

Aluminiumslegeringer som armering i betong - et eksperimentelt studie

Forfattere

Viljar Grimstad Bliksvær
Joachim S. Bjørklund
Henrik Reiersen

Bachelor i ingeniørfag
60 ECTS

Institutt for materialteknologi
Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet,

20.05.2019

Veiledere

Hans Jørgen Roven
Harald Justnes
Trond Furu

Sammendrag av Bacheloroppgaven

Tittel:	Aluminiumslegeringer som armering i betong - et eksperimentelt studie
Dato:	20.05.2019
Deltakere:	Viljar Grimstad Bliksvær Joachim S. Bjørklund Henrik Reiersen
Veiledere:	Hans Jørgen Roven Harald Justnes Trond Furu
Oppdragsgiver:	Hydro, Norwegian University of Science and Technology
Kontaktpersoner:	Viljar Grimstad Bliksvær, viljargb@stud.ntnu.no, 99335634 Joachim S. Bjørklund, joachisb@stud.ntnu.no , 46613036 Henrik Reiersen, dhreiers@stud.ntnu.no, 41555243
Nøkkelord:	Bachelor, Aluminium, Betong, Armering, DARE2C
Antall sider:	60
Antall vedlegg:	10
Tilgjengelighet:	Åpen

Sammendrag:	Denne oppgaven er en del av NFR prosjektet DARE2C. DARE2C har som formål å kartlegge om aluminium kan brukes som armering i en ny type betong. Dette vil potensielt kunne bidra til en mer miljøvennlig konstruksjonsbransje. I dette forsøket ble ti aluminiumslegeringer støpt inn i mørtel. Det ble målt hydrogenutvikling når aluminiumen sto i sement. Aluminiumen ble også trukket ut av mørtelen i en uttrekkstest mens kreftene ble målt. Det ble målt hardhet av alle legeringene og kornstrukturen ble studert i lysmikroskop. Resultatene fra denne oppgaven er lovende. Mange av legeringene viser lav hydrogenutvikling og relativt god heft. Ut fra resultatene i denne oppgaven ser det ut som det er mulig å armere betong med aluminium. Det er likevel en lang vei igjen og mange egenskaper og faktorer som må kartlegges før dette blir praktisk gjennomførbart.
-------------	--

Summary of Graduate Project

Title:	Aluminium alloys as reinforcement material in concrete - an experimental study
Date:	20.05.2019
Authors:	Viljar Grimstad Bliksvær Joachim S. Bjørklund Henrik Reiersen
Supervisor:	Hans Jørgen Roven Harald Justnes Trond Furu
Employer:	Hydro, Norwegian University of Science and Technology
Contact Person:	Viljar Grimstad Bliksvær, viljargb@stud.ntnu.no, 99335634 Joachim S. Bjørklund, joachisb@stud.ntnu.no , 46613036 Henrik Reiersen, dhreiers@stud.ntnu.no, 41555243
Keywords:	Bachelor, Aluminium, Concrete, Reinforcement, DARE2C
Pages:	60
Attachments:	10
Availability:	Open

Abstract: This thesis is a part of the NFR project DARE2C. DARE2C aims to investigate the applicability of aluminium as reinforcement material in a new type of concrete. This could potentially contribute to a more environmentally friendly construction material. This thesis tested ten different aluminium alloys embedded in mortar. Hydrogen evolution for the ten alloys embedded in the mortar was measured. There was conducted a pull-out test measuring the forces applied while pulling the samples out of the mortar. The hardness of each alloy was measured across the cross section of the samples. Grain structure was investigated in light optical microscopy for all alloys. The results presented in this thesis are promising. Many of the alloys tested showed low amounts of hydrogen evolution and a relatively high bond-strength. This thesis has shown positive results for the applicability of aluminium as reinforcement in concrete. There is still many obstacles that needs to be overcome in order to make aluminium reinforcement commercially applicable.

Forord

Denne bacheloroppgaven er skrevet ved NTNU, Institutt for materialteknologi. Den ble skrevet våren 2019 og er en del av NFR-IPN prosjektet DARE2C. Dette prosjektet er ledet av aluminiumsprodusenten Hydro og sementprodusenten Norcem. Veidekke står som kontraktør og forskningsinstitusjonene NTNU og SINTEF er partnere i prosjektet.

Det rettes spesiell takk til hovedveilederen for denne oppgaven, professor Hans Jørgen Roven. Det rettes også spesiell takk til professor Harald Justnes og professor Trond Furu, som også har veiledet oss i arbeidet med å organisere og utforme denne oppgaven. Disse har alle bidratt med hjelp vi ikke kunne klart oss uten. I starten av oppgaven var mye uklart og det virket som en stor, uoversiktlig og nesten uoverkommelig oppgave å skulle skaffe seg oversikt over hva som måtte gjøres. Med hjelp av veilederene overkom vi denne oppgaven og skaffet oss et overblikk over hva som måtte gjøres, og hvordan det skulle gjøres. Vi er takknemlige for all hjelp veilederene har bidratt med. Vi er også takknemlige for all kunnskap vi har tilegnet oss gjennom interessante diskusjoner og samtaler på både gang og på kontor. Dette gjennom både formelle og uformelle samtaler.

Vi ønsker også å benytte muligheten til å takke følgende personer for uvurderlig hjelp gjennom oppgaven:

- Heiko Gaertner for god hjelp og sin gode forståelse av gasskromotografi.
- Berit Vinje Kramer for god opplæring og oppfølging på metallografisk laboratorium.
- Pål Christian Skaret for god hjelp med ulike tester, og for å alltid ha døren på gløtt når vi lurer på om noe er gjennomførbart.
- Yingda Yu for god opplæring og oppfølging på SEM, samt gode vitser.
- Helen Langeng for hjelp med ekstruderingen.
- Hans Sigurd Amundsen for godt forarbeid i tilknytning til DARE2C-prosjektet.
- Alle klassekamerater som har hørt på våre frustrasjoner, og til beste evne kommet med konstruktive tilbakemeldinger.
- Alle andre tilknyttet DARE2C-prosjektet.

Sammendrag

Ti aluminiumslegeringer ble sett på som kandidater for å erstatte stål som armering i konstruksjoner. Denne oppgaven er en del av NFR prosjekt DARE2C (Durable Aluminium Reinforced Environmentally friendly Concrete Construction). DARE2C er et forskningsprosjekt der resirkulert aluminium blir evaluert som erstatning for stålarmoring for å lage et mer miljøvennlig konstruksjonsmateriale. Aluminium kan ordinært ikke bli brukt som armering i betong grunnet betongens høye pH verdi, da aluminium korroderer i alkaliske miljøer. Ved bruk av ordinært armeringsstål vil høy pH virke positivt siden stålet danner et passivt oksidsjikt i alkaliske miljøer. Stål er derimot sårbart mot kloridinntrengninger og surt miljø. Surt miljø kan oppstå ved karbonatisering av betongen. Kloridioner kan også diffundere gjennom betongen og angripe stålet. Det har tidligere vært vanlig å benytte ekstra betong for å beskytte stålet mot disse kloridionene. Dette bidrar til sløsing av betong som potensielt kunne blitt brukt andre steder, og er et av problemene DARE2C søker å finne en løsning på. Aluminium har bedre korrosjonsmotstand i kloridholdige miljøer enn stål grunnet sitt selvreparerende oksidsjikt bestående av Al_2O_3 . Dette sjiktet brytes ikke ned av sure miljøer. For å forhindre at aluminiumen korroderer i betongen har 55% av sementen i betong blir erstattet med kalsinert leire. Gjennom reaksjoner med betongen gjør dette at aluminiumen ikke blir angrepet i like stor grad. Innblandingen av kalsinert leire lar aluminium kunne bli brukt som armering. Det bidrar også til å redusere mengden sement brukt i betong.

Materialeegenskapene til legeringene ble kartlagt ved å studere kornstruktur i lysmikroskop, samt måle hardhetsprofilen gjennom tverrsnittet til legeringene. For å kartlegge legeringenes egnethet i betong ble det utført gasskromotografi for legeringene i sementstøp, samt uttrekkstesting av legeringene i mørtelstøp.

Uttrekkstesting ble utført med ti paralleller fra hver legering. Halvparten av parallellene ble overflatepreget med riller for å bestemme effekten av denne overflatepregingen på uttrekkingskraften. For 7 av 10 legeringer viste rillede prøver høyere gjennomsnittlige skjærspenninger enn prøvene uten riller. Utfra de forsøk gjennomført kan det ikke utelukkes at andre dimensjoner og/eller geometrier på rillene kunne bidratt til bedre heft. Det ble observert forskjeller i skjærspenningene målt for de ulike aluminiumslegeringene. Skjærspenningene som fremkommer fra uttrekkstesten varierer fra 0,07 MPa til 0,58 MPa. Den høyeste skjærspenningen for prøver uten riller ble målt for legeringen 6061. Denne legeringen ble målt til en skjærspenning på 0,51 MPa.

Gasskromotografi ble utført for å kartlegge hydrogenutviklingen av legeringene i sement, og gi en indikasjon på korrosjonkinetikk. Det ble observert forskjeller i hydrogenutvikling for de ulike legeringene. 7046, 6082-585, 5052, Al5Mg, 7108 og 6063 er de legeringene det ble målt minst gassutvikling for i denne oppgaven.

Hardheten som framkom gjennom dette forsøket var som forventet. AlxMg hadde økende hardhet med økende andel magnesium. 7046 var legeringen med høyest gjennomsnittlig hardhet. Det ble ikke funnet noen klar sammenheng mellom hardheten målt for ulike inntrykk, og hvor på tverrsnittet hardhetsmålingen ble tatt.

Resultatene som fremkommer fra denne oppgaven viser lovende resultater for aluminium som armering i betong. Det er fremdeles mange faktorer som er uavklarte og videre studier kreves før det kan konkluderes med om aluminiumsarmering i betong er praktisk gjennomførbart.

Abstract

Ten different aluminium alloys were investigated as potential candidates to replace steel rebars in concrete constructions. This thesis is a part of the NFR project DARE2C (Durable Aluminium Reinforced Environmentally-friendly Concrete Construction). DARE2C is a research project which aim is to investigate the applicability of aluminum reinforcement in concrete constructions in order to develop a more environmentally-friendly construction material. Aluminium corrodes in highly alkaline environments, which previously has made it unsuitable as reinforcement material for concrete. Steel develops a passive layer which is corrosion resistant in highly alkaline environments. A downside to steel reinforcement is the materials susceptibility to corrosion in contact with chlorides or environments less alkaline. The alkalinity of concrete can drop as a result of carbonation, something which can leave the steel vulnerable to corrosion. Chloride ions can also diffuse through the concrete and access the steel. As a result of this threat it has been common practice to use extra concrete in order to protect the steel. This results in a waste of concrete which could potentially be used elsewhere. DARE2C aims to solve this problem, amongst others. Aluminium has superior corrosion resistance to steel in chloride containing environments, due to its self-healing oxide layer of Al_2O_3 . This layer does not degenerate in less alkaline environments. In order to prevent corrosion of the aluminium, there has been developed a new kind of concrete. In this concrete, 55% of the cement was substituted for calcined clay. This substitution reduces the corrosion of the aluminum in contact with the concrete. In this way, the newly developed concrete enables aluminium as a potential reinforcement material, in addition to lowering the amount of cement required in the production of concrete.

The properties of all ten alloys were investigated by analysing the grain structure in a light optical microscope. The hardness of the different alloys were examined through the cross section of the different samples. There were also conducted gas chromatography (GC) for the different alloys submerged in the cement used in the new concrete. Lastly, a pull-out test was conducted to analyse the bond-strength between the different alloys and the mortar.

The pull-out tests were conducted with ten parallels for each alloy. Five of each alloy were machined with grooves, so the effect of surface embossment could be investigated. For 7 out of 10 alloys the average shear stress measured was the highest for the samples with grooves. The results obtained from this thesis can not exclude that the addition in bond-strength for the grooved samples could have been greater, if dimensions and/or geometry of the grooves was to be modified. There was observed different shear stress values depending on the alloy. Observed shear stress values range from 0,07 MPa to 0,58 MPa. The alloy with smooth surface which yielded the highest shear stress was 6061. The highest measure for this alloy was 0,51 MPa.

Gas chromatography was conducted to map the hydrogen development for the alloys in cement and to give an indication of corrosion kinetics. Differences in hydrogen development for the different alloys were observed. The alloys: 7046, 6082-585, 5052, Al5Mg, 7108 and 6063 yielded the least amount of hydrogen evolution measured during this experiment.

The measured hardness in this experiment was as expected. AlXMg showed increasing hardness with the increasing amount of Mg. 7046 was the alloy with the highest average hardness. There was not a clear connection between the measured hardness and the placement of the indentions throughout the cross section.

The results presented in this thesis are promising for the applicability of aluminium as reinforcement in concrete. There are still a lot of uncertainties and further studies that needs to be conducted before aluminium reinforced concrete becomes commercially applicable.

Forkortelser

DARE2C	Durable Aluminium Reinforced Enviromentally friendly Concrete Constructions
GP-soner	Guinier Preston zones
HV	Hardness Vickers
ISO	International Organization for Standardization
RA	Roughness Average
SCM	Supplementary Cementitious Materials
IGC	Intergranular Corrosion
XRF	X-ray Fluorescence
SEM	Scanning Electron Microscope
EDS	Electron Dispersive X-ray Spectroscopy
GC	Gas Chromatography
XRD	X-Ray Diffraction
∅	Diameter

Innhold

Forord	iii
Sammendrag	iv
Abstract	vi
Forkortelser	viii
Innhold	ix
Figurer	xiii
Tabeller	xvi
1 Innledning	1
2 Teori	3
2.1 Aluminiumlegeringer	3
2.1.1 Al-Mg (5xxx)	3
2.1.2 Al-Mg-Si (6xxx)	5
2.1.3 Al-Zn (7xxx)	5
2.2 Termomekaniske prosesser	6
2.2.1 Ekstrudering	6
2.3 Mekaniske egenskaper	6
2.3.1 Strekkfasthet	7
2.3.2 Flytspenning	7
2.3.3 Hardhet	7
2.3.4 Lineær termisk ekspansjons-koeffisient	8
2.4 Krystallstruktur	8
2.4.1 Rekrystallisering	8
2.4.2 Kornvekst	9
2.5 Ruhet	9
2.6 Betong	9
2.6.1 Sement	10
2.7 Intergranulær korrosjon	11
2.8 Korrosjon av aluminium i alkaliske forhold	11
2.9 Varmebehandling	12
2.9.1 Homogenisering	12
2.9.2 Utfellingsherding	12
2.10 Heft	13
2.11 Uttrekkstest	13
3 Materialer og metode	15
3.1 Materialer	15

3.1.1	AlOMg	16
3.1.2	Al1Mg	16
3.1.3	Al5Mg	16
3.1.4	5052	17
3.1.5	6061	18
3.1.6	6063	19
3.1.7	6082	19
3.1.8	7046	20
3.1.9	7108	20
3.2	Homogenisering av AlxMg	20
3.3	Ekstrudering av AlxMg	21
3.4	Kutting av Al-legeringer	23
3.5	Utherding av 6xxx og 7xxx	23
3.6	Måling av ruhet	24
3.7	Maskinering av Al-legeringer	24
3.8	Betong innstøping	25
3.8.1	Betongsammensetning	26
3.9	Gasskromotografi av Al-legeringer	26
3.10	Karakterisering av mikrostruktur	26
3.10.1	Innstøping av aluminiumsprøver	27
3.10.2	Sliping og polering av prøver	27
3.10.3	Anodisering av aluminiumprøver	28
3.10.4	Lysmikroskopi	28
3.11	Hardhetstest	28
3.12	Uttrekkstest	29
3.12.1	SEM	31
4	Resultater	32
4.1	Overflateruhet	32
4.2	Hardhet	32
4.3	Mikrostruktur	33
4.3.1	AlOMg	34
4.3.2	Al1Mg	34
4.3.3	Al5Mg	34
4.3.4	5052	35
4.3.5	6061	36
4.3.6	6063	36
4.3.7	6082-530	37
4.3.8	6082-585	37
4.3.9	7046	38
4.3.10	7108	38

4.3.11 SEM	39
4.4 Gassmåling	40
4.5 Uttrekkstest	41
4.5.1 Heft	42
5 Diskusjon	47
5.1 Mikrostruktur	47
5.1.1 Gjennomføringen av prøvepreparering og anodisering	47
5.1.2 Resultater fra lysmikroskopi	47
5.2 Hardhet	49
5.2.1 Gjennomføringen av hardhetsmålinger	49
5.2.2 Resultatene fra hardhetsmålinger	49
5.3 Gassutvikling	49
5.4 Uttrekkstest	51
5.4.1 Gjennomføring av uttrekkstest	51
5.4.2 Resultater fra uttrekkstest	52
6 Konklusjon	54
7 Videre arbeid	56
Referanseliste	57
A Data fra uttrekkstester	61
B Gassmålinger	66
B.1 Al0Mg	66
B.2 Al1Mg	66
B.3 Al5Mg	67
B.4 5052	67
B.5 6061	68
B.6 6063	68
B.7 6068-530	69
B.8 6082-585	69
B.9 7046	70
B.10 7108	70
C Hardhetsmålinger	71
C.1 Al0Mg	71
C.2 Al1Mg	71
C.3 Al5Mg	72
C.4 5052	72
C.5 6061	73
C.6 6063	73
C.7 6082-530	74
C.8 6082-585	74
C.9 7046	75

C.10 7108	75
D Fullstendig oversikt over kornstruktur til Al5Mg longitudinal retning	76
E Data fra ekstrudering	77
E.1 Ekstruderingsparametre for Al0Mg og Al1Mg.	77
E.2 Ekstruderingsparametre for Al5Mg	78
E.3 Graf som viser ekstruderingsforløpet til Al0Mg	79
E.4 Graf som viser ekstruderingsforløpet til Al1Mg	80
E.5 Graf som viser ekstruderingsforløpet til Al5Mg	81
F Overflateareal nedsenket i mørtel	82
G Sementfasthet	84
H Materialserifikat	86
I Risikovurdering	103
J Populærvitenskapelig artikkel	122

Figurer

1	Det binære fasediagrammet til Al-Mg, hentet fra [1].	4
2	Prinsippet bak ekstrudering av materialer, [2].	6
3	Typisk spenning-tøynings kurve for et duktilt materiale, hentet fra [3].	7
4	Illustrering av rekrystallisering, basert på [4].	9
5	Illustrasjon av testoppsett for uttrekkstest i henhold til NS-EN15184, hentet fra [5].	13
6	Bilde av platene. Ovenfra og ned: 7108, 6082 - 530, 6063, 6061, 6082 - 585 og 7046.	15
7	Fra venstre: Bolt av Al0Mg og bolt av Al5Mg som levert fra Hydro, før homogenisering.	17
8	Platen av 5052, som levert fra Hydro.	18
9	Bolter i ovn med termokobling i midten av de tre boltene.	21
10	Ekstruderingspressen montert i øvre etasje.	22
11	Profilen ble ekstrudert og kom ut i etasjen under. Profilen ble senket direkte ned i vann.	22
12	Mål som prøvene ble kappet etter. Alle størrelser er oppgitt i millimeter.	23
13	Overflatepreging av prøver støpt i mørtel.	24
14	6063 med riller maskinert av finmekanisk verksted.	25
15	Aluminium innstøpt i mørtel. Bilder tatt ved innstøping og ett døgn senere.	26
16	Kutting av prøver for innstøping i epoksy. Longitudinalt med ekstruderingsretningen er markert i rødt og transversalt markert med gult.	27
17	Illustrasjon av hvordan de 10 inntrykkene fra hardhetsmålingene ble plassert skrått på tverrsnittet til legeringene. Den rektangulære metallbiten er innstøpt i en rund epoksy form. Avstanden mellom kanten av legeringen og første inntrykk var 3 diagonaler, og avstanden mellom midten av to inntrykk var 6 diagonaler illustrert med røde stiplede linjer.	29
18	Design av festeinnretning.	30
19	Festeinnretningen i stål som produsert av finmekanisk verksted.	30
20	Festeinnretningen med prøve, montert i strekkmaskin.	31
21	Hardhet målt for longitudinale prøver gjennom tverrsnittet av prøvene. Høydeforskjellen til søylene svarer til de ulike hardhetene målt ved de 10 inntrykkene.	33
22	Hardhet målt for transversale prøver gjennom tverrsnittet av prøvene. Høydeforskjellen til søylene svarer til de ulike hardhetene målt ved de 10 inntrykkene.	33
23	Kornstrukturen til Al0Mg.	34
24	Kornstrukturen til Al1Mg.	34
25	Kornstrukturen gjennom hele profilen til Al5Mg, transversalt på ekstruderingsretningen. Figurene overlapper, så samme korn vises i begge figurer.	35
26	Kornstrukturen gjennom hele profilen til Al5Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figurene overlapper, så samme korn vises i begge figurer.	35

27	Kornstrukturen til 5052 i to ulike retninger, normalt på hverandre.	36
28	Kornstrukturen til 6061.	36
29	Kornstrukturen til 6063.	37
30	Kornstrukturen til 6082-530.	37
31	Kornstrukturen til 6082-585.	38
32	Kornstrukturen til 7046.	38
33	Kornstrukturen til 7108.	39
34	SEM-bilde tatt av legering 6082-530 etter uttrekkstest. Figuren viser både mørtel og aluminium.	39
35	Komparativ gassmålingsplot for de ulike legeringene. Hydrogenkonsentrasjon i eksikatoren vises på y-aksen. Tid i minutter vises på x-aksen.	40
36	Komparativ gassmålingsplot for de ulike legeringene. Hydrogenkonsentrasjon i eksikatoren vises på y-aksen. Logaritmisk tid i minutter vises på x-aksen.	41
37	Sprekkdannelse for 6061 uten riller. Metallet har løsnet fra mørtelen uten at mørtelen har delt seg fullstendig i to.	42
38	Prøver uten riller etter å ha blitt trukket ut av mørtel.	43
39	Bruddflatene til Al1Mg uten riller etter uttrekk.	43
40	Prøver med riller etter å ha blitt trukket ut av mørtel.	44
41	Bruddflatene til Al1Mg med riller etter uttrekk.	44
42	Graf som viser resultater fra uttrekkstest, med og uten riller. Det ble trukket ut fem prøver for hver søyle. De svarte kryssene markerer middelverdiene for kraften som ble brukt til å trekke ut prøvene. Verdiene markert med gulfarge representerer resultater som oversteg maskinen sin kapasitet.	45
43	Graf som viser resultatene fra uttrekkstest, med og uten riller. De svarte kryssene markerer middelverdiene for spenningene under uttrekk av prøvene. Verdiene markert med gulfarge representerer resultater som oversteg maskinen sin kapasitet.	46
44	Skjærspenningene til Al0Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	61
45	Skjærspenningene til Al1Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	61
46	Skjærspenningene til Al5Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	62
47	Skjærspenningene til 5052 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	62
48	Skjærspenningene til 6061 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	63
49	Skjærspenningene til 6063 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	63
50	Skjærspenningene til 6082-530 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	64
51	Skjærspenningene til 6085-585 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	64
52	Skjærspenningene til 7046 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	65
53	Skjærspenningene til 7108 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.	65

54	Hydrogen og CO ₂ målinger for Al0Mg.	66
55	Hydrogen og CO ₂ målinger for Al1Mg.	66
56	Hydrogen og CO ₂ målinger for Al5Mg.	67
57	Hydrogen og CO ₂ målinger for 5052.	67
58	Hydrogen og CO ₂ målinger for 6061.	68
59	Hydrogen og CO ₂ målinger for 6063.	68
60	Hydrogen og CO ₂ målinger for 6082-530.	69
61	Hydrogen og CO ₂ målinger for 6082-585.	69
62	Hydrogen og CO ₂ målinger for 7046.	70
63	Hydrogen og CO ₂ målinger for 7108.	70
64	Panoramabilde av Al5Mg i longitudinal retning.	76

Tabeller

1	Mineraler i sement.	10
2	Viser legeringene benyttet i dette forsøket og hvilken formeprosess de gjennomgikk ved produksjon.	16
3	Sammensetning av Al0Mg.	16
4	Sammensetning av Al1Mg.	16
5	Sammensetning av Al5Mg.	17
6	Sammensetning av 5052.	18
7	Sammensetning av 6061.	19
8	Sammensetning av 6063.	19
9	Sammensetning av 6082.	19
10	Sammensetning av 7046.	20
11	Sammensetning av 7108.	20
12	Poleringssteg brukt for preparering av samtlige aluminiumslegeringer.	28
13	Gjennomsnittlige RA-verdier for de ulike legeringene, målt både vertikalt og horisontalt. Den horisontale retningen tilsvarer ekstruderingsretningen. Alle RA-verdier er oppgitt i μm	32
17	Gjennomsnitt og standardavvik for Al1Mg i logitudinal og transversal retning. . . .	71
18	Hardhetsmålinger gjort for legering Al5Mg.	72
19	Gjennomsnitt og standardavvik for Al5Mg i logitudinal og transversal retning. . . .	72
20	Hardhetsmålinger gjort for legering 5052.	72
21	Gjennomsnitt og standardavvik for 5052 i logitudinal og transversal retning. . . .	72
22	Hardhetsmålinger gjort for legering 6061.	73
23	Gjennomsnitt og standardavvik for 6061 i logitudinal og transversal retning. . . .	73
24	Hardhetsmålinger gjort for legering 6063.	73
25	Gjennomsnitt og standardavvik for 6063 i logitudinal og transversal retning. . . .	73
26	Hardhetsmålinger gjort for legering 6082-530.	74
27	Gjennomsnitt og standardavvik for 6082-530 i logitudinal og transversal retning. .	74
28	Hardhetsmålinger gjort for legering 6082-585.	74
29	Gjennomsnitt og standardavvik for 6082-585 i logitudinal og transversal retning. .	74
30	Hardhetsmålinger gjort for legering 7046.	75
31	Gjennomsnitt og standardavvik for 7046 i logitudinal og transversal retning. . . .	75
32	Hardhetsmålinger gjort for legering 7108.	75
33	Gjennomsnitt og standardavvik for 7108 i logitudinal og transversal retning. . . .	75

1 Innledning

Armert betong er et av verdens mest brukte konstruksjonsmaterialer. Betong armeres tradisjonelt med vanlig konstruksjonsstål for å bedre de mekaniske egenskapene i strekk. Armert betong har egenskapene til stål i strekk, og egenskapene til betong i kompresjon. På denne måten utfyller materialene hverandre og danner en kompositt godt egnet til konstruksjon. Stål og betong er også en god kombinasjon siden det alkaliske miljøet i betongen holder tillater stålet å produsere et stabilt, passivt oksidsjikt. På grunn av dette korroderer ikke stålet med mindre det kommer i kontakt med klorider eller surt miljø. For å forhindre at stålet kommer i kontakt med klorider eller surt miljø har det vært vanlig å benytte ekstra betong som beskyttelse, [6]. Dette bidrar til sløsing av betong som potensielt kunne vært brukt andre plasser. Det drar også kostnader opp, og bidrar til et høyere utslipp av klimafiendtlige gasser knyttet til produksjon av sement. Av denne grunn er det i interesse å finne et alternativt materiale å armere betong med.

Aluminium har gode mekaniske egenskaper i strekk, lav massetetthet sammenlignet med stål og god korrosjonsmotstand. De gode korrosjonsegenskapene kommer av det selvhelbredende oksidsjiktet av Al_2O_3 som beskytter mot generell korrosjon. For å forbedre korrosjonsegenskapene til aluminium i marine miljøer kan det også legeres med andre grunnstoffer, som for eksempel magnesium, [7]. Som følge av de mekaniske egenskapene, den lave massetettheten og de gode korrosjonsegenskapene er det av interesse å kunne armere betong med aluminium. Siden aluminiumen ikke trenger samme beskyttelse mot kloridholdige miljøer som stål, vil det beskyttende laget med betong kunne fjernes og brukes til andre formål. Dette sparer både kostnader og klimafiendtlige utslipp. Konstruksjoner produsert av aluminiumsarmert betong vil også kunne være lettere enn konstruksjoner med stålarmering. Aluminium er også et materiale vi har mye av på jorden, og er et materiale det er lett å resirkulere.

Aluminium korroderer i alkaliske miljøer. Betong er et materiale med høy pH. Dette er en utfordring som prosjektet DARE2C søker å finne en løsning på. Ved å tilsette kalsinert leire til betongen kan alkaliniteten senkes. Dersom alkaliniteten kan senkes nok, eller en klarer å binde opp de alkaliske forbindelsene i andre forbindelser enn hydroksid, (OH^-), vil det være mulig å armere betongen med aluminium. Dette vil potensielt kunne revolusjonere konstruksjonsbransjen innenfor marine konstruksjoner og andre anvendelser hvor en slik armering er ønsket. Det er tidligere blitt gjennomført forsøk tilknyttet DARE2C hvor utvalgte aluminiumslegeringer har blitt innstøpt i den nye betongen for å se hvor mye aluminiumen korroderer. Disse forsøkene hadde lovende resultater, spesielt for legeringen Al5Mg. Et problem som har oppstått er dårlig heft mellom betong og aluminium. Denne oppgaven har som formål å se nærmere på heft mellom betong og aluminium for gitte legeringer. Det er også gjennomført gasskromotografi for å kartlegge hydrogenutviklingen mellom de ulike legeringene og betongen. Det er forsøkt å se om det finnes en sammenheng mellom hydrogenutvikling og heft. Det ble også undersøkt om overflategeometri hadde påvirkning på heften ved å prege overflaten på halvparten av prøvene. Kornstrukturen til de ulike legeringene ble også analysert og hardheten målt. Overflaten til én av legeringene, 6082 homogenisert ved 530 °C ble også studert i SEM ved slutten av forsøket. Dette ble gjort grunnet en uventet fargeendring som oppsto i forsøket.

Denne oppgaven tester bare heft mellom en bestemt type mørtel med pH 12,8-13 og aluminiumslegeringene. Det er ikke gjort forsøk med ulike typer mørtel. Oppgaven tester bare for kraft påført i én retning, hvor aluminiumen blir dratt rett ut av mørtelen. Tidligere forsøk av Hans Sigurd Amundsen i tilknytning til DARE2C har vist at lineær termisk ekspansjonskoeffisient ikke vil være et problem for aluminiumsarmering i betong, [8]. Denne oppgaven fokuserer derfor ikke på dette. Det gjennomføres gasskromotografi for å måle hydrogenutvikling for de ulike legeringene støpt i mørtel. Denne testen blir brukt til å gi en indikasjon på hvilke legeringer som kan være best egnet til å stå i betong. Det går ikke i dybden på hvilken effekt ulike utfellinger og intermetalliske forbindelser har på gassutviklingen.

2 Teori

2.1 Aluminiumslegeringer

Grunnet gode mekaniske egenskaper, gode korrosjonsegenskaper og stor tilgjengelighet, er aluminium et av de mest brukte metallene på planeten. Aluminium brukes såvel som folie, som konstruksjonsmateriale i flyvinger. Det er mange ulike legeringer, som gjør at bruksområdet til aluminium er bredt og allsidig. Aluminium har et godt vekt til styrke forhold og leder elektrisk strøm godt. Aluminium deles først opp i støpbare og ikke-støpbare legeringer, før det videre deles opp i utherdbare og ikke-utherdbare. De deles så opp i ulike serier. Disse seriene går fra 1xxx (1000-serien) og opp til 8xxx (8000-serien), hvor det første tallet forteller om hovedlegeringselementet.

De ulike aluminiumslegeringene har ulike egenskaper basert på hva de er leget med. Å legere med atomer som har ulik atomradius enn aluminium vil føre til bedre styrke i materialet. Dette skjer siden introduksjon av fremmedatomer i en struktur hvor fremmedatomenes atomradius differensierer fra hovedatomenes atomradius vil skape interne spenninger. Disse interne spenningene minker bevegeligheten til dislokasjoner og vakanser, og gjør materialet sterkere.

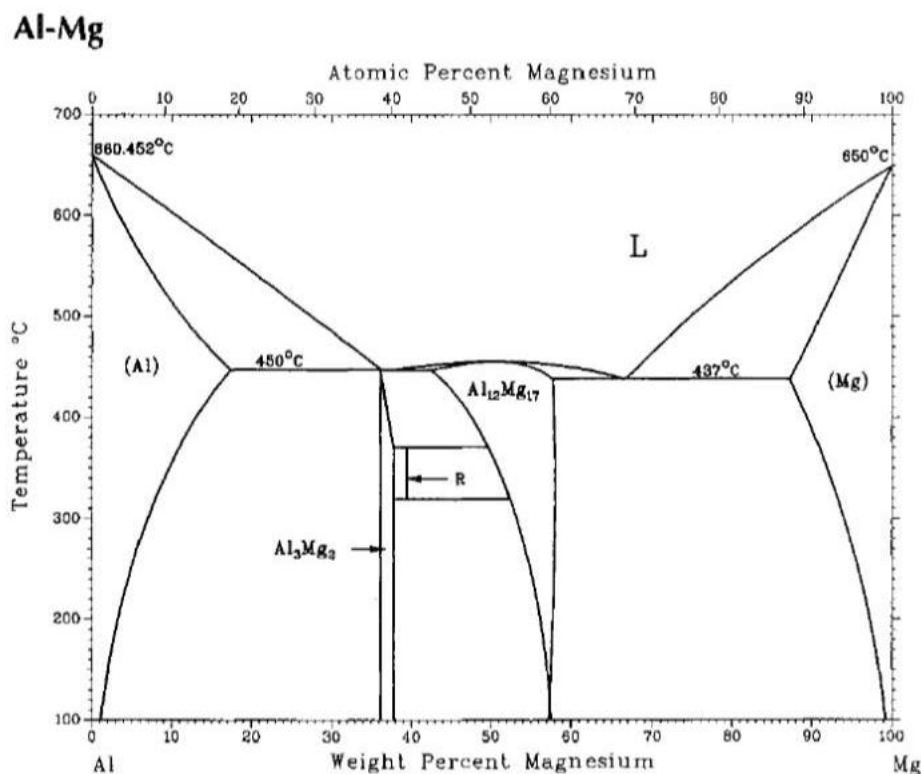
Korrosjonsegenskapene til aluminium er også avhengig av hvilke elementer materialet legeres med. Generelt sett er aluminium motstandsdyktig mot generell korrosjon grunnet sitt oksidsjikt bestående av Al_2O_3 , men enkelte legeringer kan være utsatt for ulike former for lokal korrosjon.

Legeringene som studeres nærmere i denne oppgaven er forklart i ytterligere detalj i følgende seksjoner.

2.1.1 Al-Mg (5xxx)

Magnesium har større atomradius enn aluminium. Som følge av dette vil materialet få økt styrke ved legering med magnesium. 5xxx legeringer hvor Mg er tilstede som fast løsning er generelt like motstandsdyktige mot korrosjon som ren aluminium og bedre egnet i saltvann og noen alkaliske løsninger, [9], [10]. Al-Mg legeringer kan ikke utfellingsherdes og oppnår på grunn av dette ytterlige styrke ved kaldbearbeiding, [11].

En vanlig intermetallisk forbindelse som oppstår ved introduksjon av magnesium i aluminium er forbindelsen Al_3Mg_2 . Denne forbindelsen kalles β og dannes sammen med α fasen ved eutektisk sammensetning og temperatur på 35 wt% Mg ved 450 °C, [12]. Dette framkommer av det binære fasediagrammet til Al-Mg, se figur 1.



Figur 1: Det binære fasediagrammet til Al-Mg, hentet fra [1].

β fasen spiller en viktig rolle for materialets korrosjonsegenskaper. For optimale korrosjonsegenskaper må β fasen skilles ut som diskrete partikler, ikke som utfellinger langs korn grensene. Dersom β fasen skilles ut langs korn grensene vil materialet være utsatt for intergranulær korrosjon da β fasen er anodisk relativt til aluminiumsmatriksen. Utfellinger langs korn grensene skjer ved elding av materialet, [12], [13]. Økende mengde magnesium vil øke mengden β fase som skilles ut. Som et resultat av dette vil for store mengder magnesium gjøre materialet utsatt for intergranulær korrosjon. På grunn av dette bør mengden magnesium tilsatt begrenses til 6 wt% dersom materialet skal anvendes i aggressive miljøer, [14].

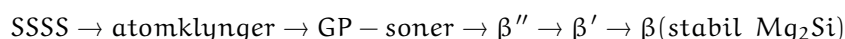
Andre forurensninger som påvirker Al-Mg legeringer er blant annet jern, silisium, natrium og beryllium. Dersom silisium er tilstede vil dette reagere med magnesium og danne forbindelsen Mg_2Si . Som følge av dette vil jern, dersom tilstede, gjerne danne forbindelsen $FeAl_3$ siden silisiumen som trengs for å danne α - ($FeSi$) og β - ($FeSi$) foretrekker forbindelsen Mg_2Si , [12].

Utfellinger av intermetalliske forbindelser med korndiameter $> 1 \mu m$ i Al-Mg legeringer reduserer duktilitet, bruddseighet og mostand mot utmattingsbrudd. I tillegg til dette vil dislokasjoner samles rundt disse utfellingene og fungere som katalysator for rekrystallisering dersom deformert materiale er utsatt for varmebehandling, [15].

2.1.2 Al-Mg-Si (6xxx)

6xxx-serien til aluminium er også kjent som Al-Mg-Si. Dette er en legering som er mye brukt grunnet sine gode mekaniske egenskaper og korrosjonsmotstand. Al-Mg-Si legeringer kan utfellingsherdes og oppnår optimal herding gjennom utfellinger av den semikoherente fasen β'' og koherente GP-I-soner. Disse fasene har høy tetthet og forhindrer bevegelse av dislokasjoner, [16]. De intermetalliske forbindelsene β - (Mg_2Si) og α - ($AlFeSi$) eller α - ($Al(FeMn)Si$) bidrar også til å herde materialet, [17].

Utfellingsrekkefølgen til Al-Mg-Si legeringer er godt studert og akseptert. Rekkefølgen er som følger, [17], [18], [19]:



SSSS står for super saturated solid solution. GP-soner er soner hvor fremmedatomer samles innad i strukturen. Disse sonene er utskilt fra overmettet fast oppløsning ved elding. GP-soner er fullstendig koherent med resten av strukturen. De første GP-sonene som dannes kalles ofte GP-I-soner. β'' - fasen har en fin nålestruktur og er den fasen som skaper optimal herding. Denne fasen er semikoherent med resten av strukturen og kalles ofte GP-II-soner. Den kjemiske sammensetningen til β'' - fasen er gjennom forsøk funnet til å være Mg_5Si_6 , [16]. β' - fasen har en stavstruktur som minner om β'' , men kan vokse større. Stabil β danner en platestruktur, [17], [18].

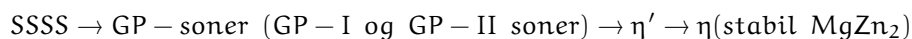
Ved den stabile fasen Mg_2Si vil forholdet Mg/Si teoretisk sett være lik 1,73. Dette er praktisk umulig å få til og det vil derfor alltid være et overskudd av enten Mg eller Si, [20]. Et overskudd av Mg bedrer korrosjonsmotstanden, men minker styrken og formbarheten. Et overskudd av Si gjør materialet sterkere og bedrer formbarheten, men gjør også materialet utsatt for intergranulær korrosjon, [20], [19].

2.1.3 Al-Zn (7xxx)

7xxx serien har Zn som hovedlegeringselement og bestemmer sammen med den totale andelen Mg og Cu egenskapene til legeringen. Al-Zn oppnår sin styrke ved utfellingsherding. 7xxx serien er kjent for gode mekaniske egenskaper som høy styrke og formbarhet. Legeringen er brukt mye i fly- og bilindustrien, [12]. Grunnet sitt høye Zn-innhold er 7xxx serien utsatt for spenningskorrosjon, [21]. Legeringene har en struktur hvor mesteparten av Zn, Cu og Mg er i fast løsning, mens de resterende elementene ofte danner utfellinger langs korn grensene.

7xxx serien varmebehandles og legeres med Mg, Cu og Zr for å redusere effekten av spenningskorrosjon, [9]. Spenningskorrosjonen er typisk intergranulær for aluminiumslegeringer.

Vanlig forekommende utfellinger er $MgZn_2$ ($Mg:Zn > 2$) og Al_3Zr , hvis Cu og Mg er tilstede så kan også Al_2CuMg og $Al_{12}Mg_2Cr_2$ dannes. Utfellingene kan enten vokse som GP-soner, η eller η' faser. Utfellingsrekkefølgen til Al-Zn legeringer er som følger, [22]:



η og η' fasene har heksagonal krystallstruktur som enten er koherent eller semikoherent med Al matriksen. GP-sonene har sfærisk eller plateformet struktur, [12].

