

# Stål i beskyttelseskonstruksjoner

Introduksjon av Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> til stålmatriser for økt  
penetrasjonsmotstand

**Thomas Larsen**

Materialteknologi

Innlevert: Juni 2012

Hovedveileder: Jan Ketil Solberg, IMTE

Medveileder: Tore Børvik, KT

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet  
Institutt for materialteknologi



TMT 4905 MASTEROPPGAVE, MATERIALTEKNOLOGI

# **Stål i beskyttelseskonstruksjoner**

**Introduksjon av  $\text{Al}_2\text{O}_3$  til stålmatriks for økt penetrasjonsmotstand**

**Thomas Larsen**

Juni 2012

Veiledere:

Jan Ketil Solberg (IMTE)

Tore Børvik (KT)



**INSTITUTT FOR MATERIALTEKNOLOGI**  
NORGES TEKNISK-NATURVITENSKAPLIGE UNIVERSITET

## **Forord**

Denne masteroppgaven har vært et ledd i et større arbeid ved Senter for Forskningsbasert Innovasjon for å finne bedre og rimeligere alternativer til dagens ballistiske systemer for beskyttelse mot akselererte prosjektiler.

Det rettes en takk til Prof. Jan Ketil Solberg, ved Institutt for Materialteknologi, og Prof. II Tore Børvik, ved Institutt for Konstruksjonsteknikk, som har vært veiledere under masterprosjektet og kommet med gode innspill gjennom hele prosessen. Det rettes også en takk til Scana Steel AS ved Håkon Jørgensen for donering av støpestål og informasjon rundt dette, samt kjemisk analyse i etterkant av støpingen. Takk til Arne Normark og Kurt Sandaune ved Sintef Materialer og Kjemi som stod for støping av de ballistiske platene. En takk rettes også til Ing. Trond Auestad og Ing. Tore Wisth, ved Institutt for Konstruksjonsteknikk, som har vært hjelpelige under skyteforsøk, og under påfølgende undersøkelser av de påskutte platene.

Dette arbeidet er selvstendig utført og er i samsvar med eksamensreglene ved Norges Teknisk- Naturvitenskaplige Universitet(NTNU).

## Sammendrag

Lette våpen som håndvåpen, rifler og granater står for de fleste dødsfall i moderne konflikter, og behovet for robuste materialer til vern mot slike våpen er stort. Denne rapporten har tatt sikte på å avdekke hvilken effekt introduksjon av aluminafliser til en stålmatriks har på de ballistiske egenskapene, i hvor stor grad beskyttelsesevnen er redusert ved et skudd nummer 2 i samme flis og om treff mellom flisene vil gi redusert beskyttelse.

For å avdekke dette ble det støpt inn 12 mm tykke fliser av alumina i den ferrittisk-martensittiske støpelegeringen S165M, med spalteavstander mellom flisen på 0, 3 og 10 mm. Det ble utført ballistiske tester med 7,62 mm AP og 12,7 mm AP ammunisjon, samt gjort undersøkelser av mikrostruktur og penetrasjonsområdet i etterkant av forsøkene.

Ballistiske forsøk viste ingen klar forbedring av penetrasjonsmotstanden ved innstøping av aluminafliser. Årsaken til manglende forbedring skyldes i hovedsak oppsprekking av keramet under støping, grunnet termisk sjokk. Reduksjon i ballistisk grense ved skudd nummer 2 i samme flis var ca. 6 %. På grunn av manglende fylling av de 3 mm brede spaltene under støping, gav skudd i spaltene ingen klare resultater.

# Innholdsfortegnelse

1 Introduksjon .....	- 1 -
2 Teori .....	- 2 -
2.1 Beskyttelsesmaterialer.....	- 2 -
2.2 En kort introduksjon til penetrasjonsdynamikk .....	- 4 -
2.3 Avskallingsbrudd .....	- 6 -
2.4 Adiabatisk skjærbånd .....	- 7 -
2.5 Støping og varmebehandling.....	- 8 -
2.5.1 Støping .....	- 8 -
2.5.2 Herding.....	- 9 -
2.5.3 Anløpning av martensitt.....	- 11 -
2.6 Alumina i ballistiske komposittsystemer .....	- 12 -
2.6.1 Design og skademekanismer .....	- 12 -
2.6.2 Effekt av ”constraint” .....	- 13 -
2.6.3 Produksjonsprosesser .....	- 14 -
2.6.4 Karakterisering av ballistiske egenskaper .....	- 15 -
3 Eksperimentelt.....	- 16 -
3.1 Materialer .....	- 16 -
3.2 Design.....	- 17 -
3.3 Støping .....	- 19 -
3.4 Varmebehandling .....	- 22 -
3.5 Ballistiske forsøk.....	- 24 -
3.3 Prøvepreparering, mikroskopi og hardhetsmålinger .....	- 27 -
3.3.1 Prøvepreparering .....	- 27 -
3.3.2 Mikroskopi .....	- 27 -
3.3.3 Hardhetsmålinger .....	- 27 -
4 Resultater.....	- 28 -

4.1 Støping .....	- 28 -
4.2 Ballistiske forsøk.....	- 33 -
4.2.1 Ballistisk grensehastighet for 7,62 x 63 mm AP (1 skudd per flis) .....	- 33 -
4.2.2 Ballistisk grensehastighet for AP 12,7 x 99 mm AP (1 skudd per flis) .....	- 34 -
4.2.3 Ballistiske grensekurver for 7,62 x 63 mm AP (2 skudd per flis).....	- 35 -
4.2.4 Penetrasjon .....	- 37 -
4.4 Mikrostruktur .....	- 46 -
4.3 Hardhetsmålinger .....	- 49 -
5 Diskusjon.....	- 51 -
6 Konklusjon .....	- 56 -
7 Referanser.....	- 57 -
Vedlegg 1 Støpeformer, metode og vannskjæring .....	i
Vedlegg 2 Data fra de ballistiske testene .....	iv
Vedlegg 3 Bilder fra ballistiske tester .....	vii

# 1 Introduksjon

Lette våpen (f.eks. håndvåpen, rifler og granater) finnes det i dag flere hundre millioner av på verdensbasis og de står for ca. 90 % av alle dødsfall i moderne konflikter <sup>1</sup>. Behovet for robuste materialer til vern mot slike våpen er stort, og løsningene er kostbare. Denne oppgaven er et ledd i å finne et rimeligere alternativ til dagens løsninger. De samme utfordringene finner man innen eksplosjonsvern i oljeinstallasjoner og kjernekraftverk, ved kollisjoner og andre tilfeller der akselererte fragmenter utgjør en fare for menneskelig sikkerhet.

Til tross for at det finnes et stort antall materialer med egnede egenskaper til bruk i beskyttelseskonstruksjoner, som polymerfibre, keramer og aluminium, er stål fortsatt det dominerende materialet i dette markedet <sup>2</sup>. Stål er favorisert på grunn av sin høye styrke, hardhet, duktilitet og formbarhet, og i forhold til pris sammenlignet med alternative materialer. Panserstål av høy kvalitet er likevel kostbart og det vil være gunstig å tilegne andre stålqualiteter tilstrekkelige egenskaper for bruk i beskyttelseskonstruksjoner.

Settherding har siden 1930-årene blitt brukt i stor utstrekning for å gi stål en hard overflate og samtidig bevare kjernens duktilitet <sup>3</sup>. En metode for settherding i forbindelse med panservern ble først patentert i 1988 av General Dynamics Lands Systems <sup>4</sup>.

I 2007 startet Senter for Forskningsbasert Innovasjon (SFI) et arbeid for å avdekke effekten av settherding på penetrasjonsmotstanden til rimeligere stålqualiteter. Denne masteroppgaven er et delprosjekt under SFI sitt forskningsprogram ”*Optimal Energy Absorption and Protection (OptiPro)*” som tar sikte på å finne nye innovative løsninger for ballistiske beskyttelsessystemer. Arbeidene med settherding har gitt mange nyttige erfaringer med tanke på hvilke skademekanismer som opptrer under penetrasjon av stål og hvilken rolle hardhet spiller i beskyttelsen mot akselererte prosjektiler. De tidligere arbeidene <sup>5, 6, 7 og 8</sup> med settherding gav gode resultater for ferritt/perlitt-stål, men forsøk med et mer avansert QT-stål gav negative resultater. I det nåværende arbeidet er det derfor valgt å gå i en helt ny retning der man utnytter de suverene ballistiske egenskapene til enkelte keramer. Keramene er lette og har høy hardhet, egenskaper som er svært fordelaktige ved design av ballistisk beskyttelse. Til forskjell fra tidligere design, er det i dette arbeidet støpt en kontinuerlig stålmatriks rundt fliser av keramet alumina i en martensittisk rustfri stålqualitet. Denne rapporten tar sikte på å avdekke hvilken effekt introduksjonen av alumina til stålmatrisen har på de ballistiske egenskapene, i hvor stor grad beskyttelseevnen er redusert ved et skudd nummer 2 i samme flis og om treff mellom flisene vil gi redusert beskyttelse.



## 2 Teori

### 2.1 Beskyttelsesmaterialer

Problemet med å stoppe prosjektiler kan løses på flere måter. De tre vanligste tilnærmingene er følgende <sup>9</sup>:

- Absorbering av energi
- Fordeling av energi
- Øke tiden prosjektilet bruker gjennom materialet.

Dette er de underliggende prinsippene for å minimere effekten av energioverføring fra prosjektilet. Absorbering av energi skjer ved at prosjektilet gjør et arbeid i materialet før det går gjennom eller eventuelt stopper. Når materialer sprekker, strekkes eller komprimeres, utføres et arbeid, og energi blir absorbert. Ved fordeling av energi kan man gjøre materialer i stand til å motstå den totale energien på grunn av trykkreduksjonen fordelingen resulterer i. Det er på grunn av dette nærmest et eksponensielt forhold mellom hardhet og penetrasjonsmotstand <sup>10</sup>. Harde overflater vil føre til deformasjon eller fragmentering av prosjektilet som gir større interaksjonsoverflate mellom prosjektil og substrat. Dersom gjennomtregningstiden økes, vil prosjektilets kraft reduseres og motstandsdyktigheten til det ballistiske systemet bedres. Økt penetrasjonstid promoterer også fragmentering av prosjektilet <sup>10</sup>.

Det finnes et stort spekter av materialer for beskyttelse mot ballistisk penetrasjon. Til tross for det store utvalget er stål det materialet som brukes i størst utstrekning. Dette skyldes materialegenskaper som høy styrke, hardhet, formbarhet og relativ god duktilitet. Stål er et særdeles godt konstruksjonsmateriale og behøver ikke ekstra rammeverk som mange andre beskyttelsesmaterialer. Dette er for mange bruksområder et stort fortrinn ved stål, men høy vekt er i noen tilfeller en begrensende faktor. Kostnadene ved bruk av stål i beskyttelseskonstruksjoner er relativt lav sammenlignet med de fleste andre materialer. Titan brukes i noen tilfeller for å redusere vekten til beskyttelsessystemer, men den vanligste erstatningen for stål er aluminiumslegeringer. I tillegg til militære applikasjoner brukes aluminium til beskyttende formål i blant annet brokonstruksjoner, skip, biler og oljeplattformer <sup>11</sup>. Lav tetthet sammen med høy spesifikk styrke, energiabsorberingsevne, termisk ledningsevne og god bæreevne gjør aluminium til et godt vektbesparende alternativ til stål og betong i beskyttelseskonstruksjoner. Lav duktilitet, E-modul og smeltepunkt sammenlignet med stål er ufordelaktige egenskaper ved aluminium, som må tas hensyn til ved

design. For å kompensere for de to sistnevnte ble det på slutten av 1980-tallet utviklet kompositter av aluminium laminert med glassfiber. Disse var stabile i opp mot 1100 °C over meget korte tidsrom og brukes blant annet i fly <sup>12</sup>.

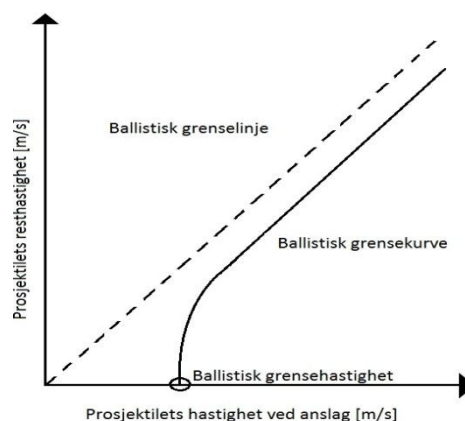
For å gi best mulig beskyttelse kreves materialer med høy spesifikk styrke og høy energiabsorberingsevne. Materialer som utviser gode egenskaper når det kommer til disse parametrene, er fibre av både organisk og uorganisk art. De edleste blant disse fibre er de høyt orienterte *poly – aramidene* (Kevlar<sup>®</sup>, Twaron<sup>®</sup>, Technora<sup>®</sup>), ultrahøy molekylær vekt *polyetylen*, UHMWPE (Spectra<sup>®</sup>, Dyneema<sup>®</sup>), *polybenzobisoxazole*, PBO (Zylon<sup>®</sup>) og *polypyridobisimidazol*, PIPD (M5<sup>®</sup>) <sup>13</sup>. Slike fibre har ingen nevneverdig bæreevne, men bruddstyrken kan komme opp i 5,6 GPa for de beste PBO-fibre. Dette gir en spesifikk bruddstyrke langt over 10 ganger høyere enn kommersielle panserstål som Armox 600T<sup>®</sup> <sup>13,14</sup>. Polymerfibre er i tillegg mye stivere enn metalliske materialer og fordeler derfor energien raskere utover i materialet. På grunn av disse egenskapene benyttes polymerfibre i stor utstrekning i skuddsikre vester og annet utstyr der vekt er en kritisk faktor. En av ulempene ved disse fibre er den høye kostnaden forbundet med råmaterialer og produksjon som igjen gjenspeiles i prisen på fibre.

Når raskere og hardere prosjektiler skal stoppes, vil en keramisk plate i forkant av et duktilt bakgrunnsmateriale føre til en drastisk forbedring av den ballistiske beskyttelsen. Ved interaksjon mellom prosjektil og den keramiske platen kan keramet rundt treffpunktet sprekke, pulveriseres eller forskyves under forskjellige forhold. Uavhengig av hvilken dynamisk bruddprosess som opptrer, vil den keramiske platen effektivt forlenge påkjennningstiden og spre kraften ut over et større areal i bakstrukturen til keramet. Både forlenget påkjennningstid og økt areal for trykkpåkjenningen vil redusere spenningene i strukturen bak keramet. Dette vil øke sannsynligheten for at systemet klarer å stoppe prosjektilet <sup>15</sup>. Keramet som benyttes til beskyttelsessystemer er blandt annet alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), borkarbid (B<sub>4</sub>C), silisiumnitrid (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), silisiumkarbid (SiC) og titandiborid (TiB<sub>2</sub>). På bakgrunn av økonomiske og teknologiske vurderinger er alumina det optimale materialet til dette formålet og derfor også det mest brukte til produksjon av beskyttelsessystemer <sup>16</sup>.

## 2.2 En kort introduksjon til penetrasjonsdynamikk

Penetrasjon kan beskrives som prosjektillets inntregning i målet. Under anslag kan prosjektillet penetrere målet ved perforering, inneslutning eller rikosjett. Anslag er kollisjonen mellom to eller flere legemer, der interaksjonen kan være av elastisk eller plastisk karakter. Perforering vil si at prosjektillet har en resthastighet når det har gått gjennom målet. Ballistikk er definert som kunsten å akselerere objekter ved bruk av en motor, og deles inn i tre deler. Indre, ytre og terminal ballistikk. Indre ballistikk omhandler prosjektillets bevegelse og påkjenningene det opplever under akselerasjonen, dvs. inne i løpet dersom det er snakk om en geværkule. Ytre ballistikk omhandler prosjektillets bevegelse gjennom luften og terminal ballistikk beskriver interaksjonen mellom prosjektil og mål under anslag <sup>17</sup>.

For å kvantifisere materialets penetrasjonsmotstand brukes den ballistiske grensehastigheten som et kvantitativt mål. Den ballistiske grensehastigheten er et gjennomsnitt mellom to initielle hastigheter, der den ene er maksimal hastighet som gir delvis penetrasjon og den andre er den minste hastigheten som gir fullstendig perforering <sup>17</sup>.



Figur 1 Illustrasjon av ballistisk grensehastighet, -kurve og -linje <sup>17</sup>.

I tillegg til ballistisk grensehastighet er den ballistiske grensekurven et viktig mål innen strukturelle anslag. Kurven viser resthastighetene til prosjektillet, etter perforering av målet, ved forskjellige hastigheter ved anslag. Denne kurven sammenlignes ofte med den ballistiske grenselinjen for et mål uten tykkelse <sup>17</sup>. Ballistisk grensehastighet, -kurve og -linje er illustrert i Figur 1.

For å generere den ballistiske grensekurven tilpasses eksperimentelle datapunkter en modell for resthastigheten  $v_r$  gitt av Formel (1). Ved å plote initiell hastighet  $v_i$  mot

resthastigheten  $v_r$  og la grensehastigheten  $v_{bg}$  være ukjent, kan  $v_{bg}$  estimeres fra relativt få eksperimentelle data <sup>17</sup>.

$$v_r = a(v_i^p - v_{bg}^p)^{1/p} \quad (1)$$

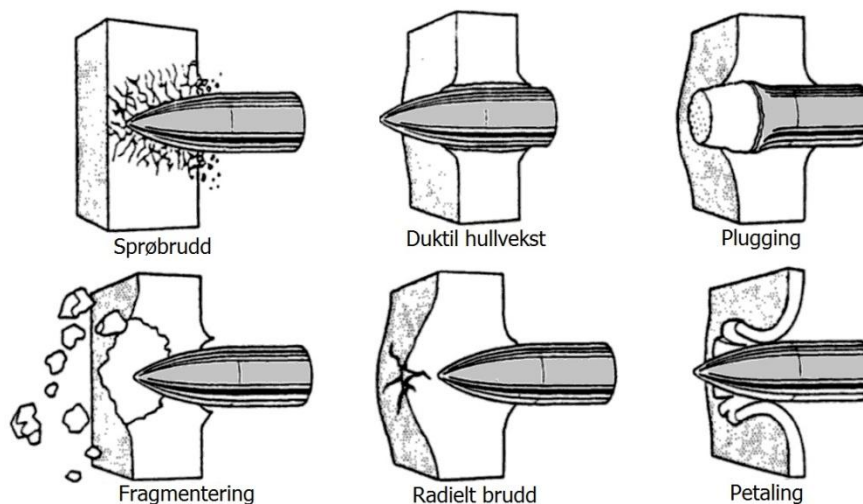
Modellkonstantene  $a$  og  $p$  kan finnes ved minste kvadraters metode (Lambert) eller fra Recht og Ipsons modell, der  $v_r$  er beregnet fra prinsippet om energi og moment konservering.

Verdiene for  $a$  og  $p$  ligger typisk rundt 1 og 2 ved bruk av begge fremgangsmåtene. I Recht Ipsons modell er  $p$  satt til 2 og  $a$  er gitt av masseforholdet i Formel (2)<sup>17</sup>.

$$a = \frac{m_p}{m_p + m_{pl}}, \quad m_{pl} \approx \pi r_p^2 \rho_t h_t \quad (2)$$

Flere parametere innvirker på kolliderende legemers oppførsel under penetrasjon. De to viktigste er prosjektillets hastighet ved anslaget og prosjektillets orientering i forhold til målet. Den kritiske verdien for prosjektillets orientering i forhold til målet er  $3-4^\circ$  <sup>17</sup>. Verdier over dette vil gi økt ballistisk grense, og tester bør derfor utføres med prosjektillets retning normalt på målet for å unngå denne effekten. Prosjektillets materiale, neseform og diameter er også viktige parametere. Prosjektillets kinetiske energi konverteres til arbeid i prosjektilet og målet gjennom spenningsbølger som oppstår i anslaget <sup>17</sup>.

Det eksisterer to ulike modeller for deformasjon under anslag, en for delvis penetrasjon og en for fullstendig gjennomtregning. Under delvis penetrasjon gjelder elastisk og plastisk deformasjon samt kraterdannelse. Elastisk oppførsel skjer kun ved lave hastigheter. Plastisk oppførsel resulterer normalt i en forskyvning der platen buler ut. I kontaktsonen former platen seg etter prosjektilet, og i sonen til sidene kan det oppstå bøying. Kraterdannelse forekommer ved anslag mot tykke plater og resulterer i lokal deformasjon. Denne formen for deformasjon skjer ved at materialet i platen presses tilbake under prosjektillets penetrasjon av målet. Ved fullstendig gjennomtregning er det flere modeller som beskriver brudd. Blant disse er sprøbrudd, duktil hullvekst, plugging, fragmentering, radielle brudd og ”petaling”. Sistnevnte observeres helst ved penetrasjon av tynne plater med ogivale eller koniske prosjektiler med lav hastighet, eller butte prosjektiler nær ballistisk grensehastighet <sup>18</sup>.



**Figur 2 Skisse av bruddtyper forbundet med penetrasjon. Det skilles mellom sprøbrudd, duktil hullvekst, plugging, fragmentering, radielle brudd og "petaling" <sup>18</sup>.**

Penetrasjonsdynamikken har en del trekk som skiller den fra konvensjonelle kvasi-statiske (nær likevekt) belastningsforhold. Fra et fysikalsk ståsted vil treghetseffekter føre til spenningsbølger i materialene. Dette vil gi opphav til penetrasjonsfenomener der likevektsforhold ikke eksisterer <sup>17</sup>. Den korte penetrasjonstiden kan introdusere strekkhastighetseffekter, termisk mykning og hydrodynamisk materialoppførsel som ikke observeres under kvasi-statiske belastningsforhold <sup>17</sup>. Hydrodynamiske effekter vil ikke bli omtalt her da dette arbeidet holder seg innenfor "Ordinance" hastighetsregimet (500-1300 m/s) hvor slike effekter ikke er observert.

## 2.3 Avskallingsbrudd

Avskallingsbrudd er et brudd som oppstår simultant over et areal som et resultat av nukleasjon og vekst av mange sprekker eller hulrom på samme tid, ikke som et resultat av én sprekks sprekkevekst. Denne type brudd oppstår kun når bølgeforplantning forekommer i stålet <sup>19</sup>. Avskallingsbrudd er en skademekanisme forårsaket av strekkspenninger fra en grensereflektert kompresjonsbølge. Når kompresjonsbølgen når overflaten/grenseflaten av sitt medium vil den reflekteres. Under refleksjonsprosessen dannes store strekkspenninger i materialet som bølgen har passert på sin vei mot grenseflaten. Gunstige forhold for avskallingsbrudd kan bli produsert av sammenstøt med prosjektil, laser eller andre termiske strålekilder og eksplosjoner <sup>19</sup>. I hvert tilfelle vil kompresjonsbølgen bli generert av sammenstøtet, termomekaniske spenninger forbundet med energioverføringen eller av

trykkbølger generert av eksplosjonen. Når bruddet er initiert på mikronivå kan det vokse via 3 geometriske hovedmoduser <sup>19</sup>.

1. Duktilt gjennom vekst av ekviaksede hulrom som øker sitt volum ved plastisk flyt.
2. Sprøtt kløvningsbrudd som danner stadig større hulrom ved sprekkvekst.
3. Skjærsprekker eller -bånd som fører til lokalt slipp. Det finnes to typer skjærsprekker. Sprø skjærsprekker og regioner med lokal plastisk flyt som kalles adiabatisk skjærbånd.

Under veldig hurtig påkjenning, som er gjeldene under avskalling, produseres mange mikrosprekker og mikrohull,  $10^6$  eller mer per  $\text{cm}^3$ . Med så mange initieringspunkter kan påkjenningen føre til direkte fragmentering og knusing av materialet <sup>19</sup>.

## 2.4 Adiabatisk skjærbånd

Når plastisk deformasjon opptrer i et materiale, konverteres en stor del av arbeidet til varme. Ved høy lokal deformasjonshastighet diffunderer i noen tilfeller ikke varmen raskt nok bort fra deformasjonssonen, og det oppstår en lokal termisk mykningseffekt <sup>20</sup>. Dersom styrketapet på grunn av denne termiske mykningseffekten blir større enn styrkebidraget fra arbeidsherden, vil den plastiske deformasjonen bli ustabil <sup>20</sup>. Påfølgende heterogen deformasjon vil føre til lokaliserte bånd, kjent som adiabatisk skjærbånd (ASB) <sup>20</sup>.

Skjærbånd forekommer både som deformasjonsbånd og transformasjonsbånd.

Deformasjonsbånd er soner som kun har gjennomgått intens plastisk deformasjon, mens det i transformasjonsbånd har skjedd en fasetransformasjon. Under intens skjærdeformasjon kan temperaturen midt i skjærbåndet komme opp i  $1000\text{ °C}$  i løpet av mikrosekunder <sup>20</sup>. Denne temperaturen ligger over stålets  $A_{c3}$ -temperatur og vil resultere i fullstendig austenittisering av det lokalt oppvarmede området <sup>20</sup>. Austenitten vil deretter bråkjøles som følge av det kaldere materialet rundt deformasjonssonen og transformeres til martensitt <sup>20</sup>. Til tross for at sidene beveger seg i motsatt retning av hverandre sprekker ikke båndene opp, men forblir fysisk kontinuerlige i lateral retning. Skjærbåndene har en tykkelse på mellom 20 og 100  $\mu\text{m}$ , med en lengde på opp til flere mm <sup>20</sup>. Ved mikroskopering etter etsing er ASB i stål synlig som lyse striper av martensitt i deformasjonssonen <sup>21</sup>. ASB har generelt ingen foretrukket krystallografisk orientering og formes transgranulært <sup>20</sup>. Brudd som følge av skjærdeformasjon er en viktig del av mange industrielle prosesser som stansing, boring, kutting og maskinering. Det er likevel innenfor ballistikk den umiddelbare effekten av ASB

gjør seg mest gjeldende. På grunn av de høye tøyingsratene forbundet med anslag av prosjektiler er ASB ofte den dominerende skademekanismen i materialer utsatt for ballistisk penetrasjon<sup>21</sup>. Brudd initieres og vokser i ABS som følge av tre mulige årsaker: (a) en bølge av strekkspenninger fører til avskalling, (b) generell flyt ved store tøyninger; (c) innhomogene skjærbrudd. Under ballistisk penetrasjon opptrer disse ofte i kombinasjon<sup>20</sup>.

## 2.5 Støping og varmebehandling

### 2.5.1 Støping

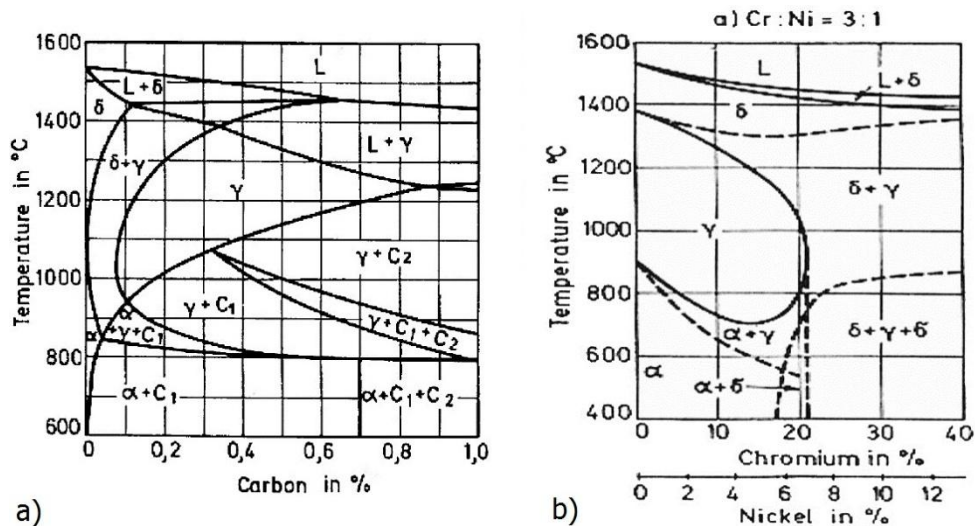
Støping av stål foregår normalt ved temperaturer 100 °C over smeltepunktet for den aktuelle legeringen. En empirisk formel for beregning av smeltetemperatur er gitt i Formel (3)<sup>22</sup>. Hvor høyt opp i temperatur man går avhenger av geometrien på komponenten som skal støpes ut. Tynne komponenter krever en høyere temperatur enn tykke komponenter for å sikre at ikke stålet størkner før formen er fylt. Stål har en volumreduksjon ved størkning som gir behov for etterfylling av smelte under størkningsprosessen. Ved for lav støpetemperatur vil stålet størkne gjennom tverrsnittet og hindre etterfylling. Dette fører til porer i støpet som drastisk reduserer de mekaniske egenskapene.

$$T_{liq}(^{\circ}C) = 1537 - 73.1 \cdot (\%)C - 4 \cdot (\%)Mn - 14 \cdot (\%)Si - 45 \cdot (\%)S - 30 \cdot (\%)P - 1,5 \cdot (\%)Cr - 3,5 \cdot (\%)Ni - 5 \cdot (\%)Mo \quad (3)$$

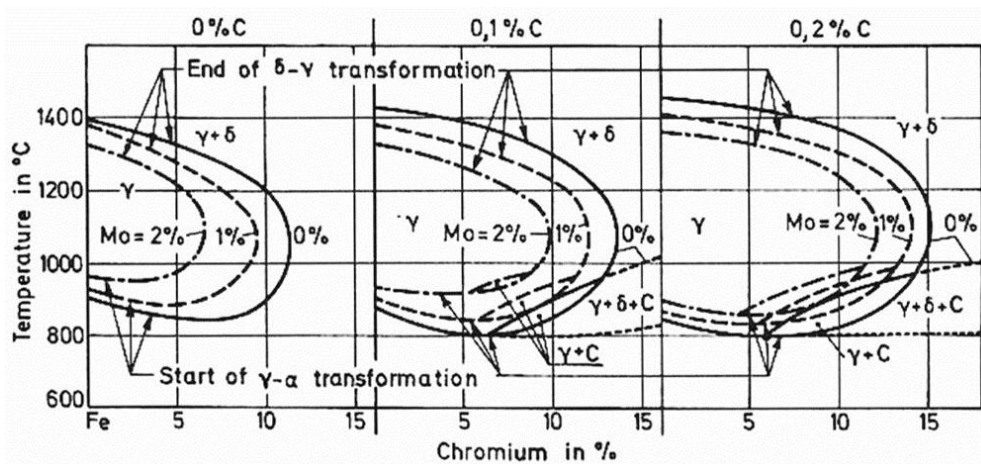
Størkning starter når smelten har tilstrekkelig underkjøling til at kimdannelse kan skje. Kalde overflater, som veggene i støpeformen, er typiske steder hvor kimdannelsen starter. Normalt vokser fast fase fra veggene og inn i smelten som celler, dendritter eller en blanding av disse, avhengig av krystallografisk vekstretning og varmestrømmens retning<sup>23</sup>. Under denne veksten skjer det en massediffusjon i forkant av vekstfronten. Diffusjonen øker mengden legeringselementer i smelten og senker dermed smeltetemperaturen. Massediffusjonen resulterer i en innhomogen fordeling av legeringselementer i den støpte komponenten, og et behov for homogeniserende varmebehandling<sup>23</sup>. Ved homogenisering velges en temperatur i austenittområdet som gir en fornuftig holdetid frem til man når en akseptabel fordeling av legeringselementer. Dersom temperaturen er for lav til at alle elementene får tilstrekkelig diffusjon kalles varmebehandlingen løsningsgløding. Under en slik varmebehandling vil de små elementene, som karbon, fordeles jevnt i matriks, mens større elementer, som krom, vil forbli i sin opprinnelige fordeling<sup>24</sup>.

