

Kapittel 8

8. Produktutvikling med aluminium

8.1 Innledning

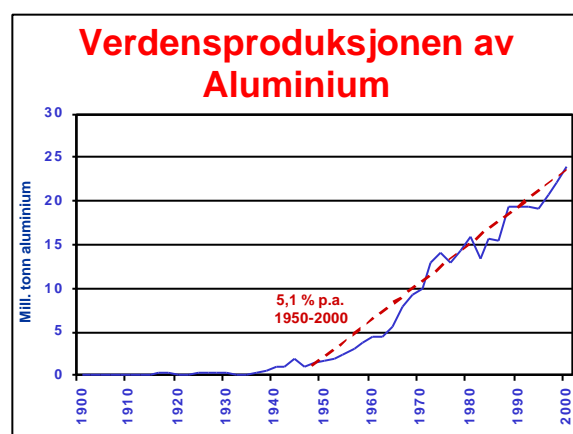
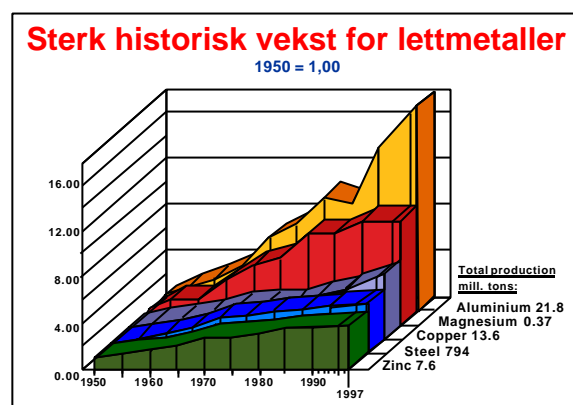
Denne innledningen er hentet fra begrunnelsen for å opprette et nytt femårig forskningsprogram fra 2001, i regi av industrien og Norges forskningsråd.

I bruk av metalliske materialer er det lettmetallene aluminium og magnesium som har den høyeste veksttakten. For aluminium ventes trenden på 3-4 % årlig økning å fortsette, mens det for magnesium (som utgjør ca 2 % av lettmetallvolumet) ventes en årlig økning på vel 10 % de neste 5 årene. Denne interessen skyldes lettmetallenes

- Høye styrke i forhold til vekt, noe som etterspørres av miljø- og funksjons-messige årsaker.
- Miljømessig gevinst ved materialenes resirkuleringsegenskaper, hvor det ventes en nærmest full gjenvinning uten nedgradering av materialkvalitet. Den nødvendige energitilførselen ved gjenbruk er meget lav i forhold til stål.
- Gunstige korrosjonsegenskaper og lave vedlikeholdskostnader.
- Mulighet til å gi materialet de ønskede egenskaper som kreves for en spesifikk anvendelse.

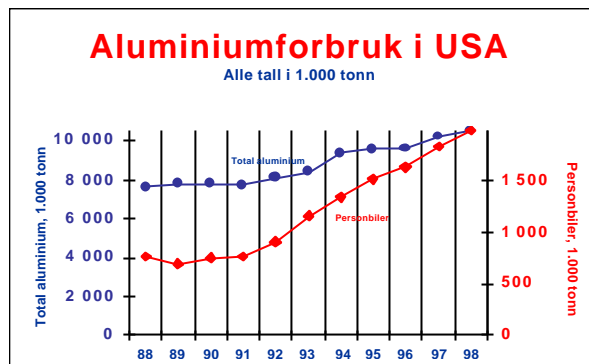
Med Norges posisjon innen lettmetallkompetanse ligger det en enestående mulighet til å videreutvikle norsk industri i de kommende 10-20 år.

Den norske primærproduksjonen av aluminium er på vel 1 mill tonn i 1999, og utgjør vel 4 % av verdensproduksjonen. Det importeres dessuten skrap og store mengder primærmetall slik at over 1,2 mill tonn avanserte støperiprodukter fremstilles i form av valseblokker, utstøpt tykkplate for videre nedvalsing, pressbolt for ekstrudering, legeringer for stykkstøping og aluminiumtråd. Valseblokker og pressbolt foredles videre til plater i varierende tykkelse og ekstruderte profiler i et utall av former før de blir benyttet i ferdigvarer. Eksportandelen for både råmetall og halvfabrikata i aluminium ligger på langt over 80 %, tilsvarende ca. 18 mrd NOK i 1999.



Bilindustrien, et av de mest krevende industriområder, tar i bruk aluminium i raskt stigende grad, slik det fremgår av forholdene i den amerikanske bilindustrien, jfr. figuren på neste side. Vekten av aluminium pr. bil ventes å øke fra vel 90 kg i 1999 til ca 150 kg i 2010. Det ligger generelt an til en akselerert dreining mot lettmetaller innen transportindustrien, og allerede i dag går hele 29 % av aluminiumsproduksjonen i Europa til transport-sektoren.

Norges forbruk av profiler, plater og støpt gods i 1999 er registrert til 81.000 tonn aluminium. Av dette går ca 60% til transportindustrien og marine/maritime aktiviteter, hvor de tyngste produktområdene er støpte deler og høyt bearbejdede profiler til bilindustrien



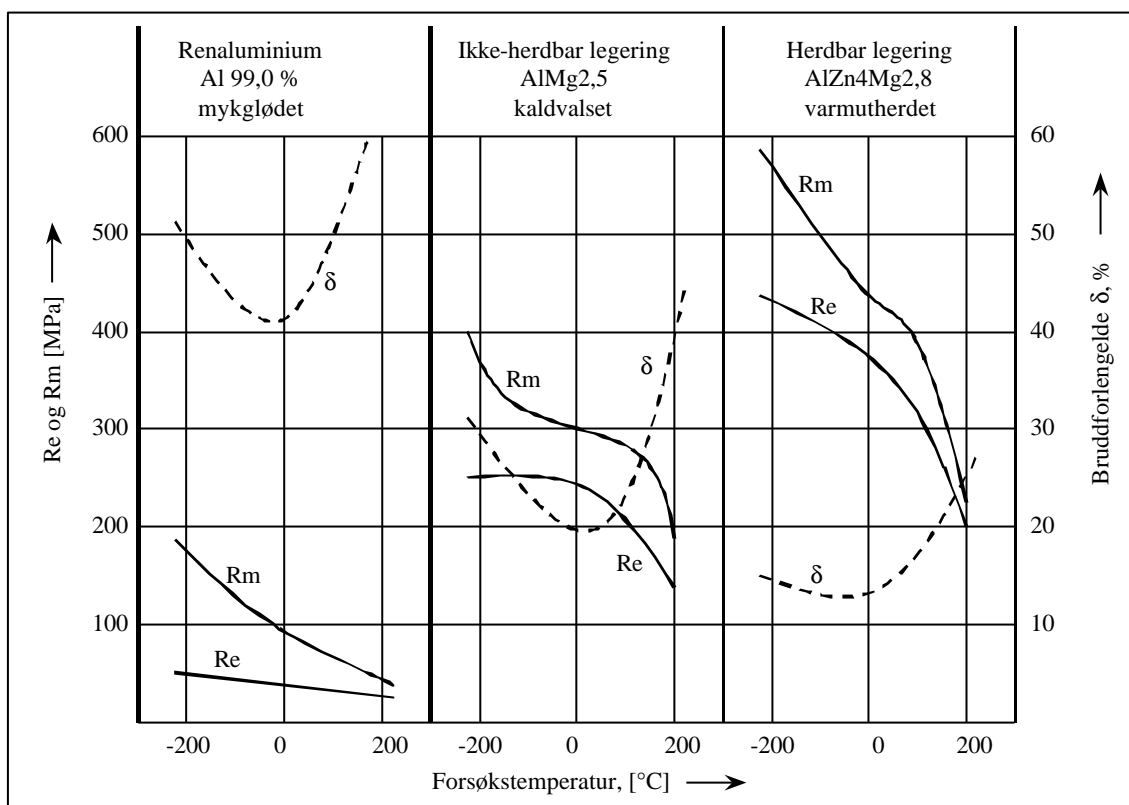
”Med riktig strategisk satsning vil norsk industri kunne øke sin omsetning av ferdigprodukter og komponenter fra nivået i 1999 på ca 3,5 mrd til ca 10 mrd NOK i 2010. Dette er en årlig vekst på vel 10 %. En slik vekst vil føre til ca 70 % økning av antall ansatte.”

(Hentet fra ”Nøkkelområde - fordeling av lettmetaller” av T.Castberg)

8.2 Karakteristiske egenskaper

8.2.1 Fordeler

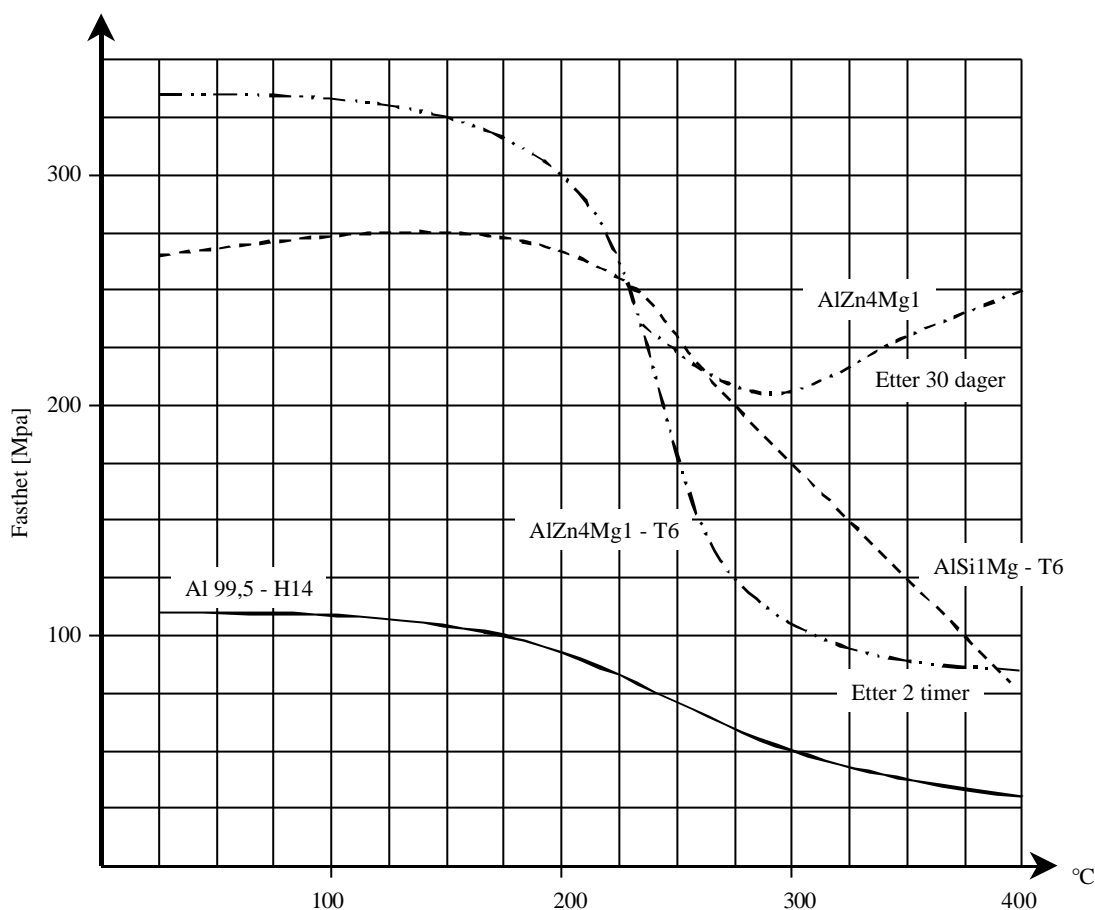
- Al-legeringer kombinerer relativt høy fasthet med lav egenvekt. Fastheten er avhengig av legering og leveringstilstand. Legeringene er spesielt konkurransedyktige (i forhold til stål) når vektreduksjonen fører til en høyere bruks- eller nytteverdi, som for eksempel økt lastevne (transportmateriell som jernbanevogner, biler og skip) eller mindre gjenstander som ryggsekkmeiser.
- God korrosjonsbestandighet fordi det dannes et beskyttende lag av aluminiumoksid på overflaten. Men det er fare for spenningskorrosjon, galvanisk korrosjon og groptæring for noen legeringer.
- Pen overflate. Overflaten kan modifiseres for å gi dekorative effekter og økt korrosjonsbeskyttelse.
- Mange aluminiumslegeringer har god formbarhet. Ekstruderte profiler er en vanlig produktform. Gode lavtemperaturegenskaper. Det er ikke noe markert omslagsområde fra duktilt til sprøtt brudd slik som hos de ferrittiske stålene (se Figur 8-1)
- Høy elektrisk ledningsevne. Sammenliknet med kopper leder aluminium den dobbelte strømmengde per vektenhet.
- Høy varmeledningsevne. Benyttes blant annet til varmevekslere og kokekar.
- Umagnetisk. Reduserer elektriske tap og forstyrrelser i kalber og avskjerminger.



Figur 8-1 Flytegrense, strekkfasthet og duktilitet for tre Al-legeringer som funksjon av temperatur.

8.2.2 Ulemper

- Elastisitetsmodulen er lav i forhold til styrken og i forhold til stål.
 Aluminium: $E = 70 \text{ GPa}$
 Stål: $E = 210 \text{ GPa}$
- E-modulen bestemmer i stor grad bæreevne for trykkpåkjennte konstruksjoner. Den lave E-modulen må kompenseres med avstivere og egnede profiler.
- Følsomt for høye temperaturer. Fasthetsegenskapene faller raskt ved oppvarming til 200-400°C. Dette er temperaturer man hurtig oppnår ved brann og ved sveising. Temperaturfølsomheten kan karakteriseres på ulike måter: Materialet varmes opp og avkjøles før prøving (se Figur 8-2). Slik prøving indikerer de fasthetsreduksjoner man vil få i den varmepåvirkede sonen (HAZ) etter sveising.

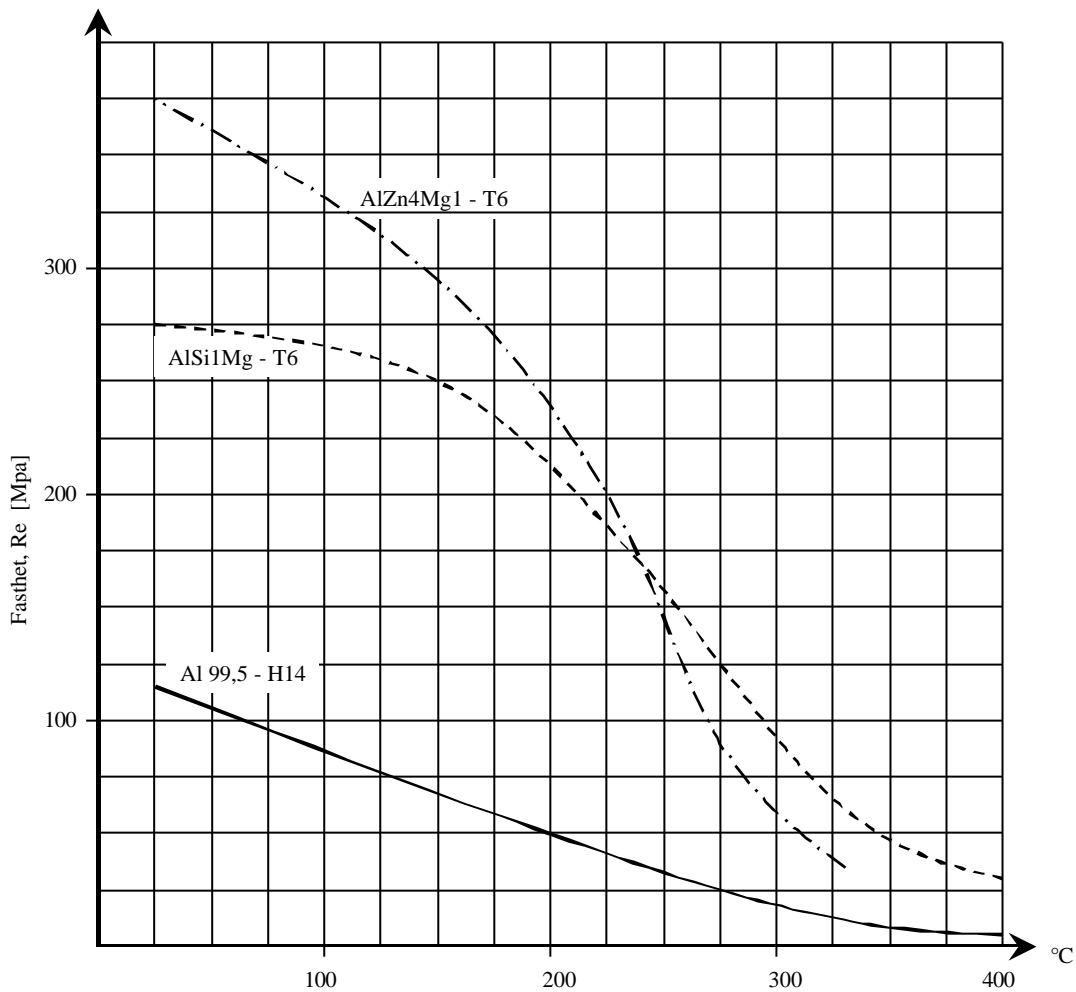


Figur 8-2 Strekkprøving ved romtemperatur etter oppvarming til angitt temperatur.

Materialet varmes opp og prøves i en kortvarig varmtilstand, Figur 8-3. Dette er en aktuell karakterisering ut fra branntekniske vurderinger. Fasthetsegenskapene kan betegnes varm-flytegrense og varm-strekkfasthet.

Materialet varmes opp og er belastet i en langvarig varm tilstand. Dette karakteriserer sigeegenskapene.

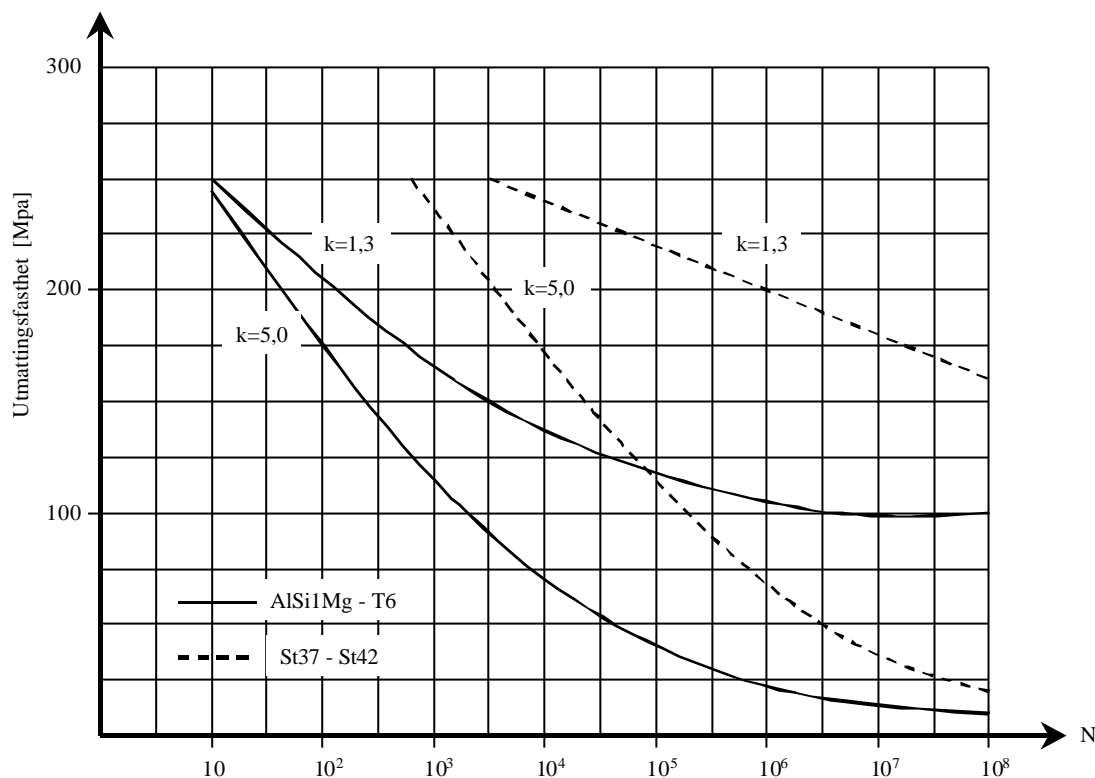
- Utmattingsfastheten er lav i forhold til den statiske fasthet og i forhold til stål. Dette er et minus til aluminium ved materialvalg til transportmateriell. Figur 8-4 viser utmattingsfasthet for $R=0$ (utsvingende strekk) for en aluminium- og stållegering med samme statiske flytegrense.
- Relativt høy materialpris per kg sammenliknet med stål.