Ved homogenisering av Al-Zn så er diffusjonen av Cu, Mg og Zn rask sammenlignet med Fe, Cr, Zr

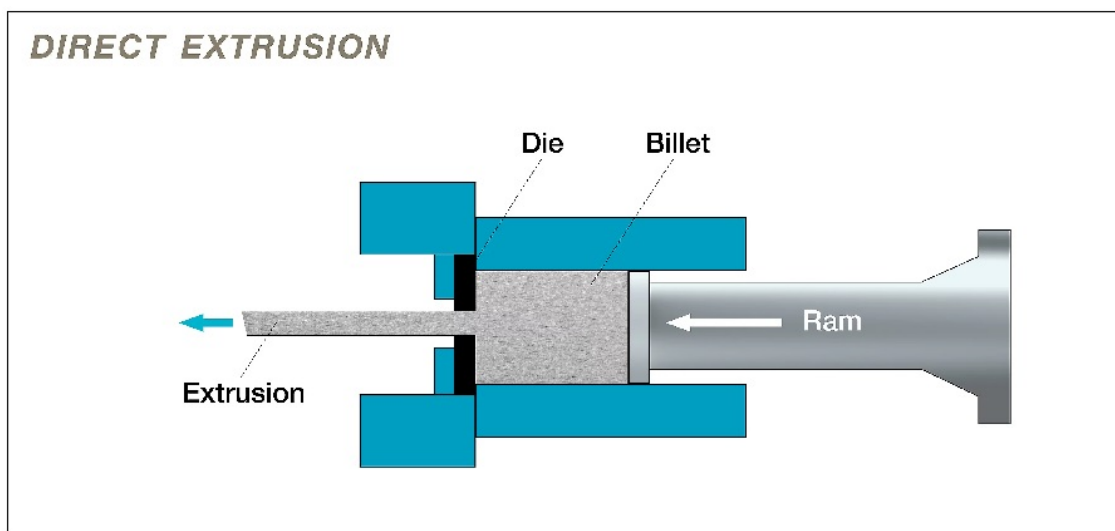
og Mn.

2.2 Termomekaniske prosesser

Med termomekaniske prosesser menes prosesser hvor metallet mekanisk deformeres under kontrollerte temperaturer. Disse temperaturene ligger gjerne opp mot smeltepunktet for at metallet lettere skal kunne formes til ønsket form.

2.2.1 Ekstrudering

Ekstrudering er en termomekanisk prosess som plastisk deformerer et materiale. Materialet forhåndvarmes og blir presset gjennom en dyse, eller trinnvis mindre dyser. Og oppnår gjennom denne prosessen ønsket form, se figur 2 for en illustrasjon.



Figur 2: Prinsippet bak ekstrudering av materialer; [2].

Ekstrudering av aluminium skjer under smeltetemperaturen, T_m , ofte ved temperaturer rundt 450 - 580 °C, og med en hastighet på mellom 5 m/min og 100 m/min, [23]. Etter at metallet har forlatt ekstruderingsdysen, kjøles det ned ved hjelp av luft eller vann. Kvaliteten til den ekstruderte aluminiumen påvirkes direkte av ulike parametre som f.eks: temperaturen under ekstruderingen, hastigheten til ekstruderingen, dimensjonene til profilen, hvor avansert geometrien er, slitasje på ekstruderingsdysen, andre materialegenskaper o.l, [23].

Ekstrudering av aluminium vil gi en mikrostruktur med deformerte korn langstrakt i ekstruderingsretningen. Ekstruderte profiler vil til ulik grad rekrystalliseres etter de forlater ekstruderingsdysen, grunnet den høye tilførselen av energi som oppstår under ekstruderingsprosessen.

Ekstrudering er en produksjonsteknikk som enkelt kan automatiseres og krever lite menneskelig arbeidskraft. Av denne grunn er dette en populær produksjonsteknikk som ofte benyttes når forholdene ligger til rette for det.

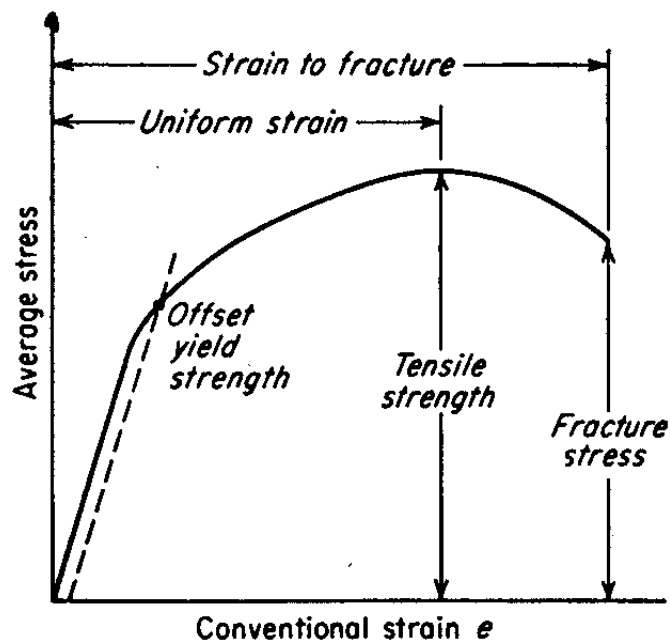
2.3 Mekaniske egenskaper

Mekaniske egenskaper forteller om et material sine egenskaper under mekanisk påvirkning. Et metalls motstand mot forlengelse ved en påført kraft i en gitt retning er et eksempel på en av

metallets mange mekaniske egenskaper. Mekaniske egenskaper er materialparametre. Dette vil si at de mekaniske egenskapene til et materiale er bestemt av sammensetningen og atomstrukturen materialet er bygget opp av.

2.3.1 Strekkfasthet

Strekkfasthet forteller om et materialets evne til å motstå deformasjon ved en påført kraft. Desto høyere strekkfasthet et materiale har, desto mindre deformasjon vil oppstå ved en gitt kraft. Strekkfasthet bestemmes ved strekkprøving og data fra testen er ofte presentert i en spenning-tøynings kurve som vist i figur 3.



Figur 3: Typisk spenning-tøynings kurve for et duktilt materiale, hentet fra [3].

2.3.2 Flytspenning

Flytspenning er den spenningen som er påført et materiale når materialets deformasjon går fra elastisk deformasjon til plastisk deformasjon. Dette området kalles flytsonen til materialet. Elastisk deformasjon er en deformasjon som er reversibel. Når kraften som påføres materialet opphører, reverseres deformasjonen. Plastisk deformasjon er deformasjon som ikke er reversibel. Deformasjonen reverseres dermed ikke når kraften opphører, og materialet vil være permanent deformert. Ved strekktester vil innsnevring av materialet, kalt necking, vise når kraften påført overstiger materialets flytspenning.

2.3.3 Hardhet

Hardhet er et mål på et materialets evne til å motstå fysisk påvirkning. Hardhet kan defineres på mange måter. I denne oppgaven menes motstand mot inntrykk når det snakkes om hardhet. Denne motstanden har sitt opphav i materialets motstand mot permanent eller plastisk deformasjon, [24].

Hardhet i denne oppgaven måles i enheten HV. Denne enheten er basert på at en diamantpyramide med toppvinkel 136° presses ned i et materiale med en kjent last og holdetid, [24]. De diagonale inntrykkene diamanten lager i materialet måles, og hardheten til materialet beregnes ut fra denne

diagonalen. Diagonalen måles optisk. HV er en ubenevnt enhet.

Hardhetsmåling krever en parallell og polert overflate for korrekt avlesning av hardhet. Avstanden mellom kanten av en prøve og midten av et inntrykk bør minimum være $3d$, hvor d er lengden av diagonalen til ett inntrykk. Avstanden fra midten av ett inntrykk til et annet bør minimum være $6d$ for aluminium i henhold til ISO6507, [25]. Kald innstøping av karbonstål i epoksy har vist liten påvirkning på resultater fra hardhetsmålinger, [26].

Hardheten til et materiale påvirkes av flere faktorer. Hvilke legeringselementer materialet består av og materialets interne spenninger i overflaten er noen av faktorene som påvirker hardheten. Mange små korngrenser bidrar med mer interne spenninger, enn færre større korngrenser. På grunn av dette vil flere små korngrenser ved overflaten av et materiale bidra til å gjøre materialet hardere, [24].

2.3.4 Lineær termisk ekspansjons-koeffisient

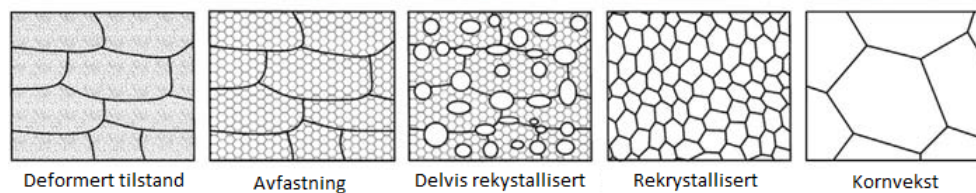
Lineær termisk ekspansjons-koeffisient er en koeffisient som forteller om et materiales egenskap til å utvide/komprimere seg ved temperaturforskjeller, og er gitt i $\frac{\mu\text{m}}{\text{m}^\circ\text{C}}$. Ved en økning i temperatur vil et materiale utvide seg. Hvor mye materialet utvider seg vil være bestemt av materialets termiske ekspansjons-koeffisient. Aluminium har en termisk ekspansjons-koeffisient på omtrent $23 \frac{\mu\text{m}}{\text{m}^\circ\text{C}}$, [27].

2.4 Krystallstruktur

Krystallstruktur er måten atomene er organisert i et krystallinsk, fast stoff. Atomene organiseres i en tredimensjonal struktur bygget opp av mange repeterende enhetsceller. En enhetscelle er den minste repeterende enheten til krystallstrukturen. En gjentakende krystallstruktur danner et korn. Korn kan være orientert ulikt, og ha ulik størrelse. Kornstørrelsen til et materiale påvirker materialets egenskaper. Ved romtemperatur vil mindre kornstørrelse blant annet øke materialets strekkfasthet, flytspenning og hardhet. Kornstørrelsen har størst påvirkningskraft på deformasjonsfaser som oppstår tidlig. Det vil derfor påvirke flytspenningen mer enn strekkfastheten, [24].

2.4.1 Rekrystallisering

Rekrystallisering er dannelsen av et område med spenningsfrie og likeaksede korn med lav dislokasjonstetthet. Forskjeller i indre energi innad i et materiale, som kan oppstå ved f.eks arbeidsharding, er den drivende kraften for rekrystallisering, [28]. De nye kornene vokser frem fra små kim, kimdannelse starter foretrukket i områder med høy indre energi i materialet. Arbeidsharding før varmebehandling øker den indre energien i et materiale, som promoterer kimdannelse ved flere steder og resulterer i en mindre kornstørrelse. Kimene vokser til de konsumerer plassen til hovedmaterialet. Dette skjer ved at metallet varmes opp eller på annen måte tilføres energi, slik at atomene får mulighet til å diffundere tilbake til sine prefererte posisjoner i strukturen. På denne måten dannes det spenningsfrie, likeaksede korn. Ved f.eks arbeidsharding vil det bli introdusert defekter i krystallstrukturen til materialet. Disse defektene bidrar til å endre de mekaniske egenskapene til materialet og kan reverseres ved rekrystallisering. En måte å rekrystallisere et metall på er ved å gløde metallet over en viss tid, [29]. Hendelsesforløpet fra deformert tilstand til rekrystallisering og kornvekst kan ses i figur 4. Parameterene for rekrystallisering varierer for ulike metaller, samt legeringselementene det inneholder.



Figur 4: Illustrering av rekrySTALLISERING, basert på [4].

2.4.2 Kornvekst

Kornvekst oppstår når materialet tilføres mer energi, etter at rekrySTALLISERINGEN i området er ferdig. Den eneste måten for materialet å kvitte seg med intern energi er ved å redusere arealet av korngrenser. Kornene vokser på bekostning av andre korn. Ett korn vil ha én bestemt krystallstruktur og én og samme orientering i denne strukturen. Kornvekst hemmes av legeringselementer som bidrar til at det kan eksistere flere faste faser, [30].

2.5 Ruhet

Ruhet måles normalt med en RA-verdi som beskriver den gjennomsnittlige høydeforskjellen mellom de mikroskopiske bunn- og topppunktene i overflaten. RA-verdier oppgis ofte i μm . RA-verdien kan måles i mikroskop av typen Alicona InfiniteFocus SL.

2.6 Betong

Betong er en porøs kompositt bestående av:

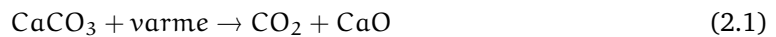
- Aggregat
Aggregat er hovedbestanddelen i betong og utgjør 65-75% av den totale massen. Det skilles mellom fin aggregat som er partikler med diameter < 4 mm, og grov aggregat med diameter > 4 mm. Fin aggregat er bedre kjent som sand og grov som pukk. Aggregat reager ikke i hydreringsreaksjonene og utgjør partikkelfasen av kompositten. Siden mesteparten av betongen består av aggregat vil mange av egenskapene, som blant annet termisk utvidelse, varmeledningsevne og trykkfastheten til betongen påvirkes av aggregatet, [31]. Betong uten aggregat kalles pasta. Betong bare tilsatt fin aggregat kalles mørtel.
- Sement
Sement er matriksfasen av kompositten og er det som reager med vann for å danne bindemiddelet i betongen. Sement blir beskrevet i kapittel 2.6.1.
- Tilsetninger
Tilsetninger bedrer egenskapene til betongen og utgjør mindre enn 5% av den totale massen, [31]. De brukes til å blant annet redusere vannmengden eller redusere porestørrelsene i betongen.
- Innblandinger
Innblandinger bedrer eller endrer egenskapene til betongen, men står for høyere mengdeforhold enn tilsetninger. Innblandinger kan være fyllmasse eller ha aktive betongreaksjoner. SCM er navnet for aktive innblandinger i sement.

SCM er som navnet tilsier ekstra sementerende materiale. De vanligste SCM er pozzolaner. Pozzo-

laner er silica og aluminaholdige mineraler som reager med hydroksider i betongen for å danne bindemiddel, [32]. SCM blir brukt for å redusere mengden sement i en betongkonstruksjon. I Norge er flygeaske, importert fra europeiske kullkraftverk, den mest brukte SCM, [31]. Ved å brenne leire kan man aktivere dens pozzolane egenskaper og bruke den som SCM. Det er viktig å kontrollere saltkonsentrasjon dersom leiren består av gammel havbunn, [33].

2.6.1 Sement

Produksjon av sement, kalt klinkering, tar kalk- og kvartsholdige mineraler og sintrer de ved temperaturer på 1400-1450 °C, [34]. Etter sintring har mineralene dannet kuler som så blir malt til pulver. Kalsiumkarbonat nedbrytes til kalsiumoksid ved slike temperaturer, etter ligning 2.1.



Reaksjonen produserer klimagassen CO_2 og står for 60% av det totale utslippet forbundet med produksjon av sement. De resterende 40% knyttes til energiproduksjonen, [35].

Ved forskjellige stadier og temperaturer i klinkerprosessen dannes de fire hovedmineralene i sement: alite, belite, aluminate og ferrite.

Tabell 1: Mineraler i sement.

Alite	$3\text{CaO} * \text{SiO}_2$	C_3S
Belite	$2\text{CaO} * \text{SiO}_2$	C_2S
Aluminate	$3\text{CaO} * \text{Al}_2\text{O}_3$	C_3A
Ferrite	$4\text{CaO} * \text{Al}_2\text{O}_3 * \text{Fe}_2\text{O}_3$	C_4AF

I sementannotering blir molekyl forkortet med en bokstav etter:

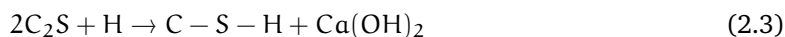
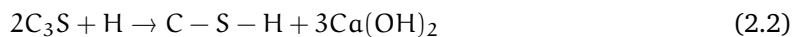
CaO	C
SiO ₂	S
Al ₂ O ₃	A
Fe ₂ O ₃	F
H ₂ O	H

De fire mineralene står for 90-95% av sementmassen, hvorav den resterende andelen består blant annet av gips og ikke reagerte mineraler fra klinkerprosessen.

- Alite står for mesteparten av massen i sement. Alite reagerer raskt og gir betongen tidlig styrke. Den produser også mesteparten av hydroksid mengden i betong.
- Belite er mindre reaktiv enn alite og gir lite styrke til betongen. Den danner mindre hydroksid enn alite.
- Aluminate er så reaktiv at gips blir innblandet for å senke reaksjonshastigheten. Uten gips vil en sement med høy aluminate innhold stivne under blanding.
- Ferrite er veldig lik aluminate med unntak av jernoksid i strukturen.

Reaksjonen i sement som gir den sin styrke kalles hydrering. Mineraler reagerer med vann for å danne ett nytt mineral.

Hydreringsreaksjonene er eksoterme og med varierende kinetikk. Alite og belite reaksjonene er vist i ligning 2.2 og 2.3, og bestemmer miljøet i betongen. Aluminate og ferrite reaksjonene er komplekse med mye variasjon, og regnes mest som forurensing i sementblandingen, [31]. Hydreringsproduktet som gir betongen sin styrke er $3\text{CaO} * 2\text{SiO}_2 * 3\text{H}_2\text{O}$, C-S-H.



Kalsiumhydroksid($\text{Ca}(\text{OH})_2$) er løselig i vann, men vil vokse som krystaller i betongporer hvis vann ikke er tilstede, [31].

Forvitring av sement skjer gjennom mange prosesser, men hovedangrepet på sement, ved normale miljø, skjer ved karbonatisering. Karbonatisering er klinkerreaksjonen i revers. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ i vannløsning reagerer med CO_2 for å danne CaCO_3 (kalk). Prosessen svekker ikke kompresjonsstryken til betong, [36], men den reduserer alkaliniteten til betong. Senking av alkaliniteten skjer ved hovedreaksjonen som reagerer bort hydroksidene i betongen. Siden det er betongens høye pH som beskytter armeringsstålet mot generell korrosjon, [37], [38], [39] vil senking av pH kunne initiere generell korrosjon av stål.

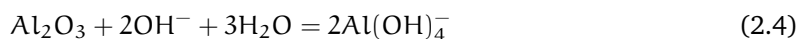
2.7 Intergranulær korrosjon

Intergranulær korrosjon er når et materiale korroderer langs korn grensene. Dette skjer som følge av korrosivt miljø og utfellingene med ulikt potensiale fra bulk-materialet. Utfellingene legger seg ofte langs korn grensene og det oppstår en potensialforskjell mellom korn grensen og kornet. Utfellingene kan være mindre elektronegative enn matriksen, som f.eks Al_3Fe og Al_2Cu . Utfellingene kan også være mer elektronegative enn matriksen, som f.eks MgZn_2 , Al_3Mg_2 og Mg_2Si , [13]. Dersom utfellingene langs korn grensen er katodisk i forhold til matriksen vil ikke materialet være utsatt for intergranulær korrosjon. Dette er tilfellet for f.eks Al_3Fe og Al_2Cu . Ved dette tilfellet vil matriksen oksideres. Dette vil ikke være kritisk grunnet høyt anode:katode forhold. Dersom utfellingene langs korn grensene er anodisk i forhold til matriksen vil materialet være utsatt for IGC. Dette er tilfellet for f.eks MgZn_2 , Al_3Mg_2 og Mg_2Si . Ved dette tilfellet vil korn grensen oksideres. Dette vil være kritisk grunnet lavt anode:katode forhold.

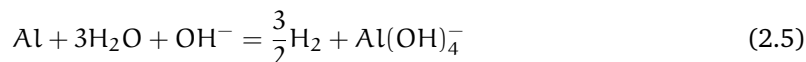
Korrekt produksjonsmetode og varmebehandling av materialet har vist å påvirke hvor utsatt materialet er for intergranulær korrosjon. Ved å ha kontroll på dette vil følsomheten for IGC kunne minimeres, [40]. Når materialet varmebehandles, endres kornstrukturen i overflaten. Dette endrer størrelsen og orienteringen på korn grensene og påvirker dermed hvor utsatt materialet er for IGC.

2.8 Korrosjon av aluminium i alkaliske forhold

Det er velkjent at aluminium danner et korrosjonsbeskyttende belegg bestående av Al_2O_3 . Dette belegget er selvhelbredende og hindrer korrosjon av aluminium ved nøytrale forhold. Dersom aluminium blir plassert i et miljø med høyere pH, et alkalisk miljø, vil dette belegget brytes ned etter reaksjonsligning 2.4.



Videre oppløsning av den eksponerte aluminiumen skjer etter reaksjonsligning 2.5.



Dette skjer siden den eneste stabile formen aluminium kan eksistere på i alkaliske forhold er $\text{Al}(\text{OH})_4^-$, [41], [42], [43].

Hydrogengass er et produkt i denne reaksjonen og ved å måle utviklingen av hydrogengass kan korrosjonskinetikken bestemmes.

2.9 Varmebehandling

Varmebehandling kan gjennomføres på ulike måter. Ved varmebehandling blir materialet utsatt for bestemte temperaturer i en gitt tidsperiode. Temperaturen og tiden materialet varmebehandles på, bestemmes av hvilke formål varmebehandlingen har. Opphetings- og avkjølingshastigheten er også forhåndsbestemt. Varmebehandling kan ha ulike formål og gjennomføres ofte i ulike kombinasjoner. Felles for alle varmebehandlinger er at samtlige søker å manipulere egenskapene til materialet. Det kan være de mekaniske egenskapene, løseligheten av ulike utfellinger eller for å få en mer jevn fordeling av legeringselementer gjennom profilen til materialet. To av de mest brukte formene for varmebehandling er homogenisering og utfellingsherding. Følgene seksjoner forteller mer om disse.

2.9.1 Homogenisering

Homogenisering er en høytemperatur varmebehandling som utføres etter støping. Prosessen består av oppvarming, holding av temperatur og avkjøling. Homogenisering endrer de mekaniske egenskapene til metaller og hvordan de oppfører seg under ekstrudering. Homogenisering gjennomføres for å fjerne partikler og mikroseggregeringer som vil påvirke smeltetemperaturen gjennom profilen til materialet, dette gjøres for å forhindre at materialet ødelegges av ekstrudering eller valsing. Homogenisering runder også av skarpe kanter på partikler i legeringen. Dette bidrar til å gjøre materialet mer duktilt. Det dannes også små utfellinger (disperoider) som gir bedre kontroll på kornstørrelsen under ekstrudering og valsing. Ved homogenisering vil også legeringselementene fordeles uniformt i materialet i fast fase, som er viktig for den videre formingen, [44], [45].

2.9.2 Utfellingsherding

En vanlig metode for å oppnå maksimal styrke på enkelte aluminiumslegeringer er ved å varmebehandle dem ved gitte temperaturer, over en gitt tid. Materialet vil da bli utsatt for utfellingsherding. Utfellingsherding skjer ved at ulike metalliske faser skilles ut og setter seg i gitterstrukturen til aluminiumen. Disse virker som en barriere mot bevegelse av dislokasjoner, og styrker på denne måten materialet, [46].

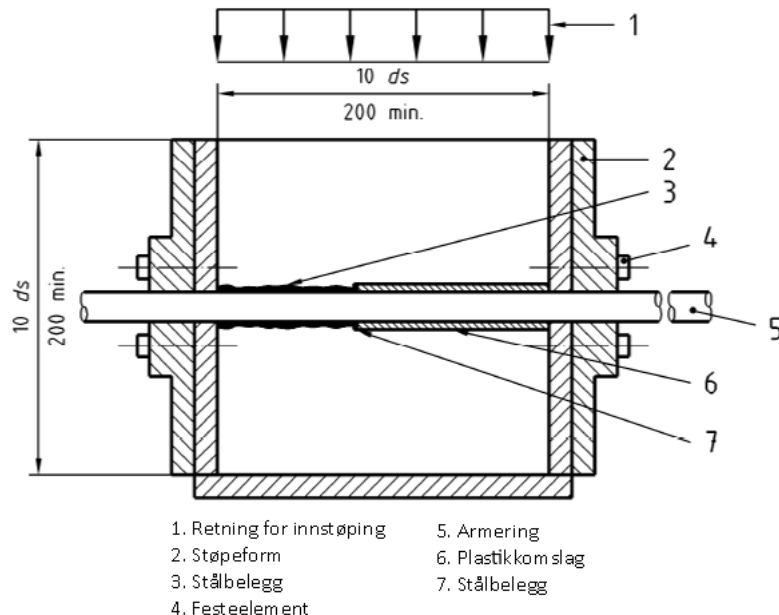
Ikke alle aluminiumslegeringer kan utfellingsherdes. Dette er opphavet til skillet mellom utherdbare og ikke-utherdbare aluminiumslegeringer. Legeringer i 2xxx, 6xxx og 7xxx seriene kan herdes ved varmebehandling. Dette kommer av at løseligheten i fast fase til de ulike legeringselementene i disse legeringene øker ved økende temperatur, [46]. For legeringene som ikke kan varmebehandles, 1xxx, 3xxx, 4xxx og 5xxx, øker ikke løseligheten av legeringselementer i fast fase ved økende temperatur. Disse legeringene herdes ved det som kalles arbeidsherding.

2.10 Heft

Heft deles inn i tre deler: Kjemisk adhesjon, mekanisk motstand og friksjon. Mekanisk motstand støter mikro eller makro deler mot hverandre og vil utgjøre den største delen av heft. Kjemisk adhesjon reagerer bindemiddel og materialet med hverandre. Styrken til kjemisk adhesjon vil variere basert på bindemiddel og materialet, og hvorvidt de kan reagere. Friksjon bestemmes av friksjonskoeffisienten mellom bindemiddel og materialet. Styrken til friksjon vil variere basert på bindemiddel og materialet. Kjemisk adhesjon og friksjon gir lav heft, [47], [48].

2.11 Uttrekkstest

Uttrekkstest er en metode som kan brukes å bestemme heftfasthet av armering (tradisjonelt av stål) innfestet i betong. Armeringen forankret i betong blir påført en strekkraft til den dras ut av betongen. Den påførte strekkraften og forskyvningen av armeringen i forhold til betongen blir samtidig målt i prosessen. NS-EN 15184:2006 beskriver heftfasthetsprøving av armering med belegg (uttrekkstest) og sammenlignes med armering uten belegg, [5]. Standarden benytter samme dimensjonering og kjemisk sammensetning for betongblokkene som skal sammenlignes. Armeringen går horisontalt igjennom tverrsnittet til betongblokken og stikker ut på hver sin side, som vist i figur 5. Det benyttes en maskin som jevnt vibrerer betongen kompakt og stålarmoring med en diameter på 16 mm og relativt rille areal på 0,075 til 0,085 i henhold til EN 10080, [49]. Den effektive heftlengden skal være 5 ganger så stor som diameteren til armeringen, hvorav den resterende lengden av armeringen skal dekkes til med et plastikkomslag for fri bevegelighet, [5]. Verktøy for å sentrere armeringen ved innstøping skal benyttes og betongen skal herde i våt eller tørr tilstand i minimum 28 dager før den trekkes ut.



Figur 5: Illustrasjon av testoppsett for uttrekkstest i henhold til NS-EN15184, hentet fra [5].

Skjærspenningene τ ved uttrekkstest av armering er lik påført kraft delt på overflatearealet av

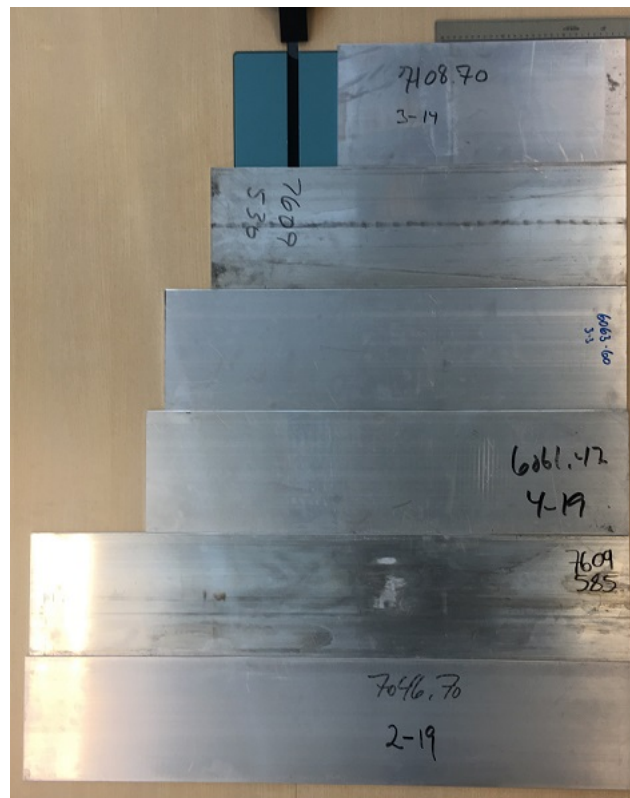
armeringen, som trekkes ut som vist i ligning 2.6.

$$\tau = F_s/A \tag{2.6}$$

3 Materialer og metode

3.1 Materialer

Totalt 9 aluminiumslegeringer ble studert i den eksperimentelle delen av denne oppgaven. Disse er presentert i avsnitt 3.1.1 - 3.1.9, hvor ytterligere dimensjoner og detaljer er spesifisert. Samtlige legeringer foruten Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg ble levert som plater, se figur 6. 5052 er ikke representert i figuren da denne kom som en større plate. Platene markert med 7609 på figur 6 er av legering 6082. Tabell 2 viser en oversikt over de ulike legeringene som ble testet, samt hvilke prosesser som ble brukt for å forme legeringene.



Figur 6: Bilde av platene. Ovenfra og ned: 7108, 6082 - 530, 6063, 6061, 6082 - 585 og 7046.

Tabell 2: Viser legeringene benyttet i dette forsøket og hvilken formeprosess de gjennomgikk ved produksjon.

Al0Mg	Ekstrudering
Al1Mg	Ekstrudering
Al5Mg	Ekstrudering
5052	Valsing
6061	Ekstrudering
6063	Ekstrudering
6082-530	Ekstrudering
6082-585	Ekstrudering
7046	Ekstrudering
7108	Ekstrudering

3.1.1 Al0Mg

Al0Mg ble levert som støpt \varnothing 100 mm bolt, se figur 7. Ekstruderingsdata er vist i vedlegg E. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 3.

Tabell 3: Sammensetning av Al0Mg.

Element	wt%
Al	99,8667
Fe	0,0581
Si	0,0482
Ti	0,0262
Mg	0,00087

3.1.2 Al1Mg

Al1Mg ble levert som støpt \varnothing 100 mm bolt. Al1Mg er ikke representert i figur 7, men ble levert med identisk utforming som Al0Mg og Al5Mg. Ekstruderingsdata er vist i vedlegg E. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 4.

Tabell 4: Sammensetning av Al1Mg.

Element	wt%
Al	98,904
Mg	0,971
Fe	0,0722
Si	0,0482
Ti	0,0048

3.1.3 Al5Mg

Al5Mg ble levert som støpt \varnothing 100 mm bolt, se figur 7. Ekstruderingsdata er vist i vedlegg E. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 5.

Tabell 5: Sammensetning av Al5Mg.

Element	wt%
Al	94,839
Mg	5,047
Fe	0,0569
Si	0,0526
Ti	0,0047



Figur 7: Fra venstre: Bolt av Al0Mg og bolt av Al5Mg som levert fra Hydro, før homogenisering.

3.1.4 5052

5052 ble levert som en 1,5 mm tykk plate. Platen var valset og hadde større dimensjonering enn øvrige legeringer, se figur 8. Sammensetningen til legeringen er gitt ved gjennomsnittet av tre XRF målinger med SPECTRO xSORT Alloy og er vist i tabell 6.

Tabell 6: Sammensetning av 5052.

Element	wt%
Al	97,40
Mg	1,795
Cr	0,26
Fe	0,23
Si	0,129
Mn	0,084
Ti	0,034
Zn	0,027
Bi	0,011
Cu	0,0075
Nb	0,0055



Figur 8: Platen av 5052, som levert fra Hydro.

3.1.5 6061

6061 ble levert som ekstrudert, platen var 205 mm bred og 3 mm tykk. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 7.

Tabell 7: Sammensetning av 6061.

Element	wt%
Al	98,08
Mg	0,840
Si	0,580
Cu	0,210
Fe	0,190
Mn	0,050
Zn	0,020
Cr	0,010
Ti	0,010
Ga	0,010

3.1.6 6063

6063 ble levert som ekstrudert, platen var 205 mm bred og 3 mm tykk. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 8.

Tabell 8: Sammensetning av 6063.

Element	wt%
Al	98,584
Mg	0,646
Si	0,520
Fe	0,184
Cu	0,020
Mn	0,012
Ti	0,011
Ga	0,011
Zn	0,006
V	0,005
Cr	0,001

3.1.7 6082

To 6082 legeringer ble levert som ekstrudert, platene var 205 mm brede og 3 mm tykke. Platene var homogenisert ved to forskjellige temperaturer. Homogeniseringstemperaturene var 530 °C og 585°C. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 9.

Tabell 9: Sammensetning av 6082.

Element	wt%
Al	97,5496
Si	1,020
Mg	0,670
Mn	0,530
Fe	0,200
Ga	0,010
Ti	0,010
Zn	0,006
Cu	0,003
Na	0,0008
Ca	0,0006

3.1.8 7046

7046 ble levert som ekstrudert, platen var 205 mm bred og 3 mm tykk. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 10.

Tabell 10: Sammensetning av 7046.

Element	wt%
Al	91,401
Zn	6,92
Mg	1,233
Fe	0,165
Zr	0,162
Si	0,082
Cu	0,019
Ti	0,013
Mn	0,004
Cr	0,001

3.1.9 7108

7108 ble levert som ekstrudert, platen var 205 mm bred og 3 mm tykk. Sammensetningen til legeringen ble gitt av Hydro og er vist i tabell 11.

Tabell 11: Sammensetning av 7108.

Element	wt%
Al	92,916
Zn	5,77
Mg	0,870
Zr	0,164
Fe	0,132
Si	0,099
Cu	0,031
Ti	0,012
Mn	0,005
Cr	0,001

3.2 Homogenisering av AlxMg

AlxMg boltene ble homogenisert uten inert atmosfære ved 550 °C i 4 timer med en oppvarmingshastighet på 250 °C/h i Nabertherm N30/85HA og bråkjølt i vann. De tre boltene ble plassert som en pyramide i ovnen og en egen termokobling ble satt i senter av boltene. Dette ble gjort for å forsikre at det ble oppnådd ønsket temperatur i hele ovnen, som vist i figur 9.



Figur 9: Bolter i ovn med termokobling i midten av de tre boltene.

3.3 Ekstrudering av AlxMg

Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg ble kappet til 20 cm lange bolter før homogenisering. Boltene ble forhåndsvarmet til 430°C med induksjonsspole, se vedlegg E for fullstendige ekstruderingsdata. Boltene ble så ekstrudert til en 65x3 mm profil. Al0Mg og Al1Mg ble ekstrudert med en hastighet på 0.9 mm/s, og Al5Mg 1 mm/s. Ekstruderingen ble utført i en vertikal 500 tonn ekstruderingspresse av SINTEF. I etasjen under pressen ble profilen bråkjølt i vann, med omtrent en meter luft mellom vannbad og ekstruderingsdyse. De ekstruderte skinnene var for lange for vannbadet så halvparten av skinnen ble luftavkjølt. Bare de vannavkjølte skinnene ble brukt i videre forsøk. Ekstruderingspressen er vist i figur 10 og 11, hvor 10 viser maskinen montert i øvre etasje og 11 viser profilen som kommer ut av ekstruderingspressen i etasjen under.



Figur 10: Ekstruderingspressen montert i øvre etasje.

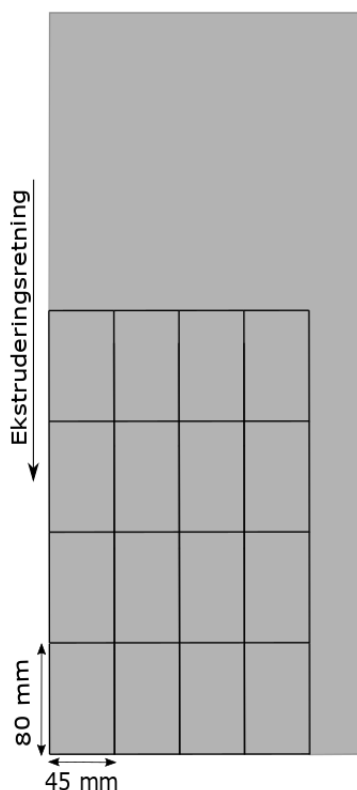


Figur 11: Profilen ble ekstrudert og kom ut i etasjen under. Profilen ble senket direkte ned i vann.

3.4 Kutting av Al-legeringer

Platene varierte i lengde, som vist i figur 6. Dette satte begrensninger på antall prøver det var mulig å hente ut. Prøvedimensjonene på 80x45 mm var forhåndsbestemt, derfor ble det valgt å kutte totalt 16 prøver i mønsteret vist i figur 12. Figuren tar utgangspunkt i dimensjonene til den begrensende legeringen. Alle prøvene fra de ekstruderte legeringene ble hentet fra den midterste seksjonen (mellom den fremste enden og bakerste enden) av de ekstruderte skinnene.

Legeringen 5052 ble levert som en valset plate. Denne platen målte 1,5 mm i tykkelse. For å kompensere for denne forskjellen ble det beregnet at ved et tillegg på 2,1 mm i bredderetning ble overflatearealet nedsenket i mørtel holdt likt. 5052 ble dermed kuttet til 80 mm lengde, 47,1 mm bredde og 1,5 mm tykkelse.



Figur 12: Mål som prøvene ble kappet etter. Alle størrelser er oppgitt i millimeter.

Kuttingen ble utført med en båndsag i kjelleren på Bergbygget på NTNU Gløshaugen. Legeringene ble kuttet uten skinne, dette førte til at kuttene ikke ble rette. Høyeste og laveste breddeverdi ble målt med skyvelære, samt høyden, for å få et gjennomsnittsareal for prøvene vist i vedlegg F.

AlxMg legeringene ble ekstrudert som skinner med dimensjonene 65x3 mm. Det ble kuttet av 15mm på en side med vannsag, beskrevet i kapittel 3.10.1.

3.5 Utherding av 6xxx og 7xxx

6xxx ble utherdet ved 185°C i 5 timer med en oppvarmingshastighet på 185°C/h. 7xxx ble utherdet med en oppvarmingshastighet på 200°C/h og holdt ved 100°C i 5 timer, etterfulgt av 150°C

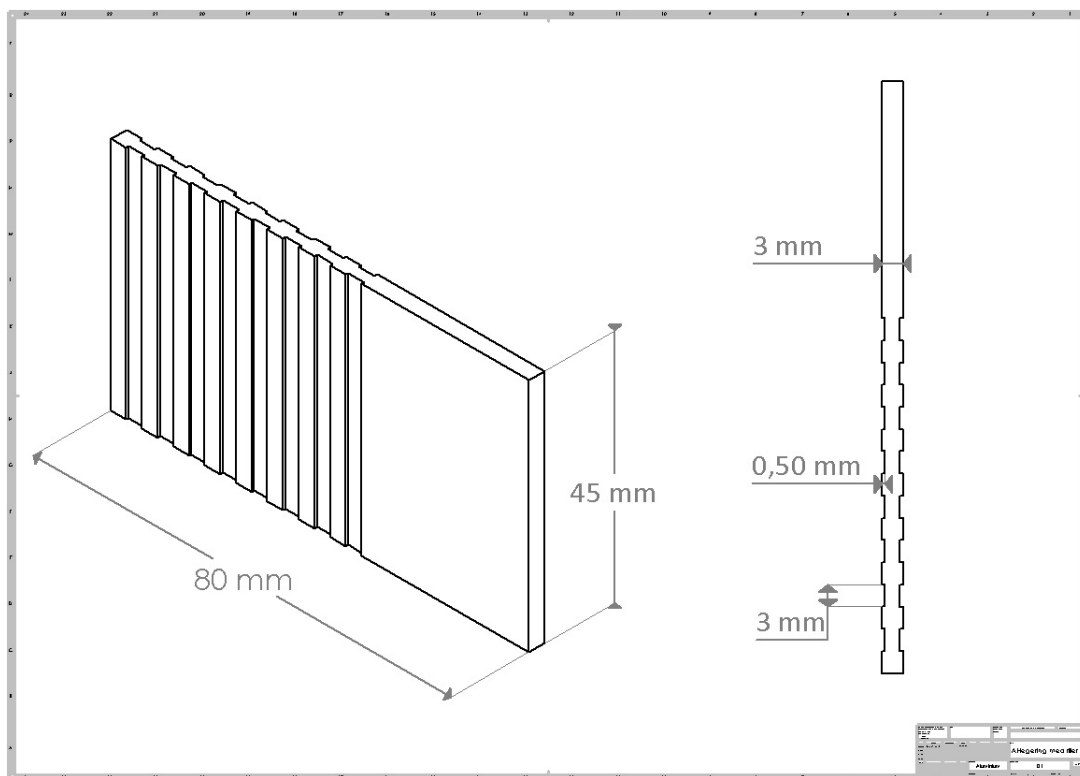
holding i 6 timer. Legeringene ble luftavkjølt. 6xxx og 7xxx ble utherdet i henholdsvis Nabertherm N30/85HA og Nabertherm N11/R uten inert atmosfære.

3.6 Måling av ruhet

Alicona InfiniteFocusSL ble brukt for å måle overflateruhet til legeringene med en 5x zoom linse. Ruhet ble målt både vertikalt og horisontalt. Den horisontale retningen tilsvare ekstruderingsretningen. Det ble tatt et bilde fra tre prøver av hver legering. Gjennomsnittlig ruhetsverdi vertikalt og horisontalt for hver legering ble så kalkulert. Ruheten blir oppgitt i RA og har benevnningen μm (mikrometer).