## 2.5.2 Herding

Under herding varmes stålet opp til over austenittiseringstemperaturen  $A_{c3}$  for den aktuelle legeringen. Denne temperaturen økes eller senkes ved tilsats av legeringselementer, avhengig av om de er austenitt- eller ferrittstabiliserende elementer. Rustfrie stål med høyt innhold av ferrittstabiliserende krom balanseres som oftest med de austenittstabiliserende elementene nikkell og karbon for å utvide austenitt området. I Figur 3(a) og Figur 3(b) er det presentert seksjoner av de tertiære Fe-Cr-C og Fe-Cr-Ni fasediagrammene for henholdsvis 13 % Cr og Cr:Ni 3:1, som viser hvordan elementene påvirker austenittområdet. Effekten av ferrittstabiliserende molybden på austenittområdet i slike legeringer går frem av Fe-Cr fasediagrammet presentert i Figur 4.



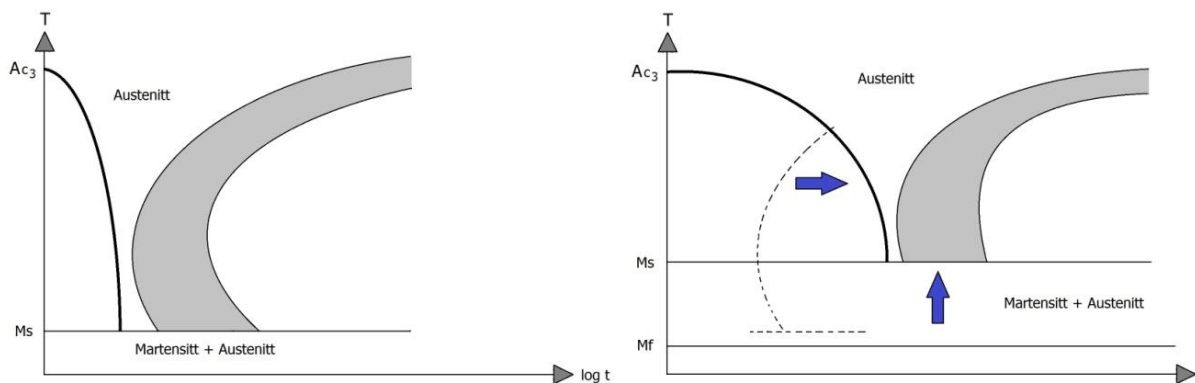
Figur 3 a) Seksjon av tertiære Fe-Cr-C fasediagrammet med 13 % Cr<sup>25</sup>. b) Seksjon av det tertiære Fe-Cr-Ni fasediagrammet med Cr:Ni 3:1<sup>25</sup>.



Figur 4 Effekten av molybden på austenittområdet i et Fe-Cr fasediagram<sup>25</sup>.



Ved tilstrekkelig avkjølingshastighet transformeres austenitt til herdefasen martensitt. Et CCT-diagram som illustrerer et slikt forløp er skissert i bildet til venstre i Figur 5. Ulike legeringselementer inngår med ulik fordeling i fasene ferritt og sementitt. Transformasjonen fra austenitt til ferritt og sementitt krever derfor en omfordeling av legeringselementer ved hjelp av diffusjon<sup>26</sup>. Substitusjonelt løste legeringselementer diffunderer saktere enn karbon, som er interstitielt løst, og omfordelingen forsinkes derfor reaksjonen. Tilsats av legeringselementer vil derfor forskyve ferritt/perlitt-nesen og tillate lengre avkjølingstider ved herding. Dette er skissert i bildet til høyre i Figur 5.



**Figur 5** Bildet til venstre illustrerer et CCT-diagram for et lavlegert stål. Bildet til høyre illustrerer et CCT-diagram for et høylegert stål.

Kimdannelsen av martensitt krever tilstrekkelig underkjøling før den forekommer. Den kritiske temperaturen for kimdannelse av martensitt er indikert av linjen  $M_s$  i Figur 5 og varierer med innhold av legeringselementer etter Formel (4)<sup>27</sup>. Dersom avkjølingen stoppes, vil martensitten slutte å vokse fordi karbon diffunderer inn og låser dislokasjonene<sup>26</sup>. Stålet må derfor avkjøles kontinuerlig til transformasjonen er fullstendig. Temperaturen for fullstendig transformasjon til martensitt er indikert av linjen  $M_f$  i Figur 5.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 540 - 497 \cdot (\%)C - 6,3 \cdot (\%)Mn - 36,3 \cdot (\%)Ni - 10,8 \cdot (\%)Cr - 46,6 \cdot (\%)Mo \quad (4)$$

Ved å redusere karboninnholdet og øke tilsatsen av andre legeringselementer i legeringen kan man heve  $M_f$  og forskyve ferritt/perlitt-nesen i så stor grad at luftkjøling blir tilstrekkelig for 100 % martensittomvandling.

### 2.5.3 Anløpning av martensitt

Anløpning av martensitt fører til utfelling av karbon i form av karbid på austenittkorn grensene slik at karboninnholdet reduseres og martensitten blir seigere. Fint fordelte karbider gir et positivt styrkebidrag og reduserer styrketapet som følge av anløpningen <sup>26</sup>. Hvilke temperaturer anløpningen gjøres på er utslagsgivende for den endelige mikrostrukturen i materialet. Normalt anløpes stål i temperaturområdet 150-350 °C. Disse temperaturene vil forskyves ved økt innhold av atomslag som Cr, Mo, og Mn som inngår i karbidfasen og forsinker karbidveksten på grunn av sen diffusjon <sup>26</sup>.

Ved anløpning av et martensittisk rustfritt stål, hvor summen av elementene Cr, Mo og Mn er høy, vil anløpningstemperaturen ligge i området 400 til 600 °C. Her vil utfelling av  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  føre til en sekundærherdeeffekt. Valg av høy anløpningstemperatur fører til en transformasjon fra  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  til  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  som dannes på tidligere austenittkorn grenser. Området rundt korn grensen vil derfor utarmes for krom dersom ikke temperaturen er tilstrekkelig for at diffusjon utligner konsentrasjonsforskjellene. Økende tilsats av Mo vil gi et ekstra sekundærherdingsbidrag ved utfelling av  $(\text{Cr},\text{Mo})_2\text{C}$  partikler <sup>26</sup>.

## 2.6 Alumina i ballistiske komposittsystemer

### 2.6.1 Design og skademekanismer

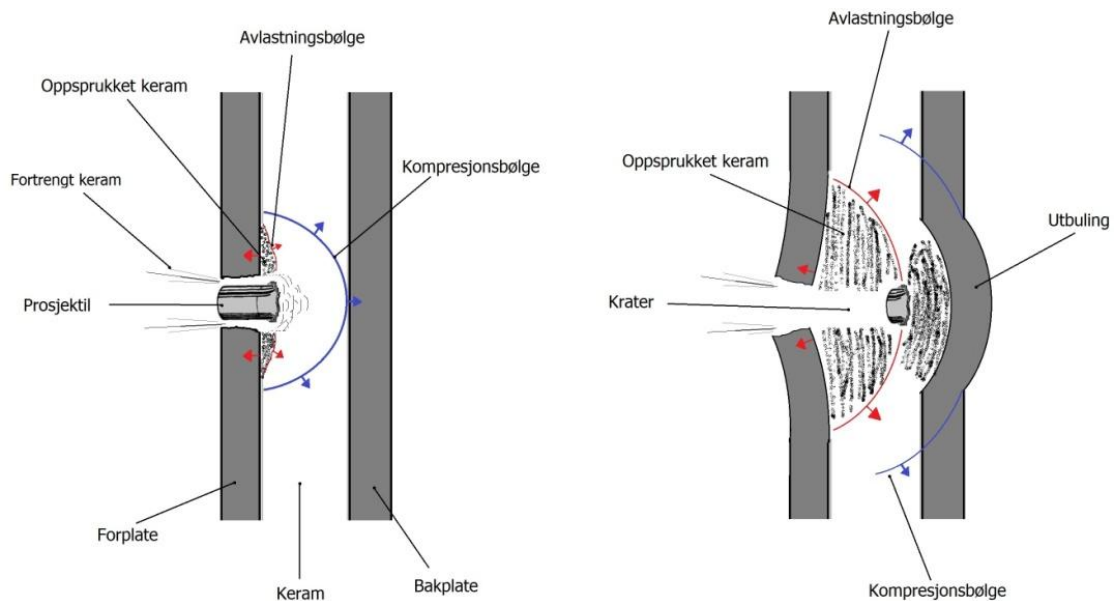
Vanlig design av keramkompositter for bruk innen beskyttelseskonstruksjoner består av harde keramiske fliser som er bundet til et duktilt bakgrunnsmateriale. Avhengig av systemets strukturelle krav kan bakgrunnsmateriale være tykt eller tynt. Tynne bakstrukturer, med tykkelse i størrelsesorden av prosjektildiameteren, tar opp moment, deformeres ved bøyning og strekkspenninger for å absorbere resterende kinetisk energi fra prosjektil og keramfragmenter. Tykke bakstrukturer viser liten strukturell deformasjon og perforeres ved forskyving av masse ut til sidene for prosjektilet. Anslagsflaten kan dekkes til med tekstil for å redusere avskalling i forkant, et tiltak som har liten innvirkning på de ballistiske egenskapene, eller med et mer robust materiale (f.eks. stål) for i større grad å holde keramets anslagsflate intakt. De ballistiske egenskapene påvirkes av keramets tykkelse og egenskaper, bakstruktur og innpakking av anslagsflate <sup>28</sup>.

Ved design av et komposittsystem med tynn struktur i forkant og bakkant av keramet er det ikke noen komplett teori som beskriver dette. Kompresjonsbølgen som oppstår ved penetrasjonen er beskrevet for keram med fri anslagsflate og tynn bakstruktur, og avlastningsbølgen som oppstår er beskrevet for et innesluttet keram med tykk bakstruktur. I fortsettelsen er disse to beskrivelsene sammenfattet for å gjelde et system med tynn struktur i både forkant og bakkant av keramet, og det er laget en skisse (Figur 6) som illustrerer effektene.

Under penetrasjon av et innkapslet keram vil prosjektilet først bremses av forstrukturen før det trenger inn til keramet. Ved kontakt med keramet vil først spissen av prosjektilet ødelegges, dersom denne fortsatt er intakt, samtidig som det oppstår et konisk brudd i grenseflaten mellom prosjektilet og keramet <sup>29</sup>. De koniske trykkbølgene som oppstår sprer den kinetiske energien fra prosjektilet over et relativt stort areal og gjør det mulig for bakstrukturen å absorbere store mengder energi gjennom plastisk deformasjon. Bakstrukturen buler ut, og strekkspenningene som oppstår i keramet initierer aksiale sprekker <sup>29</sup>.

Når prosjektilet beveger seg videre gjennom keramet, knuses keramet opp og eroderer sammen med prosjektilet. Deler av prosjektilets kinetiske energi redistribueres til kinetisk energi i det oppknuste keramet fortrenses i stor hastighet rundt og ut bak prosjektilet <sup>15,28</sup>. En kompresjonsbølge beveger seg fra prosjektilet og utsetter hele flisen for et hydrodynamisk trykk som knuser keramet i forkant av prosjektilet. Denne bølgen etterfølges av en avlastningsbølge som presser ut forstrukturen og reduserer den hydrostatisk kompresjonen.

Dette tillater keramet å sprekke opp i en bue under forstrukturen som kvalitativt illustrert i Figur 6. Hvilken effekt utbøyningen har på avlastningsbølgen i et lukket system som vist i Figur 6 er uvisst, da avlastningsbølgen er omtalt for et tilfelle uten utbøyning i litteraturen. I begge tilfeller går meget lite av prosjektilets kinetiske energi med til å danne ny bruddflate i keramet, og det er hovedsakelig det duktile materialet i bakkant som absorberer energien gjennom deformasjon <sup>28</sup>.

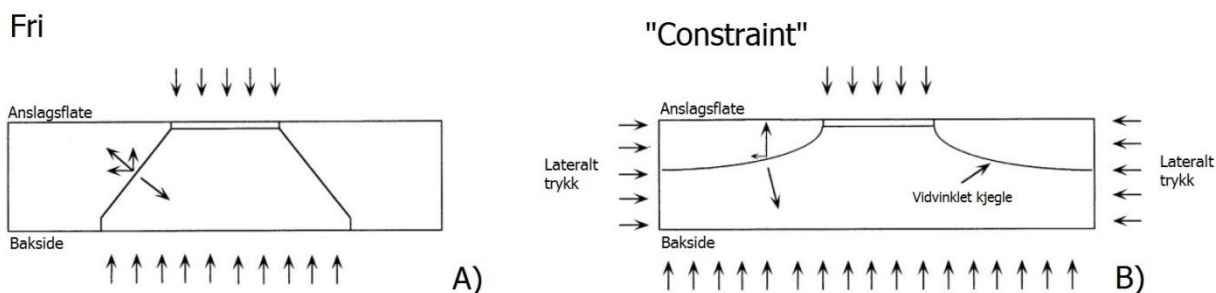


Figur 6 Skjematiske fremstillinger av spenningsbølger under penetrasjon av innesluttet keram.

### 2.6.2 Effekt av "constraint"

"Constraint" er et begrep som viser til et underliggende system, som virker som en flaskehals. Det er en restriksjon som hindrer en entitet i å nå sitt fulle potensial. Når det i fortsettelsen er snakk om "constraint" dreier det seg om keramets begrensede mulighet til utvidelse, og at det i en økt grad av "constraint" er under trykk fra omsluttende strukturer.

Ved penetrasjon av keramer vil det oppstå koniske spenningsensorer gjennom tverrsnittet. Dette resulterer i en gitt trykkfordeling i strukturen bak keramet. Når "constraint" introduseres i de laterale retningene vil spenningsbildet endres som vist i Figur 7, og gi en bredere trykkfordeling i strukturen bak keramet <sup>30</sup>. Ballistiske tester gjort av D. Sherman <sup>30</sup> på 12 mm tykke fliser av alumina, med 5 mm tykk stålplate i bakkant, viste at bakplatenes utbøyning ble kraftig redusert ved introduksjon av "constraint" på flisene. Økt grad av "constraint" ved trykk på 130 MPa, i lateral retning, gav ingen nedgang i utbøyning av bakplaten, men en markant reduksjon av keramets oppsprekking.



Figur 7 Skjematisk fremstilling av spenningsfordelingen ved penetrasjon av keramiske fliser i tilfellene fri overflate (A) og under "constraint" (B) <sup>30</sup>.

## 2.6.3 Produksjonsprosesser

Strukturelle keramer av alumina for bruk innen ballistisk beskyttelse produseres enten ved slikker-støping eller ved tørre prosesser. Slikker-støping er en kostnadseffektiv prosess for masseproduksjon av komponenter med kompleks geometri, der maskinering ville vært et kostbart alternativ, og ved småskalaproduksjon. Sammenlignet med tørre prosesser er slikker-støping en meget arbeidsintensiv og tidkrevende prosess. Selv om slikker-støping brukes til produksjon av nærmest alle andre typer av keramer, brukes den normalt ikke til produksjon av keramer med høyt innhold av alumina. Dette skyldes prosessens utilstrekkelige komprimering av aluminapulveret <sup>31</sup>. Andre metoder som tørrpressing, hydrostatisk presstøping, ekstrudering, injeksjonsstøping og varmpressing har vist seg å være praktiske metoder for å komprimere aluminapulver.

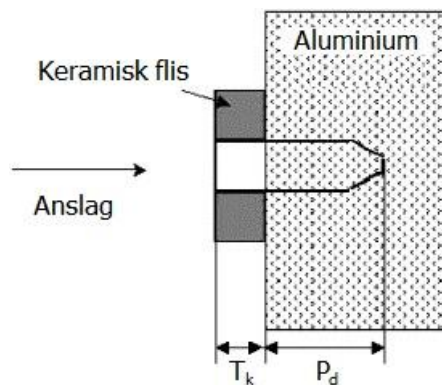
Tørrpressing er den vanligste og mest økonomiske produksjonsmetoden for keramer med høyt innhold av alumina, til tross for at denne metoden er begrenset til enkle geometrier og tykkelser over 1 mm <sup>32</sup>. På grunn av forskjeller i produksjonsprosessen er tørrpressing en teknisk mer utfordrende prosess enn slikker-støping. Ved slikker-støping fylles et aluminapulver, som er findispersert i vann, sakte i støpeformen og gir en meget homogen struktur. Da støpeformen er porøs suger den til seg vannet og gir et tørt skall som holder komponenten intakt under tørking og brenning. Tørrpressing krever at det samme findisperserte aluminapulveret spraytørkes til pellets som knuses sammen til én massiv komponent under trykk opp til 200 MN/m<sup>2</sup> <sup>32</sup>. Distinkte korngrenser og porer oppstår mellom de knuste pelletsene og kan gå kontinuerlig gjennom hele komponenten etter brenning. Egenskapene til tørrpressede komponenter er derfor helt avhengig av hvor godt det spraytørkede pulveret kan komprimeres <sup>31</sup>.

Generelt er egenskapene til strukturelle keramer av alumina avhengig av mikrostrukturen. Denne bestemmes i stor grad av renheten til utgangspulveret,

sammensetning, produksjonsmetode og sintringsforhold. Sintringstemperaturen for alumina ligger normalt mellom 1600 og 1800 °C og er avhengig av overflateenergien, overflatearealet og sammensetningen til pulveret som benyttes <sup>32</sup>.

## 2.6.4 Karakterisering av ballistiske egenskaper

Den mest brukte metoden for å karakterisere de ballistiske egenskapene til keramer som alumina, er DOP(*depth of penetration*) tester. Testoppsettet for denne metoden er vist i Figur 8. Keramet festes/limes på fremsiden av en massiv bakstruktur av aluminium eller stål. Det velges en fast hastighet ved anslag for testene og det måles hvor langt prosjektilet har penetrert inn i bakstrukturen. Dybden blir et mål på den ballistiske motstandsevnen til keramet.



Figur 8 Skisse av oppsettet for en DOP test med aluminium som bakstruktur <sup>29</sup>.

V. Madhu *et.al* <sup>29</sup> gjennomførte i 2005 tester på keramiske fliser av alumina-C99.5 med 12.7 mm AP ammunisjon. Resultatene fra testene på 12 mm tykke fliser er presentert i Tabell 1.

Tabell 1 Resultater fra ballistiske tester på alumina C99.5 med 12.7 mm AP <sup>29</sup>.

Prosjektilets hastighet (m/s)	Penetrasjonsdybde, $P_d$ , (mm)	Total penetrasjon, $T_k + P_d$ , (mm)	Referansedybde, $P_{d-ref}$ , (mm)
830	5,4	17,4	67,1
840	5,8	17,8	67,9
841	5,1	17,1	67,9
684	3,8	15,8	52,7
597	1,9	13,9	42,5

## 3 Eksperimentelt

### 3.1 Materialer

Materialene som ble brukt under forsøkene var støpestålet S164M(støpes rundt keramene)<sup>33</sup>, automatstålet 11SMnPb30+C(SH)(fikseringsstøtter) og keramet FG-995. Støpelegeringen er et ferrittisk-martensittisk rustfritt stål med kjemisk sammensetning som vist i Tabell 2.

Verdiene er oppgitt av Scana Steel AS etter kjemisk analyse med spektrograf, utført etter utstøping av de aktuelle platene. Automatstålet har en kjemisk sammensetning som vist i Tabell 3 i henhold til EN 10277<sup>34</sup>. Keramet FG-995 består av tørrpresset Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> og har en renhet på 98,5 %. Keramet er produsert av CoorsTek Inc. og noen av de mekaniske egenskapene er presentert i Tabell 4<sup>35</sup>.

**Tabell 2 S164M<sup>33</sup> – Støpelegering av martensittisk rustfritt stål**

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
wt %	0,049	0,41	0,23	0,019	0,001	15,12	5,03	0,87	0,054

**Tabell 3 11SMnPb30+C(SH)<sup>34</sup> – Maskineringsstål**

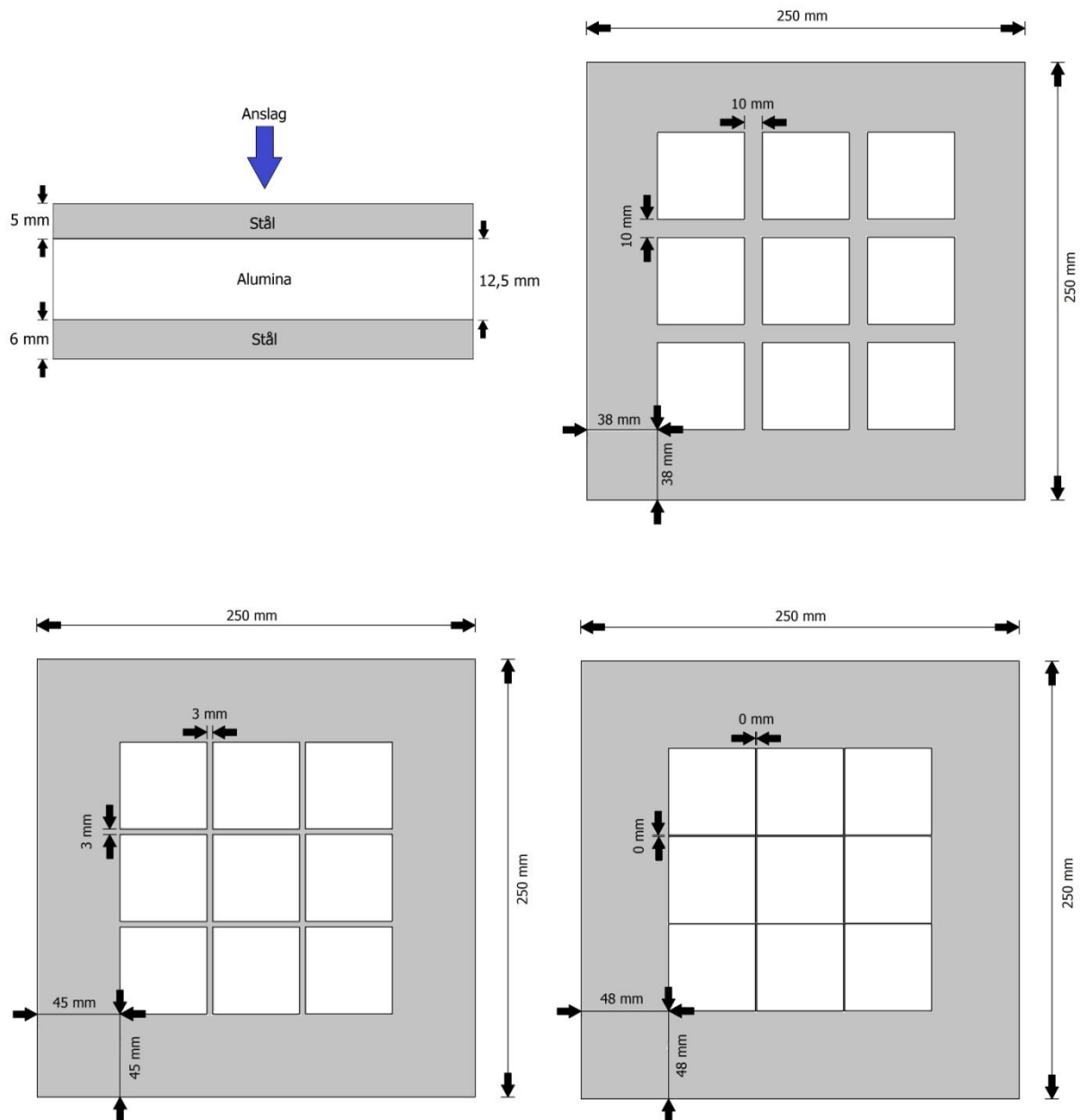
Element	C	Si	Mn	P	S	Pb
Minimum (wt %)			0,90		0,27	0,15
Maks (wt %)	0,14	0,05	1,30	0,1	0,33	0,35

**Tabell 4 FG-995<sup>35</sup> – Keramiske fliser av 98,5 % rent alumina**

Egenskap	Enhet	Verdi
Tetthet	g/cm <sup>3</sup>	3.8
Elastisitetsmodul	GPa	350
Kompressiv styrke	MPa	2500
Hardhet	HV	1400
Strekfasthet	MPa	248
Termisk utvidelseskoeffisient	10 <sup>-6</sup> /K	8.2

### 3.2 Design

For å kunne vurdere de forskjellige effektene man ønsket å utrede ble det satt opp tre forskjellige design av de ballistiske platene. Disse er illustrert i Figur 9. Dimensjonene til de keramiske flisene var  $51,3 \times 51,3 \times 12,5$  mm. Figuren viser plassering av flisene i platene med varierende spalteavstand og hvordan keramet er plassert nær senter av stålmatriksens tverrsnitt.



Figur 9 Øverst til venstre vises et tverrsnitt av platene der keramet er innstøpt i stålmatriksen. Plassering av keramiske fliser i de ballistiske platene for de tre designene er illustrert i de resterende figurene.



Til referanse for de ballistiske platene med keramiske fliser ble det støpt ut to plater i rent stål med en tykkelse som gav samme effektive vekt over tverrsnittet som kompositten vist øverst til venstre i Figur 9. Dette gav en tykkelse på 17,1 mm mot 23,5 mm med keram. En oversikt over, og nummerering av, platene som ble produsert og testet er gitt i Tabell 5.

**Tabell 5** Oversikt over, og nummerering av, produserte plater

<b>Spalteavstand</b>	<b>Antall</b>	<b>Platenummer</b>	<b>Varmebehandling</b>	<b>Antall skudd per flis</b>
<b>Uten flis</b>	2	<b>1</b>	-	-
		<b>2</b>	X	-
<b>10 mm</b>	3	<b>3</b>	-	1
		<b>4</b>	X	1
		<b>5</b>	X	1 eller 2
<b>3 mm</b>	2	<b>6</b>	X	2
		<b>7</b>	X	Skudd i spaltene
<b>0 mm</b>	1	<b>8</b>	X	1

### 3.3 Støping

Støping ble utført ved SINTEF støpelaboratorium Perleporten NTNU. Dimensjoner og masseberegninger for de to platetykkelsene er gitt i Tabell 6. Til støping av platene ble det benyttet en 3850 Hz ASEA induksjonsovn på 90 kW. Formene ble tilvirket på støpelaboratoriet i sand av typen Baskarpsand<sup>®</sup> fra Askania med finhetsgrad B15. Denne ble blandet i en blander fra Omega Foundry Machinery LTD med et organisk to-komponent bindemiddel fra Dynea med preferansenumrene 86 5439 F og 86 9795 F.

**Tabell 6 Dimensjoner og masseberegninger for støping av ballistiske plater**

<b>Plater</b>		
Dimensjon <sup>m</sup> /keram	250 x 250 x 23,5 mm <sup>3</sup>	
Dimensjon <sup>u</sup> /keram	250 x 250 x 17,1 mm <sup>3</sup>	
Støpetid	12 sek	

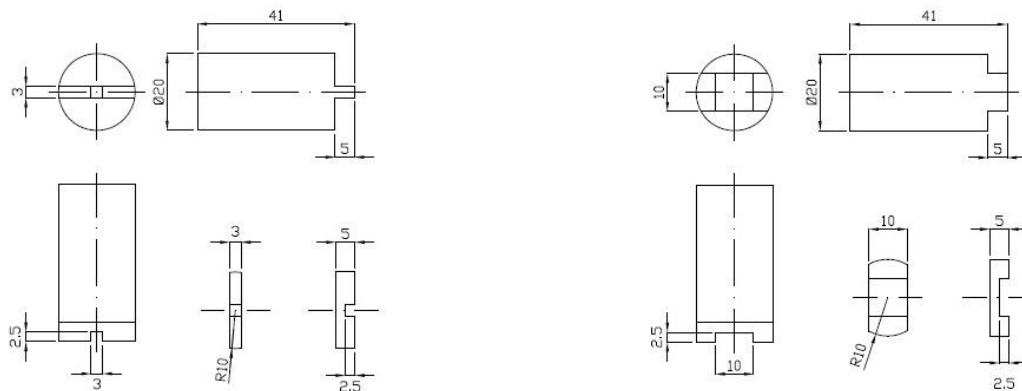
  

<b>Mater og løpsystem</b>		
Toppmater (isolert hylse) <sup>m</sup> /keram	4 x $\phi$ 30 mm	-707 mm <sup>2</sup>
Toppmater (isolert hylse) <sup>u</sup> /keram	1 x $\phi$ 50 mm	-1963 mm <sup>2</sup>
Innløp		-603 mm <sup>2</sup>
Nedløp, bunn	$\phi$ 19 mm	-287 mm <sup>2</sup>
Nedløp, topp	$\phi$ 23 mm	-596 mm <sup>2</sup>
Grenløp		-301 mm <sup>2</sup>

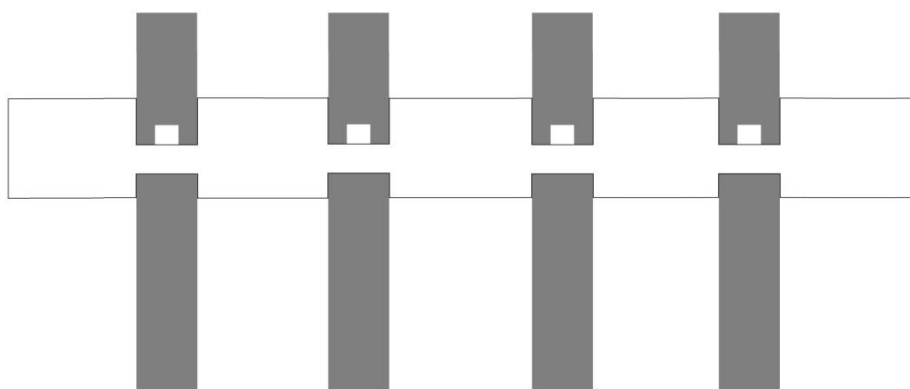
<b>Vekt av stål</b>	
Plate <sup>m</sup> /keram	10,4 kg
Plate <sup>u</sup> /keram	8,3 kg
Toppmater <sup>m</sup> /keram	3,5 kg
Toppmater <sup>u</sup> /keram	2,3 kg
Løpsystem	1,5 kg
Løpkopp	4,6 kg
Totalvekt <sup>m</sup> /keram	20,0 kg
Totalvekt <sup>u</sup> /keram	16,7 kg

For å holde keramet i posisjon under støping ble det maskinert ut fikseringsstøtter av stålet 11MnPb30+C(SH). Disse ble tilvirket ved NTNUs Verksted Berg (tegningsnummer NTV 1206). En 3D modell av fikseringsstøttene er vist i Figur 10.



