

Stål i beskyttelseskonstruksjoner

Settherdet NVE36 konstruksjonsstål til
beskyttelsesformål

Aleksander Coucheron

Materialteknologi

Innlevert: juni 2013

Hovedveileder: Jan Ketil Solberg, IMTE

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet
Institutt for materialteknologi

Erklæring

Jeg erklærer herved at arbeidet presentert i dette dokumentet har blitt utført uavhengig og i henhold til rådende regler og forskrifter ved Norges Tekniske- og Naturvitenskapelige Universitet.

Trondheim, 28. Juni 2013

Aleksander Coucheron

Takk

Takk til professor Jan Ketil Solberg som har vært hovedveileder og professor Tore Børvik som har vært medveileder under denne masteroppgaven. Ønsker også å rette en takk til Dr. Fredrik Haakonsen ved Kverneland Group for utføring av settherdingen, innspill til gjennomføringen av den og bruk av dekkgasskammer. I tillegg jeg også takke overingeniør Trond Auestad, avdelingsingeniør Tore Wisth, avdelingsingeniør Torild Krogstad og senioringeniør Delphine Leroy for assistanse med ballistiske forsøk, oppdeling og preparering av stålplater og oppsett av laboratorieforsøk. Til slutt vil jeg takke familie og venner oppmuntringen og støtten dere har gitt meg underveis med arbeidet.

Sammendrag

Tidligere forskning på 12 mm tykke settherdede plater av kvaliteten NVE36 har vist at settherding kan gi en markant forbedring av de ballistiske egenskapene til ferritt-perlittiske stålplater¹. De ballistiske egenskapene ble ytterligere forbedret når man erstattet den 12 mm tykke settherdede platen med to 6 mm tykke stålplater av samme kvalitet. Felles for forsøkene var imidlertid at både overflaten og kjernen (midten) av platene besto av en herdet martensittstruktur. Dette gjør det vanskelig å vite hvor mye av forbedringen som skyldes selve settherdingen og hvor mye den må tilskrives herdingen av kjernen. Hensikten med det herværende arbeidet har vært å separere disse effektene fra hverandre ved å settherde på en slik måte at platenes kjerne består av en ferritt/perlitt-struktur. Samtidig har det vært et formål å undersøke hvor langt man kan forbedre de ballistiske egenskapene ved å sette sammen stadig finere platetykkelser til lik totaltykkelse. For å utarbeide herdeparametere som ga ønsket mikrostruktur i overflaten, så vel som i kjernen, ble det utført en forundersøkelse på plater med størrelse 10x10 cm² (småplater) for de forskjellige platetykkelsene. Gjennom forundersøkelsen lyktes det å skape de ønskede mikrostrukturene for plater med tykkelse 12, 6, 4 og 3 mm. Dette ble så forsøkt overført til større plater med dimensjon 30x30 cm² for de respektive tykkelsene. Etter endt settherding av disse platene ble det utført ballistiske undersøkelser av tre forskjellige konfigurasjoner, henholdsvis én 12 mm tykk plate, to 6 mm tykke plater og tre 4 mm tykke plater. De 3 mm tykke stålplatene ble ikke settherdet tidsnok til at de ballistiske undersøkelsene av disse kunne inngå i denne rapporten. Av de store platene var det kun den 12 mm tykke platen der det lyktes og omvandle mikrostrukturen til ferritt/perlitt-strukturen i kjernen. De andre platetykkelsene hadde en herdestruktur i kjernen og følgelig høyere kjernehardhet. Overflatehardheten var i tillegg lavere enn forventet for alle tykkelsene. Den 12 mm tykke platen hadde betraktelig lavere ballistisk grensehastighet sammenlignet med det som har blitt funnet tidligere¹. Dette indikerer at den herdede kjernen påvirket økningen i ballistisk grensehastighet funnet i sistnevnte undersøkelse¹. Laminatet bestående av to 6 mm tykke plater ga best ballistisk grensehastighet og var betydelig bedre enn én 12 mm tykk plate. Laminatet bestående av tre 4 mm tykke plater hadde også ballistiske egenskaper som var markant bedre enn én 12 mm tykk plate, men ikke så god som to 6 mm tykke plater. Bortsett fra laminatet bestående av to 6 mm tykke plater som var tilsvarende det som har vært funnet tidligere ga alle konfigurasjonene lavere ballistisk grensehastighet enn én 12 mm tykk plate med herdestruktur i kjernen¹.

Abstract

Previously conducted research on 12 mm thick case hardened NVE 36 quality steel plates has shown that case hardening can give a substantial increase in the ballistic limit for ferrite-pearlite steel plates¹. The ballistic limit was further increased by using a laminate consisting of two 6 mm thick plates of the same quality steel. The general feature for these investigations was that they both had a hard surface consisting of martensite as well as a hardened core. The fact that the steel plates had a hardened core made it difficult to determine how much this contributed to the increase in the ballistic limit. The purpose of this thesis has been to separate these effects from each other by developing a case hardening process that creates a hard surface consisting of martensite combined with a core that retains its original microstructure of ferrite/pearlite. In addition to this it has been an objective to look into the effect that decreasing the individual plate thickness whilst maintaining a total thickness of 12 mm has on the ballistic limit for this steel quality. By conducting a preliminary study on smaller plates with the dimension of 10x10 cm² with thickness of 12, 6, 4 and 3 mm it was successfully obtained a procedure for creating a microstructure of martensite at the surface and ferrite/pearlite in the core. This procedure was then transferred to bigger plates with the dimensions of 30x30 cm². Ballistic tests were performed for all thicknesses except for the 3 mm thickness which failed to be case hardened in time to be included in this rapport. The following configurations were tested: One 12 mm thick plate, two 6 mm thick plates and three 4 mm thick plates. The sought after microstructure was only recreated for the 12 mm steel plate. The plates with 6 mm and 4 mm thickness both had a hardened core. In addition to this the surface hardness was also lower than expected for all the big steel plates (30x30 cm²). The 12 mm thick steel plate had a significantly lower ballistic limit than what has been reported earlier¹. This indicates that the hardened core of the previously conducted experiments¹ influenced the ballistic limit in that work. The laminate consisting of two 6 mm plates attained the best ballistic limit and preformed considerably better than one 12 mm thick plate. The laminate consisting of three 4 mm thick plates also attained a higher ballistic limit than one 12 mm thick plate, but not as good as two 6 mm thick plates. However, the ballistic limit was lower for all setups than what has been shown earlier¹, except for the laminate of consisting of two 6 mm plates that preformed similar to what has been found in previous research (unpublished).

Innholdsfortegnelse

Erklæring	i
Takk	iii
Sammendrag.....	v
Abstract	vii
Liste over figurer	xi
Liste over tabeller.....	xii
1. INNLEDNING	1
2. TEORI.....	3
2.1 Settherding.....	3
2.1.1 Oppkulling.....	3
2.1.2 Settherdingsdybde.....	3
2.1.3 Herding og betydning av avkjølingshastighet.....	4
2.1.3 Anløpning	7
2.1.4 Avkulling.....	8
2.2 Ballistisk penetrasjon.....	9
2.2.1 Prosjektilhastighet og geometri.....	9
2.2.2 Typer deformasjoner	10
2.2.3 Vurdering av ballistiske egenskaper.....	12
2.3 Adiabatisk skjærbånd	13
2.4 Tidligere forskning.....	14
2.4.1 Ballistiske penetrasjonstester på settherdet stål.....	14
2.4.2 Generell forskning på penetrasjonsmotstanden til lagvise målskiver kontra ettlags målskiver.....	15
3. EKSPERIMENTELT	17
3.1 Utgangsmaterialet	17
3.2 Oppkulling	18
3.2.1 Varmebehandling.....	19
3.2.2 Herding.....	20
3.3 Settherding av plater til ballistiske forsøk.....	20
3.4 Ballistiske forsøk.....	21
3.5 Metallografiske analyser	23
3.5.1 Prøvepreparering.....	23

3.5.2	Hardhetsmålinger	24
3.5.3	Mikroskopi.....	24
4.	RESULTATER	25
4.1	Resultater fra forundersøkelsen.....	25
4.2	Ballistiske undersøkelser	33
5.	DISKUSJON	41
5.1	Forundersøkelsen	41
5.2	Settherding av store plater	41
5.3	Ballistiske undersøkelser	42
6.	KONKLUSJON	45
7.	REFERANSER.....	47
Appendiks		

Liste over figurer

Figur 1. Forenklet skisse av omvandling av mikrostruktur fra austenitt	5
Figur 2. Prinsippskisse som viser andre herdeforløp..	6
Figur 3. Prinsippskisse av enkeltherding og dobbeltherding.	6
Figur 4. Utvikling i hardheten for to timers anløpning av et NVE36-stål	8
Figur 5. Eksempler på prosjektiler med forskjellige nesestykke	10
Figur 6. Prinsippskisse av vanlige bruddmekansimene ved penetrasjon	11
Figur 7: Prinsippskisse av definisjonene av delvis og fullstendig penetrasjon.....	12
Figur 8. Skisse av kurve for å bestemme ballistisk grensehastighet	13
Figur 9. Mikrostrukturen til utgangsmaterialet.	18
Figur 10. Prinsippskisse av en typisk gropovn..	19
Figur 11. Prinsippskisse av oppsettet til de ballistiske forsøkene	21
Figur 12. Figuren viser et sett plater innsent i testtriggen.....	22
Figur 13. Oppbygning av 7,62 mm AP2 prosjektil.....	22
Figur 14. Området hvor metallografiske prøver ble skjært ut.....	24
Figur 15. Oppvarming av småplater (10x10 cm ²) med ulik tykkelse.	25
Figur 16. Grafisk fremstilling av den teoretiske avkullingen.	26
Figur 17. Temperaturforløp for de ulike tykkelsene ved luftavkjøling	27
Figur 18. Mikrostrukturen til den 12 mm tykke platen (10x10 cm ²)	28
Figur 19. Mikrostrukturen til den 6 mm tykke platen (10x10 cm ²)	28
Figur 20. Mikrostrukturen til den 4 mm tykke platen (10x10 cm ²)	29
Figur 21: Mikrostrukturen til den 3 mm tykke platen (10x10 cm ²).....	29
Figur 22. Mikrostrukturen i kjernen av oppkullet og luftkjølt 12 og 6 mm.....	30
Figur 23: Mikrostrukturen i kjernen til oppkullet og luftkjølt 4 og 3 mm.....	30
Figur 24. Hardhetsprofilen til småplatene (10x10 cm ²)	31
Figur 25: Kjernehardhet til småprøvene (10x10 cm ²)	32
Figur 26. Bilde av deformasjon på 4 mm tykke plater	33
Figur 27. Ballistisk grensehastighet for de forskjellige konfigurasjonene.....	34
Figur 28. Eksempler på duktil hullutvidelse og stjerneformede sprekker	35
Figur 29. Mikrostrukturer til den store (30x30 cm ²) 12 mm tykke platen.	35
Figur 30. Mikrostruktur til den store (30x30cm ²) 6 mm tykke platen	36
Figur 31. Mikrostruktur til den store (30x30cm ²) 4 mm tykke platen	36
Figur 32. Adiabatisk skjærbånd nært anslagspunkt.....	37
Figur 33: Synlig deformert mikrostruktur parallellt med prosjektilens bane.....	37
Figur 34. Sammenligning av hardhetsprofilene til små og store plater.....	38
Figur 35. Sammenligning av kjernehardhet for småplater og store plater.....	39

Liste over tabeller

Tabell 1. Egenskaper tilhørende avkjølingsforløpene vist i Figur 2.....	7
Tabell 2. Maksimal vektprosent av legeringselement i et NVE36-stål.....	18
Tabell 3. Oppkullingsparametere for stålplater til forundersøkelsen.....	19
Tabell 4. Herdeforløp gjennomført i forundersøkelsen.....	20
Tabell 5. Parametre for gjenoppvarming og herding av de store platene	21
Tabell 6. Geometriske verdier og vekt av komponentene til prosjektilene	23
Tabell 7. Gjennomsnittlig hardhetsverdier for komponenter i prosjektilet	23
Tabell 8. Gjennomsnittlig kornstørrelse og arealfraksjon perlitt for småplatene...	28
Tabell 9. Kornstr. og arealfrak. perlitt etter oppkulling og avkjøling til romtemp..	29

1. INNLEDNING

Et beskyttelsesmateriale er et materiale som beskytter en person eller en installasjon mot skudd fra håndvåpen eller fragmenter fra eksplosjoner. Fragmentene kan for eksempel komme fra en utilsiktet eksplosjon på en offshoreinstallasjon, eller som følge av en terroristaksjon. I en verden der man i 2006 anslo at det fantes rundt 600 millioner håndvåpen² og der det på årlig basis³ produseres omtrent to kuler per person i verden, er det behov for materialer som kan bidra med økt grad av beskyttelse. Eksempler på materialer som brukes til dette formålet i dag kan grovt sett deles inn i aluminium, fiberkompositter, keramer, stål eller kombinasjoner av disse. Felles for disse materialene er at framstillingen medfører relativt høy økonomisk kostnad. Det er derfor ønskelig å utvikle framgangsmåter som kan gjøre materialer med liknende egenskaper tilgjengelig til lavere kostnad.

Stål som er et av materialene som brukes i dag, er ofte tilgjengelig til lavere pris sammenlignet med andre alternativer. Stål har også god formbarhet og mekaniske egenskaper som gjør det aktuelt å anvende. Ulempen med stål er at det har høy massetetthet, noe som gjør det tynge enn andre alternativer. I tilfeller der pris og vekt er avgjørende faktorer for materialvalget, kan tynne plater av stål, som Armox og Domex, med høy stryke brukes. Hvis et settherdet konstruksjonsstål kan måle seg med denne type stål, vil det være en god valgmulighet grunnet økonomiske besparelser. Disse besparelsene vil videre bidra til å gjøre stål til beskyttelsesformål mer tilgjengelig.

I et samarbeidsprosjekt mellom Institutt for materialteknologi, SIMLab (Structural Impact Laboratory) og Senter for forskningsbasert innovasjon, har det blitt utført undersøkelser på anvendelser av stål til beskyttelsesformål. I tidligere forsøk har settherding av en 12 mm tykk stålplate¹ og et laminat bestående av to 6 mm stålplater (ikke publisert), begge konstruksjonsstål av typen NVE36, gitt lovende resultater. Herværende forfatter⁴ utførte i sin prosjektoppgave ved NTNU en undersøkelse basert på resultatene til disse forsøkene. Den tok for seg to sett av laminat, hvor hvert av settene besto av fire plater á 3 mm av samme type konstruksjonsstål. Laminatene ble undersøkt med hensyn til settherding og etterfølgende ballistiske utprøvinger. Målet var å oppnå mikrostruktur bestående av martensitt i det ene settet og martensitt i overflaten kombinert med utgangsstrukturen av ferritt/perlitt i sentrum av det andre settet. Begge settene ble derimot martensittiske og ballistiske undersøkelser ga en økning i ballistisk grensehastighet på bare 3 % sammenlignet grensehastigheten som Lou et al.¹ rapporterte for en 12 mm ubehandlet NVE36 stålplate.

I de tidligere undersøkelsene til Lou et al. og herværende forfatter har kjernen til stålplatene bestått av en herdestruktur istedenfor den opprinnelige strukturen av ferritt/perlitt. For å se på betydningen den herdede kjernen har for de ballistiske egenskapene til denne stålqualiteten er det ønskelig å se resultatene til stålplater

der den opprinnelige mikrostrukturen er mer eller mindre beholdt. Derfor skal det i denne masteroppgaven ved hjelp av forundersøkelser utarbeides en prosedyre for å oppnå ferritt/perlitt i kjernen og martensitt i overflaten for NVE36-stål med platetykkelse på 3 mm, 4 mm, 6 mm og 12 mm. Hver tykkelse skal så legges lagvis til den totale tykkelsen er 12 mm, for så og gjennomgå ballistiske undersøkelser.

2. TEORI

2.1 Settherding

Settherding er en samlebetegnelse for oppkulling og herding av stål, og er vanligvis etterfulgt av anløpning. Gjennom denne behandlingen er det mulig å oppnå en hard og sterk overflate kombinert med en seig kjerne⁵. Slike egenskaper er ønskelig i komponenter som utsettes for stor slitasje eller utmatting, for eksempel tannhjul, maskinakslinger og slagdriller⁵. Karbonkilden som må være til stede for å utføre oppkullingen, kan være en gass-, fast eller flytende form. Industrielt er gassoppkulling den mest anvendte metoden. Det fokuseres her på gassoppkulling da det er dette som skal utføres i prosjektet.

2.1.1 Oppkulling

Når et stål skal oppkuller med gass, blir det varmet opp i en gasstett ovn til en temperatur i området mellom 850-950 °C i en nøytral atmosfære. Ovnene fylles så med en passende gass, eksempelvis propan, butan eller isopropanol⁶. Dette skaper en karbonholdig atmosfære, og ved å holde komponenten ved denne temperaturen vil karbon diffundere inn gjennom overflaten til komponenten. Diffusjonsdybden til karbonet avgjøres av holdetid og karbonkonsentrasjon ved overflaten. Karbonatomene som har diffundert inn under oppkullingen, blir tvangsløst i stålet under herdingen som utføres etter at komponenten er ferdig oppkullet. Denne prosedyren forhindrer dannelse av ferritt og perlitt, istedenfor dannes martensitt i sjiktet der karbonatomene har diffundert inn. Ofte kontrolleres atmosfæren under oppkulling til en konsentrasjon på 0,9 vektprosent karbon, noe som forhindrer dannelse av restaustenitt⁵.

For gassoppkulling benyttes hovedsakelig to typer ovner, kontinuerlig og "batch"⁶. Kontinuerlig type passer til store produksjonsserier med like komponenter som skal ha samme oppkullingsdybde. I denne typen ovner plasseres komponenten i ovnsrommet på den ene siden, for så å passere gjennom forskjellige soner som er henholdsvis forvarming-, rensing-, og oppkullingszone. Operasjonen avsluttes med bråkjøling på motsatt side av der materialet ble plassert innledningsvis⁶. "Batch"-ovner brukes vanligvis for små komponenter med varierende oppkullingsdybde. I en ovn av denne typen senkes komponentene ned i ovnen, forvarmes, for så og oppkuller. Etter endt oppkulling løftes materialet ut for herding og eventuell anløpning⁶.

2.1.2 Settherdingsdybde

Det skilles vanligvis mellom effektiv og total settherdingsdybde. Effektiv settherdingsdybde er avstanden fra overflaten innover mot kjernen til materialet, til det punktet der hardheten ikke lenger er over en spesifikk hardhet. Normalt er denne hardhetsverdien rundt 330 HV⁷. Total settherdingsdybde angir avstanden fra overflaten inn mot kjernen av materialet til det punktet der en ikke kan skille mellom fysiske (hardhet) eller kjemiske (karbonkonsentrasjon) forskjeller⁷. Denne

2.1 Settherding

dybden kan estimeres ved å bruke Harris likning⁸ (likning2.1). I denne likningen antar en at overflaten til stålet er mettet med karbon.

$$d = 660 \cdot e^{\left(-\frac{8287}{T}\right)} \cdot t^{0,5} \quad \text{Likning(2.1)}$$

I likningen representerer d settherdingsdybden i millimeter, t er tiden ved oppkullingstemperatur i timer, og T er oppkullingstemperaturen i Kelvin. For å estimere konsentrasjon karbon som funksjon av avstand fra overflaten og oppkullingstid benyttes en analytisk løsning av Ficks likninger:

$$C(x,t) - C_0 = (C_1 - C_0) \cdot \left(1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right) \quad \text{Likning(2.2)}$$

Her er x avstanden fra overflaten og C_0 er utgangskonsentrasjonen. $C(x,t)$ er konsentrasjonen i dybden x ved tiden t , D er diffusjonskoeffisienten, og $\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ er feilfunksjonen med tabellerte verdier⁹.