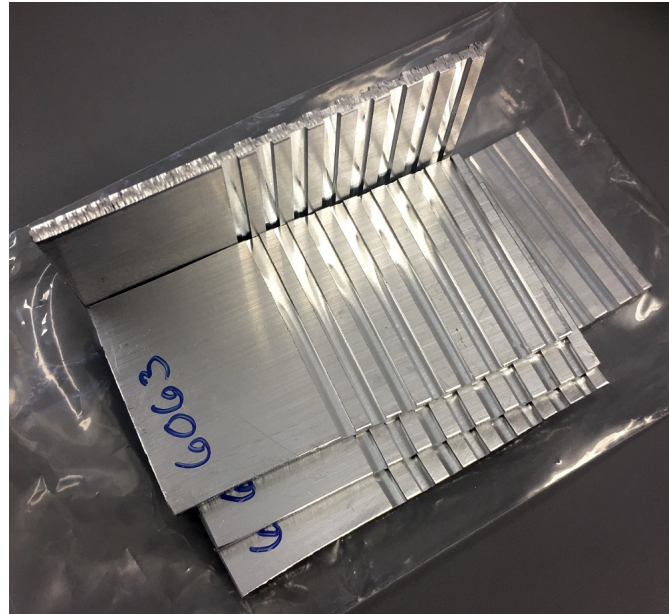
3.7 Maskinering av Al-legeringer

For å teste om preging av overflaten påvirket heften ved uttrekkstest ble halvparten av prøvene preget i overflaten. Det ble maskinert 8 riller med dybde 0,5 mm i hver side av prøvene. Rillene sto 90° på uttrekksretningen. Det var 3 mm mellom hver rille og rillene var 3 mm brede, som vist i figur 13. Maskineringen ble utført av finmekanisk verksted på NTNU Gløshaugen.



Figur 13: Overflatepreging av prøver støpt i mørtel.

For 5052 prøvene var rillene 0,25 mm dype istedenfor 0,5 mm dype. Dette var for å utligne tykkelseforskjellen på prøvene. Avstand mellom rillene og bredden til rillene var uendret.



Figur 14: 6063 med riller maskinert av finmekanisk verksted.

3.8 Betong innstøping

Aluminiumsprøvene ble innstøpt i mørtel produsert ved SINTEF Byggforsk. Mørtelsammensetningen er vist i seksjon 3.8.1. Det ble benyttet plastkopper for innstøpingen. Plastkoppene målte 65 mm i høyde og rommet 21 cL væske. Koppene ble fylt med betong opptil en høyde på 50 mm. Siden aluminiumsprøvene var rektangulære ville avvik fra vertikal akse være et problem, så lokk av bølgepapp med et spor for aluminiumen ble kuttet for hånd og aluminiumsprøven sentrert best mulig i mørtelen. Innstøpte prøver med og uten lokk er vist i figur 15, de svarte lokkene ble tredd vinkelrett på legeringene før de ble plassert ned i mørtelen. Det ble innstøpt 100 aluminiumsprøver, hvor 50 av dem hadde riller. Prøvene herdet i 29 dager før de ble trukket ut betongen.



(a) Prøver med og uten lokk. Bildet er tatt ved innstøping. To lokk tredd på aluminiumsprøver kan observeres til høyre på brettet. (b) Prøver uten lokk. Bildet er tatt en dag etter innstøping.

Figur 15: Aluminium innstøpt i mørtel. Bilder tatt ved innstøping og ett døgn senere.

Tre betongprismer ble samtidig støpt av SINTEF Byggforsk for å karakterisere betong egenskapene etter 2, 7 og 28 dager, data vist i vedlegg G

3.8.1 Betongsammensetning

18 liter mørtel ble blandet av SINTEF etter følgende forhold. 0,275 kg kalkmel ble i tillegg blandet inn fordi mørtelen var for viskøs. Betongen hadde pH 12,8 - 13.

- 0.45 deler anleggsement
- 0.55 deler kalsinert leire
- 3 deler sand
- 0.7 deler vann

3.9 Gasskromotografi av Al-legeringer

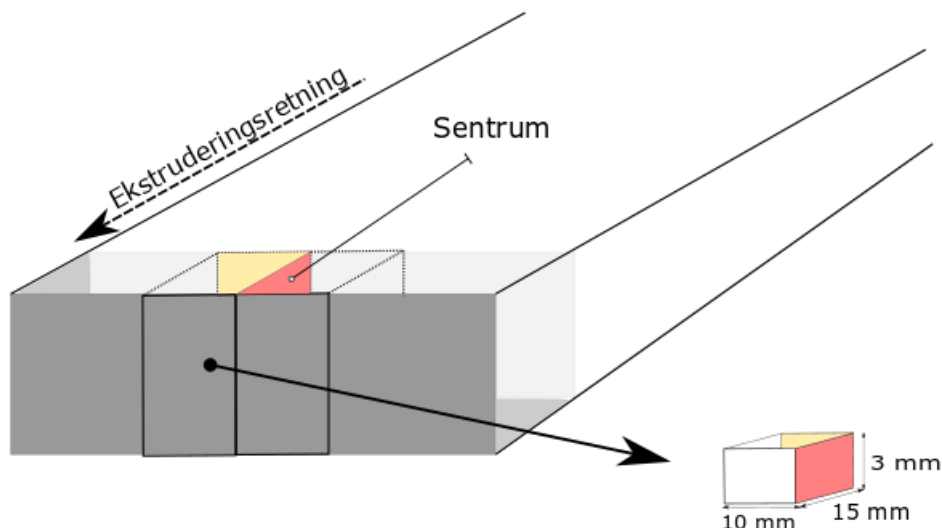
Gasskromotografi ble gjennomført av Heiko Gaertner ved SINTEF. En pastablanding med samme blandingsforhold som i avsnitt 3.8.1, ble blandet i en stavmikser. Pastamengden ble veid opp til 300 gram i plastkoppen før legeringene ble plassert sentrert ned i koppen. Prøvene ble så satt i en eksikator med en GC koblet til. CO₂ ble målt for å forsikre at eksikatorammeret var tett.

3.10 Karakterisering av mikrostruktur

I følgende seksjoner presenteres metoden de ulike legeringene ble preparert for å kunne studere deres mikrostruktur.

3.10.1 Innstøping av aluminiumsprøver

Legeringene ble kuttet til rektangulær form med 15 mm lengde, 10 mm bredde og 3 mm tykkelse. Det ble kuttet prøver fra hver side av senterlinjen på den ekstruderte profilen, som vist i figur 16. Struers Labotom-5 vannsag med et 10S25 sagblad ble benyttet for å kutte prøvene. Dette sagbladet er beregnet for ikke-jernholdige, myke metaller med en HV på mellom 30 og 275. Prøvene ble plassert i runde former med en diameter på 2,5 cm, før de ble støpt inn med en epoksy blanding. Epofix Resin og Epofix Hardener ble benyttet, og blandet i et 25:3 forhold, før de herdet i minimum 12 timer.



Figur 16: Kutting av prøver for innstøping i epoksy. Longitudinalt med ekstruderingsretningen er markert i rødt og transversalt markert med gult.

3.10.2 Sliping og polering av prøver

Sliping ved 120 P, 320 P, 800 P, 1200 P og 2000 P ble gjennomført for hånd. 120 P ble brukt til å grovslipe ned til metallet og gjøre prøven så rett som mulig. Hvert slipe­steg ble slipt 90 grader på forrige sliperetning, og kunne ta fra 1 sekund til 120 sekunder. Prøvene ble deretter automatisk polert med Struers TegraForce-5 med en kraft på 15N, 150 RPM og anti-rotasjon.

Tabell 12: Poleringssteg brukt for preparering av samtlige aluminiumslegeringer.

Prosess	Finhet	Slipe/poleringsmateriale	Tid [s]	Vask
Sliping	#FEPA120	SiC	~ 60	Vann
Sliping	#FEPA320	SiC	~ 60	Vann
Sliping	#FEPA800	SiC	~ 60	Vann
Sliping	#FEPA1200	SiC	~ 60	Vann
Sliping	#FEPA2000	SiC	~ 60	Vann
Polering	9 μm	DiaPro Allegro/Largo	180	Vann og bomull med zalo. Etanol til slutt.
Polering	3 μm	DiaPro DAC 3	180	Vann og bomull med zalo. Etanol til slutt.
Polering	1 μm	DiaPro NAP B1	180	Vann og bomull med zalo. Etanol til slutt.
Polering	0,04 μm	DiaPro OP-S	90	Vann og bomull med zalo. Etanol til slutt.

3.10.3 Anodisering av aluminiumprøver

Før prøvene ble analysert i lysmikroskop ble de anodisert. Prøvene ble anodisert i en Struers LectroPol-5. 5 M HBF_4 ble benyttet som elektrolytt. Elektrolytten ble nedkjølt til en temperatur på 10 °C ved bruk av Julabo FP50-ME. Samtlige legeringer foruten Al0Mg ble anodisert i 90 sekunder ved en spenning på 20 V og en flow-rate på 13. Al0Mg ble anodisert i 60 sekunder, øvrige parametre ble holdt likt som for de andre legeringene. Aluminiumsfolie ble brukt for å bedre kontakt mellom metallet og lederen.

3.10.4 Lysmikroskopi

Zeiss Axio Vert.A1 MAT ble benyttet til å studere mikrostrukturen til de ulike prøvene. Polarisert lys med en λ -plate ble benyttet for å fremheve kornstrukturen til de anodiserte prøvene.

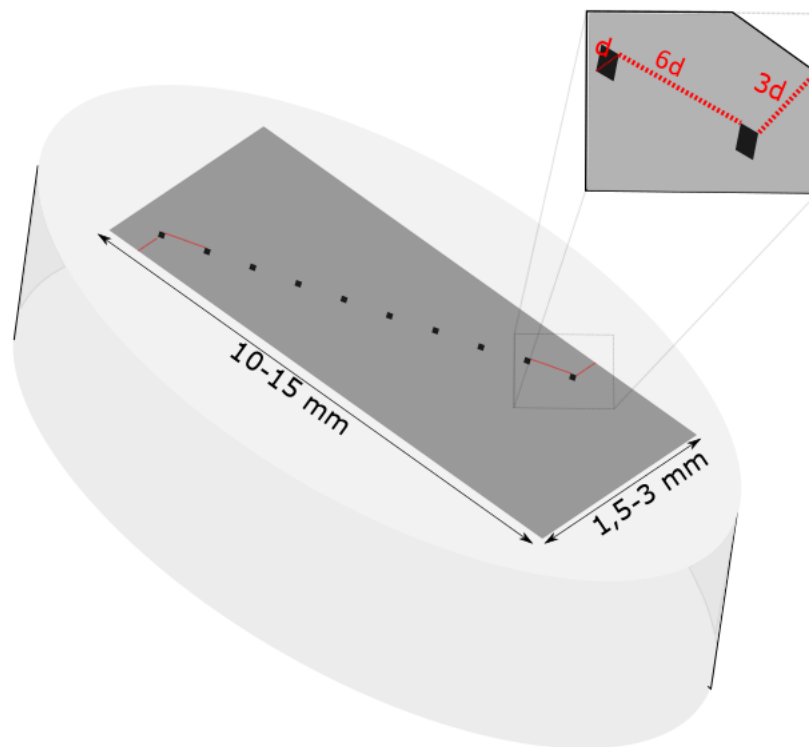
3.11 Hardhetstest

Prøvene var preparert likt som lysmikroskopiprøver omtalt i 3.10.2. Siden prøvene var innstøpt i epoksy ble baksiden av prøven slipt flat ned til metallet med 120 P papir. For å forsikre at prøven ikke var skjev ble høydeforskjell målt med en måleklokke til prøvene hadde < 100 μm avvik.

Hardhetsmålinger ble utført på Zwick/Roell ZHV30 med last på 500g og 10 sekunder hold ved romtemperatur. Avstanden mellom kanten av legeringen og første inntrykk var 3 diagonaler, og avstanden mellom midten av to inntrykk var 6 diagonaler i henhold til ISO 6507, [25].

Inntrykkene ble gjort på en skrå linje gjennom tverrsnittet til prøven slik at hardhetsverdier ble hentet fra hele profilen, som vist i figur 17. For å finne en representativ størrelse på diagonalen ble det utført et testinntrykk for hver legering. Inntrykkene ble plassert med god avstand fra et hjørne, slik at det ikke ble påvirket av overflatespenningen i materialet. Den målte diagonalen ble så brukt til å programmere inn 10 inntrykk skrått på tvers av profilen med Zwick/Roell ZH μ HD programvare.

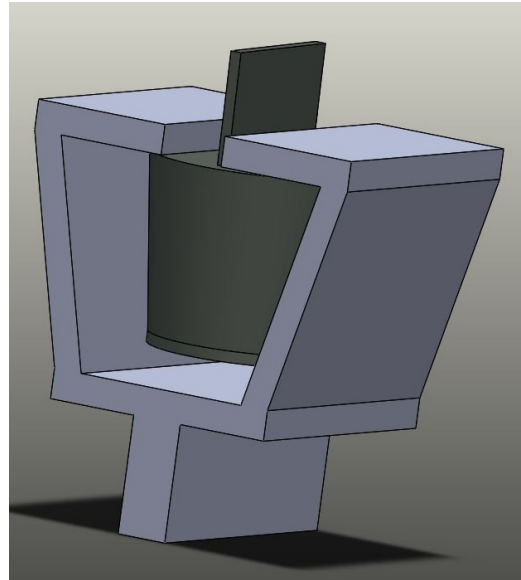
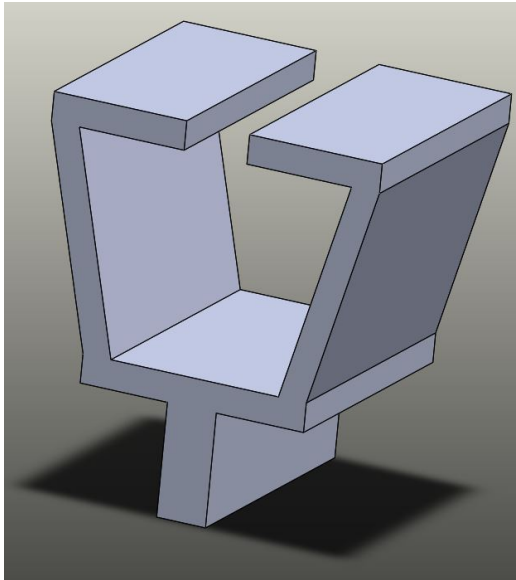
Programvaren ble brukt til å teste ut vinkelen til linjen som inntrykkene skulle ligge på. Dette ble gjort ved prøving og feiling til det siste inntrykket lå innenfor 3 diagonalers avstand til overflaten. For å bekrefte at avstanden var 3 diagonaler ble kamera benyttet. For myke legeringer ble 5 inntrykk programmert og utført, deretter ble en ny rad plassert under.



Figur 17: Illustrasjon av hvordan de 10 inntrykkene fra hardhetsmålingene ble plassert skrått på tverrsnittet til legeringene. Den rektangulære metallbiten er innstøpt i en rund epoksy form. Avstanden mellom kanten av legeringen og første inntrykk var 3 diagonaler, og avstanden mellom midten av to inntrykk var 6 diagonaler illustrert med røde stiplede linjer.

3.12 Uttrekkstest

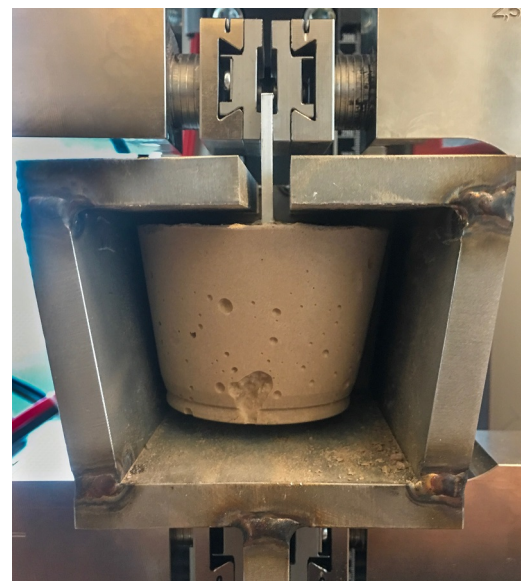
Festeinnretningen som holdt prøven fast i strekkmaskinen ved uttrekkstesten ble designet i solidworks og konstruert på finmekanisk verksted. Designet er vist i figur 18a og 18b. Innretningen som konstruert fra finmekanisk verksted er vist i figur 19a. Prøven ble festet i innretningen, som vist i figur 19b.



(a) Designet av innretningen som ble sendt til finmekanisk verksted.

(b) Designet av innretningen som ble sendt til finmekanisk verksted med prøve montert.

Figur 18: Design av festeinnretning.



(a) Innretningen som ble konstruert for å holde prøven festet under uttrekkstest.

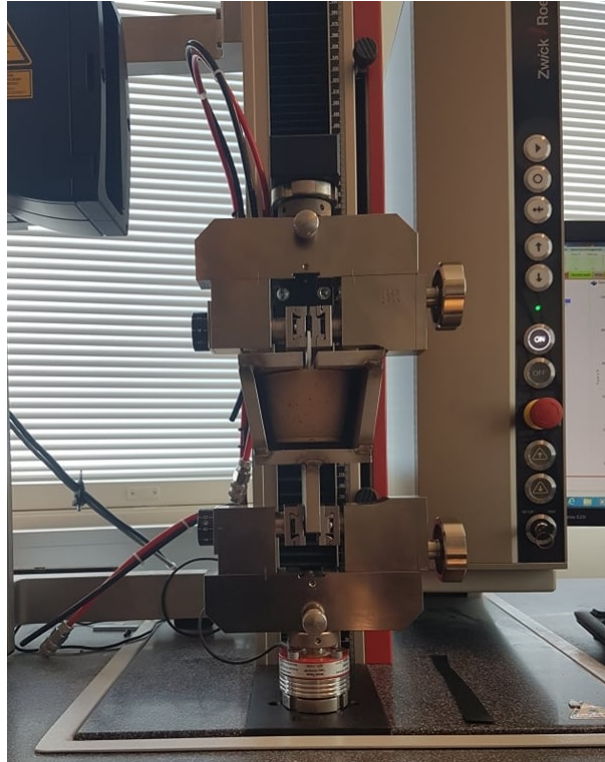
(b) Eksempelprøve montert i innretningen brukt til å holde prøven festet under uttrekkstest.

Figur 19: Festeinnretningen i stål som produsert av finmekanisk verksted.

Innretningen med prøven ble videre festet i strekkmaskinen, som vist i figur 20.

Aluminiumlegeringene presentert i tabell 2 ble som illustrert i kapittel 3.4 kuttet til rektangulær form. Totalt 100 prøver ble innstøpt, hvorav halvparten av prøvene hadde riller, som vist i figur 13. Prøvene ble innstøpt i former med mørtel og innfestet i Zwick Roell Z2.5 strekkmaskin. Maskinen

hadde en oppgitt maks kraft på 2500 N i strekk som sikkerhetsgrense, men hadde en reell maks kraft opptil 2875 N. Testen ble avsluttet da de påførte kreftene nærmet seg null. Strekkmaskinen ble stilt inn på en forhåndslast på 50 N og trakk i prøven med en forlengelse på 2 mm/s ved romtemperatur.



Figur 20: Festeinnretningen med prøve, montert i strekkmaskin.

3.12.1 SEM

For SEM-analyse ble det benyttet et Zeiss Ultra 55 elektronmikroskop. Det ble kun tatt bilder av 6082-530 etter at den var dratt ut av mørtelen. Prøven ble avgasset i ett døgn før bildene ble tatt. Det ble ikke utført ytteligere preparering av prøven før den ble plassert i elektronmikroskopet.

4 Resultater

Resultater fra ulike eksperimenter er presentert i det følgende kapittelet.

4.1 Overflateruhet

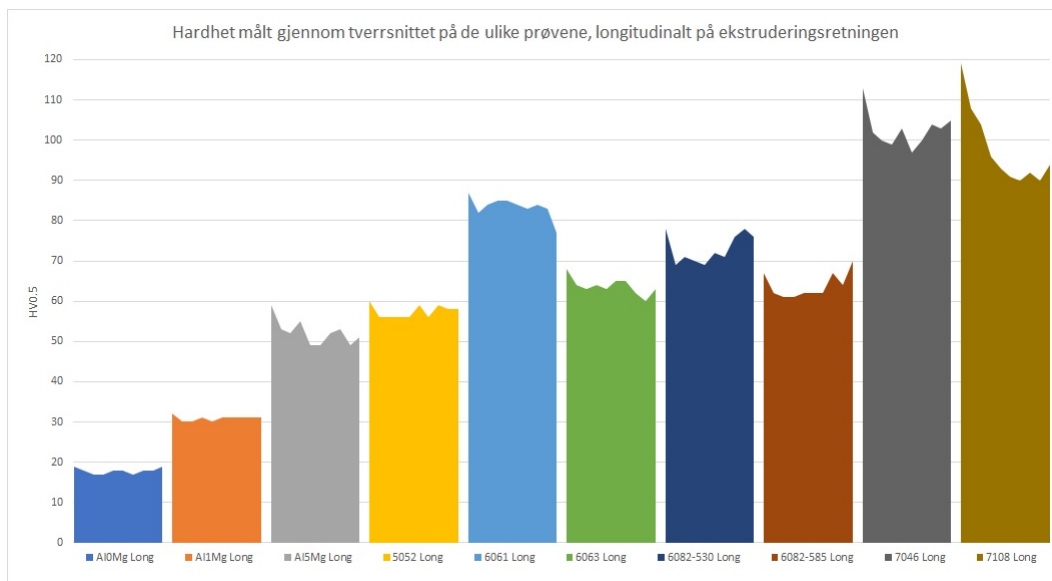
Gjennomsnittlig kalkulert RA-verdi for de ulike legeringene er vist i tabell 13. Overflateruheten hadde størst variasjon på tvers av ekstruderingsretningen.

Tabell 13: Gjennomsnittlige RA-verdier for de ulike legeringene, målt både vertikalt og horisontalt. Den horisontale retningen tilsvare ekstruderingsretningen. Alle RA-verdier er oppgitt i μm .

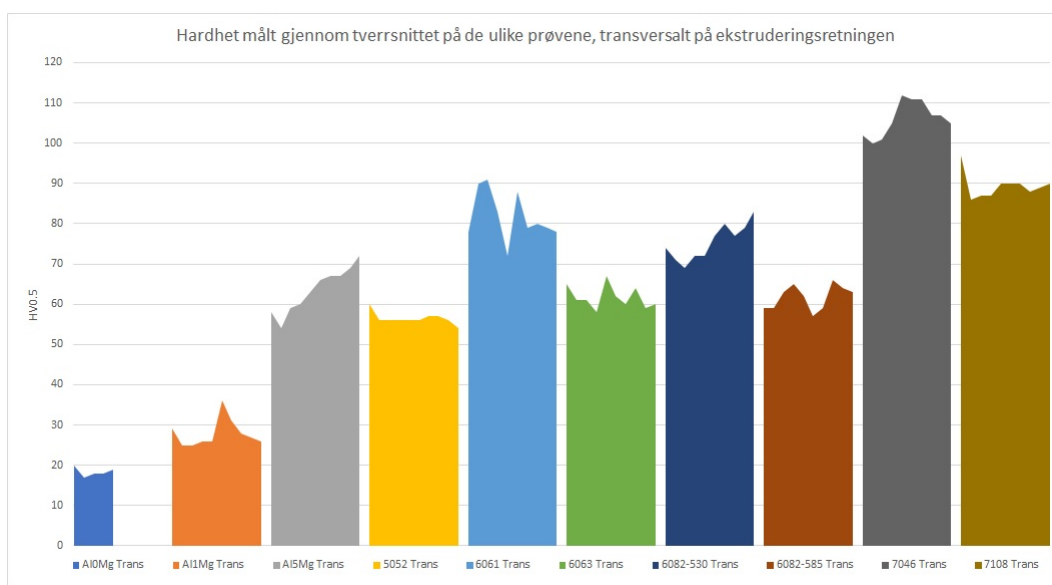
Legering	Vertikalt [μm]	Horisontalt [μm]
Al0Mg	1,5	0,8
Al1Mg	1,5	0,9
Al5Mg	0,9	0,4
5052	0,7	0,6
6061	0,7	0,5
6063	0,6	0,6
6082-530	0,9	0,6
6082-585	1,0	0,7
7046	0,8	0,6
7108	0,7	0,6

4.2 Hardhet

I følgende seksjoner presenteres hardhetsverdiene målt for de ulike prøvene. Alle størrelser er oppgitt i HV med last på 500 gram og en holdetid på 10 sekunder. Med longitudinalt menes langs ekstruderingsretningen. Med transversalt menes normalt på ekstruderingsretningen. Figur 21 og figur 22 viser en grafisk fremstilling av hardheten målt gjennom prøvene, basert på målingene presentert i vedlegg C. Figur 21 viser målingene for longitudinal retning og figur 22 viser målingene for transversal retning. Toppen av søylene representerer hardheten målt ved de ulike inntrykkene. Det ble gjort 10 inntrykk for hver legering, med unntak av Al0Mg transversal retning. For denne legeringen ble det gjort 5 målinger, som svarer til breddeforskjellen på søylene.



Figur 21: Hardhet målt for longitudinale prøver gjennom tversnittet av prøvene. Høydeforskjellen til søylene svarer til de ulike hardhetene målt ved de 10 inntrykkene.



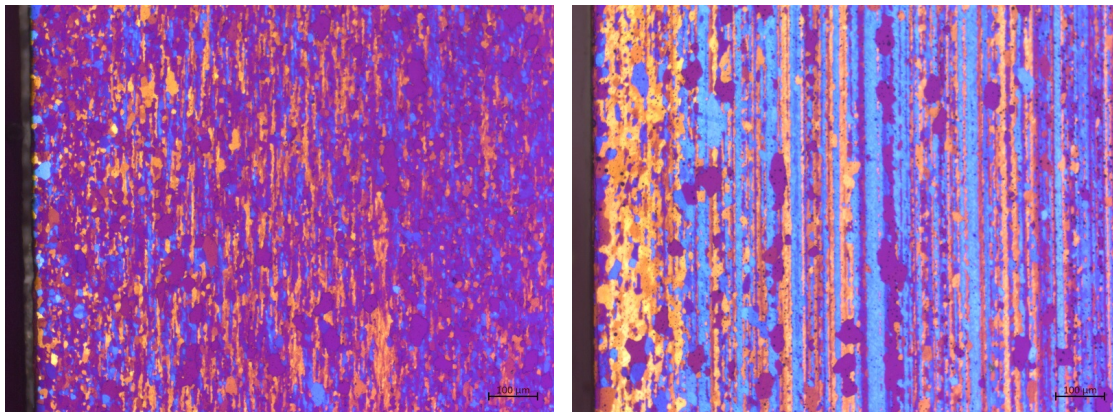
Figur 22: Hardhet målt for transversale prøver gjennom tversnittet av prøvene. Høydeforskjellen til søylene svarer til de ulike hardhetene målt ved de 10 inntrykkene.

4.3 Mikrostruktur

Følgende figurer viser kornstrukturen til anodiserte prøver. Figurene er representative for kornstrukturen gjennom hele profilen. Sort kant på figurene svarer til kanten på prøvene. Det er en figur for transversal prøve og en figur for longitudinal prøve. For Al5Mg er det tatt med to figurer for transversal retning og to figurer for longitudinal retning. Dette for å fremheve interessant struktur gjennom profilen. Alle figurer har 100 μm målestokk. Panorama av Al5Mg longitudinal er vist i vedlegg D

4.3.1 Al0Mg

Følgende figurer viser kornstrukturen til Al0Mg. Figur 23b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 23a viser kornstrukturen transversalt. Figur 23b og 23a viser delvis rekrySTALLISERING.

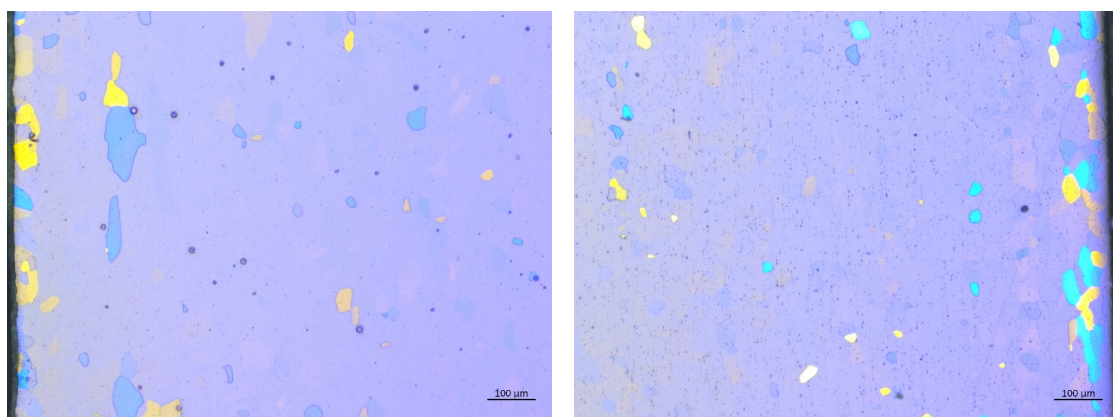


(a) Kornstrukturen til Al0Mg, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til Al0Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 23: Kornstrukturen til Al0Mg.

4.3.2 Al1Mg

Følgende figurer viser kornstrukturen til Al1Mg. Figur 24b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 24a viser kornstrukturen transversalt. Det er ikke tydelige deformerte korn på noen av figurene.



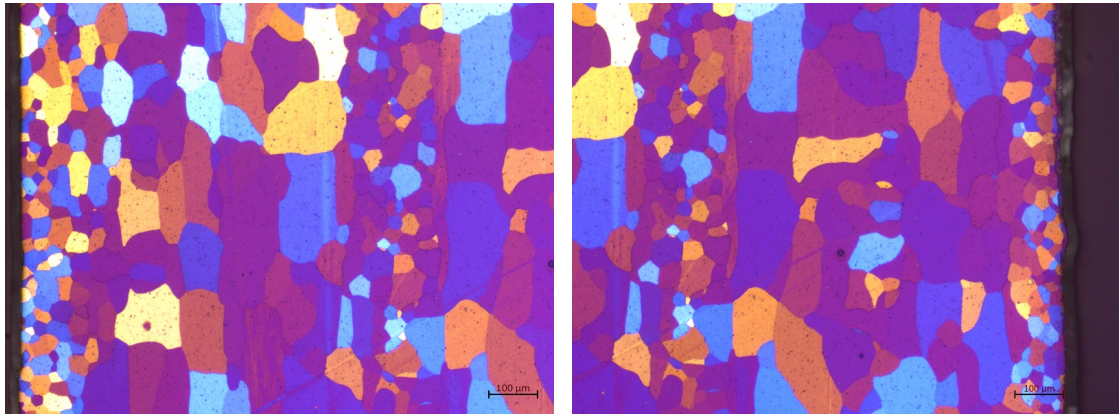
(a) Kornstrukturen til Al1Mg, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til Al1Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 24: Kornstrukturen til Al1Mg.

4.3.3 Al5Mg

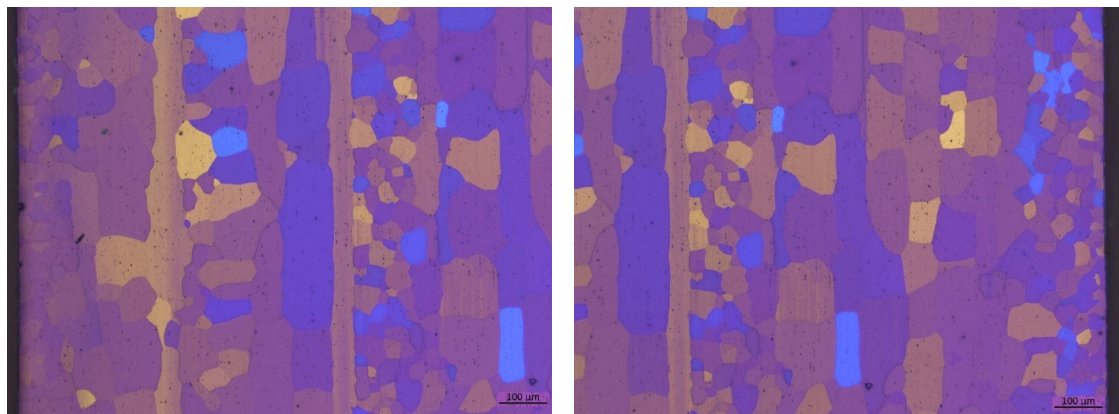
Følgende figurer viser kornstrukturen til Al5Mg. Det er tatt med to figurer for både transversal og longitudinal retning for å vise strukturen gjennom hele profilen. Figur 25a og 25b viser kornstrukturen transversalt på ekstruderingsretningen. Figur 26a og 26b viser kornstrukturen longitudinalt.

Det vises små korn i kantene og i midten av prøven, skilt av to lag med store korn. Dette fremkommer både for transversale og longitudinale prøver.



(a) Kornstrukturen til Al5Mg, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til Al5Mg, transversalt på ekstruderingsretningen.

Figur 25: Kornstrukturen gjennom hele profilen til Al5Mg, transversalt på ekstruderingsretningen. Figurene overlapper, så samme korn vises i begge figurer.

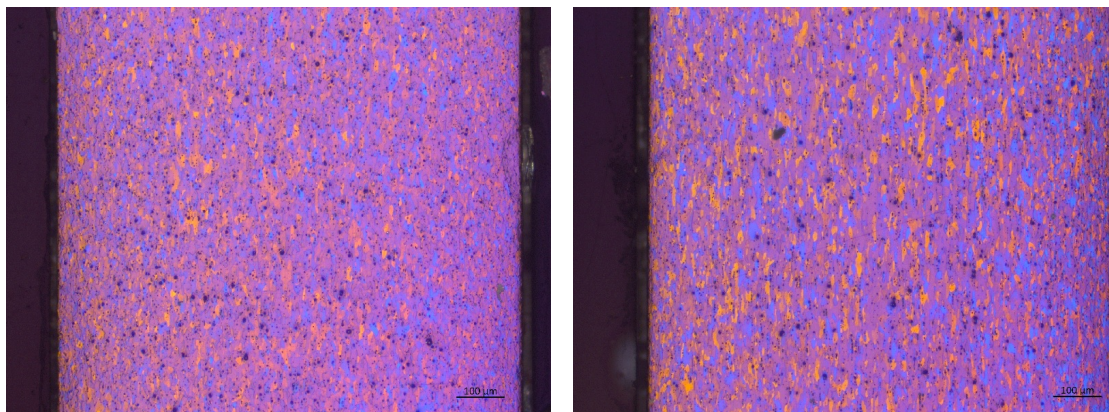


(a) Kornstrukturen til Al5Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til Al5Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 26: Kornstrukturen gjennom hele profilen til Al5Mg, longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figurene overlapper, så samme korn vises i begge figurer.

4.3.4 5052

Følgende figurer viser kornstrukturen til 5052 i to ulike orienteringer. 5052 kom som en stor plate og var ikke ekstrudert. Transversal og longitudinal retning er ikke kjent. Figur 27a og 27b viser en lik kornstruktur med små, jevnt fordelte korn.

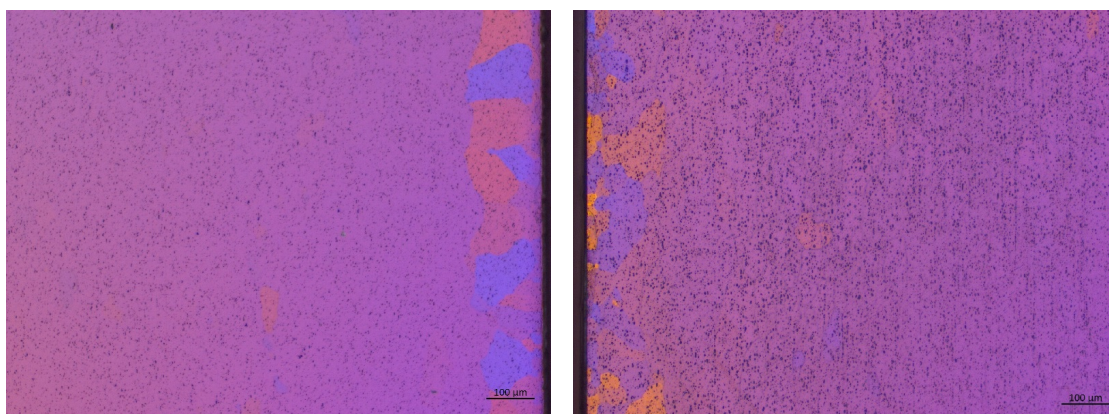


(a) Kornstrukturen til 5052, normalt på retningen i figur 27b. (b) Kornstrukturen til 5052, normalt på retningen i figur 27a.

Figur 27: Kornstrukturen til 5052 i to ulike retninger, normalt på hverandre.

4.3.5 6061

Følgende figurer viser kornstrukturen til 6061. Figur 28b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 28a viser kornstrukturen transversalt. Det er ikke tydelige deformerte korn på noen av figurene.

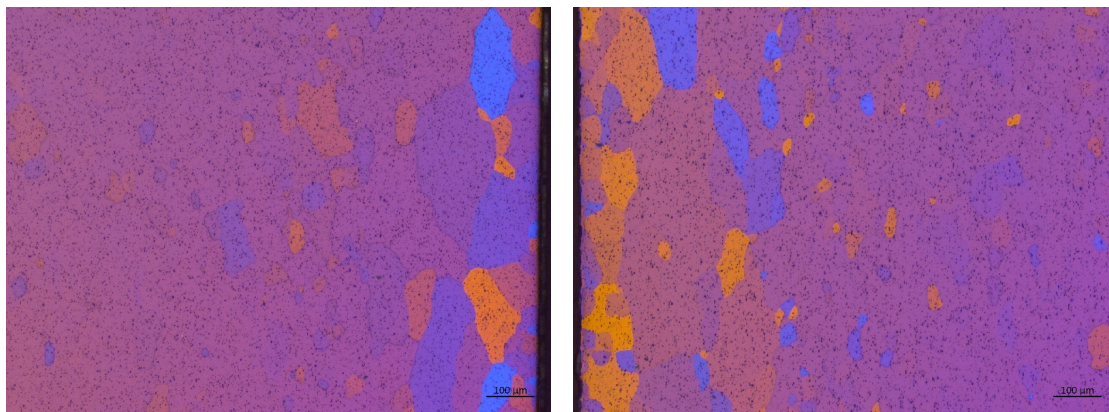


(a) Kornstrukturen til 6061, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til 6061, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 28: Kornstrukturen til 6061.

4.3.6 6063

Følgende figurer viser kornstrukturen til 6063. Figur 29b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 29a viser kornstrukturen transversalt. Det er ikke tydelige deformerte korn på noen av figurene.

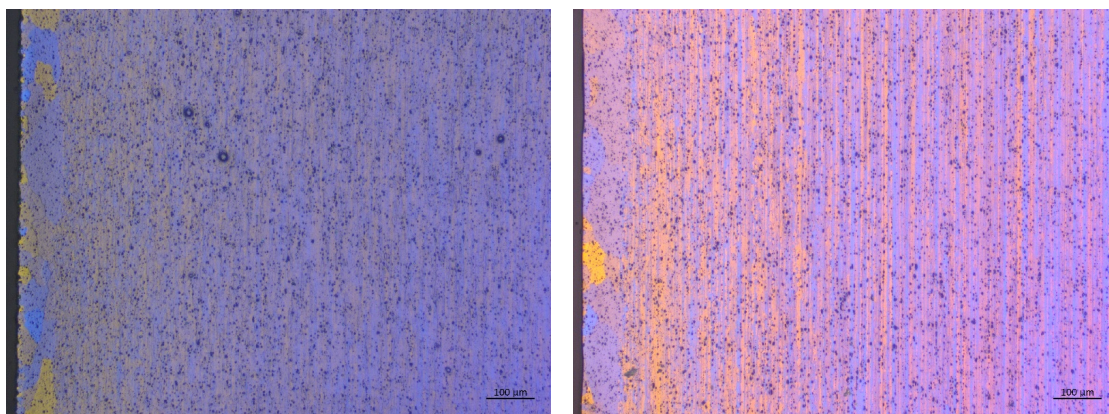


(a) Kornstrukturen til 6063, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til 6063, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 29: Kornstrukturen til 6063.

4.3.7 6082-530

Følgende figurer viser kornstrukturen til 6082-530. Figur 30b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 30a viser kornstrukturen transversalt. Figur 30b viser deformerte korn dratt i ekstruderingsretningen. Figur 30a viser de samme kornene sett ovenfra. Det framkommer et rekrystallisert sjikt ved overflaten på 6082-530.

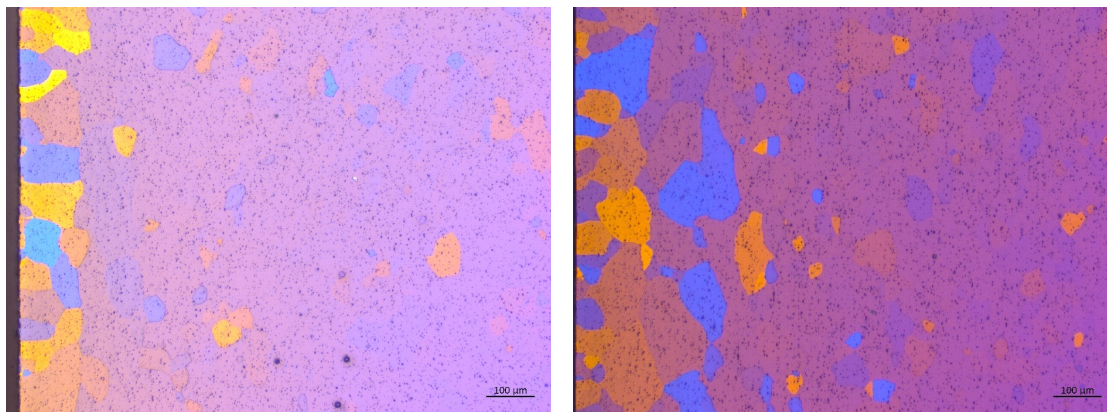


(a) Kornstrukturen til 6082-530, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til 6082-530, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 30: Kornstrukturen til 6082-530.