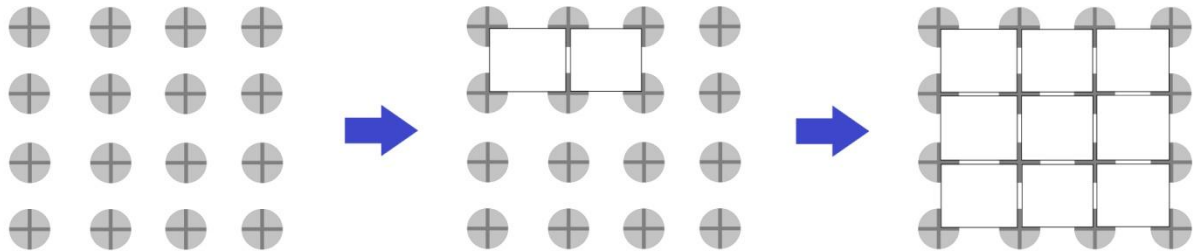
**Figur 10 3D-modell av støtter for fiksering av keramiske fliser i støpeform.**

For at støttenes posisjon i formene skulle være korrekt ble det maskinert ut spor i støpemodellene til hver støtte. Det ble under posisjonering av sporene tatt hensyn til keramets termiske utvidelse oppgitt i Tabell 4. På motsatt side av platen ble det maskinert ut spor for motstøtter til å holde flisene i posisjon så de ikke fløt opp under påføring av smelten. Disse støttene gikk gjennom støpesanden slik at det kunne legges på vekt. Tverrsnittet av modellen, med freste spor til støtter, er illustrert i Figur 11.



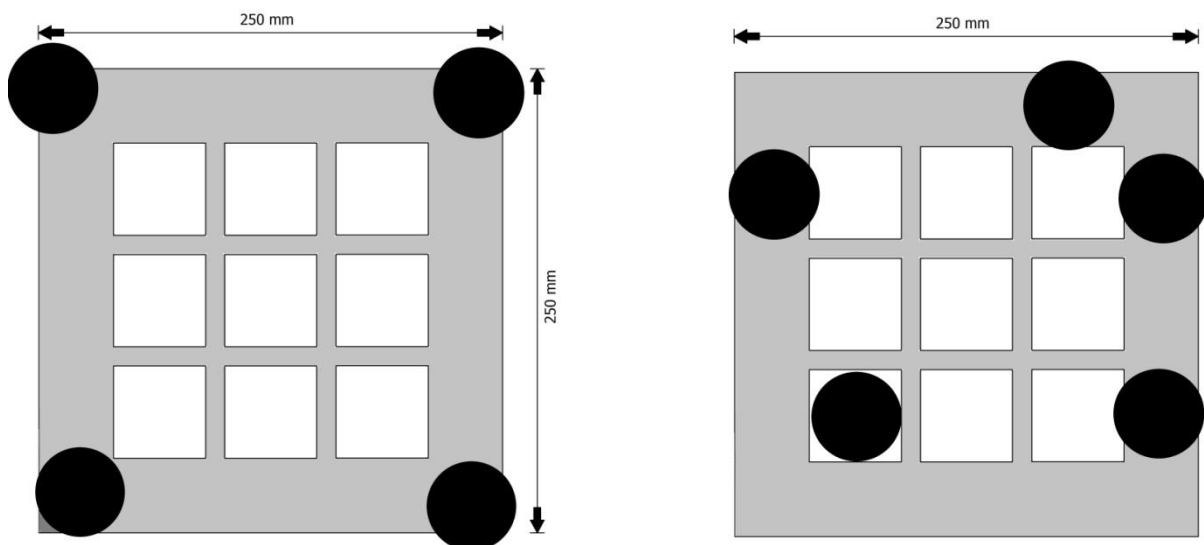
**Figur 11 Tverrsnittet av støpemodellen med freste spor for fikseringsstøtter. Støttene er indikert med grå staver.**

Flisene ble forvarmet til 800 °C, for å hindre termisk sjokk, før de ble plassert i matrisen av fikseringsstøtter. Dette ble utført så hurtig som mulig. Formen ble lukket og stålet helt i formen. Figur 12 viser en skisse av hvordan de forvarmede flisene legges i matrisen av fikseringsstøtter med 3 mm spalter.



Figur 12 Skisse av opplegging av forvarmede fliser i matrisen, av fikseringsstøtter med 3 mm spalter.

Plassering av toppmater for platene uten keram var midt på platen. For platene med keram ble plasseringen gjort på to ulike måter. Plassering av toppmatere for disse er illustrert i Figur 13.



Figur 13 Plassering av toppmatere for plater med keram. Materer er indikert med svarte sirkler. Hvilke av platene som benyttet de to konfigurasjonene er gitt av Figur 21.

Måltemperatur for utstøping ble satt til 1720 °C, 240 grader over smeltetemperaturen til legeringen. Smeltetemperaturen ble beregnet fra Formel (3) på bakgrunn av dataene gitt i Tabell 2. Temperatur i smeltebadet ble målt før utstøping av hver plate. Det ble støpt direkte i formene fra ovn, uten bruk av øse, for best mulig temperaturkontroll. Bilder av modell, sandformer og støpemetode er gitt i Vedlegg 1.

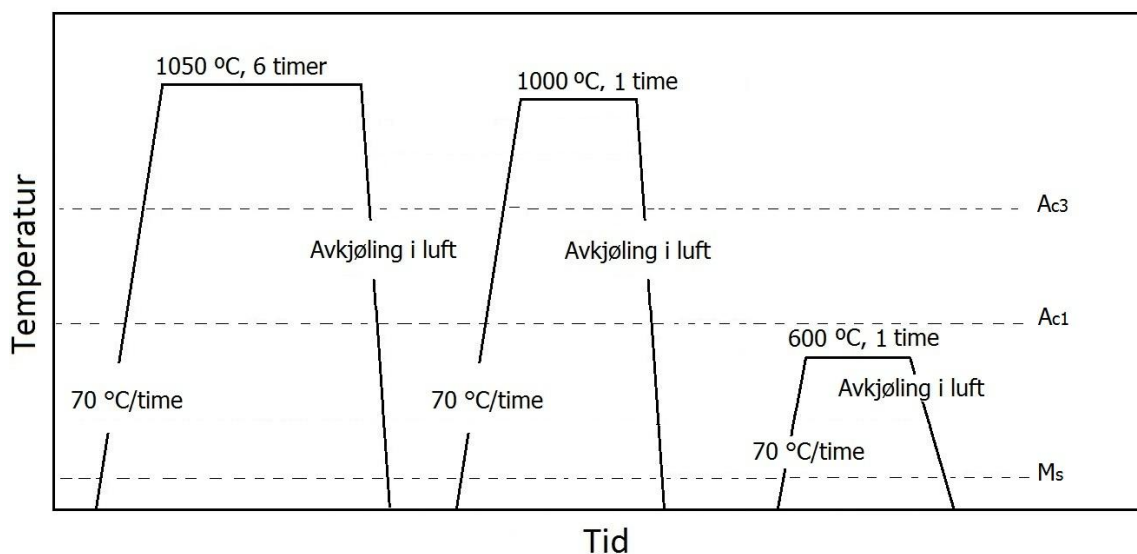
Etter nedkjøling av platene ble matere, innløp og fikseringsstøtter kuttet av med vinkelsliper.

For å teste de keramiske flisenes følsomhet ovenfor termisk sjokk ble det plassert én kald og én forvarmet flis i hver sin kokille. Stål med temperatur nær måltemperaturen ble helt over flisene i kokillen og resultatet fotografert. Det ble benyttet et kamera av typen Canon D40 til alle makrobilder.

### 3.4 Varmebehandling

Til varmebehandlingen ble det benyttet en ovn av typen Temperature Processor TP10 fra Nabler. Grunnet forskjell i termisk utvidelseskoeffisient mellom stålet og keramet ble platene varmet sakte opp med  $70\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sek}$  for å forhindre oppsprekking av flisene.  $Ac_3$  ble på bakgrunn av fasediagrammene i Figur 3 og Figur 4 anslått til å ligge rundt  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ .  $M_s$  ble beregnet til  $128\text{ }^{\circ}\text{C}$  etter Formel (4).

Platene ble løsningsglødet ved  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  i 6 timer og avkjølt i luft med tvungen konveksjon. Etter nedkjøling til romtemperatur ble platene austenittisert ved oppvarming til  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  med 1 times holdetid før luftavkjøling med tvungen konveksjon. Anløpning ble gjort ved  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  i 1 time før avkjøling i luft. Varmebehandlingsforløpet er skissert i Figur 14. Hvilke plater som gjennomgikk varmebehandlingen er gitt i Tabell 5. Bilder av hvordan platene stables i ovn og av nedkjølingen er vist i Figur 15 og Figur 16.



Figur 14 Skisse av varmebehandlingsforløp for ballistiske plater



**Figur 15** Bilde av hvordan platene ble stablet i ovnen.

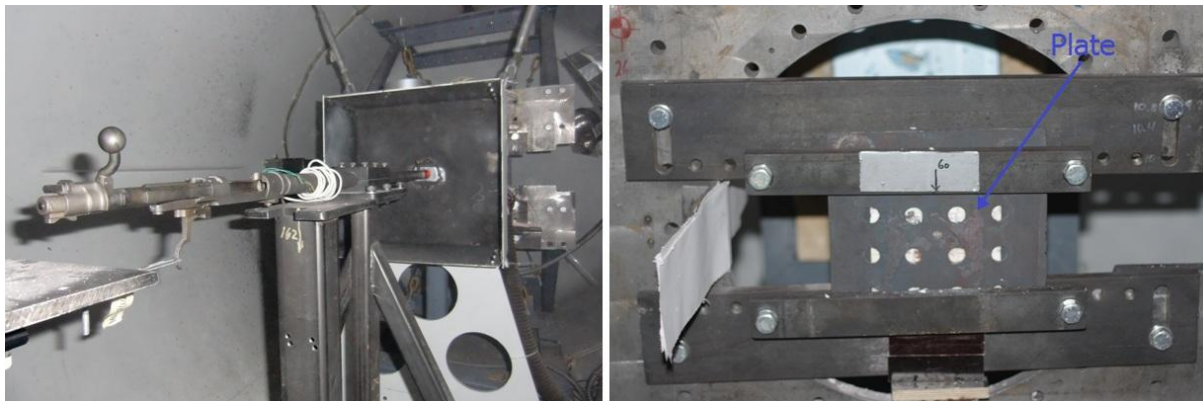


**Figur 16** Bildet viser hvordan det ble benyttet bordvifte til tvungen konveksjon ved avkjøling i luft.

### 3.5 Ballistiske forsøk

De ballistiske eksperimentene ble utført av Structural Impact Laboratory (SIMLab) ved institutt for konstruksjonsteknikk ved NTNU. Eksperimentene ble utført for å estimere den ballistiske grensehastigheten til komposittmaterialet ved ett og to skudd, samt ved skudd i spalter mellom flisene av alumina. Det ble brukt en Mauser boltrifle med glattboret løp på 1 meter i kaliber 7,62 x 63 mm. Tester ble også utført med en McMillan skarpskytter rifle i kaliber 12,7 x 99 mm med tilsvarende lengde. Løpene var fastmontert i et kraftig stålstativ for å sikre at treffpunktet var likt ved hvert forsøk. Kolbene var fjernet og en mekanisme for elektronisk avfiring var koblet til avtrekkeren. Oppsettet var plassert i et 16 m<sup>3</sup> lukket stålkammer.

Platene som ble beskytt var montert på et robust og avstivet stativ i stål. Våpen og platemontasjen inne i kammeret er vist i Figur 17.



**Figur 17** Bildet til venstre viser det fastmonterte mauserløpet, og bildet til høyre viser den robuste festeordningen for platene.

Standard for ballistiske forsøk av denne typen er beskytning av plate med dimensjon 300 x 300 mm<sup>2</sup>, med avsand fra ytterkant på 100 mm og innbyrdes avstand på 50 mm. Platene uten keram beskytes med en avstand fra ytterkant, og innbyrdes mellom hullene, på minimum 50 mm. Dimensjonen på de støpte platene er 250 x 250 mm<sup>2</sup> og forsøkene avviker derfor noe fra standarden. Da deformasjonen ved penetrasjon er svært lokalisert, anses en minste avstand til nærliggende treffpunkt og ytterkant på 40 mm å være tilstrekkelig. Platene med keram beskytes i senter av hver flis, med unntak av flisene som beskytes to ganger. Treffpunkt ligger her ut mot to av flisenes hjørner.

For registrering av prosjektillets utgangshastighet, og resthastighet etter perforering benyttes et Photron SA1.1 høyhastighetskamera satt til en hastighet på 50000 bps. Prosjektillets hastighet ble gradvis justert ned ved å redusere kruttvekten i hylsen inntil



prosjektilet ble stoppet av platen. Tester med 12,7 x 99 mm ble gjort ved to hastigheter, da det ikke var mulig å redusere kruttvekten på laboratoriet. Her ble ferdig redusert ammunisjon tilsendt fra produsent. Under forsøkene ble det benyttet ammunisjon av typen 7,62 mm AP og 12,7 mm AP. 7,62 mm AP prosjektilet består av en kjerne i verktøystål. Prosjektilet har en stabiliserende nese av bly, og et bakstykke av messing. Hele prosjektilet har en ytre kappe av messing. Prosjektilets masse og geometri er summert i Tabell 7.

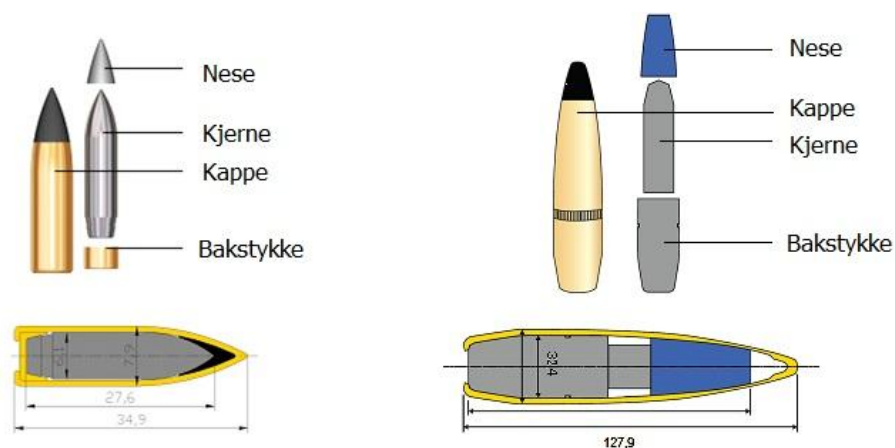
**Tabell 7 Oversikt over legering, geometri og masse til 7,62 mm AP-prosjektilets bestanddeler <sup>2</sup>.**

Kappe (CuZn10)			Bakstykke (CuZn10)			Kjerne (1007 Verktøystål)			Nese (PbSb10)		
l (mm)	d <sub>maks</sub> (mm)	m (g)	l (mm)	d <sub>maks</sub> (mm)	m (g)	l (mm)	d <sub>maks</sub> (mm)	m (g)	l (mm)	d <sub>maks</sub> (mm)	m (g)
34,9	7,9	4,4	4,0	6,2	0,4	27,6	6,1	5,0	9,3	5,1	0,7

12,7 mm AP prosjektilet har en kappe av 87 wt% Cu og 10 wt% Zn, samt mindre mengder av andre elementer. Kjernen består av to deler. Den penetrerende delen består av wolframkarbid (WC) med 86 wt% W, 7,3 wt% Co, 1,8 wt% Cu og 1,1 wt% Fe. Denne delen er satt i et bakstykke av stål med 92 wt% Fe, 3,2 wt% Mn og 1,7 wt% Zn som hovedelementer. Bakstykket stabiliseres av en blysko, og fronten av en polymerbasert nese. Skisser av både 12,7 mm AP og 7,62 mm AP prosjektilet er vist i Figur 18.

**Tabell 8 Vekt og lengder av bestanddeler i 12,7 mm AP-prosjektilet <sup>36</sup>.**

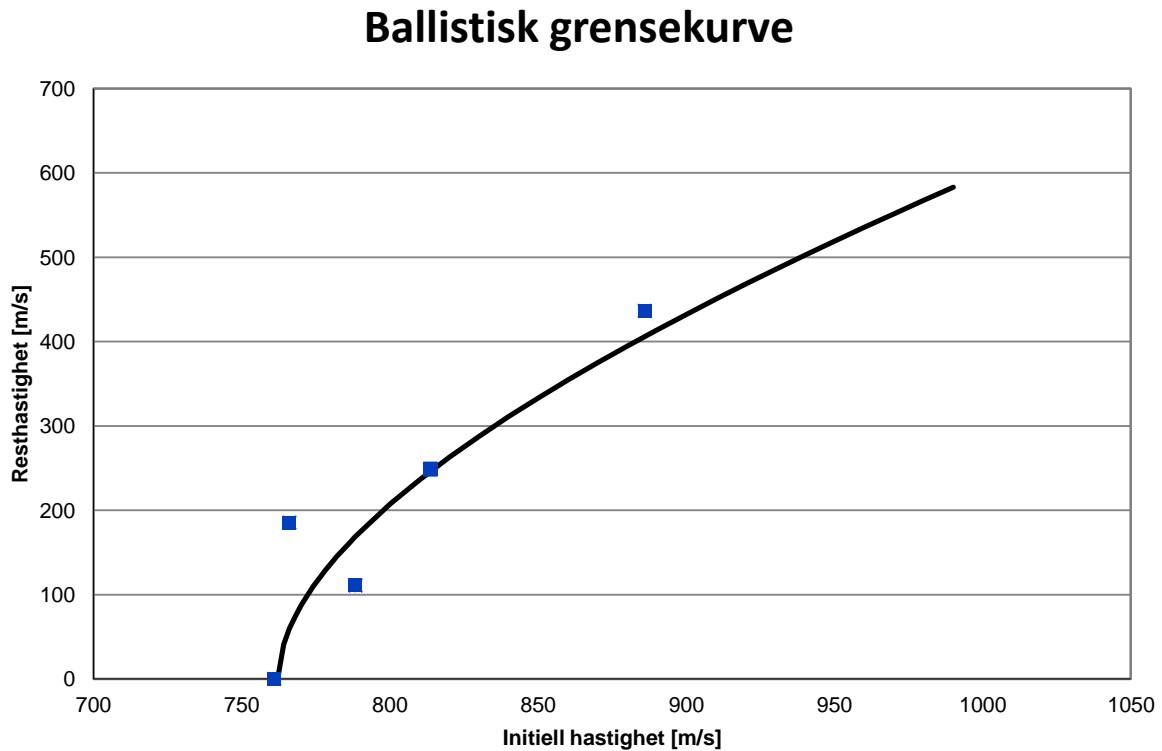
Vekt (g)					Lengder (mm)		
Prosjektil	Pulver	Kjerne	Kappe	Totalt	Kjerne	Diameter	Totalt
47,0	15,5	20,4	55,8	118,3	32,4	7,5	127,9



**Figur 18 Bildet til venstre viser en skisse av 7,62 mm AP prosjektilet og bildet til høyre en skisse av 12,7 mm AP prosjektilet <sup>36</sup>.**



Hastigheter registrert under forsøkene ble satt inn i den empiriske Formel (1) som er beskrevet under kapittel 2.2. På grunn av stor variasjon i målingene ble konstantene i formelen satt til de analytiske verdiene der  $p$  er lik 2 og massebevaring gir en  $a$  fra Formel (2) lik 1. Den ballistiske grensekurven blir justert for hvert nytt datasett ved numerisk tilnærming. Nullpunktet for resthastigheten gir den ballistiske grensehastigheten. En typisk ballistisk grensekurve er illustrert i Figur 19.



**Figur 19** Et typisk eksempel på en ballistisk grensekurve med fem målinger. De blå markørene indikerer initiell hastighet og resthastighet for hvert av prosjektilene.

## **3.3 Prøvepreparering, mikroskopi og hardhetsmålinger**

### **3.3.1 Prøvepreparering**

Etter at de ballistiske testene var gjennomført ble skuddhullene i platene med keram fylt med Mapepoxy BI-IMP, en gjennomsiktig to-komponent epoxy, slik at keramet ikke skulle falle ut under kutting. Platene med keram ble kuttet opp ved vannskjæring og platene uten keram ble gnistkuttet. Prøver ble tatt ut fra de gnistede flatene i Struters Discotom-5. Prøver for mikroskopering og hardhetsmålinger ble innstøpt i Clariocit, slipt og polert ned til 1 µm etter standard metallografisk metode. Referanser til prøver som er tatt ut vil i fortsettelsen bestå av to nummer, der første nummer viser til platenummeret og andre nummer viser til hullnummeret i den gitte platen.

### **3.3.2 Mikroskopi**

Prøvene ble etset med *Marbels reagent* i 7-10 sekunder for å få frem mikrostrukturen i stålet. Denne etsen inneholdt 50 ml H<sub>2</sub>O, 10 g CuSO<sub>4</sub> og 50 ml (32%)HCl-løsning. Til selve mikroskoperingen ble det benyttet et Leica MeF4M lysmikroskop med JENOPTIK ProgRes C10 Plus kamera.

### **3.3.3 Hardhetsmålinger**

Hardhetsmålingene ble utført med en mikrohardhetsmåler av typen Leica VM HT MOT. Kraften ble satt til 1000 gf, og verdiene er oppgitt i Vickers. Der hvor hardhetsmålinger ble gjort for å analysere enkeltfaser ble det benyttet en last på 25 gf. Dette ble gjort for at inntrykkets utbredelse ikke skulle overskride fasens diameter. Inntrykkene ble gjort med en minimumsavstand på 3 x inntrykkenes diameter. Det ble tatt 5 parallelle målinger for hvert punkt, og det er snittet av disse målingene som oppgis i fortsettelsen.

## 4 Resultater

### 4.1 Støping

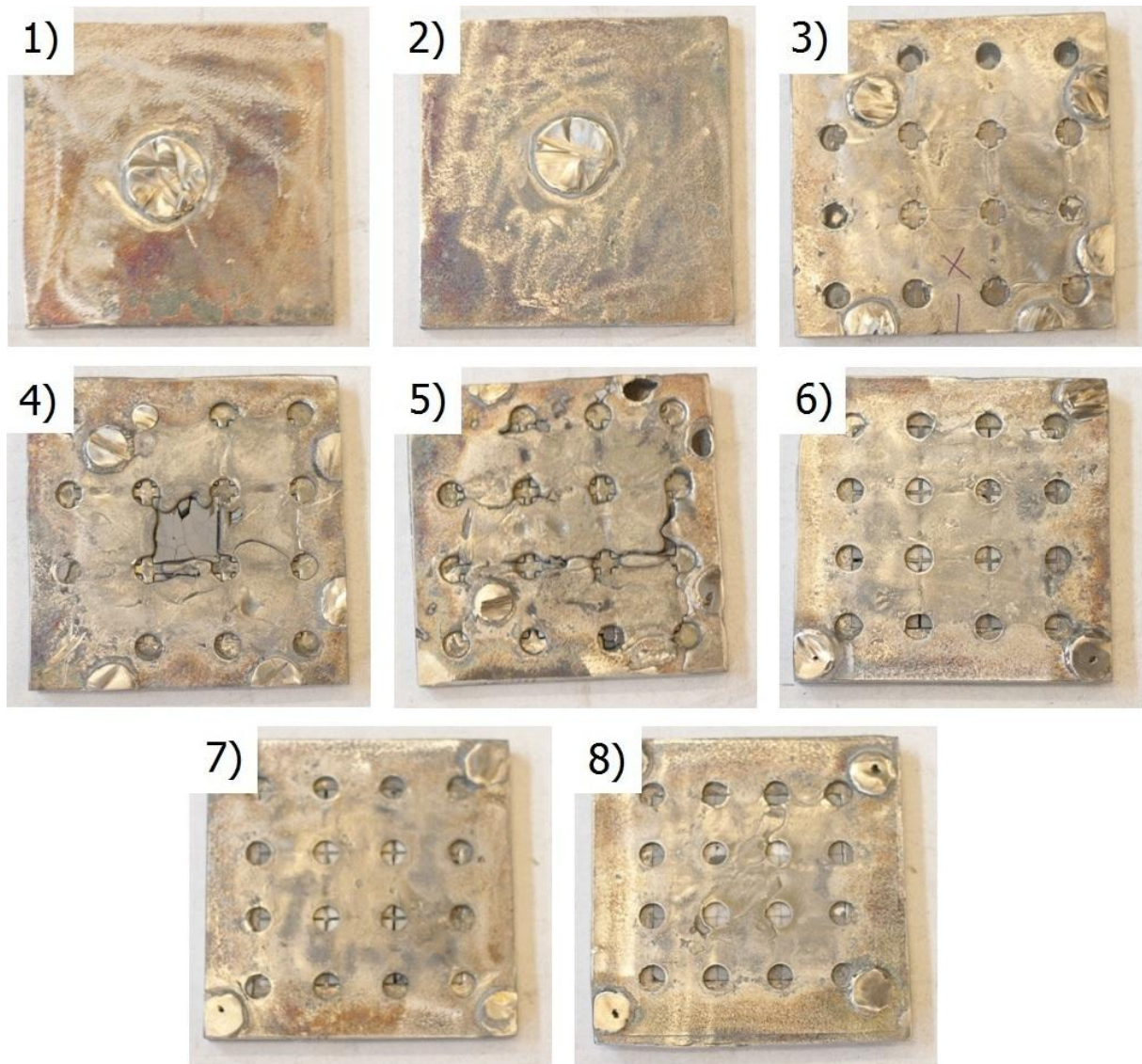
Temperaturen ved utstøping av de forskjellige platene varierte noe, og temperaturene for hver av platene er derfor presentert i Tabell 9. Et bilde av plate 3, tatt før fjerning av toppmatere og løpsystem, er vist i Figur 20. Fikseringsstøttene fra toppformen lot seg enkelt fjerne med hammer, da de ikke hadde heft til smelten. Mange av disse støttene falt ut ved åpning av sandformene. Fikseringsstøttene i bunnformen, med frest spor for plassering av keram, måtte kuttes av med vinkelsliper på lik linje med toppmatere og grenløp.

Tabell 9 Temperaturer ved utstøping

Spalteavstand	Platenummer	Temperatur i smelten ved støping
Uten flis	1	1720 °C
	2	1728 °C
10 mm	3	1725 °C
	4	1726 °C
	5	1712 °C
3 mm	6	1690 °C
	7	1718 °C
0 mm	8	1714 °C



Figur 20 Bildet viser plate 3 før fjerning av toppmatere og løpsystem. De hvite stripene skyldes oppskraping fra fjerning av støpesand.

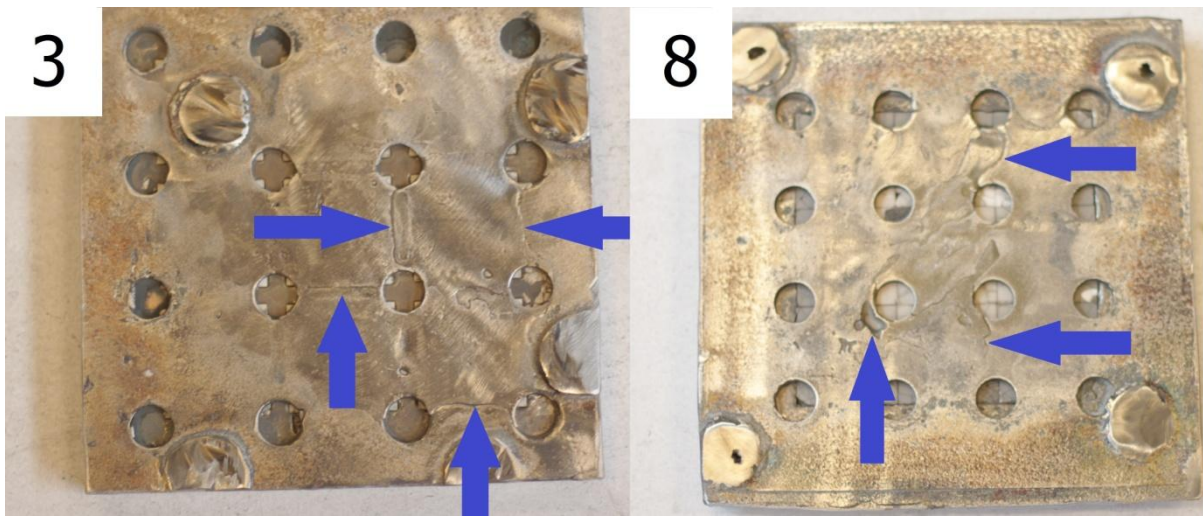


**Figur 21** Bildene viser alle de utstøpte platene med nummerering. Merk at det under utstøping av plate 5 var lekkasje i støpeformen.

Bilde av alle de utstøpte platene er vist i Figur 21. Plate 3-5 hadde toppmaterne plassert som illustrert til høyre i Figur 13, mens toppmaterne til Plate 6-8 var plassert som i illustrasjonen til venstre i samme figur. Plate 1 og 2 ble støpt uten synlige feil og inneholder ikke keram. Plate 3 viste synlige spor etter kaldfronter fra utstøping. Disse er lokalisert over spaltene mellom keramene, se Figur 22. Ved utstøping av Plate 4 ble ikke formen helt fylt, da stålet størknet før keramet midt i platen var dekket av smelte. Den ufullstendige fyllingen av Plate 5 skyldes lekkasje i støpeformen, deler av smelten rant her ut mellom topp- og bunnform. Plate 6 og 7 ble støpt uten tydelige kaldfronter eller andre defekter. Plate 8 viste spor etter kaldfronter og hadde en stor pore indikert med vertikal pil til høyre i Figur 22. Platen var



ellers tett og hadde fylt kontinuerlig over keramene som i denne platen ikke er separert av spalter.



Figur 22 Bildene viser kaldfronter som har oppstått under utstøping av plate 3 og 8.



Figur 23 Bildet til venstre viser restene av en aluminaflis som ikke var forvarmet før tilføring av smelte ved 1700 °C. Bildet til høyre viser en flis forvarmet til 800 °C før tilføring av smelte ved 1700 °C.

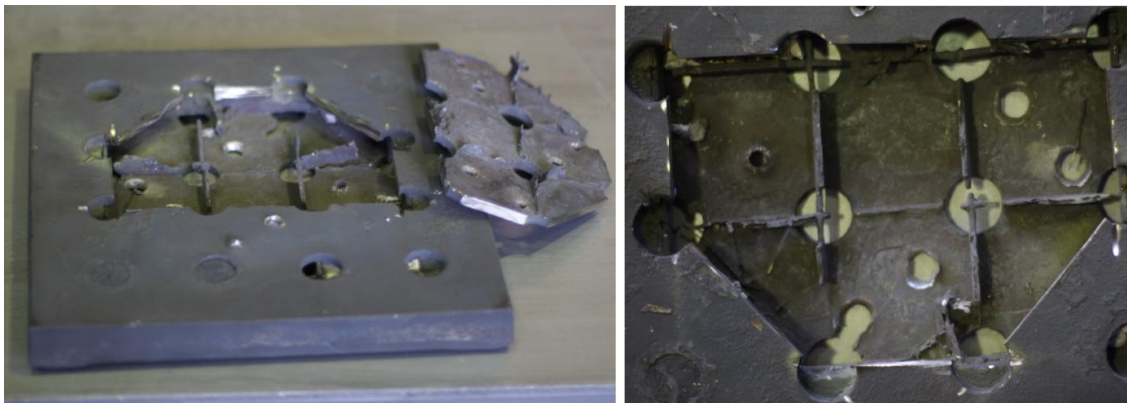
De keramiske flisene av alumina som ble testet for termisk sjokk er vist i Figur 23. Bildet til venstre viser en flis som ikke ble forvarmet før det ble påført smelte, med en temperatur på

1700 °C. Flisen sprakk opp til små granulater. Bildet til høyre viser en flis som etter forvarming til 800 °C ble påført smelte, med en temperatur på 1700 °C. Flisen sprakk opp, men i langt mindre grad enn flisen som ikke var forvarmet.