Figur 8-3 Strekkprøvningsresultater ved den angitte temperatur.

8.2.3 Mindre ulemper

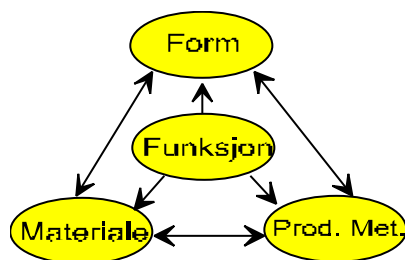
- Høy lengdeutvidelseskoeffisient (temperaturutvidelseskoeffisient) $\alpha \approx 23 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Aluminiumskonstruksjoner vil derfor forandre dimensjon ved temperatursvingninger. Dette må man for eksempel ta hensyn til ved utforming av ikkebærende yttervegger (curtain walls).
- Høyfaste legeringer har flytespenning som bare ligger litt under bruddspenningen, samtidig som bruddforlengelsen ofte er lav. Sikkerhetsmarginene overfor uheldig konstruksjon kan derfor bli for beskjedne.



Figur 8-4 Wöhlerkurver ved utsvingende strekk for en Al- og stål-legering.

8.3 Hva karakteriserer et godt produkt?

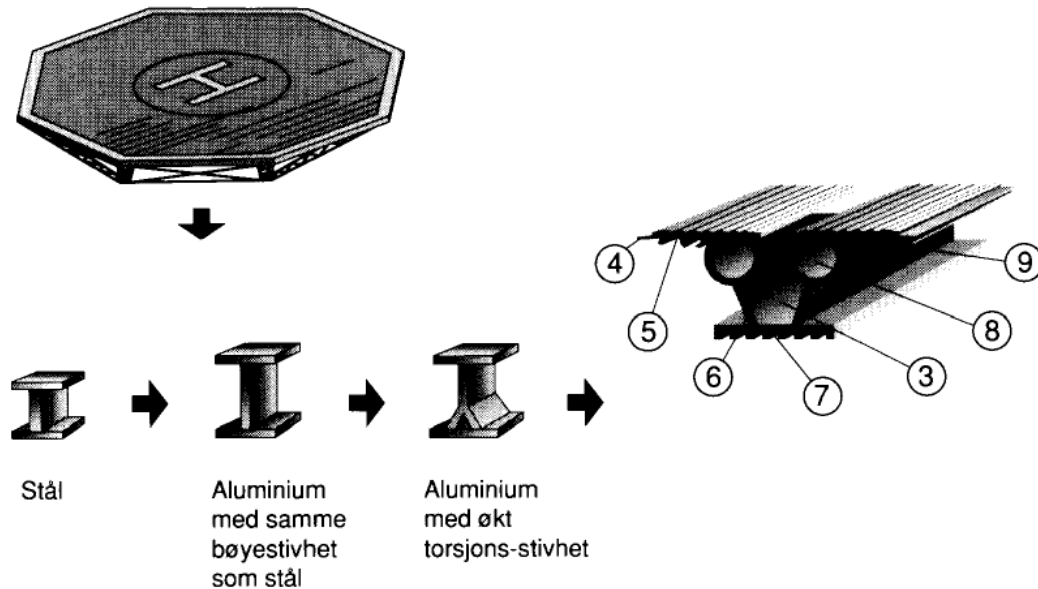
La oss tenke oss at vi velger noen produkter som vi anser som velkonstruerte, og undersøker som de har felles trekk. Svært ofte blir vi da slått av den harmoni som eksisterer mellom form, materiale og prosessrute og hvor godt disse elementene virkeliggjør produktets funksjoner. Med prosessrute menes den sekvens av produksjons-prosesser materialet gjennomgår fram til ferdig produkt.



Figur 8-5 Det er et viktig samspill mellom materiale, form og produksjonsmetode til et produkt.

Figur 8-5 illustrerer dette viktige samspillet. Det innebærer at det ikke er mulig å velge de tre elementene uavhengig av hverandre dersom man ønsker et harmonisk sluttprodukt. Vanligvis

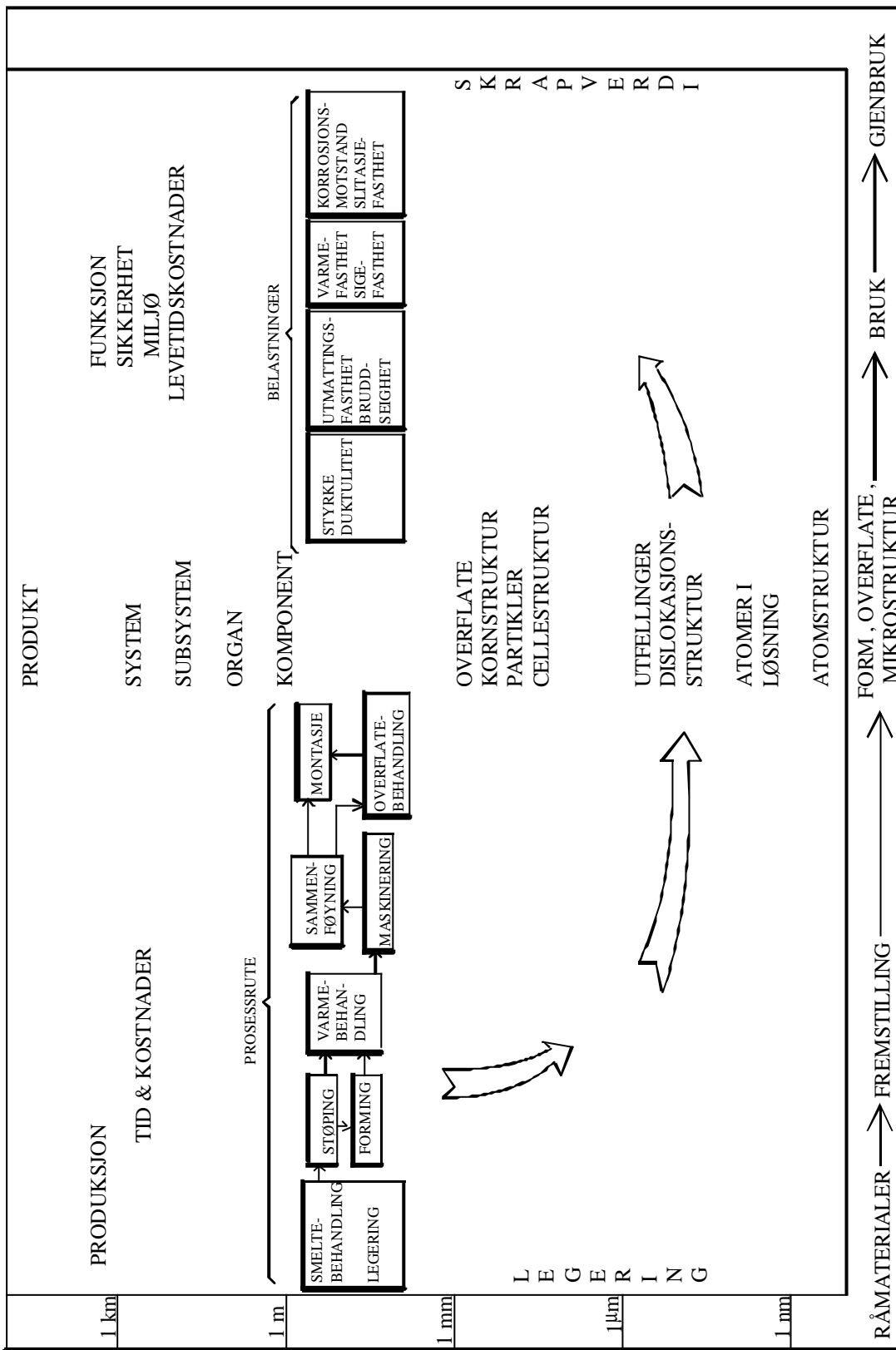
kan en fritt velge ett av de tre på basis av funksjonen, men dermed setter vi restriksjoner på det neste og enda strengere restriksjoner på det tredje.



Figur 8-6 Dekksplankene i et helikopterdekk har utviklet seg over tid. Opprinnelig var plankene valsede stålprofiler som ble sveiset sammen. Den nye løsningen til høyre viser hvordan ekstruderte aluminiumprofiler ble brukt for å spare 60% vekt.

Figur 8-6 viser et eksempel på et produkt, en dekkplanke til et helikopterdekk, der man har oppnådd et godt samspill mellom funksjon, form, materiale og prosessrute. Planken er laget av ekstrudert aluminium og tilfredsstillende følgende funksjoner:

1. Spor for montasje av heftsveising
2. Dekksklisikring
3. Drenering av brenselspill og regnvann
4. Luftespalter for å hindre spaltkorrosjon
5. Hulprofil for torsjonsstivhet
6. Tilføring av brannslukningsskum
7. Avisingskabel



Figur 8-7 Samspill mellom funksjon, form produksjon og materiale.

I Figur 8-7 har vi illustrert dette samspillet mellom prosessrute, legeringer, form og egenskaper noe mer detaljert enn i Figur 8-5. Legg merke til skalaen på venstre side. Dette er en

logaritmisk skala som går fra 1 nm (10^{-9} m) som er størrelsesorden til de atomer metallet er bygd opp av, til 1 km (10^3 m) som er størrelsesorden på produksjonsanlegget. Hver strek på skalaen tilsvarer en dekode. Når vi arbeider med mikrostrukturer, er det alltid viktig å vite på hvilket størrelsesnivå vi befinner oss.

Horisontalaksen er en tidsakse som illustrerer råmaterialets gang via framstilling og bruk til gjenbruk eller kast.

I figuren er det listet opp en del sentrale mikrostrukturelle fenomener som viser at legeringsvalg og prosessrute har vesentlig betydning for materialets mikrostruktur som igjen er avgjørende for materialeegenskapene.

Figur 8-7 er viktig for forståelsen av sammenhengen mellom helhet og detaljer og er et effektivt "mentalt verktøy" for systematisk å kunne opparbeide den innsikt og forståelse vi søker.

8.4 Valg av halvfabrikata og legering

De viktigste legeringselementene som benyttes for å gi aluminium de ønskede egenskaper er silisium (Si), magnesium (Mg), mangan (Mn), kopper (Cu) og sink (Zn). Jern (Fe) inngår i alle kommersielle legeringer med innhold i området 0.1-0.4 vol% som er en konsekvens av råmaterialet (aluminiumoksid) og elektrolyseprosessen. Jern kan betraktes som en forurensning av aluminium, men benyttes i flere tilfeller til å gi materialet spesielle egenskaper (for eksempel egenskaper i aluminiumsfolie). Andre legeringselementer som benyttes i kombinasjon med en eller flere av hovedlegeringselementene er bismut (Bi), bor (B), krom (Cr), bly (Pb), nikkel (Ni), titan (Ti) og zirkon (Zr). Disse benyttes i små mengder (<0,1 vekt%) for å skreddersy legeringer for spesielle formål ved å gi dem egenskaper som for eksempel støpbarhet, maskinbarhet, varmekfasthet, korrosjonsfasthet, bruddseighet osv.

Figur 8-8 viser klassifisering av aluminiumlegeringer etter American Aluminium Association og Tabell 8-1 viser noen av de viktigste legeringene innenfor de forskjellige klassene. Her er også angitt betegnelser innen de forskjellige lands standarder. Det anbefales at betegnelsene ifølge ISO benyttes for å identifisere legeringene. Legeringenes kjemiske sammensetning i vektprosent er også angitt. Vær oppmerksom på at når det står ett tall oppført for en sammensetning så er dette maksimumsverdi. Dersom det er to tall så angir det det område som kan tillates for at legeringen skal kunne benytte den angitte betegnelsen. De forskjellige leverandører kan levere med mye snevrere spesifikasjoner enn angitt i standardene. Det er svært viktig at en har kontroll med legerings-sammensetningen, fordi mange av legeringens egenskaper er følsomme for variasjon i legeringssammensetning. Det skilles mellom plastisk formbare legeringer (wrought alloys) og støpelegeringer (cast alloys). Figur 8-8 angir også hva som bidrar til styrken i legeringen (atomer i løsning, deformasjonsfastning og utfellingsherding).

Det er også vanlig å oppgi hvilken tilstand legeringen leveres i, Tabell 8-2 gir en oversikt over de vanligste leveringstilstander for profiler. Legeringene i 1000-, 3000-, 4000-, og 5000-serien kalles ofte *ikke-herdbare legeringer*. De oppnår sine styrkeegenskaper gjennom ulike grader av legeringselementer i løsning, deformasjon og varmebehandling (gløding).

De *herdbare legeringene* oppnår sine styrkeegenskaper i første rekke ved partikkelutfelling, innherding og utharding.

Figur 8-8 viser de viktigste *kommersielle legeringene* innen de enkelte klassene. I disse er hovedlegeringselementene Mg, Si og Mn. Dersom man ønsker spesielt høy styrke benyttes Zn og Cu som hovedlegeringselementer. Disse legeringene benyttes i særlig grad i fly. Høy pris, redusert sveisbarhet samt korrosjonsrisiko gjør at "*flylegeringene*" i liten grad benyttes i bygg, transport og marine anvendelser.

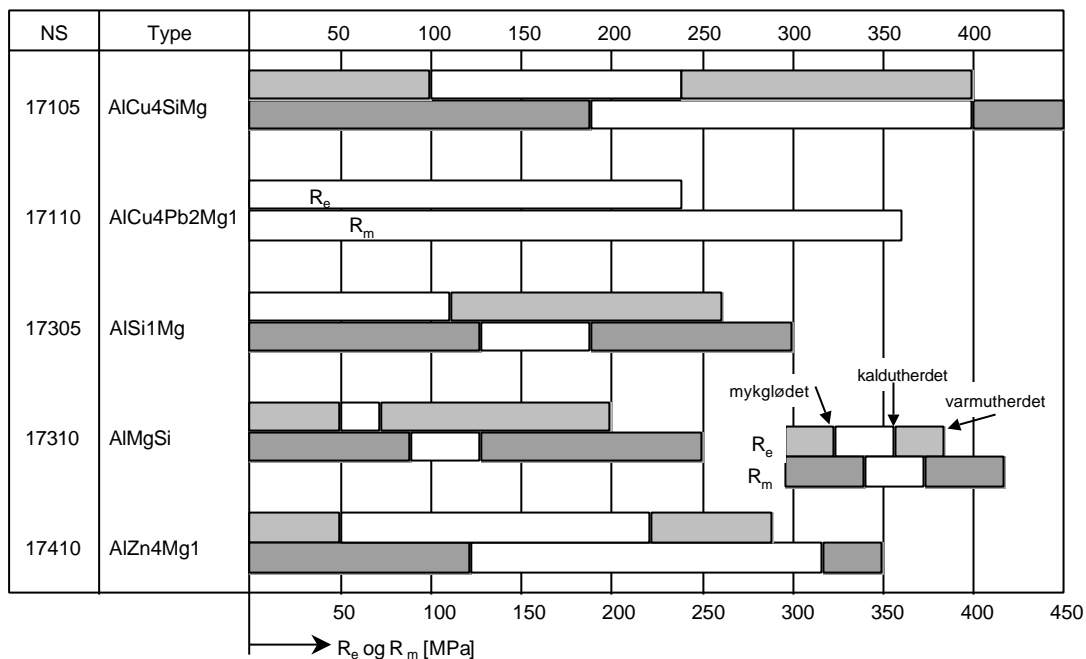
PLASTISK BEARBEIDET LEGERINGER (WROUGHT ALLOYS)		Atomer i løsning	Deformasjonsfastning	Utfellingshærding
Betegnelse	Hovedlegeringselement(er)			
AA-1XXX	Kommerstelt ren Al (Fe+Si)		X	
AA-3XXX	Mangan (Mn)			
AA-4XXX	Silisium (Si)	X	X	
AA-5XXX	Magnesium (Mg)			
AA-6XXX	Magnesium og Silisium (Mg+Si)			
AA-2XXX	Kopper (Cu)	X	(X)	X
AA-7XXX	Zinc (Zn)			
AA-8XXX	Andre element (F.eks. Lithium (Li))			
STØPELEGERINGER				
Betegnelse	Hovedlegeringselement(er)			
AA-1XX.X	Kommerstelt ren Al (Fe+Si)			
AA-4XX.X	Silisium (Si)			
AA-5XX.X	Magnesium (Mg)	X		
AA-3XX.X	Silisium+Kopper (eller Magnesium)			
AA-2XX.X	Kopper (Cu)			
AA-7XX.X	Zinc (Zn)			
AA-8XX.X	Tin (Sn)			
AA-9XX.X	Andre elementer	X		X

LEVERINGSTILSTAND	
XXXX-F	Som produkt
XXXX-O	Glødet (wrought alloy)
XXXX	H1 Kun deformasjonsfastnet
	H2 Deformasjonsfastnet og delvis glødet
	H3 Deformasjonsfastnet og stabilisert ved lav-temperatur behandling
XXXX	HX2 Kvalt hard
	HX4 Halv hard
	HX6 Tre kvart hard
	HX8 Full hard
	Grad av kaldeformasjon
T2	Glødet (bare støpelegeringer)
T4	Innherdet og innherding ved romtemperatur
T5	Innherdet fra varmformings-temperatur og varmtherdet
T6	Kontrollert innherding og varmtherdet

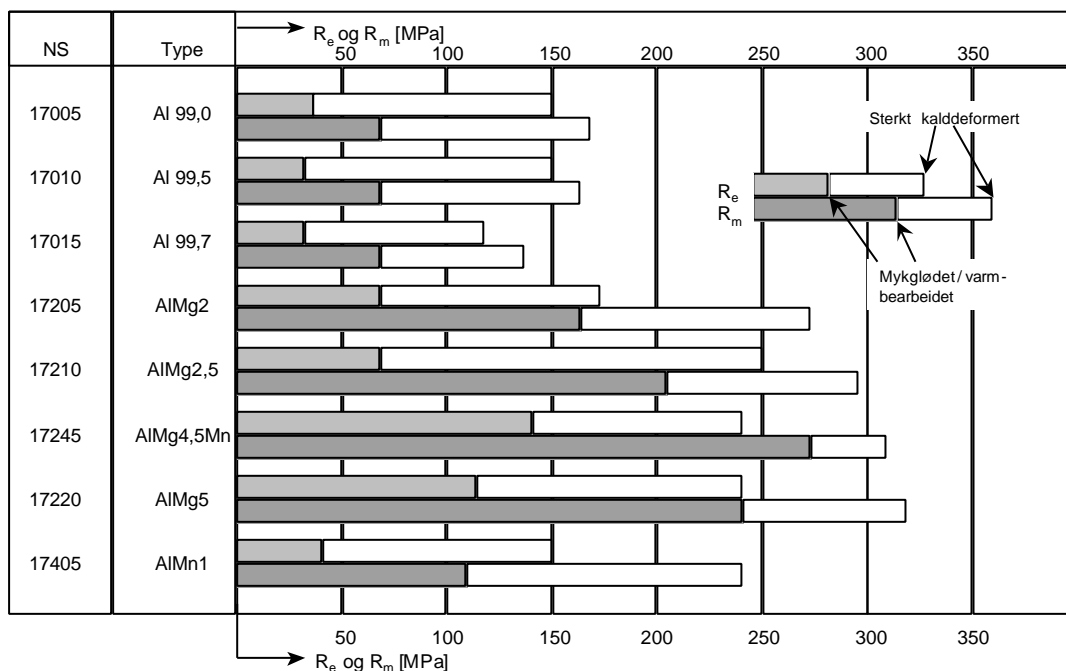
Figur 8-8 American Aluminium Association (AA) klassifisering av aluminiumlegeringer.