4.3.8 6082-585

Følgende figurer viser kornstrukturen til 6082-585. Figur 31b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 31a viser kornstrukturen transversalt. Det er ingen tydelige deformerte korn på noen av figurene. Det fremkommer av figurene at det er store korn langs overflaten på 6082-585.

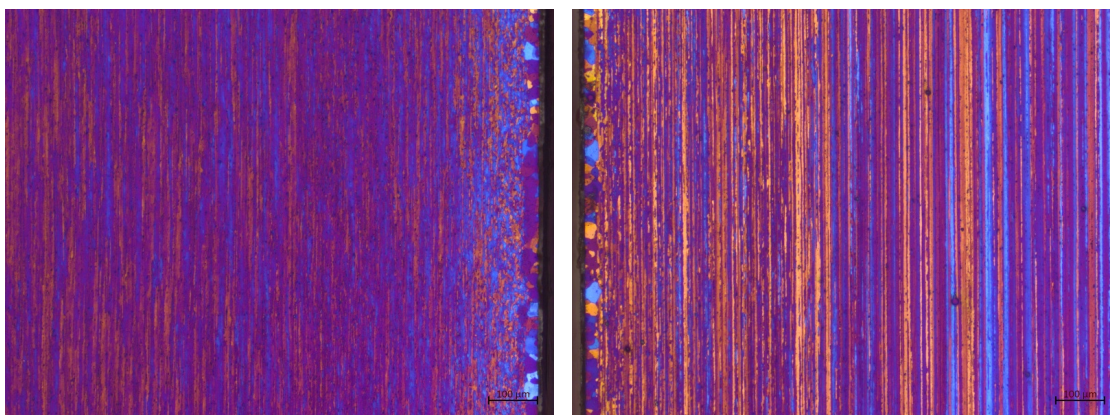


(a) Kornstrukturen til 6082-585, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til 6082-585, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 31: Kornstrukturen til 6082-585.

4.3.9 7046

Følgende figurer viser kornstrukturen til 7046. Figur 32b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 32a viser kornstrukturen transversalt. Figur 32b viser deformerte korn dratt i ekstruderingsretningen og et smalt rekrystallisert sjikt på overflaten. Figur 32a viser de samme kornene sett ovenfra.

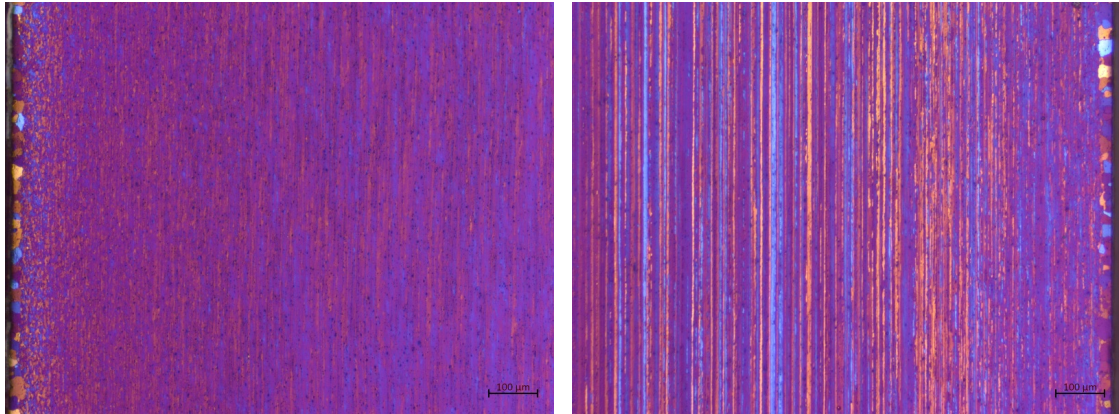


(a) Kornstrukturen til 7046, transversalt på ekstruderingsretningen. (b) Kornstrukturen til 7046, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 32: Kornstrukturen til 7046.

4.3.10 7108

Følgende figurer viser kornstrukturen til 7108. Figur 33b viser kornstrukturen longitudinalt på ekstruderingsretningen. Figur 33a viser kornstrukturen transversalt. Figur 33b viser deformerte korn dratt i ekstruderingsretningen og et smalt rekrystallisert sjikt på overflaten. Figur 33a viser de samme kornene sett ovenfra.



(a) Kornstrukturen til 7108, transversalt på ekstrude- (b) Kornstrukturen til 7108, longitudinalt på ekstruderingsretningen.

Figur 33: Kornstrukturen til 7108.

4.3.11 SEM

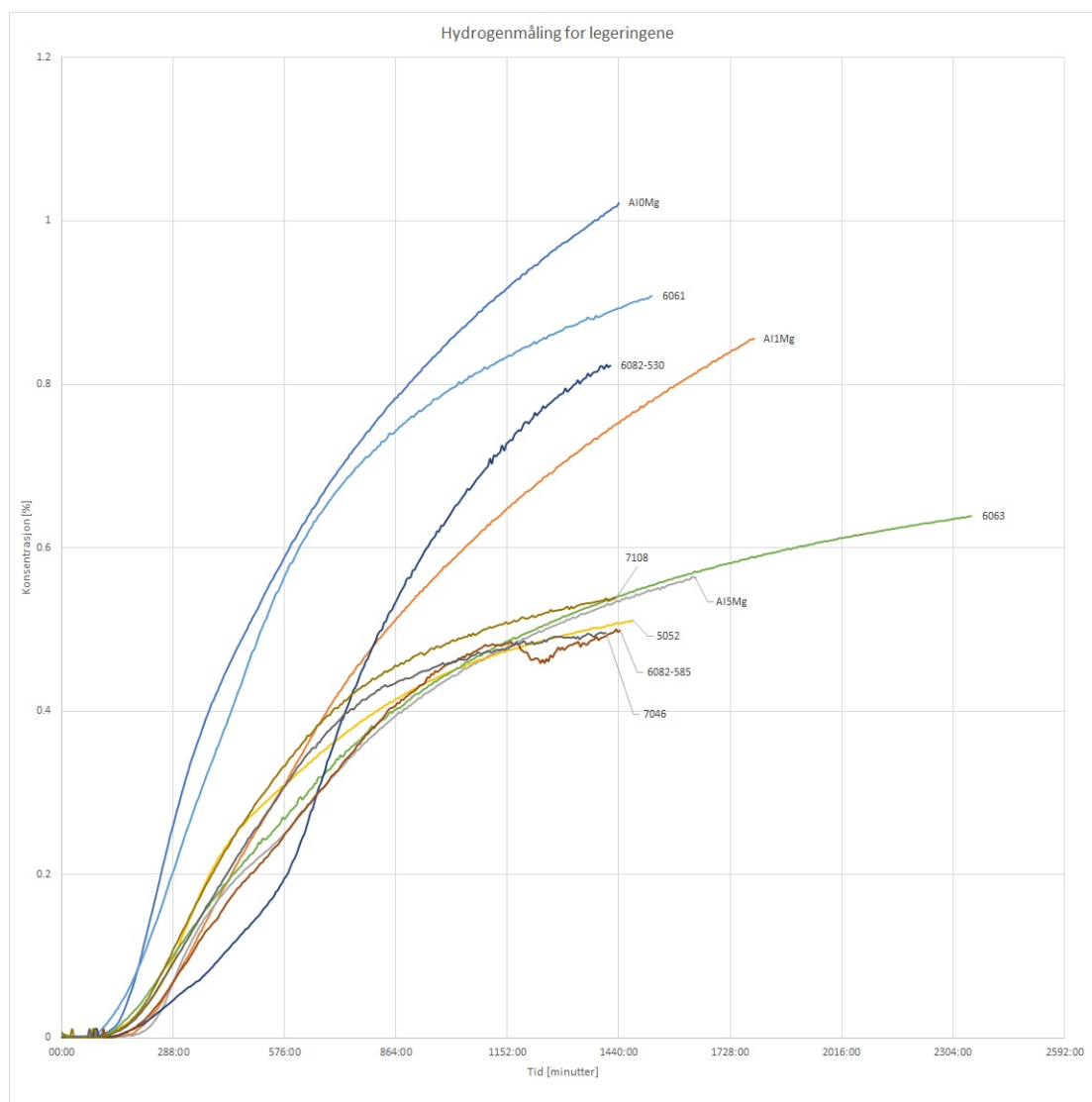
Figur 34 viser SEM-bilde tatt av legering 6082-530 etter uttrekkstest. Øvre, venstre del av bildet viser mørtelrester. Nedre, høyre del av bildet viser aluminiumsoverflaten. Det fremkommer streker på aluminiumsoverflaten. Disse kommer fra ekstruderingen og viser ekstruderingsretningen. Det fremkommer også tydelige sprekker i aluminiumslegeringen.



Figur 34: SEM-bilde tatt av legering 6082-530 etter uttrekkstest. Figuren viser både mørtel og aluminium.

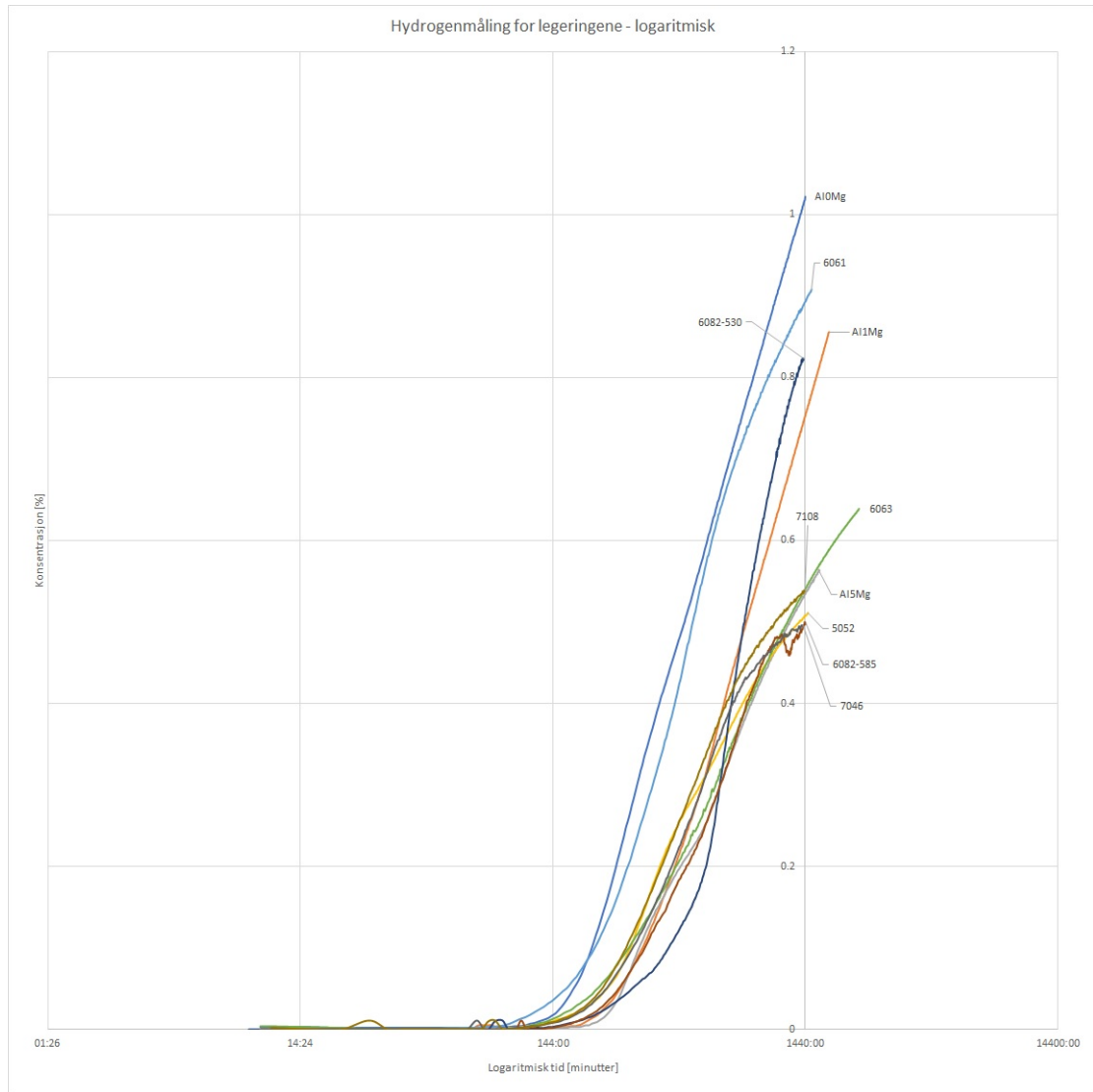
4.4 Gassmåling

Figur 35 og 36 viser gassutviklingen målt for de ulike legeringene innstøpt i pasta basert på vedlegg B. Det fremkommer i figur 35, to puljer med forskjellig total mengde hydrogen målt etter 24 timer. Den ene puljen (bestående av: 7108, Al5Mg, 6063, 5052, 6082-585 og 7046) viser mange legeringer konsentrert rundt 0,5% hydrogen etter 24 timer. Den andre puljen (bestående av: Al10Mg, 6061, Al1Mg og 6082-530) har stor spredning i hydrogen målt, men har betydelig høyere konsentrasjon etter 24 timer enn de andre legeringene.



Figur 35: Komparativ gassmålingsplot for de ulike legeringene. Hydrogenkonsentrasjon i eksikatoren vises på y-aksen. Tid i minutter vises på x-aksen.

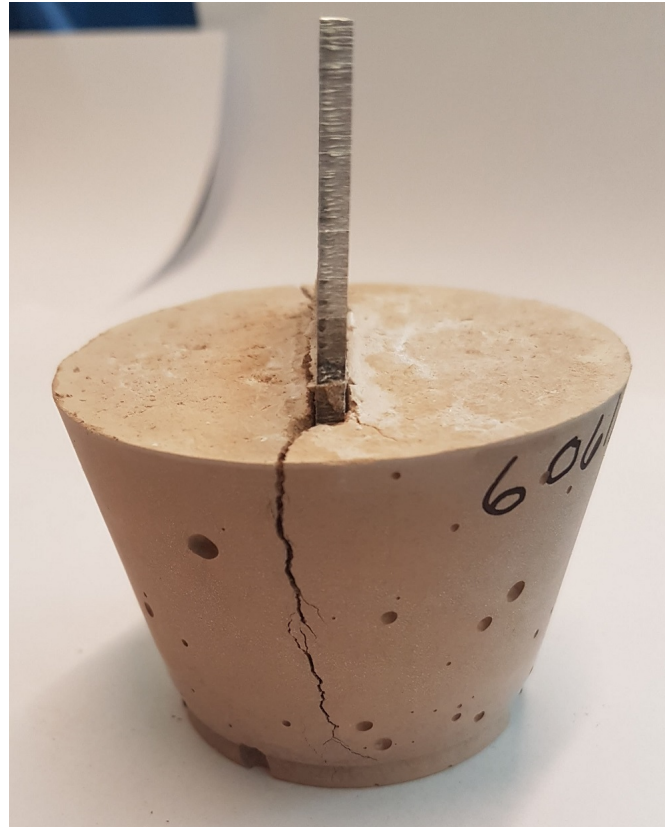
Logaritmisk x-akse blir brukt for å tydeliggjøre endringene i hydrogenmålingene over tid, og fremheve reduksjon av hydrogenutvikling. I figur 36 fremkommer de to puljene på nytt. I denne figuren kan det også observeres en tredje pulje bestående av Al5Mg og 6063. Det fremkommer variasjon ved hvilken tid hydrogenkonsentrasjonen ble målbar.



Figur 36: Komparativ gassmålingsplot for de ulike legeringene. Hydrogenkonsentrasjon i eksikatoren vises på y-aksen. Logaritmisk tid i minutter vises på x-aksen.

4.5 Uttrekkstest

I følgende seksjoner presenteres den påførte kraften for å trekke prøvene ut av mørtelen, samt bilder av prøvene etter uttrekk. Kraftene nevnt i denne seksjonen er målt i newton. Sprekkdannelsen ved uttrekk av alle de 100 prøvene i forsøket startet på toppen av mørtelen nær metallet og vokste parallelt med metallet nedover langs sidene av mørtelen, som vist i figur 37.

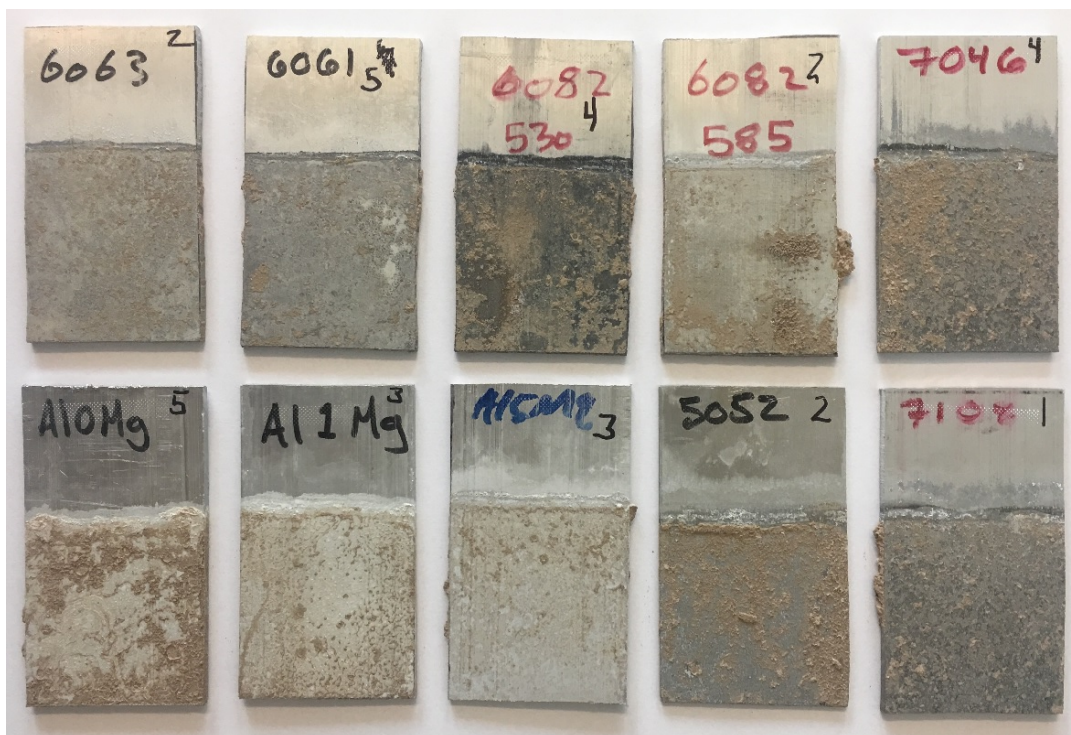


Figur 37: Sprekkdannelse for 6061 uten riller. Metallet har løsnet fra mørtelen uten at mørtelen har delt seg fullstendig i to.

4.5.1 Heft

Heft for prøver uten preget overflate

Figur 38 viser et representativt oversiktsbilde over hvor mye mørtel som henger igjen på de ulike prøvene uten preget overflate. For 17 av 50 prøver uten riller så delte ikke mørtelen seg fullstendig i to ved uttrekk, men mørtelen sprakk delvis opp på siden. Dette er vist i figur 39, hvor tre av de fem prøvene har delt seg ufullstendig.



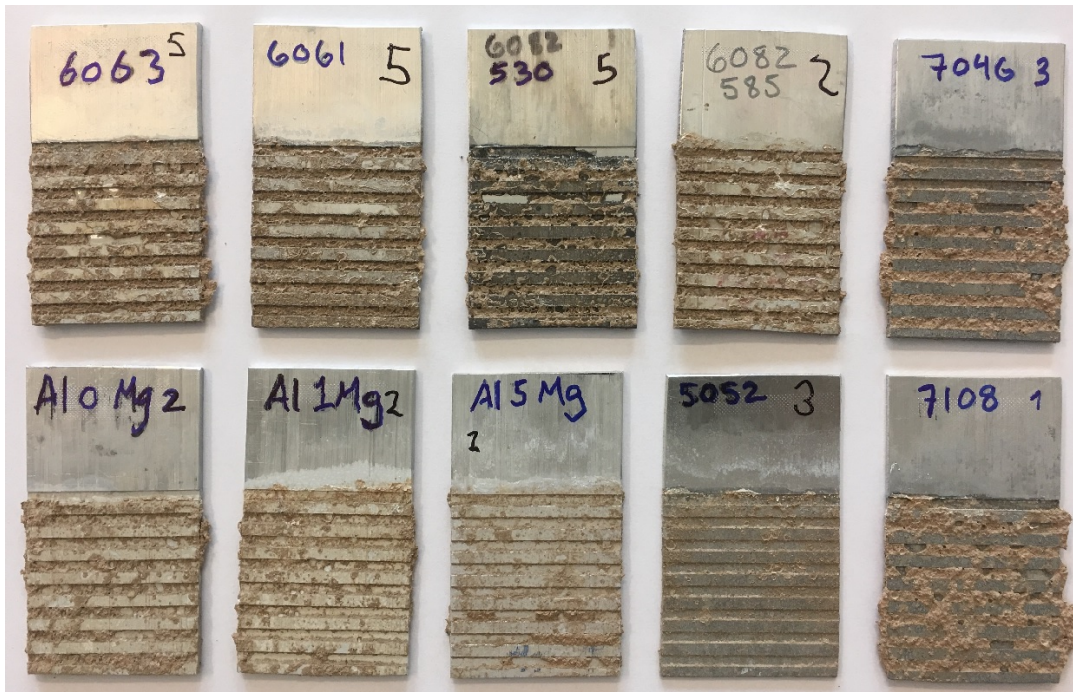
Figur 38: Prøver uten riller etter å ha blitt trukket ut av mørtel.



Figur 39: Bruddflatene til Al1Mg uten riller etter uttrekk.

Heft for prøver med preget overflate

Figur 40 viser et representativt oversiktsbilde over hvor mye mørtel som henger igjen på de ulike prøvene med preget overflate. For de maskinerte prøvene delte mørtelen seg i alle tilfellene, bruddflaten til Al1Mg med riller etter uttrekk er vist i figur 41

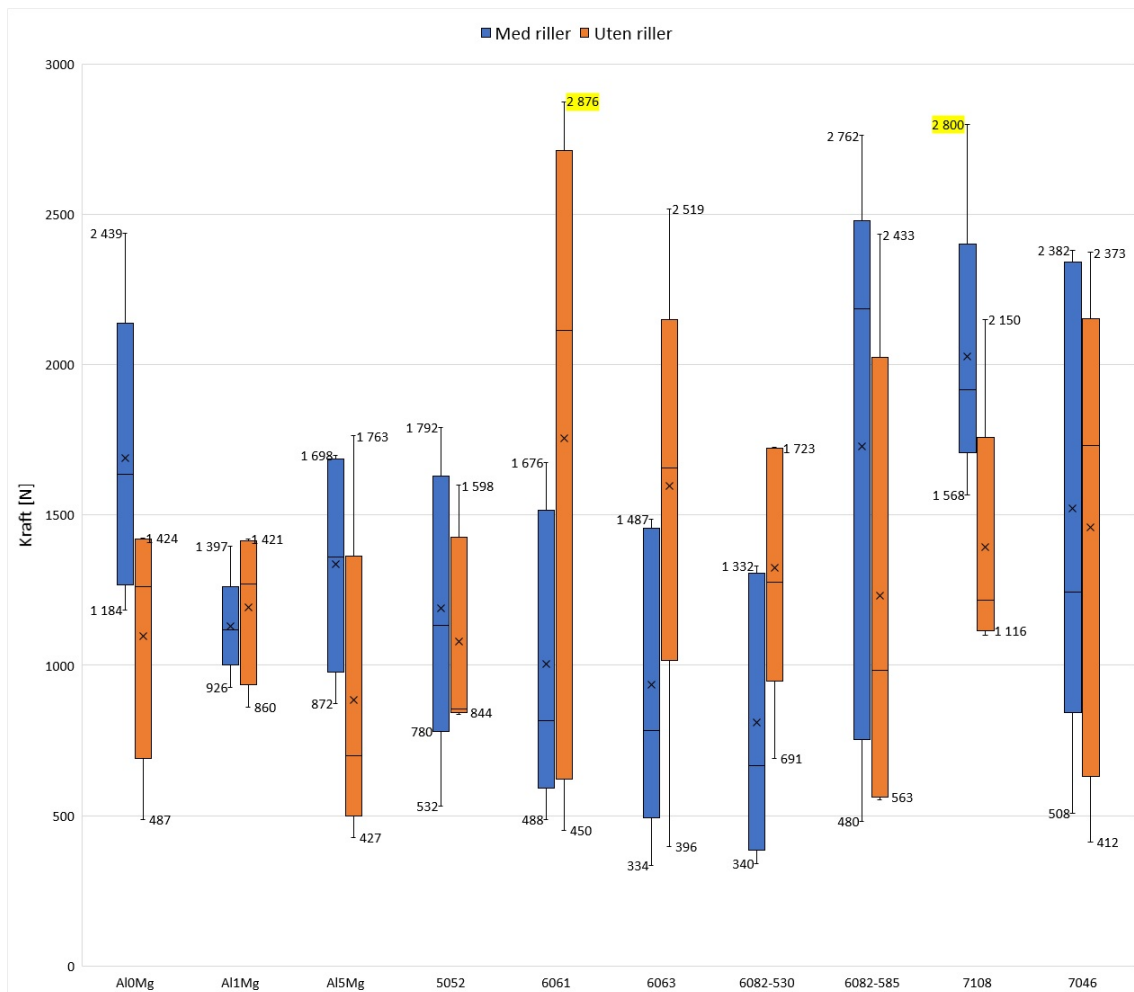


Figur 40: Prøver med riller etter å ha blitt trukket ut av mørtel.



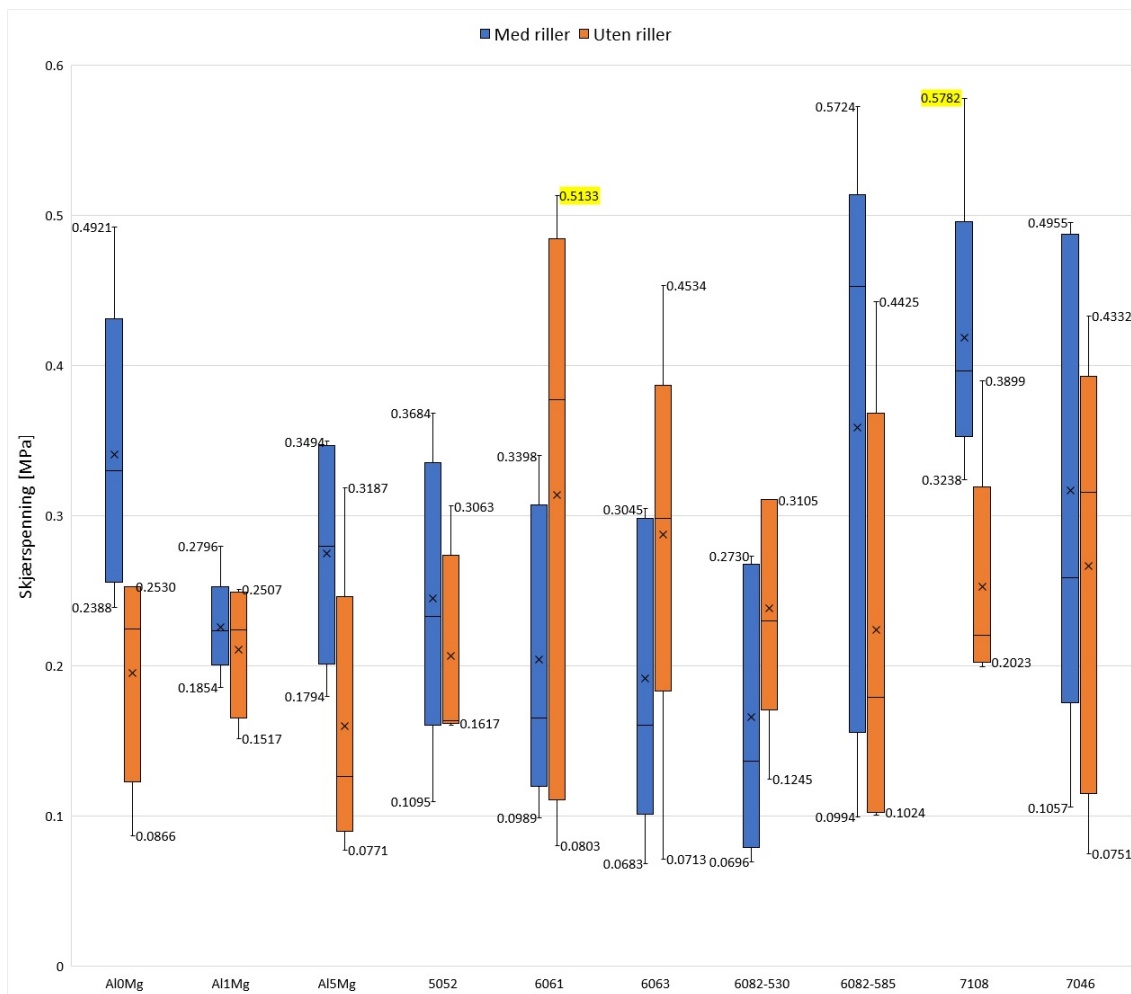
Figur 41: Bruddflatene til Al1Mg med riller etter uttrekk.

Figur 42 viser hvor mye kraft som ble brukt for å trekke ut prøvene med og uten riller, samt spredningen av målingene. Figuren baserer seg på målingene presentert i vedlegg A.



Figur 42: Graf som viser resultater fra uttrekkstest, med og uten riller. Det ble trukket ut fem prøver for hver søyle. De svarte kryssene markerer middelverdiene for kraften som ble brukt til å trekke ut prøvene. Verdiene markert med gul farge representerer resultater som oversteg maskinen sin kapasitet.

Figur 43 viser hvor mange MPa som ble påført prøvene før legeringene løsnet fra mørtelen. Figuren tar utgangspunkt i kreftene målt i figur 42. Kreftene ble omgjort til skjærspenninger med benevnning MPa. Dette ble gjort ved bruk av ligning 2.6. Fullstendig oversikt over overflatearealet nedsenket i mørtelen for de ulike prøvene er presentert i vedlegg F.



Figur 43: Graf som viser resultater fra uttrekkstest, med og uten riller. De svarte kryssene markerer middelveiene for spenningene under uttrekk av prøvene. Verdiene markert med gul farge representerer resultater som oversteg maskinen sin kapasitet.

5 Diskusjon

5.1 Mikrostruktur

I følgende seksjoner diskuteres både gjennomføringen av prøvepreparering og resultatene som framkom fra lysmikroskopi. Forbedringer i gjennomføring blir drøftet, og resultater av interesse blir trukket frem. Resultater som ikke var av like stor interesse blir ikke trukket frem i like stor grad.

5.1.1 Gjennomføringen av prøvepreparering og anodisering

Poleringsstegene vist i tabell 12 ble funnet ved prøving og feiling. Veiledning fra labansvarlig Berit Vinje og professor Hans Jørgen Roven gjorde prosessen enklere. Dette ble gjort ved å passe på at riktig utstyr og suspens ble brukt under gjennomføringen, og ved å gi gode tips underveis. Under de første forsøkene på polering ble det ikke gjennomført nok steg. Hoppene mellom hvert poleringssteg ble for store, som resulterte i riper på metallet. Da riktig antall steg ble funnet begynte arbeidet med å finne en passende prosess for å bli kvitt de siste ripene. Vibrasjonspolering ble forsøkt, men dette skapte flekker på metallet og var tidkrevende. Det videre ble elektropolering forsøkt. Dette ga varierende resultater, noen legeringer tålte det, andre fikk sorte merker av behandlingen. For hver gang det siste steget feilet, måtte hele rutinen med sliping og polering startes på nytt. Oksidpolering viste seg å gi gode resultater. Prøvene ble blanke og ripefrie, uten flekker eller øvrige merker. Oksidpolering med OP-S suspens ble dermed det siste poleringssteget som ble benyttet før legeringene ble anodisert. Prepareringsmetoden brukt i dette forsøket, vist i kapittel 3.10.2 har vist seg godt egnet for 5xxx, 6xxx og 7xxx seriene til aluminium.

Anodiseringen ble, som forklart i kapittel 3.10.3, gjennomført ved 20 V over en tid på 90 sekunder for alle legeringer bortsett fra Al0Mg. Det oppsto sorte merker på Al0Mg ved en anodiseringstid på 90 sekunder. Denne legeringen ble derfor anodisert i 60 sekunder. Alle legeringene ble anodisert med en flow-rate på 13. Anodiseringsparameterene ble som poleringsparameterene funnet ved prøving og feiling. De første anodiseringsforsøkene ble gjennomført med en tid på 120 sekunder. Dette resulterte i sorte flekker på legeringene. Tiden ble deretter gradvis stilt ned til resultatet ble som ønsket. Parameterene brukt i dette forsøket, vist i kapittel 3.10.3 har vist seg godt egnet for 5xxx, 6xxx og 7xxx seriene til aluminium.

5.1.2 Resultater fra lysmikroskopi

Mikrostrukturen til Al0Mg, vist i figur 23a og 23b viser tydelige korn deformert i ekstruderingsretningen. Mikrostrukturen til Al1Mg, vist i figur 24a og 24b viser tydelige korn i kanten av prøven, men det kommer ikke frem en tydelig deformasjon i ekstruderingsretningen. Dette var et uventet resultat, og for å forsikre at dette var kornstrukturen til de to legeringene ble to paralleller produsert. Disse parallellene gjennomgikk samme polering og anodisering som de originale prøvene. Resultatene viste det samme, lange deformerte korn hos Al0Mg og rekrystalliserte korn hos Al1Mg. Al5Mg har som vist i figur 25 og 26 enda større grad av rekrystallasjon. Her har det også oppstått kornvekst. Det er nærliggende å spekulere på om økende mengde magnesium i legeringen virker fremmede for rekrystallasjon ved at utfelling virker som katalysator for rekrystallaseringen.

Som nevnt i kapittel 2.1.1 vil utfellinger av intermetalliske forbindelser med korndiameter $> 1 \mu\text{m}$ kunne katalysere rekrystallasjon. Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg ble alle varmet opp til omtrent 430°C før ekstrudering. Se vedlegg E.1 og E.2 for eksakte ekstruderingsdata.

Kraften som krevdes for å ekstrudere boltene, økte med økende innhold av Mg. Høyere kraft resulterte i en varmere ekstruderingsdyse og derav ulike temperaturer i boltene. Dysen nådde en maks temperatur på 360°C , 399°C og 480°C for henholdsvis ekstrudering av Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg. Temperaturforskjellene kan også ha påvirket rekrystalleringen i de ulike legeringene, hvorav høyere temperatur kan ha resultert i større grad av rekrystallisering.

Mikrostrukturen til Al5Mg, vist i figur 25 og 26 viser små korn langs overflatene og midt i strukturen, skilt av to lag med større korn. Dette er ikke som forventet. Det var forventet at strukturen skulle vise store korn ved overflaten skilt av et lag med mindre korn. Dette var forventet siden det tilføres mer energi ved overflaten av materialet ved ekstrudering, som vil fremme rekrystallasjon og kornvekst. Overflaten er i kontakt med dysen under ekstrudering. Dette skaper friksjon og øker temperaturen i disse områdene. Lamellen med små korn som går gjennom midten av strukturen er interessant og vanskelig å forklare. En slik struktur, med små korn ytterst vil kunne gi gode mekaniske egenskaper. Små korn gir som nevnt i kapittel 2.3.3 materialet en høyere hardhet. Kornstørrelsen påvirker som nevnt i kapittel 2.4 også materialets flytspenning og strekkfasthet. Lamellstrukturen observert for Al5Mg vil av disse grunnene ha ønskelige overflateegenskaper for applikasjoner hvor høy hardhet og flytspenning er påkrevd.

6082-legeringen har vært utsatt for to forskjellige homogeniseringstemperaturer. Dette gjenspeiles i kornstrukturen, vist i figur 30 og 31. Legeringen homogenisert ved 530°C viser små, rekrystalliserte korn ved overflaten. Dypere i tverrsnittet fremkommer tydelig deformerte korn, som følger ekstruderingsretningen. Figur 30b viser hvordan de deformerte kornene strekker seg. Figur 30a viser de samme kornene sett ovenfra. Det kommer frem at kornene har en platestruktur som strekker seg i ekstruderingsretningen. Legeringen homogenisert ved 585°C , som vist i figur 31a og 31b, viser større, rekrystalliserte korn. Kornene beveger seg dypere i materialet enn for legeringen homogenisert ved 530°C . Det vises ikke tydelig deformerte korn i denne legeringen. Disse resultatene stemmer overens med litteraturen. En legering homogenisert ved høyere temperatur vil oppleve større grad av rekrystallasjon. Dette vil som nevnt i kapittel 2.7 kunne påvirke hvor utsatt materialet er for IGC.

Mikrostrukturen til 7046 og 7108, som vist i figur 32 og 33 viser lange korn, deformert i ekstruderingsretningen. Strukturen transversalt på ekstruderingsretningen, vist i figur 32a og 33a viser at kornene er plateformet og ikke nålformet. Ved overflaten har kornene rekrystallisert seg. Det kommer tydelig frem i figurene at legeringene har mange korngrenser. Litteraturen sier at flere korngrenser er med på å bidra til økt styrke i materialet, som nevnt i kapittel 2.4. Korngrensene er en av faktorene som bidrar til $7xxx$ sin høye styrke og hardhet. Dette stemmer overens med de resultater oppnådd i dette forsøket, se figur 21 og 22.

Mikrostrukturen til 5052, som vist i figur 27a og 27b, er uniform med små korn og viser ingen deformerte korn i noen retning. 5052 ble valset, dette støtter opp under den observerte kornstrukturen til legeringen.

5.2 Hardhet

I følgende seksjoner diskuteres både gjennomføringen av hardhetsmålinger og resultatene som framkom av målingene. Forbedringer i gjennomføring blir drøftet, og resultater av interesse blir trukket frem. Resultater som ikke var av like stor interesse blir ikke trukket frem i like stor grad.

5.2.1 Gjennomføringen av hardhetsmålinger

Som nevnt i kapittel 3.11 og illustrert i figur 17, ble det satt 10 inntrykk på hver prøve (med unntak av Al0Mg-legeringene i transversal retning, hvor det ble gjort 5 inntrykk). Avstanden mellom inntrykkene ble satt slik at deformasjonsspenningene som oppstår i materialet ved inntrykk ikke skulle påvirke øvrige hardhetsmålinger, beskrevet nærmere i kapittel 3.11. Det var tiltenkt å bruke 1 kg last ved inntrykkene, men dette gjorde at inntrykkene for de mykere legeringene ble så store at det ikke var plass til 10 inntrykk. Av denne grunn ble det bestemt å benytte 500 g last.

Legeringene det ble tatt hardhetsmålinger av var innstøpt i epoksy. For å unngå at dette påvirket hardhetsresultatene ble begge sider av epoksyen slipt ned slik at det var metallisk kontakt både over og under prøven. Til tross for dette kan epoksyen ha påvirket resultatene i denne rapporten, men epoksy har tidligere vist å ha liten påvirkning på målingene som omtalt i 2.3.3.

5.2.2 Resultatene fra hardhetsmålinger

Hardheten for AlxMg legeringene øker med økende innhold av Mg som vist i figur 21 og figur 22. Dette stemmer overens med litteraturen, se kapittel 2.1.1.

Hardheten til de ulike legeringene endret seg gjennom tverrsnittet, men det er vanskelig å finne en klar sammenheng mellom hvor inntrykket er gjort og hardheten det resulterte i. 7108 longitudinal prøven har det høyeste standardavviket med 10 HV for de 10 målingene. De resterende legeringene hadde et avvik på noen få HV, men hardheten holdt seg relativt lik gjennom legeringsprofilene.

Det kommer fram fra figur 21 og 22 at 6082-530 er hardere enn 6082-585. Sistnevnte har som beskrevet i 5.1.2 større korn ved overflaten. Større korn gir færre korngrenser. Dette kan ha resultert i at 6082-530 grunnet sine mange, små korn har oppnådd en høyere hardhet i overflaten, se kapittel 2.4.

7xxx legeringene har høyest hardhet. Dette stemmer overens med litteraturen, se kapittel 5.1.2 og kapittel 2.4.

5.3 Gassutvikling

Det presiseres at det ikke ble målt gassutvikling for ulike paralleller av legeringene under dette forsøket. Resultatene som fremkommer i denne rapporten, og som diskusjonen baserer seg på er derfor bare representable for de enkelte prøvene som ble sendt inn til gasskromotografi.

Det blir ikke lagt stor vekt på gjennomføringen av gassmålingene i denne rapporten, da disse ble gjennomført av Heiko Gaertner ved SINTEF. Denne seksjonen drøfter bare resultatene som fremkom.

Figur 35 viser hvor mye hydrogen som ble utviklet for de ulike legeringene i kontakt med pasta. Forskjellen på 6082-530 og 6082-585 er av spesiell interesse. Disse legeringene er som nevnt tidligere, like, sett bort fra homogeniseringstemperaturen. 6082-530 og 6082-585 er legeringene

som bruker lengst tid på å starte gassutvikling. 6082-530 hadde et interessant kurveforløp med en s-form. Dette tilsier at 6082-530 hadde en sakte start på hydrogenutvikling, men hadde raskest hydrogenutvikling etter utviklingen hadde startet. 6082-585 skiller ikke seg spesielt ut sammenlignet med øvrige legeringer testet. Grafen til 6082-530 viser liten krumning i det logaritmiske plottet, som vist i figur 36. Krumningen i dette plottet forteller hvor mye gassutviklingen avtar over tid. Ved en horisontal strek vil gassutviklingen ha stoppet fullstendig. Dette kan indikere at gassutviklingen til 6082-530 holder på å avta. Grafen til 6082-585 viser skarpere krumning. Dette kan indikere at gassutviklingen nærmer seg å bli avsluttet.