Den ufullstendige fyllingen ved støping av Plate 4 viser hvordan de forvarmede flisene også sprekker opp under utstøping av platene. Figur 24 viser et nærbilde av flisen som har bevart formen og ligger der den skal til tross for oppsprekking.



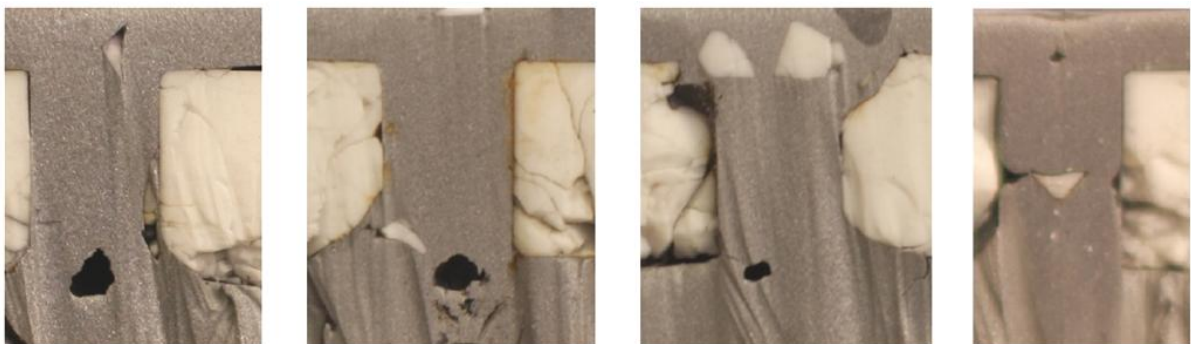
**Figur 24** Bilde av flis plassert i midten av Plate 4. Smelten har her størknet for tidlig og midtflisen ligger åpen. Bildet viser hvordan keramet har sprukket opp under støpingen. Flisen er intakt og ligger der den skal, tross oppsprekkingen.



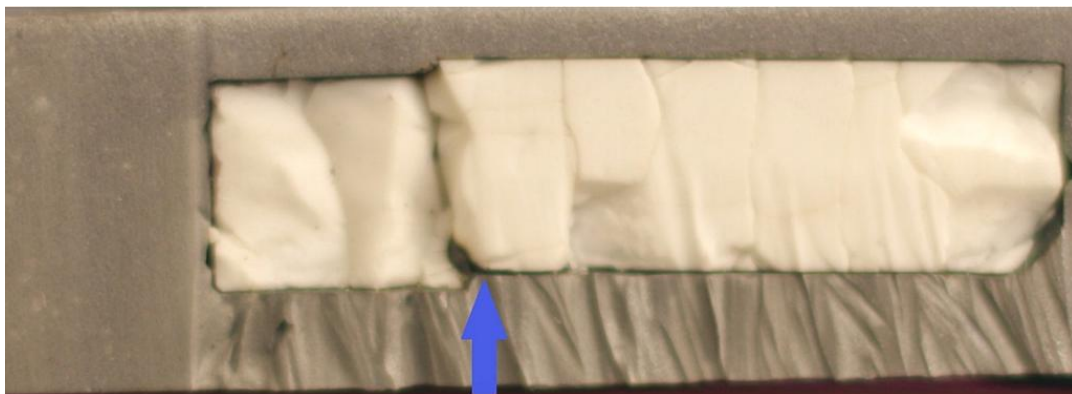
**Figur 25** Bilder av Plate 7 etter ballistiske tester var gjennomført og platen kuttet opp. Bildene viser at smelten har størknet før fullstendig fylling av spaltene på 3 mm.



Figur 25 viser Plate 7 etter at de ballistiske testene var gjennomført og platen ble kuttet opp. Det går frem av bildene at smelten ikke fylte spaltene på 3 mm fullstendig, men størknet før frontene møttes. Det var ingen heft mellom topp og bunn ved fjerning av det utskårne stykket av platen, og ”lokket” lot seg løfte rett av. Det samme var tilfelle for spaltene i Plate 6. Spaltene på 10 mm, i plate 3-5, er kontinuerlig fylt gjennom tverrsnittet, men det observeres porer i noen av spaltene. Dette er vist i Figur 26. Bildene fra Plate 3 i Figur 26 viser også at deler av de oppsprukne flisene har fulgt med smelten inn i spaltene. Bildet til venstre i figuren viser også tegn til at deler av spaltene har møtende kaldfronter. Figur 27 viser hvordan oppsprekningen av keramet har ført til en ujevn tykkelse av stålet på grunn av forskyvning.



Figur 26 Bilder fra tverrsnittet av Plate 3 etter vannskjæring. Bildene viser porer og biter av keram i spaltene mellom flisene.



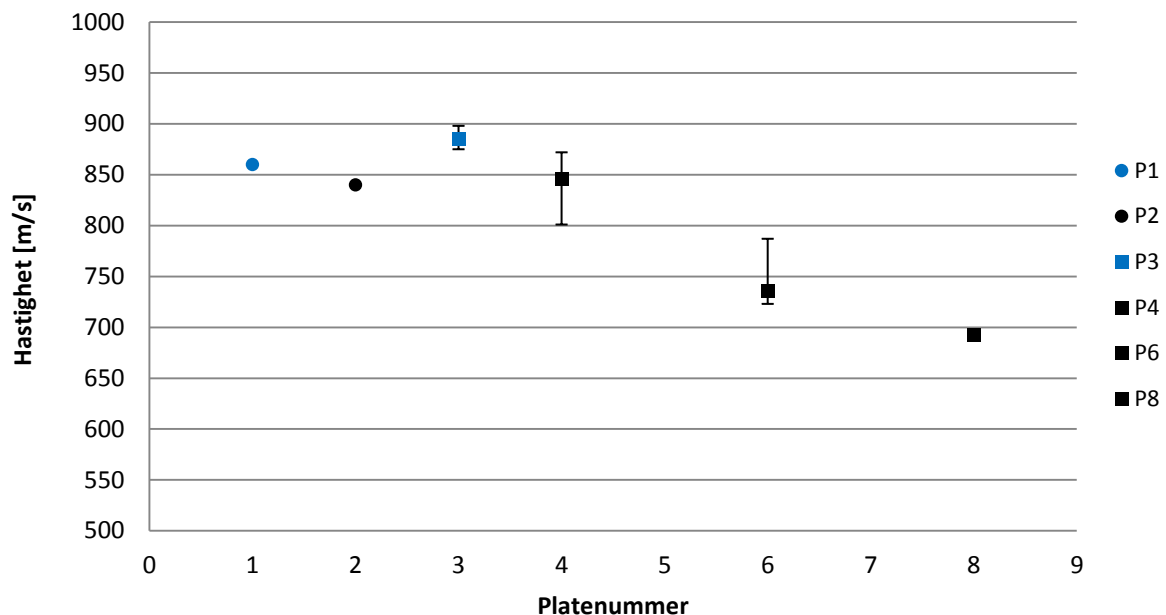
Figur 27 Tverrsnitt av innstøpt flis i Plate 4. Pilen indikerer forskyvning av keramet som resulterer i ujevn tykkelse av stålet.

## 4.2 Ballistiske forsøk

Resultater fra testene gjort med 7,62 mm AP og 12,7 mm AP ammunisjon blir her presentert hver for seg, da disse ikke er direkte sammenlignbare. I tillegg vil resultatene fra tester med 2 skudd i samme flis bli presentert separat. Alle verdier for hastigheter og bilder av alle inngangs- og utgangshull ligger vedlagt i vedlegg 3.

Indikatorene i de påfølgende grafene har følgende koder; blå farge betyr ingen varmebehandling, mens svart viser at platen er varmebehandlet. Rund indikator indikerer ingen keram, mens firkant indikerer keram i platen.

### 4.2.1 Ballistisk grensehastighet for 7,62 x 63 mm AP (1 skudd per flis)



Figur 28 Plottet viser ballistiske grensehastigheter for platene 1-4, 6 og 8. Følgende verdier er plottet kronologisk etter platenummer; 860, 840, 885, 846, 736 og 692 m/s. Blå farge; ingen varmebehandling, svart farge; full varmebehandling, firkant; inneholder keram, sirkel; inneholder ikke keram.

Figur 28 viser de ballistiske grensehastighetene for platene 1-4, 6 og 8. Plate 1 og 2 inneholder ikke keram og har ballistisk grense på 860 og 840 m/s. Til forskjell fra Plate 2 har ikke Plate 1 gjennomgått varmebehandling etter utstøping. Plate 3 har ikke gjennomgått varmebehandling, men inneholder keram, og har en ballistisk grense på 885 m/s. Plate 4 er varmebehandlet og inneholder keram. Ballistisk grense for Plate 4 er 846 m/s. Plate 6 ble skutt i spaltene mellom keramene, med spalteavstand på 3 mm, og har ballistisk grense på 736 m/s. Plate 6 og 8 har begge gjennomgått varmebehandling og Plate 8 har ballistisk grense på 692 m/s. Plate 8 har

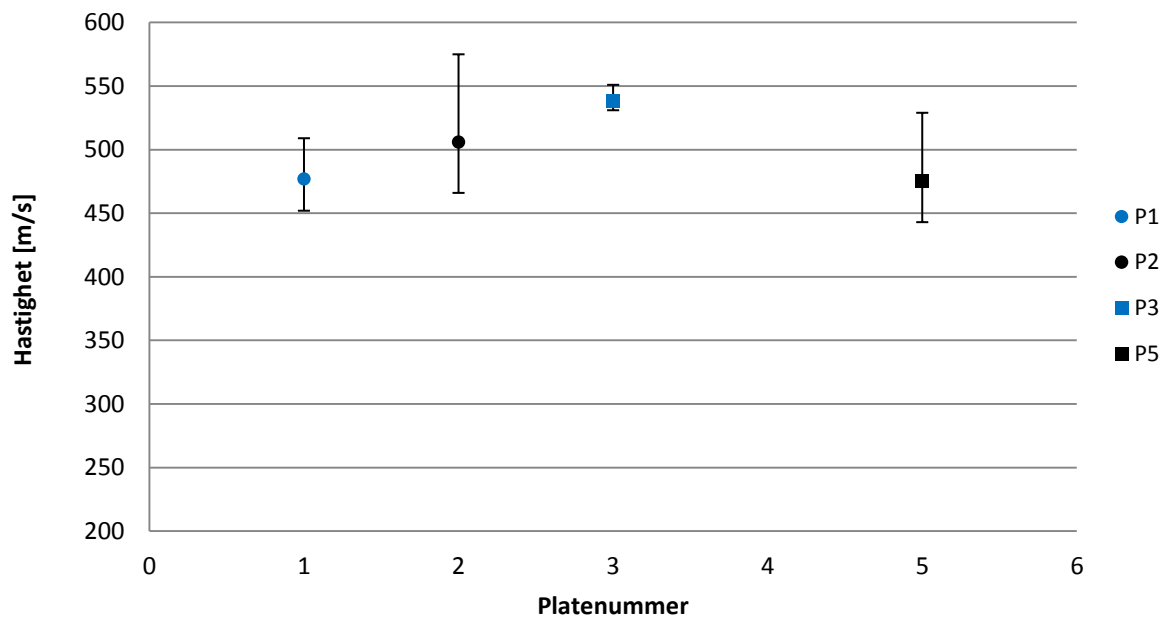


ingen spalter mellom keramene, og det ble kun skutt ett skudd i senter av flisen midt på platen.

For platene uten keram har varmebehandlingen ført til en reduksjon i ballistisk grense på ca 2,5 %. Introduksjon av keram har for de ikke varmebehandlede platene gitt en økning i ballistisk grense på ca 3 %, og en økning på under 1 % for de varmebehandlede platene. Skudd i spaltene gav en reduksjon i ballistisk grense på 13 % sammenlignet med skudd i senter av flisene.

Det ble skutt ett skudd, 4.1, i flisen som er vist i Figur 24. Den ballistiske grensen fra dette skuddet er ikke direkte sammenlignbart med de som er gitt i Figur 28, da flisen ikke er dekket av stål og derfor har ulik vekt/tykkelse over tverrsnittet. Skuddet gav en ballistisk grense på 839 m/s, like høy som for Plate 2. I Plate 3 ble det lagt inn 1 flis uten forvarming. Skuddet, 3.3, på denne flisen gav en ballistisk grense på 839 m/s lik grensen til skudd 4.1.

#### 4.2.2 Ballistisk grensehastighet for AP 12,7 x 99 mm AP (1 skudd per flis)



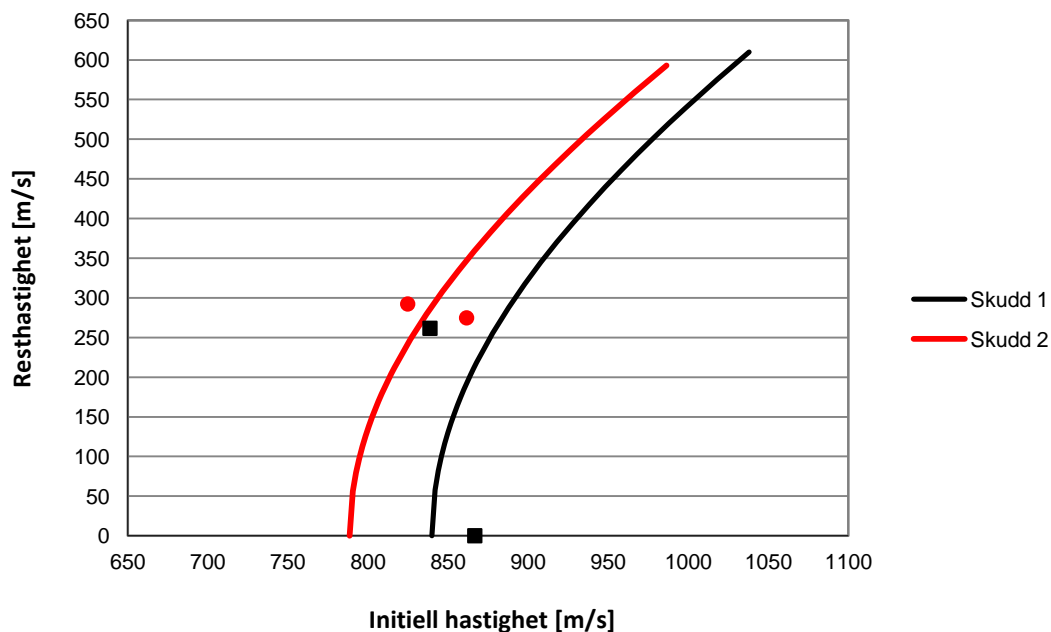
Figur 29 Plottet viser ballistiske grensehastigheter for platene 1-3 og 5. Følgende verdier er plottet kronologisk etter platenummer; 477, 506, 538 og 475 m/s. Blå farge; ingen varmebehandling, svart farge; full varmebehandling, firkant; inneholder keram, sirkel; inneholder ikke keram

Plate 1 og 2 inneholder ikke keram og har ballistisk grense på 477 og 506 m/s. Til forskjell fra Plate 2 har ikke Plate 1 gjennomgått varmebehandling etter utstøping. Plate 3 har ikke gjennomgått varmebehandling, men inneholder keram, og har en ballistisk grense på 538 m/s.

Plate 5 er varmebehandlet og inneholder keram. Ballistisk grense for Plate 5 er 475 m/s. Varmebehandlingen har gitt en økning av ballistisk grense på ca. 6 % for platene uten keram. Introduksjon av keram har ført til en økning av ballistisk grense på ca. 13 % for platene uten varmebehandling og en nedgang på ca. 6 % for de varmebehandlede platene.

#### 4.2.3 Ballistiske grensekurver for 7,62 x 63 mm AP (2 skudd per flis)

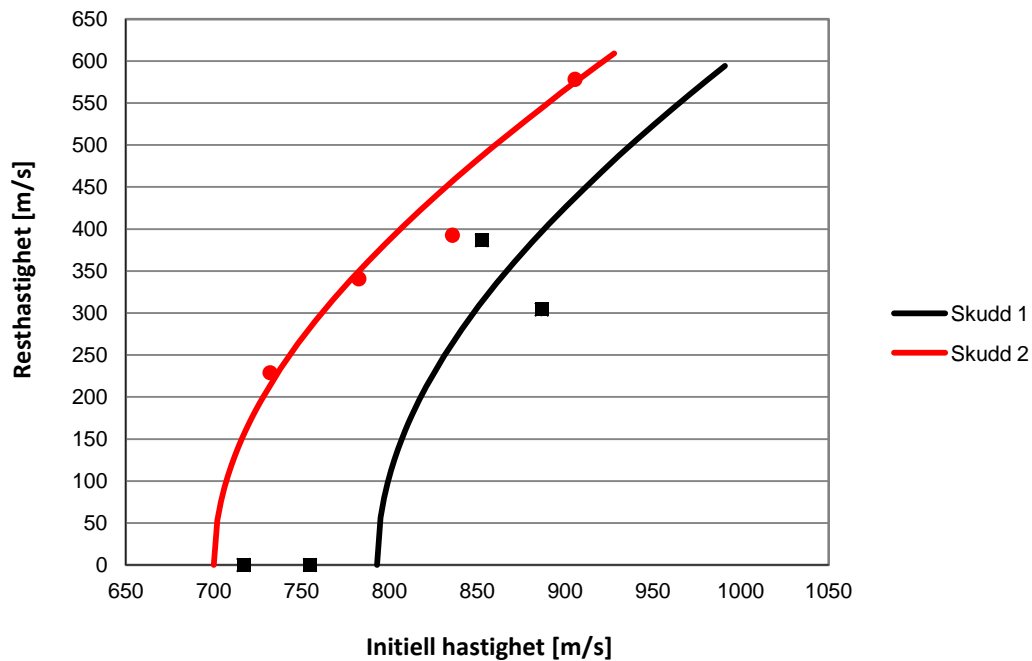
De ballistiske grensekurvene er her presentert hver for seg, en for skudd nummer 1 og en for skudd nummer 2. På grunn av spredningen i dataene presenteres her hver av målingene sammen med ballistisk grensekurve. Det ble skutt på 2 fliser i Plate 5 og 4 fliser i Plate 7. Skuddene som skytes i samme flis har lik kruttmengde. Kruttmengden ble redusert for hver flis. Skudd nummer 1 i hver flis er indikert med svart linje og firkant, mens skudd nummer 2 i hver av flisene er indikert med rød linje og sirkel. Verdier fra testene på Plate 5 er presentert i Figur 30.



Figur 30 Ballistisk grensekurve fra tester med to skudd per flis, i Plate 5. Det ble her skutt på 2 fliser. Grensekurvene er beregnet hver for seg, en for skudd nummer 1 og en for skudd nummer 2. Svart linje og firkant indikerer skudd 1. Rød linje og sirkel indikerer skudd 2.

Plate 5 har spalteavstand på 10 mm mellom flisene og penetrasjonsmotstanden varierer mellom flisene. Skudd 1, med initiell hastighet på 867 m/s, i den første flisen stoppes, mens skudd 1, med initiell hastighet på 839 m/s, i den neste flisen har en resthastighet på 262 m/s. Ved skudd nummer 2 i hver av flisene er det en forskjell mellom forsøkene, da den ene flisen er perforert mens den andre inneholder et prosjektil. De ballistiske grensene ble 840 m/s ved

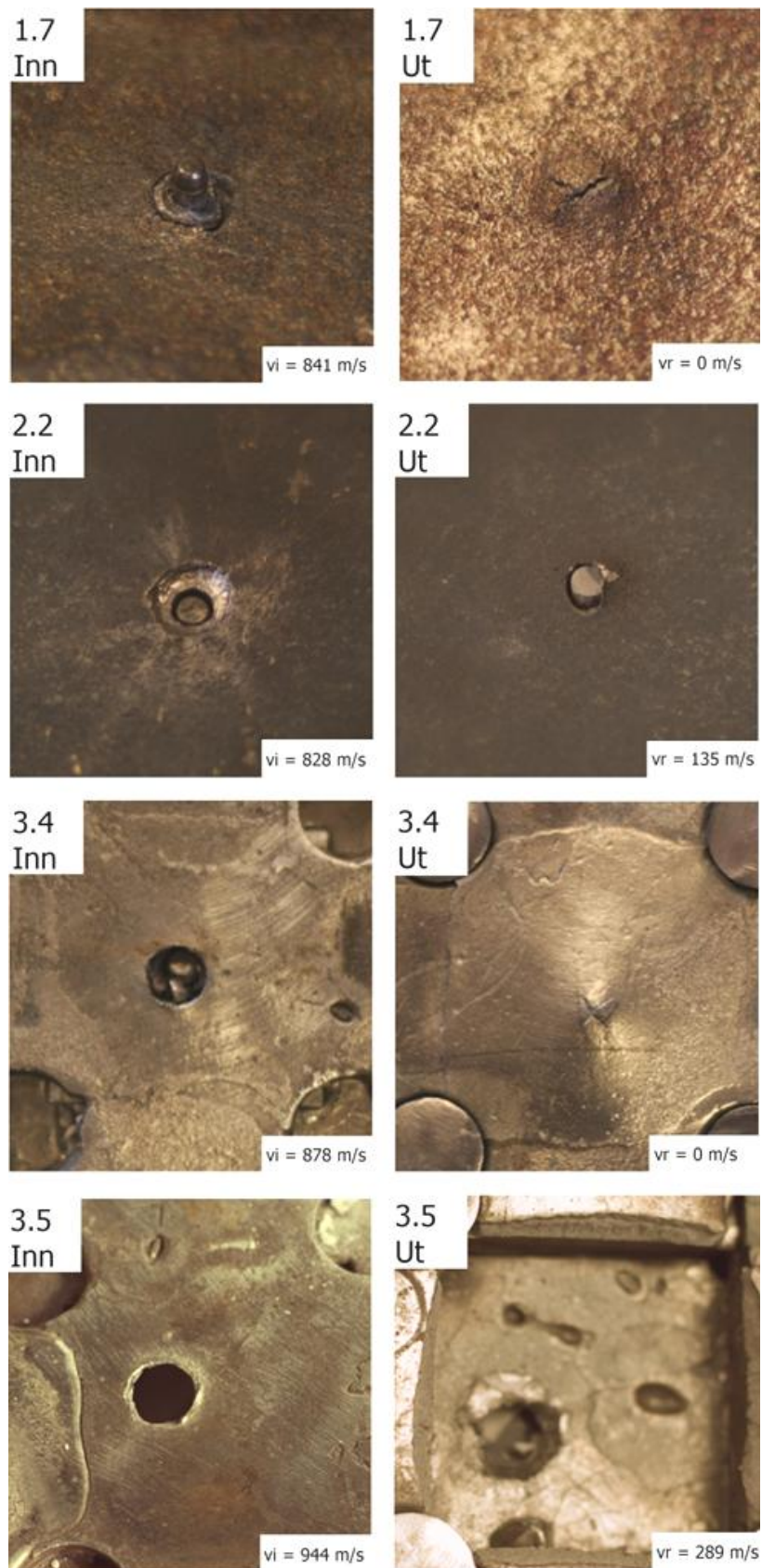
skudd 1 og 788 m/s ved skudd 2. Differansen mellom skudd 1 og 2 ble 52 m/s, og utgjør en nedgang i penetrasjonsmotstanden ved skudd nummer 2 på ca. 6 %.



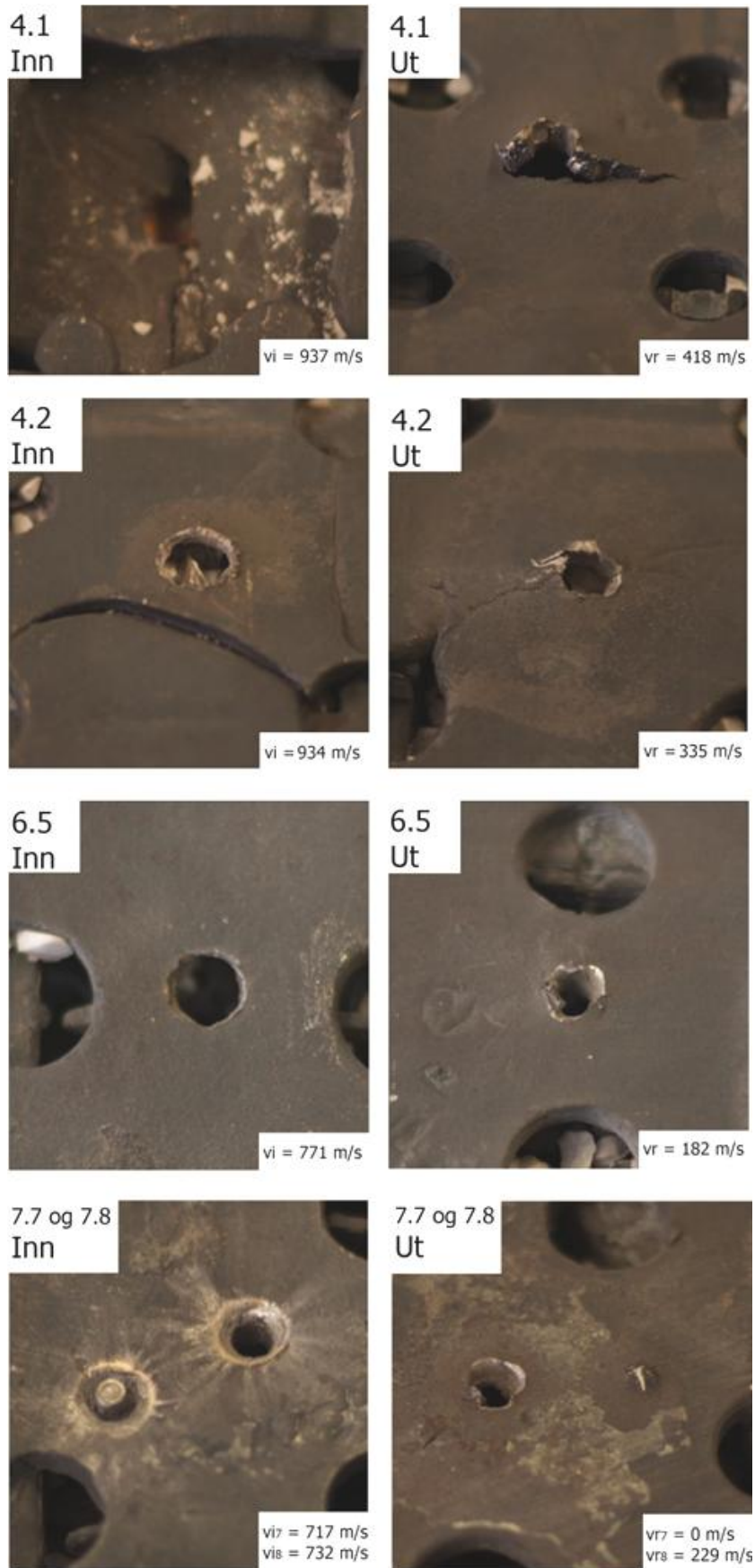
**Figur 31** Ballistisk grensekurve fra tester med to skudd per plate, i Plate 7. Det ble her skutt på 4 fliser. Grensekurvene er beregnet hver for seg, en for skudd nummer 1 og en for skudd nummer 2. Svart linje og firkant indikerer skudd 1. Rød linje og sirkel indikerer skudd 2.

Verdier fra testene på Plate 7 er presentert i Figur 31. Plate 7 har spalteavstand på 3 mm, men som det fremgår av Figur 25 er ikke disse spaltene kontinuerlig fylt med stål. Det vil her være forskjeller mellom flisene ved skudd nummer 2, da de to første flisene er perforerte og de to siste inneholder prosjektilet fra skudd nummer 1. Ballistisk grensehastighet for Skudd 1 var 793 m/s for Plate 7. Ballistisk grensehastighet for Skudd 2 var på 700 m/s og differansen mellom de to er 93 m/s. Dette utgjør en nedgang i ballistisk grensehastighet på ca. 12 %

#### 4.2.4 Penetrasjon



Figur 32 Utvalgte bilder fra de ballistiske testene med 7,62 mm AP. Bildene viser en rekke fenomener som observeres ved penetrasjon av de ulike platene. Baksiden av 3.5 er revet ut og bildet viser hulrommet etter flisen.



Figur 33 Utvalgte bilder fra de ballistiske testene med 7,62 mm AP. Bildene viser en rekke fenomener som observeres ved penetrasjon av de ulike platene. De hvite flekkene på bilde 4.1 er rester av keramet.



Bildet av skudd 1.7 i Figur 32 viser et radielt brudd på baksiden av platen etter å ha stoppet prosjektilet med en hastighet 19 m/s under den ballistiske grensen til Plate 1. Bilde 2.2 i samme figur viser bakdelen av prosjektilet stående igjen i platen. Prosjektilets fremre del hadde her en resthastighet på 135 m/s. På bilde 3.4 ser man brudd langs tre av fire sider, rundt flisen, på platens bakside. Prosjektilet hadde her en hastighet på 7 m/s under den ballistiske grensen. Skudd 3.5 hadde en hastighet på 59 m/s over den ballistiske grensen til Plate 3, og her har prosjektilet revet ut hele seksjonen bak flisen. Det samme skjedde også ved skudd 3.2 med 12,7 mm AP ammunisjon, 312 m/s over den ballistiske grensen. Fenomenet ble ikke observert i de varmebehandlede platene. Bilde 4.1 i Figur 33 viser baksiden av platen etter skuddet på flisen i Plate 4 som ikke ble dekket av smelten. Prosjektilet har her revet opp baksiden av platen. Skudd 4.2 viser hvordan trykket som oppstår ved penetrasjon av flisen har presset opp stålet på anslagsflaten. Sprekken som er synlig på bildet er en delaminering mellom to kaldfronter fra støpingen. Bilder fra skudd 6.5, 7.7 og 7.8 viser hvordan skuddene ble plassert ved skudd i spalte, og ved to skudd per flis.

7.62 mm AP

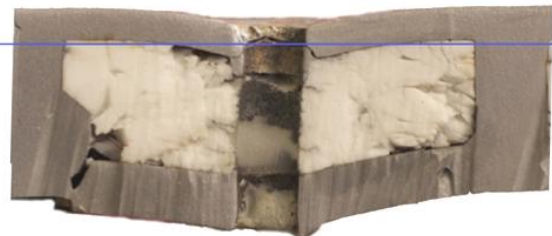
3.7



$v_i = 921 \text{ m/s}$   
 $v_r = 289 \text{ m/s}$

12.7 mm AP

3.1



$v_i = 698 \text{ m/s}$   
 $v_r = 453 \text{ m/s}$

**Figur 34** Bilder av tverrsnitt av penetrasjonsbanen til skudd 3.7 og 3.1. Bildene viser tendensen anslagsflatene beskutt med 7,62 mm AP har til å bule svakt utover og 12,7 mm AP har til å bule innover.

Bildene i Figur 34 er tatt etter vannskjæring av Plate 3. Tverrsnittene viser forskjellen mellom penetrasjon med 7,62 mm AP og 12,7 mm AP. Tendensen ved penetrasjon med 7,62 mm AP er svak utbøying av anslagsflaten eller at den forholder seg plan. Dette er ikke tilfelle for 12,7 mm AP, der anslagsflaten buler innover mot keramet.