	Legeringselementer i vekt%														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Andre						
Støpelegeringer Varm-herbare Ikke varm-herbare	ISO	Tysk standard	Britisk standard	Amerikansk standard	Svensk standard	Norsk standard									
	Al-99.5	Al-99.5	1B	AA 1050	4007	17010	0.25	0.40	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.03	
	Al-Mn1	AlMn1	N3	AA 3103	4054	17405	0.50	0.7	0.10	0.9-1.5	0.3	0.10	0.20	0.10	0.05-0.15
	Al-Mg2.5	AlMg2.5		AA 5052	4120	17210	0.25	0.40	0.10	0.10	2.2-2.8	0.15-0.35	0.10		0.05-0.15
	Al-Mg4.5Mn	AlMg4.5Mn	N8	AA 5083	4140	17215	0.40	0.40	0.10	0.4-1.0	4.0-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15	0.05-0.15
	Al-MgSi0.5	AlMgSi0.5		AA 6060	4103	17310	0.30-0.60	0.10-0.30	0.10	0.10	0.35-0.6	0.05	0.15	0.10	0.05-0.15
	Al-Si1MgMn	AlSi1MgMn	H30	AA 6082	4212	17305	0.70-1.3	0.5	0.10	0.4-1.0	0.6-1.2	0.25	0.20	0.10	0.05-0.15
	Al-Si1Mg	AlSi1Mg		AA 6351			0.7-1.3			0.4-0.8	0.5-0.8				
	Al-Zn4.5Mg1			AA 7108			0.20	0.30	0.10	0.05	0.7-1.4	< 0.04	4.9-5.9	<0.03	0.15
	Al-Zn6MgCu	AlZn6MgCu	2L95	AA 7075			0.4	0.5	0.2-1.2	0.3	2.1-2.9	0.18-0.28	5.1-6.1	0.2	0.05-0.15
	Al-Si12	AlSi12	LM6	413	4261	17510	10.5-13.5	0.3	0.33	0.001-0.4	0.05		0.10	0.15	0.05-0.15
	Al-Si7Mg	AlSi7Mg	LM25	356	4144	17525	6.7-7.5	0.15	0.03	0.10	0.3-0.45		0.07	0.001-0.2	0.03-0.10
	Al-Si10Mg	AlSi10Mg	LM9	361	4253	17520	9.5-10.5	1.1	0.5	0.25	0.4-0.6	0.20-0.30	0.40	0.20	0.05-0.15
Mg-AZ91	MgAZ91					9% Al + 1% Zn									

Tabell 8-1 De mest anvendte aluminiumlegeringene (inklusive en magnesiumlegering). Standard betegnelse og sammensetning.



Figur 8-9 Fasthetsområdene for de herdbare Al-legeringene



Figur 8-10 Fasthetsområde for de ikke-herdbare Al-legeringene

Det finnes kommersielt tilgjengelig omtrent 350 plastisk formbare legeringer og omtrent 250 støpelegeringer. Egenskapene til mange av disse kan finnes i standarder.

Det er imidlertid slik at det er noen legeringer som er mye mer benyttet enn andre, vi kaller dem ”generiske legeringer”. Det er legeringer som er i alle leverandørers leveranseprogram og der egenskapene er vel dokumenterte. Vi har valgt 12 slike generiske legeringer i Tabell 8-1. I tillegg er det tatt med en magnesium støpelegering, da det er naturlig å vurdere magnesium støpegods som et alternativ til aluminium støpegods.

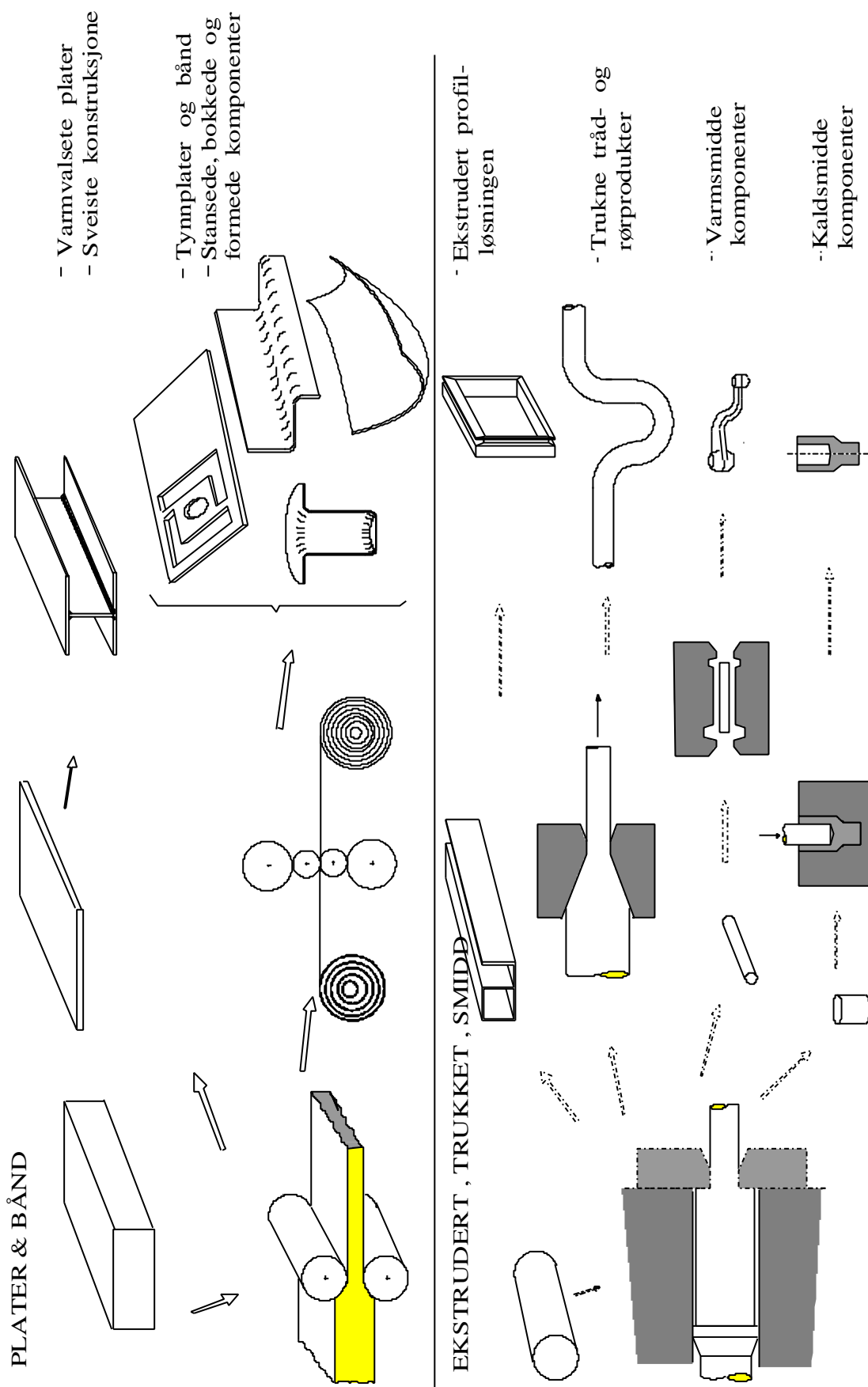
Valg av legering kan ikke gjøres uavhengig av halvfabrikata. Til valsede produkter hører noen av de generiske legeringene, til ekstruderte andre og til støpte produkter andre igjen. Dette skyldes at legeringene er tilpasset halvfabrikataprosessene. Mange har erfart at dersom man forsøker å bestille legering Al-Mg4.5Mn som ekstrudert profil fordi den skal sveises til en plate av denne legeringen, må man betale dyrt. Denne legeringen er meget vanskelig å ekstrudere og kan bare leveres i F- eller O-tilstand. Det anbefales derfor at en tar utgangspunkt i de generiske legeringer tilknyttet de forskjellige halvfabrikataformer når løsningskonsepter skal utarbeides. Det er først i optimaliseringsarbeidet at man eventuelt kan modifisere legeringsvalget.

Det er viktig å være oppmerksom på at for aluminiumlegeringer er det ofte mer effektivt å kunne utnytte formgivningsmulighetene for en gitt legering med vel dokumenterte egenskaper enn å prøve med mindre anvendte legeringer.

Vi vil nå gå noe mer detaljert inn på valg av de forskjellige generiske legeringer tilknyttet de enkelte halvfabrikataprosesser, se Figur 8-11.

Benevning	Beskrivelse
F	Varmekstrudert og fortrinnsvis luftkjølt. Kan også vannkjøles.
O	Mykgløding, 250-500°C i 1-5 timer.
T3	Innherdet ved pressen og deretter kaldbearbeidet og naturlig eldet til stabil tilstand.
T4	Innherdet ved pressen og kaldutherdet ved 20°C i 5-10 dager.
T5	Avkjølt ved pressen og lagret ved 120-185°C i 6-24 timer.
T6	Innherdet ved pressen og varmutherdet ved 160-190°C i 4-10 timer (maks fasthet).
T7	Innherdet og deretter overeldet/stabilisert.
T79	Avkjølt ved pressen og herdet i to trinn.

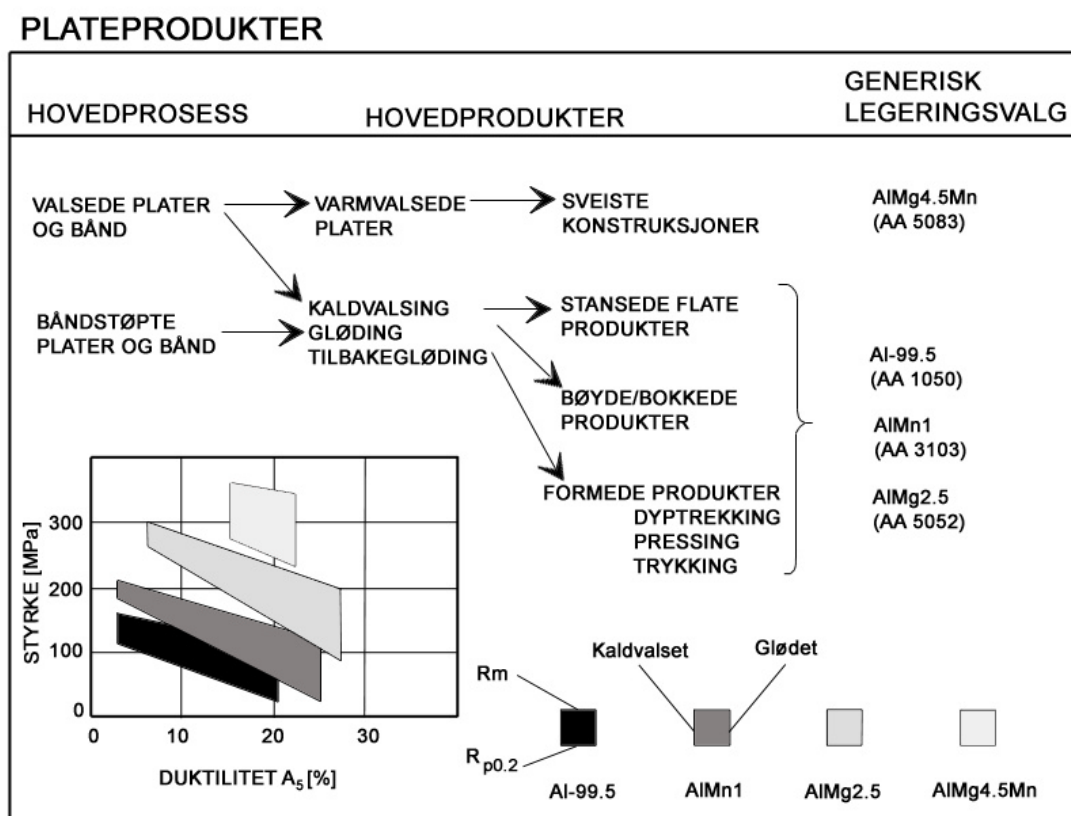
Tabell 8-2 De vanligste leveringstilstander for profiler.



Figur 8-11 Typiske bearbeidingsprosesser for aluminium

8.4.1 Plateprodukter

På Figur 8-12 ser vi de fire viktigste valselegeringene anvendt i generell produktutvikling. Som diagrammet på figuren viser, dekker de et relativt bredt styrke- og duktilitetsområde. På grunn av relativt høyt legeringsinnhold vil legering AlMg4.5Mn ha relativt høy styrke i glødet tilstand. Det betyr at den kan benyttes i glødet tilstand for sveising uten at en får "bløte" soner i varmepåvirket sone, og samtidig ha relativ høy styrke. Dersom styrke ikke er viktig, velges de bløtere legeringene. Om de skal leveres i utglødd eller en av de kaldvalsede tilstander, avhenger av hvilken grad platen skal formes i etterfølgende bearbeidingsstrinn.

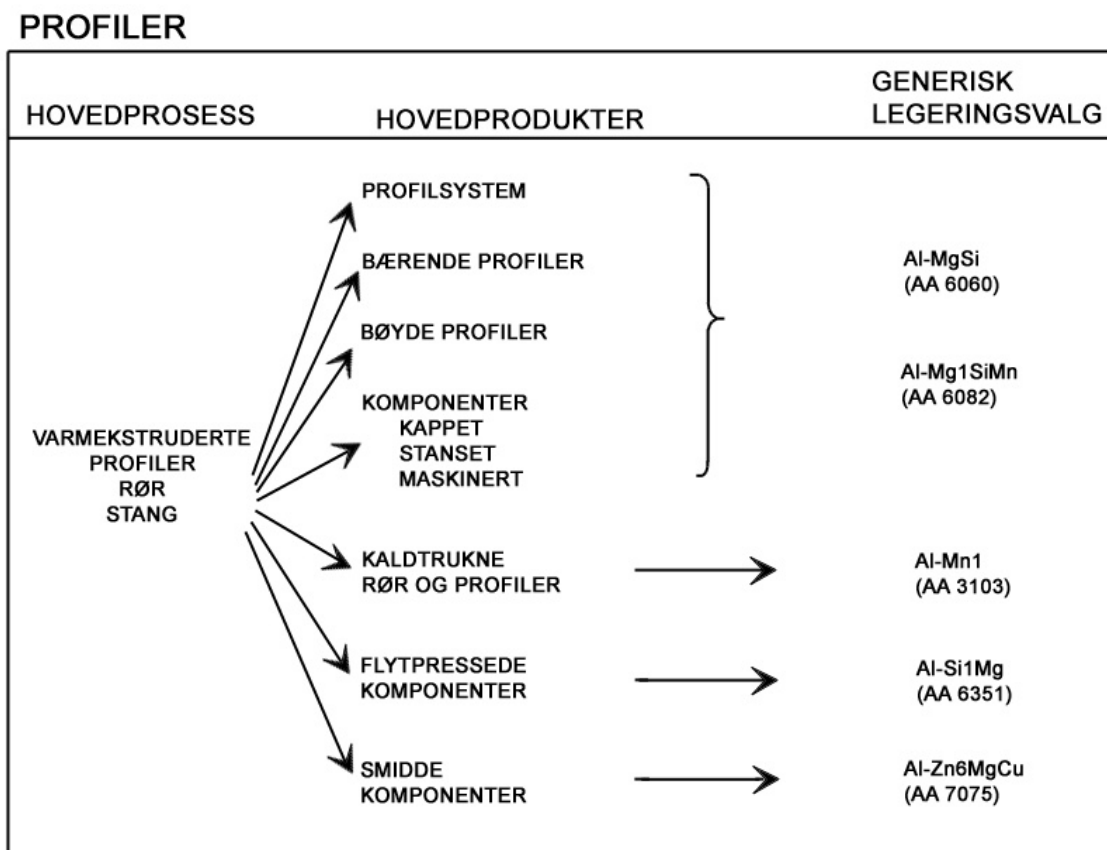


Figur 8-12 De fire viktigste legeringene.

8.4.2 Ekstruderte og bearbejdede profil-, stang og rørprodukter

Av profillegeringer er det legeringen AlMgSi og AlMgSiMn som er de viktigste, se Figur 8-13. Disse legeringer tilfredsstiller kravet om best mulig kombinasjon av høy produktivitet, styrke og formbarhet. Dersom komplekse, tynnveggede profiler skal produseres, velges AlMgSi, mens AlMg1SiMn som ofte velges til lastbærende konstruksjoner. De andre generiske legeringer er spesielt tilknyttet spesielle bearbeidingsruter. Det er også tatt med en legering spesielt utviklet i Norge – AA-7108 med spesielt interessante egenskaper med hensyn på kombinasjon av høy styrke og formbarhet.

Figur 8-14 viser et ”paradoks” med valg av ekstruderte aluminiumslegeringer; ved en gitt omskrevet diameter på profilet, ser en at liten veggtykkelse og høy ekstruderingshastighet oppnås hos legeringer med lav styrke (Al99,5 og AlMn1), mens for en legering med høy styrke, er minste veggtykkelse stor og ekstruderingshastigheten svært lav (AlZn6MgCu). Derfor velges ofte et kompromiss, AlMgSi når formkompleksitet er viktigere enn styrke; AlMg1Mn eller AlZn4.5Mg når styrke er viktigere enn formkompleksitet.



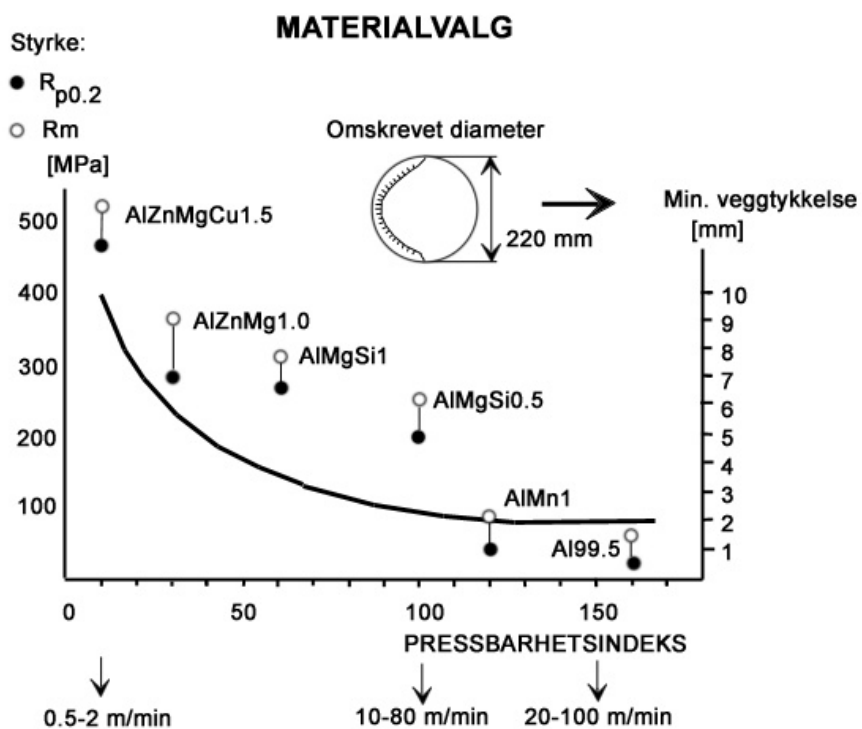
Figur 8-13 De fire viktigste profillegeringene.