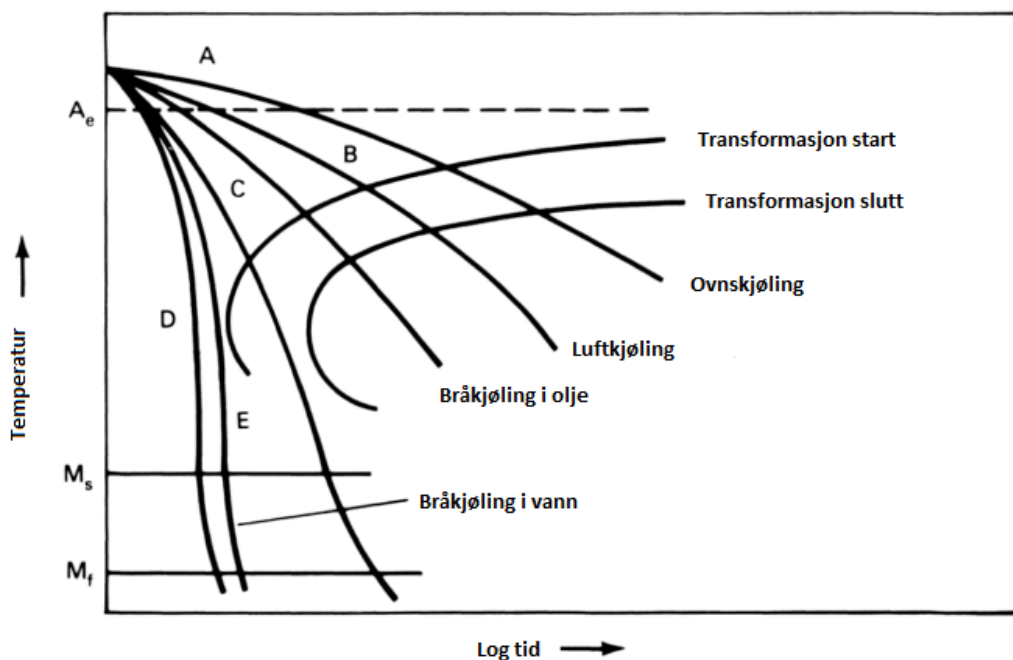
2.1.3 Herding og betydning av avkjølingshastighet

Under oppkulling er temperaturen høy nok til at mikrostrukturen i stålet omdannes til austenitt. Når stålet herdes senkes temperaturen fra oppkullingstemperaturen, dette fører til at austenitt omdannes. Hva austenitt omdannes til er avhengig av avkjølingshastigheten. Ved å avkjøle stålet sakte, tilsvarende som å senke temperaturen i ovnen, dannes lammellær perlitt i en ferrittisk grunnmasse. Den lave avkjølingshastigheten tillater tilstrekkelig karbondiffusjon til å danne sistnevnte mikrostruktur. Ved så lav avkjølingshastighet oppnår en også liten grad av herding. Etter hvert som en øker avkjølingshastigheten øker også oppnådd styrke og hardhet grunnet tynnere lameller. Fortsetter en å øke avkjølingshastigheten vil karbondiffusjon innad i stålet forhindres, dermed kan ikke mikrostrukturen endres til ferritt og perlitt. Istedenfor endres den gjennom skjærdeformasjon eller militær deformasjon⁵, og dette fører til dannelse av bainitt¹⁰. Ved høy avkjølingshastighet kan en oppnå fullstendig herding av materialet, dette innebærer tvangsløsning av karbonatomene og dannelse av en mikrostruktur bestående av martensitt. Omdanningen fra austenitt til martensitt starter ved temperaturen M_s for det aktuelle stålet og betraktes som fullstendig omdannet ved temperaturen M_f . Denne temperaturen kan estimeres ved hjelp av likning (2.3) utarbeidet av Atkins¹¹.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 432 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 17,7 \cdot \%Ni - 12,1 \cdot \%Cr - 7,5 \cdot \%Mo \quad \text{Likn. (2.3)}$$

Her er $\%C$, $\%Mn$, $\%Ni$, $\%Cr$ og $\%Mo$ vektprosent av henholdsvis karbon, mangan, nikkel, krom og molybden i stålet. M_f temperaturen er som regel 165-245 °C lavere

enn M_s ¹². Avkjølingshastigheten kan reguleres ved valg av avkjølingsmedium. Figur 1 viser et forenklet eksempel på avkjøling ved bruk av forskjellige avkjølingsmediummer. Den stiplede linjen merket A_e viser austinittiseringstemperaturen. Transformasjon start og slutt markerer henholdsvis starten og slutten av transformasjonen til perlit. Forløpene merket A-E viser avkjølingsforløpene i forskjellige herdemedium.

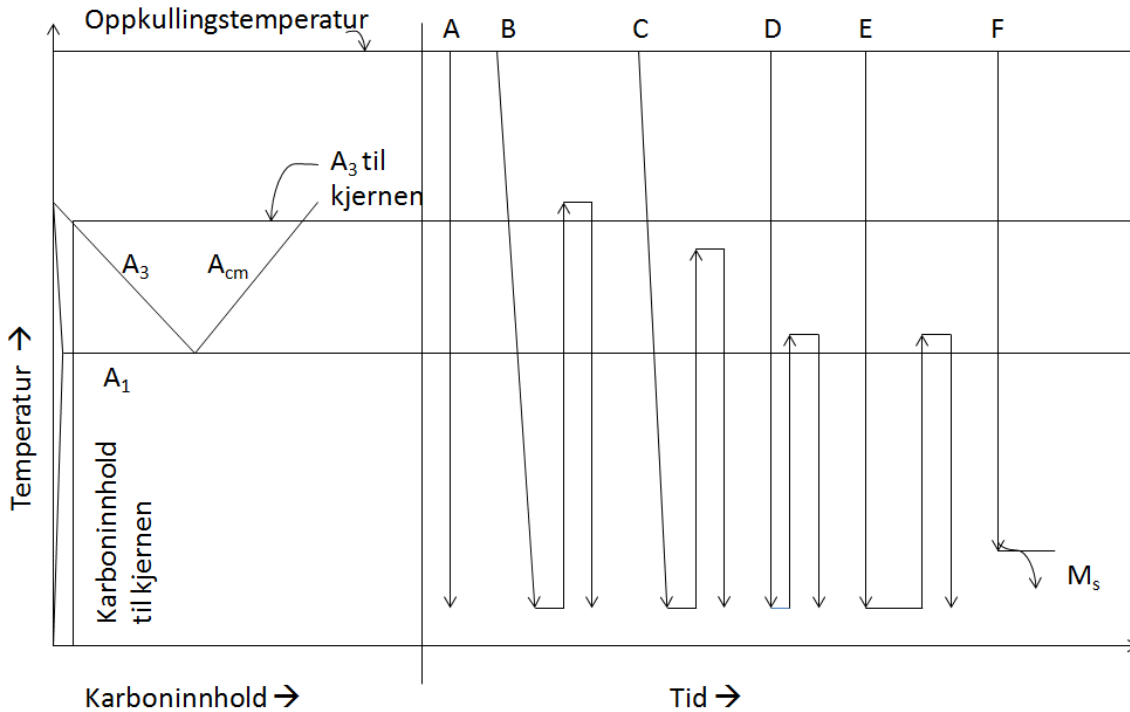


Figur 1. Forenklet skisse av omvandling av mikrostruktur fra austenitt i forskjellige avkjølingsmediummer (modifisert fra ¹²).

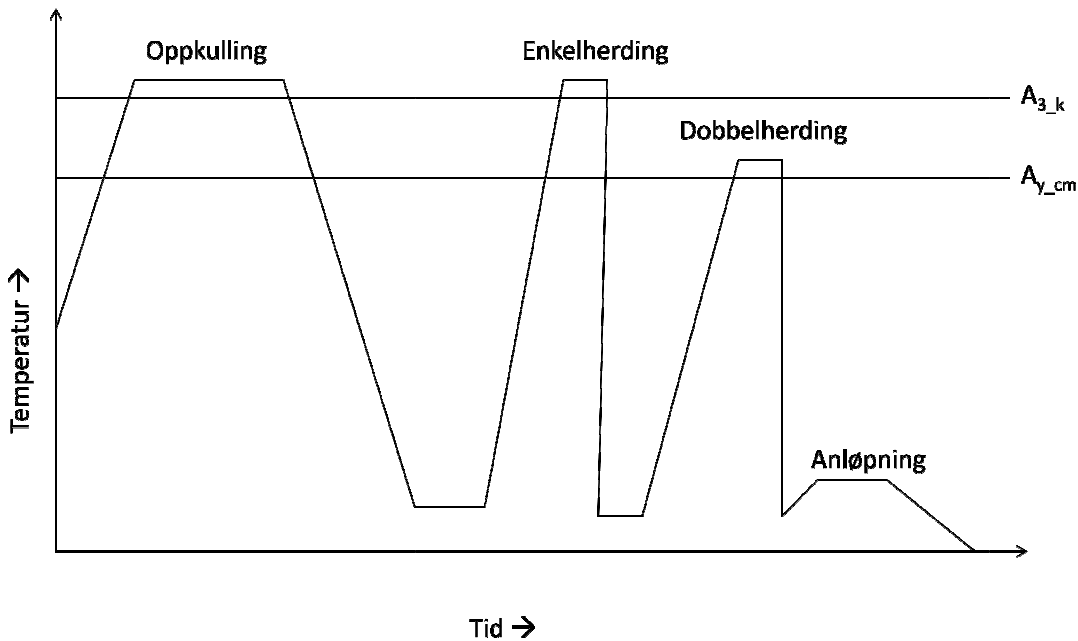
Den enkleste formen for herding etter oppkulling er direkteherding (forløp A i Figur 2). Her avkjøles stålet rett fra oppkullingstemperatur til M_f ved så høy avkjølingshastighet at dannes martensitt i det oppkullede området. Hvis ikke atmosfæren under oppkullingen er regulert, kan det være igjen austenitt som ikke har blitt omvandlet til martensitt, og som fører til dannelse av restaustenitt. Restaustenitt er uønsket i settherdet stål da det er mykt og kan omdannes til sprø martensitt ved påført belastning¹³. Ved dette herdeforløpet kan det også forventes delvis herding av kjernen. En kan også gjennomføre en såkalt enkeltherding (B i Figur 2). I denne prosessen kjøles stålet sakte ned fra oppkullingstemperaturen, for så og varmes opp til en temperatur like over austenittiseringstemperaturen etterfulgt av bråkjøling. På denne måten blir det dannet en finkornet martensittstruktur i overflaten⁵. En tredje måte å herde stålet på er gjennom dobbeltherding (Figur 3). Dette utføres i situasjoner der en i tillegg til hard overflate ønsker en sterk kjerne⁵. Dobbeltherding innebærer i likhet med enkeltherding, sakte avkjøling fra oppkullingstemperaturen. Deretter varmes stålet opp til over A_{3k} (A_3 -temperaturen til kjernen) noe som fører til at kjernen austinittiseres og blir herdet gjennom påfølgende bråkjøling⁵. Dette etterfølges av oppvarming til en temperatur

2.1 Settherding

høyere enn A_{cm} for overflaten for så å bråkjøle slik at overflaten blir herdet. I tillegg til direkte-, enkelt- og dobbeltherding (Figur 3) finnes det andre herdeforløp vist i Figur 2 og som gir egenskaper vist i Tabell 1. Alle tilfeller av settherding nevnt her blir etterfulgt av anløpning.



Figur 2. Prinsippskisse som viser andre herdeforløp. Til venstre er et utdrag fra Fe-C faseagrammet skissert og til høyre herdeforløp (modifisert fra 13).



Figur 3. Prinsippskisse av enkeltherding og dobbeltherding.

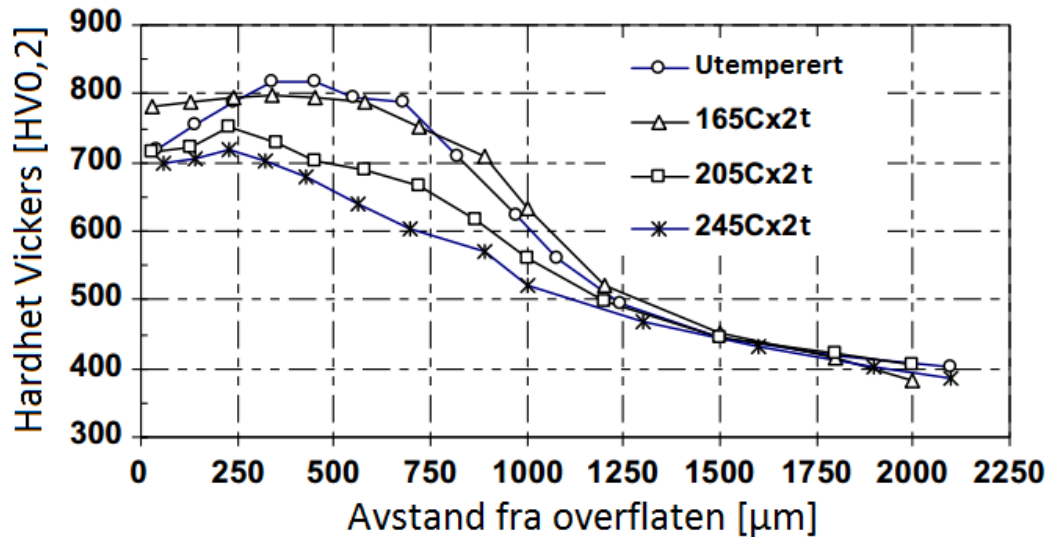
Tabell 1. Egenskaper tilhørende avkjølingsforløpene vist i Figur 2 (modifisert fra¹³).

Forløp	Settherdet del	Kjerne
A	Ingen kornforfinende effekt. Mulighet for restaustenitt og at materialet deformeres ved avkjøling.	Ingen kornforfining, men en viss herding forventes.
B	Kornforfining, mulighet for restaustenitt i høylegerte stål.	Kornforfining, maksimal kjernestyrke og hardhet.
C	Kornforfining.	Delvis kornforfining, hardere og seigere enn for forløp D.
D	Kornforfining.	Ingen kornforfining, myk med mulighet for maskinering.
E	Kornforfining, minimalt med restaustenitt.	Lav hardhet, høy seighet. Kan maskineres.
F	Ingen kornforfining. Dannelse av restaustenitt. Liten mulighet for at materialet deformeres.	Maksimalt herdet.

2.1.3 Anløpning

Anløpning utføres som regel etter at stålet har gjennomgått herding. Hovedsakelig vil denne behandlingen føre til at noe av de interne spenningene som har oppstått innad i metallet under herdingen, løses opp, noe som igjen medfører at hardheten reduseres til fordel for mer duktilitet. Dette kan benyttes for å oppnå en ønsket kombinasjon av styrke og seighet. Anløpningen fører også til reduksjon av tvangsløst karbon ved at det presipiterer som karbider. Det er vanlig å anløpe lavlegerte stål i temperaturområdet 175 °C til 350 °C. Holdetiden ved en temperatur i dette området kan variere mellom 30 minutter til flere timer. Hvor mykt materialet blir under anløpning er avhengig av anløpningstemperaturen og anløpningstiden. Figur 4 viser hvordan hardheten til et NVE36-stål endres under to timers anløpning ved tre forskjellige temperaturer.

2.1 Settherding



Figur 4. Utvikling i hardheten for to timers anløpning av et NVE36-stål ved forskjellige temperaturer (modifisert fra ¹).

For anløpningstemperaturer mellom 50 °C og 200 °C vil det i stål med høyere karboninnhold enn 0,2 vektprosent skje en presipitasjon av ϵ -karbider ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Disse presipitatene kan gi en viss styrkeøkning i stål med høyt karboninnhold (0,6-0,99 wt% C) ved anløpning i temperaturområdet mellom 50 °C og 100 °C ¹⁴. Dette vises i Figur 4 hvor en ser en styrkeøkning i overflaten for anløpning ved 165 °C. Når anløpningstemperaturen økes til området mellom 200 °C og 300 °C vil ϵ -karbidene omdannes til stavformet sementitt ⁵. I dette temperaturområdet vil også restaustenitt omdannes til en blanding av ferritt og sementitt ¹⁴. Når anløpningstemperaturen stiger over 350 °C vil sementitten forgroves og sfæroidiseres ⁵. Anløpning ved temperaturer over 350 °C er ikke vanlig for stål som har gjennomgått settherding ettersom dette gløder ut spenningene i materialet og på den måten mister en hardheten som har blitt oppnådd gjennom settherding.

2.1.4 Avkulling

Hvis et stål varmes opp til en temperatur over ca. 680 °C ¹⁵ uten beskyttende eller karbonfylt atmosfære kan avkulling forekomme. Avkullingen skyldes at karbonatomene diffunderer ut av stålet og reagerer med oksygen i ovnsatmosfæren. I denne masteroppgaven var dette en aktuell problemstilling og derfor blir dette teamet berørt i dette avsnittet. Avkullingsdybden kan beregnes ved likning (2.2) ved å sette $C_1 = 0$ og sette inn tiden (t) komponenten skal varmebehandles. For å unngå avkulling kan komponenten beskyttes ved å kontrollere ovnsatmosfæren, for eksempel med karbonfylt atmosfære, argongass eller nitrogengass.

2.2 Ballistisk penetrasjon

Fagområdet "ballistisk penetrasjon" beskriver de fenomener som oppstår når en konstruksjon blir truffet av et prosjektil som utsetter den for en lokal dynamisk belastning. Prosjektilet kan enten gjennombore målskiven (gjennom boring), stoppes av den (inneslutning) eller avbøyes av den (rikosjett)¹⁶. Hvor godt et materiale beskytter mot anslag fra prosjektiler er avhengig av en rekke parametre som type prosjektil som er brukt, utformingen, hardheten og massetettheten til prosjektilet. Videre er beskyttelsen også avhengig av hastigheten til prosjektilet og vinkelen prosjektilet treffer platen med. Hardheten, duktiliteten, mikrostrukturen og tykkelsen til målskiven påvirker også resultatet. Det skilles mellom "tynne plater" og "tykke plater". En tynn plate, er definert som en plate der tykkelsen til platen (T) delt på diameteren til prosjektilet (D) er mindre enn én¹⁷. "Tykke plater" er definert som plater der dette forholdet er større eller lik én¹⁷.

Tynne plater: $T/D < 1$.

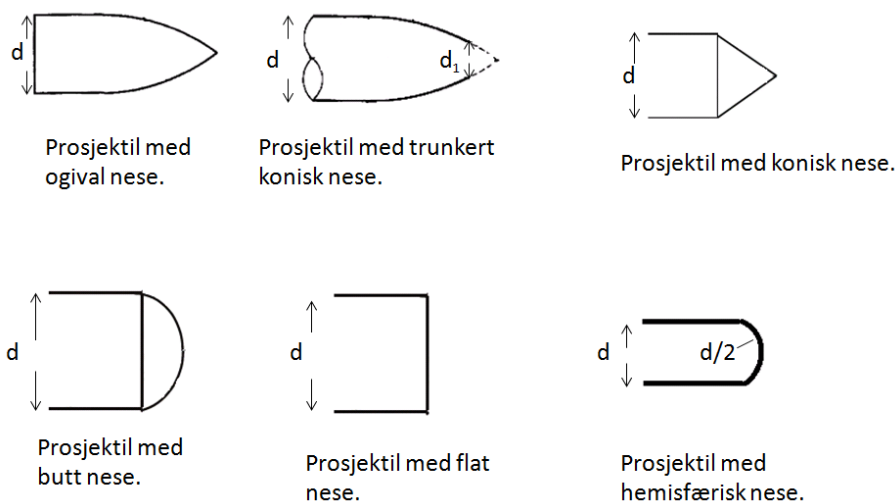
Tykke plater: $T/D \geq 1$.

Grovt sett kan en si at penetrasjonen av tynne plater foregår under betingelser gjeldende for en plan spenningstilstand, mens for tykke plater er det plan tøyningstilstand som er gjeldende¹⁷. Forskjellen mellom tilstandene ligger i hvordan platene går til brudd. I en plan spenningstilstand vil platen gå til duktilt brudd, noe som kjennetegnes ved at det dannes en 45 graders skjærleppe ved de frie overflatene. Plan tøyningstilstand kjennetegnes ved at materialet oppfører seg elastisk fram til bruddspenningen nås, og da går materialet til sprøtt brudd.

2.2.1 Prosjektilhastighet og geometri

Hastigheten til penetratoren grupperes på følgende måte: lav hastighet (0-50 m/s), "sub ordnance" (50-500 m/s), "nominal ordnance" (500-1300 m/s), "ultra ordnance" (1300-3000 m/s) og "hyper ordnance" (> 3000 m/s). De fleste vanlige våpen akselerer prosjektilet mot målskiven i hastigheter som ligger innenfor "nominal ordnance"-området, og dette området er derfor av størst interesse i denne masteroppgaven¹⁶. I tillegg til hastigheten er neseformen til prosjektilet viktig for hvordan materialet deformeres ved anslag. Eksempler på nesestykker som kan anvendes på prosjektiler, er vist i Figur 5.

2.2 Ballistisk penetrasjon

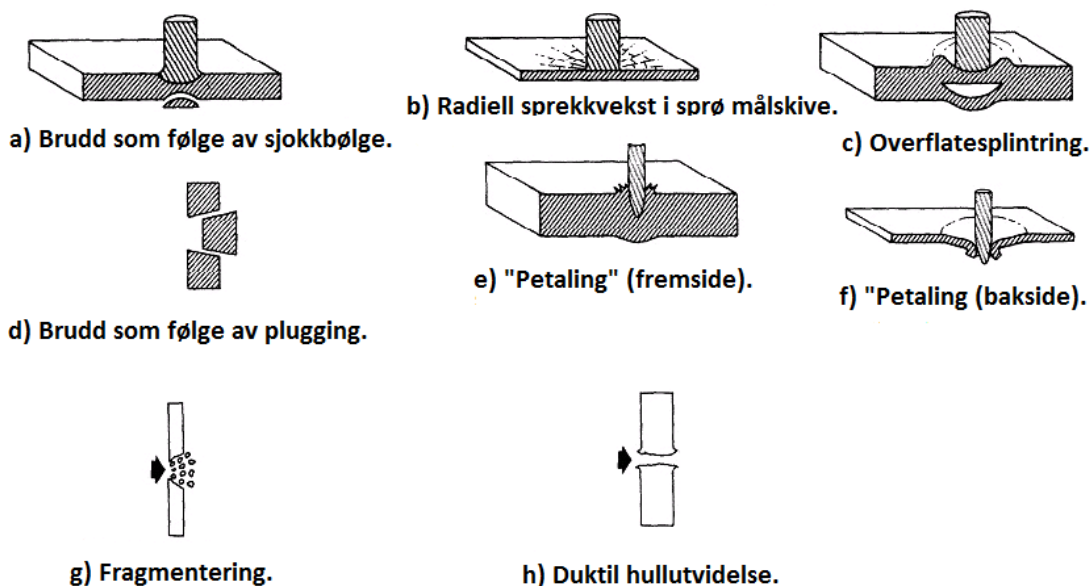


Figur 5. Eksempler på prosjektiler med forskjellige nesestykke, (modifisert fra ^{18,19}).

