

Støbt MMC
Fremstilling og egenskaber.

Niels W. Rasmussen

Lab. f. Termiske Materialeprocesser
Procesteknisk Institut, DTH.

Abstract

This paper presents a review of cast metal matrix composites (MMC). Basic mechanical properties are discussed for various types of MMC. The melt - reinforcement mixing and the preform infiltration processing routes are compared. Theory for preform infiltration is outlined. Experiments with fibre reinforcement of aluminium by high pressure die casting are used as an example. The mechanical properties of the die cast MMC's are compared to predicted values. Finally actual and expected applications are cited to illustrate the potential usefulness of cast MMCs.

1. Indledning.

En præcis definition af hvad et kompositmateriale er findes ikke, men til beskrivelse anvendes oftest noget i retning af: Et kompositmateriale er en blanding af to eller flere materialer med henblik på at udnytte de fordelagtige egenskaber hos materialerne og samtidigt reducere virkningen af uønskede egenskaber [1]. Et eksempel er blandinger af metal og keramik, hvor keramikken bidrager med høj styrke, mens metallet giver duktilitet!

Med metalmatrixkompositter (MMC) begrænses materialegruppen til at omfatte kompositter med en matrix af metal, matrix benyttes her i betydningen sammenhængende grundmasse.

En mere velkendt materialegruppe, som det kan være relevant at nævne til sammenligning, er fiberforstærket plast, hvor hovedparten fremstilles med manuelle metoder. Der arbejdes på at udvikle mere produktive fremstillings metoder baseret på, hvad der kendes fra konventionelle plastmaterialer. F. eks. er sprøjtstøbning af fiberforstærket plast endnu på udviklingsstadiet. Væsentlige problemer i forbindelse med sprøjtstøbning af fiberforstærket plast er den fiberlængde, der kan benyttes og de fiberorienteringer, som opnås.

I 1960'erne og 70'erne blev der i USA satset store ressourcer på at udvikle kompositter med bor-fibre i aluminiummatrix, til fremstilling blev der brugt diffusionsbinding. Al+B kombinationen er ikke nået udenfor luft- og rumfartsindustrien pga. høje priser på bor-fibre og mangel på økonomisk acceptable fremstillingsprocesser. I forbindelse med flymaterialer er et andet kompositmateriale mere interessant idag, det drejer sig om ARALL™, som er laminaer af kevlarfibre i en epoxy matrix og aluminiumplader.

Et af de vigtigste fremskridt indenfor MMC teknologi er udviklingen af Toyota's

fiberforstærkede dieselstempel først i 1980'erne [2]. Hertil blev der dels udviklet en teknik, hvor fibrene vha. en binder fastholdes i den ønskede position (såkaldt preform) baseret på ICI's 'lavpris' aluminiumoxid (SaffilTM), dels blev der bygget noget, der bedst kan beskrives som en modificeret vertikal trykstøbemaskine til infiltrationen. Stemplet havde flere bemærkelsesværdige karakteristika: partiel armering med en forholdsvis lav fiberandel, forbedrede egenskaber ved høj temperatur, pris som konventionelle stempler. Denne anvendelse af MMC viste samtidigt, at det er muligt fremstille MMC med stor resistens mod termisk udmattelse. Termisk udmattelse kan let opstå ved kombination af materialer med forskellig termisk udvidelse.

I det sidste tiår har der indenfor støbte kompositter været størst interesse for processer til infiltration af preforme ved lavt tryk og opblanding af partikler. Indenfor begge områder er der gjort store fremskridt, og en vis industriel udbredelse til bl.a. motordele kan allerede på nuværende tidspunkt forudses. Hvorvidt MMC vil få større udbredelse er endnu usikkert, afgørende er som altid om der kan opnås et gunstigt forhold mellem egenskaber og pris.

2. MMC typer.

Ved at opdele MMC'erne i klasser efter forstærkningens geometri fås følgende typer af MMC: partikel, plade, whisker, korte fibre, kontinuerte fibre.