8.4.3 Støpte komponenter

Av de generiske støpelegeringer er AlSi2 spesielt benyttet for presstøpte komponenter, se Figur 8-15. På grunn av risiko for porer i presstøpt gods benyttes en ikke-herdbar legering som flyter godt (nær eutektisk legering) og som får sin styrke ved direkte utfelling av Si-partikler ved eutektisk størkning.

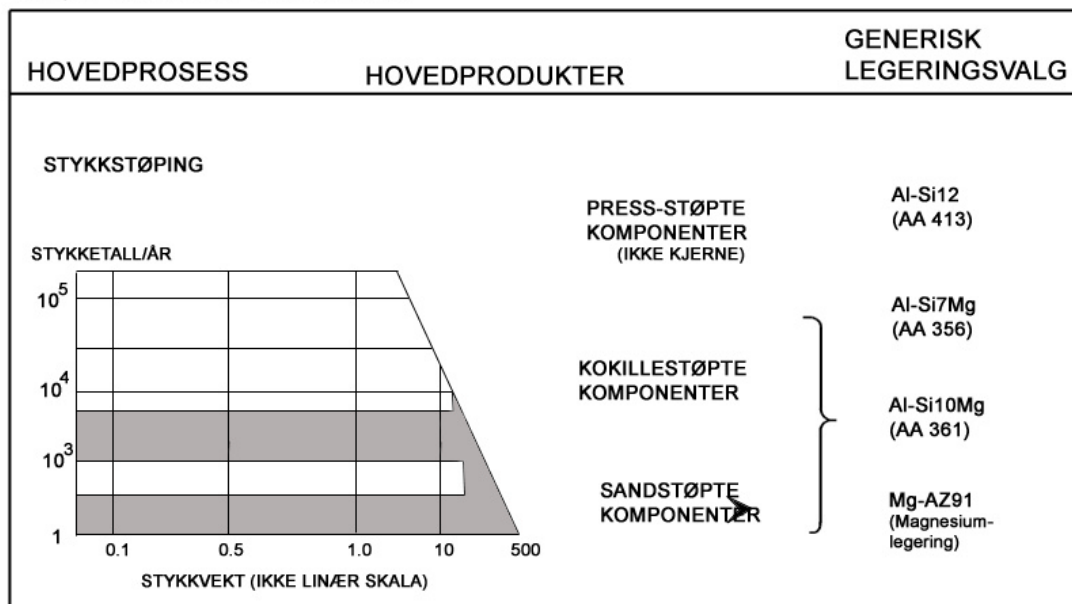
De andre legeringene er herdbare og benyttes ved kokillestøping og sandstøping.

Her er også tatt med en herdbar magnesiumlegering – Mg-AZ91. Der lav vekt og tynnvegget komplekse komponenter søkes, er magnesiumlegeringer et mulig alternativ. Magnesiumlegeringer har også god maskinbarhet.



Figur 8-14 Styrke og pressbarhet for noen aluminiumslegeringer. Den tykke streken angir minste veggtykkelse legeringen kan ekstruderes med.

STØPTE KOMPONENTER



Figur 8-15 De viktigste støpelegeringene i Al og en Mg-legering

Nye legeringer og kompositter

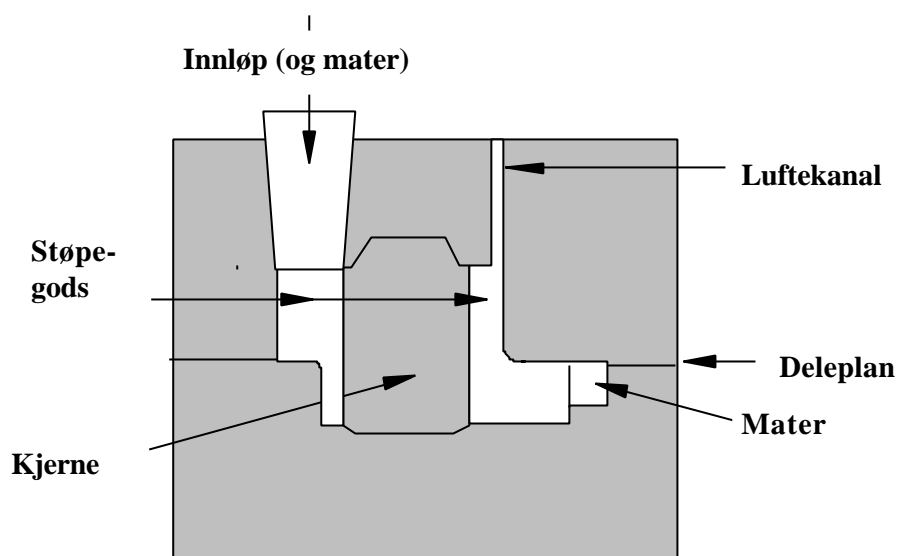
Det skjer en stadig utvikling av nye legeringer og kompositter. I de senere årene har lithium (Li) som legeringselement gitt nye “flylegeringer” som konkurrerer med de tradisjonelle legeringene. Litium, som er det letteste av legeringsmetallene (tetthet 534 kg/m³) gir lavere vekt enn de tradisjonelle legeringene. Høye produksjonskostnader vil nok begrense bruken av disse legeringene til anvendelser innen fly, romfart og forsvar.

- “Hurtigstørknede” legeringer er en spesiell type legeringer under utvikling. Ved rask nedkjøling fra smelte til tynne bånd, tråd eller partikler vil legeringselementer (som for eksempel jern) bli i fast løsning. Ved kompaktering og smiing eller ekstrudering vil en kunne oppnå høy styrke med høy varmefasthet for spesielle anvendelser.
- Ved å lage *laminat* av høyfast aluminiumlegering og plast (0,3 mm tykkelse, AA7075-legering og 0,2 mm aramid epoxy) oppnås forbedret styrke og utmattingsfasthet med lavere vekt enn rene legeringer.
- En spennende utvikling er også på gang når det gjelder *partikkelforsterket* aluminium. Partikler av silisiumkarbid (SiC) eller aluminiumoksid (Al₂O₃) i størrelse 5-20 µm innblandes i smelten (15-20 vol%) før utstøping. Her kan vanlige formingsmetoder som stykkstøping eller ekstrudering og smiing benyttes. Høyere elastisitetsmodul, forbedret varmefasthet, slitasjemotstand og utmattingsfasthet oppnås.

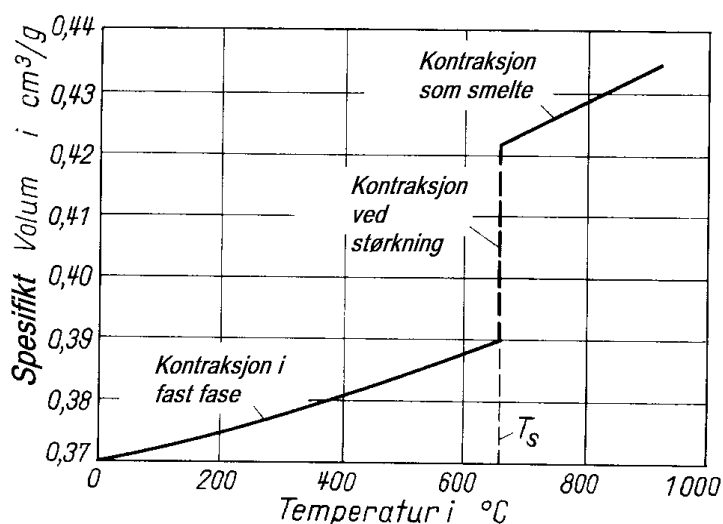
Det er likevel viktig å understreke at det er de tradisjonelle legeringene som er helt dominerende i praktisk bruk. Utfordringen ligger i å utnytte de mulighetene som finnes i standardlegeringene ved å velge riktig legering, konstruksjon og prosessrute/prosesserparametre.

8.5 Stykkstøping

Stykkstøping er vist i prinsipp i Figur 8-16. Støpeformen har et indre hulrom med fasong tilsvarende støpestykket med tillegg for bearbeidingsmonn. Indre hulrom kan lages i den støpte komponenten ved å legge inn separate “formelementer” på det sted i støpeformen hvor hulrommet skal være. I støpeteknologien kalles disse elementene for kjerner. Disse består av sand som er tilsatt bindemidler og er herdet slik at de forblir massive under størkningen. Bindemidlet velges imidlertid slik at dette nedbrytes av varmen under størkningen. Kjernen blir da til fin sand etter endt støping og kan lett tømmes ut av hulrommet i den støpte komponenten.



Figur 8-16 Stykkstøping av komponent.



Figur 8-17 Termisk kontraksjon ved størkning av renaluminium.

Siden metallet krymper i volum med ca. 6-7% ved størkning av renaluminium, se Figur 8-17, vil det dannes hulrom i de siste delene av støpestykket som størkner. Dette vil være de mest massive delene av støpestykket, siden det er disse som avkjøles langsomst og størkner sist. For å unngå manglende fylling i deler av støpestykket, det vil si dannelse av hulrom (også kalt "lunkere") i metallet som størkner sist, er det vanlig å forsyne støpeformen med såkalte materer i disse områdene. Støpeformen forsynes med ekstra hulrom hvorfra det ettermates smelte til de sist størknende områdene for å hindre lunkerdannelse der. Etter støping representerer materen en "utvekst" på støpestykket og må maskineres bort. Det er viktig at materen plasseres i kontakt med det område som størkner sist, slik at den etterfyller smelte til det området hvor en risikerer lunker-dannelse.

Ved støping av aluminium kan man velge mellom tre forskjellige støpeprosesser: sandstøping, kokillestøping eller presstøping. Endel viktige støpetekniske aspekter ved disse prosessene skal beskrives i fortsettelsen. Typiske støpte komponenter tatt frem ved hjelp av de tre ovennevnte støpemetodene er vist i Figur 8-19. I Figur 8-20 er vist et karakteristisk støpestykke med matere og innløp.

8.5.1 Sandstøping

Ved sandstøping lages formen som navnet tilsier av sand. For å binde sanden sammen til et fast materiale, tilsettes et bindemiddel som herder ved en kjemisk reaksjon og gir formen tilstrekkelig styrke til at denne kan fylles med smelte som avkjøles og størkner. Formen kan lages ved å blande for eksempel kvartsand med et organisk eller uorganisk bindemiddel og fylle sandmassen rundt en modell av den støpte komponenten. Modellen er laget som kopi av støpestykket med tillegg for bearbeidingsmonn, innløpssystem, samt matere. Modellen kan fremstilles i materialer som tre, plast, gips eller metall.

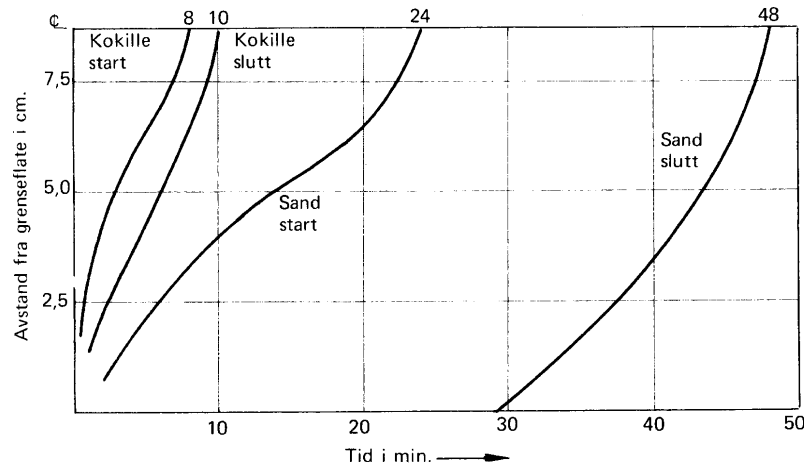
Herding av sanden skjer avhengig av bindemiddel som er valgt enten ved romtemperatur eller etter oppvarming. Sandformen forsynes med et deleplan slik at formen etter herding kan deles i to. Modellen inni formen kan da tas ut og eventuelle kjerner legges inn i formhulrommet før støping. Bindemidlet i sandform og kjerne brytes ned ved varmpåvirkning fra størknende metall. Etter avkjøling er det derfor umulig å ta ut støpegodset uten å ødelegge formen. Fremstilling av sandformer kan imidlertid gjøres svært rasjonelt og billig. Sandstøping er den mest fleksible støpemetoden siden støpeformens geometri lett kan modifiseres underveis ved å endre på modellen som benyttes.

På grunn av billig formtilvirkning, er sandstøping den mest økonomiske prosess ved fremstilling av få eller et middels antall like komponenter, det vil si ved støping av en komponent i et lavt eller midlere stykktall, typisk $< \text{ca. } 1000$ stk. Ved høge stykktall vil kokillestøping og presstøping gi bedre økonomi enn sandstøping på grunn av at mange komponenter kan fremstilles i samme form. Sandstøping tillater stor form-kompleksitet på godset, men gir langsom avkjøling under størkning siden sandformen som benyttes har lav termisk ledningsevne, se Figur 8-18. Ved sandstøping fås mindre dimensjons-nøyaktighet på støpt komponent (måltoleranse ca. 1% av nominell mål på komponenten) enn tilsvarende ved kokille og presstøping. Støpegods som fremstilles ved sandstøping kan varmebehandles, men får vanligvis noe dårligere mekaniske egenskaper enn tilsvarende gods fremstilt ved kokillestøping. Komponenter med meget stor vekt for eksempel 500kg eller mer, kan fremstilles ved sandstøping.

8.5.2 Kokillestøping

Kokillestøping av aluminium gjøres i såkalte kokiller, det vil si støpeformer laget av støpejern eller herdet stål. Hvis herdet stål benyttes, velges et såkalt varmarbeidsstål siden dette ikke så lett mister herdselen ved høy driftstemperatur. Før støping påføres støpeformens indre flater et smøremiddel for å hindre heft mellom støpt metall og kokille og for å redusere slitasjen på

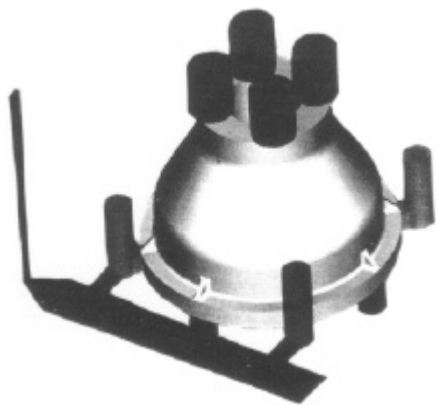
kokillen. Former som benyttes ved kokillestøping kan typisk anvendes til støping av for eksempel 200.000 komponenter før den må kasseres, avhengig av størrelsen på komponenten som støpes og type smøremiddel som benyttes.



Figur 8-18 Avkjølingsbetingelser ved sand- og kokillestøping.



Figur 8-19 Eksempler på typiske komponenter fremstilt ved a) sandstøping, b) kokillestøping og c) presstøping.



Figur 8-20 Modell som viser tredimensjonalt støpestrykke med mater og innløp.

I forhold til sandstøping gir kokillestøping høy avkjølingshastighet ved størkning av støpestrykket, se Figur 8-18. For ifylling av formen lages et innløps-system som gir størst mulig grad av laminær strøm når smelten flyter inn i form-hulrommet. Hulrom oppnås i støpeformen ved hjelp av bruk av sandkjerner eller ved bruk av sideveis bevegelig formdeler av stål. Kokillestøping er en støpeprosess som er egnet for fullautomatisering og gir normalt bedre

økonomi enn sandstøping ved storserieproduksjon av en komponent. Overflatekvaliteten på støpt komponent blir også vanligvis bedre ved kokillestøping enn ved sandstøping, og man oppnår bedre dimensjonsnøyaktighet (måltoleranse ca. 0,5% av nominell mål på komponenten) på støpt produkt. Kokillestøpt gods gir bedre kombinasjon av fasthet og duktilitet enn sandstøpt gods enten det anvendes med de egenskaper det får ved støpingen eller det herdes etter støpingen. Komponenter med vekt over 50kg fremstilles sjelden ved kokillestøping.

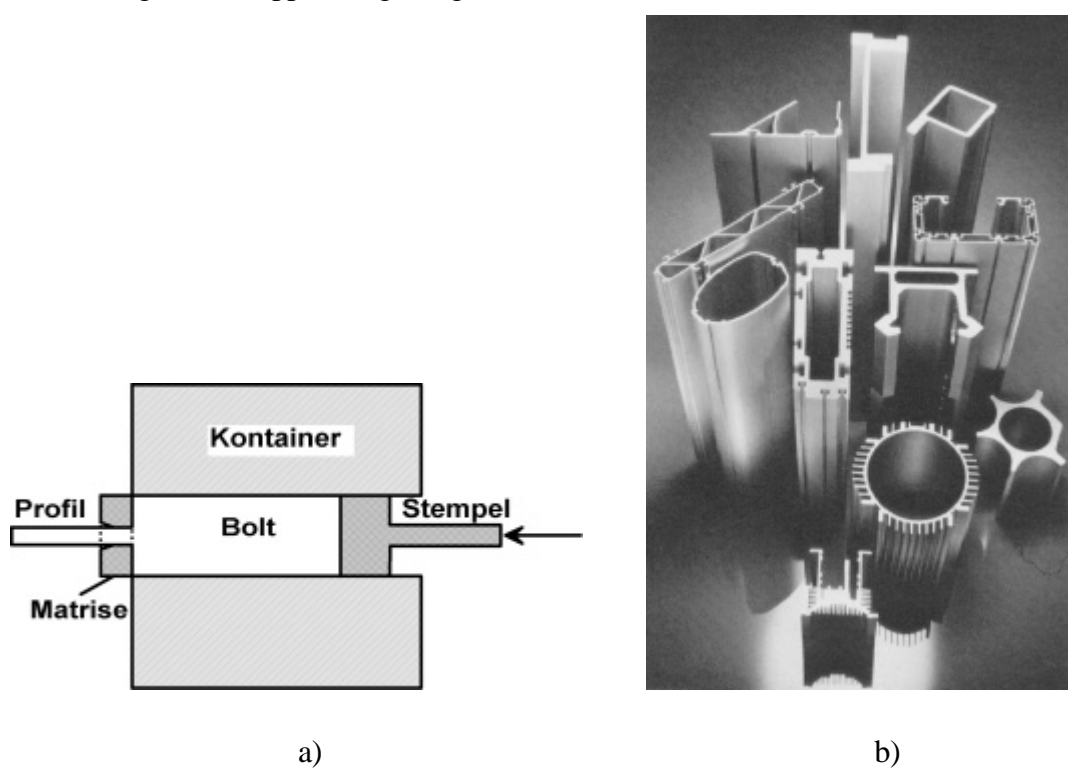
8.5.3 Presstøping

Ved presstøping benyttes varige støpeformer laget av herdet varmarbeidstål. Smelten injiseres i formen under høy hastighet og høyt trykk fra et kammer som porsjonsvis fylles opp med smelte før støping av hver nye komponent. På grunn av denne støpe-teknikken fås sterk turbulens ved fylling av støpeformen, og luft og smøremidler blander seg med metallet og gir opphav til porøsitet i en presstøpt komponent. Typisk levetid for en støpeform benyttet ved presstøping kan være ca 100.000 støpte komponenter. Presstøping blir for dyrt ved småserieproduksjon på grunn av store støpemaskiner og dyre støpeformer. Ved storserieproduksjon er presstøping en mer rasjonell metode enn kokillestøping og gir av støpemetodene best økonomi ved støping av komponenter i stykktall $> \approx 10.000$. Komponenter som kan støpes ved presstøping har en maksimumsvekt på ca. 50kg. Presstøping gir et produkt med meget god overflatekvalitet og med god dimensjonsnøyaktighet (måltoleranse ca. 0,3% av nominell mål på komponenten). Metoden egner seg meget godt til fremstilling av komponenter med tynne deler og kompleks utforming siden smelten injiseres under høyt trykk og derfor gir bedre formfylling enn for de andre støpemetodene. Men på grunn av høyt smeltetrykk tillater presstøping ikke at en anvender sandkjerner. Presstøpt gods kan dessuten ikke varmebehandles fordi det inneholder mye gassporer som på grunn av indre gasstrykk blåses opp til bobler på overflaten av produktet ved oppvarming.

