
- 28) 木内 学・杉山澄雄・鍛崎尚哉・星野祐作:半溶融加工法による短繊維強化複合材料の製造,塑性と加工,30-346(1989-11),P1524-1531.
- 29) (社)軽金属協会 標準化総合委員会編:アルミニウムハンドブック(第4版),(1990-1),P1-353,(社)軽金属協会.
- 30) Manabu Kiuchi・Sumio Sugiyama: Manufacturing of Metal-Ceramics Composites by Mashy-State Processings, Proc. 1st Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1990-4), P.
- 31) 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),P319-326.
- 32) 木内 学:半溶融加工法による金属基複合材料の製造および加工,生産研究,42-8(1990-8),P32-40.
- 33) 木内 学:半溶融加工法による金属基繊維強化複合材料の製造,材料技術,9-6(1991),P211-216.

- 34) Sherif D. El Wakil: Extrusion of P/M Composites in the Semi-Solid State, The International Journal of Powder Metallurgy, 28-2(1992), P175-182.
- 35) P. Secordel, E. Valette, F. Leroy: Experimental Extrusion Test to Study the Rheological Behaviour of Semi-Solid Steels, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P306-315.
- 36) M. Kiuchi, S. Sugiyama: Application of Mashy Metal Processing and Forming Technologies to Manufacturing Fiber Reinforced Metals, Proc. 2nd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1992-6), P382-389.
- 37) 杉山澄雄・木内 学・柳本 潤: SCR法により製造された半凝固金属素材の二次加工特性, 第43回塑性加工連合講演会講演論文集, (1992-10), P469-472.
- 38) 豊島史郎: 半熔融材の押出加工についての数値解析, 第44回塑性加工連合講演会講演論文集, (1993-9), P663-665.
- 39) 豊島史郎: 半熔融材の押出加工についての数値解析(組織形状が偏析・荷重に及ぼす影響), 平成6年度塑性加工春季講演会講演論文集, (1994-5), P451-454.
- 40) 木内 学・柳本 潤・福島保浩: 半熔融金属の変形挙動の数値シミュレーション, 平成6年度塑性加工春季講演会講演論文集, (1994-5), P447-450.
- 41) M. Kiuchi, S. Sugiyama: Mashy-State Extrusion, Rolling and Forging, 3rd Int'l Conf. on the Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, (1994-6), P245-257.
- 42) A. R. A. McLelland, H. V. Atkinson, D. H. Kirkwood, P. R. G. 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.
- 43) 三輪謙治・小林慶三・西尾敏幸・金 益洙: マグネシウム合金の半熔融成形加工, 第165回塑性加工シンポジウム, (1995-9), P81-90.

表5-1 半熔融押出し条件一覧表

	Case1	Case2	Case3	Case4
ビレット材質 作製法 寸法 /mm	Al-5.7%Cu合金 金型鋳込み φ40-40 φ40-25	A7075 熱間押出し φ40-25	Pb-19.2%Sn合金 金型鋳込み φ40-30	Al-5.7%Cu合金 金型鋳込み φ40-40
押出し時 固相率 φ/%	100~70	約89	100~63	100~0
ダイス温度 管理	同時加熱 約520℃	同時加熱 約500℃	同時加熱 & 強制空冷 140~210℃	予加熱なし ダイス側部温度が 押出し後約50℃上昇
ダイス形状	丸棒	丸棒	板	丸棒
径 /mm	2 3 4 6 10 10 10 10	2 4 6 10	1" 10"	10
B.L. /mm	4 6 8 12 10 20 30 50	4 8 12 20	10	100
角度 /°	180	180	180	180
押出し比 λ	16~400	16~400	126	16
ラム速度 mm/min.	約45	約37	45~47	40~47

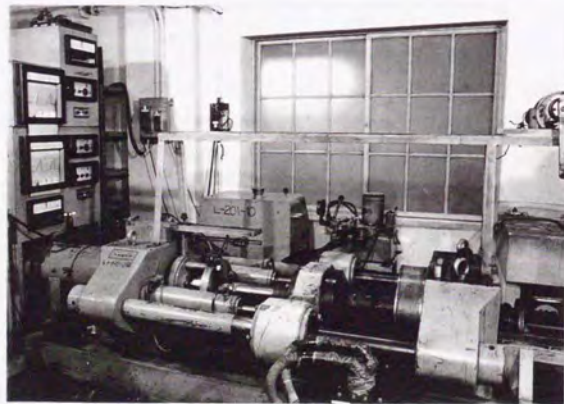
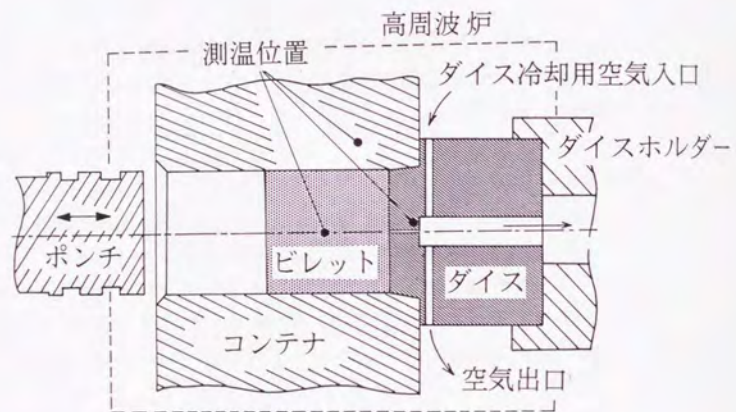
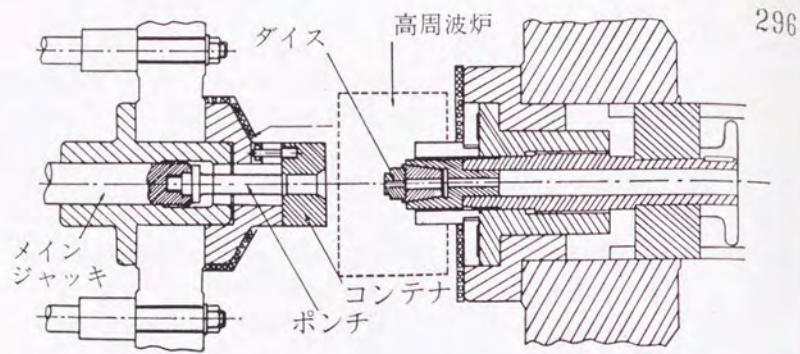


図5-1 半溶融押出し装置の概略図

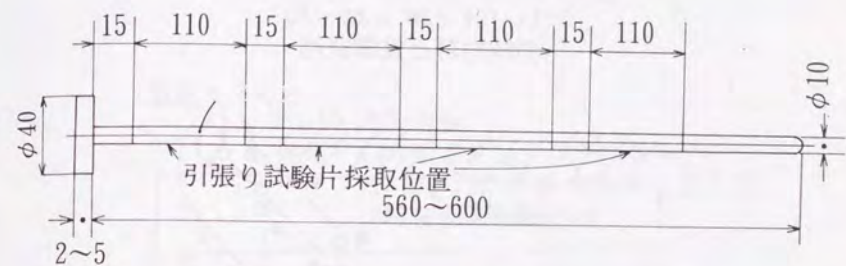


図5-2 半溶融押出し後の引張り試験片採取位置

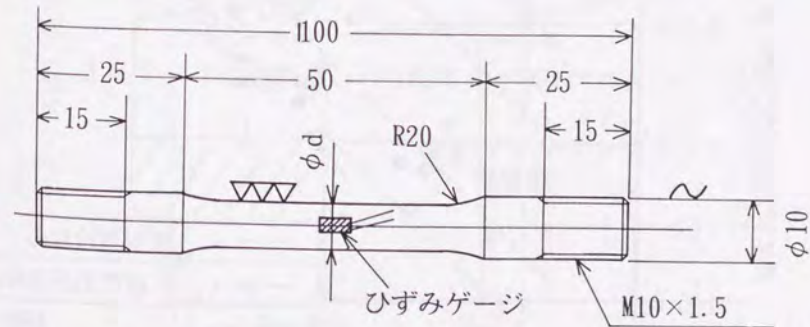


図5-3 引張り試験片の形状・寸法(d=8, 6, 4mm)

Pb-19.2%Sn合金
使用ダイス寸法およびダイス予熱条件：
1t-10w-10B. L. mm-180°
同時加熱と強制空冷

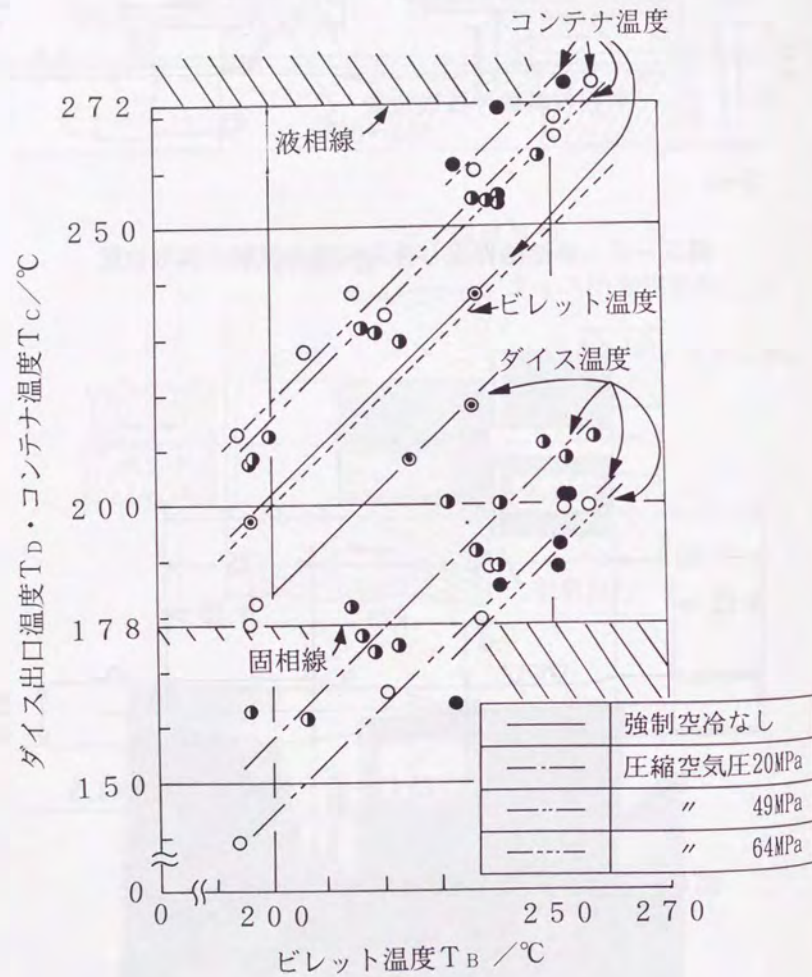


図5-4 強制空冷によるダイス出口温度，コンテナ温度ならびにビレット温度の制御

Pb-19.2%Sn合金
使用ダイス寸法およびダイス予熱条件：
1t-10w-10B. L. mm-180°
同時加熱と強制空冷

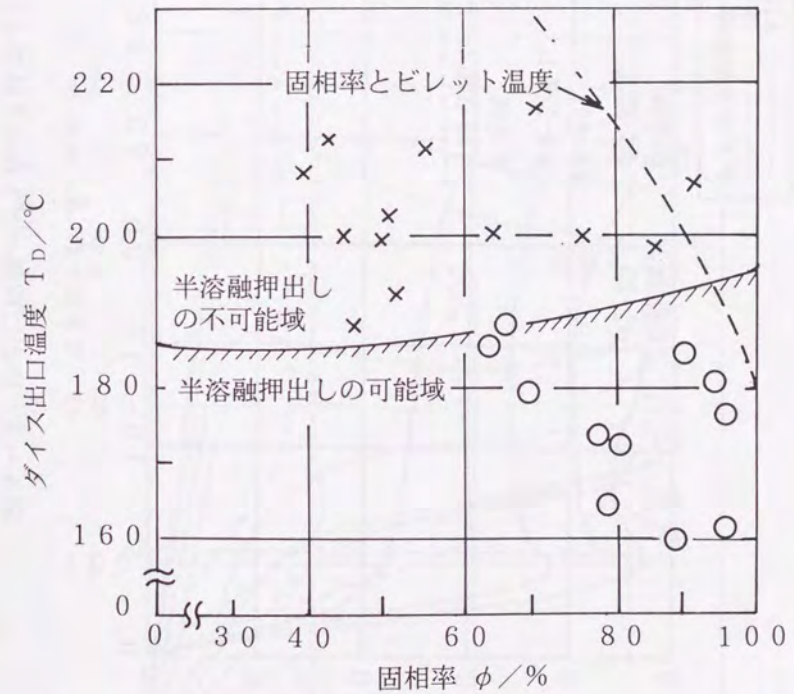


図5-5 半溶融押出しの可・不可におよぼすダイス出口温度の影響

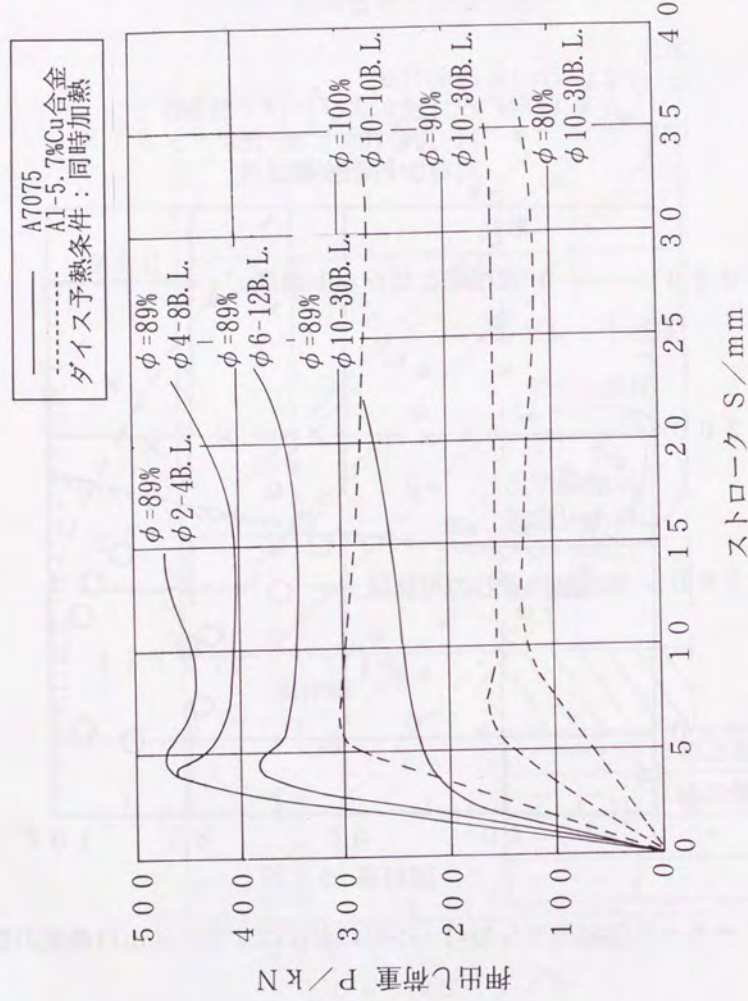


図5-6 押し荷重—ストローク線図(1)

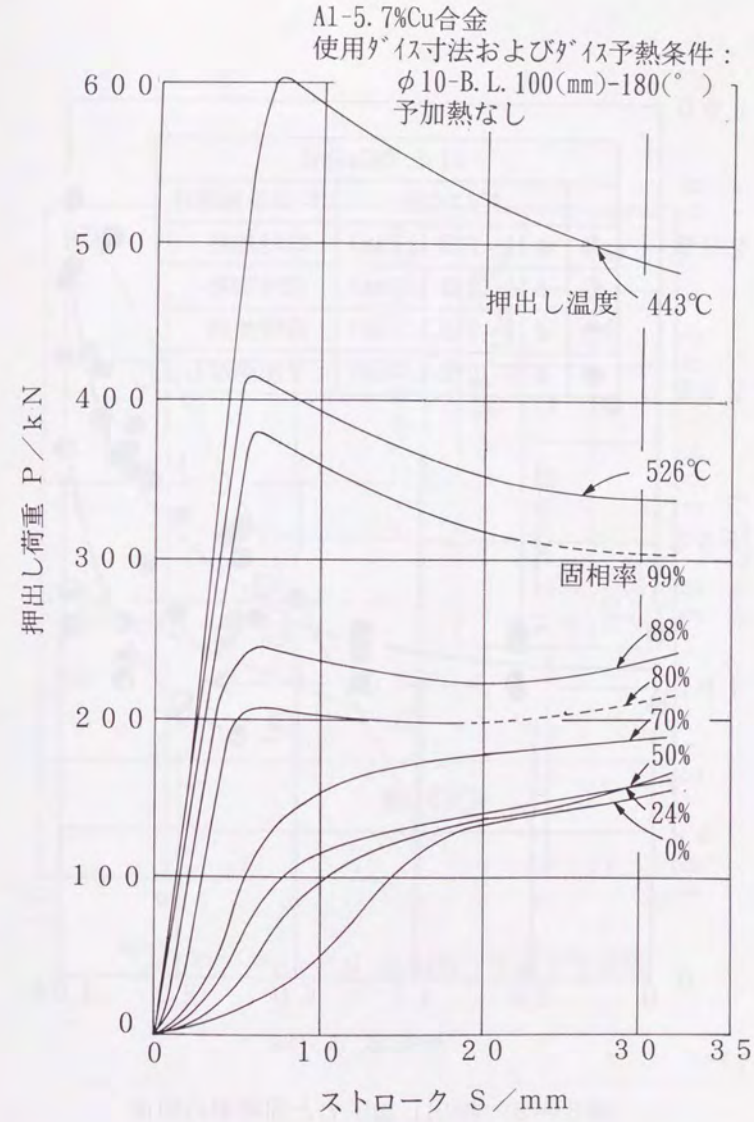


図5-7 押し荷重—ストローク線図(2)

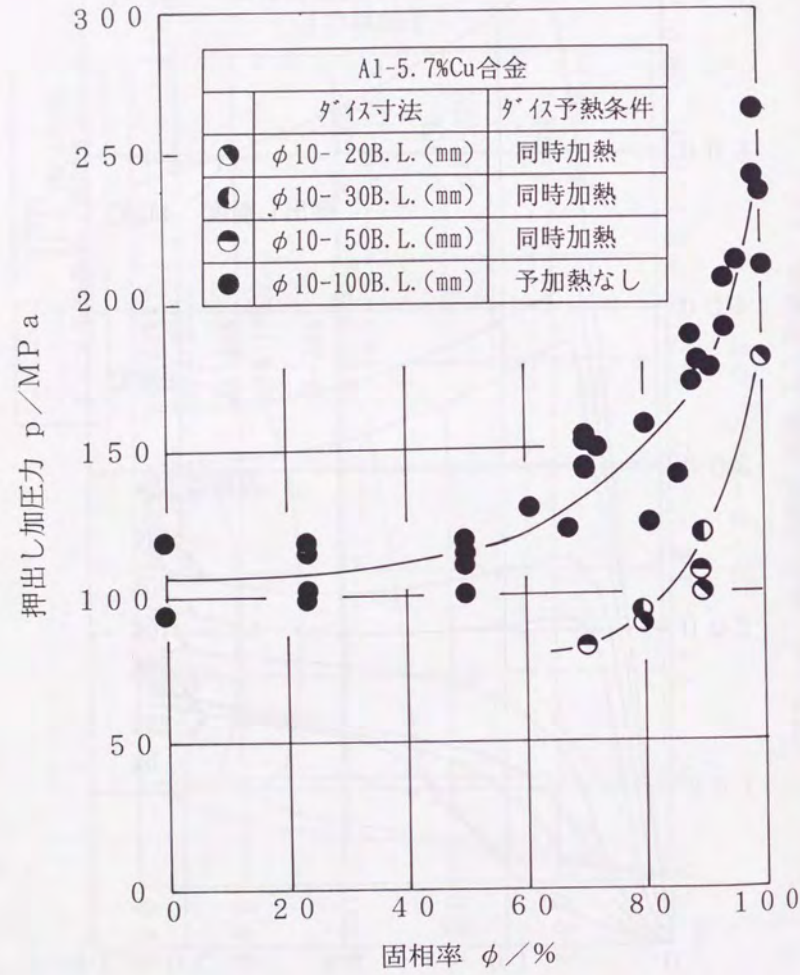


図5-8 押出し加圧力と固相率の関係

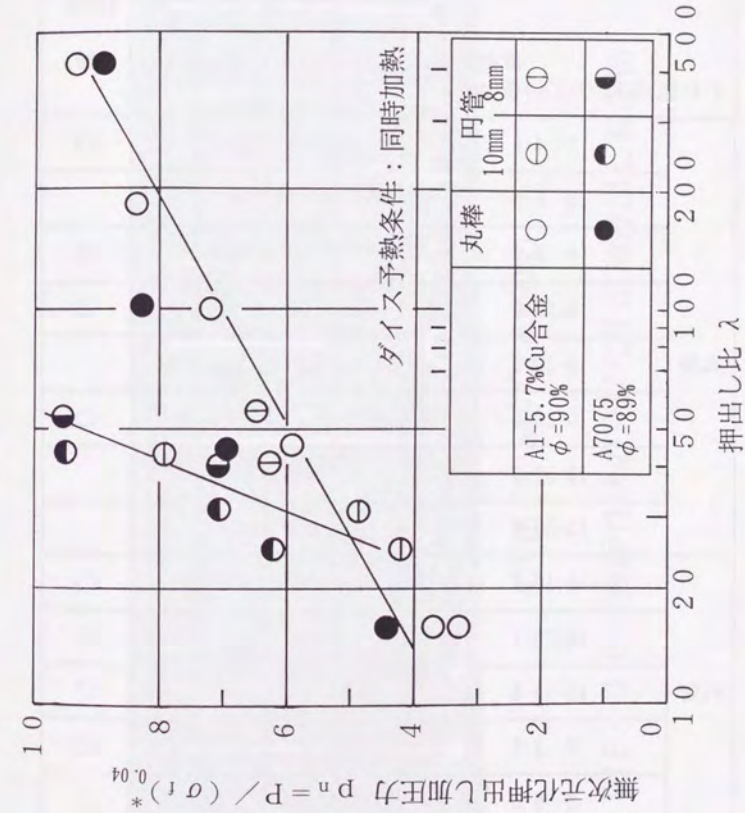


図5-9 無次元化押出し加圧力と押出し比の関係

表5-2 半溶融押出し製品の表面性状

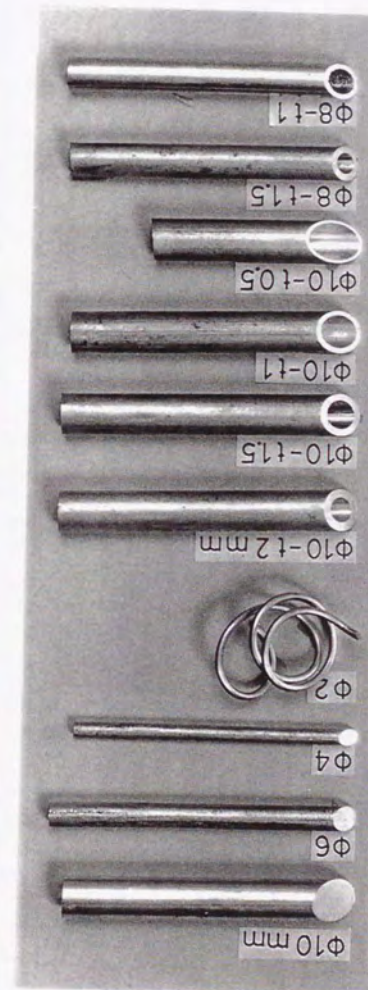
固相率(%) ダイス径-B.L.-マンドレル径(mm)		Al-5.7%Cu合金				A7075
		100	90	80	70	89
丸棒	2-4-0		○	○	○	○
	3-6-0		○	○	○	
	4-8-0		○	○	○	○
	6-12-0		○	○	○	○
	10-10-0	○	×			
	10-20-0		×			○
	10-30-0		○	×		
	10-50-0		○	○	○	
円管	10-10-6		⊖			○
	10-10-7		⊖			○
	10-10-8		○			○
	8-8-5		○			○
	8-8-6		○			○