De største forskelle mellem MMC typerne findes mellem partikel- og ikke partikel-MMC. Det drejer sig bl.a. om fremstillingsmetoder, til partikel-MMC kan konventionelle teknikker benyttes i stort omfang, mens de øvrige typer kræver specialteknikker.

Som matrixmateriale anvendes hovedsageligt aluminium og magnesium, det skyldes at lav vægt er en af de vigtigste egenskaber, der søges opnået med MMC. Ved hjælp af forstærkning søger man at forbedre en eller flere egenskaber hos letmetallerne, stor interesse har der været for at øge styrken af aluminium ved fiberforstærkning. Undersøgelser af forskellige materialekombinationer og -typer har vist, at der er størst chance for at forbedre styrke, E-modul, høj temperatur styrke, slidstyrke og termisk udvidelse. Effekten som opnås afhænger bl.a. af typen af MMC, der anvendes som opridset i tabel 3.

Tabel 1. Eksempler på MMC.

Matrix	Forstærkning	Almindelige forstærkningsformer
Al Mg Cu	metallisk	W-tråde stål-tråde Ti-tråde
	keramisk	SiC-partikler SiC-plates SiC-fibre Al ₂ O ₃ -partikler Al ₂ O ₃ -fibre C-partikler C-fibre

Der findes talrige andre kombinationer, men de i tabellen nævnte er de mest anvendte! Forskningsindsatsen er altovervejende rettet mod Al+SiC og Al+Al₂O₃ systemerne.

3. MMC egenskaber.

Her skal først og fremmest et interessant forhold nævnes nemlig, at nogle egenskaber forbedres let uafhængigt af typen, det gælder massefylde, termisk udmattelse og slidstyrke. Det betyder, at disse egenskaber kan opnås med den billigst mulige forstærkningstype, hvilket oftest vil være partikler. For andre egenskaber er det mere kompliceret, for bl.a. styrke har valg af og fordeling af forstærkningen samt binding mellem matrix og forstærkning indflydelse.

For fiber-MMC anvendes ofte den såkaldte blandingsregel til beskrivelse af egenskaber som styrke, E-modul og CTE (termisk udvidelseskoefficient). Blandingsreglen er en simpel vægtning af de enkelte komponenters egenskaber mht. deres volumenandel af MMC'en. Det giver mulighed for at vurdere, hvilke egenskaber der kan opnås for givne materialekombinationer. Bruges beregning af styrke for en MMC med korte fibre som et eksempel, kommer formlen til at se ud som følger [3.4]:

$$\sigma_c = \frac{1}{X} \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) v_f \sigma_f + (1 - v_f) \sigma_m$$

Hvor σ_c er kompositstyrke, X fiberorientering, l_c er kritisk fiberlængde, l er fiberlængde, v_f volumenandel fibre, σ_f er fiberstyrke og σ_m er matrixstyrke.

Her benyttes der normalt følgende to antagelser, at fiber- og matrixstyrken er maximal samtidigt (for samme tøjning), samt at matrixstyrken er lig med styrken for det ikke forstærkede matrixmateriale. Begge er praktiske antagelser, herefter er det muligt ud fra kendskab til de i kompositten indgående komponenter at vurdere den resulterende styrke.

Til beskrivelse af den resulterende fiberstyrke kan η passende defineres som:

$$\eta \equiv \frac{1}{X} \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right)$$

En vigtig parameter for bestemmelsen af styrken af fiberkompositter er fiberorienteringen X . Værdien af X ligger mellem 1 og 6, ydergrænserne gælder for hhv. parallelle fibre og tilfældigt rumligt fordelte fibre. Det betyder, at den effektive styrke af opblandede fibre er under 1/6 af den egentlige fiberstyrke. Til forsøgene på TM er der anvendt preforme med et planisotrop fiberarrangement, for et sådant fiberarrangement er $X = 3$.

Tabel 2. Effekt af fiberforstærkning.

η			
l_c (μm)	$X = 1$	$X = 3$	$X = 6$
0	1,00	0,33	0,17
60	0,85	0,28	0,14
120	0,70	0,23	0,12
200	0,50	0,17	0,08

Værdierne i tabel 2 er beregnet for $l = 200 \mu\text{m}$.