3.4



$v_i = 878 \text{ m/s}$

4.5



$v_i = 874 \text{ m/s}$

4.4

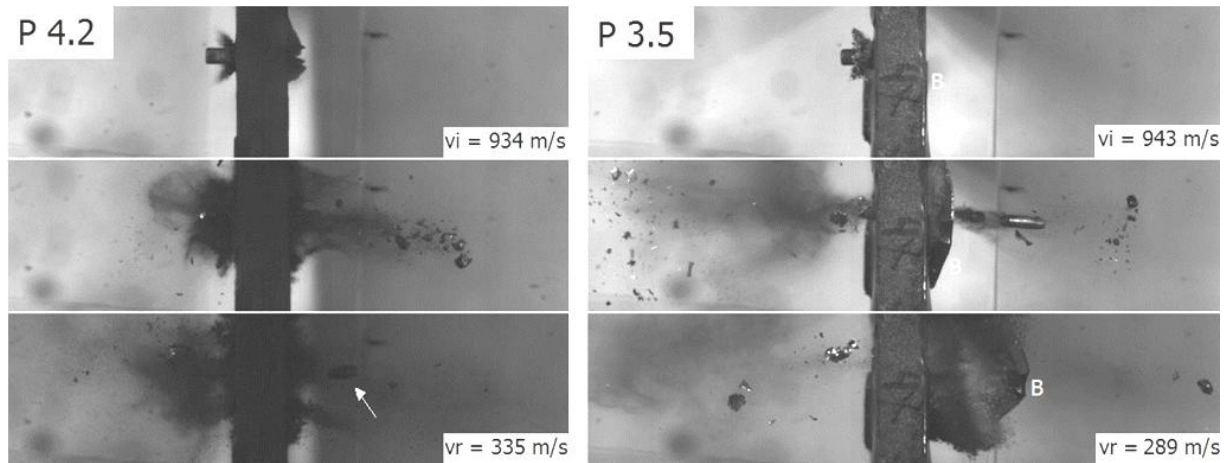


$v_i = 819 \text{ m/s}$

**Figur 35** Bilder av tverrsnitt tatt etter vannskjæring av Plate 3 og 4. Tverrsnittene som her er presentert, er fra tester med 7,62 mm AP. Bildene fra skudd 3.4 og 4.5 viser det deformerte prosjektilet. Prosjektilet fra skudd 4.4 falt ut umiddelbart etter at det var stoppet av platen.

Tverrsnittene i Figur 35 viser hvordan prosjektilene som stoppes av platene deformeres og fragmenterer under deselereringen av 7,62 mm AP. Keramet er pulverisert inn mot penetrasjonsbanen og i forkant av prosjektilet, men keramfragmentene blir større ut mot flisenes ytterkant. Skudd 4.4 har ikke trengt gjennom keramet, men deformasjon av den

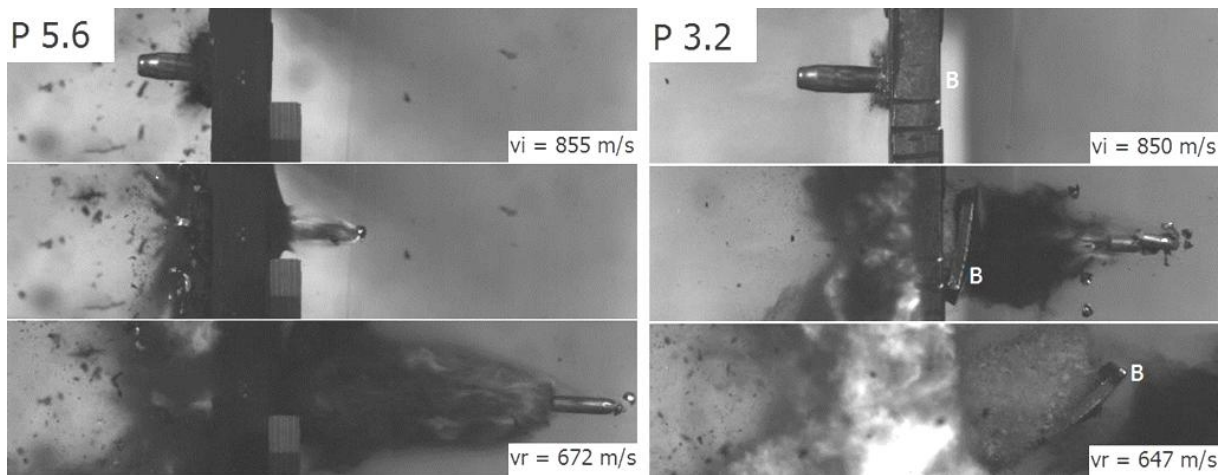
metalliske baksiden av platen har tydelig begynt. Skudd 4.5 ligger 34 m/s over den ballistiske grensen til Plate 4 og står for en del av spredning i resultatene fra de ballistiske testene. Flere bilder av slike tverrsnitt er vist i Vedlegg 3.



**Figur 36** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 3 og 4 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 4 holdes intakt ved perforering med 7,62 mm AP under samme betingelser. Begge plater inneholder keram, men til forskjell fra Plate 4 er ikke Plate 3 varmebehandlet. Hvit B indikerer bakplattens posisjon.

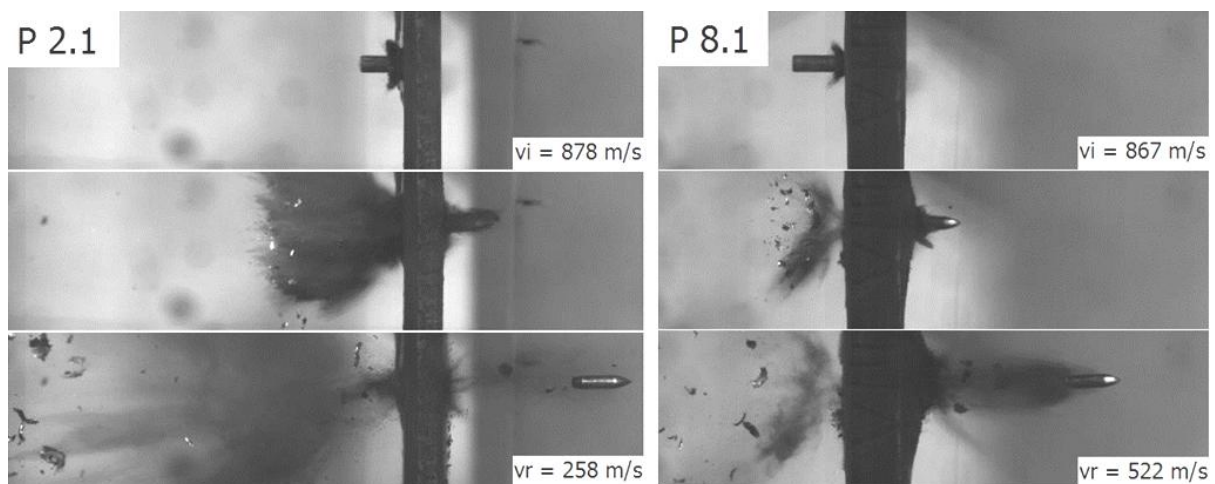
Figur 36 viser bilder tatt med høyhastighetskamera fra skudd på Plate 3 og 4 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 4 holdes intakt ved perforering med 7,62 mm AP 50-100 m/s over ballistisk grense. Begge prosjektilene er fragmentert i fremre del. Prosjektilet fra skudd 4.2 fragmenteres i fremste halvdel, mens det for 3.5 kun er nesene som er fragmentert. Bakre del av 4.2 er synlig i bildet nede til venstre i Figur 36.





**Figur 37** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 3 og 5 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 5 holdes intakt ved perforering med 12,7 mm AP under samme betingelser. Begge plater inneholder keram, men til forskjell fra Plate 5 er ikke Plate 3 varmebehandlet. Hvit B indikerer bakplattens posisjon.

Figur 37 viser bilder tatt med høyhastighetskamera fra skudd på Plate 3 og 5 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 5 holdes intakt ved perforering med 12,7 mm AP 300-400 m/s over ballistisk grense. Prosjektilet fra skudd 3.2 er fragmentert gjennom hele prosjektilet, mens det for prosjektilet fra skudd 5.6 kun er nesene som er noe fragmentert.



**Figur 38** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 2 og 8 ved tilnærmet lik hastighet. Plate 2 består av rent stål, mens Plate 8 inneholder keram uten spalteaavstand. Begge plater er varmebehandlet.

Figur 38 viser bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 2 og 8 ved tilnærmet lik hastighet. Prosjektilet fra skudd 2.1 viser liten grad av deformasjon fra penetrasjonen sammenlignet med prosjektilet fra skudd 8.1, som er deformert i noe større grad ved prosjektilets nese. Testtriggen gjorde det ikke mulig å analysere prosjektilene etter perforering

av platene, da de blir videre deformert ved sammenstøt med sikkerhetstiltakene bak riggen de er festet til under testingen.



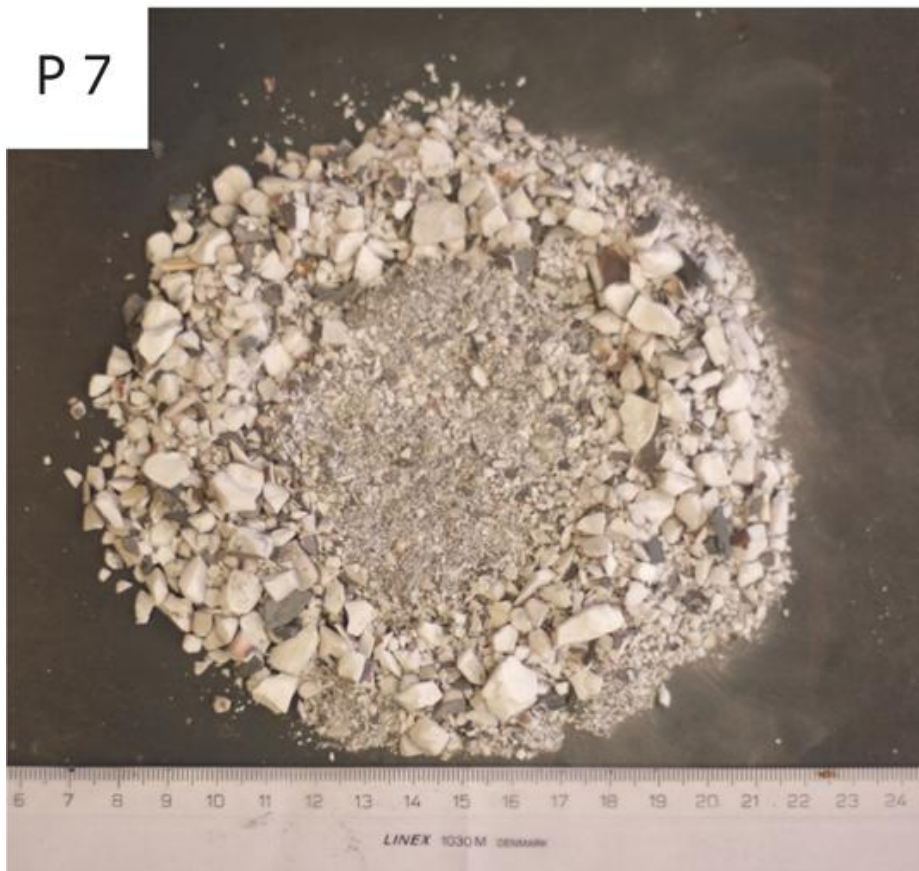
**Figur 39 Bilde av Plate 8 etter at fremre del av platen ble kuttet vekk. Kobberkappen til prosjektilet ligger igjen i senterflisen som er sprukket opp i langt større grad enn naboflisene. De hvitere områdene(ikke sirkelene) skyldes avskalling under fjerning av forstrukturen.**

Senterflisen i Plate 8 ble skutt på med 7,62 mm AP og Figur 39 viser hvordan denne flisen er sprukket opp i langt større grad enn naboflisene. På grunn av oppsprekningen som fant sted under utstøpingen er det vanskelig å si hvordan trykkbølgene under penetrasjonen av denne flisen har påvirket naboflisene. De hvite områdene(ikke sirkelene) skyldes avskalling fra fjerningen av forstrukturen. Kobberkappen til prosjektilet står igjen i senterflisen og indikerer treffpunktet til skudd 8.1. Alle flisene rundt senterflisen er sprukket opp i tilsynelatende like stor grad.

P 6



P 7

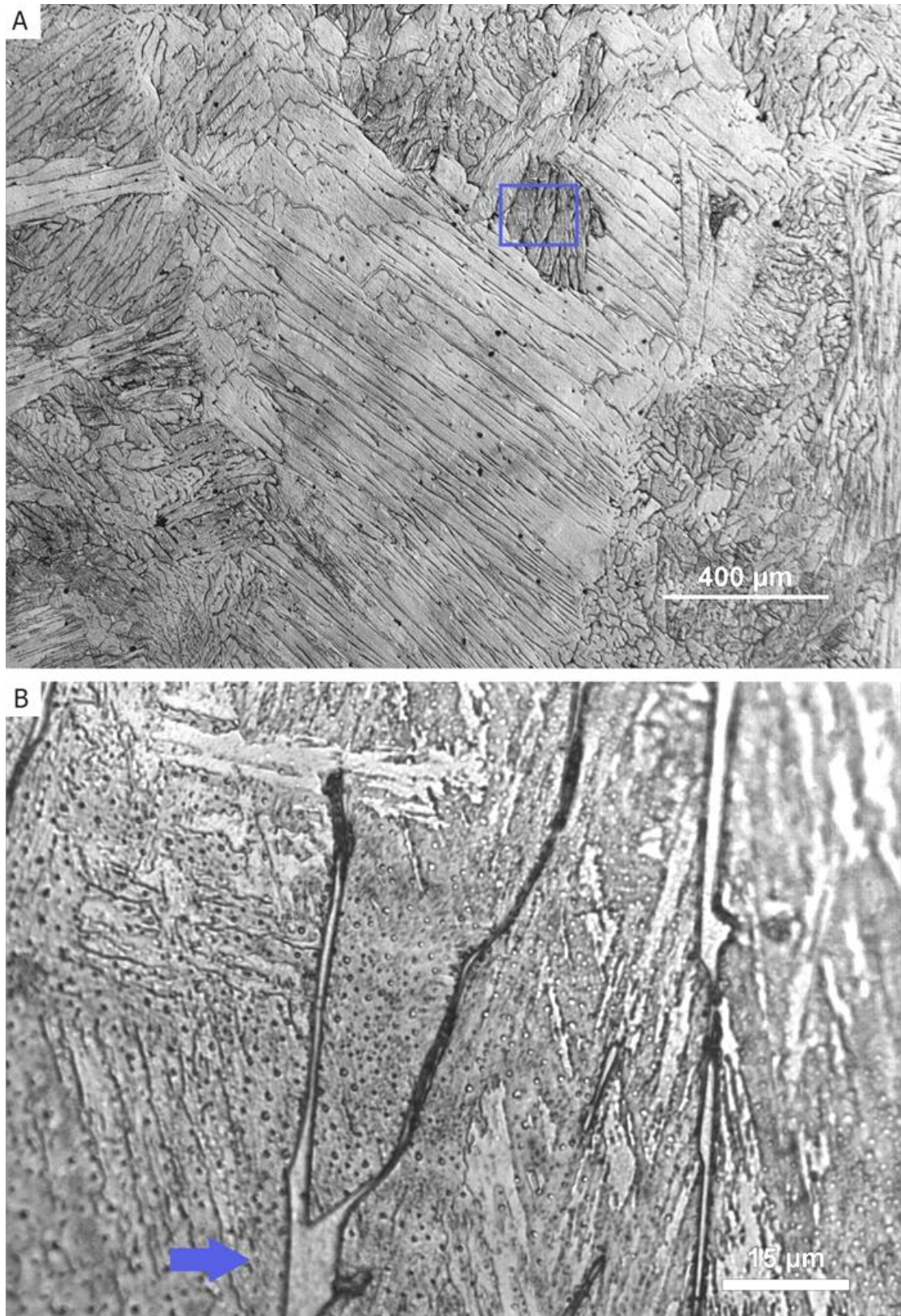


**Figur 40** Bilder av keram samlet opp etter de ballistiske testene på Plate 6 og 7. Ved testing av Plate 6 ble skuddene plassert i de 3 mm tykke spaltene, mens det ved testing av Plate 7 ble skutt to skudd i hver flis.

Da de 3 mm tykke spaltene ikke var fylt av stål, var det mulig å hente ut det oppsprukne keramet uten å skjære opp platene. Under testingen falt det keram ut av begge platene og bildene i Figur 40 inneholder derfor ikke alt keramet som befant seg i platene før testingen startet. Bildet gir likevel et inntrykk av forskjellen i keramets oppsprekking ved skudd i spalter på 3 mm, Plate 6, og ved to skudd per flis, Plate 7. Keramet samlet opp fra Plate 7 inneholder langt mer fint pulver enn det som ble samlet opp fra Plate 6. Hvor mye av oppsprekkingen som skyldes utstøpingsprosessen er uvisst, men forskjellen mellom platene er likevel åpenbar.



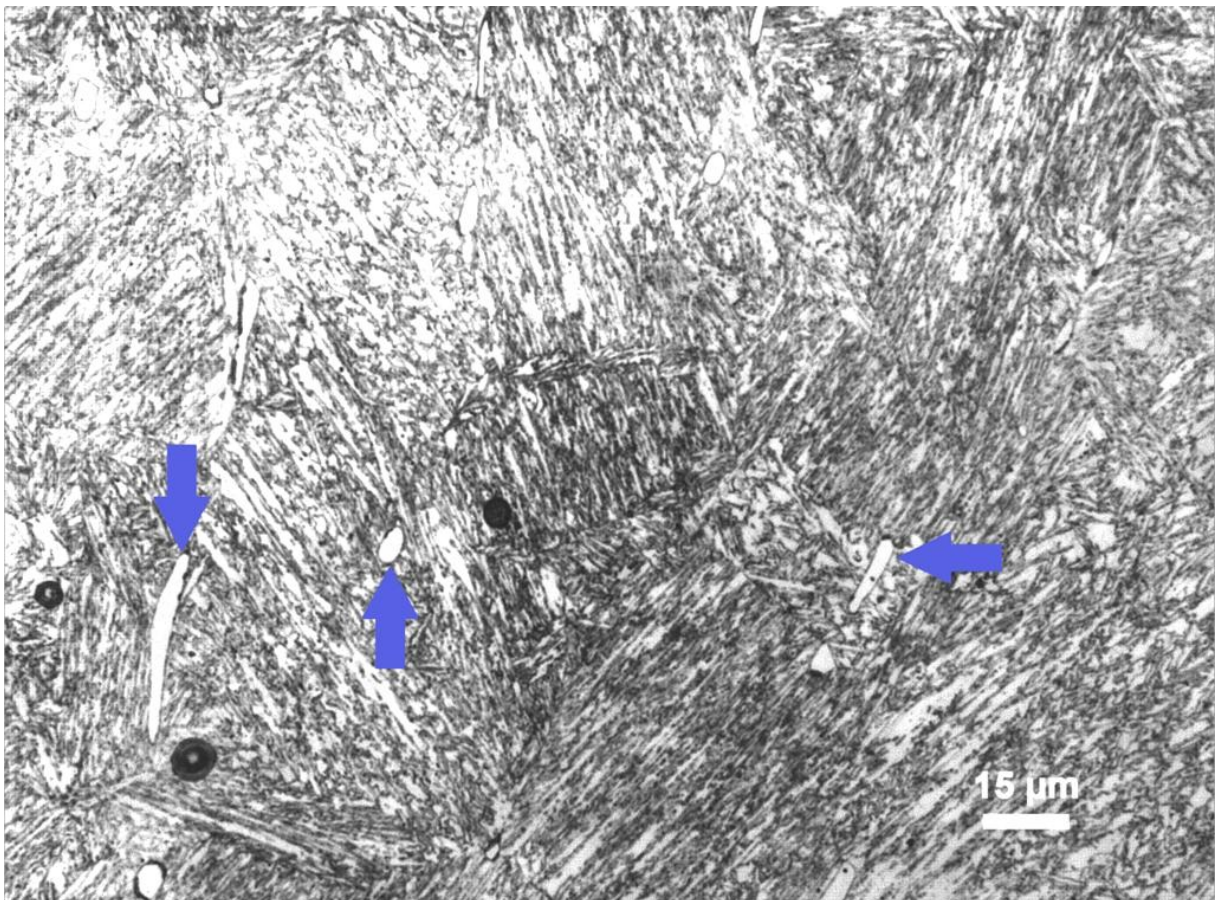
## 4.4 Mikrostruktur



Figur 41 Bilder av støpestrukturen i Plate 1. Firkanten i bilde A indikerer området der bilde B ble tatt. Mikrostrukturen består av martensitt med øyer av ferritt. Pilen i bilde B indikerer et av områdene med ferritt.

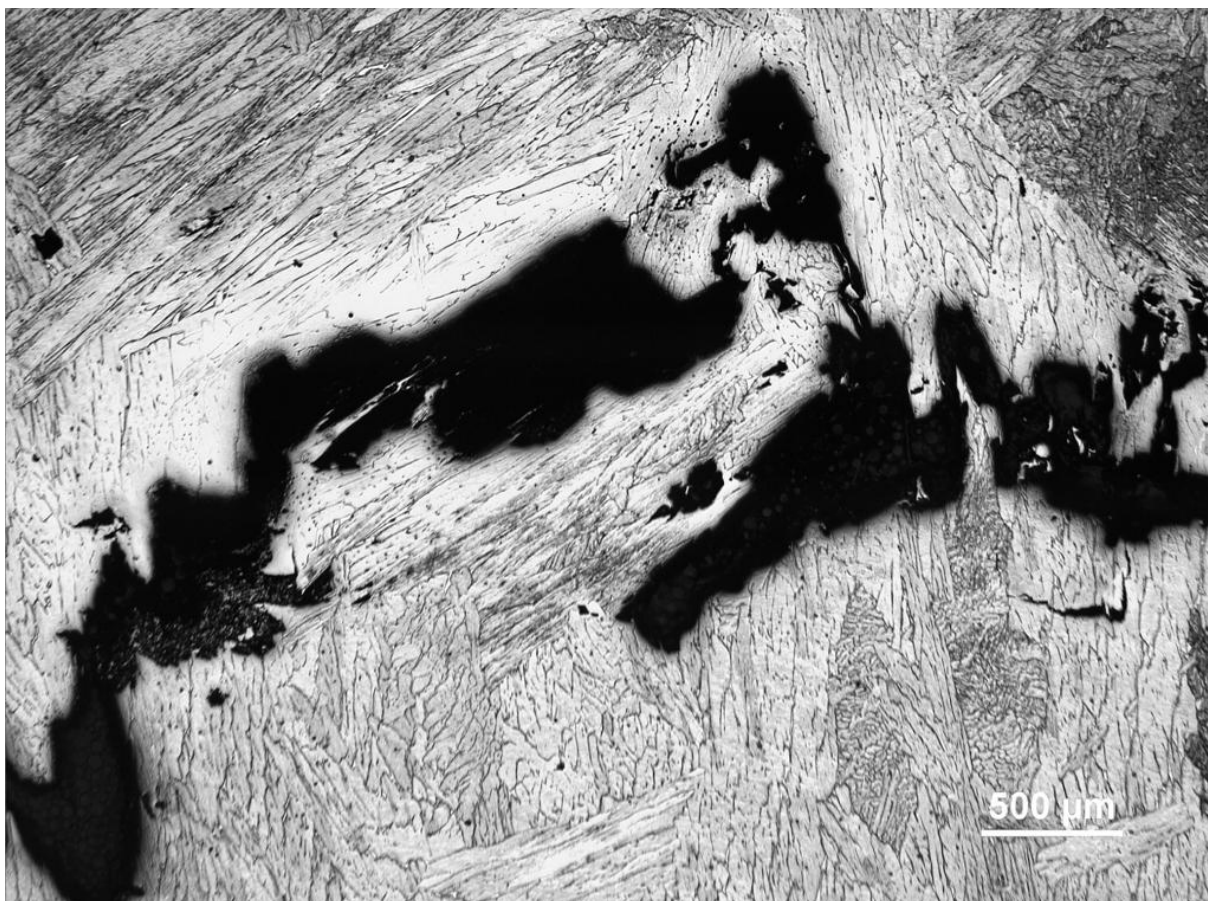


Bilder av støpestrukturen i Figur 41 er sammenlignet med mikrostrukturene presentert av J. W. Elmer<sup>37</sup> og antas å hovedsakelig bestå av widmanstätten-austenitt som har vokst ut fra  $\delta$ -ferritten under nedkjøling. Områdene mellom widmanstättenplatene er uomvandlet  $\delta$ -ferritt. En av disse små øyene med ferritt er indikert med blå pil i Figur 41 B. Ved videre nedkjøling er widmanstätten-austenitten transformert til martensitt. Sluttresultatet blir en martensittstruktur med små øyer av ferritt mellom de tidligere widmanstättenplatene. Martensittplatene er avbildet i Figur 41 B. De små prikkene i bildet antas å være kromkarbid som er utfelt på martensittstrukturen grunnet langsom avkjøling i støpeformene.



**Figur 42** Bilde av mikrostruktur etter varmebehandling. Bildet er tatt midt i tverrsnittet av Plate 2. Blå piler indikerer områder med ferritt.

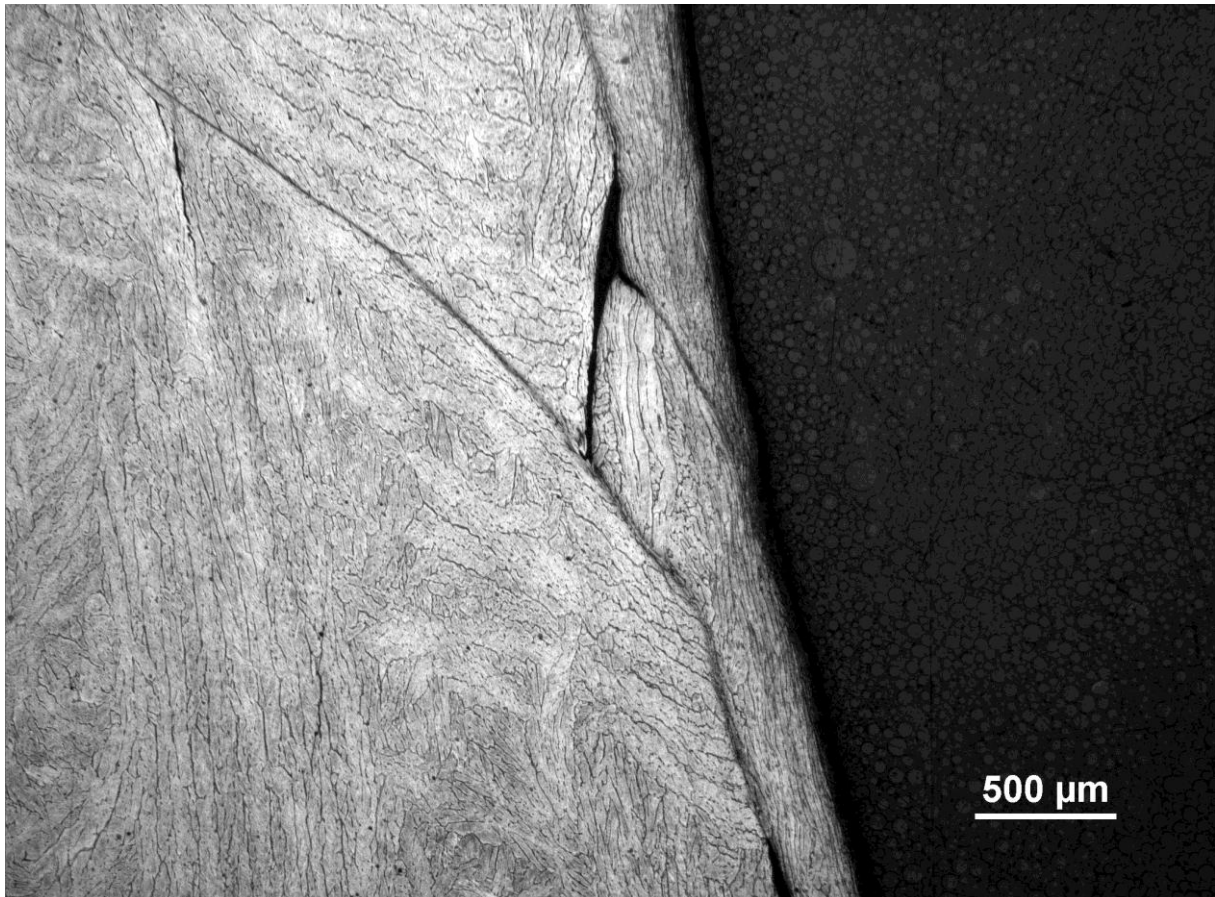
Mikrostrukturen som oppnås gjennom varmebehandlingsforløpet er vist i Figur 42. Bildet er tatt midt i tverrsnittet av Plate 2. Strukturen består hovedsakelig av martensitt med små øyer av ferritt, indikert med blå piler i bildet, og utfellinger av karbid fra martensitten. Kontrasten får frem karbidene, som blir mørke i bildet.



**Figur 43 Støpefeil i Plate 1. Flere slike støpefeil var synlige i tverrsnittene som ble undersøkt i Plate 1 og 2.**

Ved mikrostrukturundersøkelser av Plate 1 og 2 ble det funnet en del relativt store porer i platene. Figur 43 viser et av områdene med støpefeil som ble funnet i Plate 1.

Det observeres adiabatisk skjærbånd parallelt med penetrasjonsbanen i både Plate 1 og 2. Sprekker er initiert i de adiabatisk skjærbåndene og vokser langs disse båndene. I Plate 1 observeres det langt flere sprekker parallelt med penetrasjonsbanen, sammenlignet med Plate 2. Adiabatisk skjærbånd fra Plate 1 er vist i Figur 44 og adiabatisk skjærbånd fra Plate 2 er vist i Figur 45. Forskjellen i mengde utfelte karbider gir forskjellig kontrast i bildene, og de adiabatisk skjærbåndene fremstår derfor som grå linjer i Plate 1 og hvite linjer i Plate 2.



**Figur 44** Bildet viser sprekker som er initiert fra adiabatisk skjærbånd i Plate 1. Båndene er synlig som litt mørkere striper sammenlignet med matriks. Prosjektilet har penetrert til høyre i bildet, og det er innstøpningsmassen som her er synlig.