○：良

⊖：一部不良

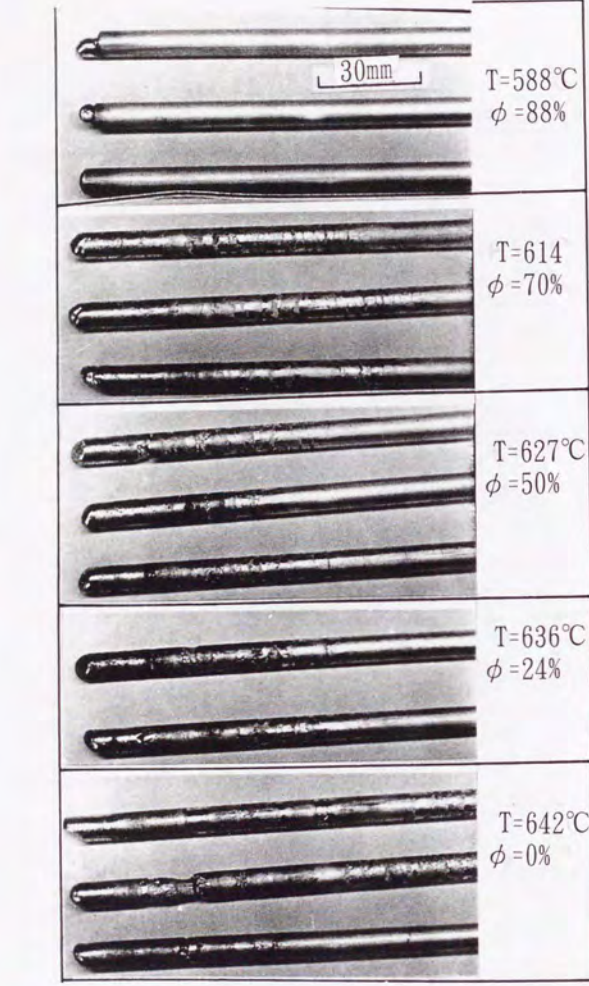
×：不良

*ダイス予熱条件：同時加熱



A7075 T=549°C (φ=90%)

図5-10 表面性状の良い半溶融押出し製品例



使用ダイ	ダイ温度条件	押出し比
φ10-100B. L. (mm)-180(°)	予加熱なし	16

図5-1-1 半溶融押出し製品の先端部の表面性状(Al-5.7%Cu合金)

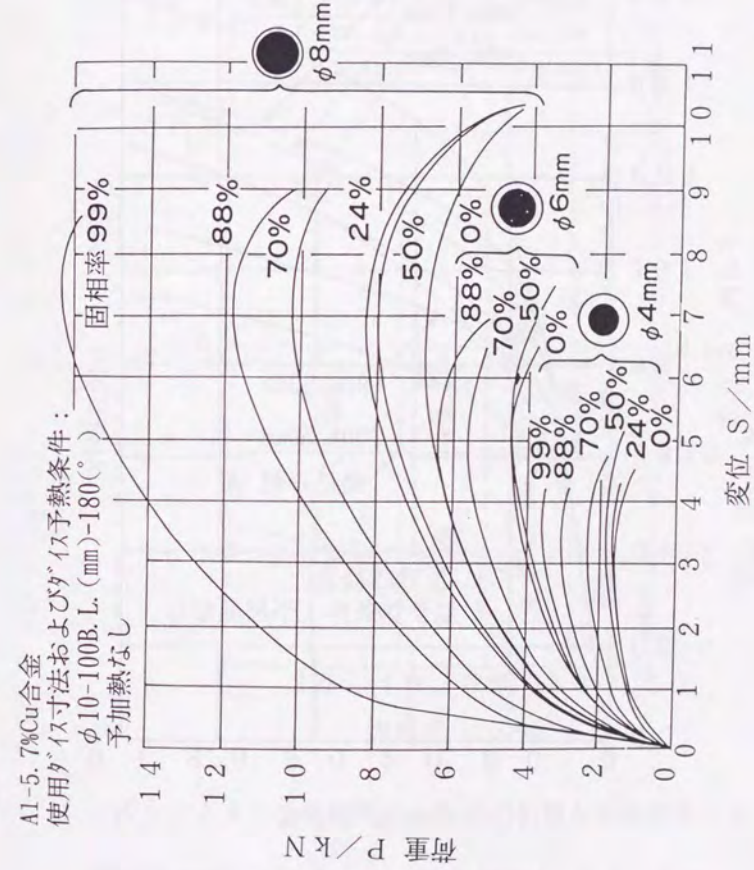


図5-1-2 半溶融押出し製品(丸棒)の半径方向にみた荷重-変位特性

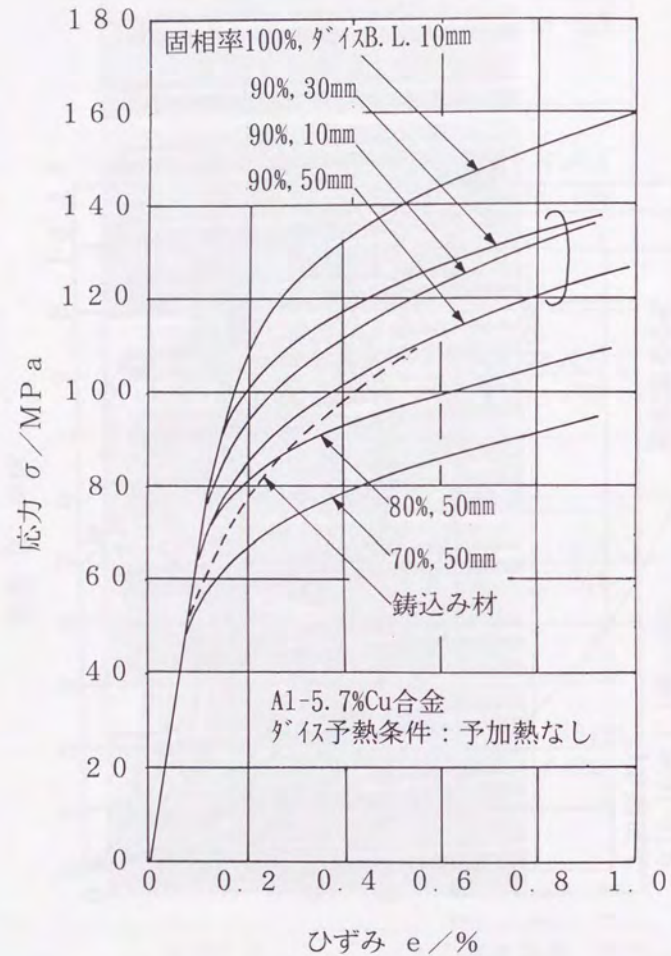


図5-13 引張り試験における応力-ひずみ線図

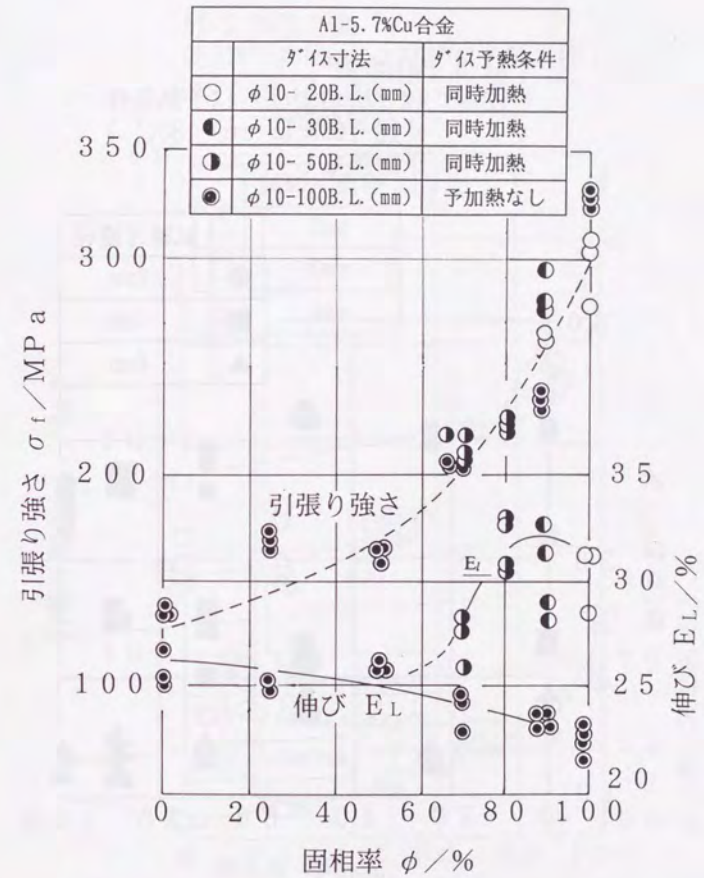


図5-14 半溶融押出し製品の引張り試験結果(1)

Al-5.7%Cu合金
使用ダイス寸法およびダイス予熱条件：
 $\phi 10-100\text{B. L. (mm)}-180(^{\circ})$
予加熱なし

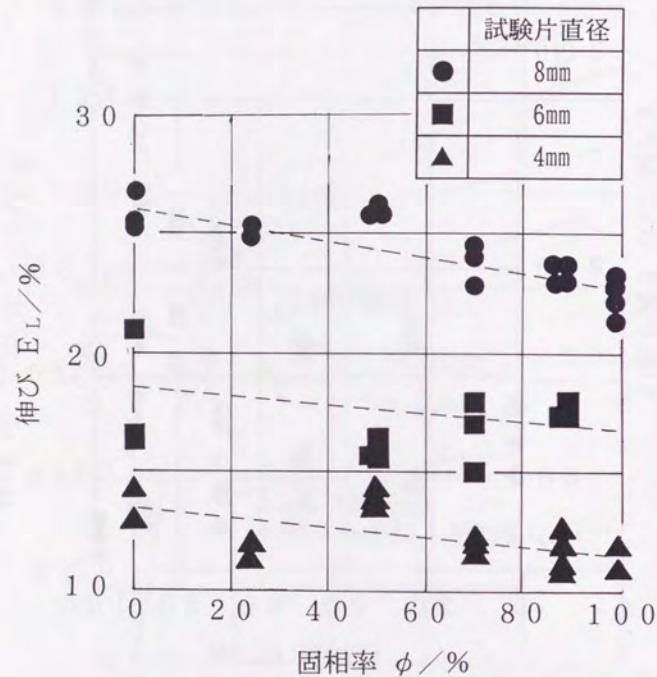


図5-15 半溶融押出し製品（丸棒）の半径方向にみた伸び特性の変化

Al-5.7%Cu合金
使用ダイス寸法およびダイス予熱条件：
 $\phi 10-100\text{B. L. (mm)}-180(^{\circ})$
予加熱なし

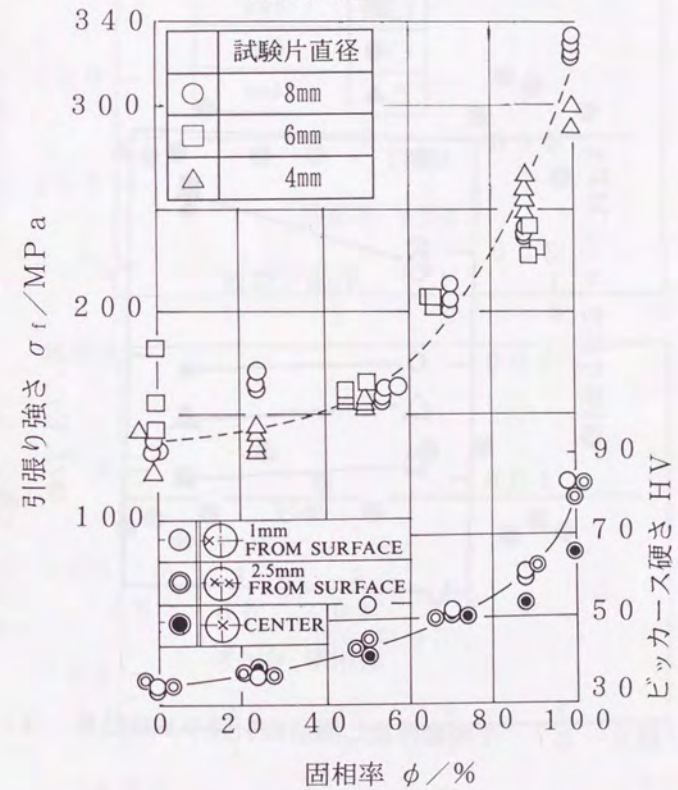


図5-16 半溶融押出し製品の引張り試験結果（2）

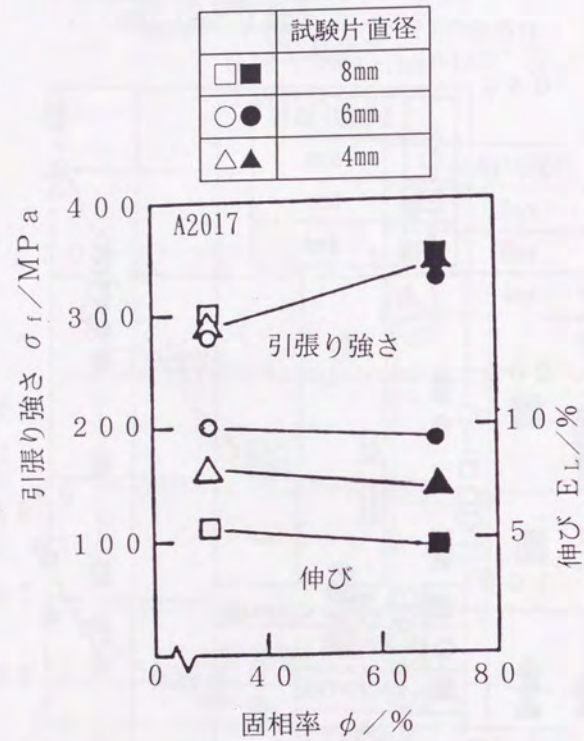


図5-17 半溶融押出し製品の引張り試験結果(3)

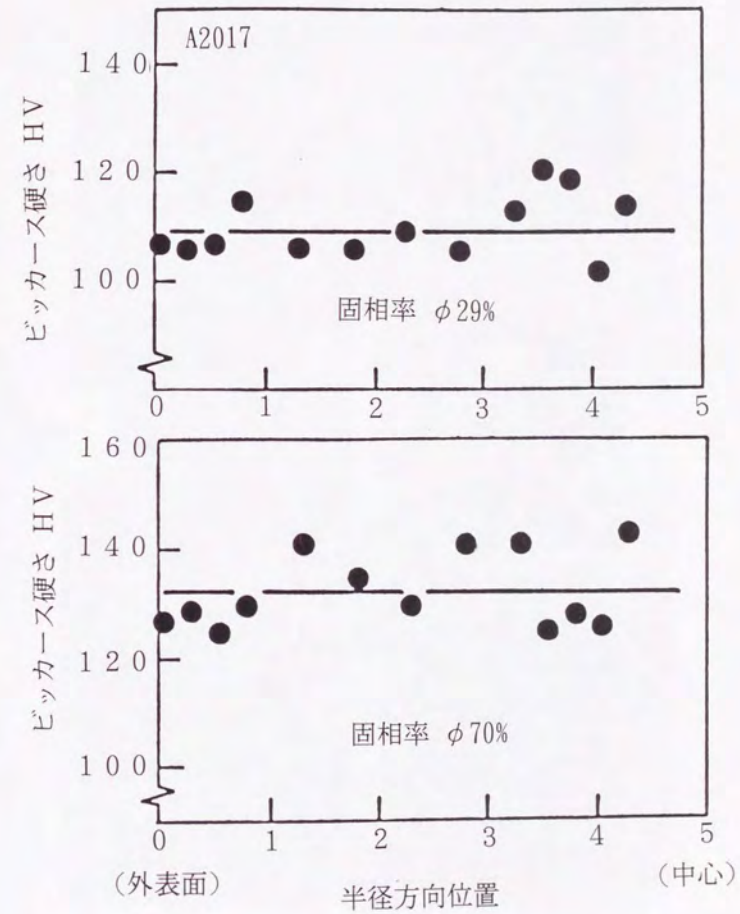
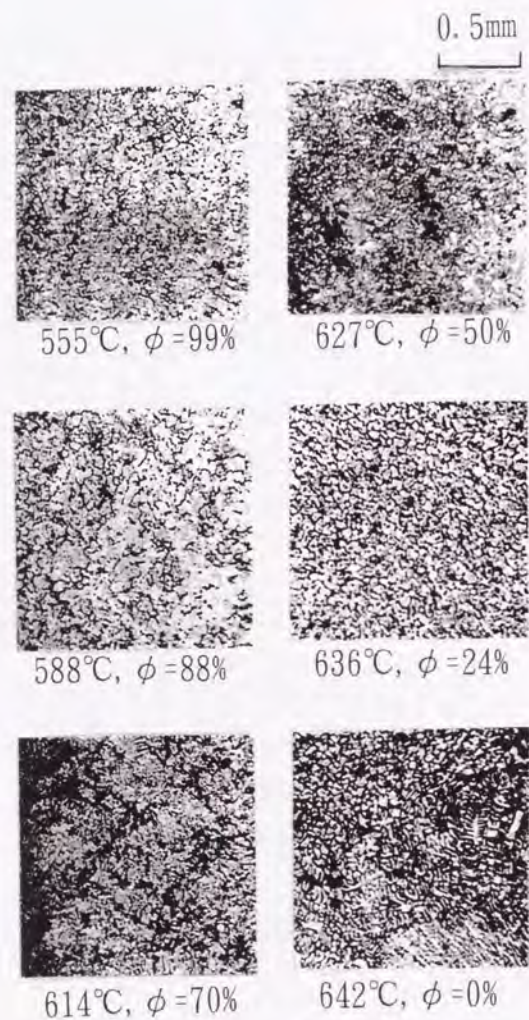


図5-18 半溶融押出し製品(丸棒)の半径方向にみた硬さ特性



Al-5.7%Cu合金

図5-19 半溶融押し製品の内部組織

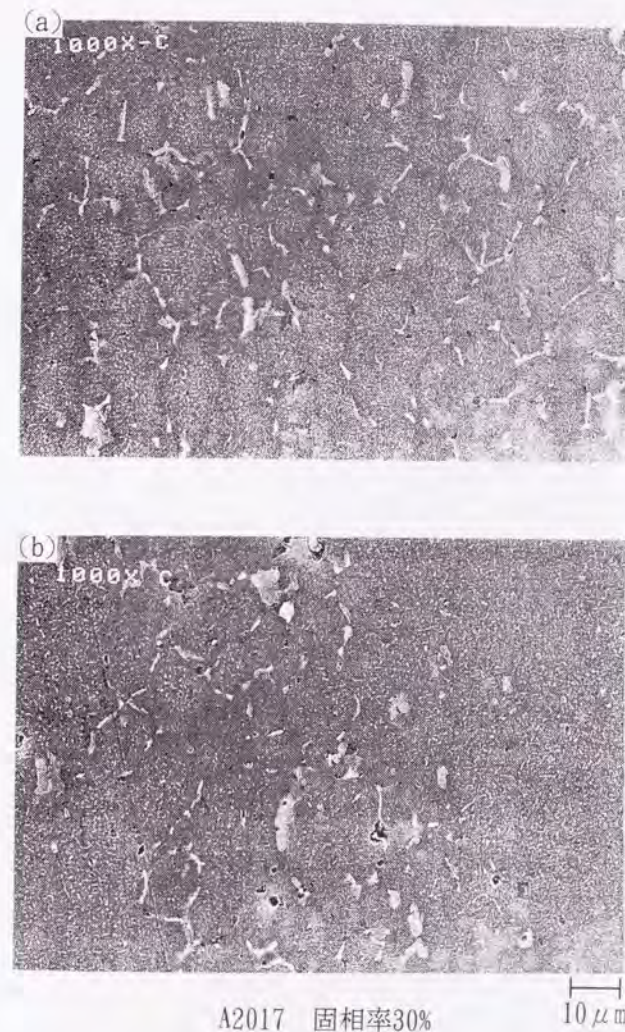


図5-20 半溶融押し製品の二次電子による内部観察



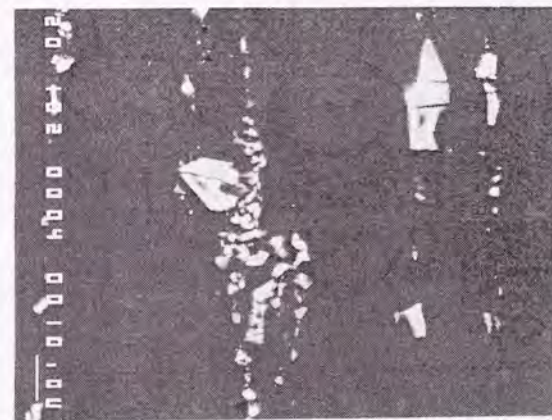
A2017 固相率30%

10 μm

図5-21 半溶融押し製品の反射電子による内部観察
ならびにFe, Cuの定性分析



(a)熱間押し材(450°C)



(b)素材

10 μm

A2017

図5-22 熱間押し材ならびに素材の反射電子による内部観察

表 5-3 半溶融押出し製品の定量分析の一例(A2017)

	Fe	Si	Al	Mg	Cu	Co	Mn	Cr	Ni
①全体	0.22	0.53	92.25	0.60	3.84	0.03	0.66	0.08	0
②マトリックス	0.06	0.37	89.14	0.62	3.04	0.27	0.06	0.06	0
③粒界の大きな析出物	12.72	5.93	62.04	0.25	7.01	0.23	10.66	0.15	0.20
④粒界の小さな析出物	0	0.01	82.01	0.42	11.18	0	0.06	0.01	0
⑤マトリックス内の小さな析出物	0.06	0.04	88.66	0.52	3.62	0.05	0.31	0.01	0
⑥粒界	0	0.14	90.43	0.62	2.93	0	0.07	0.01	0

