NTNU
Det skapende universitet

PREVENTIVE TILTAK FOR Å UNNGÅ REKRYSTALLISASJON VED EKSTRUDERING AV ALUMINIUM

Anders Veungen Berg

Produktutvikling og produksjon
Innlevert: Juni 2012
Hovedveileder: Henry Sigvart Valberg, IPM

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet
Institutt for produktutvikling og materialer

SAMMENDRAG

RAPPORT FRA MASTEROPPGAVE VÅREN 2012

Emne: *TMM4901 Produktutvikling, beregning og bearbeiding, masteroppgave*

Tittel: *Preventive tiltak for å unngå rekrystallisasjon ved ekstrudering av aluminium*

Student: *Anders Veungen Berg*

SAMMENDRAG

Denne masteroppgaven bygger videre på samme problemstilling som i fordypningsprosjektet (TMM 4501)"Analyse av Al-ekstrudering for å forhindre rekrystallisasjon",høsten 2011. Oppgaven er gjennomført i samarbeid med Benteler Aluminum Systems Norway AS på Raufoss. Problemstillingen handler om uønsket grovrekrystallisering i aksesymmetrisk Al-ekstrudering ved senere prosessering.

Det er gjennomgått teori som tar for seg opphavet til forskjellige rekrystalliseringsfenomerer under varmdeformasjon av Al-legeringer. Teorien tar for seg fysiske og empiriske rekrystallisasjonsmodeller. Fysiske modeller er baset på kornvekst, dannelser av subkorn og korngrenseorienteringer. Empiriske modeller inkluderer parametere som temperaturer, tøyninger, tøyningshastigheter og ulike konstanter. I tillegg belyser teorien ulike ekstruderingsforsøk og datasimuleringer av ulike varmformingsprosesser. Litteraturen har opphav fra ulike forskningsmiljøer.

Fra besøk hos Bentlers industrilokaler på Raufoss ble det tatt med ekstruderte Al-prøver av aksesymmetrisk stangprofil tilbake til NTNU. På Verkstedtekniske laboratorier ble det kappet tre diskprøver fra den samme aluminiumen. Deretter ble diskene slipt, varmebehandlet og etset for å spore opp grovrekrystallisering i det ytre sjiktet av profilen.

En simuleringsmodell fra fordypningsprosjektet har i denne oppgaven blitt forandret og tilpasset Bentelers største ekstruderingspresse P40. To stangprofiler med 80 og 43 mm i diameter ble simulert i Deform 2D.
I Deform 3D ble det forsøkt simulert en kompleks modell av to paralelle hulprofiler som brukes i bilkonstruksjoner. Fra simuleringsmodellene er det vist bilder med tilhørende forklaringer.

Resultater fra undersøkelsen av teori, skiveprøver og simuleringer er oppsummert og diskutert i eget kappittel.

Rapporten er skrevet i Microsoft Word og datasimuleringer er gjennomført i Deform 2D og Deform 3D (versjon 10.2 og 11.0).

SUMMARY

REPORT FROM MASTER THESIS SPRING 2012

Course: *TMM4901 Product development, calculation and processing*

Title: *Preventive measures to avoid recrystallization during extrusion of aluminum*

Student *Anders Veungen Berg*

SUMMARY

This master thesis are continued on the same problem as in the student project in (TMM 4501)" Analysis of Al-extrusion to prevent recrystallisation", autumn 2011
The task is carried out in collaboration with Benteler Aluminum Systems Norway Ltd. in Raufoss. The issue is about unwanted coarse recrystallization of axi-symmetric Al-extrusion for subsequent processing. Theory that deals with the origin of the different recrystallization phenomena during hot deformation of Al-alloys has been reviewed. The theory deals with the physical and empirical recrystallization models. Physical models are based on grain growth, formation of subgrain and subgrain orientations. Empirical models include parameters such as temperature, strain, strain rates and various constants. In addition, the theory sheds light on various extrusion experiments and computer simulations of various hot forming processes. The literature has originated from different research groups.

From visiting Bentler's industrial plant in Raufoss, there were taken back some extruded Al-samples of axi-symmetric rod profile to NTNU. There was cut three disk samples from the same aluminum samples in the Workshop Laboratories at campus. Then the disks were polished, heat treated and etched to track down coarse recrystallization in the outer layer of the profile.

A simulation model where taken from the mentioned student project and then adapted to fit Benteler's largest extrusion press P40. Two rod sections with 80 and 43 mm in diameter were simulated in the Deform 2D.

It was attempted to simulate a complex model of two parallel hollow sections in Deform 3D. The hollow sections are used in car frames.There are shown pictures from the simulation models and appurtenant explanations.

Results from the study of theory, disc samples and simulations are summarized and discussed in a separate chapter.

The report is written in Microsoft Word and computer simulations are implemented in Deform 2D and Deform 3D (version 10.2 and 11.0).

FORORD

Denne prosjektrapporten viser arbeidet som er gjennomført i forbindelsen med min masteroppgave våren 2012 ved Instituttet for produktutvikling og materialer, NTNU. Arbeidet bygger videre på et forprosjekt fra høsten 2011 i emnet Fordypningsprosjekt TMM 4501. Problemstillingen er gitt av bedriften Benteler på Raufoss som også kom med problemstillingen til forprosjektet.

Det meste av arbeidet har forgått ved instituttets lokaler, noe av labarbeidet har blitt gjennomført i et av Sintefs laboratorier ved Verkstedstekniske laboratorier.

Informasjon til ulike deler av denne oppgaven har blitt oppsøkt og funnet på internett, i lærebøker og ved muntlige diskusjoner med veileder. Det ble også avlagt et besøk hos Benteler på Raufoss i februar. Masterprosjektets veileder har vært Professor Henry S. Valberg.

Jeg ønsker å takke min veileder Professor Henry S. Valberg for god hjelp og støtte. I tillegg vil jeg også takke Yngve Langsrud og Tore Tryland fra Benteler for nødvendig informasjon til oppgaven og for det hyggelige besøket ved bedriftens produksjonslokaler på Raufoss.

_____

Sted og dato

_____

Anders Veungen Berg

INNHOLDSFORTEGNELSE

1 Innledning 1

2 TEORI 3

2.1 Simulering av ekstruderingsprosess 3
2.2 Termiske effekter og energi under metallforming og ekstrudering 3
2.2.1 Effekter forårsaket av friksjonsvarme 5
2.2.2 Kjøleeffekt 5
2.3 Rekrystallisering og nukleasjon. 7
2.4 Avspenning, rekrystallisering og kornvekst. 9
2.5 Termodynamikk i Al-ekstrudering 10
2.6 Termomekanisk modellering av varmekstrudering etterfulgt av kjøling på pressen. 14
2.6.1 Numerisk simulering. 16
2.7 Mikrostrukturmodellering av Al-legeringer 18
2.7.1 Modellering av statisk rekrystallisering 19
2.7.2 Rekrystalliseringskinetikk 20
2.8 Analyse av Al-ekstrudering: kornstørrelsesfordeling i AA6060, AA6082 og AA7075. 20
2.8.1 Analyse av mikrostrukturen og materialflyten på mesonivå (meso level) 21
2.9 Analyse av mikrostrukturen i Al-ekstrudering. 22
2.10 Dynamisk kornstrukturutvikling under Al-ekstrudering. 26
2.10.1Litt om kornstruktur 26
2.10.2Oppsummering 33
2.11 Sheppard sitt arbeid 34
2.11.1FEM-analyse 35
2.11.2Simulering av mikrostrukturen 36
2.11.3Kontroll av mikrostrukturen 39
2.11.4Videre arbeid 42
2.12 Bruk av FEM i Al-legeringer. 43
2.12.1Prediksjon av rekrystallisering 44
2.12.2Litt om verktøydesignet 47
2.13 Strukturprediksjon av ekstruderingsprofil og statisk rekrystallisering 50
2.13.1De eksperimentale fremgangsmåten 51
2.13.2Oppsettet av FEM-simulering. 51
2.14 Subkornprediksjon i varmekstruderiing av Al-legeringer med forkammer 58
2.14.1Bakgrunn 59
2.14.2Modellverifisering av Al-ekstrudering. 60

3 skiveprøver av 80 mm aksesymmetrisk stangprofil 66

3.1 Forvarming 67
Resultat 67

4 Simulering i Deform 2D 69

4.1 Simulering av stangprofil med 80 mm diameter 69
4.1.1 Temperatur og tøyningsfordeling 70
4.2 Simulering av stangprofil med 43 mm diameter 77

5 Simulering i Deform 3D 78

5.1 Deform 3D, versjon 11.0 81
5.2 Modifisering av verktøyet 83
5.3 Deform 3D Geometry Tool 84
5.4 Videre prosessering i Deform 3D Extrusion 88

6 Oppsummering og diskusjon 89

Den empiriske modellen 89
6.1 Den fysiske modellen 91
6.2 Behandling av Al-prøvene 91
6.3 Resultatet av simuleringen i Deform 2D 92
6.4 Resultater fra simuleringen av Deform 3D 93

7 Konklusjon 94

8 Liste over tabeller 96

9 Figurliste 97

10 Referanser 101

11 Vedlegg A 102

11.1 Besøk hos Benteler. 102

1 INNLEDNING

I denne rapporten har teori rundt rekrystallisering og kornvekst i forbindelse med varmforming av aluminium blitt gjennomgått. Hovedvekten har vært Al-ekstrudering. I tillegg er det gjennomført datasimuleringer i Deform 2D og Deform 3D. Fra Raufoss ble det tatt med prøver av Al-ekstruderingen tilbake til universitetet. Små skiveprøver ble kappet, slipt og deretter etset i lut for å undersøke makrostrukturen på stangprofilens tverrsnitt..

Teorien har blitt oppsøkt og belyst med den hensikt i å finne informasjon om mikrostruktur, rekrystallisering og kornvekst i ekstruderte aluminiumslegeringer. Teori fra ulike AA XXXX-legeringer er gjennomgått. Informasjon om rekrystallisering av aluminium under og etter varmekstrudering er begrenset. En del av informasjonen legger vekt på rekrystalliseringen som skjer inne i bolten under selve ekstruderingen, gjerne etter at stempelet har beveget seg i noen få sekunder (dynamisk rekrystallisering). Rekrystallisering som skjer i profilen ved en senere anledning, lenge etter at ekstruderingen er overstått, finnes det mindre eller ingen offisiell forskning på. Denne rekrystalliseringen skjer ofte i forbindelse med etterprosessering hvor temperaturen øker til kritiske nivåer (statisk rekrystallisering).

Teori fra spesielt to universitetsmiljøer har blitt belyst, Dortmundt i Tyskland og Bournemouth i England. Men det er også arbeid rundt det samme emnet ved blant annet University of Sheffield i England, Graz University of Technology i Østerrike og Bulgarian Academy of Sciences i Bulgaria.

De ulike publiseringene fra disse miljøene består hovedsakelig av en prosess- og resultatbeskrivelse som handler om virkelige eksperimenter og numeriske datasimuleringer. De numeriske simuleringene er som regel gjennomført i et kommersielt FEM-program. De fysiske forsøkene og eksperimentene har enten blitt gjennomført av publiseringsforfatteren selv eller det har blitt brukt eldre forsøk som andre har gjennomført ved en tidligere anledning. Ofte er det en kombinasjon av gamle fysiske forsøk sammen med nyere datasimuleringer.

I Deform 2D har det blitt simulert aksesymmetrisk stangprofil med to ulike dimensjoner. Den største profilen har en diameter på 80 mm og den minste har diameter på 43 mm. Begge dimensjonene ekstruderes i virkeligheten på Benteler. Prosessbetingelser som temperatur i bolt og verktøy og stempelhastighet, er stilt inn og etterlignet virkeligheten i simuleringen. Profilen med 80 mm var så og si uproblematisk å simulere. Pressforholdet var på et akseptabelt nivå for dataprogrammet. Verre var det med den minste profildiameteren, her var pressforholdet såpass stort at datamaskinen fikk problemer. Ulike innstillinger på elementfordelingen i bolten løste dette problemet men prisen ble en simulering som tok svært lang tid.

Simuleringen i Deform 3D fikk varierte resultater. Her ble det ikke simulert aksesymmetrisk stangprofil men to like komplekse hulprofiler. Verktøygeometrien ble oversendt fra Benteler og brukes i produksjonen. I starten av oppgaven ble den gamle versjonen av Deform 3D benyttet men etterhvert ble en nyere versjon tatt i bruk. Simuleringsmodellene ble bygget opp så godt man klarte og det ble også her brukt realistiske parameterverdier fra den virkelige produksjonen på Raufoss.

2 TEORI

2.1 Simulering av ekstruderingsprosess

Flere personer har gjennomført simuleringer av forskjellige ekstruderingsprosesser med ulike Al-legeringer de siste årene. Blant annet har modeller for utviklingen av kornstørrelser og prediksjon av rekrystallisering blitt brukt i kombinasjon med FEM-analyse av mange forskere. Noen av fordelene ved å kartlegge mikrostrukturen er at man kan forutse de mekaniske egenskapene i produktene etter oppvarming, ekstrudering og avkjøling uten å gjennomføre dyre og tidkrevende ekstruderingseksperimenter.

Det er kjent at kontroll over fordelingen av mikrostrukturen i endelige Al-produkter er vanskelig og det kan bare bli oppnådd når utviklingen av mikrostrukturen gjennom deformasjon er forstått fullt ut. Blant annet er områder (design og formingsparametere) som påvirker matrisens konfigurasjon, containertemperatur, stempelhastighet og matrisetemperatur på rekrystalliseringen tatt med i tidligere forskningsarbeid. I nyere tid har man tatt data og datasimuleringer i bruk for å bedre kunne forutse komponentens mekaniske egenskaper. Dette nye materiale sammenlignes ofte med hva som er gjort av tidligere forsøk. For å kjøre store simuleringer kreves det store datakrefter og bare de siste årene har datamaskinens kraft økt betydelig. Mye av publiseringene som er gjort er forsøk på forskjellige Al-legeringer og legeringsserier produsert med tanke på forskjellige bruksområder. Hvilke legeringer som er knyttet til de ulike forsøkene og simuleringene vil bli spesifisert.

2.2 Termiske effekter og energi under metallforming og ekstrudering

Rekrystalliseringen oppstår på grunn av energifrigjøring i mikrostrukturen. Det er derfor naturlig å se på opphavet til denne energien og hvordan den kommer seg inn i materialet. Termiske effekter er et område av stor betydning for å forstå dette.

Energien i metallformingsoperasjoner blir hovedsakelig transformert om til varme som igjen fører til temperaturøkning i verktøy og container. Det er naturligvis en øvre grense for hvor høy denne temperaturen kan bli før det oppstår problemer som for eksempel dårlig overflatekvalitet. I ekstrudering er det ofte snakk om en makstemperatur i området nær utløpet av verktøyet (matrisen). Her kan det oppstå overflatessprekker på grunn av varmriving av materialet. Forskjellige termiske effekter kan bestemmes som oppvarming under plastisk deformasjon inne i emnet og oppvarming gjennom friksjon over emnets overflate.

For å estimere temperaturen i et arbeidsemne under en metallformingsprosess kan følgende ligning brukes:

$$T_1 = T_0 + \Delta T_D + \Delta T_F - \Delta T_T \qquad (1)$$

Følgende symboler betyr:

- T_0 er starttemperaturen på arbeidsemnet
- ΔT_D er temperaturen som øker ut ifra deformasjonsenergi under forming.
- ΔT_F er temperaturen som øker på grunn av friksjon i mellom kontaktflatene til emnet og verktøy.
- ΔT_T er minkende temperatur fra kaldere verktøy.

I et fast plastisk emne uten tøyningsherding og konstant flytspenning kan energien som er tilføyd gjennom deformasjon opp til en gjennomsnittlig tøyning ε uttrykkes ved følgende ligning:

$$\mathrm{WD} = \sigma\varepsilon\mathrm{V} \qquad (2)$$

Mengden av varme som kreves for å gi emnet temperaturøkningen ΔT_D er gitt ved:

$$\mathrm{QD} = \mathrm{cm}\Delta\mathrm{TD} \qquad (3)$$

c (J kg^{-1} K^{-1}) varmekapasiteten til materialet, m er emnets masse og V er volumet.

Som nevnt blir den største delen av den konsumerte energien i metallformingsprosessen transformert om til varme. Energien som blir lagret i mikrostrukturen av det deformerte emnet kan komme av for eksempel dislokasjoner og frie partikler. Energien variere fra tilfelle til tilfelle men vil ligge på rundt 5% av det totale energitilskuddet. Fra litteraturen finnes det en faktor β (≈ 0.95) som kompenserer for denne energien som lagres i emnet. Følgende ligning kan da settes opp:

$$\mathrm{WD} \cdot \beta = \mathrm{QD} \qquad (4)$$

Fra ligning (2) og (3) kan man lage følgende uttrykk:

$$\overline{\sigma\varepsilon}\mathrm{V}\beta = \mathrm{CM}\Delta\mathrm{TD} \rightarrow \overline{\sigma\varepsilon}\frac{\mathrm{m}}{\rho}\beta = \mathrm{cm}\Delta\mathrm{TD} \qquad (5)$$

ρ er massetettheten til emnets materiale.

Temperaturen som øker i materialet gjennom deformasjoner kan nå uttrykkes

$$\Delta T_D = \frac{\beta}{c\rho}\overline{\sigma\varepsilon} = \frac{\beta}{c\rho}\overline{\sigma}\dot{\varepsilon}\Delta\mathrm{t} \qquad (6)$$

Forholdet $\bar{\varepsilon} = \dot{\bar{\varepsilon}}\Delta\mathrm{t}$ har blitt introdusert inn i formuleringern for å inkludere tidseffekten.

2.2.1 Effekter forårsaket av friksjonsvarme

Energi vil også bli konsumert over kontaktflaten mellom verktøyet og emnet på grunn av den nevnte friksjonen. Dette fører igjen til en temperaturøkning og skjærspenninger som oppstår på grunn skjærkrefter. Når det er glidebevegelser over kontaktflaten vil energien som fordeler seg her være lik skjærkraften ganget med glidelengden. Energifordelingen i kontaktflaten forårsaket av friksjon kan uttrykkes med:

$$W_F = \tau A s = \frac{m}{\sqrt{3}}\bar{\sigma} \cdot A s = \frac{m}{\sqrt{3}}\bar{\sigma} \cdot A \cdot v \Delta t \qquad (7)$$

Symbolene i utrykket betyr:

A, arealet av overflatene som er i kontakt med hverandre

s, glidelengde

m, friksjonsfaktor

v, forskyvningshastigheten

Δt, tiden som kreves for forskyvningen.

Den friksjonsbaserte energien vil føre til oppvarming i verktøyet og emnet. Det antas at all denne varmen Q_F, fordeles i et lag av volum V_a nær overflaten av emnet. Deretter kan følgende ligning etableres.

$$Q_F = cm\Delta T_F = c \cdot V_a \rho \cdot \Delta T_F \qquad (8)$$

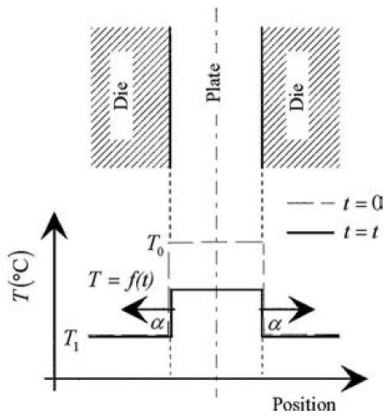
Friksjonen som predikerter energien kan nå settes lik oppvarmingen som fordeles i overflatelaget**:**

$$W_F = Q_F \rightarrow c \cdot V_a \rho \cdot \Delta T_F = \frac{m}{\sqrt{3}}\bar{\sigma} A v \Delta t \rightarrow \cdot \Delta T_F = \frac{m\bar{\sigma} A v \Delta t}{\sqrt{3} \cdot c \cdot V_a \rho} \qquad (9)$$

Det er nå oppnådd et utrykk for friksjonsindusert temperaturøkning i et gitt overflatelag av arbeidsemnet. Ligningen viser hvilke parametere emnematerialet og formingsprosessens temperaturøkning er avhengig av.

2.2.2 Kjøleeffekt

I for eksempel en kaldformingsprosess vil emnet og verktøyet starte med samme temperatur(romtemperatur), under formeprosessen vil emnet varmes opp slik at det starter å strømme varme fra emnet og over til det kaldere verktøyet. For å gi et bilde av hvordan verktøyet kjøles ned under en metallformingsprosess og hvilke parametere som påvirker avkjølingen blir det her vist en estimering av dette. Uttrykket er utledet fra et tilfelle der en varm plate blir holdt mellom to kaldere verktøy over en hvis tid. Se figur under.



Figur 2.1-Termiske forhold i varm plate avkjølt av verktøy på begge sider[1].

Det antas at plata og verktøyene har uendelig vertikal utstrekning og er rettet plant på papiret. Det vil være endimensjonal varmeoverføring. Anta også at verktøyene er massive og består av et materiale som leder varme så fort at verktøyene beholder den samme temperaturen selv om det tilføres mer varme fra platen. Det antas også at den termiske konduktiviteten av plata er høy nok til at temperaturen er konstant over platens tverrsnitt. Da vil nemlig varmeoverføringen fra platen til verktøyene bestemme hvor raskt platen kjøles ned.

Under vises det en kvantifisering av hvordan temperaturen av plata vil synke over tid.

Varmeoverføringen gjennom delenes kontaktflate vil bli karakterisert med en konstant for varmeoverføring α. Først defineres mengden varme som overføres gjennom kontaktflaten på tidsintervallet *dt* over tiden t:

$$dQ = \alpha A \Delta T dt = \alpha A (T - T_1) dt \qquad (10)$$

A er kontaktflatearealet mellom plata og verktøyene, T_0 er starttemperaturen og T er platas øyeblikkelige temperatur. Mengden varme som overføres gjennom kontaktflaten kan uttrykkes

$$dQ = cmdT = cV_a \rho dT \qquad (11)$$

fordi denne varmen er tapt fra plata på samme tiden.

I uttrykker er c varmekapasiteten, ρ er tettheten til platematerialet og V_a er volumet av plata som er omgitt av arealet A. Uttrykkene settes lik hverandre:

$$dQ = \alpha A (T - T_1) dt = cV_a \rho dT \qquad (12)$$

Reorganisert og integrert ser uttrykket slik ut:

$$\int_0^t \frac{\alpha A}{cV_a \rho} dt = \int_T^{T_0} \frac{dT}{T - T_1} \rightarrow \int_0^t \frac{\alpha A}{cV_a \rho} t = [\ln(T - T_1)]_T^{T_0} = \ln(T_0 - T_1) = ln \frac{T_0 - T_1}{T - T_1} \qquad (13)$$

videre utvikling av uttrykket gir:

$$\frac{T - T_1}{T_0 - T_1} = \exp\left(-\frac{\alpha A}{cV_a\rho}t\right) \rightarrow T = T_1 + (T_0 - T_1)\exp\left(-\frac{\alpha t}{c\rho}\frac{A}{V_a}\right) \quad (14)$$

$V_a/A=h$ representerer platas tykkelse:

$$T = f(t) = T_1 + (T_0 - T_1)\exp\left(-\frac{\alpha t}{c\rho h}\right) \quad (15)$$

Temperaturen av plata som funksjon av tiden er nå bestemt.

Man ser at temperaturen er forutsatt å minke eksponensielt med tiden fra starttemperaturen T_0 til verktøytemperaturen T_1. Hvor raskt temperaturen synker er avhengig av prosessparameterne.

Uttrykket i ligning (1) kan nå bli formulert:

$$T_1 = T_0 + \Delta T_D + \Delta T_F - \Delta T_T = (T_0 - \Delta T_T) + \Delta T_D + \Delta T_F = \mathrm{T} + \Delta T_D + \Delta T_F \quad (16)$$

Her inkluderer leddet T kjøleeffekten på grunn av kaldere verktøy.

[1]

2.3 Rekrystallisering og nukleasjon.

Gjennom hele den termomekaniske prosessen i ekstrudering skjer det forskjellige metallurgiske fenomen. Rekrystalliseringsoppførsel kan vanligvis klassifiseres i tre brede kategorier:

- Dynamisk rekrystallisering (DRX): rekrystallisering som oppstår under deformasjon når tøyningen oppnår en kritisk verdi.
- Statisk rekrystallisering (SRX): rekrystallisering som oppstår etter deformasjon hvor påført tøyning er lavere enn kritisk tøyning, Rekrystalliseringen begynner i nukleasjonsfrie områder i materialet.
- Kornvekst som oppstår før rekrystalliseringen begynner eller etter rekrystalliseringern er komplett. Drivkraften er reduksjonen i korngrenseenergien.

Det har blitt foreslått at dynamisk rekrystallisering oppstår under ekstrudering og at re-krystalliserte kornstørrelser er en funksjon av ekstruderingsparametere og etterprosessering, som for eksempel varmebehandling

Under en industriell termomekanisk prosess som ekstrudering vil tøyningshastigheten, tøyningen og temperaturen i arbeidsemnet forandres kontinuerlig Materialets skjærdeformasjonsområdet vil gjennomgå høyeste tøyning og tøyningshastighet i bolten og gjennom mye plastisk arbeid vil det her oppstå høyere temperatur. Kornstrukturen er påvirket av de opprinnelige kornstørrelsene etter homogenisering. Strukturen gjennomgår høy temperatur og høy hydrostatisk trykk Ved minkende avstand til munningen vil tøyningen og tøyningshastigheten øke. Dynamisk

rekrystallisering i denne sonen kan oppstå bare i kort avstand til utgangen. Materialet vil her vise resultater av alt det har måttet gjennomgå før det kommer hit. I denne sonen vil mikrostrukturen avvike drastisk, avhengig av rekrystalliseringshistorien i forhold til posisjonen i profilen. Høyeste tøyning, tøyningshastighet og kjølingsrate oppstår rett under overflaten. Det har blitt observert at forandring i tøyningshastigheten har en betydelig effekt på utviklingen av dislokasjoner i strukturen og påfølgende rekrystallisering i Al-Mg-legeringer. Nukleasjon og rekrystallisering er også et diskutert emne for eksperimenter og metallografiske observasjoner. I tillegg vil deformasjon, prosessforhold og legeringstype påvirke sterkt dannelsen av mikrostrukturen.

Flytspenningen i plastisk deformasjon er bestemt hovedsakelig av mobile dislokasjoner og re-krystallisasjon som igjen bestemmes av den totale lagrete energien og dens fordeling. Å forutse kornstørrelser og utfellinger er viktig for å designe en prosess med tanke på justeringer av parametere som stempelhastighet, temperatur og avkjøling. For å lage en god simuleringsmodell for mikrostrukturutvikling må det kjøres referanseeksperimenter og det må gjennomføres karakteriseringer under kontrollerte prosessforhold. Dette for å kunne verifisere prosessparametere basert på FEM.

I en termomekanisk prosess vil det oppstå en konkurranse mellom tøyningsherding og termisk oppmyking i materialet. Dette skjer naturligvis når temperaturen i prosessen overstiger grensen for rekrystallisering. En økende dislokasjonstetthet resulterer i herding. I kontrast til dette vil forhøyet temperatur gjøre at dislokasjonene beveger seg fritt og utsletter hverandre. Resultatet av dette er materialoppmykning.

Diskontinuerlig dynamisk rekrystallisering har blitt dokumenter under varmdeformasjon av Al-legeringer som inneholder høye konsentrasjoner av legeringselementer (som for eksempel magnesium) eller andre annenfasepartikler. Det er slik at store partikler (>0.2 µm) vil fungere som hinder for dislokasjoner. dette vil igjen føre til en økende dislokasjonstetthet og stimulering til nye korndannelser. Disse kjernedannede nye korna er uansett så små at de nesten ikke påvirker oppmykingen av materialet. Av denne grunnen kan man si at diskontinuerlig rekrystallisering er ineffektivt og har en begrensning på gjenreisning av mekaniske egenskaper i Al.

To andre typer av dynamisk rekrystallisering har blitt observert under deformasjon av Al i høy temperatur. Det er kontinuerlig dynamisk rekrystallisering (CRDX) og geometrisk dynamisk rekrystallisering (GRDX).Disse to rekrystalliseringsfenomenene, CRDX og GRDX er hoved-gjenoppbyggingsmekanismen i varmdeformert Al og Al-legeringer.

Al er et materiale med høy stablingsenerg (stablingsenergi er relatert til atombindingene i materialet). Stablingsenergien vil raskt forårsake kritisk høy tetthet av dislokasjoner under materialdeformasjon slik at det kan oppstå rekrystallisering.

Med bakgrunn i det som er forklart over vil materialer med høy stableenergi innskrenke nukleasjon som igjen former nye korn. I stedet vil en voksende transformering av subkorn om til nye korn blant de eksisterende korna, gagne den re-krystalliserte mikrostrukturen, henvist som CRDX. I CRDX vil dislokasjonene samle seg i lavvinklede korngrenser. Videre deformasjon fører til en økning i grense misorienteringen. Når misorienteringsvinkelen θ når en kritisk vinkel på $\theta_c \approx 15^\circ$, vil det dannes høyvinklede korngrenser. Den resulterende mikrostrukturen er da en blanding av lav- og høy vinklede korngrenser.

Geometrisk rekrystallisering er bekreftet å oppstå under deformasjon av Al-legeringer under høy temperatur. Originale korn i materiale flater ut under kompresjon og forlenges under strekking eller torsjon. Ved økende deformasjon gjennom ekstrudering av subkorna, vil korngrensene serratere. Når tykkelsen av det originale kornet reduseres til størrelsen av to subkorn, vil korngrensene komme i kontakt med hverandre. Med bakgrunn i dette vil de originale korna begynne å splitte opp på kontaktpunktene av korngrensene [2-5].

2.4 Avspenning, rekrystallisering og kornvekst.

Som nevnt lagres det en hvis mengde energi i materialet på grunn av dislokasjoner og frie partikler. Altså ved plastisk deformasjon av metalliske materialer vil dislokasjoner filtre seg sammen og låse seg fast. Når nye dislokasjoner og dislokasjonsvaser dannes ved plastisk deformasjon, øker den frie energien i metallet. Det skapes en tendens i strukturen til reorganisering slik at den frie energien igjen kan innta en minimumsverdi. Reorganiseringen fører da til at antall dislokasjoner og andre feil blir redusert. For at nettopp disse feilene og dislokasjonene skal kunne reorganisere seg må de deltakende atomene tilføres en aktiveringsenergi. Den primære betingelsen for at termisk aktivering skal være mulig, er at reaksjonene finner sted mellom legemer som består av få atomer. Den termiske energien til et atom som svinger i et gitter. Energien er statisk fordelt over alle atomene i gitteret. Et lite antall atomer vil alltid være i sving med meget høy verdi og det prosentvise antallet øker med temperaturen. Det kan vises at den brøkdel p av alle atomer som har en energi større enn bestemt verdi Q kan skrives

$$p = A_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \qquad (17)$$

hvor A_0 er proporsjonalitetskonstant.
Hvis Q er aktiveringsenergien for en prosess som er nødvendig for å løse opp en dislokasjonsvase er altså temperaturen T bestemmende for hvor stor del av atomene i gitteret har

energien Q. Altså angir p sannsynligheten for at et enkelt atom skal svinge med energi større enn Q, og jo større T er, jo større blir også sannsynligheten for at dislokasjonsvasen vil løse seg opp [6].

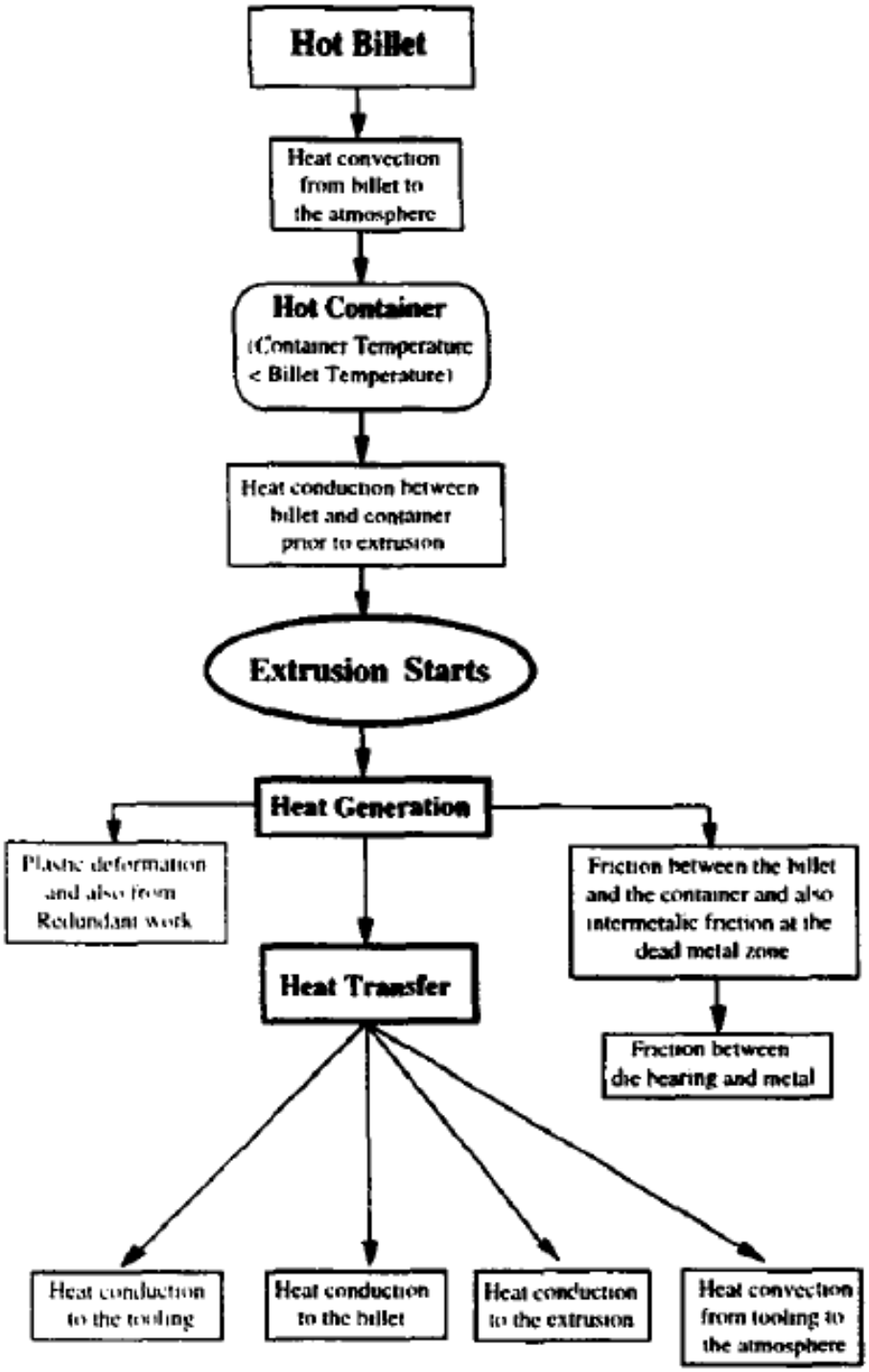
2.5 Termodynamikk i Al-ekstrudering

Som kjent vil det bli generert varme i ekstruderingen gjennom friksjons- og deformasjonsarbeid. En del av varmen forblir i det ekstruderte metallet (følger med ekstrudatet ut verktøymunningen) mens en annen del blir overført til containeren og verktøyet. En del av varmen vil også øke temperaturen på resten av bolten som ennå ikke er ekstrudert.

Prosessen av varmeledning gjennom bolten under ekstrudering er kompleks. Det er vanskelig, hvis ikke umulig, å få til en komplett analytisk løsning av varmetransportens differensialligning.

Utgangstemperaturen er en begrensende faktor i Al-ekstrudering og er direkte påvirket av ekstruderingsparametere som bolttemperaturen, ekstruderingshastigheten og verktøydesign. Tidligere har det blitt utviklet et system hvor bolten ikke har en gradvis oppvarming [7]. Det lagres i stedet et sett med forskjellige hastighetskurver i en PLC som automatisk kontrollerer hastigheten av ekstruderingen slik at det oppnås konstant utgangstemperatur. Forskning på dette har vist at disse isotermiske hastighetskurvene ikke bare produserer konstant utgangstemperatur men også reduserer ekstruderingstiden og øker produktiviteten.

I industrien vil veldig komplekse termiske forandringer begynne så fort den oppvarmede bolten blir flyttet fra forvarmingsovnen og over til den forvarmede containeren. Varmebalansen i systemet kan ses i Figur 2.2.



Figur 2.2 Modell av varmebalanse[7].

Litteraturen forteller om en modell for temperaturstigningen i Al-bolten under ekstrudering med friksjon [7]. Modellen bruker realistiske parametere som er typisk for industribruk av AA6063. Følsomheten av temperaturen og tøyningshastigheten er bakt inn i flytspenningen. Denne termomekaniske modellen forutser påvirkningen fra plastisk tøyning og tøyningshastighet som følge av temperaturøkningen i ekstrudering.

Kort fortalt går modellen ut på å finne temperaturfordelingen i bolten (aksesymmetrisk tilfelle) gjennom denne ligningen:

$$a\left[\frac{\partial^2 T}{\partial r^2}+\frac{1}{R_m}\frac{\partial T}{\partial r}+\frac{\partial^2 T}{\partial Z^2}\right]+\frac{U'''}{\rho c}=\frac{\partial T}{\partial t}+u_z\frac{\partial T}{\partial Z} \qquad (18)$$

Symbolene i uttrykket betyr:

a, termisk diffusitet (thermal diffusivity)

R_m, boltens radius på et vilkårlig knutepunkt (m, j)

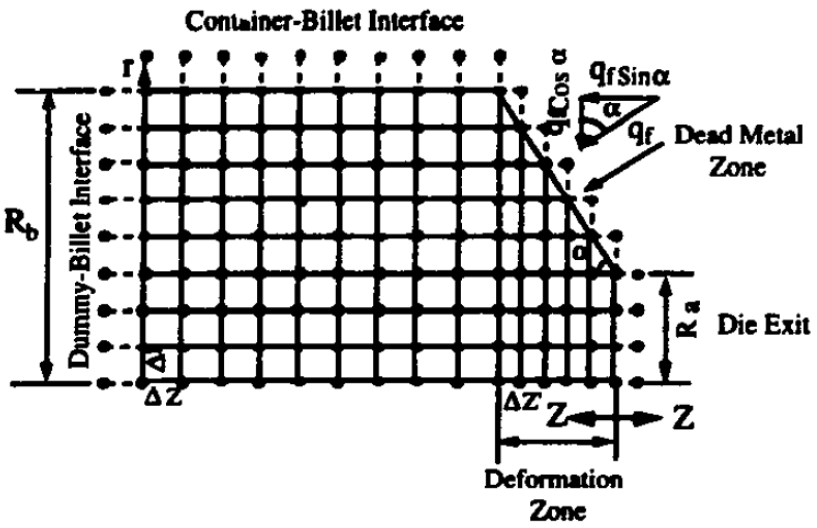
U''', deformasjonsenergi/enhet volum/enhet tid, J er mekanisk varme ekvivalent (mechanical equivalen of heat)

ρ, spesifikk vekt (specific weight)

c, er spesifikk varme (specific heat)

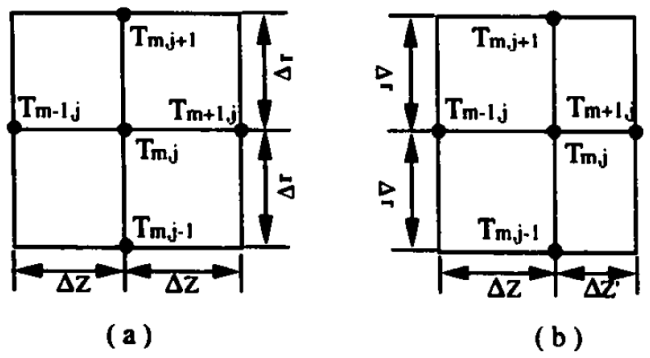
U_z, hastigheten på materialet langs z-aksen med hensyn på stasjonære koordinater.

Gjennomsnittlig verdi på flytspenningen og termiske egenskaper er antatt.



Figur 2.3 Plan nettverkmeridian av bolten for numerisk kalkulering av temperaturfordelingen under ekstrudering. Alle punktene er fiktive[7].

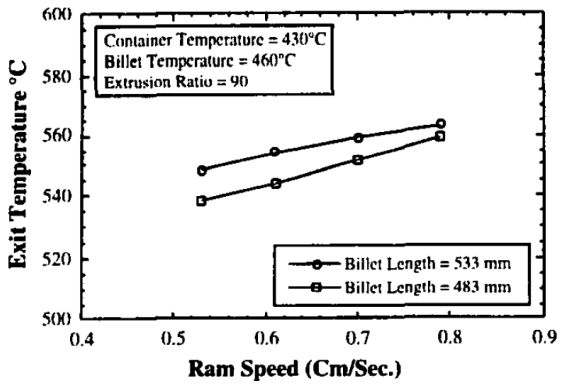
De forskjellige leddene i (18) regnes så ut ved hjelp av tilnærmede begrensede differanser (et sett med ligninger som ikke forklares her). Da kan temperaturen på et utvalgt knutepunkt (m, j) etter tiden Δt bli regnet ut. Skjema til disse tilnærmingene er vist i Figur 2.4.



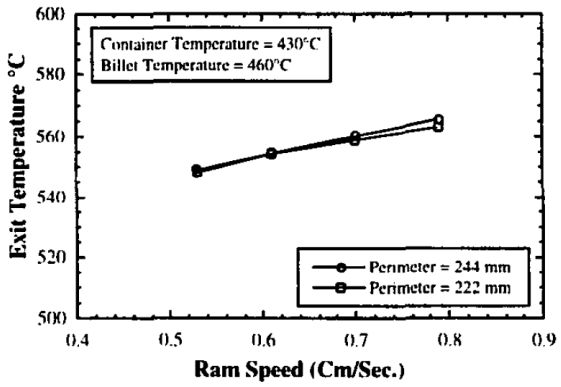
Figur 2.4. Figuren viser to forskjellige konfigurasjoner av fem nærliggende punkter brukt i numerisk kalkulering[7].

Forskjellige forsøk er også gjort med hensyn på å senke temperaturen i ekstruderingsprosessen [7]. I et tilfelle hvor det ble ekstrudert firkantede hulprofiler med forskjellige boltlengder [7]. Den høyeste temperaturen ble oppnådd med den lengste bolten. Dette er naturlig siden syklustiden er lengre med den største bolten og den må derfor overvinne mer friksjon som igjen fører til mer varmegenerering. Forskjellige overflater på verktøyet kan også påvirke friksjonen og varmeutviklingen. Harde overflater fører til mindre adhesjonsslitasje. Videre kan forskjellige ytterdiametere av verktøyet påvirke temperaturen. Friksjonsarealet blir større ved stor ytteromkrets, noe som igjen vil gi høy temperatur.

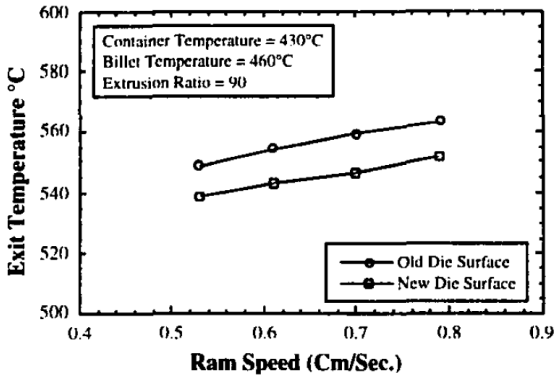
Figur 2.8 viser forskjellen i simulert temperaturutvikling sammenlignet med den faktisk målte temperaturen gjort med et digitalt kontakttermometer på utgangsoverflaten av ekstrudatet. Variasjonen mellom modellen som er kort beskrevet over og det målte avviket er mellom 2 og 4%. Figur 2.5Figur 2.6Figur 2.7 viser forskjellige sammenligninger mellom utgangstemperaturen og stempelhastigheten med hensyn på boltlengde, ytteromkrets og verktøyoverflate.



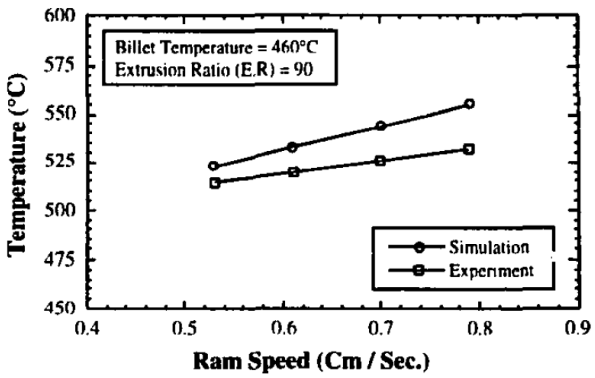
Figur 2.5 Variasjonen av utgangstemperaturen med stempelhastigheten for forskjellige boltlengder av AA6063 [7].



Figur 2.6 Variasjonen av utgangstemperaturen med stempelhastigheten av to forskjellige ytteromkretser av verktøygeometrien i AA6063[7]



Figur 2.7 Variasjon av utgangstemperaturen med stempelhatigheten for to forskjellige overflateforhold på bæreflaten[7].



Figur 2.8 Sammenligning av maksøkningen for temperaturen i bolten oppnådd fra simulering og eksperimentering forAA6063 [7].

Det er sikkert at termodynamikken i en ekstruderingsprosess påvirkes av effektene av ekstruderingsvariabler [7] .