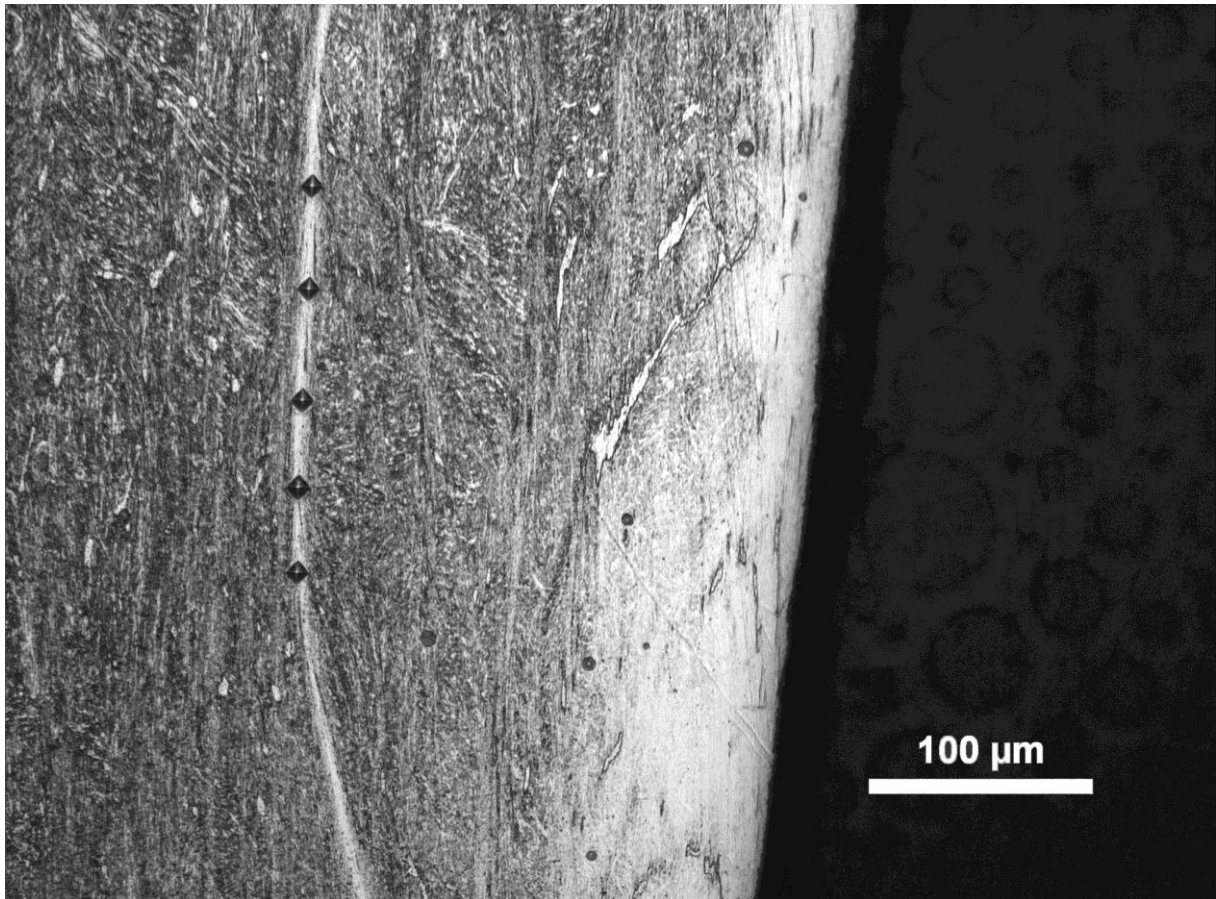
### 4.3 Hardhetsmålinger

Hardhetsmålinger fra platene uten varmebehandling, Plate 1 og 3, gav en hardhet for støpestrukturen på  $394 \pm 9$  HV. Målinger fra platene som hadde gjennomgått varmebehandlingen gav en hardhet på  $326 \pm 4$  HV. Varmebehandlingen resulterte i et tap av hardhet på rundt 70 HV.

Hardheten til ferritten ligger 103 HV under hardheten til martensitten i støpestrukturen og 44 HV under hardheten til martensitten i den fullt varmebehandlede strukturen.

Hardhetsinntrykk i adiabatisk skjærbånd er vist for Plate 2 i Figur 45. Inntrykkene gav en hardhet på  $492 \pm 15$  HV i Plate 2 og  $497 \pm 11$  HV i Plate 1. En økning i hardhet på henholdsvis 98 og 171 HV, sammenlignet med hardheten til matriks i Plate 2 og 1.





**Figur 45** Bildet viser hardhetsinntrykk i et av de adiabatisk skjærbåndene i Plate 2. Det adiabatisk skjærbåndet er synlig som en litt lysere stripe sammenlignet med matriks. Prosjektilet har penetrert til høyre i bildet, og det er innstøpningsmassen som her er synlig.

## 5 Diskusjon

Det ble valgt å bruke det ferrittisk-martensittiske rustfrie stålet S165M til støping av komposittplatene på bakgrunn av stålets herdeegenskaper. Martensittisk rustfrie stål herder til martensitt ved avkjøling i luft. Man ønsket å spare de keramiske flisene for det termiske sjokket forbundet med bråkjøling i vann, som ellers måtte vært brukt for å oppnå martensitt i et ordinært ferritt/perlitt-stål. Karboninnholdet i legeringen ligger noe høyt, opp mot maksimalverdien i databladet <sup>33</sup>, og  $M_s$ -temperaturen ble derfor noe lav, 128 °C. Martensittransformasjonen ble derfor ikke fullført gjennom luftavkjøling til 25 °C.

Legeringen ligger også noe lavt i innhold av krom. Dette skyldes mest sannsynlig avbrenning fra smeltebadet grunnet for dårlig kontroll av slaggen. Et høyere innhold av krom ville gitt en marginal senkning av  $T_{liq}$  og en noe større senkning av  $M_s$  og  $M_f$ . Mindre krom betyr også mindre utfelling av kromkarbid, og dermed mindre sekundærherding fra disse partiklene. I sum har nok det lave innholdet av krom virket positivt inn på grunn av den begrensede økningen av  $M_s$  og  $M_f$  som bidrar til primærherdingen.

Måltemperatur for utstøping ble satt til 240 grader over smeltetemperaturen på 1480 °C. Den høye temperaturen ble valg på grunn av godstykkelsen på 5 mm og mengden av kjølepunkter representert ved fikseringsstøtter og keramiske fliser. Resultatene fra utstøpingen viser likevel at den høye temperaturen som ble valg var for lav. Kaldfronter og ufullstendig fylling av støpeformene kunne eventuelt vært unngått ved valg av en høyere støpetemperatur. Forvarming av fikseringsstøtter og økt forvarmingstemperatur på keramene kunne også forbedret resultatet fra støpingen, men dette var ikke en mulighet med oppsettet som ble benyttet.

Resultatet fra utstøping av Plate 6-8 sammenlignet med Plate 3-5 tyder på at plasseringen av matere, som ble valgt for Plate 6-8, var fordelaktig. Denne plasseringen gir et høyere støpetrykk i midten av platen sammenlignet med den for Plate 3-5. Det må her nevnes at spaltene i Plate 3-5 er 7 mm bredere enn for Plate 6 og 7. Dette er nok også en medvirkende årsak til forskjellen på mengde synlige kaldfronter og defekter mellom disse platene. Selv om Plate 6 og 7 ikke hadde synlige støpefeil viste oppskjæring av platene at smeltefrontene hadde størknet før de møttes, og det har ikke vært noen heft mellom anslagsflaten og bakkdelen av platen gjennom spaltene. Flisene i disse platene vil derfor ha opplevd svært begrenset grad av ”constraint” under penetrasjonen av platene.

De keramiske flisene viste seg å være mer følsomme for termisk sjokk enn først antatt, og forvarming til 800 °C var ikke tilstrekkelig for å hindre oppsprekking under utstøping.

Flisene ble flyttet fra ovnen ved 800 °C og lagt over i formene som deretter ble lukket og ført bort til støpeovnen. Hvor mye varme som gikk tapt i denne prosessen er uvisst, men testen gjort ved å helle stål over en forvarmet flis, rett fra ovnen, viste at 800 °C i alle tilfeller er en for lav forvarmingstemperatur. Denne testen gjort med kald flis viste også at forvarmingen hadde noe for seg, da den kalde flisen sprakk opp i langt større grad enn den forvarmede. Bildet(Figur 24) av senterflisen i Plate 4 viser at flisene sprekker opp i nokså stor grad under utstøping og det skulle til denne prosessen vært valgt et keram som i langt større grad tåler termisk sjokk.

Fra tverrsnittsbildene(Figur 26) av platene med 10 mm brede spalter går det frem at smelten har tatt med seg deler av keramet inn i spalten. Om smelten har fylt igjen tomrommet som oppstår der deler av flisen er tatt ut kan man ikke vite med sikkerhet. Det er lite sannsynlig at dette har skjedd i alle tilfellene, da støpet inneholder porer og tegn til møtende kaldfronter i spaltene. Dersom smeltestrømmen har fjernet keram uten å erstatte det med smelte vil dette føre til redusert grad av ”constraint” på flisene. Det samme vil alle åpningene som ble igjen etter fjerning av fikseringsstøttene. Disse støttene skulle stått fast og sikret høy grad av ”constraint”, men disse var løse.

Tverrsnittsbildet av flisen som ikke ble skutt på, viser at trykket fra smelten forskyver keramet og gir en ujevn fordeling av tykkelsen på stålet i anslagsflaten og baksiden. I hvor stor grad denne forskyvningen finner sted over arealet til hver flis er uvisst. En slik varierende plassering av keramet gjennom tverrsnittet dette fører til er, sammen med varierende størrelse på keramfragmenter, med på å forklare spredning i de ballistiske dataene som ble registrert under forsøkene.

Resultatene fra de ballistiske testene viser en liten nedgang i penetrasjonsmotstanden etter varmebehandling. Forskjellen i ballistisk grense mellom Plate 1 og 2 var på 20 m/s, en nedgang på ca. 2,5 %. Dette skyldes at stålet har blitt svakere etter anløpning. Selv om duktiliteten blir bedre ved varmebehandlingen fører reduksjonen i hardhet til lavere stivhet i platen, mindre deformasjon av prosjektilet, som forholder seg spisst og går lettere gjennom platen. Varmebehandlingen har vært fordelaktig med tanke på flere skudd per flis, da baksiden av Plate 3 ble revet ut under penetrasjonen ved hastigheter på 940 m/s med 7,62 mm AP og 850 m/s med 12,7 mm AP. Plate 3 var ikke anløpt, og har derfor fått en sprøere mikrostruktur enn de varmebehandlede platene. Det var ikke keram igjen i hullet etter utblåsningen, og selv med deler av keramet intakt ville ikke et skudd nummer 2 hatt mye motstand uten platens bakside intakt.

De ballistiske testene gjort med 7,62 mm AP ammunisjon viser ingen markant økning av penetrasjonsmotstanden ved introduksjon av aluminafliser til stålmatriksen. Økningen av den ballistiske grensen ved introduksjon av alumina er på 25 m/s for platene uten varmebehandling, en økning på ca. 3 %. For varmebehandlede plater var økning på 6 m/s, men her var spredningen fra skudd til skudd meget stor. Spredningen var også stor mellom skuddene som ble skutt i spaltene i Plate 6. Spaltene hadde en ballistisk grense på 736 m/s, en nedgang fra skudd midt i flisene på 13 %. Bildene av Plate 7, med samme spalteavstand, viser noe av grunnen til at akkurat disse målingene varierte stort, da spaltenes fyllingsgrad varierer som de gjør. I noen av spaltene møtes nesten smeltefrontene, mens det andre steder knapt er stål i spaltene. Prosjektilet vil derfor møte varierende grad av motstand ved penetrasjon av spaltene i Plate 6.

Det ene skuddet som ble skutt i Plate 8 gav en ballistisk grense på 692 m/s. Dette er en reduksjon på over 18 % sammenlignet med Plate 4. Forskjellen mellom disse platene er at Plate 4 har 10 mm brede spalter mellom flisene, mens flisene i Plate 8 ligger inntil hverandre (Figur 39). Årsaken til denne forskjellen antas å være redusert grad av "constraint" rundt flisen i Plate 8, da denne var omsluttet av oppsprukket keram. Oppsprekningen som fant sted under støping, og forskyvningene av keramet fra smeltetrykket, har ført til dannelsen av små lommer mellom keramfragmentene. Ved penetrasjon vil det til en viss grad være rom for å forskyve keramet til siden for prosjektilets nese. Dette vil redusere erosjonen av nesene og gjøre penetrasjonen enklere. Hulrommene vil også i mye større grad redusere det hydrostatiske trykket som flisen ellers ville vært utsatt for.

Forskjellene mellom skudd nummer 1 og 2 i Plate 5 og 7 har nok også mye av samme forklaring. De ballistiske grensehastighetene for Plate 5 og 7 var på 840 og 793 m/s, og forskjellen mellom skudd nummer 1 og 2 var på 52 og 93 m/s. Det som skiller platene fra hverandre er spalteavstanden på 10 og 3 mm, og det faktum at spaltene på 3 mm ikke var kontinuerlig fylt med stål. Under penetrasjonen gir derfor de delvis fylte spaltene keramet mulighet til å fortrenge ut til sidene, og vekk fra prosjektilet. Ved hvert av skuddene vil det derfor være større plass til fortrenkning av keram i Plate 7 sammenlignet med Plate 5, og differansen i ballistisk grense blir derfor større.

Tverrsnittsbildene som er presentert i Figur 35 viser prosjektiler som har stoppet i platene. I en viss diameter rundt prosjektilet viser keramet tegn til dynamisk brudd fra reflekterte spenningsbølger, karakterisert ved små fragmenter og aluminapulver<sup>30</sup>, men lenger ut fra prosjektilets bane er det meget vanskelig å si noe om bruddet på grunn av den tidligere oppsprekningen. Sammenligningen mellom 7,62 mm AP og 12,7 mm AP prosjektilenes

penetrasjon i Figur 34 viser en liten tendens til utbøyning i anslagsflaten for 7,62 mm AP prosjektilet. Det virker som om dette skyldes at deler av stålet er presset inn mellom keramet og anslagsflaten, fremfor avlastningsbølgen og fortrenget keram som beskrives i teorien, da utbøyningen ikke registreres i alle tverrsnittene. Årsaken til at den beskrevne effekten av avlastningsbølgen ikke inntreffer i den grad som er antydning i teorien antas å skyldes tidlig, og stor, utbøyning av bakstrukturen, som reduserer det hydrostatisk trykket i kammeret der keramet ligger. Fra høyhastighetskameraet observeres det heller ingen strøm av keram ut av inngangshullet i anslagsflaten under penetrasjonen. Årsaken antas her å være den samme. Anslagsflatens innbøyning mot keramet ved 12,7 mm AP prosjektilenes penetrasjon i Figur 34 antas å skyldes stopping av prosjektilens bakstykke av stål, da det kun er kjernen av wolframkarbid som observeres ut av platens bakside etter perforering. 7,62 mm AP prosjektilet har ikke dette bakstykket.

Under designprosessen tenkte man seg at støpestålets volumreduksjon ved størkning skulle føre til et konstant trykk rundt intakte fliser. Dette ville gi høy grad av "constraint", med resulterende høy ballistisk grense og lite utbøyning i bakkant av flisen, som ville virket positivt inn ved et skudd nummer 2. På grunn av den nevnte oppsprekningen har ikke dette forekommet og ballistisk grense for komposittsystemet er relativt lav. Selv om keramet er sprukket opp burde likevel hardheten spille en stor rolle, og det er mulig at den høye temperaturen forbundet med støpingen har forringet egenskapene til selve keramet. Som beskrevet under kapittel 2.6.3 er sintringstemperaturen en viktig prosessparameter. Under utstøpingen utsettes keramet for temperaturer i samme temperaturområde som sintringen foregår, og det er rimelig å anta at dette til en viss grad har påvirket keramets egenskaper.

Ved mikrostrukturundersøkelser av Plate 1 og 2 ble det funnet store porer i strukturen. Disse strakk seg over flere millimeter, og enkelte plasser nesten gjennom hele tverrsnittet av platene. Slike store defekter påvirker selvfølgelig de ballistiske egenskapene til platene. Stor spredning i testresultater ved skudd med 12,7 mm AP ammunisjon i referanseplatene antas å være relatert til disse støpefeilene. Til sammenligning antas liten spredning ved skudd i referanseplatene med 7,62 mm AP ammunisjon å skyldes at ingen av prosjektilene penetrerte platene rundt slike defekter.

Adiabatisk skjærbånd observeres langs penetrasjonsbanen i begge referanseplatene. Hardhetsmålinger fra bånd i begge plater bekrefter at det er adiabatisk skjærbånd, og ikke bare deformasjonsbånd som observeres. De sprø båndene virker som initieringspunkter for brudd, som vokser videre langs de sprø båndene. Dette bidrar til å senke den ballistiske grensen til referanseplatene (1 og 2). Da det dannes langt flere sprekker, uavhengig av

adiabatiske skjærbånd, parallelt med penetrasjonsbanen i Plate 1 enn i Plate 2 spiller nok adiabatiske skjærbånd en større rolle for deformasjonsbildet i Plate 2. I Plate 1 gir seigringseffekter et høyere antall sprø områder for initiering og vekst av sprekker. Økt duktilitet har likevel ført til lavere ballistisk grense for Plate 2.

Mulige utbedringer til det nåværende designet er mange, men det anbefales å begynne med problematikken forbundet med termisk sjokk for keramet. Dersom man fortsatt skal benytte stål rundt keramene må det kartlegges hvor høy forvarmingstemperatur alumina må ha for å tåle kontakt med smelten ved temperaturer over 1700 °C. Det bør her også undersøkes hvilken effekt temperaturer lik sintringstemperaturen påvirker keramets egenskaper. Alternativt bør man velge et keram som i større grad tåler termisk sjokk. Her kan kubisk bornitrid(c-BN) være et godt alternativ. Dette keramet er særdeles robust med tanke på termisk sjokk, og er det nest hardeste materiale man kjenner til etter diamant. Ved vurdering av keramets plassering i tverrsnittet, bør det legges mer stål i bakkant av flisen, da dette vil redusere utbøyingen som igjen vil føre til større opprettholdelse av ”constraint” på keramet.

På bakgrunn av alle støpefeilene som har oppstått ved støping av de tynne tverrsnittene på 5-6 mm, og i referanseplatene, anbefales det at videre tester blir utført med aluminium som omsluttende struktur rundt keramet. Med aluminium som støpemateriale vil det blant annet være langt enklere å unngå termisk sjokk av keramet, og man kan beholde alumina som materiale. Det anbefales at man benytter lavtrykksstøping som støpemetode. Det vil da ikke være noe problem å fylle selv meget tynne spalter med metall, og man unngår porer/støpefeil i platene. Her vil man også ha mulighet til å forsøke å legge flere tynnere fliser i serie gjennom tverrsnittet av platene.

Uavhengig av hvilket materiale man velger å støpe ut rundt keramet, bør det velges et annet materiale, til fikseringsstøtter, som ikke trekker ut for mye varme av smelten. Ideelt sett burde fikseringsstøttene være produsert som en del av de keramiske flisene, slik at flisene kan stables rett i støpeformen i et fast system uten andre materialer involvert. Som en del av flisen kan fikseringsstøttene også være mindre og bli forvarmet med flisen. Dette lar seg gjøre med de produksjonsmetodene for keramer som er tilgjengelig.

## 6 Konklusjon

Denne rapporten har tatt sikte på å avdekke hvilken effekt introduksjon av aluminafliser til en stålmatriks har på de ballistiske egenskapene, i hvor stor grad beskyttelsesevnen er redusert ved et skudd nummer 2 i samme flis og om treff mellom flisene vil gi redusert beskyttelse.

- Introduksjon av alumina til stålmatriks av støpelegeringen S165M gav ingen klar økning av penetrasjonsmotstanden.
- Skudd nummer 2 i samme flis gir en nedgang i ballistisk grense på ca. 6 %.
- Varierende fylling av spaltene på 3 mm under støping gir manglende grunnlag for konklusjon med tanke på treff mellom fliser.
- Årsak til fravær av positive resultater skyldes hovedsakelig oppsprekking av keramet under støping, grunnet termisk sjokk, og 800 °C har vært en for lav forvarmingstemperatur for flisene.

Ved videre testing av innstøping i stål anbefales det å benytte et keram som i mindre grad er følsomt for termisk sjokk, og at effekten av høye temperaturer på keramets egenskaper kartlegges. Det anbefales for øvrig at videre tester blir utført med aluminium som støpemateriale for å unngå temperaturproblematikken og støpefeil.

## 7 Referanser

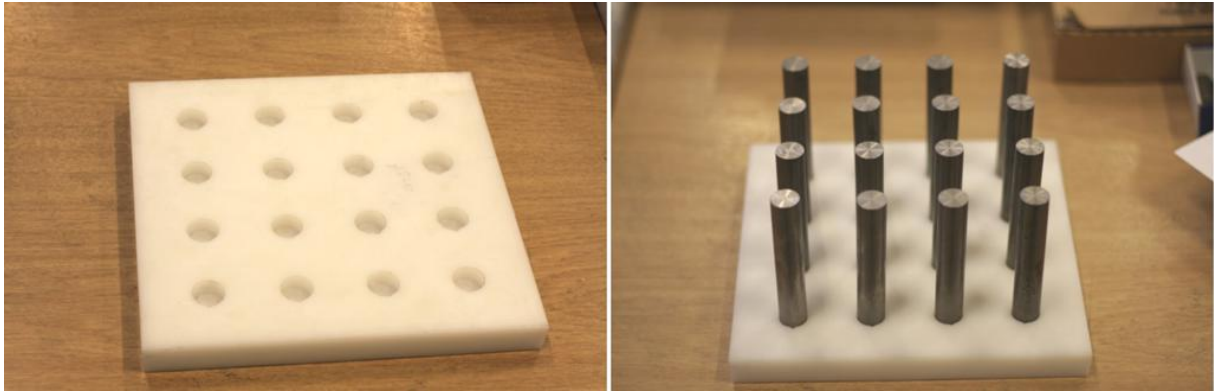
- 1 Renner, M. Small Arms, Big Impact: The Next Challenge of Disarmament. *Worldwatch Paper* **137**, 5-7 (1997).
- 2 Børvik, T., Dey, S. & Clausen, A. H. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *International Journal of Impact Engineering* **36**, 948-964, doi:10.1016/j.ijimpeng.2008.12.003 (2009).
- 3 Leslie, W. C. *The physical metallurgy of steels*. 304-310 (Hemisphere, 1981).
- 4 Karst, D. A., Pawlowski, F. R., Potrafke, W. A. & Schuneman, H. E. Case-Hardened Plate Armor and Method of Making. USA patent (1988).
- 5 Lou, D. C., Solberg, J. K. & Børvik, T. Surface strengthening using a self-protective diffusion paste and its application for ballistic protection of steel plates. *Materials & Design* **30**, 3525-3536, doi:10.1016/j.matdes.2009.03.003 (2009).
- 6 Torseth, H. M. *Optimalisering av stål i beskyttelseskonstruksjoner* Master thesis, Norwegian University of Science and Technology, (2010).
- 7 Buberg, T. A. *Case Hardening of Hardox 450 Steel for Increased Ballistic Strength* Master thesis, Norwegian University of Science and Technology, (2011).
- 8 Larsen, T. *Stål i beskyttelseskonstruksjoner*. (NTNU, NTNU, 2011).
- 9 Cooper, G. & Gotts, P. *Ballistic Protection* 67-88 (Springer London, 2003).
- 10 Chin, E. S. C. Army focused research team on functionally graded armor composites. *Materials Science and Engineering A* **259**, 155-161, doi:10.1016/s0921-5093(98)00883-1 (1999).
- 11 Børvik, T. *et al.* Experimental and numerical study on the perforation of AA6005-T6 panels. *International Journal of Impact Engineering* **32**, 35-64, doi:10.1016/j.ijimpeng.2005.05.001 (2005).
- 12 Vermeeren, C. A. J. R. An Historic Overview of the Development of Fibre Metal Laminates. *Applied Composite Materials* **10**, 189-205, doi:10.1023/a:1025533701806 (2003).
- 13 Grujicic, M. *et al.* Material Modeling and Ballistic-Resistance Analysis of Armor-Grade Composites Reinforced with High-Performance Fibers. *Journal of Materials Engineering and Performance* **18**, 1169-1182, doi:10.1007/s11665-009-9370-5 (2009).
- 14 AB, S. O. *Armox 600T DATA SHEET*, <[http://www.ssab.com/Global/ARMOX/Datasheets/en/197\\_ARMOX\\_600T\\_UK\\_Data%20Sheet.pdf](http://www.ssab.com/Global/ARMOX/Datasheets/en/197_ARMOX_600T_UK_Data%20Sheet.pdf)> (2011).
- 15 Chen, W. W., Rajendran, A. M., Song, B. & Nie, X. Dynamic Fracture of Ceramics in Armor Applications. *Journal of the American Ceramic Society* **90**, 1005-1018, doi:10.1111/j.1551-2916.2007.01515.x (2007).
- 16 Klement, R., Rolc, S., Mikulikova, R. & Krestan, J. Transparent armour materials. *Journal of the European Ceramic Society* **28**, 1091-1095, doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.036 (2008).
- 17 Børvik, T. *Ballistic penetration and perforation of steel plates* 2000:124 thesis, [Tapir], (2000).
- 18 Blazynski, T. Z. *Materials at high strain rates*. 221-225 (Elsevier Applied Science, 1987).
- 19 Antoun, T. *Spall fracture*. 0-33 (Springer, 2003).
- 20 Bai, Y. & Dodd, B. *Adiabatic shear localization: occurrence, theories and applications*. 1-70 (Pergamon Press, 1992).



- 21 Wright, T., Author, Perzyna, P. & Reviewer. Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands. *Applied Mechanics Reviews* **56**, B41-B43 (2003).
- 22 Association, W. S. & Liverpool, T. U. o. *Basic Oxygen Steelmaking Simulation User Guide*, <[http://www.steeluniversity.org/content/html/eng/BOS\\_UserGuide.pdf](http://www.steeluniversity.org/content/html/eng/BOS_UserGuide.pdf)> (2006).
- 23 Kurz, W. & Fisher, D. J. *Fundamentals of solidification*. 63-74 (Trans Tech Publications, 1998).
- 24 Porter, D. A., Easterling, K. E. & Sherif, M. Y. *Phase transformations in metals and alloys*. 3rd edn, 63-76 (CRC Press, 2009).
- 25 Folkhard, E. & Rabensteiner, G. *Welding metallurgy of stainless steels*. (Springer, 1988).
- 26 Solberg, J. K. *Teknologiske materialer og legeringer*. 3rd edn, 116-123 (Institutt for Materialteknologi ved Norges Naturvitenskaplige Universitet, 2010).
- 27 Carrouge, D. *Transformations in Supermartensitic Stainless Steels* Ph.D thesis, University of Cambridge, (2002).
- 28 Woodward, R. L. *et al.* A study of fragmentation in the ballistic impact of ceramics. *International Journal of Impact Engineering* **15**, 605-618, doi:10.1016/0734-743x(94)90122-2 (1994).
- 29 Madhu, V., Ramanjaneyulu, K., Balakrishna Bhat, T. & Gupta, N. K. An experimental study of penetration resistance of ceramic armour subjected to projectile impact. *International Journal of Impact Engineering* **32**, 337-350, doi:10.1016/j.ijimpeng.2005.03.004 (2005).
- 30 Sherman, D. Impact failure mechanisms in alumina tiles on finite thickness support and the effect of confinement. *International Journal of Impact Engineering* **24**, 313-328, doi:10.1016/s0734-743x(99)00147-5 (2000).
- 31 Badmos, A. Y. & Ivey, D. G. Characterization of structural alumina ceramics used in ballistic armour and wear applications. *Journal of Materials Science* **36**, 4995-5005, doi:10.1023/a:1011885631876 (2001).
- 32 Dörre, E. & Hübner, H. *Alumina: processing, properties, and applications*. 197-208 (Springer, 1984).
- 33 SCANA. (ed Scana Steel Stavanger) (<http://www.scana.no/sites/all/files/s165m.pdf>, 2001).
- 34 STANDARDIZATION, E. C. F. in *Free-cutting steels* (ON Österreichisches Normungsinstitut, 2008).
- 35 CoorsTek, I. *FG-995 Fine-Grain Alumina Material Properties*, <<http://www.coorstek.com/materials/ceramics/alumina/fg995.asp>> (2012).
- 36 Børvik, T. Granular materials penetrated by small-arms bullets. *Work in progress* (2012).
- 37 Elmer, J., Allen, S. & Eagar, T. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* **20**, 2117-2131, doi:10.1007/bf02650298 (1989).

## Vedlegg 1 Støpeformer, metode og vannskjæring

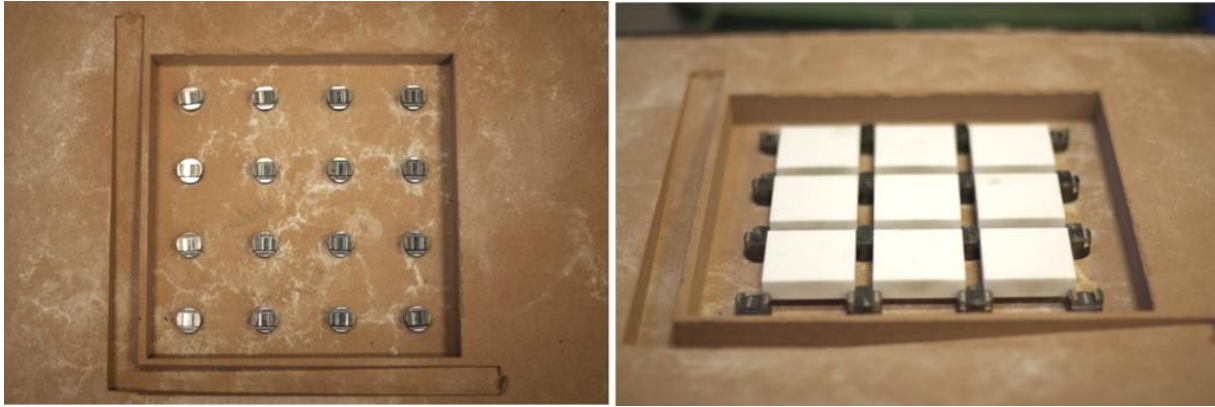
For å gi et best mulig inntrykk av sandformenes utseende, plassering av keramer og støpemetoden, presenteres det her bilder fra de forskjellige leddene i prosessen.



**Figur 46** Bildet til venstre viser en av modellene med spor for plassering av fikseringsstøtter. Bildet til høyre viser hvordan støttene, som skal legge press på flisene fra oversiden, plasseres i modellens spor.



**Figur 47** Bildet til venstre viser toppkassen med fire toppmatere, fikseringsstøttene som ble vektet under støpingen og hull til løpkopp. Bildet til høyre viser undersiden av toppkassen med fikseringsstøttene stikkende ut slik at de legger press på flisene.



**Figur 48** Bildet til venstre viser fikseringsstøttenes plassering i bunnformen og utforming av grenløp. Bildet til høyre viser keramene plassert i matrisen. Bildene er tatt av matrise med 10 mm spalter.



**Figur 49** Bildet viser hvordan støpeformen er festet med kroker til kran og hvordan styrestag er festet med håndvinge for bedre kontroll under utstøpingen. Bildet viser støpeformen til en av platene uten keram, og har derfor kun 1 sentrert toppmater.