For at et material skal anses som godkjent for beskyttelse mot anslag fra prosjektiler må det tilfredsstill NS-EN 1063²⁰-standarden. Kravene for å oppfylle standarden ved anslag av prosjektiler av typen 7,62 mm APM2, som er det som vil bli benyttet i dette prosjektet, er at det må kunne stoppe prosjektiler med hastighet på $820 \pm 10 \text{ m/s}^{20}$.

2.2.2 Typer deformasjoner

Ved hastighetene nevnt i avsnitt 2.2.1 vil det i målskiven oppstå spredning av elastiske, plastiske og/eller hydrodynamiske bølger, samt oppvarming som følge av friksjon forårsaket av deformasjon. I "nominal ordnance"-regimet blir mesteparten av energien omvandlet til plastisk arbeid, både på prosjektilet og på målskiven. Styrken til materialet er viktig, og etter hvert som hastigheten øker spiller tettheten til materialet en større rolle¹⁹. Målskiven kan deformeres og tillate at prosjektilet går gjennom på forskjellige måter, de mest vanlige er vist i Figur 6.



Figur 6. Prinsippskisse av de mest vanlige bruddmekanisimene som følge av penetrasjon. Figur er modifisert fra²¹.

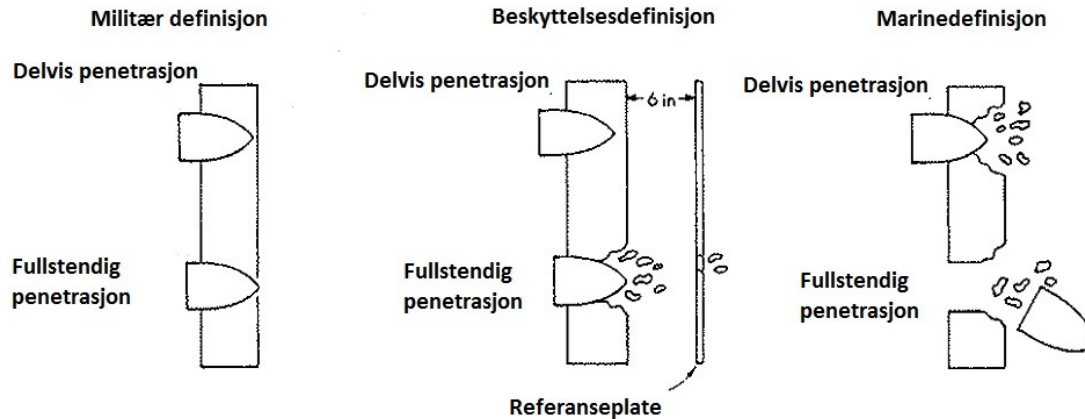
Brudd som følge av sjokkbølgen som skapes ved anslag (Fig. 6a), inntreffer når spenningene fra sjokkbølgen blir høyere enn den kompressive styrken til materialet¹⁶. Radiell sprekkvekst (Fig. 6b) forekommer hovedsakelig i materialer som har betydelig lavere strekkfasthet enn kompressiv styrke¹⁶, for eksempel keramer. Når anslaget på målskiven fører til sjokkbølger som resulterer i avskalling av materialet på motsatt side, snakker en om overflatesplintring (Fig. 6c). Plugging (Fig. 6d) oppstår når det rundt prosjektilet dannes store skjærspenninger og disse fører til at en sylindrisk bit på størrelse med prosjektilet blir satt i bevegelse¹⁶. Dette observeres vanligvis når det benyttes butt prosjektile som skytes mot tynne, harde plater. Kronbladdannelse ("Petaling") (Fig. 6e og Fig. 6f) forekommer når det oppstår skjærspenninger i radiell retning. Disse skjærspenningene forårsakes av et bøyemoment som følge av at materialet blir skjøvet foran prosjektilet og på grunn av inhomogeniteter i materialet. Til slutt blir spenningen større enn strekkfastheten, og en stjerneformet sprekk dannes fremfor tuppen av prosjektilet. Disse sprekkene bøyes bakover og kronbladdannelse ("petals") dannes¹⁶. Dette observeres som regel ved bruk av ogivale eller koniske kuler. Fragmentering (Fig. 6g) oppstår i sprø materialer der den kinetiske energien fra prosjektilet spres ved at materialet fragmenteres i små biter¹⁶. Ved duktil hullutvidelse (Fig. 6h) blir materialet foran prosjektilet skjøvet til siden grunnet høyt radielt trykk¹⁶.

For ogivale prosjektiler, som er det som blir benyttet i dette prosjektet, er det trolig duktil hullutvidelse (Fig. 6h) som forårsaker perforering av stålplaten²². Prosjektilets nese vil åpne et lite hull i stålplaten langs prosjektilets akse som muliggjør perforering via nevnte mekanisme. På bakgrunn av materialets styrke er

2.2 Ballistisk penetrasjon

det også nærliggende at det vil dannes stjerneformede sprekker rundt tuppen av prosjektilet. Disse sprekkene skyves til side for så å forme såkalte kronblader ("petals")²² (Fig. 6e.)

2.2.3 Vurdering av ballistiske egenskaper



Figur 7. Prinsippskisse av de forskjellige definisjonene av delvis og fullstendig penetrasjon (modifisert fra¹⁶).

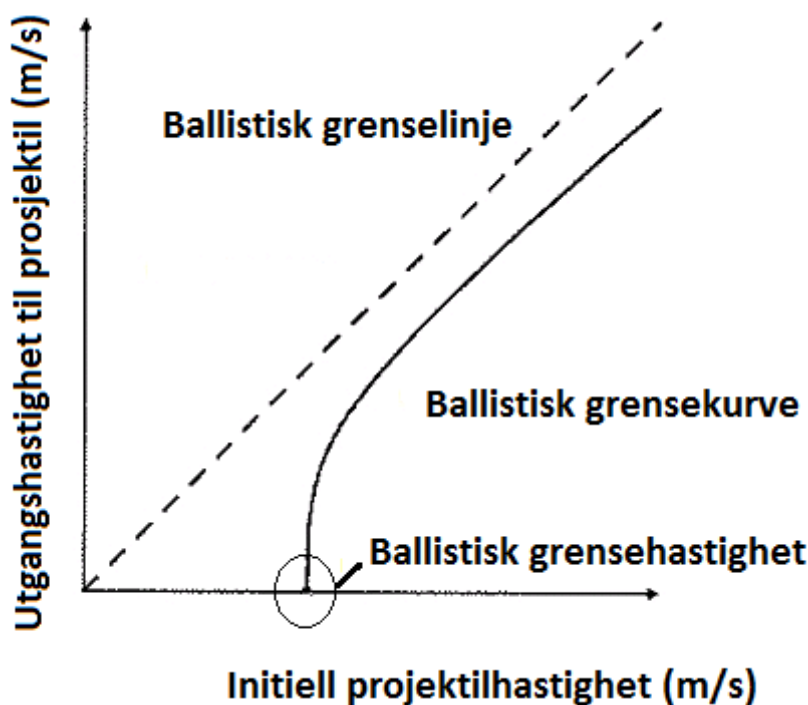
Når de ballistiske egenskapene til et material skal vurderes, snakker en ofte om ballistisk grensehastighet. Den defineres som gjennomsnittet av to anslagshastigheter, den høyeste hastigheten som gir delvis penetrasjon, og den laveste hastigheten som gir fullstendig penetrasjon²¹. Hva som anses som delvis og fullstendig penetrasjon varierer for hvilken definisjon en bruker. Definisjonene er gjengitt i Figur 7. I denne rapporten er det den militære definisjonen som blir anvendt. Ballistisk grensehastighet kan estimeres eksperimentelt ved å benytte en generalisert versjon av likningen til Recht-Ipson¹⁹:

$$v_r = a(v_i^p - v_{bl}^p)^{1/p} \quad \text{for } v_i > v_{bl} \quad \text{likning (2.4)}$$

$$v_r = 0 \quad 0 \leq v_i \leq v_{bl}$$

Her er a og p konstanter som kan finnes ved å benytte minste kvadraters metode der a er typisk rundt 1 og p rundt 2. Videre står v_r for projektilens utgangshastighet, v_i for projektilens inngangshastighet og v_{bl} for den ballistiske grensehastigheten til målskiven. De to førstnevnte måles eksperimentelt, og ved å beregne konstantene a og p kan dermed den ballistiske grensehastigheten (v_{bl}) estimeres.

Den ballistiske grensekurven brukes for å beskrive en målskives ballistiske egenskaper. Da plottes resthastigheten til kulen som funksjon av inngangshastigheten. Et eksempel på en slik kurve er vist i Figur 8.



Figur 8. Skisse av kurve for å bestemme ballistisk grensehastighet.

Skjæringspunktet med x-aksen representerer den ballistiske grensehastigheten. Den stiplede linjen representerer en teoretisk målskive uten tykkelse.

2.3 Adiabatisk skjærbånd

Når metaller gjennomgår store plastiske deformasjoner, øker temperaturen i materialet. Det skyldes at store deler av arbeidet som går med til å deformere materialet plastisk, omdannes til varme. Dette skjer i målskiver etter hvert som hastigheten til prosjektilet øker og en større andel kinetisk energi må absorberes. Varme genereres og bidrar til å øke graden av flyt og fører til dannelse av skjærbånd i de oppvarmede områdene. Oppvarmingen som oppstår er kritisk for materialet og kan føre til brudd. Denne mekanismen ble kalt adiabatisk skjær av Zener og Hollomon²³. Ordet adiabatisk indikerer at skjærdeformasjonen kommer som følge av at materialet blir mykt av varmen som skapes²⁴.

For å begrense utviklingen av adiabatisk skjærbånd (ASB) i et materiale er det hensiktsmessig at det har lav evne til å generere varme som følge av mekanisk arbeid²⁵. Ved metallografiske undersøkelser deles ASB i stål inn i deformerte og transformerte bånd. I stål opptrer transformerte bånd ofte som hvite etsebånd eller hvite skjærbånd. I disse sonene er det en markert grense mellom båndet og resten av matriks. Båndet har høyere hardhet og en definert vidde. Med bakgrunn i dette er den rådende teorien at det i transformerte bånd har foregått en fasetransformasjon²⁶. For at fasetransformasjonen skal oppstå må temperaturen i skjærbåndene komme opp i temperatur hvor det dannes austenitt. Avkjølingshastigheten til områdene med skjærbåndene avgjør så hvilken fase mikrostrukturen transformeres til²⁷. De deformerte båndene kjennetegnes av at de

2.4 Tidligere forskning

oppstår i områder med intenst deformert mikrostruktur. Deformerte bånd er mer sannsynlig å finne i stål med martensittisk mikrostruktur ettersom den gjør stålet hardt, og dermed mer sannsynlig at stålet vil sprekke opp før temperaturen er høy nok til at det oppstår en faseformasjon i skjærbåndene²². Stålplater med en mikrostruktur bestående av ferritt og perlitt er mer duktile og her kan temperaturen bli høy nok til å gi en formasjon fra ferritt til austenitt²².

2.4 Tidligere forskning

2.4.1 Ballistiske penetrasjonstester på settherdet stål

Under følger et sammendrag av tidligere forskning på ballistisk grensehastighet til settherdet stål.

Lou et al.¹ undersøkte de ballistiske egenskapene til henholdsvis én 12 mm tykk plate og et laminat av to 6 mm tykke plater av settherdet NVE 36 stål. Begge var oppkullet ved bruk av en karbonholdig pasta. I disse eksperimentene ble penetrasjonsmotstanden økt fra 592 m/s til 766 m/s for 12 mm tykke plater, og for laminatet ble den økt til 810 m/s. Det ble også gjort anløpning ved to forskjellige temperaturer etter oppkulling. Anløpning ved 245 °C i to timer ga best resultat.

I sitt prosjektarbeid ved NTNU forsøkte Coucheron⁴ å gjenskape resultatene til Lou et al. på et laminat bestående av fire settherdede plater av NVE 36-stål á 3 mm. Til forskjell fra Lou et al. sitt arbeid ble det benyttet gassoppkulling istedenfor karbonholdig pasta. Den oppnådde ballistiske grensehastigheten var bare 3 % større enn den Lou et al. rapporterte for ubehandlet 12 mm tykk NVE36 stål.

Larsen²⁸ utførte settherding, også her med gassoppkulling, på 12 mm tykke plater av slitestålet Hardox 450 for å se hvorvidt settherding kunne bidra til å øke den ballistiske penetrasjonsmotstanden til dette stålet, oppkullingen foregikk ved 940 °C i seks timer. Det ble eksperimentert med oppkulling ved et karbonpotensial på 0,9 wt %, så vel som 1,3 wt %, etterfulgt av forskjellige herdeforløp. I tillegg ble en plate belagt med en maling som hindret oppkulling på den ene siden, slik at platen kun ble oppkullet fra én side. Forsøkene viste at oppkulling ved karbonpotensial på 1,3 wt % ga 1,5 % bedre penetrasjonsmotstand enn ved 0,9 wt %, med samme varmebehandling. Oppkulling fra én side ga noe bedre penetrasjonsmotstand enn oppkulling fra begge sidene. Forbedringene var så små at settherding av Hardox 450 ikke ble anbefalt for å øke de ballistiske egenskapene til denne typen stål.

2.4.2 Generell forskning på penetrasjonsmotstanden til lagvise målskiver kontra ettlags målskiver.

Forskningen som er referert til i det etterfølgende tar for seg én plate og/eller kombinasjoner av plater med like egenskaper gjennom hele tykkelsen. De er derfor ikke direkte sammenlignbare med forskning utført på settherdet stål, fordi i et settherdet stål er egenskapene ulike gjennom tverrsnittet.

I studier utført av Børvik et al.²⁹ og Holmen et al.³⁰ ble det utført ballistiske undersøkelser av henholdsvis fem ulike stålkvaliteter og fire forskjellige varmebehandlinger av AA6070 aluminium, alle målskivene ble beskyttet med ogivale prosjektiler. I begge disse undersøkelsene ble det funnet at motstanden mot penetrasjon øker nærmest lineært for økende flytegrense, og at styrken til materialet er viktigere enn duktiliteten når det gjelder å stoppe prosjektiler fra håndvåpen. Videre ble det i undersøkelsene til Børvik et al.²⁹ konkludert med at målskiver bestående av to plater hadde lik ballistisk grensehastighet med én plate av samme totale tykkelse.

Almohandes et al.³¹ fant gjennom sin forskning fram til at én stålplate var mer effektiv enn lagvise plater av lik total tykkelse. Videre ble det oppdaget at motstanden i de lagvise platene økte etter hvert som antallet plater minket og tykkelsen av bakplaten økte. Stålplatene i disse undersøkelsene ble beskyttet med ogivale prosjektiler.

Ben-Doer et al.³² utviklet en analytisk modell for lagvise duktile plater. De fant at systemet var uavhengig av om det var luft mellom platene og oppnådde resultater som samsvarte med eksperimentelle data oppnådd av Almohandes et al.³¹ Dette ble videre styrket av at Liang et al.³³ utviklet en analytisk modell som hadde god overensstemmelse med resultatene til Almohandes et al.³¹.

Woodward og Cimpoeru³⁴ gjorde undersøkelser på målskiver bestående av lagvise plater av 2024-t351 aluminium. De fant at et laminat ikke resulterer i noen betydelig økning i ballistisk grensehastighet sammenlignet med en plate av lik total tykkelse.

Elek et al.³⁵ fremstilte en modell for å undersøke anslag av butt prosjektil på lagvise målskiver med mellomrom. Konklusjonen var at en monolittisk målskive har bedre motstand mot gjennom boring enn lagvise målskiver med lik total masse. De påsto i tillegg at økt antall lag vil bidra til å senke motstanden til målskiven.

Gupta et al.³⁶ gjorde en eksperimentell og numerisk undersøkelse av oppførselen til tynne aluminiumsplater beskyttet av ogivale, butte og hemisfæriske prosjektiler. Platene ble lagt lagvis med forskjellig total tykkelse. Disse undersøkelsene avdekket at når antallet lag var flere enn to sank motstanden mot gjennomtrengning sammenlignet med én enkel plate av samme totale tykkelse. Videre ble det funnet at prosjektiler med ogival nese var den mest effektive penetratoren.

2.4 Tidligere forskning

Dey et al.³⁷ gjennomførte en eksperimentell og numerisk undersøkelse av penetrasjon på 12 mm tykke plater av Weldom 700E stål. Her ble det funnet en økning i ballistisk grensehastighet ved bruk av butte prosjektiler, men denne effekten forsvant ved bruk av ogivale prosjektiler. Hovedkonklusjonen var likevel at minimum ballistisk grense uavhengig av utformingen til prosjektilet, virker å øke for en målskive bestående av flere lag. På bakgrunn av dette utførte Dey et al.³⁸ numeriske undersøkelser av andre kombinasjoner av Weldom 700E stål og ArmoX 560T stål der total tykkelse og masse ble holdt konstant. Undersøkelsene ga en indikasjon på at lagvise plater av Weldom 700E (6 mm + 6 mm = 12 mm) ga økning i ballistisk grensehastighet kontra monolittisk ved bruk av butte prosjektiler. Også her forsvant bidraget fra lagvise plater ved bruk av ogivale prosjektiler. For å kontrollere overensstemmelsen mellom numeriske og eksperimentelle resultater, ble en 6 mm Weldom 700E plate kombinert med en 6 mm ArmoX 560T plate både numerisk og eksperimentelt, og rekkefølgen på platene ble variert. I de numeriske beregningene ga førstnevnte kombinasjon best motstand mot butte prosjektiler. Det motsatte ble funnet for stump prosjektil i de eksperimentelle undersøkelsene, mens de numeriske resultatene for ogivale prosjektiler var tilnærmet lik de eksperimentelle. Grunnen til forskjellen mellom numeriske og eksperimentelle resultater for stumpe prosjektiler skyldtes at de numeriske analysene ikke hadde tatt hensyn til fragmentering av prosjektilene og den harde platen. Solberg et al.²² utførte en metallografisk undersøkelse av skjærbånd i tre Weldom stålplater som hadde blitt beskyttet. Her ble det konkludert med at duktile materialer har høyere ballistisk grensehastighet når de blir beskyttet med stumpe prosjektiler enn det materialer med høyere styrke har. Grunnen til dette er at den høye styrken til disse materialene er oppnådd gjennom varmebehandling, og at mye av dette styrkebidraget forsvinner på grunn av varmen som oppstår i sonene med skjærbånd.

Flores-Johnson et al.³⁹ utførte en numerisk undersøkelse av de ballistiske egenskapene til monolittiske, doble og trelags metalliske plater laget av enten stål, aluminium eller en kombinasjon av disse metallene. Det ble brukt 7,62 mm APM2 ogivale prosjektiler i hastighetsområdet mellom 775 og 950 m/s. Ut fra de numeriske modellene som ble utviklet, ble det konkludert med at monolittiske plater har bedre ballistisk motstand enn flere lag med plater av samme materiale. Denne effekten synker proporsjonalt med anslagshastigheten. Det ble videre konkludert med at doble plater med en tynn frontplate av aluminium og tykk bakplate i stål ga bedre motstand enn flere lag med stålplater med lik arealtetthet.

Zukas et al.⁴⁰ utførte numeriske undersøkelser av anslag av stålplater med hemisfæriske stangprosjektiler. De kom fram til at målskiver bestående av flere lag med lik tykkelse reduserer bøyestivheten til målskiven, og på den måten ble motstanden mot anslag lavere enn for monolittiske målskiver.

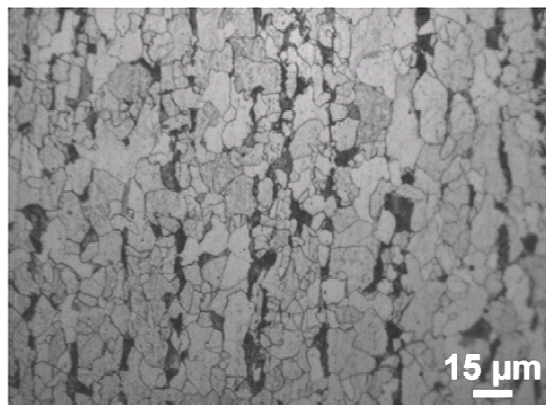
3. EKSPERIMENTELT

Den første delen av masteroppgaven hadde som formål å etablere en herdemetode som ga hard martensitt i overflaten og ferritt/perlitt i kjernen av stålplatene. Dette ble utført som en forundersøkelse. I forundersøkelsen ble NVE 36 stålplater med varierende tykkelse (3, 4, 6 og 12 mm) oppkullet hos Kverneland Group og etter endt oppkulling ble platene luftkjølt til romtemperatur. Platene ble deretter gnistkuttet til mindre plater på 10x10 cm² (småplater). Disse småplatene ble så varmet opp til 920 °C ved NTNU, og forskjellige herdeforløp ble utprøvd. Etter å ha blitt tatt ut av ovnen, ble platene holdt i ulike tider i luft før de ble bråkjølt i vann. Da herdeforløp som ga den ønskede mikrostrukturen var etablert, ble større plater på 30x30 cm² (store plater) med varierende tykkelse settherdet, gjenoppvarmet til 920°C og avkjølt ved hjelp av de nyetablerte metodene ved Kverneland Group. Dette medførte at platene gikk gjennom et lignende settherdingsforløp som det som er beskrevet som enkeltherding i kapittel 2.1.3 i teorien. Forskjellen er at ved andre oppvarming ble stålet varmet opp til en høyere temperatur enn A₃-temperaturen til kjernen. Dette ble gjort for i størst mulig grad å etterligne Lou et al's.¹ settherding som ble utført som en direkteherding. Etter settherding ble det utført ballistiske undersøkelser av de store platene. Tre konfigurasjoner av plater ble testet ut. Konfigurasjonene var som følger: én 12 mm tykk plate, to 6 mm tykke plater og tre 4 mm tykke plater. Felles for konfigurasjonene var at de hadde en total tykkelse på 12 mm.