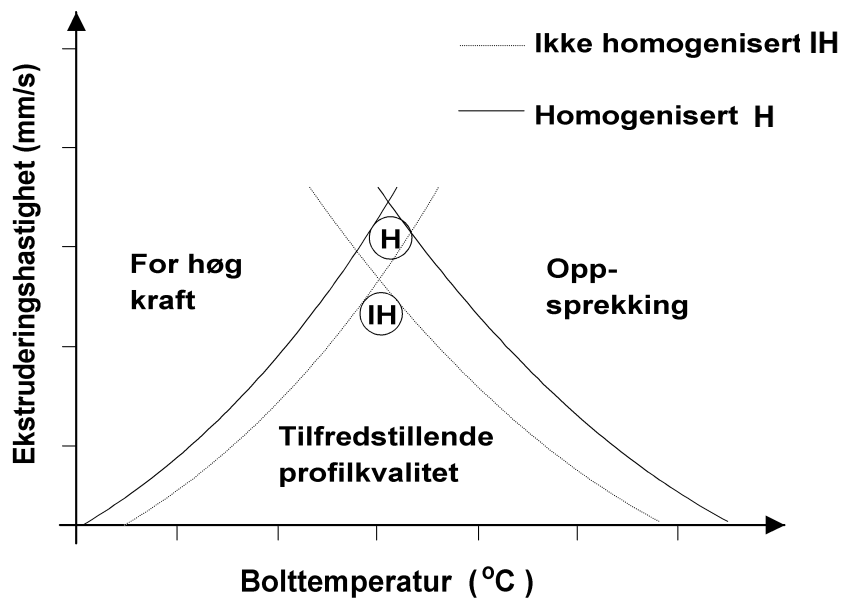
8.6 Ekstrudering

Mens man for stål fremstiller profiler ved valsing, kan aluminium på grunn av lav varmformingstemperatur og lav flytespenning videreføres til profiler ved hjelp av varmekstrudering. Ekstruderingen skjer som illustrert i

Figur 8-21 ved at en oppvarmet ekstruderingsbolt (kappet fra et kontinuerlig støpt ekstruderingsemne) legges inn i en pressylinder (kalt container) og presses gjennom en ekstruderingsmatrise. Matrisen er forsynt med et hull tilsvarende profiltverrsnittet som skal fremstilles. I oppvarmet tilstand oppfører metallet seg som en meget tyktflytende plastisk masse og kan presses ut gjennom hullet med samme tverrsnittsfasong som hullet. På grunn av stor reduksjon av tverrsnitt fra bolt til profil fås en veldig stor profillengde i forhold til ekstruderingsboltens opprinnelige lengde.



Figur 8-21 Direkte ekstrudering av profiler og rør.



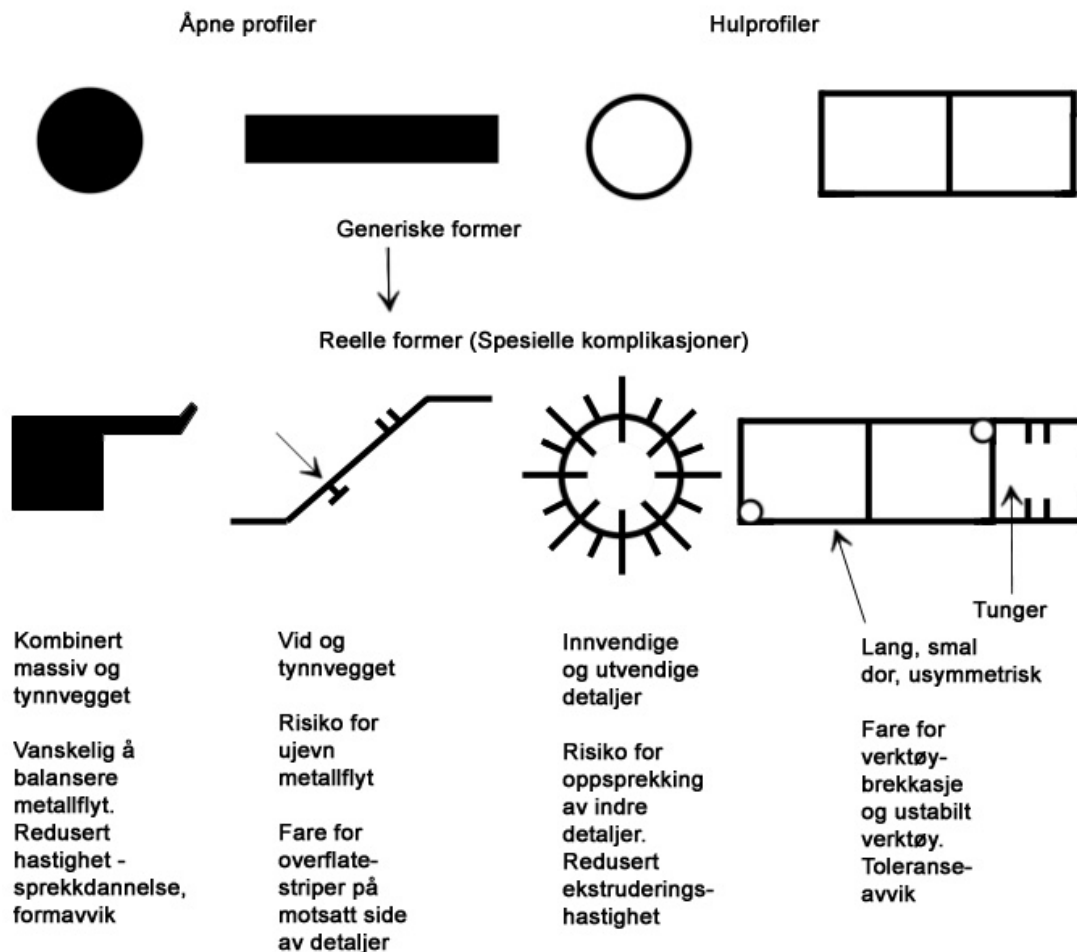
Figur 8-23 Begrensningsdiagram for ekstruderingsprosessen.

På grunn av stor reduksjonsgrad ved slik ekstrudering vil kraften som behøves for å presse metallet gjennom matrisa være svært stor. Fordi pressene som benyttes ved ekstrudering leverer en begrenset kraft er det viktig at metallet er varmet opp til tilstrekkelig høy temperatur før forming. Hvis metallet er for kaldt vil kraften som behøves ved pressingen kunne overskride den kraft pressen har og ekstrudering kan bli umulig. Flytespenningen til materialet som ekstruderes faller med stigende temperatur, slik at økt oppvarming gir fordeler i form av mindre kraft. På den annen side, hvis materialet er for varmt risikerer en at metallet som flyter ut av profilåpningen blir så varmt at lettsmeltelige faser som ligger på korn- og cellegrenser smelter opp. Hvis så skjer vil det danne seg sprekker i metallet idet dette presses ut av matrisen og profilet vil komme ut med en opprevet overflate.

Forholdene ved ekstrudering lar seg derfor illustrere ved hjelp av et begrensingsdiagram som vist i Figur 8-23. Hvis temperaturen blir for lav går materialets flytegrense opp og det blir tyngre å presse metallet ut av matrisen. Metallet kan imidlertid fortsatt ekstruderes dersom en senker presshastigheten noe, siden lav hastighet krever mindre ekstruderingskraft enn høg hastighet. På den annen side, hvis bolttemperaturen økes vil tendensen til oppsprekking i overflaten øke. Når det gjelder oppsprekking har man også her hastighetsavhengighet. Hvis man senker presshastigheten reduseres risikoen for oppsprekking ved en bestemt bolttemperatur fordi varmegerereringen blir mindre ved lav hastighet.

Som begrensingsdiagrammet i Figur 8-23 viser finnes det derfor en optimal bolt-temperatur som tillater høyest mulig presshastighet. I samme figur er det vist at en homogenisering av materialet før ekstrudering hever begrensingslinjene såvel for kraft som oppsprekking, og muliggjør ekstrudering med høyere presshastighet for et homogenisert (H) enn for et ikke-homogenisert (IH) materiale.

Figur 8-24 viser ulike typer av profilformer. Disse kan deles inn i to hovedgrupper med hensyn på form: åpne profiler og hulprofiler.



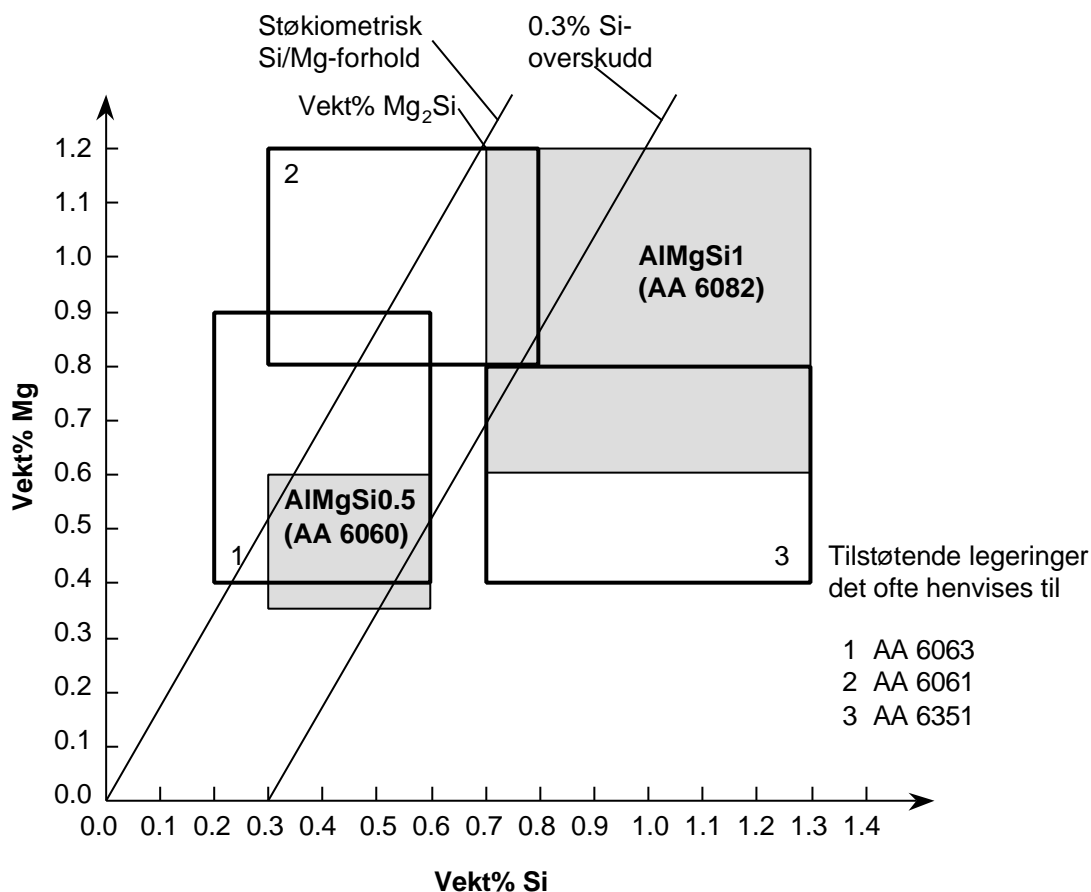
Figur 8-24 Ulike grupper av profiler

Spesielle forhold tilknyttet sammenheng mellom kvalitet, produktivitet og form er listet opp i figuren. Profiler er et ideelt konstruksjonselement med et utall av muligheter – mange funksjoner kan integreres i én profil. Produksjonen av aluminiumsprofiler foregår i pressverk. Formgivningen foregår i en hydraulisk presse med presskraft 10-100MN og containerdiameter fra Ø120 mm til over Ø600 mm. Kvadratiske containere kan også benyttes, med største profildimensjoner på 100 · 800 mm. De fleste presser har en presskraft på 16-22MN og containerdiameter på Ø178-Ø212 mm, det vil si et maksimalt spesifikt trykk p å600-650 MPa.

De vanligste legeringer for ekstrudering er innen legeringssystemet AlMgSi. Spesielt benyttes Al-MgSi0.5 (AA 6060) og Al-MgSiMn (AA 6082). Figur 8-25 viser legeringsinnhold av Mg og Si i disse legeringene. Til sammenlikning er det vist noen tilstøtende legeringer som ofte benyttes.

Figur 8-26 viser likevektsdiagram for $AlMg_2Si$ -systemet. Dersom forhold mellom vektprosent Mg og Si er $Si/Mg = 0,578$ har vi en støkiometrisk sammensetning, det vil si at all tilgjengelig Si og Mg danner den intermetalliske fasen Mg_2Si . For de støkiometriske sammensetningen kan det konstrueres et "kvasibinært" likevektsdiagram for systemet $AlMg_2Si$, der vektprosent $Mg_2Si = 1,578 \cdot$ vektprosent

Mg i legeringen (under forutsetning av tilstrekkelig Si-innhold til å få støkiometrisk sammensetning, det vil si vektprosent ($Si \geq 0,578 \cdot$ vektprosent Mg) .



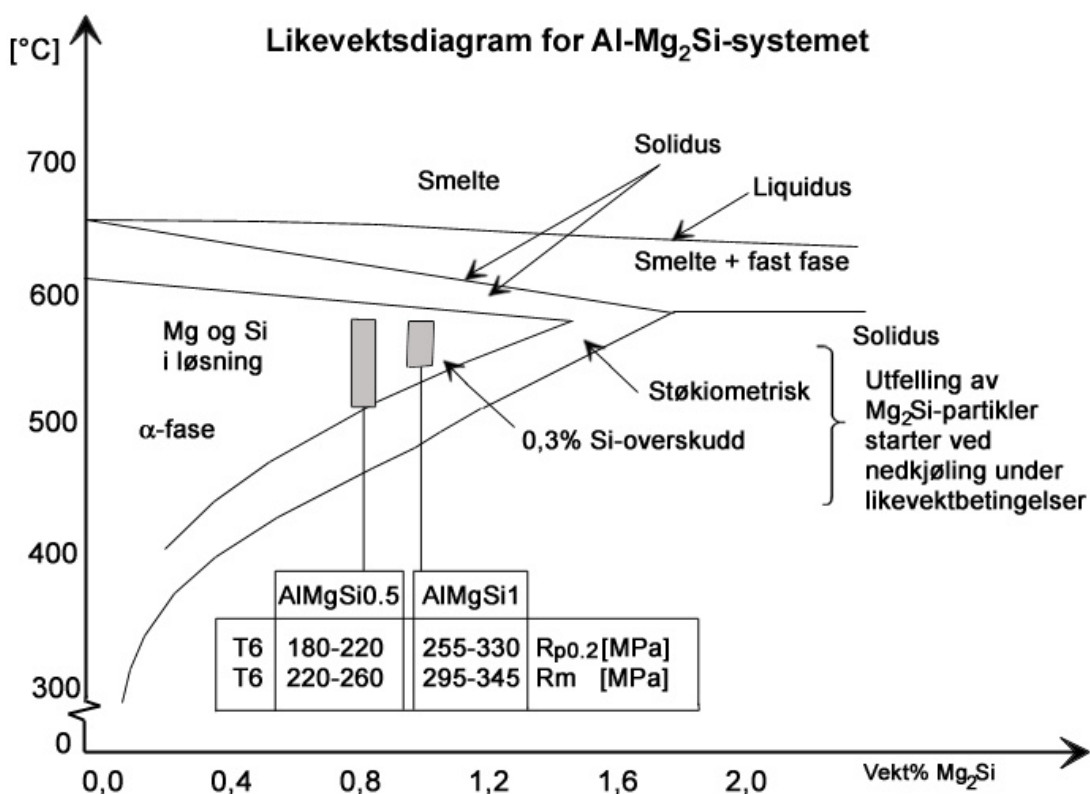
Figur 8-25 $AlMgSi$ -legeringer. Angivelse av støkiometrisk sammensetning av Si og Mg.

På Figur 8-25 er det tegnet en linje for støkiometrisk sammensetning. En ser at de to mest aktuelle legeringer AA6060 og AA6082 har et overskudd av Si. Effekten av et slikt Si-overskudd på likevektsdiagrammet er vist på Figur 8-26; det snevrer inn området der Mg og Si er i løsnings (α -fasen).

Ved ekstrudering av $AlMgSi$ -legeringer utføres ekstruderingsprosessen når Mg og Si er i løsnings. Umiddelbart etter ekstrudering kjøles profilet raskt ned slik at Mg og Si ikke får tid til å felles ut i Mg_2Si -partikler. Legeringen er i en metastabil tilstand. Dette betegnes *innherding*. Ved en etterfølgende oppvarming i området $170-190^{\circ}C$ i 4-8 timer oppnås en

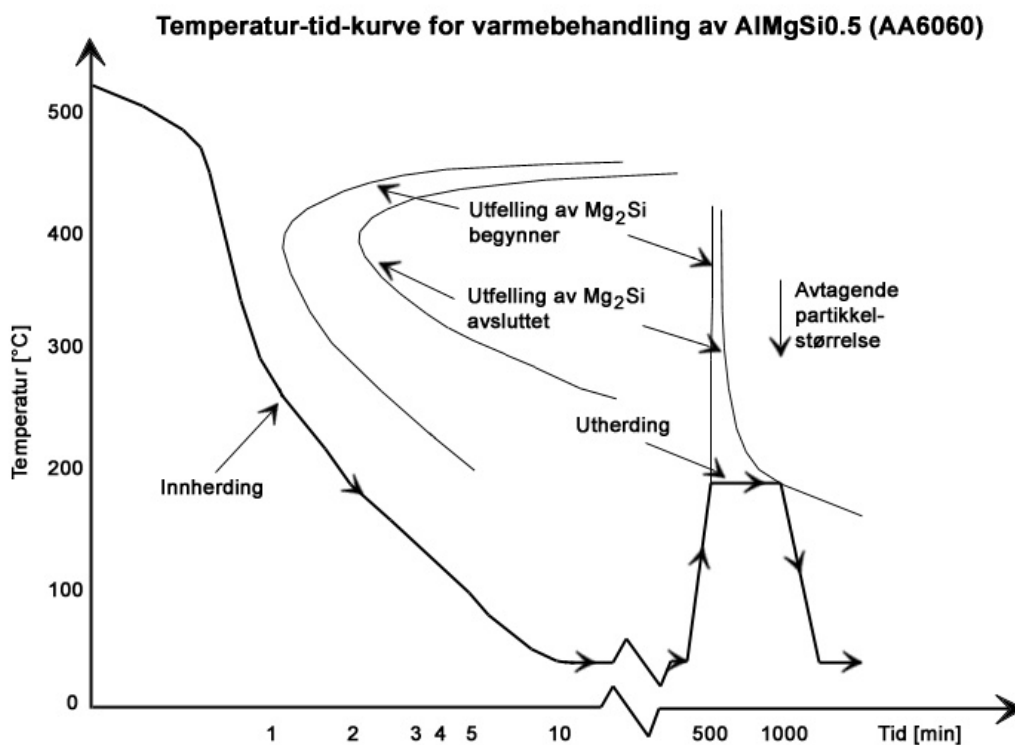
kontrollert utfelling av Mg_2Si -partikler. Dette betegnes *utharding*, og gir legeringene deres styrke.