2.6 Termomekanisk modellering av varmekstrudering etterfulgt av kjøling på pressen.

Bontcheva [8] tar for seg en numerisk løsning simulering av en komplett prosess av ekstrudering av Al-legeringer med avsluttende kjøling av ekstrudatet. Modellen består av tre deler:

- Termomekanisk modell av materialflyten ved usmurt ekstrudering.
- Modell for utvikling av mikrostrukturen under deformasjon.
- Temperering og en modell av endelige mekaniske egenskaper.

Intensiv varmeproduksjon på grunn av betydelig friksjon og store tøyninger under ekstruderingen, kan lede til uregelmessig rekrystallisering på innsiden av den ekstruderte profilen. Ved å redusere ustabile partier i ekstruderingen kan man begrense de ikke-uniforme mekaniske egenskapene. Slike løsninger finnes som for eksempel ved å strarte ekstruderingen med lav stempelhastighet.

Gjennom nedkjøling av profilene kan statisk rekrystallisering og oppbygging av uønsket mikrostruktur bli avbrutt. I Al-legeringer vil avsluttende herding øke styrken betydelig. Dette kalles termomekanisk behandling. Bontcheva [8] foreslår en modell som beskriver påvirkningen av mikrostrukturen på mekaniske egenskaper. Tilnærmingen er basert på FE-simulering av usmurt ekstrudering av Al-legeringer. Den termomekaniske modellen er koblet med mikrostrukturutviklingen.

For å beskrive litt av det som skjer i en ekstruderingsprosesses er det er tatt med en beskrivelse av den nevnte termomeksniske modellen.De overordnede teknologiske faktorene i

varmekstrudering er bolttemperaturen, ekstruderingshastigheten og pressforholdet. Geometriske parametere på verktøyet og deres starttemperaturer er vurdert til å være konstanter.

FEM (Fenite Element Method) ble brukt til å koble termomekaniske problemer sammen med mikrostrukturen. Datasimuleringer med FEM egner seg godt til å forutse de optimale temperatur og tøyningsforholdene i ekstrudering som påvirker mikrostrukturens formatering før herding.

FEM har suksessfullt blitt brukt på valsing, smiing og verktøysmiing men det gjenstår fremdeles noe arbeid i forbindelse med simulering av mikrostrukturen i ekstrudering. I tillegg er foreslåtte fundamentale lover for mikrostrukturutvikling alt for kompleks for industribruk.

Bontchevas modell [8] foreslo å oppnå mikrostrukturutvikling på innsiden materialet under ekstrudering. Først tar modellen blant annet for seg varmegenerering i ekstruderingen og temperaturendringer. Endringene er basert på parametere som pressforhold ϵ, effektiv tøyning $\bar{\varepsilon}$, effektiv tøyningshastighet $\dot{\bar{\varepsilon}}$, tøyningshastighetstensor $\dot{\varepsilon}_{ij}$, deviatorspenning s_{ij}, spenningstensor σ_{ij}og flytespenning σ_d.(som kan avhenge av effektiv tøyning, effektiv tøyningshastighet og temperatur) Mekaniske egenskaper i metall er temperaturavhengig. Temperaturen T i det deformerte metallet er bestemt av en ligning:

$$\dot{T} = \frac{1}{\rho_b c_b}\lambda_b T_{,ii} + \frac{\dot{Q}}{\rho_b c_b}, \qquad \dot{Q} = k_T \sigma_d \dot{\bar{\varepsilon}} \tag{19}$$

Symbolene i uttrykket betyr:

λ_b,spesifikk ternisk ledningsevne (conductivity coefficienten).

c_b, spesifikk varmekapasitet (specific heat supply).

ρ_b, materialets tetthet (material density).

$\dot{Q}$, energimengden som brukes ved den plastiske deformasjonen (rate of energy dissipation during plastic deformation).

k_T,Taylor-Qinney koeffisienten som bestemmer fraksjonen av tøyningshastighetsenergien som gjøres om til varme.

Videre er det en mikrostruktur og TMT (thermomechanical treatment)-modell.

Denne modellen antar at mikrostrukturutviklingen i ekstrudering kan bli beskrevet som en etterfølgende prosess (consecutive process) avhengig av variasjoner i materialoppførselen over tid. Viktige indikatorer i denne modellen er styrkeindikatoren $R^*_{0,2}$ (strenght indicator) som man har i et fullstendig utglødd materiale (fully annealed material) og reflekterer den primære styrken i ekstrudert metall. X_s er mykningsfaktoren ved rekrystallisasjon (recrystallization softening factor) og kornstørrelsesfaktoren beskrives

$$d = PZ^{-n} \tag{20}$$

hvor P og n er empiriske konstanter og Z er Zener-Hollomon-parameteren.

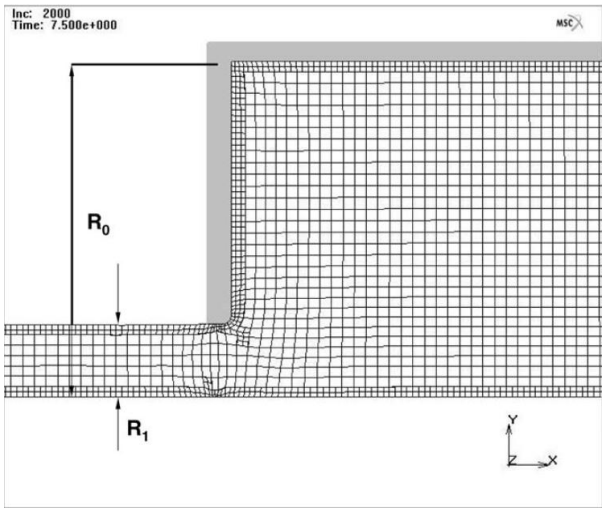
Endelig flytegrense betegnes med $R_{0,2}$. ΔR er styrkebidrag som følge av utfelling (strength increases due to precipitation) og X_i er utfelling i et gitt tidsintervall (fractional precipitation). X_i er avhengig av tiden t_x (time for precipitating), altså den regnes ut stegvis slik at det kan tegnes et diagram som viser utfellingskurver (precipitation curves). Fra dette diagrammet kan igjen fraksjonen av rekrystallisert materiale X_v bestemmes som funksjon av tiden i sekunder (langs x-akse) og temperaturen T (langs y-akse). Oppsummert er det igjen mulig å finne faktoren S som en funksjon av X_v. Funksjonen bestemmes ut fra eksperimentelle og numeriske resultater. S er også en konstant som viser styrkebidraget med hensyn på utfelling (strength increases due to precipitation), slik som ΔR. Det graves ikke mer i teorien om denne funksjonen men den ser slik ut:

$$S(X_v) = a(1 - X_v)^2 + b(1 - X_v) + c \qquad (21)$$

hvor a, b og c er konstanter.

2.6.1 Numerisk simulering.

En rekke fysiske og eksperimentelle data ble brukt til å simulere en ekstruderingsprosess av AlCu4Mg1-legering [8]. FE-programmet MARC ble brukt og isoperimetriske endelige elementer ble valgt. På grunn av store deformasjoner ble automatisk nettverksgenerering benyttet inkludert forgroving av de indre elementene. Den termoplastiske prosessen ble koblet sammen med mikrostrukturutviklingen og endelige mekaniske egenskaper. I figuren under ser man en del av FE-nettverket.



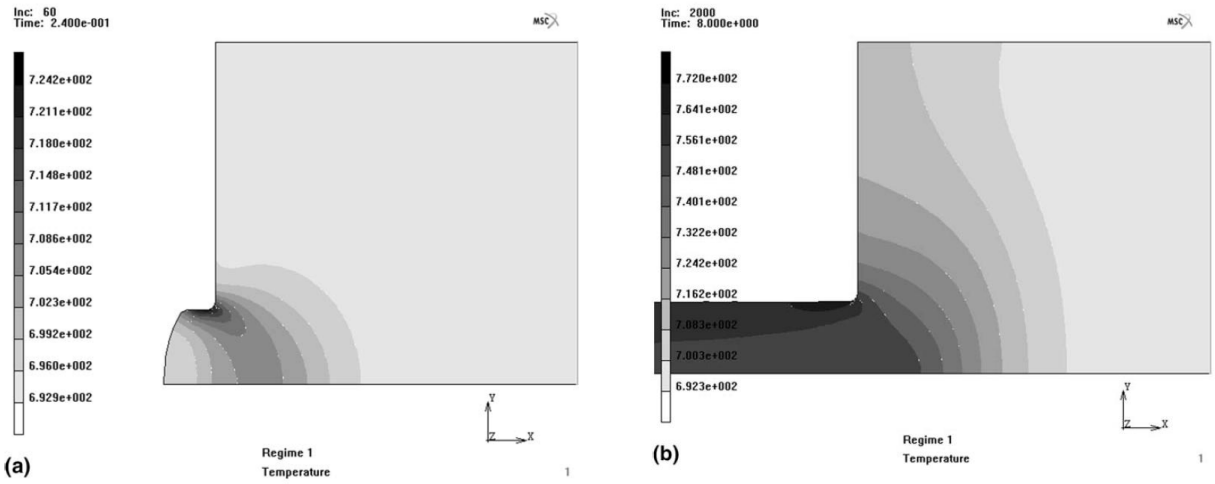
Figur 2.9 FE-nettverk i stabil ekstrudering (stady state) [8].

Temperaturen under stabil tilstand i ekstruderingen (stady state) avhenger av starttemperaturen på bolten og stempelhastigheten. Det er simulert med forskjellige temperaturer og forskjellige

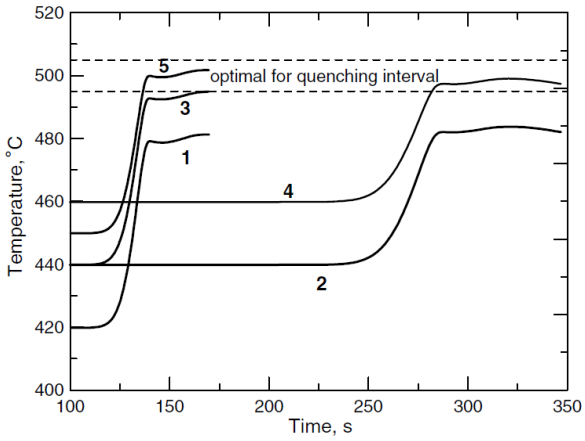
stempelhastigheter. Totalt er det gjort fem simuleringer som er delt inn slik:
Tilstand 1,3 og 5 har en stempelhastighet på 0.004 m/s
Ttilstand 2 og 4 har en stempelhastighet på 0.002 m/s.
De forskjellige forvarmede bolttemperaturene for de fem tilstandene er som følger:
1=420˚C
2 og 3=440˚C
4=460˚C
5=450˚C.

Det må også nevnes at forlengelse av tiden før man kommer til en stabil temperatur vil øke mikrostrukturens uregelmessigheter i det ekstruderte produktet.
Figur 2.10 viser temperaturfordelingen i deformasjonssonen. I tilfellet hvor ekstrudering skjer med forvarmingstemperatur på 420˚C, vil den høyeste temperaturen i materialet være på overflaten nær verktøymunningen. Temperaturen kom ikke over 485 ˚C.

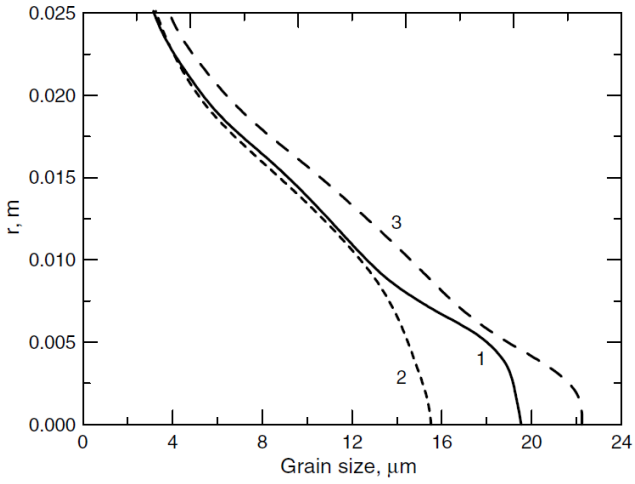
Figur 2.11 viser temperaturutviklingen i den forvarmede bolten på 420 ˚C (tilstand 1), 440 ˚C (tilstand 2 og 3), 450 ˚C (tilstand 5) og 460 ˚C (tilstand 4).



Figur 2.10 a) Temperaturfordelingen i starten av ekstruderingen for tilstand 1. b) Temperaturfordelingen i stabil ekstruderingstilstand for tilstand 1[8].



Figur 2.11 Her vises forvarmingstemperaturen og effekten av stempelhastigheten på temperaturutviklingen på innsiden av emnet. Tilstand 1, 2, 3, 4, og 5[8].



Figur 2.12 Utviklingen av kornstørrelsen over tverrsnittet av den ekstruderte profilen. (1) = tilstand 2, (2)=tilstand 3 og (3) = tilstand 4[8].

Figur 2.12 viser kornstørrelsesutviklingen i spesifikke materialpunkter på tverrsnittet i den ekstruderte stangen. Man kan her se at den dynamiske rekrystalliseringen på denne store deformasjonen av ekstruderingen fører til intensiv forfining av kornene, spesielt nær overflaten. Kornstørrelsen øker med temperaturen. Påfølgende kjøling vil begrense videre kornvekst.

Den foreslåtte modellen kan bli brukt på andre Al-legeringer etter en justering av tilhørende materialkonstanter. Det er også vist i dette arbeidet at parameterverdiene som kreves for å oppnå akseptabel mikrostruktur i usmurt ekstrudering kan bli definert på tross av den raskt vekslende temperaturen i ekstruderingsmaterialet [8] .

2.7 Mikrostrukturmodellering av Al-legeringer

Den totale energien kan bli kalkulert ut ifra total dislokasjonstetthet. Uttrykket for denne tettheten ser slik ut:

$$\rho_{tot} = \rho_i + \rho_b \qquad (22)$$

Symbolene i yttrykket betyr:

ρ_i,intern dislokasjonstetthet (internal dislocation density)

ρ_b,grensedislokasjonstettheten (boundary dislocation density).

Den lagrede energien i materialet er avhengig av dislokasjoner i ulike former. Det kan nevnes vilkårlig dislokasjonstetthet ρ_r (random dislocation density) som produserer homogen tøyning og geometrisk nødvendig dislokasjonstetthet ρ_g (geometrically necessary dislocation density) som er overskudd av Burgers vektor relatert til subkorngrenser og bidraget av lokal kurvatur.

Summen av disse to sistnevnte dislokasjonstetthetene blir ρ_i som er omtalt over..

Modellering av mikrostrukturutviklingen og flytspenningen under varmdeformering har blitt utført over flere år av forskjellige forskere. Modellene bruker både fysiske og empiriske grunnlag utviklet hovedsakelig på basisen av laboratoriearbeid. Laboratoriearbeidet er hovedsakelig blitt utført med konstante deformasjonsforhold i formeprosessen for å oppnå et bestemt forhold mellom interne og eksterne variabler som temperatur, tøyningshastighet og tøyning.

Interne variabler er for eksempel ρ_i, θ misorientering av korn (misorientation), δ avstand mellom dislokasjonsvegger (spacing of dislocation walls), kornstørrelse, partikler og struktur.

Ved minkene tøyningshastighet vil kornstørrelsen forbli tilnærmet konstant etter å ha nådd en minimumsverdi. Rett etter at tøyningshastigheten stopper vil kornstørrelsen øke raskt. Elektronmikroskop (SEM) avslører at rask økning i kornstørrelsen kommer av korngrenseoppløsning som etterlater et overskudd av dislokasjoner i kornas indre og øker den interne dislokasjonstettheten.

2.7.1 Modellering av statisk rekrystallisering

Nukleasjon (nucleation) av rekrystallisering finner sted på forskjellige steder på innsiden av et deformert materiale, som for eksempel i

- kornhjørner hvor fire korn møtes,
- på kornlinjer hvor tre korn møtes,
- kornoverflater hvor to korn møtes og
- i kornas indre.

Det er laget modeller basert på nukleasjon av rekrystallisering gjennom tøyningsindusert migrasjon av korngrenser (strain induced boundary migration). Det er en kritisk verdi på kornstørrelsen som kan gi nukleasjon for rekrystallisering. Ved å regne på fordelingen av den gjennomsnittlige lagrede energien kan man finne sannsynligheten for å finne denne kornstørrelsen. Det viser seg slik at det er nukleasjon på korngrenseoverflatene som dominerer store regime (regime) for deformasjon. Ettersom dette tøyningsregime dekker det meste i en termomekanisk prosess kan man sette opp følgende ligning og anta at p_3 (sannsynligheten for nukleasjon i korngrenseområdet) er konstant for alle tøyninger.

$$N_v \approx p_3 \lambda_3 \frac{S_v}{\delta^2} \qquad (23)$$

Symbolene i yttrykket betyr:

λ_3, geometrisk parameter (geometric parameter) som finnes vha statistiske analyser.

S_v, overflatearealet per enhet volum (surface area per unit volume).

δ, mellomrommet mellom dislokasjonsveggene.

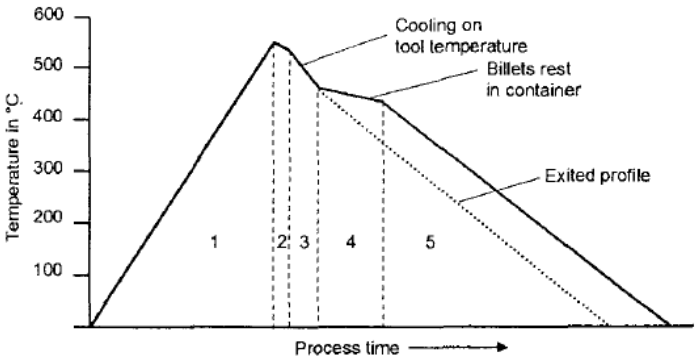
2.7.2 Rekrystalliseringskinetikk

Rekrystalliseringskinetikk er bestemt av både nukleasjonstettheten og vekstraten av kim. Kinetiske lover om rekrystallisering er blant annet avhengig av rekrystalliseringsfraksjonen $X_{(t)}$ (recrystallization fraction) etter gløding, korresponderende utvidet volum $X_{ext}(t)$ og vekstraten av rekrystalliseringsnukleasjoner G (growth rate of the recrystallization nuclei). Vekstraten (G) er hovedsakelig påvirket av gjenvinning av den deformerte mikrostrukturen (recovery of the deformed microstructure) og den romlige fordelingen (spatial distribution) av lagret energien på skalaen over kornstørrelse.G er relatert til den lagrede energien P_D.

Oppsummert er modelleringen av rekrystallisering basert på kalkulering av nukleasjonstettheten og vekstraten av nukleasjon. Nukleasjonstettheten er kalkulert fra vurderingen av dislokasjonsstrukturen mens vekstraten kalkuleres fra den totale lagrede energien[2].

2.8 Analyse av Al-ekstrudering: kornstørrelsesfordeling i AA6060, AA6082 og AA7075.

Tidligere eksperimentelt arbeid har blitt utført på enkel aksesymmetrisk profil. Tre forskjellige ekstruderinger ble utført med tre forskjellige Al-legeringer. Utviklingen av mikrostrukturen slik som rekrystallisering og kornvekst er svært temperaturavhengig. I Figur 2.13 kan man se temperaturhistorien til en ekstrudering. Temperaturmålinger gjort gjennom hele varmebehandlingsprosessen, fra oppvarming til ekstrudering og avkjøling.



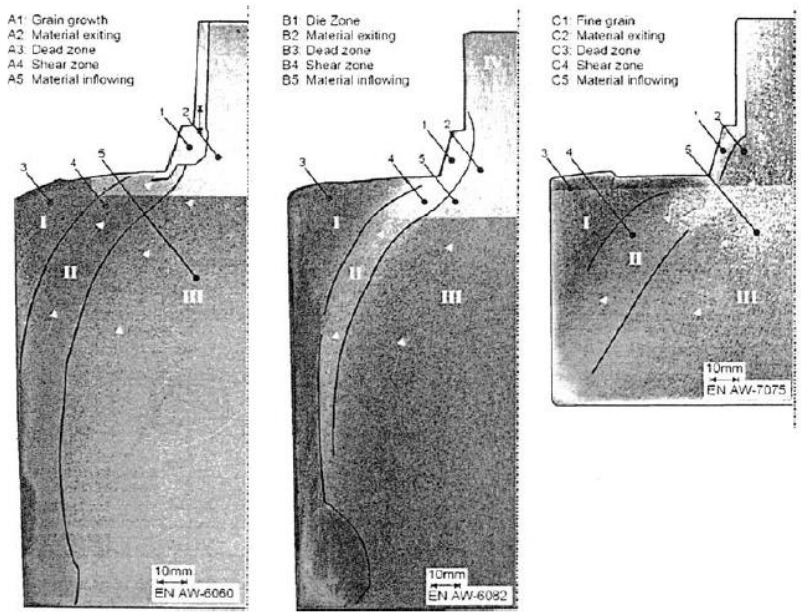
Process:	Time (min)	Temperature
1 Preheating	480	υ_{oven}=550 °C
2 Handling	2	cooling $\Delta\upsilon$=10° C
3 Extrusion	4-6	cooling to tool temperature
4 Remaining time in container	15	(υ_{tool}=400-450°C)
5 Cool down on air	till cool down	υ_{air}= 20°C

Figur 2.13-Skjematisk fremstilling av bolt og profiltemperatur over hele prosesstiden[3]

Man må skille mellom temperaturen på bolten og temperaturen på profilen. I dette forsøket tok det litt tid å ta ut den resterende bolten av kontaineren. Det tok 15 minutter å kjøle ned resten av bolten mens profilen ble avkjølt straks den kom ut av verktøyet under ekstruderingen. For å analysere materialflyten og kornstrukturen i pressresten, ble ekstruderingen stoppet etter at stempelet hadde beveget seg ca. 40-50% av boltens lengde. I de områdene hvor det er høyest grad av deformasjon forventes det å vises stor dynamisk rekrystallisering og kornvekst.

2.8.1 Analyse av mikrostrukturen og materialflyten på mesonivå (meso level)

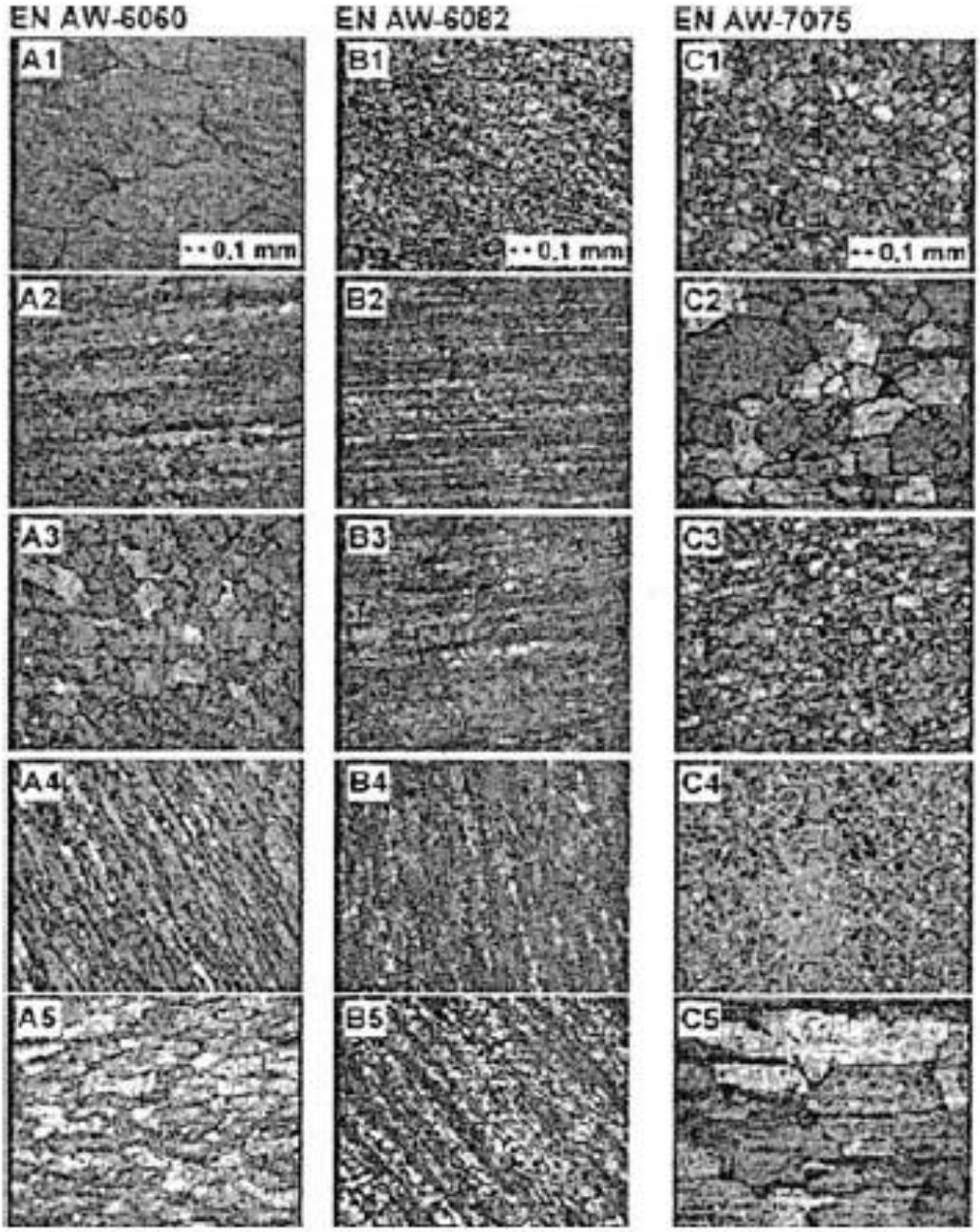
Den delen av bolten som ble værende igjen i containeren etter ekstruderingen ble kappet vertikalt i to like deler og etset på kappeoverflaten. Makroetsningen viser at mikrostrukturen forandrer seg over tverrsnittet når det angår kornposisjonen i forhold til materialflyten.



Figur 2.14 Makroetsning av AW6060, AW6082 og AW7075. Sistnevnte ble ekstrudert litt lenger enn de andre legeringene[3].

Basert på makroetsningen i Figur 2.14, har det blitt utført en analyse av middels omfang for å studere flytlinjene og mikrostrukturen som kan ses i makroetsningen.

Kornvinkelen øker fra 0˚ til 45˚ når de flyter inn i verktøymunningen. Ved å analysere de grove korna nær overflaten i verktøyutmunningen(Figur 2.15, A1) kan man se kornstørrelser på ca. 1000 µm diameter. Det konkluderes med at siden det er ingen synlige overdrevne deformerte korn, tross at materialet i dette området har gjennomgått høye tøyninger og tøyningshastigheter, må det har foregått en rekrystalliseringsprosess og videre en unormal kornvekst. Denne rekrystalliseringsprosessen kan ha vært dynamisk eller statisk eller en kombinasjon av begge to. På grunn av den sakte avkjølingen av boltresten kan den ha fått nok tid til å re-krystallisere. En analyse av re-krystallisasjonsdynamikken vil ikke avsløre klart hva som har skjedd. Videre kan man ikke se unormal kornvekst på innsiden av verktøymunningen i Figur 2.15, A2 eller i innstrømningssonen, Figur 2.15, A5. For legering AW7075 kan man også se en tendens til rekrystallisering i Figur 2.15, C1. Sammenligner man med C3 som har veldig fin kornstruktur kan man se at strukturen i C1 er grovere. Altså her har det skjedd en kornvekst [3].



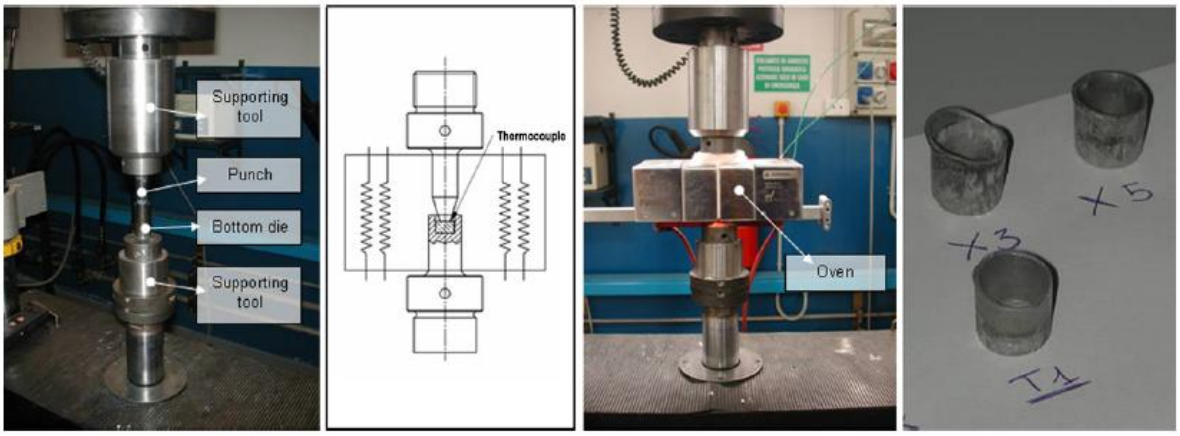
Figur 2.15 Middels analyse av ekstruderte og makro-etsede AW 6060-, AW 6082- og AW 7075-legeringer. Se Figur 2.14 for å se hvor de forskjellige bildene er tatt[3].

2.9 Analyse av mikrostrukturen i Al-ekstrudering.

Det er tatt en nærmere titt på mikrostrukturen i en AA6060 legering. En eksperimentell og en numerisk prosedyre er gjennomført for å forutse rekrystallisering i strukturen under ekstrudering.

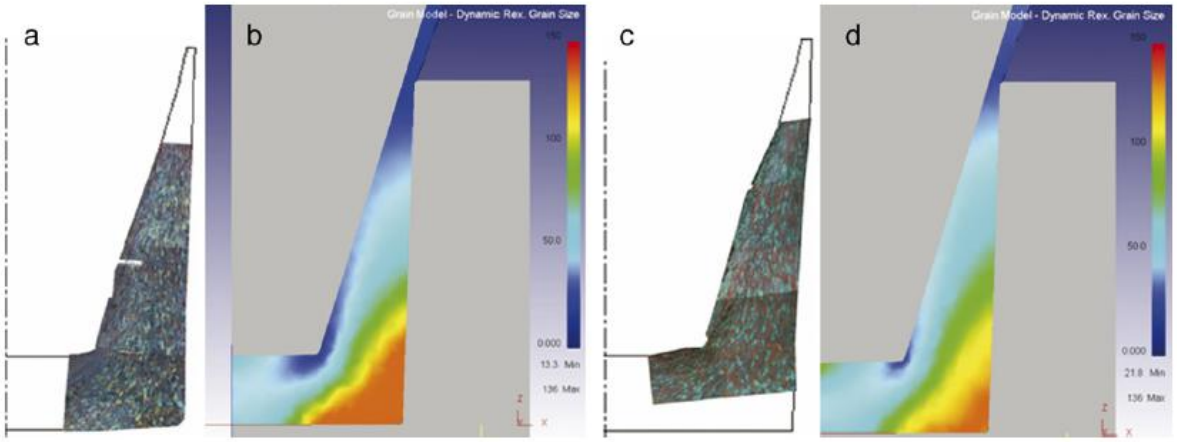
M. Schikorra har gjennomført et studie[4] for å forutse fordelingen av kornstørrelser i ekstruderte AA6060-profiler. Studie var delt inn i tre steg. Steg 1 er en spesialdesignet test

utviklet med tanke på å analysere effekten av rekrystallisering og partikkelutfelling i seksjoner av små kopper. Koppene ble laget av en liten småskala omvendt ekstruderingsmaskin, se Figur 2.16. Koppene var laget under forskjellige temperaturer og stempelhastigheter med den hensikt å fange typiske prosessforhold i industriell ekstrudering. Deretter ble de umiddelbart vannavkjølt. I steg 2 ble disse koppene varmebehandlet og kornutviklingen i materialet ble analysert og målt en gang til. Kornutviklingen på hvert steg ble brukt til å lage ligninger for å forutse rekrystallisering. Slike ligninger ble så implementert i den numeriske analysen. I tredje steg ble modellen brukt i simulering av AA6060- ekstrudering. Resultatene av simuleringen ble sammenlignet og vurdert mot eksperimentelle kornstørrelsene fra tidligere ekstruderingsforsøk.



Figur 2.16 Omvendt ekstruderingsutstyr[4].

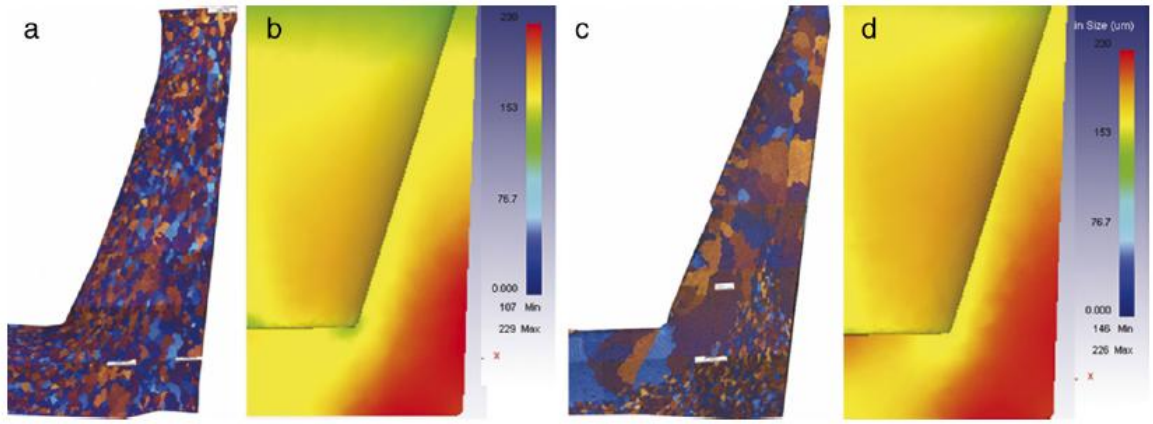
Når tøyningen overskrider en kritisk tøyningsverdi vil drivkraften være forflytting av dislokasjoner. Eksperimentelle data som tøyning, tøyningshastighet og temperaturforhold ble samlet inn. Modellering av kornveksten er utført i tøyningsfri tilstand før varmarbeid og rekrystalliseringen er komplett.



Figur 2.17 Temperaturen = 350˚C, hastighet =0.1 mm/s. a) optisk mikrobilde, b) simulert kornstørrelse, og temperatur = 550˚C, hastighet = 0.1mm/s: c) optiskmikrobilde, d) simulert kornstørrelse[4]

I **Error! Reference source not found.** kan man se fordelingen av kornstørrelsen inne i emnet. Ved å sammenligne eksperimentelle målinger med FEM-simulerte kornstørrelser (**Error! Reference source not found.**, 2b) gjennom hele tverrsnittet, finner man en gjennomsnittlig feil på 12 % og ett maksimumsavvik på 57 %. Simuleringen som er gjort i Deform gir en interessant enighet med de eksperimentale forsøkene. Til informasjon er det interessant å vite at de områdene med mest avvik er de områdene med lavest temperatur og i den øvre delen av koppen hvor verktøyet kan forårsake inhomogen deformasjon og dermed en veggtykkelse som ikke er symmetrisk.

Som nevnt ble emnene varmebehandlet i steg 2. Det ble gjort i en ovn på 550˚C i 30 minutter. Deretter ble de luftavkjølt til romtemperatur og så varmet opp på nytt til 180˚C i ti minutter. Korndimensjonene ble analysert på nytt og resultatet kan man se i Figur 2.18.



Figur 2.18 Emnene etter varmebehandling: a)350˚C, 0.1 mm/s, b)350˚C, 0.1mm/s simulert, og c)550˚C, 0,1 mm/s, d) 550˚C, 0.1 mm/s simulert[4].

En økning av temperaturen førte til en økning av korndimensjonen. Spesielt når temperaturen gikk over 450˚C begynte en unormal periferisk kornvekst (Figur 2.18c).

I det tredje steget ble parametere for metallurgisk utvikling brukt til å simulere ekstruderingen av en bolt med diameter på 139 mm og startlengde på 293 mm. Profilens diameter var 36 mm.

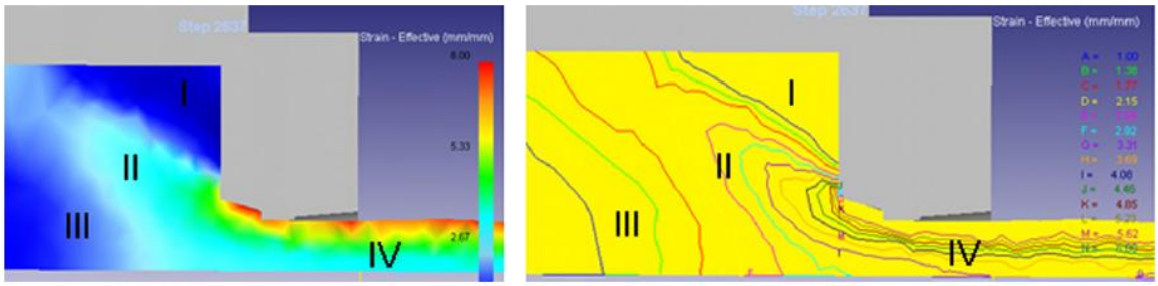
I **Error! Reference source not found.** og **Error! Reference source not found.** kan man se fordelingen av tøyningen og materialhastigheten. Fire forskjellige soner kan defineres med tanke på mengde tøyning og hastighet:

I, dødsone hvor tøyningen er under 1.

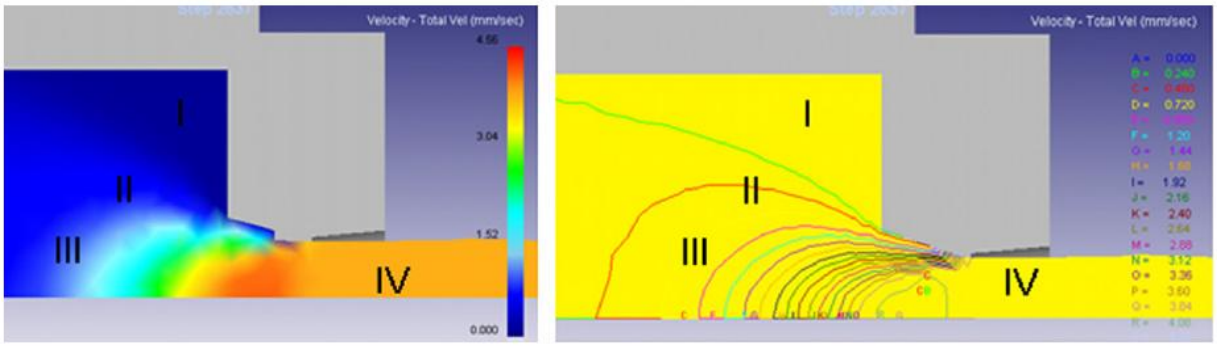
II, intensiv skjærsone hvor tøyningen når verdier mellom 1,7 – 4,5.

III, her har man en lavere tøyning på under 1,2.

I utgangssonen IV er det representert to soner med tøyning, en i overflaten med verdier opp til 8 og en indre sone med verdier på rundt 2,7. Temperaturene i simuleringsprosessen ble satt til 500˚C i bolten, stemplet og containeren hadde en låst temperatur på 310˚C og 450˚C. Starttemperaturen på verktøyet var 380˚C.

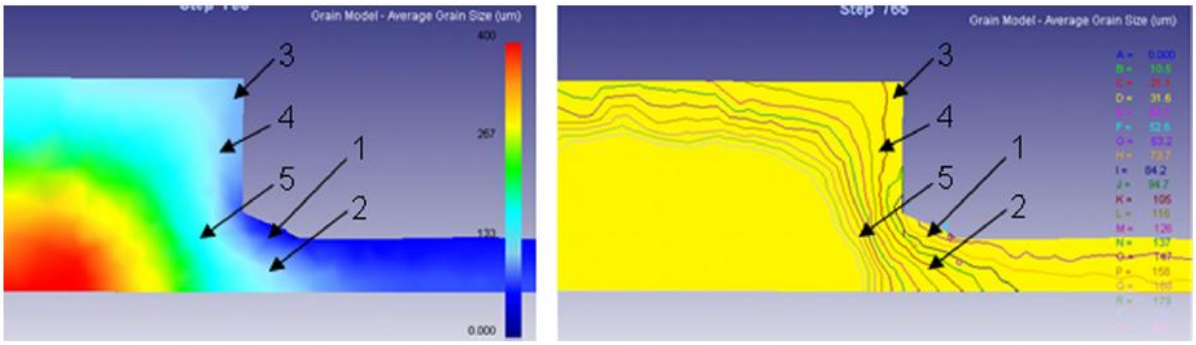


Figur 2.19 Fordelingen av tøyning i boltresten[4].



Figur 2.20 Fordelingen av materialhastigheten[4].

I Figur 2.21 kan man se de simulerte gjennomsnittlige kornstørrelsene. Kornstørrelsen i punkt 3 passer godt med de målte korna fra forsøket. I punkt 5 ble det uakseptabel prediksjon av kornstørrelsen. Korna her ble for store i forhold til hva man fant i forsøket. Størrelsene i punkt 4 viste også store sprik i kornstørrelsen. I punkt 1 og 2 er det predikert en kornstørrelser på 120µm og 70 µm mens det i eksperimentet ble målt 400 µm og 50 µm. Dette er i samsvar med at temperaturer over 450 ˚C så dannes det periferisk kornvekst hvis tøyningene overskrider en kritisk verdi. Vekstmodellen må modifiseres og tilpasset fenomener avhengig av tøyning og deformasjonsenergi. Fenomener som forgroving av korn i ytterringen og kornvekst krever en dypere etterforskning [4].



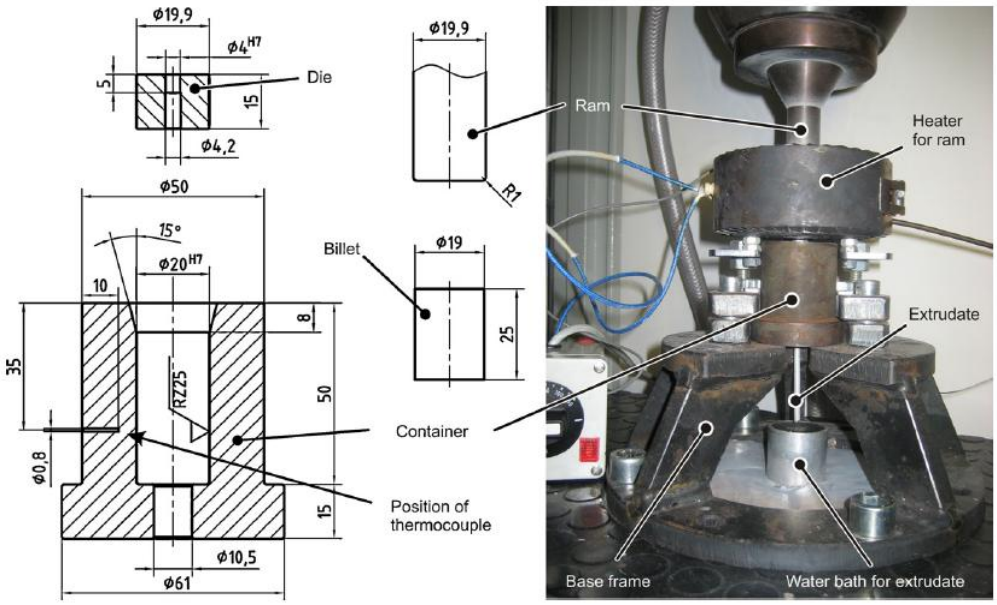
Figur 2.21 Fordelingen av gjennomsnittlige kornstørrelser i boltresten[4].

2.10 Dynamisk kornstrukturutvikling under Al-ekstrudering.

2.10.1 Litt om kornstruktur

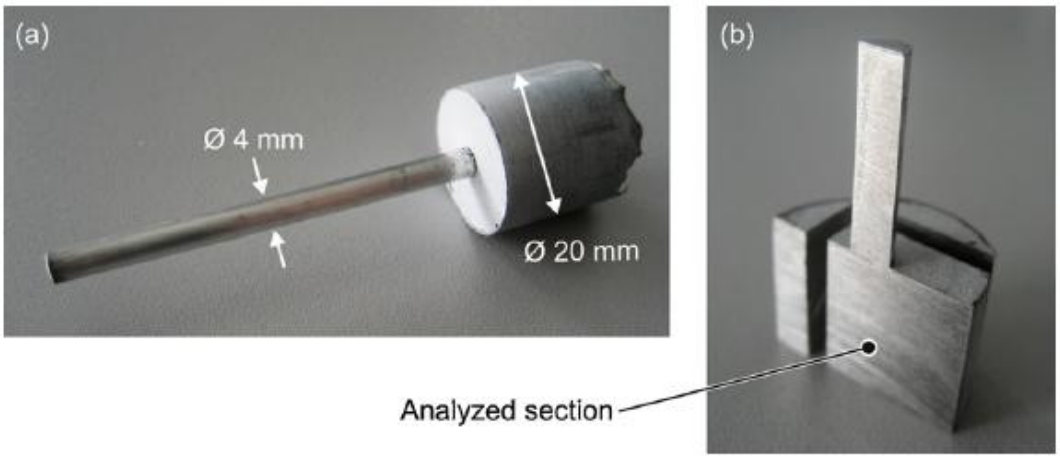
Det er presentert et studie [5] som ser nærmere på utviklingen av kornstrukturen under varmekstrudering av AA6082. Et lite ekstruderingsoppsett med avkjøling av restbolten etter ekstruderingen ble bygget. FEM ble benyttet for å analysere den stabile flyten i emnet og i tillegg ble det gjort en analyse av mikrostrukturen under ekstrudering. Analysen ble gjort i Deform 2D. Resultatet fra eksperimentet av dette arbeidet er startpunktet for å utvikle en godkjent numerisk modell som simulerer og forutser utviklingen av mikrostrukturen under varmformingsprosesser av AA6082.