Tabel 3. Forventelige egenskaber for MMC.

Type of MMC	Property				
	Strength	Modulus	High Temp	Wear	CTE
Refractory Wool MMC	1	1	2	2	1
Discontinuous MMC	2	2	1	3	2
Continuous Fibre MMC:					
(a) Graphite	2	2	2	1	3
(b) Other fibres	3	3	3	1	2

1 = Little Benefit 2 = Significant Benefit 3 = Major Benefit

Fra BP Metal Composites. Med refractory wool forstås billige fibre med relativt lav styrke udviklet til isoleringsformål [5].

Pris er en vigtig egenskab, materialeprisen anvendes ofte til et råt estimat. Denne metode er populær, da problematikken omkring processer undgås. Men kan samme processer anvendes til MMC som til konventionelle materialer, vil prisen for det færdige MMC emne blive mere konkurrencedygtig, end materialeprisen antyder. Generelt om procesomkostninger ved MMC kan det siges, at spåntagende bearbejdning er mulig men vanskelig, hvilket taler for brug af near net shape processer som f. eks. støbning.

Tabel 4. Prisniveauer for MMC.

Type of MMC	Price Range Relative to Unreinforced
Refractory Wool MMC	1 - 3
Discontinuous:	
Stir Cast	2 - 3
Powder Metallurgy	4 - 10
Whiskers	8 - 15
Continuous	20 - 250

Fra BP Metal Composites, refractory wool omfatter billige fibre som f. eks. Saffil og Kaowool [5].

4. Støbeprocesser til fremstilling af MMC

Metoder til fremstilling af støbt MMC kan inddeles i to hoved kategorier, dels opblandings-, dels preformteknikker. Begge metoder forekommer i en stor mængde varianter.

De to metoder har hver nogle fordele og ulemper som listet nedenstående, det vil fremgå at metoderne på flere punkter supplerer hinanden godt.

MMC baseret på opblandingsteknikker vil på nuværende tidspunkt udelukkende være partikel-MMC, anvendes fibre opstår der problemer med beskadigelse under omrøring pga. den høje viskositet for fiberandele over nogle få procent. Derfor er det nødvendigt at anvende rheocasting eller lignende processer til opblanding. Effekten af tilfældigt fordelte fibre som tidligere nævnt er beskeden, så det er ikke særligt sandsynligt, at opblanding af fibre bliver aktuel i forbindelse med støbte MMC. Til andre processer som f. eks. ekstrudering, hvor der sker en orientering, kan opblanding finde anvendelse.

Fordele med preform:

Selektiv armering
delvis orientering af fibre
standard legeringer som matrix

Ulemper med preform:

Kun selektiv armering
ikke partikler
håndtering af preform
anisotropi

Fordele med opblandning:

Fuld armering
isotropi
partikler

Ulemper med opblandning:

Ikke selektiv armering
kun små fiberandele
omrøring i holdeovn

Uanset om man benytter opblanding eller preformning, er det nødvendigt at bringe smelte og forstærkning i kontakt med hinanden. Til beskrivelse af denne proces bruges kontaktvinklen, som er et udtryk for vædningen mellem faser [6]. Den typiske situation for metalsmelter og keramiske overflader er ikke vædning [3] (kontaktvinklen $> 90^\circ$), derfor er det nødvendigt enten at tilføre den nødvendige energi til vædning f. eks. ved at påføre smelten et tryk, eller også at ændre kontaktvinklen. Det sidste kan opnås på ved at ændre en af fasernes (fast, flydende el. gas) kemiske sammensætning eller forhøje temperaturen. Alle tre metoder til overvindelse af 'kontaktbesværet' benyttes med påføring af tryk som den mest anvendte.