Figur 8-27 viser temperatur-tid kurve for innherding og utharding av $AlMgSi0.5$. Ved innherding av $AlMgSi1.0$ (altså høyere innhold av $MgSi$) forskyves "utfellings-nesen" for Mg_2Si mot venstre og krever raskere nedkjøling enn $AlMgSi0.5$. $AlMgSi1.0$ må derfor innherdes ved vannkjøling, mens $AlMgSi0.5$ kjøles raskt nok med luftkjøling.

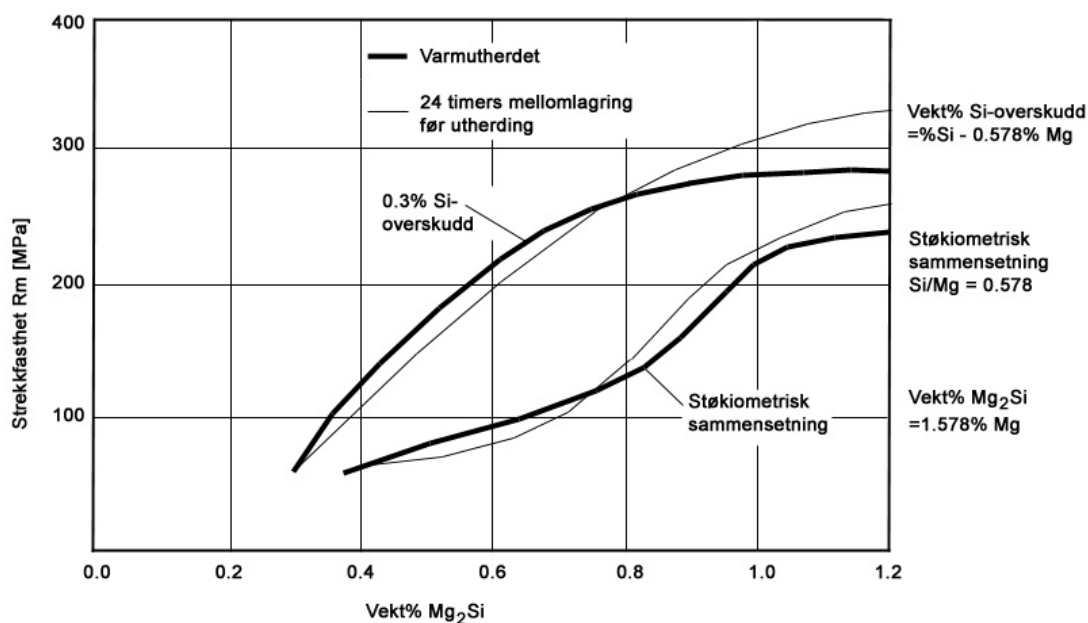


Figur 8-26 Likevektsdiagram for Al- Mg_2Si -systemet

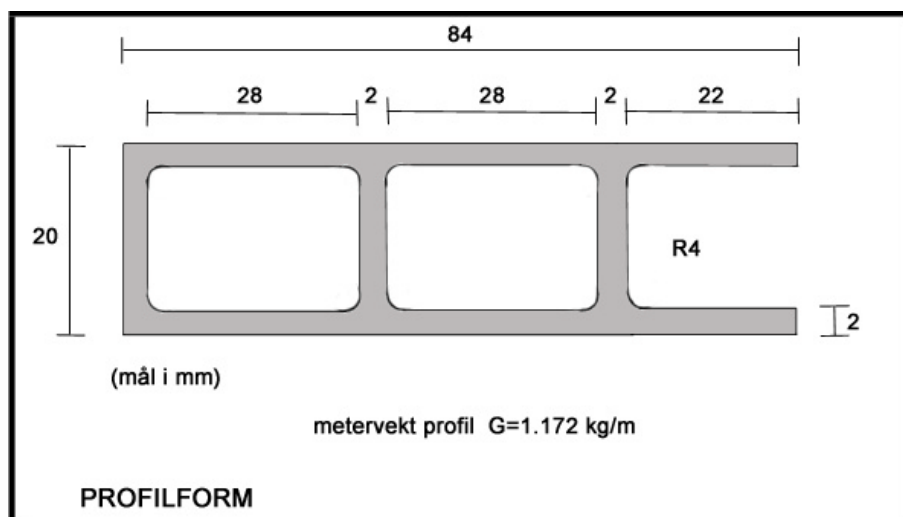
Figur 8-28 viser effekten av Si-overskudd på strekkfastheten R_m i T6-tilstand (innherdet og uthertet). En betydelig høyere styrke oppnås ved å øke Si-innholdet over det støkiometriske området. Selv om dette medfører en innsnevring av α -området det Mg og Si er i løsnning, Figur 8-26, og dermed krever en bedre temperaturkontroll under ekstrudering, velges Si-overskudd for å bedre styrkeegenskapene. Andre legeringselementer som Mn og Cu kan også tilsettes for å bedre styrkeegenskapene til legeringen. Ved ekstrudering må altså legeringen (pressbolten) forvarmes slik at legeringselementene går i løsnning, men temperaturen må ikke bli så høy at legeringen skades ved lokal smeltning. En ser av Figur 8-26 at $AlMgSi0.5$ har et større temperaturområde som er akseptabelt enn $AlMgSi1.0$. Høyere legeringsinnhold i $AlMgSi1.0$ enn $AlMgSi0.5$ gjør at den blir tyngre å presse og dermed utvikler mer varme enn $AlMgSi0.5$ under pressforløpet. Pressbarheten til $AlMgSi0.5$ er derfor bedre enn pressbarheten til $AlMgSi1.0$ både med hensyn på presshastighet, mindre veggtykkelse og profilkompleksitet (se Figur 8-14).



Figur 8-27 Temperatur-tid forløp for utfelling av Mg_2Si -partikler ved innherding og utharding av legeringen $AlMgSi_{0.5}$.



Figur 8-28 Effekt av Si-overskudd på bruddfastheten.



Figur 8-29 Ekstrudert hulprofil som skal produseres i eksempel 8.1

Eksempel 8.1 Profildesign, produktivitet og kostnader

En ordre skal produseres, se Figur 8-30.

Beskriv kort de enkelte prosessstrinn i pressverket, fra utgangsemnet (pressbolt i form av "logs" eller "billets") til ferdig profil; klar for utsendelse.

Pressverket er utstyrt med en presse med $16MN$ maksimal presskraft, containerdiameter $D=178\text{mm}$ og et utløpsbord med lengde 42 m. Et hulprofil i legering $AlMgSi0.5$ (AA6060) som vist på Figur 8-29 skal produseres.

Det skal leveres 200 lengder a 6 m, tilsammen 1200 m profiler.

Følgende produksjonsdata oppgis:

- Et hulls verktøy
- 6 lengder a 6 m per press
- Endekapp 1 m i hver ende
- Pressrestlengde 20 mm
- Dødtid per press-sykel 15 s
- Utløpshastighet 36 m/min – 600 mm/s
- Aksellerasjonstid 0 s
- Tid for verktøyskift 3 min
- Metallpris (pressbolt) 14 kr/kg
- Verktøykostnad kr 14 000,-
- Produksjonskostnader kr 200,- per minutt brutto presstid
- Anslått kvalitetskrapp 6% av brutto innsatt metall

Beregn

- Brutto materialbehov ("innsatt" materiale) [kg]
- Utbytte = (netto levert materiale/innsatt materiale) $\cdot 100$ [%]
- Total presstid [min]
- Produktivitet = (kg levert/total presstid) [kg/min]
- Kostnad per m levert profil [kr/m]
- Kostnad per kg levert profil [kr/kg]

Vekt av pressbolt: Utløpslengde: $6 \cdot 6 + 2 = 38 \text{ m}$

Utløpsvekt: $38 \cdot 1,172 = 44,54 \text{ kg}$

Pressrest: $p \cdot 0,178^2 \cdot 0,02 \cdot 2700 = 1,344 \text{ kg}$

Vekt av pressbolt: $44,54 + 1,34 = 45,88 \text{ kg}$

Brutto materialbehov: For å kompensere for skrap på grunn av kvalitetsavvik (6%) produseres 6% flere lengder enn bestilt.

Antall lengder produsert: $1,06 \cdot 200 = 212$ lengder a 6 m

Antall innsatte pressbolter = $35,3 \rightarrow 36$ bolter

Brutto materialbehov: $36 \cdot 45,88 = 1652 \text{ kg}$

Utbytte: Netto levert: $200 \cdot 1,172 = 1406 \text{ kg}$

Utbytte = $\frac{1406}{1652} \cdot 100\% = 85,1\%$

Total presstid: Utløpshastighet: $36 \text{ m/min} = 0,6 \text{ m/s}$

Netto presstid: Antall bolter \cdot Lengde per bolt/utløpshastighet =

$36 \cdot 38/0,6 = 2280 \text{ s}$

+Dødtid: $36 \cdot 15 \text{ s} = 540 \text{ s}$

+Verktøyskift: $3 \cdot 60 \text{ s} = 180 \text{ s}$

= Total presstid for ordren: $3000 \text{ s} = 50 \text{ min}$

Produktivitet (kg levert/brutto tid på pressen); kg levert: 1406 kg

Total presstid: 50 min

Produktivitet = 1668 kg/time

Kostnad: Metallkost: $1652 \cdot 14 \text{ kr} = \text{kr } 26\,432,-$

Presskost: $200 \text{ kr/min} \cdot 50 \text{ min} = \text{kr } 10\,000,-$

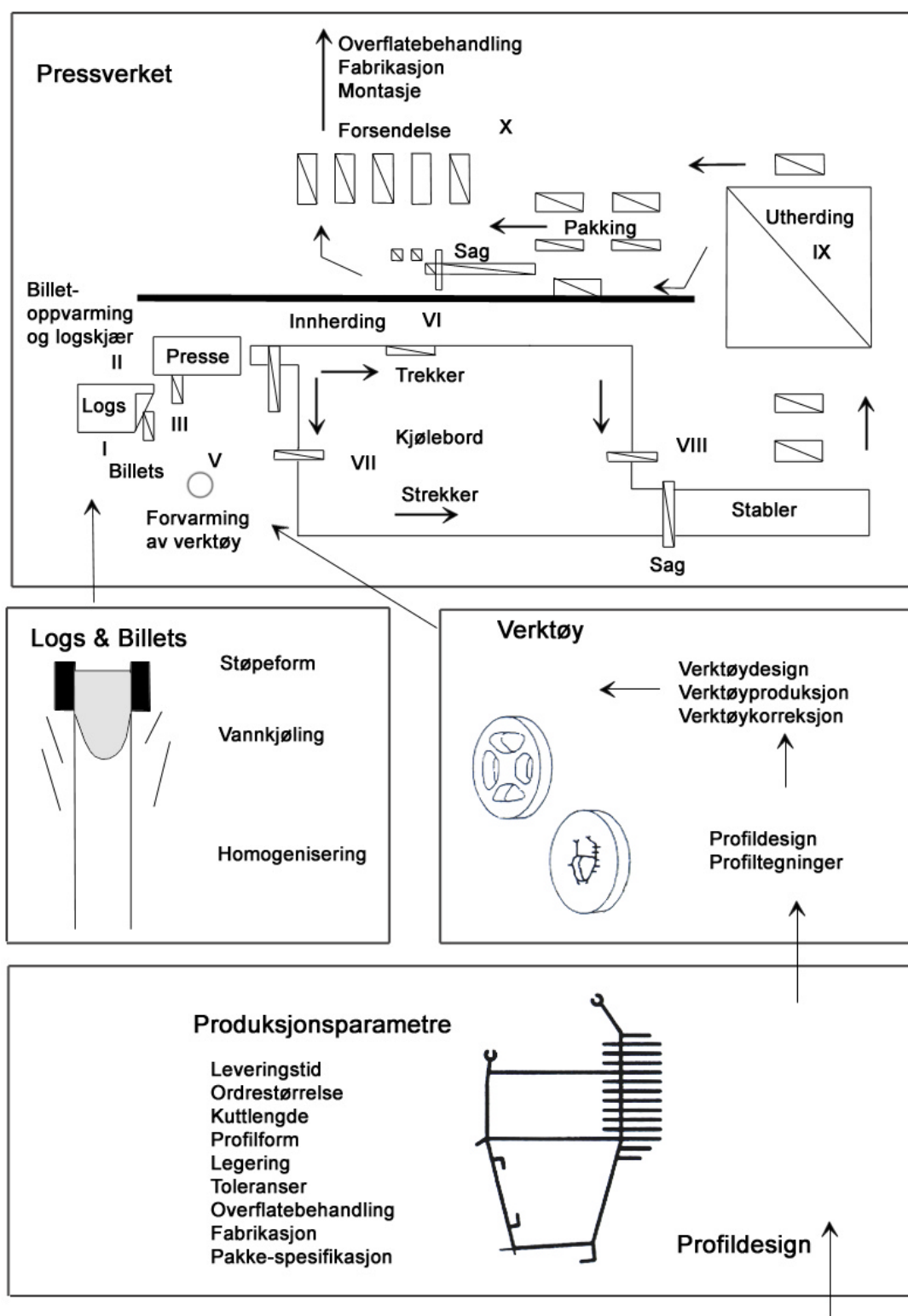
Total kost, eksklusiv verktøy: = $\text{kr } 36\,432,-$

Verktøykost: = $\text{kr } 14\,000,-$

Total kost, inklusive verktøy: = $\text{kr } 50\,432,-$

Kostnad inkl. verktøykost: Per m profil: = 42 kr/m

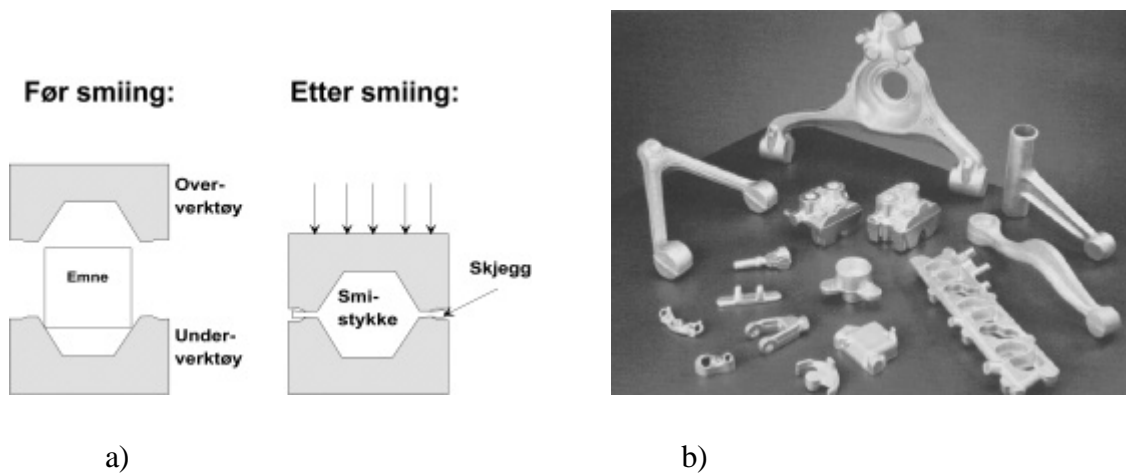
Per kg profil: = 36 kr/kg



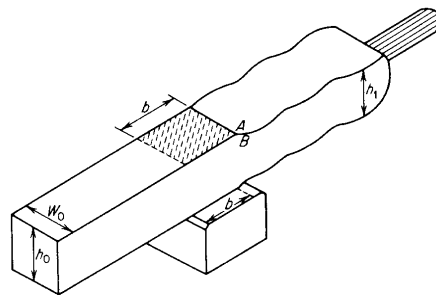
Figur 8-30 Profilproduksjon

8.7 Smiing

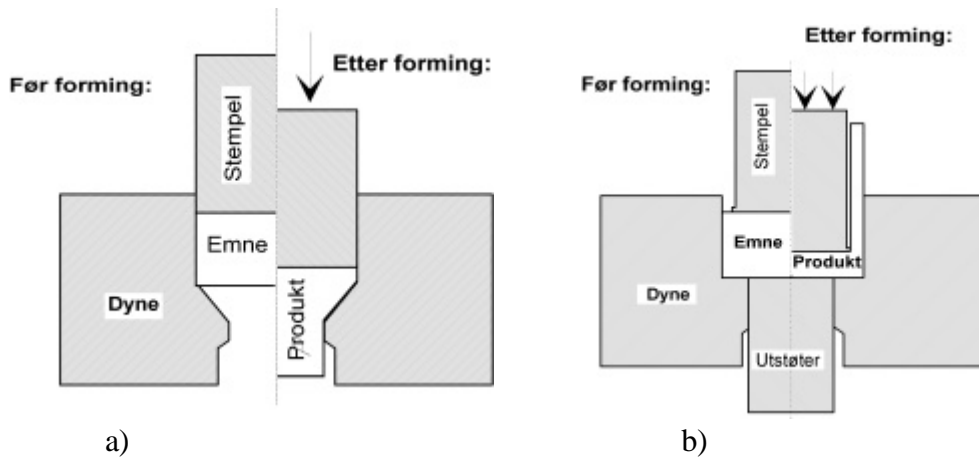
Som for valsing kan smiing enten gjøres som varmsmiing eller som kaldsmiing. Mens kaldsmiing gir fordeler i form av økt fasthet hos materialet og vanligvis bedre overflatekvalitet, gir varmsmiing fordeler ved at fomingkraft og trykk går ned på grunn av redusert flytespenning. Ved varmforming kan man få til større formendringer enn ved kaldforming uten at en risikerer at metallet sprekker opp. Smiingen kan, avhengig av hvilken geometri en skal ha på sluttproduktet, gjøres på forskjellige måter. Smiing inneles derfor inn i flere underprosesser som for eksempel friformsmiing, senkesmiing, foroverflytpressing og bakoverflytpressing. Disse fire variantene av smiprosesser er vist ved hjelp av skisser i figurene Figur 8-31 til Figur 8-33.



Figur 8-31 Senkesmiing: a) smiprosessen og b) eksempler på smidde komponenter.



Figur 8-31 Friformsmiing.



Figur 8-33 Flytpressing : a) foroverflytpressing og b) bakoverflytpressing av kopp.

Ved friformsmiing smir man med en (stor) hammer på et stort emne. Bare en del av emnet smis i hvert smislag, og en må flytte emnet bortover og smi i flere slag for å få smidd hele emnet, se Figur 8-31. Prosessen kalles friformsmiing fordi store deler av emnets overflate kan forme seg fritt uten å være i kontakt med formeverktøyet under formeoperasjonen.

Ved senkesmiing, se Figur 8-31, smir man i en lukket form hvor man oftest opererer med en skjeggspalt som materialet flyter ut gjennom mot slutten av smislaget. Den lukkede smiformen kalles gjerne for en senke, derav har prosessen fått navnet senkesmiing.

Flytpressing kan enten gjøres som foroverflytpressing eller som bakover-flytpressing, se Figur 8-33. Foroverflytpressing er i prinsippet en ekstruderingsprosess, men skiller seg fra denne ved at en ekstruderer korte lengder slik at en får ut et produkt med ulik tvernsnittsfasong over lengden.

Ved bakoverflytpressing formes hule kopper som for eksempel tuber eller patron-hylser ved at et stempel tvinges inn i et emne som ligger i en hul form. Mellom stempel og form er det en klaring som metallet kan flyte baklengs gjennom slik at det dannes et koppformet produkt.

Flytpressede detaljer anvendes ofte som bildeler. Eksempelvis produserer den norske bedriften Raufoss Technology as et stort utvalg flytpressede aluminiumdetaljer som benyttes for eksempel i styresystemet til biler.

8.8 Sveisbarhet

8.8.1 Generelt om sveisbarhet til aluminium

De vanligste sveisbare konstruksjonslegeringene er innefor AlMg, AlMgSi og AlZnMg legeringssystemene.