Det som er mest interessant med Benteler's problemstilling er den statiske rekrystalliseringen som skjer etter ekstruderingen (oppstår blant annet når avkjølingshastigheten blir for lav). I dette arbeidet har man unngått å fremprovosere statisk rekrystallisering for å få et klarere bilde av kinetikken av den dynamiske rekrystalliseringen og gjenoppbyggingsmekanismene. For å få dette til er ekstruderingsoppsettet designet for å tillate øyeblikkelig avkjøling av emnet etter ekstrudering. Figur 2.22 viser oppsettet av ekstruderingen.



Figur 2.22 Enkelt oppsett av direkte ekstrudering [5].

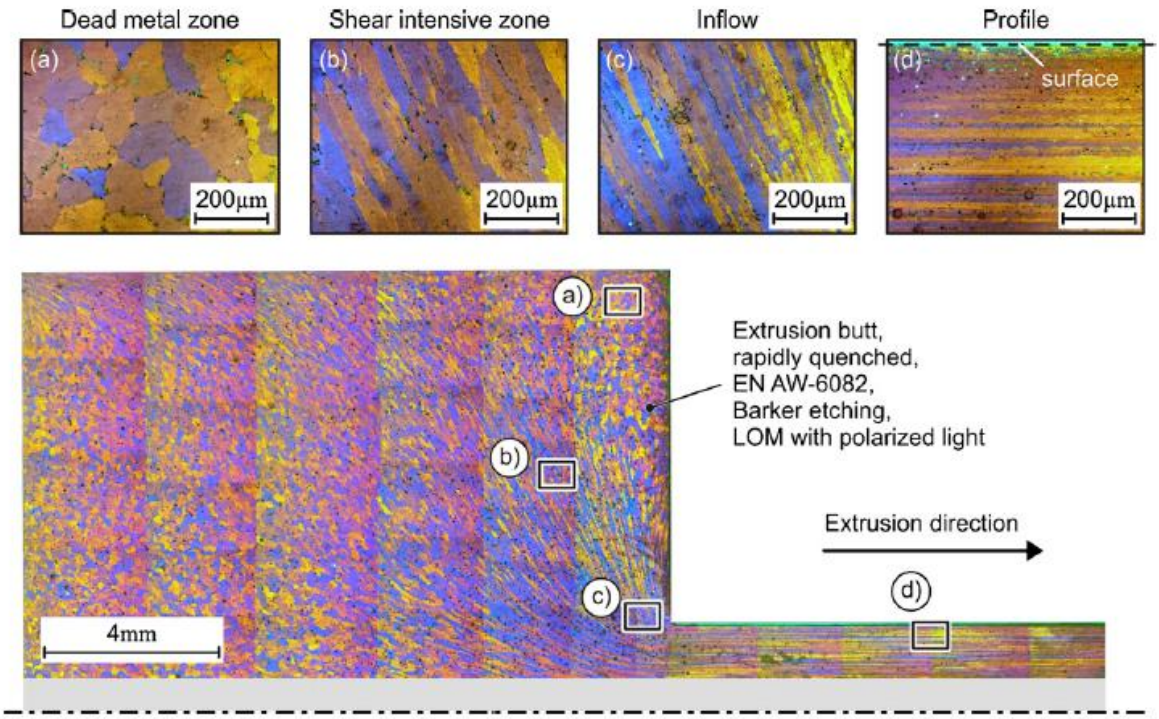
Stempelhastigheten var konstant ved 5 mm/s og stempelslag var maks 10 mm. Ekstrudatet gikk direkte ned i et vannbad for å få rask avkjøling. Ved ekstruderingens slutt ble en bit på 30 mm kuttet av ved verktøymunningen. Bolten ble ekstrudert i to sekunder. Containeren, verktøyet og pressresten ble så avkjølt i vannbadet. Deretter ble håndteringen av pressresten og verktøysystemet utført på tre sekunder. En brå avkjøling av pressresten førte altså til at man stoppet statisk rekrystallisering og kornvekst. Pressresten ble deretter delt i to, vertikalt på midten, og deretter etset. Se Figur 2.23.



Figur 2.23 a)Resten av ekstruderingstesten, b)Tverrsnittet av presset [5].

I Figur 2.24 kan man se en illustrasjon av kornstrukturen i bolten gjort med lysmikroskop (LOM) og polarisert lys. Figuren viser at mikrostrukturen er forskjellig fra sone til sone i materialet. Fire forskjellige soner kan observerses i bolten. Det er dødsonen, skjærintensivsonen, materialinnstrømmingssonen og profilutgangssonen. Observasjonene med LOM viser at

profilens overflate hovedsakelig består av materiale som flyter fra den intensive skjærsonen og materialinnstrømmingssonen i bolten. Dette området i profilens overflate inneholder altså informasjon om utviklingen av mikrostrukturen i de to sistnevnte boltsonene.



Figur 2.24 Kornstruktur av ekstruderingsstumpen ved hjelp av polarisert lys. a) dødmetallsonen, b) skjærintensivsonen, c) materialinnflytningssonen og d) profilutgangssonen[5].

I tillegg til LOM-undersøkelsen ble det benyttet elektron diffraksjon (EBS – electron backscatter diffraction) slik at man kan bestemme kornstørrelsene, krystallografiorienteringen og subkornenes misorientering.

Simuleringen i Deform 2D ble gjort med tanke på å følge et lite boltareal som gjennomgår betydelig plastisk deformasjon lang den intensive skjærsonen, langs materialinnflytningssonen og i profilutgangssonen. Dette ble gjort i håp om å undersøke et materialpunkt langs den stabile flytelinjen og observere utviklingen av mikrostrukturen under deformasjon. Startbetingelsene for den termomekaniske simuleringen av ekstruderingen er gitt i Tabell 1

Initial conditions for the 2D-simulation of hot direct extrusion.

Billet diameter	19 mm
Billet length	25 mm
Initial billet temperature	537 °C
Extrusion ratio	25:1
Die temperature/shear friction coefficient	520°C/1
Container temperature/shear friction coefficient	520°C/1
Ram temperature/shear friction coefficient	420°C/1
Ram speed	5 mm/s
Heat transfer coefficient (billet/tools)	11 kW/(m² °C)

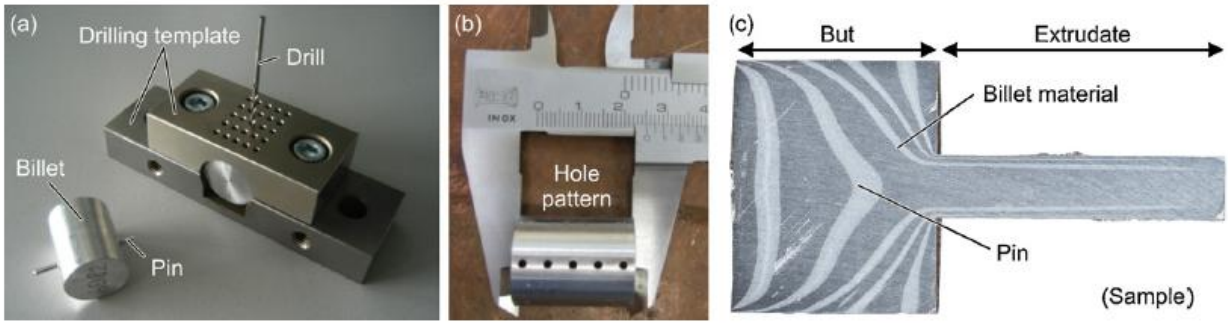
Tabell 1[5].

Flytspenningen til materialet var bestemt eksperimentelt ved torsjonstesting i den hensikt å oppnå flytspenninger under høye tøyninger. Ligningen for flytspenningen ser slik ut:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\alpha} sinh^{-1}\left[[\frac{1}{A}\dot{\varepsilon}\exp(\frac{Q}{RT})]^{\frac{1}{n}}\right] = \frac{1}{\alpha} sinh^{-1}\left[(\frac{Z}{A})^{1/n}\right] \qquad (24)$$

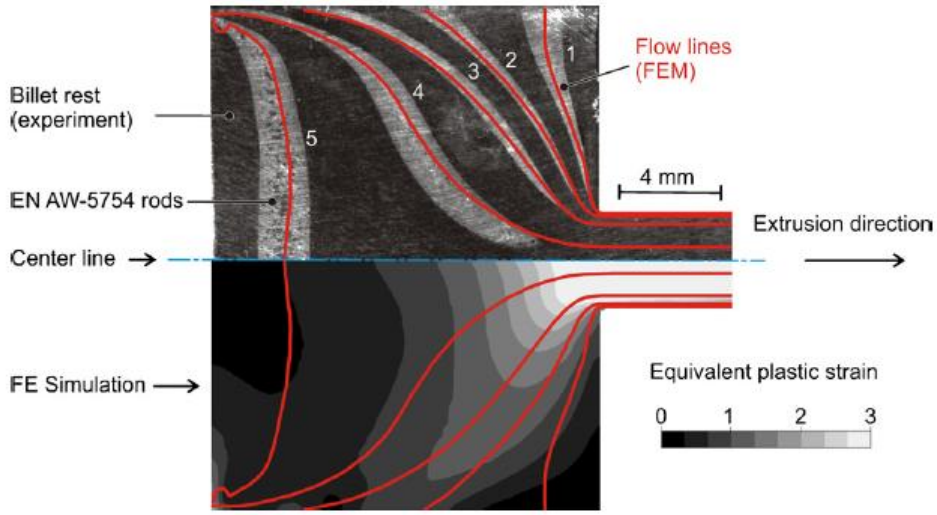
Symbolene i uttrykket betyr:
n= 2,976, en konstant
Q=153kJ/mol
A=2,39 x $10^8 s^{-1}$
R=8,314J/(Kmol)
α=0,052 MPa^{-1}.
Temperaturen er uttrykt i Kelvin.

For å bekrefte kvaliteten på simuleringen måtte flytlinjene fra eksperimentet bestemmes. Flytlinjene ble laget ved å bore fem hull inn i siden på bolten og deretter stikke inn fem pinner av AW 5754-legering. Denne legeringen har en spenningsoppførsel som er lik boltmaterialet. Etter ekstruderingen ble boltstumpen delt i to og etset med kaustisk soda, de to forskjellige legeringene får ulike farger og man kan se flytmønsteret (Figur 2.25 c).



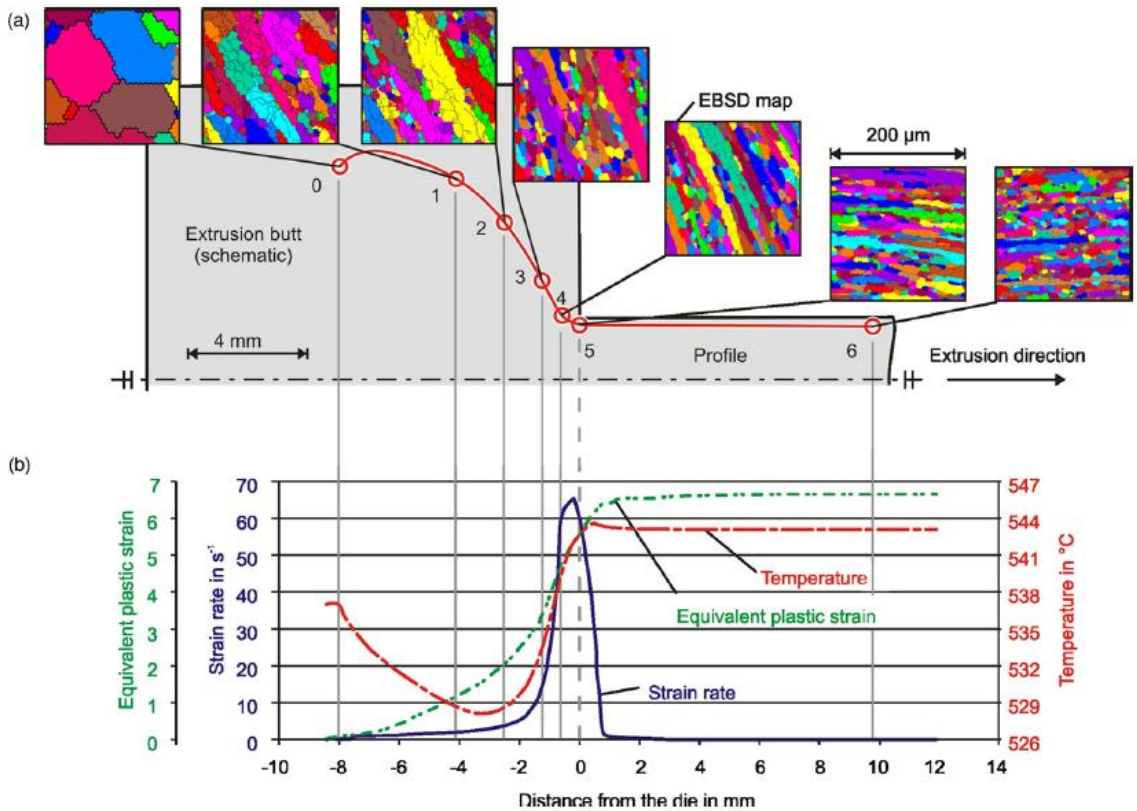
Figur 2.25 Prosedyren av viskoplastisk analyse: a) boringsmal, b) oppboret bolt og c) flytmønster i den

langsgående tverrsnittet av en delvis ekstrudert bolt [5].



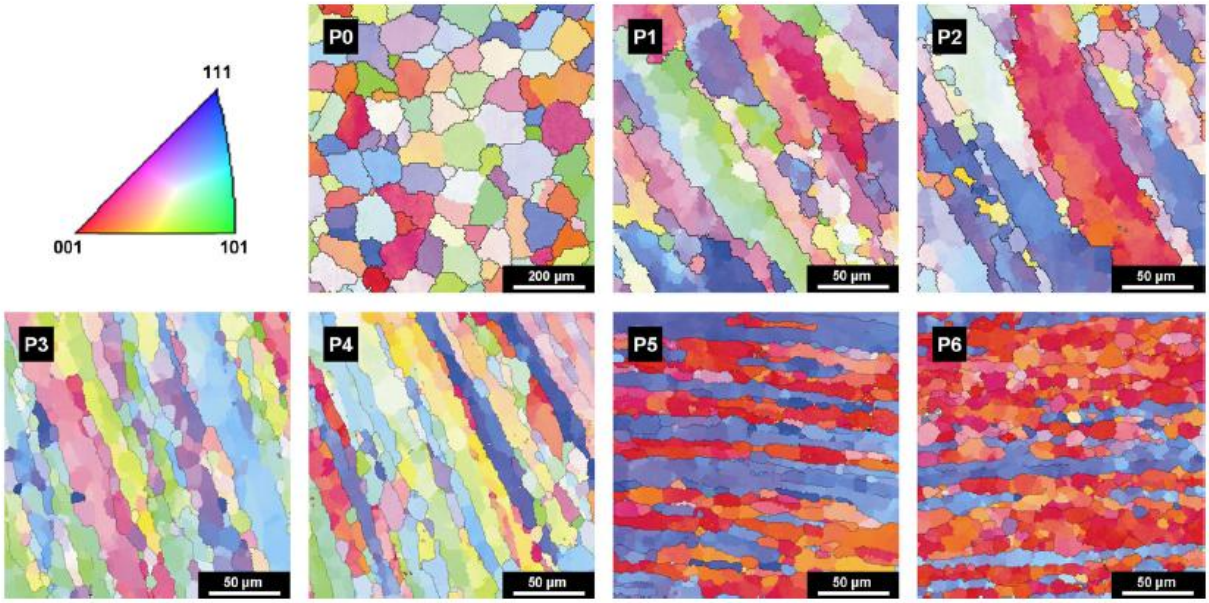
Figur 2.26 Viskoplastisk undersøkelse av direkte ekstrudering og sammenligning av flytlinjene med numerisk prediksjon og FE-simulering av ekvivalent plastisk tøyningsfordeling i bolten. Skjærfriksjonen ble satt m=1 for kontakten mellom bolt-container og bolt-verktøy i simuleringen[5].

I FE-simuleringen ble den stabile flytlinjen bestemt i et punkt som lå 0,2 mm under overflaten på profilen. Etter at bolten ble snittet i to, ble delene mekanisk polert ned til kornstørrelser på 5 µm og deretter elektropolert ved 30 V under – 25˚C i en løsning av 5 % perklorsyre.

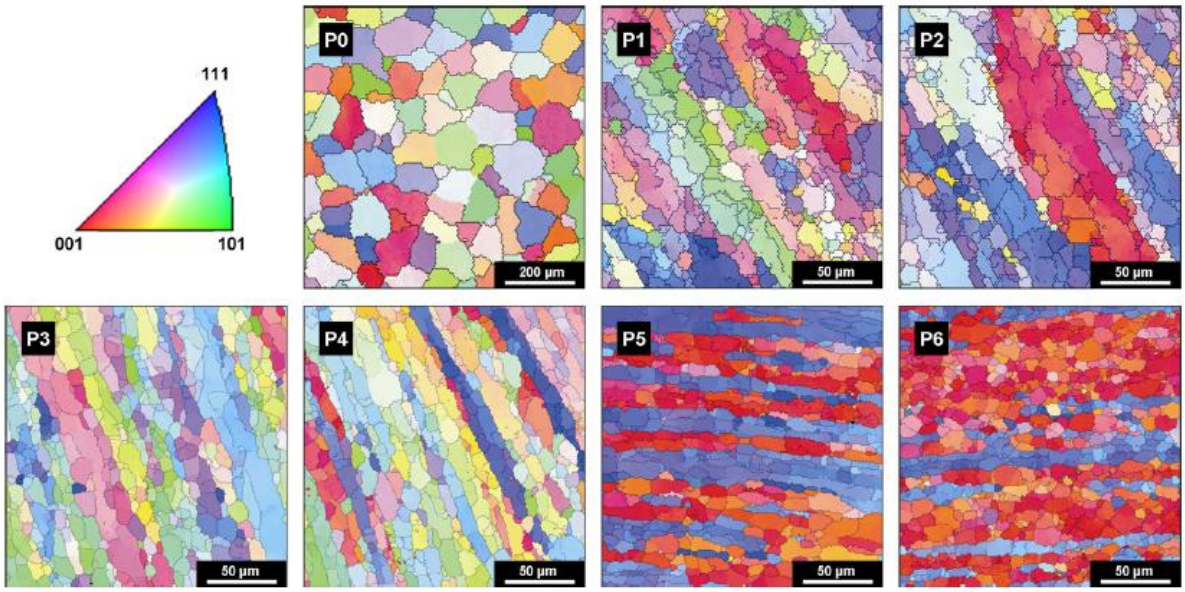


Figur 2.27 a) Stabil flytelinje av et utvalgt materialpunkt og utviklingen av mikrostrukturen oppnådd i en EBSD-analyse. b) Utviklingen av tilstandsvariabler i henhold til FE-analyse [5].

Punktene 1 – 6 i Figur 2.27 a, viser forlengede korn med prioritert orientering relativ til flyteretningen av materialet. Punkt null i den samme figuren representerer den udeformerte tilstanden i bolten. I Figur 2.28 og Figur 2.29 er henholdsvis høyvinklede (≥ 15˚) og lavvinklede (< 15) korngrenser på det utvalgte materialpunktet illustrert separert. I starten (P0) inneholder det udeformerte materialet få subkorn. I hvert punkt langs materialflytelinjen (P1 –P6) kan man se formasjonen av lavvinklede korngrenser inne i de langstrakte korna. En økning i deformasjonen langs flytlinjen gir etter for utviklingen av subkorn. Dette resulterer i en mikrostruktur som er blandet av lav og høy-vinklede korngrenser. Sammenklemmingen av langstrakte korn på grunn av den sterke deformasjonen gir små korn som segmenteres fra det originale materialet. Forgroving av kornene på profilens overflate er ikke observert siden oppsettet var laget for å unngå statisk rekrystallisering.

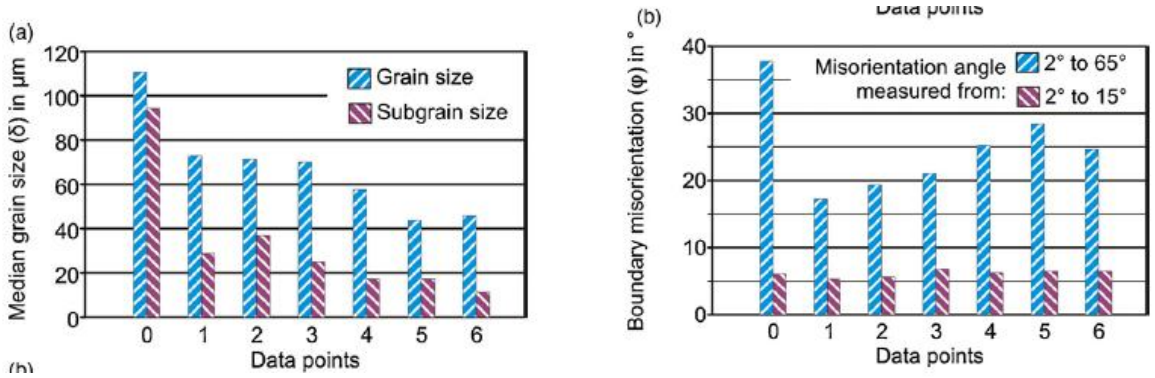


Figur 2.28 Korngrense med høy vinkel (≥ 15˚) i udeformert materiale (P0) og punkter på den undersøkte flytlinjen av ekstruderingen (P1 – P6, se Figur 2.27) oppnådd med EBSD-måling. Ekstruderingsretningen er fra venstre mot høyre[5].



Figur 2.29 Korngrenser med lav vinkel (<15˚) i udeformert materiale (P0) og punkter på den undersøkte flytlinjen av ekstruderingen (P1 – P6, se Figur 2.27) oppnådd med EBSD-måling[5].

I Figur 2.30 a) er middel-kornstørrelsen og subkornstørrelsen av de seks oppgitte målepunktene illustrert. Subkornstørrelsen minker med økende deformasjon og stabiliserer seg på en størrelse på rundt 11 µm. En forfining av kornstørrelsen med økende deformasjon er også observert, hvor startstørrelsen på korna er 110 µm og minker til en størrelse på 46µm. I Figur 2.30 b) vises et histogram av lav- og høyvinkla grenseorienteringer (low and high angle boundary misorientations) av det udeformerte materiale og de seks andre målte punktene.



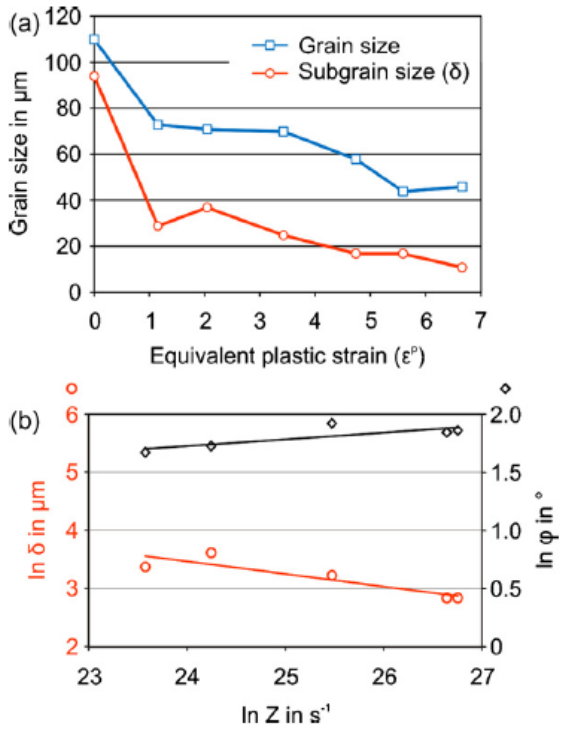
Figur 2.30 a) Kornstørrelser. b) Gjennomsnittlig høyvinklede grenseorientering (2-65˚) og gjennomsnittlig lavvinkel grenseorientering (2-15˚) i udeformert materiale og seks andre målte områder i pressresten oppnådd ved bruk av EBSD[5].

Mekanismen for dannelse av fine korn(fine grain formation) kan direkte assosieres med tøyningsindusert (strain induced) vekst av høyvinklede korngrenser.

De fysiske lovene om mikrostrukturparametere er vanligvis innlagt i FEM-simuleringen som interne tilstandsavhengige parametere. Utviklingslovene for de tilstandsavhengige variablene er

igjen generelt avhengig av deformasjons- og temperaturtilstanden for hvert vilkårlige punkt i materialet.

Ved å bruke eksisterende utviklede mikrostrukturparametere kan simuleringen av mikrostrukturens egenskaper i den ekstruderte profilen oppnås i en termomekanisk simuleringsprosess med egnede utviklingslover for mikrostruktur. I tidligere arbeid har utviklingen av mikrostrukturparametere slik som subkorn størrelser, blitt relatert henholdsvis til utviklingen av plastisk tøyning og til den temperaturkompenserte tøyningsraten Z (Zener-Hollomon-parametere). Figur 2.31 a) viser utviklingen av kornstørrelsen og subkornstørrelsen ved økende plastisk tøyning. Figur 2.31 b) viser forholdet mellom subkornstørrelsen og Z som er illustrert sammen med utviklingen av orienteringsvinkelen. For å kalkulere Z er plastisk tøyningshastighetene og temperaturene hentet fra Figur 2.27 b) som illustrere utviklingen av tilstandsvariabler i henhold til FE-analyser. I punkt 0 og i punkt 6 er selvfølgelig tøyningshastigheten 0. Rask økning av tøyningshastigheten er observert spesielt på tvers av deformasjonssonen hvor materialet flyter inn i verktøymunningen.



Figur 2.31 a) Utviklingen av kornstørrelse og subkornstørrelse med økende plastisk tøyning. b) Forholdet mellom subkornstørrelse, lavvinklede grensemisorientering og temperaturkompensert tøyningshastighet Z [5].

2.10.2 Oppsummering

Med bakgrunnen i arbeidet presentert i dette avsnittet, konkluderes det med at validering av fysisk baserte modeller for mikrostrukturparametere krever kunnskap om utviklingen av mikrostruktur under prosessen som vel som starttilstanden til mikrostrukturen. I tillegg vil en

bestemmelse av mikrostrukturutviklingen langs den deformerte løypa i skjærintensive sonen, åpne døren for verifisering av utviklingslovene for en numerisk prediksjon av mikrostrukturen. Resultatet av arbeidet gir en passene ramme for å bestemme DRX under direkte ekstrudering. Det er gitt en eksperimentell base for modellering av DRX under varmformingsprosess av AA6082. Basert på disse resultatene vil en prediksjon av statisk rekrystallisering, kornvekst og utfelling komme i fremtidige studier [5].

2.11 Sheppard sitt arbeid

Ved Bournemouth University i England er det gjort en del arbeid og forsøk på å simulere mikrostrukturutviklingen i ekstrudering av Al. Her understrekes det at for å kontrollere mikrostrukturfordelingen i sluttproduktet, må mikrostrukturutviklingen under deformasjon være fundamentalt forstått.

Arbeidet i England har hovedsakelig tatt for seg modellering og simulering av 2XXX-legeringer. Fysiske modeller som er basert på dislokasjonstetthet, subkorn størrelser og kornorientering har blitt integrert inn i et kommersielt FEM-program for simulering av ekstrudering. Kvantitativ prediksjon av statisk rekrystallisering er en målsetting for produsenter av produkter med høye kvalitetskrav. Gjennom 90-tallet har modelleringsteknikker av statisk rekrystallisering (SRX) blitt gjort med stor fremgang. Men tidligere arbeid med numeriske studier av SRX har bare konsentrert seg om varmvalsingsprosesser som avviker stort i betingelser som fordeling, størrelse og vanskelighetsgrad sammenlignet med ekstrudering. Noen få empiriske modeller foreslår å relatere re-krystallisasjonskinetikk med formingsparametere. Mikrostrukturen gjennomgår veldig kompliserte utviklinger under ekstrudering. Fordelingen av mikrostrukturen over tverrsnittet og langs lengden av ekstrudatet varierer betraktelig under normale ekstruderingsforhold, som for eksempel ved konstant stempelhastighet.

Inntil 2003 har det ikke blitt rapportert teoretiske studier for kontroll av mikrostrukturen ved å justere formingsparametere slik som temperaturgradienten i bolten, stempelhastighet, verktøytemperatur og containertemperatur.

I 2003 ble det først introdusert varierte metallurgiske modeller for Al-legeringer under varmdeformasjon. Deretter ble FEM-formuleringer illustrert. Forandringen i mikrostrukturen under normale og isotermiske ekstruderingsforhold med tanke på re-krystallisert materiale X_v (volume fraction recrystallised) og re-krystalliserte kornstørrelse er diskuter med en kombinasjon av FEM og ulike fysiske modeller.

De metallurgiske modellene blir presentert matematisk, som fraksjon rekrystallisert materiale X_v, tiden som tar før 50% av materialet er rekrystallisert t_{50}, Zener-Hollomon parametere Z, størrelsen på det re-krystalliserte kornet d_{rex}, nukleasjonstetthet ved rekrystalllisasjonen N_v

(density of recrystallisation), korngrensearealet per volumenhet S_v (grain boundary area), den lagrede energien i materialet P_D og den interne dislokasjonstettheten ρ_i.

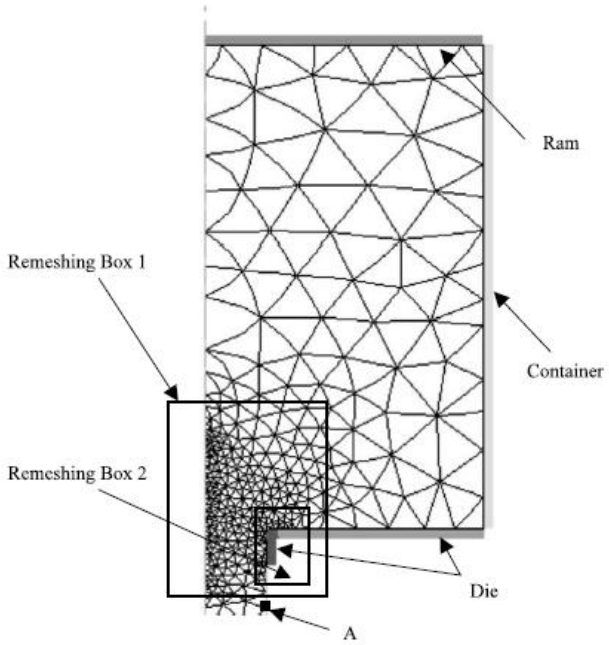
En FEM- formulering basert på Lagrange beskrivelse presenterer varierte ligninger om, materialkonsistensen K (material consistency), Trescas friksjonslov, Norton-Hoff sin viskoplastiske varmespredning $\dot{q}$ og den isotropiske viscoplastiske lov som beskriver s (isotropic viscoplastic).

To Al-legeringer ble studert i deres arbeid , AA2014 og AA2024. Alt materiale ble homogenisert i 24 timer under 500˚C med etterfølgende kjøling til romtemperatur. Alle boltene ble deretter ekstrudert fra en container med en diameter på 75 mm og et verktøy med flat overflate og verktøylengde på 5 mm. Boltenens lengde var 95 mm. Stempelhastigheten og bolttemperaturene varierte i et området på 3 – 13 mm/s og 300-500˚C. Alle ekstrudatene ble bråkjølt. Ekstrudater av AA2014 ble oppløsningsglødet (solutionized) ved 500˚C i 30 minutter etterfulgt av vannkjøling ned til romtemperatur og deretter herdet (bråkjølt) i en luftsirkulerende ovn.

Så ble subkornstørrelsene målt. Minst 50 subkorn ble målt fra hvert emne. Dislokasjonstettheten ble målt og målepunktene ble lagt i det symmetriske planet langs bredden.

2.11.1 FEM-analyse

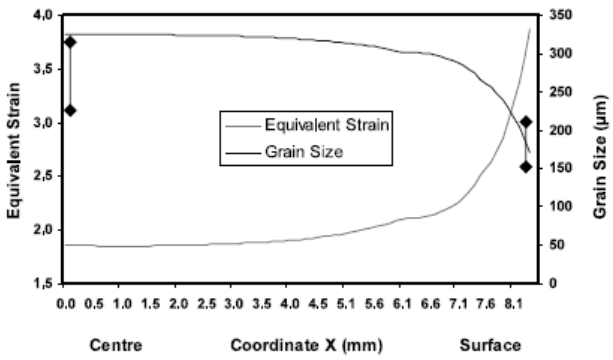
Stempel, container og verktøy ble antatt faste (fixed), altså ingen deformasjon av disse delene. Alle verktøydelene fikk egen temperaturdefinering. For å øke nøyaktigheten og redusere analysetiden ble det laget to remeshingsvinduer på modellen. Se Figur 2.32.



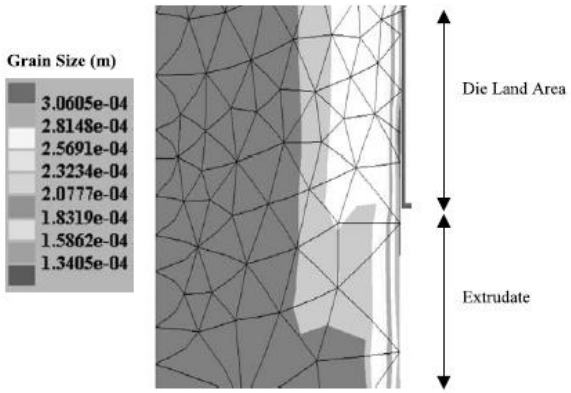
Figur 2.32 FEM-modell og lokalisering av målingene [9].

Hjørneradius på matrisen er 0,5 mm. Innenfor boks nr.1 er elementstørrelsen 0,8 mm. I nettverksvindu nr. 2 er elementstørrelsen på 0,25 mm. Varmeoverføringskoeffisienten (heat transfer coefficient) mellom bolten og verktøyet, stempelet, og containeren er satt til 25000 $W^{-1}K^{-1}$. Konvektivt varmeovergangstall er på 10 $W^{-1}K^{-1}$.(convective heat transfer coefficient) Friksjonen mellom bolten og stempelet var satt til m=0,7 og m=0.9 mellom bolten og containeren (Trescas friksjonsmodell). Friksjonen i kontaktflaten mellom bolten og verktøyet ble satt til m= 0,3.

2.11.2 Simulering av mikrostrukturen



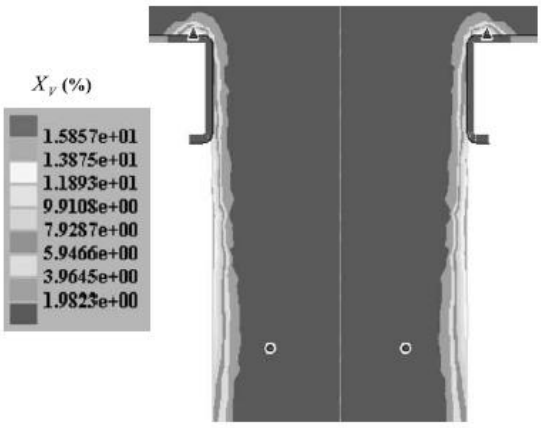
Figur 2.33 Fordelingen av ekvivalent tøyning og re-krystallisert kornstørrelse langs tverrsnittet av direkte ekstrudert AA2014[9].



Figur 2.34Fordelingen av kornstørrelser for direkte ekstrudering av AA2014[9].

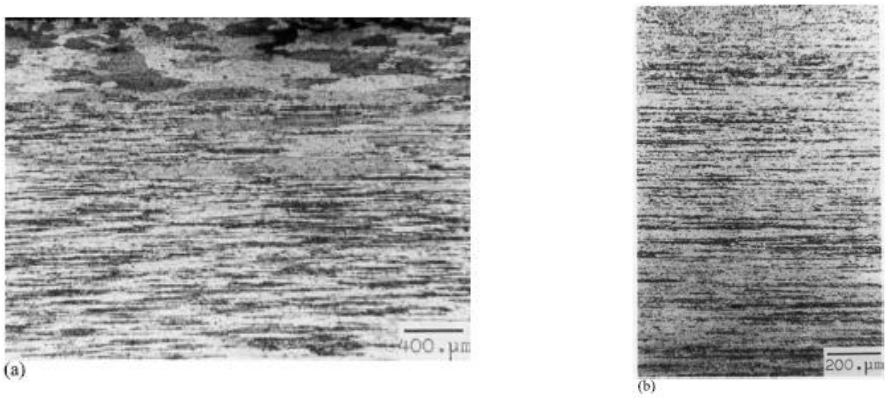
Figur 2.33 og Figur 2.34 viser predikerte resultatene med hensyn til re-krystallisert kornstørrelse etter en oppløsningsgløding (solution treatment) ved 500˚C i 30 minutter etterfulgt av vannavkjøling.

Figur 2.33 indikerer at kornstørrelsen minker fra sentrum og ut til overflaten av det ekstruderte tverrsnittet mens den ekvivalente tøyningen viser en motsatt fordeling. Ifølge studier av varmvalsing har tøyningsveien en viktig påvirkning av SRX. Den fysiske modellen som ble nevnt er i stand til å håndtere forandringer i tøyningsveien (strain path). Fordelingen av kornstørrelser i direkte ekstrudering av AA2014 er vist i Figur 2.34.



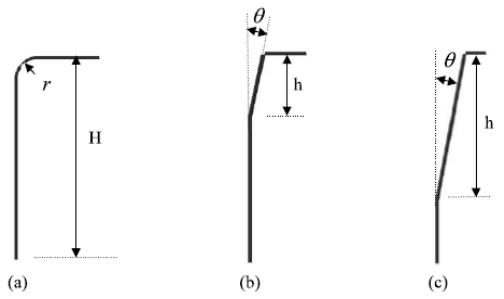
Figur 2.35 Fordelingen av Xv i direkte ekstrudert AA2024[9].

To strukturtyper er representert i ekstrudatet etter bråkjøling: Figur 2.36 a) en fiberlignende kjerne (fibrous core) omgitt av et skall med re-krystalliserte korn, den andre typen er en fiberlignende kjerne med tungt skjærdeformerte korn langs periferien Figur 2.36 b).



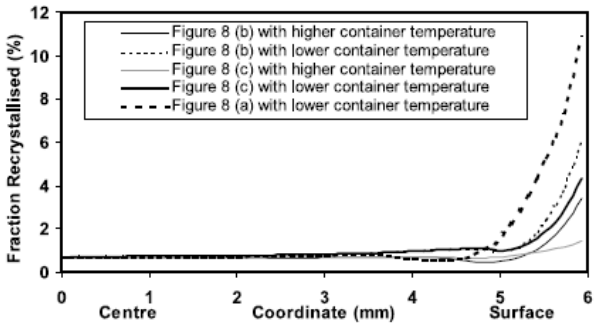
Figur 2.36 Typisk mikrostruktur for avkjølte ekstrudater. a) Kanten og b) senter[9].

Den første strukturtypen er vanligvis observert ved høyere ekstruderingstemperaturer (> 350˚C) og den andre typen ved lavere ekstruderingstemperatur er (< 350˚C). Mikrostrukturen vist i Figur 2.35 hører til den første typen. Studier viser at ekstruderingsverktøy som har en innsnevret (choked) verktøyåpning kan hindre periferisk forgroving av korn og forhøye stempelhastigheten. For å studere påvirkningen av verktøykonfigurasjonen på SRX, er det foreslått tre forskjellige verktøytyper, vist i Figur 2.37.

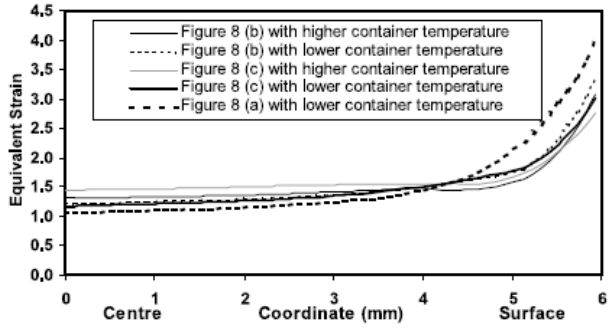


Figur 2.37 Skjematisk tegning av verktøykonfigurasjonen. a) r=0,5 mm, b) h= 1,5 mm, θ=10˚, c) h= 3,5 mm, θ=10˚[9].

x_v er kalkulert med varierte ekstruderingsbetingelser i Figur 2.38.



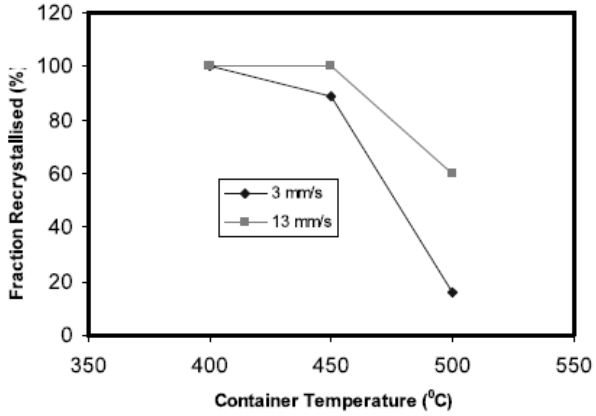
Figur 2.38 Fordeling av X_v under varierte ekstruderingsbetingelser[9].



Figur 2.39 Fordeling av ekvivalent tøyning under varierte ekstruderingsbetingelser[9].

I Figur 2.38 er det slik at høy containertemperatur betyr lik starttemperatur for container og bolt, 450˚C. Lav containertemperatur betyr starttemperatur på 100˚C mindre enn bolten, altså på 350˚C. Det er tydelig fra Figur 2.38 at Xv minker betydelig med økende verdi av *h* på verktøyet. Parameteret *h* har altså en åpenbar effekt på X_v. Grunnen er gjennom den korresponderende fordelingen av ekvivalent tøyning i tverrsnittet (Figur 2.39). Man ser at det er en mer uniform fordeling av ekvivalent tøyning i tverrsnittet for det tilfellet med høyere containertemperatur og med en *h* =3,5 mm.

Figur 2.38 indikerer også at høyere containertemperatur hjelper å forhindre forekomsten av rekrystallisering (genererer lavere X_v). For Al-3 % Cu-legeringer, etter løsningsbehandling i 30 minutter og med en temperatur på 500˚C (Figur 2.40), er det observert at containertemperaturen har betydelig påvirkning på X_v. Lav containertemperatur generere høyere X_v. Figur 2.40 indikerer også at X_v øker med økende stempelhastighet. Dette fenomenet kan forklares gjennom variasjonen i flytspenningen og da også variasjonen av deformasjonsgraden.



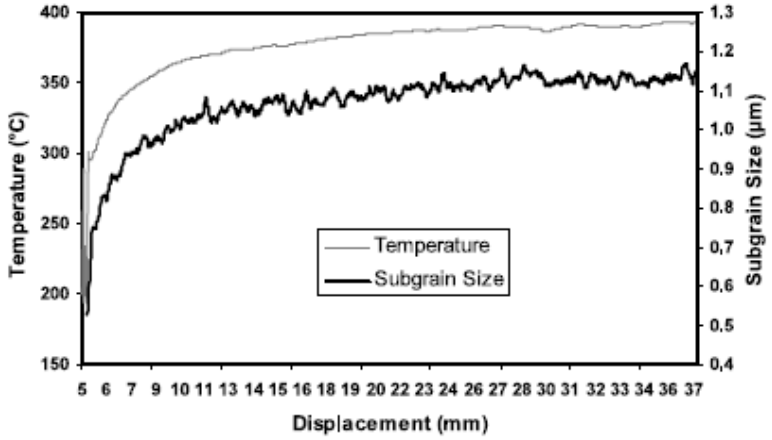
Figur 2.40 Variasjonen i X_v med containertemperaturen for Al-3 % Cu-legering [9].

Økning i stempelhastigheten produserer høyere tøyningshastighet og derav høyere flytspenning og større mengde deformasjon. Økningen i deformasjon betyr mer plastisk arbeid konvertert om til varme, som igjen forårsaker temperaturøkning og bidrar til å redusere flytspenningen.

Temperaturøkningen vil også alltid være ”forsinket” sammenlignet med den øyeblikkelige responsen av endringer i tøyningshastigheten og med variasjonen i stempelhastigheten. Derfor vil tendensen til å øke flytspenningen gjennom en økning av tøyningshastigheten overveies i stedet for å redusere den.