4.1 Opblanding.

Normalt tilføres partiklerne til en smelte under stærk omrøring og gasdække. Største problem ved selve blandingsprocessen er at adskille tilsætningen for at undgå sammenklumpning. Derudover skal procestiden være så kort og temperaturen så lav, at eventuelle reaktioner mellem komponenterne undgås. Under størkningen af MMC kan der ske en makrosejring af partikler pga forskel i massefylde. Det samme kan ske ved genopsmeltning, hvorfor genopsmeltning normalt sker under omrøring. Ved størkning af MMC produceret ved opblanding kan mikrosejring forekomme, partiklerne skubbes foran størkningsfronten på samme måde som (andre!) urenheder og koncentrerer derved i korngrænserne. Et fornemt eksempel på MMC fremstillet ved opblanding er Duralcan™, som er det MMC materiale der fremstilles i største mængder, kapaciteten for 1991 opgives til 11000 t [7]. Duralcan har Al-Si matrix plus 10 til 20 vol% SiC-partikler.



Fig. 7. Ceramic concentration in intercellular regions.

Figur 1. Koncentrering af partikler i korngrænser [8, side 266].

En potentielt interessant form for "opblanding" er blevet udviklet indenfor de allerseneste år på Drexel University [9]. Princippet er, se figur 2, at en AlTi smelte holdes under passende tryk og temperatur i en argon atmosfære. Smelten gennemblæses med carbongas, carbon og Ti reagerer og danner TiC, smelten størknes, og resultatet er en Al legering med TiC partikler. En fordel ved denne proces sammenlignet med opblanding er, at resultatet er fine partikler med en diameter på 1 til 3 μm . Ulemper er, at det er nødvendigt at bruge høje temperaturer og tryk.

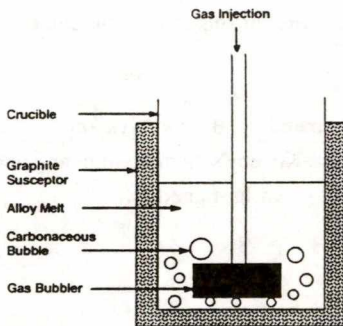
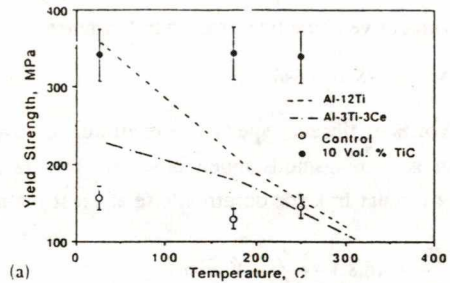


Fig. 2. Gas injection method for production of *in situ* metal matrix composites.



Figur 2. TiC dannelse i opvarmet trykkammer, samt Al+TiC kompositens styrke [9].

4.2 Preformteknik.

De termiske forhold ved en smeltes indtrængen i et porøst materiale er undersøgt af Nagata og Matsuda [10] for glas- og kobberpartikler infiltreret med tin ved squeeze casting. Deres konklusion var, at der findes en kritisk preform temperatur for infiltration kaldet CPT. CPT er uafhængig af partikelstørrelse (under $700 \mu\text{m}$ i diameter) og -geometri, overhedning af smelte samt påført tryk. I denne forbindelse skal det bemærkes, at CPT ikke er et udtryk for infiltrationslængde, men udelukkende en betingelse for, om infiltration er mulig eller ej. Matsuda og Nagata opstillede følgende udtryk for CPT:

$$CPT = T_s - \frac{0,233 \cdot \rho_m \cdot L_m}{v_f \cdot \rho_f \cdot c_f}$$

Hvor T_s er størkningstemperatur, ρ_m smeltens massefylde, L_m størkningsvarme, v_f fiberandel, ρ_f fibrenes massefylde, c_f fibrenes varmekapacitet.

Indsættes der værdier for ren Al smelte og Al_2O_3 -preforme med hhv. 10 og 20 vol.% fibre fås CPT til -3 og 329°C .