Sett i sammenheng med fargeendringen på 6082-530, vist i figur 38 og 40 er forskjellen som fremkommer i gassmålingene interessant. Hydrogen er som vist i ligning 2.5 i kapittel 2.8 et produkt når aluminium korroderer i alkaliske forhold. Dette gjør det nærliggende å spekulere på hvorvidt fargeendringen på prøvene homogenisert ved 530 °C kan ses på i sammenheng med korrosjonskinetikken. SEM-bilder tatt av 6082-530, vist i figur 34 viser sprekker i metallet som kan minne om IGC. For å forstå bakgrunnen for denne fargeendringen og forskjellen i hydrogenutvikling er det av interesse å kartlegge de ulike utfellingene som er tilstede etter de forskjellige homogeniseringsprosessene. Dersom utfellinger har blitt dannet langs korn grensene for 6082-530 og ikke for 6082-585 vil dette kunne forklare forskjellen på hydrogenutviklingen for disse, som beskrevet i kapittel 2.7. For å kunne svare på dette er det nødvendig med videre testing.

Det var forventet at 7xxx-legeringene skulle ha en høy hydrogenutvikling siden disse legeringene er utsatt for korrosjon grunnet sitt høye sinkinnhold. Begge disse legeringene viser lovende resultater med tanke på hydrogenutvikling, se figur 35. 7046 er blant legeringene med lavest målt utvikling av hydrogen. 7108 ligger litt høyere, men fremdeles i det gjennomsnittlige området for de ulike legeringene. Begge legeringene viser krumning av grafene. Dette er spennende resultater siden 7xxx-serien har gode mekaniske egenskaper som gjør disse legeringene godt egnet som armering i konstruksjoner hvor høy styrke i strekk er av interesse.

Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg var forventet å produsere synkende mengde hydrogen i henhold til rekkefølgen nevnt. Dette er basert på litteraturen omtalt i kapittel 2.1.1. Et høyere innhold av magnesium vil bidra til at det kan dannes mer Al_3Mg_2 . Denne intermetalliske forbindelsen er som nevnt viktig for materialets korrosjonsegenskaper. Total gass produsert etter 24 timer stemte overens med det som ble forventet av AlxMg. Al0Mg produserte mest hydrogen, Al1Mg produserte mindre enn Al0Mg, og Al5Mg produserte minst. Dette ble forventet basert på tidligere forsøk utført av Hans Sigurd Amundsen i tilknytning til DARE2C, hvor Al5Mg har vist gode resultater knyttet til korrosjon, [8].

AlxMg legeringene viser store variasjoner i gassutviklingsforløpet. Både Al0Mg og Al1Mg viser bratte og rette kurver i det logaritmiske plottet, vist i figur 36. Dette tyder på rask gassutvikling og at gassutviklingen ikke har begynt å avta. Al5Mg starter senest av alle legeringene og har lavere stigningstall enn Al0Mg og Al1Mg, men viser også en rett kurve.

Det kan spekuleres på hva som er drivkraften bak de varierende gassutviklingsmålingene. Overflatekornstørrelsen er varierende for alle legeringene, men det ble ikke funnet en sammenheng mellom kornstørrelse og gassutvikling. Innvirkningen utfellinger og intermetalliske forbindelser har på gassutvikling er utenfor denne oppgavens omfang, og må ses på i senere studier.

5.4 Uttrekkstest

I følgende seksjoner diskuteres både gjennomføringen av uttrekkstest og resultatene som framkom fra testene. Forbedringer i gjennomføring blir drøftet, og resultater av interesse blir trukket frem. Resultater som ikke var av like stor interesse blir ikke trukket frem i like stor grad.

5.4.1 Gjennomføring av uttrekkstest

Ved starten av dette forsøket var det ingen klar visjon om hvordan uttrekkstesten skulle gjennomføres. Det var klart at aluminium skulle dras ut av mørtel, men hvordan var ikke avklart. I dialog med professor Hans Jørgen Roven ble det klarere hvordan en slik uttrekkstest kunne gjennomføres. Legeringene tilsendt fra Hydro var rektangulære. Formen kunne ikke endres til sirkulært tverrsnitt, så forsøket måtte formes rundt rektangulære prøver innstøpt i mørtel. Uttrekkmaskinene som kunne benyttes er alle designet for å teste flytspenninger og strekkfasthet for ulike materialer. Det er en forutsetning for majoriteten av disse maskinene at materialene er rette. Maskinene har to fester som klyper fast i materialet og drar det fra hverandre. De innstøpte prøvene i dette eksperimentet hadde en stor, sirkulær form i bunnen som følge av plastkoppene brukt til å støpe mørtelen. Dette er en form maskinene ikke klarer å klype fast i. Under testingen var det også nødvendig å ha noe som holdt mørtelen igjen, mens aluminiumen ble trukket oppover. Etter å ha drøftet ulike muligheter ble det bestemt at en innretning som vist i figur 18 ville være det beste alternativet. Innretningen har et feste nederst som maskinen kan klype fast til, samt en åpning som de rektangulære aluminiumsprøvene kan stikke opp fra. Her kan øvre klype festes. Designet ble sendt til finmekanisk verksted og resultatet er vist i figur 19. Innretningen med innstøpt prøve, montert i maskinen som ble benyttet er vist i figur 20.

En del av dette forsøket var å se om det kunne påvises en sammenheng mellom overflatepreging og heft mellom aluminium og mørtel. Dersom mulig var det også ønskelig å forsøke å kvantifisere denne sammenheng. I dialog med professor Hans Jørgen Roven ble det designet en overflatepreging for aluminiumsprøvene som besto av 8 maskinerte riller på hver side av prøvene. Dette ble gjort for å teste om overflatepreging ga bedre heft til mørtelen. Dette er illustrert i figur 13 og figur 14.

Det var knyttet usikkerhet til hvor god heft de innstøpte prøvene ville ha i mørtelen. For å få en indikasjon på hvilken maskin som kunne brukes ble det utført en uttrekkstest på en aluminiumsprøve støpt i pasta (tidligere brukt til gasskromotografi). Maskinen som ble testet, og valgt til utføring av uttrekk, var av typen Zwick/Roell Z25. Denne maskinen har justerbare fester i topp og bunn, som ga mulighet for å tilpasse festene til de individuelle prøvene. Maks kapasitet for denne maskinen skal i teorien være 2500 N, men en kraft på 2875 N ble målt før maskinen automatisk avsluttet testen. To av prøvene satt for godt fast til at denne maskinen kunne trekke dem ut. For å kartlegge nøyaktig hvor god heft disse prøvene hadde, må forsøket replikeres og en kraftigere uttrekkmaskin må benyttes.

En utfordring med dette eksperimentet var å få aluminiumsprøvene til å stå rett i mørtelen. For å holde aluminiumsprøvene rette ble det kuttet ut pappskiver i den øvre diameteren til plastkoppene. Det ble laget hull sentrert i disse pappskivene som tilsvarte bredden til aluminiumsprøvene. Dette lokket var designet for å holde aluminiumsprøvene rett under herdingsfasen til mørtelen. Plastkoppene med mørtel, pappløkk og aluminiumsprøver er vist i figur 15a. Mørtelen som ble blandet hadde lavere viskositet enn forventet og pappløkkene var ikke så stabiliserende som ønsket. Disse

faktorene kombinert resulterte i at noen av aluminiumsprøvene ikke ble stående rett i mørtelen. Skjevheten til prøvene var til stede, men ikke til en slik grad at det ikke var mulig å montere dem i uttrekkmaskinen. Det ble ikke observert skjevhet $> 5^\circ$ for noen av prøvene. Skjevheten utpreget seg ikke spesielt for noen enkelte legeringer, men var heller jevnt fordelt utover alle legeringene. Skjevheten til prøvene resulterte i noen tilfeller også at mørtelen ble stående skjevt i festeinnretningen. Som følge av dette ble ikke trekk-kraften fordelt jevnt ut over det øvre overflateareal til mørtelen, men heller samlet i ett eller flere punkter på toppen av mørtelen. Dette kan ha påvirket resultatene ved å danne ujevne spenningskonsentrasjoner gjennom mørtelen. Hvor mye disse skjevhetene påvirket resultatene i denne oppgaven ble ikke videre analysert. Ved innstøpning av aluminiumslegeringene ble det observert små forskjeller i mengde mørtel for de ulike prøvene. Det ble ikke benyttet en vekt, og mengden mørtel i hver innstøpningskopp ble etter beste evne målt opp ved øyemål. Flere parametere, som diskutert ovenfor, kan forbedres for å redusere usikkerhet knyttet til resultatene.

To av legeringene hadde for god heft til mørtelen. Maskinen benyttet i dette forsøket klarte ikke å dra disse legeringene ut av mørtelen. En 7108 legering med riller ble målt til 2800 N før maskinen ble manuelt stoppet. En 6061 legering uten riller ble målt til 2875 N. I dette tilfellet avsluttet maskinen testen selv. Kraften målt for disse prøvene er markert som gult i figur 42 og 43. Hvor god heft disse prøvene hadde til mørtelen er ikke kjent. Ved videre forsøk av heft mellom mørtel og aluminium anbefales å benytte en maskin som kan utøve større kraft for å få eksakte målinger på disse ekstremalene.

5.4.2 Resultater fra uttrekkstest

Figur 38 og 40 viser hvordan de ulike legeringene har blitt påvirket av mørtelen. Legeringene har ulike nyanser av gråfarger, hvite merker og mørke områder. Armeringen og mørtelen har oppnådd god heft i herdeprosessen, dette kan ses ved at det fremdeles sitter fast mørtel på alle legeringene etter at de er dratt ut. Mengden mørtel som sitter fast på de ulike legeringene varierer, hvorav det sitter fast mer mørtel på prøvene med riller. Det kan se ut som mengden mørtel som sitter fast på AlxMg legeringene avtar med økende mengde Mg, som kan indikere at Al0Mg har best heft. Det ble målt høyest skjærspenninger for Al0Mg av de tre legeringene, men hvorvidt Al1Mg har bedre heft enn Al5Mg er det vanskelig å trekke konklusjoner for. Det er av interesse å utføre flere uttrekkstester for de tre legeringene, for å se om det er en sammenheng.

Det er av interesse å trekke frem mengden mørtel som henger igjen på prøvene uten riller, vist i figur 38. For flere av legeringene henger det mye mørtel igjen etter uttrekkstesten. Det at mørtelen henger igjen i så stor grad gjør det nærliggende å spekulere på hvorvidt det har blitt dannet en form for kjemisk adhesjon mellom mørtel og aluminium. Litteraturen forteller lite om kjemisk adhesjon mellom disse materialene siden det lenge har blitt antatt at aluminium ikke kan anvendes i betong og/eller mørtel. Hva som eventuelt har reagert med hverandre kan ikke avklares på bakgrunn av forsøkene gjennomført i denne rapporten. Dette er interessant å se nærmere på i videre forsøk. Det hadde vært av interesse å kvantifisere andel mørtel som henger igjen på aluminiumen. Dette kan potensielt gjøres ved hjelp av en programvare som gjenkjenner fargeforskjeller mellom aluminium og mørtel. Analyse av overflaten med SEM og kjemisk sammensetning med EDS er også aktuelt.

Legeringene ble ikke innsnevret i uttrekkstesten, dermed ble ikke flytspenningen for legeringene oversteget. Mørtelen sprakk derimot opp parallelt med langsiden til metallet for alle de innstøpte prøvene. Det antas at dette kommer av spenningskonsentrasjoner i dette området på prøven. I det

tilfellet vil mørtelen sprekke opp i disse svake punktene. For videre forsøk er det av interesse å se hvordan prøver med sirkulært tverrsnitt ville påvirket spenningskonsentrasjonene ved uttrekk.

Flere av legeringene har små områder mellom rillene som tilsynelatende ikke har vært i kontakt med mørtelen. Dette kan observeres fra figur 40 på f.eks 6082-530. Overflaten i disse områdene har samme farge som metallet ordinært hadde. Dette kan skyldes at mørtelen ikke har greid å sige fullstendig inn til metallet i disse områdene. Det kan eventuelt ha oppstått på grunn av en luftboble som var innesperret i mørtelen.

6082-530 har et mørkere utseende enn 6082-585 vist i figur 38 og figur 40. Forskjellen i homogeniseringstemperatur har resultert i fargeendring. Den har også resultert i ulike resultater for de to legeringene. Som det fremkommer av figur 42 og 43 hadde 6082-585 bedre heft til mørtelen enn 6082-530. Det kreves ytterligere studier for å finne ut hvorfor endringen i homogeniseringstemperatur har påvirket resultatene for heft.

Det ble observert at flere av prøvene hadde dannet et hvitt sjikt rett over overgangen der aluminiumen kom i kontakt med mørtelen. Dette er spesielt tydelig for legringene Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg, se figur 38. Hva som har dannet dette hvite sjiktet er uklart. Det kan være salter fra mørtelen som har diffundert opp til overflaten. Det kan også være et korrosjonsprodukt. Legeringen 7046 viser også liknende mønster, men med annen farge. På denne legeringen har sjiktet en grå farge. For å bestemme hva dette sjiktet består av kreves det videre testing med EDS og eventuelt XRD.

Det var stor spredning på hvor mye kraft som skulle til for å trekke de ulike legeringene ut av mørtelen som vist i figur 42 og 43. For 7 av 10 prøver ble det målt høyere gjennomsnittlig skjærspenninger for prøver med riller enn for de uten. Rillene har bidratt til en bedret heft til mørtelen sammenlignet med prøvene uten riller. Det var derimot opprinnelig forventet at rillene ville bidra til en enda bedre heft for alle prøvene. Av de rillede prøvene ble det observert mindre mørtel sittende fast på 5052, som vist i figur 40. Grunnet forskjellen i tykkelse på prøvene av 5052, ble rillene maskinert til halvparten av dybden til øvrige legeringer. Sett i sammenheng med at det var mindre mørtel igjen på 5052 kan dette indikere at tykkelsen på rillene spiller en stor rolle for heften. Det må utføres videre studier for å optimalisere dimensjonering, utforming og plassering av rillene til bruk som armering.

6061 uten riller hadde en av de største spredningene blant uttrekkstestene, men også den høyeste kraften (2875 N), og høy skjærspenning (0,51 MPa), målt under uttrekk. Xing et al. fant at en sirkulær og glatt 6061-T6 hadde heft på 0,21 - 0,54 MPa, [48]. Forsøket hadde et uttrekkoppsett basert på en kinesisk standard lik standarden beskrevet i 3.12. Det samme eksperimentet testet sirkulær og glatt stålarmring og fant en heft mellom 0,25 - 5,51 MPa. Variasjonen i skjærspenningene kom av varierende diameter på armering og innstøpingsdybde. Garcia et al. fant at ribbet stålarmring hadde heft mellom 20 - 23 MPa, [50]. Begge forsøkene tilsier også at heft og overflateareal ikke har et lineært forhold ved små arealer. Siden heft til en stor grad er avhengig av geometri og overflateareal, vil det ikke la seg gjøre å sammenligne resultatene fra denne oppgaven med etablerte verdier for heft mellom stål og betong. For å kunne sammenligne resultatene som fremkommer i dette eksperimentet med de for stål, må stålet maskineres til samme dimensjoner og geometri som legeringene brukt i oppgaven. Eventuelt må det brukes aluminiumsprøver som er tilpasset dimensjoneringen for stål-standard, se kapittel 3.12.

6 Konklusjon

- Det har gjennom forsøket kommet fram at det eksisterer en sammenheng mellom legerings-type og heft til mørtelen. Det kan observeres at det dannes bedre heft mellom enkelte legeringer og mørtelen enn andre. Dette vises både på mengden mørtel som henger igjen på de ulike legeringene, og på de gjennomsnittlige skjærspenningene målt for de ulike legeringene.
- Denne oppgaven gjorde et forsøk på å kvantifisere heft mellom mørtel og ulike aluminiumslegeringer. Det ble observert små variasjoner i mengde mørtel brukt til innstøpning av hver prøve, samt små variasjoner i vinkelen mellom aluminiumen og mørtelen. Dette har knyttet en ekstra usikkerhet til resultatene som fremkommer. For å kunne finne presise verdier på heften mellom mørtel og aluminiumslegeringene er det nødvendig med bedre kontroll på disse faktorene. Det er også nødvendig å kjøre fler enn 5 paralleller av hver prøve for å kunne si med nøyaktighet hvor store skjærspenninger de ulike legeringene tåler i mørtelen. Skjærspenningene som fremkommer fra uttrekkstestene varierer fra 0,07 MPa til 0,58 MPa.
- For 7 av 10 prøver ble det målt høyere gjennomsnittlig skjærspenninger for prøver med riller enn for de uten. Dette kan tyde på at rillene har hatt konstruktiv innvirkning på hefteegenskapene. Ut fra de forsøk gjennomført kan det ikke utelukkes at andre dimensjoner og/eller geometrier på rillene kunne bidratt til bedre heft.
- Den høyeste skjærspenningen målt for prøver uten riller var på 0,51 MPa og tilhørte legeringen 6061. Stålarmering uten overflatepreging med sirkulært tverrsnitt har i andre forsøk tålt skjærspenninger fra 0,25 MPa til 5,51 MPa i betong, avhengig av ϕ på tverrsnittet og lengden av den innstøpte prøven. For å kunne sammenligne skjærspenninger for aluminium og stål er det nødvendig å gjennomføre forsøk hvor prøver av begge materialene har samme geometri og dimensjoner.
- Korrosjon av aluminium i mørtel var ventet å være et problem. Forsøket har vist at legeringene har korrodert mindre enn forventet. Dette kan komme av at alkaliene i mørtelen er bundet opp som natrium silikat og aluminat i stedet for hydroksid.
- Det ble observert en fargeendring på legeringen 6082-530 som ikke oppstod på 6082-585. 6082-530 ble som eneste legering i forsøket, sort. Denne oppgaven har ikke klart å gi et svar på hvorfor dette har skjedd. Det mistenkes at det kan ha sammenheng med en form for korrosjon, eller at enkelte utfellinger har diffundert ut til overflaten for legeringen. Forskjellen mellom disse legeringenes gassutvikling støtter opp under at fargeendringen kan ses på i sammenheng med korrosjon. 6082-530 var blant legeringene med høyest gassutvikling, 6082-585 var blant legeringene med lavest gassutvikling. Skjærspenningene målt for å trekke disse legeringene ut av betongen var relativt like, sammenlignet med målingene for enkelte andre legeringer. Det virker dermed ikke som at fargeendringen har påvirket heften i stor grad. Videre forsøk må gjennomføres for å kunne gi et svar på hva som er opphavet til denne fargeendringen.
- Det ble observert at gassutviklingen varierte for de ulike legeringstypene. Denne oppgaven

har fokusert på hydrogenutviklingen. GC-målingene presentert kan gi et oversiktsbilde over forholdet mellom de ulike legeringene. For å få korrekte, representative målinger for hver enkelt legering kreves det flere parallelle målinger.

Det kan observeres en stor spredning i mengde hydrogen utviklet for de ulike prøvene sendt til GC. De legeringene som kommer best ut med tanke på hydrogenutvikling er 7046, 6082-585, 5052, Al5Mg, 7108 og 6063. Resterende legeringer viser betydelig høyere hydrogenutvikling. Det ble ikke observert noen sammenheng mellom kornstruktur og gassutvikling.

- Det ble observert at 7046 og 7108 gjorde det bedre enn forventet med tanke på korrosjon. Disse hadde lav hydrogenutvikling i kontakt med mørtelen. Legeringene viste også gode resultater i uttrekkstesten. Det ble observert relativt mye mørtel som satt fast på prøvene av disse legeringene etter utført uttrekkstest.
- 6xxx-legeringene har vist varierende resultater med tanke på korrosjon. 6061 er den legeringen uten riller det ble målt høyest kraft og skjærspenninger for i uttrekkstesten. Den høyeste skjærspenningen målt for denne legeringen viser 0,51 MPa. Det ble også målt høy hydrogenutvikling for denne legeringen. Dette kan tyde på at det dannes kjemisk adhesjon mellom korrosjonsprodukt og mørtel. For å få svar på dette kreves videre testing.
- Al0Mg, Al1Mg og Al5Mg har ikke utmerket seg som bedre kandidater enn øvrige legeringer i denne oppgaven med tanke på gassutvikling og heft. Samtlige gjennomsnittsmålinger av AlxMg ligger lavt sammenlignet med øvrige legeringer for målt skjærspenning. AlxMg har ikke vist å prestere bedre enn øvrige legeringer med tanke på gassutvikling heller. Al5Mg er den legeringen av disse tre som produserer minst gass, men er også den legeringen som har vist dårligst heft av alle legeringer testet i denne oppgaven. Den har også lite betong hengende fast.

7 Videre arbeid

- Gjennomføre uttrekkstest for aluminium i henhold til standarden NS-EN 15184. Dette vil gjøre det mulig å sammenligne skjærspenninger for aluminium og stål.
- Studere nærmere hva årsaken til fargeendringen på 6082-530 er. Dette er noe det vil være viktig å ha kontroll på slik at det vil være mulig å forutsi om det eventuelt vil kunne skje med andre legeringer også. Det vil være interessant å danne en forståelse for hvorfor dette skjer.
- Teste heft mellom aluminiumsprøver med sirkulært tverrsnitt og mørtel. Det er mulig heften vil være annerledes siden det ikke vil oppstå spenningskonsentrasjoner som følge av geometrien til aluminiumsprøven.
- Utføre mer testing på sammenheng mellom overflatepreging og heft. Det vil være interessant å gjennomføre dette på prøver med sirkulært tverrsnitt for å se om overflatepreging vil bidra til bedre heft i dette tilfellet.
- Gjennomføre flere gassmålinger for å få bedre kontroll på hydrogenutviklingen for de ulike legeringene. Det vil være interessant å gjennomføre flere paralleller for hver legering slik at resultatene bli mer valide for legeringstypen.
- Undersøke prøvene dratt ut av betong med XRD, SEM og EDS. Dette ble ikke gjennomført i denne oppgaven, men vil være av relevans for å gi en bedre forståelse av resultatene.
- Det er av interesse å studere sjiktet som dannes mellom aluminium og mørtel bedre. Hva som danner dette sjiktet, samt hva det består av ble ikke kjent i denne oppgaven.
- Gjennomføre flere enn 5 paralleller for de mest lovende legeringene for å kunne si mer om spredningen og sikkerheten i skjærspenningene målt. Dette kan med fordel gjennomføres i henhold til NS-EN 15184, som nevnt i første punkt.
- Videre tester som bestemmer hvilke parametere som reduserer gassproduksjon for aluminiumslegeringer i kontakt med mørtel/betong.

Referanseliste

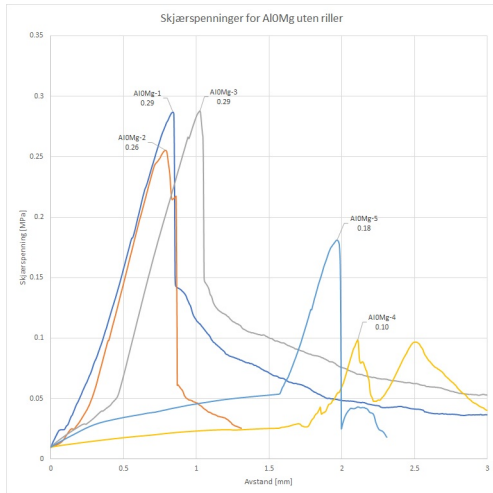
- [1] Baker OH Hugh. ASM International; 1992.
- [2] Lukasak D. Do you know when to use the indirect extrusion process?;. Hentet den 12-05-2019. https://www.shapesbyhydro.com/en/expert_thoughts/do-you-know-when-to-use-the-indirect-extrusion-process/.
- [3] Engineering Stress-strain Curve. Hentet den 18-05-2019: <http://www.totalmateria.com/Article107.htm>; Sep. 2004.
- [4] Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier; 2012.
- [5] ISO Central Secretary. Produkter og systemer for beskyttelse og reparasjon av betongkonstruksjoner - Prøvingsmetoder - Heftfasthetsprøving av armering med belegg (uttrekksprøving). Geneva, CH: International Organization for Standardization; 2006. 15184.
- [6] Bonić Z, Čurčić GT, Trivunić M, Davidović N, Vatin N. Some Methods of Protection of Concrete and Reinforcement of Reinforced-Concrete Foundations exposed to Environmental Impacts. *Procedia Engineering*. 2015;117:419 – 430. International Scientific Conference Urban Civil Engineering and Municipal Facilities (SPBUCEMF-2015).
- [7] Starke EA. Aluminum Alloys: Properties and Applications. In: Buschow KHJ, Cahn RW, Flemings MC, Ilshner B, Kramer EJ, Mahajan S, et al., editors. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Oxford: Elsevier; 2001. p. 114 – 116.
- [8] Amundsen HS. The Applicability of Aluminium Alloys as Reinforcement Material in Concrete Constructions. NTNU; 2018.
- [9] *Metals handbook : Vol. 13B : Corrosion : materials*. Materials Park, OH: ASM International; 2005.
- [10] Ghali E. *Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys : understanding, performance, and testing*. Hoboken, N.J.: Wiley; 2010.
- [11] SANDERS RE, BAUMANN SF, STUMPF HC. 3 - Wrought Non-Heat-Treatable Aluminum Alloys. In: VASUDEVAN AK, DOHERTY RD, editors. *Aluminum Alloys—Contemporary Research and Applications*. vol. 31 of *Treatise on Materials Science & Technology*. Elsevier; 1989. .
- [12] King F. *Aluminium and its alloys*. Ellis Horwood series in metals and associated materials. Ellis Horwood; 1987.
- [13] Vargel C. Chapter B.2 - Types of Corrosion on Aluminium. In: Vargel C, editor. *Corrosion of Aluminium*. Amsterdam: Elsevier; 2004. p. 113 – 146.
- [14] Vargel C. Chapter B.6 - The Corrosion Behaviour of Aluminium Alloys. In: Vargel C, editor. *Corrosion of Aluminium*. Amsterdam: Elsevier; 2004. p. 211 – 230.

- [15] Starke EA. Aluminum: Alloying. In: Buschow KHJ, Cahn RW, Flemings MC, Ilschner B, Kramer EJ, Mahajan S, et al., editors. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Oxford: Elsevier; 2001. p. 101 – 106.
- [16] Andersen SJ, Zandbergen HW, Jansen J, Træholt C, Tundal U, Reiso O. The crystal structure of the β'' phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*. 1998;46(9):3283 – 3298.
- [17] Mrówka-Nowotnik G, Sieniawski J. Analysis of precipitation strengthening process in 6xxx aluminium alloys. *Inżynieria Materiałowa*. 2007;Vol. 28, nr 3-4:449–454.
- [18] Liang Z, Banhart J. *Clustering and Precipitation in Al-Mg-Si Alloys*. Schriftenreihe des HZB. HZB; 2012.
- [19] Mukhopadhyay P. Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys. *ISRN Metallurgy*. 2012 04;2012.
- [20] Mondolfo LFLF. *Aluminum alloys : structure and properties*. London ; Boston : Butterworths; 1976. Errata slip inserted.
- [21] Vargel C. Chapter A.3 - The Metallurgy of Aluminium. In: Vargel C, editor. *Corrosion of Aluminium*. Amsterdam: Elsevier; 2004. p. 23 – 57.
- [22] Liu JZ, Chen JH, Yang XB, Ren S, Wu CL, Xu HY, et al. Revisiting the precipitation sequence in Al–Zn–Mg-based alloys by high-resolution transmission electron microscopy. *Scripta Materialia*. 2010;63(11):1061 – 1064.
- [23] Garbacz P, Giesko T, Mazurkiewicz A. Inspection method of aluminium extrusion process. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2015;15(3):631 – 638.
- [24] Dieter GE. *Mechanical metallurgy*. McGraw-Hill series in materials science and engineering. McGraw-Hill; 1986.
- [25] ISO Central Secretary. *Metalliske materialer - Vickers-hardhetsmåling - Del 1: Prøvingsmetode (ISO 6507-1:2018)*. Geneva, CH: International Organization for Standardization; 2018. 6507-1.
- [26] Tabor D. *The hardness of metals*. Oxford: Clarendon; 2007.
- [27] Hidnert P, Krider H. Thermal expansion of aluminum and some aluminum alloys. *Journal of research of the national bureau of standards*. 1952;48(3):209–220.
- [28] Callister WD, Rethwisch DG. *Materials Science and Engineering*. Wiley; 2014.
- [29] Banerjee MK. 2.1 Fundamentals of Heat Treating Metals and Alloys. In: Hashmi M, editor. *Comprehensive Materials Finishing*. Oxford: Elsevier; 2017. p. 1 – 49.
- [30] German RM. Chapter Eight - Microstructure Coarsening. In: German RM, editor. *Sintering: from Empirical Observations to Scientific Principles*. Boston: Butterworth-Heinemann; 2014. p. 227 – 246.
- [31] TKT 4215 : Concrete technology 1. Trondheim: Norwegian University of Science and Technology, Faculty of Engineering Science and Technology, Department of Structural Engineering; 2011.

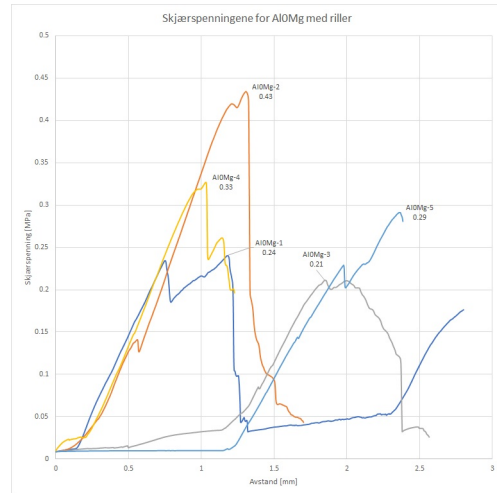
- [32] Chung DDL. 6 - Cement-Matrix Composites. In: Chung DDL, editor. Carbon Composites (Second Edition). second edition ed. Butterworth-Heinemann; 2017. p. 333 – 386.
- [33] Justnes H. How to make concrete more sustainable. *Journal of Advanced Concrete Technology*. 2015;13(3):147–154.
- [34] Taylor HF. Cement chemistry. Thomas Telford; 1997.
- [35] Norcem. Sementproduksjon og CO₂; Hentet den 08-03-2019. <https://www.norcem.no/no/sementproduksjon-co2>.
- [36] Chi JM, Huang R, Yang C. Effects of carbonation on mechanical properties and durability of concrete using accelerated testing method. *Journal of marine science and technology*. 2002;10(1):14–20.
- [37] Smoak G. Guide to Concrete Repair. Books for Business; 2002.
- [38] Reynolds CE, Steedman JC, Threlfall AJ. Reinforced Concrete Designer's Handbook, Eleventh Edition. CRC Press; 2007.
- [39] Poursae A, Hansson CM. Reinforcing steel passivation in mortar and pore solution. *Cement and Concrete Research*. 2007;37(7):1127 – 1133.
- [40] Birbilis N, Hinton B. 19 - Corrosion and corrosion protection of aluminium. In: Lumley R, editor. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. Woodhead Publishing; 2011. p. 574 – 604.
- [41] Zhang J, Klasky M, Letellier BC. The aluminum chemistry and corrosion in alkaline solutions. *Journal of Nuclear Materials*. 2009;384(2):175 – 189.
- [42] Setiadi A, Milestone NB, Hill J, Hayes M. Corrosion of aluminium and magnesium in BFS composite cements. *Advances in Applied Ceramics*. 2006;105(4):191–196.
- [43] Zhang J, Klasky M, Letellier B. The aluminum chemistry and corrosion in alkaline solutions. *Journal of Nuclear Materials*. 2009 02;384:175–189.
- [44] Rinderer B. The Metallurgy of Homogenisation. In: Aluminium Cast House Technology XII. vol. 693 of Materials Science Forum. Trans Tech Publications; 2011. p. 264–275.
- [45] Dons AL. The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys. *Journal of Light Metals*. 2001;1(2):133 – 149.
- [46] 4 - Strengthening of metal alloys. In: Mouritz AP, editor. Introduction to Aerospace Materials. Woodhead Publishing; 2012. p. 57 – 90.
- [47] Jasiczak J, Kulczewski P, Borowski P. Laboratory Tests of Adhesion of Steel Bars to Ordinary and Frozen Concrete. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. vol. 245. IOP Publishing; 2017. p. 032043.
- [48] Xing G, Zhou C, Wu T, Liu B. Experimental study on bond behavior between plain reinforcing bars and concrete. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2015;2015.
- [49] ISO Central Secretary. Armeringsstål - Sveisbar armering - Del 1: Generelle krav. Geneva, CH: International Organization for Standardization; 2005. 10080.

- [50] García Vicente T, Pialarissi Cavalaro SH, Pérez Cacho J, Rueda A, Domingues de Figueiredo A. Evaluation of concrete-steel bond strength in wet mix sprayed concrete. In: 7th International Symposium on Sprayed Concrete; 2014. p. 161–172.

A Data fra uttrekkstester

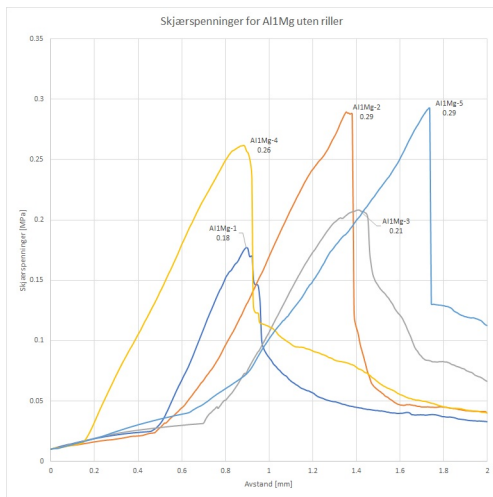


(a) Al0Mg uten riller.

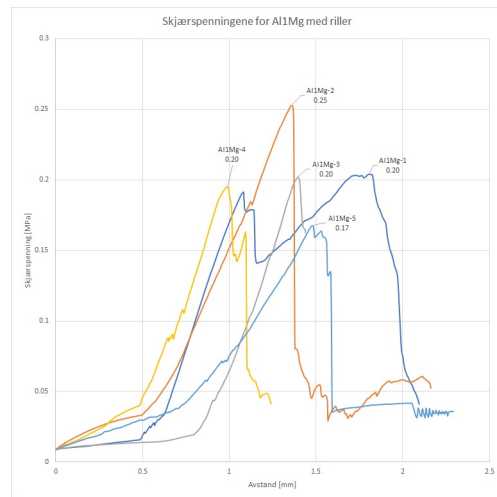


(b) Al0Mg med riller.

Figur 44: Skjærspenningene til Al0Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

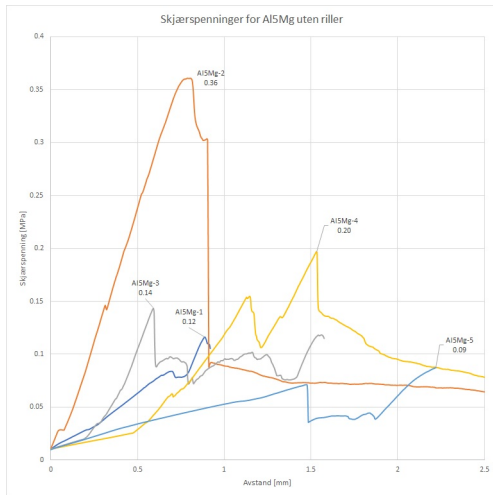


(a) Al1Mg uten riller.

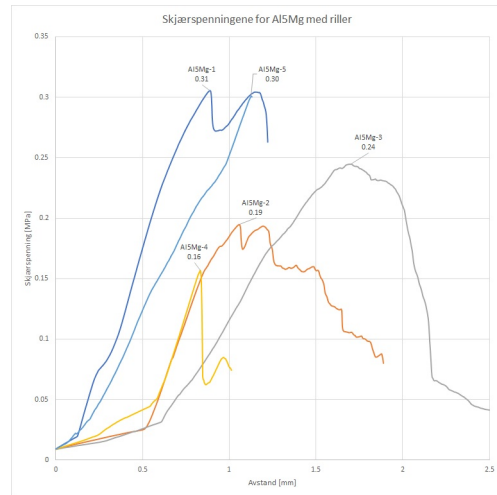


(b) Al1Mg med riller.

Figur 45: Skjærspenningene til Al1Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

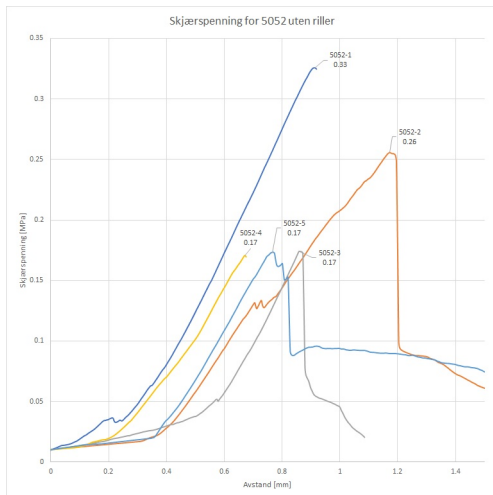


(a) Al5Mg uten riller.

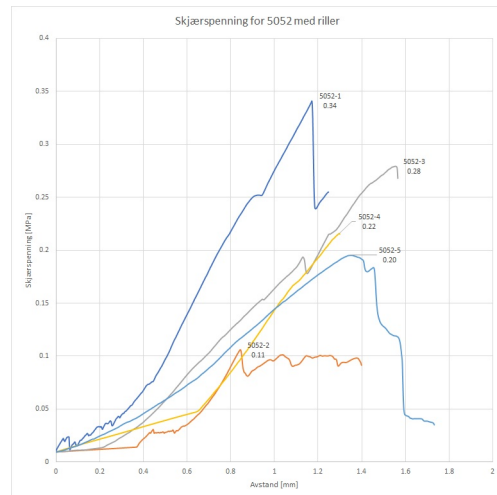


(b) Al5Mg med riller.

Figur 46: Skjærspenningene til Al5Mg fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

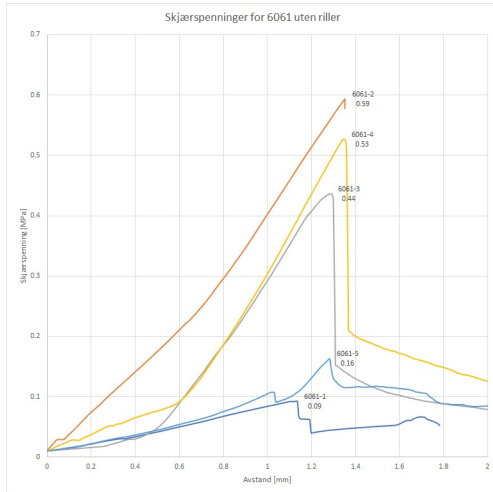


(a) 5052 uten riller.

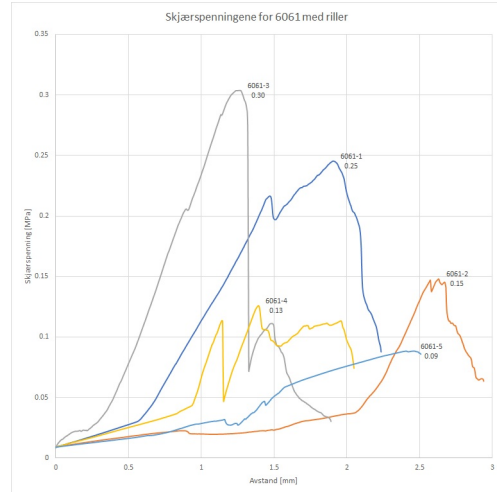


(b) 5052 med riller.

Figur 47: Skjærspenningene til 5052 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

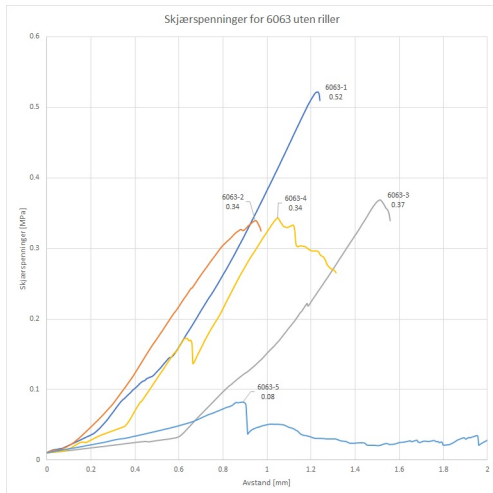


(a) 6061 uten riller.

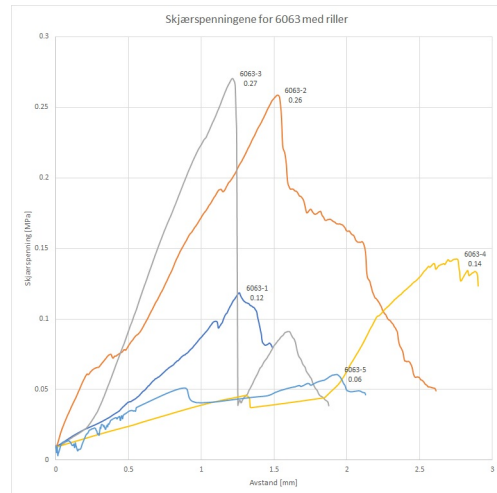


(b) 6061 med riller.