3.1 Utgangsmaterialet

Materialet som ble brukt i denne masteroppgaven, var stålplater av NVE36 kvalitet fra Norsk Stål. Platene ble levert i 6 mm og 12 mm tykkelse og ble gnistkuttet til dimensjon 30x30 cm² hos verkstedpartner. For å gjøre eksperiment på plater med tykkelse 3 mm og 4 mm ble 6 mm tykke plater planslipt like mye på hver side til ønsket tykkelse. Ettersom plater på 6 mm og 12 mm ikke ble planslipt, ble de sandblåst før oppkulling. Dette ble gjort for å fjerne oksidlag på overflaten. Typisk sammensetning til et NVE36-stål er vist i Tabell 2. Utgangsmaterialet hadde en gjennomsnittlig kornstørrelse på 8 µm og et perlittinnhold på ca. 12%, mikrostrukturen er vist i Figur 9.

3.2 Oppkulling



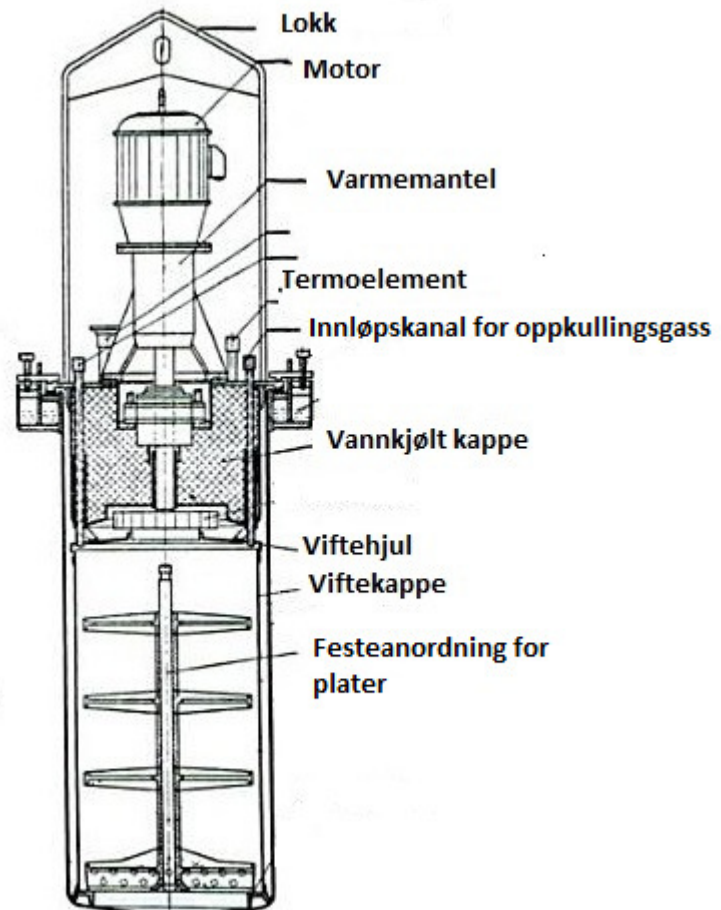
Figur 9. Mikrostrukturen til utgangsmaterialet.

Tabell 2. Maksimal vektprosent av legeringselement i et konstruksjonstål av NVE36-kvalitet [wt%]

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	Ti
0,18	1,6	0,50	0,035	0,035	0,20	0,40	0,1	0,02

3.2 Oppkulling

Til forundersøkelsen ble fire plater med forskjellig tykkelse, henholdsvis 3 mm, 4 mm, 6 mm og 12 mm oppkullet hos Kverneland Group. Oppkullingsparameterne er gjengitt i Tabell 3. Det ble benyttet en gropovn med isopropanol som oppkullingsmedium, og atmosfæren under oppkullingen ble ikke kontrollert. For å redusere oksidasjon var tilsatsen isopropanol under oppvarming 1 liter/time. Etter oppvarming ble tilsatsen hevet til 6 l/time før den ble senket til 1 liter/time de siste to timene. Under oppkulling sto platene vertikalt i en festeanordning lik den vist i Figur 10. Da oppkulling av platene var fullført ble de heist ut av ovnen med traverskran. Platene ble kjølt ned til romtemperatur i luft. Figur 10 viser en prinsippskisse av en typisk gropovn. Platene ble så delt opp i småplater ved gnistkutting hos Verkstedpartner.



Figur 10. Prinsippskisse av en typisk gropovn. Under oppkulling monteres platene på festeordningen (figur modifisert fra⁴¹).

Tabell 3. Oppkullingsparametere for stålplater til forundersøkelsen.

Tykkelse [mm]	Timer ved 920 °C	Avkjølingsmetode
3	3	Luftkjøling til romtemperatur
4	4	Luftkjøling til romtemperatur
6	6	Luftkjøling til romtemperatur
12	6	Luftkjøling til romtemperatur

3.2.1 Varmebehandling

De 10x10 cm² småplatene ble gjenoppvarmet til oppkullingstemperaturen 920 °C i en ovn av typen Nabertherm C 290 for så å herdes ved forskjellige fremgangsmåter. For å finne tiden som trengtes ved 920 °C for å få prøvene varme gjennom tverrsnittet, samt hvordan temperaturen endret seg ved etterfølgende avkjøling i luft, ble det boret hull i én småplate av hver tykkelse for montering av et termoelement. Det ble benyttet et dekkgasskammer der det ble tilført Argongass (grad 4,0) for å forhindre avkulling av stålet. Tilsatsen av gass ble regulert med et flowmeter. Under de første 10 minuttene av oppvarmingen, samt da prøver ble tatt

3.3 Settherding av plater til ballistiske forsøk

ut eller satt inn i gasskammeret, ble i de første forsøkene argongassen tilført med en mengde på 500 ml/min. Dette ble gjort for å rense kammeret for oksygen og for å hindre tilførsel av oksygen. Ellers lå tilførselen på 150 ml/min. Etter at avkulling ble påvist selv med denne tilførselen ble tilsatsen argongass doblet til henholdsvis 1000 ml/min og 300 ml/min.

3.2.2 Herding

For å skape den ønskede mikrostrukturen ble det forsøkt med henholdsvis bråkjøling i vann med 10% NaOH og diverse oppholdstider i luft etterfulgt av bråkjøling i vann med 10% NaOH. Tabell 4 oppsummerer herdeforsøkene som ble utført. Fordi hensikten med forundersøkelsen bare var å etablere prosedyrer for å oppnå ønskede mikrostrukturer ble ikke prøvene i forundersøkelsen anløpt.

Tabell 4. Herdeforløp gjennomført i forundersøkelsen.

Oppholdstid i luft før bråkjøling.	Tykkelse			
	3mm	4mm	6mm	12mm
0 sek.	X	X	X	X
5 min.	X	X	X	X
3,5 min.		X	X	X
3 min.	X			
2 min.	X	X	X	X
1 min. og 35 sek.				X
1 min. og 10 sek.		X		
1 min.			X	
50 sek.		X		
40 sek.	X			
33 sek.		X		
25 sek.	X			

3.3 Settherding av plater til ballistiske forsøk

Da holdetid i luft for de forskjellige tykkelsene var etablert gjennom forundersøkelsen, ble de store platene oppkullet hos Kverneland Group i samme type ovn som er beskrevet i kapittel 3.2. Platene ble plassert i et oppheng som muliggjorde transport ved hjelp av traverskran. Opphenget ligner på det som er beskrevet som festeanordning for plater i Figur 10. Det var delt inn i "etasjer" og platene ble plassert vertikalt i de respektive etasjene etter platetykkelse. Platene som skulle ha kortest oppholdstid i luft før den etterfølgende bråkjølingen, var i nederste etasje, og platen med lengst oppholdstid i luft, var øverst. For å gjenskape resultatene fra forundersøkelsen ble platene først oppkullet i henhold til parameterne gitt i Tabell 3 og med samme tilsats av gass som beskrevet i kapittel 3.2. Etter oppkulling ble opphenget tatt ut av ovnen slik at platene ble avkjølt i luft til romtemperatur. Deretter ble opphenget igjen ført inn i ovnen slik at platene ble gjenoppvarmet til 920 °C med isopropanol som dekk-gass, men med lavere tilsats enn under selve oppkullingen. Etter 30 minutter ved 920 °C, inkludert oppvarmingstid ble platene tatt ut av ovnen og holdt i luft i tider gitt i Tabell 5.

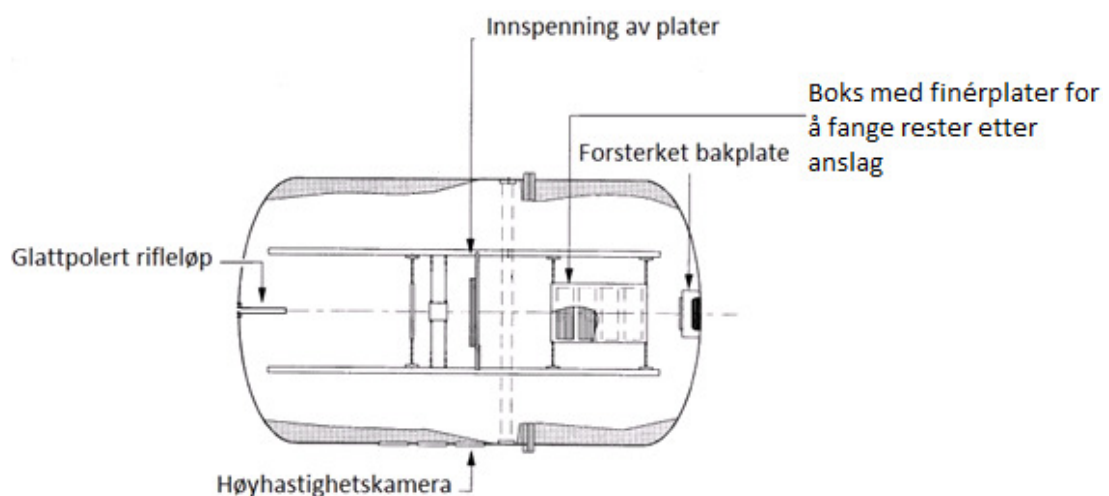
Dette er de tidene som ble etablert i forundersøkelsen. Platene ble så bråkjølt i vann med 10 % NaOH, for deretter å anløpes i to timer ved 245 °C.

Tabell 5. Parametre for gjenoppvarming og herding av de store platene (30x30 cm²).

Platetykkelse [mm]	Tid i ovn [minutter]	Holdetid i luft før bråkjøling
12	30	1 minutt og 35 sekunder
6	30	1 minutt
4	30	33 sekunder
3	30	25 sekunder

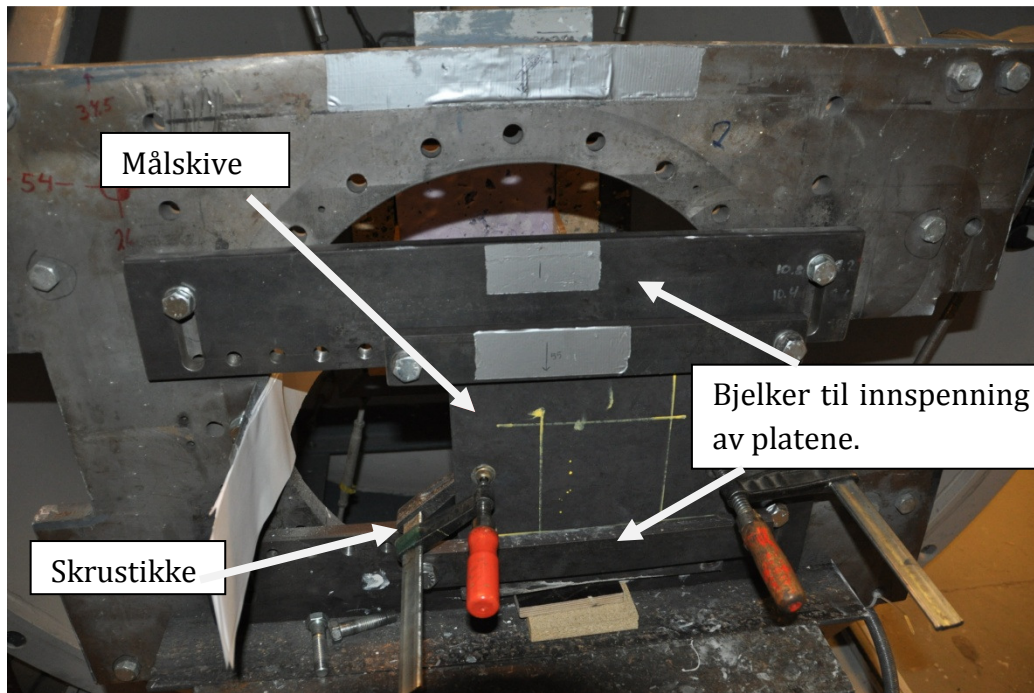
3.4 Ballistiske forsøk

De ballistiske undersøkelsene ble utført på "Structural Impact Laboratory" (SIMLab) ved Institutt for konstruksjonsteknikk, NTNU. Innspenningen av platene ble gjort inni et 16 m³ stålkammer. For å holde platene sammen ble de trykket inntil hverandre med skrustikker, og til slutt ble de innspent med to bjelker som gikk på tvers av platene, se Figur 12. Avfyringsmekansimen for prosjektilene besto av en rifle med glattpolert løp, og riflen var festet slik at prosjektilene traff på samme punkt hver gang. Etter hvert skudd ble platene rotert slik at prosjektilet traff et nytt område ved neste skudd. Avfyringen var fjernstyrt for å gjøre det mulig å stå på sikker avstand under avfiring. Anslaget ble filmet av et høyhastighetskamera av typen Phantom Vision V1610 som har mulighet til å gjøre opptak på 75000 bilder per sekund. Kameraet sto på utsiden av stålkammeret og filmet gjennom et skuddsikkert glass på siden av kammeret. Inngangs- og utgangshastigheten til prosjektilene ble målt med dette kameraet. Hvis prosjektilet gikk gjennom stålplatene, ble det og eventuelle fragmenter fanget opp i en boks av finérplater som var plassert et stykke bak platene, se Figur 11.

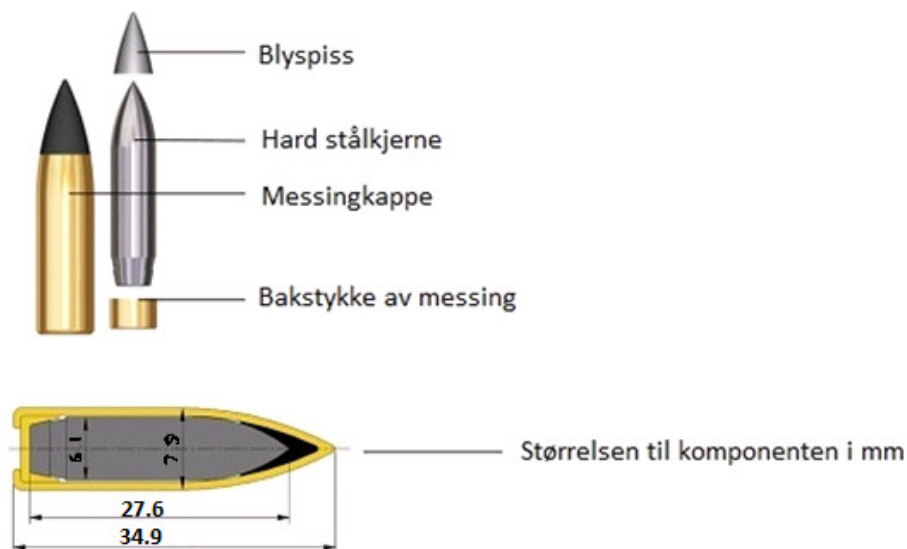


Figur 11. Prinsippskisse av oppsettet til de ballistiske forsøkene (figur modifisert fra⁴²).

3.4 Ballistiske forsøk



Figur 12. Figuren viser et sett plater innspent i testriggen. På bildet er platesettet merket som "målskive". I tillegg vises bjelker til innspenning og skrustikker.



Figur 13. Oppbygning av 7,62 mm AP2 prosjektil (figur modifisert fra²⁹).

Prosjektilene som ble brukt, var av kaliber 7,62 mm APM2. Denne typen ammunisjon består av et bakstykke i messing, en kjerne i herdet stål, en kappe av messing og en spiss av antimon-legert bly. Nærmere detaljer om geometri og masse til de individuelle delene er vist i Figur 13 og Tabell 6.

Tabell 6. Geometriske verdier og vekt av de ulike komponentene til prosjektilene (tabell modifisert fra ²⁹).

Messingkappe (CuZn10)			Bakstykket i messing (CuZn10)			Stålkjerne (herdet stål)			Blyspiss (Antimonlegert bly)		
l [mm]	dmaks [mm]	m [g]	l [mm]	dmaks [mm]	m [g]	l [mm]	dmaks [mm]	m [g]	l [mm]	dmaks [mm]	m [g]
34,9	7,9	4,4	4	6,2	0,4	27,6	6,1	5	9,3	5,1	0,7

Under de ballistiske forsøkene ble inngangshastigheten til prosjektilet regulert ved å endre mengden krutt på grunnlag av tidligere bestemt empirisk sammenheng mellom mengde krutt og inngangshastighet. Hardhetsverdiene til de ulike materialene i prosjektilet er gjengitt i Tabell 7. Det ble skutt 6-8 hull skudd på hver plate (kombinasjon) innenfor det området som er avmerket med en firkant i Figur 14.

Tabell 7. Gjennomsnittlig hardhetsverdier for komponenter i prosjektilet²⁹.

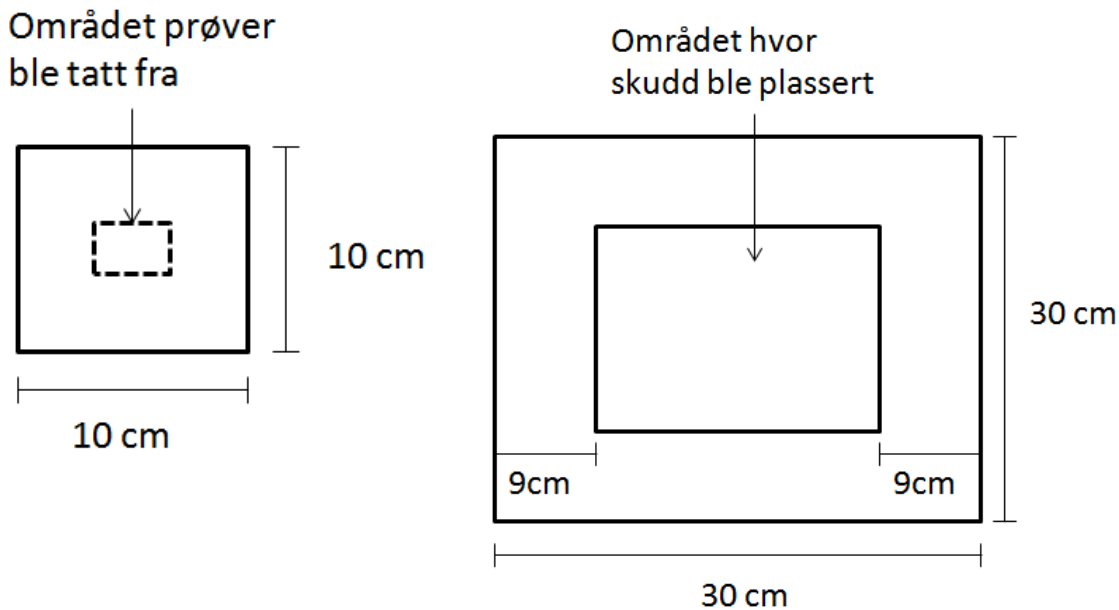
Material	HV(0,01)	HV(0,025)	HV(0,2)	HV(0,5)
Stålkjerne	-	-	-	801
Blyspiss	13	13	14	12
Messingkappe	-	151	143	146

3.5 Metallografiske analyser

3.5.1 Prøvepreparering

Metallprøver til metallografiske undersøkelser ble skåret ut ved hjelp av en Discotom-5. Hvor utsnittet av prøver til småplatene ble gjort er vist i Figur 14. Etter ballistiske undersøkelser av de store platene ble de gnistkuttet gjennom kulehull. Utsnitt av prøver fra plater etter ballistiske forsøk ble gjort i området rundt kulehull som hadde blitt delt i to med gnistkutting, dette området er vist i Figur 14. Prøver ble så støpt inn i Struers Epofix for lettere håndtering under sliping og mekanisk polering. Sliping og polering ble utført etter standard metallografisk fremgangsmåte ned til 1 µm. Før mikroskopering ble prøvene etsset i ca. 12 sekunder i 2 % Nital.

3.5 Metallografiske analyser



Figur 14. Skisser som viser området på småplatene og storplatene hvor metallografiske prøver ble skjært ut.

3.5.2 Hardhetsmålinger

Mikrohardhetsmålinger ble utført i en Leica VMHT MOT med en belastning på 200 gf. For hver prøve ble det tatt et testinntrykk nær overflaten. Diagonalen til dette inntrykket ble brukt til å justere hvor ytterste hardhetsinntrykk skulle settes. På den måten kunne det sikres at avstanden fra overflaten til det ytterste inntrykket var større enn 2,5 ganger denne diagonalen. Når hardhetsmålinger utføres på et metall, deformeres området rundt inntrykket. For å unngå at denne deformasjonen påvirket målingene ble avstanden mellom hvert inntrykk regulert til å være større enn tre ganger diagonalen til foregående inntrykk. I hver dybde i det oppkullede sjiktet ble det gjort tre inntrykk, og gjennomsnittsverdien av disse tre målingene ble benyttet som hardhetsverdi.