**Figur 50 Bilde fra vannskjæring av Plate 4.**

## Vedlegg 2 Data fra de ballistiske testene

Tabell 10 Data fra ballistiske tester på plate nr. 1

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
1.1	Red	<b>708,2</b>	<b>545,7</b>	12,7 mm AP - Kamera trigget sent
1.2	full	<b>0,0</b>	<b>0,0</b>	12,7 mm AP - Kamera trigget sent
1.3	full	<b>838,1</b>	<b>666,5</b>	12,7 mm AP
1.4	red	<b>687,9</b>	<b>498,6</b>	12,7 mm AP
1.5	full	<b>833,1</b>	<b>674,0</b>	12,7 mm AP
1.6	full	<b>880,8</b>	<b>192,4</b>	
1.7	46,0	<b>840,7</b>		
1.8	47,0	<b>855,5</b>		Plugg ut med 17 m/s
1.9	47,0	<b>869,6</b>		Plugg ut med 87 m/s

Tabell 11 Data fra ballistiske tester på plate nr. 2

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
2.1	full	<b>878,0</b>	<b>258,1</b>	
2.2	46,0	<b>828,0</b>	<b>134,6</b>	Kun tuppen gikk gjennom
2.3	45,5	<b>797,7</b>	<b>0,0</b>	
2.4	red	<b>681,6</b>	<b>497,1</b>	12.7 mm
2.5	full	<b>835,6</b>	<b>605,9</b>	12.7 mm

Tabell 12 Data fra ballistiske tester på plate nr. 3

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
3.1	red	<b>697,7</b>	<b>452,6</b>	12.7 mm
3.2	full	<b>849,9</b>	<b>646,9</b>	12.7 mm
3.3	full	<b>894,8</b>	<b>310,2</b>	Kald
3.4	full	<b>878,0</b>	<b>0,0</b>	
3.5	52,0	<b>943,5</b>	<b>289,3</b>	
3.6	50,5	<b>902,5</b>	<b>0,0</b>	Plugg ut med 304 m/s
3.7	51,5	<b>921,4</b>	<b>289,3</b>	

**Tabell 13 Data fra ballistiske tester på plate nr. 4**

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
4.1	51,5	<b>937,2</b>	<b>418,3</b>	Prosjektil delte seg Fragmenter ut i 335 m/s, Bakdelen av kula ut i
4.2	52,0	<b>934,1</b>	<b>335,2</b>	21.3 m/s
4.3	50,5	<b>912,0</b>	<b>348,4</b>	
4.4	46,0	<b>819,1</b>	<b>0,0</b>	Glemte å lagre film
4.5	48,0	<b>874,1</b>	<b>0,0</b>	
	49,5	<b>902,5</b>	<b>416,5</b>	Prosjektil delte seg. Glemte å lagre film
	49,0	<b>893,0</b>	<b>234,5</b>	Prosjektil delte seg

**Tabell 14 Data fra ballistiske tester på plate nr. 5**

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
5.1	Red	<b>694,2</b>	<b>534,0</b>	12,7 mm AP
5.2	Full	<b>855,2</b>	<b>671,5</b>	12,7 mm AP
5.3	48,0	<b>866,7</b>	<b>0,0</b>	
5.4	48,0	<b>861,5</b>	<b>274,8</b>	
5.5	46,0	<b>838,7</b>	<b>261,7</b>	
5.6	46,0	<b>824,7</b>	<b>292,3</b>	

**Tabell 15 Data fra ballistiske tester på plate nr. 6**

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
6.1	full	<b>861,1</b>	<b>495,2</b>	Prosjektil delte seg
6.2	46,0	<b>835,6</b>	<b>411,8</b>	
6.3	45,0	<b>807,8</b>	<b>323,1</b>	
6.4	44,0	<b>799,4</b>	<b>343,3</b>	Prosjektil delte seg
6.5	43,0	<b>771,4</b>	<b>181,8</b>	

**Tabell 16 Data fra ballistiske tester på plate nr. 7**

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
7.1	full	<b>886,7</b>	<b>304,2</b>	Tuppen brakk
7.2	full	<b>905,7</b>	<b>578,3</b>	
7.3	47,0	<b>852,7</b>	<b>386,6</b>	Prosjektil delte seg
	47,0	<b>835,9</b>	<b>392,7</b>	
7.5	43,0	<b>754,8</b>	<b>0,0</b>	
7.6	43,0	<b>782,6</b>	<b>340,8</b>	
7.7	40,0	<b>717,0</b>	<b>0,0</b>	
7.8	40,0	<b>732,1</b>	<b>228,9</b>	

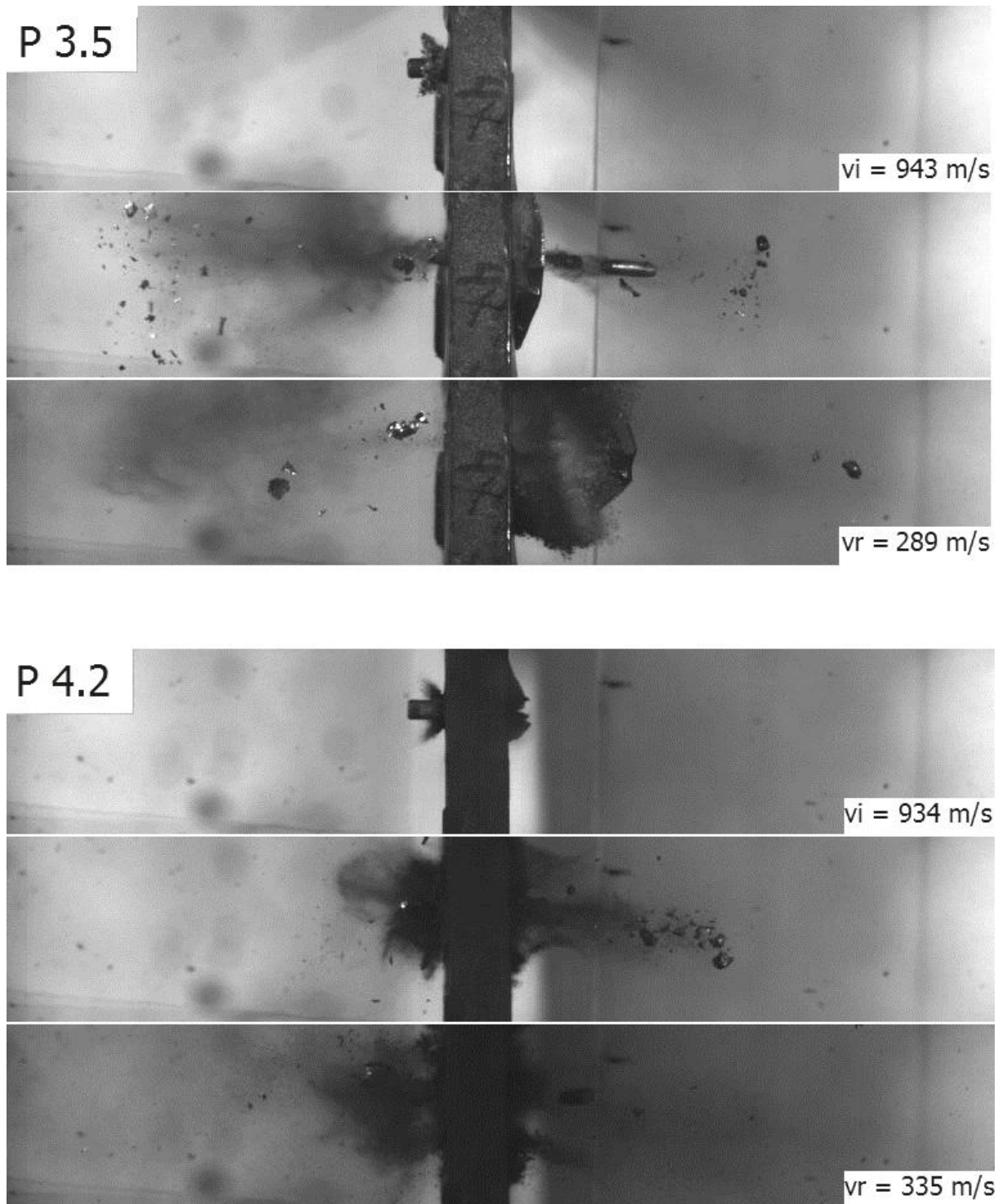
**Tabell 17 Data fra ballistiske tester på plate nr. 8**

Test nr.	Kruttmengde [g]	vi [m/s]	vr [m/s]	Kommentar
8.1	48,0	<b>866,7</b>	<b>522,4</b>	



### Vedlegg 3 Bilder fra ballistiske tester

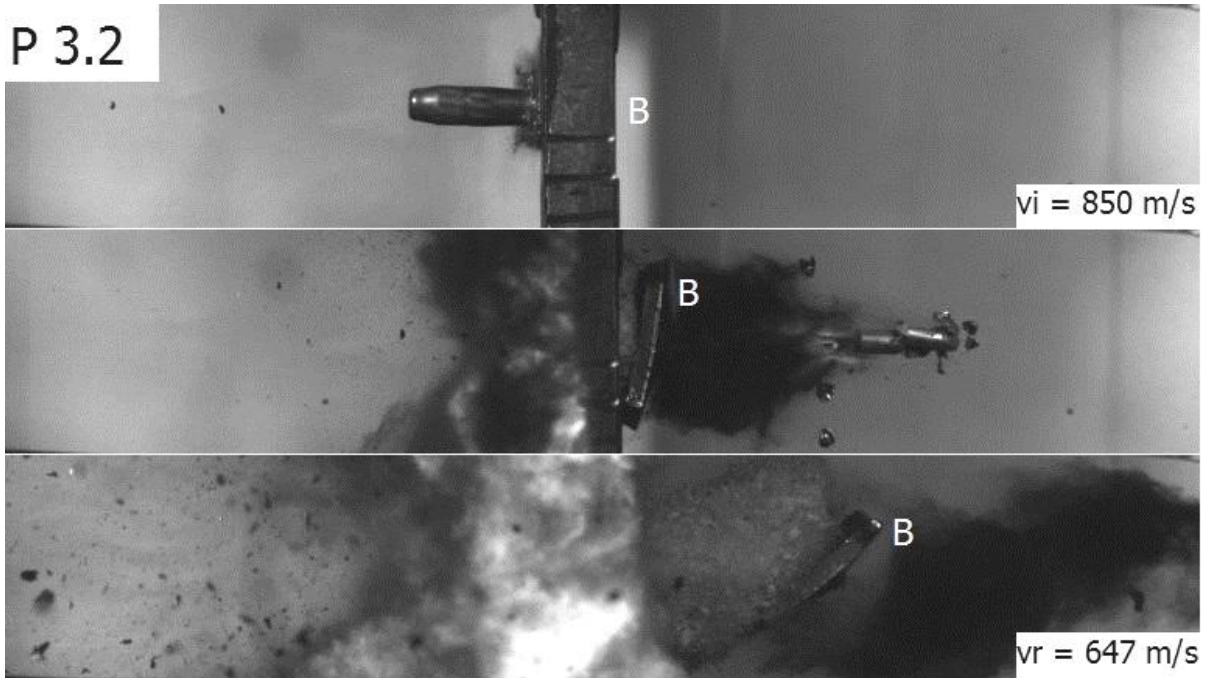
Det vil her bli presentert forstørrede utgaver av de bildene fra høyhastighetskameraet, som er presentert i rapporten, samt bilder av tverrsnitt og alle inngang- og utgangshull.



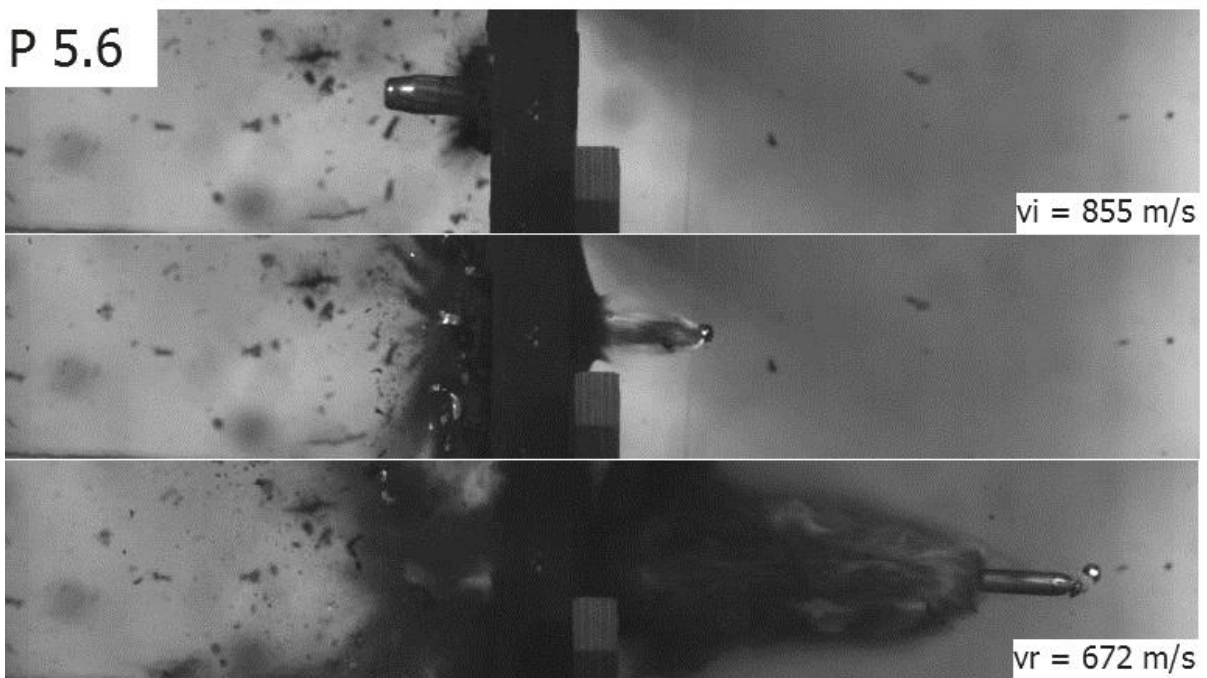
**Figur 51** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 3 og 4 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 4 holdes intakt ved perforering med 7,62 mm AP under samme betingelser. Begge plater inneholder keram, men til forskjell fra Plate 4 er ikke Plate 3 varmebehandlet. Hvit B indikerer bakplattens posisjon.



P 3.2

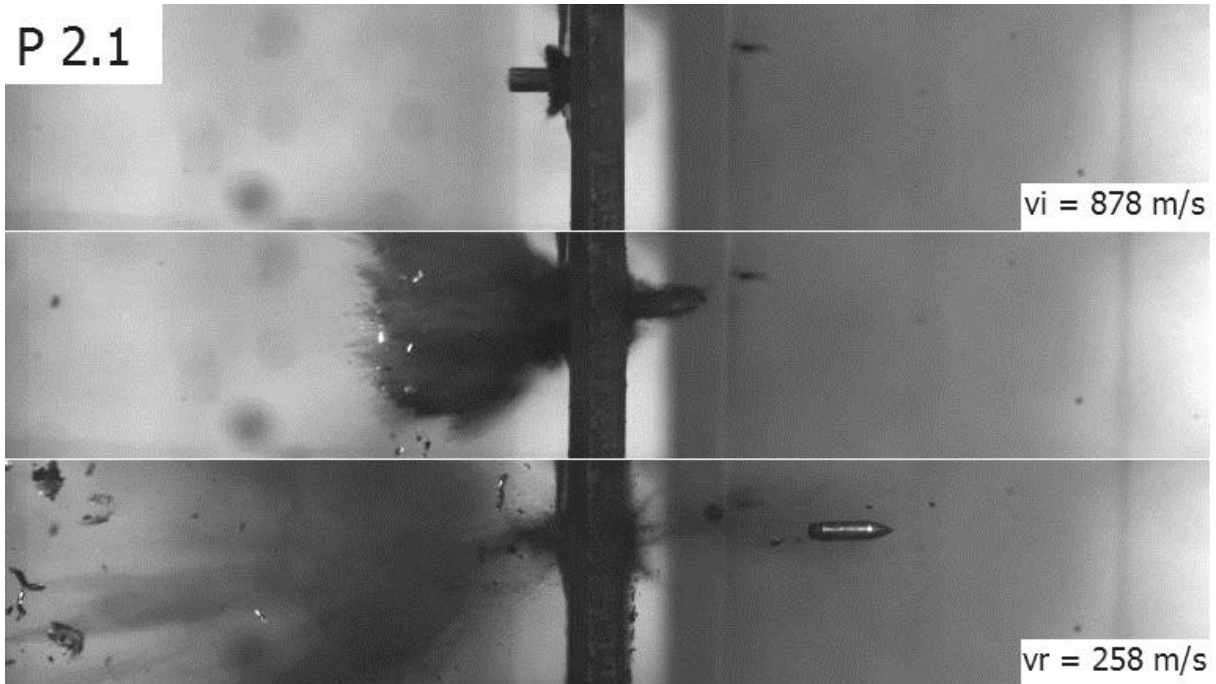


P 5.6

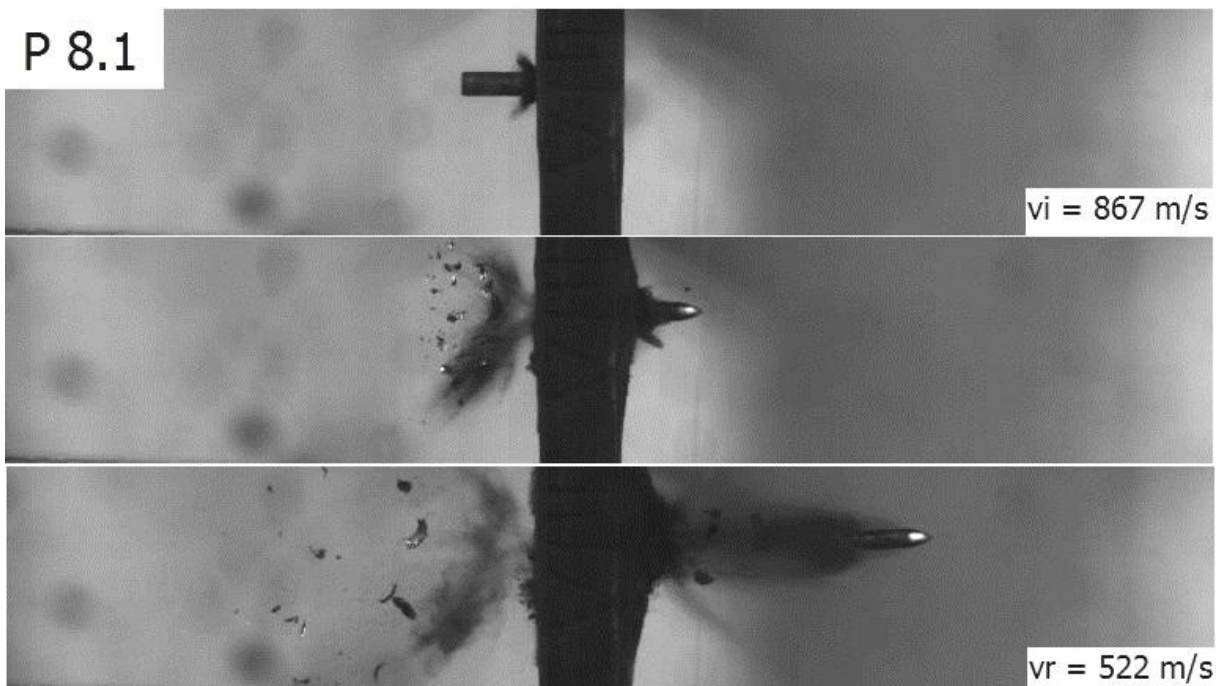


**Figur 52** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 3 og 5 ved tilnærmet lik hastighet. Bildene viser hvordan baksiden av Plate 3 rives ut, mens Plate 5 holdes intakt ved perforering med 12,7 mm AP under samme betingelser. Begge plater inneholder keram, men til forskjell fra Plate 5 er ikke Plate 3 varmebehandlet. Hvit B indikerer bakplatens posisjon.

P 2.1



P 8.1



**Figur 53** Bilder tatt med høyhastighetskameraet fra skudd på Plate 2 og 8 ved tilnærmet lik hastighet. Plate 2 består rent stål, mens Plate 8 inneholder keram uten spaltevstand. Begge plater er varmebehandlet.

3.3



3.4



3.6



3.7



Figur 54 Tverrsnittsbilder av penetrasjon med 7,62 mm AP ammunisjon.



4.2



4.5



4.6



4.7



Figur 55 Tverrsnittsbilder av penetrasjon med 7,62 mm AP ammunisjon.

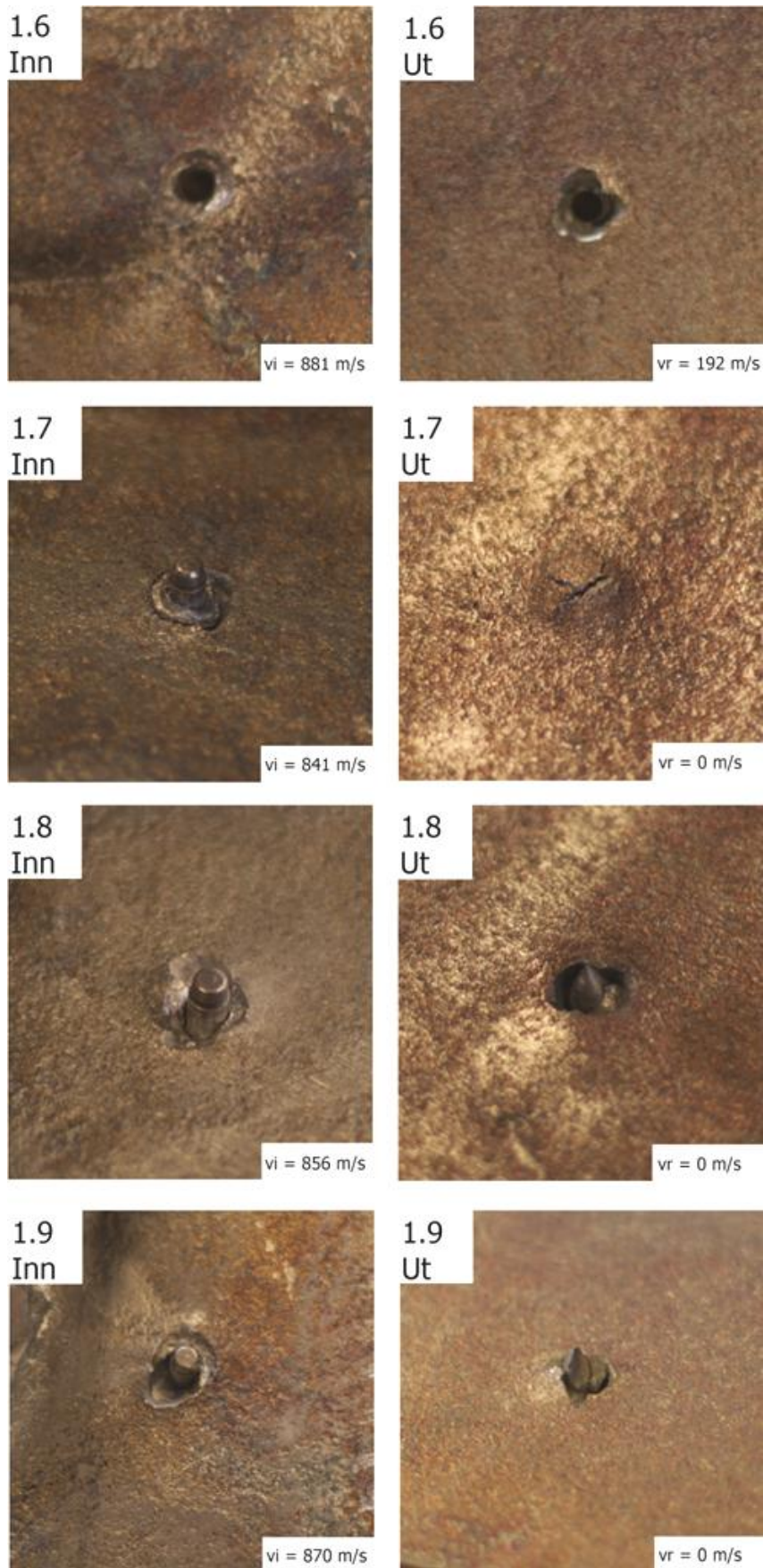
3.1



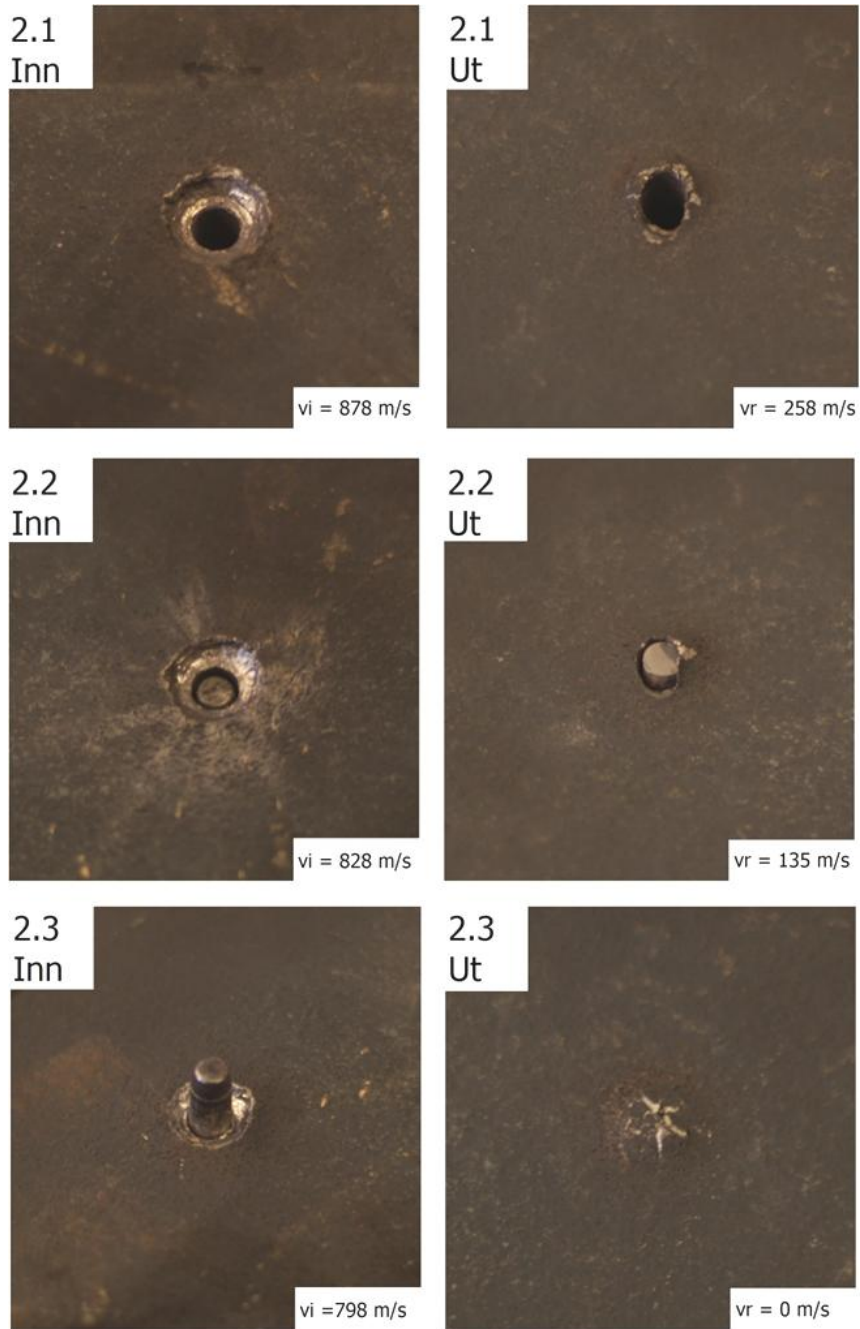
5.2



**Figur 56 Tverrsnittsbilder av penetrasjon med 12,7 mm AP ammunisjon.**

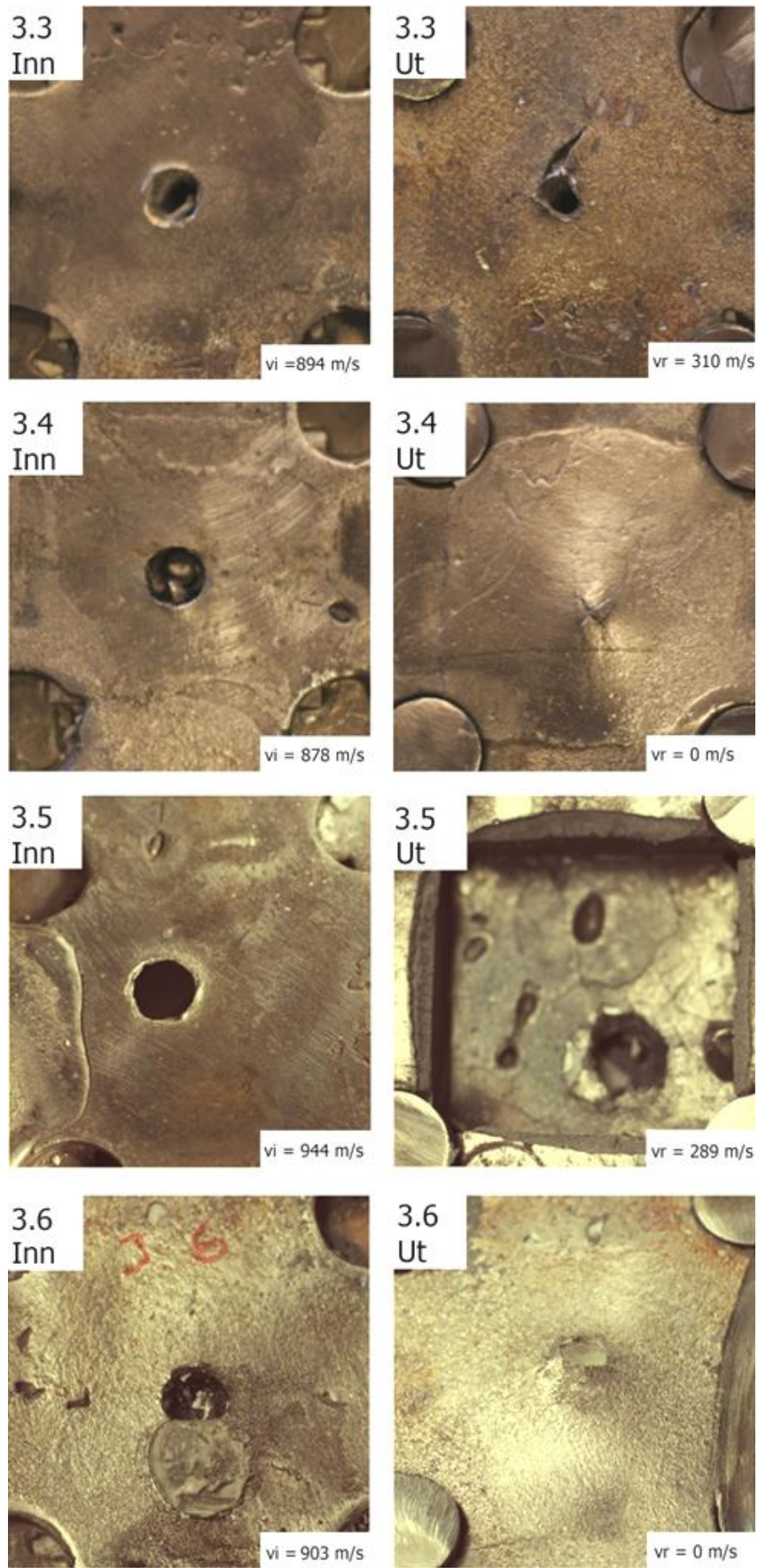


Figur 57 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 1. 7,62 mm AP prosjektil.