Figur 48: Skjærspenningene til 6061 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

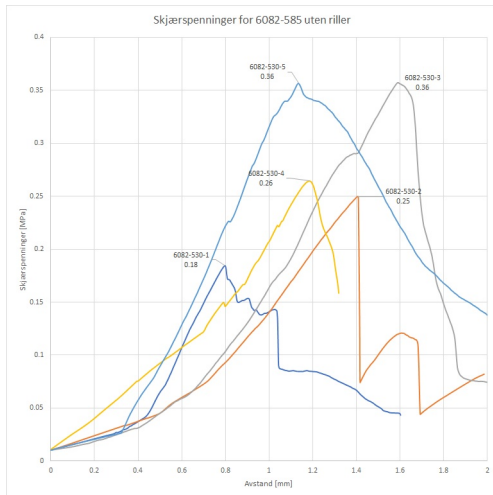


(a) 6063 uten riller.

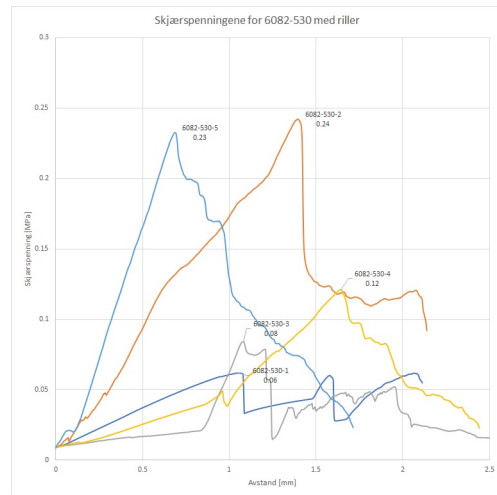


(b) 6063 med riller.

Figur 49: Skjærspenningene til 6063 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

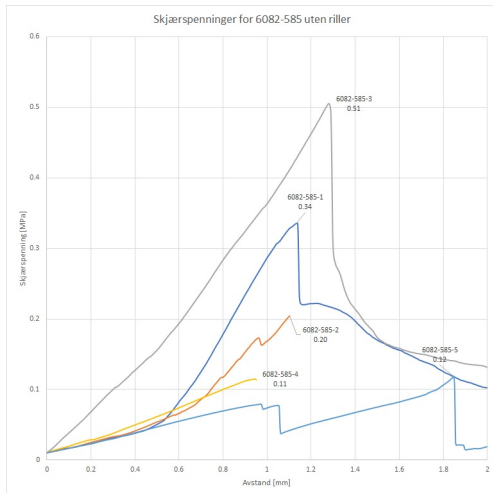


(a) 6082-530 uten riller.

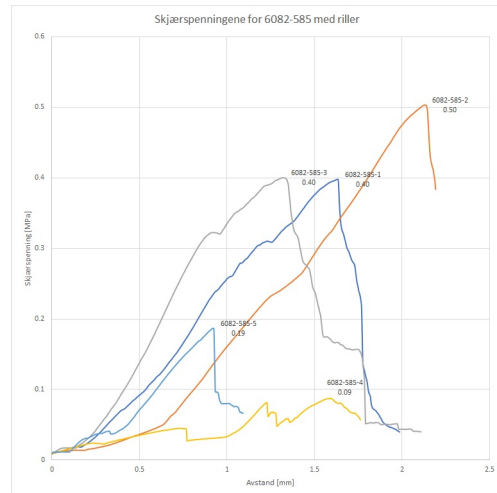


(b) 6082-530 med riller.

Figur 50: Skjærspenningene til 6082-530 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

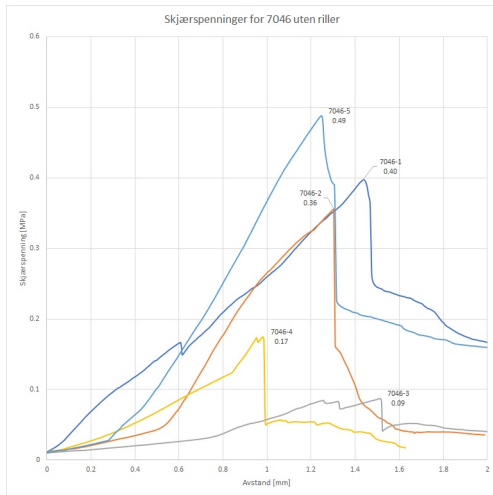


(a) 6082-585 uten riller.

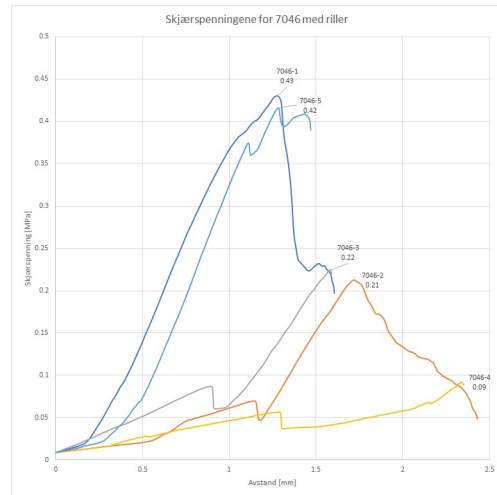


(b) 6082-585 med riller.

Figur 51: Skjærspenningene til 6085-585 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

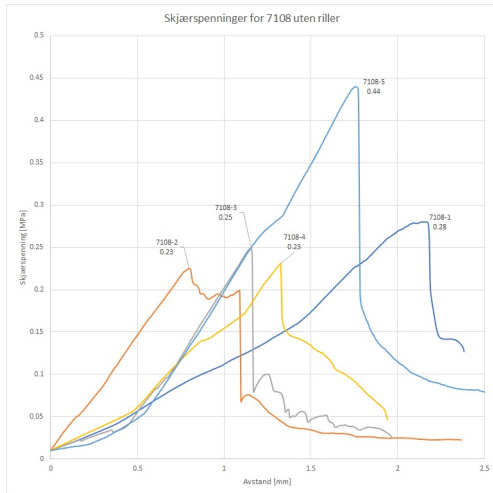


(a) 7046 uten riller.

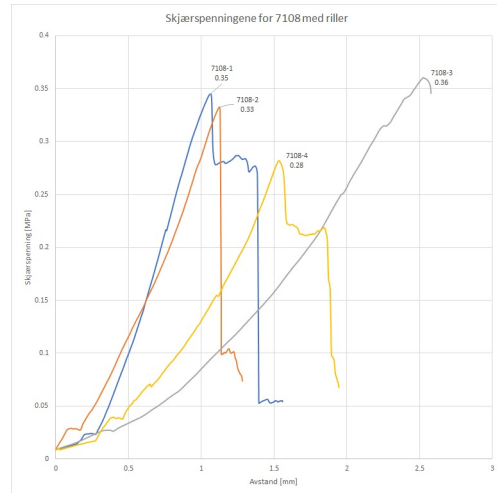


(b) 7046 med riller.

Figur 52: Skjærspenningene til 7046 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.



(a) 7108 uten riller.

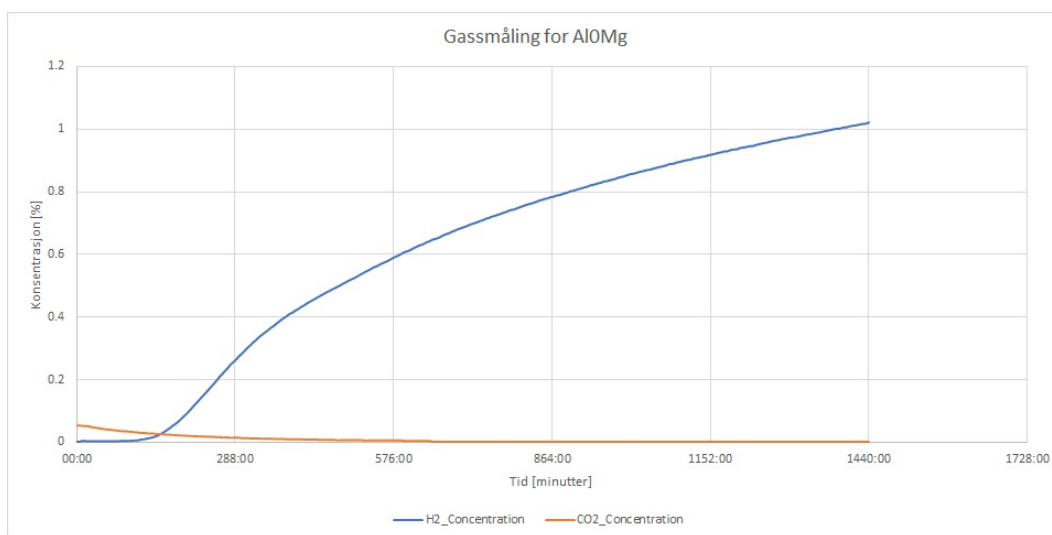


(b) 7108 med riller.

Figur 53: Skjærspenningene til 7108 fra uttrekkstest. Toppverdien og serien er merket på grafen.

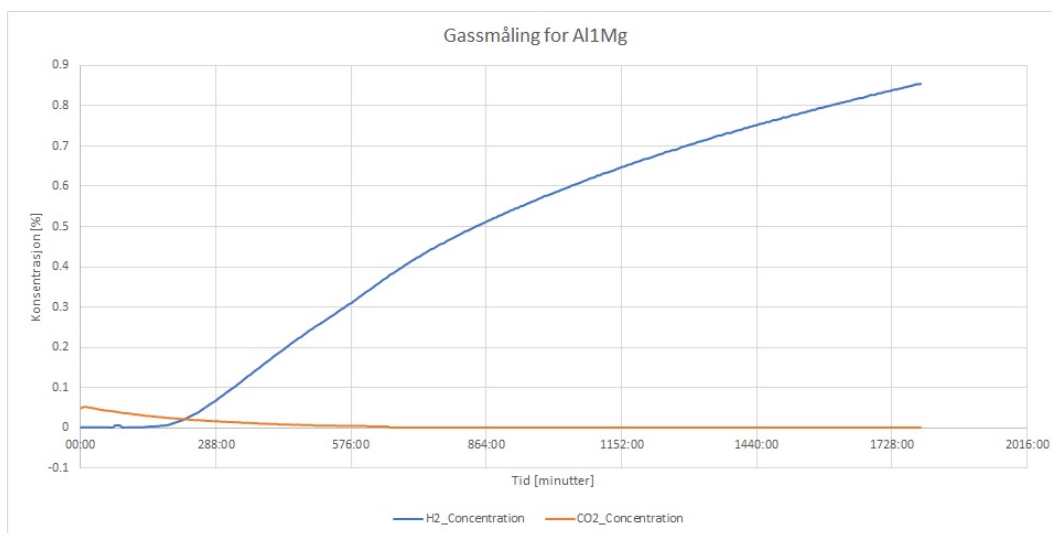
B Gassmålinger

B.1 Al0Mg



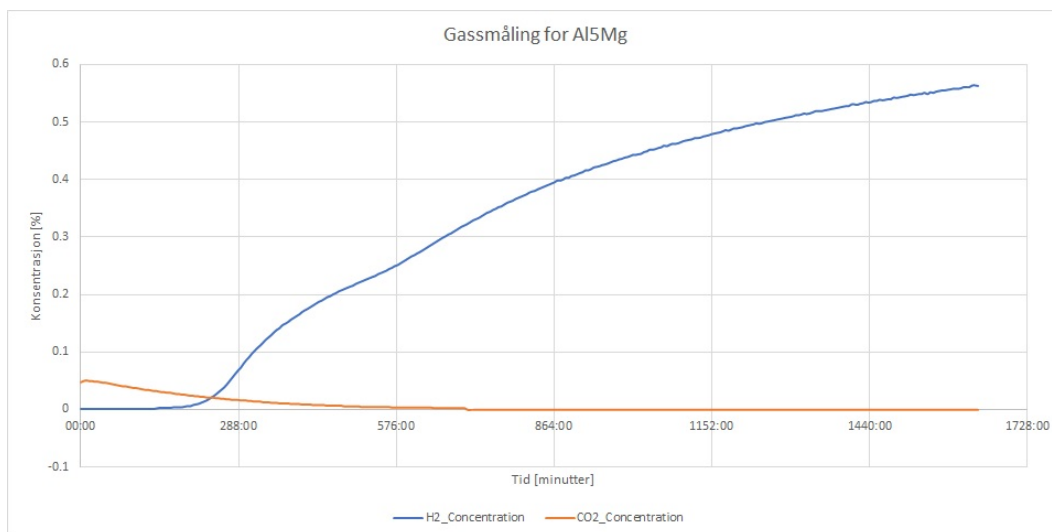
Figur 54: Hydrogen og CO₂ målinger for Al0Mg.

B.2 Al1Mg



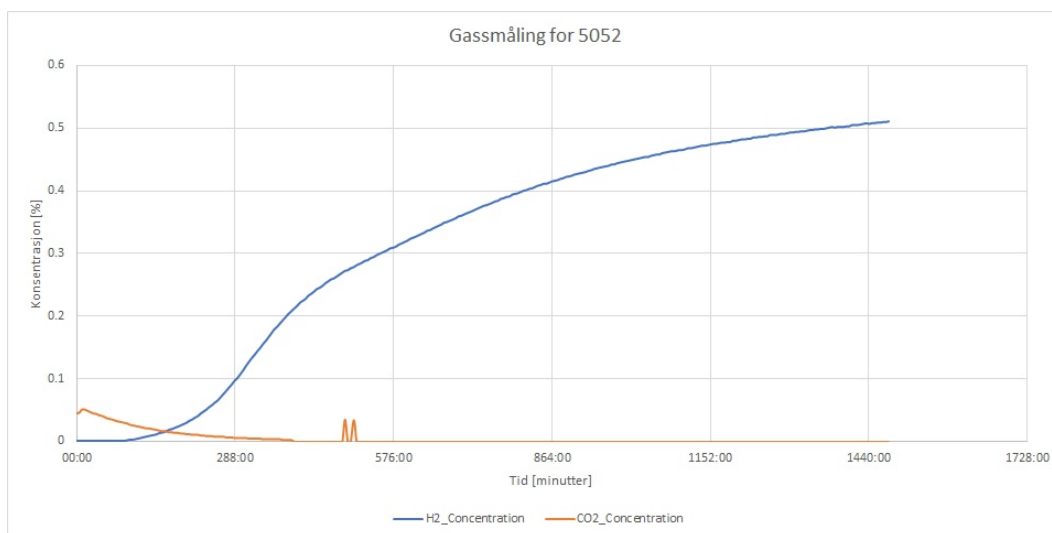
Figur 55: Hydrogen og CO₂ målinger for Al1Mg.

B.3 Al5Mg



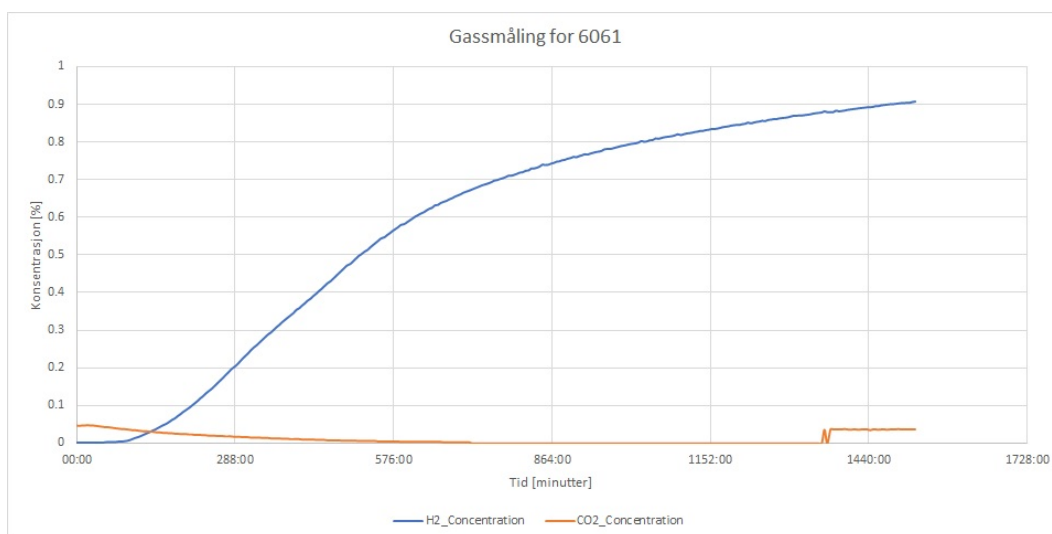
Figur 56: Hydrogen og CO₂ målinger for Al5Mg.

B.4 5052



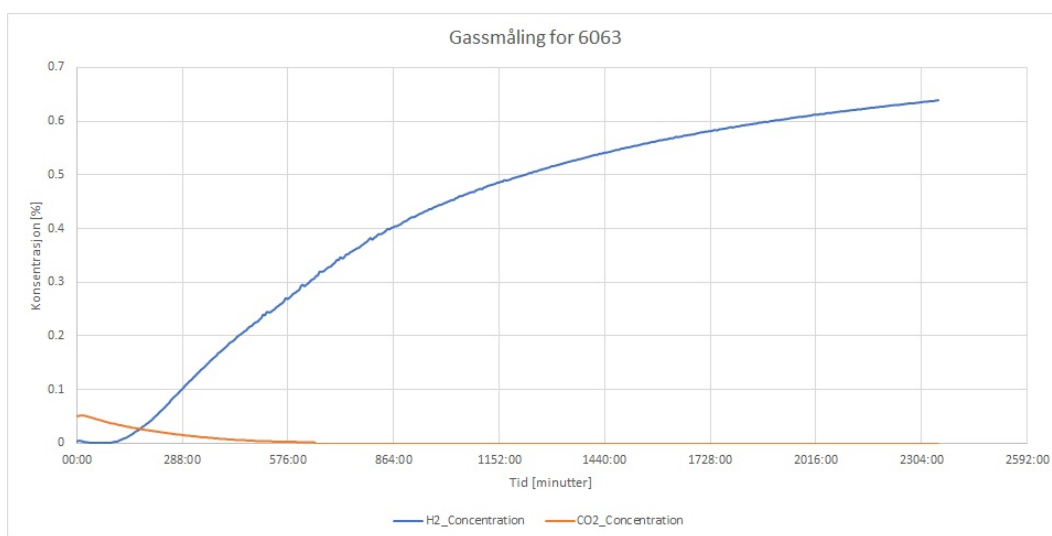
Figur 57: Hydrogen og CO₂ målinger for 5052.

B.5 6061



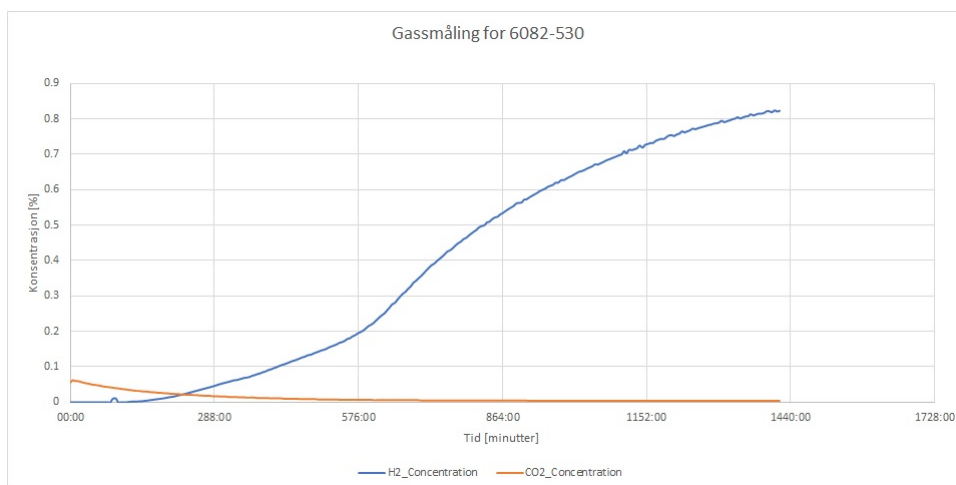
Figur 58: Hydrogen og CO₂ målinger for 6061.

B.6 6063



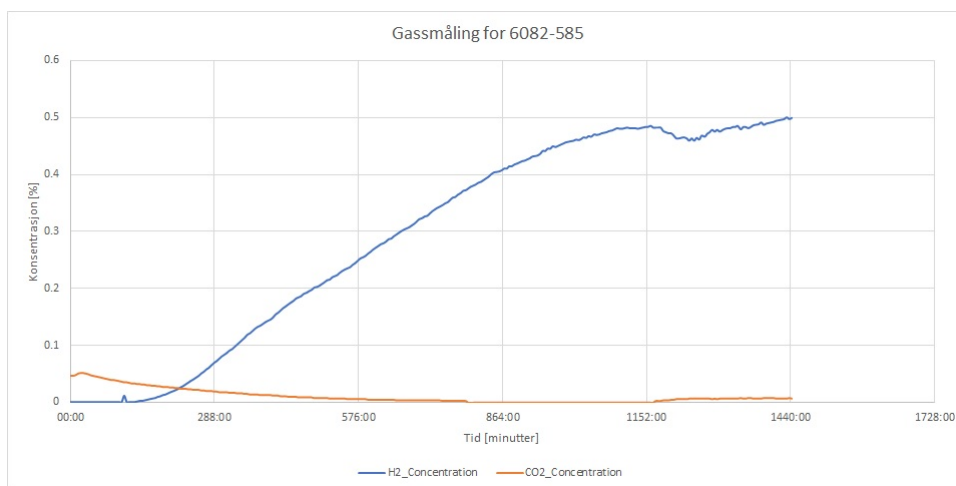
Figur 59: Hydrogen og CO₂ målinger for 6063.

B.7 6068-530



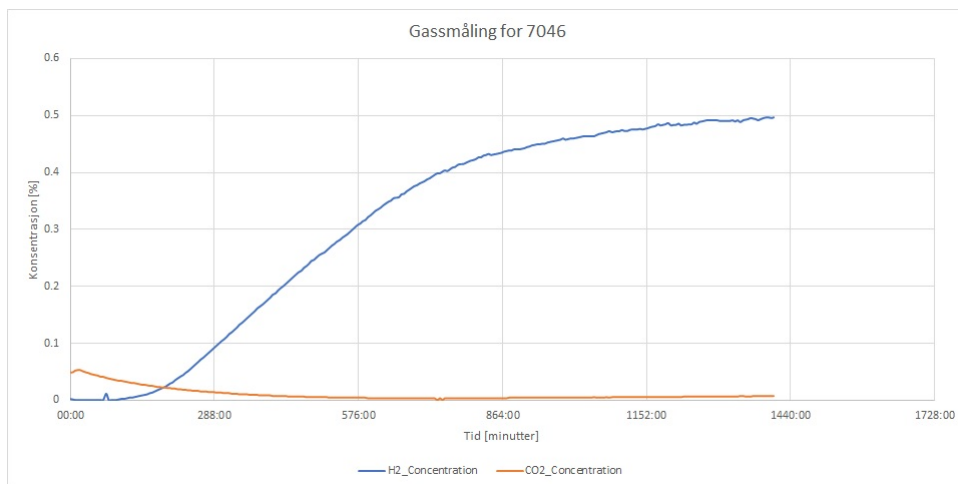
Figur 60: Hydrogen og CO₂ målinger for 6082-530.

B.8 6082-585



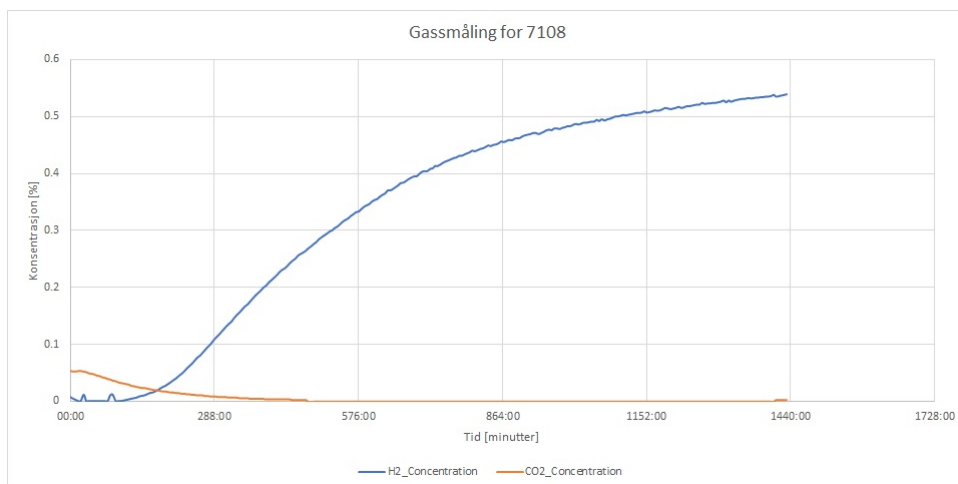
Figur 61: Hydrogen og CO₂ målinger for 6082-585.

B.9 7046



Figur 62: Hydrogen og CO₂ målinger for 7046.

B.10 7108



Figur 63: Hydrogen og CO₂ målinger for 7108.

C Hardhetsmålinger

C.1 Al0Mg

Tabell 14: Hardhetsmålinger gjort for legering Al0Mg.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	19	20
2	18	17
3	17	18
4	17	18
5	18	19
6	18	-
7	17	-
8	18	-
9	18	-
10	19	-

Tabell 15: Gjennomsnitt og standardavvik for Al0Mg i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Longitudinal	18	1
Transversal	18	1

C.2 Al1Mg

Tabell 16: Hardhetsmålinger gjort for legering Al1Mg.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	32	29
2	30	25
3	30	25
4	31	26
5	30	26
6	31	36
7	31	31
8	31	28
9	31	27
10	31	26

Tabell 17: Gjennomsnitt og standardavvik for Al1Mg i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Longitudinal	31	1
Transversal	28	3

C.3 Al5Mg

Tabell 18: Hardhetsmålinger gjort for legering Al5Mg.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	59	58
2	53	54
3	52	59
4	55	60
5	49	63
6	49	66
7	52	67
8	53	67
9	49	69
10	51	72

Tabell 19: Gjennomsnitt og standardavvik for Al5Mg i longitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Longitudinal	52	3
Transversal	64	6

C.4 5052

Tabell 20: Hardhetsmålinger gjort for legering 5052.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	60	60
2	56	56
3	56	56
4	56	56
5	56	56
6	59	56
7	56	57
8	59	57
9	58	56
10	58	54

Tabell 21: Gjennomsnitt og standardavvik for 5052 i longitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	57	2
Transversal	56	2

C.5 6061

Tabell 22: Hardhetsmålinger gjort for legering 6061.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	87	78
2	82	90
3	84	91
4	85	83
5	85	72
6	84	88
7	83	79
8	84	80
9	83	79
10	77	78

Tabell 23: Gjennomsnitt og standardavvik for 6061 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	83	3
Transversal	82	6

C.6 6063

Tabell 24: Hardhetsmålinger gjort for legering 6063.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	68	65
2	64	61
3	63	61
4	64	58
5	63	67
6	65	62
7	65	60
8	62	64
9	60	59
10	63	60

Tabell 25: Gjennomsnitt og standardavvik for 6063 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	64	2
Transversal	62	3

C.7 6082-530

Tabell 26: Hardhetsmålinger gjort for legering 6082-530.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	78	74
2	69	71
3	71	69
4	70	72
5	69	72
6	72	77
7	71	80
8	76	77
9	78	79
10	76	83

Tabell 27: Gjennomsnitt og standardavvik for 6082-530 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	73	4
Transversal	75	5

C.8 6082-585

Tabell 28: Hardhetsmålinger gjort for legering 6082-585.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	67	59
2	62	59
3	61	63
4	62	65
5	62	62
6	62	57
7	62	59
8	67	66
9	64	64
10	70	63

Tabell 29: Gjennomsnitt og standardavvik for 6082-585 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	64	3
Transversal	62	3

C.9 7046

Tabell 30: Hardhetsmålinger gjort for legering 7046.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	113	102
2	102	100
3	100	101
4	99	105
5	103	112
6	97	111
7	100	111
8	104	107
9	103	107
10	105	105

Tabell 31: Gjennomsnitt og standardavvik for 7046 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	103	4
Transversal	106	4

C.10 7108

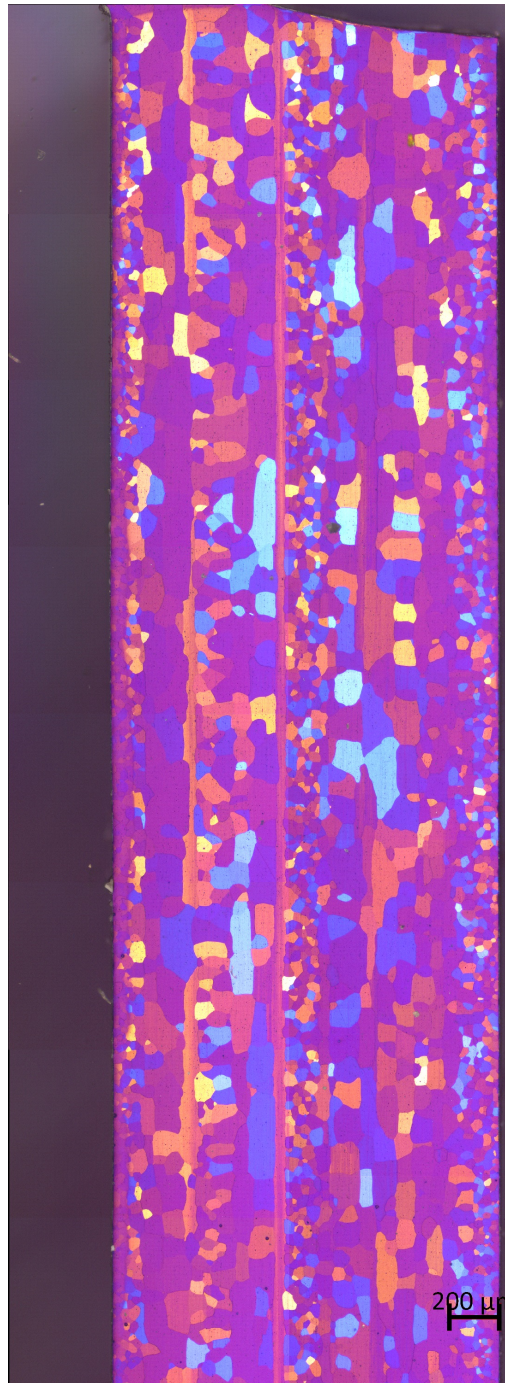
Tabell 32: Hardhetsmålinger gjort for legering 7108.

Inntrykk nummer	Longitudinal [HV]	Transversal [HV]
1	119	97
2	108	86
3	104	87
4	96	87
5	93	90
6	91	90
7	90	90
8	92	88
9	90	89
10	94	90

Tabell 33: Gjennomsnitt og standardavvik for 7108 i logitudinal og transversal retning.

	Gjennomsnitt [HV]	Standardavvik [HV]
Logitudinal	98	10
Transversal	89	3

D Fullstendig oversikt over kornstruktur til Al5Mg longitudinal retning



Figur 64: Panoramabilde av Al5Mg i longitudinal retning.

E Data fra ekstrudering

E.1 Ekstruderingsparametre for Al0Mg og Al1Mg.

Prosjektnummer / navn: 102016171-9, Skinne 3x65mm, G6
 Container / matrise / bolster: Ekstrudering 100 mmØ / Ekstrud av stang / Vingebolster
 Kommentarer: Ekstrud av hulprofil og skinne, ~~Oddvin R.~~ Trond F.

Dato: 2019-02-18 og 19

Log	Forsøk Nr	Materiale	Målte parametre											Kommentarer
			VSTEMPEL (MM/S)		T _{BOLT} (°C)			T _{CONT}	T _{STEM}	T _{BÆREFLATE}		Kraft (kN)		
			innstilt	ok	set bakt	foran	Bak			T1 _{MAX}	T2 _{MAX}	Max	Min	
	1	1-555	6-10		540	543	535	434	~30			3730	3209	Dummy 1
	2	1-555	6-10		460	466	466	434	~200			4203		Dummy 2
	3	1-530	14-18		460	470	470	434	~120			4350		Dummy 3
	4	1-530	22-26		460	464	462	434	~180			4511		Dummy 4
	5	1-555	20-26		460	458	456	433	~200			4637		Dummy 5
	6	2-555	20-26		540	535	523	434	~30			3988	2975	Dummy 6
	7	2-555	15-20		540	551	533	429	~80			5020	3359	Dummy 7
	8	1B	20-26		460	463	453	434	~40			3989	2826	
	9	1A	20-26		460	461	460	434	~120			3951	2719	
	10	2B	20-26		460	461	461	434	~140			4019	2760	
	11	2A	20-26		460	465	464	434	~140			4084	2777	
	12	3B	20-26		460	462	461	430	~200			4078	2745	
	13	3A	20-26		460	465	464	417	~140			4093	2781	
	14	ren Al	5	5.1	480	489	479	425	~116			3007	2292	luntda
	15	Al0Mg	1	0.9	430	433	433	426	~116			1929	1496	
	16	Al1Mg	1		430	432	431	429	~116			3507	2420	
		Al5Mg	1		430									kort bolt
	17	4B	26-30		460	461	461	433	~110			4214	2863	
	18	4A	26-30		460	462	458	434	~110			4326	2880	

18/2
↑
19/2 ↓

6-10-14
6-10-14
14-18-22
22-26-~~22~~
20-26
20-26
-v-verktøy med
litas
lang pause

v. l. i. a. g. b
d. h. r. e. i. e. r. s
satte styrt
stykke øvers
fikk alt for
hø T; bolt
nære smelt.

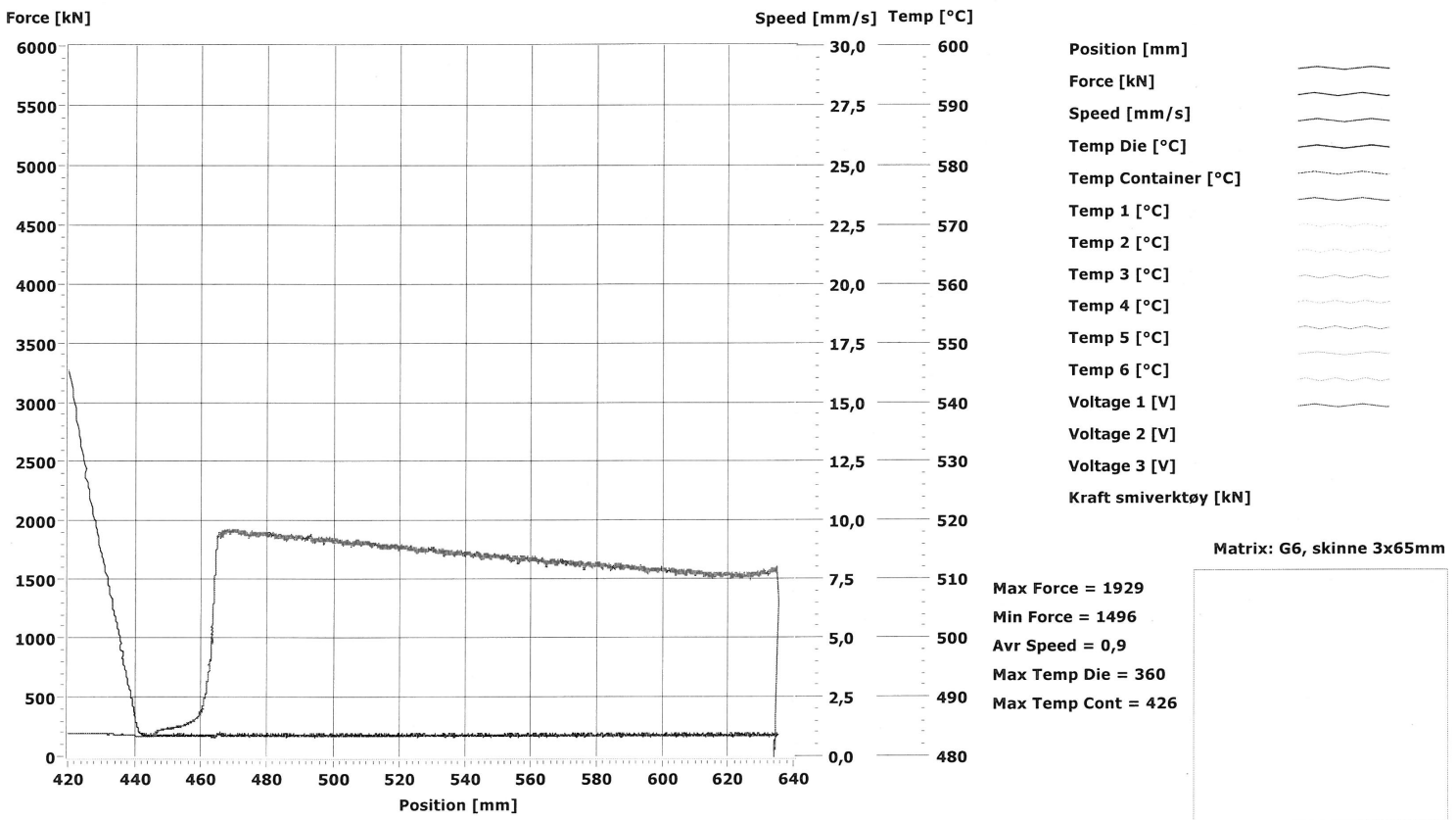
E.3 Graf som viser ekstruderingsforløpet til AlOMg



Date: 21-02-2002 03:51:51

Exp nr: 15

Ekstrud skinne 3x65mm G6 190219



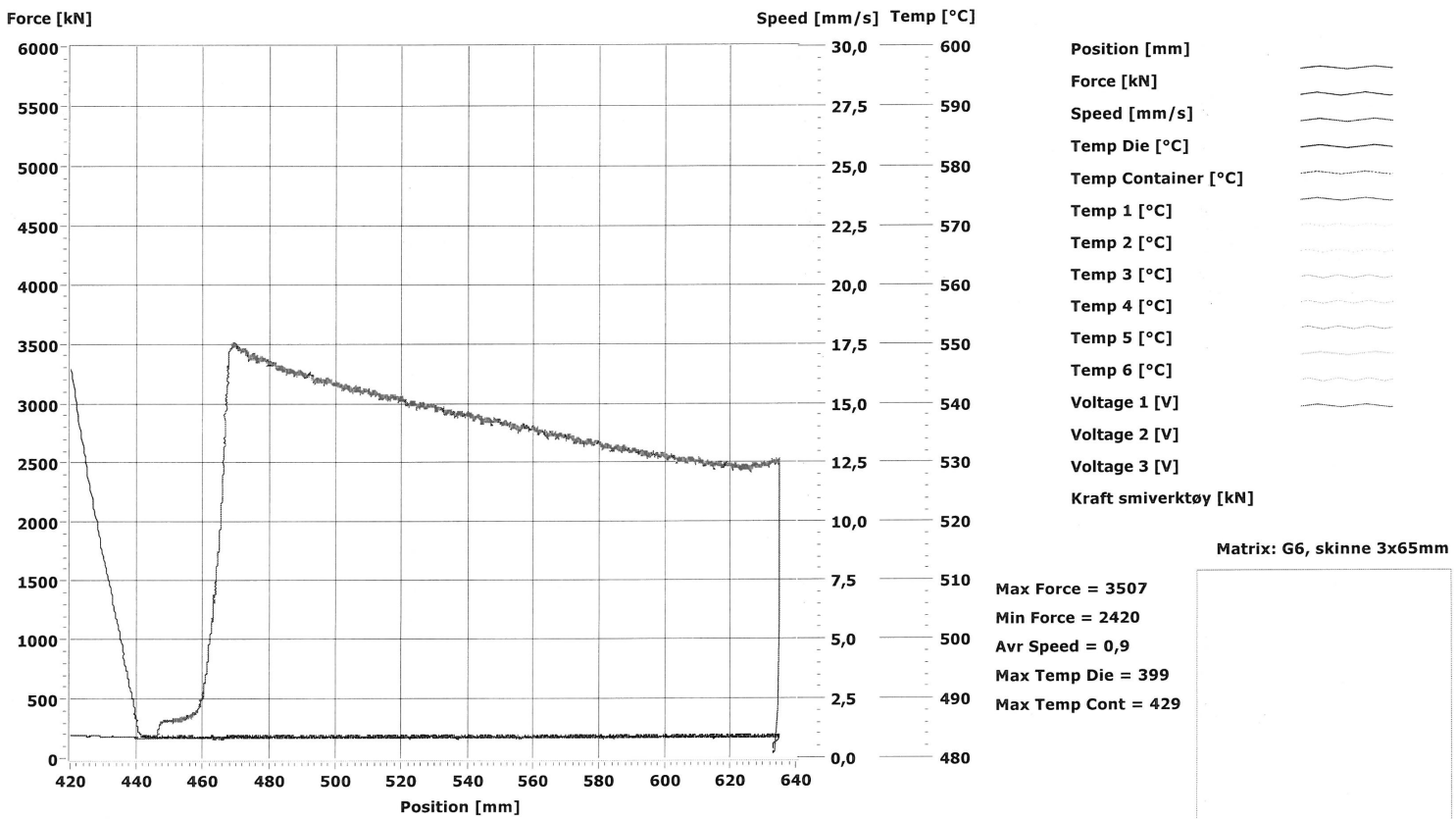
E.4 Graf som viser ekstruderingsforløpet til Al1Mg



Date: 21.02.2002 04:05:45

Exp nr: 16

Ekstrud skinne 3x65mm G6 190219



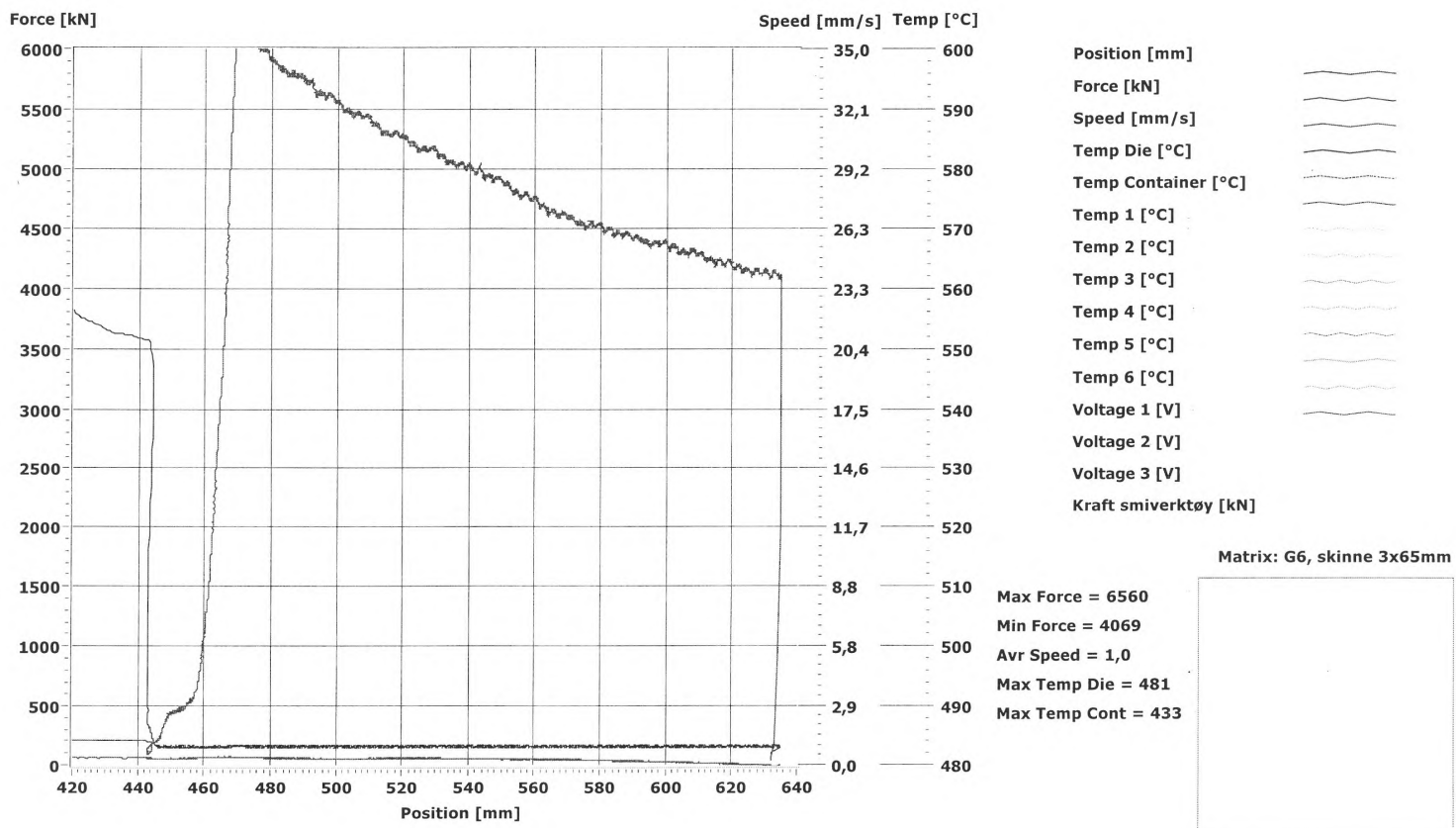
E.5 Graf som viser ekstruderingsforløpet til Al5Mg



Date: 13.03.2002 22:23:05

Exp nr: 1

Ekstrud skinne 3x65mm G6 190312



F Overflateareal nedsenket i mørtel

Følgende vedlegg viser overflatearealet nedsenket i mørtel for de ulike legeringene markert med grønnfarge. Bredden og høyden ble målt for 10 prøver av hver legering, totalt 100 prøver med skyvelære. Dette ble videre brukt til å beregne hvor stort overflateareal som stod nedsenket i betongen. Det beregnede gjennomsnittsareal nedsenket i mørtelen for de 10 legeringene baserer seg på tilnærmelsen av at alle prøvene ble tildekket av like mye mørtel opp til en høyde på 50 mm. Det ble observert forskjeller i grad av tildekning for de ulike prøvene, noen prøver stod skjevt eller lengre ned i mørtelen enn andre. Videre beregning av skjærspenning ved uttrekksprøving baserer seg på disse utregningene av gjennomsnittsareal.