3.5.3 Mikroskopi

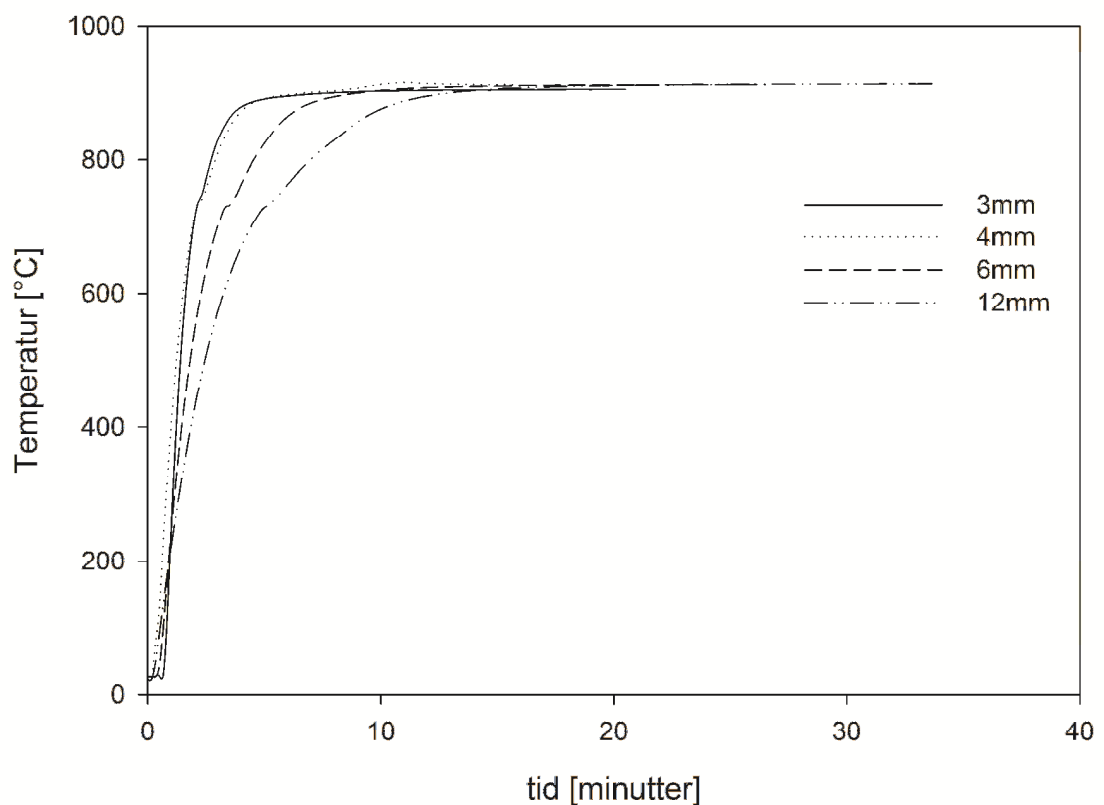
For mikroskopering av prøvene ble det benyttet et Leica MEF4M lysmikroskop med et Jenoptik ProgRes C10 plus kamera. Alle bilder ble tatt med lysfelt-teknikk. For å måle gjennomsnittlig kornstørrelse ble linjalmetoden anvendt. Det ble satt inn en trådkorsplate i mikroskopet, og antall korngrenser som krysset den horisontale linjen av dette trådkorset ble talt i okularet. Kornstørrelsen ble så beregnet ved å dividere lengden av den horisontale linjen i trådkorset (25 mm) med antall korngrenser og med forstørrelsen (50x). For å få en nøyaktig verdi ble dette gjort fem ganger for hver prøve. Arealfraksjon per litt ble målt ved å legge en transparent med rutemønster over en utskrift av mikrostrukturen. Hvert kryss i rutemønsteret, som traff en perlittfase ble talt, og dette antallet ble delt på det totale antall kryss i rutenettet.

4. RESULTATER

4.1 Resultater fra forundersøkelsen

Tiden som var nødvendig for at småplater (10x10 cm²) med ulike tykkelser nådde en kjernetemperatur på 920 °C, ble målt med termoelement. Resultatene fra målingene er presentert i Figur 15. Her går det fram at en austenittiseringstid på 30 minutter for prøvene med tykkelse 6 mm og 12 mm og 20 minutter og en tid for prøvene med tykkelse 3 mm og 4 mm er tilstrekkelig. Begge tidene inkluderer oppvarmingen til 920 °C. For å finne ut om det var nødvendig med beskyttende atmosfære for å forhindre avkulling under denne varmebehandlingen, ble det utført en beregning på avkulling ved hjelp av likning (2.2). Beregningene viste at en kunne forvente avkulling inn til dybden 0,6 mm ved en holdetid på 30 minutter ved 920 °C, se Figur 16. En slik avkulling ble vurdert å være såpass kraftig at den etterfølgende varmebehandlingen av småplater ble utført i et dekkgasskammer som ble tilført argongass.

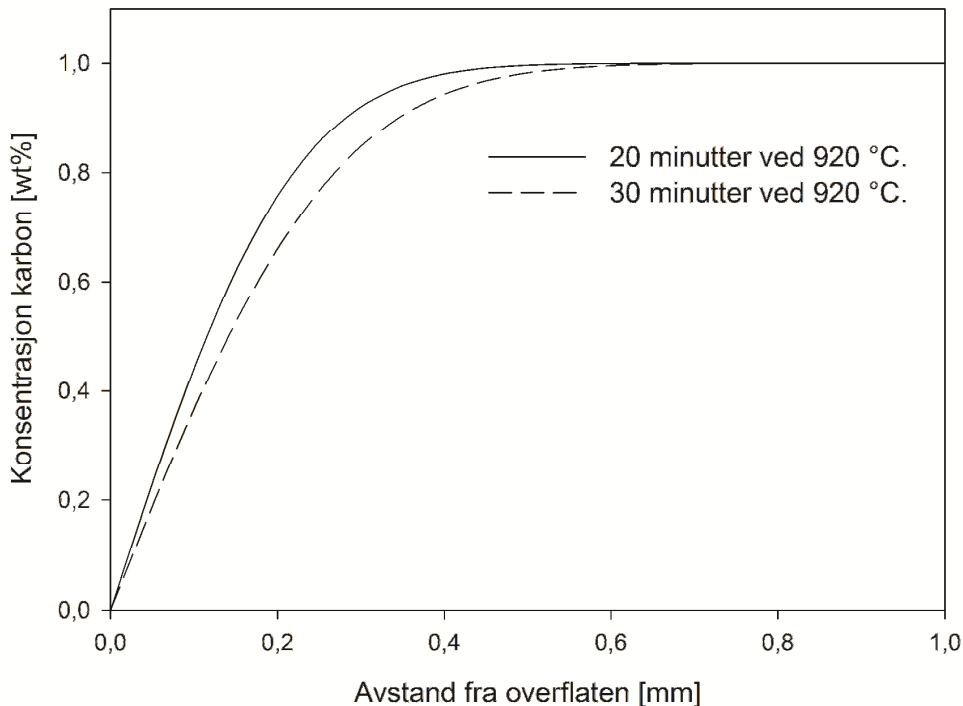
Oppvarming av småplater til austenittiseringstemperatur



Figur 15. Oppvarming av småplater (10x10 cm²) med ulik tykkelse.

4.1 Resultater fra forundersøkelsen

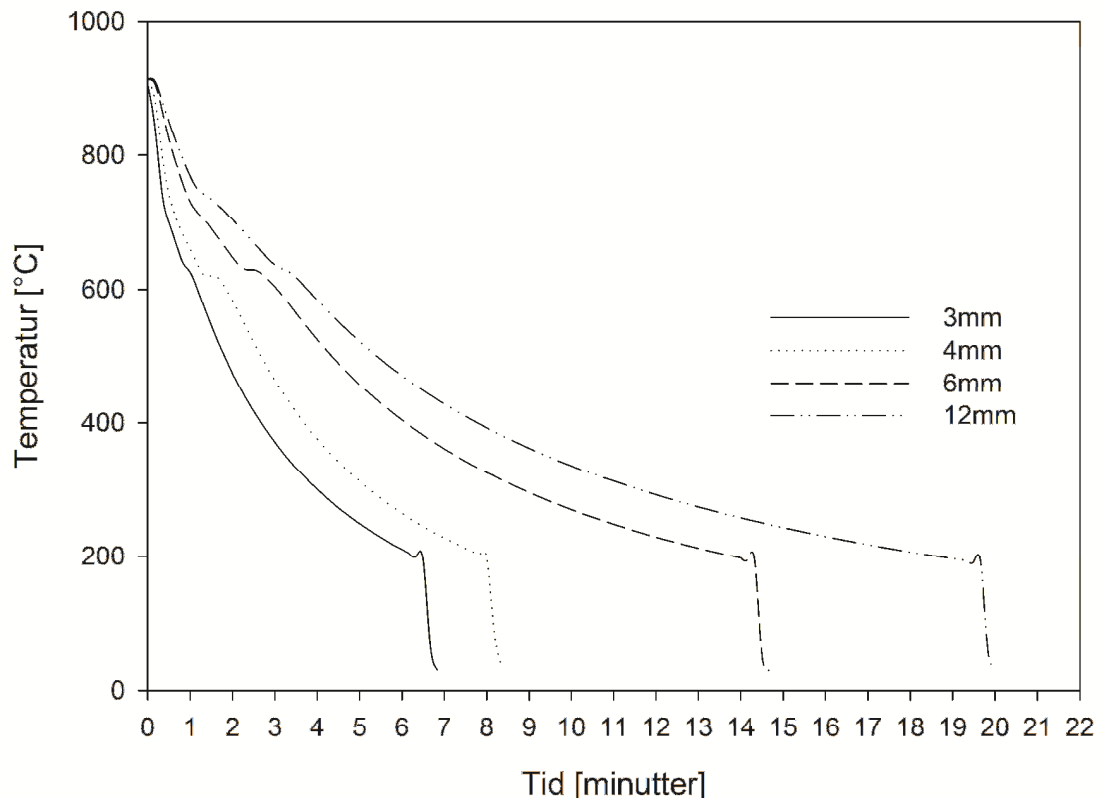
Teoretisk beregning av avkulling.



Figur 16. Grafisk fremstilling av den teoretiske avkullingen for holdetider på 20 og 30 minutter ved 920 °C.

For å komme fram til riktige avkjølingsforhold etter austenittisering (920 °C) ble først en småplate av hver tykkelse luftkjølt til 200 °C under kontinuerlig logging av temperaturen midt i platen. Dette ble gjort for å komme fram til fornuftige holdetider i luft før videre bråkjøling i vann. Avkjølingsforløpene i luft er vist i Figur 17. En ser at alle kurvene har to knekkpunkter i temperaturområdet 750 °C – 620 °C. Dette tyder på at kjernen er ferdig omvandlet til ferritt/perlitt ved ca. 620 °C for alle prøvetykkelsene. Når kjernen har nådd denne temperaturen, kan derfor platene bråkjøles i vann for å oppnå martensitt i overflaten. Dette ble verifisert ved å gjennomføre nye forsøk der småplater med tykkelse 3, 4, 6, og 12 mm ble avkjølt i luft i henholdsvis 25 sekunder, 33 sekunder, 1 minutt og 1 minutt og 35 sekunder før de ble bråkjølt i vann med 10% NaOH. De oppnådde mikrostrukturene nær overflaten og i kjernen av disse prøvene er vist i Figur 18-21.

Avkjølingsforløp av de ulike tykkelsene



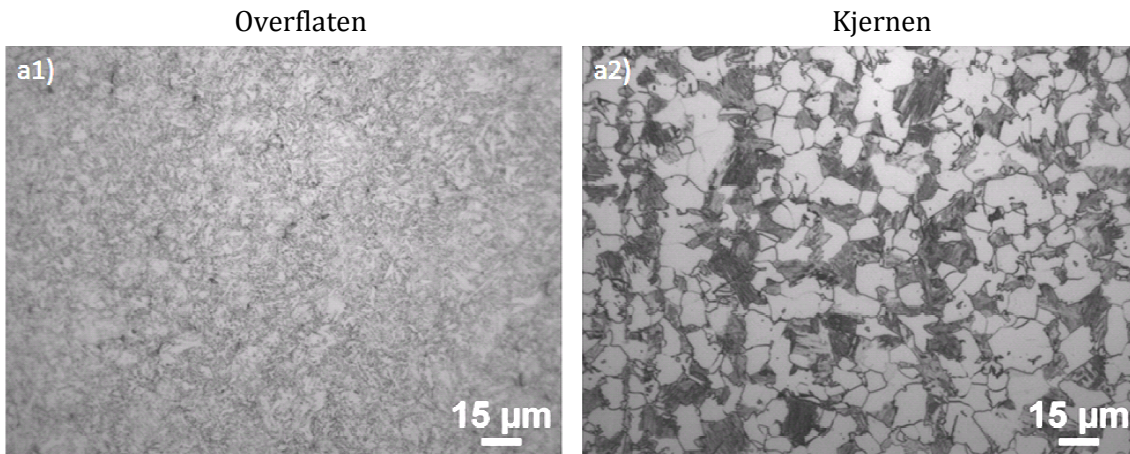
Figur 17. Temperaturforløp for de ulike tykkelsene ved luftavkjøling som funksjon av tid. Småplatene (10x10 cm²) ble kjølt i vann når temperaturen hadde sunket til 200 °C.

Til tross for at det ble benyttet beskyttende atmosfære med argongass ble det observert avkulling ved overflaten på flere av prøvene. Dette er vist i figur 21 som viser overflaten til den 3 mm tykke platen. Mikrostrukturen ved overflaten til plater med 4, 6 og 12 mm er avbildet innenfor det avkullede området. Alle bildene er tatt ved samme forstørrelse. Den 12 mm tykke platen har større kornstørrelse i kjernen enn de andre platetykkelsene. Gjennom forundersøkelsen lyktes det å skape de ønskede mikrostrukturene bestående av martensitt i overflaten og ferritt/perlitt-struktur i kjernen. Arealfraksjon perlitt i kjernen og kornstørrelsen til småplatene av forskjellig tykkelse er vist i Tabell 8. Det ble forsøkt med andre holdetider i luft enn de nevnt over, disse holdetidene er beskrevet i kapittel 3.2.2. De andre holdetidene ga ferritt/perlitt-struktur i kjernen, men ikke fullstendig omvandlet martensitt i overflaten og er derfor ikke videre omtalt i resultatene.

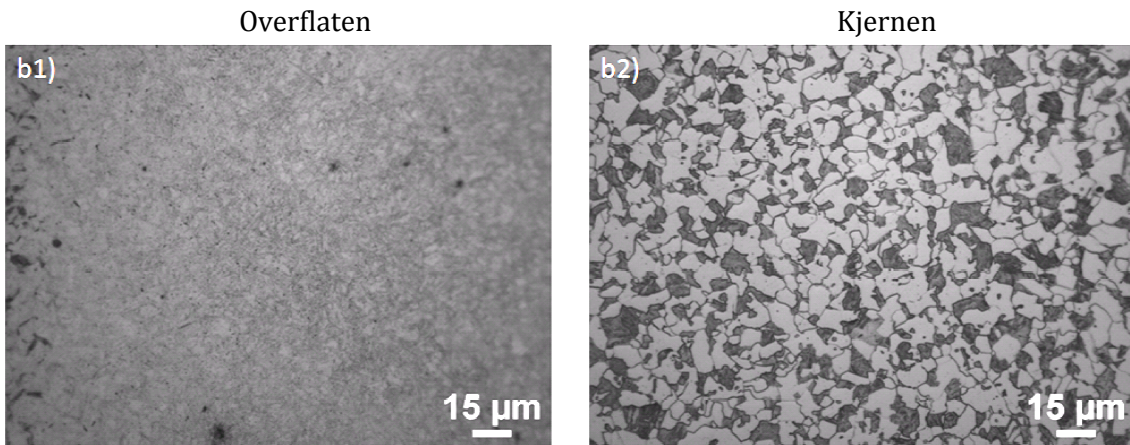
4.1 Resultater fra forundersøkelsen

Tabell 8. Tabellen viser gjennomsnittlig kornstørrelse og arealfraksjon perlitt for småplatene (10x10 cm²).

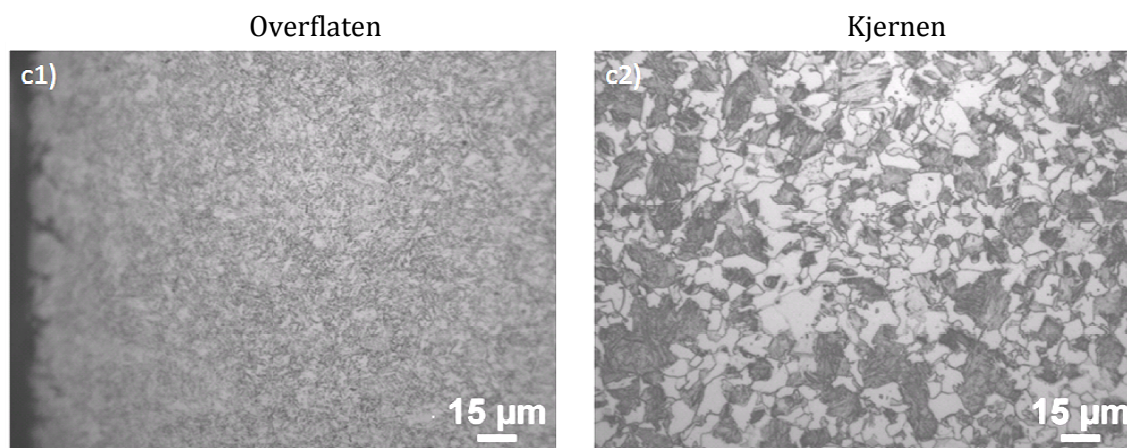
Plateykkelse [mm]	Gjennomsnittlig Kornstørrelse [μm]	Arealfraksjon perlitt [%]
12	12	39
6	9	43
4	11	48
3	10	29



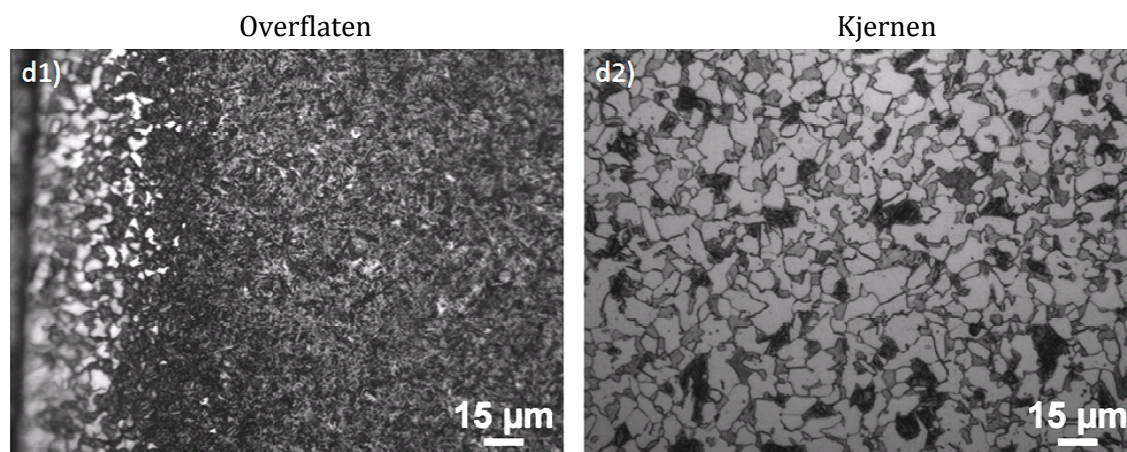
Figur 18. Bildet viser overflaten og kjernen av den 12 mm tykke platen. Mikrostrukturen besto av martensitt ved overflaten og ferritt/perlitt i kjernen.



Figur 19. Mikrostrukturen til den 6 mm tykke platen. Til venstre den martensittiske mikrostrukturen ved overflaten og til høyre mikrostruktur bestående av ferritt/perlitt.



Figur 20. Bildet viser overflaten og kjernen til den 4 mm tykke platen. Mikrostruktur bestående av martensitt til venstre og ferritt/perlitt til høyre.



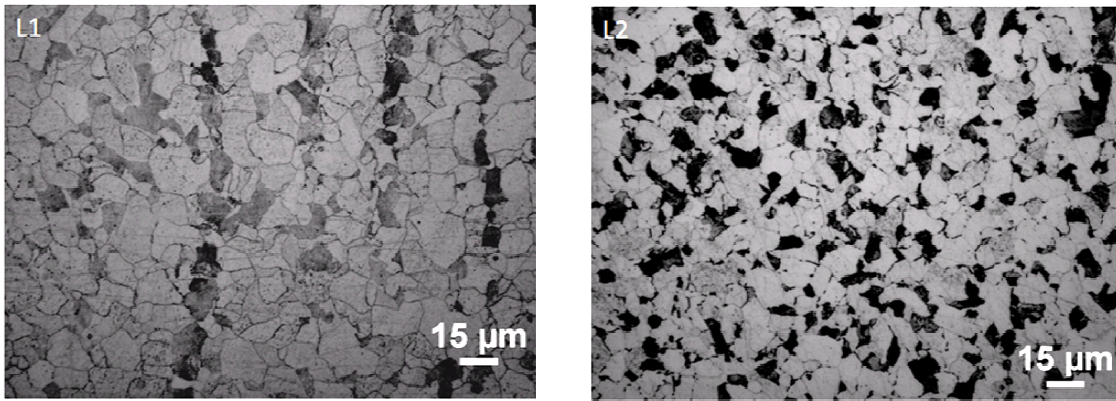
Figur 21. Bildet viser mikrostrukturen i overflaten og kjernen til platen med 3 mm tykkelse. Martensittisk mikrostruktur ved overflaten og ferritt/perlitt i kjernen. En ser at avkulling har oppstått ved overflaten.