All sveising, også med aluminium, er beheftet med mulige defekter eller sveisefeil, og dette må man ta i betraktning både ved utforming av sveiseforbindelsene og ved fabrikasjon. Jo høyere belastninger sveiseforbindelsene er utsatt for, jo viktigere er det at konstruktøren velger den riktige utformingen av sveiseforbindelsen. Dette gjelder både plassering av sveisen og detaljutforming av selve fugen, slik at feilsannsynligheten er lavest mulig.

De fleste konstruksjonslegeringer i aluminium har fått sin styrke gjennom termisk eller mekanisk behandling. De varmutherdbare AlMgSi-legeringene gjennomgår en varmutharding ved en temperatur på ca. 175°C, etter bråkjøling av materialet fra ca. 500°C. Dette gir ørsmå finfordelte utfellinger i materialet som gir et meget effektivt styrkebidrag. Typisk vil flytegrensen øke fra 50-60 MPa i fullstendig mykgjødd tilstand til rundt 300 MPa. Denne tilstanden er termodynamisk sett stabil ved romtemperatur. Ved forhøyet temperatur over lengre tid vil utfellingene vokse i størrelse samtidig som antallet avtar. Denne prosessen kalles overelding, og gir en reduksjon i styrkebidraget. Reduksjonen er avhengig av tid og temperatur og kan være dramatisk dersom temperaturen er høy. Ved høy temperatur vil man oppnå overelding med markert styrkereduksjon allerede etter meget kort tid, mens man ved lavere temperatur krever vesentlig lengre holdetid for å få overelding. I verste fall kan man ende opp med samme flytegrense som i mykgjødd tilstand.

AlZn4.5Mg-legeringer har helt spesielle egenskaper som i visse tilfeller gjør legeringen godt egnet for sveising. I motsetning til AlMgSi1 som oppnår full oppløsning av utfellingsfasene først ved ca. 500°C trenger ikke AlZn4.5Mg høyere temperatur enn ca. 350°C for å oppnå full oppløsning av Zn₂Mg utfellingene. I tillegg er ikke legeringen så bråkjølingsfølsom som AlMgSi1-legeringen. Det vil si at de fritt oppløste elementene blir i fast løsning selv ved relativt langsom avkjølingshastighet (luftkjøling). Dette fører til at store deler av HAZ er fullstendig innherdet etter sveising. AlMgSi1 trenger forhøyet temperatur for å oppnå utharding mens AlZn4.5Mg utherder ved romtemperatur, noe som gjør at HAZ gjenvinner store deler av sin opprinnelige styrke i løpet av noen dagers lagring ved romtemperatur.

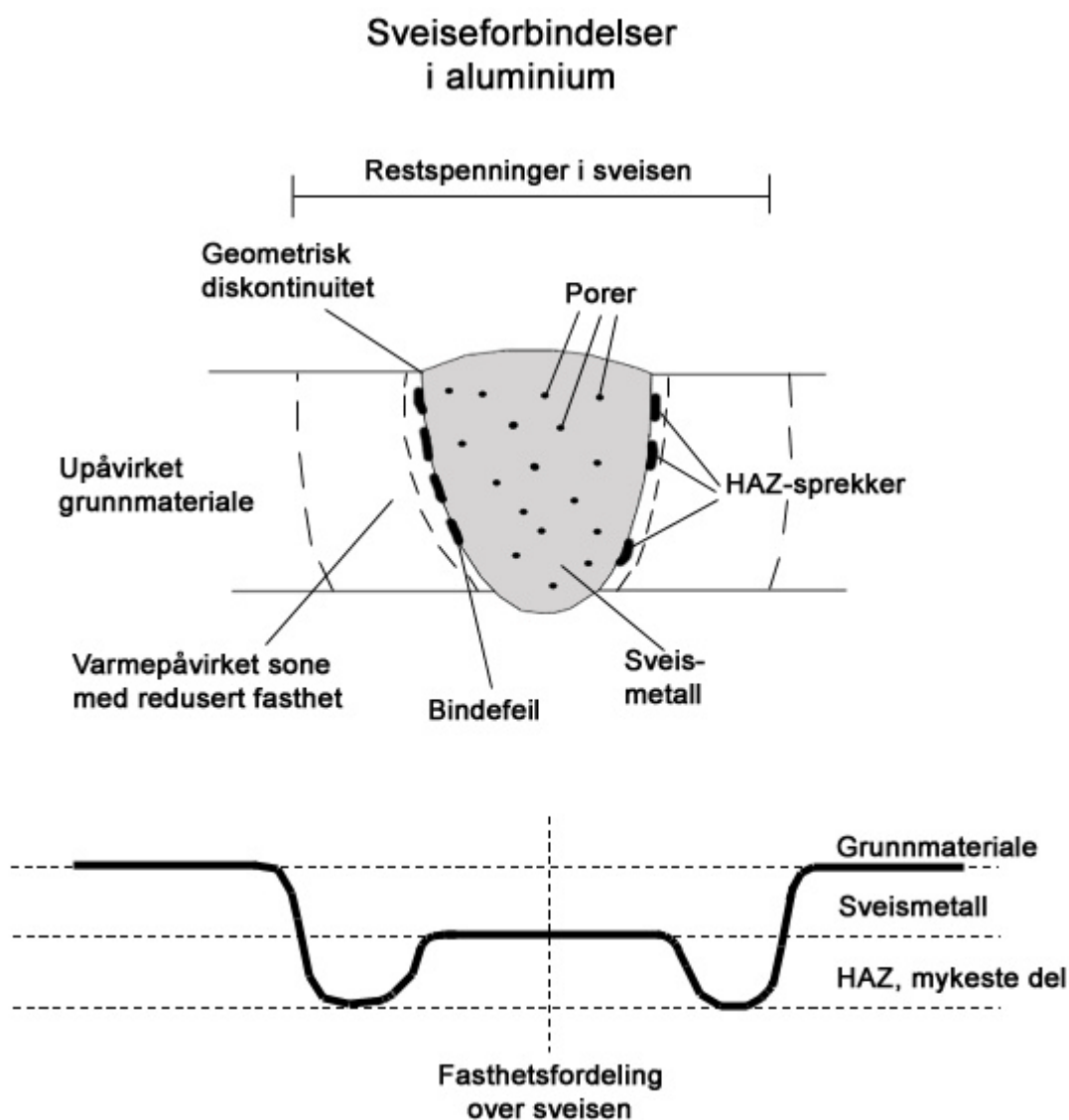
For kaldvalsede legeringer (AlMg og AlMgMn-legeringer) vil man også få redusert fasthet ved oppvarming. Dette skyldes utgløding av dislokasjonsstrukturen i materialet. Hvor høy temperatur som tåles er avhengig av legeringsinnhold og kalddeformasjonsgrad.

De oftest forekommende sveisefeil er porer, bindefeil/ufullstendig gjennombrenning, varmsprekker og de mer ytre faktorer som fluktavvik, vinkelavvik og ujevn råkeometri, Figur 8-33. Bindefeilene skyldes oksidlag av Al₂O₃, som vanskeliggjør binding mellom sveisemetall og grunnmateriale (det vil si på smeltegrensen) eller mellom sveisestrengene.

Oksidlagene kan dannes dersom gassbeskyttelsen ved sveising er ufullstendig, eller at sveiseparametrene ikke gir tilstrekkelig oksidrensing.

Porer er et vesentlig større problem for aluminiumlegeringer enn stål, og skyldes først og fremst hydrogen. Løseligheten av hydrogen er mye større i flytende enn i fast tilstand. Den synker fra 0,7 til 0,037 cm³ H₂/100 g Al ved overgangen fra smelte til fast tilstand. Siden smeltebadet størkner relativt raskt har hydrogenet vanskeligheter med å unnvike i den grad likevekten tilsier.

Under optimale forhold vil det normalt være mulig å unngå de fleste typer sveisefeil. Nå vet vi likevel at sveising ikke alltid foregår under de gunstigste betingelsene. Tilkomsten ved sveising kan være dårlig, noe som også vanskeliggjør rengjøring av fugene. Dermed øker feilhyppigheten og reparasjonsomfanget markert. Dårlig tilkomst kan også øke sjansen for at sveisefeil slipper gjennom uten å bli oppdaget.

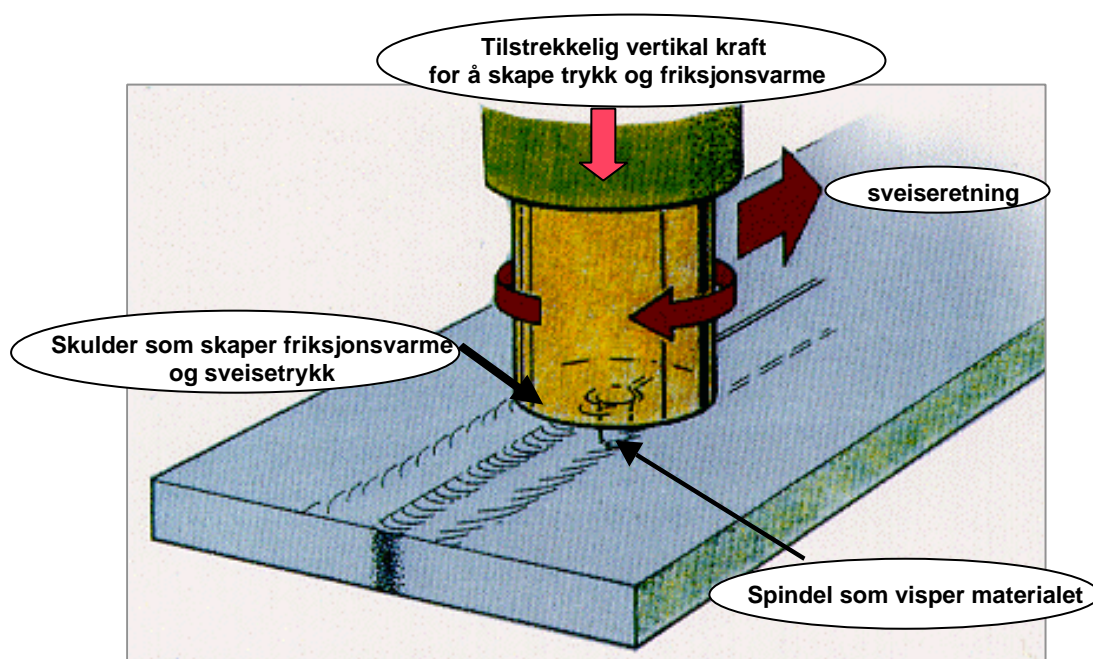


Figur 8-33 De vanligste sveisefeil og fasthetsfordeling i en aluminium sveiseforbindelse.

8.8.2 Friction-stir welding (FSW)

Dette er en nyutviklet sveisemetode for aluminium. Sveisemetoden er tatt i bruk av blant annet Hydro Aluminium på Karmøy og brukes idag hovedsakelig til sveising av plater til skipsskrog. De største aktørene innen FSW er Hydro Marine Aluminium as og Fjellstrand as, der Fjellstrand as bygger hurtiggående katamaraner i aluminium.

Prinsippet bak FSW er vist på Figur 8-34. En roterende spindel bevegtes mellom to plater som presses sammen. På denne måten skapes friksjonsvarme som er hovedsaken i denne sveisemetoden. Spindelen presses ned mot platene i hurtig rotasjon samtidig som den bevegtes langs skjøten. Det som prinsipielt skiller FSW fra andre sveisemetoder er at ved FSW kommer ikke materialene opp i smeltetemperatur, slik at materialet er i fast tilstand under hele sveiseforløpet. I tillegg tilsettes ikke noe annet tilsatsmateriale. Det brukes heller ikke noe beskyttelsesgass for å hindre oksidasjon i sveisesømmen.

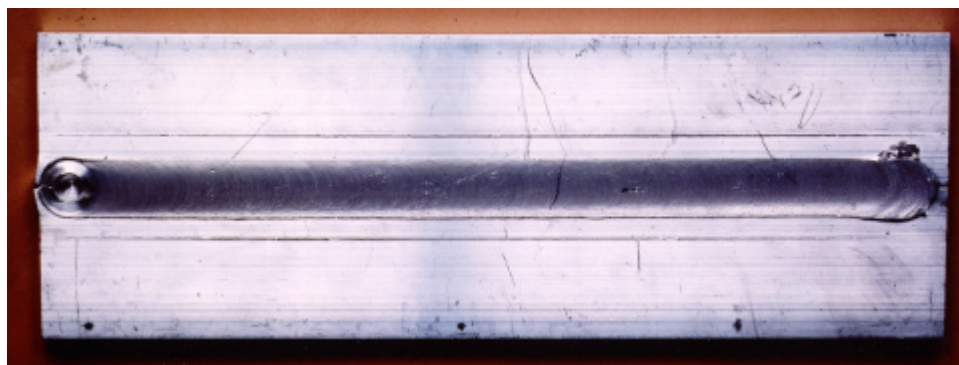


Figur 8-34 Prinsippet bak FSW [*Production of wide aluminium profiles by solid-state friction stir welding*]. Ole T. Midling og Helge G. Johansen.].

Store fordeler med FSW med hensyn på sluttproduktet er at produktene ikke "slår seg" etter sveising slik som er vanlig ved andre konvensjonelle sveisemetoder. Grunnen ligger i temperaturen materialet blir utsatt for. Ved konvensjonelle sveisemetoder blir materialet i sveiseområdet varmet opp til smeltepunktet og deformeres ved avkjøling. I tillegg får materialet bløte soner rundt sveisen som kan ha helt andre mekaniske egenskaper enn grunnmaterialet. Siden FSW ikke kommer opp i så høye temperaturer slipper vi unna slike uønskede effekter.

Ved konvensjonelle sveisemetoder stilles det krav til etterbearbeiding av sveisene. De må ofte slipes og rengjøres for å bli kvitt ytre urenheter og kjerneeffekter. Dette slipper man også ved

bruk av FSW. Sveisen går i flukt med grunnmaterialet. Du kan se sveisen som horisontale sirkler i sveiseskjøten (Figur 8-35).



Figur 8-35 Slik ser en sveis utført med FSW ut [*Production of wide aluminium profiles by solid-state friction stir welding*]. Ole T. Midling og Helge G. Johansen.].

Egenskapene i sveisen ligner ganske mye på de vi finner i ekstruderingsveisene i et hulprofil. Porøsiteten er minimal i tillegg til de mekaniske egenskapene som ikke skiller seg så mye fra grunnmaterialet.

Hovedgrunnen til at FSW ble utviklet ligger i behovet for store ekstruderte plater. Som beskrevet tidligere har ekstruderingsmatrisen en ganske begrenset ekstruderingsbredde. FSW har vist seg glimrende på å sammenføye ”smale” plateprofiler til store seksjoner. Det er enkelt å bestemme hvor brede seksjoner som skal bygges ved å variere antallet profiler. Figur 8-36 viser hvordan flere paneler kan sveises sammen til en større plate.



Figur 8-36 Ekstruderte profiler som er sammenføyd ved hjelp av FSW [*Production of wide aluminium profiles by solid-state friction stir welding*]. Ole T. Midling og Helge G. Johansen.].

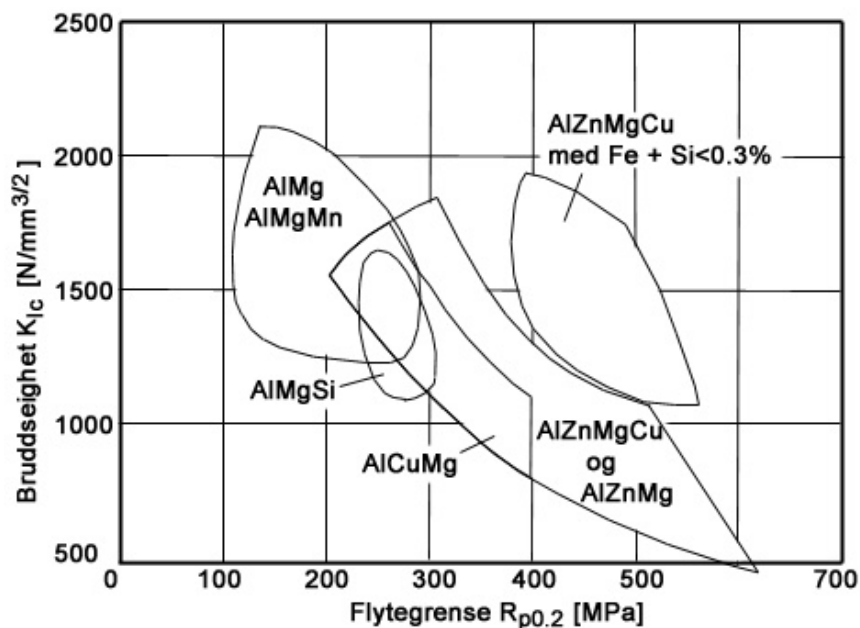
Som en miljøfaktor kan det nevnes at komponenter som er sammenføyd ved hjelp av FSW kan direkte resirkuleres siden det ikke er tilsatt noe annet materiale enn grunnmaterialet. De økonomiske fordelene ved bruk av FSW ligger hovedsakelig i de innsparinger man oppnår av forbruksmaterialer. Som beskrevet er det ikke nødvendig med dekk-gass eller tilsatsmateriale. På grunn av automatikken behøver ikke en sveiser stå og manuelt sveise alle skjøtene slik at

arbeidskostnadene reduseres. Siden ikke sveisemetoden baseres på høye strømverdier (500A er ikke uvanlig for konvensjonell buesveising) vil kostnadene til kraftforsyningen også reduseres.

Noen andre aktuelle bruksområder for FSW er produksjon av transportcontainere, drivstofftanker, kjølepaneler, chassis og gasstanker.

8.9 Bruddseighet

Det finnes en god del bruddseighetsdata for ulike aluminiumslegeringer. Mesteparten av de tilgjengelige dataene er for flylegeringer av 2000 og 7000 serien og er et viktig grunnlag for vurdering av flysikkerheten idag. For andre konstruksjonslegeringer, spesielt de sveisbare legemgene er kartleggingen av bruddseigheten dårligere. For flylegeringene er det alt vesentligst linærelastiske bruddseighetsparametre, K_{Ic} og K_{IIc} . For mer duktile legeringer er elastisk-plastiske parametre som CTOD og J-integraldata mer relevant, men slike data finnes i vesentlig mindre utstrekning.



Figur 8-37 Sammenheng mellom bruddseighet, K_{Ic} , og flytegrense for noen aluminiumlegeringer.

Generelt kan man si at innenfor en materialgruppe er bruddseigheten fallende med økende flytegrense. Omtrentlig beliggenhet av bruddseighetsparameteren K_{Ic} som funksjon av flytegrensen for de ulike legeringssystemene i aluminium er vist på Figur 8-37.

Eksempel 8.2: Beregning av kritisk sprekk lengde

Legering 2024 har i tilstand T351 en flytegrense på 376 MPa og en bruddseighet $K_{IC} = 44 \text{ MPam}^{1/2}$. I tilstand T851 er flytegrensen økt til 441 MPa mens bruddseigheten er redusert til $22,4 \text{ MPam}^{1/2}$. Materialet har en kantsprekk med lengde, a , og en forutsetter at sprekken er liten i forhold til tykkelsen. Da er følgende uttrykk gjeldende for å bestemme kritisk sprekk lengde:

$$K_{IC} = 1.12s\sqrt{pa}$$

Dersom den nominelle spenningen er på 300 MPa vil dette gi følgende resultat for den kritiske sprekk lengden:

$$a_c = 5,45 \text{ mm for T351}$$

$$a_c = 1,58 \text{ mm for T851}$$

Ønsker en å dra nytte av den høyere flytegrensen som T851-tilstanden gir ved å øke den nominelle spenningen med for eksempel 65 MPa vil istedet den kritiske sprekk lengden, a_c , bli 1,07 mm.