Et andet vigtigt forhold er det tryk, som kræves for at opnå indtrængning af ikke-vædende smelter i preform samt overvinde friktion ved strømning gennem preform. For tryktabet ved smeltens front har Mortensen et al [11] foreslået følgende sammenhæng:

$$\Delta P_{\gamma} = -S_f \sigma_{lv} \cos\theta$$

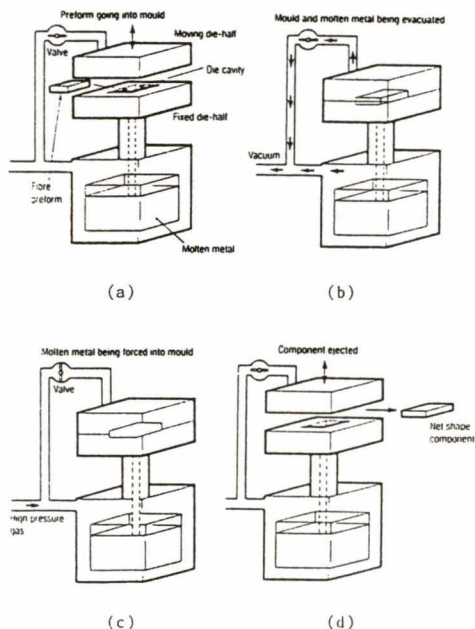
Hvor S_f er fibrenes specifikke overflade, σ_{lv} overfladespænding, θ kontaktvinkel.

For strømningsmodstanden anvendes ofte [2,11] Blake-Kozeny's ligning som angiver nødvendigt tryk for opretholdelse af en strømning med given hastighed, u .

$$\frac{dP}{dx} = 16,8 \left(\frac{v_f}{r_f (1-v_p)} \right)^2 u \eta$$

v_f fiberandel, r_f fiberradius, η smeltens dynamiske viskositet.

Summeres de to bidrag til tryktab fås det nødvendige tryk. For sædvanlige Al+Al₂O₃ systemer bliver summen 1-2 MPa, med ΔP_{γ} som det mest betydningsfulde led.



Figur 3. Hydrostatisk gastyk som Cray Advanced Materials Ltd benytter til infiltration af preforme [1, side 138].

Med kendskab til betingelserne for infiltration af preforme er det muligt at udvikle specielt velegnede processer, her skal der gives to eksempler. Det første er hydrostatisk gastryk's infiltration, processen er anvendt af flere i forskellige varianter. Hovedprincippet følger figur 3, fordele ved processen er langsom infiltration under inaktiv gas og styret preform temperatur.

En anden men mindre udbredt proces er trykløs (spontan) infiltration. Ved denne proces udnyttes det at, forhøjes smelten temperatur reduceres kontaktvinklen mellem smelte og fibre.

5. Trykstøbning af MMC.

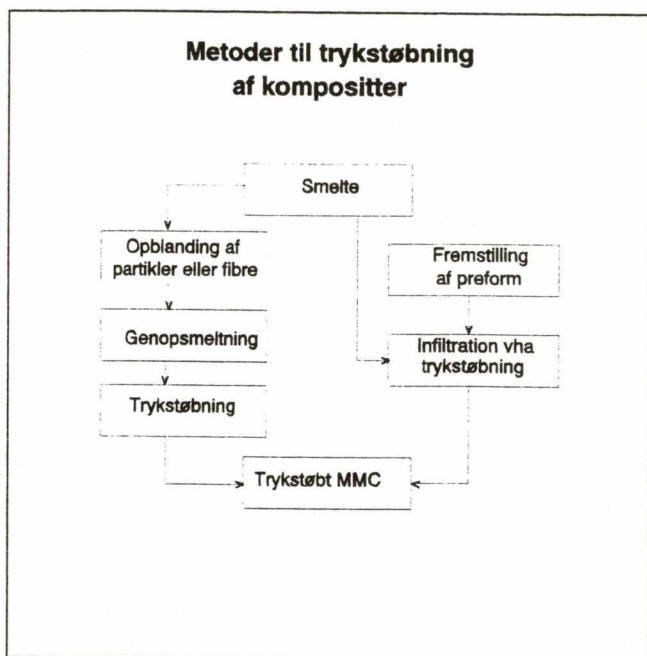
Fremstillingsmetoden afhænger af hvilken type MMC der er aktuel, det er også tilfældet med trykstøbte MMC. Ved trykstøbning kan man enten benytte opblanding eller preforminfiltration, alt efter om man vil have selektiv armering med fiber eller fuld armering med partikler.