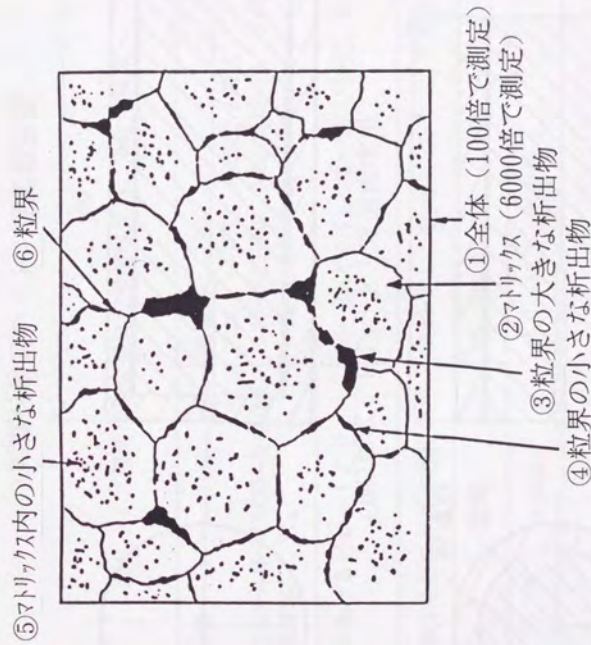


図 5-23 半溶融押出し製品の内部組織の模式図

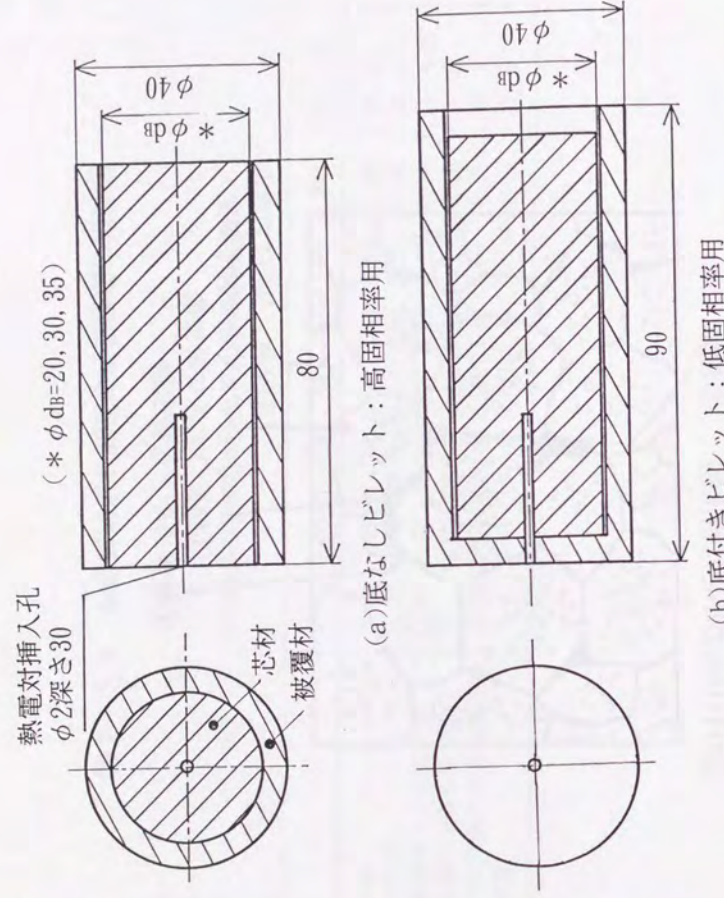


図 5-24 積層型複合棒材の半溶融押し出しに用いた
ピレットの形状と寸法

表 5-4 積層型複合棒材の半溶融押し出し条件一覧表

ピレット材質 寸法(外径-芯材径-長さ/mm) 被覆率 C_B	被覆材 : A1050 芯材 : A7075, A5056, A2011 φ40-φ20-80, φ40-φ30-80, φ40-φ35-80 0.74, 0.44, 0.23
押し出し時におけるピレット芯材の固相率 φ/%	80~20(A7075), 48~58(A5056), 87~90(A2011)
ダイス寸法ならびにダイス温度条件	φ10-B.L. 100(mm)-180(°), 予加熱なし
押しし比 λ	16, 25, 44
ラム速度 mm/min.	41.7~48.8 平均45.6

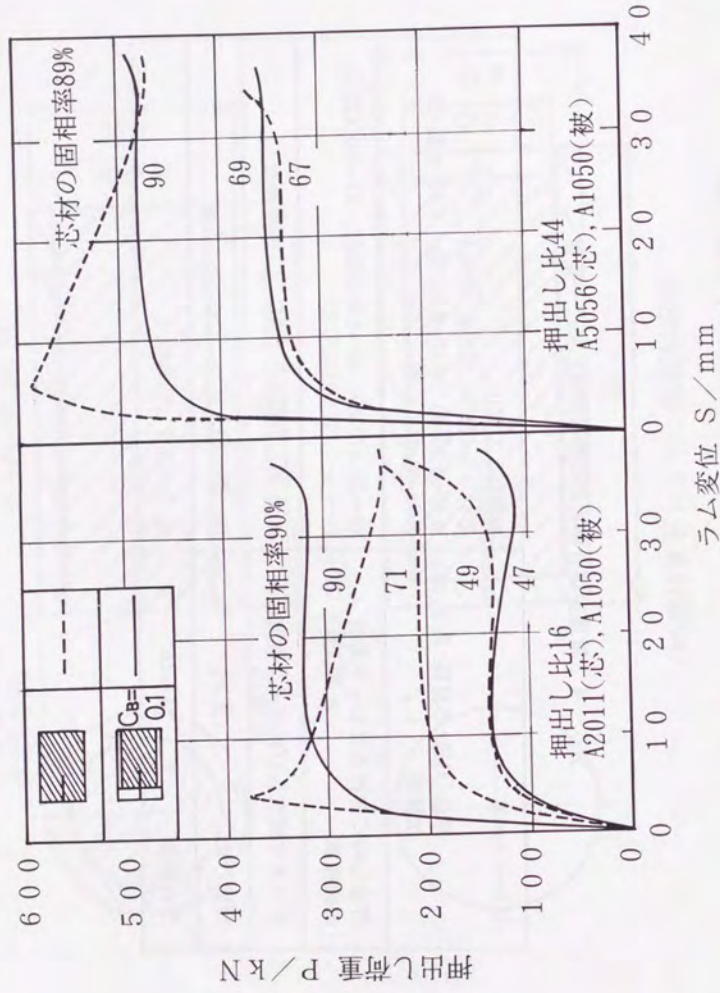


図5-25 押出し荷重—ストローク線図

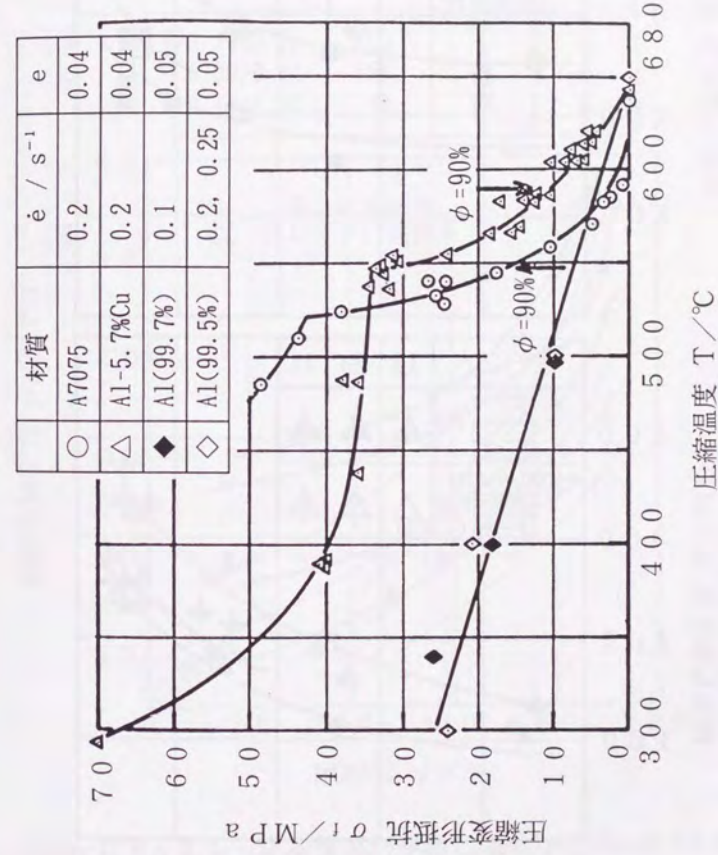


図5-26 圧縮変形抵抗と温度の関係

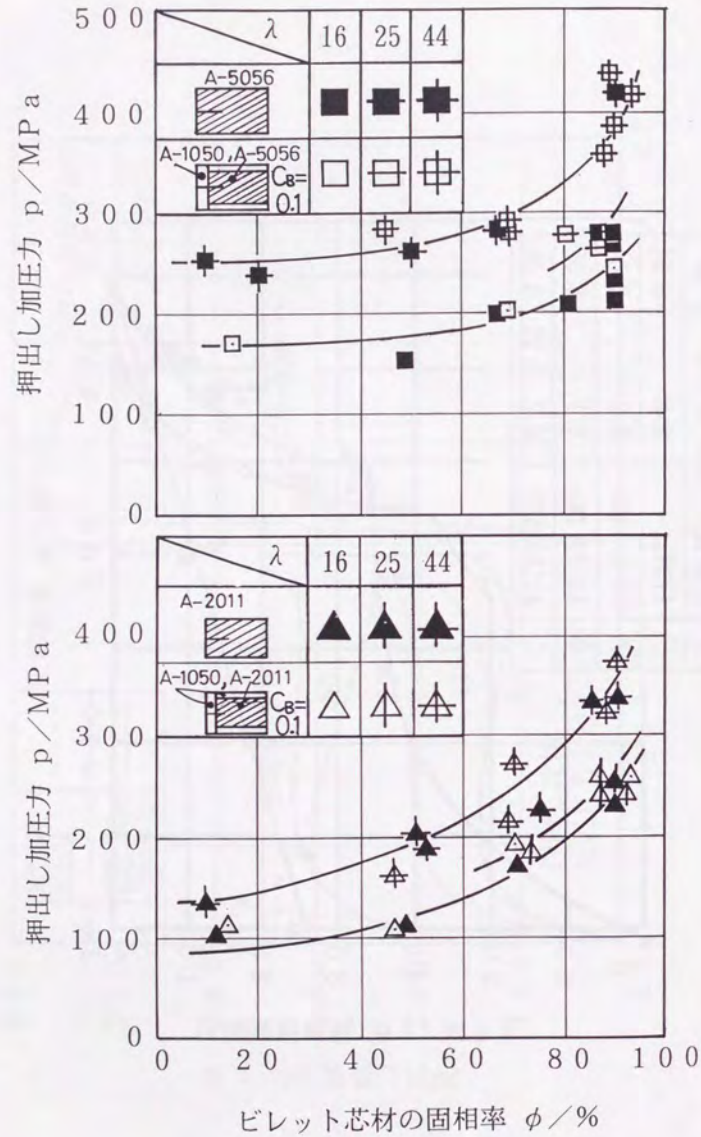


図5-27 押出し加圧力とビレット芯材の固相率の関係

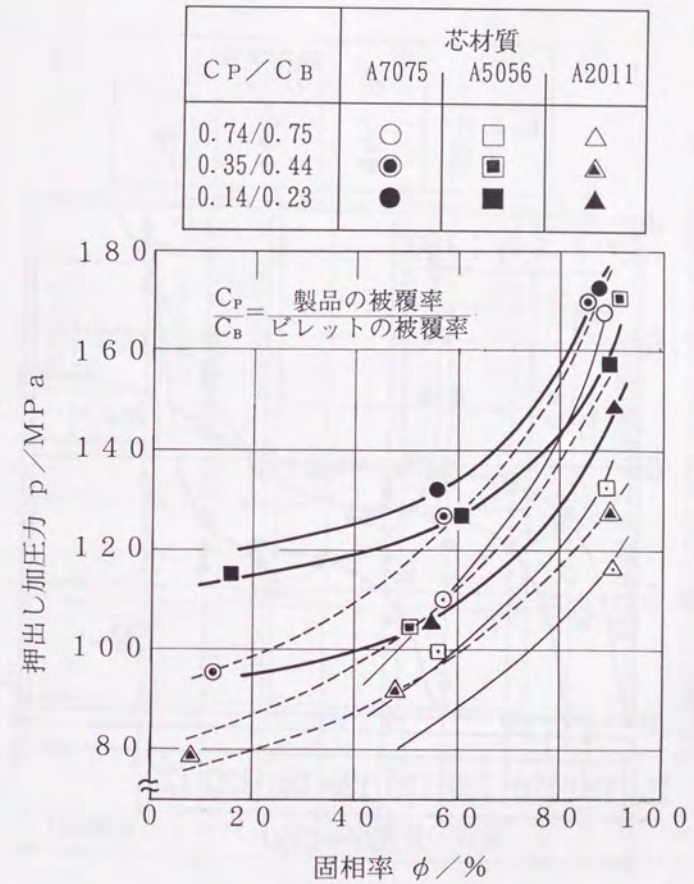


図5-28 ビレット被覆率が押出し加圧力におよぼす影響

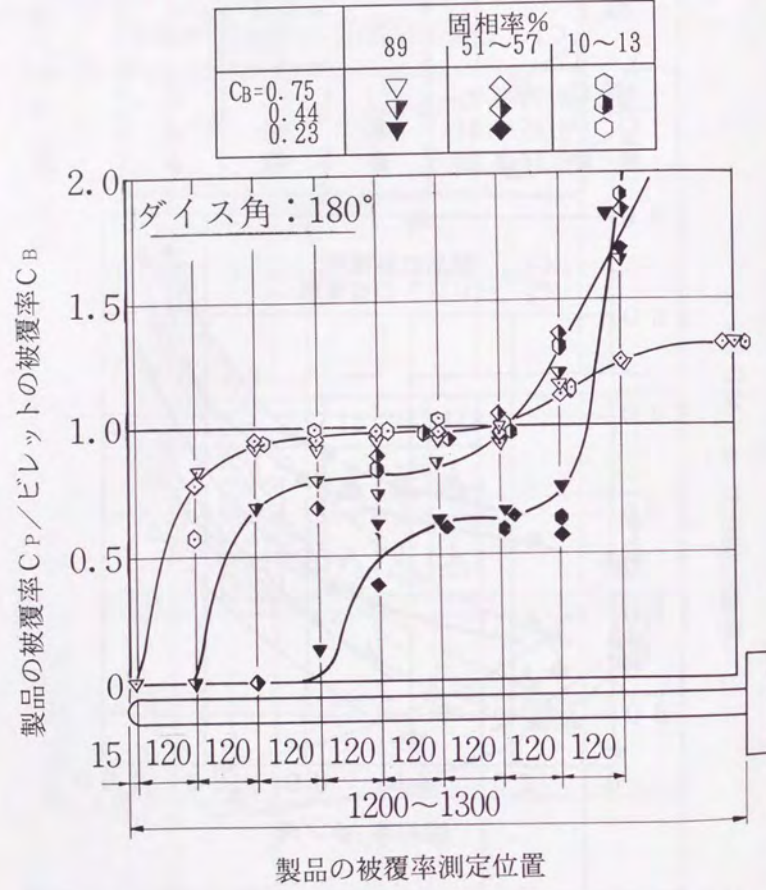


図5-29 半溶融押し製品の押し方向にみた被覆率の均一性
(各芯材質についての平均値)

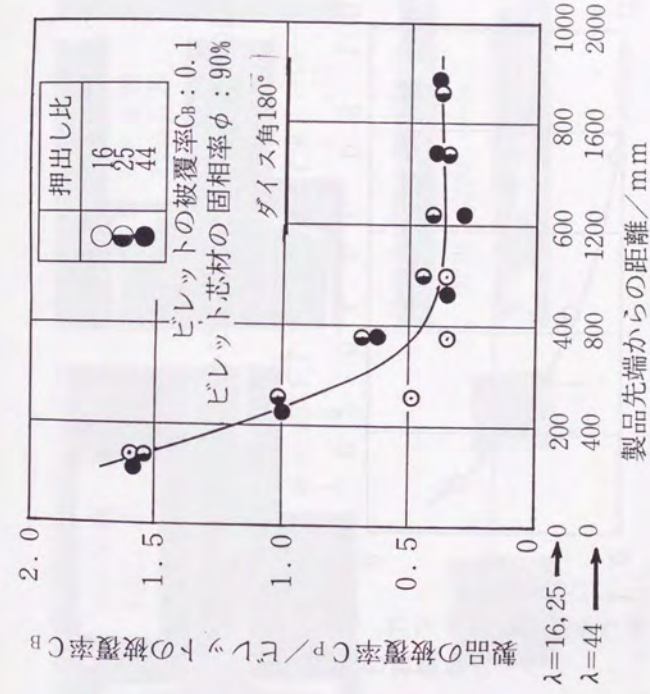


図5-30 半溶融押し製品の押し方向にみた被覆率の均一性
(各芯材質についての平均値)