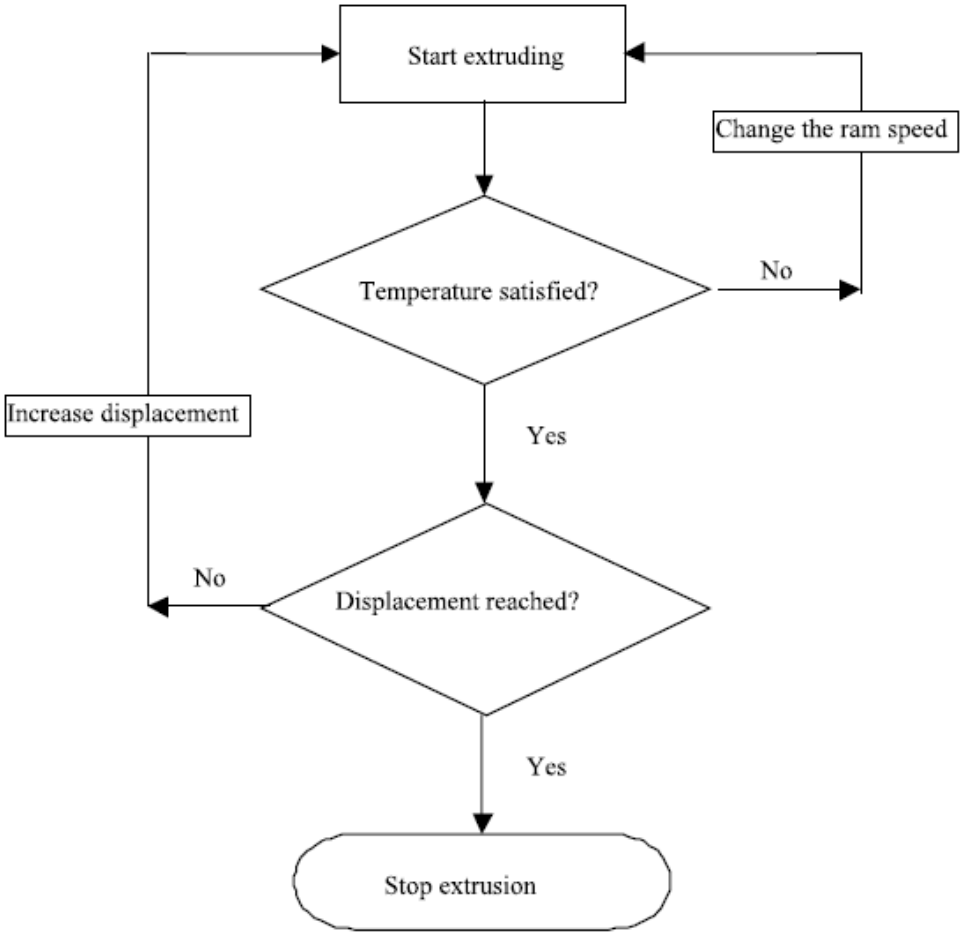
2.11.3 Kontroll av mikrostrukturen

La oss se nærmere på direkteekstrudering av AA2014. Figur 2.41 viser at fordelingen av temperatur og subkornstørrelse langs lengden av ekstrudatet er ikke-uniform under konstant stempelhastighet. Temperaturen stiger raskt de første 15 mm av stempelforskyvningen og deretter forandres den sakte i de gjenværende forskyvningen. En total temperaturstigning på 90˚C er observert for en begynnende ekstruderingstemperatur på 300˚C. og et pressforhold på 20.



Figur 2.41 Profilprediksjon under konstant stempelhastighet for direkte ekstrudering av AA2014 [9].

En isotermisk ekstruderingsprosess ble foreslått på 1960-tallet [9]. Et typisk flytdiagram av isotermisk ekstrudering er vist i Figur 2.42. Det sentrale her er valget av temperaturområde som hovedsakelig avhenger av kundenes krav av mekaniske egenskaper.

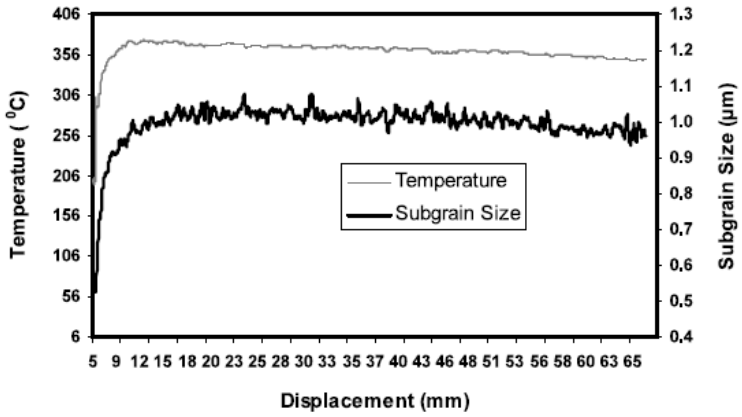


Figur 2.42 Flytdiagram av isotermisk ekstrudering [9].

Det er kjent at temperaturen har stor innflytelse på de mekaniske egenskapene men nyere studier viser at subkornstørrelse også har en mer direkte kobling til mekaniske egenskaper. På grunn av dette er det foreslått at subkornstørrelser kanskje bør erstatte temperaturen i Figur 2.42 som kriterie for justeringen av stempelhastigheten.

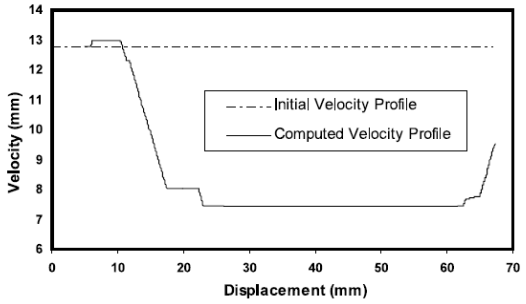
I motsetning til Figur 2.41 hvor stempelhastigheten er konstant, er det i Figur 2.43 kalkulert historien av temperaturen og subkornstørrelsen ved å bruke nettopp subkornstørrelsen til å kontrollere stempelhastigheten. Målet er en subkornstørrelse på 1µm med en variasjon på ± 0,15 µm. Her er da den nye ekstruderingsprosessen en iso-subkornstørrelsesekstrudering (iso-subgrain size extrusion) som er forskjellig fra den vanlige isotermiske ekstruderingen. Det er også gjort forsøk på dette prinsippet i ulike forsøk men til industriell virksomhet blir dette for upraktisk.

Stempelhastigheten blir for lav i deler av ekstruderingen for å opprettholde en konstant subkornstørrelse. Selvfølgelig kan man øke intervallet på stempelhastigheten og redusere kravet på subkornstørrelsen. Dette er også forsøkt og produktiviteten øker, men å treffe nøyaktig på den subkornstørrelsen man ønsker seg blir fremdeles vanskelig. Dette indikerer hvor komplekst forhold det er mellom subkornstørrelsen og stempelhastigheten. Dessuten vil en økning i stempelhastigheten føre til en økning av tøyningshastigheten og temperaturen vil derfor stige.

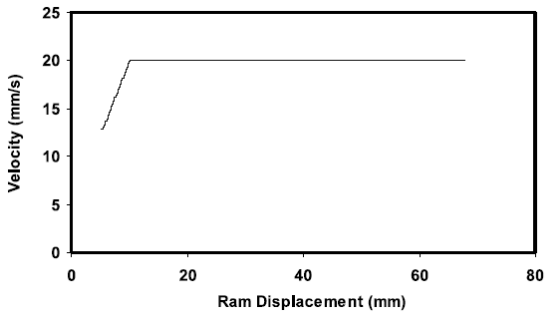


Figur 2.43 Profilprediksjon under variert stempelhastighet for direkte ekstrudering av AA2014 [9].

Hvis tøyningsraten øker betydelig og temperaturen forandrer seg sakte, kan effekten av tøyningsraten balansere effekten av temperaturen. Dette resulterer i liten forandring på subkornstørrelsen. Figur 2.44viser den kalkulerte stempelhastigheten som må til for å opprettholde en konstant subkornstørrelse (iso-subkornstørrelsesekstrudering).Figur 2.44 viser designet stempelhastighet for å opprettholde en subkornstørrelse på 1,2 µm. Produktiviteten er forbedret her i forhold til at stempelhastigheten er høyere og mer stabil. Sammenligner man Figur 2.44 og Figur 2.45 kan man se at to fullstendig motsatte profiler er presentert selv om subkornstørrelsen bare forandrer seg fra 1 til 2µm. Dette indikerer at subkornstørrelsen ikke er sensitiv til forandring av stempelhastigheten selv om stempelhastigheten øker fra ca. 7 til 20 mm/s. Det konkluderes derfor med at subkornstørrelse ikke passer som et kriterie for kontrollen av mikrostrukturen når bare stempelhastigheten varieres.

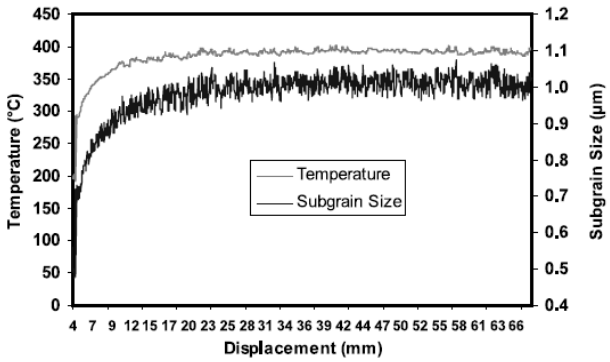


Figur 2.44 Sammenligning av profilhastigheter[9].

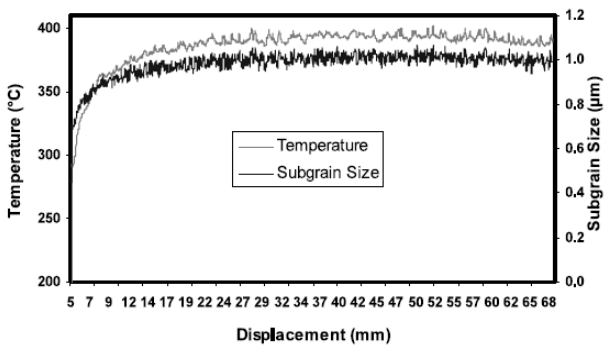


Figur 2.45 Kalkulert ny profilstempelhastighet [9].

I Figur 2.46 ser vi vi at temperaturen nesten er konstant rundt 400˚C. Hvis man gjennomfører en isotermisk ekstrudering med sikte på en temperatur mellom 397˚C og 403˚C , kan man se den kalkulerte historien over subkornstørrelse i Figur 2.47 . Figur 2.46 og Figur 2.47 er helt like , det er ingen synlige forskjeller bortsett fra at den korresponderende kurven i Figur 2.47 er jevnere. Resultatet indikerer at isotermisk ekstrudering (isothermal extrusion) er godkjent for kontroll av mikrostrukturen og er overlegen i forhold til iso-subkornstørrelsesekstrudering (iso-subgrain size extrusion), sett fra et industrielt perspektiv.



Figur 2.46 Kalkulert historie av temperaturen og subkornstørrelsen ved gjennomføring av iso-mikrostrukturekstrudering [9].



Figur 2.47 Kalkulert historie av temperatur og subkornstørrelse ved gjennomføring av isotermisk ekstrudering [9].

2.11.4 Videre arbeid

For FEM-modellen er effekten av varmeoverføringen mellom verktøy, stempel og container ignorert. En singel temperaturverdi er brukt for verktøyet i simuleringen. Dette fører naturligvis til mindre nøyaktighet, spesielt for studie av mikrostrukturen siden tidligere arbeid har vist at temperaturen er den viktigste faktoren som påvirker mikrostrukturutviklingen inne i bolten. Slike tap ble kompensert ved å velge passende verdi på varmeovergangstallet(heat transfer coefficient), bestemt ved hjelp av invers analyse

I den inverse analysen er varmeoverføringen behandlet som en variabel som passer den kalkulerte ekstruderingskraften og subkornstørrelsen.

Videre skrives det at X_v og d_{rex} (rekrystallisert kornstørrelse) har en større betydning for praktisk verktøydesign jo mer komplisert profilformen blir. Dette er med tanke på verktøyradius, bærelengde, portstørrelse, brohøyde og dybden på sveisekammeret.

Realistisk friksjonsmodell er også viktig. Det nevnes at friksjon er en viktig parameter for X_v i kontaktflaten. I tillegg ble det observert at temperaturen forandrer seg betydelig ved stempelforskyvning under konstant hastighet. Derfor er det viktig å finne en passende friksjonsmodell for å studere forandringene i friksjonskoeffisienten under ekstrudering.

Å designe en skikkelig temperaturgradient i bolten er et nøkkelelement. Gjennom kontroll av container- og verktøytemperaturen kan man muligens gjennomføre iso-subkornstørrelsesekstrudering. Mikrostrukturresponsen og andre påvirkende og kompliserte forhold kan lett bli simulert i FEM. Det understrekes at den beste måten å gjennomføre en isotermisk ekstruderingsprosess er å søke etter optimal kombinasjon av stigende bolttemperatur, stempelhastighet, verktøy- og containertemperatur. For å gjøre dette kreves det avanserte optimaliseringsmetoder som genetiske algoritmer eller simulert gløding.
Verktøykonfigurasjonene har stor innflytelse på SRX. Xv kan bli redusert ved å bruke en egnet strupet verktøykonfigurasjon. Sammenlignet med deformasjonen ved bruk av flat verktøy med 90˚ hjørner, kan deformajonen i verktøy med struping bli mer uniform.

Forandring av containertemperaturen hjelper å kontrollere rekrystalliseringen. Høyere containertemperatur gir lavere X_v.

En uniform fordeling av mikrostrukturen langs lengden kan bli fullført ved å bruke både iso-subkornstørrelse og isotermisk ekstruderingsprosess [9].

2.12 Bruk av FEM i Al-legeringer.

Fra et arbeid gjort i England fra 2003 (Sellars og Zhu [10]) var det fokus på samspillet mellom verktøydesign, formingsparametere (stempelhastighet, containertemperatur, bolttemperatur og pressforhold) og produktkvaliteter (ekstruderingsform, overflateforhold og mikrostruktur) ved å bruke FEM. Arbeidet tar for seg en fysisk rekrystalliseringsmodell og sammenligner den med varierte simuleringsmodeller i FORGE2 og FORGE3.

Tre Al-legeringer er studert i dette arbeidet, AA2024, AA2014 og AA6063. Se Tabell 2.

Chemical composition of alloys (wt.%)

Alloys	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Al
AA2014	4.4	0.78	0.47	0.2	0.78	0.02	0.013	–	Balance
AA2024	4.66	1.35	0.069	0.19	0.08	0.02	0.01	–	Balance
AA6063	0.024	0.02	0.45	0.19	0.48	<0.01	0.014	–	Balance

Tabell 2 Kjemisk sammensetning av legeringer[10].

Alle materialene var homogenisert (homogenised) i 24 timer ved 500 ˚C. etterfulgt av avkjøling i ovn ned til romtemperatur.

Alle boltene var ekstrudert fra en container med 75mm diameter og ved bruk av verktøy med flat side og en verktøylengde på 5 mm. Boltens lengde var 95mm. Stempelhastigheten og bolttemperaturen varierte i området 3 -13 mm/s og 300 - 500˚C. Alle ekstrudatene ble bråkjølt. Prøvene fra ekstruderingen ble polert og anodisert i vannbad med 5 % HBF4 ved 20 V i

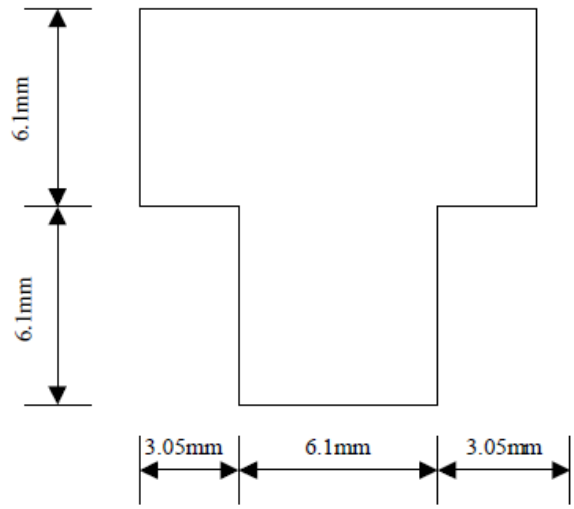
minimum 2 minutter. Ekstruderingsprosessene ble simulert i FE-koder som FORGE3 og FORGE2. I disse programmene vil materialflyten være basert på Lagrangebeskrivelse.

2.12.1 Prediksjon av rekrystallisering

Blandede fysiske rekrystalliseringsmodeller ble integrert inn i to-dimensjonale koder som FORGE2 for å forutse SRX i varmekstrudering av stangprofil. Modeller er hentet fra andre studier så fokuset i dette arbeidet var å forfine to individuelle modeller (modell 1 og modell 2) slik at de passer inn i ekstruderingen av komplekse tredje-dimensjonale profiler.

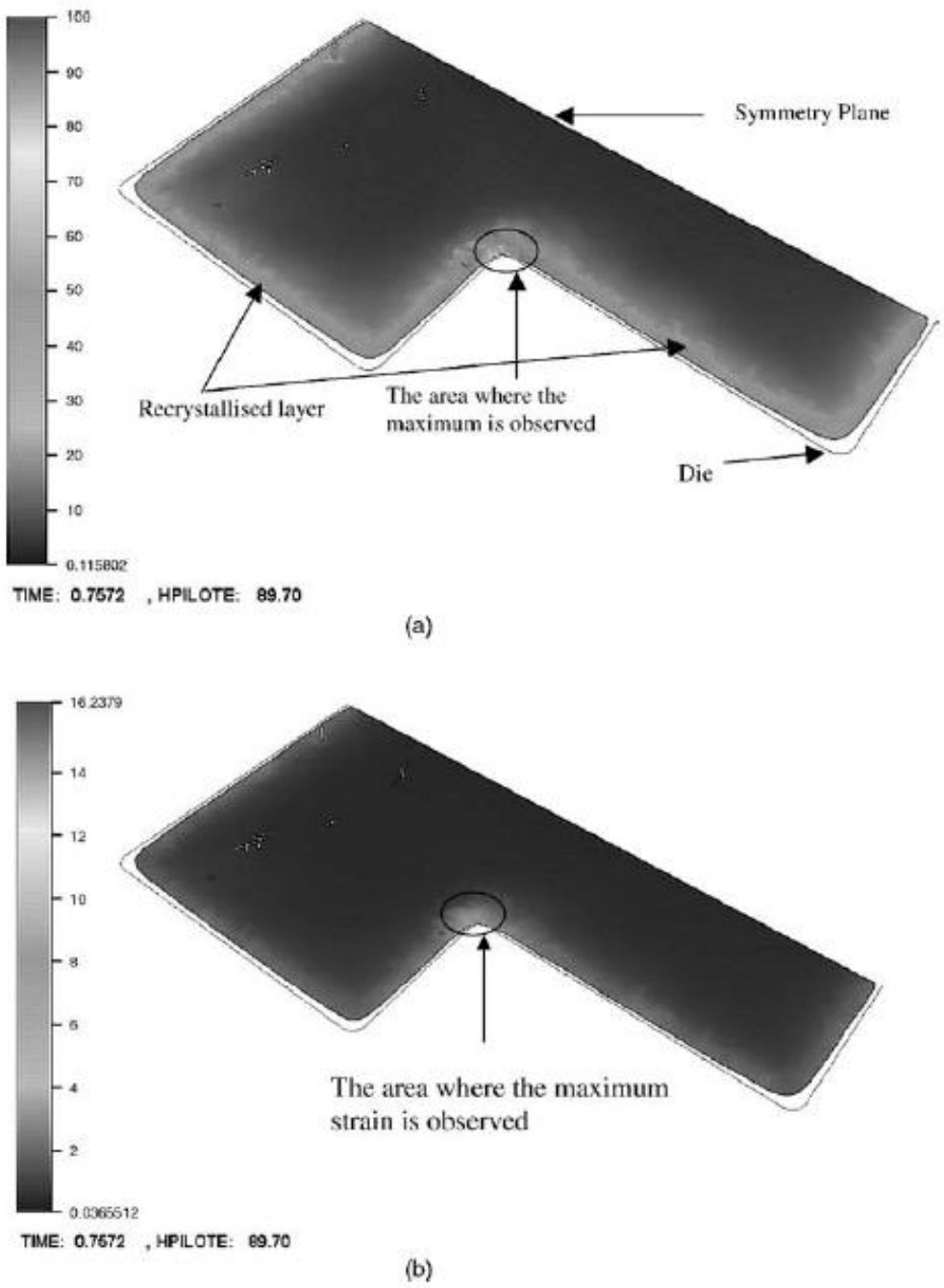
Mange av formlene, som for eksempel kalkuleringen av lagret energi og tettheten av nukleasjoner, er de samme som det tidligere omtalt arbeidet i [9].

Den tredimensjonale ekstruderingsprosessen av en T-profil ble simulert i FORGE3. De geometriske dimensjonene er presentert i Figur 2.48. På grunn av den geometriske symmetrien ble bare halve modellen simulert og innstillingene for FE-meshet er vist i Figur 2.50. For å spare tid og sikre høy nøyaktighet i simuleringen, ble det lagt til fire re-meshingsvinduer. Minste elementstørrelse er 0,18 mm og største elementstørrelse er 10 mm.



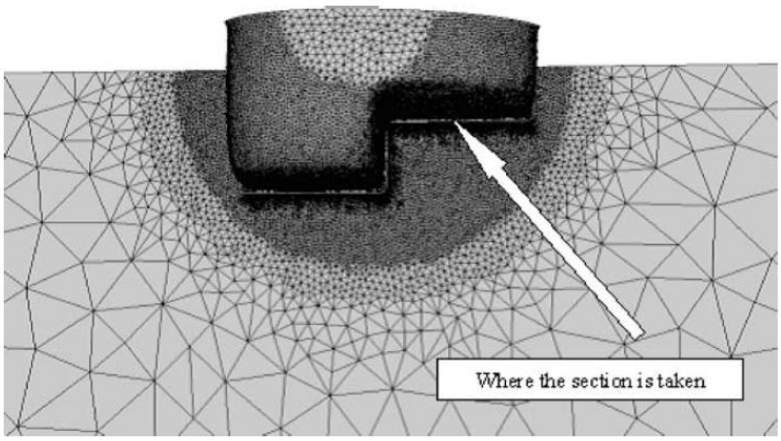
Figur 2.48 Skjematisk tegning av T-formet verktøy[10].

Mer enn 30000 4-noders tetraederelementer ble brukt i simuleringen. Ekstruderingstemperaturen var på 340 ˚C. Ekstruderingshastigheten var konstant ved 7 mm/s og pressforholdet var 40.

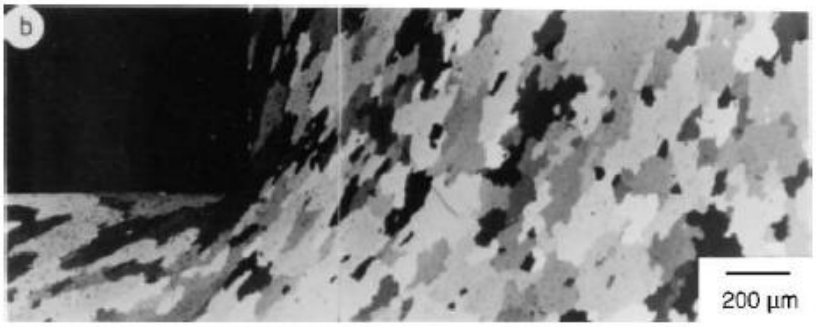


Figur 2.49 Predikert fordeling av X_v a) og ekvivalent tøyning b) i tverrsnittet ved å benytte en modell foreslått i tidligere studier. Tverrsnittet er vist Figur 2.50 [10].

Den predikerte fordelingen av re-krystallisert materiale (X_v) og ekvivalent tøyninger vist i Figur 2.49. Ifølge målinger under slike ekstruderingsforhold er rekrystalliseringsfraksjonen etter løsningsbehandling på 500˚C i 30 minutter 74,89 % og tykkheten av re-krystallisasjonslaget er 1,7 mm, se Figur 2.49. I Figur 2.49 a) er det et tynt re-krystallisert lag nær ekstruderingskanten og høyeste verdi for X_v oppstår i verktøyhjørnet. Høyeste verdi for ekvivalent tøyning oppstår i samme lokalisering (se Figur 2.49 b). Dette er vanlig siden det antas at nukleasjon bare skjer på korngrenser.



Figur 2.50 FE-modell av T-formet profil. Pressforhold 40, ekstruderingstemperaturen er 340˚C og ekstruderingshastigheten er konstant ved 7 mm/s [10].

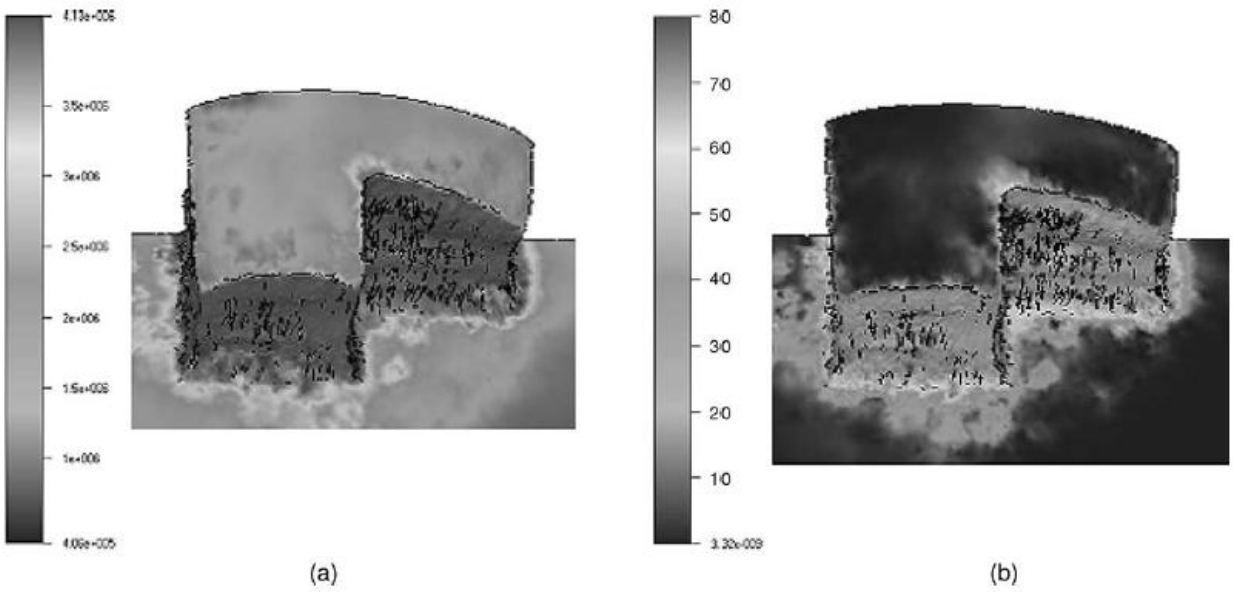


Figur 2.51 Mikrostrukturen etter løsningsbehandling i 30 minutter ved 500˚C [10].

S_v er korngrensearealet og siden $S_v(\varepsilon)$ er en eksponensialfunksjon av tøyningen, vil innflytelsen av tøyningforandringen på N_v (density of nucleation site)være veldig sterk. Ut ifra dette kan man omtrentlig bestemme den mulige regionen hvor det meste av rekrystalliseringen vil oppstå bare ved å se på den kalkulerte fordelingen av tøyningen.

Det er også nevnt en annen modell som kan predikere rekrystallisering (Vatne). Det viktigste med denne modellen er beregning av tettheten til re-krystalliserte korn (density of recrystallisation) for forskjellige orienteringer, den praktiske stimulerte nukleasjonen (PSN), nukleasjon fra kubebånd (cube bands) og korngrensearealer (grain boundary areas, GBA). Siden modellen ble først foreslått for varmvalsingsprosesser for Al-legeringer, tar man ikke med bidraget fra kubebånd.

Det er få av slike kubebånd i ekstrudering av AA2024 i forhold til varmvalsing. Den kalkulerte fordelingen av lagret energi P_D og X_v i ekstruderingsprofilen er vist i Figur 2.52.



Figur 2.52Predikert fordeling av P_D a) og X_v b) i tverrsnittet ved bruk av sistnevnte modell [10].

I et tynt lag nær ekstruderingskanten, forandrer den predikerte verdien seg kraftig fra kanten og inn mot sentrum. Den lagrede energien varierer fra 4 x 10^6 til 4 x 10^5 J (Figur 2.52 a). Den predikerte verdien av X_v stemmer fornuftig med målingene (Figur 2.52b) Høyeste verdi av X_v oppstår på nesten samme lokalisering som den predikerte ved bruk av modell 1. Mange av verdiene til parameterne brukt i modell 2 kan lett finnes i litteraturen [10]. Prediksjonn ved bruk av modell 1 viser seg å være mer nøyaktig med tanke på fordelingen av den kalkulerte X_v.

2.12.2 Litt om verktøydesignet

FEM kan brukes til å forbedre verktøydesignet. En tynn halvt lukket profil var valgt for å understreke viktigheten ved bruk av forkammer og for å karakterisere den komplekse materialflyten inne i verktøykammeret. Materialet var AA6063. Verktøyinnstillingen er vist i Figur 2.53. Bare halvparten av modellen er vist ved å utnytte den geometriske symmetrien.

Det simulerte flytemønsteret inne og på utsiden av forkammeret er vist i Figur 2.54 a-d i sekvenser av ekstruderingsprosessen. Det er generelt akseptert at bærelengden på verktøyet spiller en viktig rolle i kontrollen av materialflyten. En hver forandring av bærelengden vil produsere en åpenbar forandring i det ekstruderte produktets form. For å simulere dette kreves det små steg og en veldig fin elementstørrelse (mindre enn 0,1 mm), for å få resultater om friksjonseffekten mellom verktøy og bolt-overflatene.

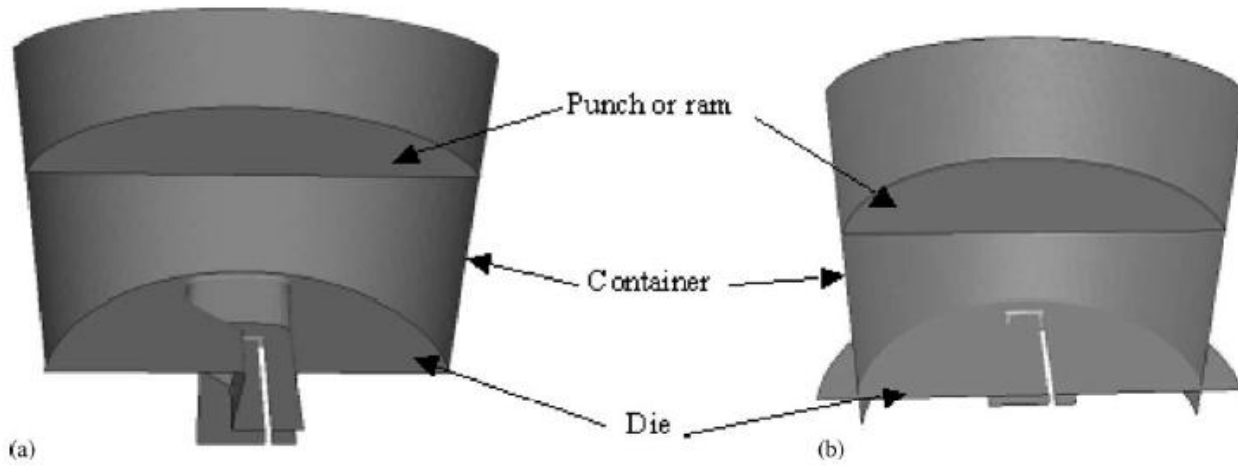
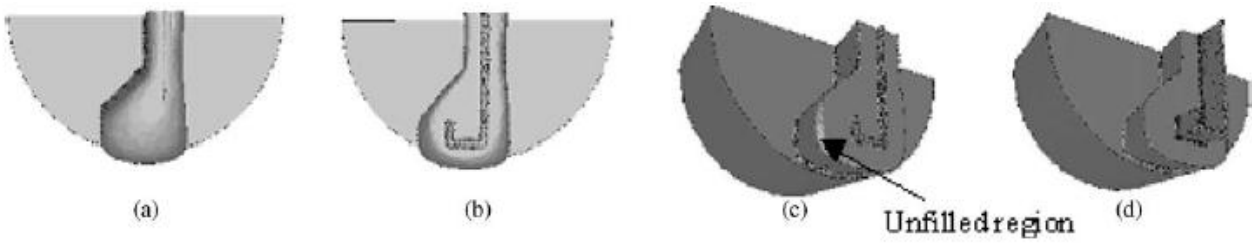


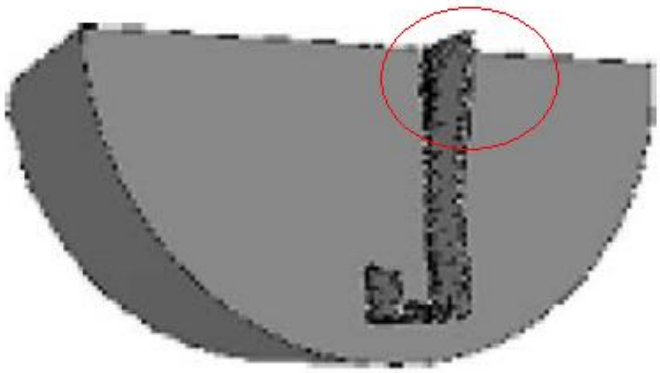
Fig. 13. Die set-up (a) with expansion chamber; (b) without expansion chamber.

Figur 2.53 Verktøyoppbygning a) med forkammer, b) uten forkammer [10].



Figur 2.54 Materialflyten inne og på utsiden av forkammeret [10].

Komplekse simuleringsproblemer ved hjelp av Lagrange-metoden er fremdeles tungt for de fleste datamaskiner. Det kan lønne seg heller å bruke Eulerbaserte FEM-ligninger. Ved bruk av sistnevnte vil man ikke kunne vise hele prosessen av materialflyten fordi denne metoden er basert på stabil tilstandsantagelse. Fremtidige simuleringer av kompliserte ekstruderingsprosesser må derfor vurderes ut i fra situasjonen, om man skal bruke Lagrange eller Euler-prinsippet. Figur 2.55 viser predikert produktform når verktøyet uten forkammer ble brukt. Som man ser i figuren er høyden på ekstrudatet ikke uniform. Materialet nær sentrum av containeren flyter nemlig raskere og forårsaker den største høyden på dette punktet. Den ikke-uniforme materialflyten er uønsket fordi strekkspenninger vil bli generert for å balansere forskjellige deler av ekstrudatet. Strekkspenningene har en tendens til å redusere duktiliteten og kan forårsake mikrosprekker inne i det deformerte materialet. Den kalkulerte fordelingen av subkornstørrelsen som er introdusert over er vist i Figur 2.56 a og b for bruk i to verktøykonstruksjoner.



Figur 2.55 Materialflyten uten forkammer. I den røde ringen ser man at materialet i senter av containeren flyter raksere enn materialet materialet som ligger nærmere containerveggen [10].

Den kalkulerte fordelingen av subkornstørrelsen som er introdusert over er vist i Figur 2.56 a og b for bruk i to verktøykonstruksjoner.

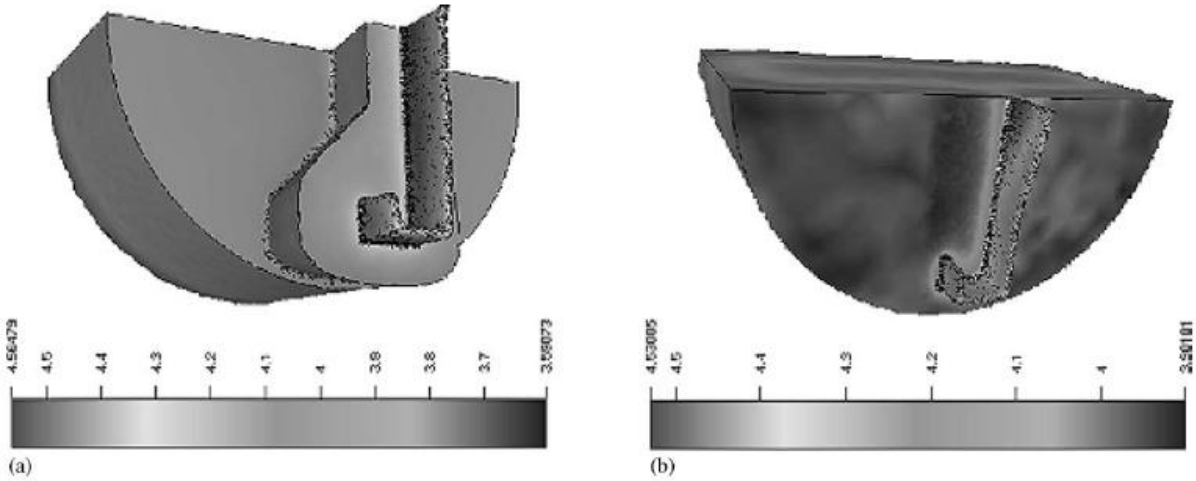


Fig. 16. Comparison of the predicted subgrain size between the use of expansion chamber (a) and without expansion chamber (b).

Figur 2.56 Sammenligning av predikert subkornstørrelse mellom bruk av forkammer a) og uten forkammer b) [10].

Ved å bruke verktøyet med forkammer produseres det mer uniform fordeling av subkorn i det ekstruderte produktet enn uten forkammer. Fra disse observeringene konkluderes det med at bruk av verktøy med forkammer er bedre enn verktøy uten forkammer når det ekstruderes komplekse produkter med en veldig tynn seksjon.

En oppsummering viser at begge modellene er gode nok til å forutse statisk rekrystallisering. Modell nummer 2 er lettere å fullføre i den numeriske analysen. Parameterne i denne modellen skal kunne finnes i litteraturen og i tillegg er det ikke problemer med at løsningen ikke

konvergerer (non-convergence) forårsaket av innsetting av ugunstige parameterverdier. Men modellen til Sellars og Zhu (nummer 1) gir en mer nøyaktig prediksjon.

Høyeste rekrystalliseringsandel oppstår på verktøyhjørnene og bredden på dette rekrystalliseringslaget fra den ekstruderte kanten er ikke uniformt. Det predikerte resultatet passet fornuftig med de eksperimentelle målingene[10].

2.13 Strukturprediksjon av ekstruderingsprofil og statisk rekrystallisering

Sheppard har gjort mer arbeid med å studere mikrostrukturen i ekstruderte Al-legeringer [11]. I dette arbeidet er det en fysisk modell som er basert på dislokasjonstetthet, subkornstørrelse og orientering. Modellen ble modifisert og integrert inn i FEM-programmene FORGE2 og FORGE3 for å studere forandringer i mikrostrukturen. Det er presentert aksesymmetrisk og profilformet ekstrudering som eksempler. Utviklingen av substrukturens innflytelse på SRX er studert. Den metallurgiske oppførselen av aksesymetrisk og profilformet ekstrudering er sammenlignet. Det predikerte resultatet viser overenstemmelse med de eksperimentelle målingene. Egenskapene til harde legeringer forbedres ettersom temperaturen i ekstruderingen stiger.

Igjen er det AA2024 som tas i nærmere øyesyn. Denne legeringen inneholder blandt annet kobber og mangan. Effekten av mengde løst mangan er å forsinke begynnende rekrystallisering, den manganrike metalliske utfellingen har også en tendens til å samle seg på subgrense dislokasjonene (sub boundary dislocation), derfor forhindrer det kornvekst.

For å oppnå de beste mekaniske egenskapene i AA2024 er det vanligvis nødvendig med gløding av det formede produktet. I denne legeringen er ønsket struktur etter partikkelgløding vanligvis å oppnå så lite rekrystallisering som mulig.

Bolter som er ekstrudert ved temperaturer under 350˚C antas vanligvis å få en komplett re-krystallisert struktur etter partikkelgløding mens ved høyere temperaturer (450˚C) kan ekstrudatet ha holdt på den originale kornstrukturen med kanskje litt modifisering av subkornstrukturen. Ved ekstruderings- og glødingsprosesser av AA2024 vil den lagrede deformasjonsenergien inne i ekstrudatet føre til at noe statisk rekrystallisering oppstår etter ekstrudering og partikkelgløding. Strukturen av ekstrudatet er avhengig av den totale termomekaniske syklusen, men den viktigste vurderingen er med tanke på mekaniske egenskaper er subkornstørrelse og orienteringen som i stor grad bestemmer metallets respons med hensyn til oppløsning og eldingssekvens (solution and ageing sequence).

Subkornstørrelsen relatert til prosessparametere for direkte ekstrudering er gitt ved formelen:

$$\delta^{-1} = 0{,}082 \ln Z - 1{,}89 \qquad (25)$$

Symbolene i uttrykket betyr:

δ, subkorndiameter.
Z, Zener Hollomon parameter.

I litteraturkilden for dette avsnittet er det fokusert på formasjonen og effekten av kornstørrelsen, re-krystallisert materiale og subkornstørrelsen. To dimensjonale simuleringer er utført først for å studere aksesymmetrisk ekstrudering. Ved empiriske og fysiske formål kan prediksjon av mikrostrukturen bli gjennomført i beskjeden grad.

Tidligere har det blitt laget undersøkelser for modellering av SRX. Noe av dette arbeidet er gjort for varmvalsing og i nyere tid er det også gjort for ekstrudering. Noen modeller introduserer mange innstillingsparametere, spesielt gjelder dette de fysisk modellene. Disse parameterne avhenger som regel av materialet. Den fysiske modellen gir bedre kalkulerte resultater enn den empiriske modellen i simulering av Al-ekstrudering.

2.13.1 De eksperimentale fremgangsmåten

Bolten ble homogenisert før ekstruderingen ved 500˚C i 24 timer og deretter avkjølt i ovnen. Den homogeniserte bolten ble maskinert ned til 73mm og deretter kuttet til en lengde på 95 mm. Det ble også tatt prøver langs lengden av ekstrudatet for å bestemme rekkevidden av egenskapene.

Simuleringsforsøkene er oppsummert i Tabell 3.

Extrusion mode	Material	Billet temperature (K)	Die fillet radius	Ram speed (mm/s)	Friction coefficient (Billet/Cont.)
Direct-2D	AA2024	683	0.5	3.0	1.0
Direct-3D	AA2024	623	0.5	3.0	1.0
Direct-3D	AA2024	723	0.5	3.0	1.0

Tabell 4 Parametere fra simuleringer[11].

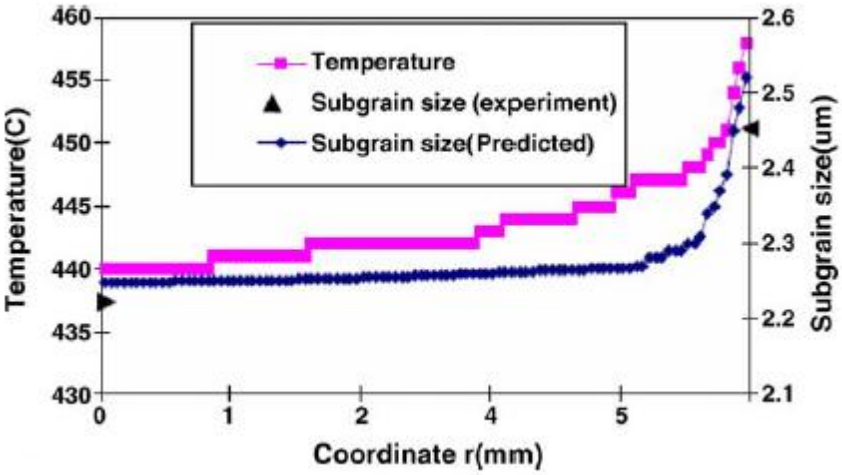
2.13.2 Oppsettet av FEM-simulering.

FEM-programmene som ble brukt er FORGE2 og FORGE3. Dette er simuleringsverktøy basert på FEM.

2.13.2.1 To-dimensjonal simuleringsresultater.

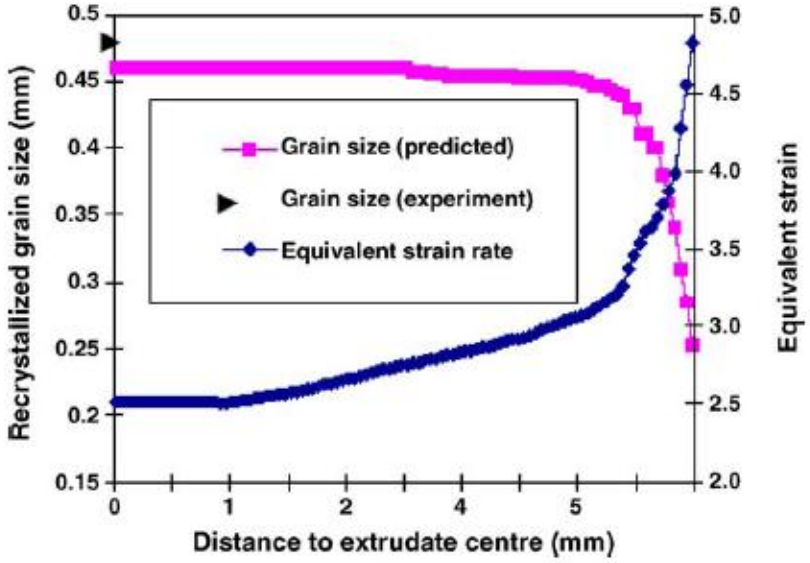
Aksesymmetrisk simulering var utført i FORGE2 for å sjekke nøyaktigheten av den metallurgiske modellen. Simuleringsinnstillingene er vist i Tabell 4. Containertemperaturen var 50˚C lavere enn begynnelsestemperaturen i bolten. Friksjonskoeffisienten mellom bolten og

verktøyet og mellom bolten og stempelet er m=0,3. Mellom bolten og containeren er m=1. Pressforholdet var 40. I Figur 2.57 Subkornstørrelse og temperatur [11].ser vi at den predikerte subkornstørrelsen øker i takt med temperaturstigningen langs transversen av ekstrudatet. Forskjellen mellom kalkulert subkornstørrelse i senter (2,27 µm) og de eksperimentelt målte (2,2 µm) er ikke mer enn 3 %. På kanten av ekstrudatet er de predikerte subkornstørrelsene 2,52 µm som er 3 % høyere en de eksperimentelle resultatetene (2,45µm).