Ønsker man at udvikle en proces til også at kunne håndtere MMC er det vigtig at fastholde processens egenskaber (fordele). Det betyder, at man må søge at foretage så små modifikationer som muligt.

5.1 Trykstøbning af fiberarmeret aluminium.

Skal man fremstille fiberforstærket trykstøbegods, er **preforminfiltration** den eneste realistiske mulighed med de nuværende teknikker. I det følgende vil metoden derfor blive beskrevet i hovedpunkter.

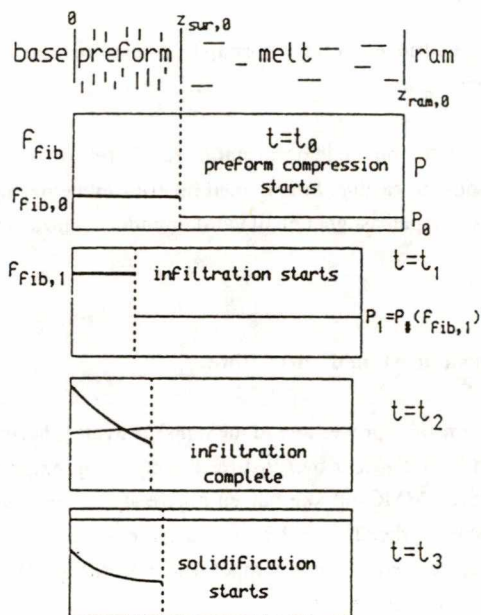
Første trin er fremstilling af preforme, det sker normalt ved en såkaldt våd-proces; det betyder, at fibrene først dispergeres i et vandigt medium, tilsættes binder, overføres til en form, vandet presses ud, og preformen hærdes. På TM er der udført forsøg med fremstilling af preforme både med en tør og en våd metode [12]. Preforme kan iøvrigt købes efter mål og med ønsket fiberandel fra specialiserede producenter.



Figur 4. Procesveje til fremstilling af MMC ved trykstøbning.

Med preforme til rådighed er næste trin opvarmning af preformen, da infiltration, først er mulig hvis preformens temperatur er over en vis kritisk værdi; med gængse fibre og fiberandele er CPT ca. 3-400 °C. Et andet vigtigt forhold især i forbindelse med trykstøbning er deformation af preformen, preforme deformeres ret let (ved tryk på få MPa), modstanden mod smeltens infiltration når let op på flere MPa , infiltrationsmodstanden stiger med kvadratet på infiltrationshastigheden. Med tanke på de relativt høje smeltehastigheder ved trykstøbning må man altid forvente en deformation af preformen, se figur 5.

Et andet hovedproblem i forbindelse med anvendelse af preformteknik er placering af preformen, den eneste måde, hvorpå preformen kan fastholdes i den ønskede position, er ved at preformen fastklemmes i formhulrummet. Det er derfor klart, at der er begænsninger af hvor en preform kan placeres i et givet formhulrum.



Figur 5. Skitse af preformdeformation [2].

Tabel 5. Trykstøbeparametre til infiltration af preforme.

Matrix	AlSi9Cu3 og AlMg10
Støbetemperatur	700 °C
Fiberandel	20 vol%
Fibertype	Al ₂ O ₃ Saffil, diam. 3 μm
Preformtemperatur	500-650 °C, holdeovn 1000 °C
Formtemperatur	280-320 °C
Emnegeometri	10 X 10 X 100 mm
Indløbsareal	1 X 100 mm
Stempelhastighed	0,3 - 0,7 m/s
Smeltehastighed	1,1 - 2,5 m/s
Stempeltryk	100 bar