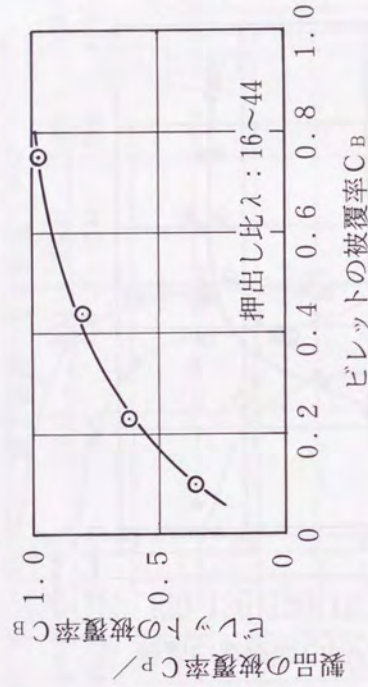


図5-31 ビレットの被覆率と製品の被覆率の関係

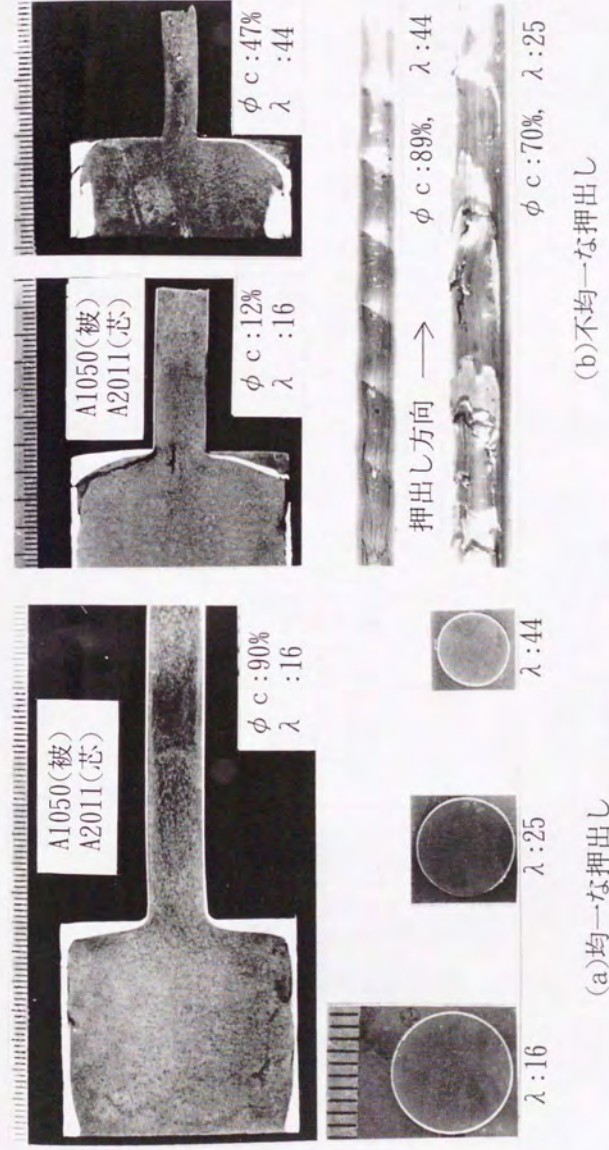


図5-32 均一な押出しにおける被覆化の様子ならびに不均一な押出しにおける製品の欠陥例

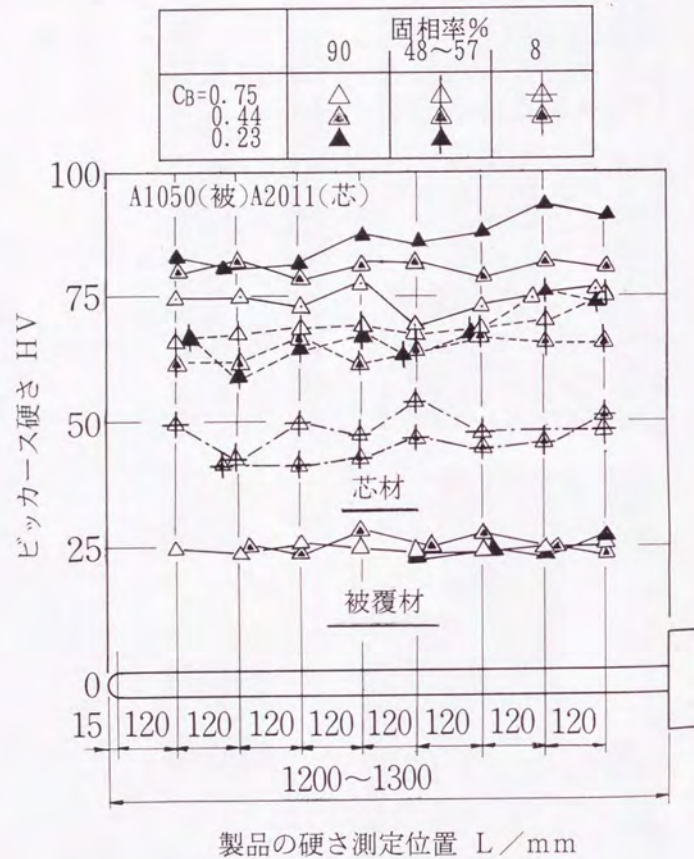


図5-33 半溶融押出しによる積層型複合棒材の
押出し方向にみた硬さ分布

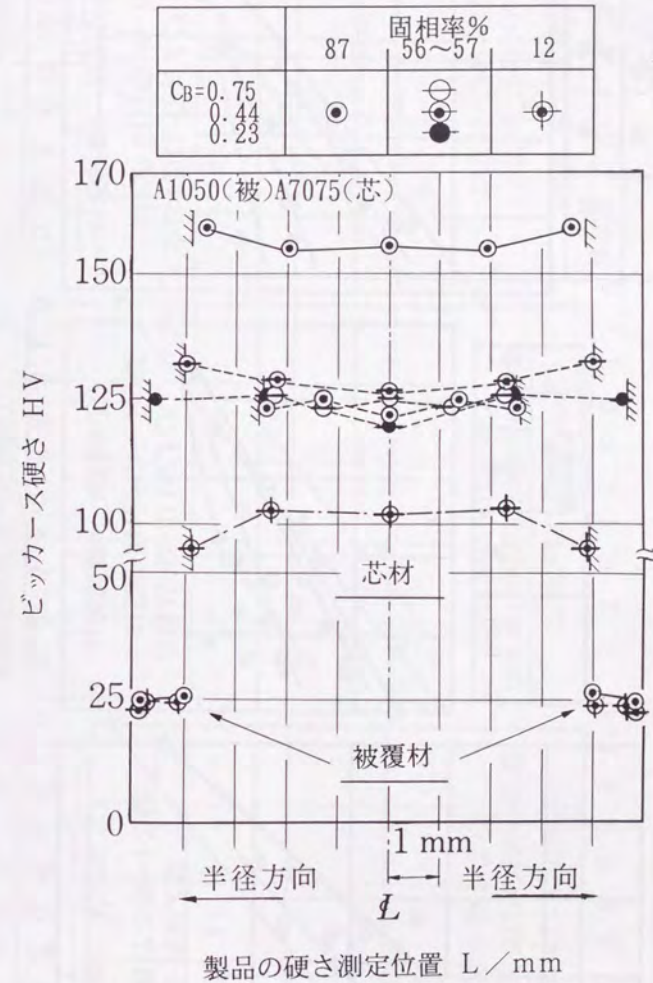


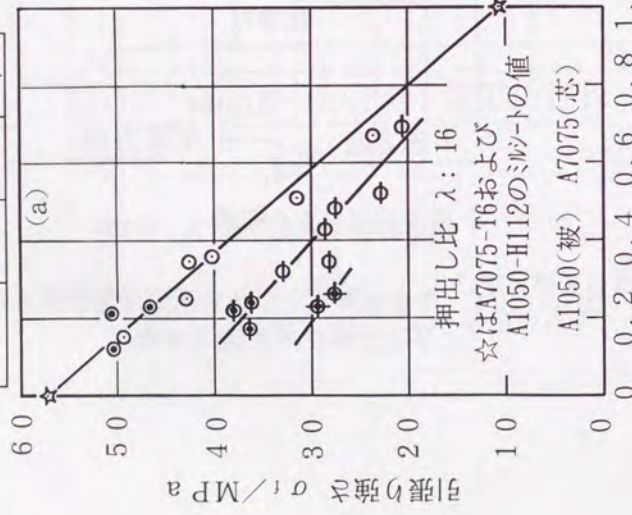


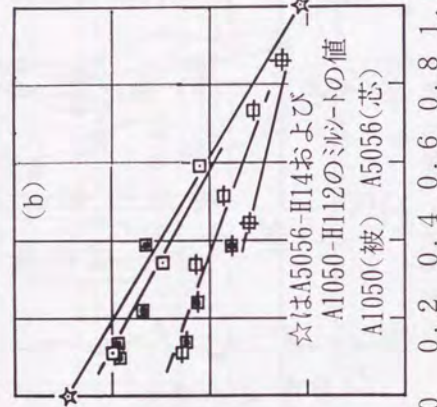




図5-34 半溶融押出しによる積層型複合棒材の
半径方向にみた硬さ分布

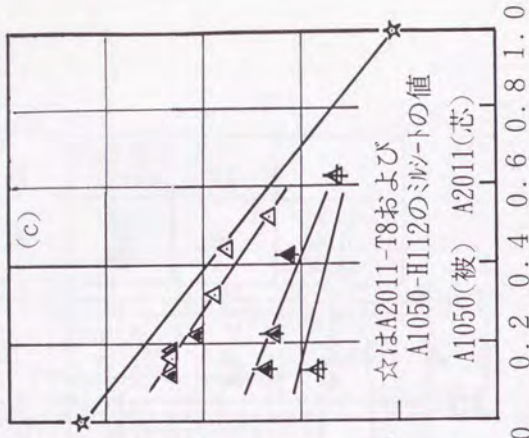
87	固相率%	12
$C_3=0.75$ 0.44		



89	固相率%	15
$C_3=0.75$ 0.44		




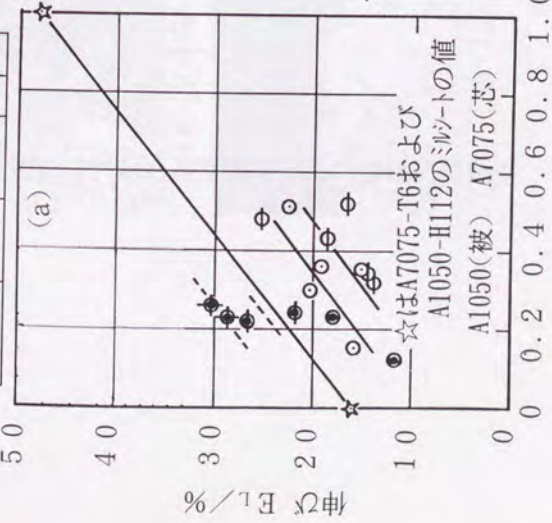
90	固相率%	8
$C_3=0.75$ 0.44		





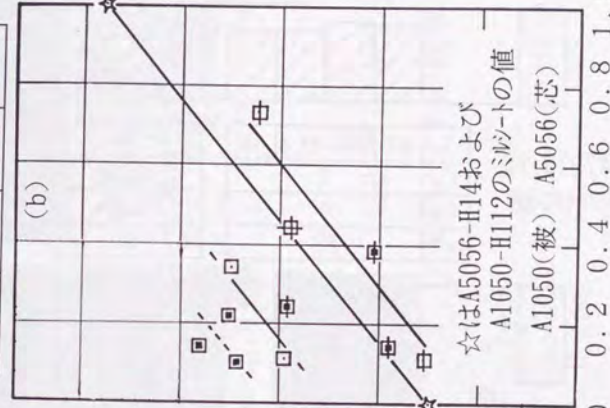
引張り試験片の被覆率 C_t



図5-35 半溶融押出しによる積層型複合棒材の引張り試験結果(1)

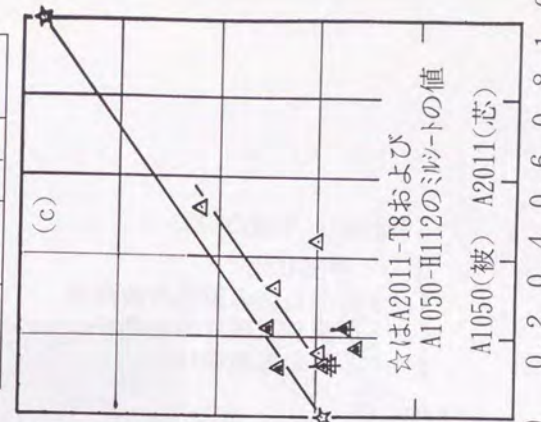
87	固相率%	12
$C_3=0.75$ 0.44		



89	固相率%	15
$C_3=0.75$ 0.44		



90	固相率%	8
$C_3=0.75$ 0.44		



引張り試験片の被覆率 C_t

図5-36 半溶融押出しによる積層型複合棒材の引張り試験結果(2)

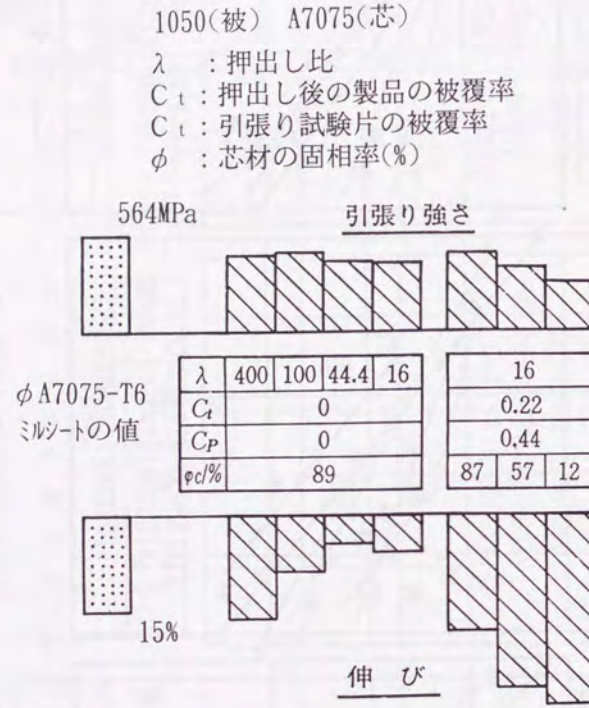


図5-37 半溶融押出しによる積層型複合棒材の引張り試験結果⁽³⁾

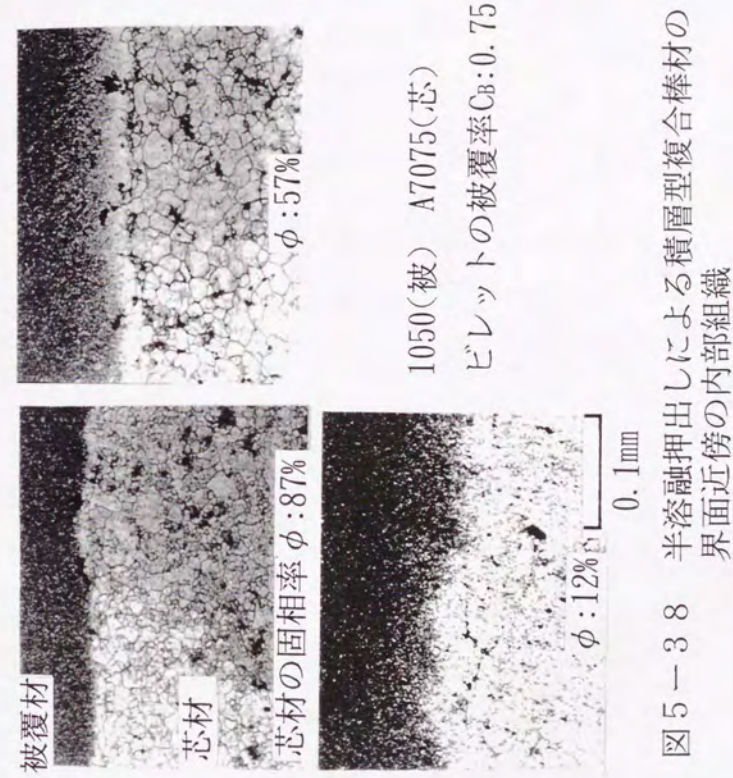


図5-38 半溶融押出しによる積層型複合棒材の界面近傍の内部組織

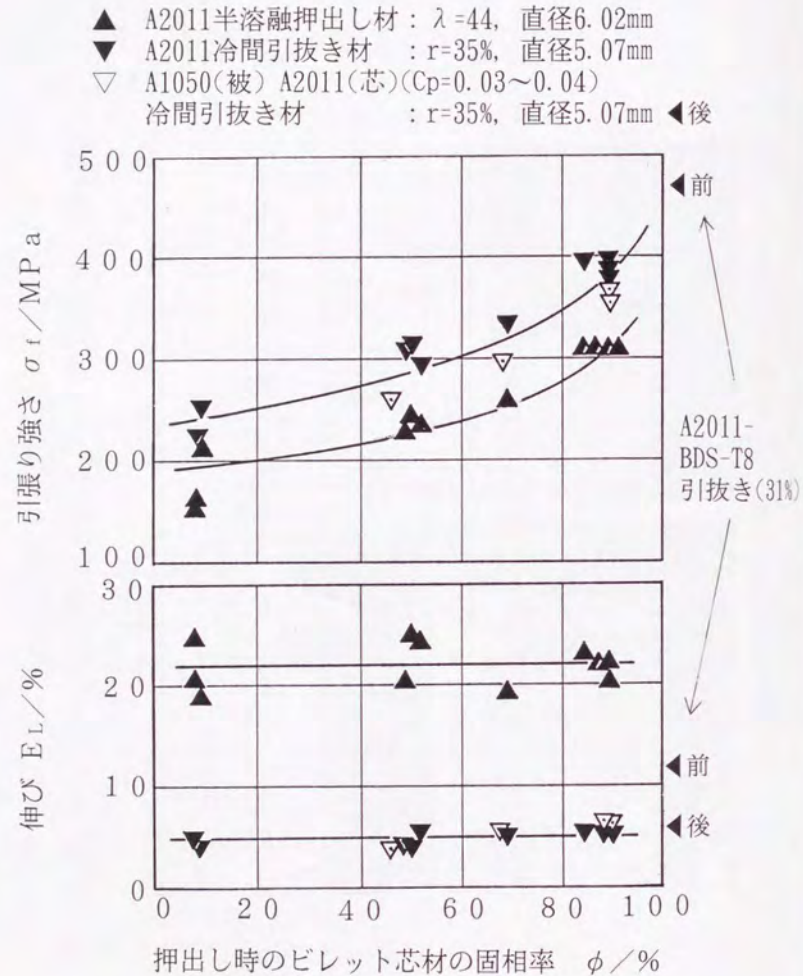


図5-39(a) 半溶融押出しによる積層型複合棒材の引抜き後の引張り試験結果

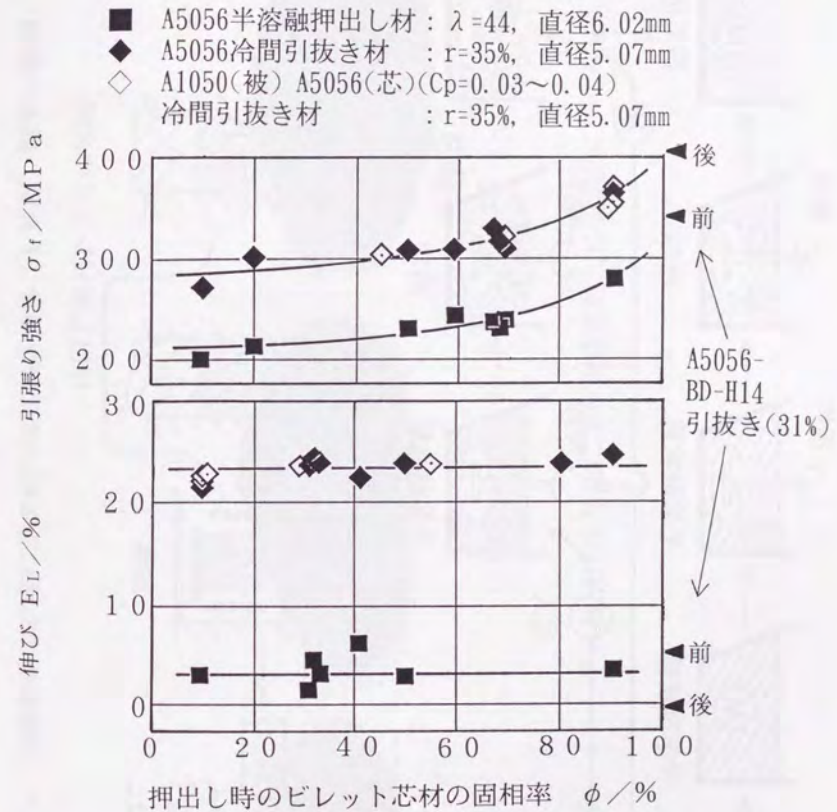


図5-39(b) 半溶融押出しによる積層型複合棒材の引抜き後の引張り試験結果

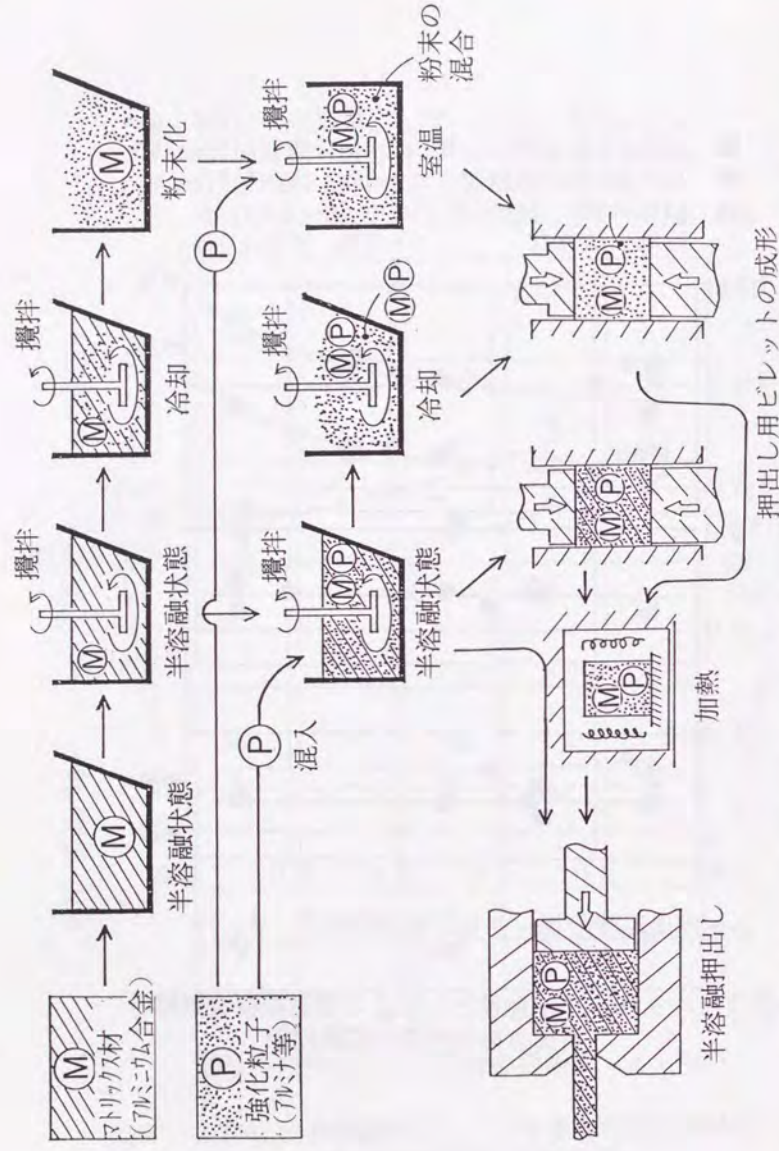


図 5-40 半溶融押し出し法による粒子強化複合棒材 (PRM) 製造の概略



図 5-41 半溶融攪拌冷却法により製造されたA5056粉末

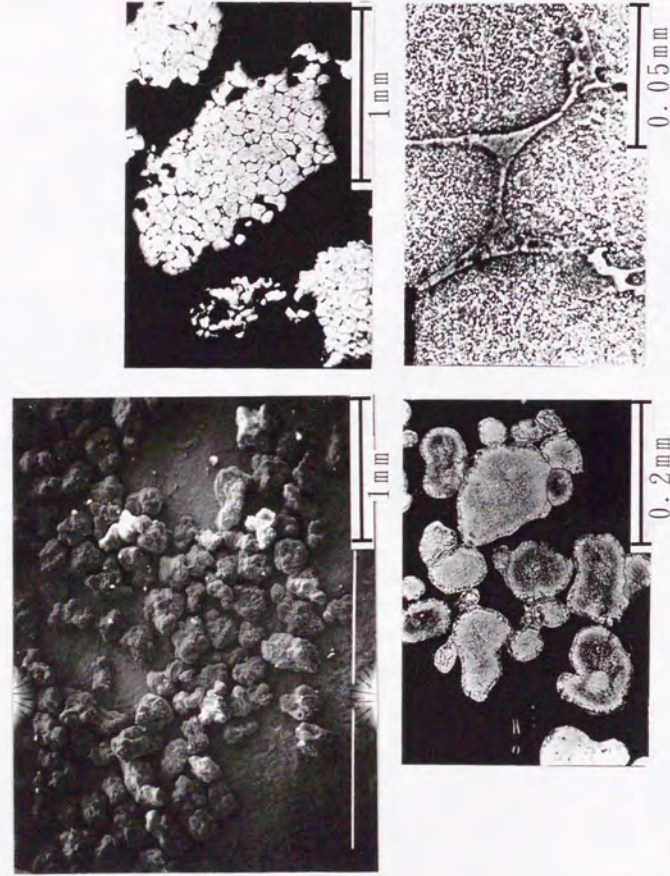


図5-4-2 半熔融攪拌冷却法により製造されたA7075粉末の大きさならびに外面性状

表5-5 粒子強化複合棒材の半熔融押し条件一覧表

マトリックス材 強化粒子	A7075, A5056, A2011 アルミナ粉末(#1500, #240, #60) 黒鉛粉末(#1500)	
強化粒子の体積含有率 V_p /%	0~40%	
押し出しピレット寸法 /mm	ϕ 40~約60	
押し出し時のピレット温度 /℃ およびマトリックス材の 固相率 ϕ /%	548~637 90~10	
ダイス寸法	(a) (b) (c) (d)	
ダイス径 /mm	10 6 5 4	
ベアリング長さ /mm	20 20 20 20	
ダイス角度 /°	180 180 180 180	
押し出し比 λ	16 44 64 100	
ダイス温度条件	予加熱なし	
ラム速度 mm/min.	約38	
押し出し実験機	100ton油圧式横型	

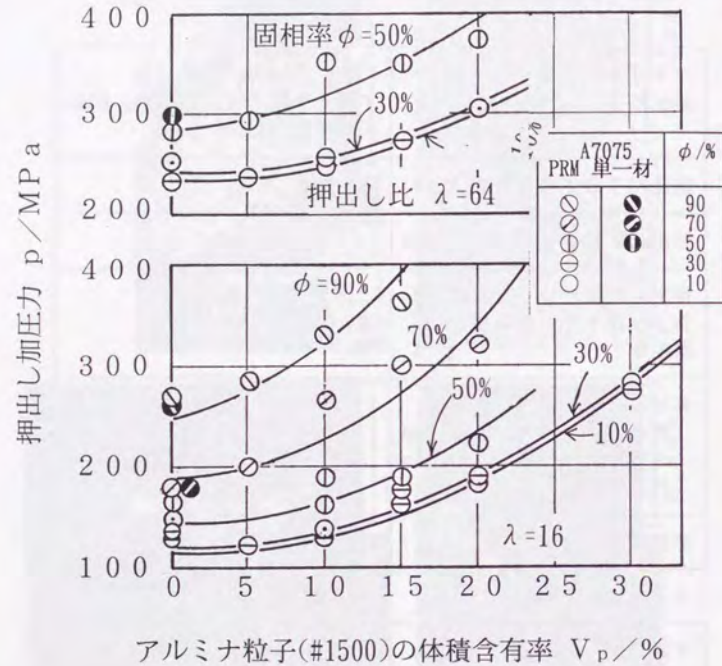


図 5-4-3 押出し加圧力と強化粒子の含有率の関係 (1)