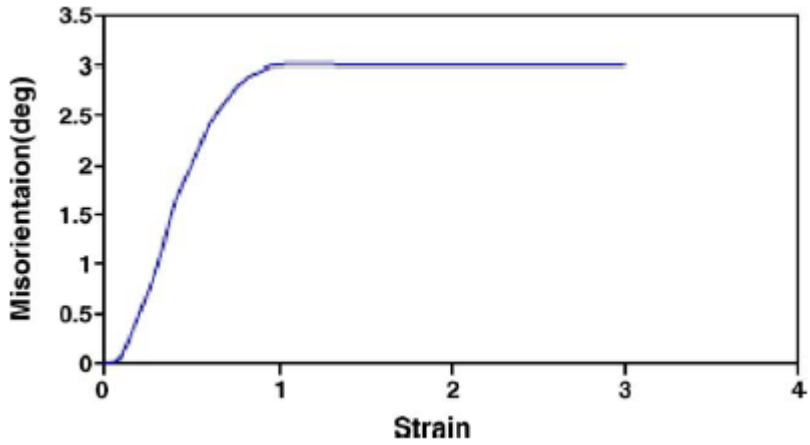
Figur 2.57 Subkornstørrelse og temperatur [11].

Figur 2.58 Re-krystalliserte kornstørrelse og ekvivalent tøyning [11].indikerer at re-krystallisert kornstørrelse viser en skarp redusering på overflaten til ekstrudatet.



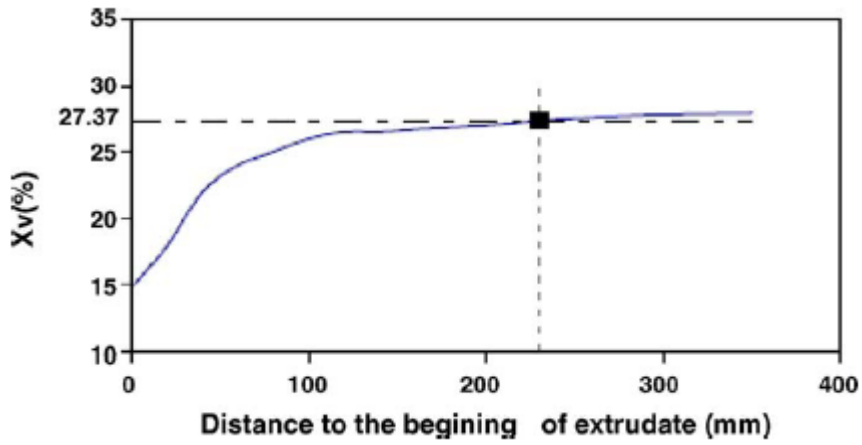
Figur 2.58 Re-krystalliserte kornstørrelse og ekvivalent tøyning [11].

Det er klart at re-krystallisert kornstørrelse er omvendt proporsjonal til den ekvivalente tøyningen. Den predikerte verdien er 0,455 mm, som er 3,2% lavere enn de eksperimentelle resultatene. Kornorienteringen er vist i Figur 2.59 Predikert kornorientering [11].



Figur 2.59 Predikert kornorientering [11].

Verdien av orienteringen stiger opp til rundt 3 % og så holder den seg konstant.
Det predikerte resultatet for volumet av rekrystalliseringsfraksjonen viser en liten stigningsprediksjon langs den ekstruderte overflaten. Dette kan sees i Figur 2.59.

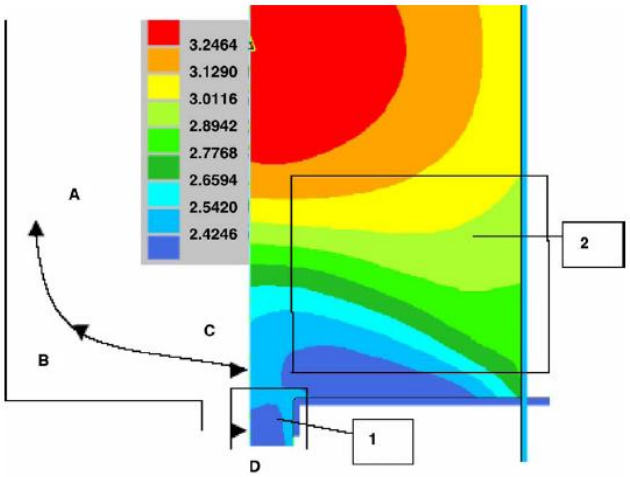


Figur 2.60 Predikert X_v langs den ekstruderte overflaten og det valgte punktet[11].

Den eksperimentelle målingen av Xv (27,37 %) er en gjennomsnittlig verdi rundt periferien av ekstrudatet. Det er vanskelig å sammenligne variasjonen av predikert X_v med den gjennomsnittlige eksperimentelle målingen. Det ble funnet et punkt hvor x og y koordinatene passet best fra det eksperimentelle forsøksresultatet i den gitte kurven. Xv ble så funnet ved å benytte dette punktet og riktig simuleringssteg i nye simuleringer. Fordi økningen av X_v er lav under ekstrudering, kan verdien som er tatt fra dette punktet bli betraktet som middelverdi langs ekstrudatet.

I Figur 2.61 ser man deformasjonsområde i en ekstrudat. For område 2 i figuren viser prediksjonn en litt høyere verdi enn eksperimentresultatene. I testpunktene A,C og D samsvarer prediksjonn bra med de eksperimentelle målingene. Prediksjonn i punkt B er høyere. Den predikerte subkornstørrelsen i dette punktet er 2,68µm mens de eksperimentale målingen er 2,28 µm. Forskjellen er på 17,5%. Uansett er det en generell forholdsmessig feil på 9 % i hvilket som

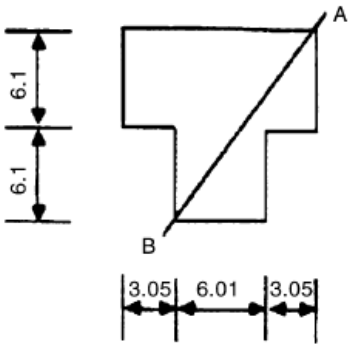
helst måling av subkornstørrelsen, prediksjonn kan da antas som fornuftig. Fra diverse sammenligner, som blant annet er nevnt over, konkluderer Sheppard med at simuleringene er effektive i prediksjonn av metallurgisk kinetikk i Al-ekstruderingens overflate.



Position	Subgrain size(um) Experiment	Simulation
A	3.0	2.92
B	2.28	2.68
C	2.37	2.50
D	2.40	2.42

Figur 2.61 Fordelingen av subkornstørrelse [11].

Som tidligere er det også denne gangen benyttet en T-profil. Disse profilene ligner blant annet på spant i vingekonstruksjoner på fly. Dimensjonen på seksjonen kan ses i Figur 2.62



Figur 2.62 Dimensjoner på ekstruderingsprofil [11].

Simuleringsinformasjon kan man se i Tabell 5 og Tabell 6. Temperatur og ekvivalent tøyningsfordeling av de to simuleringene, rett etter at materialet har passert verktøyinngangens radius, kan ses i Figur 2.63,Figur 2.64,Figur 2.65 og Figur 2.66.

Disse to parameterne er vurdert til å være de mest innflytelsesrike på rekrystallisering. Ulike parameterne har blitt funnet ut ifra ulike punkter i profilens tverrsnitt. Parameterne er vist i Tabell 5 og Tabell 6. Verdiene er plukket ut etter gløding i 1 time ved 500˚C. Effekten av glødetemperaturen påvirker X_v, den re-krystalliserte kornstørrelsen D_{rex} og strukturegenskapene i produktet.

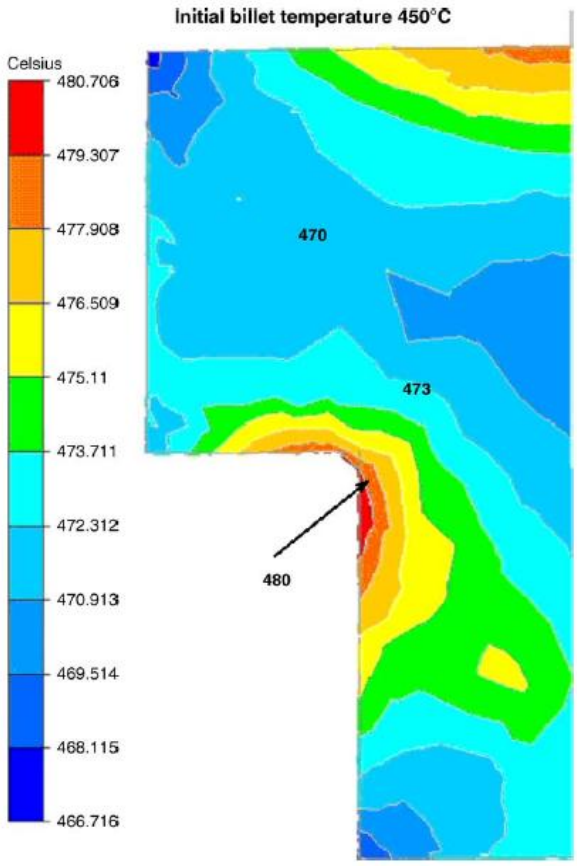
Figur 2.63 og Figur 2.64 viser at omfanget av seksjonen ektrudert ved 450 ˚C , øker temperaturen videre opp til 470 - 472˚C men for ekstrudatet på 350˚C er den sammenlignbare nye temperaturen 451 - 455˚C. På seksjonens overgangspunkt er de korresponderende temperaturene 477 – 480˚C og 459 - 465˚C. Sheppard understreker at det er overraskende at temperaturøkningen i midtplanet til seksjonen, på den lange smale delen, er over gjennomsnittet (gul flekk midt i flaten). Dette kan forklares ved asymmetrien. Disse observasjonene foreslår at i tilfeller med høy temperatur vil det være mindre energi tilgjengelig for å drive re-krystallisasjonsmekanismene. Dette også bekreftet i Tabell 5 og Tabell 6 hvor subkornstørrelsen er større i tilfellene med høy temperatur.

Position	Equivalent (ε)	Strain rate	Subgrain (μm)	Drex (mm)	X_v (%)
1	6.65	13.55	2.97	0.102	0.519
2	6.79	11.42	3.17	0.113	0.429
3	7.01	38.1	2.32	0.085	0.69
4	6.93	35.31	2.38	0.089	0.65
5	6.93	29.1	2.46	0.091	0.63
6	7.23	33.95	2.42	0.081	0.71
7	7.39	31.9	2.46	0.078	0.73
8	6.88	10.54	3.14	0.108	0.48
9	6.82	43.06	2.32	0.09	0.629
10	6.67	48.57	2.25	0.09	0.619
11	6.54	31.71	2.44	0.10	0.542
12	6.75	37.40	2.33	0.09	0.635
13	6.95	42.69	2.25	0.08	0.712

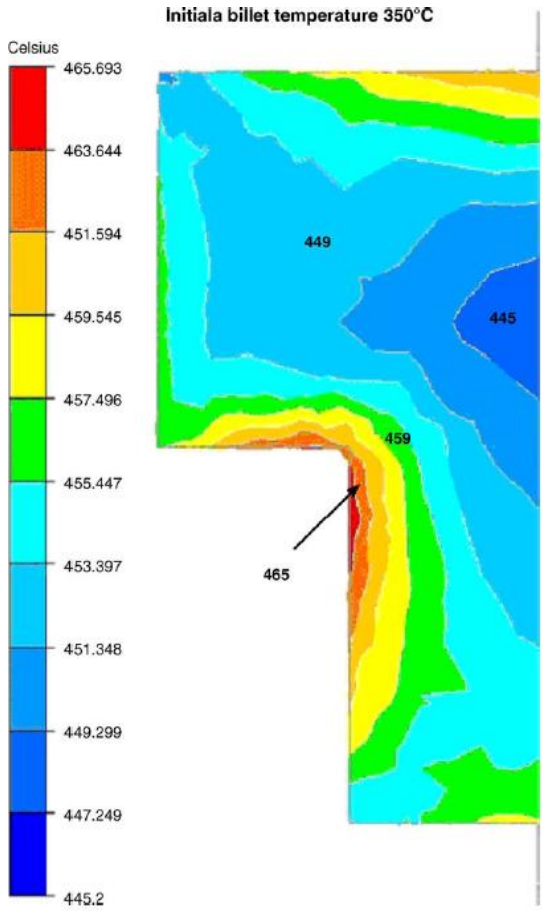
Tabell 5 Parametere etter 1 time glødning ved 500˚C. Starttemperatur: 350˚C, starthastighet: 3mm/s, material: 2024 [11]

Position	Equivalent (ε)	Strain rate	Subgrain (μm)	Drex (mm)	X_v (%)
1	5.78	8.08	4.19	0.000171	0.059
2	5.78	8.08	4.19	0.000171	0.059
3	7.12	29.88	2.72	8.21E−05	0.231
4	7.11	30.05	2.72	8.24E−05	0.222
5	7.13	32.13	2.69	8.13E−05	0.238
6	7.31	30.09	2.74	7.76E−05	0.260
7	7.42	29.08	2.77	7.52E−05	0.275
8	6.75	10.41	3.69	0.000114	0.131
9	7.84	31.37	2.76	6.52E−05	0.3588
10	7.82	38.78	2.64	6.38E−05	0.377058
11	7.72	38.37	2.64	6.6E−05	0.356
12	7.72	24.19	2.9	7.04E−05	0.309
13	7.72	24.19	2.9	7.04E−05	0.3091

Tabell 6 Parametere etter 1 time glødning ved 500˚C. Starttemperatur: 450˚C, starthastighet: 3mm/s, material: 2024 [11].



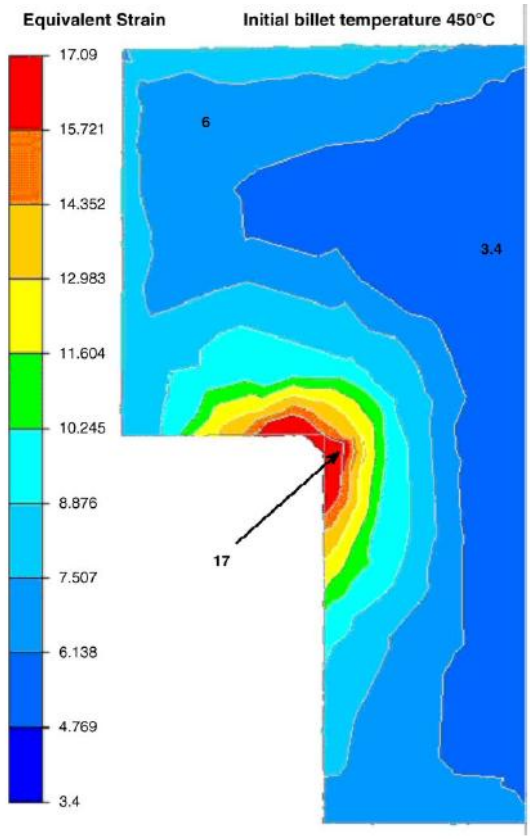
Figur 2.63 Temperaturfordelingen (T_i=450˚C) [11].



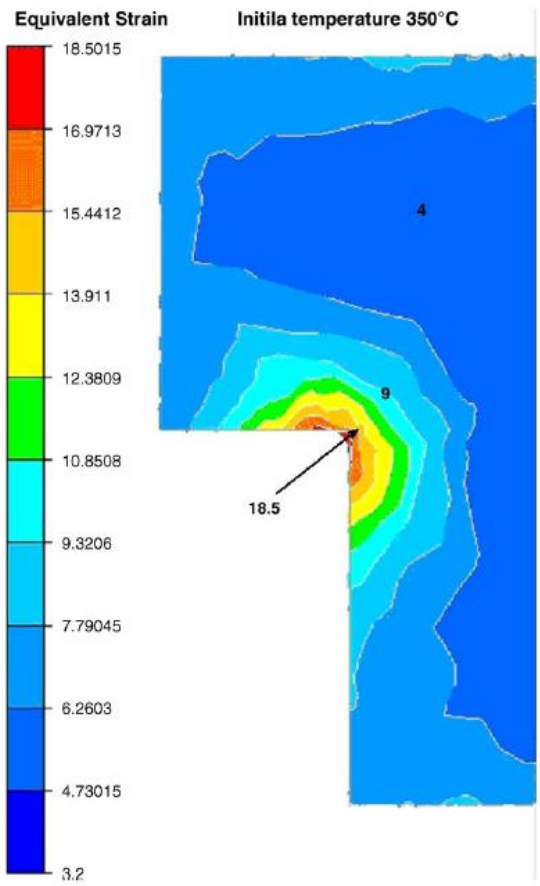
Figur 2.64 Temperaturfordelingen (T_i=350˚C) [11].

Figur 2.65 og Figur 2.66 viser det samme som i Figur 2.63 og Figur 2.64 men bare med sammenlign av den ekvivalente tøyningsfordelinger i stedet for temperaturfordelinger.

Figurene viser at tøyninger ved høy temperatur er vesentlig mindre enn tøyningen ved lav temperatur. Ekstruderingen ved 450 ˚C viser maksverdier for middelekvivalent tøyning (maximum mean equivalent strain) på 13 – 17 i den skarpe overgangen i seksjonen sammenlignet med 14 – 18,5 i tilfellet med 350 ˚C. Tøyningen over resten av seksjonen er rundt 5 – 9 i begge tilfellene, bolten med høyest temperatur har litt lavere verdi.



Figur 2.65 Ekvivalent tøyningsfordeling (T_i=450˚C) [11].

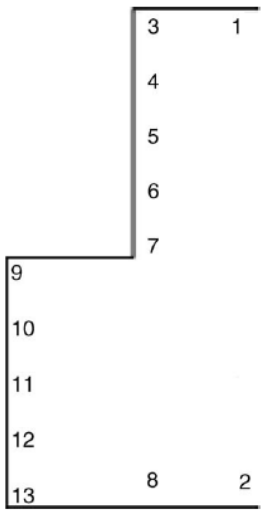


Figur 2.66 Ekvivalent tøyningsfordeling (T_i=350˚C) [11].

Høye tøyninger fører til en forventning av å observere større rekrystallisering der temperaturen er lav. Det ble ikke observert regioner med unormale tøyningsverdier i områdene med høyere temperaturer i det asymmetriske plane. Derfor foreslås det at en mer gjennomgående undersøkelse av tøyningsfordelingen vil være interessant i fremtidige studier.

Den predikterte X_v i periferien av T-profilen er vist i Tabell 5 og Tabell 6. Posisjonen til punktene som er brukt i disse tabellene er vist i Figur 2.67.

Å estimere dybden på det re-krystalliserte laget var vanskeligere enn i stangeksperimenter siden laget ikke lenger er uniformt. Med FEM-simulering kan fordelingen av faktorene for Xv lettere bli predikert. Det har blitt bekreftet ved tidligere FEM-simuleringer og eksperimenter at re-krystallisasjonslaget var tykkere i mer komplekse seksjoner under store temperaturstigninger. Tabell 6 viser at der deformasjonen er mer kompleks, altså der hvor tøyningen og temperaturen er høy, er X_v også høy.



Figur 2.67 Posisjonen av punktene i tabell Tabell 5 og Tabell 6 [11].

Den eksperimentelle målingen av gjennomsnittlig X_v er 65,2 %, mens gjennomsnittlig simulert verdi av X_v er 61,2% (for bolten med 350 ˚C). Maksverdien for X_v er 73% og er som forventet lokalisert i punkt 7 (se Figur 2.67) i samsvarer med seksjonsforandringen på profilen. For bolten med 450˚C er gjennomsnittlig simulert X_v 24,55% . Dette passer godt med den eksperimentelle verdien på 23% mens maksimumsverdien er på 27%, også i punkt 7. Den gjennomsnittlige re-krystalliserte kornstørrelsen for ekstruderingen på 350˚C var 0,093 mm og med minste størrelse på 0,077 mm(i punkt 7). Tilsvarende for ekstruderingen på 450˚C er 0,091og 0,075 mm (i punkt 7). Dette viser nær enighet med de eksperimentelle resultatene.

Sheppards konklusjon av arbeidet er at FEM-modellering er i stand til å forutsi hovedfaktorene i mikrostrukturen av ekstruderte Al-profiler. De numeriske betingelsene er nært enige i de eksperimentelle resultatene. Den fysiske modellen inneholder mange konstanter som kan bli sett på som innstillingsparametere. Dette arbeidet fra 2006 [11] forteller at man er på vei til det punktet hvor man får resultater som behandler disse konstantene med en viss sikkerhet. Det kreves videre arbeid på eksakt temperaturavhengighet for den funksjonelle presentasjonen av korngrensevandring. Materialegenskaper som styrke, duktilitet og brudd kan hver og en bli predikert av en tilpasset FEM-formulering [11].

2.14 Subkornprediksjon i varmekstruderiing av Al-legeringer med forkammer

Fra Bournemouth University har også Xavier Velay gjort en undersøkelse på rekrystallisering og kornvekst i Al-ekstrudering [12].

I arbeidet er utviklingen og prediksjon av subkorstørrelse under varmekstrudering av varierte Al-legeringer. Modeller av mikrostrukturer er anvendt i ekstruderingen av tynne halvt lukkede seksjoner med bruk av forkammer.

Frem til 2007 er det lite forskning som er gjort på bruk av forkammer i ekstrudering. Forkammerets påvirkning av dødsonen i bolten, profilhastighet, trykk og temperatur, er lite kjent Under varmdeformasjon av krystaller vil gitterdefekter (kanter, skru og miks dislokasjoner) bevege seg ved forskjellige prosesser kjent som dislokasjonsklatring og kryssglidning (dislocation climb og cross-slip). I metaller med høy stablefeilenergi (staking fault energy, SFE) slik som Al, vil dislokasjonsomordningsprosesser være lett og tiltagende. Dislokasjoner har en tendens til å omorganisere til vegger med store mellomrom. Disse veggene danner deretter subkorn med lavere dislokasjonstetthet. Denne prosessen betegnes dynamisk gjennvinning (dynamic recovery) og hindrer arbeidsherding (work hardening) under ekstrudering ved å balansere hyppigheten av dislokasjonsgenerering (dislocation generation) og tilintetgjøring (annihilation).

2.14.1 Bakgrunn

Ved høye temperaturer kan plastisk deformasjon fremkalle fasetransformasjoner (phase transformation) og modifikasjon av kornstrukturen. Disse metallurgiske forandringene kan igjen føre til modifisering av flytspenningen til materialet som vel andre mekaniske egenskaper. Det er derfor viktig å ta med dette i beregningen når det gjelder FEM-analyse. Velay mener det er mulig å bruke FE-modeller til å kalkulere tøyninger, tøyningshastigheter, spenninger, temperaturer, kornstørrelse, subkornstørrelse, rekrystalliseringskinetikk og andre mikrostrukturelle fenomener som påvirker egenskapene i det deformerte materialet.

Furu m.fl. (1996) [12] implementerte en rekrystalliserings- og kornstørrelses-modell inn i programmet Forge2. Modellen ble bekreftet mot eksperimentelt arbeid ved bruk av aksesymmetrisk kaldekstrudering av AA6010 og AA6082. FEM-resultatene samsvarte bra med eksperimentene av X_v og re-krystallisert kornstørrelse. Men modellen inkluderte ikke egenskaper som angår nukleasjon og rekrystalliseringsvekst. Dashwood m.fl. (1996) [12] implementerte en subkornstørrelsesmodell inn i Forge 2. Den empiriske modellen brukte en gjennomsnittlig verdi av Z (Zener Hollomon-parameter) med respekt for tøyning i hver node. En forholdsvis god enighet var oppnådd mellom det eksperimentelle forsøket og den predikerte subkornstørrelsen. Aktiveringsenergien i Al-legeringer er også en viktig faktor for utvikling av mikrostrukturen. Den er vurdert til å være en materialegenskap og denne kan variere fra 150 til 160 k J mol^{-1} for en 7XXX Al-legering.

Empiriske og fysiske modeller kan bli integrert inn i et FE-program til å forutse utviklingen av mikrostrukturen og flytspenningen av Al-legeringer. Arbeidet forklarer og tar hensyn til re-krystallisert nukleasjonstetthet, lagret energi, rekrystalliseringskinetikk og subkornutvikling.

2.14.2 Modellverifisering av Al-ekstrudering.

2D-modeller ble brukt for å godkjenne subkornstørrelsen under stabil tilstand. 3D-analyser ble brukt for å godkjenne prediksjonn av volumet av rekrystallisert materiale, tettheten av nukleasjon og subkornstørrelsen. Tabell 7 Viser flytspenningsdata [12]. lister opp flytspenningsdata for AA2014, AA2024 og AA6063. Tabell 8 lister opp den målte og predikerte subkornstørrelsen.

Alloy	α ($m^2 MN^{-1}$)	n	ΔH ($J mol^{-1}$)	G ($J mol^{-1} K^{-1}$)	ln A (s^{-1})
AA2014	0.0152	5.27	1,44,408	8.31451	24.41
AA2024	0.016	4.27	1,48,880	8.31451	19.6
AA6063	0.040	5.385	1,41,550	8.31451	22.50

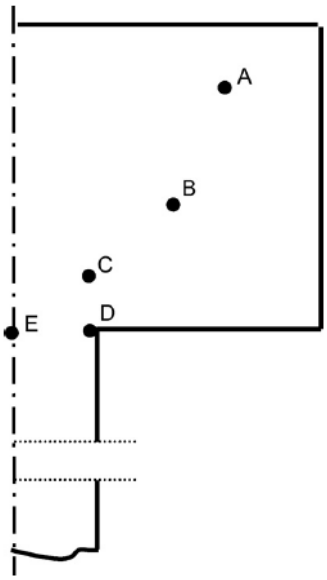
Tabell 7 Viser flytspenningsdata [12].

Location	Measurement with TEM (μm)	Error (±)	Predicted with FEM (μm)	Relative error (%)
A	1.27	0.19	1.29	1.57
B	1.38	0.11	1.4	1.45
C	1.36	0.21	1.44	5.88
D	1.88	0.12	1.82	3.19
E	1.49	0.25	1.57	5.37

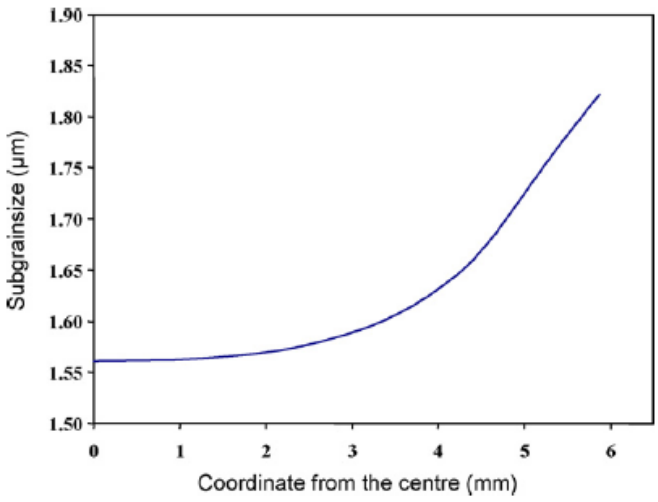
Tabell 8 Viser målte og predikterte subkornstørrelser[12].

FEM-resultatet av AA2014 ble sammenlignet med tidligere eksperimenter. Startlengden på bolten var 95 mm og diameteren på 73,5 mm. Containerens diameter var 75 mm. Et flatsida verktøy ble brukt med en bæreflatelengde på 5mm. Pressforholdet var 40. Begynnelsestemperaturen på bolten var 326 ˚C, pressblokken og verktøytemperaturen var 226 ˚C og containertemperaturen var 276˚C. Stempelhastigheten var konstant ved 6,7 mm/s under hele ekstruderingen.

Subkornstørrelsen ble målt ved å observere prøveeksemplarer i et transmisjonselektronmikroskop (transmission electron microscope TEM). Figur 2.68 viser skjematisk illustrasjon av lokalisasjonene av TEM- og FEM-prøvene. Figur 2.69 viser variasjonene i predikert subkornstørrelse fra senter (lokalisering E) og ut til kanten (lokalisering D) i ekstrudatet. Målingene og predikert subkornstørrelse for hver lokalisering er lista opp i Tabell 8.



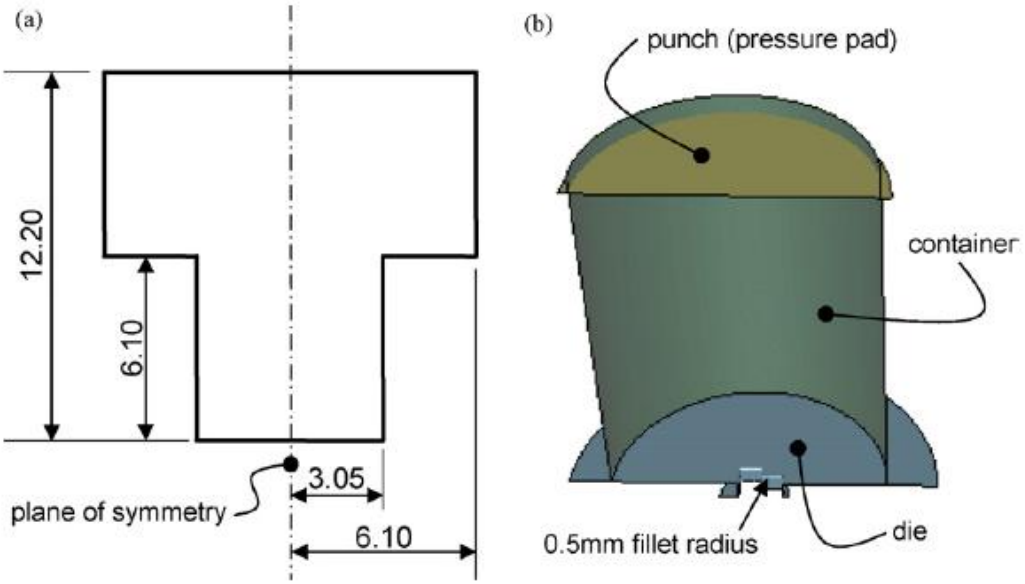
Figur 2.68 Skjematisk illustrasjon av lokalisasjonene av TEM og FEM-prøvene[12].



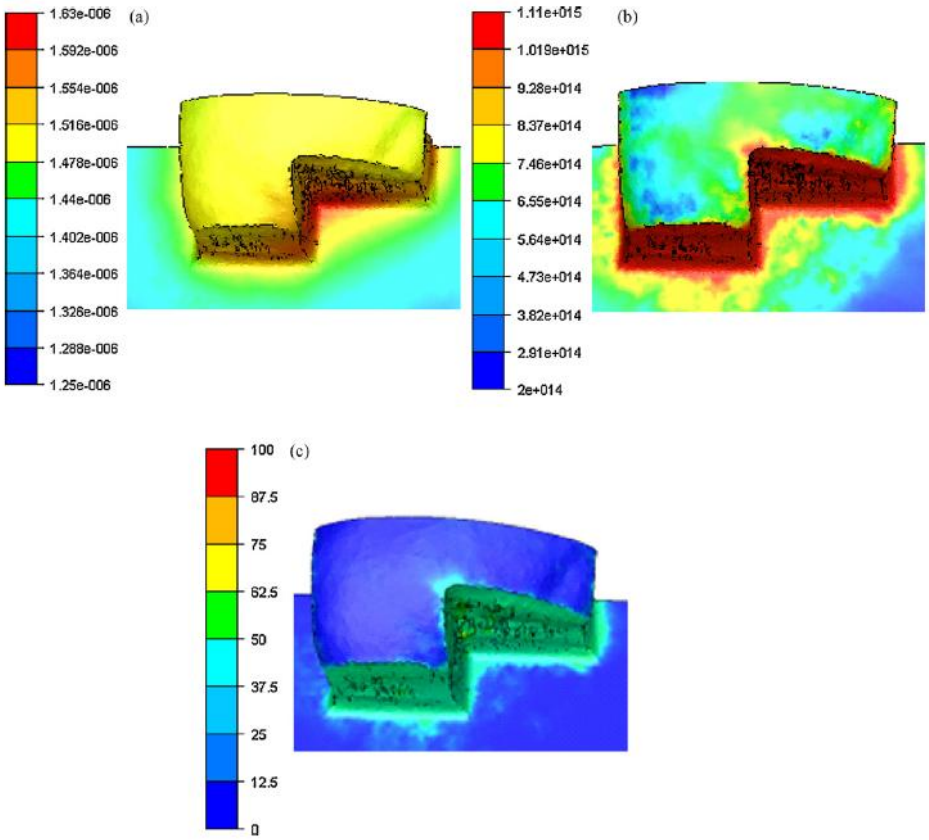
Figur 2.69 Variasjoner av subkornstørrelsen langs linjen E-D[12].

Bekreftelsen av 3D-simuleringen ble utført ved ekstrudering av T-profil i legeringen AA2024. FEM-resultatet ble sammenlignet med et tidligere eksperiment. Bolten var 95 mm lang og 73 mm i diameter. Verktøygeometrien var lik den som ble brukt i 2D-simuleringen. Begynnelsestemperaturen på bolten var 341˚C. Containertemperaturen var 291˚C mens pressblokka- og verktøytemperaturen var 241˚C. Stempelhastigheten var konstant ved 7 mm/s under hele ekstruderingen. Figur 2.70 viser symmetrien (a) og FE-modellen av verktøyoppsettet bestående av verktøyet, container og stempel (b). Radiusen på alle kantene var 0,5 mm.

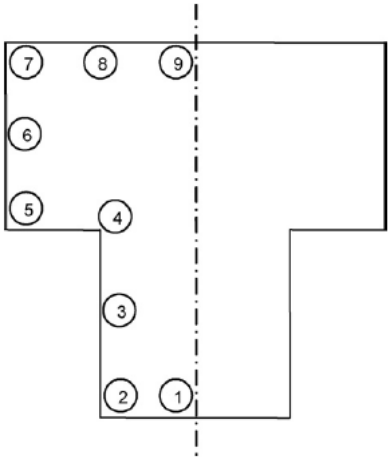
Figur 2.71 viser fordelingen av subkornstørrelse (a), tettheten av nukleasjon (b) og re-krystallisert materiale X_v (c). X_v var tatt opp fra ni lokalisasjoner i tverrsnittet, se Figur 2.72. Tabell 9 viser verdiene som er predikert i disse lokalisasjonene. Fra eksperimentet hadde X_v en gjennomsnittsverdi på 74,89 % mens den predikerte gjennomsnittsverdien fra simuleringen var 69 %.



Figur 2.70 a) Skjematisk tegning av T-profilen (dimensjonene er i mm) og b) FE-modell av ekstruderingsoppsettet[12].



Figur 2.71 Fordelingen av a) subkornstørrelse (i m), b) tettheten av nukleasjon (i m^{-3}) og c) re-krystallisert materiale (i %)[12].



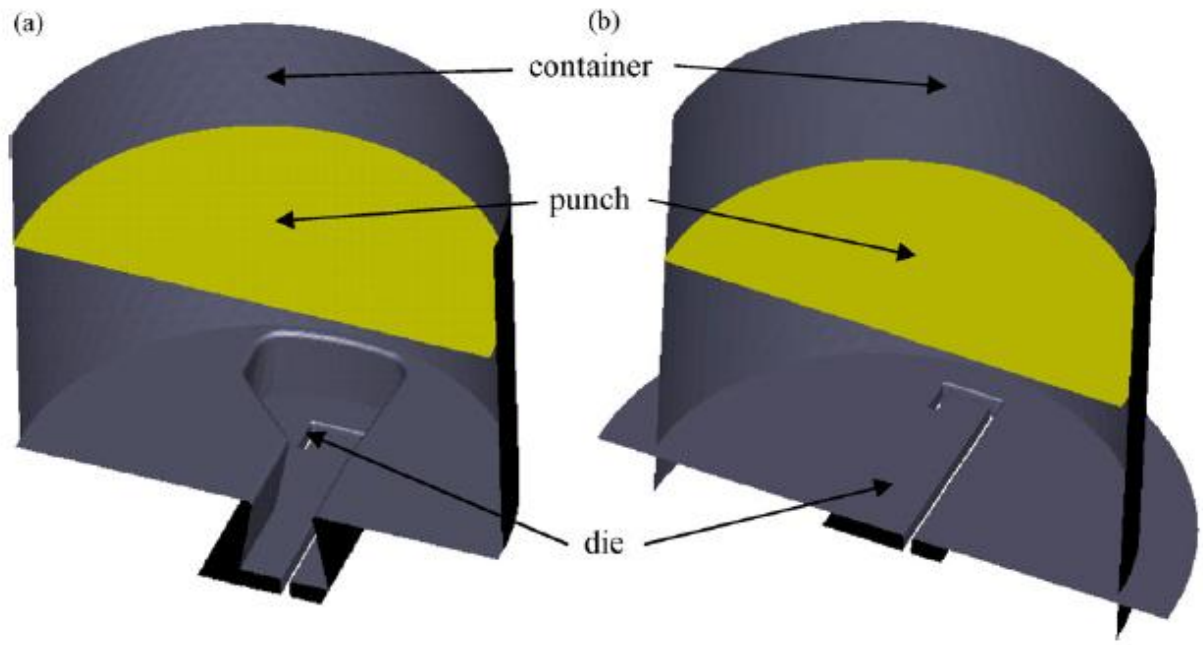
Figur 2.72 Lokaliseringen av registrere verdier [12].

Location	X_V (%)
1	62.4
2	66.3
3	69.6
4	73.6
5	71.2
6	73.0
7	69.1
8	70.8
9	65.4

Tabell 9 [12].

Som det er gjort i [10], er det også her gjennomført simuleringsforsøk på ekstrudering av en tynnvegget halvlukket Al-profil, med og uten forkammer. Resultatet av materialflyten, fordelingen av temperaturene og subkornstørrelsene ble sammenlignet. Det er ikke registret noen eksperimentell data for sammenligning i dette tilfellet. Materiale som ble brukt var AA6063.

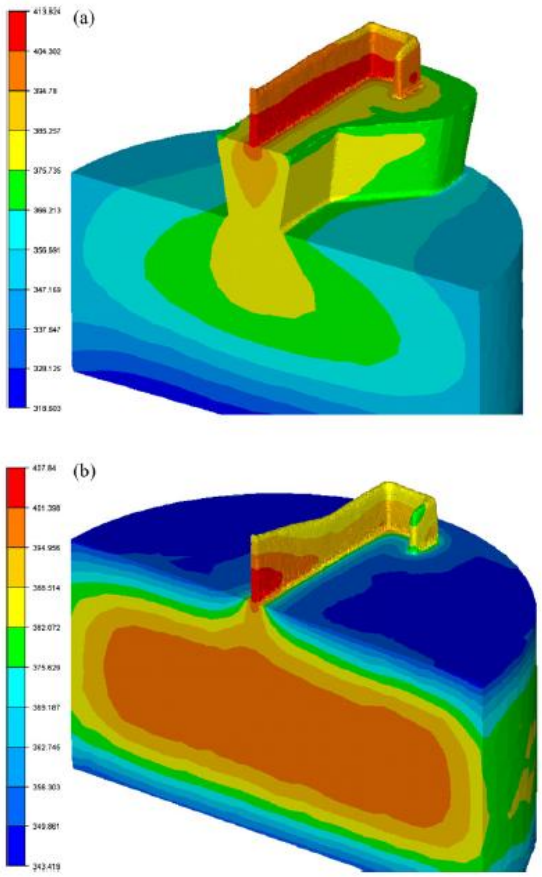
Figur 2.73 viser verktøyoppsettet a) med forkammer og b) uten forkammer. Forholdene for varmeoverføring forblir konstant på verktøydelenes overflater og det var definert friksjonsbetingelser mellom bolten og verktøyene.



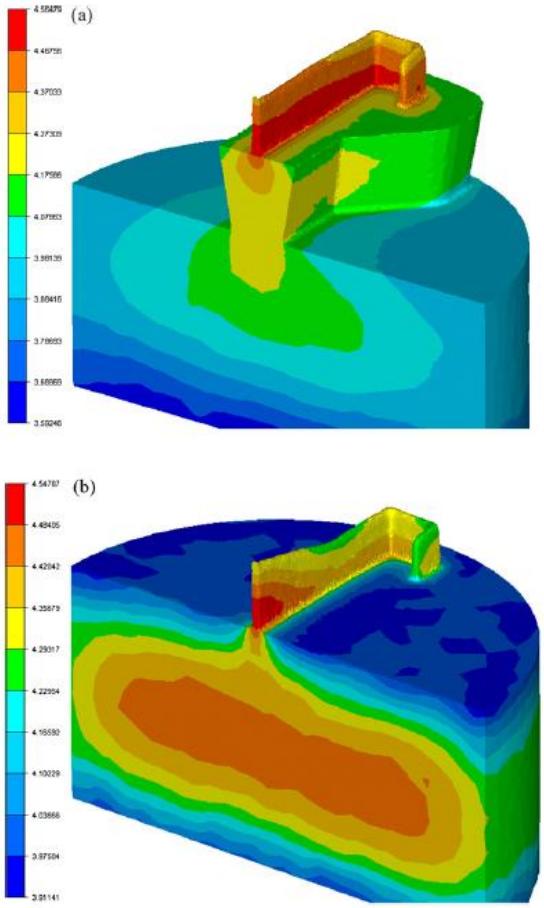
Figur 2.73 Verktøyoppsettet a) med forkammer og b) uten forkammer[12].

Det understrekes at lengden på verktøyets bæreflate spiller en viktig rolle i kontrolleringen av materialflyten.

Figur 2.74 viser fordelingen av temperatur, med og uten forkammer. Som man ser i begge simuleringene er temperaturen i periferien lavere enn i sentrum. Dette er på grunn av varmetransport fra bolten og over til verktøyet rundt. Starttemperaturen på container og verktøyet var 350˚C og 300˚C for stempelet. Starttemperaturen for bolten var 400˚C. Temperaturfordelingen over ekstrudatet (Figur 2.74b) er ikke uniform mellom ytterpunktene i profilen (382˚C) og dens senter (408˚C). Forskjellen opp til 6,4% er hovedsakelig gjennom høy tøyningshastighet i sentrum av verktøyet, generert av den forholdsvis raske materialflyten i dette område. Materialet i periferien av bolten er utsatt for mer varmeledning fra bolten og over til containeren enn materialet i sentrum. Temperaturfordelingen over tverrsnittet av ekstrudatet med et forkammer (Figur 2.74a) er forholdsvis uniformt. Forskjellen i temperaturen mellom sentrum og ytterpunktene på ekstrudatet er 2,4%.



Figur 2.74 Fordelingen av temperatur (˚C) med forkammer og b) uten forkammer[12].



Figur 2.75 Fordelingen av subkornstørrelse (µm) med forkammer og b) uten forkammer[12].

Figur 2.75 viser fordelingen av subkornstørrelsen, a) med forkammer og b) uten forkammer. Fordelingen av subkornstørrelsen er veldig lik fordelingen av temperaturen. Dette er forventet siden subkornstørrelsen er proporsjonal med Z (Zener Hollomonparametere). Som man ser i samme figur produserer ekstruderingen med forkammer en mer uniform fordeling av subkornstørrelsen over tverrsnittet. Kvaliteten av ekstrudatet med tanke på materialegenskaper kan bli forbedret ved bruk av forkammer.

[12]

3 SKIVEPRØVER AV 80 MM AKSESYMMETRISK STANGPROFIL

I forbindelse med besøk hos Benteler ble det tatt med ekstrudert aluminium tilbake til NTNU. Problemet med uønsket rekrystallisering i produksjonsserien er allerede velkjent. For best mulig kartlegging var det alikevel nødvendig med egen studie av mikrostrukturen. Mer kunnskap og større nøyaktighet kunne gi en mulig refferanse for simulering av mikrostrukturen i Deform. I tillegg vil man se omfanget og konsekvensen av prosessbetingelser og parameterinnstillinger fra den aktuelle produksjonsserien. Som vedlegg til aluminiumen ble flere detaljerte parameterverdier oppgitt for hvert enkelt ekstruderingspress.

Aluminiumen var prøver tatt ut fra ekstruderingen av aksesymmetriske stangprofiler med diameter 80 mm. Stengene var laget som smiemner.
Totalt ble det tatt med prøver fra tre forskjellige press med tilhørende pressrester. Legeringen som ble ekstrudert var A6082, informasjon om denne vises i Figur 3.1.

3.2 Analyseneinschränkung: ☒ Ja ☐ Nein ☐ Stückanalyse ☒ Schmelzanalyse

Chemische Analyse		Si	Mg	Mn	Cr	Fe	Ti	Cu	Ni	Zn	Andere einzeln	Andere gesamt	Al			
Soll:	min.	1,06	0,70	0,65	0.15	-	-	0.04	-	-	-	-	Rest			
	max.	1,24	0,85	0,80	0,20	0,25	0,10	0,10	0,05	0,10	0,05	0,10	Rest			

Figur 3.1 Oversikt over AA6082 som ligger innenfor de verdiene som beskrives i figuren.

På NTNU ble det kappet tre disker av først en Al-prøve for å spore grovrekrystallisering i ytre sjikt. Diskene ble kuttet rett etter hverandre, langt bak og nær pressresten. Detaljert informasjon om Al-prøvene og prosessparametere følger med som vedlegg i rapporten. For å få fram mikrostrukturen i tverrsnittet av emnet måtte diskene slipes og etses med lut.