Til sammenlikning ble fraksjon perlitt i kjernen og kornstørrelsen målt i kjernen av platene etter de hadde blitt oppkullet og luftkjølt til romtemperatur, resultatene av disse målingene er gitt i Tabell 9. Mikrostrukturen til kjernen ble også avbildet og er vist i Figur 22-23.

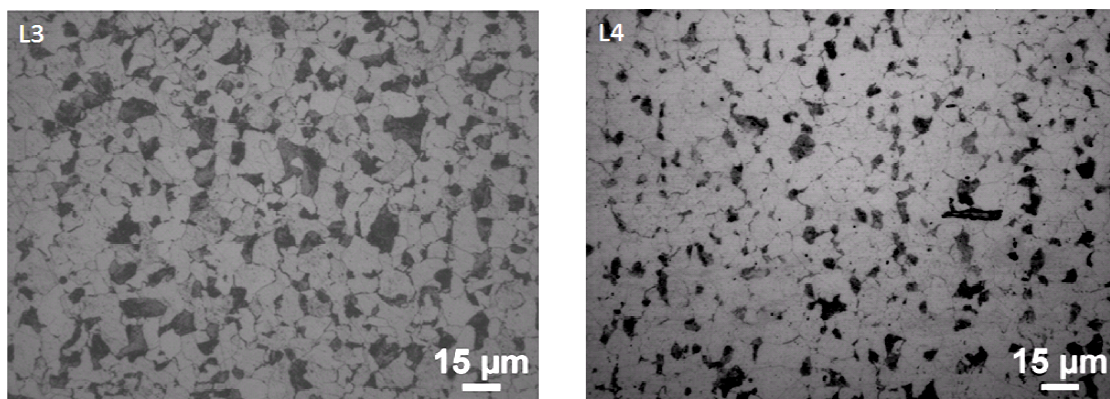
Tabell 9. Tabellen viser gjennomsnittlig kornstørrelse og arealfraksjon perlitt i kjernen på platene etter oppkulling og luftkjøling til romtemperatur.

Tykkelse [mm]	Kornstørrelse [μm]	Arealfraksjon [%]
12	12	15
6	10	20
4	10	20
3	11	13

4.1 Resultater fra forundersøkelsen



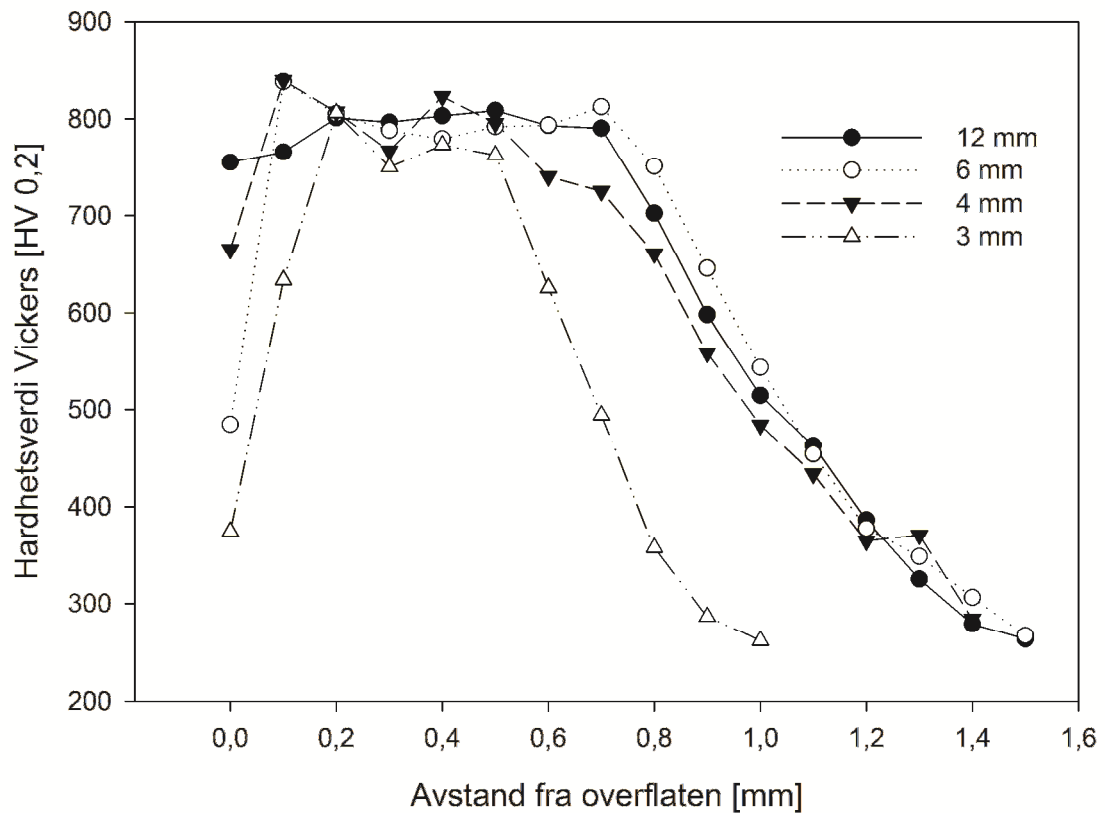
Figur 22. Ferritt/perlitt-strukturen i kjernen til småplatene (10x10 cm²) av henholdsvis 12 mm (L1, venstre bilde) og 6 mm (L2, høyre bilde) tykkelse etter luftkjøling til romtemperatur.



Figur 23. Ferritt/perlitt-strukturen i kjernen av småplatene av 4 mm (L3, venstre bilde) og 3 mm (L4, høyre bilde) tykkelse etter luftkjøling til romtemperatur.

Hardhetsmålingene av det settherdede sjiktet til småplatene er vist i Figur 24. Figuren viser en total settherdingsdybde på rundt 1,3 mm for platene med 4, 6 og 12 mm tykkelse. Den 3 mm tykke platen har en mindre settherdingsdybde på ca. 1 mm fordi denne platen ble oppkullet i kortere tid. Det er en markant økning i hardhet fra overflaten og 0,1 mm inn mot kjernen for platene med 6 mm, 4 mm og 3 mm tykkelse. Dette skyldes at hardhetsinntrykkene ved overflaten er tatt i det avkullede området. Prøven fra platen med 12 mm tykkelse var ikke avkullet i like stor grad og hadde dermed høyere hardhet i dette området. De oppnådde hardhetsverdiene tilsvarende hardheten som Lou et al.¹ rapporterte om før anløpning.

Hardhetsprofil for plater med forskjellig tykkelse

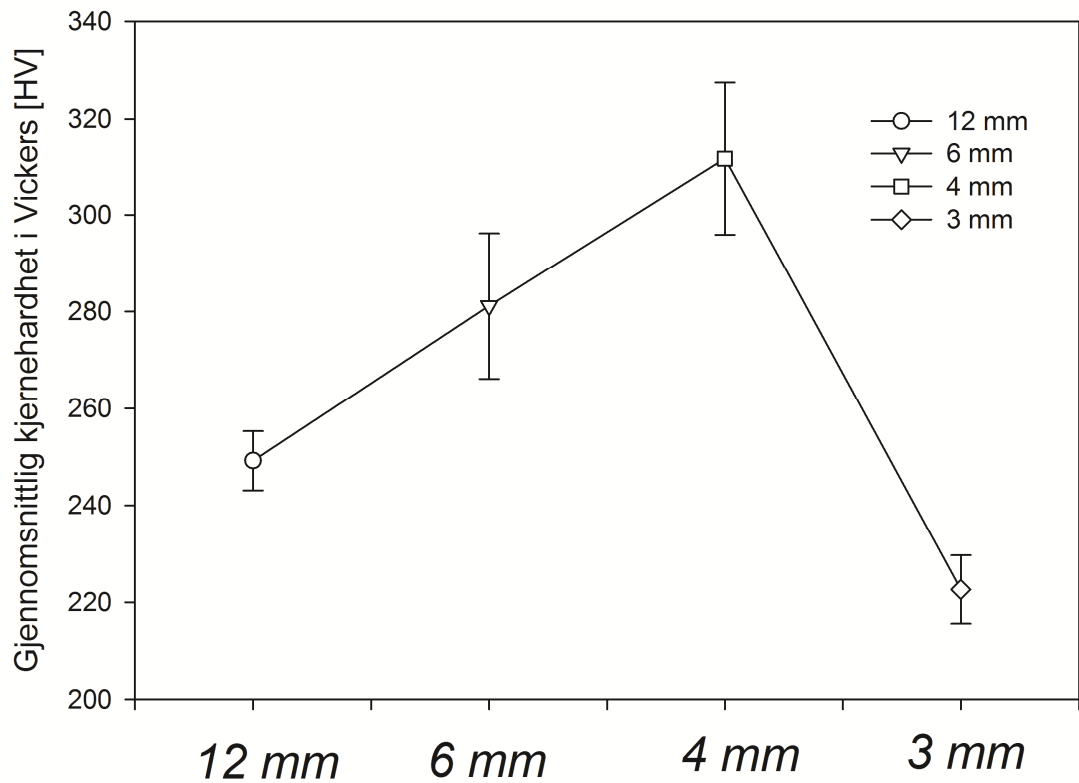


Figur 24. Hardhetsprofilen til småplatene (10x10 cm²) med forskjellig tykkelse.

Den gjennomsnittlige kjernehardheten til småplatene var høyere enn hardheten til utgangsmaterialet. Kjernehardheten til platene med de forskjellige tykkelsene er vist i Figur 25. Hardheten til det ubehandlede utgangsmaterialet lå på 150 HV. Denne økningen i kjernehardhet kommer av at det i de oppkullede platene er større en andel perlitt enn i utgangsmaterialet. Det er relativt stor spredning i måleverdiene i kjernen for de forskjellige tykkelsene som vist i Figur 25. Dette kan komme av at mikrostrukturen er ganske inhomogen. Kjernehardheten er mellom 100-180 HV lavere enn den Lou et al. rapporterte¹ fordi Lou et al.¹ også herdet kjernen og dette ga en kjernehardhet på rundt 400 HV.

4.1 Resultater fra forundersøkelsen

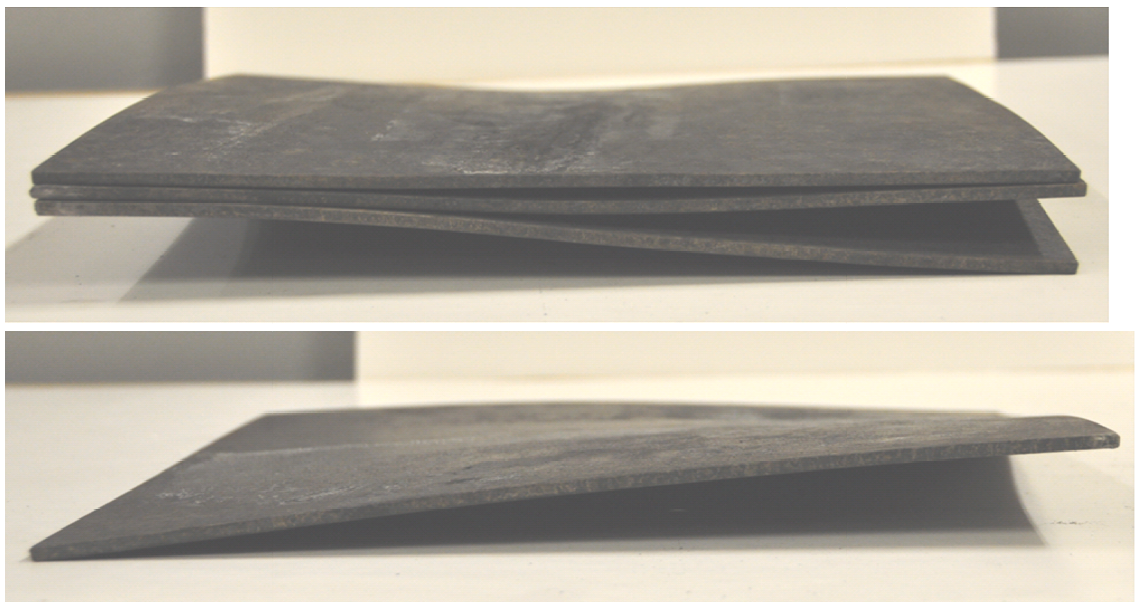
Gjennomsnittlig kjernehardhet for småplatene



Figur 25. Kjernehardhet til småplatene (10x10 cm²). Prøver med platetykkelse på 12 mm er vist som runding, 6 mm som trekant, 4 mm som firkant og 3 mm som diamant.

4.2 Ballistiske undersøkelser

Etter forundersøkelsen ble store plater (30x30 cm²) i alle tykkelser settherdet, gjen-austenittisert og luft/vann-kjølt i henhold til de prosedyrene som ble etablert under forundersøkelsen. Alle disse platene ble til slutt anløpt i 2 timer ved 245 °C. Dette arbeidet ble gjort av Kverneland Group, men dessverre ble de tynneste platene (3 mm) settherdet så sent at de ikke rakk å bli tatt med i de videre undersøkelsene ved NTNU. Ballistiske undersøkelser ble derfor utført bare på platene med 12, 6 og 4 mm tykkelse. Platene med 12 mm tykkelse ble testet slik den var, mens to plater med 6 mm tykkelse og tre plater med 4 mm tykkelse ble satt inntil hverandre slik at totaltykkelsen også for disse ble 12 mm. Ettersom de 4 mm tykke platene hadde slått seg under herdeprosessen (deformasjonen er vist i Figur 26) ble det brukt skrustikker for å få platene mest mulig inntil hverandre og samtidig vinkelrett på prosjektilet. Dette var ikke nødvendig for platene med 6 mm og 12 mm tykkelse.



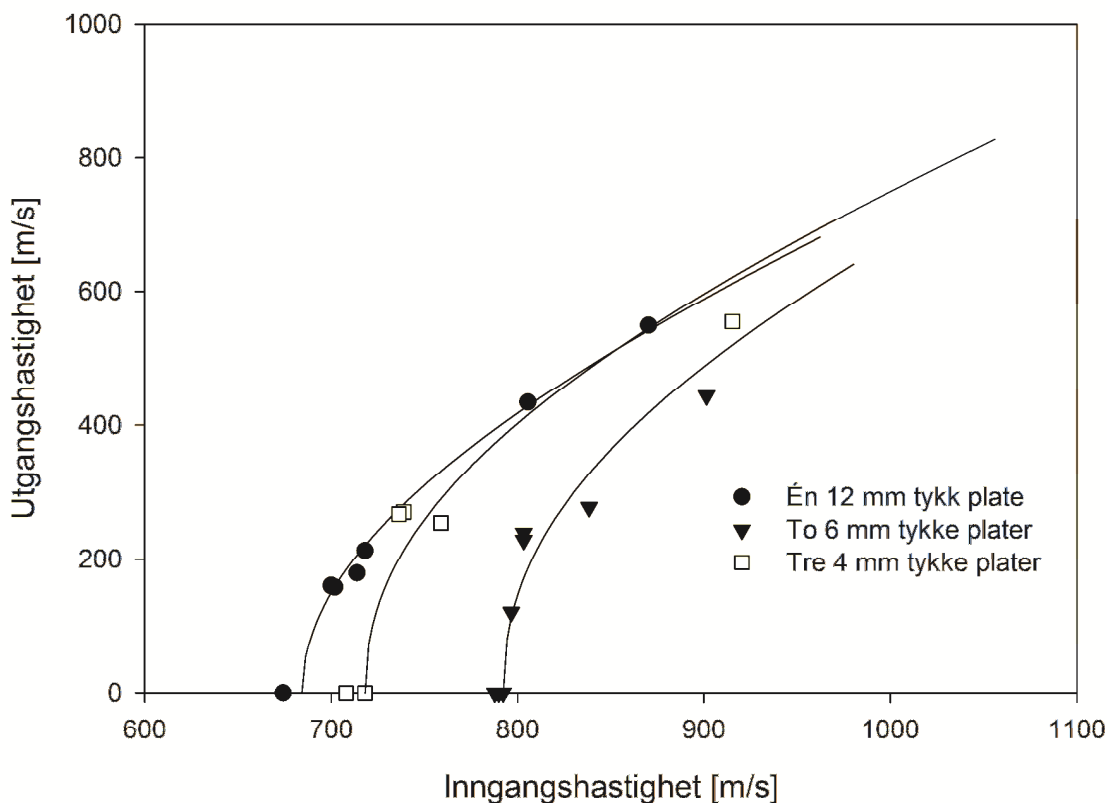
Figur 26. Bilde av de 4 mm tykke platene, en av platene var betydelig deformert.

Figur 27 viser resultatene fra de ballistiske testene. En ser at to 6 mm tykke plater ga den høyeste ballistiske grensehastigheten, mens én 12 mm tykk plate ga den laveste grensehastighetene. Den sistnevnte platen ga en estimert ballistisk grensehastighet på 684 m/s. Lou et al.¹ rapporterte om en ballistisk grensehastighet på 766 m/s for en like tykk plate, men med herdestruktur i kjernen. Oppsettet bestående av to 6 mm tykke plater ga ballistisk grensehastighet på ca. 792 m/s. I undersøkelser utført av Lou et al. (ikke publisert), ble grensehastigheten for dette oppsettet funnet til å ligge på 810 m/s. Laminatet bestående av tre 4 mm tykke plater oppnådde en estimert grensehastighet på 718 m/s. Grensehastigheten plasserer dette oppsettet mellom to 6 mm tykke plater og én 12 mm tykk plate. Settet bestående av tre 4 mm tykke plater ble skutt på seks ganger. Det er to færre skudd enn for platene med 12 mm og med 6 mm tykkelse.

4.2 Ballistiske undersøkelser

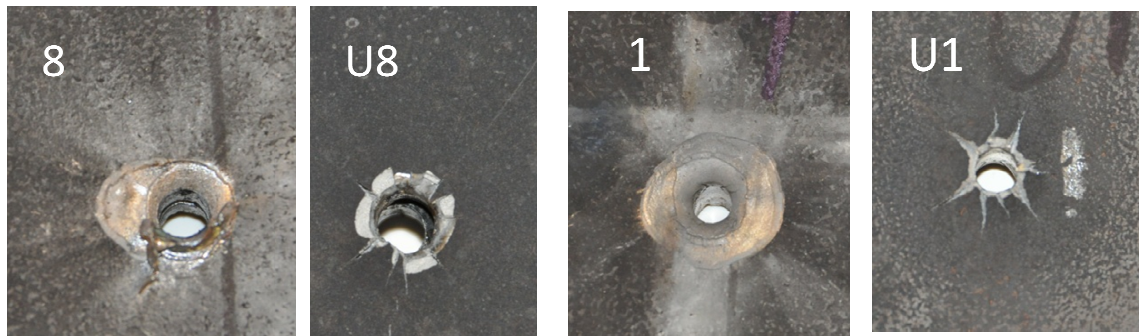
Grunnen til dette var at ødeleggelsene på platene etter seks skudd var såpass omfattende at flere anslag ikke ville gi nøyaktige data. Ingen av konfigurasjonene oppfylte NS-EN 1063 standarden for stål til beskyttelseskonstruksjoner. I henhold til standarden skal stålplatene kunne stoppe prosjektiler i hastigheter på 820 ± 30 m/s ved anslag av ogivale prosjektiler.

Ballistisk grensehastighet for de forskjellige konfigurasjonene



Figur 27. Ballistisk grensehastighet for de forskjellige konfigurasjonene. De heltrukne linjene viser beste tilpassede data for de individuelle konfigurasjonene. Ballistisk grensehastighet for én 12 mm tykk plate, to 6 mm tykke plater og tre 4 mm tykke plater var henholdsvis 684 m/s, 792 m/s og 718 m/s.

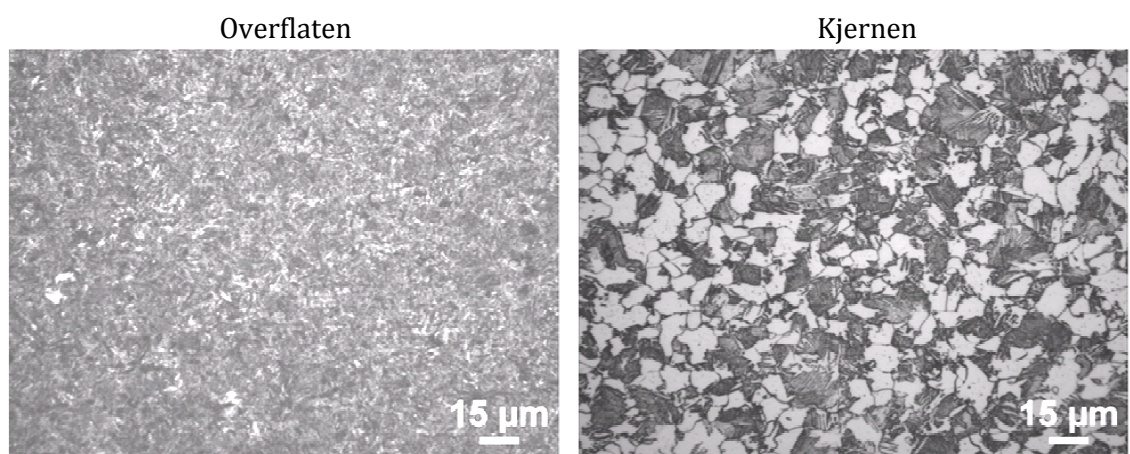
Eksempler på fullstendig perforering av plater er vist i Figur 28. Perforeringen er preget av duktil hullutvidelse som observeres ved at materialet fremfor spissen har blitt skjøvet til side grunnet høyt radielt trykk. I de tilfeller hvor prosjektilet hadde perforert platen(e), var hullene på baksiden av platene omgitt av en forhøyning fordi prosjektilet hadde skjøvet platemateriale foran seg slik at det i perforeringsøyeblikket bøyd seg ut gjennom hullet og sprakk fordi spenningen overskred strekkfastheten. De stjerneformede sprekke som dannes på denne måten, kalles kronblad ("petals") fordi de har en kronbladliknende form.