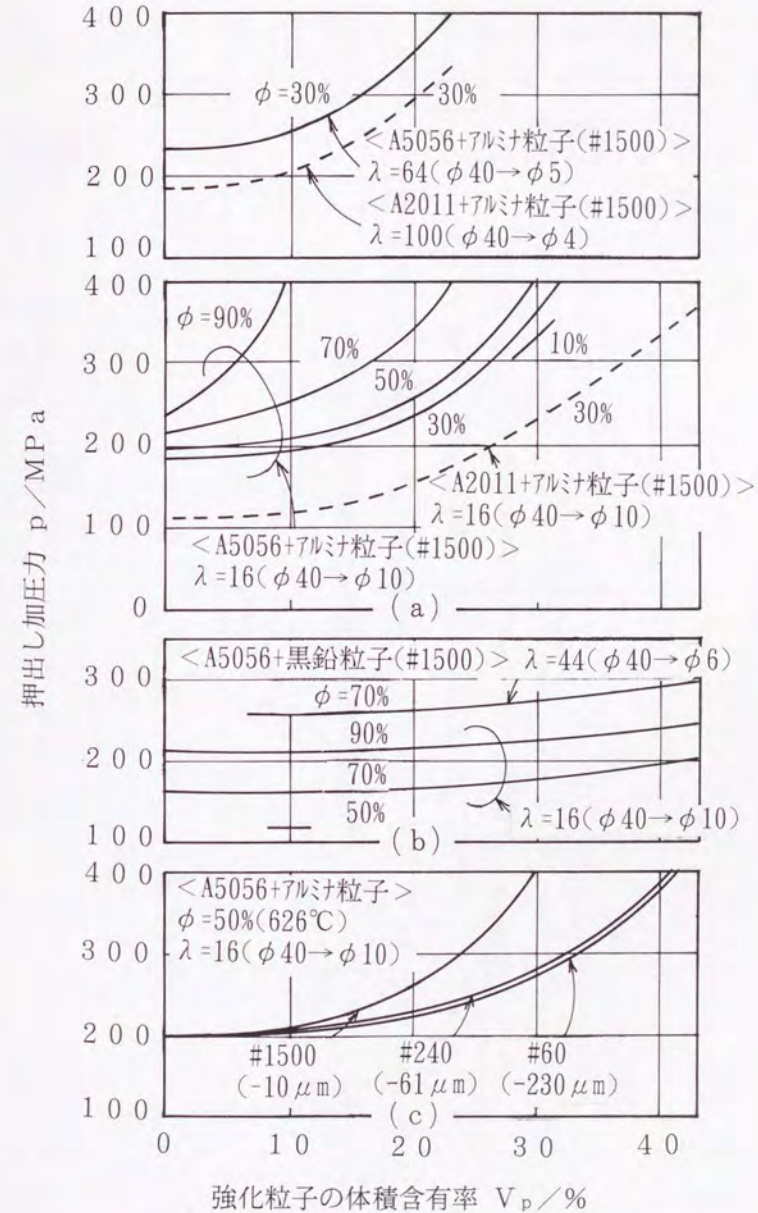


図5-44 押出し加圧力と強化粒子の含有率の関係(2)

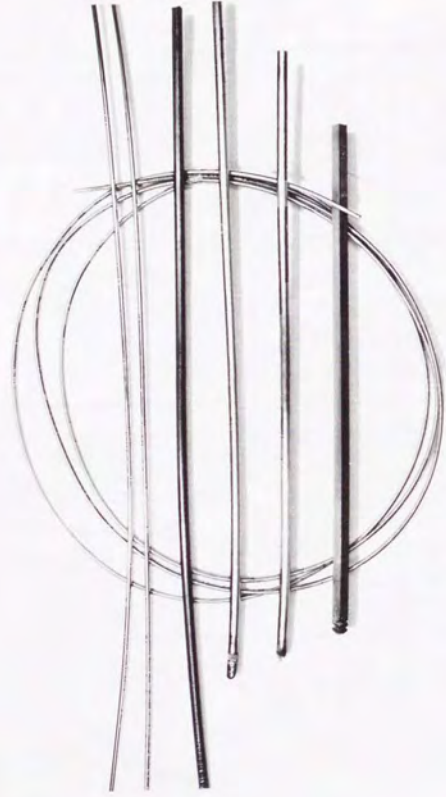


図 5-4-5 半溶融押し法により製造された粒子強化複合棒材

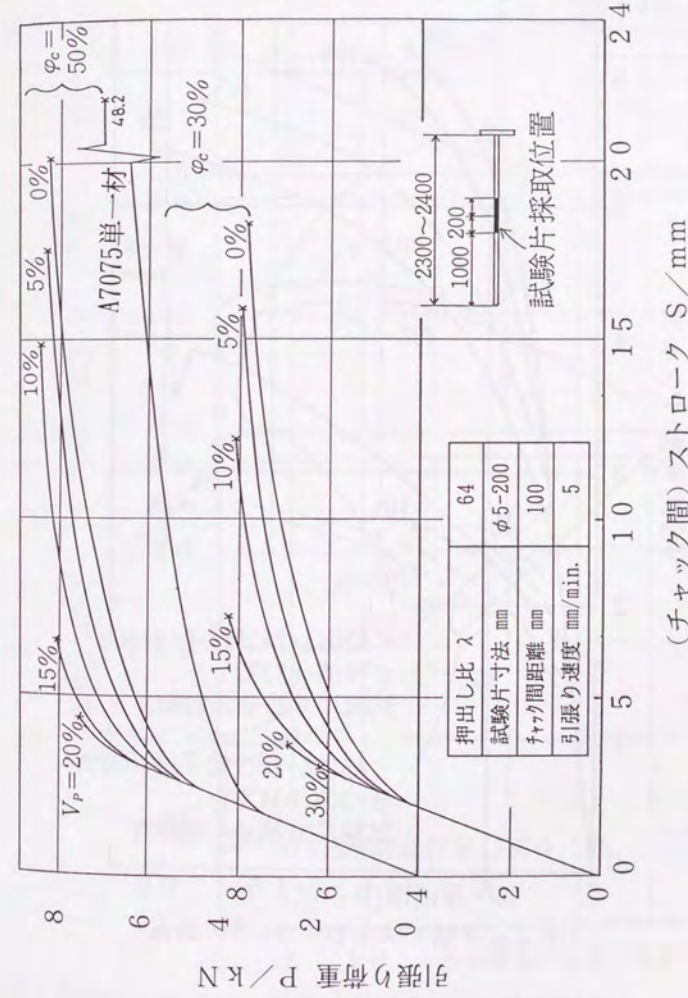


図 5-4-6 引張り試験における引張り荷重—ストローク線図 (1)
<A7075+アルミ粒子(#1500)>

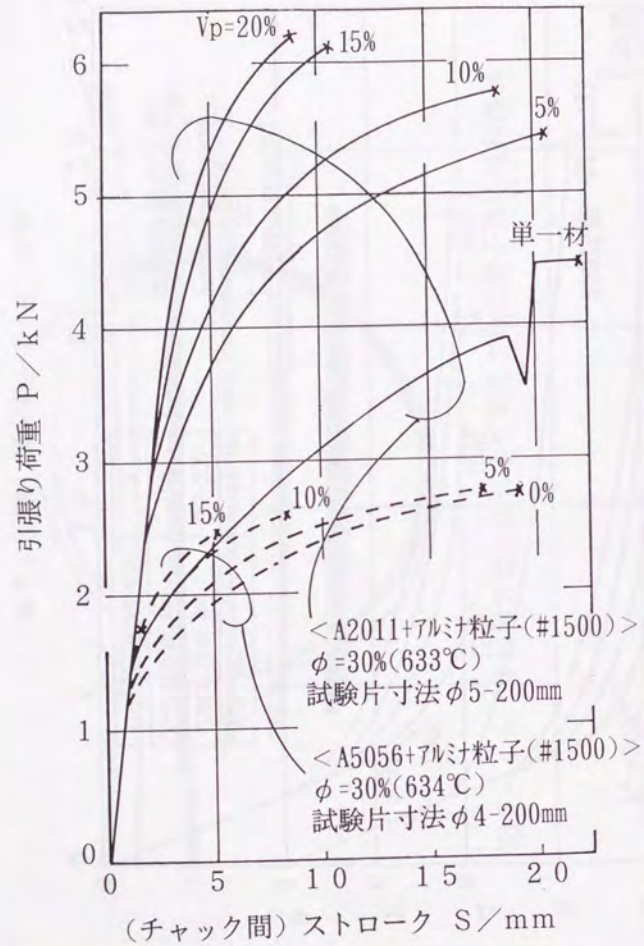


図5-47 引張り試験における引張り荷重-ストローク線図(2)

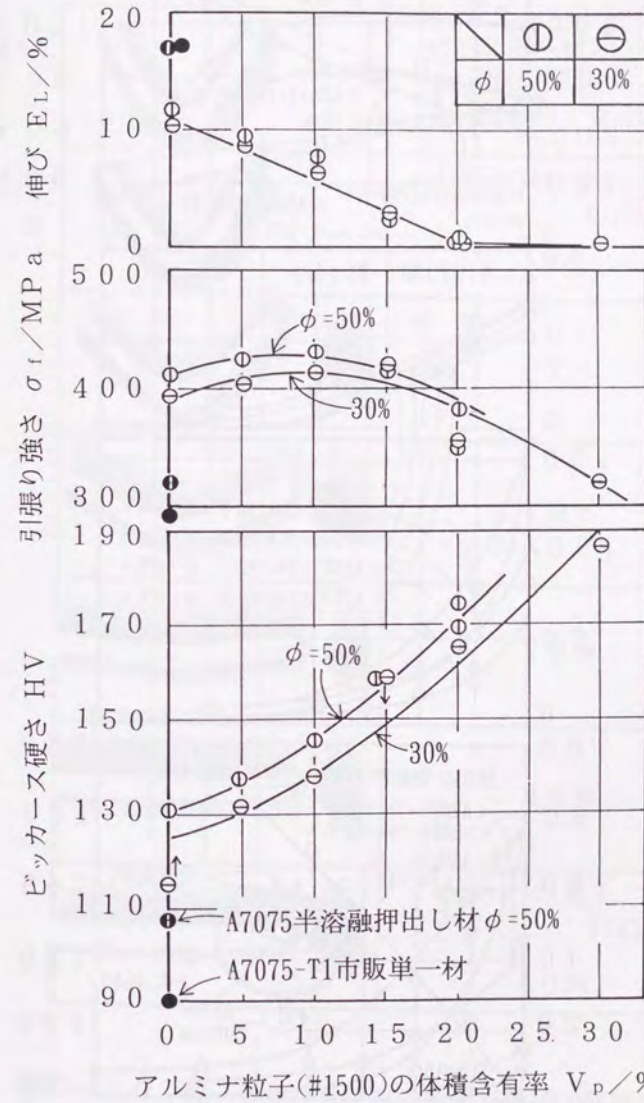


図5-48 粒子強化複合棒材の引張り試験結果(1)

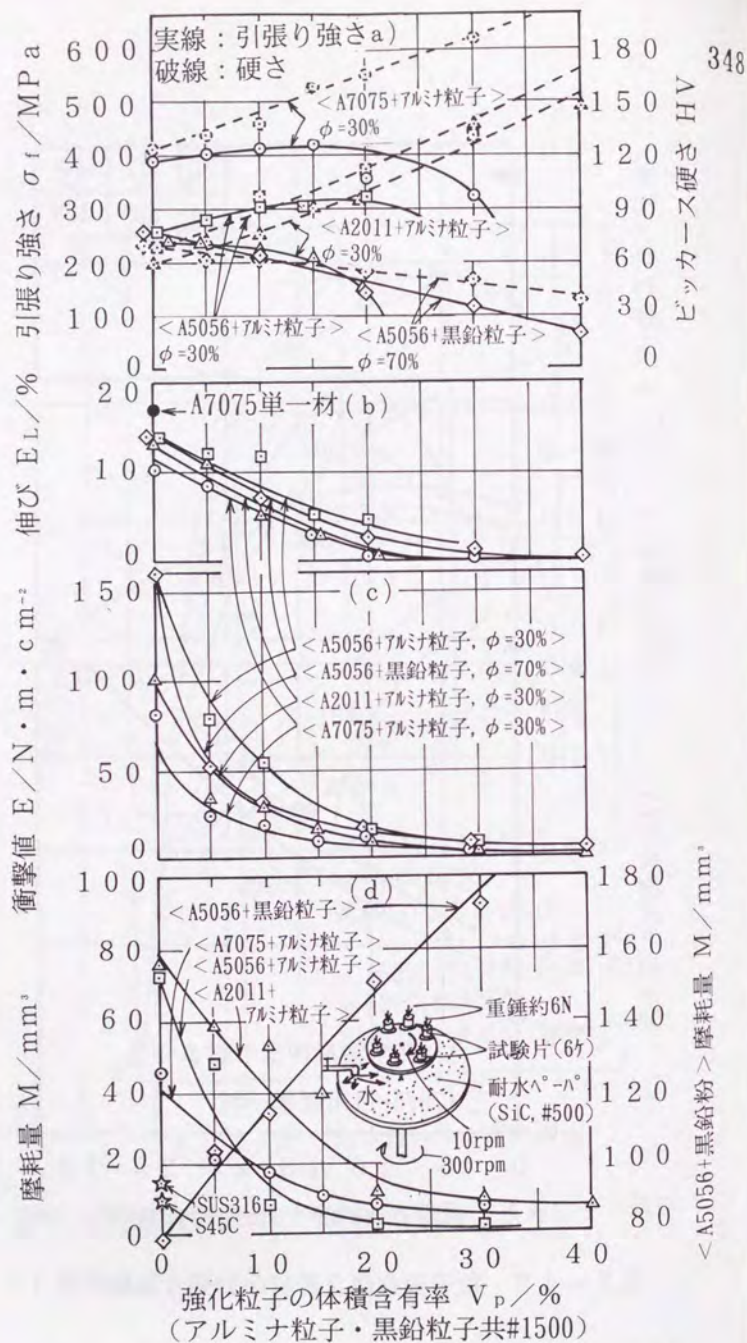


図5-49 粒子強化複合棒材の引張り試験結果 (2)

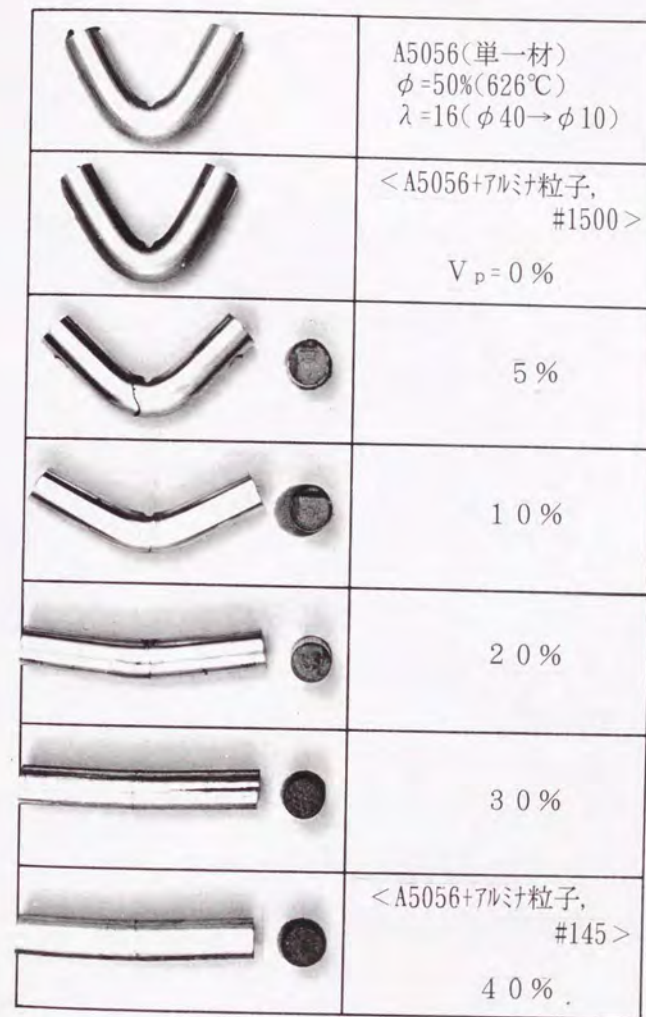


図5-50 粒子強化複合棒材の衝撃試験後の試験片形状

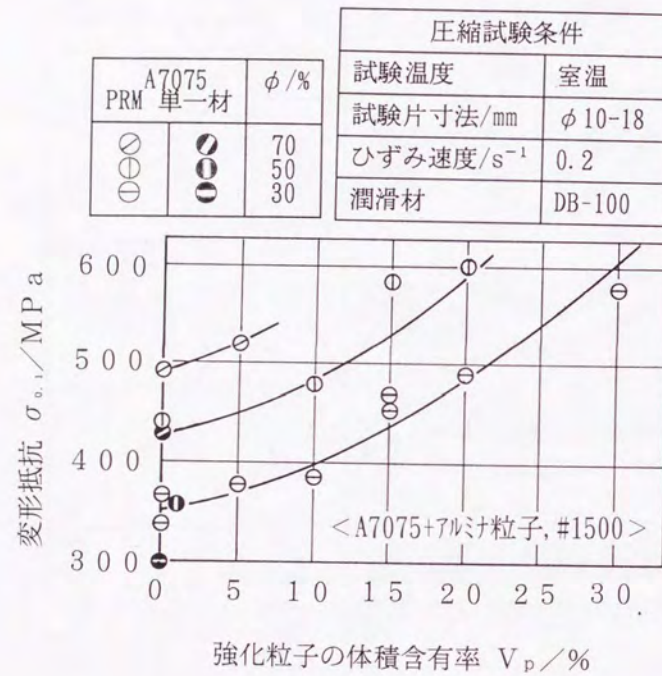


図5-51 粒子強化複合棒材の圧縮試験結果(1)

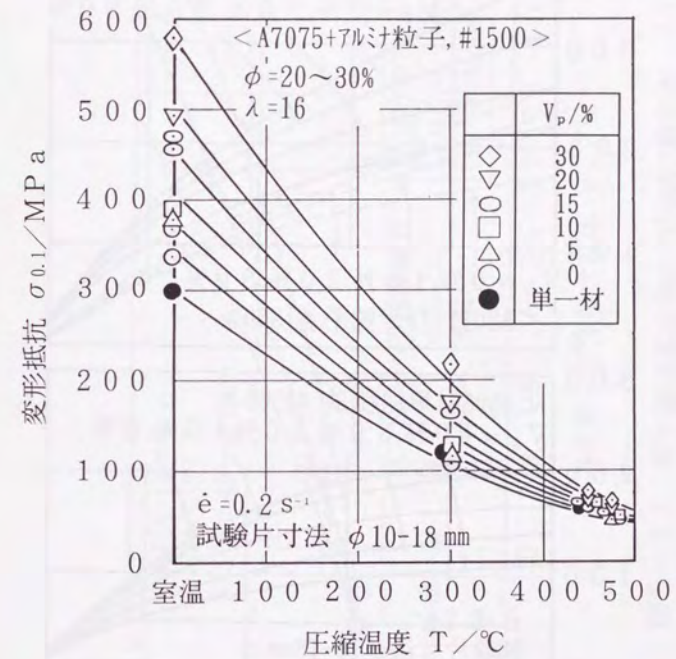


図5-52 粒子強化複合棒材の圧縮試験結果(2)

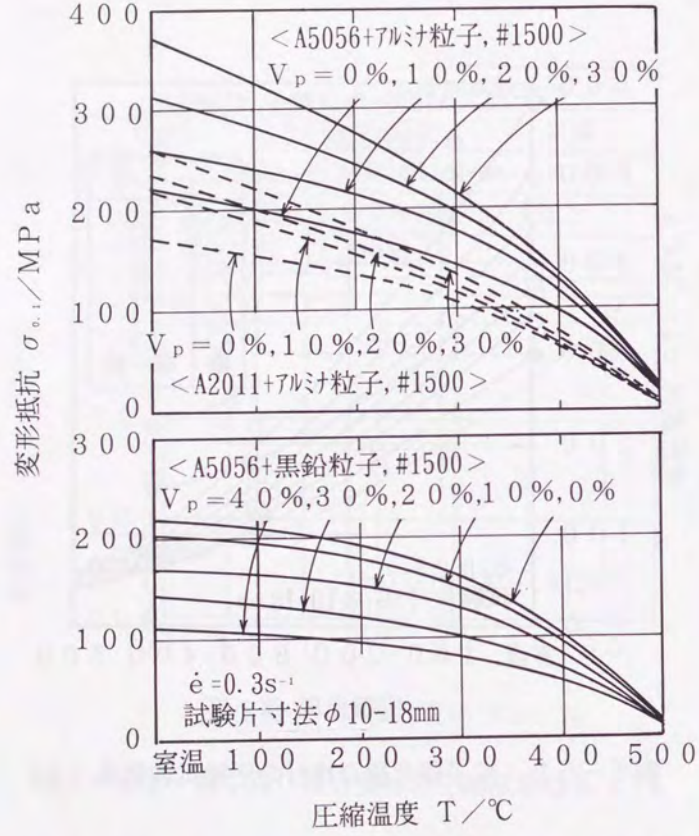


図5-53 粒子強化複合棒材の圧縮試験結果(3)

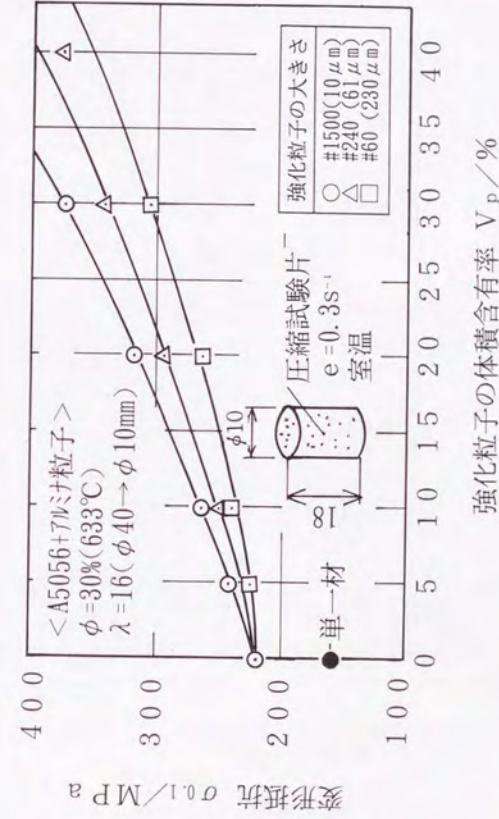
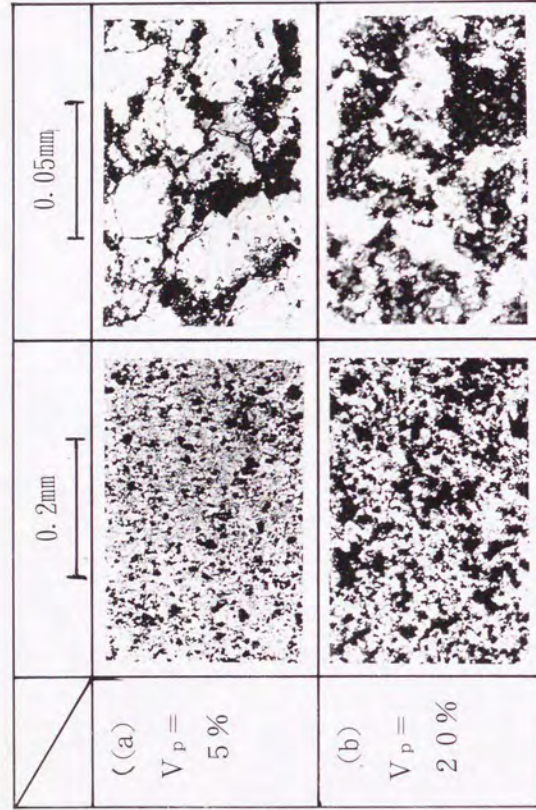