Sliping og luting

Slipingen ble gjennomført med sandpapir. Først ble det pusset med middels grovhet(80 i styrke) og deretter ble det pusset med gradvis finere grovhet helt opp til svært fint (2400 i styrke). Etsningen ble gjennomført med lut. Det ble benyttet en oppskrift fra Benteler på disk 2 og 3. Oppskriften på lut fra Benteler ser slik ut:

2,5 kg NaOh + 50 l vann (temperaturen var ≈50˚C i beisebadet)

Skyllevann:
1,5 l HN03 + 22 l vann (dekapering)

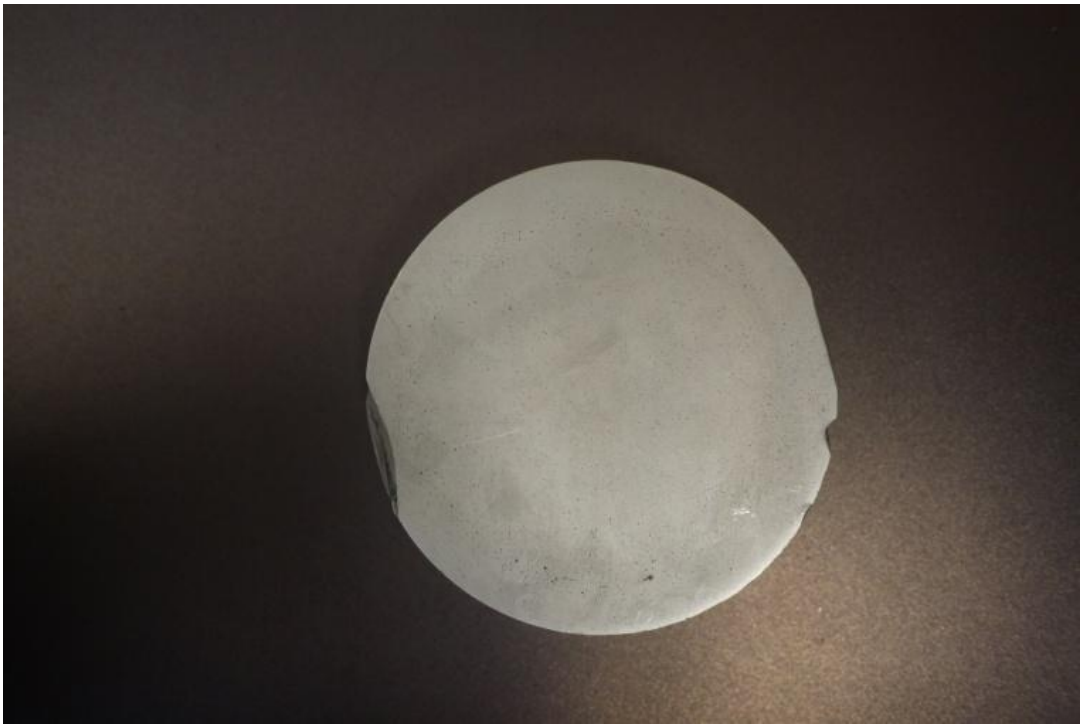
Det ble benyttet ca. 1 liter væske men i samme blandingsforhold. Disk 1 fikk en noe sterkere lut uten ekstra skylling. For denne besto luten av 10 % NaOh og 90 % vann (volumprosent). Dette var før lutoppskriften fra Benteler ble tilgjengelig.

3.1 Forvarming

Diskprøve 1 ble slipt og etset med lut uten varmebehandling. Disk 2 ble varmet ved 540 ˚C i en time og ti minutter. Disk 3 ble også varmebehandlet ved 540 ˚C men i tre timer.

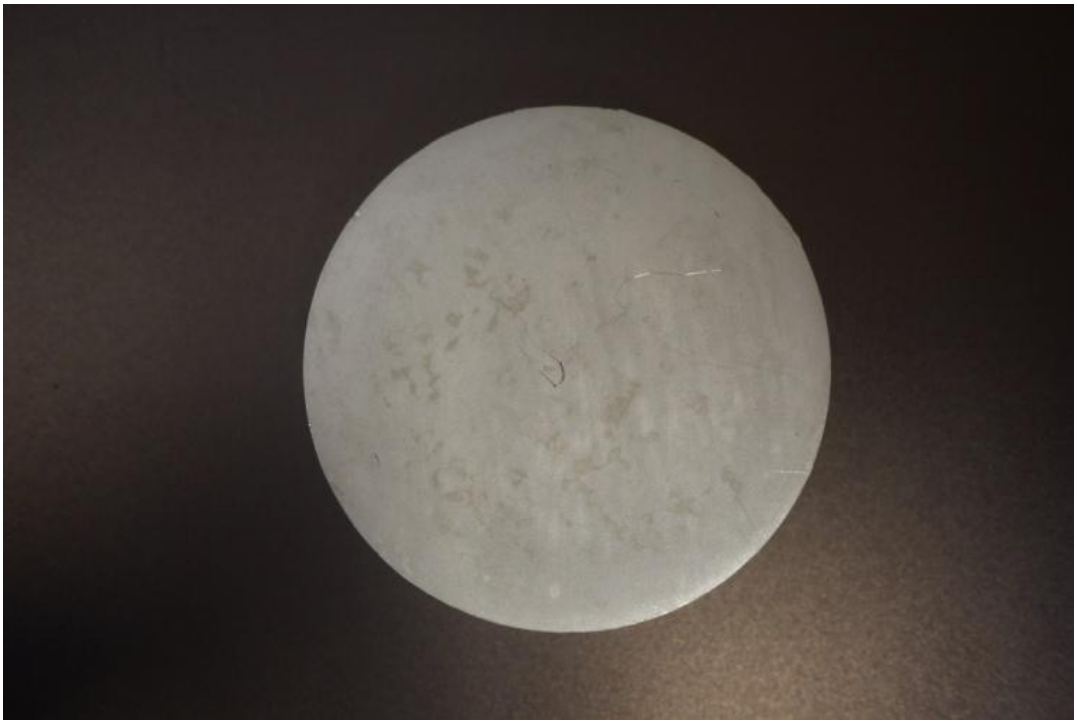
Resultat

Resultatet ble ingen synlig reksrystallisering i den ytre ringen av diskene. Heller ikke for de diskene som ble forvarmet. Det er mulig at stangprofilene med 80 mm har et pressforhold (13,14) som fører til en mindre reksrystallisasjonseffekt enn stenger med 43 mm diameter. Siden det ikke ble oppdaget forgroving av mikrostrukturen ble ikke forsøket gjenntatt for de to resterende Al-prøvene.. Mer diskusjon om resultatet finnes i diskusjonskapittelet i slutten av rapporten. Bilder av alle de tre diskene vises i hver sin figur.



Figur 3.2 Diskprøve 1.

I Figur 3.2 vises diskprøve 1. Denne ble slipt og etset. Luten besto av 10 % NaOh og 90 % vann (volumprosent). Ingen varmebehandling ble gjennomført etter etsningen.



Figur 3.3 Diskprøve 2.

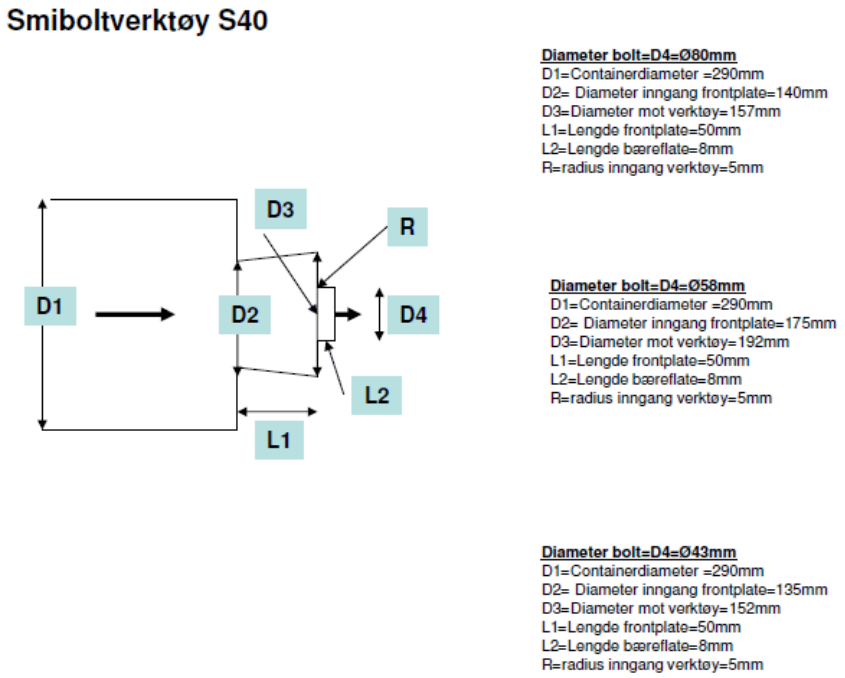
I Figur 3.3 vises diskprøve 2. Denne ble slipt, etset og deretter varmebehandlet i 1 time og 10 minutter. Luten besto av 5 % NaOh og 95 % vann (volumprosent).

Figur 3.4. Diskprøve 3.

I Figur 3.4 vises diskprøve 3. Denne ble slipt, etset og deretter varmebehandlet i 3 timer. Luten besto av 5 % NaOh og 95 % vann (volumprosent).

4 SIMULERING I DEFORM 2D

Simuleringsmodellen i Deform 2D er tatt utgangspunkt i samme modell som ble benyttet i fordypningsprosjektet. Denne gangen er dimensjonene endret og tilpasset Bentelers ekstruderingspresse P40. Verktøygeometrien, temperatur og stempelhastighet er også forandret. I Figur 4.1 er det en enkel skisse med oversikt over verktøyets mål. Det er oppgitt mål for tre forskjellige profildiametere: en på 80 mm, en på 58 mm og en på 43 mm. Den på 58 mm kan ignoreres av leseren siden denne diameteren ikke er simulert eller omtalt videre i oppgaven.



Figur 4.1 Enkel skisse av Ø80 mm verktøykonstruksjon. Det er et flatt verktøy med ei frontplate, en såkalt LIP – die (Lead in Plate). Skissen er laget av Benteler.

Aluminiumslegering (AA6082) og materialmodell er også det samme som ble benyttet i forprosjektet [13]. Dette gjelder for begge simuleringene (80 og 43 mm).

Hensikten med modelleringen er å undersøke ulike prosessverdier som påvirker mikrostrukturen under ekstrudering. Med gode simuleringsresultater er det mulig å finne prosessverdier på områder i materialet som ellers er svært vanskelig, hvis ikke umulig å måle i et fysisk eksperiment.

4.1 Simulering av stangprofil med 80 mm diameter

Denne simuleringen gikk problemfritt. Pressforholdet i modellen er på 13,14. Parametere som temperaturer og stempelhastighet ble definert etter tall fra Bentelers egen loggføring. Slik blir simuleringen så realistisk som mulig. Friksjonsbildet i simuleringen ble definert slik at nodene i

boltens elementer tillates å gli mot verktøyoverflaten som er nær utløpet. De andre nodene som er nærmere hjørnet mellom verktøyet og containerveggen, ble låst fast slik at glidning ikke var tillatt. Alle nodene mellom bolten og containeren ble definert med full heft, det samme ble overflateforholdet mellom bolten og stemplet

4.1.1 Temperatur og tøyningsfordeling

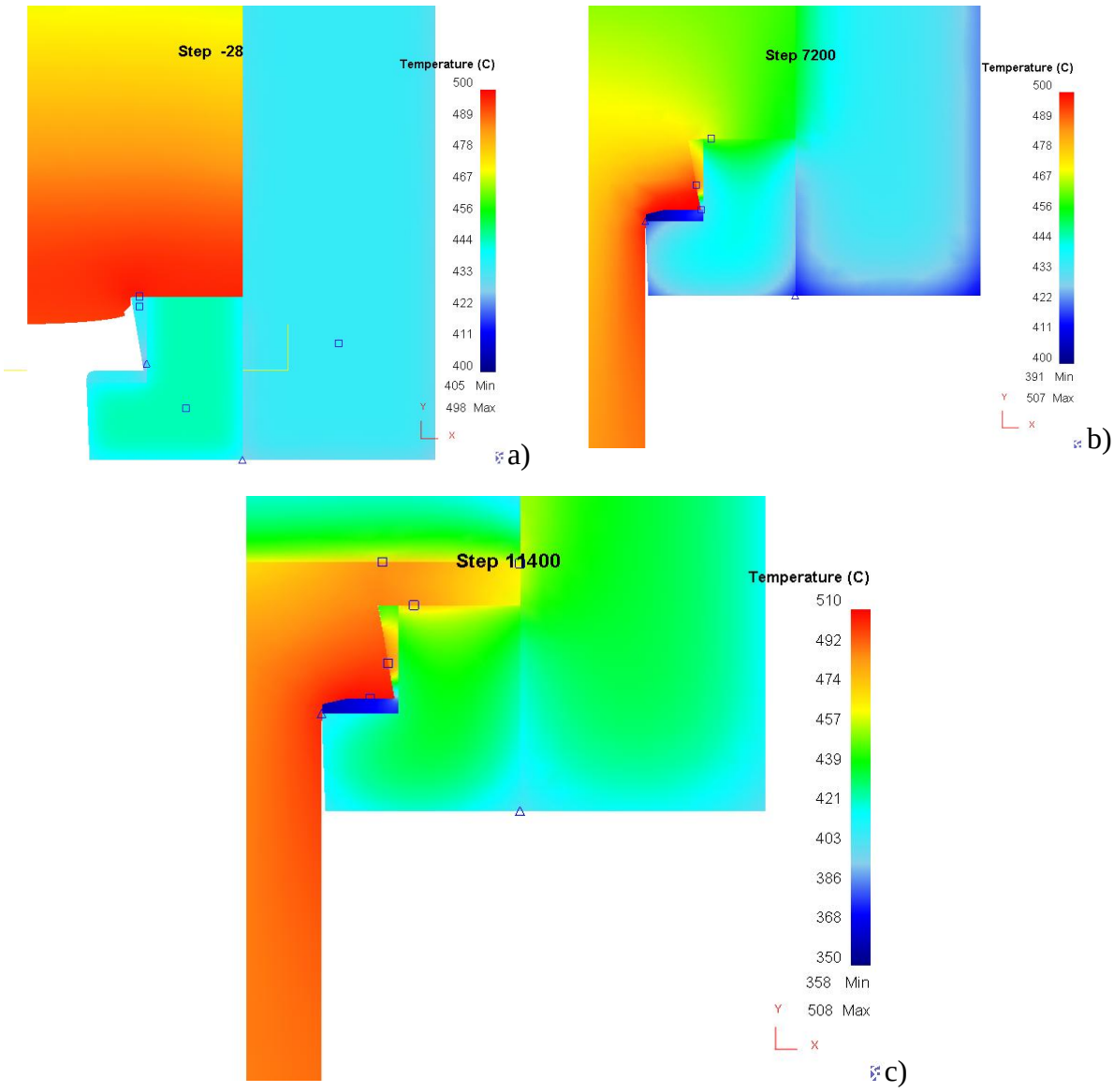
Noe av det interessante med simuleringen er å vite mer om hva som skjer inne i metallet under selve ekstruderingen. Spesielt interessant er utviklingen av temperatur og tøyning. Det er tatt bilder av temperaturfordelingen i tre forskjellige stadier av simuleringen: i starten (når bolten har fylt ut hele containeren og oppnådd full kontakt med verktøyet rundt seg), fra ca. midt i ekstruderingen (steg 7200) og ved slutten (steg 11400). Se Figur 4.2. Temperaturfordelingen er også vist i form av temperaturlinjer. Det er tatt bilde av temperaturlinjene i bolten og i verktøyet på de samme stadiene nevnt over.

I tillegg til bildene av temperaturfordelingen er det gjort punktsporing (point tracking) i bolten. Se Figur 4.9Figur 4.10 og 4.11. Sporingen tar for seg fire punkter i boltens materiale og har muligheten for å gjengi hva som skjer i akkurat disse punktene gjennom hele ekstruderingsprosessen. I denne omgangen er det interessant å vite mer om temperaturen, tøyningsfordelingen og tøyningshastigheten. Alle punktene er plassert slik at de skal flyte ut i profilens ytre sjiktet.

Informasjon om starttemperaturer og stempelhastighet i simuleringsmodellen vises i Tabell 10.

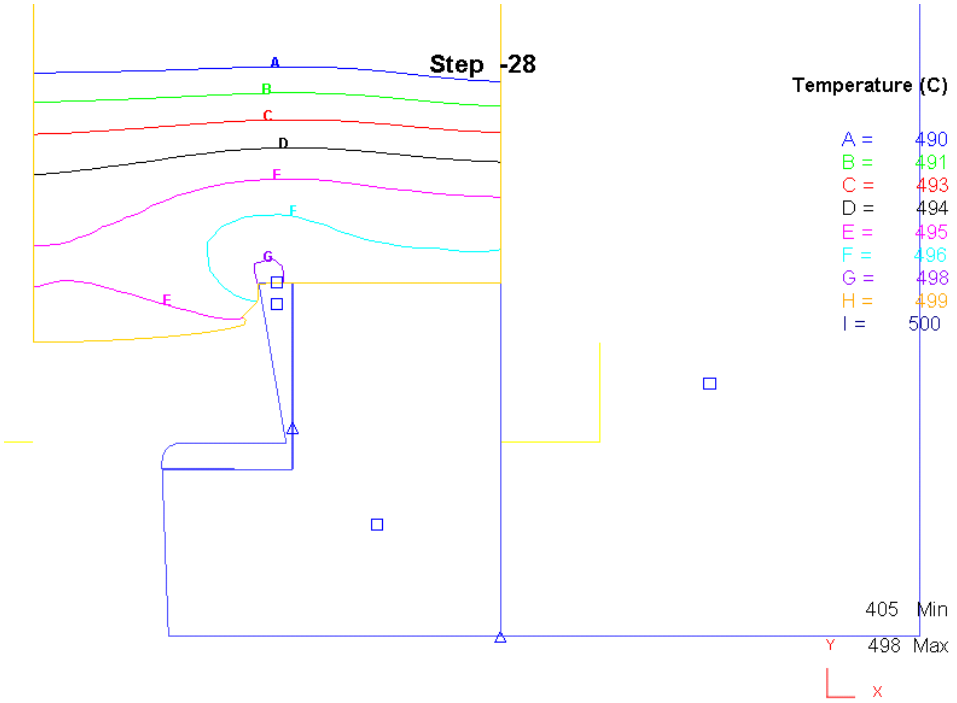
Bolttemperatur foran:	500 ˚C
Bolttemperatur bak:	412 ˚C
Verktøytemperatur:	447 ˚C
Containertemperatu:r	435˚C
Stempeltemperatur:	414 ˚C
Stempelhastighet:	9,91 mm/s (konstant)

Tabell 10 Startemperaturer og stempelhastighet i simuleringsmodellen.

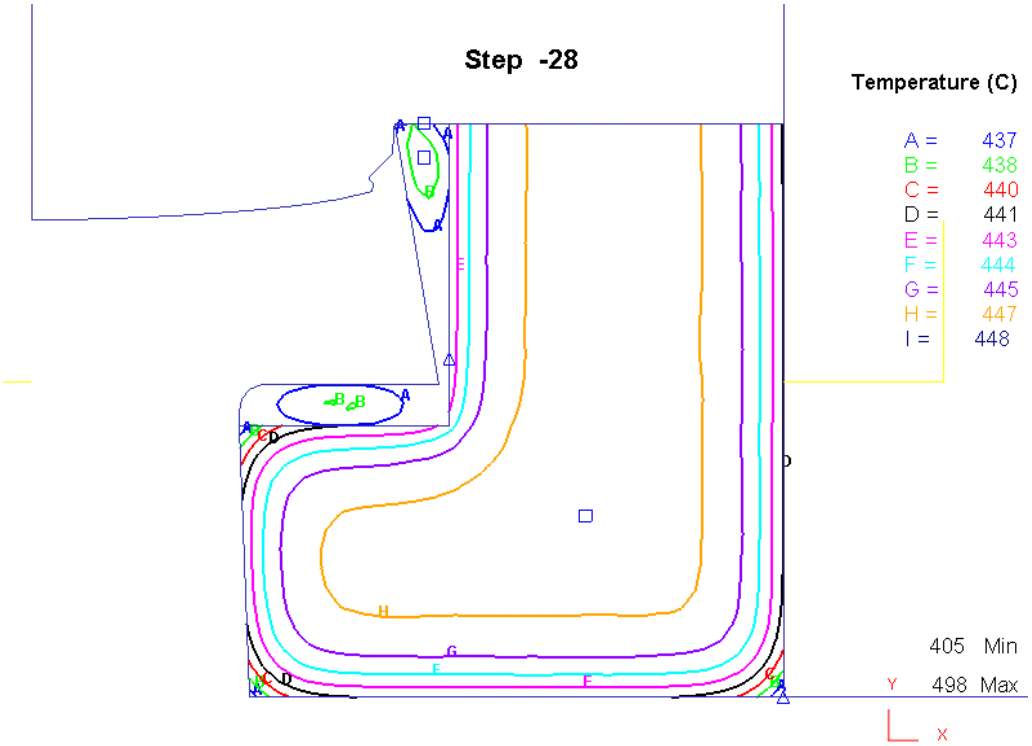


Figur 4.2 Fargeillustrasjon av temperaturfordelingen i a) steg 28, b) steg 7200 og c) steg 11400

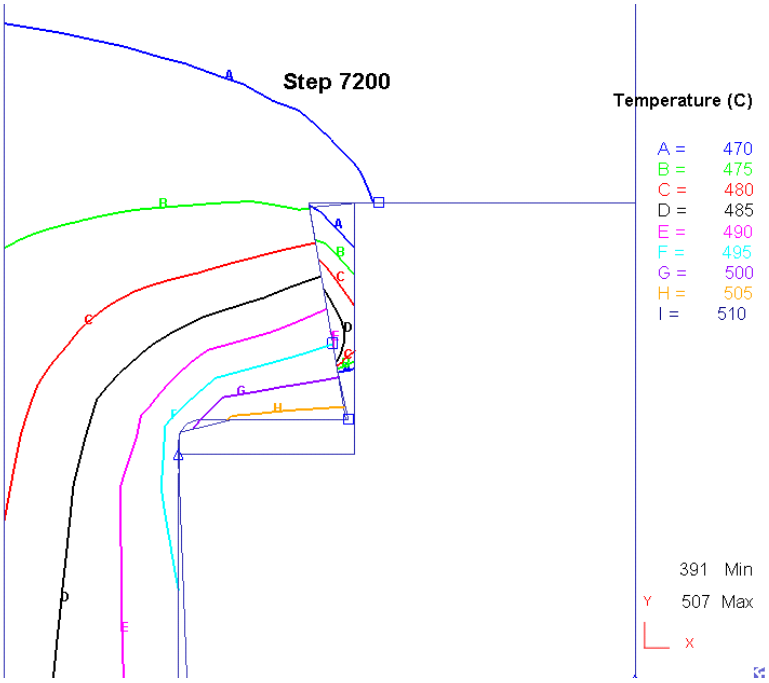
Figur 4.2 viser godt hvordan temperaturen i bolten, verktøyet og containeren forandrer seg etter hvert som ekstruderingen nærmer seg slutten. Ved steg 7200 har temperaturen synket litt i både verktøyet og containeren men ved steg 11400 har den tatt seg opp igjen. Spesielt har temperaturen i den delen av verktøyet som er i kontakt med bolten økt betydelig i steg 11400. Den delen av verktøyet som er helt blå (lav temperatur) skal ikke være slik. Hvorfor den har blitt slik diskuteres under oppsummering og diskusjonskapittelet. Bortsett fra sistnevnte blå del, stemmer temperaturendringen i bolten med teorien om temperaturutvikling.



Figur 4.3 Illustrasjon av temperaturfordelingen i bolten ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 490 – 500 ˚C. Steg 28.

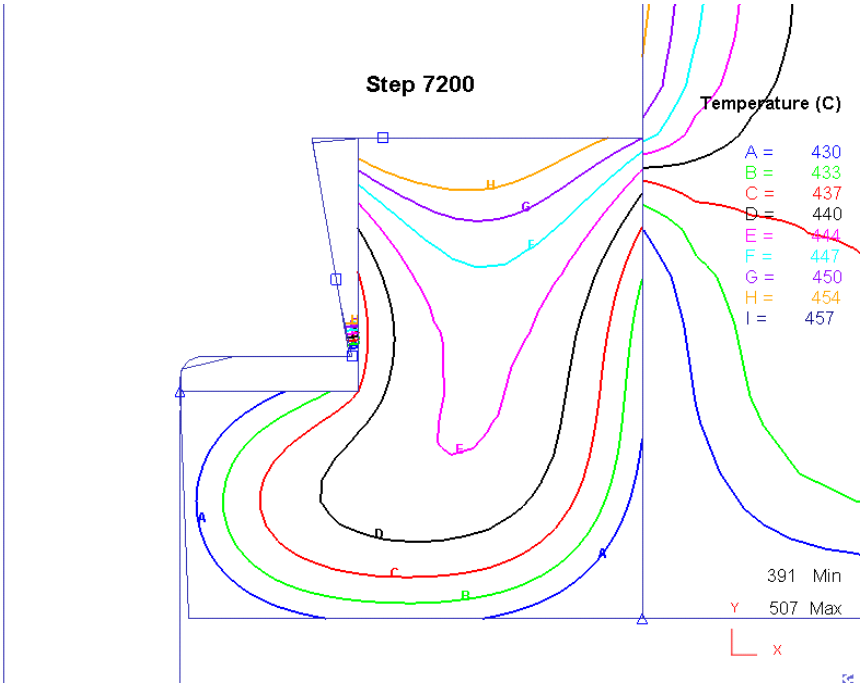


Figur 4.4 Illustrasjon av temperaturfordelingen i verktøyet ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 437 – 448 ˚C. Steg 7200.



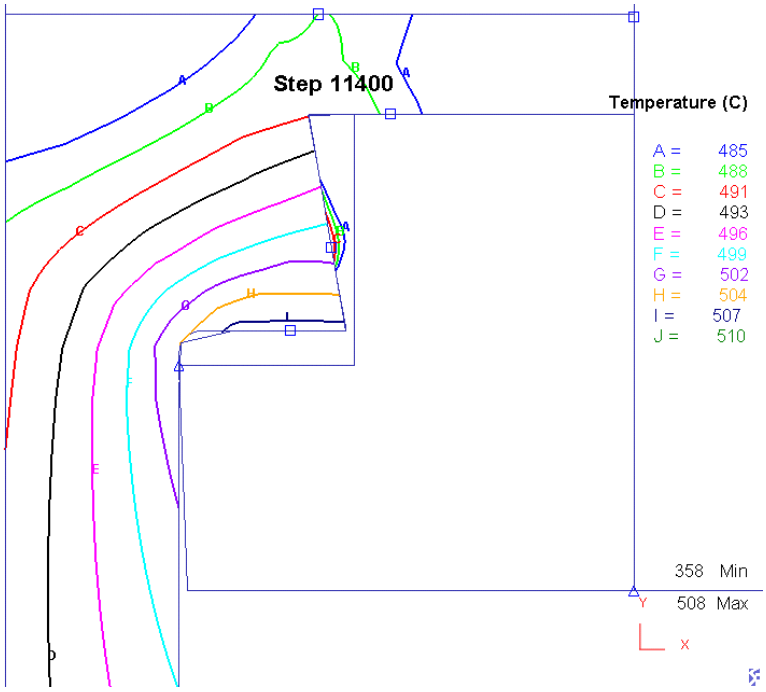
Figur 4.5 Illustrasjon av temperaturfordelingen i bolten ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 470 – 510 ˚C. Steg 7200.

Temperaturlinjene i Figur 4.5 avslører at etter 7200 simuleringssteg har temperaturen i forkammerets dødsone (linje H) oversteget starttemperaturen i bolten (foran) på 500 ˚C.



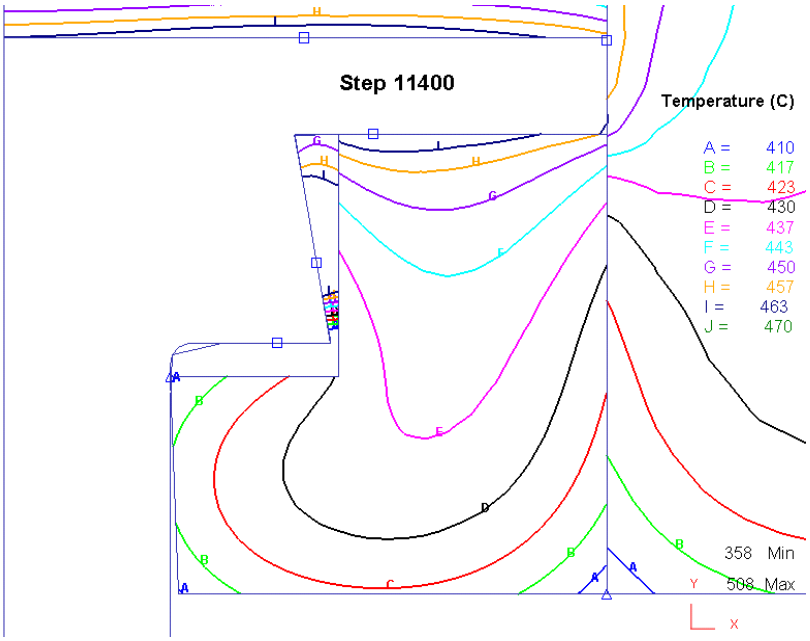
Figur 4.6 Illustrasjon av temperaturfordelingen i verktøyet ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 430 – 457 ˚C. Steg 7200.

Etter 7200 steg har temperaturen i den øvre delen av verktøyet stege over starttemperaturen på 447 ˚C. Se Figur 4.6



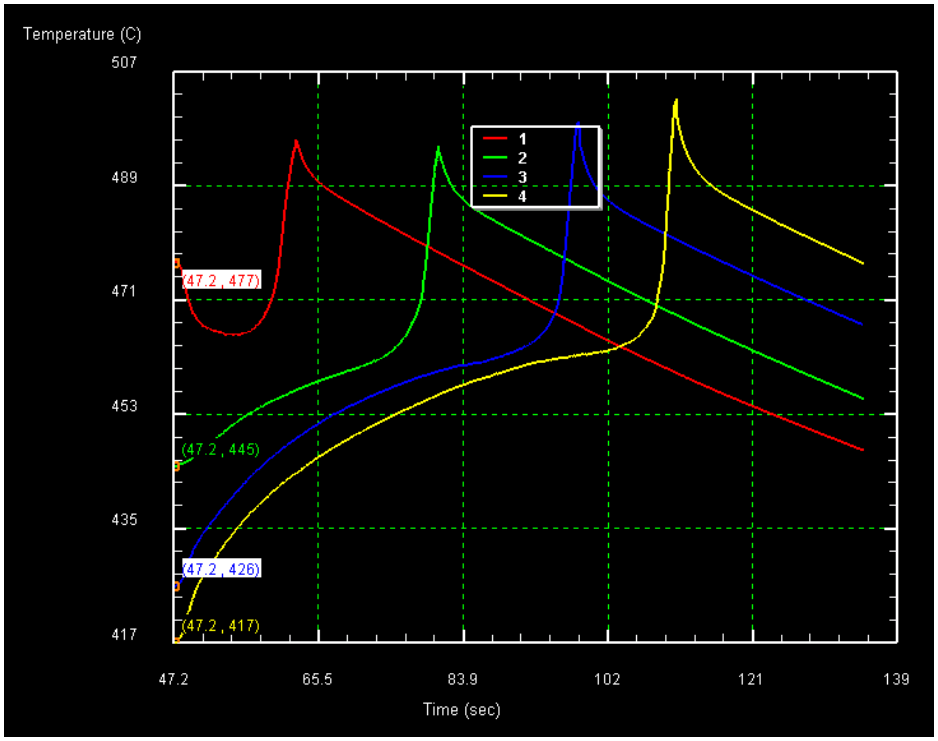
Figur 4.7 Illustrasjon av temperaturfordelingen i bolten ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 485 – 510 ˚C. Steg 11400.

Ved siste steg (steg11400) er høyeste temperatur 508 ˚C. Denne oppstår sannsynligvis innenfor temperaturlinje I som viser 507 ˚C i forkammerets dødsone. Se Figur 4.7.



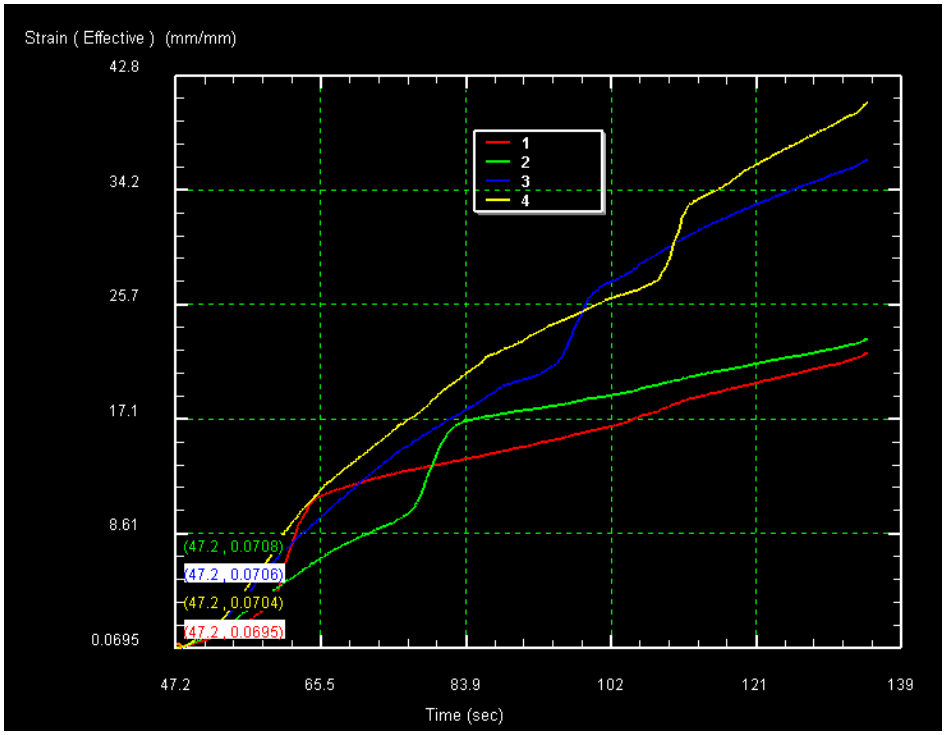
Figur 4.8 Illustrasjon av temperaturfordelingen i bolten ved bruk av linjer. Temperaturintervallet på linjene er 410 – 470 ˚C. Steg 11400.

Fra en starttemperatur på 447 ˚C har verktøyet ved ekstruderingens slutt (steg 11400) en indre temperatur på 437 ˚C (temperaturlinje E i Figur 4.8). Lengre opp i verktøyet stiger temperaturen og ved temperaturlinje G (450˚) har den oversteget 447 ˚C.



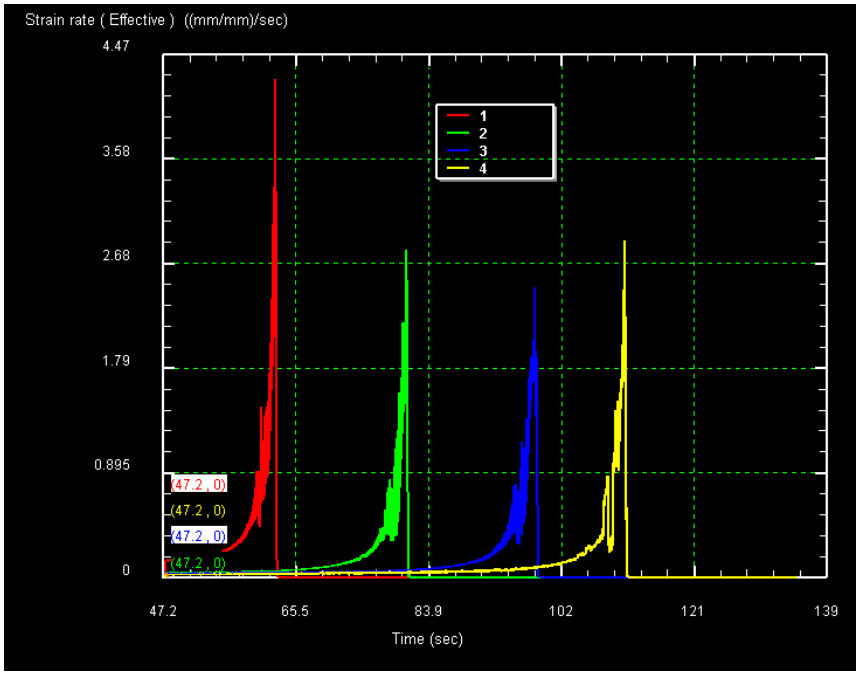
Figur 4.9 Punktsporing av fire utvalgte punkter i bolten.. Punkt 4 (det bakerste punktet) har tydelig den høyeste temperaturen.

Det er interessant å vite hva som skjer med temperaturen i ekstrudatets ytre sjiktet. I Figur 4.10 er det tydelig at temperaturen stiger etter hvert som ekstruderingen går sin gang.



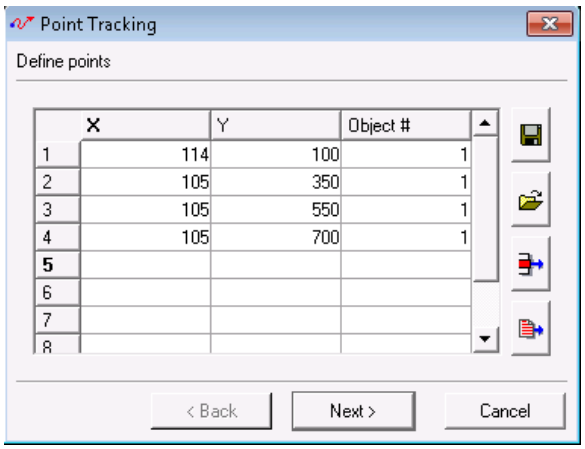
Figur 4.10 Punktsporing av fire utvalgte punkter i bolten. I denne figuren ser man utviklingen av tøyningen i de fire punktene.

Tøyningen øker i verdi i takt med ekstruderingstiden. Igjen ser vi at jo lengre bak punktene sitter i bolten, jo høyere er tøyningsverdien. Se Figur 4.10.

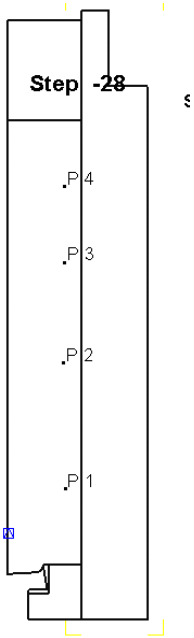


4.11 Punktsporing av fire utvalgte punkter i bolten. Her vises tøyningshastigheten i punktene.

Punkt 1 i figur 4.11 utmerker seg med den høyeste verdien. De andre punktene har nesten like verdier når tøyningshastigheten er på sitt høyeste. Figur 4.12 og Figur 4.13 viser punktenes koordinater og hvor de er plassert i bolten.



Figur 4.12 Oversikt over koordinatene som ble brukt i punktsporingen.



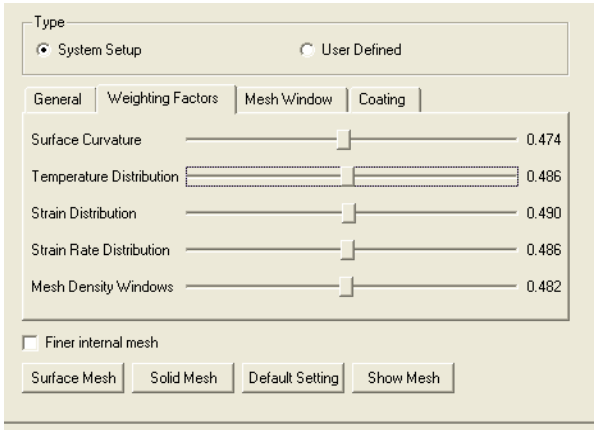
Figur 4.13 Oversikt over hvor punktene er plassert i bolten.

4.2 Simulering av stangprofil med 43 mm diameter

På grunn av det høye pressforholdet til denne stangdimensjonen (45,48), ble denne simuleringen mye tyngre for datamaskinen. Element- og nettverksinnstillingen måtte forandres for å få dette til. Et visst antall simuleringsforsøk ble forsøkt gjennomført med mindre grad av suksess. Til slutt ble det oppnådd brukbare innstillinger.

I simuleringen av den store profilen (80 mm) ble bolten delt inn i 1300 elementer og to nettverksvinduer. Vinduet som definerte elementene nær containerveggen og verktøymunningen fikk finere inndeling enn vinduet som definerte resten av bolten. I simuleringen av denne profilen (43 mm) ble det benyttet en annen elementinndeling. Totalt ble bolten delt inn i 1600 elementer hvor tre forskjellige nettverksvinduer ble definert: Et som definerte materialet nær containerveggen og nesten ned til verktøyet, et vindu som definerte område rundt verktøymunningen og et som definerte resten av bolten (midten fra vindu nummer en og bak til stempelet).

Flere parametere kan justeres for hvor tungt de skal vektes i simuleringen. Skalaen går fra 0 – 1 der 1 betyr at det skal legges stor vekt på aktuelle parametere og 0 betyr liten eller ingen vekt. Se Figur 4.14 for hvordan dette stilles inn.



Figur 4.14 Eksempel på vektinnstillinger av forskjellige faktorer. Under simuleringen av den store profilen ble faktorene vektet mer enn i simuleringen for den mindre profilen. Dette ble gjort for å gjøre simuleringsjobben lettere for datakraften.

Andre justerbare parametere som stempelhastighet, temperatur og friksjon er helt likt som simuleringen med 80 mm stangdiameter.

Simuleringen av 43 mm stangprofil er tidkrevende så det er ikke presentert bilder av den her. Modellen kom aldri så langt at den ble brukbar for sammenligning med 80 mm profil.

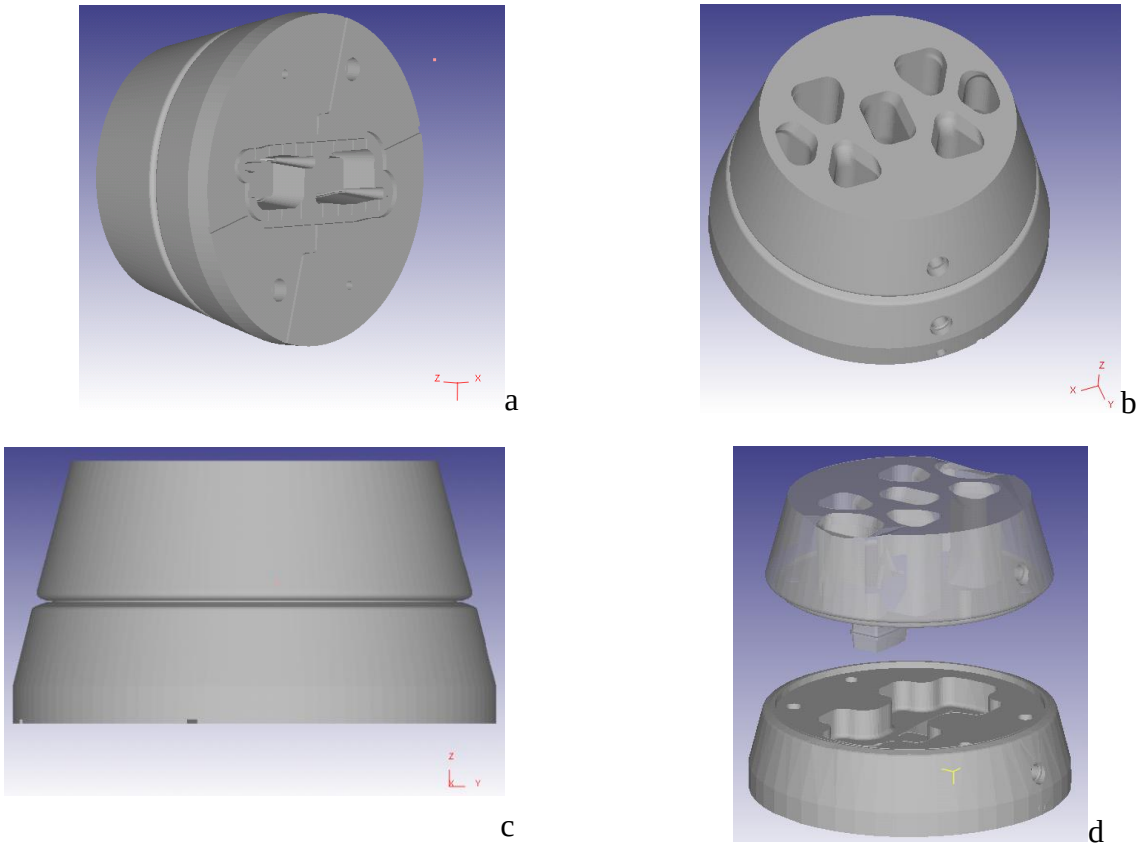
5 SIMULERING I DEFORM 3D

Som en del av prosjektet er det simulert en kompleks ekstruderingsmodell i Deform 3D. Motivasjonen er for å se hvilke utfordringer et mer komplekst simuleringstilfelle gir ved gjennomføring av en FE-analyse.

Ekstruderingsverktøyet brukes av Benteler og former to profiler som brukes i bilkonstruksjoner. Modellen er den samme som er benyttet ved 2D simuleringer med samme dimensjoner og parametere. Det ble benyttet Deform 2D/3D for å gjøre den eksisterende 2D-modellen om til en 3D-modell. Stempelhastigheten er lik som i 2D-simuleringen (9,91 mm/s). Bolten hadde ikke temperaturgradient men en starttemperatur på 500 ˚C både foran og bak. Verktøytemperaturene var også like som i 2D-simuleringen. Se Tabell 10.