8.9.1 Virkning av materialsammensetning og mikrostruktur

I tillegg til flytegrensen og materialtykkelsen vil også materialsammensetning og mikrostruktur innvirke på bruddseigheten. Enkelte legeringselementer og struktur-elementer har gunstig effekt, mens andre fører til reduksjon i bruddseigheten.

Partikler spiller en vesentlig rolle for en legerings bruddmotstand. I aluminium-legeringer skiller en mellom 3 typer partikler:

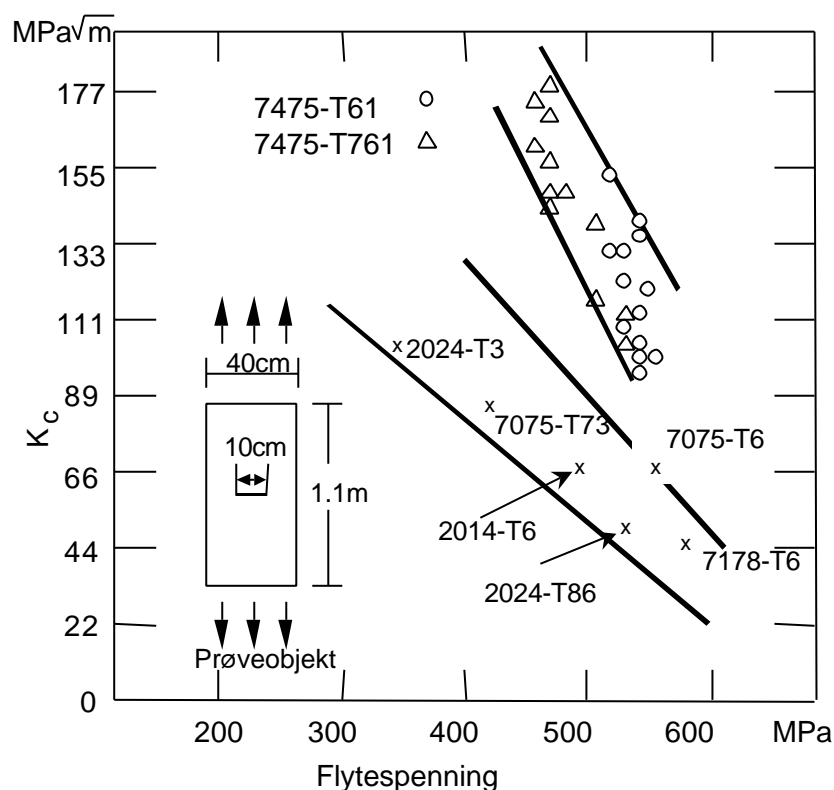
Store partikler, $> 1 \mu\text{m}$, bestående av stabile faser som felles ut under størkningsforløpet og som ikke går i løsning under videre bearbeiding. Størrelse og antall kontrolleres med å senke Fe og Si innholdet. Disse partiklene er lite gunstig for bruddseigheten.

Dispersoider, størrelse mellom $0.03\text{-}0.5 \mu\text{m}$, som inneholder Mn eller Cr, som felles ut i fast fase, men som ikke går i oppløsning igjen ved varmebehandling. Disse dispersoidene har både gunstig og ugunstig effekt. De bremser rekrystallasjon og kornvekst og man får finere kornstruktur, noe som gir større tendens til transgranulær sprekkvekst, noe som gir høyere bruddenergi. En ugunstig virkning er at de virker som kimdannere for porevekst. Derfor er det gunstig å kontrollere volumfraksjon, størrelse og avstand mellom dem. Ved å bytte ut Cr med Zr, får man i mange tilfeller mer finfordelte disperoider og bedre bruddmotstand.

Presipitater, $< 0.02 \mu\text{m}$, som felles ut ved utharding, og som gir det store styrkebidraget til de herdbare legeringene. Gunstig morfologi på disse partiklene kan oppnås ved hurtig avkjøling og stegvis utharding.

Inenfor 2000 (AlCu) og 7000 legeringene (AlZnMg) har man lagt ned mye arbeid for å utvikle legeringer med høy bruddseighet. Motivasjonen har vært å øke skade-toleransene på høyt belastede deler i flykonstruksjoner. Resultatet av utviklingen har blitt "renere" legeringer med redusert innhold av Fe og Si samt modifikasjon av dispersoidstrukturen ved bruk av Zr istedenfor Cr. I tillegg vil termomekanisk behandling og hurtigst mulig bråkjøling virke i positiv retning. Legeringen 7475 (AlZn5.7Mg2.2Cu 1.6) er et eksempel på en legering hvor man har tatt hensyn til disse faktorene. Som det fremgår av Figur 8-38 er bruddseigheten vesentlig bedret i forhold til tilsvarende legeringer med samme fasthet.

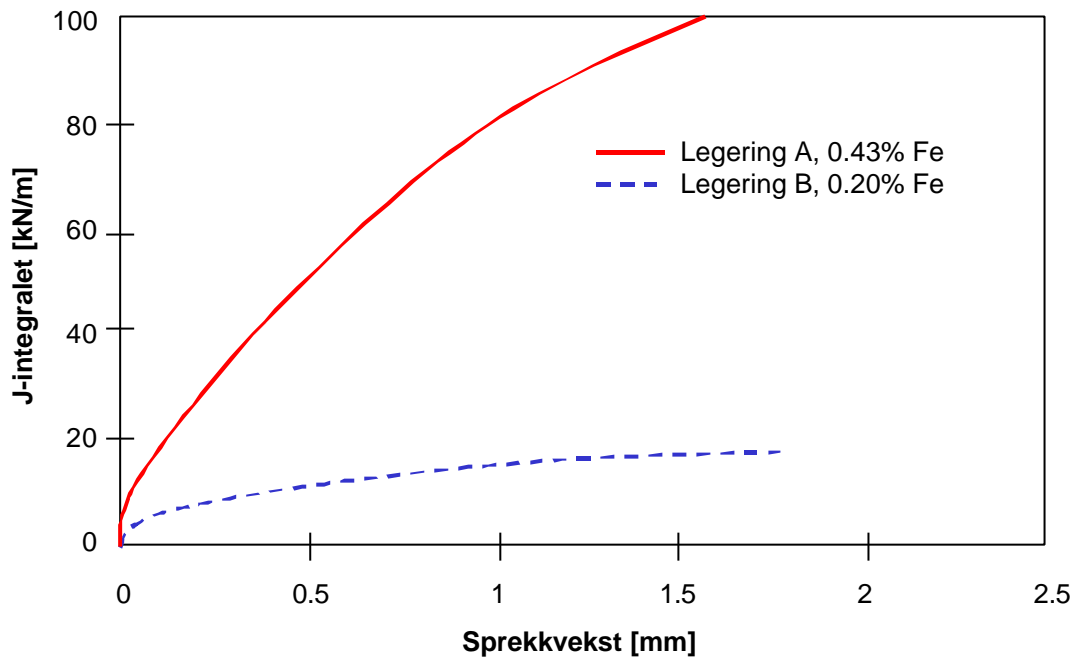
Også for AlMgSi1 legeringer kan effekten av partikler være stor. De store primærpartiklene er hovedsaklig partikler med Fe og Si men kan også være grove Mg_2Si partikler. Figur 8-39 viser bruddseighet i form av $J\text{-}Da$ -kurver for 2 ekstruderte AlMgSi1 legeringer i T6 tilstand med forskjellig Fe innhold og størrelse på partikler. Legering A har 0.43% Fe mens legering B har 0.20% Fe. Legeringen med høyt Fe-innhold viser klart lavere bruddseighet enn den med lavt Fe-innhold.



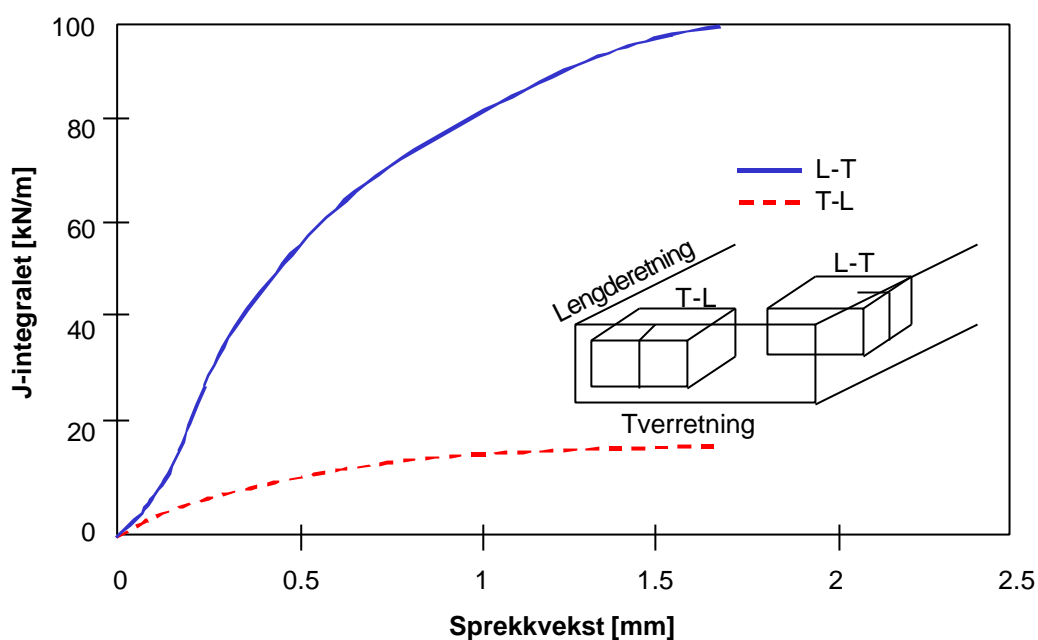
Figur 8-38 Bruddseighet K_c for legeringene 7475 og 7075 som funksjon av flytespenning. Platene hadde mellom 1 og 5mm tykkelse.

8.9.2 Anisotropi i bruddseigheten

Tekstur i mikrostrukturen har vært kjent for å kunne gi anisotrope egenskaper. Figur 8-40 viser anisotropi i bruddseighetsegenskapene for en ekstrudert AlMgSi1-T6 legering. Forskjellen i L-T og T-L retningen er markert og vil også gi store forskjeller i kritisk sprekk lengde for de to retningene. Dette må man ta hensyn til ved valg av konstruksjonsløsninger.



Figur 8-39 *J*-*Da*-kurver for to AlMgSi1-legeringer med ulikt Fe-innhold.



Figur 8-40 *J*-*Da*-data som viser anisotropieffekt i ekstrudert AlMgSi1-T6. T-L-retningen har mye dårligere bruddseighet enn L-T-retningen.

8.9.3 Virkning av temperatur og miljø

I motsetning til stål som kan ha dramatisk reduksjon i bruddseigheten ved redusert temperatur, er bruddseigheten lite påvirket av temperatur for aluminium. Forsøk foretatt på 196mm tykke plater av legeringen AA5053 i mykglødd tilstand (O) indikerer en økning i sprekkmotstanden ved temperaturer på -196°C i forhold til romtemperaturen. Tilsvarende effekt er også registrert for andre legeringer (AA5083-H321, AA5086-H32, AA6061-T651, AA7005-T6351).

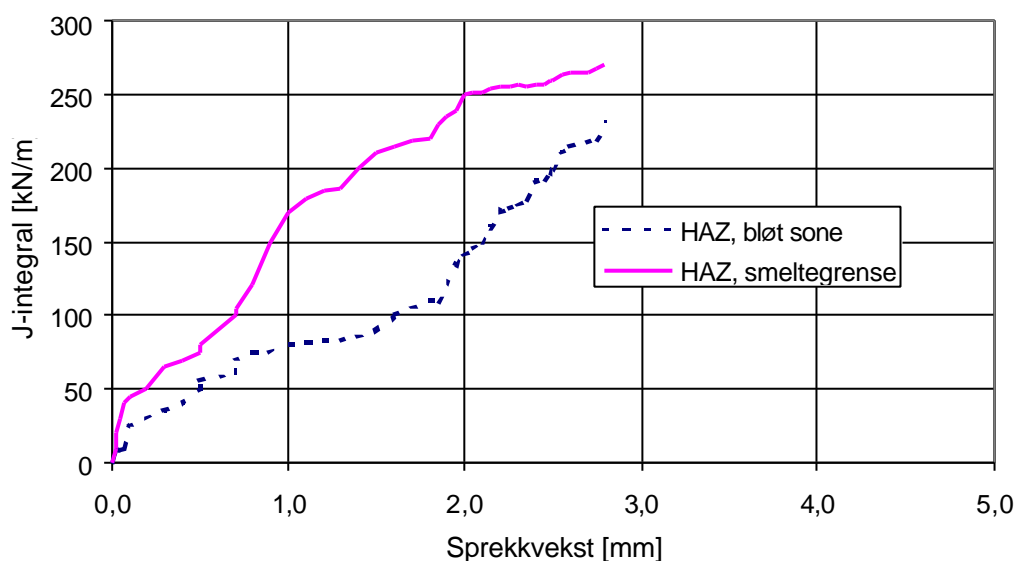
Høyfaste 2000- og 7000-legeringer er kjent for å være lite bestandige i korrosive miljøer. 2000-legeringene har dårlig motstand mot generell korrosjon, mens 7000-legeringene er følsomme for spenningskorrosjon. Det finnes likevel metoder for å bedre motstanden mot spenningskorrosjon. Legering AA7050 (AlZn6.4Mg2.2Cu2.3) er et eksempel på dette. I overeldet tilstand – T73651 har man oppnådd en akseptabel motstand mot spenningskorrosjon, samtidig som at legeringen også har høy bruddseighet i tørr luft. Overelding har lignende effekt også på andre 7000-legeringer.

Bruddseigheten for spesielt 5000-, men også 6000-legeringer er lite påvirket av miljøet. Riktignok kan høylegerte AlMg-legeringer være utsatt for spenningskorrosjon i hardvalsedet tilstander, noe som skyldes utfelling av Mg_2Al_3 på korn grensene. De gode erfaringene med anvendelse av AlMg4.5Mn (AA5083) i hardvalset tilstand i skrogene til aluminium-katamaraner har vist i praksis at legeringen er meget anvendelige også i sjøvann.

8.9.4 Bruddseighet i aluminium-sveiser

Sveiser i aluminiumlegeringer representerer områder med inhomogene egenskaper. I selve sveisen vil man ha en grovkornet støpestruktur, mens man i varmpåvirket sone vil ha en kontinuerlig overgang fra innherdet, ofte rekrystallisert struktur, til overeldet herdestruktur for de utholdbare legeringene. Bruddseigheten i en sveis vil være bestemt av det svakeste ledd. Grove korn, korngrenseutfellinger, utfellingsfrie soner langs korngrensene, smeltegrensesprekker og overeldet tilstand er faktorer som kan gi redusert bruddseighet.

En spesiell svakhet ved AlMgSi-legeringene er tendens til smeltegrensesprekker. Denne typen sprekker skyldes delvis oppsmelting av korngrenser som har høyere legeringsinnhold og ofte lavere smeltepunkt. Ved avkjøling og påvirkning av krympespenninger vil man kunne få sprekkdannelse langs korngrenser tett inntil smeltegrensen. Det viser seg at problemet er størst ved bruk av høylegert AlMg-tråd (AlMg5 eller AlMg4.5Mn), mens AlSi-tråd (AlSi5) gir mindre tendens til denne form for sprekker. Den nøyaktige posisjonen til sprekken i sveisen vil dermed kunne være viktig for hva slags bruddseighet som blir målt i sveisen. Figur 8-41 viser et eksempel på en AlMgSi1-sveis hvor skåret var plassert nær smeltegrensen og i den bløtteste delen av den varme-påvirkede sonen (HAZ). Bruddseigheten i form av J -Da-kurven viste vesentlig dårligere bruddmotstand der sprekken lå nær smeltegrensen.



Figur 8-41 Bruddmotstandskurve, J -Da, for varmpåvirket sone i en aluminiumsveis av AlMgSi1 (AA6082) med sprekken posisjonert i den bløtteste delen nær smeltegrensen.

8.10 Viktige områder for forskning

Dette avsnittet er hentet fra begrunnelsen for å opprette et nytt femårig forskningsprogram i regi av industrien og Norges forskningsråd. Den årlige rammen er på 60 mill. kroner.

Fremstilling av lettmetall og foredling frem til sluttprodukter gjør bruk av en mengde teknologier og et variert kompetansespekter. I en nylig gjennomført undersøkelse, der industri-, forsknings- og undervisningsmiljøer har samarbeidet, er imidlertid følgende 5 FoU-områder fokusert:

- Forming
- Overflateteknologi
- Konstruksjonsoppførsel
- Design og produksjon
- Stykkstøping,

og innenfor disse områdene er følgende metoder kritiske:

- Karakterisering, eksperimentalkjemi, modellering og simulering

Generelt for områdene gjelder at et utstrakt tverrfaglig samarbeid vil bli nødvendig, både nasjonalt og internasjonalt. Utfordringene i de kommende årene er på de enkelte områder karakterisert i de følgende underpunktene. En mer omfattende beskrivelse av FoU-utfordringene finnes i vedlegg 5.

Forming

Bestående og nye formingsprosesser må gjøres mer effektive gjennom integrering av flere trinn i prosesskjeden, der toleransekontrollen skjerpes. Utvikling av teknikker for simulering og modellering, der også materialegenskapene kan beskrives mer eksakt, er en betydelig utfordring. Gjennom grunnleggende materialforståelse vil metallenes oppførsel i formeverktøyene føre til vesentlig heving av verktøylevetiden og produktkvaliteten.

Overflateteknologi

Modifisering og belegging av overflater vil kunne gi nye produkter og optimaliserte produkt-egenskaper til lav kostnad. Kompetansen må styrkes både i bredde og dybde, med investering i utstyr for belegging. Tynnfilm-teknologi er et spesielt utfordrende område med store muligheter både med hensyn på bedre slitasje, korrosjonsegenskaper og unik funksjonalitet. Grunnleggende innsikt i overflaters og grenseflaters kjemiske, fysiske og mekaniske egenskaper er nødvendig blant annet for å forstå adhesjon, som er en av flere sentrale problemstillinger.

Konstruksjonsoppførsel

Både innen transportsektoren og marin/maritim sektor er lettmetallenes oppførsel under statisk og dynamisk belastning av stor betydning for konstruksjoners integritet. Optimalisering med hensyn på funksjon, vekt, energiopptak og brudd vil være vesentlig for produktenes konkurranseevne. Dette forutsetter utvikling av materialmodeller og verifisering av disse modellene ved funksjonstesting.

Modellene må også kunne ta hensyn til effekt av sammenføyningsmetoder og formingsmetoder som konstruksjonens enkeltkomponenter har vært igjennom.

Design og produksjon

Fagområdet omfatter både prosessen som tar frem nye komponenter og systemer (produktutviklingsmetodikk) og selve produksjonen. Det forutsettes en tett kobling mellom design og produksjon, der forbedringer i produksjonsprosesser og material-teknologi utnyttes

til å lage nye, innovative komponenter og/eller nye produksjons-prosesser. Sentrale bilprodusenter og underleverandører utpeker sammenføynings-teknologi som et av de kritiske områder i fremtidens lettmotallbaserte løsninger for last-bærende konstruksjoner i bil. Automatisering og stabil kvalitet ved liming, lasersveising og nye hybride sammenføyningsmetoder er sentrale utfordringer.

Støping

Det ligger store utfordringer i å unngå støpedefekter slik at komponentenes mekaniske egenskaper kan tilsvare de som smidde detaljer oppviser. Utfordringene ligger i utvikling av nye støpemetoder (eks. blanding av flytende og delvis størknet metall direkte i støpeformen), kombinasjon med formeprosesser, samt i å heve kompetansen på modellering av mikrostruktur, støpedefekter og støpeformer inkl. tilførselskanaler og matere for etterfylling av smelte i formen. Videre utvikling av produktutviklingsmetodikk som eksempelvis "rapid prototyping" vil også være av stor betydning for utviklingen av denne industrien.