図5-54 粒子強化複合棒材の圧縮試験結果(4)



<A7075+アルミナ粒子, #1500>, $\phi = 30\%$ (626°C), $\lambda = 64$

図5-55 粒子強化複合棒材の内部組織(1)



図5-56 粒子強化複合棒材の内部組織(2)



図5-57 チタン短繊維の形状

表5-6 チタン短繊維強化複合棒材の半溶融押出し条件一覧表

マトリックス材	純アルミニウム粉末 #200 A5056粉末 #100~#200 A2014粉末 #200 A7075粉末 #250		
強化繊維	純度99.2~99.6%のチタン 幅約0.05mm, 長さ3mm以下		
体積含有率 $V_p/\%$	0~50		
押出し温度 $T/^\circ\text{C}$	500~650		
ダイス寸法	(a)	(b)	(c)
ダイス径 /mm	$\phi 10$	$\phi 4$	20-5
ベアリング長さ/mm	8	8	15~20
ダイス角度 $^\circ$	180	180	180
押出し比 λ	13~100		
ラム速度 mm/min.	約42		

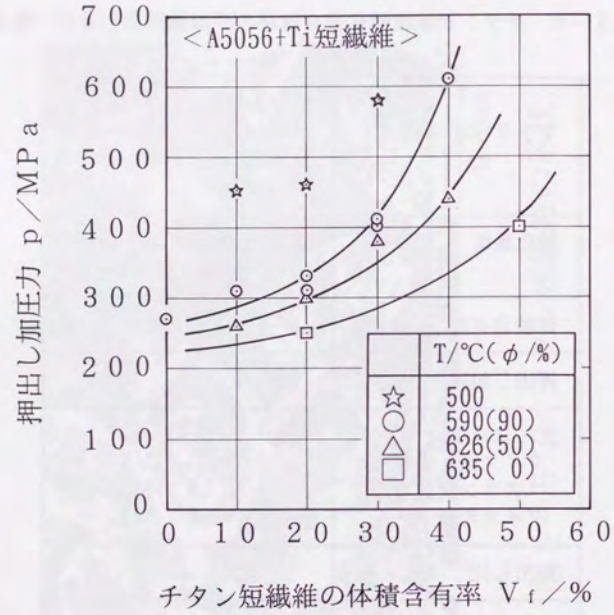


図5-58 押出し加圧力と強化繊維の含有率の関係

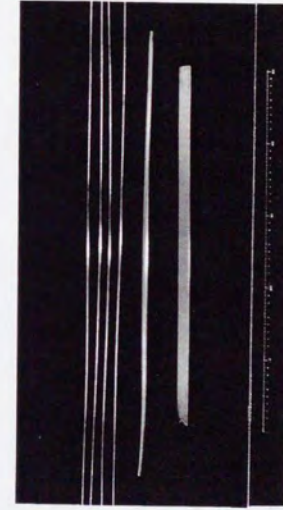


図5-59 半溶融押出し法により製造されたチタン短繊維強化複合棒材

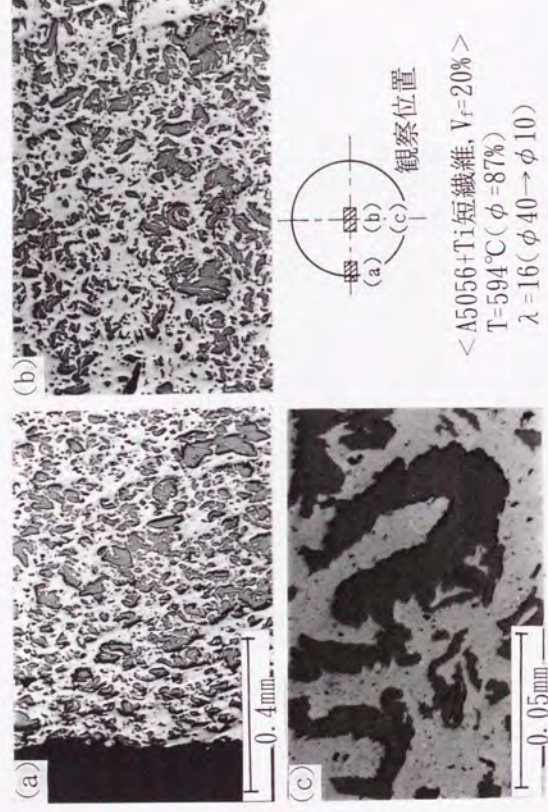


図5-60 チタン短繊維強化複合棒材の内部組織

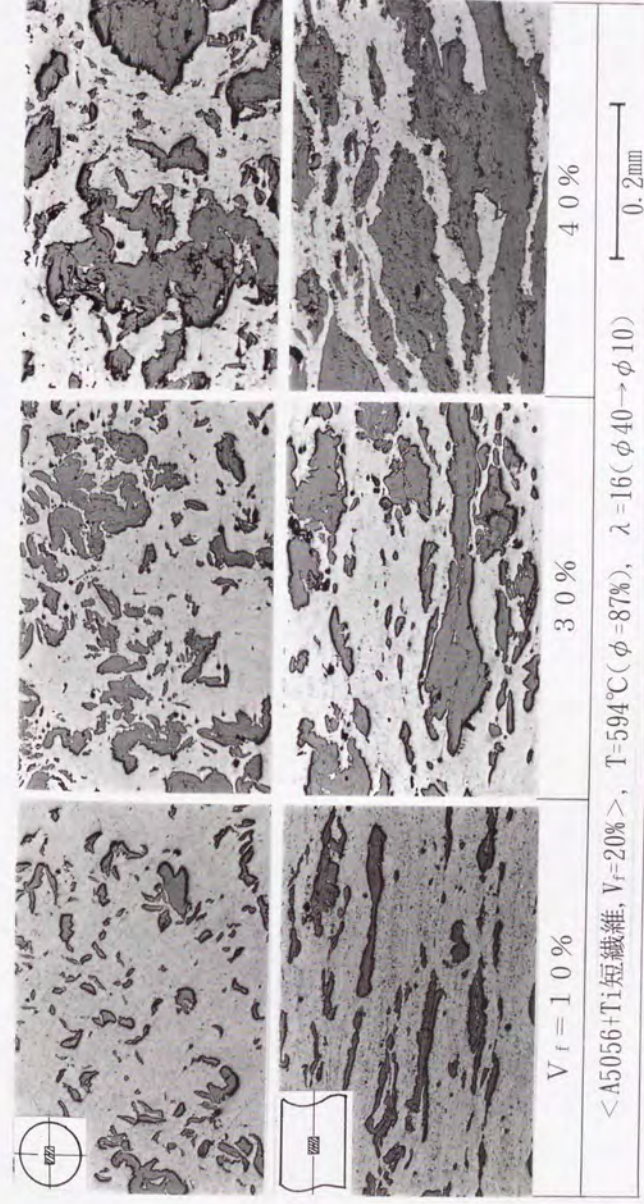
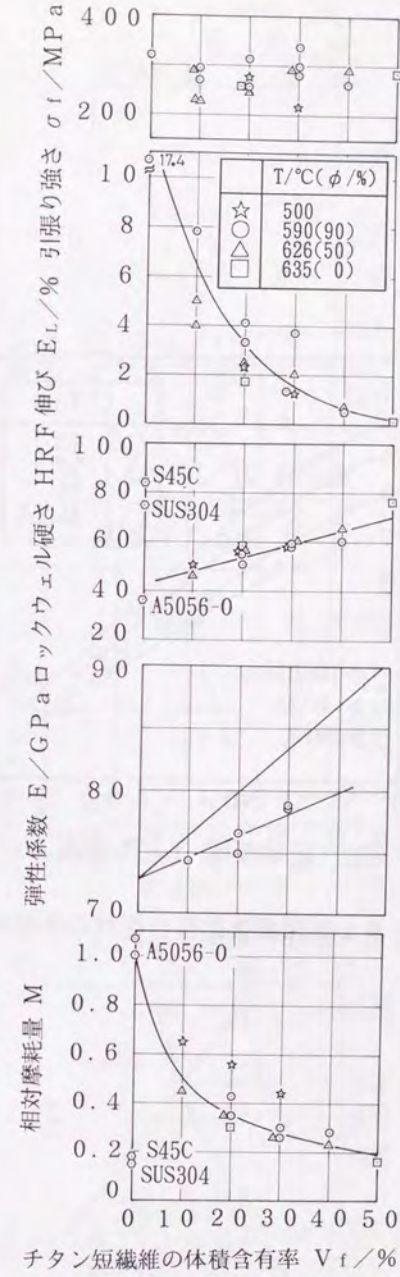


図5-61 チタン短繊維の含有率が内部組織におよぼす影響



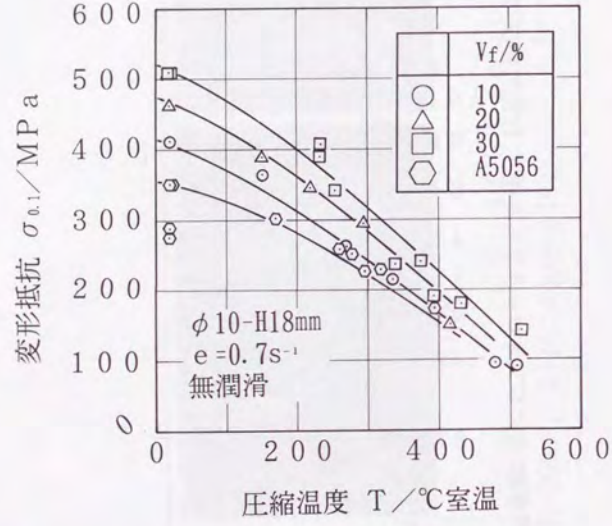


図5-64 チタン短繊維強化複合棒材の圧縮試験結果



図5-65 チタン短繊維強化複合棒材の機械的特性(2)

表5-7 チタン短繊維強化複合棒材の機械的特性のまとめ

マトリックス	$V_f/\%$	λ	$T/^\circ\text{C}(\phi/\%)$	σ_t/MPa	$E_t/\%$	HRF	M/mm^3
<A5056>	10	16	626(50)	240	4.5	76	19
	30	16	626(50)	250	0.5	99	7
	50	16	626(50)	280	0.3	100	8
<A5056+純7Mニ=ウΔ> 1 : 1	10	100	627(47)	290	3.7		
	30	16	627(24)	220	2.0	78	7
	10	100	624(27)	230	4.8	60	
<A2014> <A2014+純7Mニ=ウΔ> 1 : 1	30	16	600	210	0.3	105	6
	30	16	600	280	1.5	93	8
<A7075>	10	16	600(59)	290	2.7	92	20
	30	16	601(58)	290	1.0	105	9
<Zn+純7Mニ=ウΔ> 38 : 52	10	100	280	220	6.8		

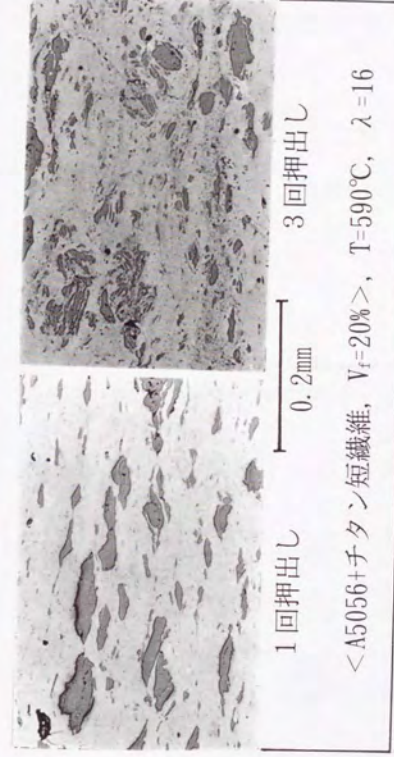


図5-6 再半溶融押出しによるチタン繊維の分散化の様子

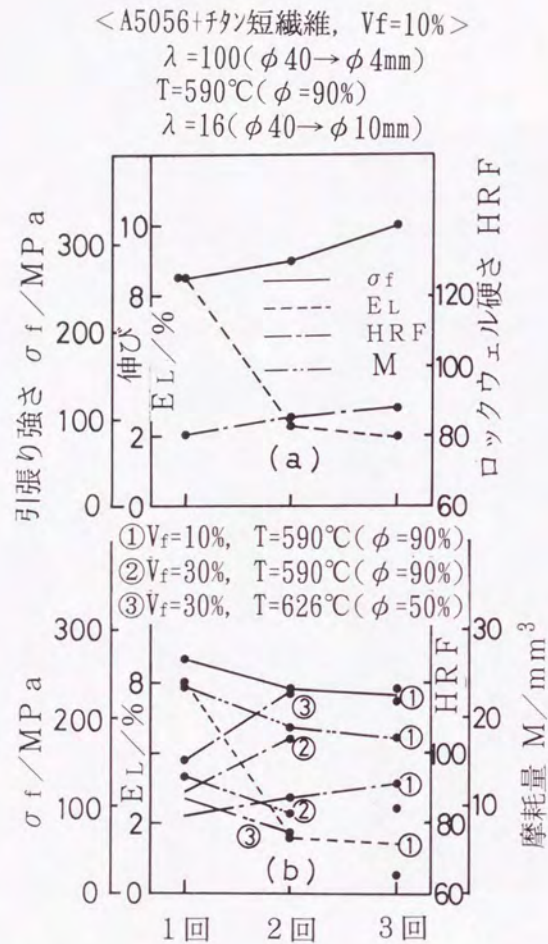


図5-67 再半溶融押出しによるチタン短繊維強化複合棒材の機械的特性(1)

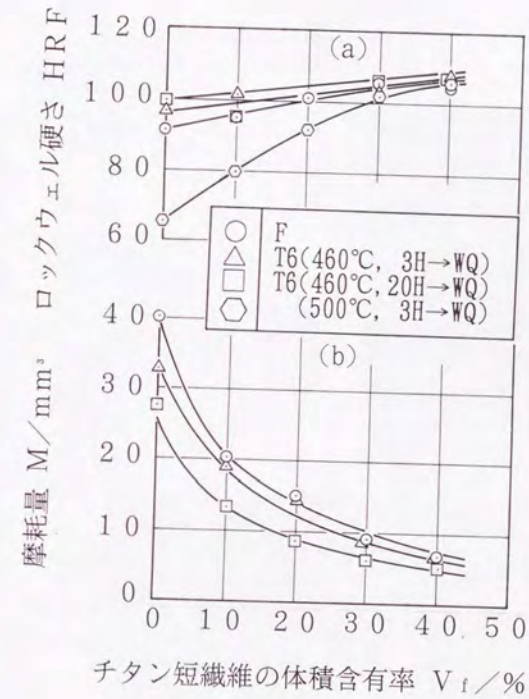
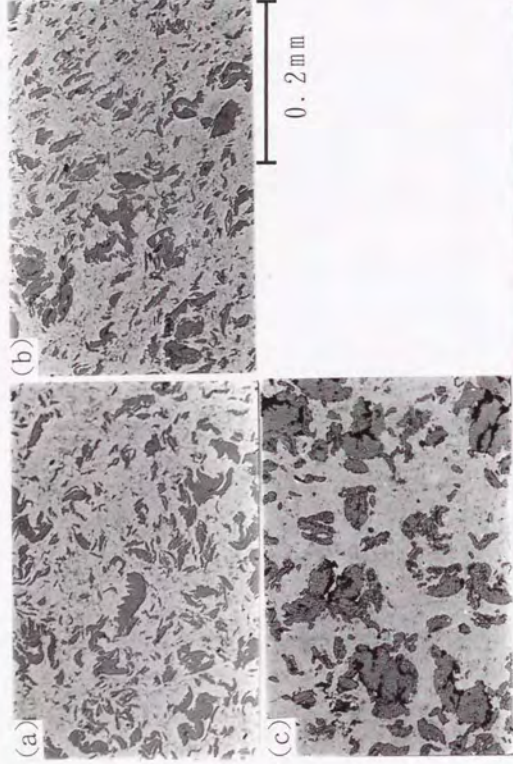


図5-68 熱処理がチタン短繊維強化複合棒材の機械的特性におよぼす影響



(a)	F	<A7075+チタン短繊維, $V_f=30\%$ > $T=600^\circ\text{C}$, $\lambda=16$
(b)	500°C, 3H→WQ	
(c)	600°C, 3H→WQ	<A5056+純7μmニウム+チタン短繊維, $V_f=10\%$ > $T=600^\circ\text{C}$, $\lambda=16$

図5-69 熱処理がチタン短繊維強化複合棒材の内部組織におよぼす影響

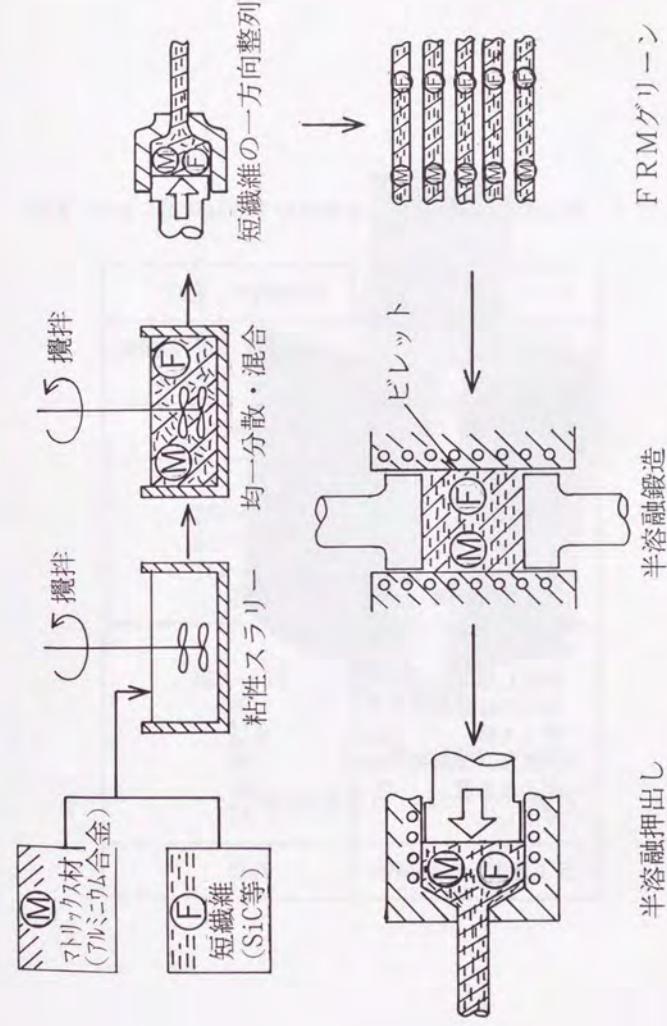


図5-70 半溶融押し出し法による炭化珪素短繊維強化複合棒材 (FRM) 製造の概略

表 5-8 炭化珪素短繊維強化複合棒材の半溶融押し条件一覧表

マトリックス材	A5056粉末 #200
強化繊維	炭化珪素(SiC)短繊維 (ϕ 0.015-2~3mm)
体積含有率 $V_f/\%$	0~30
半溶融鍛造 鍛造温度 $T_F/^\circ\text{C}$	568~638 0~100
鍛造圧力 p/MPa 加圧保持時間 /s	17~147 120
半溶融押し 押し温度 $T_E/^\circ\text{C}$ マトリックス材固相率 $\phi/\%$ ダイス径 /mm ベアリング長さ /mm ダイス角度 / $^\circ$ 押し比 λ	500~650 65 ϕ 10 41 120 16
ラム速度 mm/min.	約42

図 5-71 半溶融鍛造金型
(半溶融押しビレット作製用)

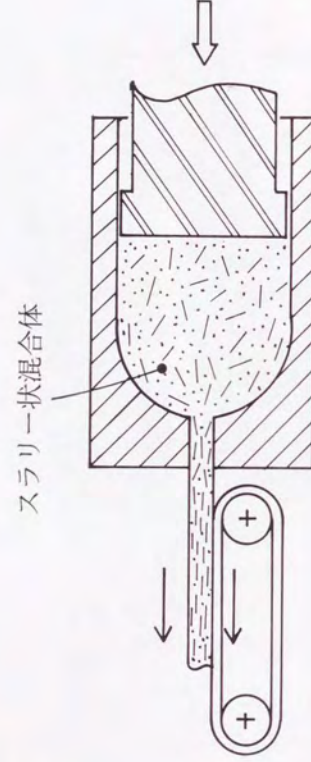
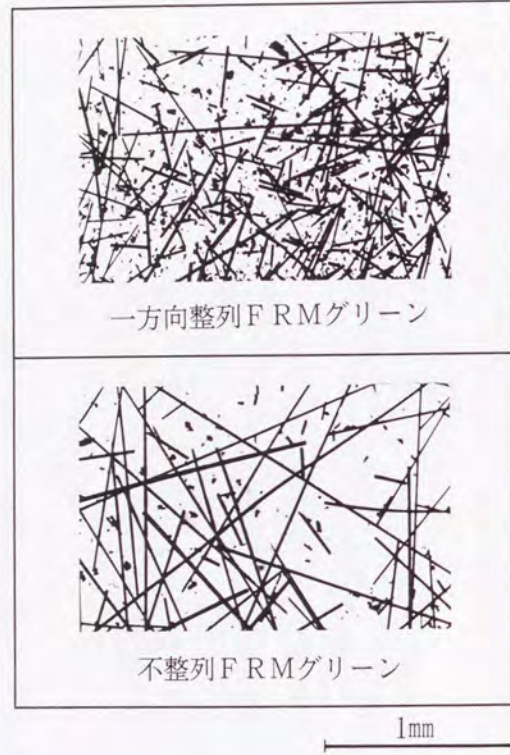