Figur 28. Eksempler på duktil hullutvidelse, stjerneformede sprekker og dannelse av kronblad ("petals"). Til venstre fra forsøk på 2x6mm og til høyre fra forsøk på 1x 12mm. "U" står for utgang og viser baksiden av platene.

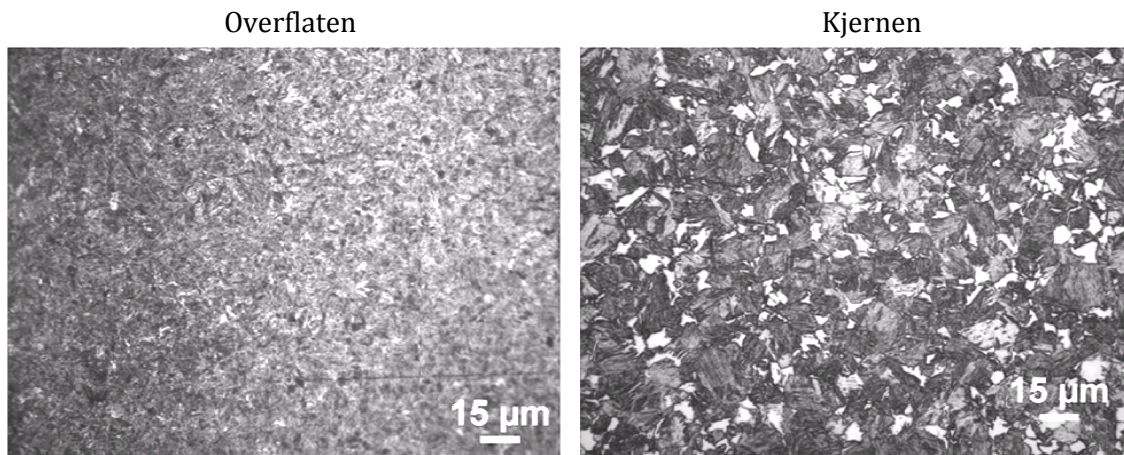
Det ble i likhet med Lou et al's observasjoner¹ påvist en delvis delaminering av det oppkullede laget på samtlige kulehull. Dette vises på bildene markert 8 og 1 over.

Mikrostrukturene til de store platene tatt et par cm unna kulehullene er vist i Figur 29-31. En ser at både overflaten og kjernen i platene med tykkelse 4 mm og 6 mm har en herdestruktur. Den 12 mm tykke platen hadde martensitt-struktur i overflaten og ferritt/perlitt i kjernen. Mikrostrukturen til denne platen stemte overens med det som ble oppnådd i forundersøkelsen, mens dette altså ikke ble oppnådd for de andre platetykkelsene.

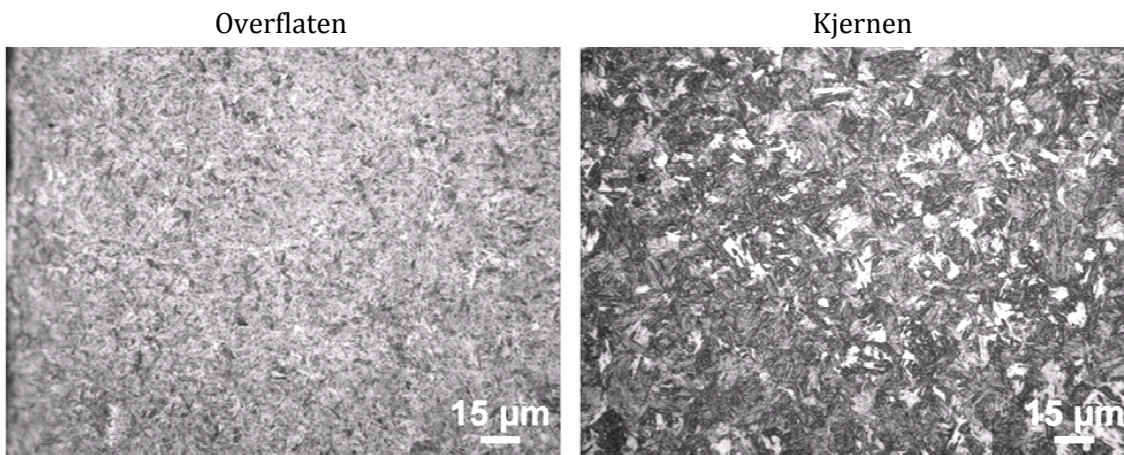


Figur 29. Mikrostrukturer ved overflaten og i sentrum av den 12 mm tykke platen.

4.2 Ballistiske undersøkelser

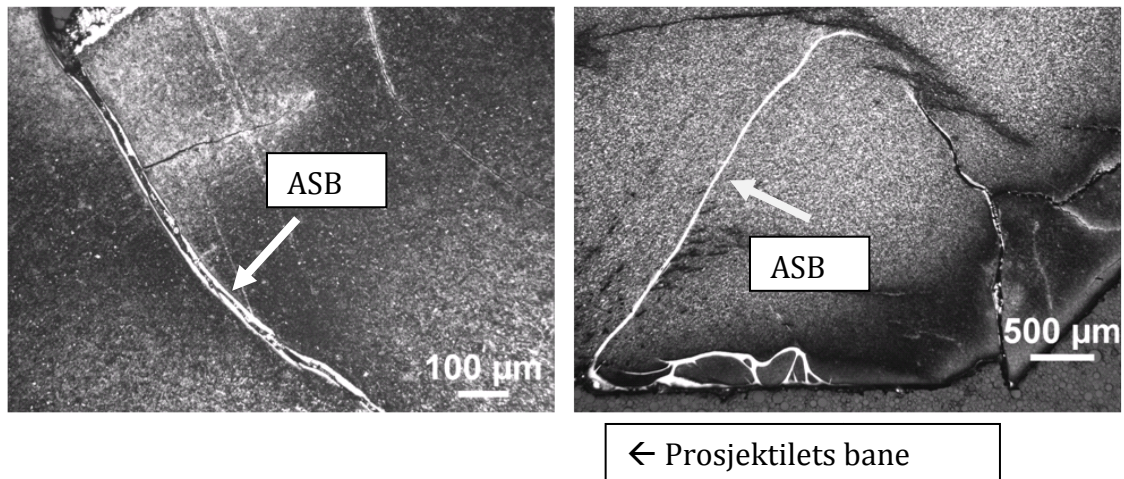


Figur 30. Bildet viser en herdestruktur i overflaten så vel som i kjernen for platene med 6 mm tykkelse.

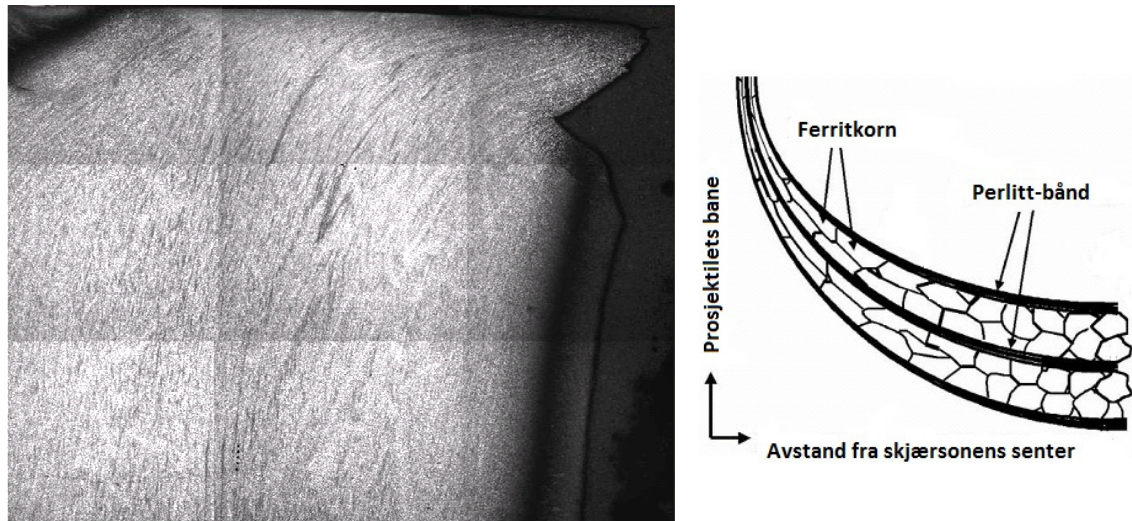


Figur 31. De 4 mm tykke platene hadde også herdestruktur i overflaten så vel som i kjernen

Det ble påvist adiabatisk skjærbånd nært anslaget for alle de forskjellige tykkelsene, se i Figur 32 for eksempler. Det ble også observert det som kunne se ut som en sprekke som går langs et adiabatisk skjærbånd i den 12 mm tykke platen (Figur 32, venstre bilde). Nært kulehullene var mikrostrukturen synlig deformert, dette vises i Figur 33.



Figur 32. Adiabatisk skjærbånd nært anslagspunktet for henholdsvis den 12 mm tykke platen (venstre bilde) og en av de 6 mm tykke platene (høyre bilde).

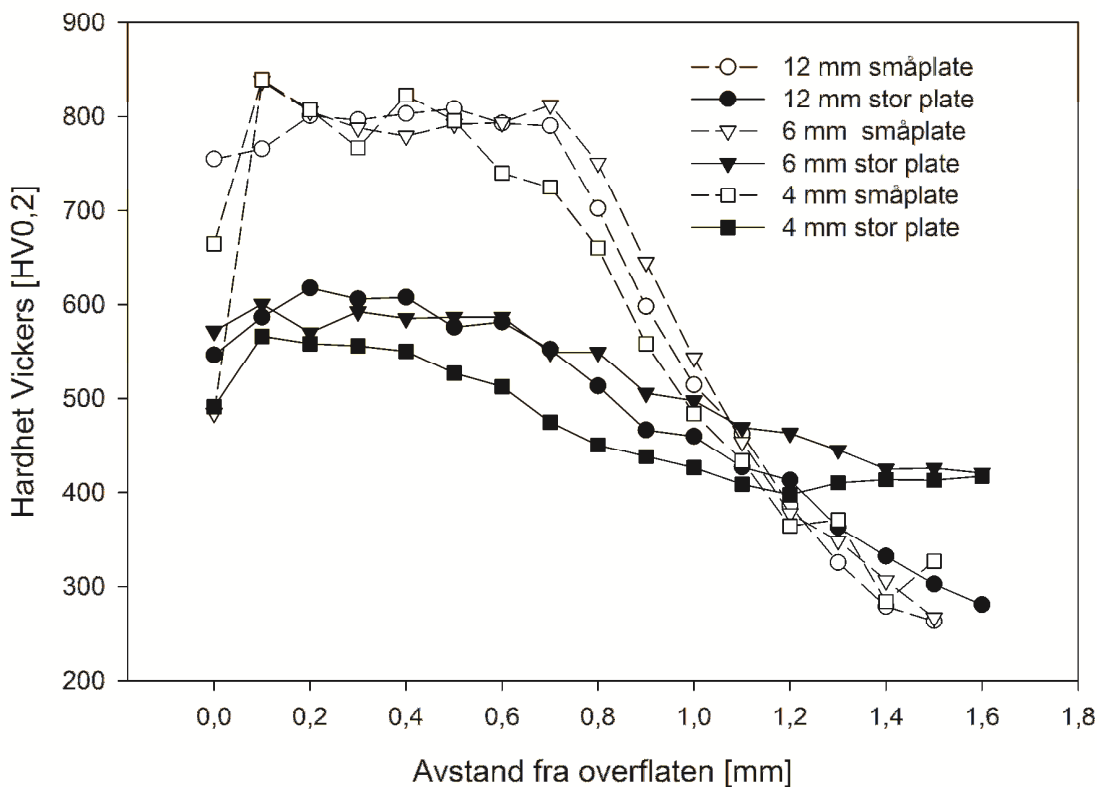


Figur 33. Bildet til venstre viser synlig deformert mikrostruktur parallellt med prosjektilets bane. Bildet til høyre (modifisert fra ²²) viser en prinsippskisse av hva som skjer med mikrostrukturen etter hvert som prosjektilet baner seg vei gjennom stålplatene. En ser at mikrostrukturen har blitt "strukket" av deformasjonen kulen forårsaker materialet. For enkelhets skyld er perlittfasene tegnet som hele linjer i figuren til høyre

4.2 Ballistiske undersøkelser

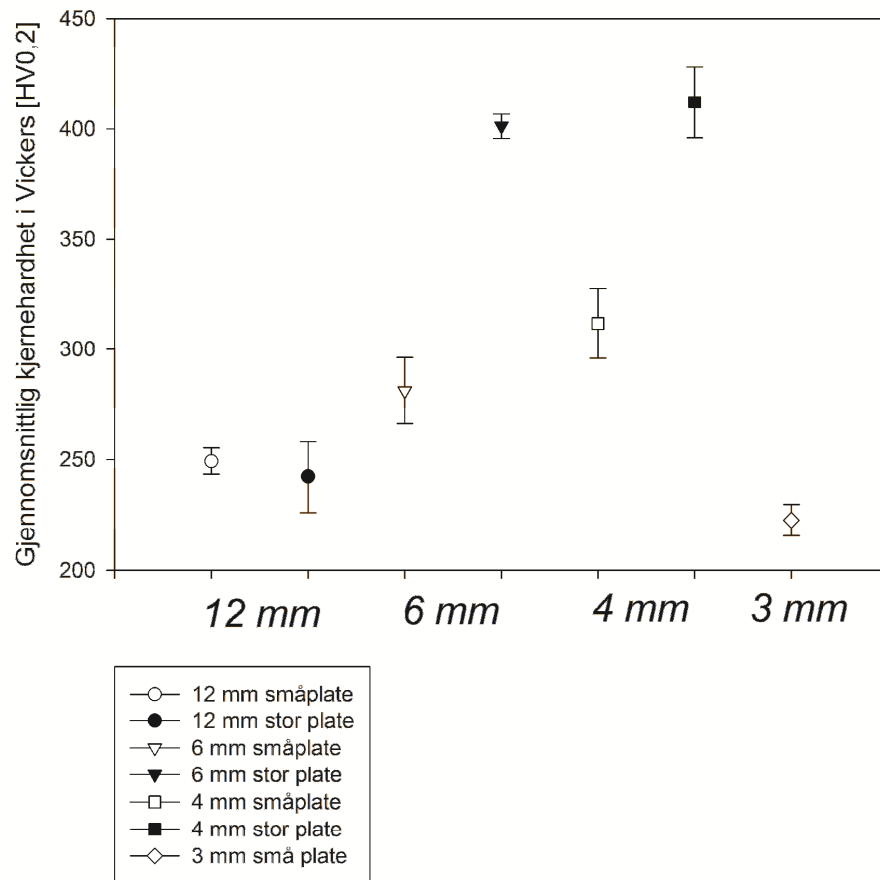
Hardheten i overflaten til de store platene var rundt 200 HV lavere enn småplatene som ikke hadde blitt anløpt, se Figur 34. Settherdingsdybdene var imidlertid som i forundersøkelsen. Det er en stigning i hardhet fra overflaten og 0,1 mm inn mot kjernen for alle tykkelsene. Dette kan skyldes at det er noe restaustenitt til stede i overflaten. Hardheten i kjernen til de 6 mm og 4 mm tykke platene er høyere enn i forundersøkelsen, noe som skyldes at de har en herdestruktur i sentrum. Den 12 mm tykke platen har tilsvarende hardhet i kjernen som oppnådd i forundersøkelsen. Kjernehardheten for småplater og for store plater er vist i Figur 35.

Sammenligning av hardhetsprofiler for småplatene og de store platene



Figur 34. Sammenligning av hardhetsprofilene til småplatene (10x10 cm²) og de store (30x30 cm²) platene. Alle de store platene har betraktelig lavere hardhet i overflaten enn småplatene. Kun den 12 mm tykke storplaten har oppnådd lik nedgang i hardhet fra overflaten og inn som småplate-ekvivalenten.

Sammenligning av gjennomsnittlig kjernehardhet til småplatene og de store platene



Figur 35. Sammenligning av kjernehardhet for småplater (10x10 cm²) og de store platene (30x30 cm²).

5. DISKUSJON

5.1 Forundersøkelsen

Under forundersøkelsen lyktes det å skape en mikrostruktur bestående av martensitt i overflaten og samtidig en ferritt/perlitt-strukturen i kjernen for alle platetykkelsene. Dette ble oppnådd gjennom at man i den avsluttende herdingen holdt platene en kort tid i luft etterfulgt av bråkjøling i vann med 10 % NaOH. Oppholdet i luft tillot at austenitten i kjernen kunne omvandles til ferritt. Samtidig hadde overflaten fått økt herdbarhet gjennom oppkullingen og det forhindret samme omvandling der. Under den påfølgende bråkjølingen ble overflaten istedenfor herdet til martensitt. For lengre oppholdstider i luft var ikke herdbareheten god nok til å gi fullstendig herding til martensitt, og på bakgrunn av dette ble disse holdetidene forkastet.

For alle platetykkelsene ble det observert et høyere perlitt innhold i kjernen og noe større ferrittkornstørrelse enn det ble funnet i utgangsmaterialet. Utgangsmaterialet av NVE36-kvalitet stål har et perlittinnhold på ca 12 % og en ferritkornstørrelse på ca. 8 μm (avsnitt 3.1). Etter den avsluttende herding av småplatene ble perlittinnholdet målt til å være 30-50 % og ferrittkornstørrelse på 9-12 μm , avhengig av platetykkelse. Dette tyder på at avkjølingshastigheten under ferritt/perlitt-dannelsen i småplatene har vært for høy til å gi likevektsblandingen av ferritt og perlitt. Ferritt/perlitt-dannelsen har trolig ikke vært fullført da platene ble senket i vann. Dette medfører at ferritveksten i kjernen har stoppet opp på grunn av en for raskt avtagende temperatur og diffusjonshastighet. Videre har dette ført til at den resterende austenitten har blitt omvandlet til en større volumandel perlitt enn det fasediagrammet skulle tilsi (denne perlitten har imidlertid et lavere karboninnhold enn den eutektoide). Det økte perlittinnholdet har bidratt til å øke kjernehardheten til småplatene (220-330 HV) i forhold til platenes leveringstilstand (150 HV). Ettersom ferrittkornstørrelsen er tilsvarende eller noe større (avhengig av platetykkelse) har ikke dette bidratt til å øke kjernehardheten.

5.2 Settherding av store plater

Settherdingen av de store platene skulle utføres på samme måte som småplatene og bråkjøles etter forskjellig holdetid i luft avhengig av platetykkelse, også dette på samme måte som for småplatene. Til tross for dette ble ikke en mikrostruktur bestående av ferritt/perlitt i kjernen gjenskapt for plater med tykkelse 4 mm og 6 mm. En mulig forklaring på dette kunne ha vært at platene ble bråkjølt for tidlig i forhold til planen slik at kjernen ikke rakk å omformes til ferritt/perlitt før platene ble bråkjølt i vann. Men ettersom holdetidene i luft for disse platene var bortimot tilsvarende som for småplatene er trolig dette ikke forklaringen. Da er det mer trolig at de store platene under luftkjølingen har fått en saktere avkjøling enn det småplatene fikk. Under settherdingen var nemlig de store platene plassert i et stort oppheng. Det kan derfor tenkes at de store platene har fått en lavere

avkjølingshastighet enn tilsiktet på grunn av at det har blitt avgitt varme fra dette opphenget. På den måten har ikke omvandlingen til ferritt/perlitt-struktur i kjernen rukket å starte under oppholdet i luft og det ble istedet dannet en herdestruktur i kjernen. Det lyktes å danne mikrostruktur bestående ferritt/perlitt i sentrum av den 12 mm tykke platen. Denne platen ble holdt en ca. fem-seks sekunder lengre tid i luft før bråkjølingen enn småplaten på 12 mm. Dette kan ha vært nok til å senke temperaturen i kjernen tilstrekkelig for å omvandle den til en ferrit/perlitt-struktur.

Hardheten i overflaten til de store platene var omtrent 200 HV lavere enn for småplatene. Dette var delvis fordi småplatene ikke hadde blitt anløpt. Anløpningen ved 245 °C i to timer har ut fra tidligere undersøkelser¹ vist seg å senke hardheten med rundt 100 HV. Etter anløpning burde derfor de store platene hatt en hardhet på rundt 700 HV og ikke 600 HV som det ble målt i denne oppgaven. Dette kan skyldes at bråkjølingen av de store platene som ble behandlet industrielt ved Kverneland Group, ikke har vært like effektiv som bråkjølingen av småplatene som ble gjort i liten skala ved NTNU. Blant annet kan avgivelse av varme fra opphenget som platene var plassert i, ha gitt en for mild bråkjøling av de store platene. En annen årsak kan være at, mens det i forundersøkelsen ble benyttet et nyblandet kjølemedium, ble det ved bråkjølingen av de store platene ved Kverneland Group benyttet gammelt kjølemedium. Dette kjølemediumet kan ha inneholdt avskallinger av karbon og oksider som har bidratt til å gi en lavere avkjølingshastighet. En reduksjon i bråkjølingshastigheten kan ha gitt innslag av bainitt i herdesjiktet og dermed en reduksjon i dets hardhet.