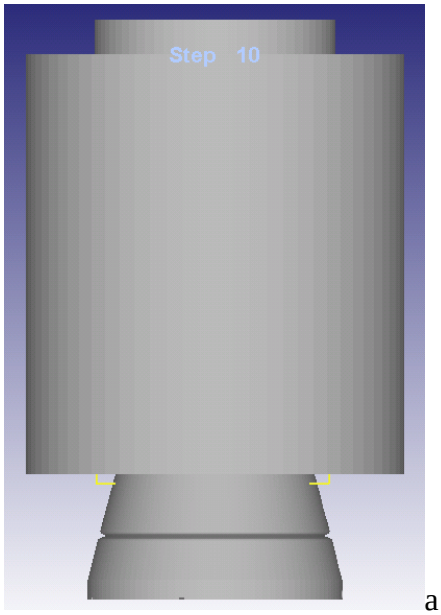
Det foregår en sammensveising av materiale inne i matrisen som er vanskelig å simulere i programvaren. Første forsøk på simulering foregikk i Deform 3D versjon 10.2. Etter hvert ble det gjort forsøk i en nyere versjon av programmet, Deform 3D versjon 11.0.

Med litt hjelp fra leverandøren av programmet, kom man et stykke på vei med simuleringsforsøket i den nye versjonen. Ekstruderingsverktøyet som blir benyttet av Benteler og som ble brukt i simuleringen kan ses i Figur 5.1.

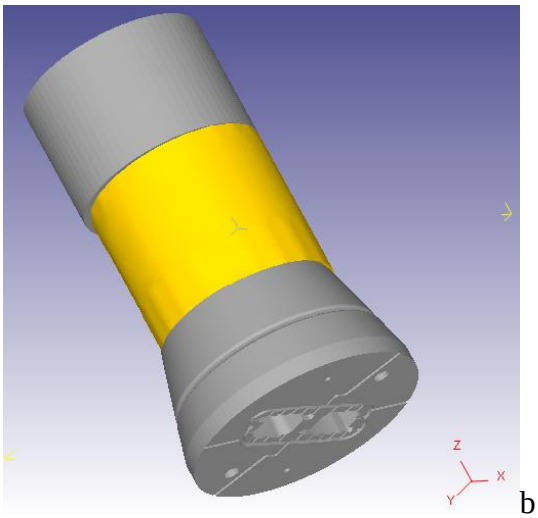


Figur 5.1Det komplekse verktøyet som ble brukt i simuleringsforsøket av en 2D-modell. a) undersiden hvor to like profiler kommer ut, b) sett ovenfra, der hvor bolten presses inn, c) sett fra siden og d) verktøyet består av to deler, en dor og et formeverktøy.

Komplett oppsett med container, stempel verktøy og bolt vises i Figur 5.2.



a

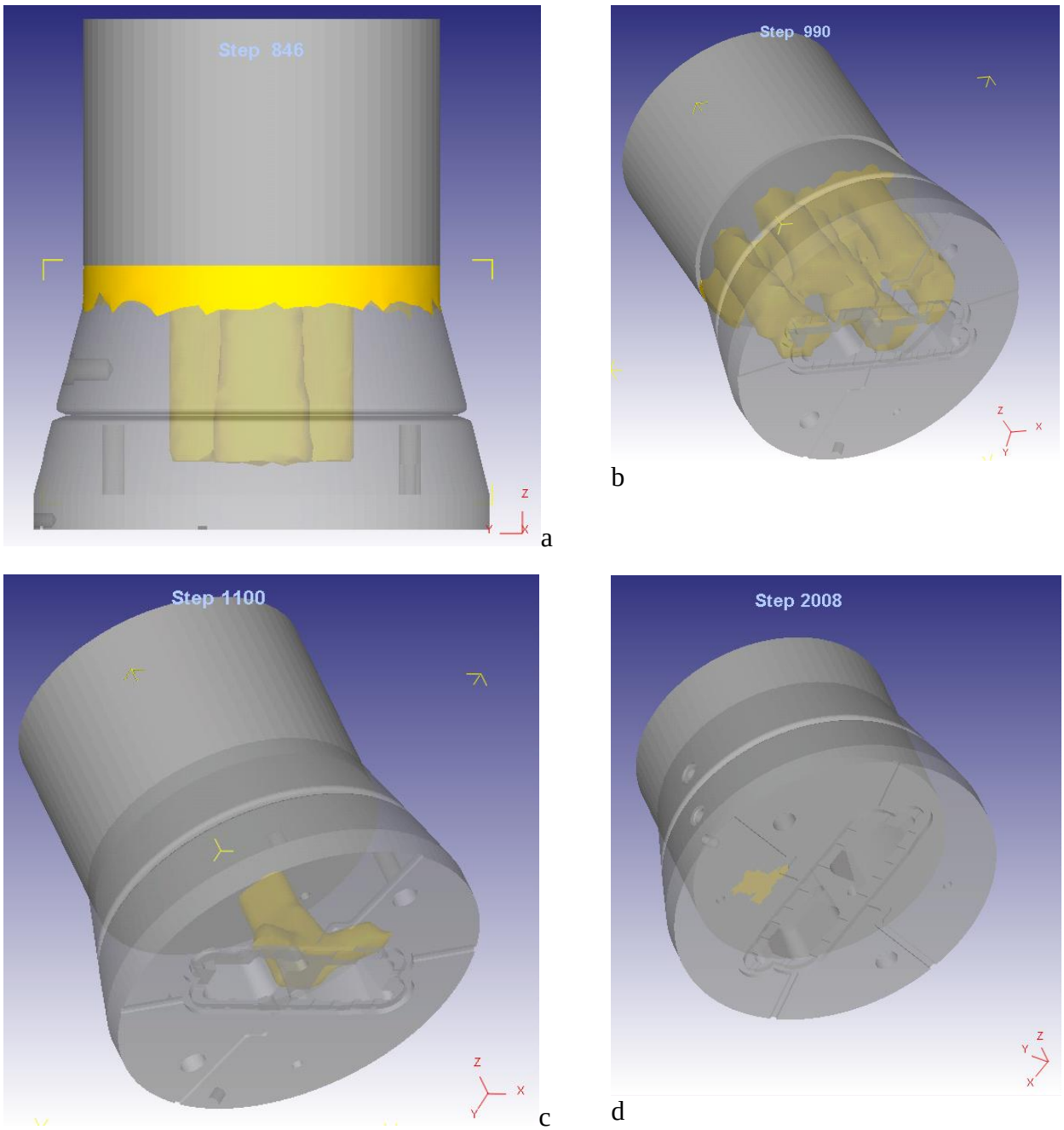


b

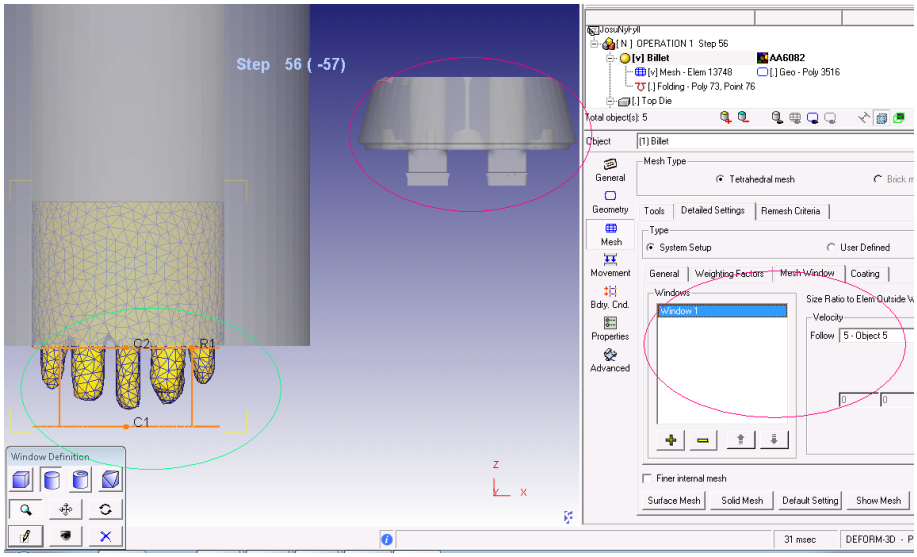
Figur 5.2 I a) vises ekstruderingsoppsettet med verktøyet i bunnen og containeren over. I b) er det samme oppsettet vist uten containeren. Den gule delen er bolten.

I pre-prosessoren ble følgende nettverksinnstillinger valgt: Bolten og containeren ble delt inn i 18000 elementer, stempelet i 12000 og verktøyet 32000. Temperaturen i bolten var satt til 500˚C, stempl og container 437˚C, og verktøyet 470˚C. Materialvalgene var akkurat de samme som i 2D-modellen. AA6082 for bolten og stål for de andre verktøydelene.

Når bolten hadde fylt hele containeren i starten av ekstruderingen og oppnådd full kontakt med stempel og verktøy, ble simuleringen stoppet og friksjonen ble definert. Kontakten mellom bolten – container, bolt – stempel og bolt – verktøy ble satt til full heft. Deler av verktøyet kan ha andre verdier på enkelte kontaktflater men for enkelhetens skyld ble friksjonsbildet slik. Se Figur 5.3 for å se hvordan materialet flyter inn i verktøyet og forsvinner.



Figur 5.3 Gradvis redusering av materialet i verktøyet. a) Materialet er på god vei inn og treffer sveisekammeret, b) materialet skal her begynne å sveises sammen, c) materialet forsvinner på grunn av ukjent feil i modellen eller programmet og d) materialet er nesten helt borte.

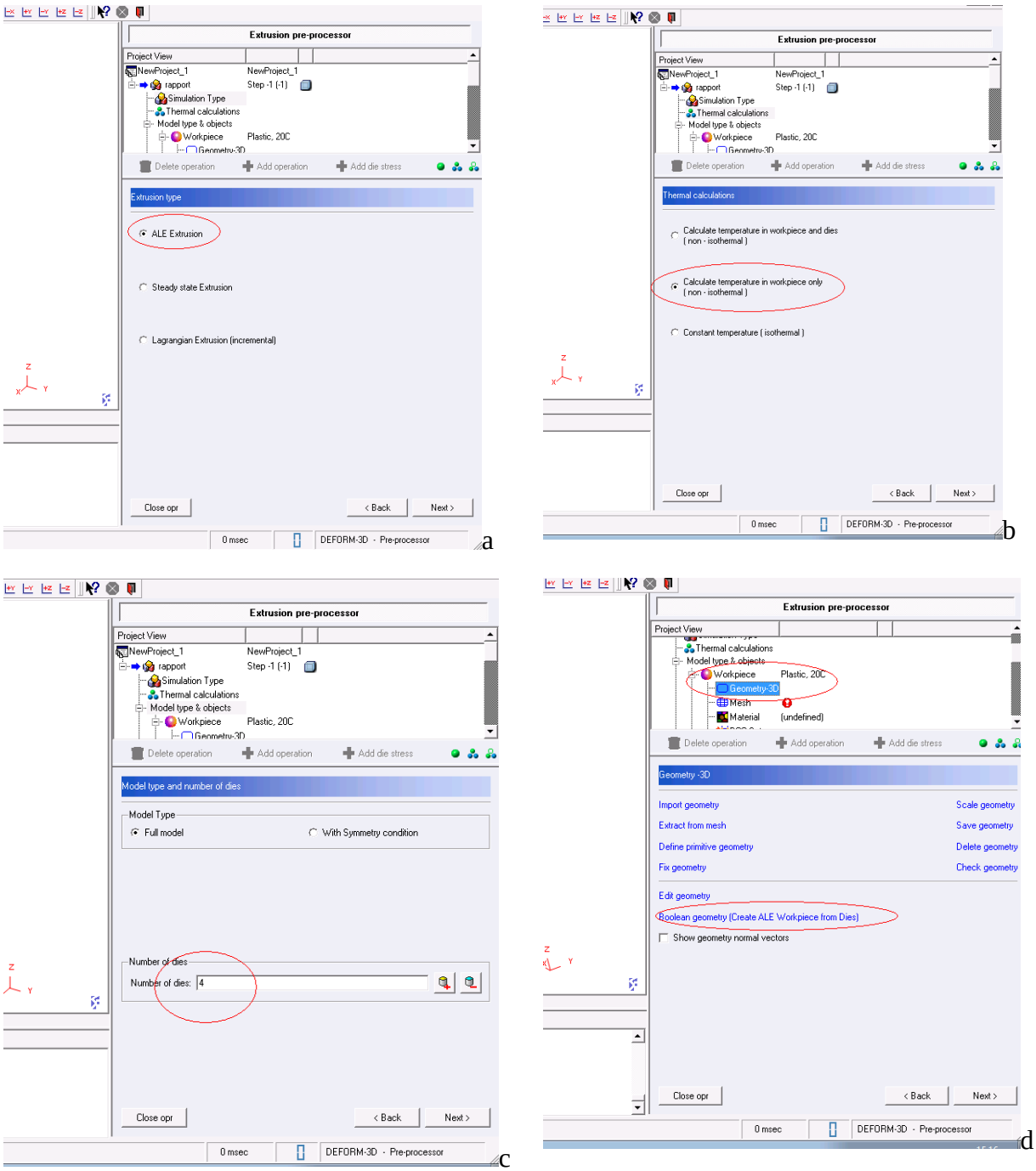


Figur 5.4 Nettverksvindu som beveger seg i takt med tuppen av materialflyten

Det ble definert et beveglig nettverksvinduet som skulle følge tuppen av materialet gjennom sveiselammeret og forhåpentligvis hjelpe simuleringen. I Figur 5.4 er en verktøydel synlig på høyre side (rød ring). Den ble lagt inn med en hvis fart slik at nettverksvinduet fulgte denne delen som referanse i firhold til farten. På den måten kunne det sikres et fint nettverk der materialflyten er kompleks.

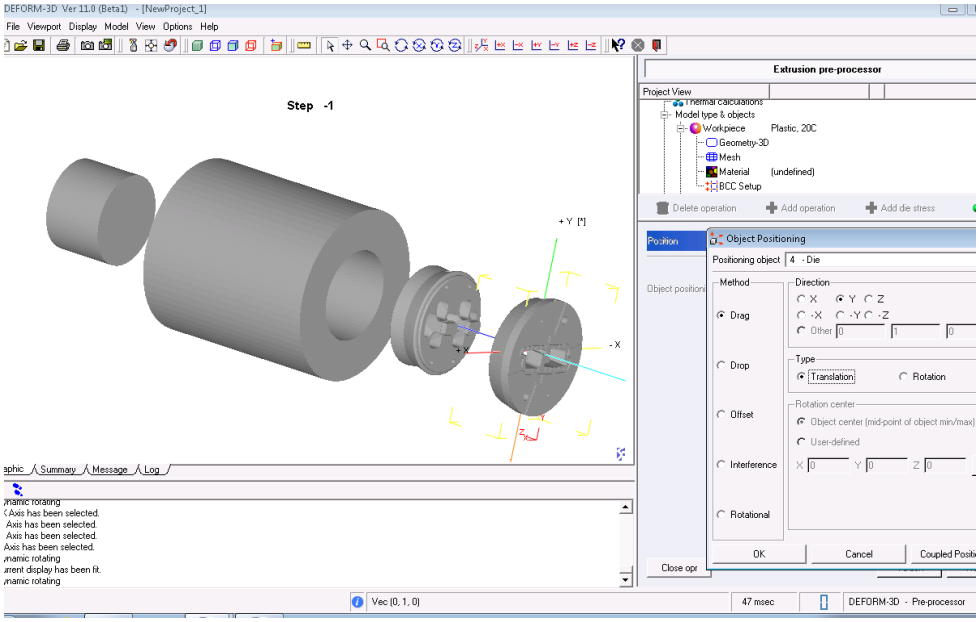
5.1 Deform 3D, versjon 11.0

Siden geometrien ble for komplekst for Defrom 3D versjon 10.2, måtte nye versjon skaffes. Programmet hadde fått nytt design og det var en smule forandring i brukergrensesnittet. Verktøydeler ble importert fra den gamle modellen i versjon 10.2 og inn et nydefinert simuleringsproskjet. Verktøysammensetningen ble satt opp på nytt ved å importere delene i Deform 2D Extrusion, deretter ble det benyttet en funksjon som heter Boolean geometry. Denne funksjonen åpner Deform 3D Geometry Tool. Selve bolten må defineres på nytt med en funksjon som heter Boolean Wizard. Figurer vil vise steg for steg hvordan dette ble gjort.



Figur 5.5 Her ser vi de første grunnleggende innstillingene i Deform 3D Extrusion.

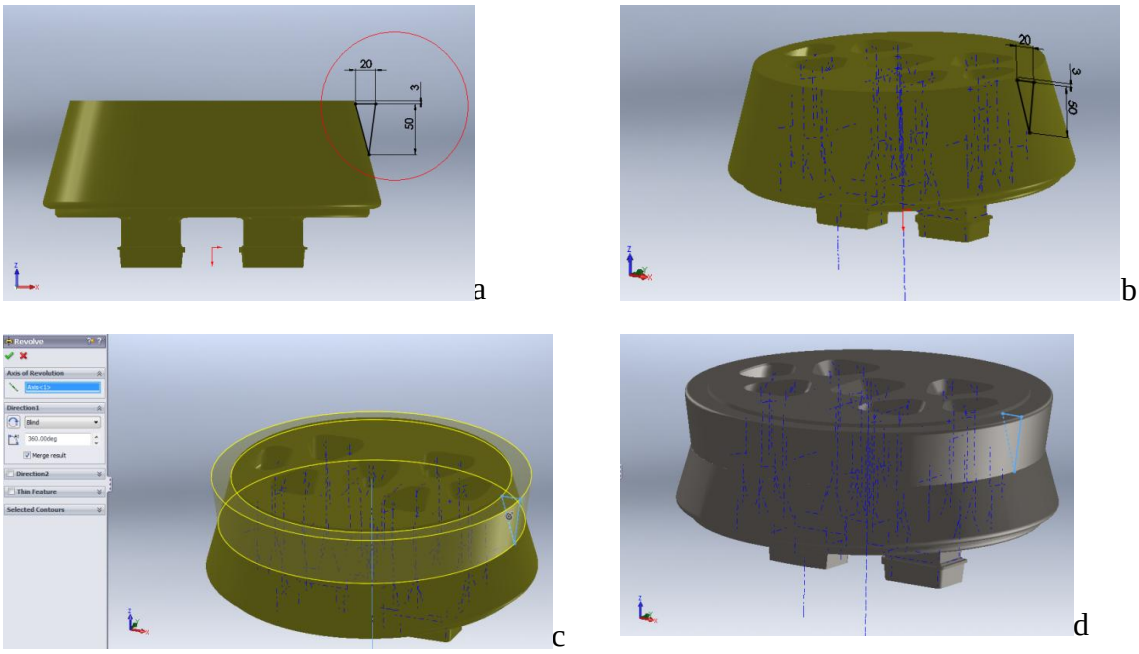
I Figur 5.5 er følgende forklaring . a) Ekstruderingstypen blir definert: ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerian), stabil tilstand, eller Lagrange (ALE ble valgt), b)metoden for temperaturkalkulering blir bestemt: isotermisk, ikke-isotermisk (bolt og verktøy) eller ikke-isotermisk (kun bolt). Valget ble sistnevnte. c) Modellen ble definert som ”full”, altså ikke med symmetri. Deretter ble det bestemt at modellen skal bestå av fire deler. d)Når alle delene er importert inn bortsett fra arbeidsemnet (bolten), skal denne bli laget ved hjelp av en Boolean operasjon.



Figur 5.6 En oversiktsfigur i Deform 3D Extrusion som viser alle delene av ekstruderingsoppsettet (bortsett fra bolten som skal defineres i Booleanoperasjonen).

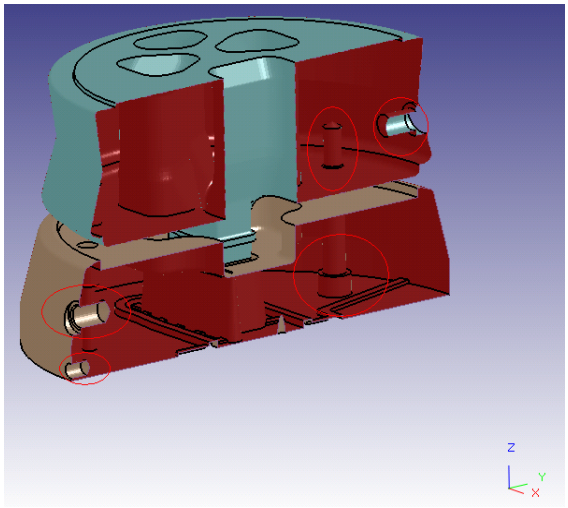
5.2 Modifisering av verktøyet

Siden verktøyet i utgangspunktet hadde en geometri som gjorde den vanskelig å kombinere med containeren, ble det modifisert litt ved å lage en ekstra kant på toppen i slik at kontakten med containeren ble tett og fin.

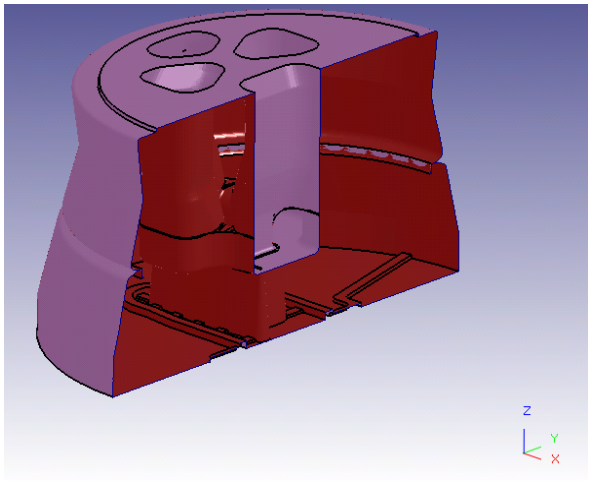


Figur 5.7 Her ser vi hvordan verktøyet fikk en ekstra kant på toppen for å passe bedre med undersiden av containeren. a) målene blir definert med en sketsj, b) oversiktsbilde, c) en ”revolve”-funksjon definere grensene og d) den ekstra kanten er på plass.

Siden doren og formeverktøyet har sammenfallende overflater er det lettest å slette disse overflatene og lappe sammen alle hullene. I Figur 5.8a ser man først doren og formeverktøyet hver for seg. Etter å ha slettet de sammenfallende overflatene og tettet diverse hull og lappet sprikende flater , se man resultatet i Figur 5.8 b. Her er de to delene fusjonert sammen til en hel del. Fusjoneringen skjer ved å benytte en funksjon som heter ”Union”.



a



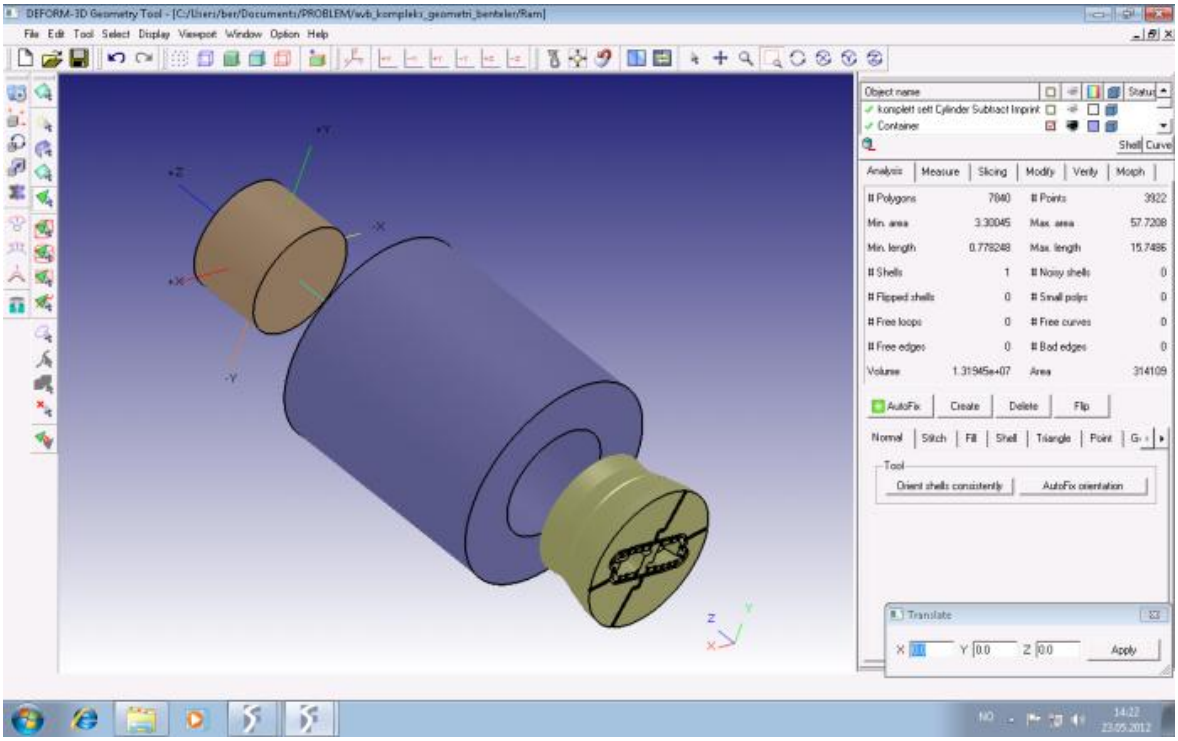
b

Figur 5.8 a) To separate verktøydele og b) verktøydelene er fusjonert sammen.

I Figur 5.8 a) ser man doren og formeverktøyet hver for seg som to separate deler. Diverse hull og detaljer er vist i de røde ringene. Disse hullene ble tettet igjen ved å blant annet benytte seg av funksjoner som sletter overflater, kobler kurver sammen og tetter hull. ”Fill holes” og ”Connect two loops” finner man under ”Analysis” i menyen til venstre i skjermbildet. b) her er de ti delene fusjonert sammen til en del og flere detaljer er fjernet som beskrevet over. Den nye verktøydelen ser nå mer oversiktlig og ryddig ut.

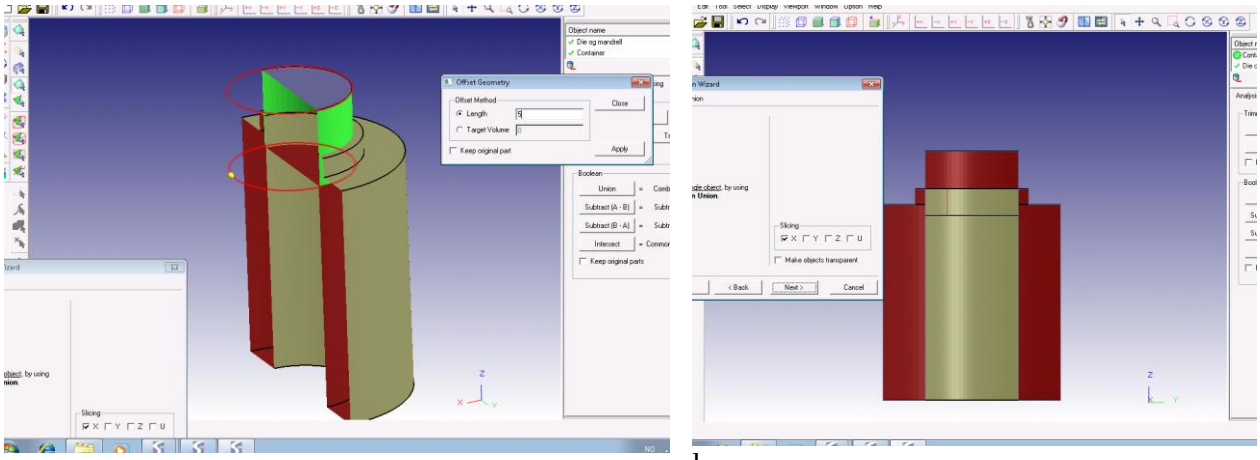
5.3 Deform 3D Geometry Tool

Når man trykker på knappen som heter Boolean Geometry i Extrusion-vinduet, vil Geometry Tool-vinduet åpne seg automatisk. Her skal man da definere boltgeometrien etter at verktøydelene er fusjonert sammen. Oversikt over Geometry Tool-vinduet kan man se i Figur 5.9.



Figur 5.9 Oversikt over verktøydelene i Geometry Tool.

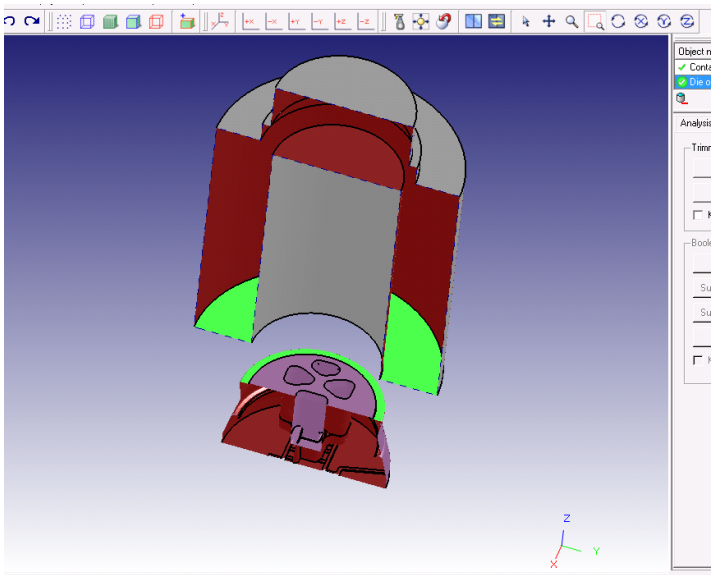
Det første som ble gjort i Geometry Tool var å fusjonere stemplet og containeren sammen. Se Figur 5.10.



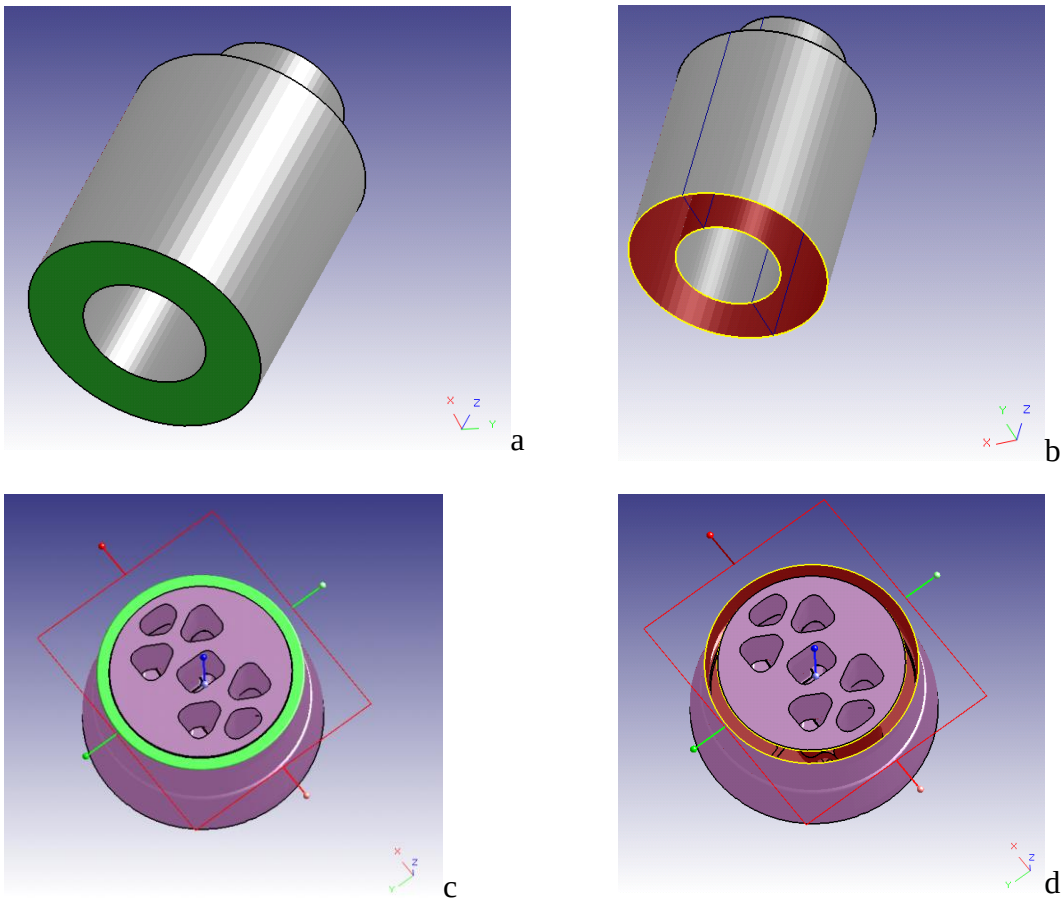
a b

Figur 5.10 a) Viser den ene halvdelen av stemplet og containeren sammen. Den grønne markerte flaten er stemplets ytterside. Den skal overlappe containeren med noen millimeter slik at det ikke blir noen upredikerte hulrom. Dette gjøres i funksjonen "Offset Geometry". b) her ser vi stemplet og containeren ferdig fusjonert.

Med stempel og container fusjonert, er det på tide å fusjonere med verktøyet. Se Figur 5.11.

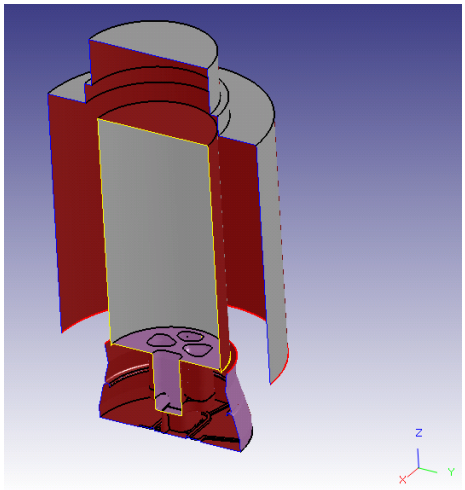


Figur 5.11 Den grønne markerte flaten på verktøyet (ytterringen) skal fusjonere med undersiden av containeren.

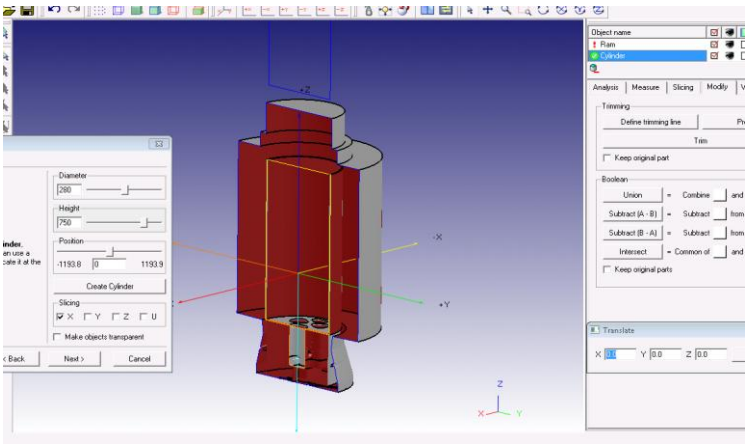


Figur 5.12 Fusjoneringen av delene ble gjort ved slette de sammenfallende overflatene. a) først slette flaten fra containerbunnen, b) container uten flate, c) slette den ytre flaten på verktøyet, d) den ytre flaten er slettet.

De to verktøydelene er nå definert som en del. Fusjoneringen skjer med funksjonen ”Union” i menyen. Når alt sammen en satt på riktig plass skal bolten defineres. Se Figur 5.13



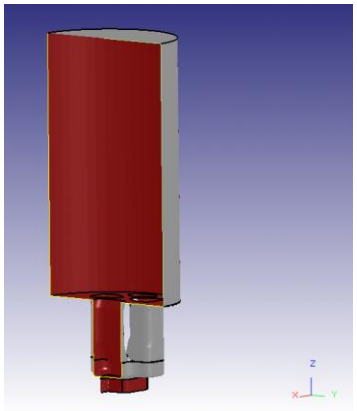
a



b

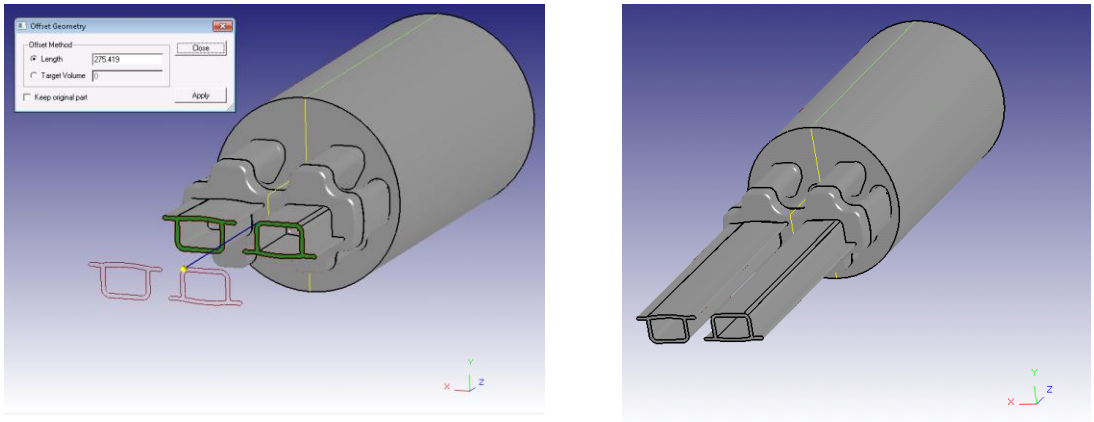
Figur 5.13 a) Viser den sammensatte modellen. Den åpne flaten i containerbunnen ble fylt igjen ved å markere to kurver (merket røde) og deretter bruke funksjonen ”Connect two loops”.b) Her defineres ”Cylinder” (bolten). Målene blir definert i Boolean Wizard og riktig plassering i containeren ble gjort med en ”Translate-funksjon”. ”Translate-funksjonen” tillater å dra emnet i tre mulige retninger.

Når modellen var komplett, gjensto det å trekke bolten fra containeren. Overskuddsmaterialet i den delen av bolten som fyller verktøyet skal altså bort. Med andre ord, bolten skal fylle opp hulrommene i matrisen. Dette forklarer også hvorfor det var viktig å fjerne alle ekstra hull og hulrom i verktøyet. Hvis ikke dette gjøres nøye nok, kan programvaren misforstå og fylle opp små rom med formingsmaterialet. For eksempel skruehull også videre.
Overskuddsmaterialet ble trukket i fra ved hjelp av funksjonen Boolean Subtract (A-B). Endelig ble det definert en geometri som er lik den man trenger i ALE-analysen. Se Figur 5.14.



Figur 5.14 Ferdig definert bolt og profil.

Forskyvningsfunksjonen Offset blir brukt for å skaffe en passende lengde på profilen til ALE-analysen. Se Figur 5.15.

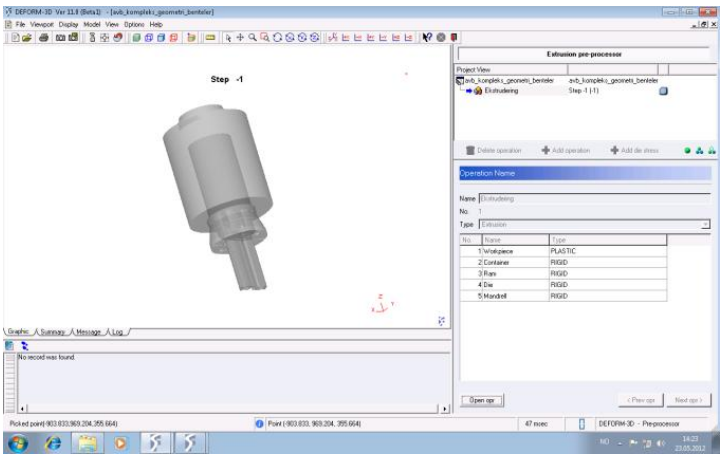


a b

Figur 5.15 a) Enden av profilene blir valgt og deretter blir de forlenget til profilen vises tydelig b).

5.4 Videre prosessering i Deform 3D Extrusion

Når modellen er definert og boltens geometri er ferdig laget i Geometry Tool skal modellen naturligvis simuleres i Extrusion template. Altså i den delen av programvaren hvor man startet simuleringsprosjektet. Neste steg er å dele den Booleanbenhandlede bolten inn i et brukbart nettverk av elementer. I malen kan man stille inn overflate- og massive elementer hver for seg (surface og solid mesh). Overflatenettverket ble definert og laget men programvaren fikk problemer når de massive elementene skulle genereres. Nettverksinndeling, materialdefinering og temperatur måtte deretter defineres for alle verktøydelene. Til slutt ble kontakten (friksjon) mellom bolten og verktøydelene definert. Modellen var klar for å generere en database. Genereringen ble ikke gjennomført på grunn av problemene med nettverksinndelingen av bolten. Dette kan være forårsaket av ukjente geometrifeil i modellen. Simuleringsmodellen ble dermed aldr fullført siden databasen er avhenhig av 100 % definert nettverk i bolten. Se Figur 5.16 for hvordan den komplette ekstruderingsmodellen ser ut.



Figur 5.16 Viser hvordan den komplette modellen ser ut i Ekstruderingsmalen

6 OPPSUMMERING OG DISKUSJON

Slik det er nevnt i teorikapittelet så er rekrystallisering og kornvekst avhengig av reaksjons-/aktiveringsenergi. Energien er gitt som en materialkonstant. I tillegg til energien er det andre variabler som er viktige under ekstruderingen, nemlig tøyning, tøyningshastighet og temperatur. Når det gjelder problemet med rekrystallisering i ekstruderte aksesymmetriske stangprofiler, så er det nettopp de ovenfor nevnte variablene som skaper problemene. Variablene når kritiske høye verdier når ekstruderingsprosessen har holdt på en stund. Altså når et press nærmer seg slutten og det er lite boltmateriale igjen i containeren. På dette stadiet har flere bidrag fra forskjellige kilder vært med på å drive opp temperaturer og tøyninger til høye verdier. Dette er beskrevet nærmere i teorikapittelet.

For å få en bedre forståelse av det som skjer i materialet under deformasjon og når temperatur, tøyning og tøyningshastighet forandrer seg, må man se på rekrystallisasjonskinetikken. Både nukleasjonstettheten og vekstraten av kim bestemmer rekrystalliseringskinetikken. Modellen som beskriver dette fenomenet er vanligvis basert på Johnson-Melh-Avrami-Kolmogorov (JMAK) ligningen hvor volumet av rekrystallisert materiale X_v er uttrykt som en funksjon av enten oppholdstiden etter deformasjon, glødetiden eller glødetemperaturen.

$$X_v = 1 - \exp\left[\ln(1-0{,}5)\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^k\right] \qquad (26)$$

Symbolene i uttrykket betyr:
t, glødetiden
k, Avramieksponenten som beskriver tidsavhengigheten for nukleasjoner og vekstrater.
$t_{0,5,}$ tiden det tar til 50 % reksrystallisering.

Mer ryddig kan ligningen skrives slik:

$$X_v = 1 - \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^k\right] \qquad (27)$$

Det finnes to forskjellige måter å kalkulere $t_{0,5}$ på, en empirisk og en fysisk modell.

Den empiriske modellen

Den empiriske modellen inkluderer ikke utviklingen av substrukturen og viser den endelige mikrostrukturen med tøyning, tøyningshastighet og temperatur ved å basere verdier på eksperimentelle data.
Denne modellen skal være lett å integrere inn i FEM og i tillegg er den lett å anvende. Modellen ser slik ut:

$$t_{0,5} = A d_0^a \varepsilon^b Z^c \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT_a}\right) \qquad (28)$$

Symbolene i uttrykket betyr:
A, a, b, c ,konstanter.
$d_{0,}$startstørrelsen på kornene.
ε, den endelige ekvivalente tøyningen.
$Q_{rex,}$ aktiveringsenergien for rekrystallisering.
R, universal gasskonstant.
$T_{a,}$ glødetemperaturen.
Z, Zener-Hollomon-parameteret.

Siden $t_{0,5}$ er tiden det tar til 50 % rekrystallisering i materialet må det bety at jo lavere denne verdien er, jo raskere vil det oppstå uønsket rekrystallisering. I for eksempel etterprosessering av ekstruderte produkter vil man helst unngå å overskride denne verdien. Det antas at i en etterprosessering, som for eksempel smiing, vil bearbeidingstiden være lik for alle arbeidsemner. Når emner fra det bakerste partiet på en ekstrudering står for tur er risikoen da større for at det nettopp her oppstår rekrystallisering i yttersjiktet. Dette betyr igjen at $t_{0,5}$ har ulik verdi på ulike steder av det ekstruderte materialet.

Hvis man ser nærmere på ligning **Error! Reference source not found.** kan man se hvorfor det er slik. Den siste delen i ligningen, som består av eksponentialfunksjonen, antas tar for seg sammenhengen i etterprosessering av materialet. Q_{rex} er en materialkonstant og T_a er glødetemperaturen.
Andre deler av ligningen forteller mer om hendelsesforløpet under ekstruderingen.

ε^b vil beskrive avhengighet av tøyning i ligningen. Det er kjent at den effektive tøyningen er størst ut i kanten av bolten i containeren, hvor skjærsonen finnes. Derfra og inn i den primære deformasjonssonen, øker deformasjonen. Profilen som kommer ut av verktøymunningen vil i dette stadiet av prosessen ha en høyere effektiv tøyning over tverrsnittet. Verdien er betydelig høyere i det ytre laget (der hvor problemet med rekrystallisering oppstår) enn i profilens indre kjerne.

Ved å se nærmere på den temperaturkompenserte tøyningsraten Z, er det mulig å se hvordan tøyningshastigheten $\dot{\bar{\varepsilon}}$ og deformasjonstemperaturen T påvirker $t_{0,5}$. Z er definert slik:

$$Z = \dot{\bar{\varepsilon}} \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) \qquad (29)$$

ΔH er aktiveringsenergien for varmdeformasjon og R er universal gasskonstant.