**NS-EN 196-1 SEMENTPRØVING
FASTHET**

Oppdragsgiver: <u>DAREZC</u>				Prosjektnr: <u>10201 5640</u>						
Sement mrk: <u>A-4626 - Anlegg</u>			Sand fra parti mrk: <u>A-5172</u>							
Lufttemperatur/RF ved støping: <u>Fidal Talsteinssand 0/4</u>										
Prismer utstøpt den: <u>26/3</u>	<u>3</u> stk. prizmer i form nr.	merket	<u>1-3</u>	<u>26/3</u>	utstøpt kl	<u>10.50</u>				
	<u>3</u> stk. prizmer i form nr.	merket	<u>4-6</u>	<u>26/3</u>	utstøpt kl	<u>11.00</u>				
	<u>3</u> stk. prizmer i form nr.	merket	<u>7-9</u>	<u>26/3</u>	utstøpt kl	<u>11.10</u>				
	stk. prizmer i form nr.	merket			utstøpt kl					
Klimaskap, før innsetting av former Temperatur: RF:			Klimaskap, før uttak av former Temperatur: RF:							
Prismer utstøpt, dato/sign: <u>26/3</u> <u>F. Jølsen</u>										
Prismer mrk. <u>1-3</u>	prøves den <u>28/3^v</u>	ved alder <u>2</u>	døgn kl	<u>10.50</u>						
Prismer mrk. <u>4-6</u>	prøves den <u>2/4^v</u>	ved alder <u>7</u>	døgn kl	<u>11.00</u>						
Prismer mrk. <u>7-9</u>	prøves den <u>23/4^v</u>	ved alder <u>28</u>	døgn kl							
Prismer mrk.	prøves den	ved alder	døgn kl							
Prisme mrk.	Vekt i g ved		Bøyestrekfasthet		Trykkfasthet		Prøvealder		Utført dato/sign.	Kontr dato/sign.
	Reg. nr. B-179		Reg. nr. B-16		Reg. nr. B-16					
	Avf.	Prøv	Last [N]	[MPa]	Last [kN]	[MPa]	Kl	Døgn		
<u>1</u>	<u>552</u>	<u>551</u>	<u>0,3364</u>		<u>4,27-4,37</u>				<u>28/3</u>	<u>29/4</u>
<u>2</u>	<u>547</u>	<u>547</u>	<u>0,3277</u>		<u>4,27-4,19</u>			<u>2 dg</u>	<u>28/3</u>	<u>29/4</u>
<u>3</u>	<u>546</u>	<u>546</u>	<u>0,3353</u>		<u>4,20-4,34</u>				<u>FD</u>	<u>FD</u>
Middel										
<u>4</u>	<u>547</u>	<u>544</u>	<u>0,7777</u>		<u>11,83-12,07</u>				<u>2/4</u>	<u>23/4</u>
<u>5</u>	<u>550</u>	<u>548</u>	<u>0,8007</u>		<u>12,28-12,38</u>			<u>7 dg</u>	<u>2/4</u>	<u>23/4</u>
<u>6</u>	<u>547</u>	<u>545</u>	<u>0,7362</u>		<u>11,84-12,03</u>				<u>FD</u>	<u>FD</u>
Middel										
<u>7</u>	<u>545</u>	<u>542</u>	<u>1237</u>		<u>25,18-25,29</u>				<u>23/4</u>	
<u>8</u>	<u>545</u>	<u>544</u>	<u>1536</u>		<u>26,62-26,26</u>			<u>28 dg</u>	<u>23/4</u>	
<u>9</u>	<u>546</u>	<u>546</u>	<u>1464</u>		<u>26,45-26,08</u>				<u>FD</u>	
Middel										
Middel										
Kontrollert, dato/sign: <u>2019.04.23</u> <u>F. Jølsen</u>										

		Prøveblanding i betong		side 1	Prosjektnr. <u>1020/5640</u>				
Oppdrag fra <u>DARECC - Studenter</u>				Journalnr.					
Blanding nr. <u>D1.1.</u>		Konsistens		Vekt reg.nr:					
Delmaterialer	Deler	Tørr vekt, kg	Fukt, %	Innveid vekt, kg	Vann, kg				
Sement <u>Aulegg A-4626</u>	<u>0,45</u>	<u>2,5</u>							
<u>Kalsinat Lehe (A-5011)</u>	<u>0,55</u>	<u>3,0</u>							
<u>ÅRDAL 0/4 (A-5172)</u>	<u>3</u>	<u>16,6</u>							
Vekt reg.nr:									
Tilsetningsstoff	Deler	Konsentrert, kg		10 % oppløsning, kg	Vann, kg				
<u>Kalksteinsmel (NORCEM)</u>		<u>0,275</u>							
<u>VANN</u>	<u>0,7</u>	<u>3,87</u>							
				Tilsatt blande vann, kg					
Totalt vanninnhold, oppgitt av saksbehandler (eks vann i konsentrerte tilsetningsstoffer)									
<u>VT 10 10</u> Utstøpte prøvestykker, antall og dimensjoner. Utstøpt kl: <u>1100 26/3-19</u>									
<u>3</u>	stk	<u>40/40/160</u>	cm	<u>Purme</u>	merket	<u>1-3 26/3</u>			
						prøves ved alder <u>2</u>døgn			
<u>3</u>	stk	<u>—</u>	cm	<u>✓</u>	merket	<u>4-6 26/3</u>			
						prøves ved alder <u>7</u>døgn			
<u>3</u>	stk	<u>—</u>	cm	<u>✓</u>	merket	<u>7-9 26/3</u>			
						prøves ved alder <u>28</u>døgn			
	stk		cm		merketprøves ved alderdøgn			
v/c	v/c + s	Synkmål		Utbredelsesmål	Luftinnhold	Romdensitet			
Betongblanding og målinger utført av: <u>FD</u>									
Delmaterialer i kg/m ³ betong									
Vekt reg.nr:		Sement	Silika	Vann					
Nr	Vekt i g ved		Lastinnstilling/maskin Operator/Dato	Bruddlast (kN eller kp)	Trykkfasthet MPa	Middel MPa	Største n. steinstr	Brudd- form*	Alder døgn
	avform	prøving							

H Materialserifikat

MATERIALS CERTIFICATE FOR THE ALLOY AA6082: PREPARATION AND CHARACTERIZATION OF INDUSTRIAL STARTING MATERIAL

Tanja Pettersen and Trond Furu
Hydro Aluminium, R&D Materials Technology, Sunndalsøra, Norway

1. INTRODUCTION

In general, the initial state of a material is very important for any subsequent thermomechanical processing such as extrusion, rolling, forging, ..., and for the final properties of the material. This includes the volume fraction and distribution of small and large particles in the material, the concentration of elements in solid solution, the initial grain structure and the global texture. Important objectives in the present projects are to develop and verify physically based models for work hardening, recrystallization, texture, damage,.. The above mentioned structure characteristics will serve as important input parameters in this kind of modelling

2. CASTING AND HOMOGENIZATION

The material was DC-cast as billets according to standard industrial practice with dimensions of 203 mm in diameter and 3.25 m length at Hydro Aluminium, Sunndalsøra. The chemical composition of the alloy (for two different charges) has been obtained by spectrographic analysis and is listed in Table 1. After casting the material was given different heat treatments depending on the subsequent deformation process. The material for industrial extrusion was homogenized in a batch homogenization furnace at the reference center at the R&D center at Hydro Aluminium Sunndal, while the laboratory-extruded material was homogenized using a laboratory air circulation furnace. The different homogenization treatments are shown in Table 2.

Table 1: Chemical composition in wt% of the 6082 alloy for the two different charges.

Element	Fe	Si	Mg	Mn	Ca	Cu	Ga	Na	Ti	Zn	Al
7608	0.20	1.04	0.67	0.54	0.0006	0.003	0.01	0.0004	0.01	0.005	Bal.
7609	0.20	1.02	0.67	0.53	0.0006	0.003	0.01	0.0008	0.01	0.006	Bal.

Table 2: List of homogenization treatments used for the material used for industrial extrusion(Ind) and laboratory extrusion (Lab).

	Homogenization treatment
Ind-I	Heated at a rate of 200°C/h from room temperature to 580°C, kept at 580°C for 2 hours, then cooled to room temperature at a rate of 300-350°C/h
Ind-II	Heated at a rate of 200°C/h from room temperature to 530°C, kept at 530°C for 4 hours, then cooled to room temperature at a rate of 300-350°C/h
Lab-I	Heated at a rate of 100°C/hr from room temperature to 575°C, kept at 575°C for 2 hours, then quenched in water.
Lab-II	Heated at a rate of 100°C/hr from room temperature to 530°C, kept at 530°C for 2 hours, then quenched in water.

3. AS-CAST AND HOMOGENIZED MICROSTRUCTURE

The materials in as homogenized condition were subjected to an overall billet examination. This examination involves the thickness of the inverse segregation zone, search for any Bergmann zones, the mean grain size, hardness of the material, porosity, number of Mg₂Si particles larger than 1 μm/0.5mm². A sketch where the measurements were carried out is shown in Figure 1 (K is the area for classification of grain structure, O is the area for quantifying the inverse segregation zone, S is the area for the spectrographic examination and M is the area for hardness, porosity and particle characterization). The results from this investigation is shown in Table 3.

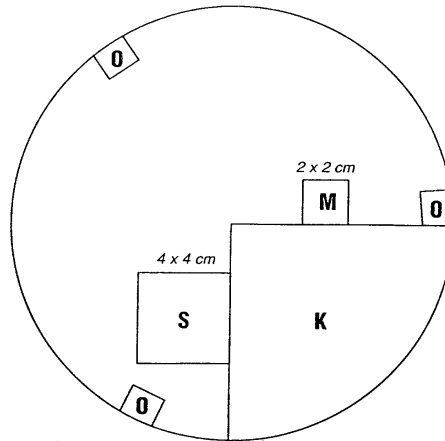


Figure 1. Sketch showing the areas for the different metallographic examinations (for details, see text).

Optical micrographs of the as-cast and industrially homogenized material are shown in Figure 2. The different homogenization treatments were found to give identical grain structures, (and hence only one example is shown here). The homogenized material was also subjected to a further examination. This examination involved measuring the mean grain size, hardness and porosity of the material and the number of Mg₂Si particles in the material larger than 1 μm/mm². As shown in Table 3 the results for the different homogenization treatments were somewhat different with respect to hardness and conductivity. The porosity of the materials was evaluated to be low, and no inclusions were found in the investigated specimens.

Table 3: Results from the metallographic investigations of the 6082 material homogenised at 530°C and 580°C. The measurements were carried out in a distance of 5 cm from the surface of the billet.

Alloy	Hardness HV5/30	Electrical conductivity [MS/m]	Grain size [μm]	Number of Mg ₂ Si/mm ² > 1 μm	Number of other inclusions/cm ² in the range 20-50 μm
AA6082-530°C	40.4	28.4	117	532	0
AA6082-580°C	43.7	29.8±0.04	112	534	0

Figure 2: Micrographs showing the as-cast and industrially homogenized microstructure of the AA6082 alloy, homogenised at 580°C. a) shows the grain structure of the material in a distance of 5 cm from the surface of the billet, and b) shows the particle structure at the same position.

In the classification of large primary particles the most important parameters of interest are the mean particle size, the distribution of the particles per area (and per volume) and the area/volume fraction of the particles. In the present analysis all particles larger than 0.5 µm were recorded in an optical microscope combined with an image analyser. In Table 4 some of these characteristics are given and in Figure 3 the size distributions are presented. The mean diameter is seen to be almost identical for the two variants, whilst the area fraction is somewhat larger for the low temperature homogenization. Compactness, which indicate the roundness of the particles and becomes 1 when the particles are completely spherical, is seen to be quite close for the two variants and the number shows that the particles are relatively spherical in shape.

Table 4. Particle characteristics of the two 6082 variants

Variant	Area fraction	Mean diameter (µm)	Mean compactness
6082-530°C	0.026	0.711	1.20
6082-580°C	0.019	0.74	1.27

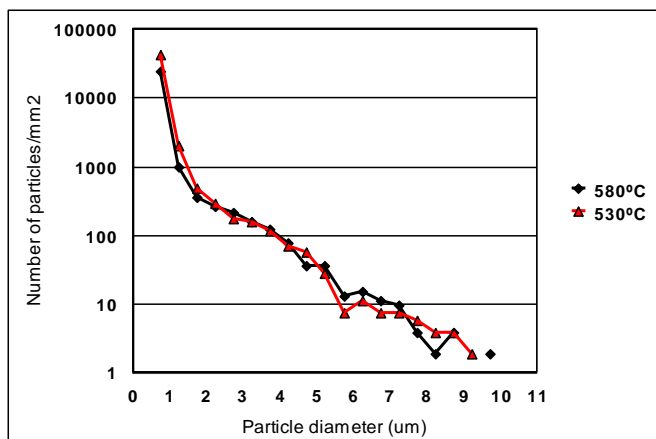


Figure 3. Size distribution of the primary particles larger than 0.5 µm for the two homogenization variants.

4. LABORATORY EXTRUSION

4.1 THE EXTRUSION PROCESS

Extrusion experiments were carried out at an 8 MN vertical laboratory press at SINTEF. Laboratory extrusion provides material deformed under controlled and measurable deformation conditions. Different temperatures and strain rates are easily obtained and during each extrusion trial the temperature can be recorded at different positions on the profile, in addition the ram speed and the force on the ram can be recorded. Prior to extrusion the billets were subjected to two different homogenization treatments. These are summarized in Table 2.

Cylindrical billets with a diameter of 95 mm and a length of 200 mm were preheated using an induction coil surrounding the material. The diameter of the container was 100 mm, and the billets were extruded at two ram speeds to rectangular shaped profiles of 3 mm height and 60 mm width, corresponding to an extrusion ratio of 44. The bearing length of the die was 5 mm. The extruded profile was cooled to room temperature by two separate cooling systems; the first system is positioned in the die itself and the cooling medium from this system hits the profile about 20 mm after the profile has passed the bearing surface. The second system is placed in the bolster, about 5 cm from the outlet of the die. The intention of the cooling systems is to resist any structural changes (such as recrystallization) occurring after the extrusion process, and hence freeze the as-deformed structure. In the present experiments water was used as the cooling medium.

The surface temperature of the profile at each pass was recorded with two thermocouples situated in the die bearing surface about 1.5 mm from the entrance of the die orifice and touching the profile surface. One of the thermocouples was positioned in the centre of the surface, whilst the other was positioned 3 mm from the corner. The thermocouples make 0.1 mm deep grooves in the profile which means that the temperature is not recorded at the exact surface.

During the extrusion, the temperature and the force on the ram are seen to change, as shown in Figure 2.1. The force on the ram is approximately constant during the major part of the experiment, however, in the first 1.8 m of the profile, the force increases, and hence, material for microstructural investigations should not be selected from this area. The temperature was seen to change during the course of the extrusion, and in the example shown in Figure 2.1, it decreases from $\sim 390^{\circ}\text{C}$ to $\sim 335^{\circ}\text{C}$. The fall in the temperature during the extrusion process is attributed to the cooling procedure of the profile. During the extrusion, the cooling medium hits the emerging profile about 20 mm after the profile has passed the bearing surface. This rapid cooling provides a “frozen” microstructure, but in addition the high thermal conductivity in the material combined with a relatively low extrusion speed, causes the temperature of the material still in the die to decrease. It can also be seen from Table 2.2 and Figure 2.1 that the temperature in the centre (pos. 1) is about 10-15°C lower than the temperature measured 3 mm from the corner. This is also believed to be due to the rapid cooling of the profile after it has left the die.

Table 4: A listing of the various deformation conditions used in the extrusion testing. The cooling medium in the matrix and in the bolster was water. Pos. 1 corresponds to the centre of the profile and pos. 2 corresponds to 3 mm from the corner.

Spec.	Homog.	Ram speed [mm/s]	Billet-temp. [°C]	Container temp. [°C]	Profile temp. at different positions [°C]		Max. force [MN]
					Pos. 1	Pos. 2	
P3	II	0.4	533	430	370-305	380-310	3320
P4	II	0.5	535	430	390-335	395-345	3271
P5	II	0.5	530	430	390-335	395-350	3207
P6	II	0.5	534	430	390-335	400-350	3282
P7	I	0.5	530	431	390-335	405-345	3170
P8	I	0.5	531	431	390-340	400-350	3048
P9	I	0.5	528	430	390-335	395-345	3146

4.2 THE AS-EXTRUDED MICROSTRUCTURE

The extruded profiles were investigated by optical microscopy in order to find out whether the profiles were in the as-deformed condition after the extrusion process. Micrographs showing the material after deformation for both homogenization treatments are shown in Figures 4 and 5. The micrographs show the longitudinal transverse section close to and at the surface of the profile.

3. THERMO ELECTRIC POWER AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY

Electrical conductivity and thermo electric power (TEP) measurements both give an indirect measure of the content of elements in solid solution in the material. During the TEP experiments, the sample is brought into contact with a reference material at two junctions. The junctions are maintained at temperatures T and $T+\Delta T$ respectively. The temperature difference will induce a voltage difference, which can be measured (the Seebeck effect). That is, the temperature gradient induces a difference in the thermoelectric voltage. The measured differences in temperature and voltage give us the relative TEP. The TEP of a specimen is mainly influenced by the concentration of elements in solid solution, but is also affected by *e.g.* dislocation density.

For the as-extruded 6082-material the TEP was measured at different positions over the width of the 50 mm wide profile. The measurements were carried out at SAPA technology, and the difference in TEP is as shown in Table 2.3.

Table 2.3: TEP measurements at different positions over the width of the 50 mm wide 6082-profiles. Before deformation the profiles were homogenized at a temperature of 575 °C for 2 hours and at 530 °C for 2 hours. The extrusion speed of the samples was 0.5 mm/s, and the samples for the TEP measurements were taken in a distance from the beginning of the extrusion of ~5 m. During the measurements the cold junction was held at 0 °C and the temperature difference $\Delta T=10$ °C.

	ΔS [nV/K]
--	-------------------

<i>Position from edge</i>	1 mm	4 mm	12 mm	25 mm	49 mm
AA6082 (P6)	+105	+218		+262	
AA6082 (P7)	+226	+354		+400	

The electrical conductivity was measured in two of the profiles (with different prior homogenization treatment). The results are shown in Table 2.4.

Table 2.4: Electrical conductivity measurements.

Specimen	Conductivity [$\text{m}/\Omega\text{mm}^2$]
P6	28.0
P7	27.2

2.4 PARTICLES

The particle structure of the as-extruded profiles were investigated in a SEM. Micrographs showing the centre and the surface of the extruded 6082-profiles are shown in Figures 2.5-2.8.

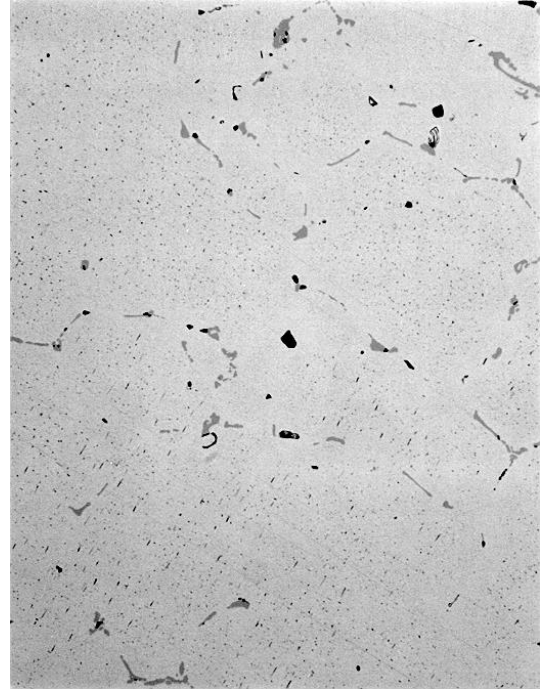
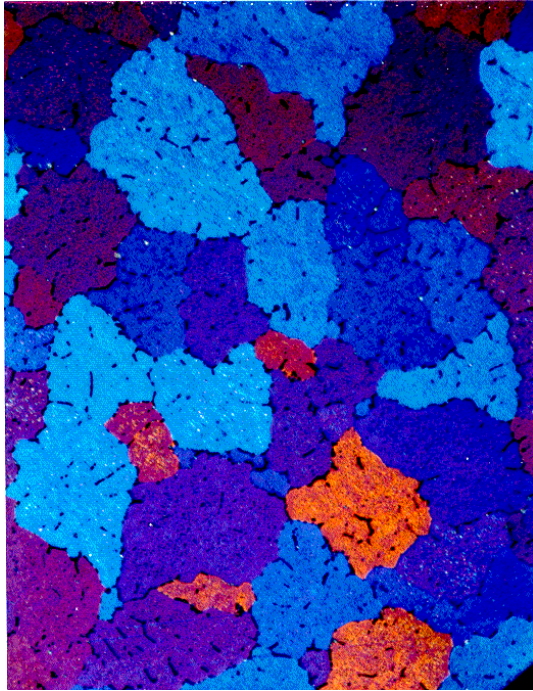
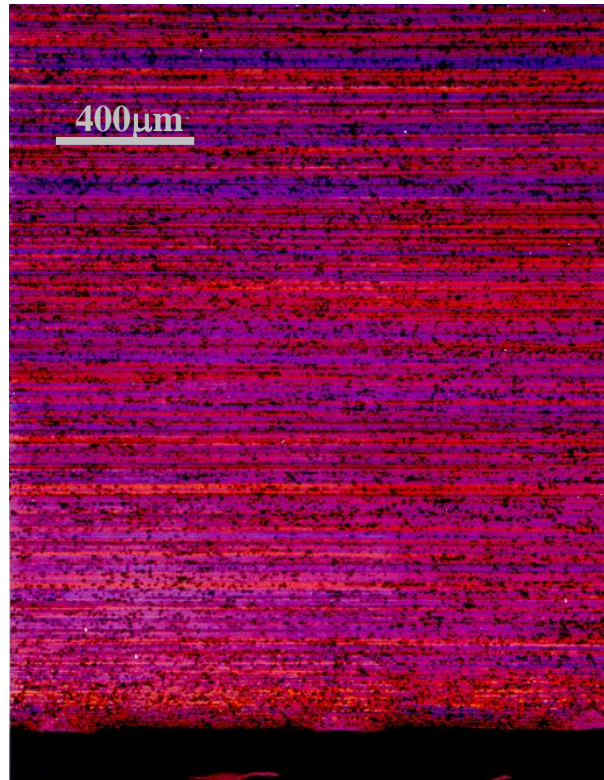


Figure 2: Micrographs showing the as-cast and industrially homogenized microstructure of the AA6082 alloy, homogenised at 580°C. a) shows the grain structure of the material in a distance of 5 cm from the surface of the billet, and b) shows the particle structure at the same position.

Figure 2.1: Experimental data from one of the extrusion experiments with a ram speed of 0.5 mm/s (specimen designated P7 in Table 2.2).

a)



b)

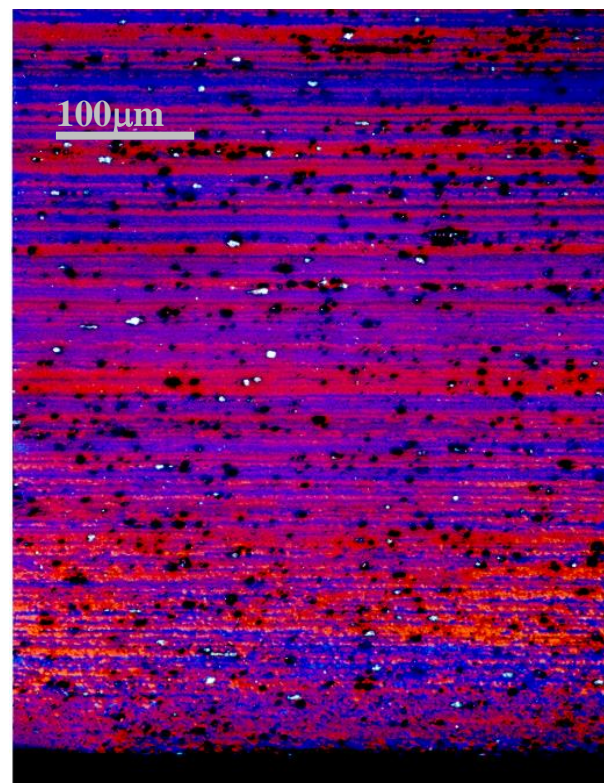
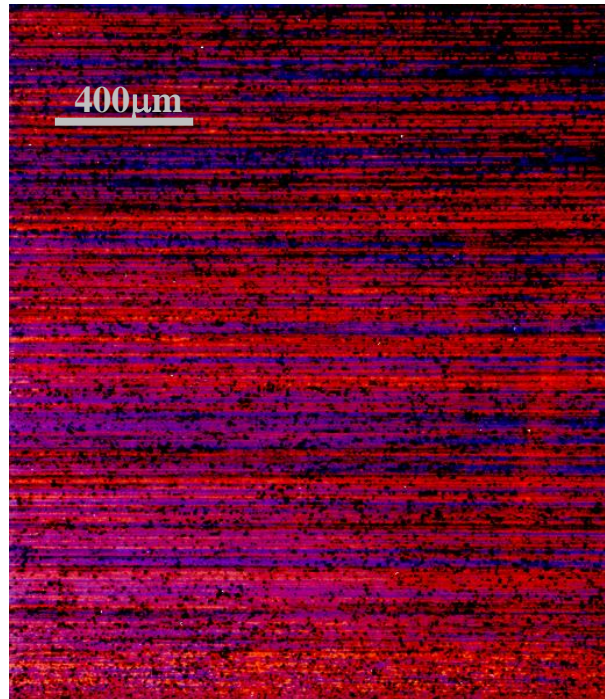


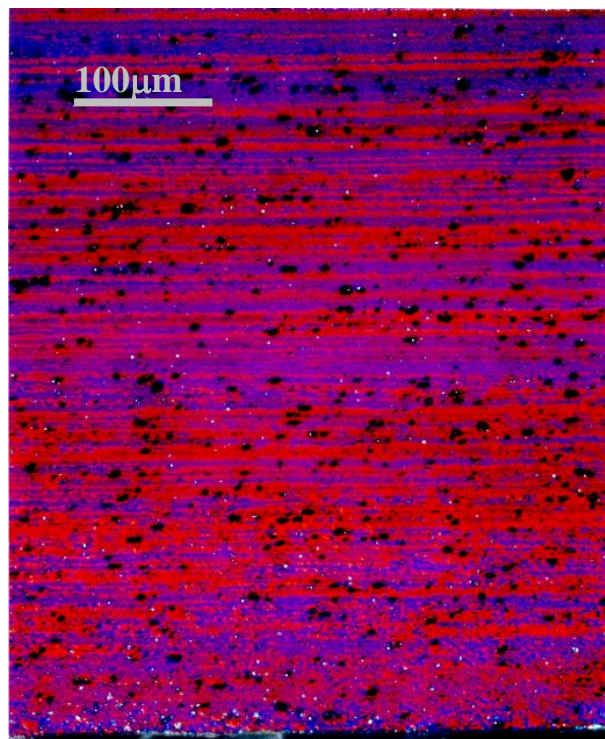
Figure 2.3: Micrographs showing the as-extruded material deformed with a ram speed of 0.5 mm/s (the material designated P6 in Table 2.2). Before deformation the material was homogenized at a temperature of 530 °C for 2 hours (homogenization treatment II in Table 2.1). The samples for the microstructural investigations were taken ~5 m from the beginning of the profile (in the extrusion direction). a) and b) shows different magnifications.

a)



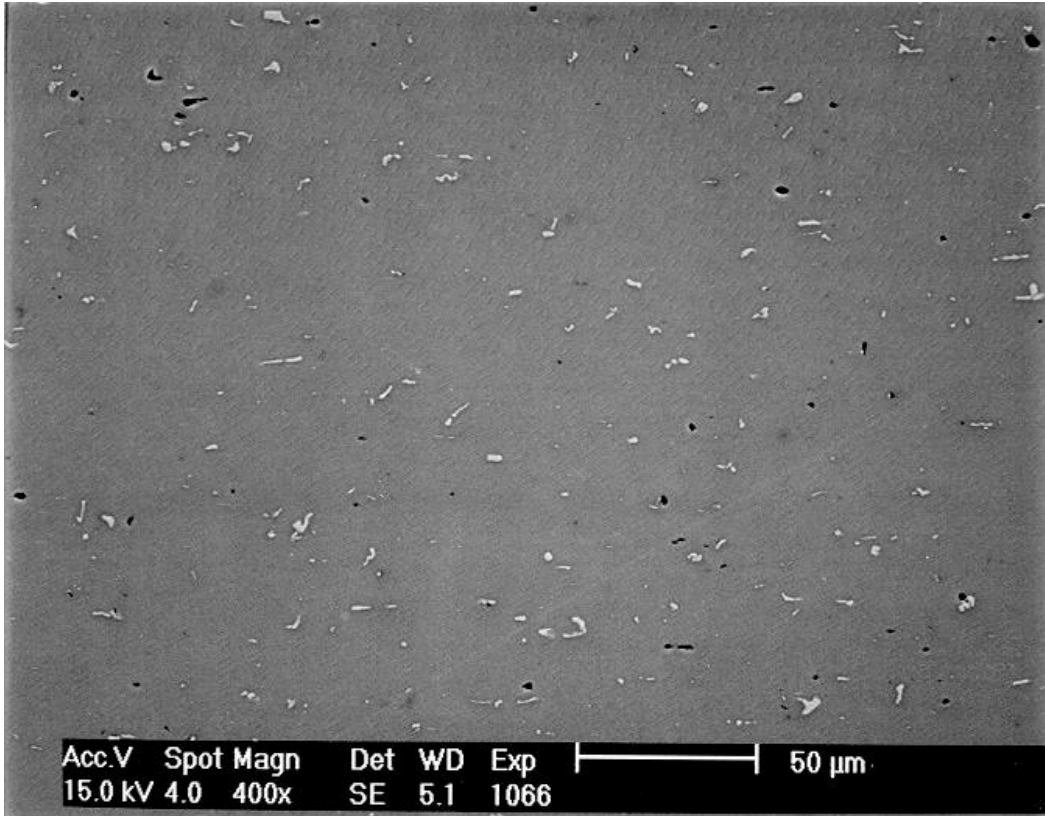
Surface

b)



Surface

Figure 2.4: Micrographs showing the as extruded material deformed with a ram speed of 0.5 mm/s (the material designated P7 in Table 2.2). Before deformation the material was homogenized at a temperature of 575 °C for 2 hours (homogenization treatment I in Table 2.1). The samples for the microstructural investigations were taken ~5m from the beginning of the profile (in the extrusion direction). a) and b) shows different magnifications.



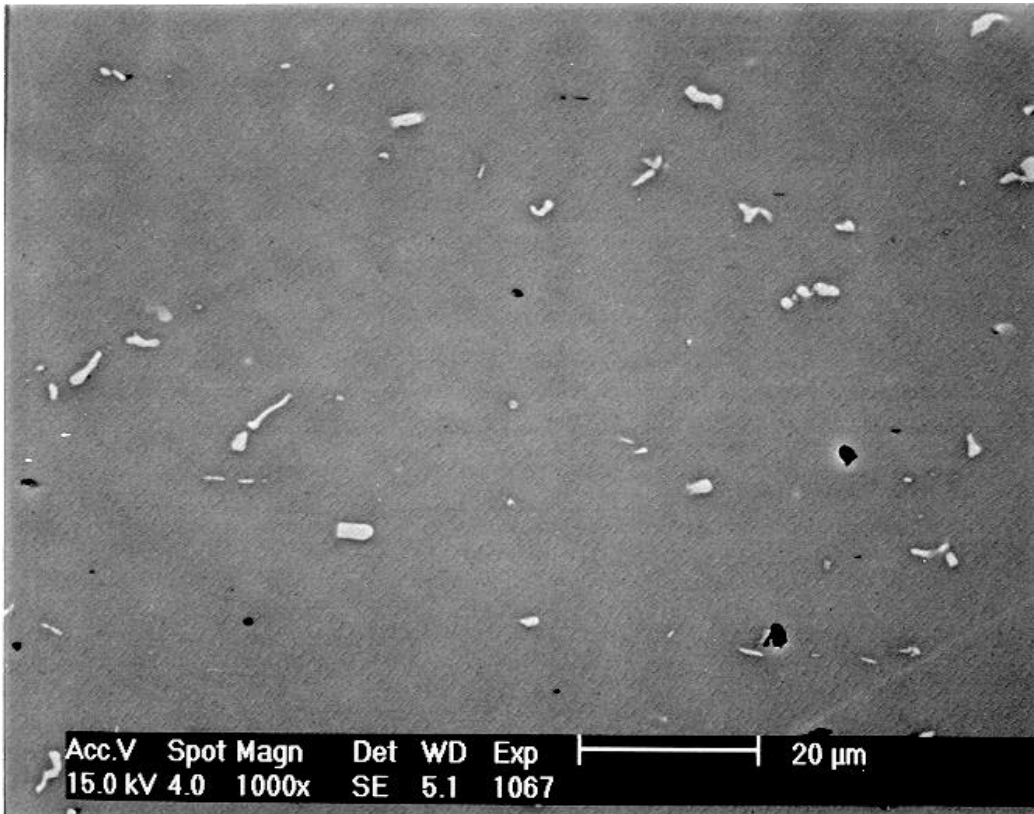
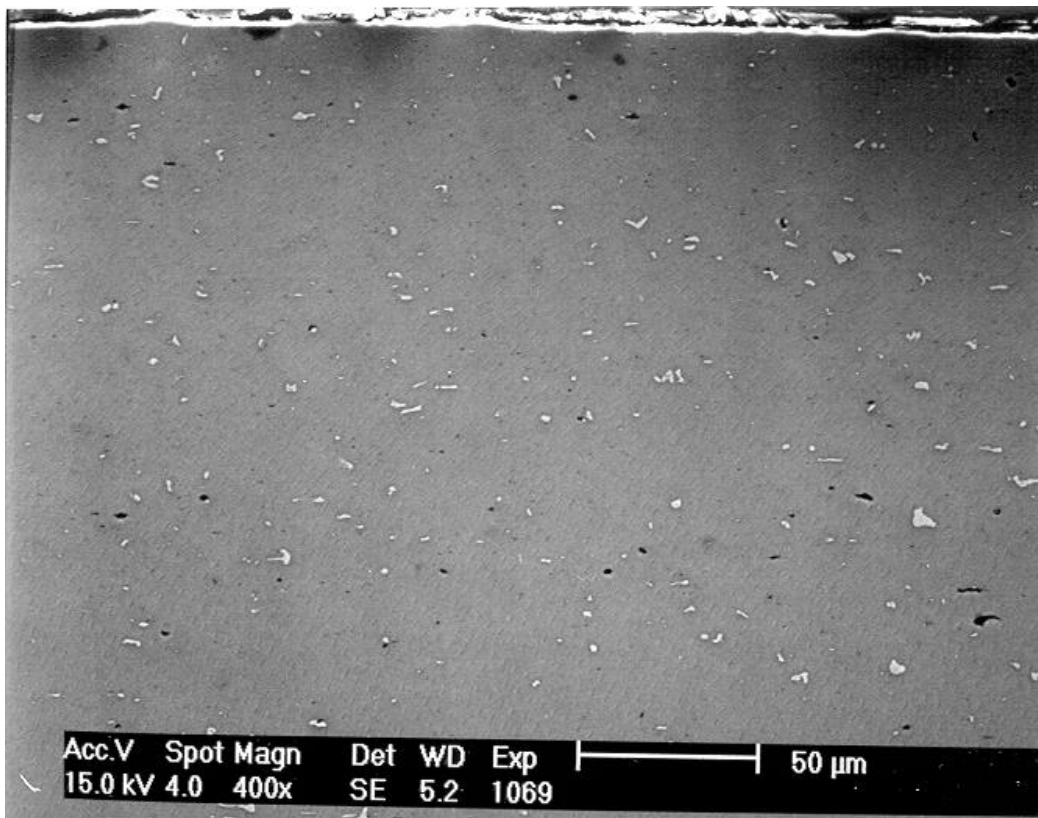


Figure 2.5: SEM micrographs showing the particle structure in the centre of an extruded 6082-profile. The sample is from the material designated P6 in Table 2.2.