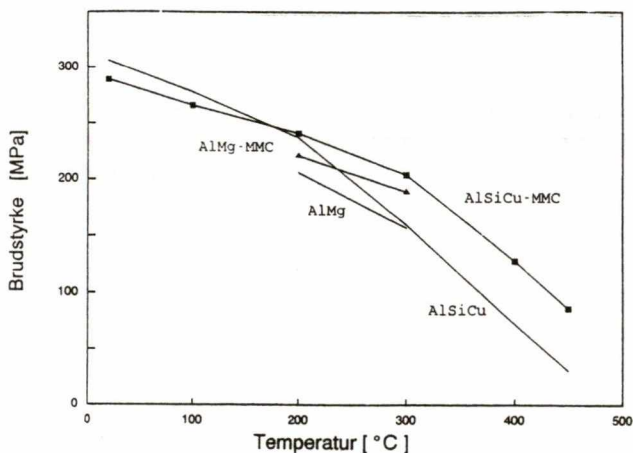
Ved forsøg på TM er der fundet parametre som muliggør trykinfiltration af preforme ved trykstøbning [13], parametrene er opstillet i tabel 5. Sammenlignet med sædvanlig

trykstøbning er der tre væsentligt ændringer, lettere forhøjet formtemperatur, stort indløbsareal samt meget lav smeltehastighed.

Med de i tabel 5 nævnte parametre er den blivende deformationen af preformen ca. 30 %, det er væsentligt mere end for squeeze casting. Forsøg med højere stempelhastighed gav større deformationer. Reduceres stempelhastigheden til værdier under 1,1 m/s, opstår der infiltrationsproblemer.

5.2 Mekaniske egenskaber af trykstøbt Al med korte fibre.

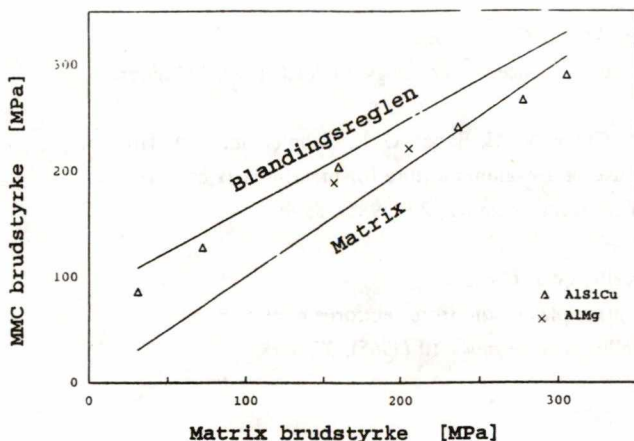
Med de i nævnte parametre er der fremstillet prøvestave til mekanisk prøvning, herunder prøvning ved forhøjet temperatur [14,15]. På figur 6 er vist resultatet af høj-temperatur trækprøvningen. Det fremgår at AlSiCu-MMC'en ikke har en højere styrke ved lave til middel høje temperaturer, tværtimod er styrken lavere. For temperaturer over 200 °C ses virkning af at fibrene ikke mister styrke med stigende temperatur. For AlMg-MMC er billedet det samme, men styrkerne er lidt lavere.



Figur 6. Brudstyrke af Al og Al-MMC ved forhøjet temperatur.

At AlSiCu og AlMg legeringerne som matrix har samme virkning i forbindelse med fiberforstærkning fremgår måske bedst ved en afbildning som vist på figur 7. De fundne styrker passer rimeligt godt med hvad der kunne forventes, se tabel 3. Erfaringer fra

andre undersøgelser af kort-fiber MMC viser tilsvarende resultater [2].



Figur 7. MMC brudstyrke som funktion af matrixmaterialets styrke, det er antaget at matrixmaterialet har samme styrke som uforstærkede referencemønstre.

6. Eksempler på anvendelse af MMC.

Det i indledningen omtalte dieselstempel fra Toyota er det til dato mest betydende eksempel på anvendelse af MMC med korte fibre. Andre japanske bilfabrikanter satses også på fiberforstærkning, bla. Honda der benytter fiber preform til dannelse af cylinderforinger i motorblokke til Prelude modellen.