Etter hvert som ekstruderingen pågår vil temperaturen stige. Ut i fra ligningen over er det klart at en høy deformasjonstemperatur gir lavere Z-verdi. Dette vil igjen være med på å redusere $t_{0,5.}$.
Med redusering av $t_{0,5}$ ser man i **Error! Reference source not found.** at volumet av rekrystallisert materiale X_v vil øke sin verdi.

6.1 Den fysiske modellen

Den fysiske modellen for utregning av $t_{0,5}$ er basert på den totalt lagrede energien (P_D) og tettheten av rekrystalliseringskim (N_v). Ligningen ser slik ut:

$$t_{0,5} = \frac{C}{M_{GB}P_D}\left(\frac{1}{N_v}\right)^{1/3} \qquad (30)$$

C/M_{GB} er en kalibreringskonstant. N_v er definert slik:

$$N_v = \left(\frac{C_d}{\delta^2}\right) S_v(\varepsilon) \qquad (31)$$

C_d er nok en kalibreringskonstant, δ er subkornstørrelsen og S_v er korngrensearealet per volumenhet.

Den lagrede energien P_D regnes ut på grunnlag av skjærmodulen G, Burgers vektor b, intern dislokasjonstetthet δ_i, misorientering θ, kritisk vinkel for skille mellom korn og subkorngrenser ($\approx 15^\circ$).δ_i består igjen av $\delta_r + \delta_g$.(tilfeldig dislokasjonstetthet og geometrisk nødvendig dislokasjonstetthet).

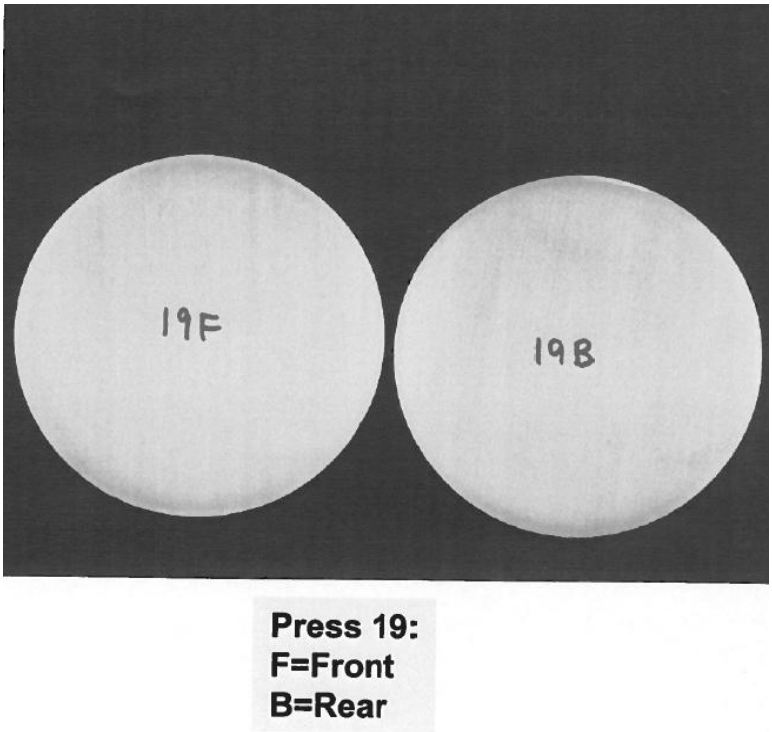
Den fysiske modellen blir ikke kommentert mer her siden dette er en langt mer avansert og mer komplekst sammensatt beregning. Som nevnt over tar denne modellen hensyn til utviklingen av substruktur, noe som ikke den empiriske modellen gjør. Den fysiske modellen beskriver og produserer de beste resultatene for simulering av Al-ekstrudering. Men fra et maskinteknisk perspektiv vil den empiriske modellen være lettere å forstå [10-12].

6.2 Behandling av Al-prøvene

Al-prøvene som ble slipt og behandlet viste ingen tegn til rekrystallisering. Pressforholdet på 80 mm stangdiameter er ikke like stort som stangdiameteren på 43 mm. Grunnen til at det ikke oppstår rekrystallisering i ytre sjikte er på grunn temperatur, tøyning og tøyningshastighetene ikke oppnår de verdiene som setter betingelsen for rekrystallisering.

Det kan settes spørsmålstegn ved behandlingsmetoden av diskprøvene og om dette ble gjennomført på riktig måte. De to siste diskprøvene ble behandlet etter instruks fra Benteler. Den første diskprøven ble, som nevnt tidligere, behandlet med sterkere lutblanding. I ettertid har det blitt bekreftet at Betelers egne diskprøver av samme produksjonsserie ikke viste rekrystallisering. I tillegg er det ved tidligere anledning testet prøver av samme dimensjon og legering på Raufoss. Se Figur 6.1.

Siden Benteler har undersøkt den samme stangprofilen to ganger, antas det at undersøkelsen som ble gjennomført på NTNU i dette prosjektet er gode nok og kan bekrefte at det ikke ble oppdaget rekrystallisering i ytre sjikte.



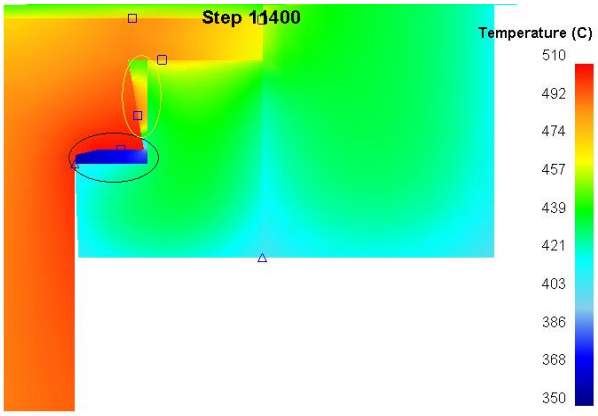
Figur 6.1 Gammelt bilde som viser tidligere rekrystallisering etter varmebehandling av stangprofil (AA6082 og 80 mm diameter). Resultatet er ingen rekrystallisering. Foto: Benteler

6.3 Resultatet av simuleringen i Deform 2D

Som figurene viser under dette kapittelet så stiger temperaturen og tøyningen i materialet etter hvert som ekstruderingsprosessen fortsetter. Verdiene for begge parameterne når sitt høyeste nivå langt bak i bolten og profilen. Disse verdiene være så høye at de utløser rekrystallisering i yttersjiktet ved senere prosessering, slik som det er diskutert under Al-diskprøvene.

Det er ikke sikkert at temperatur- og tøyningsverdiene fra datasimuleringen gjengis 100 % riktig. Flere faktorer er med på å påvirke resultatene. For eksempel er friksjonsbilde i simuleringen satt opp på en enkel måte. Verktøydelen som kalles verktøyutløp (die outlet) kan muligens gi et avvik i friksjonsforholdene ved munningen på matrisen. Hele delen fikk en konstant friksjonsverdi (shear =0,6) mens resten av verktøyet fikk som kjent definert full heft. Verktøyutløpet kunne muligens vært mindre, eventuelt delt opp i to slik at dødsonen i forkammeret på verktøyet ble mer realistisk. Det antas at det eksisterer en liten dødsone innerst i forkammerets hjørne slik som det er mellom verktøyet og containeren. Forkammeret gjør verktøyet litt mer komplekst, definisjonen av friksjonen i verktøymunningen (i simuleringsmodellen) er defor åpen for forandringer.

En annen observasjon som ble gjort er temperaturendringen i verktøyutløpets nedre del. Den øvre delen ble varmere etter hvert som materialet strømmet ut av containeren mens den nedre delen synes å bli kaldere. Siden temperaturen er forventet å øke spesielt mye rundt dette området viker ikke avkjølingen av denne verktøydelen logisk. Se Figur 6.2.



Figur 6.2 Her er fargen i den nedre delen av verktøyutløpet farget blått (sort ring). Temperaturen er her ca. 350˚C Det forventes fargen skulle være mer lik den øvre delen (gul ring). Her er temperaturen ca. 450 - 475˚C.

Grunnen til det ulogiske temperaturfallet kan være feil i simuleringsmodellen. Verktøyutløpet ble definert med lik grensebetingelse for varmeutveksling med omgivelsene rundt hele overflaten. Definisjonen kan være noe mangelfull.

Størrelsen på verktøydelen som brukes i simuleringen kan også muligens påvirke resultatet. For eksempel kan containerveggen og stempelet lages enda tykkere og større slik at bolten blir bedre isolert. Men det skal også sies at større verktøydeler fører til flere elementer og flere beregninger for datamaskinen.

Erfaringen fra dette prosjektarbeidet viser at en god simuleringsmodell for en industriell ekstruderingspresse tar lang tid å lage. Stegvis må det simuleres, justeres og forbedres. Nye ukjente faktorer har en tendens til å melde seg når simuleringsforsøkene skal post-prosesseres.

6.4 Resultater fra simuleringen av Deform 3D

Siden denne simuleringen aldri ble gjennomført, er det ingen resultater å vise til. Det som var vanskelig med denne modellen var generering av nettverk og elementinndeling. I programvaren er finnes det flere innstillinger hvor for eksempel lokale nettverksvinduer kan defineres på steder hvor geometrien er mer kompleks. Dette kan være steder hvor materialet reduserer arealt betydelig i flyteretningen og må passere skarpe kanter. Problemet med nettverkinndelingen kan være forårsaket av verktøygeometrien. Verktøyet måtte tilpasses og modifiseres slik at det passet inn i simuleringsmodellen. Mikroskopiske geometrifeil kan ha oppstått under tilpassingsprosessen eller de kan ha eksistert i verktøyene fra før. Verktøygeometrien er tegnet i et kommersielt CAD-program og deretter importert inn i Deform. Manglende definasjoner, overflatefeil, tegnefeil og ulogiske tilpasninger kan være et problem med importerte filer.

7 KONKLUSJON

- Litteraturen som finnes om rekrystallisering i ekstruderte Al-profiler handler for det meste om dynamisk rekrystallisering. Dette er rekrystalliseringen som skjer umiddelbart i materialet når tøyningen når en kritisk verdi. Ingen litteratur er funnet der bolten er ekstrudert fullt ut og bakre del av ekstrudert stang er undersøkt for statisk rekrystallisering. Flere publiseringer tar for seg datasimulering av tilfeller av ekstrudering tilsvarende utførte eksperimenter av Al-ekstruderinger.

- Rekrystalliseringsfenomenet er komplisert og forståelse av dette krever kompleks metallurgisk kunnskap.

- Det finnes en empirisk modell for utregning av tiden til 50 % rekrystallisering av materialet ($t_{0,5}$). Den viser hvordan den endelige mikrostrukturen avhenger av ekstruderingsparametre som tøyning, tøyningshastighet og temperatur i et gitt tilfelle av ekstrudering. Den inkluderer ikke utviklingen av substrukturen og er derfor enkel å bruke.

- Den empiriske modellen viser hvordan temperatur, tøyning og tøyningshastighet er med på å påvirke den endelige fraksjonen av rekrystallisert materiale X_v. På grunn av dette er temperaturen spesielt viktig å kontrollere under ekstrudering. Ved tiltak som forårsaker konstant temperatur i hele ekstrudatet kan det være mulig å øke tiden $t_{0,5}$ og redusere vedien av X_v.

- Det finnes også en fysisk modell som beskriver utviklingen av substrukturen og den er mye mer omfattende.

- Simulering av 80 mm diameter aksesymmetrisk stangprofil i Bentelers største ekstruderingspresse ble utført med tilfredsstillende resultater i Deform 2D.
  Det ble hentet ut verdier av temperatur, tøyning og tøyningshastighet i bolten og profilen.

- Denne simuleringsmodellen er også en klar forbedring fra tidligere modell i fordypningsprosjektet. Forbedringen gjelder spesielt med tanke på kvalitet og innstillinger for FEM-nettverk. Økende pressforhold i ekstruderingen gir større og vanskeligere beregninger for datamaskinen.

- Ved simulering av 43 mm diameter aksesymmetrisk stangprofil krevde programvaren betydelig mer datakraft. Bolten måtte ha en annen elementinndeling enn i førstnevnte simulering.
  Dette førte til en stegvis tilnærming av et brukbart FEM-nettverk og dermed mye simuleringstid.

- Det lyktes ikke å simulere materialfyllingen av matrisen for tilfellet av kompleks matrisegeometri i Deform 3D. Modellen ble for tung for datamaskinen. Første forsøk ble gjennomført med Lagrange- metoden i Deform 3D, versjon 10.2. Her fikk simuleringen problemer når materialet kom til sveisekammeret i verktøyet.

- Ny simulering ble gjennomført med ALE-metode (Arbitrary Lagrangian Eulerian) i Deform 3D, versjon 11.0. Denne metoden starter simuleringen med fylte verktøykammer slik at man unngår problemet med sammensveising av materialet. Det kreves bedre kunnskap og tid for å få til en vellykket modell av denne situasjonen. Skikkelige elementinnstillinger og geometridefinisjoner er en forutsetning for å lykkes.

- Prøver fra produksjonen hos Benteler ble undersøkt. 80 mm diameter prøver ble tatt ut som skiver fra et ekstrudat og deretter slipt, etset og varmebehandlet. Det ble ikke funnet grovrekrystallisering i det ytre sjiktet. Ingen prøver ble tatt av 42 mm diameter stangprofiler. Det er helt klart av interesse å ta prøver av begge dimensjonene og deretter sammenligne resultatene med gjennomførte simuleringsmodeller.

8 LISTE OVER TABELLER

TABELL 1[5]. 29
TABELL 2 KJEMISK SAMMENSETNING AV LEGERINGER[10]. 43
SIMULERINGSFORSØKENE ER OPPSUMMERT I TABELL 3. 51
TABELL 4 PARAMETERE FRA SIMULERINGER[11]. 51
TABELL 5 PARAMETERE ETTER 1 TIME GLØDNING VED 500˚C. STARTTEMPERATUR: 350˚C, STARTHASTIGHET: 3MM/S, MATERIAL: 2024 [11]. 55
TABELL 6 PARAMETERE ETTER 1 TIME GLØDNING VED 500˚C. STARTTEMPERATUR: 450˚C, STARTHASTIGHET: 3MM/S, MATERIAL: 2024 [11]. 55
TABELL 7 VISER FLYTSPENNINGSDATA [12]. 60
TABELL 8 VISER MÅLTE OG PREDIKTERTE SUBKORNSTØRRELSER[12]. 60
TABELL 9 [12]. 63
TABELL 10 STARTEMPERATURER OG STEMPELHASTIGHET I SIMULERINGSMODELLEN. 70

9 FIGURLISTE

FIGUR 2.1-TERMISKE FORHOLD I VARM PLATE AVKJØLT AV VERKTØY PÅ BEGGE SIDER[1]. 6
FIGUR 2.2 MODELL AV VARMEBALANSE[7]. 11
FIGUR 2.3 PLAN NETTVERKMERIDIAN AV BOLTEN FOR NUMERISK KALKULERING AV TEMPERATURFORDELINGEN UNDER EKSTRUDERING. ALLE PUNKTENE ER FIKTIVE[7]. 12
FIGUR 2.4. FIGUREN VISER TO FORSKJELLIGE KONFIGURASJONER AV FEM NÆRLIGGENDE PUNKTER BRUKT I NUMERISK KALKULERING[7]... 13
FIGUR 2.5 VARIASJONEN AV UTGANGSTEMPERATUREN MED STEMPELHASTIGHETEN FOR FORSKJELLIGE BOLTLENGDER AV AA6063 [7]... 13
FIGUR 2.6 VARIASJONEN AV UTGANGSTEMPERATUREN MED STEMPELHASTIGHETEN AV TO FORSKJELLIGE YTTEROMKRETSER AV VERKTØYGEOMETRIEN I AA6063[7] 13
FIGUR 2.7 VARIASJON AV UTGANGSTEMPERATUREN MED STEMPELHATIGHETEN FOR TO FORSKJELLIGE OVERFLATEFORHOLD PÅ BÆREFLATEN[7]. 14
FIGUR 2.8 SAMMENLIGNING AV MAKSØKNINGEN FOR TEMPERATUREN I BOLTEN OPPNÅDD FRA SIMULERING OG EKSPERIMENTERING FORAA6063 [7]. 14
FIGUR 2.9 FE-NETTVERK I STABIL EKSTRUDERING (STADY STATE) [8]. 16
FIGUR 2.10 A) TEMPERATURFORDELINGEN I STARTEN AV EKSTRUDERINGEN FOR TILSTAND 1. B) TEMPERATURFORDELINGEN I STABIL EKSTRUDERINGSTILSTAND FOR TILSTAND 1[8]. 17
FIGUR 2.11 HER VISES FORVARMINGSTEMPERATUREN OG EFFEKTEN AV STEMPELHASTIGHETEN PÅ TEMPERATURUTVIKLINGEN PÅ INNSIDEN AV EMNET. TILSTAND 1, 2, 3, 4, OG 5[8]. 18
FIGUR 2.12 UTVIKLINGEN AV KORNSTØRRELSEN OVER TVERRSNITTET AV DEN EKSTRUDERTE PROFILEN. (1) = TILSTAND 2, (2)=TILSTAND 3 OG (3) = TILSTAND 4[8]. 18
FIGUR 2.13-SKJEMATISK FREMSTILLING AV BOLT OG PROFILTEMPERATUR OVER HELE PROSESSTIDEN[3] 20
FIGUR 2.14 MAKROETSNING AV AW6060, AW6082 OG AW7075. SISTNEVNTE BLE EKSTRUDERT LITT LENGER ENN DE ANDRE LEGERINGENE[3]. 21
FIGUR 2.15 MIDDELS ANALYSE AV EKSTRUDERTE OG MAKRO-ETSEDE AW 6060-, AW 6082- OG AW 7075-LEGERINGER. SE FIGUR 2.14 FOR Å SE HVOR DE FORSKJELLIGE BILDENE ER TATT[3]. 22
FIGUR 2.16 OMVENDT EKSTRUDERINGSUTSTYR[4]. 23
FIGUR 2.17 TEMPERATUREN = 350˚C, HASTIGHET =0.1 MM/S. A) OPTISK MIKROBILDE, B) SIMULERT KORNSTØRRELSE, OG TEMPERATUR = 550˚C, HASTIGHET = 0.1MM/S: C) OPTISKMIKROBILDE, D) SIMULERT KORNSTØRRELSE[4]. 23
FIGUR 2.18 EMNENE ETTER VARMEBEHANDLING: A)350˚C, 0.1 MM/S, B)350˚C, 0.1MM/S SIMULERT, OG C)550˚C, 0,1 MM/S, D) 550˚C, 0.1 MM/S SIMULERT[4]. 24
FIGUR 2.19 FORDELINGEN AV TØYNING I BOLTRESTEN[4]. 25
FIGUR 2.20 FORDELINGEN AV MATERIALHASTIGHETEN[4]. 25
FIGUR 2.21 FORDELINGEN AV GJENNOMSNITTLIGE KORNSTØRRELSER I BOLTRESTEN[4]. 26
FIGUR 2.22 ENKELT OPPSETT AV DIREKTE EKSTRUDERING [5]. 27
FIGUR 2.23 A)RESTEN AV EKSTRUDERINGSTESTEN, B)TVERRSNITTET AV PRESSET [5]. 27
FIGUR 2.24 KORNSTRUKTUR AV EKSTRUDERINGSSTUMPEN VED HJELP AV POLARISERT LYS. A) DØDMETALLSONEN, B) SKJÆRINTENSIVSONEN, C) MATERIALINNFLYTNINGSSONEN OG D) PROFILUTGANGSSONEN[5]. 28
FIGUR 2.25 PROSEDYREN AV VISKOPLASTISK ANALYSE: A) BORINGSMAL, B) OPPBORET BOLT OG C) FLYTMØNSTER I DEN LANGSGÅENDE TVERRSNITTET AV EN DELVIS EKSTRUDERT BOLT [5]. 29
FIGUR 2.26 VISKOPLASTISK UNDERSØKELSE AV DIREKTE EKSTRUDERING OG SAMMENLIGNING AV FLYTLINJENE MED NUMERISK PREDIKSJON OG FE-SIMULERING AV EKVIVALENT PLASTISK TØYNINGSFORDELING I BOLTEN. SKJÆRFRIKSJONEN BLE SATT M=1 FOR KONTAKTEN MELLOM BOLT-CONTAINER OG BOLT-VERKTØY I SIMULERINGEN[5]. 30

FIGUR 2.27 A) STABIL FLYTELINJE AV ET UTVALGT MATERIALPUNKT OG UTVIKLINGEN AV MIKROSTRUKTUREN OPPNÅDD I EN EBSD-ANALYSE. B) UTVIKLINGEN AV TILSTANDSVARIABLER I HENHOLD TIL FE-ANALYSE [5]. 31
FIGUR 2.28 KORNGRENSE MED HØY VINKEL (≥ 15˚) I UDEFORMERT MATERIALE (P0) OG PUNKTER PÅ DEN UNDERSØKTE FLYTLINJEN AV EKSTRUDERINGEN (P1 – P6, SE FIGUR 2.27) OPPNÅDD MED EBSD-MÅLING. EKSTRUDERINGSRETNINGEN ER FRA VENSTRE MOT HØYRE[5]. 31
FIGUR 2.29 KORNGRENSER MED LAV VINKEL (<15˚) I UDEFORMERT MATERIALE (P0) OG PUNKTER PÅ DEN UNDERSØKTE FLYTLINJEN AV EKSTRUDERINGEN (P1 – P6, SE FIGUR 2.27) OPPNÅDD MED EBSD-MÅLING[5]. 32
FIGUR 2.30 A) KORNSTØRRELSER. B) GJENNOMSNITTLIG HØYVINKLEDE GRENSEORIENTERING (2-65˚) OG GJENNOMSNITTLIG LAVVINKEL GRENSEORIENTERING (2-15˚) I UDEFORMERT MATERIALE OG SEKS ANDRE MÅLTE OMRÅDER I PRESSRESTEN OPPNÅDD VED BRUK AV EBSD[5]. 32
FIGUR 2.31 A) UTVIKLINGEN AV KORNSTØRRELSE OG SUBKORNSTØRRELSE MED ØKENDE PLASTISK TØYNING. B) FORHOLDET MELLOM SUBKORNSTØRRELSE, LAVVINKLEDE GRENSEMISORIENTERING OG TEMPERATURKOMPENSERT TØYNINGSHASTIGHET Z [5]. 33
FIGUR 2.32 FEM-MODELL OG LOKALISERING AV MÅLINGENE [9]. 36
FIGUR 2.33 FORDELINGEN AV EKVIVALENT TØYNING OG RE-KRYSTALLISERT KORNSTØRRELSE LANGS TVERRSNITTET AV DIREKTE EKSTRUDERT AA2014[9]. 36
FIGUR 2.34FORDELINGEN AV KORNSTØRRELSER FOR DIREKTE EKSTRUDERING AV AA2014[9]. 36
FIGUR 2.35 FORDELINGEN AV XV I DIREKTE EKSTRUDERT AA2024[9]. 37
FIGUR 2.36 TYPISK MIKROSTRUKTUR FOR AVKJØLTE EKSTRUDATER. A) KANTEN OG B) SENTER[9]. 37
FIGUR 2.37 SKJEMATISK TEGNING AV VERKTØYKONFIGURASJONEN. A) R=0,5 MM, B) H= 1,5 MM, Θ=10˚, C) H= 3,5 MM, Θ=10˚[9]. 38
FIGUR 2.38 FORDELING AV X_V UNDER VARIERTE EKSTRUDERINGSBETINGELSER[9]. 38
FIGUR 2.39 FORDELING AV EKVIVALENT TØYNING UNDER VARIERTE EKSTRUDERINGSBETINGELSER[9]. 38
FIGUR 2.40 VARIASJONEN I X_V MED CONTAINERTEMPERATUREN FOR AL-3 % CU-LEGERING [9]. 39
FIGUR 2.41 PROFILPREDIKSJON UNDER KONSTANT STEMPELHASTIGHET FOR DIREKTE EKSTRUDERING AV AA2014 [9]. 39
FIGUR 2.42 FLYTDIAGRAM AV ISOTERMISK EKSTRUDERING [9]. 40
FIGUR 2.43 PROFILPREDIKSJON UNDER VARIERT STEMPELHASTIGHET FOR DIREKTE EKSTRUDERING AV AA2014 [9]. 41
FIGUR 2.44 SAMMENLIGNING AV PROFILHASTIGHETER[9]. 41
FIGUR 2.45 KALKULERT NY PROFILSTEMPELHASTIGHET [9]. 41
FIGUR 2.46 KALKULERT HISTORIE AV TEMPERATUREN OG SUBKORNSTØRRELSEN VED GJENNOMFØRING AV ISO-MIKROSTRUKTUREKSTRUDERING [9]. 42
FIGUR 2.47 KALKULERT HISTORIE AV TEMPERATUR OG SUBKORNSTØRRELSE VED GJENNOMFØRING AV ISOTERMISK EKSTRUDERING [9]. 42
FIGUR 2.48 SKJEMATISK TEGNING AV T-FORMET VERKTØY[10]. 44
FIGUR 2.49 PREDIKERT FORDELING AV X_V A) OG EKVIVALENT TØYNING B) I TVERRSNITTET VED Å BENYTTE EN MODELL FORESLÅTT I TIDLIGERE STUDIER. TVERRSNITTET ER VIST FIGUR 2.50 [10]. 45
FIGUR 2.50 FE-MODELL AV T-FORMET PROFIL. PRESSFORHOLD 40, EKSTRUDERINGSTEMPERATUREN ER 340˚C OG EKSTRUDERINGSHASTIGHETEN ER KONSTANT VED 7 MM/S [10]. 46
FIGUR 2.51 MIKROSTRUKTUREN ETTER LØSNINGSBEHANDLING I 30 MINUTTER VED 500˚C [10]. 46
FIGUR 2.52PREDIKERT FORDELING AV P_D A) OG X_V B) I TVERRSNITTET VED BRUK AV SISTNEVNTE MODELL [10]. 47
FIGUR 2.53 VERKTØYOPPBYGNING A) MED FORKAMMER, B) UTEN FORKAMMER [10]. 48
FIGUR 2.54 MATERIALFLYTEN INNE OG PÅ UTSIDEN AV FORKAMMERET [10]. 48
FIGUR 2.55 MATERIALFLYTEN UTEN FORKAMMER. I DEN RØDE RINGEN SER MAN AT MATERIALET I SENTER AV CONTAINEREN FLYTER RAKSERE ENN MATERIALET MATERIALET SOM LIGGER NÆRMERE CONTAINERVEGGEN [10]. 49
FIGUR 2.56 SAMMENLIGNING AV PREDIKERT SUBKORNSTØRRELSE MELLOM BRUK AV FORKAMMER A) OG UTEN FORKAMMER B) [10]. 49
FIGUR 2.57 SUBKORNSTØRRELSE OG TEMPERATUR [11]. 52
FIGUR 2.58 RE-KRYSTALLISERTE KORNSTØRRELSE OG EKVIVALENT TØYNING [11]. 52

FIGUR 2.59 PREDIKERT KORNORIENTERING [11]. 53
FIGUR 2.60 PREDIKERT X_v LANGS DEN EKSTRUDERTE OVERFLATEN OG DET VALGTE PUNKTET[11]. 53
FIGUR 2.61 FORDELINGEN AV SUBKORNSTØRRELSE [11]. 54
FIGUR 2.62 DIMENSJONER PÅ EKSTRUDERINGSPROFIL [11]. 54
FIGUR 2.63 TEMPERATURFORDELINGEN (T_i=450˚C) [11]. 56
FIGUR 2.64 TEMPERATURFORDELINGEN (T_i=350˚C) [11]. 56
FIGUR 2.65 EKVIVALENT TØYNINGSFORDELING (T_i=450˚C) [11]. 57
FIGUR 2.66 EKVIVALENT TØYNINGSFORDELING (T_i=350˚C) [11]. 57
FIGUR 2.67 POSISJONEN AV PUNKTENE I TABELL TABELL 5 OG TABELL 6 [11]. 58
FIGUR 2.68 SKJEMATISK ILLUSTRASJON AV LOKALISASJONENE AV TEM OG FEM-PRØVENE[12]. 61
FIGUR 2.69 VARIASJONER AV SUBKORNSTØRRELSEN LANGS LINJEN E-D[12]. 61
FIGUR 2.70 A) SKJEMATISK TEGNING AV T-PROFILEN (DIMENSJONENE ER I MM) OG B) FE-MODELL AV EKSTRUDERINGSOPPSETTET[12]. . 62
FIGUR 2.71 FORDELINGEN AV A) SUBKORNSTØRRELSE (I M), B) TETTHETEN AV NUKLEASJON (I M^{-3}) OG C) RE-KRYSTALLISERT MATERIALE (I %)[12]. 62
FIGUR 2.72 LOKALISERINGEN AV REGISTRERE VERDIER [12]. 63
FIGUR 2.73 VERKTØYOPPSETTET A) MED FORKAMMER OG B) UTEN FORKAMMER[12]. 64
FIGUR 2.74 FORDELINGEN AV TEMPERATUR (˚C) MED FORKAMMER OG B) UTEN FORKAMMER[12]. 65
FIGUR 2.75 FORDELINGEN AV SUBKORNSTØRRELSE (μM) MED FORKAMMER OG B) UTEN FORKAMMER[12]. 65
FIGUR 3.1 OVERSIKT OVER AA6082 SOM LIGGER INNENFOR DE VERDIENE SOM BESKRIVES I FIGUREN. 66
FIGUR 3.2 DISKPRØVE 1. 67
FIGUR 3.3 DISKPRØVE 2. 68
FIGUR 3.4. DISKPRØVE 3. 68
FIGUR 4.1 ENKEL SKISSE AV Ø80 MM VERKTØYKONSTRUKSJON. DET ER ET FLATT VERKTØY MED EI FRONTPLATE, EN SÅKALT LIP – DIE (LEAD IN PLATE). SKISSEN ER LAGET AV BENTELER. 69
FIGUR 4.2 FARGEILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I A) STEG 28, B) STEG 7200 OG C) STEG 11400 71
FIGUR 4.3 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I BOLTEN VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 490 – 500 ˚C. STEG 28. 72
FIGUR 4.4 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I VERKTØYET VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 437 – 448 ˚C. STEG 7200. 72
FIGUR 4.5 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I BOLTEN VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 470 – 510 ˚C. STEG 7200. 73
FIGUR 4.6 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I VERKTØYET VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 430 – 457 ˚C. STEG 7200. 73
FIGUR 4.7 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I BOLTEN VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 485 – 510 ˚C. STEG 11400. 74
FIGUR 4.8 ILLUSTRASJON AV TEMPERATURFORDELINGEN I BOLTEN VED BRUK AV LINJER. TEMPERATURINTERVALLET PÅ LINJENE ER 410 – 470 ˚C. STEG 11400. 74
FIGUR 4.9 PUNKTSPORING AV FIRE UTVALGTE PUNKTER I BOLTEN.. PUNKT 4 (DET BAKERSTE PUNKTET) HAR TYDELIG DEN HØYESTE TEMPERATUREN. 75
FIGUR 4.10 PUNKTSPORING AV FIRE UTVALGTE PUNKTER I BOLTEN. I DENNE FIGUREN SER MAN UTVIKLINGEN AV TØYNINGEN I DE FIRE PUNKTENE. 75
4.11 PUNKTSPORING AV FIRE UTVALGTE PUNKTER I BOLTEN. HER VISES TØYNINGSHASTIGHETEN I PUNKTENE. 76
FIGUR 4.12 OVERSIKT OVER KOORDINATENE SOM BLE BRUKT I PUNKTSPORINGEN. 76
FIGUR 4.13 OVERSIKT OVER HVOR PUNKTENE ER PLASSERT I BOLTEN. 76

FIGUR 4.14 EKSEMPEL PÅ VEKTINNSTILLINGER AV FORSKJELLIGE FAKTORER. UNDER SIMULERINGEN AV DEN STORE PROFILEN BLE FAKTORENE VEKTET MER ENN I SIMULERINGEN FOR DEN MINDRE PROFILEN. DETTE BLE GJORT FOR Å GJØRE SIMULERINGSJOBBEN LETTERE FOR DATAKRAFTEN.....77
FIGUR 5.1DET KOMPLEKSE VERKTØYET SOM BLE BRUKT I SIMULERINGSFORSØKET AV EN 2D-MODELL. A) UNDERSIDEN HVOR TO LIKE PROFILER KOMMER UT, B) SETT OVENFRA, DER HVOR BOLTEN PRESSES INN, C) SETT FRA SIDEN OG D) VERKTØYET BESTÅR AV TO DELER, EN DOR OG ET FORMEVERKTØY. 78
FIGUR 5.2 I A) VISES EKSTRUDERINGSOPPSETTET MED VERKTØYET I BUNNEN OG CONTAINEREN OVER. I B) ER DET SAMME OPPSETTET VIST UTEN CONTAINEREN. DEN GULE DELEN ER BOLTEN.....79
FIGUR 5.3 GRADVIS REDUSERING AV MATERIALET I VERKTØYET. A) MATERIALET ER PÅ GOD VEI INN OG TREFFER SVEISEKAMMERET, B) MATERIALET SKAL HER BEGYNNE Å SVEISES SAMMEN, C) MATERIALET FORSVINNER PÅ GRUNN AV UKJENT FEIL I MODELLEN ELLER PROGRAMMET OG D) MATERIALET ER NESTEN HELT BORTE. 80
FIGUR 5.4 NETTVERKSVINDU SOM BEVEGER SEG I TAKT MED TUPPEN AV MATERIALFLYTEN.....81
FIGUR 5.5 HER SER VI DE FØRSTE GRUNNLEGGENDE INNSTILLINGENE I DEFORM 3D EXTRUSION. 82
FIGUR 5.6 EN OVERSIKTSFIGUR I DEFORM 3D EXTRUSION SOM VISER ALLE DELENE AV EKSTRUDERINGSOPPSETTET (BORTSETT FRA BOLTEN SOM SKAL DEFINERES I BOOLEANOPERASJONEN). 83
FIGUR 5.7 HER SER VI HVORDAN VERKTØYET FIKK EN EKSTRA KANT PÅ TOPPEN FOR Å PASSE BEDRE MED UNDERSIDEN AV CONTAINEREN. A) MÅLENE BLIR DEFINERT MED EN SKETSJ, B) OVERSIKTSBILDE, C) EN ”REVOLVE”-FUNKSJON DEFINERE GRENSENE OG D) DEN EKSTRA KANTEN ER PÅ PLASS.....83
FIGUR 5.8 A) TO SEPARATE VERKTØYDELE OG B) VERKTØYDELENE ER FUSJONERT SAMMEN. 84
FIGUR 5.9 OVERSIKT OVER VERKTØYDELENE I GEOMETRY TOOL. 85
FIGUR 5.10 A) VISER DEN ENE HALVDELEN AV STEMPLET OG CONTAINEREN SAMMEN. DEN GRØNNE MARKERTE FLATEN ER STEMPLETS YTTERSIDE. DEN SKAL OVERLAPPE CONTAINEREN MED NOEN MILLIMETER SLIK AT DET IKKE BLIR NOEN UPREDIKERTE HULROM. DETTE GJØRES I FUNKSJONEN ”OFFSET GEOMETRY”. B) HER SER VI STEMPLET OG CONTAINEREN FERDIG FUSJONERT.....85
FIGUR 5.11 DEN GRØNNE MARKERTE FLATEN PÅ VERKTØYET (YTTERRINGEN) SKAL FUSJONERE MED UNDERSIDEN AV CONTAINEREN. 86
FIGUR 5.12 FUSJONERINGEN AV DELENE BLE GJORT VED SLETTE DE SAMMENFALLENDE OVERFLATENE. A) FØRST SLETTE FLATEN FRA CONTAINERBUNNEN, B) CONTAINER UTEN FLATE, C) SLETTE DEN YTRE FLATEN PÅ VERKTØYET, D) DEN YTRE FLATEN ER SLETTET. 86
FIGUR 5.13 A) VISER DEN SAMMENSATTE MODELLEN. DEN ÅPNE FLATEN I CONTAINERBUNNEN BLE FYLT IGJEN VED Å MARKERE TO KURVER (MERKET RØDE) OG DERETTER BRUKE FUNKSJONEN ”CONNECT TWO LOOPS”.B) HER DEFINERES ”CYLINDER” (BOLTEN). MÅLENE BLIR DEFINERT I BOOLEAN WIZARD OG RIKTIG PLASSERING I CONTAINEREN BLE GJORT MED EN ”TRANSLATE-FUNKSJON”. ”TRANSLATE-FUNKSJONEN” TILLATER Å DRA EMNET I TRE MULIGE RETNINGER.....87
FIGUR 5.14 FERDIG DEFINERT BOLT OG PROFIL. 87
FIGUR 5.15 A) ENDEN AV PROFILENE BLIR VALGT OG DERETTER BLIR DE FORLENGET TIL PROFILEN VISES TYDELIG B).....88
FIGUR 5.16 VISER HVORDAN DEN KOMPLETTE MODELLEN SER UT I EKSTRUDERINGSMALEN.....88
FIGUR 6.1 GAMMELT BILDE SOM VISER TIDLIGERE REKRYSTALLISERING ETTER VARMEBEHANDLING AV STANGPROFIL (AA6082 OG 80 MM DIAMETER). RESULTATET ER INGEN REKRYSTALLISERING. FOTO: BENTELER 92
FIGUR 6.2 HER ER FARGEN I DEN NEDRE DELEN AV VERKTØYUTLØPET FARGET BLÅTT (SORT RING). TEMPERATUREN ER HER CA. 350˚C DET FORVENTES FARGEN SKULLE VÆRE MER LIK DEN ØVRE DELEN (GUL RING). HER ER TEMPERATUREN CA. 450 - 475˚C. 93

10 REFERANSER

1. Valberg, H.S., *Applied Metal Forming, Including FEM analysis* 2010, Cambridge University Press. p. 159 -164.
2. C.M Sellars, Q.Z., *Microstructural modelling of aluminium alloys during thermomechanical processing.* Elsevier Science, 2000: p. Materials Science Engineering, 1-7.
3. M.Schikorra, L.D., L. Tomesani, A.E.Tekkaya, *Microstructure analysis of aluminum extrusion: grain size distribution in AA6060, AA6082 and AA7075 alloys* Journal of Mechanical Science and Technology 21, 2007: p. 1445 - 1451.
4. M.Schikorra, L.D., L. Tomesani, A.E.Tekkaya, *Microstructure analysis of aluminum extrusion: Prediction of microstructure on AA6060 alloy.* Journal of Mechanical Science and Technology 2008: p. 156 - 162.
5. A.Güzel, A.J., F.Parvizian, H.-G.Lambers, A.E. Tekkaya, B.Svendsen, H.J.Maier, *A new method for determining dynamic grain structure evolution during hot aluminum extrusion.* Journal of Materials Processing Technology, 2010: p. 323 - 330.
6. Næss, A.A., *metalliske materialer*. 1969, TAPIR: Trondheim. p. 93 - 96.
7. Saha, P.K., *Themodynamics and tribology in aluminium extrusion.* WEAR, 1997: p. 179 - 190.
8. N. Bontcheva, G.P., L.Parashkevova, *Thermomechanical modelling of hot extrusion og Al-alloys, followed by cooling on the press.* Compitational Materials Science, 2005: p. 83 - 89.
9. T. Sheppard, X.D., *Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminum alloys.* Materials Science and Engineering, 2002: p. 282 - 292.
10. Xinjian Duan, X.V., T. Sheppard, *Application of finite element method in the hot extrusion of aluminium alloys.* Materials Science and Engineering, 2003: p. 66 - 75.
11. Sheppard, T., *Prediction of structure during shaped extrusion and subsequent static recrystallisation during the solution soaking operation.* Materials Processing Technology, 2006: p. 26 - 35.
12. Velay, X., *Prediction and control of subgrain size in the hot extrusion of aluminum alloys with feeder plates.* Jounrnal of Materials Processing Technology, 2007: p. 3610 - 3620.
13. Berg, A.V., *Analyse av Al-ekstrudering for å forhindre rekrystallisasjon*, in *Instituttet for produktutvikling og materialer*. 2011, NTNU: Trondheim.

11 VEDLEGG A

11.1 Besøk hos Benteler.

Onsdag 8. februar ble det avlagt besøk hos Benteler på Raufoss. Der ble det gjennomført ekstruderinger av runde massive smiemner med en diameter på 80 mm. Av denne ekstruderingsserien blir det kappet av store lengder som blir kassert. Dette gjøres i frykt for dårlig kvalitet sett i sammenheng med rekrystallisering. Under besøket ble det kappet prøver fra disse smiemnene, totalt fra tre forskjellige ekstruderinger, alle med forskjellige hastigheter. Disse prøvene er av samme størrelsesorden som det er vanlig å kassere i produksjonen. De tre ekstruderingene er merket med 107, 108 og 109. Prøvene er de tre siste pressene som ble gjennomført i produsjonen 8. februar.

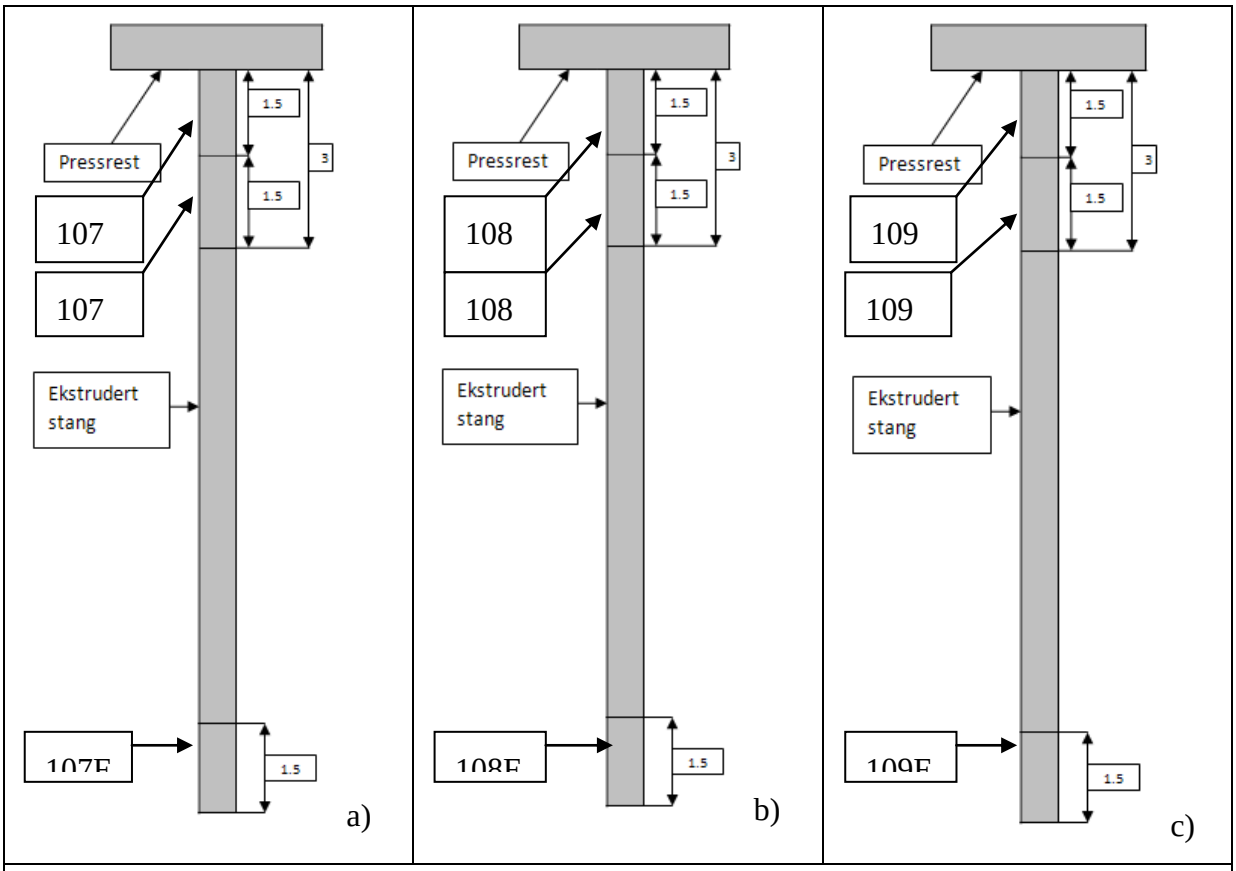
Det ble kappet 1,5 meter i frontenden og 3 meter i bakenden. Prøvene på 3 meter ble så kappet i to for å gjøre transporten lettere. Det ble med da altså totalt 9 ekstruderte stenger hjem fra Raufoss pluss tre pressrester fra de samme boltene som prøvene stammer fra.

Alle prøvene er merket med sort tusj som angir ekstruderingsretningen (pil) og om det er foran eller bak på ekstruderingen (F eller B). På en av delene 108B er det påskrevet ”siste”. Det vil si at dette er den bakerste prøven nærmest pressresten. På ekstruderingsprøvene av 107 og 109 er det ikke påskrevet hvilke bakre del som er sist men den som er næmest pressresten har tydelige ”grabbemerker” etter strekkingen av de ekstruderte profilene. Er man klar over dette kan man lett finne ut av hvilke del som ligger bakerst. På neste side er det en oversiktelig tegning som forklarer hvor prøvene er tatt i ekstruderingen

Ekstruderingsrestene/pressrestene har innrissede bokstaver som angir hvilken rekkefølge de er ekstrudert (SB = sist bak og NSB = nest sist bak. Den første pressresten er ikke merket i det hele tatt.)

Viktige data som prosessparameter har blitt ettersendt. Disse er målt under de aktuelle ekstruderingene og skal vise nøyaktige verdier.

Kontaktpersonen på Benteler i forbindelse med ekstruderingen var Yngve Langsrud.



Figur som viser ekstrudering a) 107, b) 108 og c) 109.