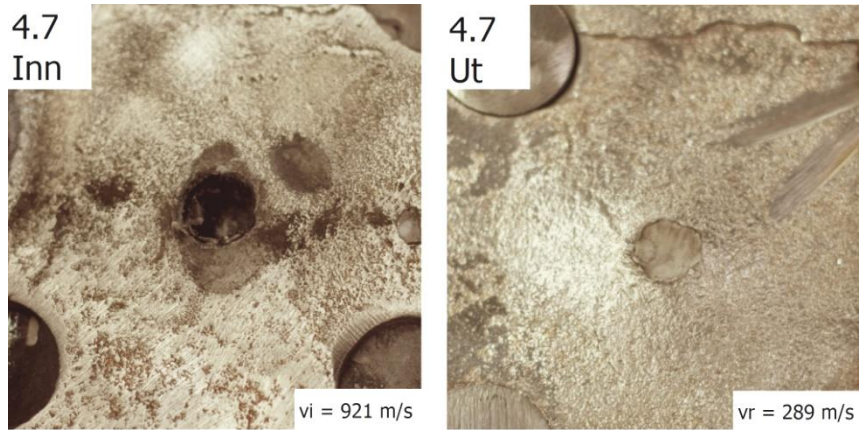
**Figur 58** Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 2. 7,62 mm AP prosjektil.



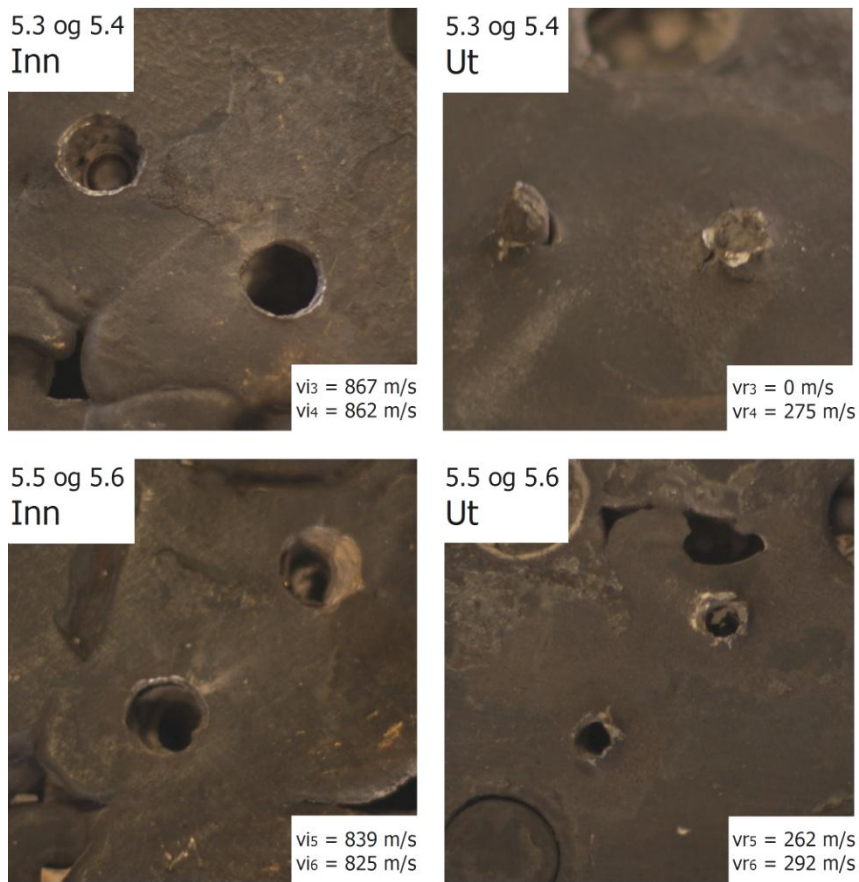


Figur 59 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 3. 7,62 mm AP prosjektil.

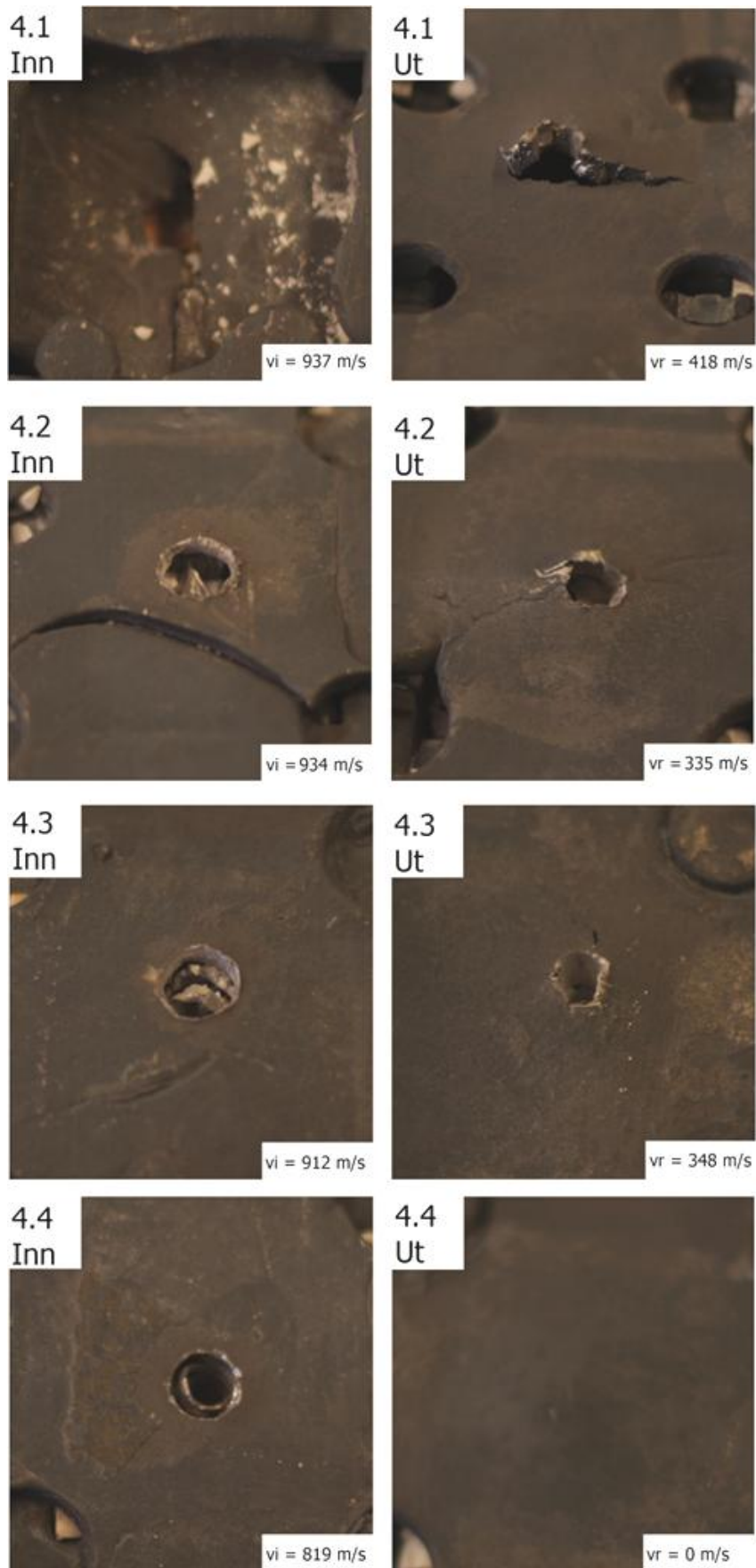




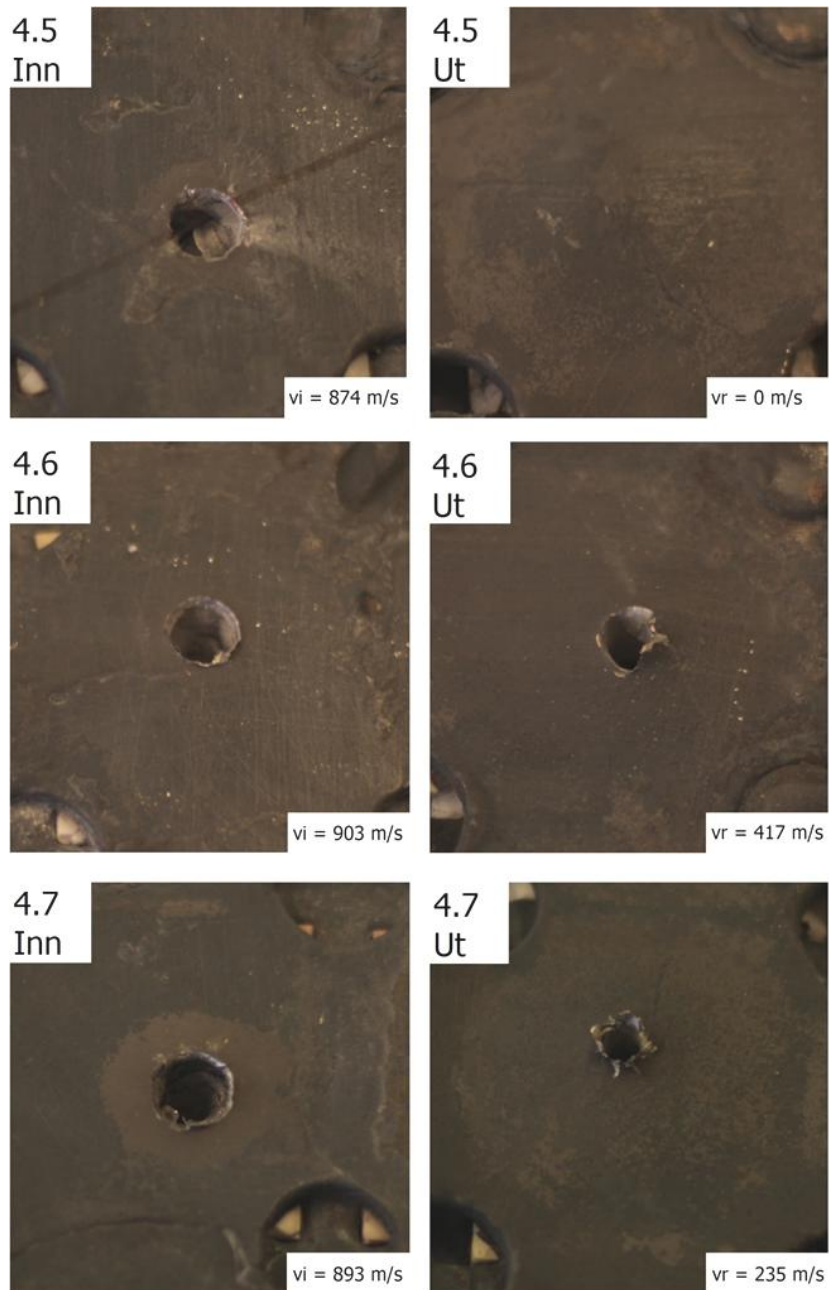
**Figur 60** Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 3. 7,62 mm AP prosjektil.



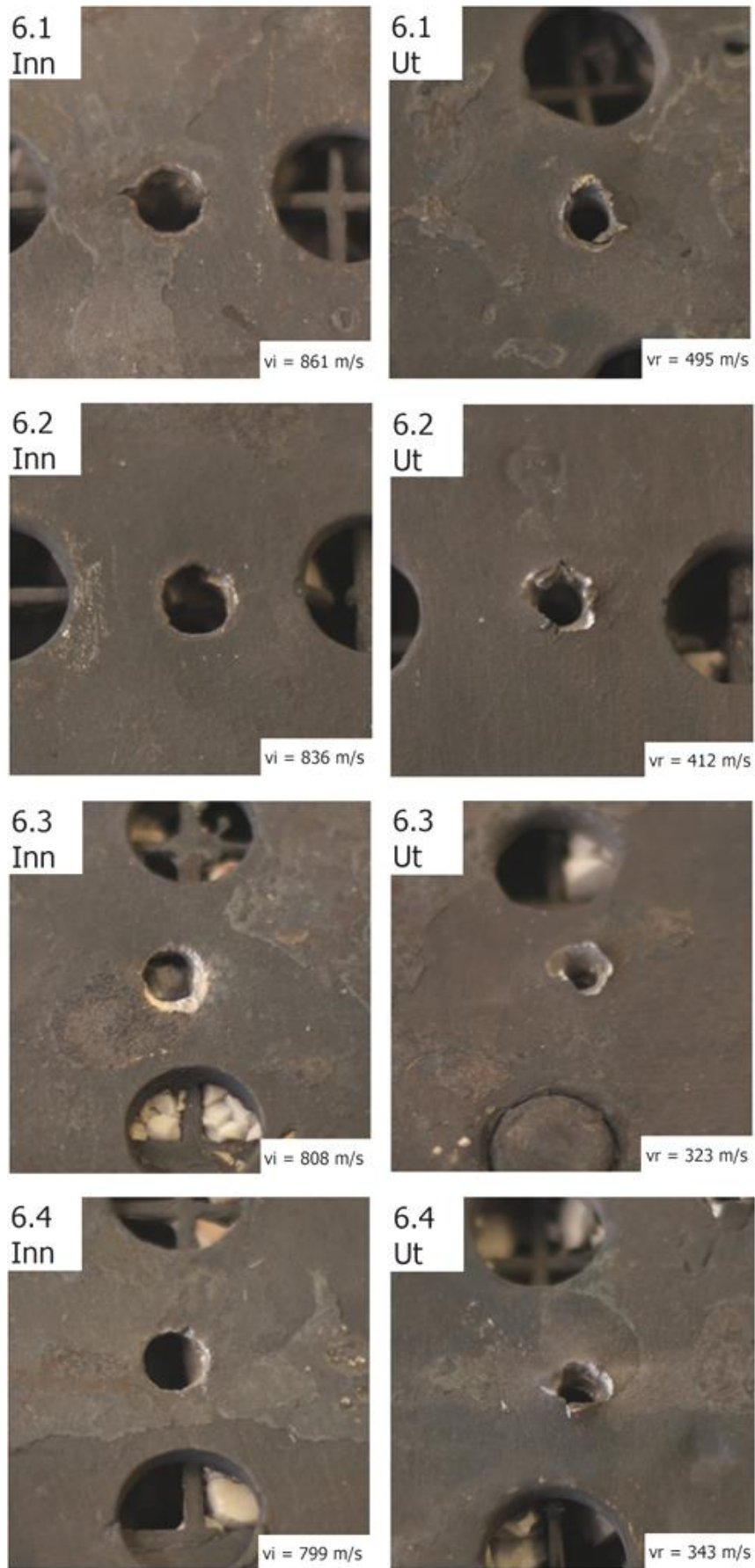
**Figur 61** Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 5. 7,62 mm AP prosjektil.



Figur 62 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 5. 7,62 mm AP prosjektil.

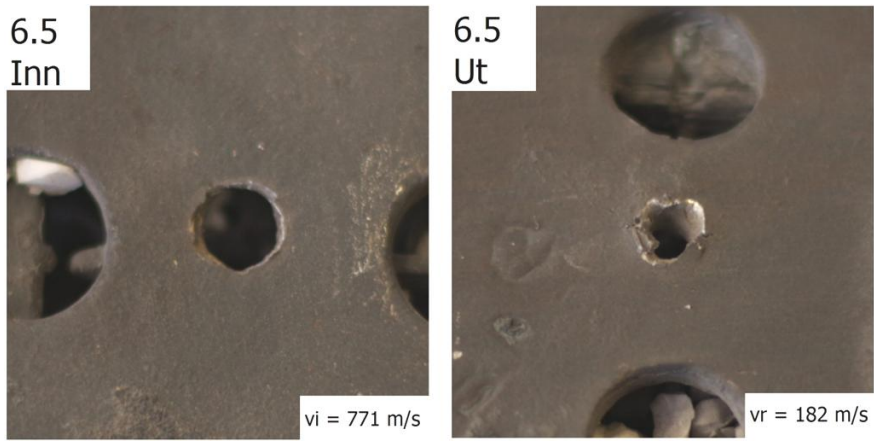


Figur 63 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 4. 7,62 mm AP prosjektil.

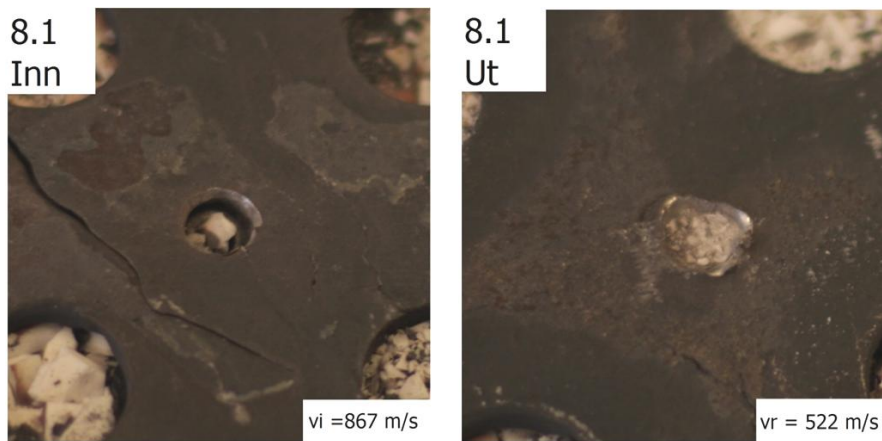


Figur 64 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 6. 7,62 mm AP prosjektil.

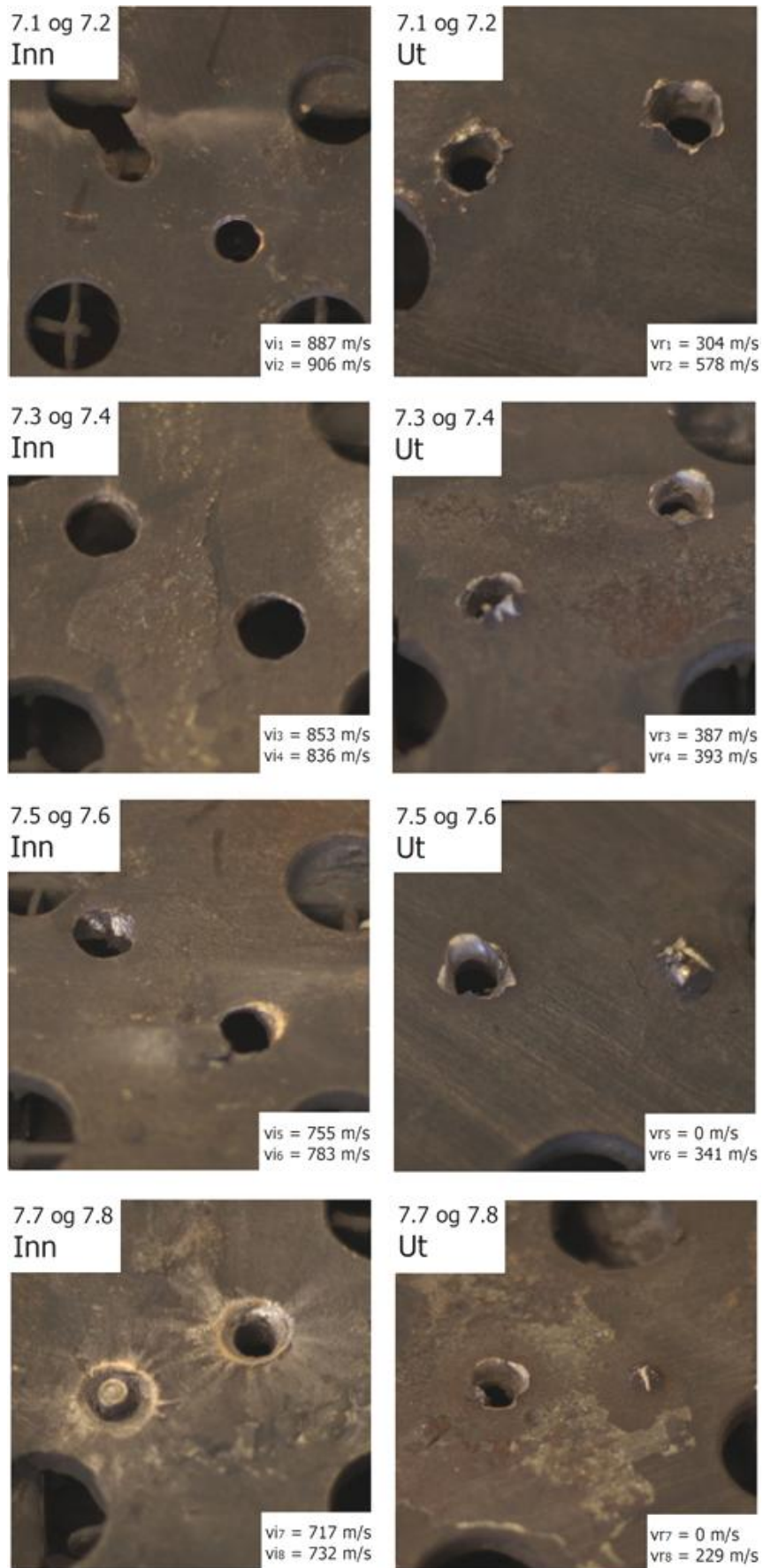




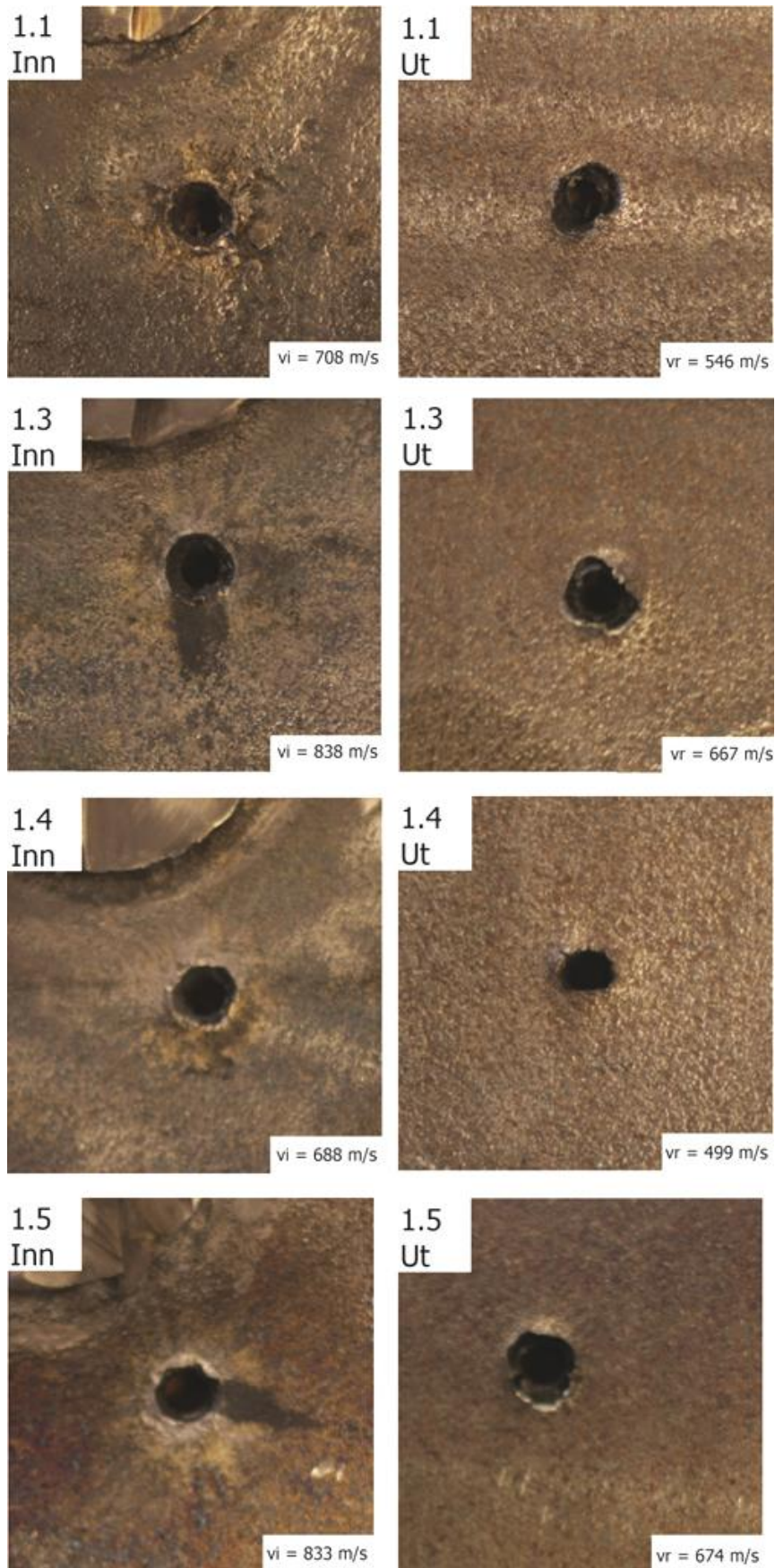
**Figur 65 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 6. 7,62 mm AP prosjektil.**



**Figur 66 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 8. 7,62 mm AP prosjektil.**

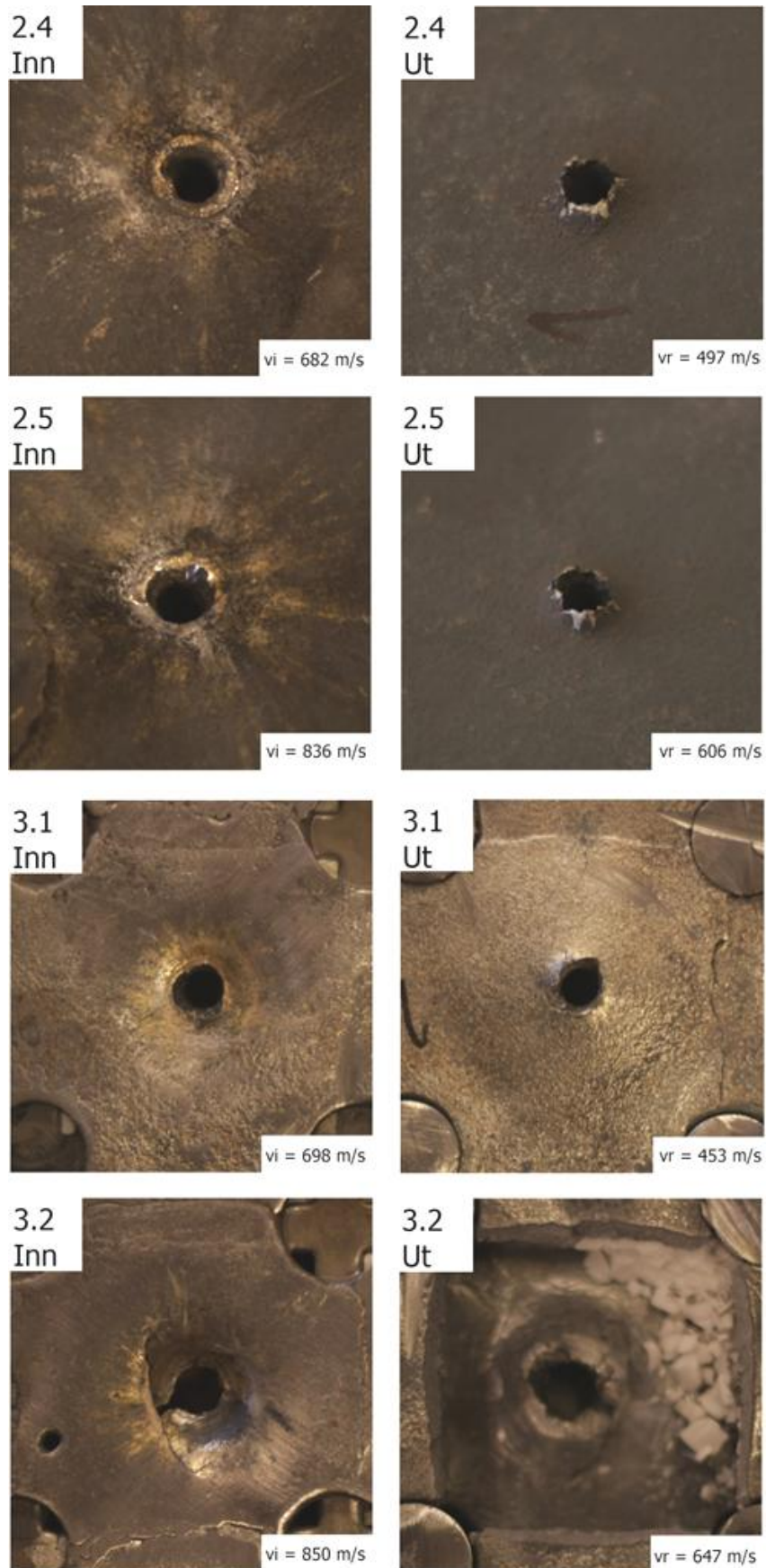


Figur 67 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 7. 7,62 mm AP prosjektil.



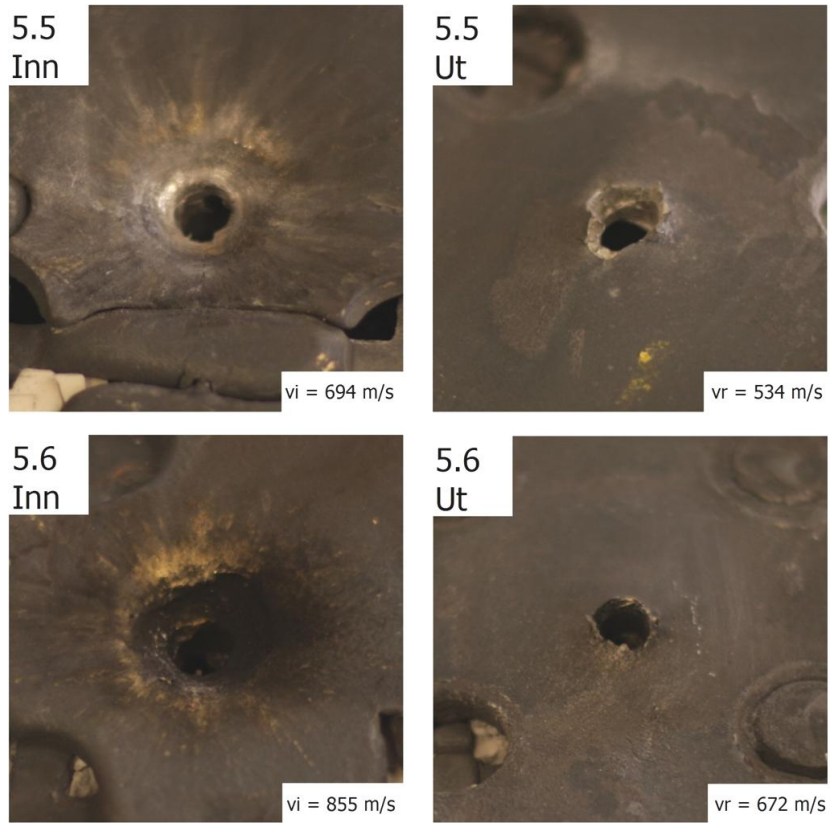
Figur 68 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 1. 12,7 mm AP prosjektil.





Figur 69 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 2 og 3. 12,7 mm AP prosjektil.





**Figur 70 Bilder av inngang- og utgangshull i Plate 5. 12,7 mm AP prosjektil.**