図5-72 強化繊維を一方向に整列させたFRMグリーンの製造法
(押し出し延伸法)の概略

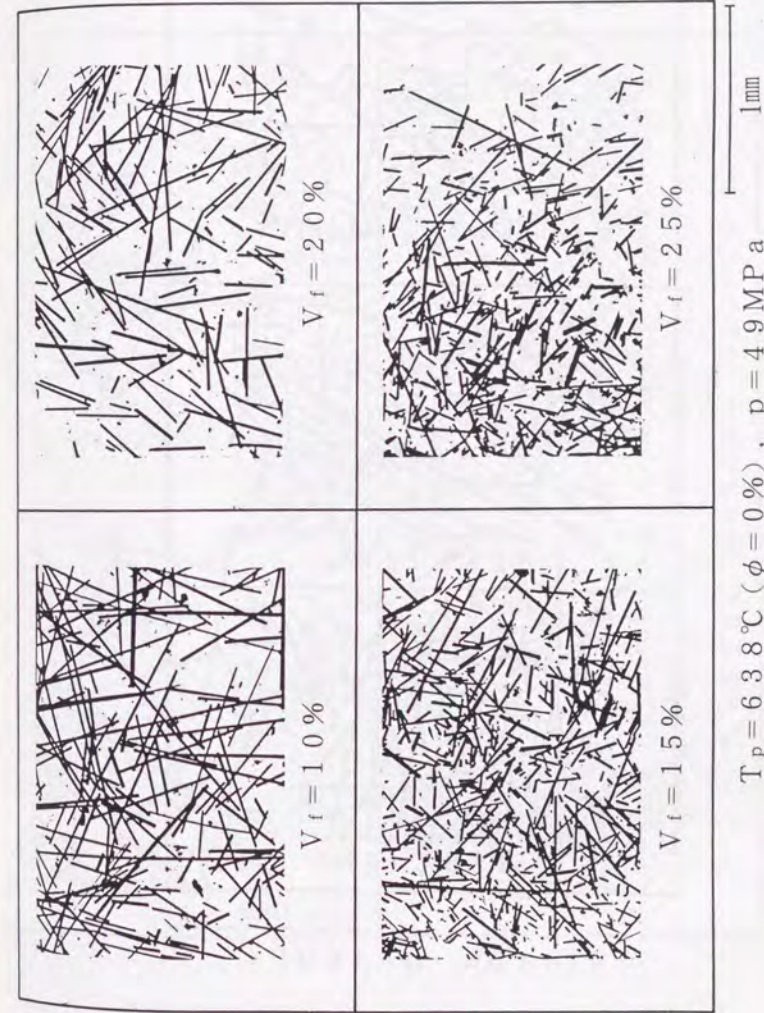


図5-73 押し出し延伸法により棒状に製造されたFRMグリーン



$T_p = 638^\circ\text{C}$ ($\phi = 0\%$), $p = 49\text{MPa}$, $V_f = 10\%$

図5-74 一方向整列・不整列FRMグリーンが半溶融鍛造後の強化繊維長さにおよぼす影響



$T_p = 638^\circ\text{C}$ ($\phi = 0\%$), $p = 49\text{MPa}$

図5-75 強化繊維の含有率が半溶融鍛造後の強化繊維長さにおよぼす影響

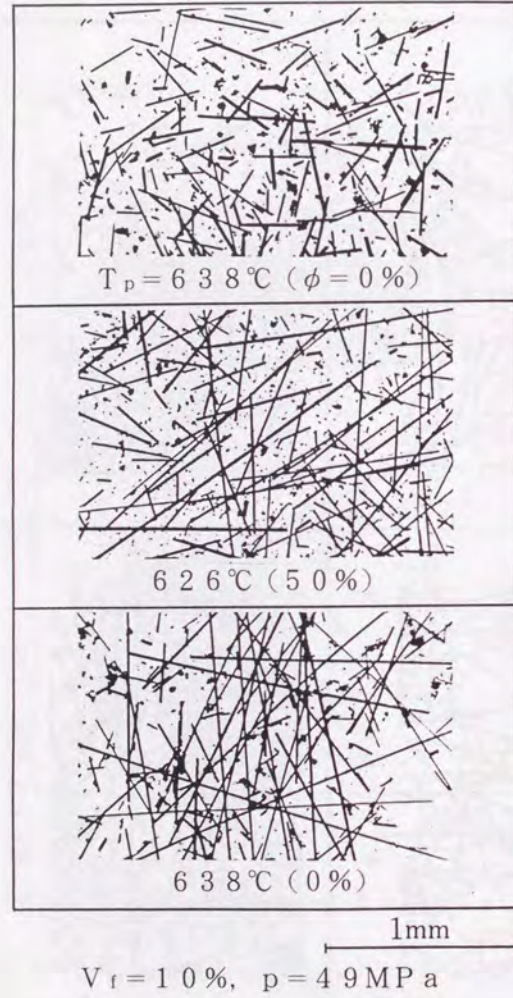


図5-76 鍛造温度（固相率）が半溶融鍛造後の強化繊維長さにおよぼす影響

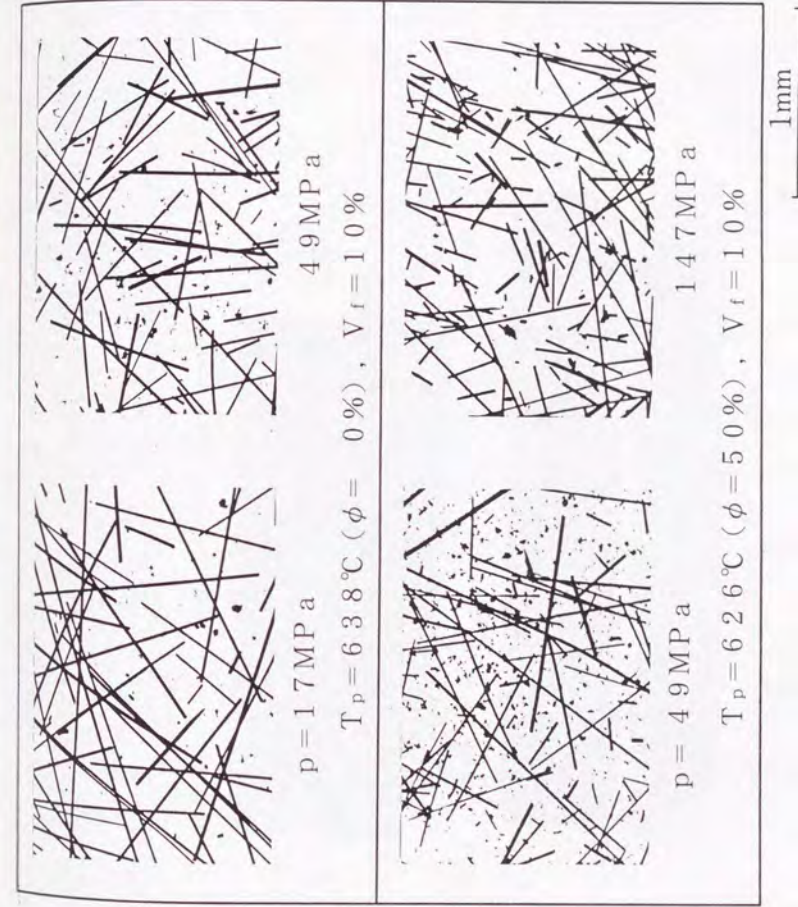
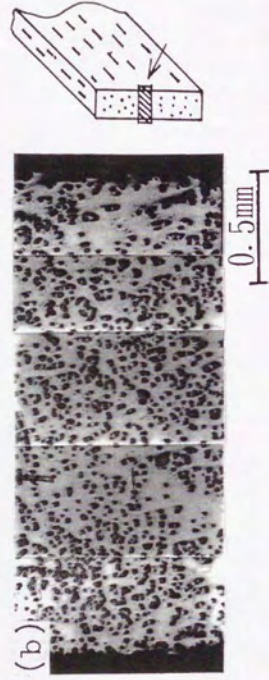


図5-77 鍛造圧力が半溶融鍛造後の強化繊維長さにおよぼす影響



$T_p = 613^\circ\text{C}$ ($\phi = 70\%$), $p = 4.9\text{ MPa}$, $V_f = 10\%$

図5-78 半溶融鍛造後のFRM板材の外観ならびに内部組織



図5-79 半溶融押出しにより得られたFRM棒材



図5-80 半溶融押出しにより得られたFRM棒材
内部の強化繊維の長さ

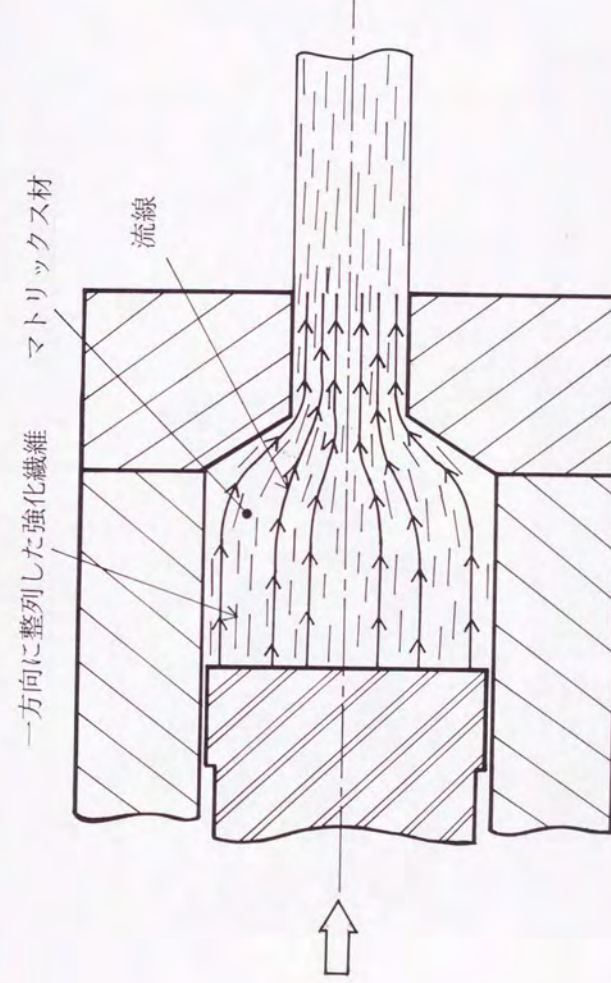
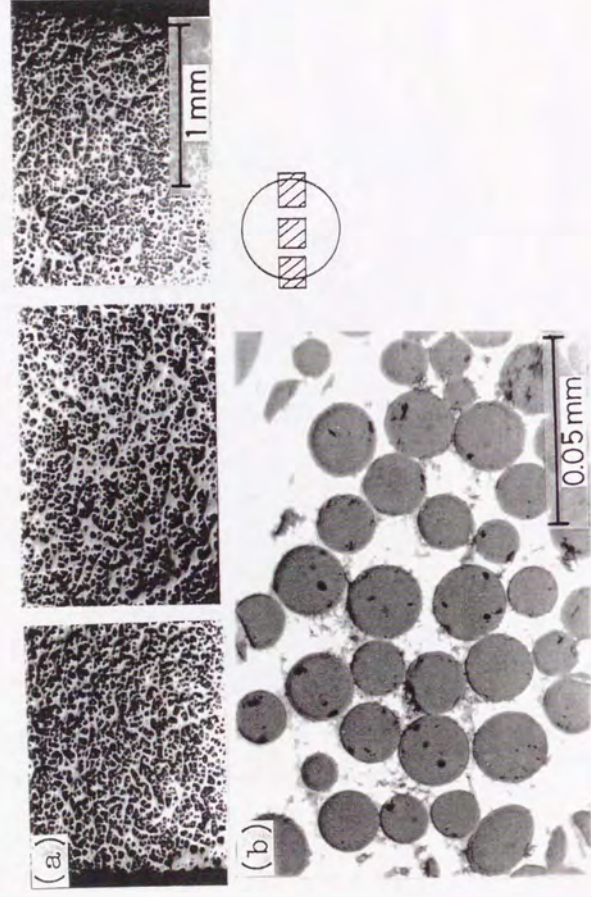


図5-81 半溶融押出し過程中の強化繊維の流動の様子



Magnification of (a)

図5-82 半溶融押出し後のFRM棒材横断面の様子

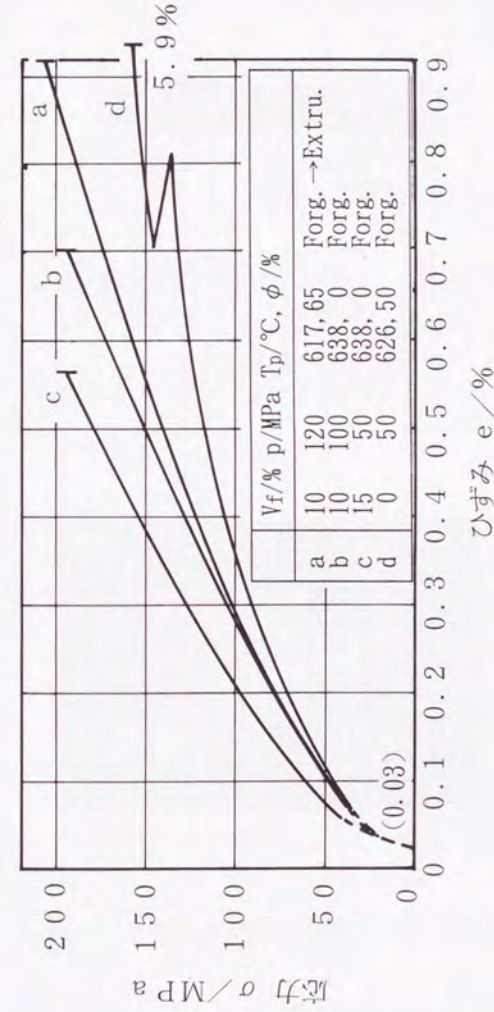


図5-84 FRM板材・FRM棒材の引張り試験における応力-ひずみ線図



図5-83 FRM板材・FRM棒材から
作製した引張り試験片の形状

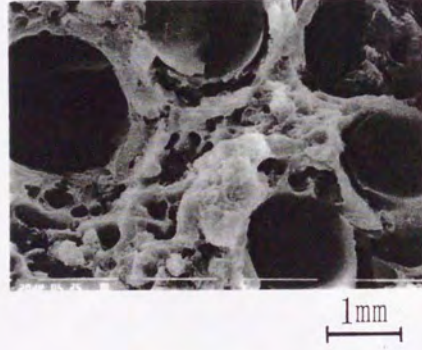


図5-85 引張り試験後の破断面の様子

表5-9 半溶融押出しと熱間押出しとの比較
(アルミニウム合金の場合)

		熱間押出し	半溶融押出し
加熱温度 (°C)	純アルミ 耐食合金(5000番) A2017, A2024 A7075	400~550 380~520 400~480 380~440	646~657 568~638 502~641 476~638
押出し比	純アルミ 耐食合金(5000番) A2017, A2024 A7075	~500 6~(30~80) 6~30 6~30	- 16~44↑ 16~ 16~400↑
押出し速度 (m/min.)	純アルミ 耐食合金(5000番) A2017, A2024 A7075	25~75 1.5~30 1.5~6 1.5~5.5	- 1~ 1~ 1~24↑
押出し圧力 (MPa)	純アルミ 耐食合金(5000番) A2017, A2024 A7075	294~588 392~980 735~980 735~980	100~300<押出し比16) 90~300<押出し比16) 270<押出し比16)
潤滑剤		黒鉛, MoS ₂ , BNなど	なし

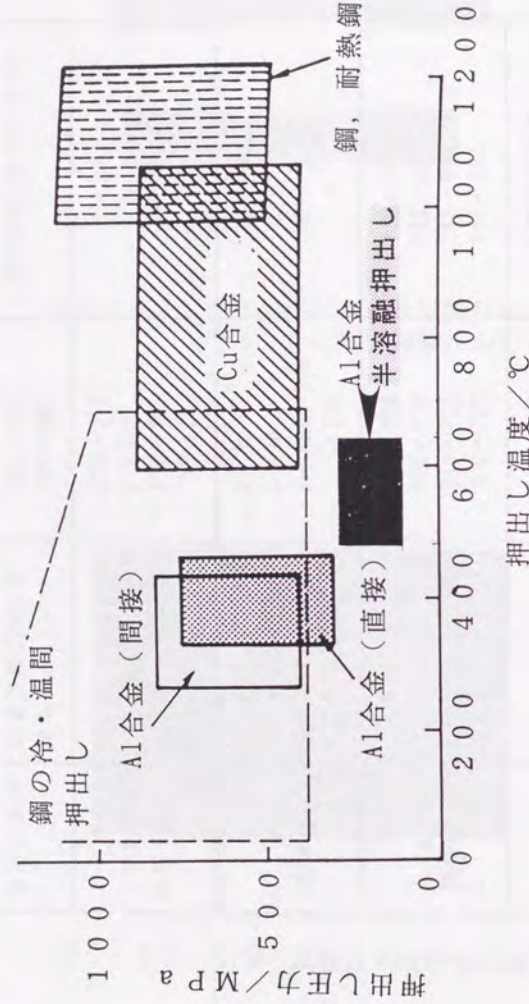


図5-86 各種材料の押出し圧力と押出し温度の関係²⁴⁾

第6章 半溶融鍛造の基本特性の検討

6.1 緒言

近年、半溶融・半凝固処理金属材料を加工の出発素材としたチクソフォーミング法^{14) 15) 18) 20) 21) 22) 26) -30) 32)}やSSF(Semi-Solid Forming)法^{16) 17) 23) 24) 25)}の研究・開発が盛んに行われている。これら加工法の主たる目的は、金属溶湯を製造の出発素材とする際に問題となる空隙やマクロミクロな偏析をできるかぎり抑制し、微細で均質な内部組織を有する製品の製造を目指している点にある。本章で述べる半溶融鍛造法も同種の加工法の一つであると考えるが、上述の各加工法が成形を主体としているのに対し、半溶融鍛造法は、固相成分の塑性変形をも意図した加工法である点にその特徴がある。

半溶融鍛造法は通常の冷間・熱間鍛造法と加工工程の上では大差がない。しかし、加工にともなうビレット内部の変形流動には大きな相違がある。すなわち、半溶融鍛造法では、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に相違が現れる。液相成分が少なく流動差が小さい場合には、通常の熱間鍛造に近い変形となる。ただし、液相成分の存在により、被加工材に対し小荷重大変形が達成され、また難加工材への適用も可能となる。一方、液相成分が多く流動差が大きい場合には、液相成分と固相成分の偏在が起これ、それにともない内部組織の不均一性が発生する。この不均一性を積極的に利用することで、機械的特性が内部から表層へ向かって分布する傾斜機能材料の製造が可能となる。その他、液相成分と固相成分の変形流動差を利用し、セラミックス粒子と金属との種々の形態の複合材料の製造も可能となる。

本章では、以下に示す製品の製造と加工に半溶融鍛造法を適用し、その基本的特性について検討を行う。

- (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

6. 2 鋳鉄の加工

6. 2. 1 はじめに

鋳鉄は、鉄素地の中に3%~4%の炭素と1%~2%のシリコンを含有するが、化学組成や溶解凝固条件によって黒鉛形状が変化しそのことが鋳鉄の特性を大きく変える。鋳鉄の铸造性・耐摩耗性・減衰性・耐食性・切削性・塑性加工性などの特性は、黒鉛形状によってもたらされるといえる。

さて、鋳鉄の加工の問題に半溶融鍛造法を適用した場合、以下に示すことが期待される。すなわち、半溶融鍛造では材料内部に固液両成分を含有するために、材料の変形中においてかきに亀裂が発生しても、その亀裂に液相成分が浸入し亀裂を埋め、欠陥がなく成形されること。次に、液相成分が多すぎる場合には、加工の進行と共に材料内の固液両成分に流動差が生じ、固液両成分の偏在が起こる。この偏在は加工速度にも影響されるが、凝固後の黒鉛形状や分布に大きな影響をおよぼし、製品特性を決定する。したがって、固液両成分の偏在を適当に制御（設計）してやることで、黒鉛の形状・大きさ・分布が傾斜した新材料製造の可能性がでてくること、などである。

本節では、片状黒鉛鋳鉄・共晶黒鉛鋳鉄・球状黒鉛鋳鉄など各種鋳鉄を用い、半溶融鍛造を試み、その際の加工条件と製品性状（外面形状・内部組織・硬さ分布）について検討した結果を示す。

6. 2. 2 実験方法および実験条件

被加工材（ビレット）は、片状黒鉛鋳鉄（FC-10・FC-20・FC-30）、共晶黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄（FCD-45）などの市販の代表的な鋳鉄である。これを所定の寸法に切断し供試材とした。鋳鉄の材質、冷却曲線から求めた固相線（共晶）温度ならびにビレットの寸法を表6-1にまとめて示す。

実験条件としては、主として鍛造温度に注目し、熱間域から半溶融域までの種々の温度で実験を行った。実験は、角柱ビレットならびに円柱ビレットを円板状にすえ込む密閉型鍛造を対象とした。ビレットの寸法は表6-1に示す通りであるが、円柱ビレットについては圧下率の影響について検討するため、アスペクト比の異なる3種類を採用した。金型内径（製品の円板外径）は $\phi 40\text{mm}$ 、金型温度は室温と300℃に予熱した場合との2水準について検討した。

実験方法の概要を図6-1に示す。ビレットを所要の半溶融状態（温度）に加熱し、これを金型内へ挿入し、密閉型鍛造を行い製品を得る。ビレットの加熱は高周波誘導加熱炉を用い大気中で行った。ビレット中心（重心）位置で温度を測定し、それを鍛造温度とした。ただし、ビレット各部の温度の測定例（図6-2参照）から分かるように、ビレット温度は一様でなく、鍛造温度1150℃での測定

例の場合、ビレット中心部の温度偏差は $\pm 10^\circ\text{C}$ 以内であるのに対し、表層部の最も冷え易い部分の温度は中心部より約350℃低くなっていた。すなわち、この場合、ビレットは均一な半溶融状態ではなく、表層部は熱間状態、中心部は半溶融状態となっている。加熱炉からビレットを取り出し、鍛造開始までの時間は30秒以内であるが、その間のビレット中心部での温度降下は10℃未満であった。その他、縦形油圧プレスを用い、鍛造圧力を760MPa一定とし、成形後約30秒間加圧保持する条件で鍛造を行った。

6. 2. 3 実験結果および考察

(1) 製品の外面性状

図6-3は、FC-10・FC-30・FCD-45について、製品の外面性状におよぼす鍛造温度の影響を示す。本実験の場合、熱間鍛造ではいずれの鋳鉄素材にも未充填部が残り、外表面に割れが発生した。これに対し半溶融鍛造では、液相成分の存在によりビレットの変形・流動が促進され、また一部液相成分が外周部（自由表面部）に流出することなどを通して被加工材が金型に充填した製品となった。ただし、型に充填した一部の製品に関して、液相成分が凝固した部分の数カ所に微少割れが発生したが、これは、工具とビレットとの接触時におけるビレット温度の不均一に起因するものであり、工具とビレットとの温度管理を適切に行うことで防止できると思われる。

図6-4は、FC-20・FC-30・共晶黒鉛鋳鉄の半溶融鍛造後の製品形状を示す。FC-30・FCD-45の場合と同様に、半溶融鍛造によって金型に充填した良好な製品が得られることがわかった。

図6-5は、製品の外面性状におよぼすビレット寸法の影響の一例を示す。ビレット径が小さいほど未充填や割れなどの欠陥が起こっているが、これはビレット径が小さいほど変形量が大きく、また、外周部に流出する液相成分を多く必要とするためであると考えられる。

図6-6は、半溶融鍛造におけるビレットの変形過程を示す。金型内のビレットの上下面は、上下のパンチに接触すると同時に温度が下がり、近傍の液相成分は凝固するが、ビレット内部には依然液相成分が存在する。パンチによる圧下が進行すると、内部にある液相成分の一部は外周部に向かって流動し、変形途中の表層に発生する割れや凹凸、さらに未充填部を埋めて加圧凝固し、所定の形状を有する製品となる。図6-5に示す1140℃の場合のように液相成分の量が不足すると、割れや未充填部がそのまま残留することとなる。

図6-7は、すえ込み加工の各段階における被加工材の外面性状などの観察をもとに、ビレットの変形挙動について考察した結果を示す。即ち、(a)加工前、表層部は固相状態にあり、ビレット内部は固相成分と液相成分が混合した半溶融状

態にある、(b)加工の進行に伴いバルジ変形が起こり、同時に液相成分が内部から流出し、型内の空隙部に充満する、(c)充満後、被加工材はポンチおよび型から圧力を受けつつ急速に冷却凝固する。以上の結果、製品内部は、図に示すように、(a)液相成分が流動・集積し凝固した部位、(b)固相成分がデットメタルかまたはそれに近い領域を構成した部位、(c)固相成分が変形した部位に区別される。