5.3 Ballistiske undersøkelser

Et av formålene med dette prosjektet har vært å finne ut hvor stor betydning herding av kjernen har for de ballistiske egenskapene til en settherdet ferritt/perlittisk stålplate. Etersom det var kun den 12 mm tykke stålplaten som oppnådde en ferritt/perlitt-struktur i midten av platen er det kun denne som kan brukes som sammenligningsgrunnlag mot tidligere undersøkelser. Lou et al¹. oppnådde en ballistisk grensehastighet på 766 m/s for en 12 mm tykk plate som var settherdet slik at også kjernen inneholdt martensitt. I det herværende arbeidet ble det oppnådd en grensehastighet på 648 m/s for den 12 mm tykke platen som hadde martensitt i overflate og en ferritt/perlitt-struktur i kjernen. Mest sannsynlig viser dette at en herding av kjernen innebærer en betydelig forbedring av de ballistiske egenskapene for en settherdet ferritt/perlittisk stålplate. I forsøkene utført av Lou et al.¹ var kjernehardheten på rundt 400 HV, mens ferritt/perlitt-strukturen i det herværende arbeidet hadde en hardhet på rundt 220 HV. Fordi andelen uherdet material utgjør størst andel av tverrsnittet til en 12 mm tykk plate vil kjernehardheten ha en nokså stor betydning på den ballistiske grensehastigheten. Overflatehardheten i det herværende arbeidet var på rundt 600 HV, noe som er 100 HV lavere enn platene i Lou et al.'s undersøkelser. Det er lite trolig at forskjellen i overflatehardhet har påvirket resultatene nevneverdig

ettersom laminatet bestående av to 6 mm tykke plater i det herværende arbeidet med herdet kjerne og samme overflatehardhet (600 HV) ga tilsvarende ballistisk grensehastighet (avsnitt 4.2) som den funnet av Lou et al. (ikke publisert) på plater med 700 HV overflatehardhet tidligere. Forbedringen i den ballistiske grensehastigheten som en herdet kjerne medfører, er trolig enda større enn den som er påpekt i det ovenstående ettersom også i dette arbeidet er kjernehardheten økt i forhold til i utgangsmaterialet. En kjerne med uendret mikrostruktur i forhold til utgangsmaterialet hadde trolig gitt en enda lavere ballistisk motstand enn den som ble oppnådd i dette arbeidet, og forskjellen mellom herdet og ikke herdet kjerne ville blitt enda større enn den som ble observert her.

Et annet formål med dette prosjektet var å finne ut hvor langt man kan komme med å forbedre de ballistiske egenskapene ved å sette sammen stadig tynnere settherdede plater til samme totaltykkelse. For å kunne vurdere dette kan en sammenlikne de ballistiske grensehastighetene som ble oppnådd av Lou et al.¹ på 12 mm og 6 mm plater med resultatene fra det herværende arbeidet. Platene på 6 og 4 mm tykkelse hadde alle en herdestruktur i kjernen, men de hadde riktignok en lavere overflatehardhet enn platene til Lou et al.¹. Ettersom grensehastigheten for et laminat bestående av to 6 mm tykke plater i dette arbeidet oppnådde tilnærmet samme grensehastighet som i Lou et al.'s undersøkelser er det sannsynlig at denne forskjellen ikke er avgjørende. De samlede resultatene viser at to 6 mm tykke plater gir en betydelig bedring i ballistisk motstand, men at en videre økning til tre 4 mm plater gir en reduksjon i den ballistiske motstanden. Årsaken til dette er nok at platene hadde herdestruktur i overflaten så vel som i kjernen samt at de 6 mm tykke platene ikke er tynne nok til å bli svekket i for stor grad av å ha lavere bøyestivhet enn én 12 mm tykk plate. Laminatet med tre 4 mm tykke plater hadde også en mikrostruktur bestående av martensitt både i overflaten og i kjernen. Til tross for dette har den lavere ballistiske grensehastighet enn både to 6 mm tykke platene i dette forsøket så vel som tidligere forsøk med én 12 mm tykk plate med lignende mikrostruktur¹. Dette skyldes trolig at når flere tynne plater blir satt sammen for å oppnå en total tykkelse, som i dette tilfellet var 12 mm, vil platene i større grad bøyes under anslag av prosjektiler⁴⁰. Når i tillegg tynne plater har lavere bøyestivhet enn én plate med samme totale tykkelse⁴⁰ kan dette forklare den lave grensehastigheten. Dette styrkes videre av prosjektoppgaven ved NTNU utført av herværende forfatter der den ballistiske grensehastigheten til fire 3 mm tykke plater av samme stålqualität ble anslått til å være 610 m/s⁴. Stålplatene i sistnevnte undersøkelse hadde en hardhetsprofil og herdestruktur i kjernen tilsvarende Lou et al.¹. Denne grensehastigheten er lavere enn samtlige i denne oppgaven. Dette til tross for høyere hardhet og herdestruktur i kjernen av platene. Deformasjonen på de 4 mm tykke platene kunne i utgangspunktet påvirket den ballistiske grensehastigheten positivt, da det kunne til en viss grad gitt en avbøyning av prosjektilet, men måten de ble innspent på rettet i stor grad opp i dette. Det kan tenkes at denne innspenningen har påført

platene unødige spenninger og dermed kan ha bidratt til at materialet lettere gikk til flyt under anslag av prosjektilene.

6. KONKLUSJON

Settherding har blitt utført på ulike platetykkelser av konstruksjonsstålet NVE36 for å studere hvordan stålets ballistiske egenskaper påvirkes av en herdet kjerne og hvor langt man kan bedre de ballistiske egenskapene ved å sette sammen flere tynne plater til en gitt totaltykkelse. Det herværende arbeidet er en fortsettelse av en rekke tidligere ballistiske undersøkelser på tilsvarende stålqualität. Ved å sammenligne resultatene fra de tidligere arbeidene med de nye kan følgende konklusjoner trekkes:

- Resultater for 12 mm tykke plater viser at en gjennomherding av platen gir en betydelig høyere ballistisk grensehastighet enn om kjernen har en ferritt/perlitt-struktur. For en 12 mm tykk plate med herdet kjerne er det tidligere¹ oppnådd en ballistisk grensehastighet på 766 m/s, mens det i dette arbeidet ble oppnådd en ballistisk grensehastighet på 648 m/s for en plate med en kjerne bestående av ferritt og perlitt.
- Et laminat av to 6 mm tykke plater gir bedre ballistiske egenskaper enn én 12 mm tykk plate. Et laminat bestående av enda tynnere plater til samme totaltykkelse gir dårligere ballistiske egenskaper desto tynnere plater. Det vil si at et laminat av 3 mm tykke plater gir dårligere grensehastighet enn et laminat av 4 mm tykke plater. Disse resultatene ble oppnådd for plater med herdet kjerne. Årsaken til de dårlige egenskapene til tynne plater er sannsynligvis at etter hvert som platene blir tynnere, får de også lavere bøyestivhet og større andel av tverrsnittet består av oppkullet sprø martensittstruktur slik at den har liten gjenværende duktilitet.

7. REFERANSER

- 1 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**, (2009).
- 2 Canada, O. *Control Arms Media Briefing: key facts and figures*, <<http://www.oxfam.ca/news-and-publications/news/control-arms-media-briefing-key-facts-and-figures/>> (2006).
- 3 BRIEFING, O. STOP A BULLET, STOP A WAR

Why ammunition must be included in the Arms Trade Treaty. (2012). <<http://www.oxfam.org/sites/www.oxfam.org/files/stop-bullet-stop-war-arms-trade-treaty-310512-en.pdf>>.
- 4 Coucheron, A. *Stål i beskyttelseskonstruksjoner* (NTNU, 2012).
- 5 Solberg, J. K. *Teknologiske metaller og legeringer*. s. 55-59, s. 116-124 (2009).
- 6 Prabhudev, K. H. *Handbook Of Heat Treatment Of Steels*. s. 297-380 (Tata McGraw-Hill, 1988).
- 7 Tomsic, J. L. *Dictionary of Materials and Testing (2nd Edition)*. (Society of Automotive Engineers, Inc., 2000).
- 8 de Campos Franceschini Canale, L. *Failure Analysis of Heat Treated Steel Components*. s. 184-185 (ASM International, 2008).
- 9 Abramowitz, M. & Stegun, I. A. s. 310-311 (U.S. Department of Commerce, NIST).
- 10 Krauss, G. *Microstructure, Processing, and the properties of Steels*. Vol. 1 (ASM International, 1990).
- 11 Kern, R. F. Intense quenching. *Heat Treat.* **18**, s. 38-42 (1986).
- 12 Totten, G. E., Bates, C. E. & Clinton, N. A. *Handbook of Quenchants and Quenching Technology*. (Asm International, 1993).
- 13 Leslie, W. C. *The physical metallurgy of steels*. s. 307 (Hemisphere Publishing Corporation, 1981).
- 14 Canale, L. C. F., Mesquita R. A., Totten G. E. s. 290-293 (ASM International).
- 15 Leed, R. M. *Tool and Die Making Troubleshooter*. s. 35-68 (Society of Manufacturing Engineers (SME), 2003).
- 16 Backman, M. E. & Goldsmith, W. The mechanics of penetration of projectiles into targets. *International Journal of Engineering Science* **16**, s. 1-99 (1978).
- 17 Dikshit, S. N., Kutumbarao, V. V. & Sundararajan, G. The influence of plate hardness on the ballistic penetration of thick steel plates. *International Journal of Impact Engineering* **16**, s. 293-320,(1995).
- 18 Chen, X. W. & Li, Q. M. Deep penetration of a non-deformable projectile with different geometrical characteristics. *International Journal of Impact Engineering* **27**, s. 619-637, (2002).
- 19 Børvik, T. *Ballistic Penetration and Perforation of Steel Plates* Dr. ing. thesis thesis, Norwegian University of Science and Technology, (2000).
- 20 CEN. in NS: *EN 1063 Prøving og klassifisering av motstand mot prosjektiler* (1999).
- 21 Backman, M. E. & Goldsmith, W. The mechanics of penetration of projectiles into targets. *International Journal of Engineering Science* **16**, s. 1-9, (1978).
- 22 Solberg, J. K. *et al.* Localised shear banding in Weldox steel plates impacted by projectiles. *Mechanics of Materials* **39**, s. 865-880, (2007).
- 23 Zener, C. & Hollomon, J. H. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics* **15**,s. 11, (1944).
- 24 Dodd, B. & Bai, Y. in *Adiabatic Shear Localization (Second Edition)* s. 1-20 (Elsevier, 2012).
- 25 Couque, H. in *Adiabatic Shear Localization (Second Edition)* s. 247-266 (Elsevier, 2012).

- 26 Xu, Y. & Meyers, M. A. in *Adiabatic Shear Localization (Second Edition)* s. 111-171 (Elsevier, 2012).
- 27 Børvik, T., Leinum, J. R., Solberg, J. K., Hopperstad, O. S. & Langseth, M. Observations on shear plug formation in Weldox 460 E steel plates impacted by blunt-nosed projectiles. *International Journal of Impact Engineering* **25**, s. 553-572, (2001).
- 28 Larsen, T. *Stål i beskyttelseskonstruksjoner* (NTNU, 2011).
- 29 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**, s. 948-964, (2009).
- 30 Holmen, J. K., Johnsen, J., Jupp, S., Hopperstad, O. S. & Børvik, T. Effects of heat treatment on the ballistic properties of AA6070 aluminium alloy. *International Journal of Impact Engineering* **57**, s. 119-133, (2013).
- 31 Almohandes, A. A., Abdel-Kader, M. S. & Eleiche, A. M. Experimental investigation of the ballistic resistance of steel-fiberglass reinforced polyester laminated plates. *Composites Part B: Engineering* **27**, s. 447-458, (1996).
- 32 Ben-Dor, G., Dubinsky, A. & Elperin, T. On the ballistic resistance of multi-layered targets with air gaps. *International Journal of Solids and Structures* **35**, s. 3097-3103, (1998).
- 33 Liang, C.-C., Yang, M.-F., Wu, P.-W. & Teng, T.-L. Resistant performance of perforation of multi-layered targets using an estimation procedure with marine application. *Ocean Engineering* **32**, s. 441-468, (2005).
- 34 Woodward, R. L. & Cimpoeru, S. J. A study of the perforation of aluminium laminate targets. *International Journal of Impact Engineering* **21**, s. 117-131, (1998).
- 35 Elek, P., Jaramaz, S. & Micković, D. Modeling of perforation of plates and multi-layered metallic targets. *International Journal of Solids and Structures* **42**, s. 1209-1224, (2005).
- 36 Gupta, N. K., Iqbal, M. A. & Sekhon, G. S. Effect of projectile nose shape, impact velocity and target thickness on the deformation behavior of layered plates. *International Journal of Impact Engineering* **35**, s. 37-60, (2008).
- 37 Dey, S., Børvik, T., Teng, X., Wierzbicki, T. & Hopperstad, O. S. On the ballistic resistance of double-layered steel plates: An experimental and numerical investigation. *International Journal of Solids and Structures* **44**, s. 6701-6723, (2007).
- 38 Dey S., B. T., Hopperstad O.S. . Computer-aided design of protective structures: Numerical simulations and experimental validation. *Applied Mechanics and Materials* **82**, s. 686-691, (2011).
- 39 Flores-Johnson, E. A., Saleh, M. & Edwards, L. Ballistic performance of multi-layered metallic plates impacted by a 7.62-mm APM2 projectile. *International Journal of Impact Engineering* **38**, s. 1022-1032, (2011).
- 40 Zukas, J. A. & Scheffler, D. R. Impact effects in multilayered plates. *International Journal of Solids and Structures* **38**, s. 3321-3328, (2001).
- 41 Prabhudev, K. H. *Hb Of Heat Treatment Of Steels*. (Tata McGraw-Hill, 1988).
- 42 Børvik, T., Langseth, M., Hopperstad, O. S. & Malo, K. A. Ballistic penetration of steel plates. *International Journal of Impact Engineering* **22**, s. 855-886, (1999).

Appendiks

Ballistiske undersøkelser

Rådata fra de ballistiske undersøkelsene er vist nedenfor. V_i er inngangshastigheten og V_r er utgangshastigheten.

Data

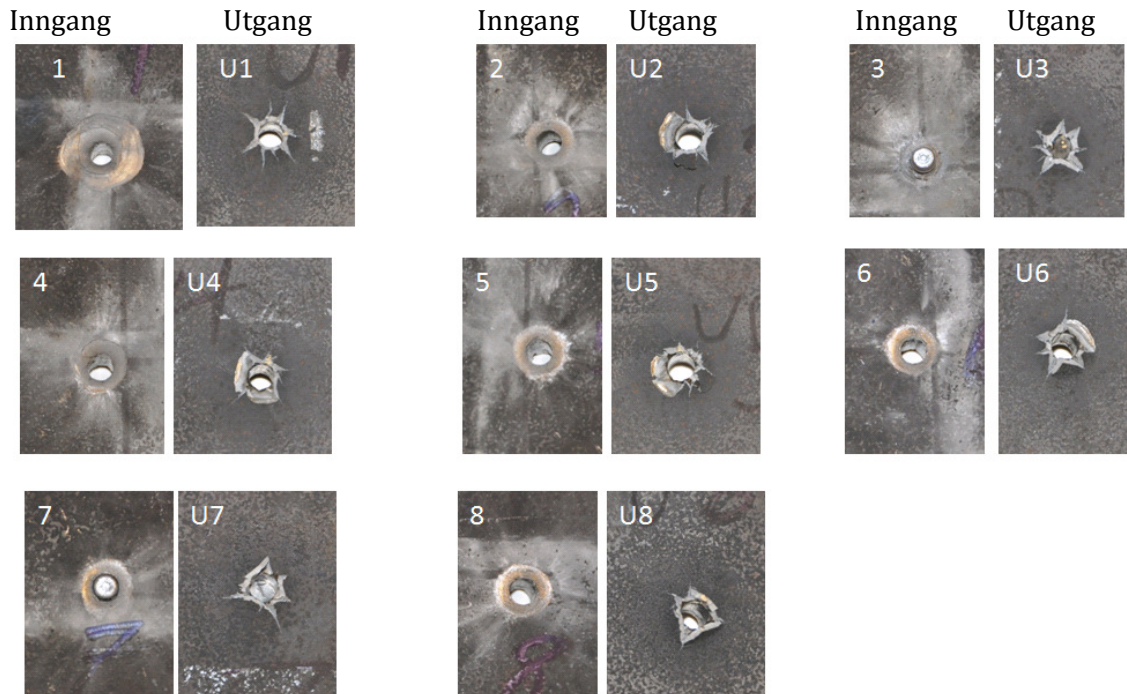
1x 12 mm				
Test nr	Kruttmengde [grain]	V_i [m/s]	V_r [m/s]	Kommentar
1	Full	870,3	549,2	
2	45,0	805,3	434,1	
3	39,0	674,2	0,0	
4	41,0	713,8	179,4	
5	40,0	718,1	213,0	
6	39,5	700,0	159,8	
7	39,2	700,0	161,1	Prosjektilet deltes
8	39,0	702,0	158,1	

2x 6 mm				
Test nr	Kruttmengde [grain]	V_i [m/s]	V_r [m/s]	Kommentar
1	Full	901,4	443,8	
2	45,0	796,6	121,3	
3	44,5	787,7	0,0	
4	44,7	789,9	0,0	
5	45,0	803,3	228,7	
6	45,0	803,3	239,3	
7	45,0	792,2	0,0	
8	48,0	838,3	277,4	

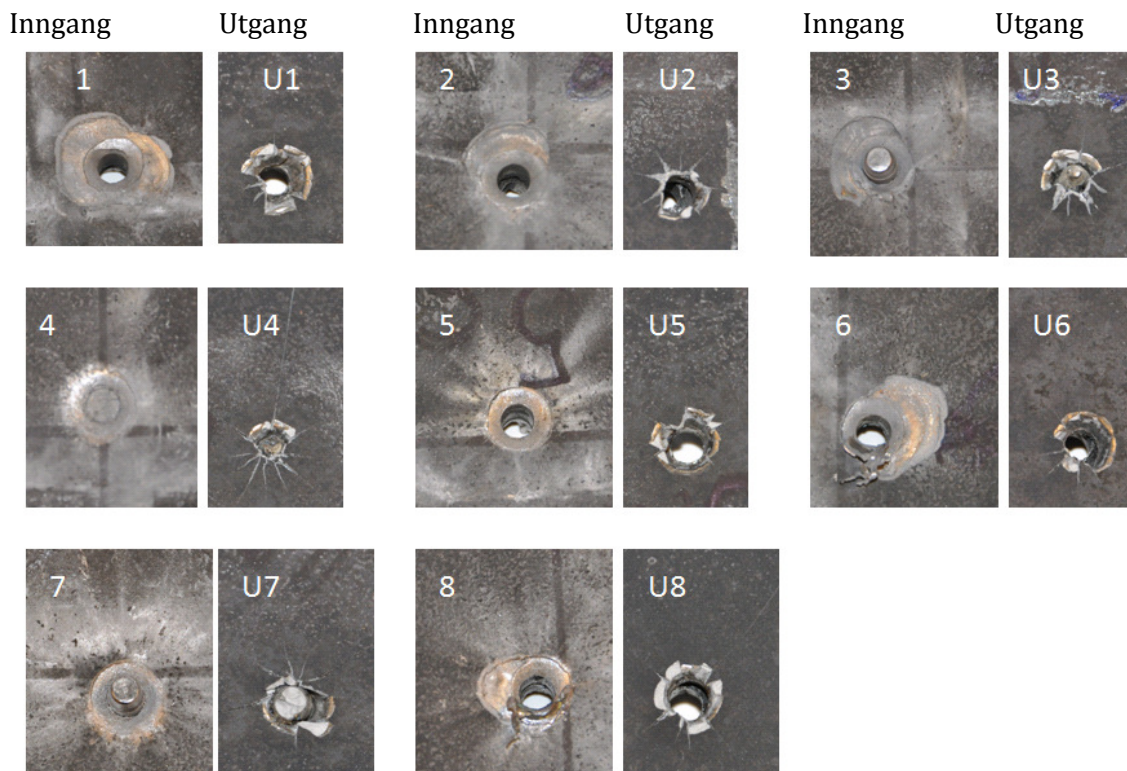
3x 4 mm				
Test nr	Kruttmengde [grain]	V_i [m/s]	V_r [m/s]	Kommentar
1	Full	915,3	554,7	
2	43,0	758,9	254,3	
3	40,5	738,9	270,5	
4	39,0	718,1	0,0	
5	40,0	708,0	0,0	
6	40,5	736,3	267,2	

Under er alle kulehullene til de forskjellige platene avbildet. Bilder som bare er merket med et tall indikerer at det er inngangshullet. Bilder markert med "u" markerer at det er utgangshullet

1x 12mm



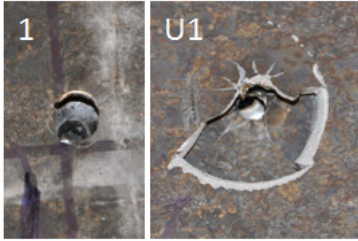
2x 6mm



3x 4mm

Inngang

Utgang



Inngang

Utgang



Inngang

Utgang