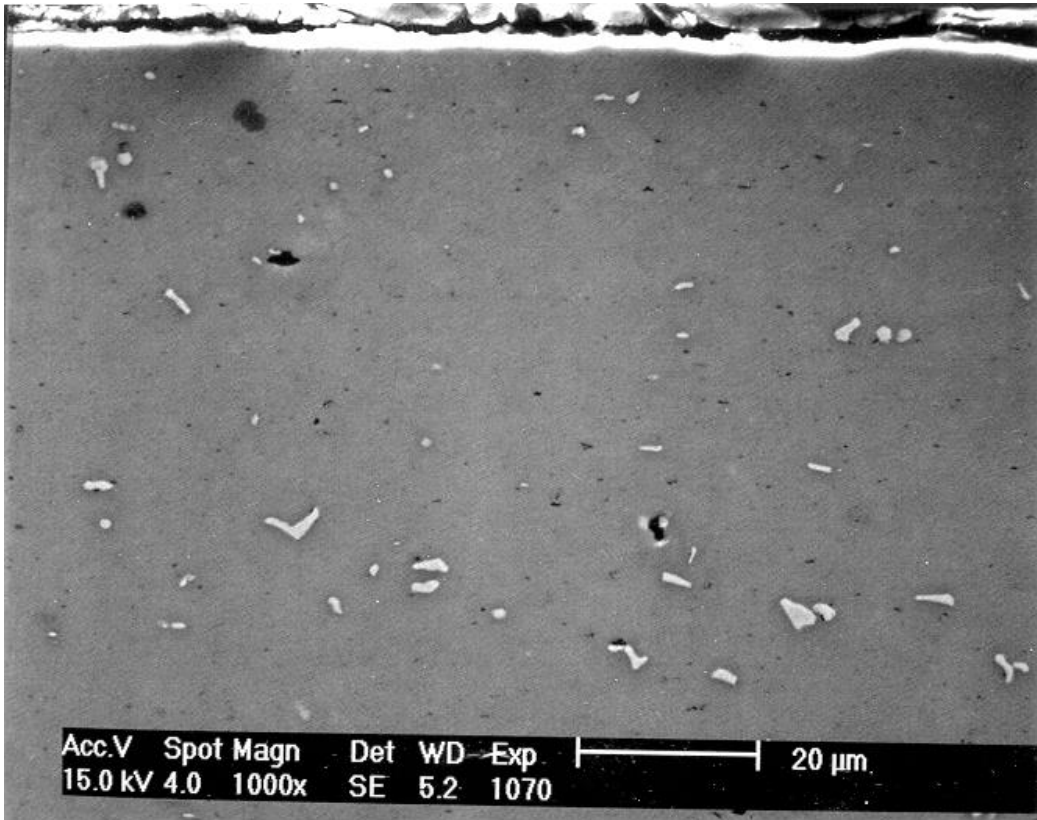


Figure 2.6: SEM micrographs showing the particle structure at the surface of an extruded 6082-profile. The sample is from the material designated P6 in Table 2.2.

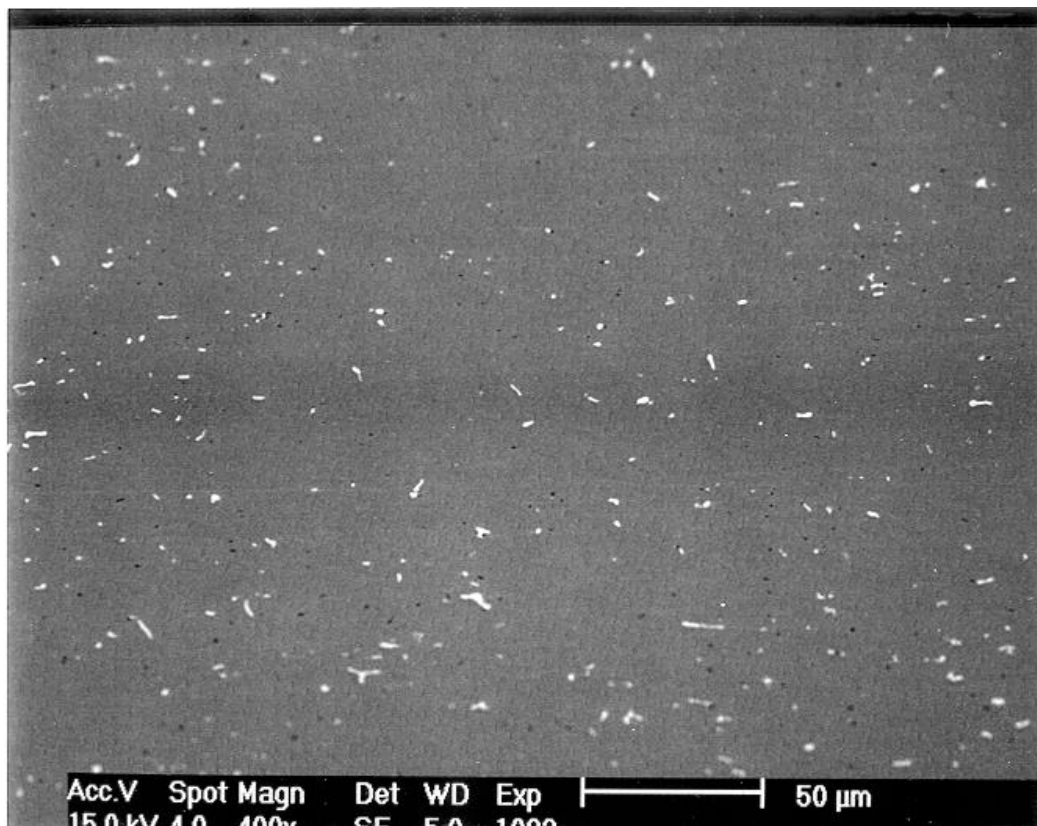
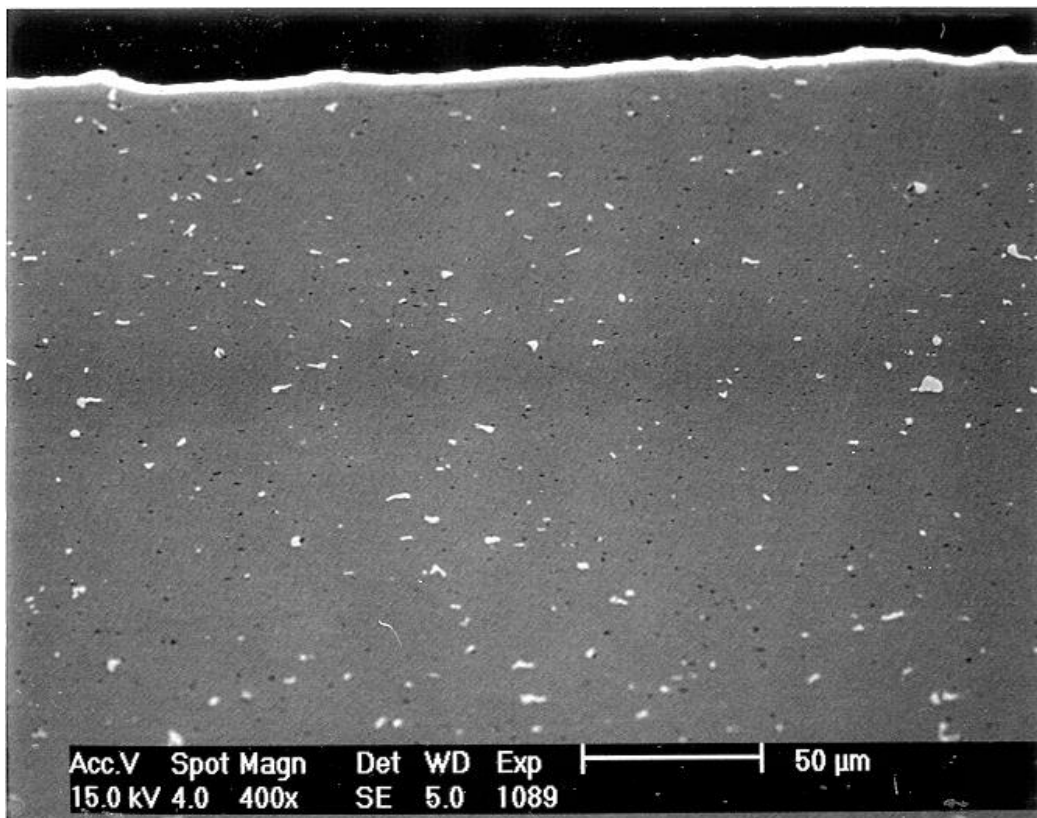




Figure 2.7: SEM micrographs showing the particle structure in the centre of an extruded 6082-profile. The sample is from the material designated P7 in Table 2.2.



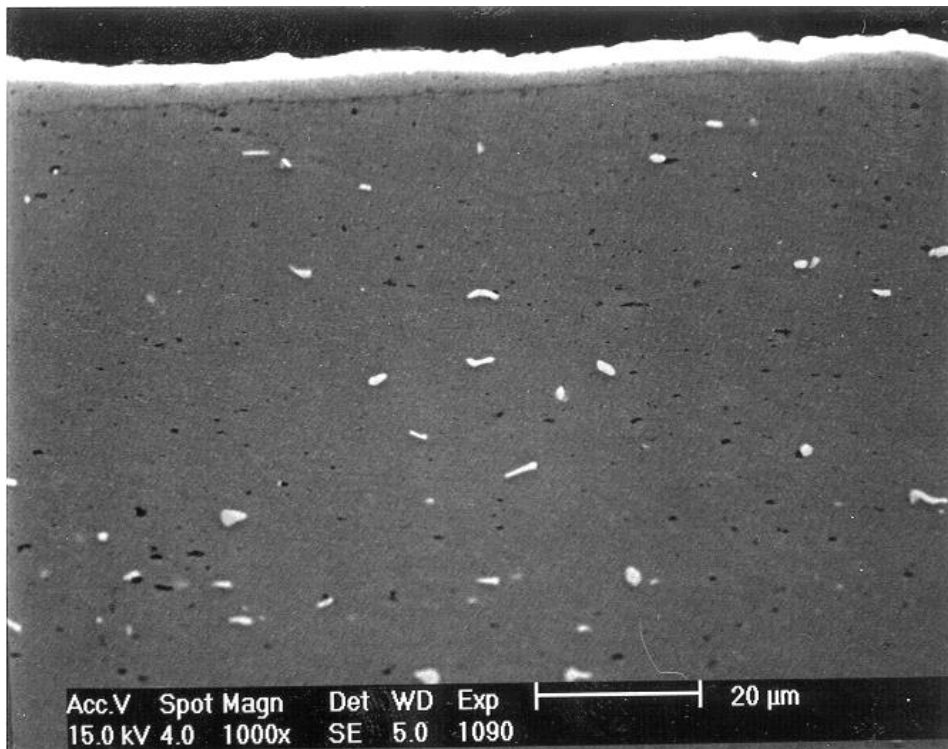


Figure 2.8: SEM micrographs showing the particle structure at the surface of an extruded 6082-profile. The sample is from the material designated P7 in Table 2.2.

Industrially extrusion trials

The industrially extrusion trials were carried out at Hydro Aluminium Profiler. Billets with diameter 203 mm were extruded to flat profiles with the following dimension: Width: 205 mm and thickness 3 mm. All profiles were cooled with maximum spray-cooling with following forced air cooling. The temperature after spray-cooling was measured to 360°C. The press conditions are summed up in Table ??.

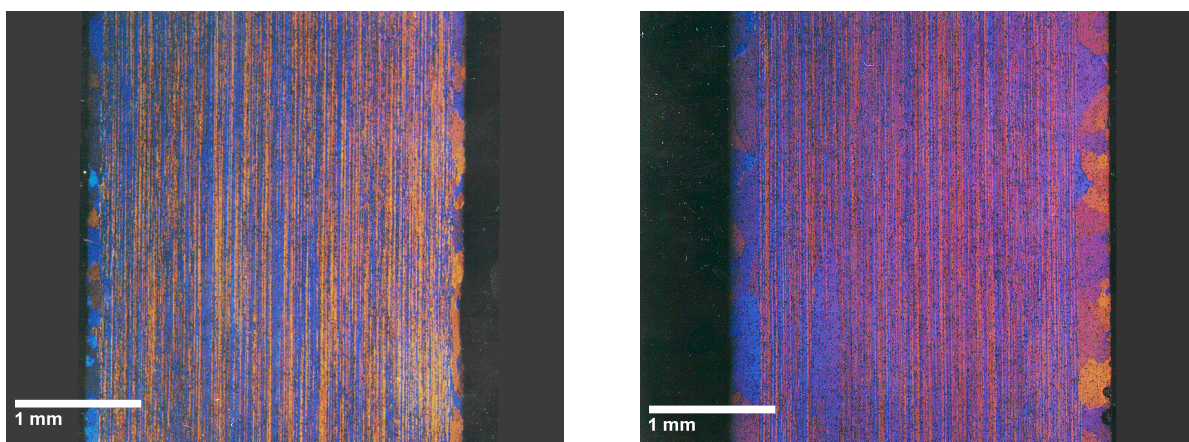
Table ??: Press conditions for the industrially extrusion trials.

Press nr.	Hom.temp. (°C)	Billet temp. (°C)	Container temp. (°C)	Ram speed	Temp. Front (°C)	Temp. Middle (°C)	Temp. End (°C)
1	585	515	440	12	484	513	533
2	585	515	440	15	537	529	500
3	585	515	440	15	523	508	?
4	585	500	440	15	518	508	?
5	585	500	440	15	527	514	
6	585	500	440	15	525	512	511
7	585	515	440	15	528	515	509
8	585	515	440	16	527	514	509
9	530	515	440	15	532	518	503
10	530	515	440	16	537	522	520
11	530	515	440	16	542	520	516
12	530	515	440	16	520	528	514
13	530	515	440	16	541	535	514
14	530	515	440	15	539	526	521
15	530	515	440	15	538	531	524
16	530	515	440	16	543	532	505

The extruded materials were characterized with respect to grain structure, texture and particle structure.

Grain structure

In Figure ?? optical micrographs taken from the longitudinal transverse section at the mid-length of the extruded section. It is seen that the surface layer is recrystallized for both homogenization conditions, and that the variant homogenised at the lowest temperature has, as expected, the smallest recrystallized layer. The recrystallized layer may vary to some extent from the first part towards the end part of the extruded sections (this was not checked for the present materials and for future forming tests samples should be stored so that the microstructure can be evaluated).



(a) (b)
 Figure ?? Grain structure of the industrially extruded sections; (a) 530°C and (b) 580°C.

Particle structure

The large primary particles were analysed in an optical microscope combined with an image analyser and it was focused on the mean particle size, the distribution of the particles per area (and per volume) and the area/volume fraction of the particles. The measurements were carried out in the longitudinal section and in the mid-thickness of the profiles. The different values are given in Table ?? and the size distributions are given in Figure ?. The results show marginal variations between the two variants. On the other hand, comparing these results with the results obtained in the as-homogenised condition (Table 4) the area fraction is significant smaller, the mean diameter is approximately a factor two larger and the roundness parameter has increased indicating that the particles have become less spherical. This can be explained by the fact that during the extrusion process the particles are broken up in such a way that the largest particles have changed into several smaller particles, and that several of these particles have become less than the smallest particle size to be recorded in the present analyses.

Table??. Particle characteristics of the two extruded 6082 variants

Variant	Area fraction	Mean diameter (µm)	Mean compactness
6082-530°C	0.0075	1.27	1.53
6082-580°C	0.0072	1.41	1.54

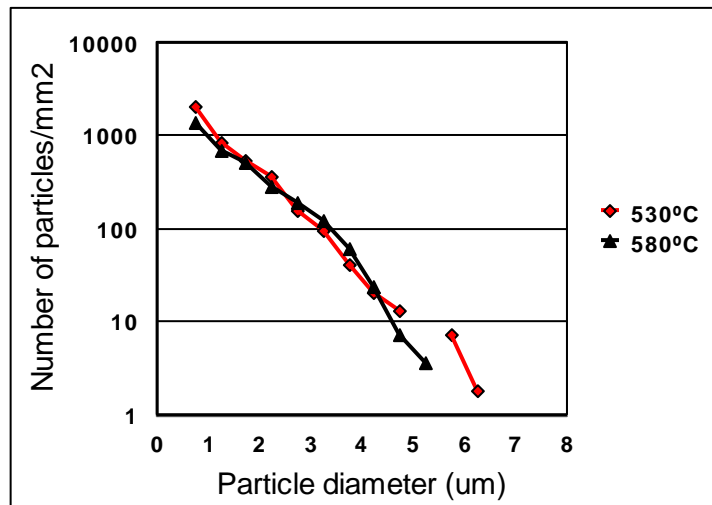


Figure ?? Size distribution of particles larger than 0.5 μm for the industrially extruded 6082 variants.

Texture

Texture measurements were carried out at KUL (University of Leuven). For each sample, four incomplete pole figures, namely (111), (200), (220) and (311), were measured by Schulz back-reflection method on a Siemens D5000 goniometer, using a copper tube and a monochromator. Corrected pole figures were obtained after defocusing and background corrections of the raw pole figure data. The ODF was calculated from the experimental pole figures by use of the MTM-FHM software, in which the series expansion method with ghost correction was adopted. The optimum value of L_{max} (up to 22) was determined automatically by the software.

The texture was undertaken in three positions with respect to the extruded surface: at the very surface (0%), in the centre of the profile (50%) and approximately mid-way between surface and centre. The results are presented as ODF's as well as (111) and (100)- pole figures in Figure ??. At the profile surface, where the materials are fully recrystallized, the texture is quite different for the two homogenization practices. However, in the case of the material with the low homogenization treatment the surface layer is seen to be very thin and during preparation this surface layer may have been removed. Consequently, the measurement at the surface for this variant has most likely been carried out just below the recrystallized surface area.

The textures at the other positions for the two homogenization treatments are seen to be quite similar showing a strong brass texture component.



ID	31147	Status	Dato
Risikoområde	Risikovurdering: Helse, miljø og sikkerhet (HMS)	Opprettet	28.01.2019
Opprettet av	Joachim Sebastian Bjørklund	Vurdering startet	28.01.2019
Ansvarlig	Joachim Sebastian Bjørklund	Tiltak besluttet	
		Avsluttet	

Risikovurdering:
Bachelor 2019 - Aluminium armering i betong

Gyldig i perioden:

1/28/2019 - 5/21/2022

Sted:

Formlab, MTS lab, Varmelab i 4. etasje, metallografisk lab 5. etasje, SINTEF ekstruderingspresse Perleporten og SEM lab

Mål / hensikt

Studere mikrostruktur, heft og mekaniske egenskaper til ulike aluminium legeringer brukt som armering i en ny type betong.

Bakgrunn

Gruppen skal utforske mulighetene til å benytte ulike aluminium legeringer som armering i en ny type betong for prosjektet "DARE2C".

Beskrivelse og avgrensninger

Arbeidet vil omfatte karakterisering av egenskaper til aluminiums-armering i betong. Vi vil karakterisere mikrostruktur, ruhet og mekaniske egenskaper til armeringen. iKorrosjon og heft egenskapene til armeringen vil også bli testet.

Forutsetninger, antakelser og forenklinger

Forventer endringer i risikoanalysen i løpet av prosjektfasen.

Vedlegg

[Ingen registreringer]

Referanser

[Ingen registreringer]



Oppsummering, resultat og endelig vurdering

I oppsummeringen presenteres en oversikt over farer og uønskede hendelser, samt resultat for det enkelte konsekvensområdet.

Farekilde: Prøve preparering i metallografisk lab

Uønsket hendelse: Kontakt med etsende midler ved prøve preparering



Konsekvensområde: Helse

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

Farekilde: Mekanisk 4 punkts bøyetest

Uønsket hendelse: Fare for å få en kroppsdel i klem grunnet unormal oppførsel av maskin eller prøve preparering

Konsekvensområde: Helse

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

Farekilde: Korrosjon testing

Uønsket hendelse: Kontakt med kjemikalier

Konsekvensområde: Helse
Omdømme

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 
Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

Farekilde: Mikroskopi lys/elektron

Uønsket hendelse: Ødelegge utstyr



Konsekvensområde: Materielle verdier
Omdømme

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 
Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

Farekilde: Oppvarming av aluminium legeringer i varmelab

Uønsket hendelse: Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve



Konsekvensområde: Helse

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

Farekilde: Kutting av prøver

Uønsket hendelse: Kutt skader

Konsekvensområde: Helse

Risiko før tiltak:  Risiko etter tiltak: 

**Farekilde:** Kutting av prøver**Uønsket hendelse:** Kutt skader

Materielle verdier

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Farekilde: Polering av metalliske prøver**Uønsket hendelse:** En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter**Konsekvensområde:** Helse

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Farekilde: Innstøping av aluminium prøve i betong**Uønsket hendelse:** pH skade fra betong innstøping**Konsekvensområde:** Helse

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Farekilde: Pull out test av aluminium armering i betong**Uønsket hendelse:** En person kan bli truffet av en flyvende betong bit**Konsekvensområde:** Helse

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Farekilde: Ekstrudering av 5XXX aluminium**Uønsket hendelse:** Eksplosjon og brannfare ved skrue ekstrudering**Konsekvensområde:** Helse
Ytre miljø
Materielle verdier
Omdømme

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Risiko før tiltak: Risiko etter tiltak:

Endelig vurdering

Overordnet vurderer vi en akseptabel risiko knyttet til forsøkene som skal utføres, gitt riktig bruk av tiltak. Vurderingen er basert på tre personer og det vil alltid være flere enn 1 operatør tilstede ved utførelse. Det er noe usikkerhet knyttet til vurderingen, da det på følgende tidspunkt ikke er helt bestemt hvilke forsøk som skal gjennomføres.

Involverte enheter og personer

En risikovurdering kan gjelde for en, eller flere enheter i organisasjonen. Denne oversikten presenterer involverte enheter og personell for gjeldende risikovurdering.

Enhet /-er risikovurderingen omfatter

- Institutt for materialteknologi

Deltakere

Dag Henrik Stensdal Reiersen

Hans Jørgen Roven

Eva Rise

Viljar Grimstad Bliksvær

Lesere

[Ingen registreringer]

Andre involverte/interessenter

Norsk Hydro

Sintef Byggforsk

Heidelberg

Veidekke AS

Følgende akseptkriterier er besluttet for risikoområdet Risikovurdering: Helse, miljø og sikkerhet (HMS):

Helse



Materielle verdier



Omdømme



Ytre miljø



Oversikt over eksisterende, relevante tiltak som er hensyntatt i risikovurderingen

I tabellen under presenteres eksisterende tiltak som er hensyntatt ved vurdering av sannsynlighet og konsekvens for aktuelle uønskede hendelser.

Farekilde	Uønsket hendelse	Tiltak hensyntatt ved vurdering
Prøve preparering i metallografisk lab	Kontakt med etsende midler ved prøve preparering	Vernebriller
	Kontakt med etsende midler ved prøve preparering	Nitrilhansker
	Kontakt med etsende midler ved prøve preparering	Beskyttende klær og sko
Mekanisk 4 punkts bøyetest	Fare for å få en kroppsdel i klem grunnet unormal oppførsel av maskin eller prøve preparering	Beskyttende klær og sko
	Fare for å få en kroppsdel i klem grunnet unormal oppførsel av maskin eller prøve preparering	Mer enn 1 operatør tilstede
Korrosjon testing	Kontakt med kjemikalier	Nitrilhansker
	Kontakt med kjemikalier	Beskyttende klær og sko
Mikroskopi lys/elektron	Ødelegge utstyr	Mer enn 1 operatør tilstede
Oppvarming av aluminium legeringer i varmelab	Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve	Vernebriller
	Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve	Beskyttende klær og sko
	Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve	Mer enn 1 operatør tilstede
Kutting av prøver	Kutt skader	Vernebriller
	Kutt skader	Beskyttende klær og sko
	Kutt skader	Mer enn 1 operatør tilstede
Polering av metalliske prøver	En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter	Vernebriller
	En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter	Nitrilhansker
	En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter	Beskyttende klær og sko
Innstøping av aluminium prøve i betong	pH skade fra betong innstøpning	Vernebriller
	pH skade fra betong innstøpning	Nitrilhansker
	pH skade fra betong innstøpning	Beskyttende klær og sko
	pH skade fra betong innstøpning	Mer enn 1 operatør tilstede
Pull out test av aluminium armering i betong	En person kan bli truffet av en flyvende betong bit	Vernebriller
	En person kan bli truffet av en flyvende betong bit	Nitrilhansker
	En person kan bli truffet av en flyvende betong bit	Beskyttende klær og sko
Ekstrudering av 5XXX aluminium	Eksplisjon og brannfare ved skrue ekstrudering	Vernebriller
	Eksplisjon og brannfare ved skrue ekstrudering	Nitrilhansker



Ekstrudering av 5XXX aluminium	Eksplasjon og brannfare ved skrue ekstrudering	Beskyttende klær og sko
	Eksplasjon og brannfare ved skrue ekstrudering	Mer enn 1 operatør tilstede

Eksisterende og relevante tiltak med beskrivelse:**Vernebriller**

Sikre at vernebriller alltid blir tatt i bruk på lab.

Nitrilhansker

[Ingen registreringer]

Beskyttende klær og sko

Labfrakk

Mer enn 1 operatør tilstede

[Ingen registreringer]

Gripetang

[Ingen registreringer]

Risikoanalyse med vurdering av sannsynlighet og konsekvens

I denne delen av rapporten presenteres detaljer dokumentasjon av de farer, uønskede hendelser og årsaker som er vurdert. Innledningsvis oppsummeres farer med tilhørende uønskede hendelser som er tatt med i vurderingen.

Følgende farer og uønskede hendelser er vurdert i denne risikovurderingen:

- **Prøve preparering i metallografisk lab**
 - Kontakt med etsende midler ved prøve preparering
- **Mekanisk 4 punkts bøyetest**
 - Fare for å få en kroppsdelt i klem grunnet unormal oppførsel av maskin eller prøve preparering
- **Korrosjon testing**
 - Kontakt med kjemikalier
- **Mikroskopi lys/elektron**
 - Ødelegge utstyr
- **Oppvarming av aluminium legeringer i varmelab**
 - Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve
- **Kutting av prøver**
 - Kutt skader
- **Polering av metalliske prøver**
 - En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter
- **Innstøping av aluminium prøve i betong**
 - pH skade fra betong innstøpning
- **Pull out test av aluminium armering i betong**
 - En person kan bli truffet av en flyvende betong bit
- **Ekstrudering av 5XXX aluminium**
 - Eksplosjon og brannfare ved skrue ekstrudering

Detaljert oversikt over farekilder og uønskede hendelser:

Farekilde: Prøve preparering i metallografisk lab

Uønsket hendelse: Kontakt med etsende midler ved prøve preparering

For å kunne studere mikrostruktur til prøver i lysmikroskop

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder): **Sannsynlig (3)**

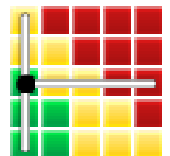
Kommentar:

[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Liten (1)**

Kommentar: Enkelt førstehjelpsutstyr, eller syrebehandling

Risiko:

**Farekilde: Mekanisk 4 punkts bøyetest**

Uønsket hendelse: Fare for å få en kroppsdel i klem grunnet unormal oppførsel av maskin eller prøve preparering

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):

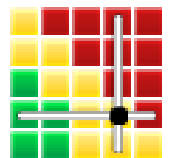
Lite sannsynlig (2)

Kommentar:

[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: HelseVurdert konsekvens: **Svært stor (4)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:

**Farekilde: Korrosjon testing**

Teste korrosjons egenskaper til aluminiumsprofiler i spesialdesignede celler hos Sintef Byggforsk

Uønsket hendelse: Kontakt med kjemikalier

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):

Lite sannsynlig (2)

Kommentar:

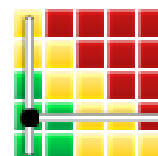
[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Liten (1)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

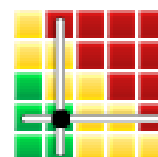
Risiko:

**Konsekvensområde: Omdømme**

Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:



**Farekilde: Mikroskopi lys/elektron**

Studere mikrostruktur til aluminiumsprofiler

Uønsket hendelse: Ødelegge utstyr

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):

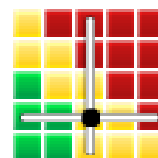
Lite sannsynlig (2)

Kommentar:

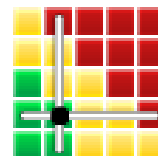
[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Materielle verdierVurdert konsekvens: **Stor (3)**

Kommentar: Det vil trolig ta litt lengre tid å få erstattet dyrt utstyr.

Risiko:**Konsekvensområde: Omdømme**Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:

**Farekilde: Oppvarming av aluminium legeringer i varmelab**

Gløding og elding av Aluminium Magnesium legering prøver

Uønsket hendelse: Brannskader i kontakt med varmeovn eller varm prøve

*Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):***Lite sannsynlig (2)***Kommentar:*

[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse*Vurdert konsekvens: Middels (2)**Kommentar:* [Ingen registreringer]**Risiko:**

**Farekilde: Kutting av prøver**

Uønsket hendelse: Kutt skader

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder): **Sannsynlig (3)**

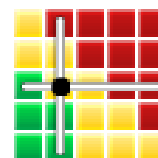
Kommentar:

[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

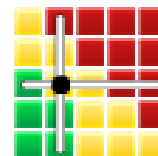
Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:**Konsekvensområde: Materielle verdier**

Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:

**Farekilde: Polering av metalliske prøver**

Uønsket hendelse: En person kan bli truffet av en flyvende aluminium splinter

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder): **Sannsynlig (3)**

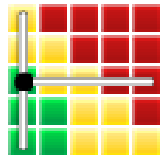
Kommentar:

[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Liten (1)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:

**Farekilde: Innstøping av aluminium prøve i betong**

Tynne aluminiumsplater av ulike legeringer skal støpes inn i betong for å senere gjennomføre en pull-out-test

Uønsket hendelse: pH skade fra betong innstøpning

Betongen som benyttes har et sterkt alkalisk miljø

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):

Lite sannsynlig (2)

Kommentar:

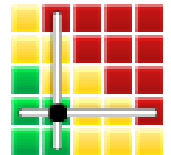
[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:



**Farekilde: Pull out test av aluminium armering i betong**

Tynne plater av ulike aluminium legeringer skal innstøpes i betong før de dras ut av prøven for å teste heft

Uønsket hendelse: En person kan bli truffet av en flyvende betong bit

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder):

Lite sannsynlig (2)

Kommentar:

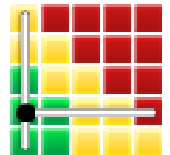
[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Liten (1)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:



Farekilde: Ekstrudering av 5XXX aluminium

Ved bruk av skrueekstrudering

Uønsket hendelse: Eksplosjon og brannfare ved skrue ekstrudering

Hvis det er olje eller urenheter i metallet som føres inn til kammeret for skrue ekstrudering så kan det medføre brann eller eksplosjoner. Vi vil ta i bruk rent 5xxx aluminium som ikke har vært i kontakt med olje eller lignende.

Sannsynlighet for hendelsen (felles for alle konsekvensområder): **Lite sannsynlig (2)**

Kommentar:

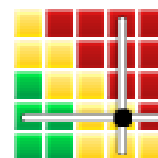
[Ingen registreringer]

Konsekvensområde: Helse

Vurdert konsekvens: **Svært stor (4)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

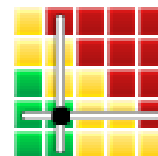
Risiko:

**Konsekvensområde: Ytre miljø**

Vurdert konsekvens: **Middels (2)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

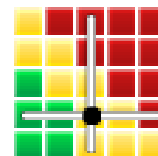
Risiko:

**Konsekvensområde: Materielle verdier**

Vurdert konsekvens: **Stor (3)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

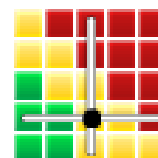
Risiko:

**Konsekvensområde: Omdømme**

Vurdert konsekvens: **Stor (3)**

Kommentar: [Ingen registreringer]

Risiko:





Oversikt over besluttede risikoreducerende tiltak:

Under presenteres en oversikt over risikoreducerende tiltak som skal bidra til å reduseres sannsynlighet og/eller konsekvens for uønskede hendelser.

Detaljert oversikt over besluttede risikoreducerende tiltak med beskrivelse:



Detaljert oversikt over vurdert risiko for hver farekilde/uønsket hendelse før og etter besluttede tiltak

DARE2C, Aluminiumsarming i betong

Viljar Grimstad Bliksvær, Joachim Sebastian Bjørklund og Henrik Reiersen

16.05.2019

I nyere tider har det blitt rettet mer og mer fokus mot miljøvennlighet og klimagassutslipp. Det har blitt allmennkunnskap at biler og fly slipper ut CO_2 og at produksjon av rødt kjøtt har et stort klimaavtrykk. Noe som ikke er rettet like stort fokus mot er verdens mest brukte material etter vann, nemlig betong, [1].

Armert betong brukes i nesten alle store konstruksjoner. Betongen armeres med stål for å bedre egenskapene i de svake retningene til betongen. Betong motstår kompresjon meget godt, men tåler ikke strekk like bra. Stålet som betongen armeres med gjør at betongen kan strekkes og bøyes uten at dette får fatale konsekvenser.

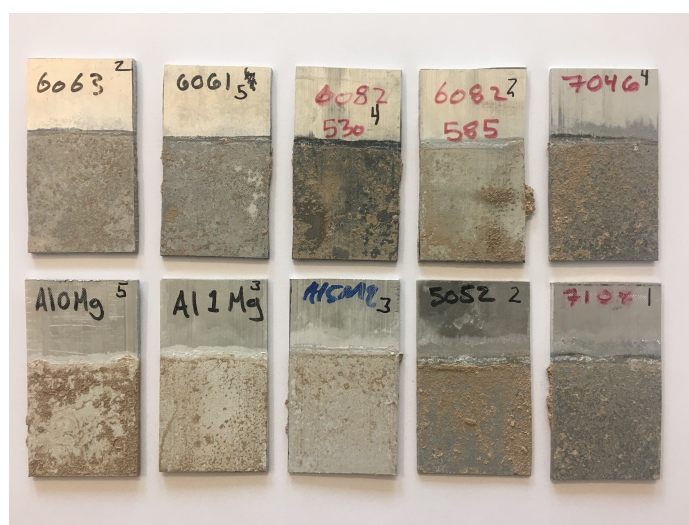
Stål er utsatt for korrosjon, også kalt rust på folkemunne. På grunn av høy pH i betong danner stål en beskyttende film. Denne filmen forhindrer korrosjon så lenge det ikke blir brutt ned. Marine miljøer inneholder salter som bryter ned den beskyttende filmen til stålet, og gjør at stålet korroderer. Filmen angripes også av sure miljøer. For å beskytte stålet mot disse angrepene er det vanlig å benytte ekstra betong rundt armeringen.

Betong består grovt sett av sement og stein. Produksjon av sement står for 5% of verdens CO_2 utslipp, [2]. Å benytte ekstra betong for å beskytte stålet mot korrosjon er med andre ord ikke veldig klimavennlig. Dette søker Hydro, Norcem, Veidekke, NTNU og SINTEF å finne en løsning på.

DARE2C

Ovennevnte aktører har startet et NFR prosjekt ved navn DARE2C (Durable Aluminum Reinforced Environmentally friendly Concrete Constructions). Dette prosjektet søker å teste ut aluminium som et potensielt armeringsmateriale i betong.

Aluminium er ikke utsatt for korrosjon i marine miljøer



Figur 1: Slik så de ulike legeringene ut etter å ha stått 28 dager i betong.



Figur 2: 5 av prøvene bestående av betong og ren aluminium. Bildet viser hvordan alle prøvene sprakk opp og delte seg. Den øverste prøven slapp taket i betongen uten at betongen sprakk opp.

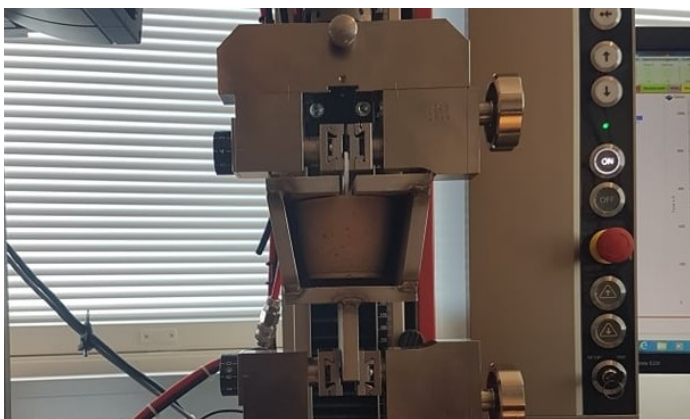
på samme måte som stål. Dersom det er mulig å armere betong med aluminium vil det kunne brukes mindre betong i konstruksjoner, noe som bidrar til mindre utslipp av klimafiendtlige gasser.

I tillegg til å kunne bruke mindre betong i konstruksjoner, er aluminium et materiale det finnes mye av på jordkloden. Det er også enkelt og energieffektivt å resirkulere. Dette er alle faktorer som støtter opp om fonuften bak å armere konstruksjoner med aluminium fremfor stål, så hvorfor er ikke dette gjort tidligere?

Aluminium korroderer i miljøer med høy pH, [3]. Som nevnt er betong et materiale med høy pH. For å kunne armere betong med aluminium må det derfor utvikles en ny type betong med lavere pH. DARE2C har lyktes med å lage en betong som har vist seg å kunne fungere sammen med aluminium ved å tilsette ekstra kalsinert leire. Et spørsmål som stilles videre er da hvor god heft som dannes mellom aluminium og betong? Et armeringsmateriale må tross alt sitte godt i materialet det skal armere.

Testing for heft mellom betong og aluminium - en bacheloroppgave

Som en del av DARE2C har ulike aluminiumslegeringer blitt støpt inn i den nye typen betong, for så å bli trukket ut igjen. Kreftene som måtte påføres aluminiumen for å trekke den ut ble målt under disse forsøkene. Inntreningen som ble brukt for å trekke aluminium ut av betong er vist i bildet under.



Figur 3: Maskinen brukt for å trekke aluminiumsprøvene ut av betongen. I bildet vises maskinen, en innretning av stål som holder prøven på plass og aluminium innstøpt i betong i midten.

Mange av legeringene viste gode heftegenskaper til betongen. De høyeste målingene viste 2875 Newton, uten

at aluminiumen slapp taket. Dette tilsvarer å henge omtrent 3 mennesker på 100 kilo hver i aluminiumsbiten. Aluminiumsprøvene var rektangulære og overflaten som var innstøpt i betong var bare 4,5 cm bred og 5 cm høy. Platene hadde en tykkelse på 3 mm og var helt glatte på hver side. Det kan dermed forventes at aluminiumsarmering i større dimensjoner, med en røffere overflategeometri vil kunne tåle store belastninger uten å slippe taket i betongen.

For å forstå hva som gir god heft og hva som virker negativt på heftegenskapene er det viktig å ha kontroll på legeringene det jobbes med. I dette forsøket har legeringenes hardhet og gassutvikling i kontakt med betongen blitt målt. Parallelt med dette har også legeringenes kornstruktur blitt studert i lysmikroskop. De neste delkapitlene presenterer kort og konsist hvordan dette ble gjort.

Hardhet

I dette eksperimentet ble hardheten til 10 aluminiumslegeringer målt i to retninger. For å forsikre at det ikke var snakk om tilfeldige målinger ble det gjennomført 10 hardhetsmålinger i hver retning på de 10 legeringene. Det ble totalt sett gjennomført 200 hardhetsmålinger. Ved å gjennomføre eksperimentet på denne måten vil det også kunne tydeliggjøres om hardheten endrer seg gjennom materialet. Hardheten til legeringene var som forventet for alle legeringene.

Gassutvikling

For å kunne armere med aluminium må det ikke være for stor gassutvikling når aluminiumen kommer i kontakt med betongen. Gassutviklingen forteller om hvor mye metallet korroderer i kontakt med betongen. Gassbobler vil også kunne påvirke heften negativt hvis de blir fanget i betongen. Mange av legeringene testet viser overraskende liten utvikling av gass. Dette kan man mest sannsynlig takke den nye betongtypen for.

Kornstruktur

For å kunne karakterisere legeringene ytterligere, og forstå hva som er noe av opphavet til hardheten og gassutviklingen er det vanlig å studere kornstrukturen. Dette ble også gjort i dette eksperimentet, og et eksempel av en slik kornstruktur vises i bildet under. Dette bildet viser kornstrukturen til aluminium tilsatt 5% magnesium.



Figur 4: Kornstrukturen til legeringen kalt Al_5Mg . Det vises korn av forskjellige størrelser, noe som skyldes det som kalles kornvekst.

Referanser

- [1] Colin R. Gagg. Cement and concrete as an engineering material: An historic appraisal and case study analysis. *Engineering Failure Analysis*, 40:114 – 140, 2014. ISSN 1350-6307.
- [2] Mari Gisvold Garathun. Betong står for 5 prosent av verdens CO_2 -utslipp. slik skal forskerne lage en renere variant som varer lenger. [TU.no](#). Hentet: 2019-05-19.
- [3] Wenche Margrethe Kulmo. En vill idé har blitt til miljøvennlig betong. [Gemini.no](#). Hentet: 2019-05-19.

Sammenligning med stålarming

Det er ønskelig å kunne sammenligne verdier for heft mellom stål og betong med verdier for heft mellom aluminium og betong. Oppgaven omtalt i denne artikkelen ønsket å gjøre dette, men grunnet forskjellig utforming på forsøkene gjennomført, og de som brukes i standardtester for stålarming er ikke resultatene sammenlignbare med verdiene hentet fra slike standarder. Oppgaven har på tross av dette funnet verdier målt i Newton og MPa (megapascal) som overgår hva som var forventet. 6061 er den legeringen som viste best heft til betongen i forsøkene gjennomført.

Veien videre for DARE2C

DARE2C er planlagt å gå fra 2017 til 2022. Det er altså gjennomført tidligere forsøk i tilknytning til prosjektet. Felles for forsøkene er at de viser lovende resultater. Det kan virke som om det er mulig å armere betong med aluminium. For å kunne si dette sikkert er det uansett nødvendig med ytterligere forsøk innenfor mange felter. Heft må testes for forskjellige geometrier og dimensjoner. Gassutvikling må måles for flere paralleller, og aluminiumslegeringene og deres egenskaper i kontakt med betong må studeres nærmere. Dette er uansett et prosjekt som er spennende å følge med på og som potensielt kan bidra til store endringer i konstruksjonsbransjen.