表6-2は、鑄鉄鍛造製品の外面性状におよぼす各種条件因子の影響をまとめて示す。熱間鍛造では、いずれの条件においても外表面に割れや未充填部などの重大な欠陥が存在するのに対し、半溶融鍛造では、表面性状の良好な製品が得られることがわかる。

(2) 製品の内部組織

図6-8には、被加工材として用いた市販の各鑄鉄素材の内部組織を示す。図(a)、(b)、(c)はそれぞれ、FC-20、FC-30ならびに共晶黒鉛鑄鉄の場合である。これらの内部組織はいずれも、樹枝状の初晶オーステナイトの間を、片状黒鉛と共晶オーステナイトが埋めた組織となっている。図(d)はFCD-45の内部組織を示す。直径10~30 μ mの球状化した黒鉛がフェライトの基地にほぼ均一に分散している。

図6-9(a)(b)(c)(d)は、鑄鉄素材の薄片を用い、それを半溶融状態にした後急冷凝固させた際の組織観察結果を示す。図6-9(a)(b)(c)に示すFC-20・FC-30ならびに共晶黒鉛鑄鉄の凍結組織を見ると、図6-8で見られる樹枝状晶は枝部から分離し、球形状となって分布していることがわかる。図6-9(d)のFCD-45の凍結組織から、素材時において小さきまざりな大きさの球状黒鉛が、半溶融状態からの急冷凝固後では比較的均一な大きさの球状黒鉛となっていること、ならびに液相成分の一部が結晶粒界に分布していることなどが観察できる。

図6-10は、マクロ組織におよぼすピレット寸法の影響を示す。ピレット径の小さい方に、割れの発生が見られる。

図6-11は、マクロ組織におよぼす金型温度(予熱)の影響を示す。金型温度が低い(予熱なし)場合には、液相成分と固相成分との境界に割れが発生していることがわかる。これは、金型を予熱していないため液相成分の冷却速度が固相成分のそれより大きくなり、その結果、両者間に凝固収縮差が生じたためであると考えられる。

図6-12は、FC-30の、(1)熱間鍛造後、(2)半溶融鍛造後、(3)半溶融鍛造→高温焼きなまし後の製品の内部組織を示す。(a)は製品縦断面の中心部、(b)は外周部を示す。これらの図から以下のことがわかる。①熱間鍛造品の中心部では、樹枝状の初晶オーステナイト部が扁平化し塑性変形している。②同じく周辺部では、樹枝状組織が素材のままの形で残留し、大きな変形はしていない。③半溶融鍛造品の中心部は初晶オーステナイト部が針状の組織となって密集しており、全体としてはまだら

鑄鉄(セメント、 α -フェライト、黒鉛の混合組織)組織である。④同じく周辺部は液相成分が急冷凝固してできた白鑄鉄(セメントと α -フェライトの混合組織)組織である。⑤半溶融鍛造後焼きなましした製品の中心部は、黒鉛が片状あるいは塊状に析出し、ねずみ鑄鉄(α -フェライトと黒鉛の混合組織)あるいはフェライト鑄鉄(フェライトと黒鉛の混合組織)に変化している。⑥周辺部では、数 μ mの球状黒鉛が析出した球状黒鉛鑄鉄となっている。

図6-13は、FC-20・共晶黒鉛鑄鉄の半溶融鍛造→高温焼きなまし後の製品の内部組織を示す。FC-30と同様に、中心部と周辺部とでは内部組織が大きく異なり、中心部はねずみ鑄鉄あるいはフェライト鑄鉄であり、周辺部は球状黒鉛鑄鉄となっている。

図6-14はFCD-45の製品の内部組織を示す。熱間鍛造あるいは固相線(共晶)温度近傍の半溶融鍛造では、中心部と周辺部とで、黒鉛の大きさ・形状・分散に表6-3に示すような変化が認められる。固相線(共晶)温度より50~60℃高い半溶融鍛造では、FC-30と同様に、中心部はまだら鑄鉄、周辺部は白鑄鉄となっている。この半溶融鍛造製品を高温焼きなましすることによって、中心部は、素材時に存在していた数十 μ mの球状黒鉛と新しく析出した数 μ mの球状黒鉛が混在した組織、周辺部は数 μ mの球状黒鉛が析出し均一に分布した組織となっている。

図6-15・図6-16は、FC-10・FCD-45の、(1)熱間鍛造(金型予熱なし)後、(2)半溶融鍛造(金型予熱なしとあり)後、(3)半溶融鍛造(金型予熱あり)→高温焼きなまし後の製品の中心部と周辺部の内部組織を示す。(1)から、熱間鍛造品の中心部は塑性変形のため扁平化し、周辺部は大きな変形はせずほぼ素材のままの組織となっている。(2)から、金型予熱なしの半溶融鍛造製品の中心部はほぼ素材に近い組織である。黒鉛の一部が微細化していることから判断し、中心部での液相成分は徐冷凝固に近かったと思われる。それに対し周辺部は、白鉄(チル)化し、セメントが多量に存在した組織となっており、液相成分が急冷凝固したためであると考えられる。金型を予熱した場合の半溶融鍛造製品の中心部の組織は、予熱なし製品とほぼ同じであるが、周辺部の組織は金型予熱なしの製品よりセメントがかなり少なくなっている。(3)から、半溶融鍛造(金型予熱あり)→高温焼きなまし製品の中心部は、素材時から存在していた大きな黒鉛とセメントが固溶し再析出した微細黒鉛とが混在した組織となっている。それに対し周辺部は、熱処理前に存在していたセメントが消失し、その部分から微細黒鉛が多量に析出した組織となっている。

(3) 製品の硬さ特性

図6-17は、各種鑄鉄より得た製品の中心部と周辺部の硬さ(ロックウェルBスケール)を示す。a, b, c, dは、市販材の硬さを参考のために記す。a-1からa-

4ならびにd-1からd-4は、FC-30・FCD-45の熱間鍛造後または半溶融鍛造後の硬さならびに高温焼きなまし後の硬さを示す。b-1, c-1はそれぞれFC-20・共晶黒鉛鋳鉄の高温焼きなまし後の硬さを示す。図から、熱間鍛造製品では、中心部と周辺部の硬さの相違はほとんどないが、半溶融鍛造したどの鋳鉄製品も、周辺部の硬さは中心部に比べ数%高くなっており、金型予熱なしの場合にその傾向が強い。また、熱間鍛造後または半溶融鍛造後の各鋳鉄製品の硬さは、高温焼きなまし後に比べ30~40%高いことがわかる。

(4) 成分分析結果

図6-18は、半溶融鍛造製品のX線マイクロアナライザーによる成分分析の一例を示す。FC-30とFCD-45について、半溶融鍛造前の市販材と半溶融鍛造製品とを比較して示す。中心部と周辺部、それに両者の境界部で分析を行った。中心部は元の固相成分の組織であり、周辺部は元の液相成分が流出凝固した組織となっている。中心部と周辺部にはマクロ偏析は見られないが、それらの境界部にはマクロ偏析が見られる。境界部のマクロ偏析は、適正な熱処理によって改善できるものと考えられる。

(5) 応用例

図6-19は、半溶融鍛造法の鋳鉄への応用として、円筒容器ならびに歯車の製造を試みた例を示す。ただしこの場合、加工前のビレットの寸法は $\phi 40-15\text{mm}$ である。歯車のような複雑な形状の製品を一回の鍛造工程で製造することが可能である。

図6-20は、半溶融鍛造により製造された歯車の内部組織を示す。ダイおよびパンチの形状を図中に示す。ダイは円筒形(割型)であり、パンチは段付きとし、その段付き部で歯先が形成されるように設計してある。歯車の底部では固相成分が偏平変形し、黒鉛も片状となっている組織である。側壁部ではビレット時の組織と比較し、固相部、黒鉛形状とも大きな変化が見られない。歯先部は液相成分が流入することによって形成された組織である。したがって、高温焼きなまし後、数 μm の球状化黒鉛が析出した組織となっていることがわかる。

図6-21は、リング状のFC-10と円盤状のFCD-45を半溶融鍛造により接合された例を示す。概ね良好な接合がなされていることがわかる。このように、異種の鋳鉄どうしを接合させるような場合においても半溶融鍛造が有効であることがわかる。

6.2.4 まとめ

本節では、片状黒鉛鋳鉄・共晶黒鉛鋳鉄・球状黒鉛鋳鉄を素材とする半溶融鍛

造を試み、概略以下の結果を得た(表6-4参照)。

- (a)半溶融鍛造(1160℃, 約780MPa)により、外表面および内部とも亀裂がなく、型に完全に充満した鋳鉄加工品を得ることができた。
- (b)半溶融鍛造では、被加工材内部で液相成分と固相成分との流動差が生じ、その偏在がおこる場合がある。偏在したままの状態で凝固した場合、片状黒鉛鋳鉄を用いた例では、元の液相成分の所には球状黒鉛が析出し、元の固相成分の所には片状黒鉛が残存した、いわゆる黒鉛の形状・大きさ・分布に不均一化(傾斜化)が見られた。
- (c)液相成分と固相成分の流動差を考えて金型設計を行くことで、例えば歯車の歯先部は潤滑性の高い片状黒鉛を有し、軸部は可鍛性の球状黒鉛を有する製品の製造などが可能となることを示した。

6. 3 粒子強化複合材料の製造と加工^{1) 4) 6) 8) 9) 14)}

6. 3. 1 はじめに

近年、ファインセラミックスの登場とともに金属とセラミックスとの複合材料の研究が一段と活発化してきている。その中には、金属溶湯をセラミックス繊維や粒子間へ含浸させる方法や、Flemingsらによる半凝固状金属中にセラミック粒子を混入する方法など、金属溶湯を外部から制御しあるいは加圧力を与え複合化するという溶融状態下または半凝固状態下での研究が多く、金属の半溶融状態を利用した複合化の研究は少ない。

本節では、半溶融鍛造法を中心に据えた製造加工技術により、金属基粒子強化複合材料の製造ならびにその加工を試み、強化粒子の粒度ならびに含有率・鍛造圧力・温度・型温度などの加工条件因子が製品特性におよぼす影響について検討する。また、応用として、かさ歯車などの複雑形状を有する粒子強化複合部品の製造、強化粒子を高濃度に含有する複合部品の製造を試みたのでその結果についても示す。

6. 3. 2 製造・加工法の概要

金属基粒子強化複合材料（以下、PRMと表す）の半溶融製造・加工法の概要を以下に示す。すなわち、

- (a)半溶融状態（固相率40%から70%程度）に保持された金属マトリックスに対し機械的な攪拌を行いつつ強化粒子を混合する。この半溶融攪拌混合方法は、添加する強化粒子の浮上や沈降および凝集作用を抑制し、均一なPRMの製造が可能となる。
- (b)金属材料を半溶融状態から攪拌しつつ冷却することで、金属材料の粉末が製造できることがわかった。したがって、この方法（半溶融攪拌冷却法）により一旦金属粉末を製造し、その後粉末冶金的な方法にPRMの製造を行うことも可能となる。
- (c)半溶融攪拌混合法・半溶融攪拌冷却法によって製造されたPRM素材を、金属マトリックスが半溶融状態にある温度域で加工する。これによって冷間・熱間状態では事実上加工できないPRM素材の加工が可能となる。

6. 3. 3 実験方法および実験条件

半溶融攪拌冷却法により作製したA5056粉末(#55, #32)と市販のアルミナ粒子(▼A)を混合し、それを円柱または円板状に予成形する。これを半溶融鍛造の供試材とする。金型加熱の有無により、実験方法が(a)(b)通りある。すなわち、(a)は、PRM素材・コンテナ・金型を所定の温度まで同時に加熱しその後鍛造する方

法であり、(b)は、コンテナとPRM素材とを所定の温度まで加熱し、一方、金型は別に定めた温度に予熱しそれらを組み合わせて鍛造する方法である。実験条件と実験装置の概観およびPRM素材や金型の予熱方法の概略をそれぞれ表6-5・図6-22・図6-23に示す。得られた製品に対し内部組織観察、ロックウエル硬さ試験、摩耗試験、冷間圧縮試験を行い機能的特性の検討を行った。

6. 3. 4 実験結果および考察

(1) 鍛造圧力と内部組織の関係

図6-24(a)(b)は、強化粒子粒度が#320、金属マトリックス粉末粒度が#55の各粉末を用い半溶融鍛造製品した際の内部組織を示す。図から、強化粒子がほぼ均一に分散していること、強化粒子間の狭い隙間まで金属マトリックス材が浸入し完全に粒子を包み込んでいること、がわかる。図(c)は、強化粒子の粒度が#100の場合のSEM観察結果である。同様にマトリックス材が強化粒子の凹凸部にまで入り込んでいる様子がわかる。

図6-25は、半溶融鍛造時の加圧力 p を変化させた場合の内部組織を比較して示す。図中黒く見える部分は、マトリックス材(A5056)の液相成分中に強化粒子が含有されている所であり、白く見える部分は、金属マトリックス材の元の固相部である。図から明らかなように、加圧力の増加とともにマトリックス液相成分中への強化粒子の浸入が促進されていることがわかる。

図6-26は、上記製品の内部をSEMで観察した結果を示す。黒く平坦な所が金属マトリックス材の固相部であり、その周囲の細かい粒状の所が強化粒子とマトリックス材の液相とが複合化している部分である。図から、マトリックス材の結晶粒界から溶融がはじまり、その部分の液相成分が強化粒子を包み込んだ状態で凝固していることがわかる。また、加圧力の増加とともに強化粒子の境界ならびにマトリックス材の固相部と強化粒子の分散域との境界が不明瞭となってくることもわかる。これは加圧力の増加にともない、マトリックス材の液相成分が強化粒子間の隅々まで浸入し強化粒子を完全に包み込んだためである。

(2) 強化粒子含有率、鍛造温度と製品の外面性状、内部組織の関係

図6-27(a)(b)は、強化粒子の体積含有率 V_f ならびに鍛造温度 T を変化させた際の製品の外面性状とその内部組織の一例を示す。この場合、PRM素材と金型は同一温度に加熱してある。図(a)から、強化粒子の含有率 V_f が30%までの外面性状では欠損などのない良好な製品となっているのに対し、 V_f が40%と50%の場合には、製品の肩部に未充填部のある不良品となっていることがわかる。これは、内部組織観察において強化粒子どうしが凝集していたことから判断し、マトリックス材の液相成分に比して強化粒子量が過多となるためである。図(b)は、マト

リックス材の固相率が50%(626℃)とした場合の外表面性状ならびにその内部組織観察の結果である。この条件では、強化粒子の含有率が40%であっても外表面性状の良い製品が得られた。また、製品として残存しているマトリックス材固相部が図(a)より小さくなっており、その分マトリックス材が溶融し、強化粒子間へ浸入していったことが理解される。

(3) 金型予熱温度と外表面性状・内部組織の関係

図6-28は、金型を所定の温度に予熱し、半溶融鍛造を行った際の製品の表面性状ならびに内部組織を示す。図から、予熱温度が200℃から400℃の範囲では表面性状ならびに内部組織ともほぼ良好な製品が得られていることがわかる。予熱温度が200℃以下になると、健全な製品を得ることは難しく、型内への素材の未充填あるいはマトリックス材と強化粒子との未結合などの欠陥が発生する。これは、鍛造時に素材が金型に触れ急冷却されるため、素材の流動性が低下し、またマトリックス材の液相成分が不足し強化粒子間へ十分浸入しなかったためであると考えられる。この結果から、半溶融鍛造法では、金型予熱温度が製品性状に与える影響が大きいことがわかる。

図6-29(1)は、鍛造圧力と金型の予熱温度を変化させ半溶融鍛造を行い、目視による判定により、健全な製品を得るための加工条件の限界線を推定した結果である。図中、製品内部の圧着が不十分でかつ欠損のあるものは●▲■印、内部圧着は問題ないが、型に未充填の部分が多少あるものは○●■印、健全な製品が得られたものは○△□印で表してある。図中に、強化粒子の含有率が10%・20%・30%の各場合の加工条件の限界線を示す。加工限界線は、強化粒子の含有率が0%からいずれも右上がりになっており、これは、強化粒子の含有率が高くなるにしたがい、必要な鍛造圧力・鍛造温度がともに増加することを意味している。製品性状に対する金型の予熱温度の影響は前述と同様であるが、金型の予熱温度が低くても、鍛造圧力を高くすることにより、良好な製品が得られる場合がある。たとえば、強化粒子の含有率が30%の例において、金型の予熱温度が400℃の高温であっても、鍛造圧力が171MPa(17.4kgf/mm²)程度では良好な製品は得られないが、鍛造圧力を387MPa(39.5kgf/mm²)と高くすることで良好な製品が得られることがわかる。実際の生産においては、金型工具の強度・寿命などを考慮し、金型の予熱温度と加圧力の最適な条件下で半溶融鍛造を行うことが必要である。

図6-29(2)は、強化粒子を高濃度を含むPRM素材(＜A5056粉末(#55)+アルミナ粒子(#1500, #320), $V_p=50\%$)において、マトリックス材の固相率が50%(626℃)の条件下で半溶融鍛造を行い、鍛造圧力、金型予熱温度、強化粒子粒度と良品を得る限界について調査した結果である。これから、強化粒子粒度が#1500の場合の限界線が#320の場合のものより右上がりであることがわかる。すなわち、強化

粒子が細粒化しその表面積の総和が増加する場合での良品を得る条件は、より多くの液相成分とより高い浸透圧が必要となる。

(4) 製品の機械的特性

半溶融鍛造法によって製造された円柱状製品(φ18mm×18mm)の冷間圧縮試験結果を図6-30に示す。ひずみ速度が0.3s⁻¹で圧縮した際の変形抵抗値(対数ひずみが0.05のときの真応力 $\sigma_{0.05}$)を整理し示してある。強化粒子の含有率の増加に伴って製品の変形抵抗値は著しく高くなる。それに対し、鍛造圧力が圧縮変形抵抗におよぼす影響は、鍛造圧力の増加に対し変形抵抗値は多少高くなる程度である。

図6-31(a)は、図6-30で示したものと同一材料について、ロックウェルBスケール硬さ(HRB)試験を行った結果を示す。上述の圧縮試験結果と同様に、強化粒子の含有率の増加に伴って製品の硬さは急激に大きくなるが、一方、鍛造圧力の増加に対して硬さは多少高くなっているにすぎないことがわかる。図6-31(b)は、同様に、強化粒子粒度が硬さにおよぼす影響について調べた結果である。強化粒子粒度が大きくなるに従って硬さが多少低下してくることがわかる。

図6-32(a)は、図中に示す摩耗試験装置を用いて行った摩耗量の測定結果を示す。試験条件を図中に示す。図には、強化粒子含有率 V_p に対する摩耗量の変化を、半溶融時の加圧力 p を変化させて示す。強化粒子の含有率の増加に従い摩耗量は急激に減少する。また鍛造圧力 p の影響についても、 p が増加するほど摩耗量が減少してくる。図(b)は、半溶融鍛造と半溶融押出しで製造した粒子強化複合材料の摩耗量を比較して示す。半溶融鍛造は、いずれの強化粒子含有率においても、マトリックス材の固相率は70%(615℃)とし、鍛造圧力は152MPa(17.5kgf/mm²)の条件で行った。図から明らかなように、半溶融押出し製品の摩耗量の方が半溶融鍛造製品より少ない値となっている。これは半溶融押出しでは、強化粒子の含有率の増加にともない加圧力が増大するため、強化粒子とマトリックス材との結合力がより一層強固となった結果であると推測される。図(c)は、強化粒子粒度を変化させた場合の同様な結果であるが、強化粒子粒度が摩耗量におよぼす影響は小さいことがわかる。

(5) 実部品への応用例

本製造加工法(半溶融攪拌混合法・半溶融攪拌冷却法・半溶融鍛造法)により得られた粒子強化複合材料の部品の一例を図6-33に示す。写真にあるような複雑な形状部品が、1回の工程により比較的簡単に製造できる。

図6-34(a)(b)(c)は、時計部品製造の金型を用いて、半溶融鍛造により得られた製品の内部組織を示す。図から、マトリックス材の固相成分が鍛造圧力によ

って塑性変形し、それが網目状となって部品の骨格を形成し、その内部を#1500の強化粒子とマトリックス材の液相成分との複合材料が埋めている特異な内部組織となっていることがわかる。

図6-35は、半溶融鍛造により製造されたアルミニウム基粒子強化複合材料のかさ歯車の外観および歯先・歯底部の内部組織を示す。歯車のような複雑形状を有する部品に対しても、本法により良好な製品が製造できた。一般に、アルミニウム合金製の歯車は、鋳鉄製や黄銅製の歯車に比べ、摩耗特性が悪いために、負荷が大きい所や安全を重視する所には使用されない。しかし、アルミニウム基粒子強化複合材料の歯車は、上述に示したように摩耗特性の著しく改善が期待できることから、従来の鋳鉄や黄銅製歯車にとってかわることが予想され、そ実現が期待される。

6. 3. 5. まとめ

本節では、半溶融鍛造法により、金属基粒子強化複合材料の製造ならびに加工を行い、その際問題となる強化粒子の粒度および含有率・鍛造圧力・加工温度・金型温度などの条件が製品特性（内部組織・硬さ・摩耗特性）に与える影響について明らかにし、概略以下の結果を得た。

- (a) A5056マトリックス材、アルミナ強化粒子、強化粒子粒度#320、含有率50%、金属マトリックス固相率50%、鍛造圧力294MPaの半溶融鍛造条件で型鍛造を行い、マトリックス材が強化粒子を完全に包み込んだ良好な製品を得ることができた。
- (b) A5056マトリックス材、アルミナ強化粒子、強化粒子粒度#1500、金属マトリックス固相率70%(615℃)、鍛造圧力171MPaの半溶融鍛造において、強化粒子含有率が30%まで良品を得ることができた。また、他の条件は同じで、金属マトリックス固相率50%(626℃)とした場合、強化粒子含有率が40%まで良品を得ることができた。
- (c) A5056マトリックス材、アルミナ強化粒子、強化粒子粒度#1500、含有率20%、金属マトリックス固相率70%(615℃)、鍛造圧力167MPaの半溶融鍛造において、金型予熱温度の影響を調べた結果、金型予熱温度が200℃から400℃の範囲で良品を得ることができた。
- (d) 他の条件は同じで、強化粒子の粒度だけを変化させた場合、強化粒子粒度の大きい方が小さい方より良品が得やすい。
- (e) A5056マトリックス材、アルミナ強化粒子、強化粒子粒度#1500、金属マトリックス固相率70%(615℃)、鍛造圧力294.363MPaの半溶融鍛造において、強化粒子含有率が20%になると圧縮変形抵抗値は単一材の約2倍強になり、含有率が60%だと4倍になる。また鍛造圧力が圧縮変形抵抗におよぼす影響については僅かである。硬さについても圧縮変形抵抗と同じことがいえる。摩耗量について

は、強化粒子含有率が20%になると摩耗量は単一材の約1/5になり、含有率が60%だと1/10になる。

(f) 歯車および機械部品（時計ケース）の製造に本法を適用し良好な製品を得た。