Andre applikationer i forbindelse med motordeler forventes at omfatte stempelpinde og -stænger. Bremseskiver i Al+SiC er under test hos flere større bilfabrikker mhb. på at udnytte lav vægt kombineret med god slidstyrke [16].

Anvendelser i forbindelse med biler har et fælles træk, det drejer sig i alle tilfælde om støbte emner se f. eks [17].

Anvendelser indenfor andre områder er mere usikre, flest kræfter har været rettet mod fly- og anden forsvarsmateriel.

Generelt set må det forventes, at to egenskaber vil være mest interessante nemlig: slidstyrke og styrke ved høj temperatur, begge dele opnået med et relativt let materiale.

7. Litteratur.

1. B. Terry
Metal Matrix Composites.
Elsevier Advanced Technology, Oxford, 1990. 154 sider.
2. T. W. Clyne, M. G. Bader, G. R. Cappleman, P. A. Hubert.
The use of a δ -alumina fibre for metal-matrix composites.
J. of Materials Science, **20** (1985), 85-96.
3. A. Kelly, G. J. Davis.
The principles of the fibre reinforcement of metals.
Metallurgical Reviews **10** (1965), 37, 1-78.
4. H. Lilholt.
Mekaniske egenskaber af metaller forstærket med fibre.
Dansk metallurgisk selskabs årbog, 1985, 207-223.
5. A. R. Begg, J. F. Dolowy.
Applications for metal matrix composites.
Paper presented at the 12th Risø int. symposium on materials science, 2nd-6th september, 1991.
6. S.-Y. Oh, J. A. Cornie, K. C. Russel.
Wetting of ceramic particulates with liquid aluminium alloys: Part I. Experimental techniques; Part II. Study of wettability.
Metallurgical Transactions A, **20A** (1989), 527-541.
7. W. R. Hoover.
Die casting of Duralcan composites.
Metal matrix composites - processing, microstructure and properties.
Proceedings of the 12th Risø int. symposium on materials science, 2nd-6th september, 1991. p.387-392.

8. D. J. Lloyd, B. Chamberlain.
Properties of shape cast Al-SiC metal matrix composites.
in Cast reinforced metal composites. Ed. by S. G. Fishman, A. K. Dhingra.
ASM international 1988.
9. P. Sahoo, M. J. Koczak.
Microstructure-property relationships of in situ reacted TiC/Al-Cu metal matrix composites.
Materials Science and Engineering, A131 (1991), 69-76.
10. S. Nagata, K. Matsuda.
Effects of some factors on the critical preheating temperature of particles in producing metal-particle composites by pressure casting.
Transactions of the Japan Foundrymen's society, 2 (1983), 4, 46-50.
11. A. Mortensen, V. J. Michaud, J. A. Cornie, M. C. Flemings, L. Masur.
Kinetics of fiber preform infiltration.
in Cast reinforced metal composites. Ed. by S. G. Fishman, A. K. Dhingra.
ASM international 1988.
12. S. Peyman.
Preforming af keramiske fibre til brug ved trykinfiltration.
Procesteknisk Institut 1990. Rap. nr. TM.90.30.
13. N. W. Rasmussen.
Metalmatrixkompositter fremstillet ved trykstøbning - beskrivelse af forsøg
Procesteknisk Institut 1991. Rap. nr. TM.91.03.
14. N. W. Rasmussen.
Metal Matrix Composites produced by pressure die casting - mechanical properties.
Procesteknisk Institut 1991. Rap. nr. TM.91.24.

15. N. W. Rasmussen, P. N. Hansen, S. F. Hansen.
Some properties of fibre reinforced aluminium produced by a high pressure die casting process.
Metal matrix composites - processing, microstructure and properties
Proceedings of the 12th Risø int. symposium on materials science, 2nd-6th september, 1991. p. 617-621.
16. D. Richter.
Bremsscheiben aus keramik-partikel-verstärktem aluminium.
Aluminium, 67 (1991), nr. 9, 878-879.
17. G. Sick, G. Essig.
Faserverstärktes aluminium kann noch mehr.
Aluminium, 67 (1991), nr. 9, 880-882.